

P

186

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 4 October 1969

Al-Mg-Si 系合金の二段時効におよぼす合金組成の影響

馬 場 義 雄
高 島 章

住友軽金属工業株式会社

論文

Al-Mg-Si 系合金の二段時効におよぼす合金組成の影響*

馬場 義雄** 高島 章**

Effects of Compositions on the Two-Step Aging of Al-Mg-Si Alloys

by Yoshio Baba and Akira Takashima

Effects of Mg (0.2~0.9 at%) and Si (0.1~0.6 at%) contents and trace of additional elements (0.01~0.2 at%) on the two-step aging phenomena of Al-Mg-Si alloys were studied by the measurements of mechanical properties and electric resistivity and also by electron microscopy.

The phenomena of two-step aging of Al-Mg-Si alloys highly depended upon the contents of Mg_2Si and additional elements as well as the conditions of pre-aging. The pre-aging led to either refining or coarsening of acicular precipitates in finally aged condition, according to the composition of alloys. Consequently, it resulted in either increase or decrease (negative effect) in strength of the alloys.

For Al-Mg-Si alloys containing more than about 1.1at % of Mg_2Si the pre-aging at room temperature caused coarsening of finally aged structure but it caused refining of precipitates for the alloys containing less than about 0.9 at% of Mg_2Si . The negative effect of pre-aging is interpreted as follows. It is based on the deleterious effect of impoverishment of solute atoms in matrix resulting from the clustering at room temperature, forming small clusters which modestly contribute to the strength.

The negative effect of pre-aging of Al-0.70at%Mg-0.35at%Si (1.05 at% Mg_2Si) alloy was decreased by the addition of transition elements such as Mn, Cr, Zr, V, and Fe, but increased by the addition of Ag, Cu, Be, Cd, and Zn. This may be caused by fact that the apparent supersaturation of Mg_2Si in the alloys is increased by the latter elements, but decreased by the former elements which easily form insoluble compounds with Si and Al atoms.

1. 緒 言

大部分の市販 Al-Mg-Si 合金においては、自然時効と人工時効の間によく知られた相互作用が存在し、もし材料が普通の方法で、すなわち、焼入後しばらく室温で予備時効した後に人工時効されるならば、焼入直後に人工時効したものにくらべ引張特性が約10%減少する現象がおうおう認められる^{1~5)}。この機械的性質改善に対する予備時効の負の効果は、もし材料を焼入直後人工時効したり、あるいは焼入温度がそのまま人工時効に継続される場合には防止される。

これらの現象は、通常の Al-Zn-Mg 合金^{6,7)}では全く逆であり、これに関連して、Al 合金の二段時効の機構を解明しようとする研究^{8~12)}がさかんであるが、合金組成との関連において研究されたものは意外に少ない。比較的 Mg と Si 量の少ない Al-0.55at% Mg-0.3at% Si (0.8wt% Mg_2Si) 合金では、むしろ予備時効が正の効果を持つとの報告^{13,14)}あるいは Al-0.9at% Mg-0.45at% Si (1.2wt% Mg_2Si) 合金では、予備時効の負の効果が 0.1at% (0.24wt%) Cu の添加により減少するとの報告¹⁵⁾がみられる程度であ

る。このうち Cu の効果については、とくに自然時効速度の低下によるものとして解釈されているが、溶質原子の拡散速度¹⁶⁾あるいは空孔との結合エネルギー¹⁷⁾を考慮した場合、Mg と Si 原子の clustering の速度が微量の Cu 添加により著しく遅らされると考えるのも妥当でないようと思われる。

したがって、本研究では、Al-Mg-Si 合金の二段時効現象におよぼす Mg と Si 含有量および代表的な微量添加元素の影響をかたさと電気抵抗の測定ならびに電子顕微鏡観察により調べ、その機構を検討した。

2. 実験方法

本実験に使用した基合金は Al-0.2~0.9at% Mg-0.1~0.6 at% Si 合金で、これに微量の元素、Mn, Cr, Zr, V, Fe, Cu, Ag, Cd, Be および Zn を添加した。使用した材料は 99.998% Al, 99.9% Mg, 99.9% Si および他の高純度金属で、試料の化学組成を Table 1 および Table 2 に示す。

試料の調整は、3・3 項で述べる工業試験以外は、合金を 560°C で 48 h 均質加熱後 420°C で 6 mm 厚まで熱間圧延し、その後 2 mm 厚板に冷間圧延した。これから幅 5 mm 長さ 50mm のビックアースかたさ試片を作成し、さらに電気抵抗測定用に、2 mm の条を線引きして直径 1.2mm、長さ 400mm の線試料を作成した。

* 昭和44年度軽金属賞受賞論文、軽金属、19 (1969) 90に一部発表

** 研究部

Table 1 Chemical compositions of Al-Mg-Si alloys.

No.	Mg	Si	Mg ₂ Si	Excess Mg	Excess Si
1	0.20 0.19	0.10 0.11	0.30 0.29	— 0.01	— —
2	0.40 0.39	0.20 0.22	0.60 0.59	— 0.02	— —
3	0.60 0.57	0.30 0.33	0.90 0.88	— 0.02	— —
4	0.70 0.65	0.35 0.38	1.05 1.02	— 0.01	— —
5	0.80 0.73	0.40 0.43	1.20 1.13	— 0.03	— —
6	0.90 0.85	0.45 0.49	1.35 1.31	— 0.03	— —
7	0.85 0.83	0.25 0.27	0.75 0.72	0.35 0.38	— —
8	0.60 0.54	0.45 0.48	0.90 0.87	— —	0.15 0.15
9	0.50 0.48	0.60 0.60	0.75 0.77	— —	0.35 0.31

Upper figures : Nominal value (at%)

Lower figures : Analyzed value (wt%)

Table 2-1 Chemical compositions of additional elements to Al-0.70at% Mg-0.35at% Si alloys.*

Additions (at%)	Amounts (wt%)	Additions (at%)	Amounts (wt%)	Additions (at%)	Amounts (wt%)
Mn 0.01	0.02	Cr 0.1	0.18	Cu 0.1	0.25
Mn 0.03	0.06	Cr 0.2	0.39	Ag 0.1	0.36
Mn 0.05	0.11	Zr 0.1	0.29	Cd 0.1	0.23
Mn 0.1	0.21	V 0.1	0.28	Be 0.1	0.044
Mn 0.2	0.42	Fe 0.1	0.22	Zr 0.1	0.25

* Mg 0.65±0.02wt% Si 0.38±0.02wt%

Table 2-2 Chemical compositions of Al-Mg-Si alloys containing 0.1at% Cu and Ag.

Alloy systems	Additions	Compositions (wt%)			
		Mg	Si	Cu	Ag
Al-0.8 at%Mg ₂ Si	None	0.52	0.35	—	—
	Cu	0.51	0.34	—	—
	Ag	0.51	0.34	—	0.38
Al-1.0 at%Mg ₂ Si	None	0.61	0.45	—	—
	Cu	0.62	0.44	—	—
	Ag	0.61	0.46	—	0.38
Al-1.2 at%Mg ₂ Si	None	0.76	0.54	—	—
	Cu	0.73	0.53	—	—
	Ag	0.77	0.54	—	0.37

試料を 520°C, 540°C および 580°C で 3 h 溶体化処理後氷水に焼入れた。一部の試料は 15°C/min の速度で炉冷された。時効は焼入れ後直ちにあるいは 30°C および 90°C で 240 h 以内の予備時効後 175°C~250°C の油浴で行なわれた。

時効処理後 3 sec 以内に試料を液体窒素中に移し、電位差計法により電気抵抗の測定を行なった。かたさ測定は時効処理後できるだけ速く室温（約 15°C）で行なった。電子顕微鏡透過観察には厚さ約 5/100mm の板を熱処理後エチルアルコールと過塩素酸混合溶液で電解研磨した薄膜を使用した。3・3 項で述べる工業試験では連鉄により造塊せる直径 200mm のビレットを実際の工業製品に押出し、主として抗張性を調査した。

3. 実験結果

3.1 Mg と Si 量の影響

Fig. 1 に 520°C から焼入れした Al-Mg-Si 合金の 30°C

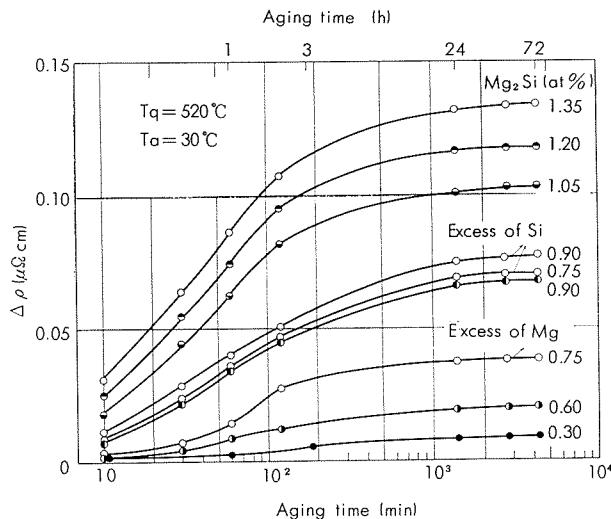


Fig. 1 Effect of Mg and Si on isothermal aging at 30°C for Al-Mg-Si alloys quenched from 520°C.

の等温時効におよぼす Mg と Si の影響を示す。抵抗は時効中にかなり増大するが、たとえば Al-Zn¹⁸⁾ および Al-Cu¹⁹⁾ 合金で見られたような急激な降下をともなう抵抗の極大（すなわちクラスターの臨界サイズ）についてはなんら徵候が認められない。比較的長時間にわたって抵抗増加が起りつづけて、72 h 後でも低下する様子は認められない。抵抗の増加は Mg₂Si 含有量が多いほど、とくに過剰 Si 域において顕著である。Fig. 2 に 520°C から焼入れした Al-Mg-Si 合金の、175°C で 16 h の等温時効による抵抗変化におよぼす Mg₂Si 量と予備時効の影響を示す。焼入れ直後人工時効したときの析出による抵抗の減少は Mg₂Si 量と共に増加する。それは 30°C での予備時効によって減少し、逆に、1.05at% Mg₂Si 以上の合金を 30°C で 72 h の予備時効後に時効したものでは、Mg と Si 原子のクラスターによる抵抗増加が少し残っている。このような 30°C での予備時効の効果は 250°C で 1 min の熱処理によりほとんど復元する。

Fig. 3 に Al-Mg-Si 合金の 30°C の時効硬化におよぼす Mg₂Si 量と焼入れ温度の影響を示す。かたさは Mg₂Si 量および時効と共に増大する。540°C あるいは 580°C から焼入れした Al-1.35at% Mg₂Si 合金のかたさは 520°C の場合よりも少し大である。一方、1.2at% Mg₂Si 以下の合金では焼入れ温度によりほとんど影響されない。Fig. 4 に 540°C から焼入れ後 175°C で 10 h 時効した合金のかたさにおよぼす Mg₂Si 量と 30°C での予備時効の影響を示す。予備時効は、0.9at% Mg₂Si 以下の合金では 175°C での時効後のかたさを増加し、1.05at% Mg₂Si 以上の合金に対しては減少する。同様な予備時効の効果が、合金を 175°C で 40 h または 200°C で 4 h 時効したときに認められた。この予備時効の効果は時効時間と温度を増大することによりあるいは過剰 Si 域において減少する。

さて、Al-1.5at% Mg₂Si 合金⁹⁾において、クラスターの臨界サイズに相当する極大抵抗が 80°C 以上の時効で観

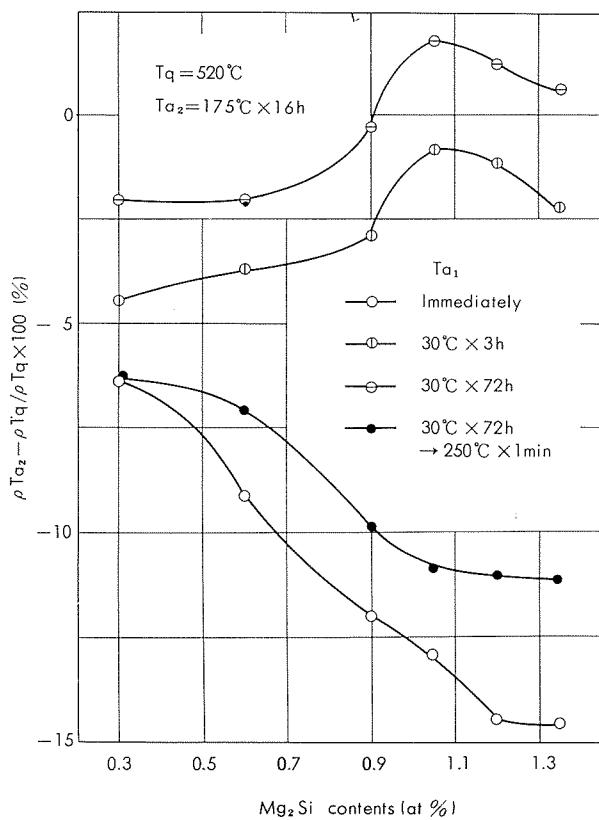


Fig. 2 Effect of Mg₂Si contents and pre-aging on the change of resistivity by isothermal aging at 175°C for 16 h for Al-Mg-Si alloys quenched from 520°C.
 ρT_q : Resistivity of as-quenched specimen ($\mu\Omega\text{cm}$)
 ρT_{a_2} : Resistivity of artificially aged specimen ($\mu\Omega\text{cm}$)

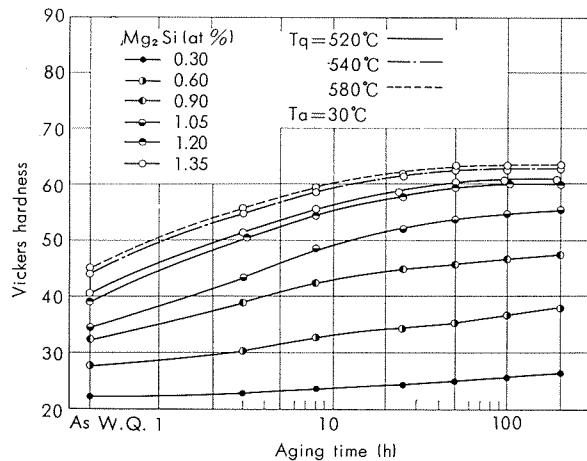


Fig. 3 Effect of Mg₂Si contents and quenching temperature on the age-hardening at 30°C for Al-Mg-Si alloys.

察されることが明らかにされているので、Al-Mg-Si 合金の二段時効におよぼす 90°C の予備時効の影響を調べた。Fig. 5 に 540°C から焼入れした Al-Mg-Si 合金の 90°C の時効硬化におよぼす Mg₂Si 量の影響を示す。Mg₂Si 量および時効と共にかたさは増加する、とくに 24 h 以上の時効で顕著になる。Fig. 6 に 540°C から焼入れ後 175°C で 16 h 時効した Al-Mg-Si 合金のかたさにおよぼす Mg₂Si

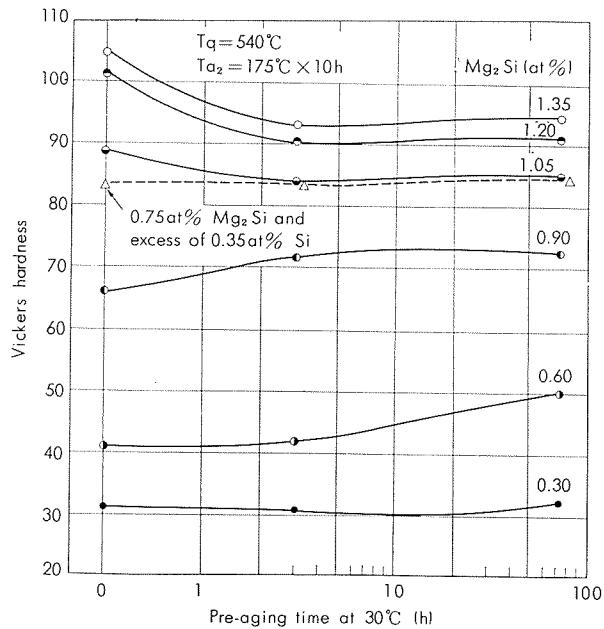


Fig. 4 Effect of Mg₂Si contents and pre-aging at 30°C on the hardness of Al-Mg-Si alloys quenched from 540°C and aged at 175°C for 10h.

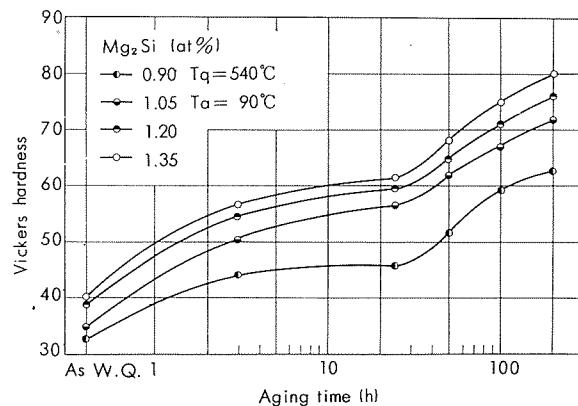


Fig. 5 Effect of Mg₂Si contents on the age-hardening at 90°C for Al-Mg-Si alloys quenched from 540°C.

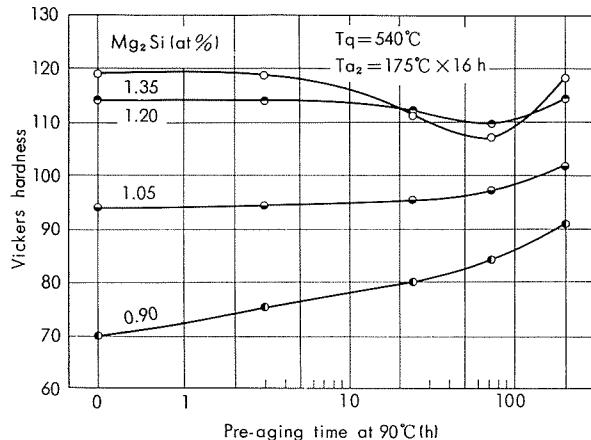


Fig. 6 Effect of Mg₂Si contents and pre-aging at 90°C on the hardness of Al-Mg-Si alloys quenched from 540°C and aged at 175°C for 16h.

量と90°Cでの予備時効の影響を示す。1.05 at% Mg₂Si 以下の合金においては、90°C の予備時効は 175°C の時効後のかたさを増す。しかしながら、Al-1.35at% Mg₂Si 合金のかたさは予備時効によって逆に減少する。予備時効がさらに長くなると 72 h で極小かたさを経て、再び増大する。以上の結果から Al-Mg-Si 合金の二段時効における Mg と Si の影響を総括して Fig. 7 に示す。

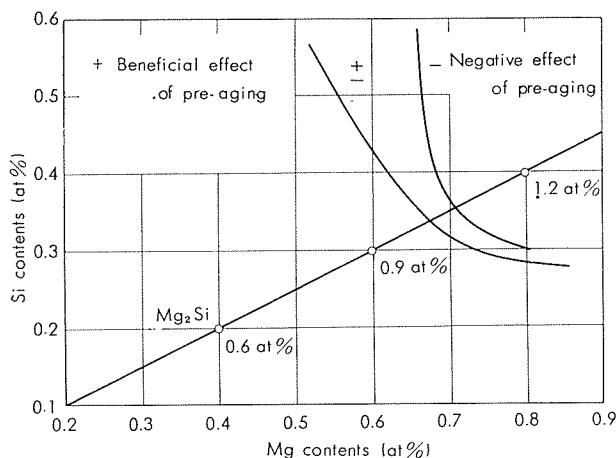


Fig. 7 Effect of Mg and Si on the two-step aging of Al-Mg-Si alloys aged at 175°C and 200°C after pre-aging at 30°C and 90°C.

3・2 添加元素の影響

Fig. 8 に 520°C から焼入れした Al-0.7at% Mg-0.35at% Si-0.2at% Cr 合金の 175°C と 200°C の時効硬化によれば 30°C で 72h の予備時効の影響を示す。極大かたさは 0.2at% Cr の添加により著しく減少するが、予備時効がその後の人工時効硬化を増すことは一見して明らかである。Fig. 9 Fig. 10 および Fig. 11 に 520°C から焼入れした Al-0.7at% Mg-0.35at% Si 合金の 175°C および 225°C の時効硬化によれば Mn と 30°C で 72 h の予備時効の影響を示す。極大かたさは Mn 量と共に減少するが、予備

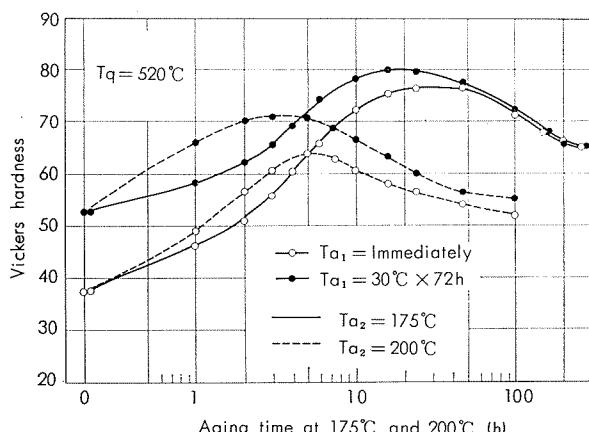


Fig. 8 Effect of pre-aging at 30°C for 72 h on the age-hardening at 175°C and 200°C for Al-0.70 at% Mg-0.35 at% Si-0.20 at% Cr alloy quenched from 520°C.

時効で増大する。Mn の効果は Cr に似ており、そして予備時効の正の効果は Mn 量および人工時効温度と共に増すことが定性的にいえる。

遷移元素は Al-Mg-Si 合金の焼入感受性に影響を与えることが予期されるので、520°C から 15°C/min で炉冷した Al-0.7at% Mg-0.35at% Si 合金の二段時効によれば 0.1at% Fe, Mn, Cr, V あるいは Zr の影響を調べた。Fig. 12 および Fig. 13 にそれぞれ炉冷直後および 30°C で 72 h 予備時効後の 175°C での時効硬化曲線を示す。人工時効後の極大かたさはこれらの添加元素により減少するが、この減少は一部予備時効により回復する。炉冷材の予備時効による回復は水冷材の場合よりも大きい。この違いは、後ほど考察するように、固溶体中の Mg と Si の残存量によって生じるものと思われる。

Fig. 14 に 540°C から焼入れした Al-1.0at% Mg₂Si 合金の 175°C の時効硬化によれば 30°C で 72 h の予備時効と 0.1at% Cu あるいは Ag 添加の影響を示す。Cu ある

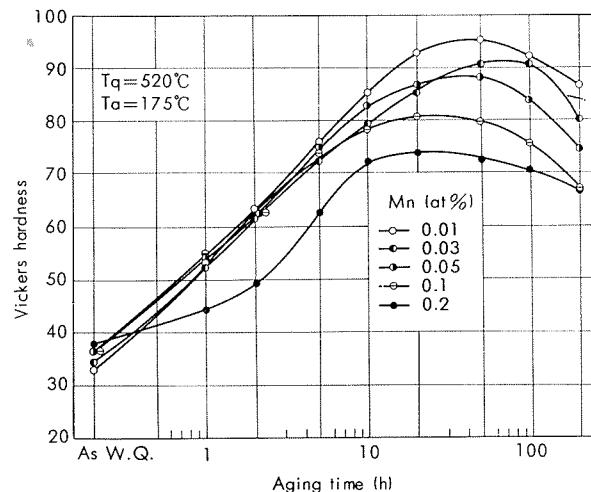


Fig. 9 Effect of Mn on the age-hardening at 175°C for Al-0.70 at% Mg-0.35 at% Si alloys quenched from 520°C.

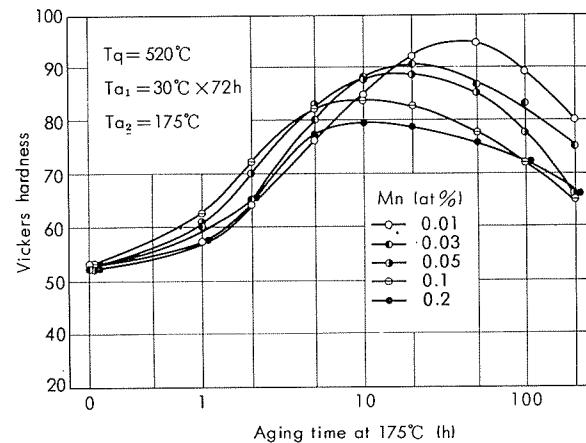


Fig. 10 Influence of Mn and pre-aging at 30°C for 72 h on the age-hardening at 175°C for Al-0.70 at% Mg-0.35 at% Si alloys quenched from 520°C.

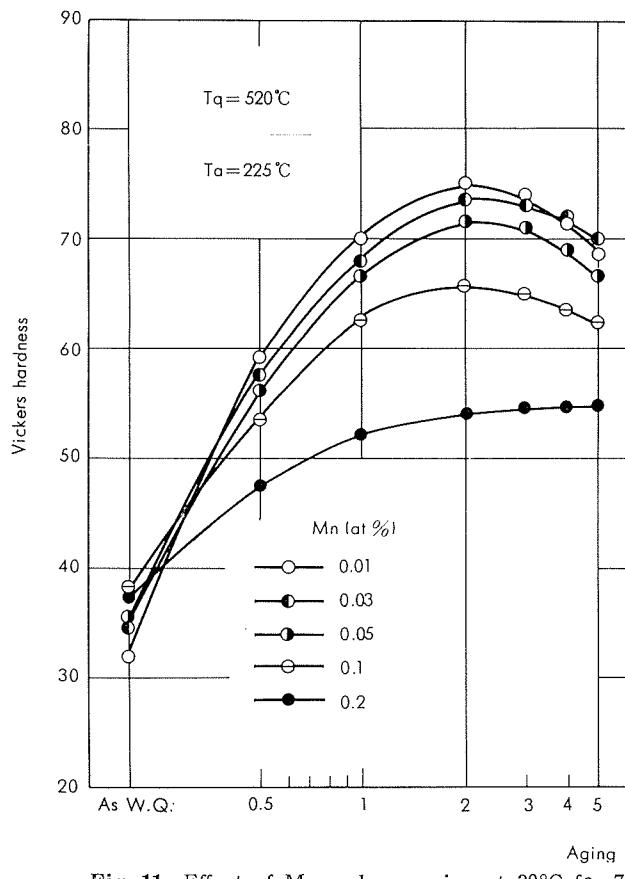


Fig. 11 Effect of Mn and pre-aging at 30°C for 72 h on the age-hardening at 225°C for Al-0.70at%Mg-0.35at%Si alloys quenched from 520°C.

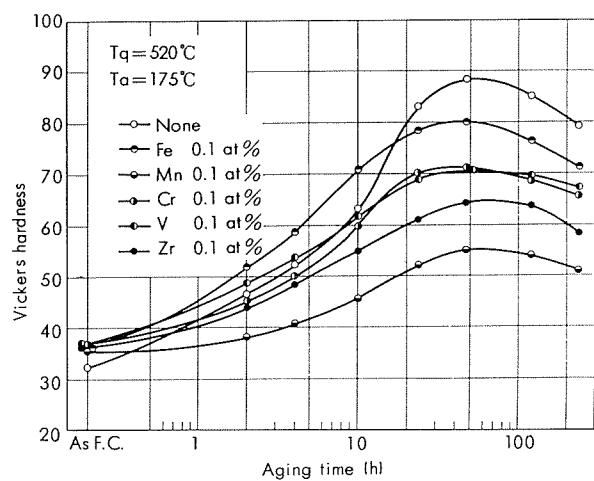
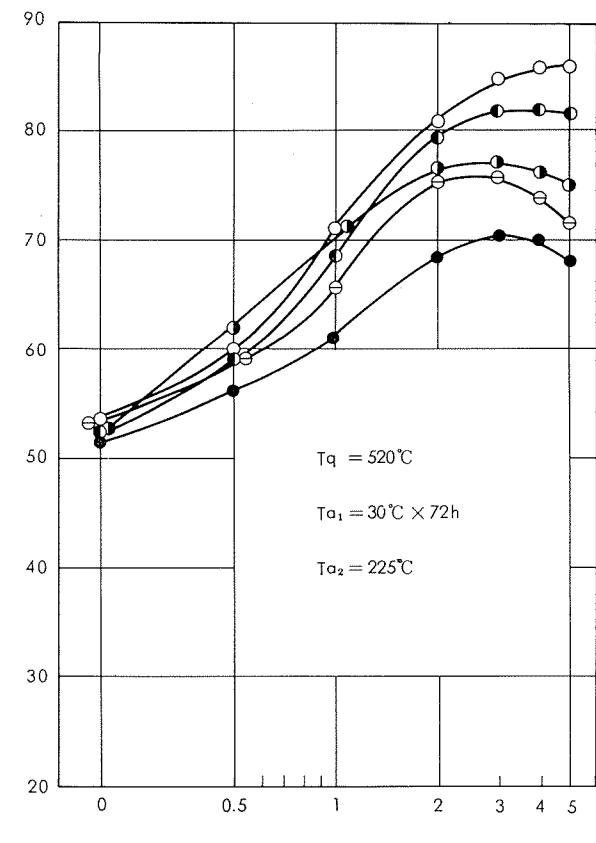


Fig. 12 Effect of additional elements on the age-hardening at 175°C for Al-0.70at%Mg-0.35at%Si alloys furnace-cooled at the rate of 15°C/min from 520°C.

いは Ag 添加は人工時効硬化を著しく増大するが、逆に予備時効の負の効果を助長する。この結果は Pashley たち¹⁵⁾の結果と同じではない。そこで Cu あるいは Ag を含む種々の Al-Mg₂Si 合金に対する予備時効の効果についてより詳細な検討を行なった。Fig. 15 に 540°C から焼入れした Al-0.8at% Mg₂Si 合金に対する 0.1 at% Cu あるいは Ag の添加と 175°C の時効硬化におよぼす予備時効の効果

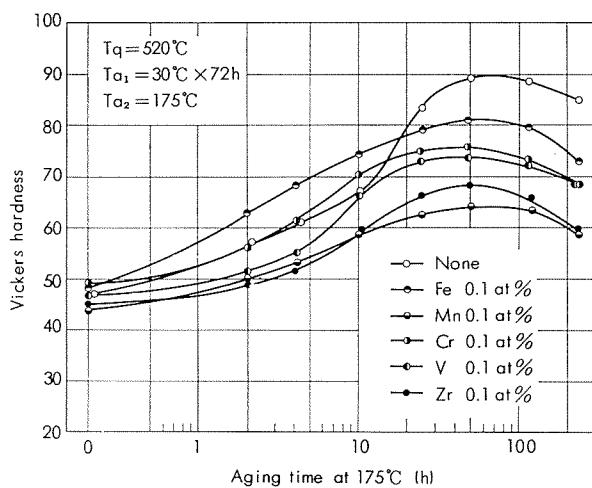


Fig. 13 Effect of additional elements and pre-aging at 30°C for 72 h on the age-hardening at 175°C for Al-0.70at%Mg-0.35at%Si alloys furnace-cooled at the rate of 15°C/min from 520°C.

の関係を示す。予備時効の正の効果が擬 2 元合金において認められるが、これは Cu の添加により減少し、逆に 0.1 at% Ag を含む合金においては負の効果が認められる。

Fig. 16 には Al-1.2at% Mg₂Si 合金に対する同様な関係を示す。予備時効の負の効果が、0.1 at% Cu あるいは Ag を含む合金のみならず擬 2 元合金においても認められ、そして予備時効によるかたさの低下量は 175°C で 16 h の人

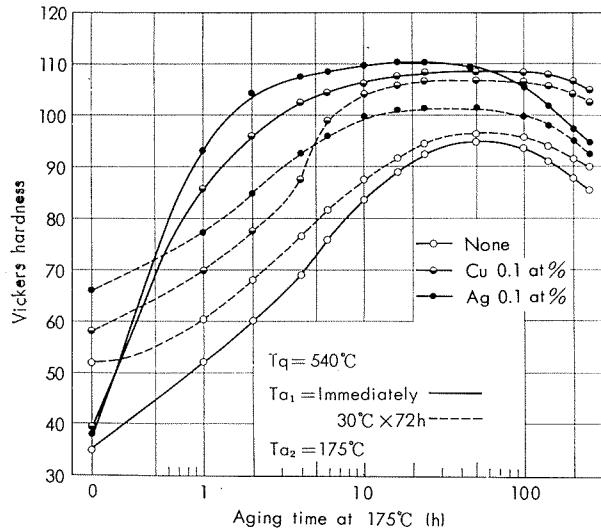


Fig. 14 Effect of pre-aging at 30°C for 72 h and addition of 0.1at% Cu or Ag on the age-hardening at 175°C for Al-1.0at%Mg₂Si alloys quenched from 540°C.

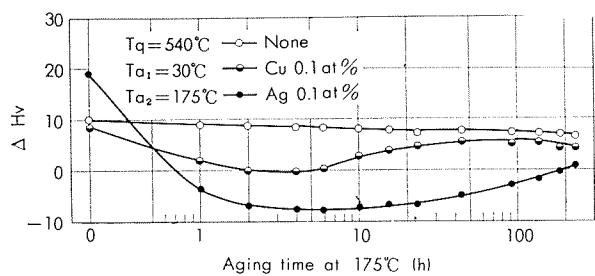


Fig. 15 Relation between the effect of pre-aging at 30°C for 72 h on the age-hardening at 175°C and the addition of 0.1at% Cu or Ag for Al-0.80at%Mg₂Si alloy quenched from 540°C.

ΔH_v : Difference in Vickers hardness after aging at 175°C between as-quenched specimens and pre-aged specimens.

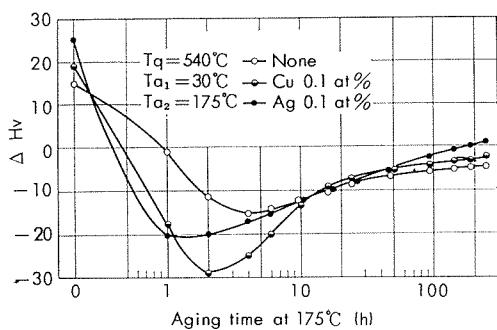


Fig. 16 Same as in Fig. 15, but for Al-1.2 at% Mg₂Si alloy.

工時効後のすべての合金に対して、ほとんど同じ ($H_v = 10 \text{ kg/mm}^2$) である。

Fig. 17 に 0.1at% Cu, Ag, Cd, Be あるいは Zn を含む Al-0.7 at% Mg-0.35 at% Si 合金の 90°C での予備時効および 175°C で 16 h 時効後のかたさにおよぼす予備時効の効果を示す。擬 2 元合金の 90°C での時効硬化は Ag あるいは Be の添加により著しく増加するが、Cd により減少

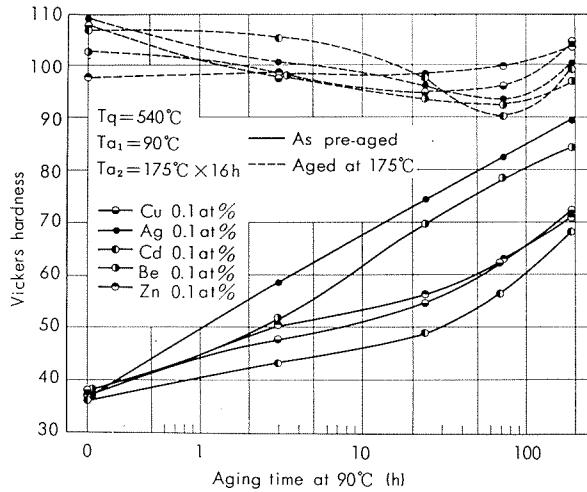


Fig. 17 Pre-aging at 90°C and its effect on the hardness after aging at 175°C for 16 h for Al-0.70at%Mg-0.35at%Si alloys containing 0.1 at% Cu, Ag, Cd, Be or Zn quenched from 540°C.

する。0.1 at% Zn の添加は 90°C の予備時効および 175°C 時効後のかたさにも影響しない。90°C での予備時効の効果は Ag, Be, Cu あるいは Cd の添加により増大するが、約 24~72 h 以上の長い予備時効によってはしだいに単独 175°C 時効の値に近づく。

3・3 工業的試験

以上の実験結果であらかじめように、機械的性質における予備時効の効果が、添加元素である Mg₂Si 量ならびに Fe 量に左右されるということは、Al-Mg₂Si 系合金の代表的合金である 6063 を工業的に量産する場合に、充分考慮に入れておかねばならない。この合金の添加元素である Mg は、0.45~0.9wt% (0.51~1.0 at%), Si は 0.20~0.6wt% (0.19~0.58 at%) であり、Mg, Si がともに下限になった場合は、Fig. 7 に示したように、充分なる予備時効を必要とするであろうし、上限になった場合は、むしろ必要としないであろう。

E. C. Beatty²⁰⁾ は、6063 の成分範囲内において種々 Mg₂Si 量を変化せしめて押出した合金と押出圧力との関係をあきらかにし、Mg₂Si 量が少ないほど押出圧力が低く、かつ同じ Mg₂Si 量でも不純物としての Fe が存在すると押出圧力が高くなることを指摘している。以上のように Mg₂Si 量が少なければ押出性については有利であるが、一方機械的性質は当然のことながら低下するであろうし、長時間の予備時効（室温時効）をも必要とする。したがつて現状では均質化処理の過程でその温度、保持時間、冷却速度を調節して性能維持に努力する必要があろう。Fig. 18 に示したのは、Al-Mg₂Si 系合金の中でも比較的 Mg₂Si 量の少ない Al-0.37 wt% (0.42 at%) Mg-0.33 wt% (0.32 at%) Si-0.26 wt% (0.12 at%) Fe 合金の予備時効処理と機械的性質の関係を示したものである。この合金の試験には量産工程と同じ直径 200mm のピレットを用い、540°C で

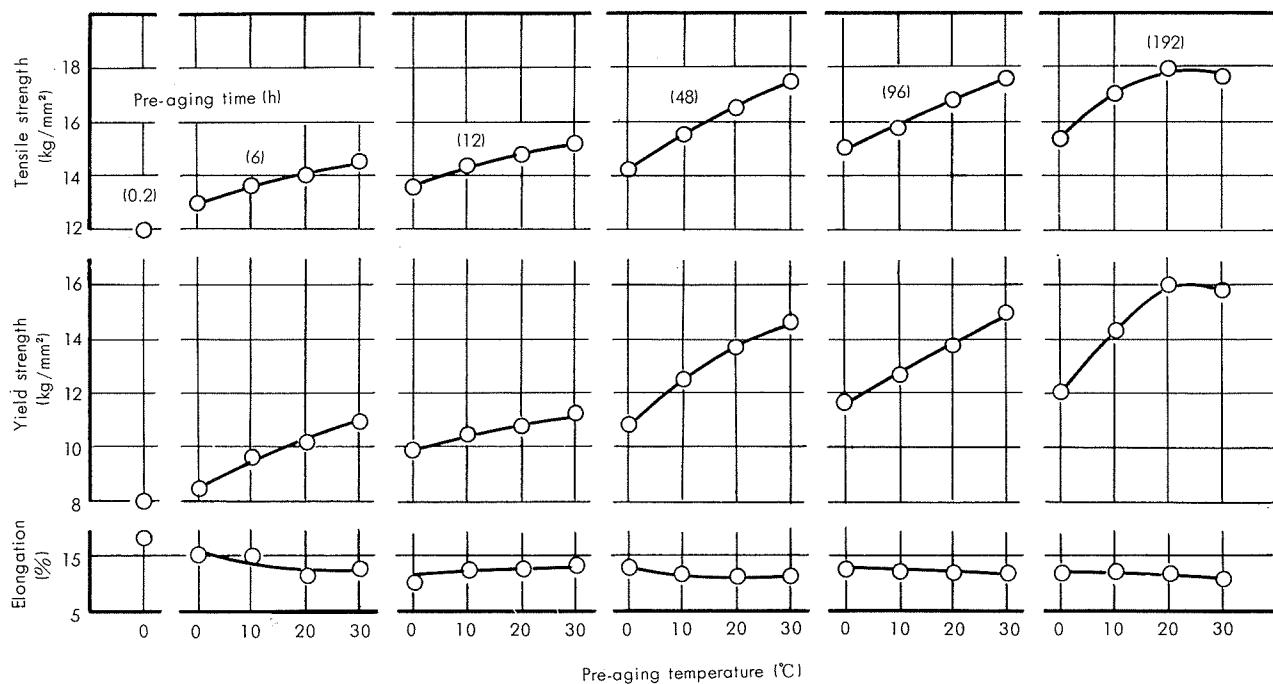


Fig. 18 Effect of pre-aging on the tensile properties of Al-0.42at%Mg-0.32at%Si-0.12at%Fe alloy quenched from 500°C and aged at 200°C for 4 h.

4 h の均質化処理後約 400°C で所定のソリッド形材に押出した。これを 500°C で溶体化処理した後、予備時効条件を種々変えた。人工時効条件はすべて 200°C で 4 h 行ない、T6 材とした。この合金の Mg₂Si 量は 0.59 wt% (0.63 at %) なので、当然予備時効することにより機械的性質は上昇するが、それだけに予備時効温度のおよぼす影響は大きいようである。すなわち、0~30°C の範囲では温度が高ければ高いほど好結果が得られているので、かかる合金材料の量産には予備時効温度の制御が必要である。Fig. 7 に示した Mg₂Si 量と二段時効の関係は、不純物としての Fe を含まない場合である。実用合金では通常、0.2 wt% 前後の Fe を含有しているので、各領域は全体に、若干右上方へ移動するはずである。これは不純物 Fe が、硬化要素となる Si と共に金属間化合物を形成する結果、Mg₂Si 量が実質減少するに外ならない。Al-0.55 wt% Mg (0.62 at %)-0.38wt% Si (0.37at%) 合金に、不純物 Fe を 0.17 wt% (0.08at%) ならびに 0.26wt% (0.12at%) をおのおの添加した 2 種類の Al-Mg₂Si 合金を量産工程で形材に押出し、強制空冷後 200°C×2 h の人工時効処理を行なった T5 材について、予備時効の効果を確かめた結果、Fig. 19 に示すように、不純物 Fe 量の多いものは、機械的性質が低く、かつ予備時効処理も長時間を要することが確認された。したがって不純物 Fe 量が多いことは、押出性、機械的性質を犠牲にするばかりか、量産時においてサイクルダウンを来たし、工業的にみて好ましいものではない。

4. 考 察

Al-Mg-Si 系合金の二段時効が Mg と Si 量あるいは微

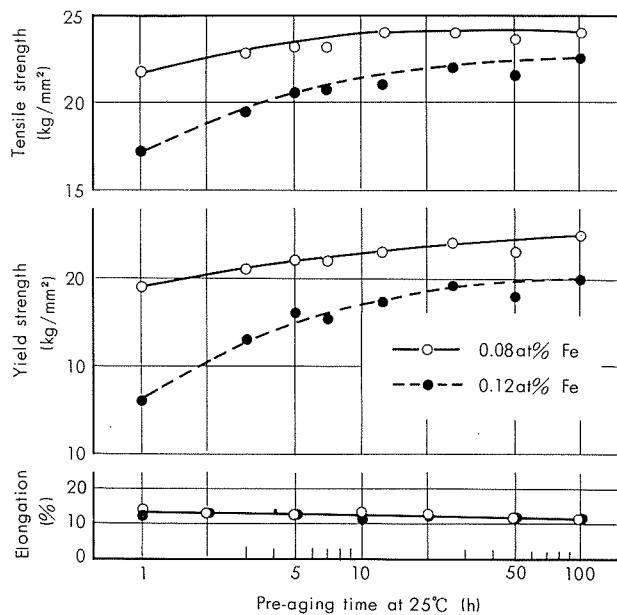
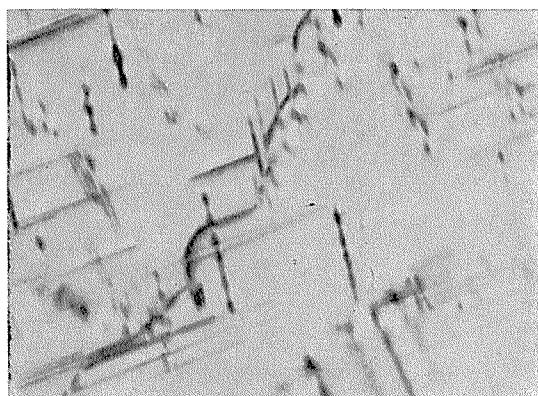


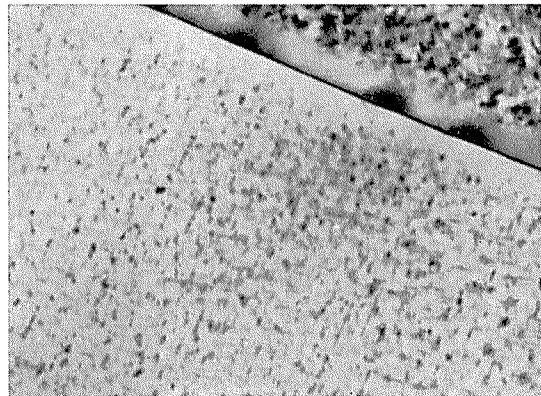
Fig. 19 Effect of Fe and pre-aging at 25°C on the tensile properties of Al-0.62at%Mg-0.37 at % Si alloys aged at 200°C for 2 h after extrusion.

量元素添加により影響されることが、電気抵抗とかたさ測定により明らかにされたが、それぞれの機構を電子顕微鏡観察をまじえながら検討してみる。

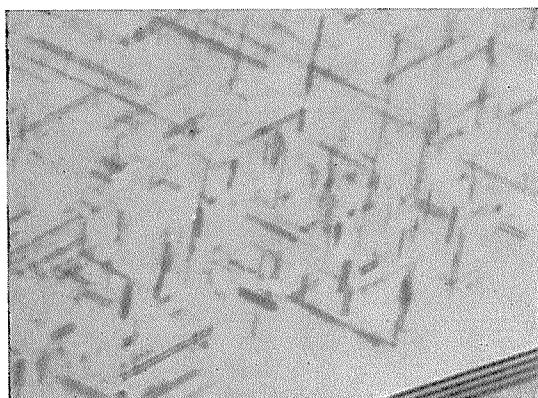
Photo. 1 および Photo. 2 に Al-0.4 at% Mg-0.2 at% Si および Al-0.9 at% Mg-0.45 at% Si 合金の 175°C で 16 h 時効後の電子顕微鏡組織におよぼす 30°C で 72 h 予備時効の影響を示す。焼入直後時効した Al-0.4 at% Mg-0.2 at% Si 合金では転位線上に不均一析出が生じているが、予備



(a) Not pre-aged.



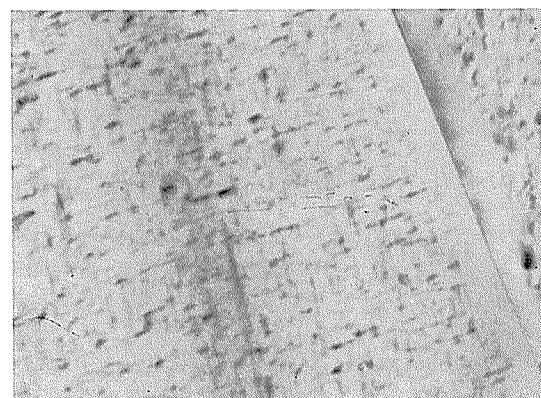
(a) Not pre-aged.



(b) Pre-aged at 30°C for 72 h.

Photo. 1 Effect of pre-aging on the electron microstructures of Al-0.4 at% Mg-0.2 at% Si alloy quenched from 520°C and aged at 175°C for 16 h. ($\times 100000$)

時効は析出の均質化を助長しており、結果的には強さを増大する。一方、焼入直後時効した Al-0.9 at% Mg-0.45 at% Si 合金ではマトリックス内に均一析出が起っているが、予備時効は最終時効組織を粗大化し、逆に強さ低下に導く。さて、Fig. 1 に示したごとく、約 1.1 at% Mg₂Si 以上の合金では抵抗の著しい増加からも明らかにごとく、30°C の予備時効中に溶質原子の大部分を吸収する多くのクラスターが形成される。しかしながら、これらのクラスターは小さくて、合金の機械的性質改善にはほとんど寄与しない。この予備時効後に 175°C で人工時効する場合、マトリックスには溶質原子が欠乏しているために、これらのクラスターは簡単には成長できず、Fig. 2 からも明らかにごとく、そのまま小さなクラスターとして残存するものもある。ただ、ごく少数のクラスターのみが他を犠牲にして、いわゆる Ostwald 成長によって非常に大きくなるので、電顕観察結果として粗大析出組織が形成される。もし、合金を予備時効なしで人工時効すると、初期に形成されるクラスターは非常に小さく、溶質原子の大部分はまだ固溶したままである。人工時効中に、これらのクラスターのいくらかは過剰の溶質原子を吸収して、機械的性質を改善するに適当なサイズにまで成長する。結果的には、予備時効後人工時

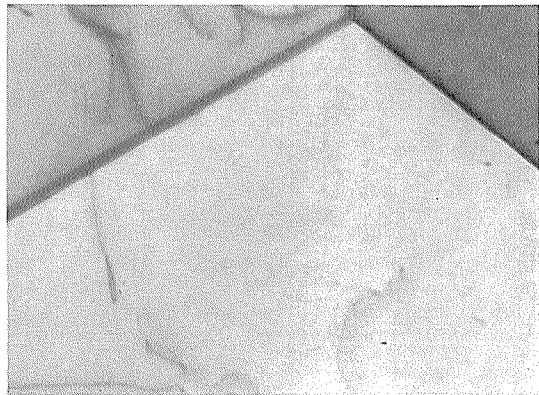


(b) Pre-aged at 30°C for 72 h.

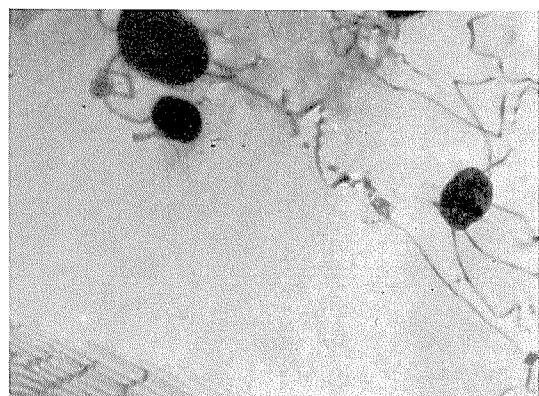
Photo. 2 Effect of pre-aging on the electron microstructures of Al-0.9 at% Mg-0.45 at% Si alloy quenched from 540°C and aged at 175°C for 16 h. ($\times 100000$)

効したものよりも適當なサイズのものが数多くなり、電顕観察上微細析出組織が形成される。このような解釈は、人工時効温度 T_{a2} が均一析出の自己核形成がその温度以上では起らない臨界温度 T_c よりも低い場合には妥当と思われる。もちろん T_c そのものは溶質の過飽和度および転位あるいは結晶粒界のごとき格子欠陥の密度により左右される。そして、転位あるいは結晶粒界などへの不均一析出は T_c 以上でも起きうる。約 0.9 at% Mg₂Si 以下の合金では、 T_{a2} が T_c よりも高いので、焼入直後 T_{a2} で人工時効すると大部分不均一析出が形成されるが、 T_c よりも低い予備時効温度 T_{a1} で時効することにより、その際マトリックスに生じたクラスターも一部はそのまま成長するので、析出の均質化が促進されるものと思われる。

つぎに遷移元素添加の効果を検討するために、Photo. 3 および Photo. 4 に 520°C から焼入れたままあるいは焼入直後 175°C で 16 h 時効した Al-0.7 at% Mg-0.35 at% Si 合金の電子顕微鏡組織におよぼす 0.2 at% Mn 添加の影響を示す。焼入れのままの純 3 元合金では結晶粒界と転位しか認められないが、0.2 at% Mn を含む合金では粒径約 0.1 μ の不溶性化合物が存在する。これらの化合物は多分 Al₁₀Mn₂Si²¹⁾ であり、したがってマトリックス中の Si



(a) None

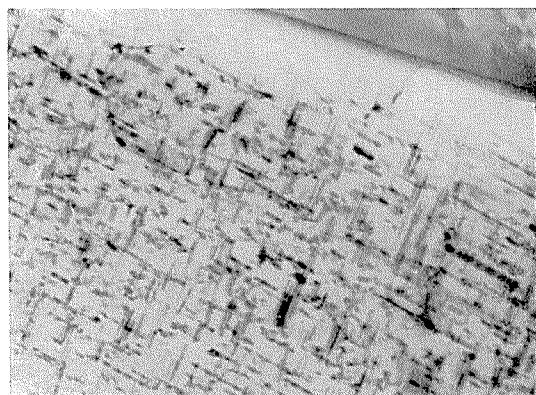


(b) 0.2at% Mn

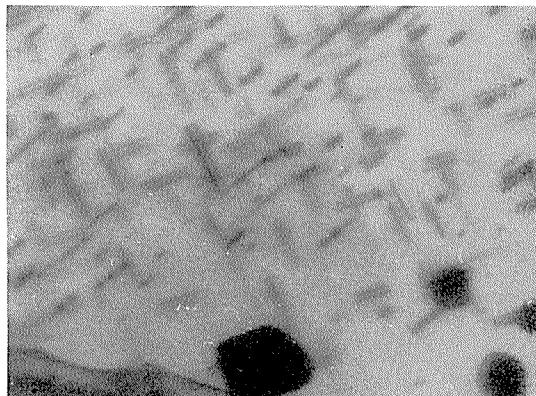
Photo. 3 Effect of addition of 0.2at% Mn on the electron micro-structures of Al-0.7at%Mg-0.35 at%Si alloy quenched from 520°C. ($\times 50000$)

量を減らす。この結果、Mn の添加は Al-Mg-Si 合金の時効硬化を減少、そして当然のことながら、 $Mg_2 Si$ 量減少による粗大析出組織と関連している。Mn を含む合金の二段時効に関しては、とくに徐冷したとき溶質の過飽和量が減るために、予備時効の負の効果は Mn の添加により減少する。Mn を添加することにより徐冷中に溶質の析出が促進されることについては、転位、亜粒界、結晶粒界などの格子欠陥の増大およびとくに微細な不溶性化合物のまわりの界面 (misfit surface) の増大によりうまく説明される²²⁾。

Photo. 5 に 175°C で 16 h 時効した Al-1.0 at% $Mg_2 Si$ -0.1 at% Cu 合金の電子顕微鏡組織におよぼす 30°C で 72 h の予備時効の影響を示す。0.1 at% Cu を含むために予備時効は機械的性質改善に対して負の効果をもつが、これはまた粗大析出組織と関係しているのが一見して明らかである。Fig. 20 に示したごとく、電気抵抗の測定によると、0.1 at% Cu あるいは Ag の添加は $\Delta \rho$ の値、すなわち、クラスターの数を増すようである。これは、クラスターと添加元素が相互作用をもち、結果的には溶質の過飽和量の増加により起因するものと考える。したがって、0.1~0.8 at% $Mg_2 Si$ の合金における予備時効の正の効果は、Al-



(a) None



(b) 0.2at% Mn

Photo. 4 Effect of addition of 0.2at% Mn on the electron micro-structures of Al-0.7at%Mg-0.35at%Si alloy quenched from 520°C and immediately aged at 175°C for 16 h. ($\times 100000$)

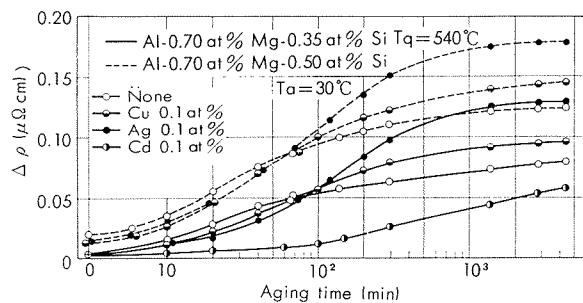


Fig. 20 Effect of 0.1at%Cu, Ag, or Cd on isothermal aging at 30°C for Al-0.70at% Mg-0.35at% Si and Al-0.80 at% Mg-0.50at% Si alloys quenched from 540°C.

Mg-Si 合金の負の効果が溶質過飽和量の増加と関係しているゆえに、Cu とそれ以上に Ag の添加により負の効果に変えられる。Be の効果は Ag あるいは Cu の効果と似ており、0.2 at% 以上の Zn も Al-Mg-Si 合金の二段時効に対して少しの効果を有している。0.1 at% Cd を含む合金においても 90°C での予備時効の負の効果が認められている。しかし、Cd を含む合金において負の効果を増すためには、Ag あるいは Cu を含む合金よりも長い予備時効が

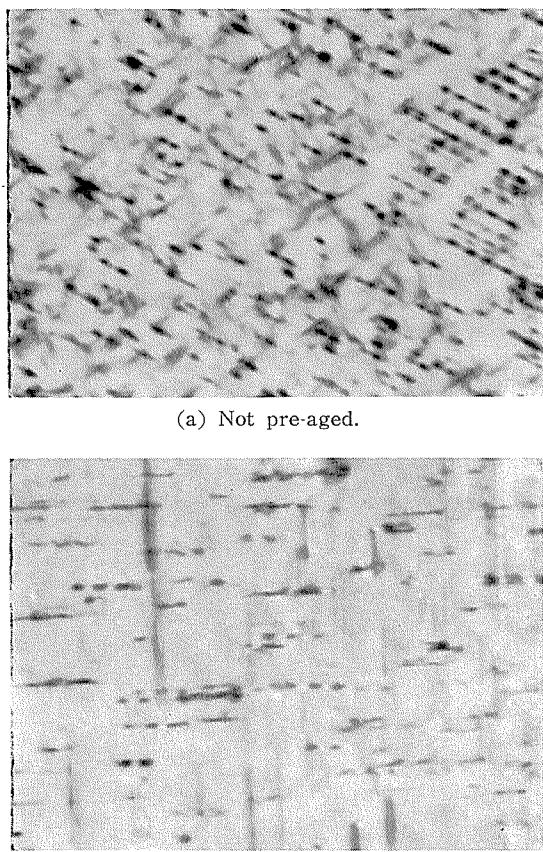


Photo. 5 Effect of pre-aging on the electron microstructures of Al-1.0 at %Mg₂Si-0.1at%Cu alloy quenched from 540°C and aged at 175°C for 16 h. ($\times 100000$)

必要とされる。これは、Cdの添加により溶質の過飽和量は増大したが、Fig. 20からも明らかに、clusteringの速度が減少したことによるものと思われる。なお、90°Cでの予備時効時間が約24~72hを越えて増大すると、175°C時効後の硬度値が再び増大して、単独175°C時効の値に近づく。これは、約24~72hを越えて90°Cの予備時効を長くすると、かなり大きく成長して175°Cでも安定なクラスターが増大することを意味している。

5. 結論

Al-Mg-Si合金の二段時効現象は予備時効の条件のみならず、Mg₂Si量と添加元素により強く影響される。予備時効は、その合金組成により、最終時効状態における針状析出物を微細化したり粗大化したりする。その結果として、合金強さの増大あるいは低下をもたらす。

約1.1at%Mg₂Si以上のAl-Mg-Si合金において、室温あるいは90°Cでの予備時効は最終時効組織の粗大化を起させるが、一方、約0.9at%Mg₂Si以下の合金では析出

組織を均一微細化する。予備時効の負の効果は、形成された多くのクラスターがほとんど強さに寄与しないくらい小さく、しかもその clusteringにより溶質原子がマトリックスからほとんど涸渇するという効果にもとづいて解釈される。

Al-0.70at%Mg-0.35at%Si(1.05at%Mg₂Si)合金の予備時効による負の効果は、Mn,Cr,Zr,VあるいはFeなどの遷移元素の添加により減少するが、Ag,Cu,Be,CdあるいはZnの添加により増加する。これは、合金中のMg₂Siの見かけの過飽和量が後者により増加するが、むしろ前者、すなわち、SiおよびAlと容易に不溶性化合物を形成する遷移元素の添加により減少することから説明される。

文 献

- 1) 河内利平：軽金属，5(1955), 47
- 2) 三島良績：軽金属，5(1955), 52
- 3) O.R. Singleton : Iron Age, 192(1963), 94
- 4) P.E. Fortin : Metal Progress, 86(1964), 119
- 5) H. Cordier and W. Gruhl : Z. Metallk., 56(1965), 669
- 6) H. Borchers and M. Kainz : Z. Metallk., 52(1961), 685
- 7) H.A. Holl : J. Inst. Metals, 93(1964-65), 364
- 8) W. Lorimer and R.B. Nicholson : Acta Met., 14(1966), 1009
- 9) C. Panseri and T. Federight : J. Inst. Metals, 94(1966), 99
- 10) D.W. Pashley, M.H. Jacobs and J.T. Vietz : Phil. Mag., 16(1967), 51
- 11) 浅野和彦, 藤川辰一郎, 平野賢一：日本金属学会会報, 7(1968) 457
- 12) Y. Murakami, O. Kawano, S. Komatsu, T. Ohnishi and T. Nakazawa : Trans. JIM, 9, suppl. (1968), 349
- 13) 寺井士郎, 馬場義雄：軽金属, 12(1962), 151
- 14) H. Zoller and A. Ried : Aluminium, 41(1965), 626
- 15) D.W. Pashley, J.W. Rhodes and A. Sendorek : J. Inst. Metals, 94(1966), 41
- 16) A. Kelly and R.B. Nicholson : Progress in Metal Science, B. Chalmers, Editor, Pergamon Press, 10(1963), 289
- 17) J. Takamura : Physical Metallurgy, R.W. Cahn, Editor, North-holland Publish. Co., (1965), 681
- 18) Y. Baba : Trans. JIM, 7(1966), 224
- 19) 馬場義雄：本誌, 10(1969), 91
- 20) E.C. Beatty : International Extrusion Technology Seminar, March (1969), Paper No. 10
- 21) H. Hanemann and A. Schrader : Ternäre Legierungen des Aluminiums, Verlag Stahleisen M. B. H., (1952)
- 22) Y. Baba : Trans. JIM, 9 suppl. (1968), 356

P

187

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 4 October 1969

アルミニウム合金製電車線路支持物の開発 (軟弱地盤用軽量電車線路支持物)

斎藤 勝
竹内 治
中村 審
授

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金製電車線路支持物の開発*

(軟弱地盤用軽量電車線路支持物)

斎藤 寛** 竹内 勝治*** 中村 授****

Development of Aluminium Alloy Overhead Line Structure (Light Weight Overhead Line Structure under Weak Ground Conditions)

by Hiroshi Saito, Katsuzi Takeuchi and Sazuku Nakamura

In electrification work of railways, steel truss structure, having fabricated steel masts of concrete poles, is generally used for supporting overhead line. The structure shall need bearing capacity of soil amounting to $10\sim20 \text{ t/m}^2$ in order to support its weight and moment. However, in the electrification work of JNR Tohoku Line, it was found that the ground is as weak as 1 t/m^2 in bearing capacity at Mutsuichikawa Station. In order to solve the problem mentioned above, the authors developed a light weight overhead line structure of 15m in span, constructed with shapes and plates of 6061-T6 aluminium alloy. The design and test results of the structure are reported in this paper.

The developed light weight portal structure is as light as 40 % in weight as compared with that of the ordinary structures of the same class. As the results of tests at the actual spot, it was found to be durable to support the loads, which are to be expected by overhead line structure. The structure can endure uneven settlement of struts up to 312 mm induced by the weak ground. However, its recovery after the settlement will easily be adjusted owing to its light weight.

1. まえがき

架空電車線を架設する電車線路支持物は、現在、鉄筋コンクリート柱あるいは鋼構造柱に鋼構造トラスをわたしたものが多く使用されており、重量とモーメントの点から、これらを設置する地盤の許容地耐力は $10\sim20 \text{ Ton/m}^2$ 程度が必要となる。

ところが、日本国有鉄道第3次長期計画による東北本線盛岡、青森間の電化工事にあたり、地質、地耐力を調査した結果、この区間のほぼ中央に位置する陸奥市川駅構内の地盤は泥炭層によって形成され、平均許容地耐力がおよそ 1 Ton/m^2 程度というきわめて軟弱であることが判明した。この軟弱地盤個所に設置する電車線路支持物に、従来の重量の大きいものを使用することは困難で、軟弱地盤用の軽量電車線路支持物を開発する必要が生じた。

そこで、軽量化をはかるとともに強度ならびに耐食性の点も考慮して耐食アルミニウム合金4種(6061-T6)を構造材として選び、軽量電車線路支持物を設計製作し、同時

に、電車線路支持物に対する想定荷重にもとづく実体強度試験を行ない、この実用化について検討した。

その結果、アルミニウム合金製電車線路支持物は、従来の電車線路支持物と比較し、約60%の重量に軽量化され、軟弱地盤における許容地耐力を満足するとともに、電車線路支持物としての必要な機械的強度も有しており、さらに軟弱地盤対策経費を30%程度節約でき、十分実用化できることがわかった。

2. 軟弱地盤とアルミニウム 合金製電車線路支持物

地質、地耐力試験結果によると陸奥市川駅構内の地盤は第1図¹⁾に示すように、泥炭層を含んだ典型的な軟弱地盤であり、深さ約8mまで支持層となりうる地層がほとんどなく平均許容地耐力はおよそ 1 Ton/m^2 である。しかも周囲に沼地が散在しているため地下水位が比較的高く、東北地方の寒冷地であるため厳冬期(気温-10°C程度)に、地盤の凍結、凍上現象を生じ、局所的には年間200~300mの地盤沈下もおきている。

一般に構造物を軟弱地盤に建設する場合、コンパクション・パイロ工法、サンド・ドレーン工法または土壤置換工法などにより地盤を改良するか、あるいはくい打ちによる

* 主要部は、軽金属、18(1968), 386に発表済み

** 日本国鉄道電気局電化課(当時、仙台電気工事局設計室)

*** 研究部 工学博士

**** 研究部

深度 (m)	柱状図	地質	層厚 (m)	硬度	水位 (m)	標準貫入試験			
						深さ (m)	N値	許容 地耐力 (Ton/m ²)	
1	炭ガラ 褐色シルト 暗灰色粗砂交 シルト	黒-黒褐色泥 炭	0.1 1.0 0.9	ゆるい 軟弱 ゆるい	0.5 1.15 2.15 3.15 4.15 5.15 6.15 7.15 8.15 9.15 10.15	0.15 1 1 1 2 3 1 1 1 13 15	2 2 1 1 2 2.6 1 1 1 11.4 13.2		
2	黒色黒泥土質 泥炭	同上	3.6	非常に 軟弱	4.15 5.15 6.15 7.15 8.15 9.15 10.15				
3	灰色浮石砂	普通	2.1 ↓	普通	10.15				
4									
5									
6									
7									
8									
9									
10									

第1図 陸奥市川駅構内の地盤

構造物基礎の強化などの対策が施されている。ところが陸奥市川駅構内の軟弱地盤個所にはすでに線路が敷設され、當時営業列車の運転に使用されているため地盤改良を行うことは不可能であり、またくい打工事もかなり困難である。そこで、このような軟弱地盤に設置する電車線路支持物は次の条件を満足することが必要となった。

- 1) 軟弱地盤に加わる支持物などの重量が、許容地耐力 $1\text{Ton}/\text{m}^2$ の範囲内であること
- 2) 軟弱地盤の地盤変動による支持物構造の変化に耐えうる機械的強度を有していること
- 3) 軟弱地盤の地盤変動による支持物構造の変化に対して調整が可能であること
- 4) 経済的に有利であること

これらに関して検討した結果、従来の電車線路支持物に使用している一般構造用圧延鋼材あるいは一般構造用炭素鋼管に比べ、比重が $\frac{1}{3}$ 、機械的強度が同等で、耐食性、加工性に優れている耐食アルミニウム合金4種を最適材料と考え、これを用いて15mスパン電車線路支持物を作製した。結果的には実体載荷試験で強度的に保証され、その他第1表に示すように前述の条件を充分満足し得るものとなった。

第1表 アルミニウム合金製電車線路支持物と従来のものとの比較 (15mスパン)

種別	重量に関する比較				経済性比較					
	支持体 本体の 重量 (Ton)	基礎体 本体の 重量 (Ton)	総合 地盤に 加わる 荷重 (Ton) (Ton)/ m^2	地盤に 加わる 荷重 (Ton) (Ton)/ m^2	一般工事費 (万円)	地盤 補工事費 (万円)	施工 工事費 (万円)	小計 (万円)	保守費 (万円)	合計 (万円)
アルミニウム 合金製支持物	1.4	6.0	7.4	0.8	80	35	0	115	30	145
従来の支持物	2.5	16.0	18.5	12.0	22	45	93	160	54	214

3. 設 計

3.1 構 造

設計製作した電車線路支持物はV形トラス構造のはりを

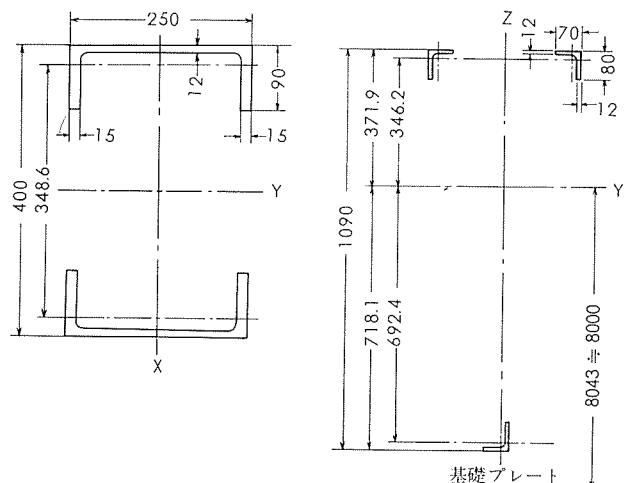
もつ門形構造で、全高8.6m、全幅15.3mである。その外観を写真1に示す。構造は耐食アルミニウム合金4種(6061-T6)の押出形材と板をZnメッキしたSS41ボルト・ナットによって結合し、組立てたものである。柱とはりは第2図に示す主要部材からなり、それぞれ、断面積A、断面2次モーメントI、断面係数Zは

$$\begin{aligned}\text{柱} &: A_c \doteq 1.08 \times 10^4 \text{mm}^2 \\ &I_{cx} \doteq 9.60 \times 10^7 \text{mm}^4 \\ &I_{cy} \doteq 3.32 \times 10^8 \text{mm}^4 \\ &Z_{cx} \doteq 7.68 \times 10^5 \text{mm}^3 \\ &Z_{cy} \doteq 1.66 \times 10^6 \text{mm}^3 \\ \text{はり} &: A_b \doteq 4.97 \times 10^3 \text{mm}^2 \\ &I_{bx} \doteq 1.19 \times 10^9 \text{mm}^4 \\ &I_{by} \doteq 8.24 \times 10^7 \text{mm}^4 \\ &Z_{bx} \doteq 1.66 \times 10^6 \text{mm}^3 \\ &Z_{by} \doteq 4.02 \times 10^5 \text{mm}^3\end{aligned}$$

であり、ここに添字c、bはそれぞれ柱とはりを表わし、方向X、Y、Zは第2、3図に示す通りである。柱の斜材は50×50×6mm、はりのそれは65×65×6mmのL形押出形材、ガセットプレート、ワイングプレートは厚さ10mm板、ベースプレートは厚さ20mm板、サイドアングルは100×100×13mmのL形押出形材を使用した。なお、基礎は、



写真1 アルミニウム合金製電車線路支持物



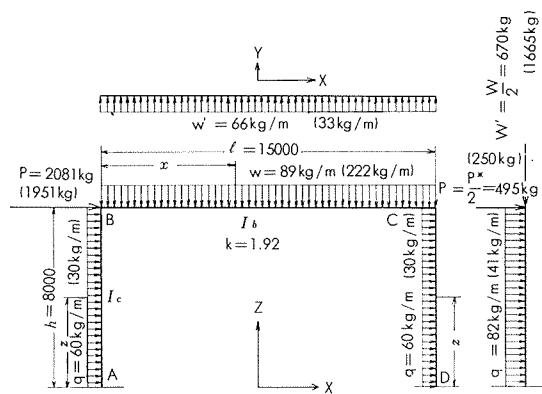
第2図 支柱およびはりの主要部材

底辺 $3 \times 1.5\text{m}$, 埋込み深さ 0.5m のフーチング形であり, 基礎と支持物本体はアンカーボルトにより結合した。

設計にあたり電車線路支持物は第3図に示すように, 高さ $h=8000\text{mm}$, 幅 $l=15000\text{mm}$ の門形ラーメンとして取り扱った。柱に対するはりの剛比 k は

$$k = \frac{I_b y}{I_c y} \cdot \frac{h}{l} = 1.92 \quad (1)$$

である。



第3図 設計荷重 () 内は乙種荷重を示す

3・2 荷重条件

電車線路支持物は電車線, 積雪その他による諸重量と風圧による甲種および乙種荷重を受ける²⁾。甲種荷重は高温季における風速 40m/sec を仮定する荷重であり, 乙種荷重は低温季における氷雪および風圧を考慮したものである。電車線路支持物の径間を 50m , 線路の曲率半径を 300m とし, スパン 15m の場合の設計(想定)荷重を第2表, 第3図に示す。

つぎに, 電車線ちょう架荷重はスパンの中央に, 甲種荷重では, スパンと平行に $P_0=400\text{kg}$, 垂直に $W_0=150\text{kg}$, 乙種荷重ではそれぞれ 350kg , 200kg とした。 P_0 は電車線に対する風圧, 電車線横張力, W_0 は電車線および碍子その他を考慮して決めたものである²⁾。

強度計算は以上の各条件について行なったが, 前に述べたように地盤沈下の問題がある。そこで柱が不同沈下する場合, すなわち一方の柱の支点を固定とし, 他の柱が垂直方向に d だけ相対変位するとしたときの強度計算も行なった。

なお, 許容応力は耐力(JIS規格値 25kg/mm^2)の $\frac{2}{3}$, すなわち 16kg/mm^2 とした。

3・3 設計荷重における応力とたわみ

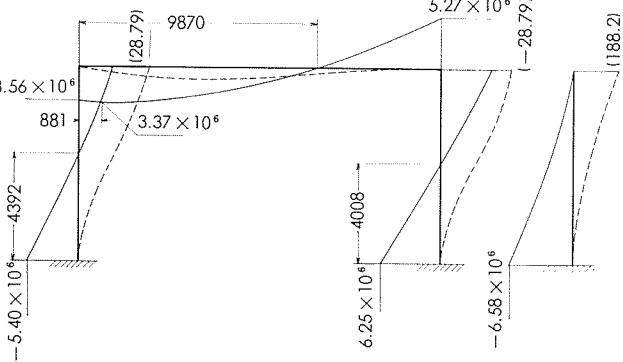
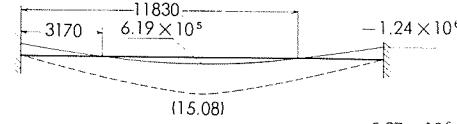
たわみ角法により垂直荷重と線路直角水平荷重を同時に, また線路平行水平荷重をそれぞれ受けた場合の曲げモーメント M およびたわみ δ を第4, 5図(固定支点)および第6, 7図(回転支点)に示した。ここで, たわみは綫弾性係数 $E=7000\text{kg/mm}^2$ として求めてある。各図におい

第2表 設計(想定)荷重

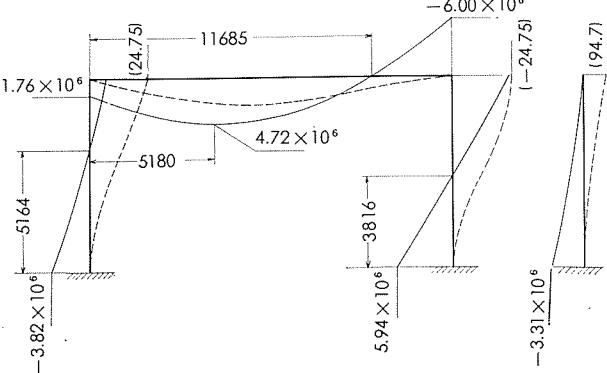
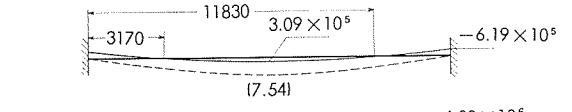
荷重の種類	甲種荷重	乙種荷重
垂直荷重	電車線重量(5条)	437kg
	き電線重量(2条)	56kg
	積雪荷重 ⁽¹⁾	0kg
	碍子その他重量	100kg
	はり重量	558kg
	作業員重量(3名)	180kg
計	$W(w)$	1331kg ($\approx 89\text{kg/m}$)
		3327kg ($\approx 222\text{kg/m}$)
線路直角水平荷重	電車線風圧荷重	669kg
	き電線風圧荷重	185kg
	電車線横張力	1000kg
	碍子その他風圧荷重	166kg
	はり風圧荷重 ⁽²⁾	67kg
小計	P	2081kg
柱風圧荷重 q		60kg/m
線路平行水平荷重	はり風圧荷重 ⁽²⁾ $P^*(w')$	990kg ($\approx 56\text{kg/m}$)
	支柱風圧荷重 ⁽²⁾ q'	82kg/m

(1) 積雪高さ 1m, 雪の比重 0.3

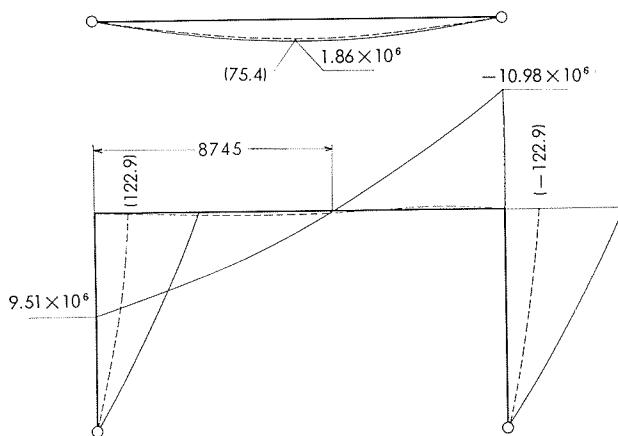
(2) 風圧 $2.4 \times 10^{-4} \text{ kg/mm}^2$ (甲種)
 $1.2 \times 10^{-4} \text{ kg/mm}^2$ (乙種)



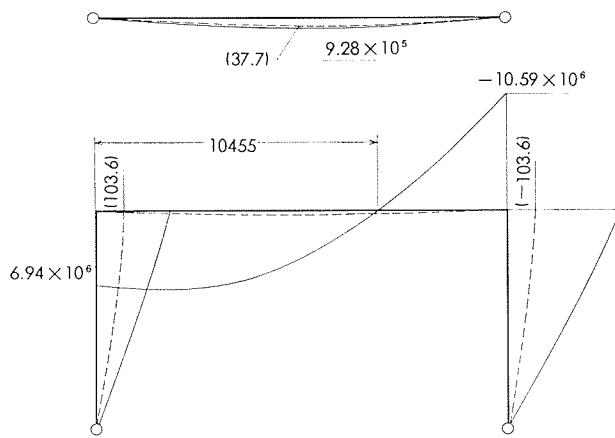
第4図 設計荷重(甲種)におけるモーメントとたわみの分布
(固定支点)



第5図 設計荷重(乙種)におけるモーメントとたわみの分布
(固定支点)



第6図 設計荷重(甲種)におけるモーメントとたわみの分布
(回転支点)



第7図 設計荷重(乙種)におけるモーメントとたわみの分布
(回転支点)

て曲げモーメントは実線、たわみは破線で示し、後掲の曲げモーメント、たわみ図においても同様とする。参考までに回転支点の場合の曲げモーメントとたわみの計算式を次に示す。

垂直荷重および線路直角水平荷重：

1) 柱AB

$$M_y = -\frac{wl^2}{4(3+2k)} \left(\frac{z}{h}\right) + \frac{Ph}{2} \left(\frac{z}{h}\right) + \frac{qh^2}{2} \left(\frac{z}{h}\right) \left(2 - \frac{z}{h}\right) \quad (2)$$

$$\delta_x = -\frac{wh^2l^2}{24(3+2k)EI_{cY}} \left(\frac{z}{h}\right) \left\{1 - \left(\frac{z}{h}\right)^2\right\} + \frac{Ph^3}{12EI_{cY}} \left(\frac{z}{h}\right) \times \left\{\frac{1+3k}{k} - \left(\frac{z}{h}\right)^2\right\} + \frac{qh^4}{24EI_{cY}} \left(\frac{z}{h}\right) \left\{\frac{2+8k}{k} - 4\left(\frac{z}{h}\right)^2 + \left(\frac{z}{h}\right)^3\right\} \quad (3)$$

2) はりBC

$$M_y = -\frac{wl^2}{2} \left\{ \frac{1}{2(3+2k)} - \frac{x}{l} \left(1 - \frac{x}{l}\right) \right\} + Ph \left(\frac{1}{2} - \frac{x}{l}\right) + qh^2 \left(\frac{1}{2} - \frac{x}{l}\right) \quad (4)$$

$$\delta_z = -\frac{wl^4}{24EI_{bY}} \left(\frac{x}{l}\right) \left(1 - \frac{x}{l}\right) \left\{ \frac{2k}{3+2k} + \frac{x}{l} - \left(\frac{x}{l}\right)^2 \right\} + \left(\frac{Phl^2}{6EI_{bY}} + \frac{qh^2l^2}{6EI_{bY}} \right) \left(\frac{x}{l}\right) \left(1 - \frac{x}{l}\right) \left(\frac{1}{2} - \frac{x}{l}\right) \quad (5)$$

3) 柱DC

$$M_y = -\frac{wl^2}{4(3+2k)} \left(\frac{z}{h}\right) - \frac{Ph}{2} \left(\frac{z}{h}\right) - \frac{qh^2}{2} \left(\frac{z}{h}\right) \left(2 - \frac{z}{h}\right) \quad (6)$$

$$\delta_x = -\frac{wh^2l^2}{24(3+2k)EI_{cY}} \left(\frac{z}{h}\right) \left\{1 - \left(\frac{z}{h}\right)^2\right\} - \frac{Ph^3}{12EI_{cY}} \left(\frac{z}{h}\right) \left\{\frac{1+3k}{k} - \left(\frac{z}{h}\right)^2\right\} - \frac{qh^4}{24EI_{cY}} \left(\frac{z}{h}\right) \left\{\frac{2+8k}{k} - 4\left(\frac{z}{h}\right)^2 + \left(\frac{z}{h}\right)^3\right\} \quad (7)$$

線路平行水平荷重(はりBC)：

$$M_x = \frac{w'k^2}{2} \left(\frac{x}{l}\right) \left(1 - \frac{x}{l}\right) \quad (8)$$

$$\delta_y = \frac{w'l^4}{24EI_{bZ}} \left(\frac{x}{l}\right) \left(1 - \frac{x}{l}\right) \left\{1 + \frac{x}{l} - \left(\frac{x}{l}\right)^2\right\} \quad (9)$$

以上の(2)～(9)式の記号は第2、3図、第2表を参照されたい。各部の応力 σ は次の(10)式から求められ、第3表のようになる。最大応力 σ_{max} は甲種荷重を受ける回転支点とみなした場合の柱DCのC端に生じ -6.67kg/mm^2 である。

$$\sigma = \pm \frac{M}{Z} + \frac{P}{A} \quad (10)$$

ここに、
Z：断面係数、 mm^3

P：軸力、kg

A：断面積、 mm^2

第3表 想定荷重によって生ずる応力理論値(kg/mm^2)

荷重	位 置	甲種荷重		乙種荷重	
		固定支点	回転支点	固定支点	回転支点
垂 直、 線路直角 水 平 荷 重	柱 A 端	-3.31 +3.19	-0.06	-2.45 +2.15	-0.15
	AB B 端	+2.09 -2.21	+5.67 -5.79	+0.91 -1.21	+4.03 -4.33
	BC B 端	+2.15 -1.11	+5.73 -2.97	+1.06 -0.55	+4.18 -2.17
	最 大	+2.21 -1.15	-	+2.84 -1.48	-
	BC C 端	-3.17 +1.65	-6.61 +3.43	-3.62 +1.88	-6.38 +3.31
	柱 D 端	+3.71 -3.83	-0.06	+3.43 -3.73	-0.15
線路平 行水 平荷 重	DC C 端	-1.79 +1.67	-6.67 +6.55	-3.77 +3.47	-6.53 +6.23
	柱 A, D 端	±8.57	-	±4.31	-
	BC B, C 端	±3.08	0	±1.53	0
最 大	BC 最 大	±1.54	±4.62	±0.77	±2.31

3・4 電車線ちょう架荷重における応力とたわみ

同様に、固定ならびに回転支点とみなした場合の電車線ちょう架荷重による応力を求めたがすべて 1kg/mm^2 以下なので省略する。

3・5 不同沈下した場合の応力

不同沈下量を d として、電車線路支持物の両端を固定支点とした場合の曲げモーメントは(11)～(13)式、一端固定、他端が回転支点のときは(11)'～(13)'式のようになる。

1) 柱AB

$$M_y = -\frac{6(2+k)(1+3k)}{4+8k+3k^2} \left(\frac{1+2k}{1+3k} - \frac{z}{h}\right) \frac{EI_{cY}}{hl} d \quad (11)$$

$$M'_y = \frac{3k}{3+7k+3k^2} \left(\frac{z}{h} \right) \frac{EI_{cy}}{hl} d \quad (11)'$$

2) はり B C

$$M_y = \frac{12k(2+k)}{4+8k+3k^2} \left(\frac{1}{2} - \frac{x}{l} \right) \frac{EI_{cy}}{hl} d \quad (12)$$

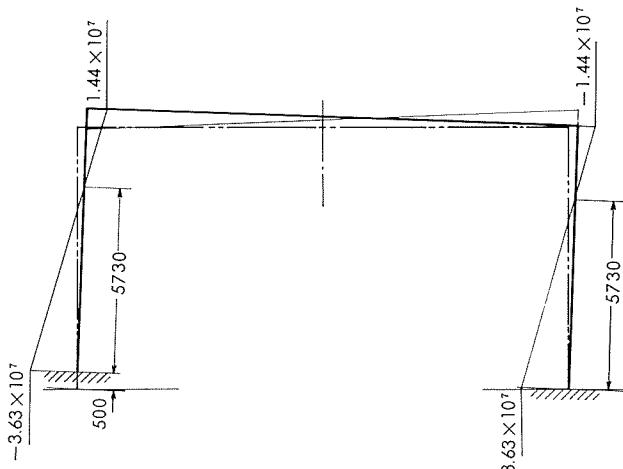
$$M'_y = \frac{3k(3+2k)}{3+7k+3k^2} \left(\frac{1}{3+2k} - \frac{x}{l} \right) \frac{EI_{cy}}{hl} d \quad (12)'$$

3) 柱 D C

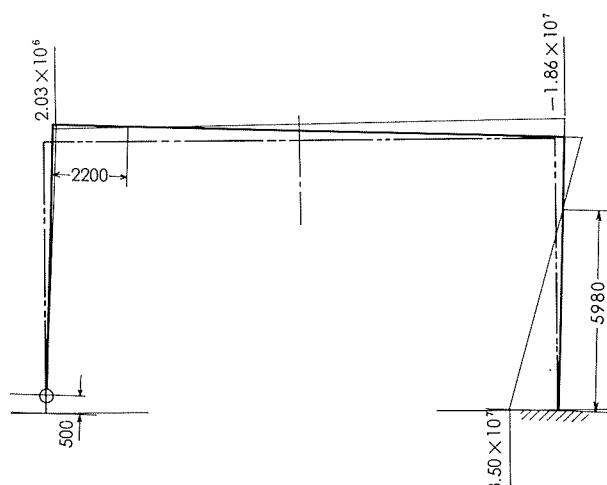
$$M_y = \frac{6(2+k)(1+3k)}{4+8k+3k^2} \left(\frac{1+2k}{1+3k} - \frac{z}{h} \right) \frac{EI_{cy}}{hl} d \quad (13)$$

$$M'_z = \frac{3(3+10k+6k^2)}{3+7k+3k^2} \left(\frac{3+8k+4k^2}{3+10k+6k^2} - \frac{z}{h} \right) \frac{EI_{cy}}{hl} d \quad (13)'$$

$d=500\text{mm}$ における曲げモーメント分布は第8図（両端固定支点）および第9図（回転一固定支点）のようであり、応力を第4表に示す。最大応力は両端固定支点とした場合のAおよびD端でえられ、 21.84kg/mm^2 であるから許容応力 16kg/mm^2 に相当する不同沈下量 d は 366mm となる。



第8図 500mm不同沈下におけるモーメント分布（固定一固定支点）



第9図 500mm不同沈下におけるモーメント分布（回転一固定支点）

第4表 500mm 不同沈下によって生じる応力理論値
(kg/mm²)

位	置	固定支点	回転支点
柱 A B	A 端	±21.84	0
	B 端	± 8.66	± 1.22
はり B C	B 端	+ 8.66 - 4.49	+ 1.22 - 0.63
	C 端	- 8.66 + 4.49	- 7.14 + 3.70
柱 D C	D 端	±21.84	±21.08
	C 端	± 8.66	± 7.14

4. 実体強度試験

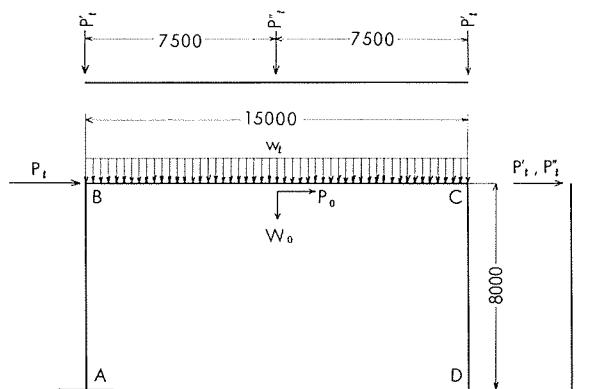
4.1 試験方法

製作した電車線路支持物を陸奥市川駅構内に設置し、昭和43年1月30日に設計荷重試験、電車線ちょう架荷重試験および不同沈下試験を行なった。実際には設計荷重に相当する荷重を個々に、あるいはその組合せに相当する荷重を選び、第5表と第10図に掲げる要領で実施した。

第5表 試験の種類と荷重

試験順序	荷重の種類	試験荷重
1 2	垂直等分布荷重	$w_t = 100\text{kg/m}$ $w_t = 250\text{kg/m}$
3 4	垂直等分布荷重および線路直角水平荷重	$w_t = 250\text{kg/m}$, $P_t = 2250\text{kg}$ $w_t = 100\text{kg/m}$, $P_t = 2600\text{kg}$
5	線路直角水平荷重	$P_t = 2600\text{kg}$
6 7	支柱に対する線路平行水平荷重	$P_t' = 450\text{kg}$ $P_t' = 850\text{kg}$
8	はりに対する線路水平荷重	$P_t'' = 900\text{kg}$
9 10 11	電車線ちょう架荷重	$W_o = 200\text{kg}$ $P_o = 400\text{kg}$ $W_o = 200\text{kg}$, $P_o = 400\text{kg}$
12	不同沈下試験	$d = 0 \sim 750\text{mm}$ ⁽¹⁾

(1) 不同沈下量



第10図 試験荷重負荷位置および記号

4.1.1 設計荷重相当試験

試験3および4がそれぞれ乙種および甲種荷重、試験1, 2および5がその単独荷重に相当する試験である。垂直等分布荷重の負荷は50kg/mレール3本をはり上弦材にのせ、スパン中央から±1500mmの位置に $wl/6$, ±5500mmの位置に $wl/3$ の計4点の集中荷重をレールを介して負荷したものを等分布荷重 w_t とみなした。線路直角水平荷重 P_t は柱の風圧による分布荷重 q を集中荷重に換算し、その他の同方向の荷重も加えたものである。線路平行水平荷重も試験6～8において概算集中荷重 P_t' および P_t'' で代表した。

以上のように設計荷重と試験荷重の間に若干の相違があるので、各試験における曲げモーメントとたわみをあらためて計算し、その代表例を第11～16図に示す。これらと第4～7図を比較すると試験荷重条件は設計荷重条件を満足しているが、試験8(第16図)の P_t'' はかなり大きな荷重を選んだこととなり、曲げモーメントは両端固定(第4図)の場合の2.73倍、回転支点(第6図)のときの1.82倍である。実際の端末条件は両者の中間とみなされるから、試験荷重としてほぼ2倍強の値を選んだことになる。試験荷重

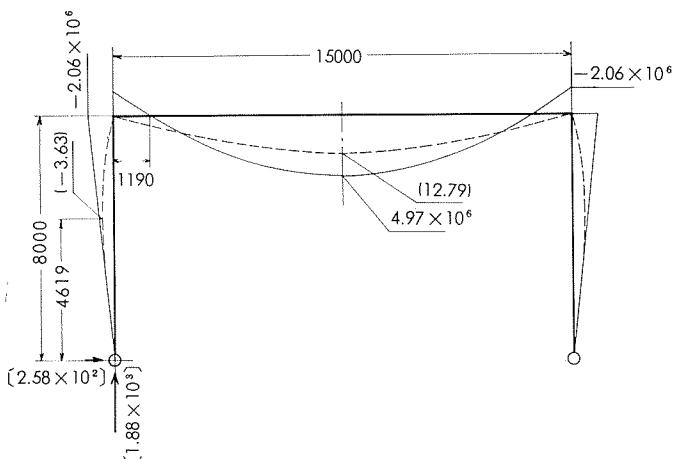
における各主要部の理論応力値を第6, 7表に示す。

各荷重はバネ式荷重計を介したワイヤロープによって、シメラを用いて負荷した。その一例を写真2に示す。

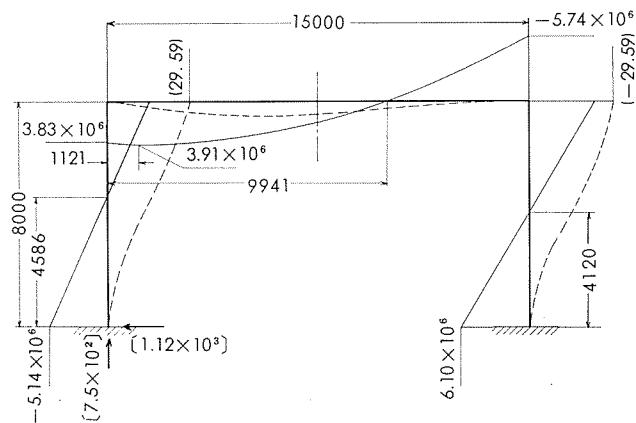
測定は2つの基礎の回転、柱とはりのたわみおよび各部材のひずみの計3項目について行なった。基礎の回転は写真3に掲げる要領で水準器と直角定規により測定し、たわみは両柱に各5箇所、はり上弦材に等間隔で11箇所にそれぞれ貼付したスケールの動きをトランシットを用いて読むこととした。各部材のひずみは抵抗線ひずみゲージS120、静ひずみ計PS7-LT、切替スイッチPS7-ST(いずれも新興通信工業製)を用い、測定は柱A B側24箇所、はりのB側から中央ラチスまで26箇所の計50点について行ない、それらのうちの主要ゲージ位置を第17図に示す。

4.1.2 電車線ちょう架荷重試験

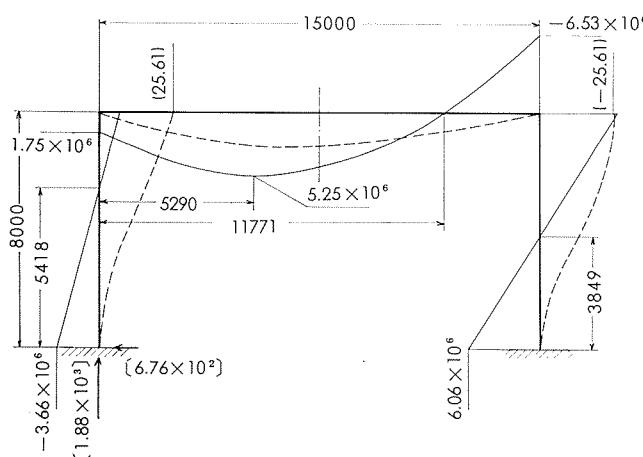
荷重は甲種および乙種荷重の大きいもの、すなわち $W_0=200\text{kg}$ (試験9), $P_0=400\text{kg}$ (試験10)をそれぞれ単独、または組合せ(試験11)で負荷し、負荷位置ははり中央から750mm、B側よりの下弦材、ひずみははり部についてのみ測定した。なお、負荷の要領は前項の場合と同じである。



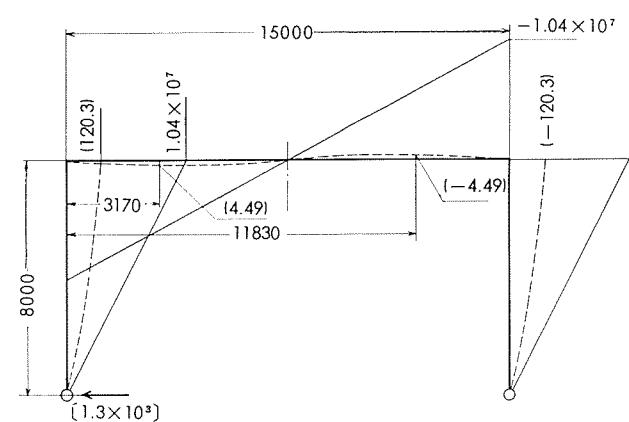
第11図 試験No.2におけるモーメントとたわみの分布(回転支点)



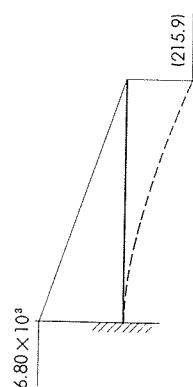
第13図 試験No.4におけるモーメントとたわみの分布(固定支点)



第12図 試験No.3におけるモーメントとたわみの分布(固定支点)



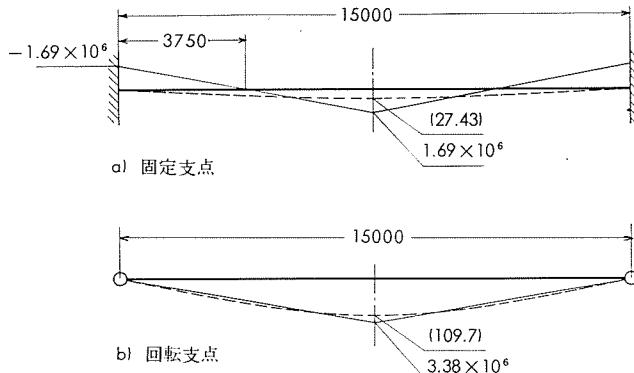
第14図 試験No.5におけるモーメントとたわみの分布(回転支点)



第15図 試験No.7におけるモーメントとたわみの分布

第6表 垂直および線路直角水平荷重試験により生じる応力理論値

位 置	応 力 (kg/mm ²)			
	試 験 3		試 験 4	
	固定支点	回転支点	固定支点	回転支点
柱 AB	A 端	-2.38 +2.04	-0.17	-3.17 +3.03
	B 端	+0.88 -1.22	+4.01 -4.35	+2.23 -2.37
はり BC	B 端	+1.05 -0.55	+4.18 -2.17	+2.30 -1.20
	極 大	+3.16 -1.64	+4.73 -2.45	—
	C 端	-3.94 +2.04	-6.66 +3.46	-3.46 +1.79
柱 DC	D 端	+3.48 -3.82	-0.17	+3.60 -3.74
	C 端	-4.11 +3.77	-6.83 +6.49	-3.53 +3.39



第16図 試験No.8におけるモーメントとたわみの分布

第7表 線路平行水平荷重試験によって生じる応力理論値

位 置	応 力 (kg/mm ²)			
	試 験 7		試 験 8	
	固定支点	回転支点	固定支点	回転支点
柱 AB	±8.85	—	—	—
はり BC	最 大	—	—	±4.20
				±8.40

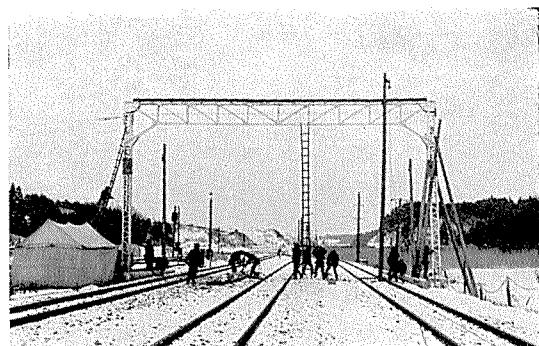
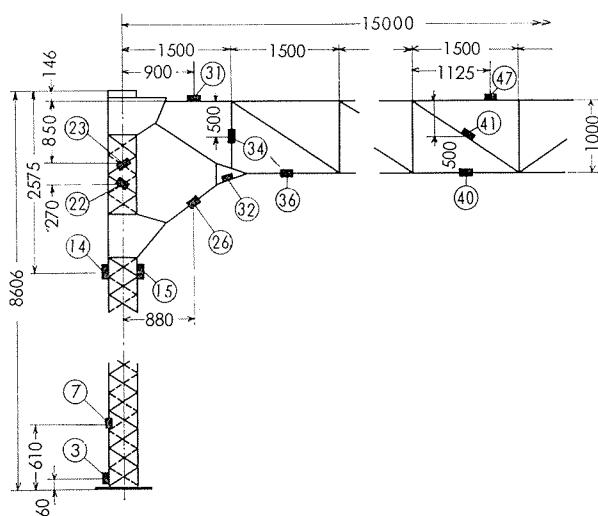


写真2 試験3の状況



第17図 ストレインゲージ貼付位置

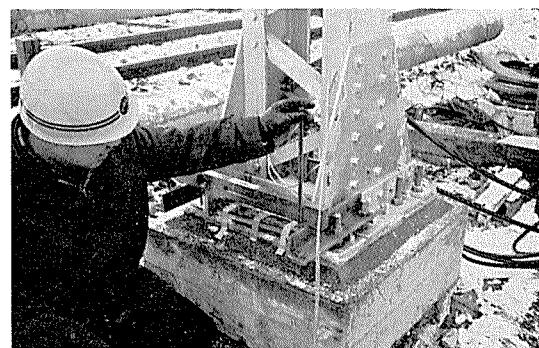


写真3 基礎回転量の測定

4・1・3 不同沈下試験

不同沈下試験は柱D Cのアンカーボルトを外し、柱を写真4に示す要領でワイヤロープとシマラによって基礎より持ち上げ、そのときのひずみを測定した。持ち上げは $d=750\text{mm}$ まで行なったが、写真4からわかるようにD端は自由に近く、しかも水平方向にも変位しているのはやむをえない。

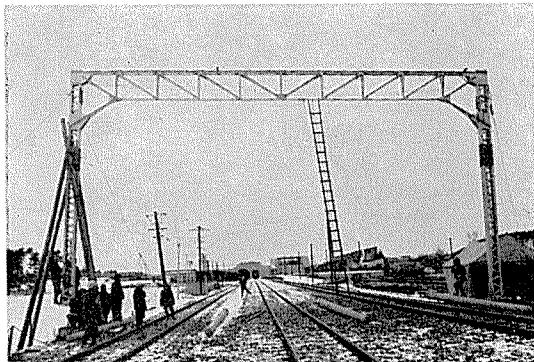


写真4 試験12の状況

4・2 試験結果および考察

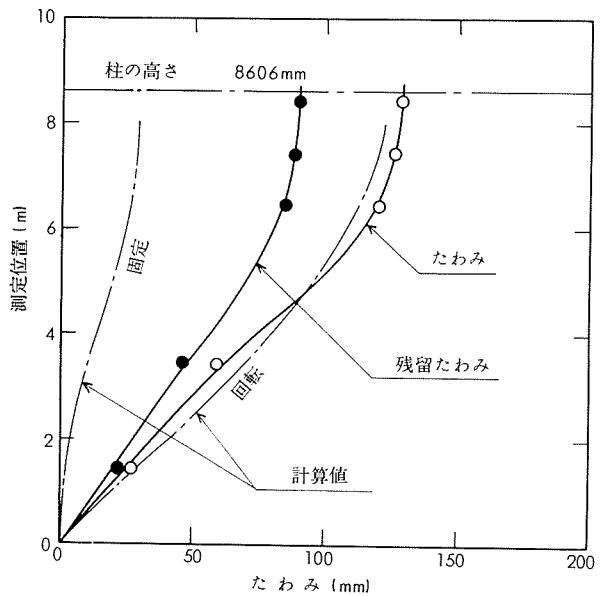
4・2・1 設計荷重相当試験

柱およびはりのたわみの測定結果を第18~21図に、 $E=7000\text{kg/mm}^2$ としてひずみから算出した応力を第8表に示す。なお、基礎の回転はすべての試験において認められなかつた。得られた結果について検討するとつぎのようである。

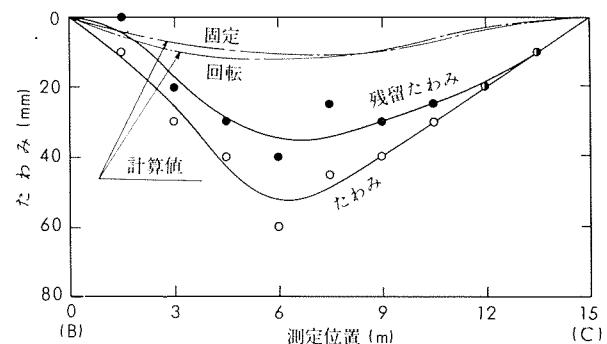
1) 試験1~5における柱のたわみは第18図からわかるように回転支点として計算した値に近く、負荷除去後の残留たわみも多少発生した。また、はりのたわみも第19図のように計算値より大きく、同様に残留たわみを生じた。一方、応力は許容値よりかなり低く、第6表とくらべると回転支点としての計算値に近いこともある。

2) 試験6~8における柱とはりのたわみも前項と類似な傾向がみられ、詳細を省略するが各部の応力も計算値に近い。

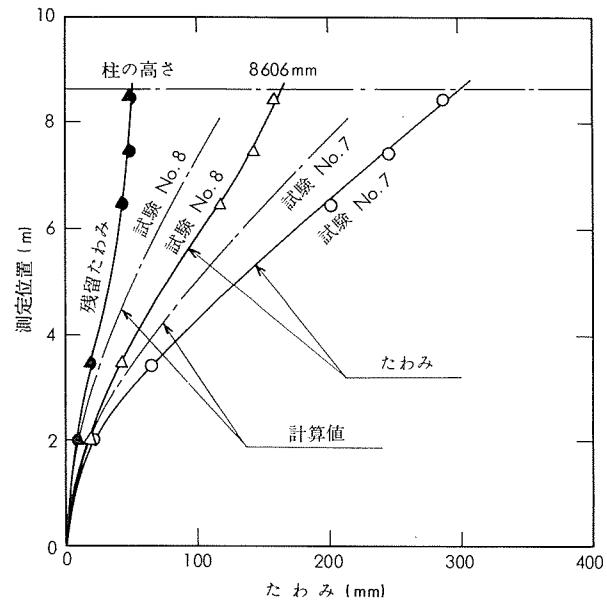
3) 以上のように強度的にはまったく問題ないが、柱およびはりのたわみが計算値より大きく、かつ残留たわみが生じている。後者の量は電車線路支持物の大きさからいえばごくわずかなものであるが、基礎の回転がなかったという事実と反している。柱に残留たわみを生じたのは、(1)ベースプレートの変形、(2)柱根本のウイングプレートその他補強材の変形、(3)ボルト孔とボルトの間隙の影響等が考えられるが、負荷時における各部の状況を観察した結果も含めて検討すると、(3)が原因と推察される。もちろんはりも同様で、負荷時のたわみの増大をまねいている。これらはボルト結合ではある程度さけられないが、実用上では電車線や、き電線の張力との関係で残留たわみが小さいと解して差支えない。



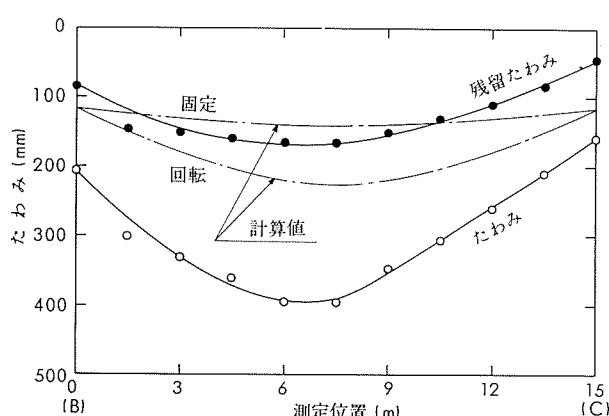
第18図 試験No.4における柱ABのたわみ



第19図 試験No.3におけるはりBCのたわみ



第20図 試験No.7および8における柱DCのたわみ



第21図 試験No.8におけるはりBCのたわみ

第8表 各試験における応力測定値

位 置	ゲージ 番号	応 力 (kg/mm ²)							
		試験1	試験2	試験3	試験4	試験5	試験7	試験8	
柱	サイドアングル	3	-0.2	-0.3	-2.7	-2.9	-1.6	3.9	0.9
	主材	7	-0.3	-0.5	-0.8	-0.9	-1.0	6.0	3.0
	14 15	0 -0.8	0.6 -1.6	2.0 -3.3	1.8 -3.1	3.1 -1.5	-0.3 0.3	-0.3 0.4	
はり	斜材	22 23	0.4 -0.9	1.9 -2.6	3.7 -4.8	3.2 -4.5	2.5 -2.4	-0.5 0.3	-0.3 0.5
	上弦材	47	-0.9	-1.7	-2.1	-1.3	-0.3	0.1	6.2
	下弦材	36	-0.1	-0.5	-2.2	-2.8	-2.3	0.1	0.9
	斜材	26 41	-0.5 -0.4	-1.3 -0.8	-2.4 0.1	-2.4 0.5	-1.1 0.9	0.1 0	0 0.8
	垂直材	34	-0.7	-1.8	-2.4	-1.6	-0.6	0	0.6
	ガセットプレート	32	-0.9	-2.1	-3.5	-4.3	-3.6	0.1	-2.8

なお、基礎が固定か回転かの区別は本実験では明らかでなく、両者の中間的なものとみなすのが妥当であろう。また、疲れに対する検討も必要であるが、この程度の応力ならば問題はないとなし得る。

4・2・2 電車線ちょう架荷重試験

局所的負荷のため各部の応力はきわめて小さく、最大応力は負荷点近傍に生じ、その大きさは試験11において 0.9 kg/mm^2 であった。したがって、電車線ちょう架による局所荷重に対し十分な強度を有しているといえる。

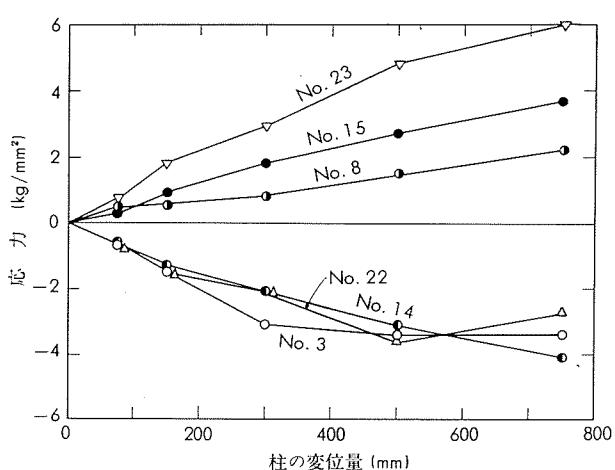
4・2・3 不同沈下試験

各部の応力と不同沈下量 d の関係を第22, 23図に示す。

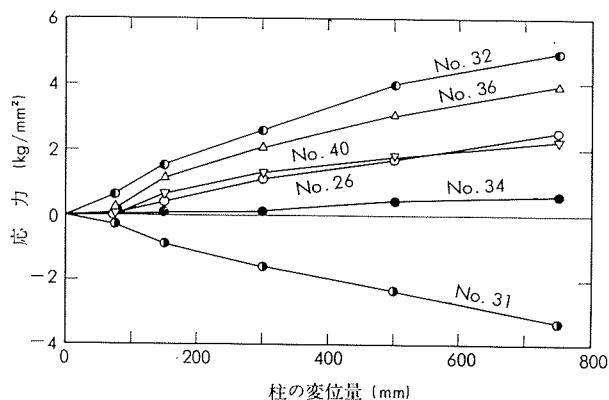
1) 応力は不同沈下量の増加につれて大きくなるが、第4表にくらべてかなり低い。4・1・3項で述べたように完全に垂直に柱をもちあげられなかったので、曲げモーメントが緩和されたものと考えられる。地盤沈下において電車線路支持物が必ずしも理想的に沈下するとはいひ難いが、現段階では第4表の理論値を目安とするのが無難である。もっともこの値に第6表の危険側の応力を加えて考えるわけで、 $d=500\text{mm}$ の場合、両端固定支点における最大応力はD端において -25.66 kg/mm^2 、回転一固定支点とすれば

-24.90 kg/mm^2 となる。したがって、許容応力 16 kg/mm^2 における d はそれぞれ 312mm 、または 321mm となるから、 312mm を許容沈下量とみなせばよいわけであり、前に述べたように、局所的に年間 $200\sim300\text{mm}$ の地盤沈下を生じるので、1~1.5年ごとに沈下量をチェックする必要があるろう。

2) なお、従来から使用されているB形コンクリート柱、鋼製はりの電車線支持物の剛比 k は3.3前後、支柱も鋼製のときの k は2.5程度であり、いずれも本実験の電車線路支持物の k より大きい。詳細を省略するが EI_{cY} との関係において (13), (13)' 式を検討すると、B形コンクリート柱³⁾ の場合より本実験のアルミニウム合金製の曲げモーメントが多少小さく、鋼製支柱のそれと比べれば15%位小さい。したがってアルミニウム合金製のほうが重量以外に曲げモーメントの点からも有利といえる。



第22図 不同沈下試験における柱ABの応力



第23図 不同沈下試験におけるはりBCの応力

5. む　す　び

従来の電車線路支持物を使用することができない軟弱地盤地帶用として、15mスパンのアルミニウム合金製軽量電

車線路支持物を開発し、現地に据付けて実体強度試験を行なった。その結果次のことが判明した。

- 1) 従来の電車線路支持物とくらべ重量は60%程度であり、地耐力 $1\text{Ton}/\text{m}^2$ 程度の軟弱地盤地帯に設置でき、地盤改良、基礎の強化など不必要である。
- 2) 電車線路支持物に課せられる想定荷重に対し、強度的に十分である。
- 3) 地盤変動による不同沈下に対し 300mm 程度まで耐える強度を有し、重量の点から沈下後の調整が容易である。
- 4) 地盤工事費および保守費が小さく、むしろ経済的である。

本実験結果にもとづき写真5に示すように陸奥市川駅構内に17基のアルミニウム合金製軽量電車線路支持物が設置されてから約1年半経過しているが、何等の異常もなく、特に43年5月16日の十勝沖地震に対しても基礎の沈下、支持物の傾斜等全く生じなかった。アルミニウム合金製電車線路支持物が使用されたのはわが国において初めてであり、その特徴を十分生かした構造物の例といえよう。

なお、設計ならびに実験に關し日本国有鉄道仙台電気工事局戸石泰司（現東京鉄道管理局電力課長）ならびに藤田敏両主任技師のご指導と阿部甲一係長のご教示を頂き、また試験に当っては同局盛岡電気工事所のご協力を受けた。ここに厚く謝意を表するしだいである。

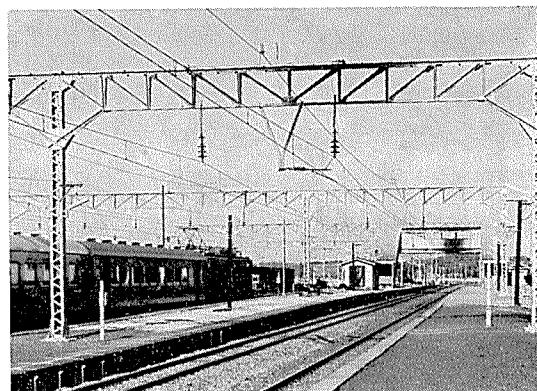


写真5 陸奥市川駅におけるアルミニウム合金製軽量電車線路支持物群

文 献

- 1) 庄司誠一：陸奥市川駅構内地耐力試験その他工事報告書 (1966-9)
- 2) 電気事業法に基づく技術基準 (1965-6), 39, オーム社
通産省公益事業局編：最新電気工作物規定解説, (1963-7), 206, 東京図書
- 3) 日本国鉄道：Ref. Book of Railway Electrification, (1957), 39

P

188

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 4 October 1969

Bi による脱酸銅の常温脆化について

佐 藤 史 郎
永 田 公 二

住友軽金属工業株式会社

Bi による脱酸銅の常温脆化について*

佐 藤 史 郎** 永 田 公 二***

The Embrittlement of Deoxidized Copper Containing Small Amounts of Bismuth

by Siro Sato and Koji Nagata

The effects of small amounts of bismuth on the cold working properties of phosphorous deoxidized copper were investigated. The notched-bar impact tests, the tensile tests, the microhardness tests, the analysis by electron probe X-ray microanalyser and the observations by transmission electron microscopy were made.

The results obtained were as follows :

- (1) The embrittlement in cold working was observed in the specimens containing more than 26ppm of bismuth annealed at temperatures between 450°C and 650°C followed by light cold working as low as 10% after quenching from 750°C.
- (2) Microscopic observations showed that the brittle fracture occurred along the recrystallized grain boundaries.
- (3) In the specimens heat-treated to be brittle, no precipitates were observed at grain boundaries and no abrupt change occurred in the impact strength in passing through the melting point of bismuth (271°C).
- (4) It was considered that the grain boundary embrittlement of phosphorous deoxidized copper by small amounts of bismuth was associated with grain boundary segregation of bismuth without precipitation.

1. 緒 言

純銅の加工及び焼鈍時に生じる脆化現象には、種々の形態があり、その中でも Pb, Bi などの低融点不純物を含有する純銅の熱間加工時に生じる割れは、hot shortness として古くから知られている。そのほかに Cu₂O-Cu 共晶組織を多量に残存しているタフピッチ銅の冷間加工時に生じる脆化現象、また、Cu₂O を含む銅にみられる水素脆化現象、あるいは冷間加工材を焼鈍した際に残留応力の除去現象と関連して生じる焼鈍脆化現象などがある。

今回たまたまリン脱酸銅管製造工程の冷間加工時に脆性破断を生じた lot があったのでその原因を調査したところ、先に述べた原因によるものでないことがまず確認された。ついで事故管と事故を生じなかった lot から採取した管について種々の調査を行ない比較検討したところ、前者は後者に比べ Bi, As, Sb などの不純物を 10~100 ppm の範囲内で多く含んでいることが明らかとなった。種々検討の結果以上の不純物のうち Bi の影響が重視されたので微量 Bi を含む脱酸銅を調整し、衝撃試験等によりその常温加工性

について再現試験した。その結果今回の事故は微量 Bi による常温脆化現象であることが明らかとなった。しかも脱酸銅管を脆化さすに足る最少の Bi 量は 20 ppm 程度の超微量であり、この点において本脆化現象が hot shortness として知られている現象とは異質のものであり、必ずしもよく認識されている現象ではないようになされたので研究の対象として取り上げた。すなわち hot shortness を生ぜしめる Bi 量は 0.01wt% とも 0.015wt% ともいわれており^{1~4)}、今回の量より 1 衍多く、さらに hot shortness が発生する温度は、Cu-Bi 二元系における共晶温度⁵⁾ (270°C) 以上であるとされていて、今回の現象におけるような常温におけるものとは明らかに温度域が異なっている。

一方、純銅の常温加工性に及ぼす Bi の影響についても Sb, Pb 等とともに古くから研究されているが^{6,7)}、その内容は十分なものとは考えられない。すなわち、本脆化現象に関与している主要因子として Bi 含有量および焼鈍温度については一応の検討がなされているが⁸⁾、追って本稿において明らかにするごとく、本現象において極めて重要な因子である焼鈍前の冷間加工とそれに関連してみられる焼鈍時間の作用についてはほとんど検討されてきていない。

本報告では、まず脱酸銅管製造工程中に生じた事故の状況およびこれに関連する調査内容にふれ、ついで研究室で行なった再現試験の結果を述べ、脆化に関与している因子の作用を明らかにし、さらに、脆化の機構について検討した結果を報告する。

* 昭和43年伸銅技術研究会第8回講演会にて発表、伸銅技術研究会誌 vol 8 (1969) に掲載

** 研究部 工学博士

*** 研究部

2. 事故管の調査

2.1 発生状況

銅管の製造工程は熱間加工(素管製造)→口付→冷間加工(抽伸)→軟化、以後冷間加工と軟化の繰返しよりなっている。今回の事故はいずれも軟化後の冷間抽伸時に口付け部に生じた。事故管は2lotに限られており、それ以前にも、またそれ以後にも類似の事故は発生していない。各lotはそれぞれ40本よりなるもので便宜上、それぞれlot 1、およびlot 2とした。事故管の外観状況をPhoto. 1に示す。破断面は、今回の事故が脆性破壊によって生じたことを示している。この事故を生じた管と正常であったlotから採取した管(いずれも上記工程中の軟化工程—600°C×1/2 hを終えている)について種々の調査をおこない事故の原因を明らかにしようとした。

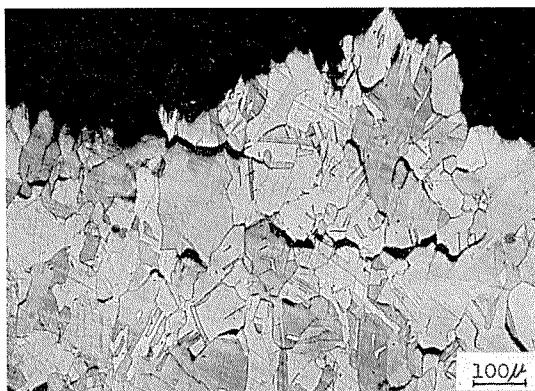
2.2 確性試験

(1) 組織観察

事故管事故部分の顕微鏡組織をPhoto. 2に示す。試料の結晶粒度はlot 1では0.10mm、lot 2では0.04mm程度である。いずれの場合も破断は再結晶粒界に沿って生じている。

(2) 化学分析

化学分析結果をTable 1に示す。Cuは99.90%以上であり、Cu, P量ともJIS H3603を満たし、かつPb, Feなども少なく、正常といえる。しかしCu, P, Pb, Feの合



lot. 1 (G.S. : 0.10mm)

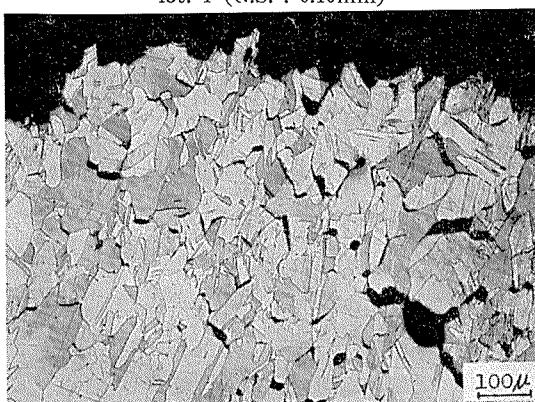


Photo. 2 Photomicrographs of the longitudinal section through the fractured tubes (lot. 1, lot. 2) during cold drawing.

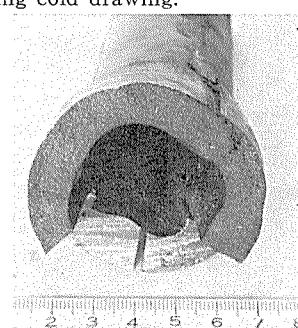


Photo. 1 Typical cracking of the annealed tube at cold drawing operation.

計量から300~700ppm程度の不純物の存在が考えられたので分光分析を行なったところ、Pb, Sn, Sb, Bi, Ni, Asの存在が認められ、このうちSb, Bi, Asは事故管に多く含まれていた。そこでこれらの不純物について化学分析を行なった。またCuの加工性を劣化さす元素であるSについては、ガス分析によって定量した。結果をTable 2に示す。事故管にはSb, Bi, Asが正常管の10倍近く含まれている。

Table 1 Chemical compositions of brittle tube and ductile tube (wt%).

Element Tube	Cu	P	Pb	Fe	Total
Brittle tube	99.90~99.95	0.016~0.019	<0.005	<0.005	99.93~99.97
Ductile tube	99.91~99.93	0.013~0.027	<0.005	<0.005	99.94~99.98

Table 2 Analysis of small amounts of impurities (wt ppm).

Element Tube	Element		Sb	Bi	As	S
	Lot	No.	1	2	3	4
Brittle tube	2	1	100	31	19	30
		2	100	39	25	—*
		3	70	24	15	—*
		4	70	21	17	—*
		5	80	23	15	—*
		6	80	21	16	—*
		7	59	18	13	—*
Ductile tube		1	<10	2	2	30
		2	<10	2	2	—*
		3	<10	1	3	—*
		4	<10	3	3	—*

* No analysis

Table 3 Results of electrical properties.

Tube	P content(%)	Electrical resistivity ($\mu\Omega\text{cm}$)	Electrical conductivity (IACS%)
Brittle tube (lot 1)	0.016	1.980~1.996	87.7~88.5
Ductile tube	0.013	1.902~1.920	91.2~91.8

(3) 导電率測定

JIS H0505に従って導電率の測定を行なった。結果をTable 3に示す。リン脱酸銅として正常な値がえられている。

(4) 水素脆化試験

Table 2に示した試料のうち事故管(No. 1)および正常管(No. 1)についてJIS H3603に従って水素脆化試験を行なった。試料を625°Cの水素気流中で30分保持した後水冷し、曲げ試験を行ない割れの発生状況をしらべた。事故管、正常管とも割れを生じることなく、180°まで密着できた。曲げ部分の断面の組織を観察したところいずれも十分に塑性変形しており、粒界の異常は認められなかった。これは今回の事故管に過剰のO₂が存在していないことを示すばかりでなく、適当な熱処理を施すことによって事故管の延性が回復することを示すものである。

(5) 引張試験

事故管、正常管について引張試験を行なった。引張速度は30mm/min程度の比較的おそいものである。結果をTable 4に示す。

事故管のうちlot 1に属する試料No. 1の引張強さ、伸びは著しく劣っているが、lot 2に属するNo. 2, 3のそれは正常管に比べ大差がない。しかし引張試験後の組織を観察すると、Photo. 3に示すように、lot 1のみでなく、正常管に近い数値を示したlot 2に属するNo. 2, 3試料も、試片全長にわたって粒界に沿う小さいクラックが存在し脆性破断の状況を呈していた。

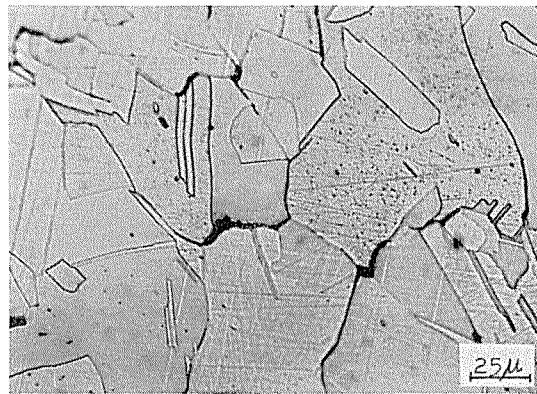
2・3 热処理と加工の影響

水素脆化試験の結果から、事故管に熱処理を加えることによって延性の回復が期待されたので、脆化の著しいlot 1に属するNo. 1について種々の熱処理、加工処理を施してから、偏平試験や引張試験を行ない割れ発生の状況を観察した。試験条件および結果をTable 5にまとめた。Photo. 4には受領材およびこれを700°Cで焼鈍した試料の引張試験後の状況を示している。このように受領材を700°Cで焼鈍することによって、不純物を含まない正常管と同様の変形挙動を示すのである(Exp. 1, 2)。常温加工時の割れは不純物を含む試料に10%以上の冷間加工を加えその後400°C~600°Cの温度範囲で焼鈍した場合にのみ生じ(Exp. 3), 冷間加工を加えないで単に上記温度範囲で焼鈍した場合あるいは650°C以上の高温から徐冷しただけでは常温加工時の割れは生じず、十分な延性がえられるのである(Exp. 4)。このように本脆化現象には焼鈍前の冷間加工を必要とすることが明らかになった。この点を更に詳し

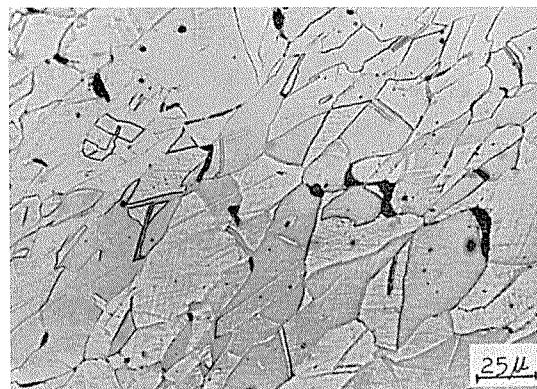
Table 4 Results of tensile properties.

Tube	Lot	No.	σ_b (kg/mm ²)	δ (%)	$\psi^*(\%)$	G.S.(mm)
Brittle tube	2	1	15.0	10.5	10.0	0.09~0.12
		2	28.0	51.0	30.7	0.03~0.04
		3	22.9	48.0	27.9	—
Ductile tube	2	1	22.7	53.0	34.5	—
		2	24.3	53.0	33.1	—

*Reduction in width



lot. 1.

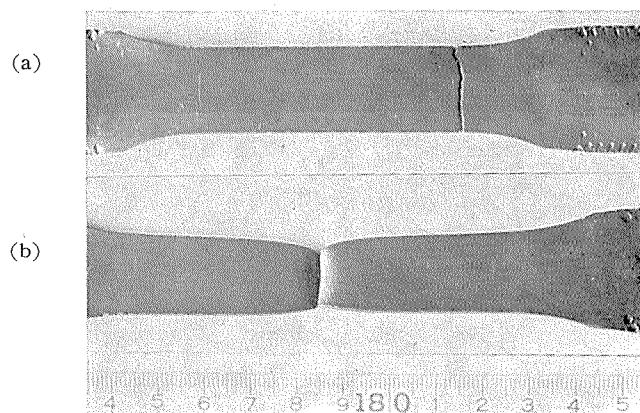


lot. 2

Photo. 3 Photomicrographs of the longitudinal section through the fractured specimens by the tensile tests.

Table 5 Effect of heat treatment and cold working on the embrittlement of deoxidized copper containing 26 ppm Bi.

Experiment No.	Heat treatment and cold working	Result of tests		
		Flattening test	Tensile test	
			σ_b (kg/mm ²)	δ (%)
1	as received	crack	15	10
2	700°C×30min→W.Q.	none	22	52
3	700°C×30min ↓ W.Q. 10% C.R.	crack		—
	400°C~600°C ×30min			
	650°C~700°C ×30min	none		—
4	700°C×30min furnace cool (50°C/h) → R.T.	none		—
	700°C×30min→W.Q. → 550°C×15hr→W.Q.	none		—
5	700°C×30min→W.Q. → 10~50%C.R. → 550°C×(10min~15h)	crack		—



(a)

(b)

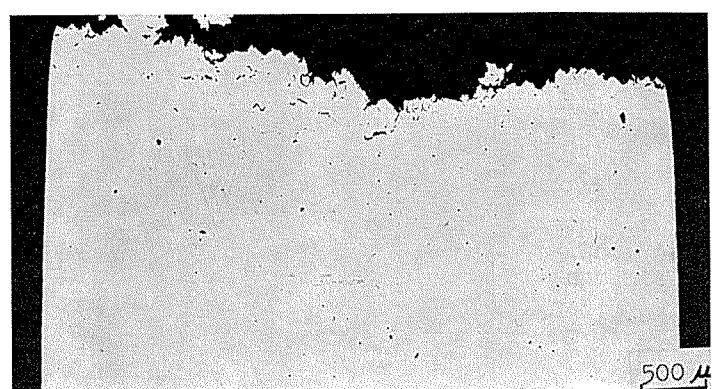
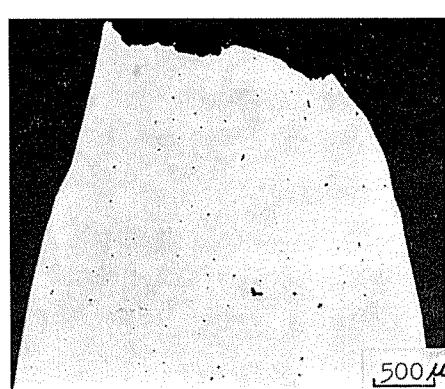
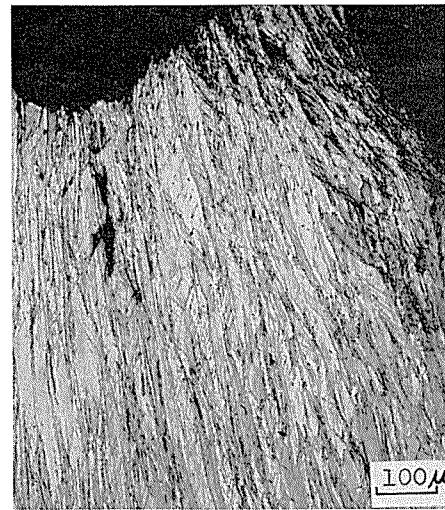
 500μ  500μ  100μ  100μ

Photo. 4 Results of the tensile tests at room temperature on Cu-26 ppm Bi specimens (longitudinal section through the fractured test-pieces).

- (a) annealed in brittle condition (30% C.R. \rightarrow 550°C \times 1/2h)
- (b) annealed in ductile condition (30% C.R. \rightarrow 700°C \times 1/2h)

く調べるために受領材を 700°C で焼鈍後 10~50% の冷間加工を加えその後 550°C で 10min ~ 15h 焼鈍し、曲げ試験によって割れ状況を観察した (Exp. 5)。結果を Photo. 5 に示す。冷間加工を加えたものはいずれも割れを生じているが、加工度が小さく再結晶粒度が大きいものほど曲げ加工に際しわざかの歪量で割れが生じている。割れに至るまでの歪量を測定しこれを引張試験における伸びと比較し Table 6 に示した。同一 Bi 量を含む試料でも破断するまでの歪量は結晶粒度に強く依存しており、たとえば g.s. 0.065mm では 30%, g.s. 0.025mm では 55% である。変形速度、変形温度等によって数値そのものは変わってくるであろうが、本脆化現象には焼鈍前の冷間加工が必要であることおよびその程度が焼鈍後の再結晶粒度に強く依存していることが本現象を特徴づけている。

2・4 考 察

以上述べた事故管に関する調査から、今回の常温加工時の脆化現象は、Sb, Bi, As を 100ppm 以下の範囲で正常管より多く含む管を熱間加工後冷間加工し 400°C ~ 600°C の温度範囲で焼鈍した場合に発生することが明らかとなつた。また割れを生じた試料の粒内はほとんど塑性変形を受けておらず、かつ割れが再結晶粒界に沿って生じていることを考慮すると事故の原因は事故管に含まれている微量不純物が熱処理によって再結晶粒界近傍に拡散して富化したことにあると考えられる。また不純物の拡散に冷間加工が必要であることに本現象の特徴があるように考えられる。微量不純物のうち As は Cu に 2~3% 固溶し、0.1~0.6% 含む場合でも加工性を劣化させず、逆に少量の As を含む場合にはクリープ強度を向上させることから実用材料として使用されているのである。Sb も Cu によく固溶し 200°C では 2% 程度の固溶量がある。固溶量以上の Sb を含む場合には、低温で加工性が劣化するが、0.6% 程度以下では常温加工性に影響しないと報告されている^{4, 5)}。従って今回事故管に検出された 0.01% 程度の As, Sb は本現象に何ら影響していないと考えてよからう。一方 Bi の Cu に対する固溶量は極めてわずかであり⁶⁾、最大固溶量は 850°C で 0.01~0.015% 程度で、温度低下とともに減少すると報告されている⁷⁾。従って熱処理に応じて粒界近傍の濃度に変化をきたす可能性があるのは 0.002~0.004% 程度の微量含まれている Bi であると考えられる。しかもこの程度の Bi 量と粒界面積との間には、以下に計算するような関係があり、30 ppm 程度の不純物量でも粒界の様子を変化さずに十分である。以下に粒界をおおうに要する不純物量を概算した。

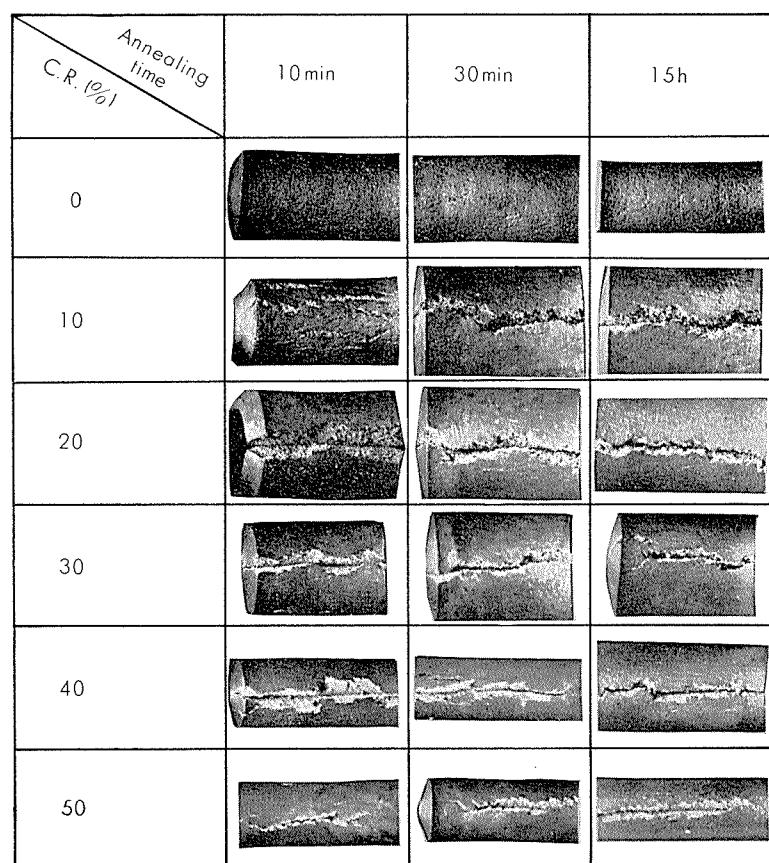


Photo. 5 Results of the bending tests of Cu-26ppm Bi at room temperature. specimen : 700°C W.Q. → C.R. (0~50%) → 550°C × (10min~15h)

Table 6 Relation between grain size and elongation to fracture in flattening and tensile tests.

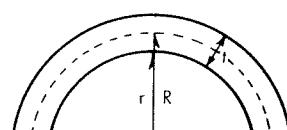
Specimen

(26ppm Bi) : { A : C.R. 20% { → 550°C × 1/2h

Specimen	Flattening test			Tensile test		
	Mark	G.S. (mm)	Thickness (mm)	Radius, r (mm)	*1 Elongation, ε (%)	*2 Tensile strength (kg/mm²)
A	0.065	4.0		5	28	21.2
B	0.025	2.5		1	55	23.6

*1 The radius at which crack appeared in flattening test.

*2 The elongation to fractured calculated from the following equation.



$$\epsilon = (t/2R) \times 100$$

単位体積当りの粒界面積 (A) と平均結晶粒 (D) との間にはつぎの関係が成立する⁹⁾。

$$A = 2.43/D \quad (D : \text{cm})$$

仮にこの粒界を 1 原子層の Bi でおおうとした場合に必要とされる Bi 濃度 x (wt%) はつぎのようである。

$$x = [(A/4r^2_{\text{Bi}})(m_{\text{Bi}}/N)/\rho_{\text{Cu}}] \times 10^2 (\%)$$

ただし m_{Bi} : Bi の原子量 (209)

r_{Bi} : Bi の原子半径 ($1.75 \times 10^{-8} \text{ cm}$)

N : アボガドロ数 (6×10^{23})

ρ_{Cu} : Cu の比重 (8.92)

適当な数値を入れて整理すると、結晶粒度 D (cm)なる試料の全粒界を 1 原子層の Bi x (wt%) でおおう場合の両者の関係は

$$x \times D = 10^{-5}$$

となる。たとえば結晶粒度が 0.05mm の場合には 20ppm, 0.025mm の場合には 40ppm, となりこの程度の Bi 量で全結晶粒界をおおえることになる。本事故管の結晶粒度は, 0.025~0.10mm 程度であるから、これに含まれている 30 ppm 程度の Bi 量で十分粒界をおおえることになる。

以上の計算は Bi を粒界に沿って 1 原子層並べた場合に数十 ppm という超微量でも全粒界をおおえることを意味するものであり、今回の脆化現象を超微量 Bi の粒界への拡散現象と結びつけて考えることを示すものである。しかし結晶粒界自身のもつ種々の特徴を考慮すると、Bi 原子が粒界を一様におおうと考えるよりも、特定の方位関係を有する結晶粒界に優先的に析出していくとか、あるいは析出物としてではなく単に濃度的に粒界近傍を富化すると考えるのが適当と考えられる。

このように今回の脆化現象は、まず結晶粒度に強く依存していること、ある温度範囲で焼鈍した場合にのみ生じることおよび焼鈍前の冷間加工を必要とすることに特徴づけられている。これらの関係をより系統的に調査することおよび脆性破断の機構を検討するために Bi 量の異なる試料を溶製し以下に記す再現試験を実施した。

3. 再現試験

3.1 実験方法

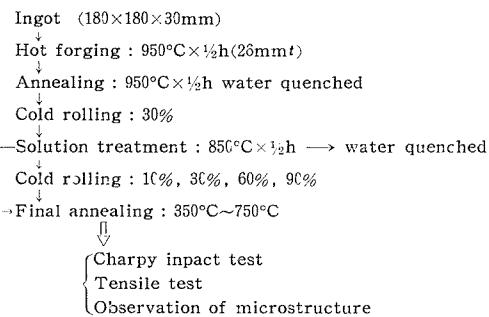
(1) 試 料

Bi を 20~200ppm, P を 0.04% 含有するリン脱酸銅をつぎのようにして作成した。電解 Cu, Cu-8% P 中間合金、高純度 Bi 地金を高周波誘導電気炉で黒鉛るつぼ (#10) を用いて大気中で溶解し、ついで金型 (180×180×30mm) に铸込み、铸塊を作製した。なお溶解に際し酸化防止の目的で溶湯面を木炭で覆った。溶製した各铸塊の分析値、および以後に述べる熱処理を行なった後の分析値を Table 7 に示す。Bi を多量に含む試料では両者の Bi 量に若干のちがいが生じている。これは Bi の偏析によるものと考えられる。

Table 7 Chemical compositions of specimens(wt%).

No.	As cast			After heat treated		
	Cu	P	Bi	Cu	P	Bi
1	99.95	0.026	0.0002	R	0.030	0.0002
2	99.93	0.034	0.0026	R	0.032	0.0025
3	99.92	0.041	0.0051	R	0.044	0.0044
4	99.91	0.048	0.0095	R	0.051	0.0070
5	99.86	0.049	0.0190	—	—	—

Table 8 Preparation of test pieces.



各铸塊について表面切削した後铸造組織を破壊する目的で熱間鍛造を行なった。この際 Bi を 200 ppm 含む試料の周辺部には小さい割れが生じたので引張試験片、衝撃試験片の採取を中止した。ついで焼鈍と冷間圧延を行なったのち 850°C で焼鈍（溶体化処理）し、その後水冷し冷間圧延を加え、最後に 350°C~750°C で焼鈍した。試験片の製作工程を Table 8 に示す。

焼鈍用炉として、短時間の場合には塩浴炉を、30分以上の長時間の場合には還元性雰囲気を備した空気炉を用い試料表面の酸化防止につとめた。このようにして製作した板から、シャルピー衝撃試験片 (JIS 4号V-ノッチ)、引張試験片 (JIS 5号) を作成し、常温で試験を行ない、常温加工性を検討した。試験片の採取方向については衝撃試験によって異方性のないことを確認した後、試片の長軸方向が圧延方向と直角になるようにした。

(2) 衝撃試験および引張試験

常温脆化現象を鋭敏に検出する手段として衝撃試験を用いた。試験機には最大衝撃力 30kg-m のシャルピー衝撃試験機を用い、試験の大部分を常温で行なった。一部の試料については Bi の融点である 271°C をはさんで 250°C~350°C で試験をした。試片の加熱には、試験機の近くに設置した塩浴炉を用いこの中に 5~10 分間加熱後すばやく取り出し試験した（所要時間 2~3 秒）。また再結晶粒度の影響、あるいは脆性破断の発生状況を調査する目的で引張試験を行なった。試験機にはアムスラー型引張試験機を用いた。歪速度は 30mm/min(1%/sec) 程度である。

(3) 組織観察

常温脆化を呈する処理を行なった試片について、光学顕微鏡、電子顕微鏡、X線マイクロアナライザ（E.P.M.A.）を用いて主として粒界近傍の状況を観察した。電顕試片の作製方法は以下のようである。Biを50, 100ppm含む試料について冷間加工と中間焼純をくり返し最終加工度が60%になるように 30μ の薄板とし、これに $550^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h}$ の最終焼純をした。これに化学研磨（水酢酸、磷酸、硝酸を同等量加えた溶液）と電解研磨（磷酸、エタノール、プロパンノールの混液）を施し、薄膜とした。電子顕微鏡には島津製HU11型を用い加速電圧100kVで撮影した。

X線マイクロアナライザによる観察はつぎのようにして行なった。試料として、100, 200ppm Bi含有するものを用い、これに30%冷間加工を加え、その後 550°C および 800°C で熱処理しBi L_a (1.1305\AA)を用いて線分析した。使用した装置は島津ARL-EMX II型であり、加速電圧30kV、電子電流 $0.042\mu\text{A}$ 、スポット径を 2μ 以下に絞り、 $24\mu/\text{min}$ の線走査速度で $2000\mu\sim 5000\mu$ 走査し、ペンレコードで記録した。 550°C 焼純材では約16個所、 800°C 焼純材では約8個所の粒界について調査している。

3・2 実験結果

(1) 再結晶挙動

加工度60%試料の軟化曲線をFig. 1に示す。いずれの試料も 450°C で再結晶しており純銅として正常である。

(2) 衝撃試験

(i) 焼純温度とBi量の関係

加工度0%の試料および加工度60%の試料を $350^{\circ}\text{C} \sim$

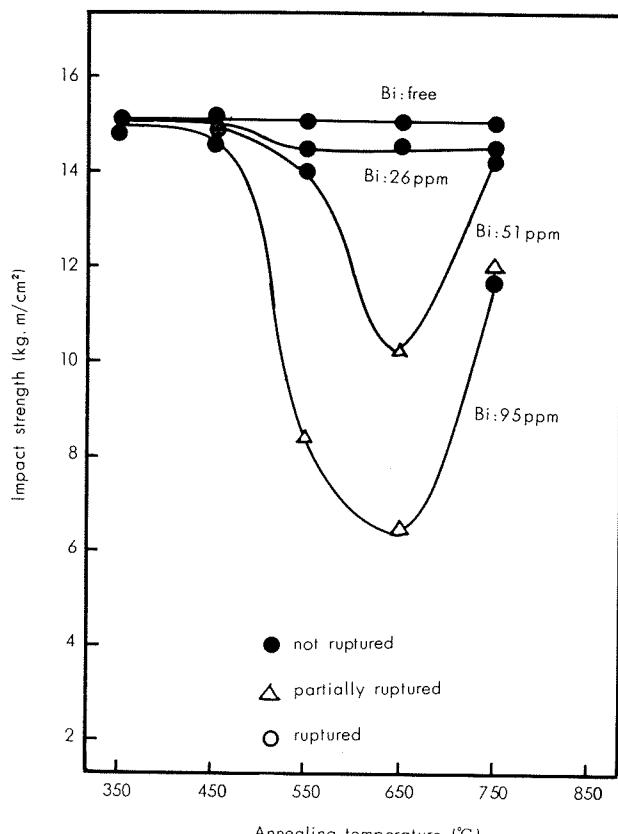


Fig. 2 Effect of annealing temperature on the impact strength of Cu-Bi alloys at room temperature (holding at each temperature for 30 min). Specimen: [left: $850^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h}$ W.Q. $\rightarrow 350^{\circ}\text{C} \sim 750^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h}$; right: $850^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h}$ W.Q. $\rightarrow 60\%$ C.R. $\rightarrow 350^{\circ}\text{C} \sim 750^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h}$]

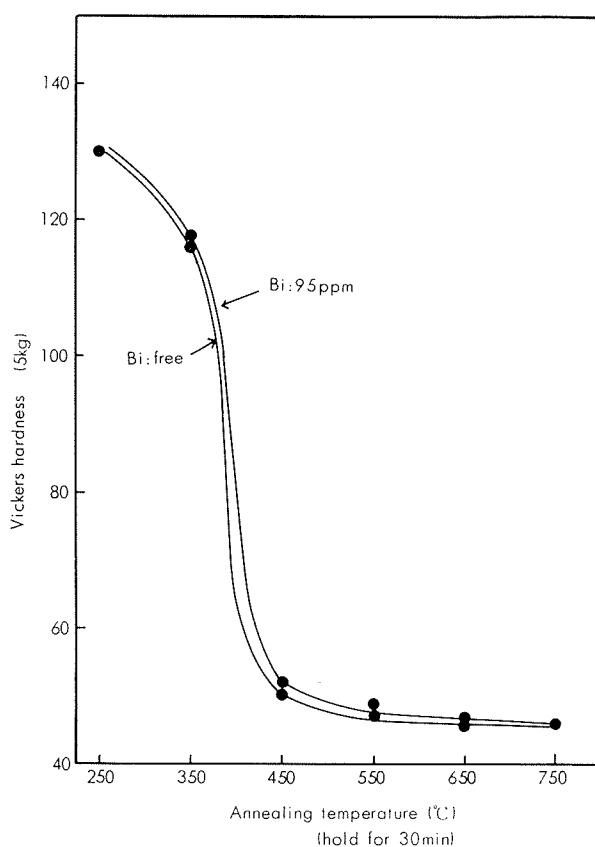


Fig. 1 Recrystallization behavior of phosphorous deoxidized copper, Bi free and containing 95ppm Bi, cold rolled 60%.

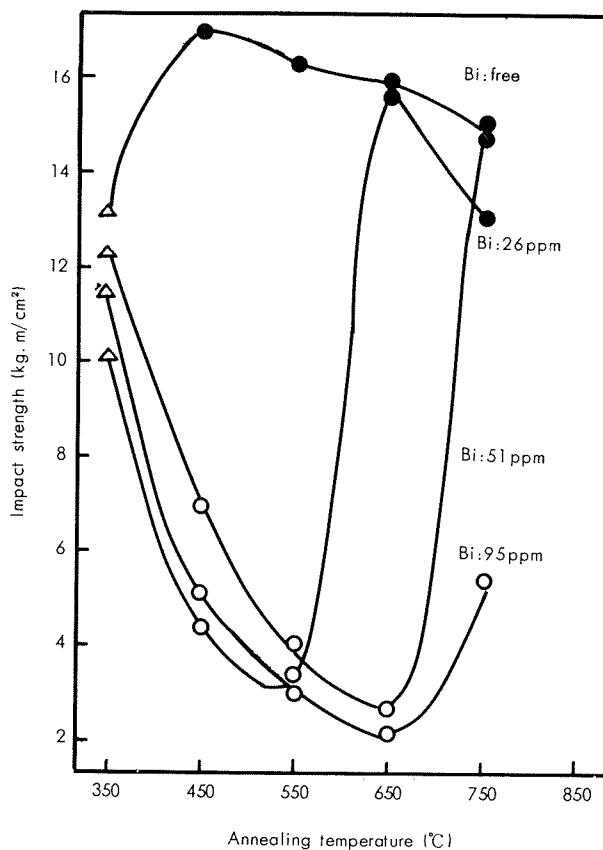


Fig. 2 Effect of annealing temperature on the impact strength of Cu-Bi alloys at room temperature (holding at each temperature for 30 min). Specimen: [left: $850^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h}$ W.Q. $\rightarrow 350^{\circ}\text{C} \sim 750^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h}$; right: $850^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h}$ W.Q. $\rightarrow 60\%$ C.R. $\rightarrow 350^{\circ}\text{C} \sim 750^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h}$]

750°Cで焼鈍し焼鈍温度による衝撃値の変化をしらべた。結果をFig. 2に示す。焼鈍時間はいずれも30分である。加工度0%の場合にはBi量が51ppm, 95ppmと多い試料に限り550°C~650°Cで焼鈍した場合にかなり衝撃値が低下する。一方加工度60%の場合にはBiを含む試料は450°C~650°Cの範囲で焼鈍することによって衝撃値が著しく低下し脆性破断を生じる。試験後の破断部の状況をPhoto. 6に示す。ミクロ組織観察の結果、割れはいずれも再結晶粒界に沿って生じていた。Fig. 3には以上の試験結果をBi量と焼鈍温度についてまとめ脆性破断を生じる限界を求めた結果を示している。Bi量の増加とともに脆性破断発生の上限温度が高温側に拡っている。この結果からCu中のBi固溶量に変化があって高温で固溶していたBiが焼鈍温度の低下に伴って過飽和になり粒界近傍へ拡散して析出物を生じ、その後の冷間加工に際してこの部分に異常をきたすのではないかと考えられる。

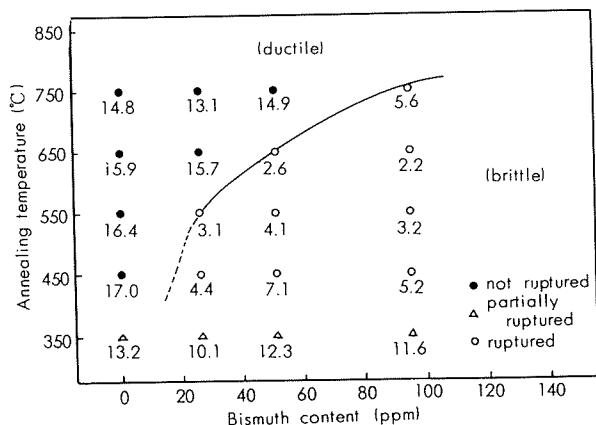


Fig. 3 Relation between bismuth content and annealing temperature at which brittleness disappeared in Charpy impact test.

Specimen: 850°C × 1/2 h W.Q. → 60% C.R. → annealing

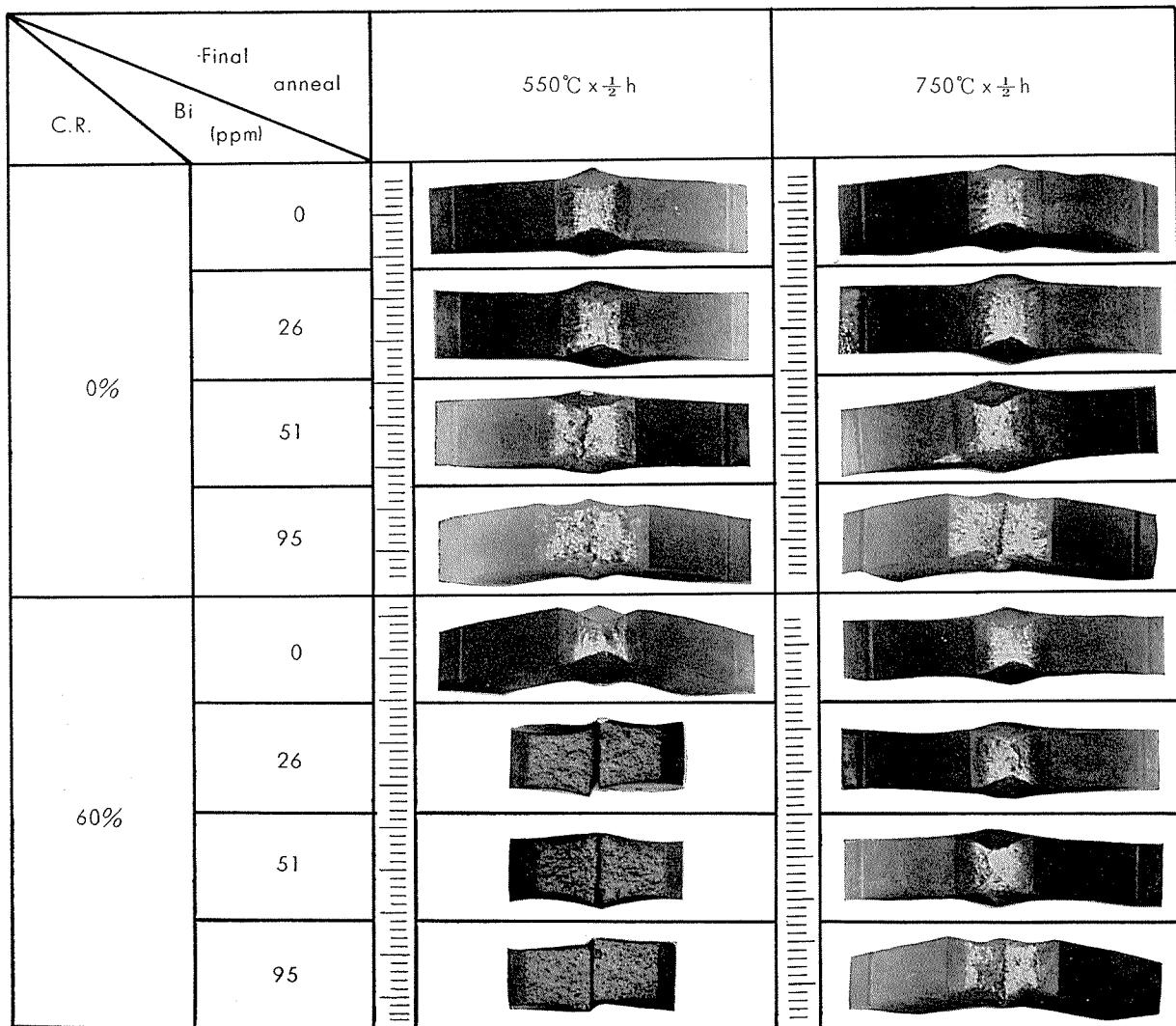


Photo. 6 Results of Charpy impact tests at room temperature.

(ii) 冷間加工および焼鈍時間の影響

冷間加工度を10%, 30%, 60%と変えて最も脆性破断の生じやすい条件($550^{\circ}\text{C} \times 30\text{min}$)のもとで焼鈍した後、衝撃試験をおこない冷間加工性を評価した。

結果をFig. 4に示す。わずか10%の加工によって衝撃値が著しく低下し、脆性破断がもたらされている。つぎに冷間加工0%と30%の試料について 550°C で1分~500時間焼鈍し焼鈍時間の影響をしらべた。結果をFig. 5に示す。なお長時間焼鈍後の試料についてBiを化学分析したがBiの損失は認められなかった。冷間加工を行なわない場合には500時間焼鈍しても衝撃値の低下がわずかであり、Bi量が26ppmと少ないものはほとんど低下していない。

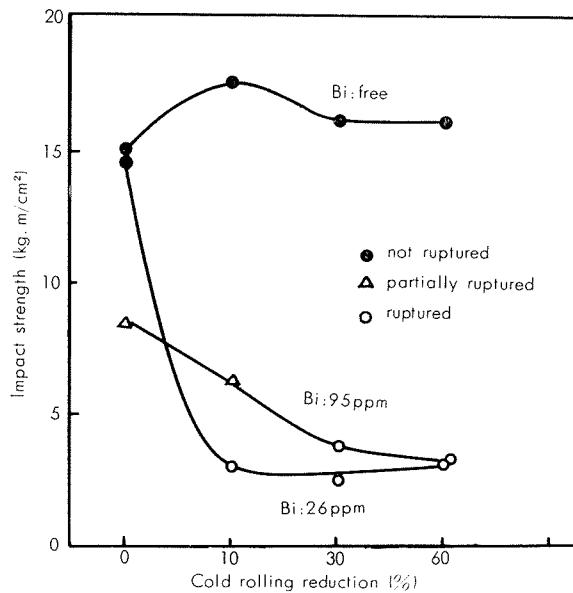


Fig. 4 Effect of cold rolling reduction prior to final annealing on the impact strength of Cu-Bi alloys at room temperature.
Specimen: $850^{\circ}\text{C} \times 1/2\text{h}$ W.Q. \rightarrow 10~60% C.R. \rightarrow $550^{\circ}\text{C} \times 30\text{min}$

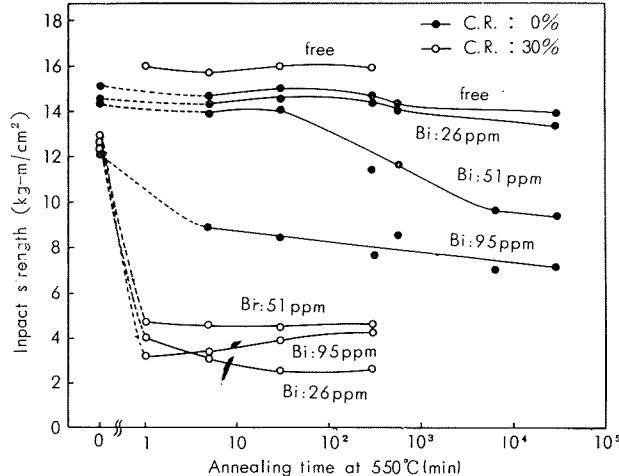
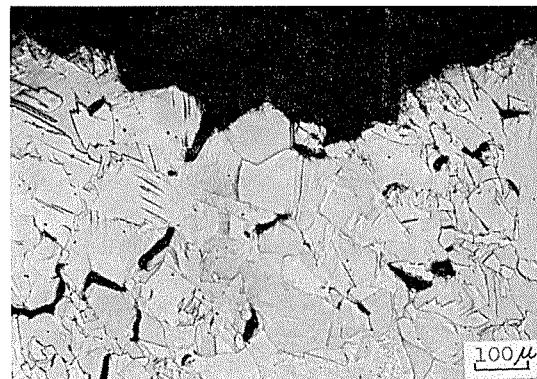


Fig. 5 Effect of annealing time and cold rolling reduction on the impact strength of Cu-Bi alloys at room temperature.
Specimen: $850^{\circ}\text{C} \times 1/2\text{h}$ W.Q. \rightarrow C.R. 0%, 30% \rightarrow $550^{\circ}\text{C} \times (1 \sim 30000)$ min

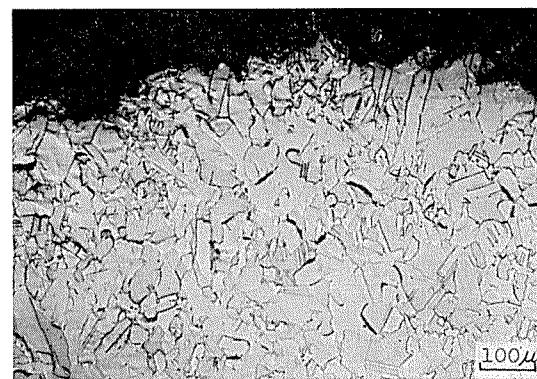
一方30%冷間加工材では1分という極めて短時間の焼鈍によって衝撃値が著しく低下し脆性破断を示した。割れはPhoto. 7に示すように再結晶粒界に沿って生じている。このようにわずかの冷間加工によってBiの粒界への拡散は著しく促進されるのであり、極めて興味深い現象である。



10% cold rolled



30% cold rolled



60% cold rolled

Photo. 7 Photomicrographs of Cu-95ppmBi specimens fractured by Charpy impact test at room temperature.
Specimen: $850^{\circ}\text{C} \times 1/2\text{h}$ W.Q. \rightarrow 10~60% C.R. \rightarrow $550^{\circ}\text{C} \times 1\text{min}$

(3) 引張試験

溶体化処理後10%, 60%, 90%の冷間加工を加え、脆性破断が顕著に生じる550°Cで30分焼鈍し、引張試験を行なった。結果をFig. 6に示す。冷間加工度が小さく、再結晶粒の大きいものほど、またBi量の多いものほど引張強さ、伸びが劣っている。加工度の増大とともに見掛け上延

性は回復しており、Bi 26ppm, 冷間加工度90%を加えた試料ではBiを含まないものに近い値を示している。しかし破断後の断面を観察すると、試片全長にわたって粒界破断を呈している。つぎにある歪量に達したときに引張加工を中止し試験片をとりはずしその断面を観察しクラックの発生状況を調査した。結果をPhoto. 8に示す。Biを含

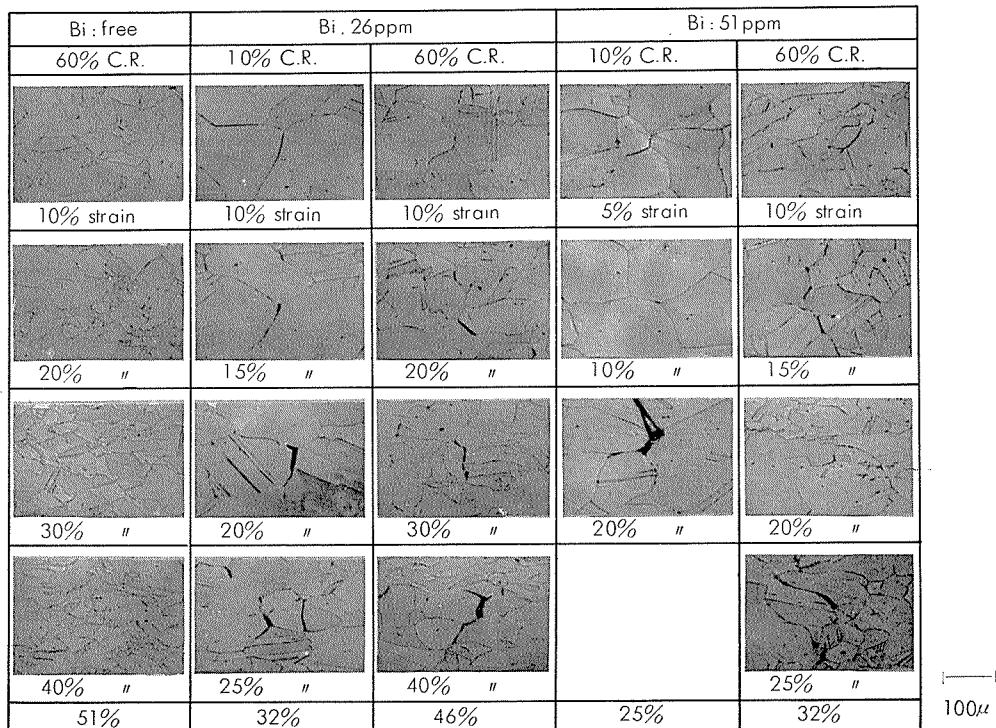


Photo. 8 Photomicrographs of Cu-Bi alloys deformed in tension after annealing to be brittle longitudinal section). Specimen : 850°C × 1/2h W.Q. → 10%, C.R. → 550°C × 1/2h

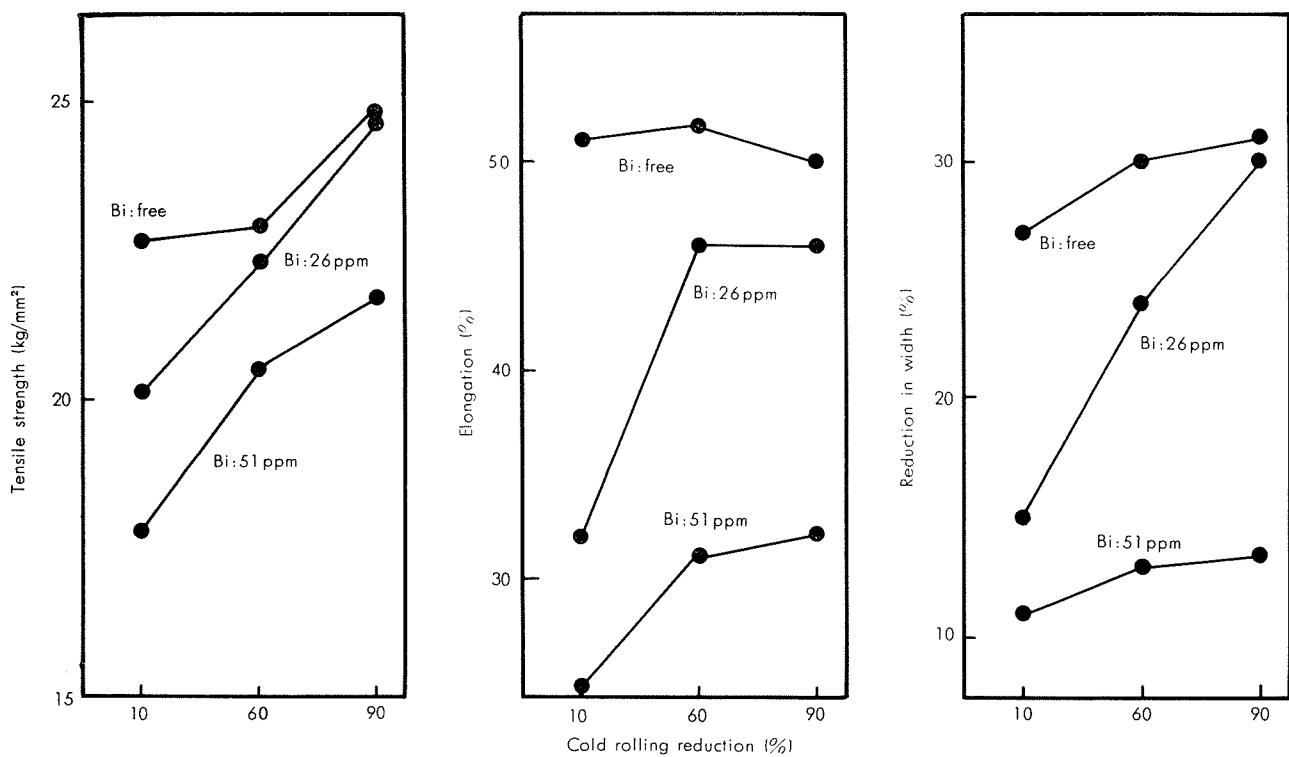


Fig. 6 Changes in the tensile properties of Cu-Bi alloys at room temperature due to cold rolling reduction before final annealing.
Specimen : 850°C × 1/2h W.Q. → 10~60% C.R. → 550°C × 30min.

も試料は結晶粒度に関係なく15~20%という低歪量で粒界にクラックを生じ以後成長し割れに至っている。割れに至るまでの全歪量はBi量、結晶粒度に依存している。

(4) 高温衝撃試験

高温衝撃試験結果をFig. 7に示す。試料は溶体化処理後60%の冷間加工を加え550°Cで焼鈍したものである。衝撃値はBiの融点をはさんで連続的にゆるやかに変化しており、Biを第2相として多量に含む純銅で経験される衝撃値の急激な変化とは明らかに異なっている。

(5) 組織観察

Biを含有し常温脆化するような処理を施した試料について化学研磨および電解研磨を行ない粒界近傍の状況に注意し光学顕微鏡によって組織の観察を行なったが、粒界析出物とおもわれるものは観察できなかった。つぎに電子顕微鏡による観察結果をPhoto. 9に示す。常温脆化するような処理を施した試料であるにもかかわらず結晶粒界の状況は通常の純銅のそれと変りがなく、第2相らしきものは観察されていない。

つぎにE.P.M.Aの結果をPhoto. 10, 11に示す。Bi量が100ppm以下の場合には常温脆化を示すような処理を施した試料および延性を示すような処理を施した試料とも、Biによる異常ピークは記録されなかった。一方熱間加工時に小割れを生じた200ppm Bi含有試料では冷間加工後550°Cで処理した場合には16カ所の再結晶粒界中4カ所でBiによる異常ピークが観察され、またこの試料を800°Cの高温で処理し常温での延性を回復させた場合には7カ所の再結晶粒界について異常は認められなかった。Biによる異常ピークが検出された200ppm含有試料は熱間加工時に小割れを生じたことから熱間加工時の温度低下に伴って金属Biが第2相として析出していたことは、ほぼ確かである。E.P.M.Aで検出されたBiピークはこの第2相によるものであると考えられる。一方100ppm以下のBiを含有する試料では再結晶粒界に沿う脆性破断を生じているにもかかわらずE.P.M.Aではその粒界に関して何ら異常が検出されていない。このことはBi量100ppm以下の場合はどのような加工、熱処理をおこなってもBiが第2相として粒界に析出していくことがないことを暗示しており、この場合Biは粒界にある幅をもって偏析富化していくことを示す有力な証拠と考えられる。

(6) 粒界近傍の硬さ測定

粒界近傍の状況を更に詳細に知る目的で、粒界脆性破断を生じるように加工、熱処理を施した試料について、その粒界および粒内の硬さを測定した。用いた荷重は15g、圧痕は約20μであった。結果をFig. 8に示す。各点とも3~5カ所測定している。粒界脆性破断を生じるような処理を施した場合には、粒界近傍は粒内よりも硬化しているが、Biを含有していない試料あるいは延性破断を生じるように処理したBi含有試料では、粒界粒内ともほとんど差がない。このこともBiの粒界偏析を暗示するものである。

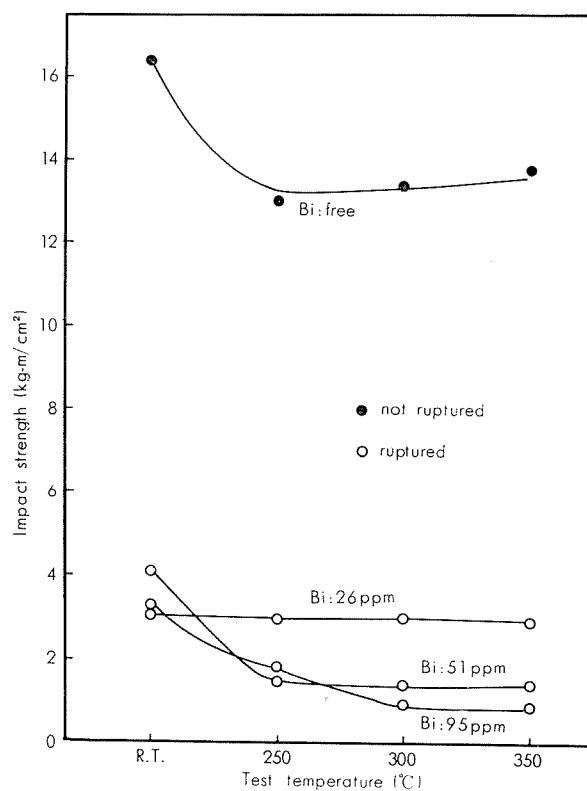


Fig. 7 Change in the impact strength of Cu-Bi alloys due to test temperature.
Specimen : 850°C × 1/2h W.Q. → 60% C.R. → 550°C × 1/2h

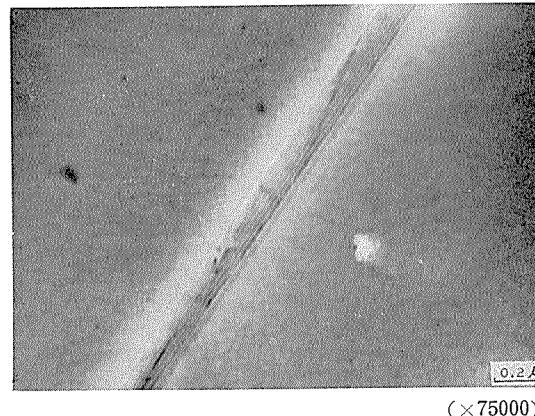
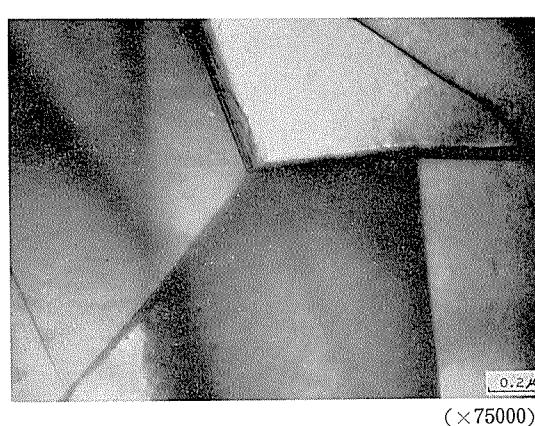


Photo. 9 Transmission electron micrographs of grain boundary of Cu-Bi alloy heat-treated to be brittle.
Specimen : Bi 51ppm, 750°C × 1/2h W.Q. → 60% C.R. → 550°C × 1/2h

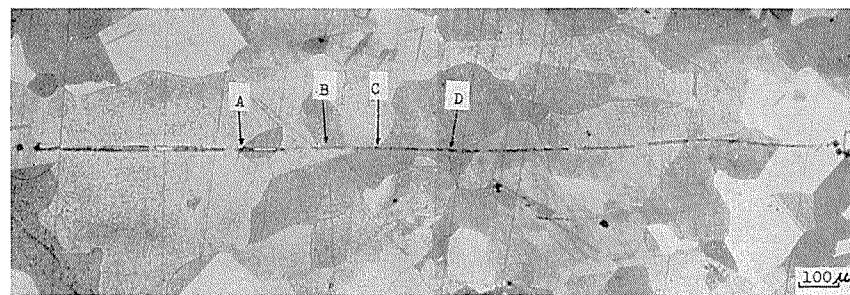
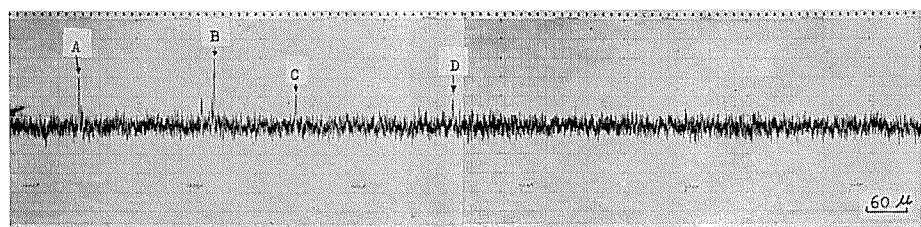


Photo. 10 Result of X-ray microanalyser.

Specimen : Bi 200ppm, $850^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h} \rightarrow \text{W.Q.} \rightarrow 30\% \text{C.R.} \rightarrow 550^{\circ}\text{C} \times 30\text{min}$

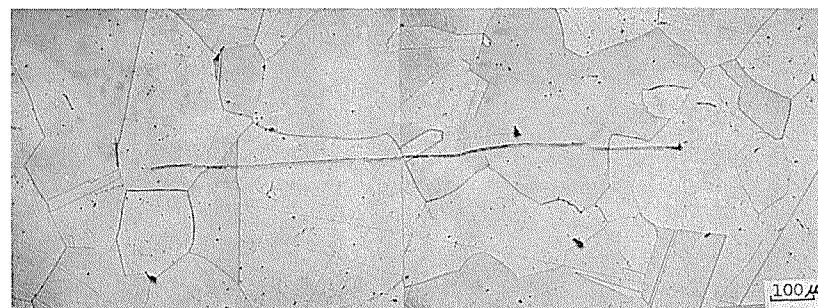
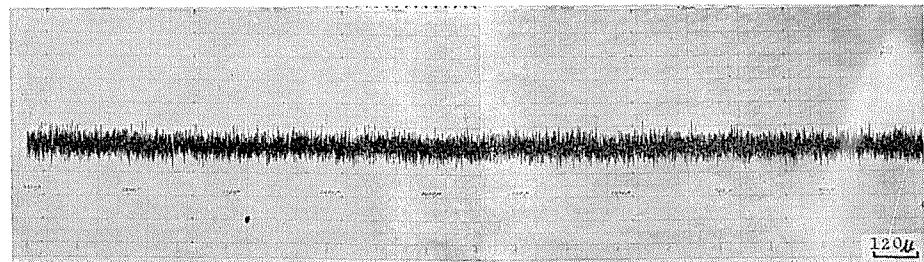


Photo. 11 Result of X-ray microanalyser.

Specimen: Bi 200 ppm, $850^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h} \rightarrow 30\% \text{ C.R.} \rightarrow 800^{\circ}\text{C} \times 10 \text{ min}$

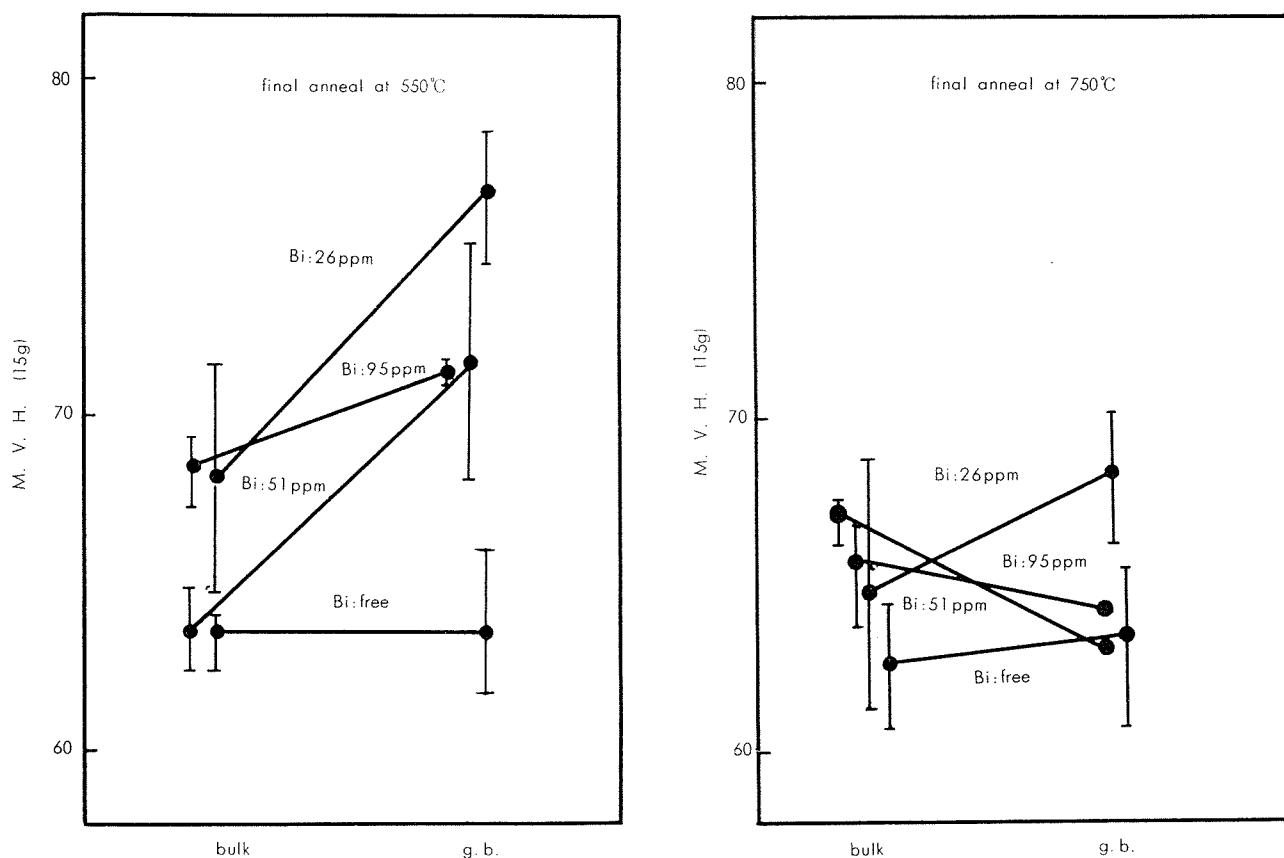


Fig. 8 Bulk and grain-boundary hardness at room temperature for Cu-Bi alloys.

Specimen : $850^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h}$ W.Q. \rightarrow 60% C.R. \rightarrow $\begin{cases} 550^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h} \\ 750^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h} \end{cases}$

3・3 考 察

以上の破壊試験、組織観察により、Biを含むリン脱酸銅がBi量、冷間加工度、焼鈍条件に応じて常温加工時に粒界破断を生ずる現象を明らかにした。割れがどのような場合にも再結晶粒界に沿って生じていることから、冷間加工と焼鈍によって結晶粒界あるいはその近傍に何らかの異常が生じたものと考えられる。Fig. 9にCu-Bi状態図を示している。Bi量と焼鈍温度によって脆化の状況が異なってくることに対して、Cu-Bi状態図のCu側のsolidus lineに異常——Cuのm.p. (1080°C)と共晶温度 (270°C)との間で最大固溶量を示す温度域が存在する——があって低温側では過飽和のBiが析出してくるという考えがある^{3,10~12)}。このようなsolidus lineの異常性については、Raub¹³⁾がAu, Ag, Cu baseにTl, Pb, Biを添加した合金についてX線を用いて検討した結果、Au, Ag baseでは上記三元素について、CuについてはTlについて異常性を認めている。Cu-BiについてはBi量が微量であるので確証をえていない。もしCu-Biでも同様の異常性があるとすれば、低温で焼鈍することによって金属Biが結晶

粒界に析出し、しかも粒界を膜状におおい冷間加工性を劣化させることが考えられる。しかるに今回おこなった光学顕微鏡、電子顕微鏡観察、E.P.M.A.観察の結果、常温脆化試料の粒界には析出物らしきものは認められず、かつ高温衝撃試験の結果、衝撃値の変化はBiの融点をはさんでゆるやかであり、Biを第2相として含む場合と明らかに異なっていた。このように第2相が析出していることに対する有力なデータは何一つ存在していない。従って本脆化現象をsolidus lineの異常性から第2相の粒界析出をもとに説明することには無理があると考えられる。一方Cu-Bi合金のように原子半径差の大きい元素となる固溶体においては、matrixの歪エネルギーを低下さすように溶質原子が転位等の格子欠陥や結晶粒界に拡散して平衡偏析を生じることが考えられている。この場合温度低下とともに粒界での溶質原子の平衡濃度は大きくなり、加工性に影響するものと考えられる。平衡偏析の実例としてB.C.C金属ではFeの中のS, C, P等で、F.C.C金属ではCu-Zn-Sb,^{8,21)} Cu-Sb,^{22,23)} Cu-Sn,²⁴⁾ Al-Mg-Na²⁵⁾ またPb中の微量不純物²⁶⁾, Ag-Mg²⁷⁾等について報告されており、多くの場

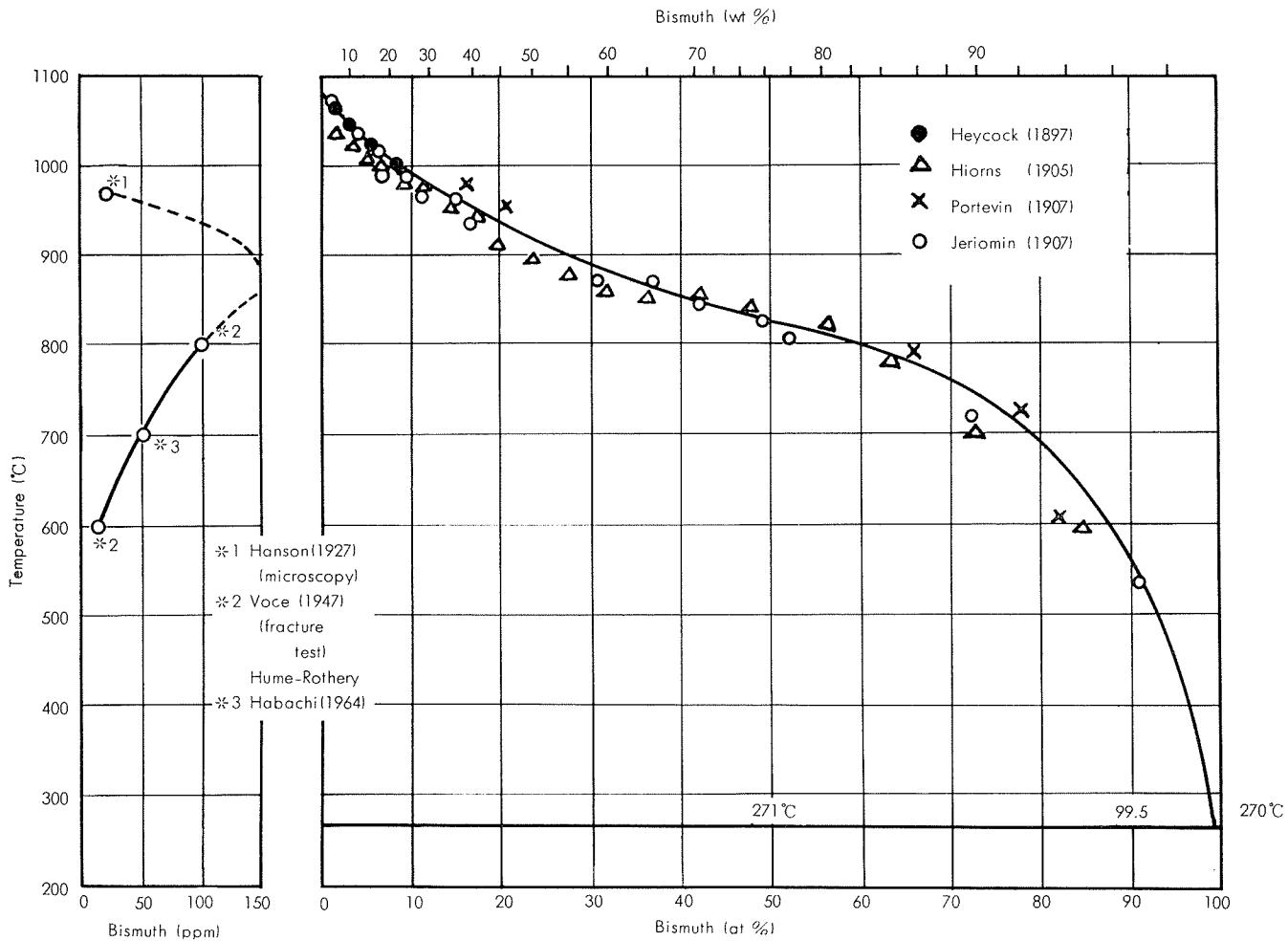


Fig. 9 The equilibrium diagram of the copper-bismuth system. (M. Hansen : Constitution of Binary Alloys (1958))

合、機械的性質の劣化を招いている。しかし平衡偏析に対する直接の証拠は放射性同位元素を用いておこなったもの²⁸⁾に限られており、多くは電顕観察^{19, 20)}、内部摩擦測定³¹⁾、硬度測定^{26, 27)}等の間接的なものにすぎない。Cu-Bi系については、電解研磨法の条件によって粒界の状況が変化することから平衡偏析の生じていることを推察している³²⁾程度であり、多くは光学顕微鏡による観察から粒界近傍に異常の生じているのではないかと報告している^{3, 10, 11)}程度である。われわれの実験においても平衡偏析に対する直接的な証拠はえられていないが、E.P.M.A. 観察結果や粒界近傍の硬度測定結果あるいは高温での衝撃試験結果等は、平衡偏析の生じていることを支持する有力なデータであると考えられる。ただ本合金系のように原子半径が著しく異なる場合 Cu 中の Bi の拡散は極めて遅いものと考えられ、このような場合、冷間加工によって導入された転位等の格子欠陥が Bi の拡散に対し重要な役割を演じるのであり、本脆化現象を特長付けているものと考えられる。また結晶粒度の影響に関しては再結晶粒度が大きい場合には粒界までの拡散の距離は長くなるが粒界当りの偏析濃度が大きくなるため脆化が促進されるのであろう。

次に Bi が粒界に偏析した場合なぜ延性が劣化するかと

いうことに対しては、多くの場合定性的に表面エネルギーの低下から説明がなされている。最近 Mclean らが微量 Sb を含む Cu-Sb 系で表面エネルギーの実測に成功し、^{33, 34)}この点から Cu-Sb 系における低温脆性の説明をおこなっている。一方 Ainslie らは電顕によって粒界近傍の転位密度の測定をおこない、転位密度の増大と脆性破断とを結びつけている¹⁹⁾。

溶質原子の粒界偏析と脆性破壊機構との関係については別途検討することが必要である。

4. 結 言

以上述べた事故例および再現試験例をまとめると以下のようである。

- (1) リン脱酸銅管が冷間加工時に脆化したのは 30ppm 程度の微量含まれていた Bi が冷間加工、焼純の過程で再結晶粒界に拡散して粒界に異常をもたらしたことに関係している。
- (2) 常温脆化は冷間加工材をある温度範囲で焼純した場合に生じ、この範囲は Bi 量に依存している。たとえば、26ppm Bi 含有試料では 450°C~550°C, 95ppm Bi 含有試料では 450°C~750°C であり、Bi 量が多いほど脆化

- 温度範囲は上限温度のみ広くなる。
- (3) 脆化は焼鈍前のわずかの冷間加工によって著しく促進される。たとえば 550°Cで最終焼鈍を行なった場合、30%加工材では1分間の焼鈍によって脆化を呈する。しかし冷間加工を行なわない場合には 500 時間焼鈍しても脆化しない。これは Cu 中の Bi の拡散が加工の影響を著しく受けていることを示しており本現象を特徴づけている。
- (4) 組織観察、高温衝撃試験、硬度測定の結果から、粒界近傍に拡散してきた Bi は第2相として存在しているのではなく、粒界近傍に平衡偏析しているものと考えられる。
- (5) Bi の平衡偏析による粒界近傍の硬化、および界面エネルギーの低下が粒界脆化をひきおこすものと推察されるが、この点に関しては更に調査、検討する必要がある。

文 献

- 1) D. Hanson and W. Ford : J. Inst. Metals, **37**(1927), 169
- 2) S.L. Archbutt and W.E. Prytherch : *The Effect of Impurities in Copper, British Non-Ferrous Metals Research Association, London*, (1937), 96
- 3) E.Voce and A.P.C. Hallowes : J. Inst. Metals, **73**(1947), 323
- 4) J.S. Smart : *Copper, The Science and Technology of the Metals, Its Alloys and Compounds. A. Butts, American Chemical Society. Reinhold Corp, N.Y.* (1954), 410
- 5) M. Hansen : *Constitution of Binary Alloys, McGraw-Hill, N.Y.*, (1958), 308
- 6) C.O. Bannister et al : Trans. IMM, **44**(1935), 163, 224
- 7) C. Blazey : J. Inst. Metals, **37**(1927), 51 ; ibid, **41**(1929), 321 ; ibid, **46**(1934), 359
- 8) D. McLean : ibid, **73**(1947), 791
- 9) H.F. Kaiser : Metals and Alloys, **9**(1938), 23
- 10) C.S. Smith : J. Inst. Metals, **41**(1929), 328
- 11) T.H. Scholfield and F.W. Cuckow : ibid, **73**(1947), 377
- 12) W. Hume-Rothery : ibid, **69**(1943), 230
- 13) E. Raub and A. Engel : Z. Metallk., **37**(1946), 76
- 14) R. Eborall : J. Inst. Metals, **70**(1944), 435
- 15) A.K. Corington : ibid, **89**(1960), 291
- 16) D. McLean : *Grain Boundaries in Metals, Clarendon Press, Oxford*, (1957), 116
- 17) J.B. Cohen et al : Trans. ASM, **39**(1947), 109
- 18) J.W. Spretnak et al : ibid, **43**(1951), 734
- 19) N.G. Ainslie et al : Acta Met., **8**(1960), 528
- 20) V.A. Phillip : ibid, **11**(1963), 1139
- 21) D. McLean and L. Northcott : J. Inst. Metals, **72**(1946), 583
- 22) D. McLean : ibid, **81**(1952), 121
- 23) L.M.T. Hopkin : ibid, **84**(1955), 102
- 24) E.C.W. Perryman : J. Metals, **5**(1953), 906
- 25) C.E. Ransley and D.E.J. Talbot : J. Inst. Metals, **88** (1959), 150
- 26) J.H. Westbrook and K. T. Aust : Acta Met., **11**(1963), 1151
- 27) J.H. Westbrook and D.L. Wood : J. Inst. Metals, **91** (1962), 174
- 28) W.R. Thomas and B. Chalmers : Acta Met., **3**(1955), 17
- 29) N.G. Ainslie et al : ibid, **8**(1960), 523
- 30) M.C. Inman and H.R. Tipler : ibid, **6**(1958), 73
- 31) T.S. Ke : J. Appl. Phys., **20**(1949), 1226
- 32) L.E. Samuels : J. Inst. Metals, **76**(1949-50), 91
- 33) M.C. Inman and D. McLean, and H.R. Tipler : Proc. Roy. Soc., **A.273**(1963), 538
- 34) E.D. Hondros : Metal Sci. J., **2**(1967), 36

P

189

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 4 October 1969

構造用 Al-Zn-Mg 系合金厚板の溶接性について

杉山禎彦
福井利安

住友軽金属工業株式会社

構造用 Al-Zn-Mg 系合金厚板の溶接性について*

杉山禎彦** 福井利安**

On the Weldability of the Structural Al-Zn-Mg Alloy Thick Plates

by Yoshihiko Sugiyama and Toshiyasu Fukui

A study has been made of the weldability of Al-Zn-Mg alloy thick plates for the application in welded heavy structures.

Experiments were carried out on the appearance, penetration, mechanical properties, structures and chemical compositions of welds in thick plates.

The results obtained were summarized as follows :

1) It was possible to weld Al-Zn-Mg alloys up to 35mm thick plates by high current 2-pass (each side one pass) MIG-welding, the weldability of Al-Zn-Mg alloys was inferior to that of Al-Mg alloys, though.

2) The tensile strength and elongation of 2-pass welds were slightly reduced with the increase of plate thickness, but their properties were satisfactory for practical use. The tensile properties of multi-pass welds were inferior to those of 2-pass welds.

3) It was impossible to observe the effects of plate thickness, pass numbers and welding procedures on the bending and Charpy impact properties with some exceptions.

4) Eutectic-melting and micro-fissuring were frequently observed in multi-pass MIG welds. However, these phenomena were seldom observed in high current 2-pass MIG-welds of thick plates.

5) The contents of alloying elements in penetration region of high current MIG-welds differed from those of reinforcement, such that Zn contents in particular varied remarkably.

6) In general, Al-Zn-Mg alloy thick plates show the comparatively excellent weldability, and it is more desirable to use the high current 2-pass MIG-welding than the ordinary multi-pass MIG-welding for the practical applications.

1. 緒 言

近年アルミニウム合金による大型溶接構造物の建造が注目されているが、これらの溶接施工には主としてMIG溶接が用いられている。しかしながらアルミニウム合金のMIG溶接ではPuckering現象^{1,2)}のためほぼ400A以上の高電流では正常な溶接が困難であり、このため過去においては厚板の溶接では多層溶接が不可避であった。

アルミニウム合金に限らず、一般的に、多層溶接では融合不良、気孔、割れ、介在物の巻込みなどの欠陥を生じ易く、溶接変形もかなり大きく、また作業能率が低いのはいうまでもないことである。これらの問題点を解決するため、最近アルミニウム合金用の大電流MIG溶接機が開発され、I型開先で両面各1層の2層溶接により約40mm厚までの溶接が可能になり³⁾、大型構造物の溶接施工にかなり注

目を集めているが、本溶接法が比較的最近開発されたものであり、またいままでにアルミニウム合金による大型溶接構造物の建造が少なかったことにより、アルミニウム合金厚板の大電流溶接の実績はまだ少ない現状である。しかし今後はかなり広範囲に本溶接法が適用されることは必然で、本溶接法のより一層の検討が強く望まれる。

アルミニウム合金の大型溶接構造物に適用される素材は主としてAl-Mg系の5083合金とAl-Zn-Mg系合金であるが、前者の5083合金については大電流溶接に関する報告^{3~5)}がいくらか見られるのに対し、後者のAl-Zn-Mg系合金については報告も少なくまた不明な点も多いようである。本報はAl-Zn-Mg系合金厚板の溶接性に関し、溶接継手の機械的性質、溶接部の組織などについて、主として大電流MIG溶接（2層溶接）と従来よりの標準型MIG溶接（多層溶接）の比較を中心に調査したものであり、Al-Zn-Mg系合金厚板の溶接での問題点を明らかにしたものである。

* 溶接学会昭和44年度春季全国大会(東京)で発表

** 研究部

2. 供試材および実験方法

2・1 供試材

供試材は母材として Al4Zn2Mg および Al5Zn2Mg の 10~35mm 厚の板材を用い、溶加材として Al5Mg(5356), Al4.5Mg0.7Mn(5183) および Al2Zn4Mg(GZ40) の 1.6~3.2mm ϕ の光沢心線を用いた。これらはいずれも工業的に製造されたものである。供試材の化学組成を Table 1 に示す。

2・2 溶接機

実験に用いた溶接機は標準型 MIG 溶接機および大電流 MIG 溶接機であるが前者は大阪変圧器製の SM43 型自動溶接機（溶接電源：FRM-500, 制御装置：SC-43, トーチ：HW-16, キャリッジ：CR-63）であり、後者は SM-24 SK 型自動溶接機（溶接電源：FRMK-700, 制御装置：SC-51SK, トーチ：CUO-500 二重シールド, 高周波発生装置：FGU-14, キャリッジ：CR-64）である。

2・3 実験方法

実験は前述の二種の Al-Zn-Mg 合金を三種の溶加材でそれぞれ標準型 MIG 溶接による多層（3~12層）溶接、大電流 MIG 溶接による 2 層溶接を行ない、ビード外観、溶込み形状、溶接継手の引張性質、曲げ性、シャルピー衝撃値、硬さ分布、溶接部の組織、溶接金属の化学組成などについて調査した。

3. 実験結果および考察

3・1 ビード外観および溶込み形状

Al-Zn-Mg 系合金は Al-Mg 系合金にくらべ大電流溶接時のアーケーク状態はやや不安定であり、このためビード外観もやや不良で必ずしも均一な Ripple を形成しているとは限らない。しかしながら溶接条件によってはかなり良好なビード外観を得ることも可能で、この一例を Photo. 1 に示す。

Photo. 1 は Al4Zn2Mg の 25mm および 35mm 板を 5183 溶加材を用い、I 型開先で大電流 MIG 溶接せる 2 層（両面各 1 層）溶接部のビード外観を示す。25mm 板にくらべ 35mm 板では Ripple もやや粗大で、次に示す断面からもわかるように余盛角度も大きくビード外観としては少し劣るが、Puckering は生じておらず、また特に著しい欠陥も認められない。

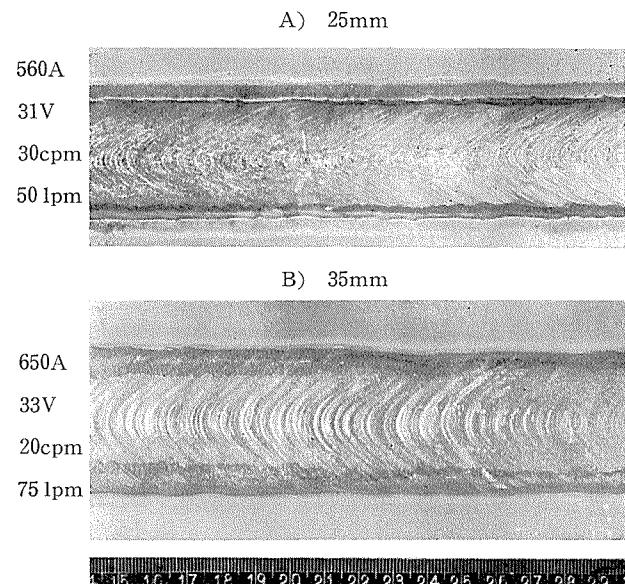


Photo. 1 Appearances of 2-pass welds in Al-4%Zn-2%Mg alloy.

Photo. 2 に 25mm, 30mm および 35mm 板を I 型開先で 2 層溶接せる部分の断面溶込み状況を示す。供試材は母材、溶加材とも Photo. 1 に用いた試料と同じである。

Photo. 2 より明らかなるごとく溶込み先端部は Finger 状を示し、この先端部で両面のビードがラップしている。25~35mm 厚の範囲内ではビードの溶込み形状そのものは比較的安定しており、板厚による大きな相違もなく、また Al-Mg 系合金と比較しても特に異なることはない。

参考までに Photo. 3 に Al5Zn2Mg の 13mm, 20mm および 25mm 板を Al2Zn4Mg 溶加材を用いて、X 型および Y 型開先で、標準型 MIG 溶接せる多層（6 層）溶接部の断面マクロ組織を示す。13~25mm 板では標準型 MIG 溶接機でも 2~4 層で溶接することは可能であるが、Photo. 3 は現場的な観点より故意に多層溶接せるものである。Photo. 3 に示す試料では特に著しい欠陥は認められないが、一般的に多層溶接材では溶込み不足、融合不良、気孔あるいは微小割れなどの溶接欠陥が多く、また歪みも大きい。

3・2 溶接部の機械的性質

Al-Zn-Mg 系合金は熱処理合金であり、焼入性および時効性に優れているので、溶接金属および熱影響部は溶接後の時効により著しく硬化するが、一般にこの挙動は溶接

Table 1 Chemical compositions of materials.

Materials	Chemical compositions (%)										Remarks
	Zn	Mg	Mn	Zr	Ag	Cr	Ti	Cu	Fe	Si	
Base metal	3.91	2.18	0.29	0.21	—	<0.01	<0.01	0.03	0.17	0.08	Al4Zn2Mg
	5.02	1.98	0.01	0.19	0.15	<0.01	<0.01	0.02	0.18	0.06	Al5Zn2Mg
Filler metal	<0.01	5.02	0.10	—	—	0.10	0.11	0.02	0.16	0.05	Al5Mg
	<0.01	4.65	0.65	—	—	0.10	<0.01	0.04	0.15	0.06	Al4.5Mg0.7Mn
	2.10	4.05	0.22	0.19	—	<0.01	0.01	0.03	0.17	0.04	Al2Zn4Mg

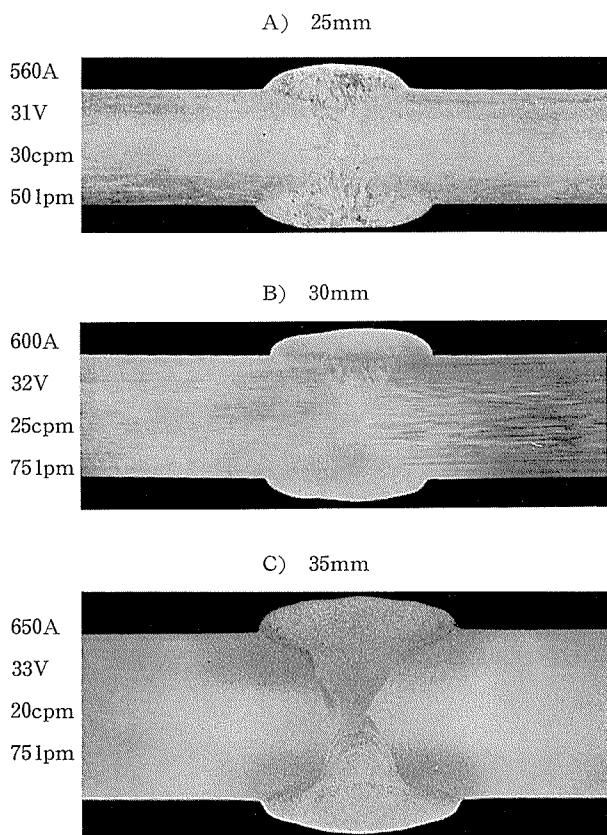


Photo. 2 Cross-sections of 2-pass welds in Al-4%Zn-2%Mg alloy.

入熱で著しく左右される⁶⁾。溶接入熱は主として溶接条件（溶接電流、アーク電圧、溶接速度）および板厚によって影響されるが、その他溶接方法、施工法などによっても異なってくる。

Fig. 1 に大電流 MIG 溶接による 2 層溶接材の引張性質におよぼす板厚の影響を示す。母材は Al4Zn2Mg(T4) であり溶加材は 5183 である。試験片は JIS-5 号（余盛削除）である。Fig. 1 より明らかなごとく板厚が増せば引張強さ、耐力および伸びは一様に低下する傾向を示している。しかしながら 35mm 板の 2 層溶接材でも引張強さ > 30 kg/mm²、耐力 > 20 kg/mm²、伸び > 7 % を示し、Al-Zn-Mg 合金の溶接継手としては一応満足し得るものと考えられる。

Fig. 2 に Al5Zn2Mg の 20mm 板をそれぞれ Al-Mg 系(5356) および Al-Mg-Zn 系(GZ40) の溶加材で、大電流 MIG 溶接による 2 層溶接および標準型 MIG 溶接による多層溶接をせる場合の引張性質の比較を示す。試験片は JIS-5 号（余盛削除）である。Fig. 2 より明らかなごとく大電流 MIG 溶接で 2 層溶接せる試料は標準型 MIG 溶接で 5 層溶接せる試料より引張強さで 4 ~ 5 kg/mm²、伸びで 1 ~ 3 % 高い値を示している。引張強さおよび伸びはいずれの溶接法においても用いる溶加材によりかなりの差がみられ、Al-Mg 系より Al-Mg-Zn 系の溶加材の方が優れた値を示しているが、いずれの溶加材においても溶接法および溶接層数による差は共通して認められる。

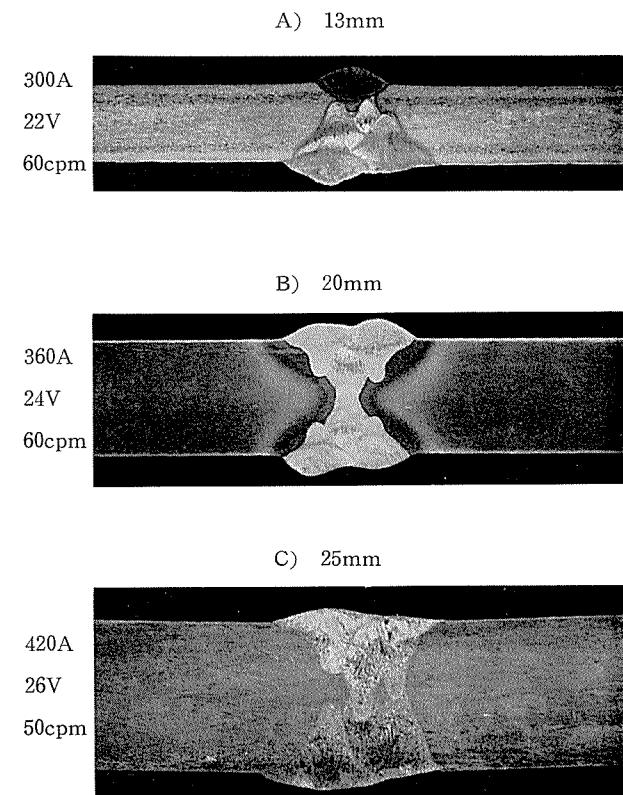


Photo. 3 Cross-sections of multi-pass (6pass) welds in Al-5%Zn-2%Mg alloy.

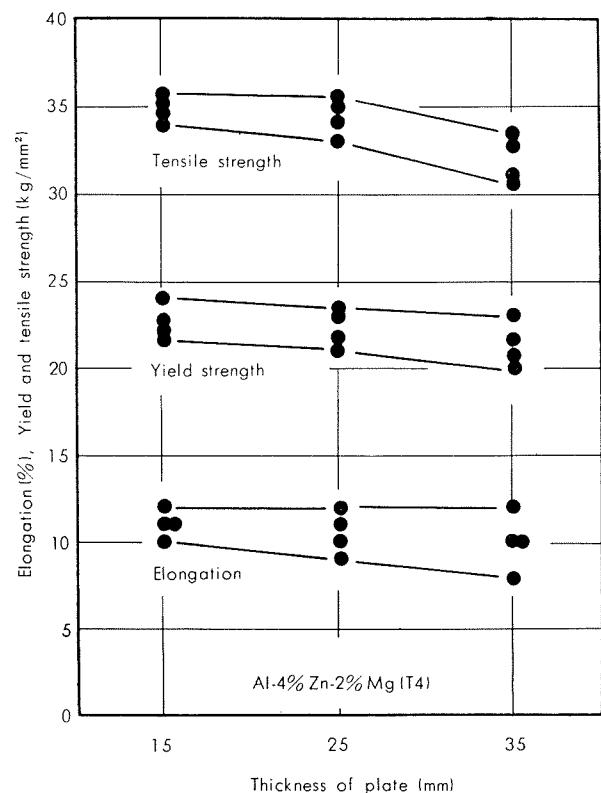


Fig. 1 Effect of thickness of plate on the tensile properties of 2 pass welds made with Al-4.5%Mg filler metal in Al-4%Zn-2%Mg alloy.

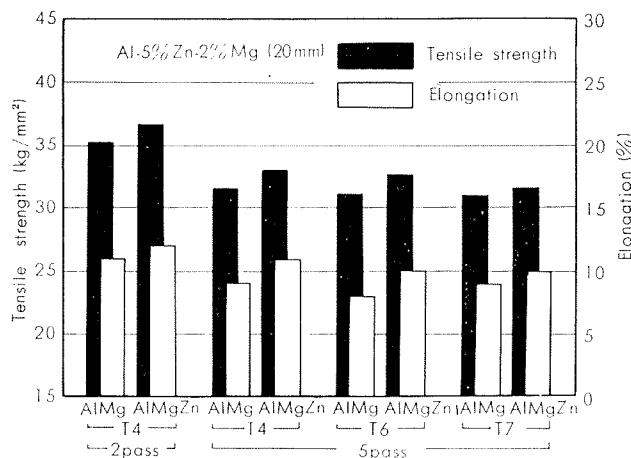


Fig. 2 Tensile properties of multi-pass welds made with Al-Mg or Al-Mg-Zn filler metal in Al-5%Zn-2%Mg alloy.

なお、標準型 MIG 溶接で 5 層溶接せる場合、母材の質別 T4, T6 および T7 で引張強さに少し差が認められるが、これは溶接入熱による熱影響部の挙動が異なり、特に T7 材では熱影響部が過時効し易く、この部分が継手の最軟化部となるためである。

Table 2 に Al4Zn2Mg および Al5Zn2Mg を 5183 溶加材で 2 ~ 8 溶接せる試料の曲げ性を示す。標準型 MIG 溶接による多層（4 ~ 8 層）溶接材より大電流 MIG 溶接による 2 層溶接材の方が少し曲げ性は優れているようであるが、この差は著しくない。また板厚が 10 ~ 35mm の範囲では特に板厚による差は認められない。

Fig. 3 に大電流 MIG 溶接部および標準型 MIG 溶接部のシャルピー衝撃値を示す。試験は JIS-4号(V notch)で室温で行なった。母材は Al5Zn2Mg の 20mm 板で溶加材は Al-Mg 系 (5356) および Al-Mg-Zn 系 (GZ40) である。シャルピー衝撃値は Fig. 3 よりもわかるごとくかなりの範囲でばらついているが、溶接層数が増しても特に顕著な変化はない。ただ 3 層溶接せる試料のみ少し低い値を

Table 2 Bending properties of multi-pass welds in thick plates of Al-Zn-Mg alloys.

Base metal	Thickness (mm)	Number of pass	Bending properties						Remarks	
			Face bend			Side bend				
			2.0t	3.0t	3.5t	2.0t	3.0t	3.5t		
Al4Zn2Mg	15	2	●	○	○	—	—	—	MIG	
		4	●	○	○	—	—	—	MIG	
		35	—	—	—	●	○	○	H.C.M	
Al5Zn2Mg	10	2	●	○	○	—	—	—	MIG	
		4	●	○	○	—	—	—	MIG	
	20	2	—	—	—	●	○	○	H.C.M	
		4	—	—	—	●	○	○	MIG	
		8	—	—	—	●	○	○	MIG	

●Cracking ○Small cracking ○No cracking

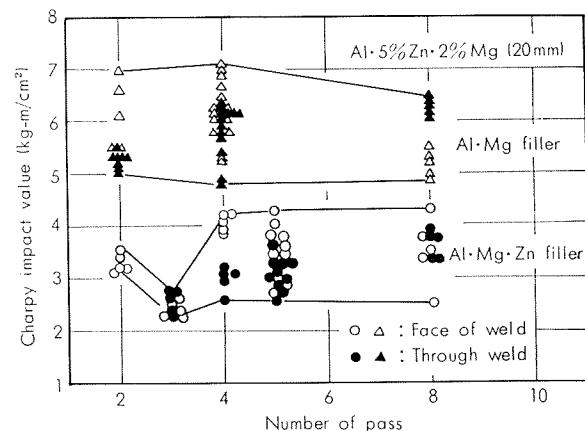


Fig. 3 Effect of number of pass on Charpy impact values of multi-pass welds in Al-5%Zn-2%Mg alloy (20mm thickness).

示しているが、これは溶接金属の凝固組織の方向性に帰因するのではないかと考えられる。すなわち 2, 4 ~ 8 層溶接材では両面よりほぼ同じような溶込みをしたビードよりもっており、シャルピー衝撃試験片のほぼ中央部で表裏のビードがラップしているが、3 層溶接材は Y 型開先によるものであるので、シャルピー衝撃試験片中における溶接金属の凝固組織の方向性が他の試料と少し異なっているためと思われる。また局部的な共晶融解も原因していると思われる。しかしこの原因の詳細については不明である。なお、Al-Mg 系と Al-Mg-Zn 系の溶加材では、前者の方が総体的に優れた値を示している。

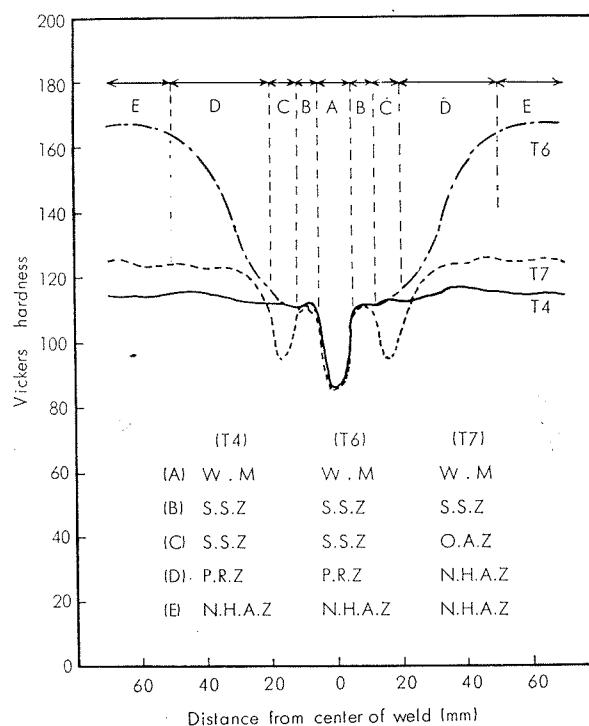


Fig. 4 Hardness distributions of 2 pass welds made with Al-4% Mg-2% Zn filler metal in Al-5% Zn-2% Mg alloy (20mm thickness).

Fig. 4 に Al₅Zn₂Mg の 20mm 板を Al₄Mg₂Zn の溶加材で大電流 MIG 溶接により 2 層溶接せる試料の硬さ分布を示す。T4 材では T6, T7 材と異なり、溶体化域と非熱影響部の区分はあまり明確でない。T7 材では T4, T6 材と異なり溶接入熱による熱影響部の過時効域も明瞭に認められ、溶接継手は溶接金属、溶体化域、過時効域および非熱影響部に区分される。

なお、Fig. 4 では組織観察と合わせた考察で溶接金属および母材部における析出状態の違いによる領域区分を示したが、これらの略号は次のとくである。

W.M. ; Weld Metal (溶接金属)

S.S.Z. ; Solid Solution Zone (溶体化域)

P.R.Z. ; Partial Reversion Zone (部分的復元域)

O.A.Z. ; Over Aged Zone (過時効域)

N.H.A.Z. ; None Heat Affected Zone (非熱影響部)

3・3 溶接部の組織および化学組成

アルミニウム合金の厚板を大電流 MIG 溶接で 2 層溶接する場合、溶融池は非常に大きく、溶接速度も比較的おそくこのため凝固速度もかなりおそいので、気孔、割れ、融合不良などの溶接欠陥は他の溶接法による多層溶接材よりはるかに少ない。従来よりの溶接法による多層溶接材では気孔や融合不良以外にしばしば共晶融解 (Eutectic-Mel-

ting) や微小割れ (Micro-Fissuring) も認められる。本実験の多層溶接材で認められた共晶融解および微小割れの典型的な例を Photo. 4 および Photo. 5 にそれぞれ示す。

Photo. 4 および Photo. 5 に示す溶接部は Al₅Zn₂Mg を 5356 溶加材で多層溶接したものである。このような共晶融解や微小割れは比較的板厚の小さい物の多層溶接時に多く認められ、板厚の大きい時には熱容量の関係であまり認められないが¹⁾、溶接入熱が大き過ぎる時には、Photo. 4 および Photo. 5 に示すように共晶融解や微小割れが粒界で形成される。これらの欠陥はすでに凝固している部分が、後続ビードの熱影響を受けて、局部的に溶融し、この部分が再凝固する際に溶接応力の影響を受けて形成されるものである²⁾。前述の Fig. 2 において多層溶接材で比較的引張強さおよび伸びの低下が認められたが、この原因は共晶融解や微小割れの形成にあると思われる。

Table 3 に溶接金属の化学組成の一例を示す。Table 3 は Al₄Zn₂Mg の 35mm 板を 5183 溶加材で大電流 MIG 溶接で 2 層溶接したものである。溶接金属の化学組成は母材と溶加材の Dilution によって異なってくるが、Table 3 より明らかなごとく同一溶接部でも溶込み部と余盛部では異なった組成を示している。すなわち、溶込み部では比較的 Zn 量も多いが、余盛部では Zn 量がかなり減少している。同一ビード内では、溶融中に十分な拡散が行なわれている

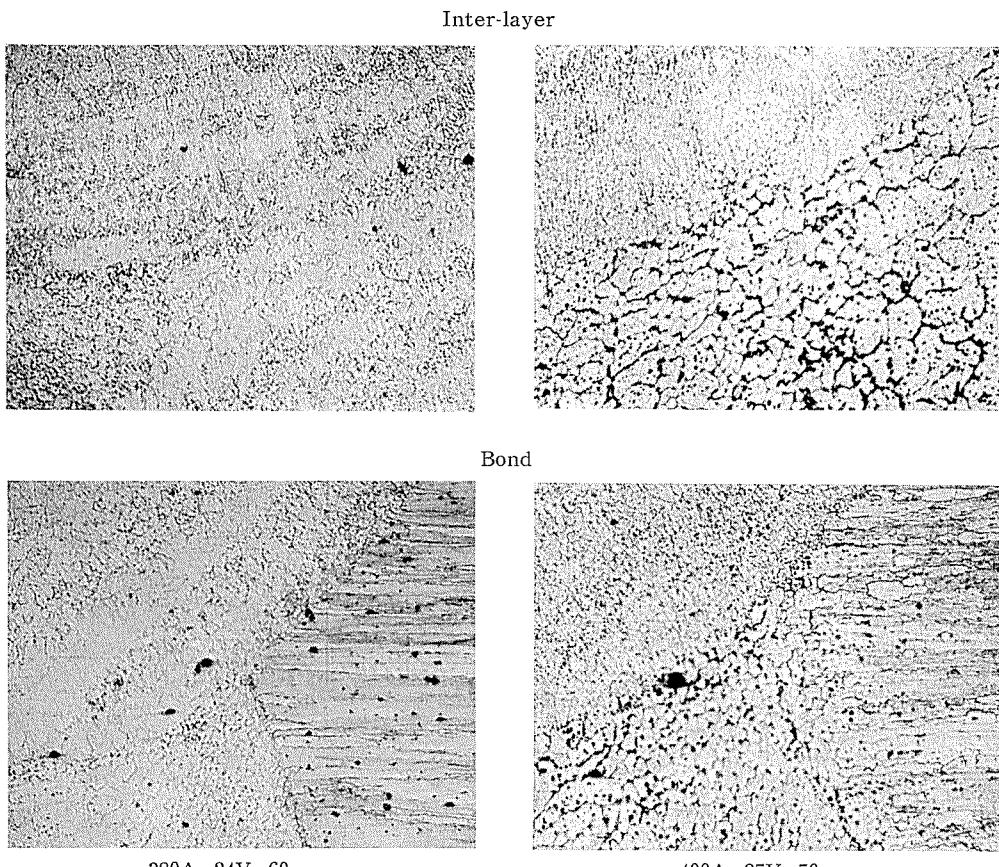


Photo. 4 Micro-structures of multi-pass(4 pass) welds with or without eutectic-melting in Al-5%Zn-2%Mg alloy (20mm thickness). $\times 100$

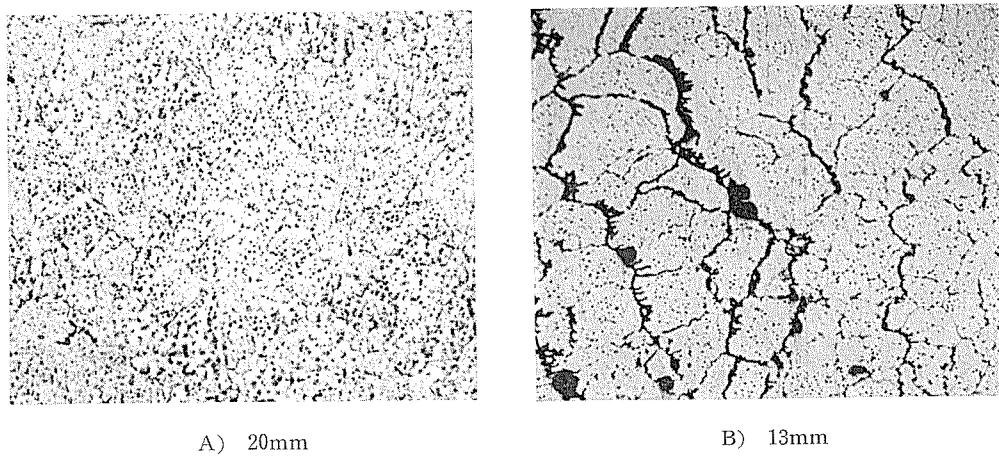


Photo. 5 Micro-structures of multi-pass(4 pass) welds with or without micro-fissuring in Al-Zn-Mg alloy. (380A, 24V, 60cpm,) $\times 100$

ので、溶込み部と余盛部で成分差が生じることには疑問があるが、これは溶融中にZnのVapourizationがおこり、溶融部の上部で特にZnの消失が著しいためと思われる。なおTable 3では溶接金属の領域を溶込み部と余盛部に区分したが、溶込み部と余盛部に明確な境界がある訳ではなく、便宜上区分して示したに過ぎない。

前述したごとく、大電流MIG溶接と標準型MIG溶接では溶融池の大きさや溶接速度がかなり異なり、このため溶接金属の凝固速度に著しい差が認められる。一般に凝固速度が速い時にはDendrite spacing(樹枝状晶間距離)が小さく微細な組織である⁹⁾。本実験においても大電流MIG溶接(凝固速度:小)と標準型MIG溶接(凝固速度:大)せる試料の溶接金属における組成の偏析と分布状況をX線マイクロアナライザーで調査したが、Fig. 5およびFig. 6に示すごとく、大電流MIG溶接部の方が標準型MIG溶接部よりやや粗な分布を示している。これは前者の方が後者より凝固速度がおそいためである。

本実験においては凝固組織のDendrite spacingと機械的性質の間には特に相関性は認められなかったが、この点についてはいくつかの報告もあり⁹⁾、筆者らも別途に進めている実験では、これらの間に明確な相関性が認められている¹⁰⁾。

Al-Zn-Mg系合金厚板の溶接部の性能を論じる場合、一般的な溶接欠陥の有無以外に、凝固組織の粗密、方向性など

Table 3 Chemical compositions of weld metal in Al-Zn-Mg alloys.

Materials	Chemical compositions (%)				Remarks
	Zn	Mg	Mn	Zr	
Base metal	3.9	2.2	0.29	0.21	—
Filler metal	—	4.6	0.65	—	—
Weld metal	2.3	3.0	—	0.13	reinforcement
	3.6	3.0	—	0.14	penetration

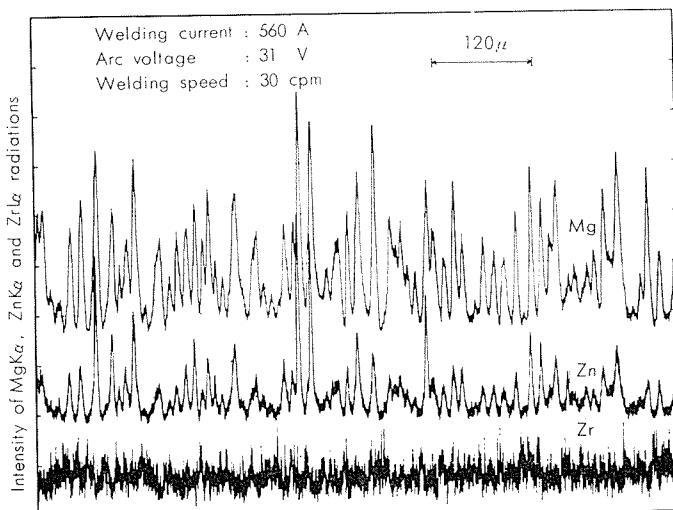
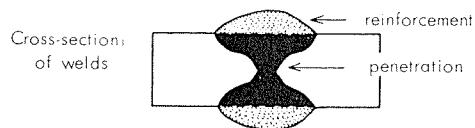


Fig. 5 Distribution of additional elements in welds made with Al-4% Mg-2% Zn filler metal in Al-5% Zn-2% Mg alloy.

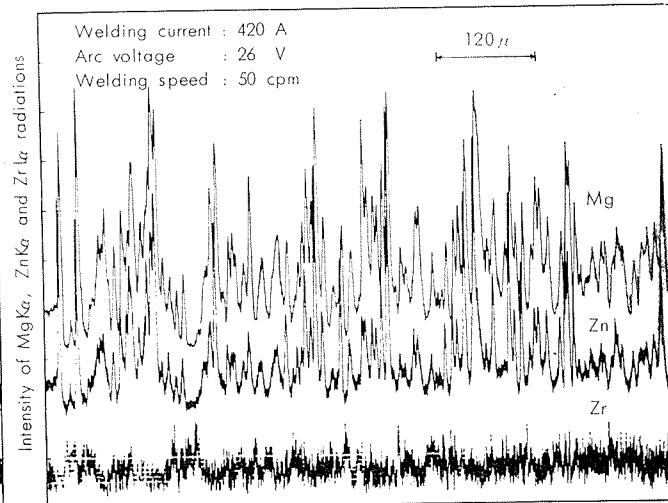


Fig. 6 Distribution of additional elements in welds made with Al-4% Mg-2% Zn filler metal in Al-5% Zn-2% Mg alloy.

どについても十分に検討する必要があり、今後の重要な研究課題の一つと思われる。

4. 総括

構造用 Al-Zn-Mg 系合金厚板の溶接性および溶接部の諸性能について二、三調査した結果を総括すると次のとくである。

1) Al-Zn-Mg 系合金の大電流 MIG 溶接ではアーカー状態はやや不安定であるが、溶接条件の選定によってはかなり良好なビードを得ることができ、35mm 厚までなら I 型開先による 2 層溶接で十分に溶接できる。

2) 大電流 MIG 溶接で 2 層溶接せる場合、板厚が増せば引張強さ、耐力および伸びはやや低下するが、35mm 厚でも十分に満足し得る性能が得られており、従来よりの標準型 MIG 溶接による多層溶接材より優れた引張性質が得られている。

3) 溶接部の曲げ性やシャルピー衝撃値については、一、二の例外を除いて、板厚、溶接方法、溶接層数による差は特に認められない。

4) Al-Zn-Mg 系合金の多層溶接材ではしばしば共晶融解や微小割れが認められるが、厚板では比較的形成量が少ない。特に大電流 MIG 溶接で 2 層溶接されている場合には、熱入力の過大な条件で溶接されていない限り、この懸念は少ない。

5) 大電流 MIG 溶接では溶接金属の溶込み部と余盛部で組成に差が認められる。特に Zn のような Vapourize し易い合金組成でこの傾向が強い。

6) 以上 Al-Zn-Mg 系合金厚板の溶接性に関しては、まだ二、三の問題点は残されているようであるが、溶接部の性能の面において、大電流 MIG 溶接の適用は十分に可能であり、良好な溶接性を有していると思われる。

文 献

- 1) J.C. Needham, A.A. Smith : British Weld. J., 5(1958), 66~76
- 2) A.A. Smith, P.T. Houldcroft : British Weld. J., 5(1958), 421~426
- 3) 軽金属溶接技術会：溶接構造用超大形強力アルミニウム合金の開発研究報告書 (1966)
- 4) D. Cuthbert, H.C. Constantine : Welding and Metal Fabrication, 32(1964), 372~379
- 5) J.A. Liptak : Weld. J., 40(1961), 917~927
- 6) 軽金属学会、軽金属溶接技術会：構造用アルミニウム合金厚板の製造と溶接に関するシンポジウム (1968)
- 7) 福井利安：溶接学会誌, 38 (1969), 572~581
- 8) T. Fukui, Y. Sugiyama, S. Terai : I.I.W., Doc. IX-624-69
- 9) M.S. Tucker, A. Phillips : Weld. J., 47(1968), 82S~89S
- 10) 福井利安, 難波圭三: 未発表

P
190

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 4 October 1969

極点写真に現れるゴースト・ラインの解析

広 沢 栄 一

住友軽金属工業株式会社

極点写真に現れるゴースト・ラインの解析

広 沢 栄 一*

Analysis of Ghost Lines in Pole Photographs

by Eiichi Hirosawa

In pole photographs taken by a texture camera, there sometimes appear ghosts judged not to be true textures although their intensity is very weak.

The analysis shows that as in the case of streaks in transmission X-ray diffraction patterns, ghost lines in pole photographs are due to white X-ray, that is to say, (220), (311) and/or (511) planes mainly give rise to ghosts of themselves by diffraction using white X-ray with the selected wave length suitable for diffraction respectively.

Therefore, it could be said that ghosts themselves are identical with the texture of (220), (311) or (511) planes.

Although white X-rays are intended to be removed by Ni-filter in operating the texture camera, it is impossible to monochromate X-rays completely. So ghosts appear inevitably in pole photographs. Nevertheless, they appear only when grain size is large as in the case of extruded products and are seldom seen in rolled products, so there occurs no trouble in the analysis of texture.

1. 緒 言

極点カメラ法による集合組織の解析については、さきに本技報に報告した通りであるが¹⁾、その際得られた極点写真の中には例えば(111)極点写真において(111)面の集積以外の図形と判断されるものが写真濃度としては極めて弱いものではあるが認められた。このようなghostはいずれの極点写真にも存在し得るものではあるが、圧延材ではほとんど認められず、押出材のごとき結晶粒の大きいものに限って認められる。ghost lineは極点写真を解釈する上で場合によっては誤った結論に導かれることも考えられるので、ghost lineについて解析し、その成因を明らかにしたのでそれらの結果について報告する。

2. Ghost line の例

ghost lineの現れる例としてPhoto. 1に17S押出棒の(111)極点写真を、Photo. 2に同じく(200)極点写真を示す。これらの写真はいずれもCu K α (Ni-Filtered)で撮影したもので、投影面を押出方向に直角な断面に取つておらず、押出方向は写真中央に投影されている。

本試料の集合組織は同じ直角断面上でも位置により異なり、中心層、中間層、表面層でそれぞれ<111>+<100>、擬ラセン<111>+純<100>、<211>{011}+<110>{001}で示されることが明らかにされている。^{2,3)}したがってPhoto.

1-aの中心層の極点写真では<111>および<100>纖維組織によるものとして、2つの同心円の集積帯ならびに中心に集積点が現れることになるが、実際の写真ではそれ以外に弱いながらもいくつかの同心円が認められる。これらがいわゆるghost lineであり、他の極点写真すなわちPhoto. 1-b(中間層の(111)極点写真)やPhoto. 2の(200)極点写真でも認められる。中間層の極点写真に見られるghost lineは中心層のそれと異なり、同心円ではなく橢円形をなしており、擬ラセン<111>纖維組織のghost lineであることが推察される。これ以外に<100>纖維組織のghostとして同心円のghost lineも認められるはずであるが、本来の<100>纖維組織が弱いため<100>纖維組織のghost lineははっきりとは認められない。Photo. 1-c, 2-cは表面層の極点写真で、板の圧延集合組織と同じであるが、表面層の結晶粒が細いためghost lineは認められない。

3. Ghost line の解析

ghost lineの成因としては、中心層の極点写真においてghost lineがいずれも真円をなしていることから、写真撮影にはNi Filterを使用してはいるが、K β または白色X線による特定結晶面の集合組織が現われたのではないかと考えられる。そこでまずK β 線による可能性を検討してみると、極点カメラの原理上、写真撮影に利用される回折X線はK α 線による(111)または(200)デバイ環に沿った円弧状スリットを通らねばならぬから、K β 線がghost

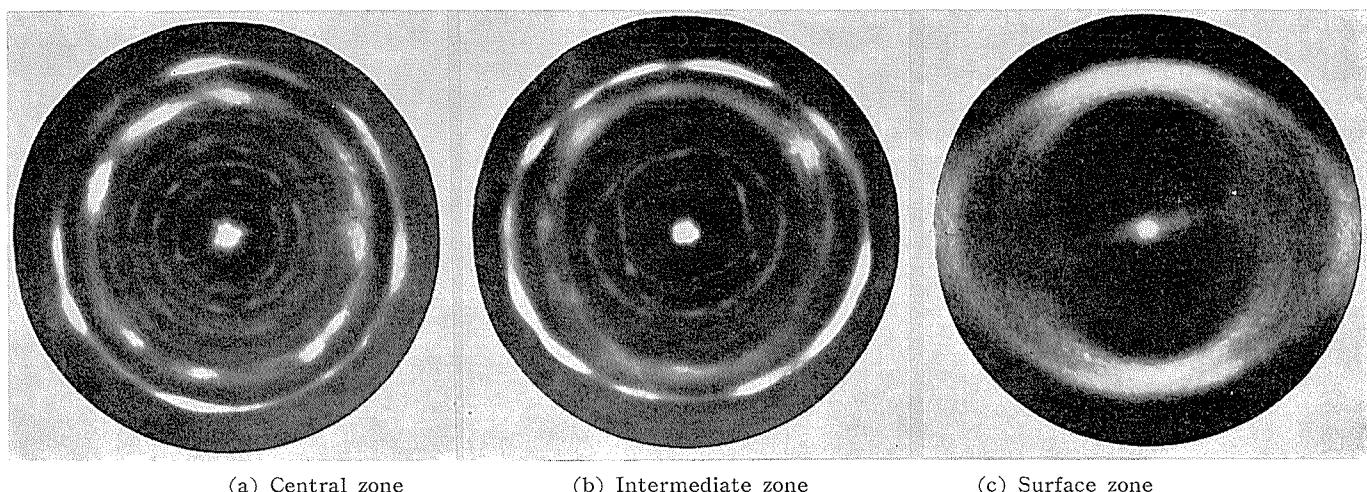
*研究部

line の原因となることはない。よって ghost line は白色X線による特定結晶面の集合組織を示すことが推察される。そこで果して白色X線が極点写真に入り得るのか、また入り得るとすればどのような結晶面で回折されて入ってくるのかを明らかにするために、極点写真の基となる透過回折写真を詳しく調べてみることにする。

Photo. 3a, 3b は押出棒中心部および中間層の透過回折写真である。ただし試料軸（押出方向）は写真上方、入射X線は試料軸に垂直である。通常の試料であれば(111)および(200)デバイ環が完全な円形として認められるはずであるが、この場合は写真中央から伸びる数多くの streak とデバイ環上に数個の集積点が認められる。これら集積点はいずれも纖維組織によるもので、デバイ環上の位置を解析することにより Fig. 1 に示すごとく、 $\langle 111 \rangle$ 繊維組織と $\langle 100 \rangle$ 繊維組織によるものであることがわかる。極点写真ではこれらデバイ環上の集積点が試料およびフィルムの回転につれて、フィルム上に集合組織として示されるわけで

あるが、極点写真の撮影をする場合はその原理よりデバイ環にそったスリットを使用しているから、纖維組織による集積点以外にデバイ環と交叉する streak も当然スリットを通してフィルム上に現れることになる。透過写真での streak は附録において、白色X線による(220), (311)あるいは(511)面の回折結果であることが示されるが、極点写真でもこれら結晶面による集合組織であるかどうかを調べなければならない。

Fig. 2, Fig. 3 は極点写真 Photo. 1a, 2a を図示したものであるが、ここに現れている ghost line の半径 ρ (纖維軸となす角度) を測定し、一方纖維軸が $\langle 111 \rangle$ および $\langle 100 \rangle$ のとき、これら纖維軸に対して(220), (311)面などがない傾斜角を計算し、その結果を実測と対比させて Table 1, Table 2 に示した。この結果によると ghost line の半径の実測値と各結晶面の纖維組織との傾斜角はよく一致しており、極点写真に現れる ghost line は白色X線による(220), (311)面などの回折結果で、(220), (3

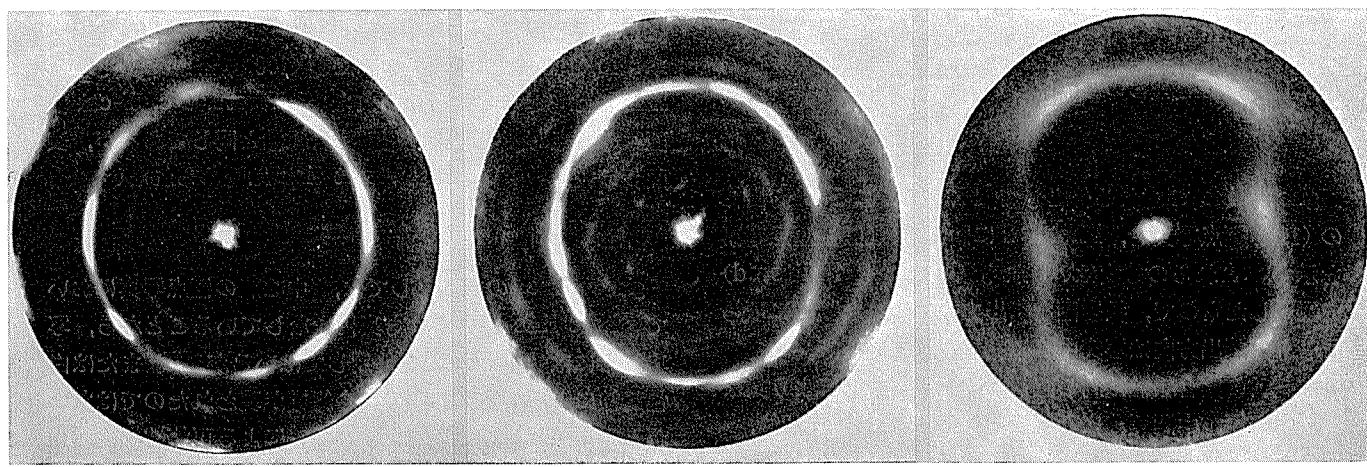


(a) Central zone

(b) Intermediate zone

(c) Surface zone

Photo. 1 (111) Pole photographs of an extruded aluminum alloy rod.

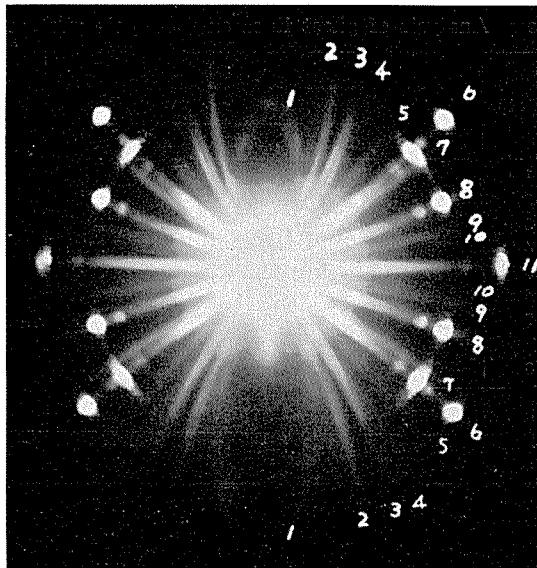


(a) Central zone

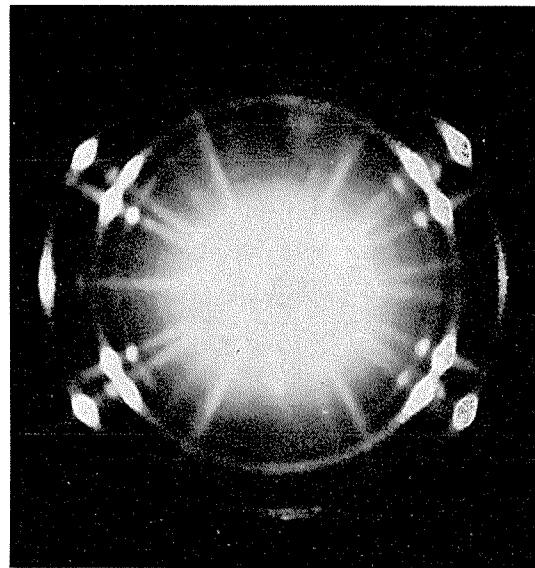
(b) Intermediate zone

(c) Surface zone

Photo. 2 (200) Pole photographs of an extruded aluminum alloy rod.



(a) Central zone



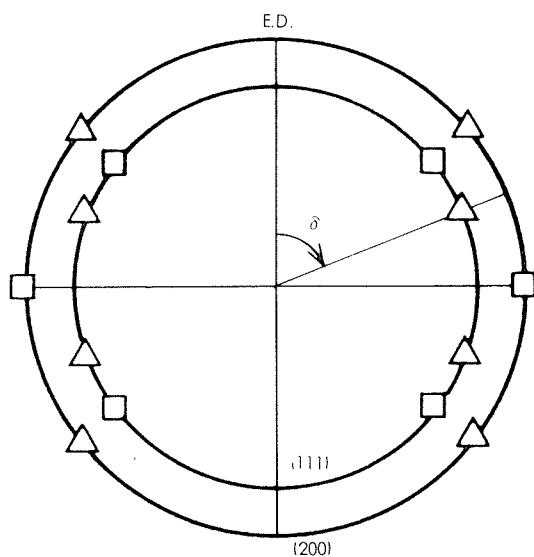
(b) Intermediate zone

Photo. 3 X-ray diffraction pattern of extruded Al alloy rod showing streaks and intensity maxima due to fibre structures.

11) 面などの集合組織が(111)または(200)極点写真上に現れたものであることが明らかになった。

なおどの波長の白色X線が極点写真のghostとして現われるのかをBraggの式を用いて計算すると、(111)極点写真の場合(220), (311), (511)結晶面に対してはそれぞれ 0.94\AA , 0.80\AA , 0.51\AA の波長の白色X線が作用していることがわかる。

Photo. 4はghostの他での例ある。歪一焼純法で作成した単結晶の(111)極点写真であるが、(111)極点のほかに数多くのghostが認められる。解析の結果はFig. 4に記入してあるが、(200), (220), (311)等の結晶面が現れており、単結晶における各結晶面をLambert投影したものになっていることがわかる。本例からわかるように結晶粒が大きいとghostがかなりはっきりと現れる。しかし



△ : intensity maxima due to $\langle 111 \rangle$ fibre texture
 □ : intensity maxima due to $\langle 100 \rangle$ fibre texture

Fig. 1 Analysis of intensity maximum on Debye rings.

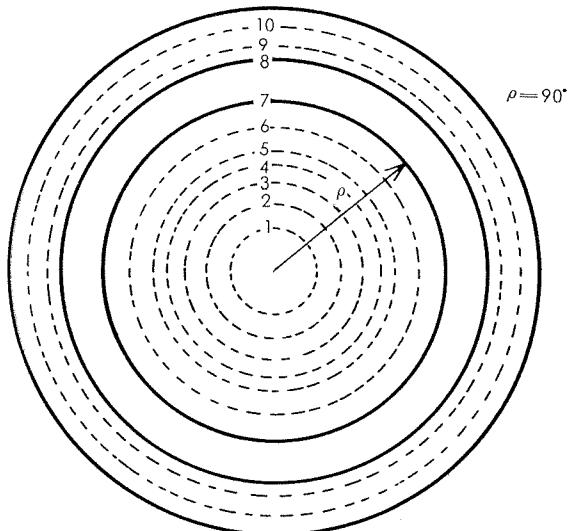


Fig. 2 Sketch of (111) pole photograph of extruded aluminum alloy rod, showing true (111) texture (broad line) and ghost lines (broken line).

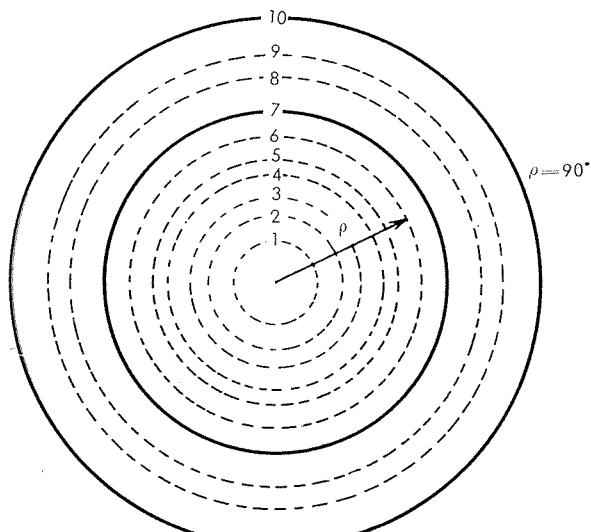


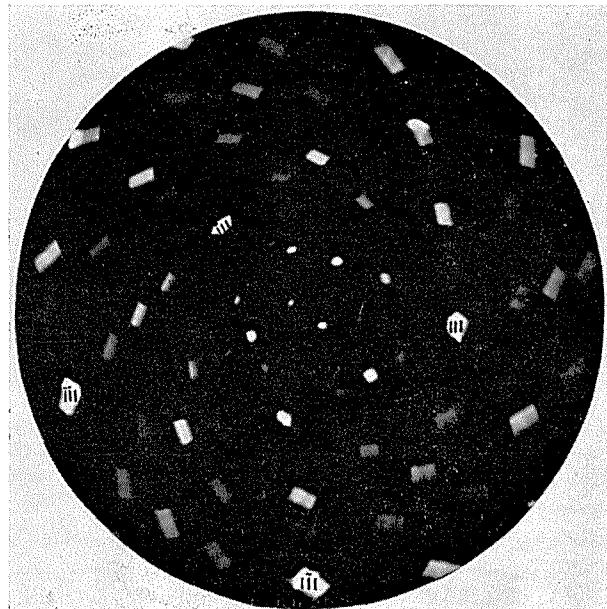
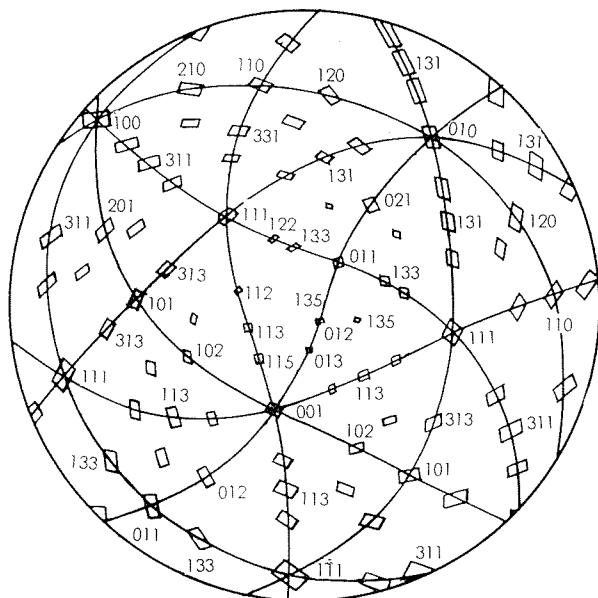
Fig. 3 Sketch of (200) pole photograph of extruded aluminum alloy rod, showing true (200) texture (broad line) and ghost lines (broken line).

Table 1 Analysis of ghost lines on (111) pole photograph.

Streak No.	Measure- ment ρ°	Calculation				Remarks	
		<100>		<111>			
		(hkl)	ρ°	(hkl)	ρ°		
1	14	511	15.8				
2	22	311	24.2				
3	28			311	29.5		
4	34			220	35.3		
5	37			511	38.9		
6	45.5	220	45.0				
7	54	110	54.7	200	54.7	K _α -ray	
				511	56.3		
8	70	311	72.5	111	70.5	K _α -ray	
				511	70.5		
9	76~77			511	78.9		
10	81~82			311	80.0		

Table 2 Analysis of ghost lines on (200) pole photograph.

Streak No.	Measure- ment ρ°	Calculation				Remarks	
		<100>		<111>			
		(hkl)	ρ°	(hkl)	ρ°		
1	15~16	511	15.8				
2	23	311	24.2				
3	29			311	29.5		
4	36			220	35.3		
5	39			511	38.9		
6	46	220	45.0				
7	55	111	54.7	200	54.7	K _α -ray	
				511	56.3		
8	69	311	72.5	111	70.5		
				511	70.5		
9	77~78	511	78.9	311	80.0		
10	90	200	90.0	220	90.0	K _α -ray	

**Photo. 4** (111) Pole photograph of aluminum single crystal.**Fig. 4** Analysis of pole photograph of aluminum single crystal.

圧延材のように結晶粒が小さくなると ghost はほとんど認められなくなる。

4. 結 語

極点写真に現れる ghost line は透過回折写真に現われる streak と同じく白色X線に起因するもので、主に(220), (311), (511)などの結晶面がそれぞれ適当な波長の白色X線を選んで回折して現れたもので、ghost line 自身でも(220), (311), (511)などの結晶面の集合組織を示

しているともいえる。極点カメラによる撮影の際には Ni のフィルターを用いて白色X線や K_β線を消去してはいるが、やはり完全には单色化されず ghost line が現れる。しかしながら ghost line が実際に現れるのは押出材のごく結晶粒が大きいときに限られ、通常の圧延材では認められず集合組織の解析には支障は起らない。

文 献

- 1) 広沢栄一：本誌，7-1(1966)，25
- 2) 広沢栄一：本誌，4-2(1963)，1
- 3) E. Hirosawa : J. Inst. Metals, 92(1963-64), 78

附 錄

透過回折写真の streak の解析

透過回折写真 Photo. 3 の中心から伸びている streak を解析するために、これら streak をフィルム面すなわち入射 X 線に直角な面にステレオ投影した結果を Fig. A に示す。streak にはすべて番号をつけてステレオ投影図の右側のみに投影を行なったが、Photo. 3 からわかるように、streak は左右対象だが上下には非対称である。これは写真撮影の際、試料が少し傾斜したためと思われるが、Fig. A のステレオ投影では上下の平均した軌跡で示した。Fig. A において streak の軌跡はいずれも緯度線に沿っており、このことからいずれの streak も投影図の北極すなわち試料軸とある一定の傾き角をもって試料軸の回りに回転していることがわかる。すなわち streak はある結晶面が纖維軸の回りに回転するときに、白色 X 線の適当な波長を選んで回折する結果現れたものと推察される。よってステレオ投影図の左側に $\langle 111 \rangle$ および $\langle 100 \rangle$ を纖維軸とした時の各結晶面の軌跡を示した。Table A は Fig. A の結果を表に示したものである。ただし ρ は纖維軸に対する結晶面法線の傾き角である。

Fig. A および Table A に示すごとく各結晶面法線の軌跡は streak の軌跡と大体一致している。ただ streak No. 1 は少しずれているように見えるが、これはステレオ投影の性質上纖維軸に近い部分では他の部分に比べて少しのズレでも大きく見えるためである。なお streak No. 1 は上下の平均値でなく下の streak をそのまま使用すると完全に一致する。

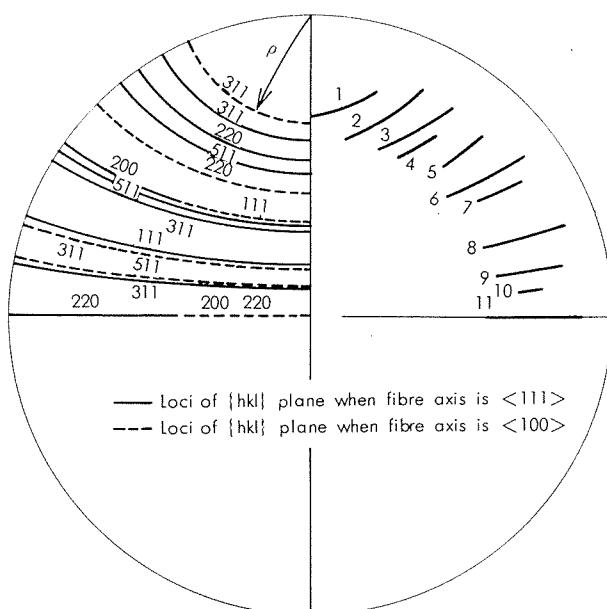


Fig. A. Stereographic projection of streaks (on upper right side) and loci of (hkl) planes when fibre axis is $\langle 111 \rangle$ or $\langle 100 \rangle$ (on upper right side).

以上の解析結果によると streak は (220) , (311) , (511) などの結晶面が纖維軸のまわりに回転する際白色 X 線の適当な波長で回折されて現れることが判明したが、もしこの解析結果が妥当なものであれば、 (220) あるいは (311) streak は (220) あるいは (311) デバイ環と交叉する位置におおいて強い集積を生ずるはずである。しかもこのデバイ環上の集積点は $\langle 111 \rangle$ および $\langle 100 \rangle$ 繊維組織の場合の特性 X 線によって生ずる集積点と全く一致するはずである。これを確認するため (220) あるいは (311) デバイ環が現れるように撮影した写真が Photo. A, Photo. B である。

Fig. A および Table A によると streak No. 1, 2, 7, 8, 10 は (311) 面、No. 3, 5, 11 は (220) 面による ghost である。Photo. A を見ると (220) または $(220)K_{\alpha}$ デバイ環上に streak No. 3, 5, 11 との交点に集積が認められる。

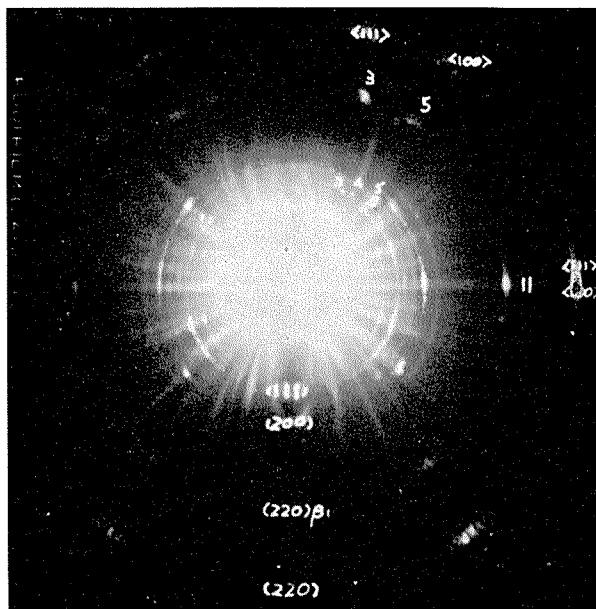


Photo. A Streaks No. 3, 5 and 11 due to (220) planes make intensity maxima on the cross points with (220) diffraction ring.

Table A Analysis of streaks in X-ray diffraction pattern.

Streak No.	Measure- ment ρ°	Estimation				Remarks	
		<100>		<111>			
		(hkl)	ρ°	(hkl)	ρ°		
1	22	311	24.2	311	29.5		
2	29			220	35.3		
3	34.7			511	38.9		
4	39						
5	45	220	45.0	200	54.7		
6	55	111	54.7	511	56.3	K_α -ray	
7	57.8			311	58.5		
8	70			111	70.5	K_α -ray	
9	78.7	511	78.9	511	70.5		
10	82.5			311	80.0		
11	90	200	90.0	220	90.0	K_α -ray	
		220	90.0				

Photo. B では (311) デバイ環上に streak No. 7, 8, 10 との交点に集積が認められる。ただし streak No. 1, No. 2 は (311) デバイ環と交わらないため集積点は生じない。

このことはプラグ回折角 θ のデバイ環上の集積点の位置 δ (デバイ環の北極からの角度) とプラグ角 θ の結晶面が纖維軸となす角度 ρ の間の関係式 $\cos \delta = \cos \rho / \cos \theta$ が成立しない、すなわち Table A の値から streak No. 1, 2 はいずれも $\rho < \theta_{311} (= 39.5^\circ)$ となることからもわかる。

以上の結果から streak は (220), (311) 結晶面などが纖維軸の回りに回転状態にあるとき、白色X線によって回折して現れたものであることが明らかにされた。Photo. C, は試料軸をそれぞれ $\langle 111 \rangle$, $\langle 100 \rangle$ として Al の単結晶を回転させ、入射X線を回転軸に垂直に入射したときに得られた透過回折写真である。いずれにも中心から強い streak が見られる。(a), (b) を合成したものが Photo. 3-a に対応することはいうまでもない。

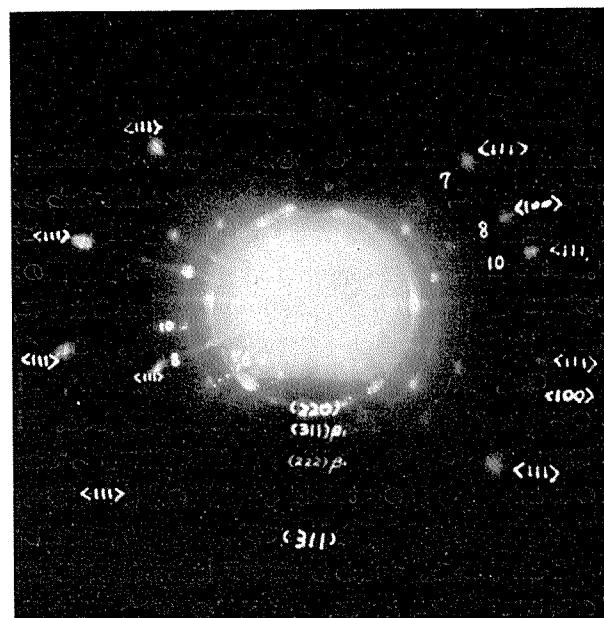
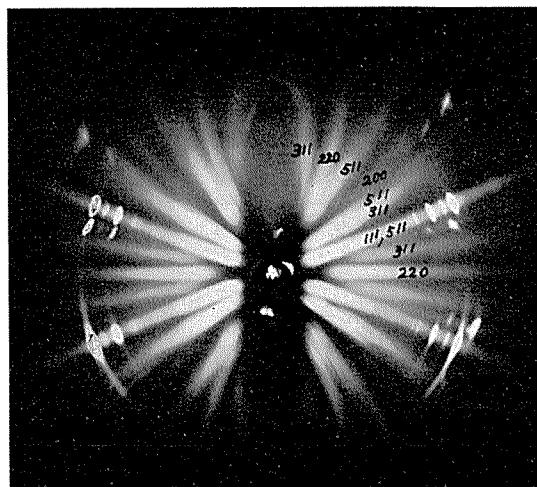
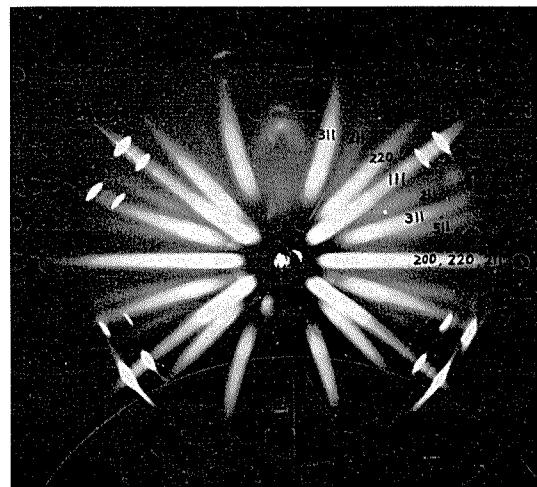


Photo. B Streaks No. 7, 8 and 10 due to (311) planes make intensity maxima on the cross points with (311) diffraction ring.



(a) Rotating axis: $\langle 111 \rangle$



(b) Rotating axis: $\langle 100 \rangle$

Photo. C X-ray diffraction pattern of Al single crystal rotated around the axis perpendicular to incident X-ray beam.

R 123

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-123)

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

軽合金、溶接、機械試験研究室*

住友軽金属工業株式会社技術研究所

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

軽合金、溶接、機械試験研究室*

1. はじめに

Al-Zn-Mg 系合金 ZK60 は当社独自の研究によって新たに開発した構造用合金¹⁾であり、とくに焼入性と押出加工性にすぐれているので、肉厚の押出形材、棒材はもちろんのこと、中空薄肉の形材、管材としての利用が大いに期待されている。板材としては先に開発した構造用合金 ZK41^{2,3)}で十分であり、したがって、ZK60 はとくに押出材としてその特徴をのばして行きたいと考えている。

ZK60 の化学組成は第 1 表に示したごとく、とくに押出加工を改善するために Mg 含有量を少なくした Al-Zn-Mg 三元系合金であり、さらに、焼入性を害することなく機械的性質、溶接性および耐食性を向上せしめる元素 Zr と Mn の微量を含有している。

本資料は ZK60 合金押出材について、その熱処理特性、機械的諸性質、溶接性および耐食性などの実験結果をまとめたものであり、項目別に次頁以下にデータ・シートとして示す。

2. 热処理特性

ZK60 合金の静的強度におよぼす焼入速度の影響は一般的の Al-Zn-Mg 三元合金、ZK41 および ZQ50⁴⁾にくらべるとかなり少なく、したがって、空冷でも水冷の場合とほぼ同等の強度がえられる。また、高温時効硬化に対する低温での予備時効の影響が大きいので、T5 热処理の焼もどし条件としては 90~100°C × 3~5h → 140~170°C × 4~8h が適している。

3. 機械的諸性質

ZK60 合金の引張強度、疲労強度および切欠疲労強度は他の Al-Zn-Mg 三元合金とほぼ同程度である。また、切欠感度は T5 > T6 > T4 材の順に大きい。塑性域における座屈強度は Tangent modulus theory により推定した値とよく一致する。高温における引張強度および疲労強度は 150°C を越えると急激に低下する。低温における引張強度は温度が低くなるにつれてほぼ直線的に向上する。

4. 溶接性

ZK60 合金の溶接割れ感受性は 6061 合金および一般的の Al-Zn-Mg 三元合金よりはるかに鈍く、ZK41 合金とほぼ同等である。溶加材 5356 合金を使用して溶接した際の継手の引張性質も第 14 表に示したごとく ZK41 合金と同様で、耐力は余盛ありで 23kg/mm²、余盛削除で 21kg/m² である。

5. 耐食性

ZK60 合金の一般的な耐食性は耐食アルミニウム合金第 4 種 (6061) とほぼ同等である。押出形材の熱処理として最も普通の T5 热処理材については、パンチング、鉛打およびシャー切断加工後、約 1 カ年間海水浸漬および大気曝露試験しても全然異常は認められなかった。なお、T5、T6 热処理材については応力腐食割れを起す懸念はほとんどない。

6. 結び

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の熱処理特性、機械的諸性質、溶接性および耐食性などについて明らかにした。本合金は ZK41 合金よりも押出加工性が良好なのが特徴であり、すぐれた強度と溶接性および耐食性を必要とする用途に構造用押出材としてお薦めするしだいである。

文 献

- 1) 馬場義雄：特許公報、特許出願公告 昭和42-14292
- 2) 寺井士郎、竹内勝治、田中英司、馬場義雄、中村授：本誌、8-3、(1967-7)，52
- 3) 寺井士郎、竹内勝治、杉山慎彦、馬場義雄、福井利安：本誌、8-4、(1967-10)，42
- 4) 寺井士郎、竹内勝治、田中英司、馬場義雄：本誌、7-2、(1966-4)，45

*研究部 軽合金、溶接、機械試験研究室

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.1)

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

1) 学成分および物理的性質

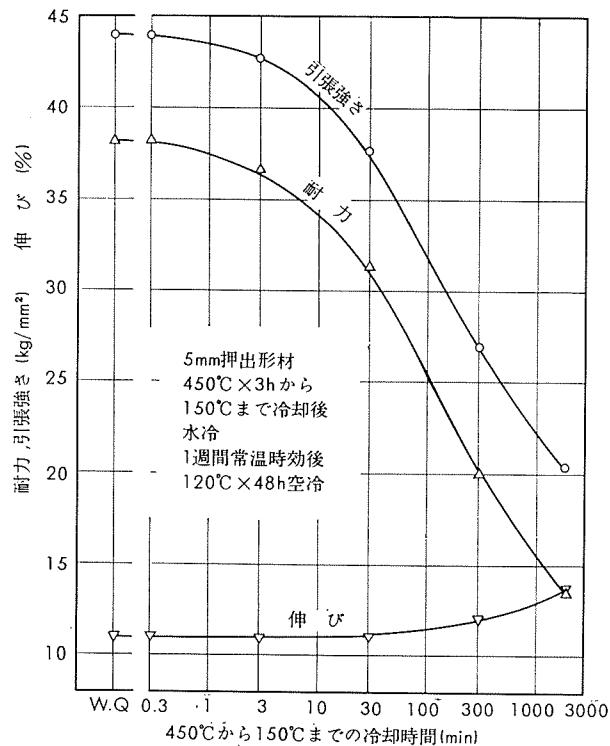
第1表 供試材の化学成分

試材	化 学 成 分 (%)									
	Zn	Mg	Zr	Fe	Si	Cu	Mn	Cr	Ti	Al
範 囲	5.0~6.5	0.5~1.0	<0.2	<0.35	<0.20	<0.10	<0.30	<0.20	<0.20	残

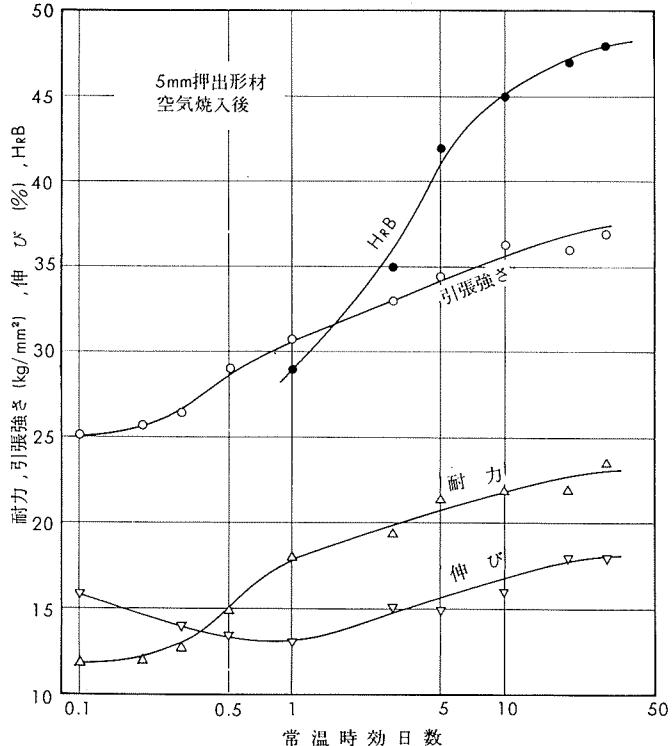
第2表 物理的性質

比重 (kg/cm³)	溶融温度範囲 (°C)	熱膨脹係数 (20~100°C)	電気伝導度 (IACS%)	熱伝導率 (C.G.S.)
2.79	620~650	2.36×10^{-6}	36.8	0.33

2) 热処理特性



第1図 引張性質におよぼす焼入速度の影響



第2図 常温(20°C)時効曲線

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

馬場義雄
研究部
高島章

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.2)

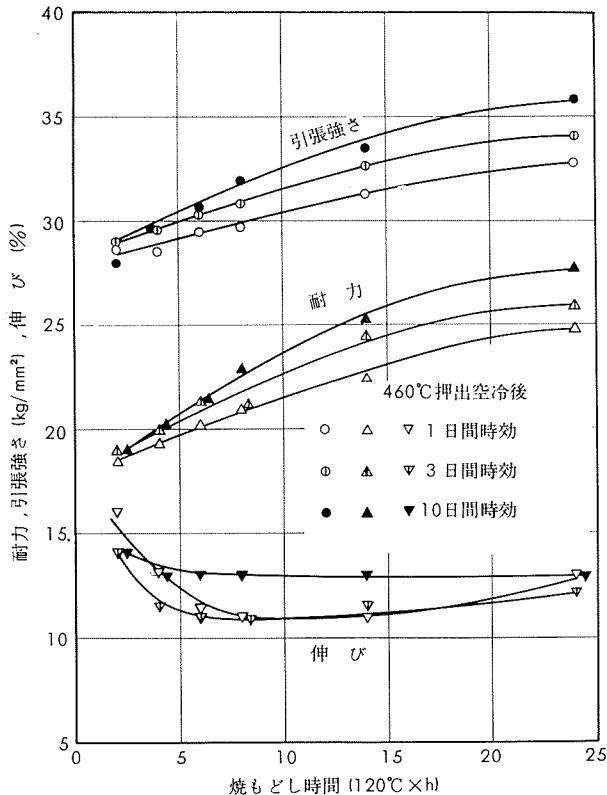
構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

第3表 ZK60管 (27.8φ×4.4t) の焼入, 冷却, 抽伸加工条件と機械的性質の関係

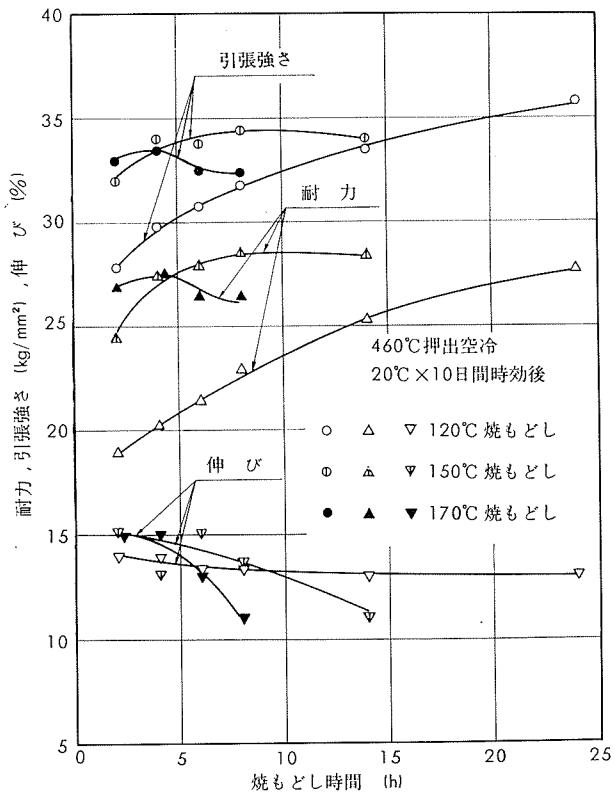
焼入温度 (°C)	冷却媒	焼入ひずみ量 (²) (mm)	焼入後 2 日間常温時効 90°C×3h→140°C×8h			焼入後 2 日間常温時効 90°C×3h→140°C×8h			焼入後 2 日間常温時効 90°C×3h→140°C×8h		
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)
360	20°C 水	11	30.2	35.3	21	34.0	36.9	16	35.3	37.0	17
	60°C 水	8	31.2	35.5	21	34.7	37.8	16	35.5	37.2	16
	20°C P.A.G. ⁽¹⁾	5	31.6	36.0	21	34.2	37.3	16	34.8	36.5	16
410	20°C 水	27	31.7	36.4	21	34.0	37.0	17	35.1	36.9	17
	60°C 水	21	29.9	35.8	24	34.7	37.5	16	35.9	37.6	17
	20°C P.A.G.	5	32.7	37.0	22	33.7	37.1	13	35.7	37.3	17
460	20°C 水	27	33.0	37.9	21	35.4	38.4	17	35.9	37.8	16
	60°C 水	26	32.7	37.6	21	34.5	38.2	17	36.7	38.4	16
	20°C P.A.G.	6	33.0	37.8	21	35.0	38.3	16	35.9	37.8	14

(1) ポリアルキレンゴム。

(2) 27.8φ×4.4t×1000ℓ 管を各焼入温度から各冷却媒に急冷した時に生じた長さ方向の最大ひずみ量。



第3図 押出形材の高温時効曲線
(常温時効時間の影響)



第4図 押出形材の高温時効曲線
(高温時効温度の影響)

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.3)

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

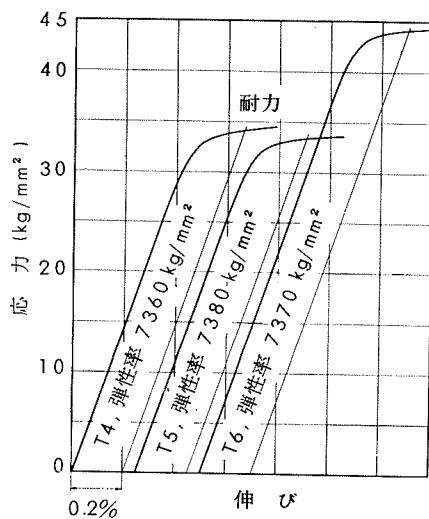
3) 引張性質、かたさ、衝撃値、曲げ試験内側半径

第4表 引 張 性 質

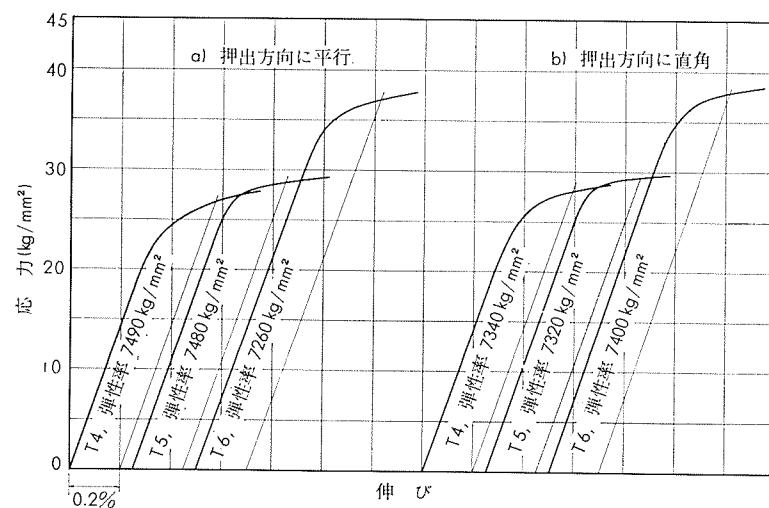
試 材	質 別	熱 处 理	引 張 性 質					
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	真破断強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	弾性率 (kg/mm ²)
20mmφ 押出棒	T 4	465°C×1h 水冷後50日間時効 (押出空冷後 2段時効) (90~100°C×3~5h 140~170°C×4~8h)	33.8	45.9	52.0	9	12	7360
	T 5	465°C×1h 水冷後50日間時効 (押出空冷後 2段時効) (90~100°C×3~5h 140~170°C×4~8h)	33.1	36.7	56.3	18	55	7380
	T 6	465°C×1h 水冷、4日後 120°C×48h 空冷	43.8	47.1	61.4	15	33	7370
6mmt 押出板	押出方向に平行 押出方向に直角	T 4	465°C×1h 水冷後50日間時効	26.6 28.2	43.1 42.4	— —	14 16	— —
	押出方向に平行 押出方向に直角	T 5	465°C×1h 水冷後50日間時効 (押出空冷後 2段時効) (90~100°C×3~5h 140~170°C×4~8h)	29.6 29.8	34.3 33.7	— —	17 16	— —
	押出方向に平行 押出方向に直角	T 6	465°C×1h 水冷、4日後 120°C×48h 空冷	37.4 38.1	43.2 42.1	— —	17 16	— —

第5表 かたさ、衝撃値、曲げ試験内側半径

試 材	質 別	かたさ				シャルピー衝撃値 (JIS 3号) (kg·m/cm ²)	180°曲げ試験内側半径	
		ブリネル (10/500/30)	ビッカース (5kg)	ロックウエル (Bスケール)	ショア		押出方向に平行	押出方向に直角
20mmφ 押出棒	T 4	91	113	58	28	5.4	—	—
	T 5	90	104	54	28	8.7	—	—
	T 6	114	134	73	34	7.3	—	—
6mmt 押出板	T 4	94	107	59	26	—	厚さの2.5倍	厚さの3.5倍
	T 5	87	91	44	26	—	厚さの2倍	厚さの2倍
	T 6	116	127	72	34	—	厚さの2倍	厚さの2倍



第5図 20mmφ押出棒の応力-伸び線図



第6図 6mmt押出板の応力-伸び線図

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 竹内勝治
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.4)

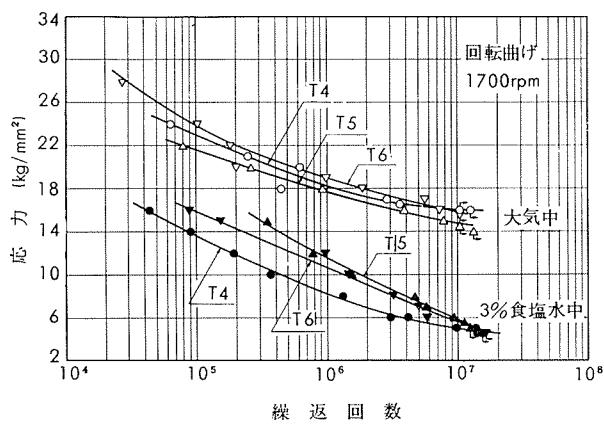
構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

4) 疲 劳 强 度

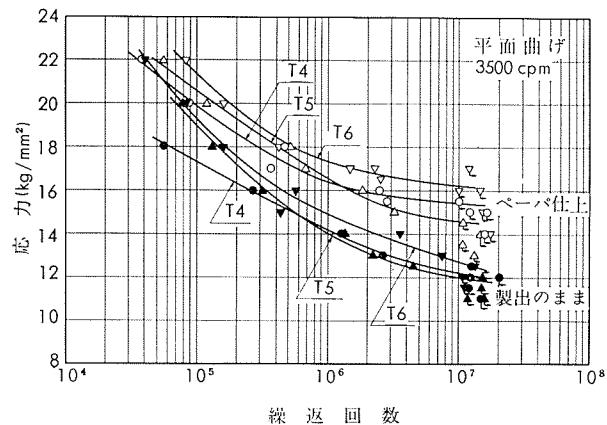
第6表 疲 劳 强 度

区 分	試 材	質 別	試 験 片	試験条件	疲 劳 强 度 (kg/mm^2)			疲 劳 比 ⁽¹⁾ (10^6 回)
					10^5 回	10^6 回	10^7 回	
回転曲げ (小野式) (1700rpm)	20mmφ押出棒	T 4	10mmφペーパ仕上	大気中	22.9	18.3	16.1	0.35
		T 5			21.5	17.7	14.7	0.40
		T 6			23.7	18.9	15.8	0.34
	6mm厚押出板	T 4	10mmφペーパ仕上	3%食塩水中(150~250cc/min)	13.7	8.2	4.9	0.11
		T 5			—	11.5	5.7	0.16
		T 6			15.9	10.6	5.4	0.11
平面曲げ (シェンク型) (3500cpm)	6mm厚押出板	T 4	ペーパ仕上	大気中	19.9	16.3	15.4	0.36
		T 5			20.5	16.5	14.6	0.43
		T 6			21.3	17.3	16.1	0.37
	6mm厚押出板	T 4	押出のまま	大気中	17.3	14.2	12.2	0.28
		T 5			19.0	14.0	12.0	0.35
		T 6			19.3	14.9	12.7	0.29

(1) 疲労比=疲労強度/引張強さ



第7図 20mmφ押出棒のS-N曲線



第8図 6mm厚押出板のS-N曲線

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

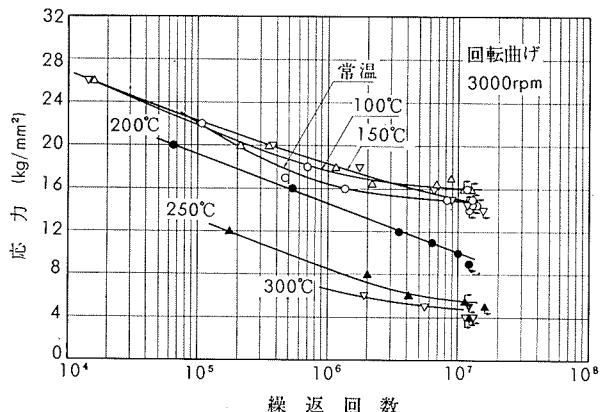
研究部 竹内勝治
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (J0-4.5)

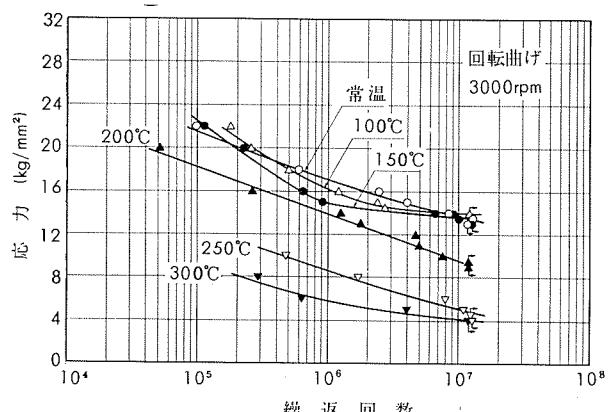
構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

第7表 20mm ϕ 押出棒の高温疲労強度

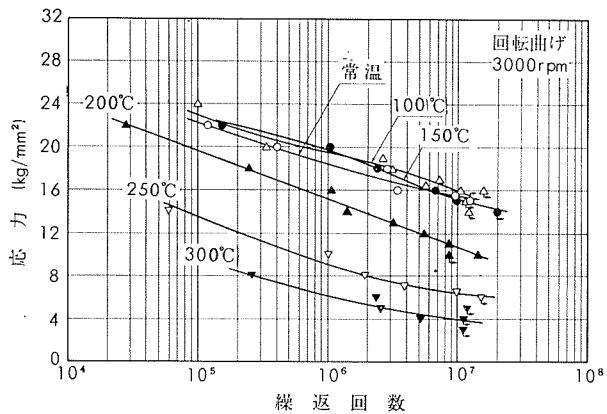
試験温度 (°C)	疲 労 強 度 (kg/mm ²)								
	T 4			T 5			T 6		
	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
常温	22.1	16.4	14.8	21.6	17.2	13.7	22.3	18.4	15.4
100	21.9	17.7	16.2	—	16.3	14.1	23.0	19.5	16.0
150	22.4	18.4	15.0	22.7	15.0	13.6	—	19.8	15.1
200	19.3	14.6	9.9	18.4	14.2	9.6	19.7	15.2	10.7
250	—	8.6	5.6	—	8.8	5.1	13.5	9.1	6.4
300	—	6.6	4.8	—	5.9	4.2	—	6.1	3.9



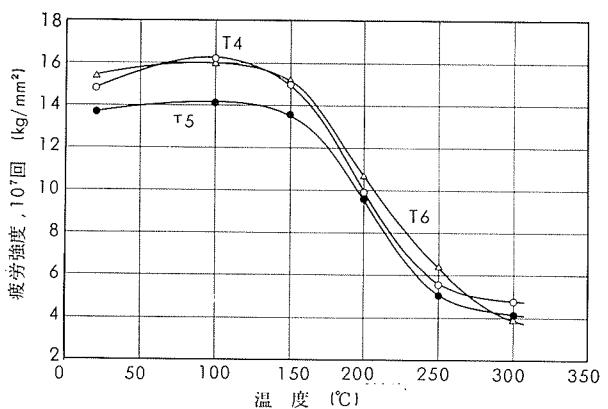
第9図 20mm ϕ 押出棒T4材の高温におけるS-N曲線



第10図 20mm ϕ 押出棒T5材の高温におけるS-N曲線



第11図 20mm ϕ 押出棒T6材の高温におけるS-N曲線



第12図 20mm ϕ 押出棒の温度と疲労強度の関係

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 竹内勝治
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.6)

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

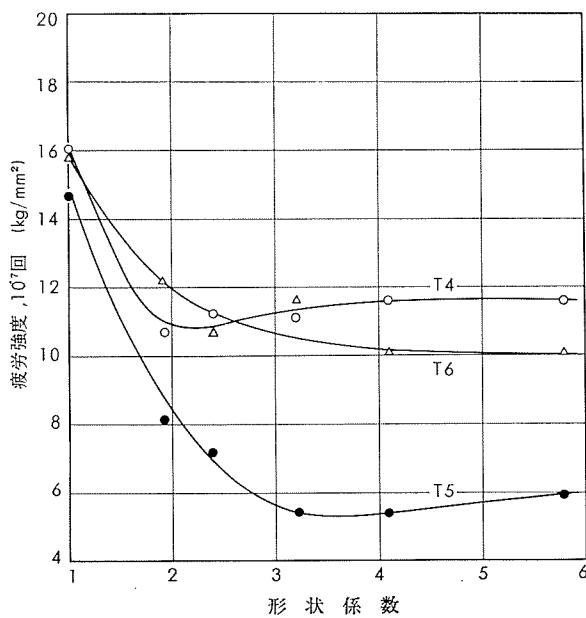
第8表 20mm ϕ 押出棒の切欠疲労強度⁽¹⁾

切欠底の丸み ρ (mm)	形状係数 α_x	疲 労 强 度 (kg/mm ²)								
		T 4			T 5			T 6		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
(∞)	(1)	22.9	18.3	16.1	21.5	17.7	14.7	23.7	18.9	15.8
1	1.9	16.5	12.8	10.7	13.4	10.3	8.1	16.7	13.9	12.2
0.5	2.4	16.6	13.9	11.2	11.6	8.8	7.2	16.5	13.7	10.6
0.25	3.2	16.9	13.2	11.1	—	7.6	5.4	18.7	12.8	11.6
0.125	4.1	16.9	14.4	11.6	12.2	7.9	5.4	19.6	11.8	10.1
0.06	5.8	17.2	15.4	11.6	11.9	8.8	5.9	—	12.4	10.1

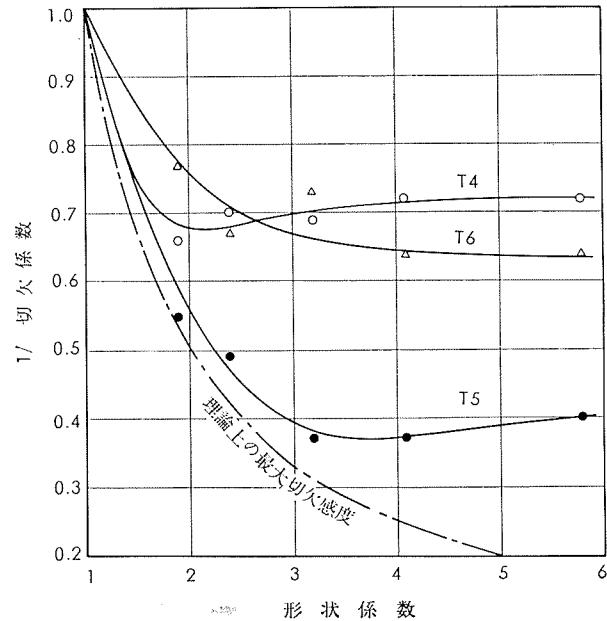
(1) D=12mm ϕ , d=10mm ϕ , t=1mm, $\rho=1$ mmは半円型環状切欠, 他は 60°-V型環状切欠。

第9表 20mm ϕ 押出棒の切欠係数

切欠底の丸み ρ (mm)	形状係数 α_x	切 欠 係 数 β_x								
		T 4			T 5			T 6		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
(∞)	(1)	1	1	1	1	1	1	1	1	1
1	1.9	1.39	1.43	1.50	1.60	1.72	1.81	1.42	1.36	1.30
0.5	2.4	1.38	1.32	1.44	1.85	2.01	2.04	1.44	1.38	1.49
0.25	3.2	1.35	1.39	1.45	—	2.33	2.72	1.27	1.48	1.36
0.125	4.1	1.35	1.27	1.39	1.76	2.24	2.72	1.21	1.60	1.57
0.06	5.8	1.33	1.19	1.39	1.81	2.01	2.49	—	1.52	1.57



第13図 20mm ϕ 押出棒切欠材の疲労強度



第14図 20mm ϕ 押出棒の切欠感度

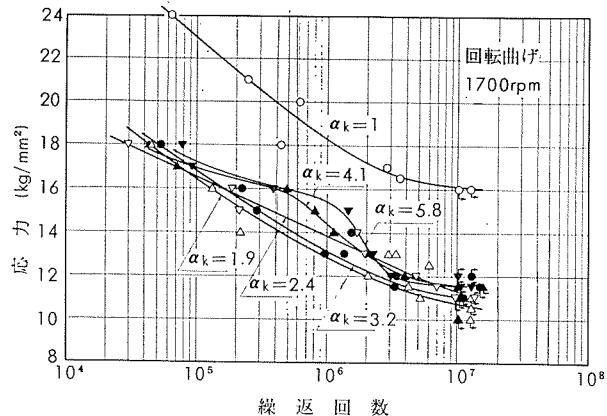
(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

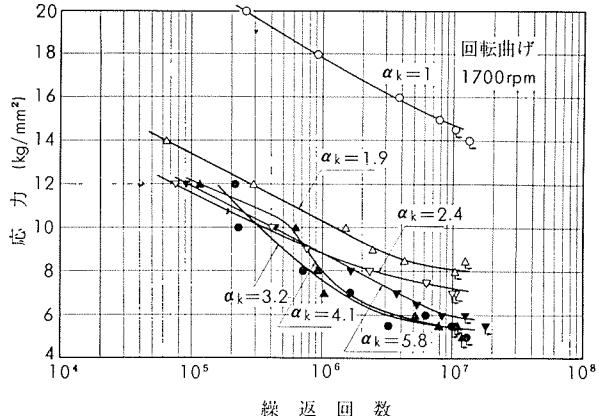
研究部 竹内勝治
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.7)

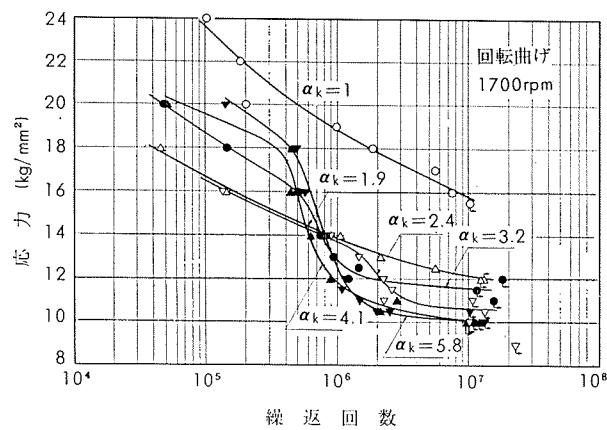
構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質



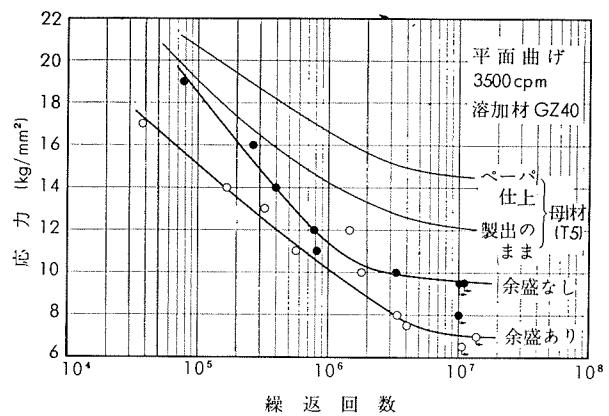
第15図 20mmφ押出棒T4材のS-N曲線



第16図 20mmφ押出棒T5材のS-N曲線



第17図 20mmφ押出棒T6材のS-N曲線



第18図 TIG溶接継手のS-N曲線

第10表 溶接継手の疲労強度

溶接法	母材厚 (mm)	溶接層数	溶加材	余盛	引張性質			疲労強度 (kg/mm²)		
					耐力 (kg/mm²)	引張強さ (kg/mm²)	伸び (%)	10⁵回	10⁶回	10⁷回
TIG	6	2	GZ40	あり	26.2	32.8	4(1)	15.1	10.2	7.1
				なし	24.6	32.8	3(1)	18.5	11.3	9.6

(1) 標点外破断 (参考値)。

(昭和44年10月)

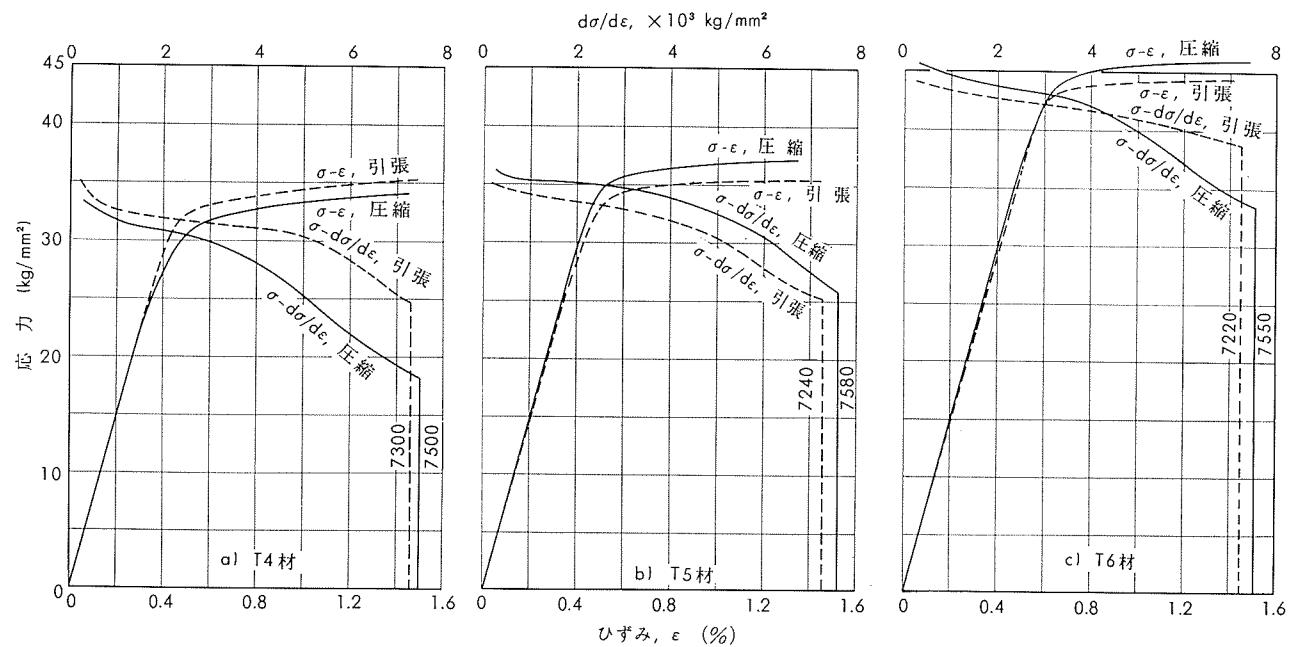
住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

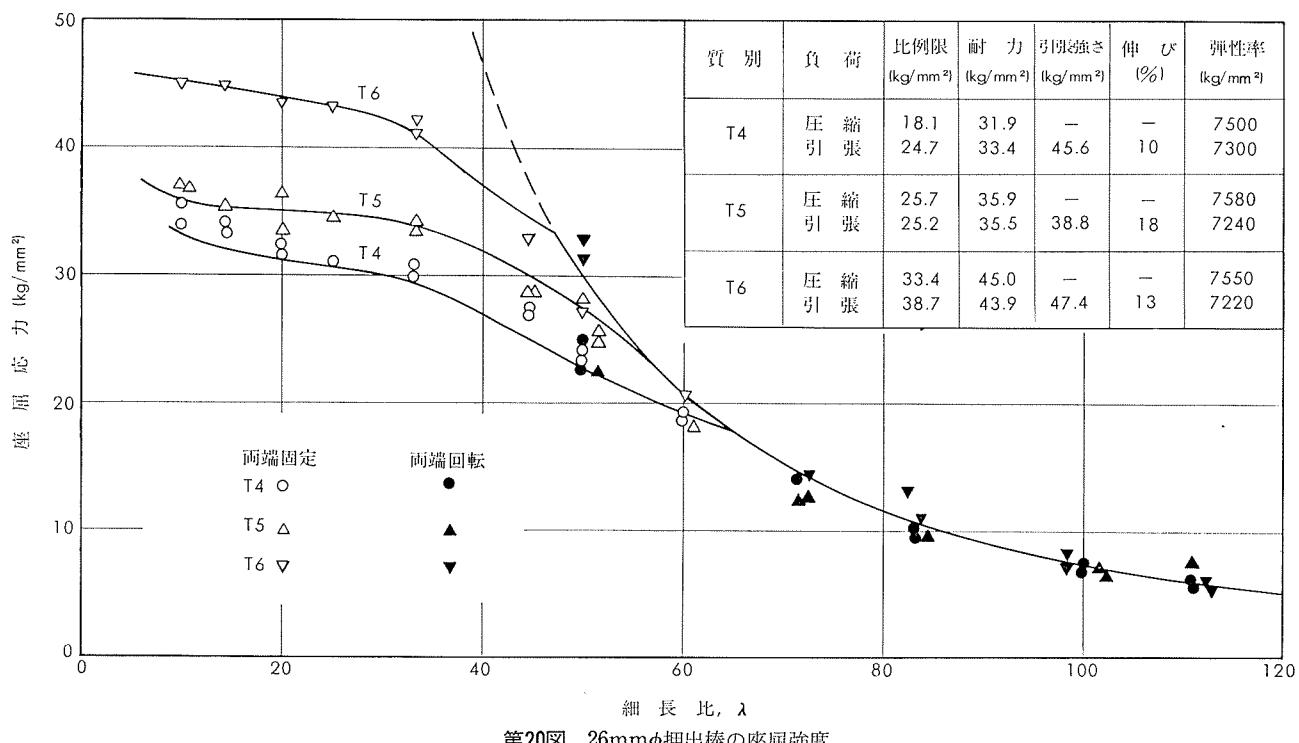
TECHNICAL DATA SHEET (10-4.8)

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

5) 座屈強度



第19図 26mmφ押出棒の圧縮および引張性質



第20図 26mmφ押出棒の座屈強度

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 中村 授

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.9)

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

6) 高温および低温における引張性質

第11表 高温および低温における引張性質

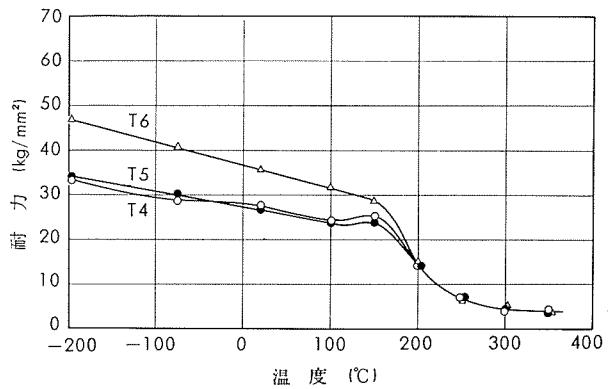
質別	試験温度(°C)	耐力(kg/mm ²)	引張強さ(kg/mm ²)	伸び(%)
T 4	-196 ⁽¹⁾	33.6	53.3	12 ⁽⁴⁾
	-75 ⁽¹⁾	28.7	43.8	11 ⁽⁴⁾
	常温 ⁽¹⁾	27.7	42.9	12 ⁽⁴⁾
	100 ⁽²⁾	24.3	35.2	19
	150 ⁽²⁾	25.2	31.4	21
	200 ⁽²⁾	14.2	15.1	24
	250 ⁽²⁾	7.1	8.2	42
	300 ⁽²⁾	4.3	5.4	51 ⁽⁴⁾
	350 ⁽²⁾	4.4	5.4	63
T 5	-196 ⁽¹⁾	34.0	48.3	20
	-75 ⁽¹⁾	30.2	38.4	16
	常温 ⁽¹⁾	26.7	33.0	17
	100 ⁽²⁾	23.8	27.4	18
	150 ⁽²⁾	24.0	26.4	21
	200 ⁽²⁾	14.2	15.1	27
	250 ⁽²⁾	7.2	8.1	41 ⁽⁴⁾
	300 ⁽²⁾	4.8	5.6	55
	350 ⁽²⁾	3.7	4.8	66
T 6	-196 ⁽¹⁾	46.6	58.2	19
	-75 ⁽¹⁾	40.7	48.1	14
	常温 ⁽¹⁾	35.7	42.4	16
	100 ⁽²⁾	31.7	38.2	16
	150 ⁽²⁾	29.0	31.9	21
	200 ⁽²⁾	15.1	16.2	24
	250 ⁽²⁾	6.9	7.9	48
	300 ⁽²⁾	5.1	7.0	57 ⁽⁴⁾
	350 ⁽²⁾	3.5	4.4	—

(1) 試験片平行部幅 25mm。

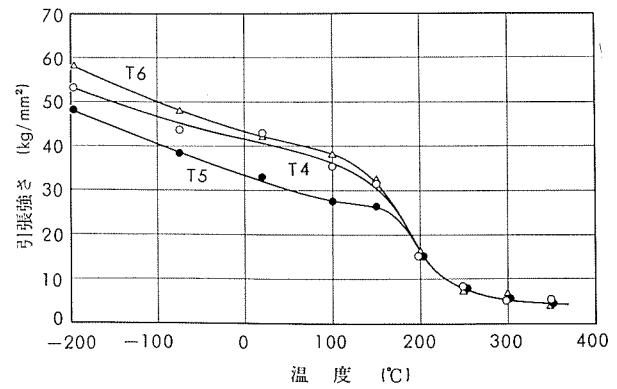
(2) ハサミ 12.5mm。

(3) 標点距離 50mm。

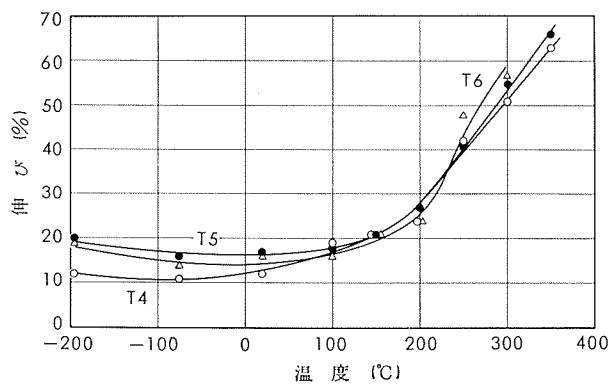
(4) 標点外破断。



第21図 6mm厚押出板の温度と耐力の関係



第22図 6mm厚押出板の温度と引張強さの関係



第23図 6mm厚押出板の温度と伸びの関係

(昭和44年10月)

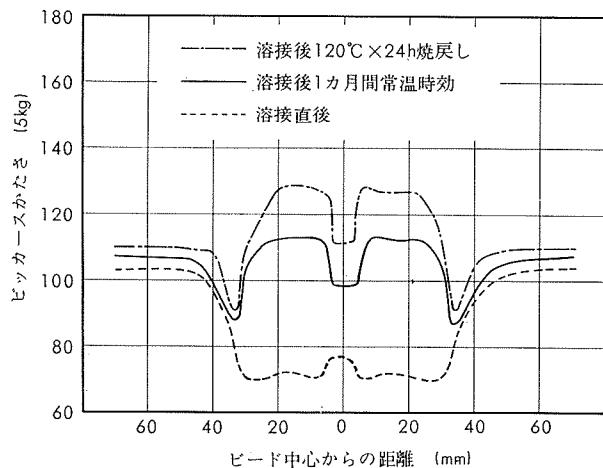
住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

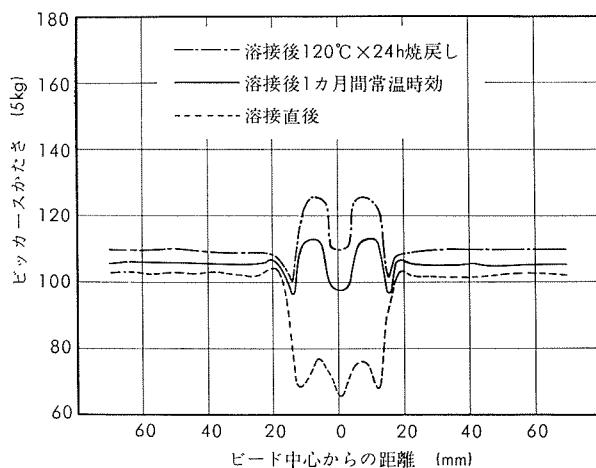
TECHNICAL DATA SHEET (10-4.10)

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

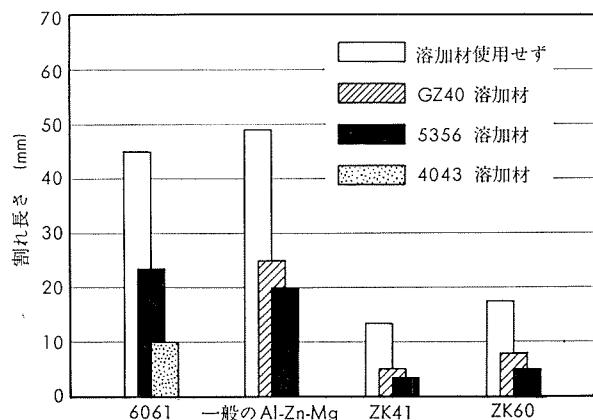
7) 溶接性



第24図 TIG溶接部のかたさ分布



第25図 MIG溶接部のかたさ分布



第26図 Fish—bone型割れ試験による溶接割れ感受性の比較

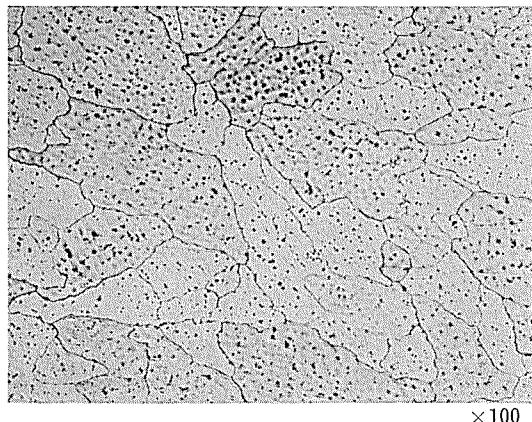
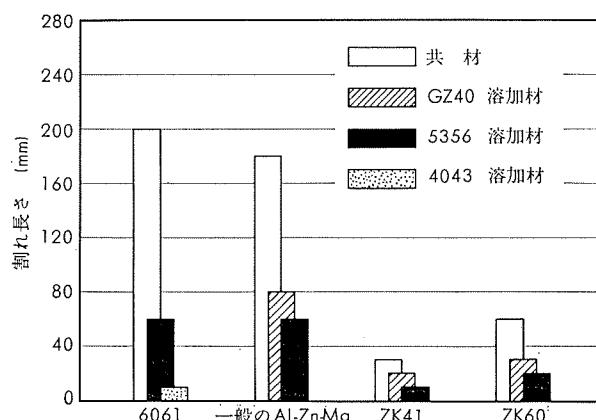


写真1 ZK60合金TIG溶接部のミクロ組織



第27図 T型スミ肉割れ試験による溶接割れ感受性の比較

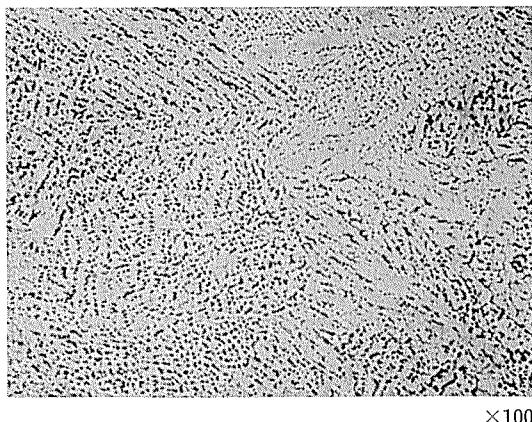


写真2 ZK60合金MIG溶接部のミクロ組織

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

杉山禎彦
研究部
福井利安

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.11)

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

第12表 本実験で用いた溶接条件

溶接法	板厚 (mm)	開形先 状	溶接層 数	アーチ 電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (cm/min)	電極径 (mm)	アルゴン 流量 (l/min)
TIG 手動	3	I型	1	—	150~180	25~35	3.2	12
	6	X型	2	—	230~270	20~30	4	14
MIG 半自動	6	Y型	2	19~20	240~260	60~90	1.6	22
	8	Y型	3	18~19	230~250	80~100	1.6	24
MIG 全自動	10	X型	2	21~24	330~380	60~80	1.6	28

(1) MIG半自動は現場的な溶接条件を採用。

(2) Y型開先は、いずれも真はつりを行なった。

第13表 ZK60 合金溶接継手の引張性質

溶接法	板厚 (mm)	母材 調質	溶接 層数	溶加材	余盛あり			余盛削除			備考
					耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	
TIG 手動	3	F	1	5356	25.9	38.4	12	21.8	32.8	8	参考値
		F	1	ZK41	26.1	38.6	12	24.9	35.3	9	参考値
	6	T 5	2	GZ40	26.1	32.9	7	24.6	32.8	6	—
MIG半自動	6	T 5	2	5356	23.1	32.8	7	20.9	32.0	9	—
	8	T 5	3	5356	22.2	32.1	8	21.3	31.0	8	—
MIG全自動	10	F	2	5356	25.8	38.3	12	22.9	33.7	10	参考値
		F	2	ZK41	26.3	38.4	10	24.8	36.2	11	参考値

(1) 溶接後1ヵ月間常温時効。

(2) 母材調質Fについては参考値とする。

(3) 引張試験片: JIS 5号。

第14表 ZK60 合金と異種アルミニウム合金の溶接継手の引張性質

母材の組合せ	溶接法	溶接 層数	溶加材	余盛あり			余盛削除			備考
				耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	
ZK60-ZK41	MIG 半自動	2	5356	23.1	33.0	9	21.2	32.2	10	注(2)
ZK60-5083	〃	2	5356	15.6	31.8	20	15.2	30.7	11	注(2)
ZK60-ZK60	〃	2	5356	23.1	32.8	7	20.9	32.0	9	—
ZK41-ZK41	〃	2	5356	23.2	33.4	9	21.3	32.6	10	—
5083-5083	〃	2	5356	14.4	30.9	20	14.2	29.1	15	—

(1) 溶接後1ヵ月間常温時効。

(2) 異種母材による溶接継手の耐力は参考値とする。

(3) 母材肉厚: 6mm, 引張試験片: JIS 5号。

第15表 ZK60 合金溶接部の曲げ性

溶接法	板厚 (mm)	母材調質	溶接層数	溶加材	曲げ内側半径					備考
					2.0t	2.5t	2.8t	3.0t	3.3t	
MIG半自動	6	T 5	2	5356	×	×	△	○	○	—
	8	T 5	3	5356	×	×	△	○	○	—
MIG全自動	10	F	2	5356	×	△	○	○	○	参考値
		F	2	ZK41	×	×	△	○	○	参考値

(1) 溶接後1ヵ月間常温時効。

(2) 結果の判定——×: 削れ, △: 微小削れ, ○: 削れなし(良好)。

(3) 母材調質Fについては参考値とする。

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

研究部
杉山禎彦
福井利安

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.12)

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

8) 耐 食 性

(1) 鋸打形材の腐食試験結果

第16表 鋸打形材の腐食試験 1 年後の引張性質

熱処理	清 浊 海 水 浸 渥			人 工 海 水 浸 渥 ⁽¹⁾			海 上 霧 囲 気 曝 露			工 場 霧 囲 気 曝 露		
	耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)
F	29.7	43.9	10	29.6	43.7	11	29.8	43.5	11	30.9	45.1	11
T 4	30.8	41.8	7	29.3	41.1	8	30.0	43.3	10	30.8	45.1	13
T 5	33.3	38.5	11	33.0	37.9	12	32.4	37.4	12	33.7	38.4	31
T 6	36.3	43.4	12	35.6	43.3	14	35.4	43.2	13	35.7	43.3	15

(1) 5.8%NaCl+0.3% H₂O₂ 水溶液 (室温)。

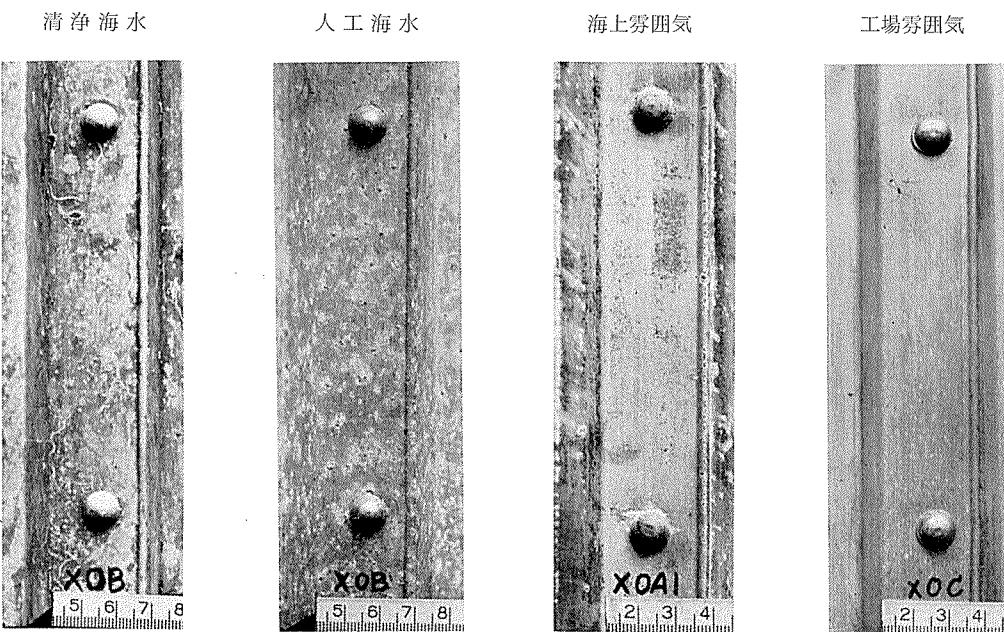
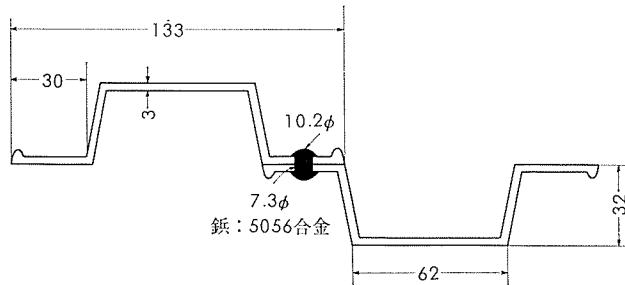


写真5 1年間腐食試験材外観

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

馬場義雄
研究部
萩原理樹

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.13)

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

(2) 大気曝露試験（1年間）結果[T5材]

第17表 引張性質

試験場所	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)
試験前	42.9	16
茨木	41.9	14
尼崎	41.7	14
泉佐野	42.2	14
名古屋	42.0	15
デシケータ中	42.5	18

第18表 重量変化

試験場所	重量損失 (mg/dm ²)
茨木	13.6
尼崎	91.6
泉佐野	56.4
名古屋	21.7
デシケータ中	-0.5 ⁽¹⁾

(1) 重量増加を示す。

第19表 表面粗さ測定結果 (μHa)

試験場所	試験前後	曝露面		裏面	
		圧延方向	直角方向	圧延方向	直角方向
茨木	前	0.5	1.9	0.5	1.9
	後	1.0	1.9	0.9	2.2
尼崎	前	0.3	1.8	0.3	1.7
	後	1.5	2.0	1.4	2.5
泉佐野	前	0.4	1.7	0.2	1.6
	後	0.8	1.9	1.0	1.9
名古屋	前	0.3	1.7	0.4	1.7
	後	0.7	1.8	0.7	1.8
デシケータ中	前	0.5	1.8	0.3	1.7
	後	0.5	2.1	0.9	1.8

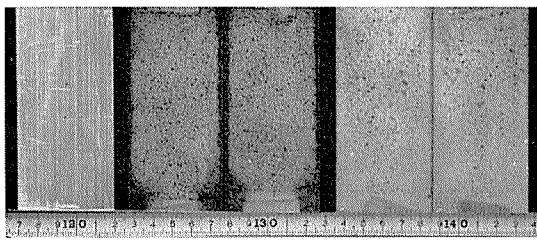


写真3 1年間試験材(熱処理T5)外観

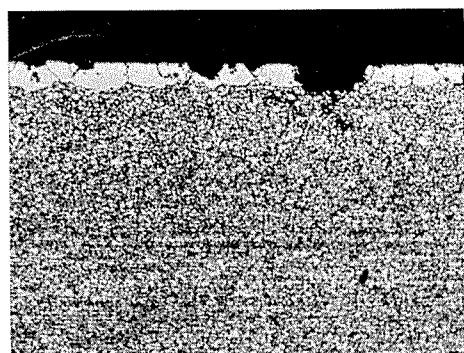


写真4 腐食部断面顕微鏡組織

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

馬場義雄
研究部
萩原理樹

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.14)

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK60 の諸性質

(3) シャー切断面腐食試験結果

3ヵ月間海水浸漬結果（於：東京商船大学清水臨海実験所）

熱処理条件

A : T6 焼もどし条件

$90 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 5\text{hr}$

$120^{\circ}\text{C} \times 24\text{hr}$ 空冷

B : T5 焼もどし条件

$100 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 3\text{hr}$

$170^{\circ}\text{C} \times 4\text{hr}$ 空冷

表面処理

MBV処理

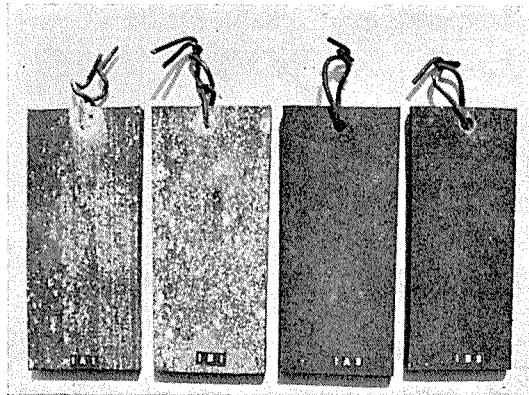


写真6 試験片表面外観無処理材 MBV 処理材

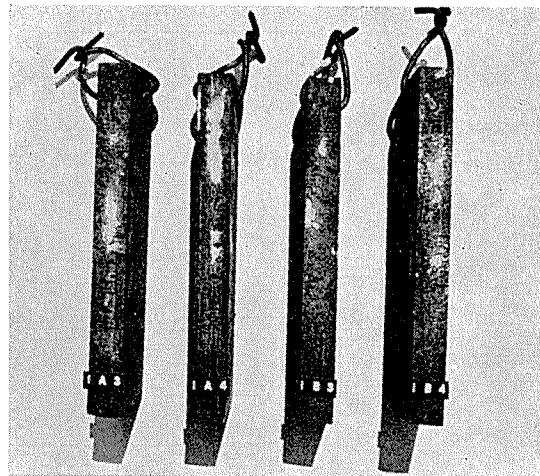


写真7 無処理材シャー切断面外観

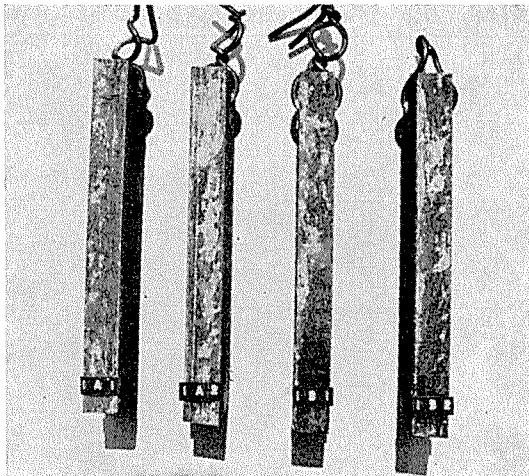


写真8 MBV処理材シャー切断面外観

第20表 ZK60 押出形材の応力腐食割れ試験結果

試験方法		引張応力腐食	曲げ応力腐食	曲げ応力腐食
負荷応力		耐力の75%	耐力の75%(表皮応力)	耐力の75%(表皮応力)
試験期間		30日	60日	1ヵ年
雰囲気		3%NaCl水溶液中	6%NaCl+0.3%H ₂ O ₂ の水溶液中	大気中
結果	T 5	○ ○ ○	○ ○ ○	○ ○ ○
	T 6	○ ○ ○	○ ○ ○	○ ○ ○

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

馬場義雄
研究部
萩原理樹

R-124

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 4 October 1969

アルミニウム合金溶接継手の機械的性質

杉山禎彦
福井利安
入江宏

住友軽金属工業株式会社

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.15)

アルミニウム合金溶接継手の機械的性質

6061 および 6063 アルミニウム合金溶接継手の機械的性質

第1表 6061合金供試材の化学成分

種類	材質	化 学 成 分 (%)								
		Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
母材	6061	JIS 標準範囲	0.15~0.40	<0.7	0.40~0.8	<0.15	0.8~1.2	<0.25	0.15~0.35	—
		供試材	0.24	0.20	0.58	0.04	1.01	0.01	0.25	0.04
溶加材	5356		<0.01	0.12	0.05	0.10	4.90	<0.01	0.09	0.09
	4043		0.01	0.22	5.28	<0.01	<0.01	0.02	<0.01	<0.01

第2表 6061合金の TIG, MIG 溶接条件

母材		溶接法	開先形状	溶接層数	溶加材 (線径, mm)	溶接電流 (A)	溶接電圧 (V)	溶接速度 (mm/min)	アルゴン流量 (l/min)
質別	板厚(mm)								
T 6	3.2	TIG	I型	1	5356, 4043(3.2)	200	—	190	10
		MIG(半自動)	×	1	5356, 4043(1.2)	135	19	430	20
T 6	5.0	MIG(自動)	×	1	5356, 4043(1.6)	250	23	550	25
		TIG	Y型	2	5356, 4043(4.0)	1層400, 2層360	—	180	15
T 6	10.0	MIG(自動)	X型	2	5356, 4043(1.6)	1層300, 2層310	24	500	25

第3表 6061合金溶接継手の引張性質 (その1)

種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後 の熱処理	溶加材	余盛のまま					余盛削除				
						引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断部	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断部
母材	T 6	3.2	—	—	—	34.0	30.3	15	—	—	—	—	—	—	—
溶接継手	T 6	3.2	MIG	溶接のまま	5356	22.1	14.6	7	65	熱影響部	22.1	12.8	8	65	熱影響部
					4043	22.0	15.5	7	65	×	22.0	14.6	7	65	×
					5356	25.7	14.0	20	76	母材	21.5	12.5	11	63	溶接金属
					4043	25.6	14.3	18	75	×	25.4	14.8	19	75	熱影響部
				焼戻し	5356	24.2	20.8	4	71	熱影響部	23.5	20.0	4	69	×
					4043	24.2	21.0	4	71	×	23.8	20.9	4	70	×
				T 6	5356	31.2	24.9	9	92	母材	26.4	23.2	3	78	溶接金属
					4043	31.3	28.8	8	92	×	31.3	29.2	6	92	母材
					5356	22.5	14.5	6	66	熱影響部	20.1	12.5	6	59	溶接金属
				MIG	4043	23.0	16.2	5	68	×	23.3	15.2	6	68	熱影響部
					5356	25.8	13.9	21	76	母材	20.7	12.3	9	61	溶接金属
					4043	26.1	14.4	19	77	×	26.2	14.6	20	77	熱影響部
					5356	26.8	23.3	4	79	熱影響部	24.9	20.5	4	73	溶接金属
					4043	26.2	23.6	4	77	×	27.4	24.5	4	81	熱影響部
				T 6	5356	33.1	28.4	11	97	母材	25.7	21.6	4	76	溶接金属
					4043	33.0	30.6	10	97	×	31.3	28.8	11	92	母材

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 杉山禎彦
福井利安江

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.16)

アルミニウム合金溶接継手の機械的性質

第4表 6061合金溶接継手の引張性質(その2)

種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後の 熱処理	溶加材	余盛のまま					余盛削除					
						引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断部	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断部	
母材	T 6	5.0	—	—	—	31.8	27.2	18	—	—	—	—	—	—	—	
溶接継手	T 6	5.0	MIG	溶接のまま	5356	21.8	13.4	9	68	熱影響部	21.4	12.2	11	67	熱影響部	
					4043	22.0	14.3	8	69	〃	21.8	12.9	9	68	〃	
					T 4	5356	28.0	14.0	22	88	母材	21.9	11.7	12	68	溶接金属
					4043	27.9	15.4	22	88	〃	26.6	14.5	23	84	母材	
				焼戻し	5356	24.7	21.0	5	78	熱影響部	24.6	20.2	6	77	熱影響部	
					4043	25.9	22.9	5	82	〃	25.6	22.2	5	81	〃	
					T 6	5356	34.3	27.2	14	108	母材	28.8	21.9	6	91	溶接金属
					4043	34.7	30.7	12	109	〃	34.9	30.3	15	109	母材	

第5表 6061合金溶接継手の引張性質(その3)

種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後の 熱処理	溶加材	余盛のまま					余盛削除					
						引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断部	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断部	
母材	T 6	8.0	—	—	—	32.9	29.5	17	—	—	—	—	—	—	—	
溶接継手	T 6	8.0	TIG	溶接のまま	5356	19.9	11.9	12	61	熱影響部	19.2	10.9	12	58	熱影響部	
					4043	20.9	13.1	10	64	〃	20.2	12.5	10	61	〃	
					T 4	5356	25.7	13.0	19	78	境界部	21.7	11.4	16	66	溶接金属
					4043	26.0	14.1	23	79	母材	24.2	12.8	25	74	母材	
				焼戻し	5356	23.1	17.9	8	70	熱影響部	22.2	17.0	7	68	熱影響部	
					4043	23.1	17.2	8	70	〃	21.7	16.6	7	66	〃	
					T 6	5356	31.9	26.1	5	97	境界部	28.5	23.6	5	87	溶接金属
					4043	34.9	31.1	13	112	母材	33.9	30.4	9	103	〃	

第6表 6061合金溶接継手の引張性質(その4)

種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後の 熱処理	溶加材	余盛のまま					余盛削除					
						引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断部	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断部	
母材	T 6	10.0	—	—	—	32.3	26.9	21	—	—	—	—	—	—	—	
溶接継手	T 6	10.0	MIG	溶接のまま	5356	23.8	14.5	9	74	熱影響部	22.4	12.6	12	69	熱影響部	
					4043	23.3	15.4	9	72	〃	22.7	13.7	10	70	〃	
					T 4	5356	28.7	13.6	21	89	母材	24.1	12.1	15	75	溶接金属
					4043	28.8	15.5	22	89	〃	27.8	14.6	25	86	母材	
				焼戻し	5356	25.9	20.3	7	80	熱影響部	25.6	20.2	6	78	熱影響部	
					4043	26.6	21.1	7	82	〃	25.9	21.4	5	80	〃	
					T 6	5356	34.3	24.7	10	106	〃	29.9	21.2	7	93	溶接金属
					4043	35.7	30.0	13	110	母材	35.3	30.1	10	109	熱影響部	

(昭和44年10月)

◆住友軽金属工業株式会社

研究部 杉山禎彦
福井利安
入江 宏

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.17)

アルミニウム合金溶接継手の機械的性質

第7表 6061合金溶接部の180°曲げ試験結果

種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後の熱処理	溶加材	内側曲げ半径曲げ					
						表曲げ 8.5t~1.0t		裏曲げ 8.5t~1.0t		表曲げ 8.5t~1.0t	
母材	T 6	3.2	—	—	—	○ (5t)	● (4t)	● (3t)	—	—	—
溶接部	T 6	3.2	TIG	溶接のまま	5356	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)
					4043	○ (5t)	○ (4.5t)	● (4t)	○ (5t)	○ (4.5t)	● (4t)
					5356	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)
					4043	○ (3t)	○ (2.5t)	● (2t)	○ (3t)	○ (2.5t)	● (2t)
				焼戻し	5356	○ (4.5t)	● (4t)	● (3.5t)	○ (4.5t)	● (4t)	● (3.5t)
					4043	(8.5t) ○	(8t) ○	(7.5t) ●	(8.5t) ○	(8t) ○	(7.5t) ●
				T 6	5356	○ (5t)	○ (4t)	● (3t)	○ (5t)	○ (4t)	● (3t)
					4043	○ (5t)	○ (4.5t)	● (4t)	○ (5t)	○ (4.5t)	● (4t)
					5356	○ (2.5t)	● (2t)	● (1.5t)	○ (2.5t)	● (2t)	● (1.5t)
					4043	○ (4t)	○ (3.5t)	○ (3t)	○ (4t)	○ (3.5t)	● (3t)
				MIG	5354	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)
					4043	○ (2.5t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (2.5t)	○ (2t)	● (1.5t)
					5356	(6t) ○	(5.5t) ○	(5t) ●	(6t) ○	(5.5t) ○	(5t) ●
					4043	(8.5t) ○	(8t) ●	(7.5t) ●	(8.5) ●	(8t) ●	(7.5t) ●
				T 6	5356	○ (5t)	○ (4.5t)	○ (4t)	○ (5t)	○ (4.5t)	● (4t)
					4043	○ (4.5t)	○ (4t)	● (3.5t)	○ (4.5t)	○ (4t)	● (3.5t)

第8表 6061合金溶接部の180°曲げ試験結果

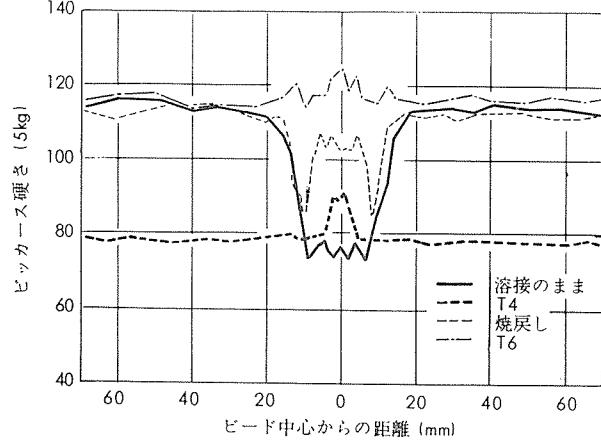
種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後の熱処理	溶加材	内側曲げ半径曲げ					
						表曲げ 6.0t~1.0t		裏曲げ 6.0t~1.0t		表曲げ 6.0t~1.0t	
母材	T 6	8.0	—	—	—	○ (3t)	○ (2.5t)	● (2t)	—	—	—
溶接部	T 6	8.0	TIG	溶接のまま	5356	○ (2t)	● (1.5t)	● (1t)	○ (2t)	● (1.5t)	● (1t)
					4043	○ (2.5t)	○ (2t)	● (1.5t)	○ (2.5t)	○ (2t)	● (1.5t)
					5356	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)
					4043	(3t) ○	(2.5t) ●	(2t) ●	(3t) ○	(2.5t) ●	(2t) ●
				焼戻し	5356	(3.5t) ○	(3t) ○	(2.5t) ○	(3.5t) ○	(3t) ●	(2.5t) ●
					4043	(5t) ○	(4.5t) ○	(4t) ●	(5t) ○	(4.5t) ○	(4t) ●
				T 6	5356	(3t) ○	(2.5t) ○	(2t) ●	(3t) ○	(2.5t) ●	(2t) ●
					4043	(6t) ○	(5.5t) ○	(4.5t) ○	(6t) ○	(5.5t) ○	(4.5t) ○
					5356	○ (2.5t)	● (2t)	● (1.5t)	○ (2.5t)	● (2t)	● (1.5t)
					4043	○ (4t)	○ (3.5t)	○ (4.5t)	○ (4t)	○ (4.5t)	● (4t)

t : 板厚

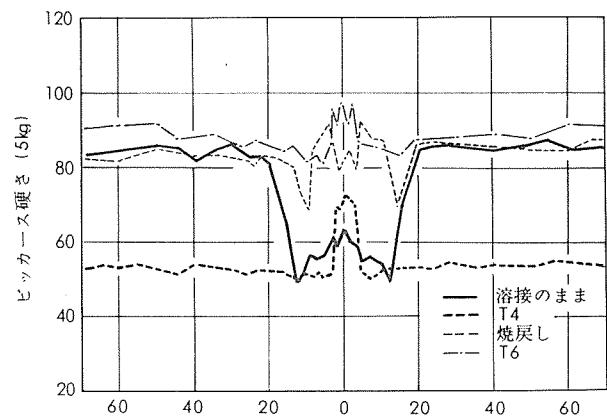
○ 削れなし

● 微小割れ

● 割れ



第1図 MIG溶接部の硬さ分布
(母材: 6061-T6 3.2mm, 溶加材: 4043)



第2図 TIG溶接部の硬さ分布
(母材: 6063-T5 3.2mm, 溶加材: 4043)

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 杉山禎彦
福井利宏
入江安宏

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.18)

アルミニウム合金溶接継手の機械的性質

第9表 6063合金供試材の化学成分

種類	材質	化成成分(%)								
		Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
母材	6063	JIS 標準範囲	<0.10	<0.35	0.2~0.6	<0.10	0.45~0.9	<0.10	<0.10	— 残
		供試材	0.01	0.20	0.42	0.01	0.57	0.02	<0.01	<0.01
溶加材	5356		<0.01	0.12	0.05	0.10	4.90	<0.01	0.09	0.09
		4043	0.01	0.22	5.28	<0.01	<0.01	0.02	<0.01	<0.01

第10表 6063合金の TIG, MIG 溶接条件

母材		溶接法	開先形状	溶接層数	溶加材 (線径, mm)	溶接電流 (A)	溶接電圧 (V)	溶接速度 (mm/min)	アルゴン流量 (l/min)
質別	板厚(mm)								
T 5	3.2	TIG	I型	1	5356, 4043(3.2)	190	—	190	10
		MIG(半自動)	〃	1	5356, 4043(1.2)	135	19	425	18
T 5	6.0	TIG	〃	1	5356, 4043(4.0)	340	—	175	13
		MIG(自動)	〃	1	5356, 4043(1.6)	290	24	550	25

第11表 6063合金溶接継手の引張性質(その1)

種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後 の熱処理	溶加材	余盛のまま					余盛削除				
						引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断部	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断部
母材	T 5	3.2	—	—	—	22.0	19.5	16	—	—	—	—	—	—	—
溶接継手	T 5	3.2	TIG	溶接のまま	5356	15.5	9.0	11	70	熱影響部	15.3	8.7	11	70	熱影響部
					4043	15.4	9.5	9	70	〃	15.4	8.6	11	70	〃
				T 4	5356	15.9	8.8	17	63	〃	16.7	9.0	21	67	〃
					4043	16.6	9.0	16	66	〃	17.1	9.1	19	69	〃
				焼戻し	5356	19.8	17.4	7	90	〃	19.9	16.4	8	91	〃
					4043	20.4	18.2	6	93	〃	20.1	17.6	7	91	〃
				T 6	5356	21.1	19.3	8	97	〃	19.8	17.8	7	90	〃
					4043	21.3	19.9	7	97	〃	21.3	19.1	9	97	〃
			MIG	溶接のまま	5356	15.9	9.4	10	72	〃	15.6	8.6	12	71	〃
					4043	15.6	9.4	9	71	〃	15.4	8.9	10	70	〃
				T 4	5356	15.7	8.1	21	62	〃	16.1	8.8	23	64	〃
					4043	16.7	8.8	19	67	〃	16.7	9.1	21	67	〃
				焼戻し	5356	21.9	18.5	7	100	〃	19.6	16.5	6	89	〃
					4043	20.9	19.2	6	95	〃	21.8	19.5	7	99	〃
				T 6	5356	20.9	19.5	10	95	〃	20.2	18.6	9	92	〃
					4043	20.9	19.3	8	95	〃	21.1	19.6	9	96	〃

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 杉山嶺彦
福井利宏
入江

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.19)

アルミニウム合金溶接継手の機械的性質

第12表 6063合金溶接継手の引張性質(その2)

種類	質別	板厚(mm)	溶接法	溶接後 の 熱処理	溶加材	余盛のまま					余盛削除									
						引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断部	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断部					
母材	T 5	6.0	—	—	—	22.3	19.7	18	—	—	—	—	—	—	—					
溶接継手	T 5	6.0	MIG	溶接のまま	5356	15.3	8.1	18	69	母材	15.4	7.9	18	69	母材					
					4043	15.2	8.4	15	68	〃	15.4	7.8	19	69	〃					
					T 4	5356	17.3	8.0	26	78	〃	17.1	8.1	27	77	〃				
					4043	16.7	8.0	25	75	〃	17.1	7.8	27	77	〃					
					焼戻し	5356	18.3	15.0	10	82	〃	18.2	14.8	10	82	〃				
					4043	18.1	15.4	10	81	〃	17.9	15.2	10	80	〃					
					T 6	5356	24.1	20.3	15	116	〃	23.5	17.5	17	105	〃				
					4043	24.3	19.7	13	118	〃	24.2	20.2	14	108	〃					
					溶接のまま	5356	14.8	8.7	13	66	熱影響部	14.8	8.3	14	66	熱影響部				
					4043	15.0	8.8	13	67	〃	14.9	8.1	14	67	〃					
溶接部	T 5	3.2	MIG	溶接のまま	T 4	5356	17.4	8.3	28	78	母材	17.3	8.2	30	78	母材				
					4043	17.2	8.3	27	77	〃	17.4	8.3	28	78	〃					
					焼戻し	5356	19.3	16.5	10	87	熱影響部	18.9	15.9	9	85	熱影響部				
					4043	21.0	17.3	10	94	〃	19.3	16.6	10	87	〃					
					T 6	5356	25.4	22.8	15	114	母材	24.6	20.6	20	110	母材				
					4043	25.1	22.5	15	113	〃	25.0	22.7	17	112	〃					
					溶接のまま	5356	○ (2t)	○ (2.5t)	● (2t)	—	—	—	—	—	—					
					4043	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (1.5t)	○ (1t)					
					T 4	5356	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (1.5t)	○ (1t)				
					4043	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (1.5t)	● (1t)	○ (1.5t)	● (1t)	○ (1t)				
溶接部	T 5	3.2	MIG	溶接のまま	焼戻し	5356	○ (3t)	○ (2.5t)	● (2t)	○ (3t)	○ (2.5t)	● (2t)	○ (2.5t)	● (2t)	○ (2.5t)	● (2t)				
					4043	(8t) ○	(7.5t) ○	(7t) ●	(8t) ○	(7.5t) ●	(7t) ●	(7.5t) ○	(7t) ●	(7.5t) ●	(7t) ●	(7.5t) ●	(7t) ●			
					T 6	5356	(4.5t) ○	(4t) ●	(2t) ○	(4.5t) ○	(4t) ●	(4.5t) ○	(4t) ●	(4.5t) ○	(2t) ○	(4.5t) ○	(2t) ○			
					4043	(4t) ○	(3.5t) ○	(3t) ●	(4t) ○	(3.5t) ○	(3t) ●	(4t) ○	(3.5t) ○	(3t) ●	(3.5t) ○	(3t) ●	(3.5t) ○	(3t) ●		
					溶接のまま	5356	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)	○ (1.5t)	● (1t)	○ (1.5t)	● (1t)	○ (1.5t)	● (1t)		
					4043	○ (2.5t)	○ (2t)	● (1.5t)	○ (2.5t)	○ (2t)	● (1.5t)	○ (2.5t)	○ (2t)	● (1.5t)	○ (2.5t)	● (1.5t)	○ (2.5t)	● (1.5t)	○ (2.5t)	
					T 4	5356	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (1.5t)	○ (1t)	
					4043	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (1.5t)	○ (1t)		
					焼戻し	5356	○ (3t)	○ (2.5t)	● (2t)	○ (3t)	○ (2.5t)	● (2t)	○ (2.5t)	● (2.5t)	● (2.5t)	● (2.5t)	● (2.5t)	● (2.5t)	● (2.5t)	
					4043	(8t) ○	(7.5t) ●	(7t) ●	(8t) ○	(7.5t) ●	(7t) ●	(8t) ○	(7.5t) ●	(7t) ●	(8t) ○	(7.5t) ●	(7t) ●	(8t) ○	(7.5t) ●	(7t) ●
					T 6	5356	(3.5t) ○	(3t) ●	(2.5t) ○	(3.5t) ○	(3t) ●	(2.5t) ○	(3.5t) ○	(3t) ●	(2.5t) ○	(3t) ●	(2.5t) ○	(3t) ●	(2.5t) ○	(3t) ●
					4043	(6.5t) ○	(6t) ○	(5.5t) ●	(6.5t) ○	(6t) ○	(5.5t) ●	(6.5t) ○	(6t) ●	(5.5t) ●	(6.5t) ○	(6t) ●	(5.5t) ●	(6.5t) ○	(6t) ●	

第13表 6063合金溶接部の180°曲げ試験結果

種類	質別	板厚(mm)	溶接法	溶接後 の 熱処理	溶加材	内側曲げ半径										
						表曲げ			裏曲げ							
						8.0t~1.0t			8.0t~1.0t							
母材	T 5	3.2	—	—	—	○ (3t)	○ (2.5t)	● (2t)	—	—	—					
溶接部	T 5	3.2	MIG	溶接のまま	T 4	5356	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)				
					4043	○ (2.5t)	○ (2t)	● (1.5t)	○ (2.5t)	● (2t)	● (1.5t)	○ (2t)				
					焼戻し	5356	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)				
					4043	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (1.5t)				
					T 6	5356	○ (3t)	○ (2.5t)	● (2t)	○ (3t)	○ (2.5t)	● (2t)				
					4043	(8t) ○	(7.5t) ○	(7t) ●	(8t) ○	(7.5t) ●	(7t) ●	(7.5t) ○	(7t) ●			
					溶接のまま	5356	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)				
					4043	○ (2.5t)	○ (2t)	● (1.5t)	○ (2.5t)	○ (2t)	● (1.5t)	○ (2t)	● (1.5t)	○ (2t)		
					T 4	5356	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (1.5t)	○ (1t)
					焼戻し	5356	○ (3t)	○ (2.5t)	● (2t)	○ (3t)	○ (2.5t)	● (2.5t)				

t:板厚

○ 削れなし

● 微小割れ

● 割れ

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 杉山慎彦
福井利安
入江宏

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.20)

アルミニウム合金溶接継手の機械的性質

EC2 アルミニウム合金溶接継手の機械的性質

第14表 EC2 合金供試材の化学成分

種類	材質	化成成分(%)								
		Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
母材	EC2 A.A. 標準範囲 供試材	<0.10	<0.50	0.30~0.7	<0.03	0.35~0.8	<0.10	<0.03	—	残
		<0.01	0.32	0.42	<0.01	0.45	<0.01	<0.01	<0.01	〃
溶加材	5356	<0.01	0.12	0.05	0.10	0.90	<0.01	0.09	0.09	〃
	.4043	0.01	0.22	5.28	<0.01	<0.01	0.02	<0.01	<0.01	〃

第15表 EC2 合金の TIG, MIG 溶接条件

母材		溶接法	開先形状	溶接層数	溶加材 (線径, mm)	溶接電流 (A)	溶接電圧 (V)	溶接速度 (mm/min)	アルゴン流量 (l/min)
質別	板厚(mm)								
T 6 1)	6.0	TIG	I型	1	5356, 4043(4.0)	340	—	160	15
T 6	8.0	MIG(自動)	〃	2	5356, 4043(1.6) 1層 280, 2層 300	24	—	600	25
T 6 1)	10.0	〃	X型	2	5356, 4043(1.6) 1層 290, 2層 310	24	—	550	25

1) 押出材

第16表 EC2 合金溶接継手の引張性質 (その1)

種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後 の熱処理	溶加材	余盛のまま					余盛削除				
						引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	維手効率 (%)	破断部	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	維手効率 (%)	破断部
母材	T 6	6.0	—	—	—	20.5	17.9	23	—	—	—	—	—	—	—
溶接継手	T 6	6.0	TIG	溶接のまま	5356	14.3	7.0	18	70	母材	14.2	6.7	18	69	母材
					4043	14.4	7.4	17	70	〃	14.5	7.5	18	71	〃
				T 4	5356	15.5	6.9	29	76	〃	15.5	6.7	27	76	〃
					4043	16.0	7.2	26	76	〃	15.8	7.0	24	77	〃
				焼戻し	5356	17.1	15.5	10	83	〃	17.4	14.7	10	85	〃
					4043	18.3	15.7	10	89	〃	18.8	15.9	11	92	〃
				T 6	5356	23.4	20.4	15	114	〃	23.3	19.7	19	113	〃
					4043	23.3	20.7	16	113	〃	23.5	20.9	17	115	〃
母材	T 6	8.0	—	—	—	22.3	19.5	19	—	—	—	—	—	—	—
溶接継手	T 6	8.0	MIG	溶接のまま	5356	16.9	12.1	12	76	熱影響部	16.1	9.6	15	72	熱影響部
					4043	16.7	11.1	13	75	〃	16.0	9.7	15	72	〃
				T 4	5356	17.6	8.7	24	79	母材	17.7	8.0	28	80	母材
					4043	17.0	8.3	24	77	〃	17.0	7.8	26	77	〃
				焼戻し	5356	19.9	17.1	12	90	熱影響部	20.1	16.8	12	90	熱影響部
					4043	20.2	17.0	13	91	〃	20.0	17.0	13	90	〃
				T 6	5356	23.1	19.6	13	104	母材	23.0	18.9	12	104	母材
					4043	23.9	21.5	11	107	〃	23.6	20.6	12	106	〃

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 杉山慎彦
福井利安
入江宏

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.21)

アルミニウム合金溶接継手の機械的性質

第17表 EC2 合金溶接継手の引張性質 (その2)

種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後の 熱処理	溶加材	余盛のまま					余盛削除				
						引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	維手効率 (%)	破断部	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	維手効率 (%)	破断部
母材	T 6	10.0	—	—	—	22.1	19.7	24	—	—	—	—	—	—	—
溶接継手	T 6	10.0	MIG	溶接のまま	5356	16.5	11.5	12	75	熱影響部	16.2	9.0	15	73	熱影響部
					4043	18.1	12.0	14	82	ク	16.8	10.4	14	78	ク
					5356	17.8	9.1	27	80	母材	17.6	8.3	31	80	ク
				T 4	4043	18.0	9.4	29	81	ク	18.1	8.9	32	82	母材
					5356	20.9	17.9	14	95	熱影響部	20.2	16.4	14	91	熱影響部
				焼戻し	4043	21.7	18.7	16	98	ク	20.9	17.9	14	95	ク
					5356	25.3	22.4	18	115	母材	23.9	18.7	16	108	境界部
				T 6	4043	25.6	22.4	17	116	ク	25.3	21.5	20	115	母材

第18表 EC2 合金溶接部の180°曲げ試験結果

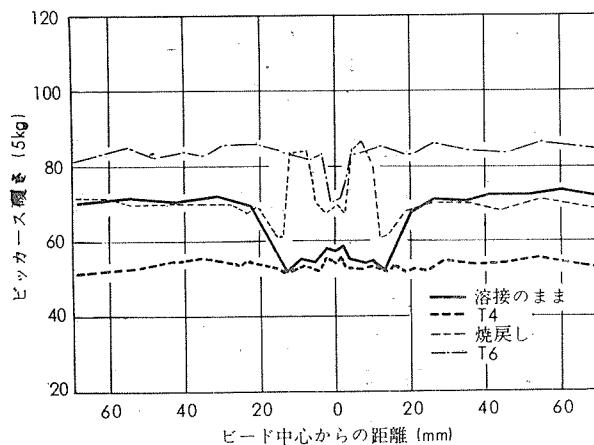
種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後の 熱処理	溶加材	内側曲げ半径					
						表曲げ 5.5t~1.0t		裏曲げ 5.5t~1.0t		表曲げ 5.5t~1.0t	
母材	T 6	6.0	—	—	—	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)	—	—	—
溶接部	T 6	6.0	TIG	溶接のまま	5356	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)
					4043	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)
					5356	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	○ (1t)
				T 4	4043	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)	○ (2t)	○ (1.5t)	● (1t)
					5356	(3t) ○	(2.5t) ●	(2t) ●	(3t) ○	(2.5t) ●	(2t) ●
				焼戻し	4043	(5.5t) ○	(5t) ●	(4.5t) ●	(5.5t) ○	(5t) ●	(4.5t) ●
					5356	(2.5t) ○	(2t) ○	(1.5t) ●	(2.5t) ○	(2t) ○	(1.5t) ●
				T 6	4043	(3t) ○	(2.5t) ●	(2t) ●	(3t) ○	(2.5t) ○	(2t) ○
					5356	(2.5t) ○	(2t) ○	(1.5t) ●	(2.5t) ○	(2t) ○	(1.5t) ●

t: 板厚

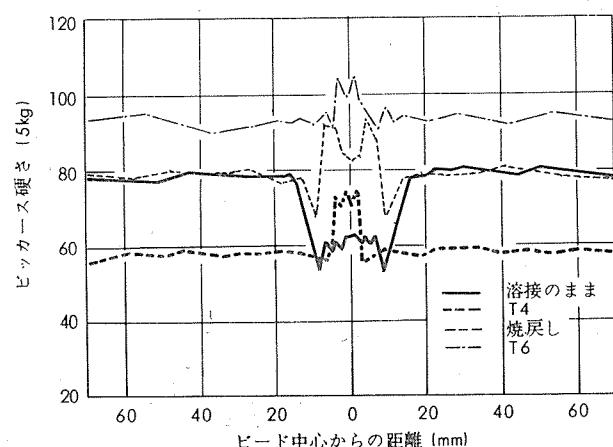
○ 削れなし

● 微小割れ

◎ 割れ



第3図 MIG溶接部の硬さ分布
(母材: EC2-T6 8mmt, 溶加材: 5356)



第4図 MIG溶接部の硬さ分布
(母材: EC2-T6 10mmt, 溶加材: 4043)

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

研究部
杉山禎利
福井安彦
入江宏

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.22)

アルミニウム合金溶接継手の機械的性質

EC1 アルミニウム¹⁾および EC2 アルミニウム合金溶接継手の電気伝導度

溶接継手の電気伝導度は EC1 アルミニウム継手においては、溶接方向に対して直角および平行方向（溶接金属）に、また、EC2 合金継手は 10mm-T6 合金継手を除き、直角方向にのみそれぞれ採取し測定した。

第19表 EC1 アルミニウム溶接継手の電気伝導度

種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶加材	測定 ⁴⁾ 方向	電気伝導度 ⁵⁾ (%)
母材	1/2H	6.0	—	—		62.0
溶接継手	1/2H	6.0	TIG ²⁾	1070	直角	61.2
					平行	59.7
				1100	直角	61.7
					平行	60.0
			MIG ³⁾	1070	直角	61.3
					平行	60.5
				1001	直角	59.8
					平行	59.5

第20表 EC2 合金溶接継手の電気伝導度（その1）

種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後の熱処理	溶加材	電気伝導度 (%)
母材	T 6	6.0	—	—	—	56.2
溶接継手	T 6	6.0	TIG	溶接のまま	5356	54.3
					4043	54.6
				T 4	5356	49.9
					4043	53.3
					5356	56.0
			焼戻し	4043	56.0	
					5356	53.2
				T 6	4043	51.5

第21表 EC2 合金溶接継手の電気伝導度（その2）

種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後の熱処理	溶加材	電気伝導度 (%)
母材	T 6	8.0	—	—	—	57.6
溶接継手	T 6	8.0	MIG	溶接のまま	5356	54.2
					4043	54.9
				T 4	5356	49.1
					4043	47.3
				焼戻し	5356	56.5
					4043	55.7
					5356	51.6
					4043	51.7
			T 6			

第22表 EC2 合金溶接継手の電気伝導度（その3）

種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後の熱処理	溶加材	電気伝導度 (%)	
母材	T 6	10.0	—	—	—	58.0	
溶接金属	T 6	10.0	MIG	溶接のまま	5356	37.0	
					4043	46.3	
				T 4	5356	54.8	
					4043	54.0	
				焼戻し	5356	50.1	
			T 6		4043	49.9	
					5356	54.2	
			MIG	焼戻し	4043	54.7	
					5356	51.4	
				T 6	4043	52.1	

1) EC1 アルミニウム溶接継手の機械的性質については、本誌 Vol. 10, No.3 に掲載。

2) Y型開先2層溶接。

3) I型開先1層溶接。

4) 直角：溶接ビードに直角。

平行：溶接金属そのもの。

5) 電気伝導度は I.A.C.S. に基いた。

試験片寸法：3.0mm[□]×200[□]。

接点間隔：溶接部を中心にして 160mm。

測定温度：32°C。

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.23)

アルミニウム合金溶接継手の機械的性質

2014および7075アルミニウム合金溶接継手の機械的性質

第23表 2014合金供試材の化学成分

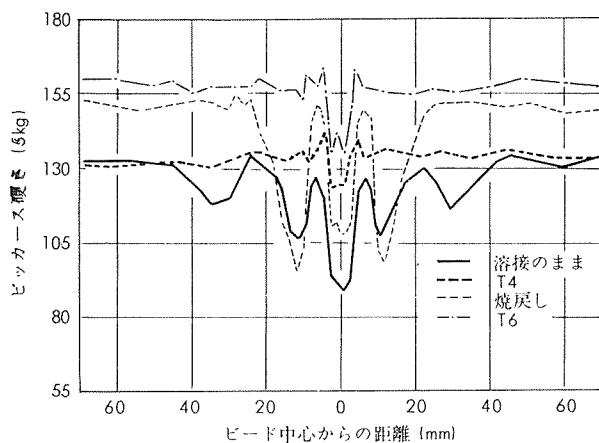
種類	材質	化 学 成 分 (%)								
		Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
母材	2014	JIS 標準範囲	3.9~5.0	<1.0	0.50~1.2	0.40~1.2	0.20~0.80	—	—	—
		供試材	4.26	0.25	0.72	0.83	0.40	0.02	0.01	<0.01
溶加材		4043	0.01	0.22	5.28	<0.01	<0.01	0.02	<0.01	<0.01

第24表 2014合金のTIG, MIG溶接条件

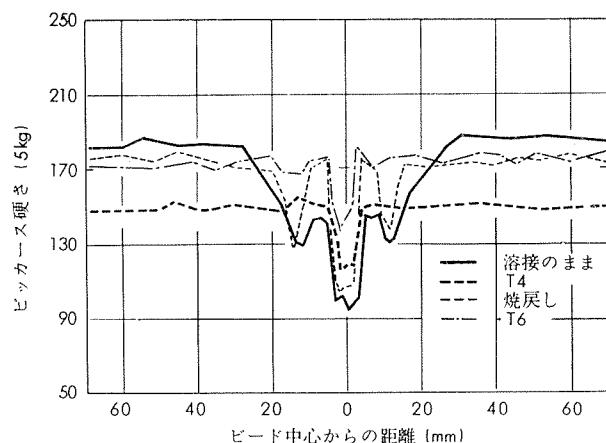
母材		溶接法	開先形状	溶接層数	溶加材 (線径, mm)	溶接電流 (A)	溶接電圧 (V)	溶接速度 (mm/min)	アルゴン流量 (l/min)
質別	板厚(mm)								
T 4	4.0	TIG	I型	1	4043 (4.0)	270	—	180	12
		MIG(自動)	〃	1	4043 (1.6)	240	23	600	25

第25表 2014合金溶接継手の引張性質

種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後 の熱処理	溶加材	余盛のまま				余盛削除					
						引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	維手効率 (%)	破断部	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	維手効率 (%)	破断部
母材	T 4	4.0	—	—	—	46.6	29.4	24	—	—	—	—	—	—	
溶接継手	T 4	4.0	TIG	溶接のまま	4043	28.1	22.3	2	61	溶接金属	28.4	18.6	4	61	溶接金属
				T 4	〃	29.8	27.0	2	64	境界部	29.0	25.3	3	63	境界部
				焼戻し	〃	31.0	26.3	1	67	溶接金属	31.4	25.3	2	68	溶接金属
				T 6	〃	34.7	—	1	75	境界部	35.5	—	1	77	境界部
	T 4	4.0	MIG	溶接のまま	〃	28.8	22.4	2	62	溶接金属	28.8	20.0	4	62	溶接金属
				T 4	〃	38.8	27.7	5	83	境界部	37.2	26.6	6	80	境界部
				焼戻し	〃	32.8	—	1	71	溶接金属	31.2	27.4	2	67	溶接金属
				T 6	〃	44.1	—	1	95	境界部	43.7	—	2	94	境界部



第5図 TIG溶接部の硬さ分布
(母材: 2014-T4 4mmt, 溶加材: 4043)



第6図 MIG溶接部の硬さ分布
(母材: 7075-T6 4mmt, 溶加材: 5556)

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

研究部
杉山慎彦
福井利安
入江宏

TECHNICAL DATA SHEET (10-4.24)

アルミニウム合金溶接継手の機械的性質

第26表 7075合金供試材の化学成分

種類	材質	化 学 成 分 (%)								
		Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
母材	7075 JIS 標準範囲 供試材	1.2~2.0	<0.7	<0.50	<0.30	2.1~2.9	5.1~6.1	0.18~0.40	—	残
		1.60	0.20	0.10	0.04	2.45	5.42	0.26	0.02	〃
溶加材	5556 4043	0.01	0.13	0.05	0.71	5.00	0.01	0.09	0.09	〃
		0.01	0.22	5.28	<0.01	<0.01	0.02	<0.01	<0.01	〃

第27表 7075合金のTIG, MIG溶接条件

母材		溶接法	開先形状	溶接層数	溶加材 (線径, mm)	溶接電流 (A)	アーチ電圧 (V)	溶接速度 (mm/min)	アルゴン流量 (l/min)
質別	板厚(mm)								
T 6	4.0	TIG	I型	1	5556 (2.4) 4043 (3.2)	220	—	190	12
		MIG(自動)	〃	1	5556 (1.6) 4043 (1.6)	230	23	550	25

第28表 7075合金溶接継手の引張性質

種類	質別	板厚 (mm)	溶接法	溶接後 の熱処理	溶加材	余盛のまま					余盛削除				
						引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断部	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断部
母材	T 6	4.0	—	—	—	60.2	51.5	13	—	—	—	—	—	—	—
溶接継手	T 6	4.0	TIG	溶接のまま	5556	32.8	—	2	55	境界部	28.1	—	2	47	溶接金属
					4043	30.8	27.6	1	51	溶接金属	32.2	25.4	2	54	〃
				T 4	5556	51.6	34.1	12	86	境界部	48.3	31.8	11	80	〃
					4043	33.3	30.2	1	55	溶接金属	32.8	25.0	2	55	〃
				焼戻し	5556	39.4	—	1	66	境界部	42.3	—	3	70	〃
					4043	32.4	—	1	54	溶接金属	35.6	—	1	59	〃
				T 6	5556	56.4	51.2	3	92	境界部	53.1	49.4	3	88	〃
					4043	39.8	—	1	66	溶接金属	36.7	—	1	61	〃
				MIG	5556	26.6	—	1	44	境界部	37.8	—	5	63	〃
					4043	29.7	—	0	48	溶接金属	30.3	—	2	50	〃
					5556	39.7	33.6	4	66	境界部	39.5	29.8	4	66	〃
					4043	32.3	30.3	2	54	溶接金属	32.4	24.5	2	54	〃

(昭和44年10月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 杉山禎彦
福井利安
入江 宏