

P

150

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 8 No. 2 April 1967

アルミニウム合金の時効現象と格子欠陥に関する研究(第4報)

Al-Zn 合金の G.P.zone 形成におよぼす第3添加元素の影響

馬 場 義 雄

住友軽金属工業株式会社

論 文

アルミニウム合金の時効現象と格子欠陥に関する研究

(第4報)

Al-Zn 合金の G. P. zone 形成におよぼす第3添加元素の影響*

馬 場 義 雄**

On the Aging Phenomena and Lattice Defects in Aluminium Alloys (Rep.4)

Influence of the Third Additional Elements on the Formation of G.P. Zone in Al-Zn Alloy

by Yoshio Baba

Experiments were carried out to investigate the influence of third additional elements such as Li, Be, Mg, Ca, Ti, V, Co, Ni, Ge, Mo, Cd, In, Sn, Sb, Pb and Bi on the formation of G. P. zones in Al-2.5at%Zn alloys.

The results are as follows:

(1) Ca, V, Mo, Ni, Co and Ti amounting to less than 0.2at% do not interact with G. P. zones of Zn atoms, but decrease the rate of formation of the G. P. zones. This effect is similar to that of Fe, Cr, Mn or Zr, and it can be reasonably explained in terms of the increase in density of dislocations and in boundary area by the grain refining and the existence of these insoluble compounds which could act as effective sinks to cause the decrease in the concentration of quenched-in vacancies.

(2) Sn ($\leq 0.1\text{at}\%$) and Ge ($\leq 0.2\text{at}\%$) also do not interact with G. P. zones of Zn atoms, but these solute atoms, especially Sn decrease remarkably the rate of formation of the G. P. zones. This effect is similar to that of Si, and it could be interpreted from the fact that the binding energy between the solute atoms and vacancies is greater than that between Zn atom and vacancy.

(3) Be, Mg, Cd and In decrease the rate of formation of the G. P. zones in an equal degree or more than Ge. It is clear that Mg and Be atoms in the amount of more than 0.03 at% interact with Zn atoms and participate in the G. P. zones. Moreover, from the results of age-hardening for a long period, it seems that Cd atoms more than 0.03 at% also have interaction with G. P. zones of Zn atoms. Thus, the rate of clustering will be affected by the mobility of solute additions/Zn/vacancy groups as well as the magnitude of the binding energy between the solute atoms and vacancies.

(4) Pb and Li decrease slightly the rate of formation of the G. P. zones. This may be mainly due to a little larger binding energy between Pb or Li atom and vacancy than that between Zn atom and vacancy, although the clustering of Li atoms themselves and the interaction between Li clusters and Zn atoms must also be taken into consideration. From this experiment, it is not clear whether Sb and Bi have influence on the formation of the G. P. zones.

1. 緒 言

Al-Zn 合金の低温時効において形成される G. P. zone と第3添加元素の関係については、第3元素が Zn 原子の

G. P. zone 形成に直接関与せず、その形成速度にのみ影響を与える場合と、第3元素が Zn 原子と相互作用を持ち、その G. P. zone 形成に参加する場合に大別される。前者には、空孔との結合エネルギーが大きい Si, Ge, Sn などと凍結空孔の sinks を増す効果を持つ Fe, Cr, Mn, Zr などが属し、個々の影響については、著者の研究をも

* 日本国金属学会誌、31 (1967) に一部発表

** 研究部

含めて2, 3報告^{1)~4)}されている。一方、後者に属する代表的な元素としては、Mg⁵⁾が挙げられるが、これとても添加量が0.1wt%のごとく微量の場合には、その相互作用は判然とせず、PanseriとFederighi⁶⁾の見解とOhtaとHashimoto⁷⁾あるいはBartsch⁸⁾の見解とは異なっている。さらに、Zn原子のG.P. zoneと直接相互作用を持つものとしては、ShashkovとBuynev⁹⁾のX線回折によるAgおよびCuなどの影響があり、とくにAgについては、添加量の違いにもかかわらず、最近著者が電気抵抗測定により行なった微量のAg添加の影響¹⁰⁾すなわちAg原子は全くZn原子とともにG.P. zone形成に参加するという結果とよく一致している。

以上のごとく、Zn原子のG.P. zone形成における第3添加元素の影響については、その添加量とも関連して、相互作用の程度は複雑であり、なんらかの法則性を見出すためにも、より詳細な実験が望まれるところである。したがって、本研究では、Be, Mg, Cdなど前3報で調査した以外の諸元素計16種類の添加が、Al-Zn合金のG.P. zone形成にいかなる影響を与えるかを明らかにするとともに、次報から述べる予定のAl-Zn-Mg3元合金の時効現象の解明に役立たせることを目的とした。

2. 実験方法

実験合金はAl-2.5at% (6 wt%) Zn合金を基礎として、これにLi, Be, Mg, Ca, Ti, V, Co, Ni, Ge, Mo, Cd, In, Sn, Sb, Pb, Biなどをそれぞれ単独に0.005, 0.01, 0.03, 0.05, 0.1, 0.2, 0.5および0.75at%添加したもので、添加元素の分析結果をTable 1に示す。この場合のZn含有量は6.03±0.16wt%の範囲内にあった。

実験試料は99.998% Al, 99.999% Znおよびできるだ

け高純度の地金を使用し、上記配合で鋳造した小型鋳塊(30×200×200mm)から450°Cで48hrの予備加熱後、420°C(Cd, SnおよびInを含む鋳塊のみそれぞれ300°C, 200°Cおよび100°C)の熱間圧延および冷間圧延により作成した2mm厚板を使用した。硬度測定は2×5×20mmの試験片、電気抵抗測定は、1.2mmφ×400mmの線を用い、いずれも焼入処理・時効前に冷間加工の影響を除去するために500°Cで2hr加熱し水冷後室温に3日以上放置の予備処理を行ない、この試料を焼入試片とした。

焼入温度T_aは350°C~450°C、時効温度T_eは0°Cと20°C、0°Cの水へ焼入後時効開始までの時間あるいは時効処理後液体窒素中へ浸漬するまでの時間は2~3secである。なお各種熱処理、室温(約15°C)におけるビッカース硬度測定ならびに液体窒素中での電気抵抗測定などの実験方法はすべて前報³⁾と同様である。

3. 実験結果

はじめに、350°Cから焼入したAl-2.5at% Zn合金の比抵抗測定による0°Cの等温時効におよぼす各添加元素の影響を示す。Fig. 1にはMg添加の影響を示す。Mg 0.01at%では曲線の形状および比抵抗の極大増加量Δρ_Mは2元合金のものとほとんど変らず、ただ比抵抗の極大に達する時間t_Mが長くなるのみであるが、添加量が0.03at%以上になると曲線の形状が異なり、Mg量とともにt_MのみならずΔρ_Mも増大する。Fig. 2にはLi添加の影響を示す。Li 0.005~0.05at%では2元合金に比して若干Δρ_Mが増大するのみであるが、Li 0.75at%添加材は極大時間t_Mが長くなるとともに、Δρ_Mも著しく増大する。Fig. 3は主として固溶限以内で影響をおよぼすと考えられる各元素を添加した際の等温時効曲線である。Δρ_Mは2元合金

Table 1 The amount of each element added to Al-2.5at% (6.03 wt% ± 0.16 wt%) Zn alloys.

Each additional elements	Added amounts, wt%								0.185
	Li	Be	Mg	Ca	Ti	V	Co	Ni	
Li	0.001	0.002	—	0.011	—	—	—	—	0.185
Be	0.001	—	0.008	0.014	0.031	—	—	—	—
Mg	—	0.009	0.026	0.043	0.090	0.18	0.45	—	—
Ca	—	0.015	0.044	0.071	0.13	0.29	—	—	—
Ti	—	0.018	0.056	0.11	0.18	0.36	—	—	—
V	—	0.019	0.057	0.094	0.18	0.36	—	—	—
Co	—	0.020	0.075	0.11	0.22	0.49	—	—	—
Ni	—	0.020	0.074	0.12	0.26	0.50	—	—	—
Ge	—	0.027	0.081	0.14	0.27	0.54	—	—	—
Mo	—	0.038	0.11	0.18	0.35	0.69	—	—	—
Cd	—	0.040	0.11	0.19	0.45	0.84	—	—	—
In	—	0.041	0.13	0.23	0.43	0.81	—	—	—
Sn	0.019	0.039	0.12	0.18	0.39	—	—	—	—
Sb	—	0.050	0.15	0.20	0.40	0.88	—	—	—
Pb	0.042	0.072	0.21	0.34	0.72	—	—	—	—
Bi	0.041	0.074	0.22	0.38	0.77	—	—	—	—
Nominal value (at%)	0.005	0.01	0.03	0.05	0.1	0.2	0.5	0.75	

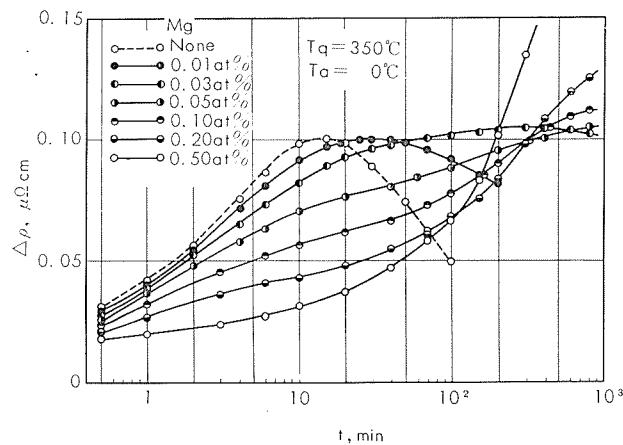


Fig. 1 Influence of Mg on the isothermal aging at 0°C for Al-2.5at% Zn alloys quenched from 350°C.

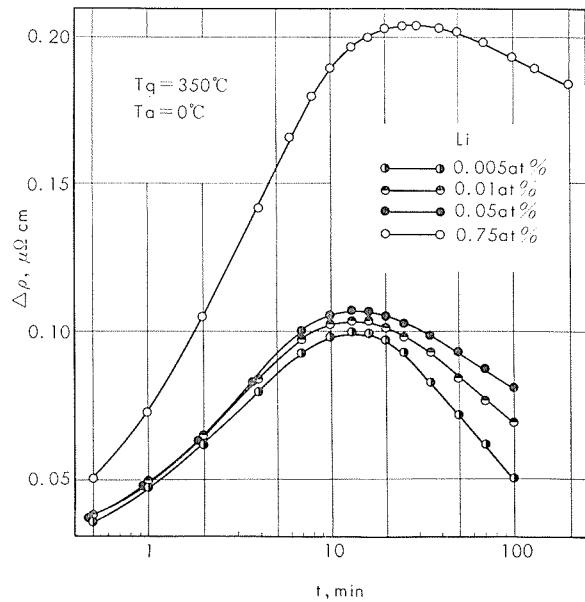


Fig. 2 Influence of Li on the isothermal aging at 0°C for Al-2.5at% Zn alloys quenched from 350°C.

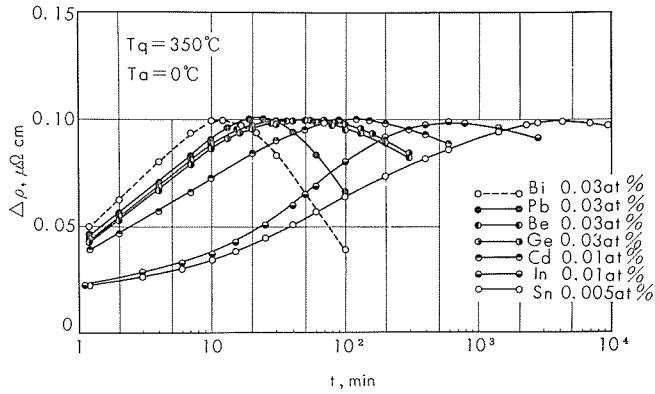


Fig. 3 Influence of additional elements on the isothermal aging at 0°C for Al-2.5at% Zn alloys quenched from 350°C.

のものとほとんど変わらないが、 t_M については Bi 0.03 at% を除いて、Pb 0.03 at% < Be 0.03 at% < Ge 0.03 at% < Cd 0.01 at% < In 0.01 at% < Sn 0.005 at% の順に著しく長くなる。Fig. 4 には Sb, Ti, Ni, Co, V, Mo および Ca をそれ

ぞれ単独に 0.2 at% 添加した際の等温時効曲線である。やはり $\Delta\rho_M$ 自体は 2 元合金のものとほとんど変わらないが、Sb を除き t_M はかなり長くなっている。以上の比抵抗測定結果の総括として、Fig. 5 に t_M と各種添加元素の関係を示す。これによると添加量が 0.005~0.05 at% のごとく比較的少ない範囲で t_M を著しく長くするものと、添加量が 0.1~0.2 at% とかなり多くなってはじめて影響をおよぼすものに大別される。前者のグループには影響の大きい順に、Sn>In>Cd>Mg>Ge=Be>Pb などがあり、後者のグループには Ca>V=Mo>Ni=Co>Ti などがある。

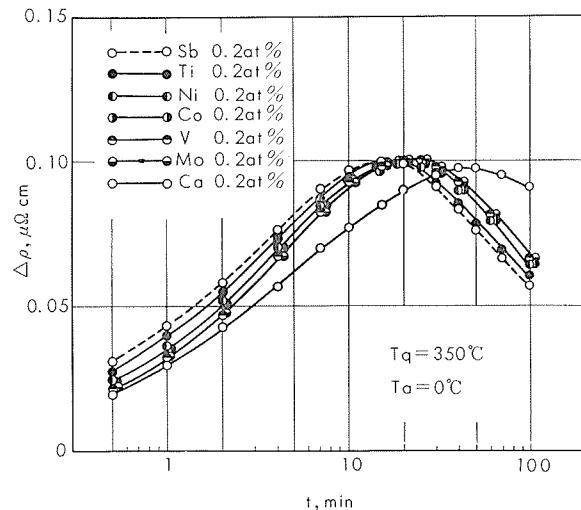


Fig. 4 Influence of additional elements on the isothermal aging at 0°C for Al-2.5at% Zn alloys quenched from 350°C.

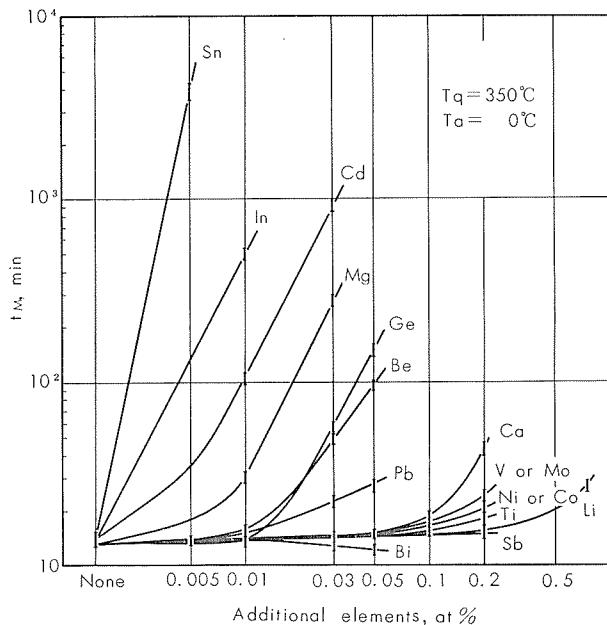


Fig. 5 Influence of additional elements on the time required for maximum resistivity at 0°C for Al-2.5at% Zn alloys quenched from 350°C.

つぎに、350°Cから焼入れしたAl-2.5at%Zn合金の0°Cでの等温時効における硬度変化におよぼす各添加元素の影響を示す。Fig. 6 には Ge 添加の影響を示す。Ge量とともに時効初期の硬化が著しくなり、Ge 0.2 at% では

100min でもほとんど時効硬化していない。Fig. 7 は Sb, Ti, Mo, V および Ca をそれぞれ 0.2at% 添加した際の時効硬化曲線である。後述のごとく、V, Mo, Ti などを添加したものは結晶粒の微細化により焼入直後の硬度値は増加しているが、その後の時効による硬化はかなり遅くな

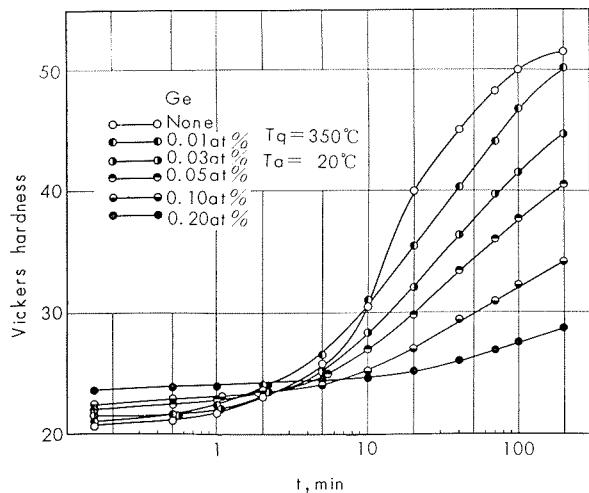


Fig. 6 Influence of Ge on the age-hardening at 20°C for Al-2.5at% Zn alloys quenched from 350°C.

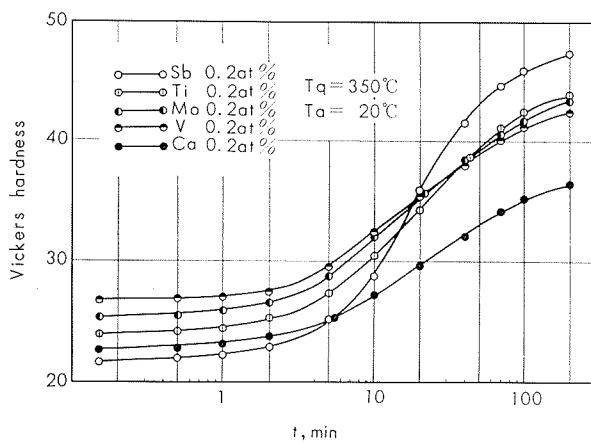


Fig. 7 Influence of additional elements on the age-hardening at 20°C for Al-2.5at% Zn alloys quenched from 350°C.

る。Ca も時効による硬化速度をかなり遅くするが、Sb は若干遅くするのみである。Fig. 8 に焼入後 20°C で 100 min の等温時効により硬化する量と各種添加元素の関係を示す。これによると Sn および In は 0.005~0.01at%，Be および Cd は 0.03~0.05at% 以上の添加で著しく硬化量が減少し、Ge は添加量とともに硬化量の減少を増大する。Mg は 0.05at% 添加までかなり硬化量を減少するが、添加量が 0.5at% のごとく増加するとふたたび硬化量を増大する傾向にある。Ca, V, Mo, Ti, Ni, Co および Pb などは添加量が、0.05~0.2at% と比較的多いと硬化量がかなり減少する。その他の元素、たとえば Sb, Bi とくに Li の影響は少ない。以上の時効硬化過程をより詳細に検討するために、Fig. 9 に Sn および Cd の影響、Fig. 10 および Fig. 11 に Be および Mg 添加の影響を示す。Sn

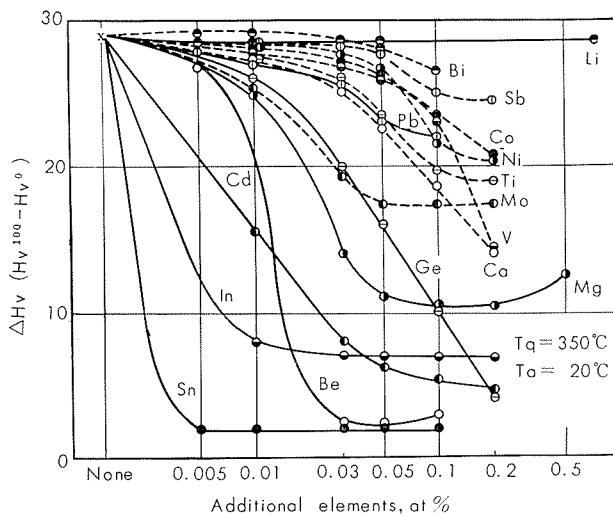


Fig. 8 Influence of additional elements on the increment of hardness after aging 100 min at 20°C for Al-2.5at% Zn alloys quenched from 350°C.

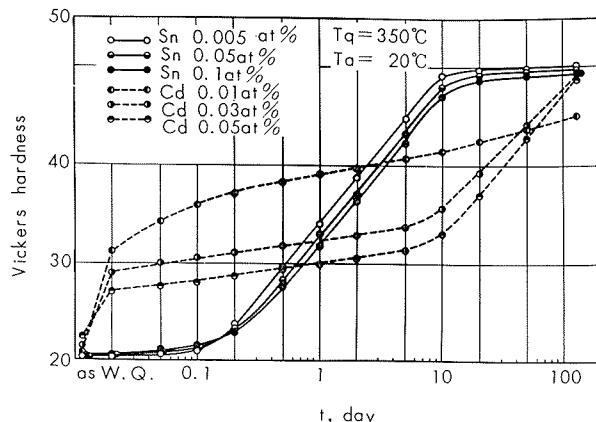


Fig. 9 Influence of Sn and Cd on the age-hardening at 20°C for Al-2.5at% Zn alloys quenched from 350°C.

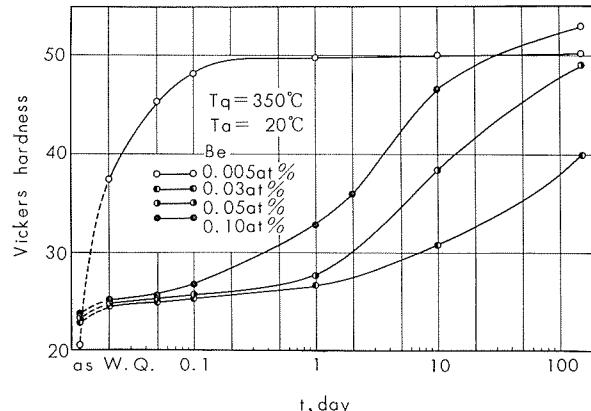


Fig. 10 Influence of Be on the age-hardening at 20°C for Al-2.5at% Zn alloys quenched from 350°C.

添加材はいずれも焼入後 0.1 日の潜伏期間を持ち、その後硬化しつづけて約 10 日で飽和値に達する。一方 Cd 添加材はむしろ Be の影響に類似しており、100 日経過しても硬度の飽和値には達しない。

おわりに、Al-2.5at%Zn 合金の結晶粒度におよぼす添加元素の影響を Fig. 12 に示す。とくに Mo, Ca, Co および V などはかなりの結晶粒微細化効果を有している。

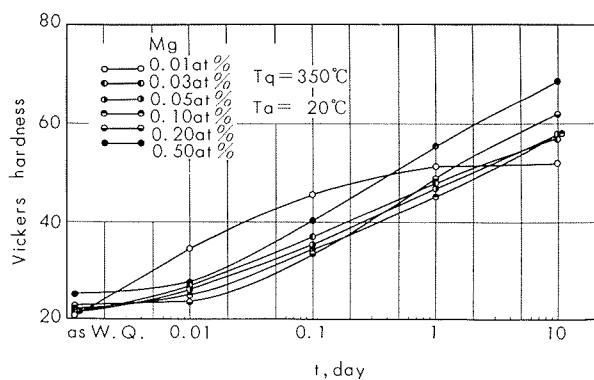


Fig. 11 Influence of Mg on the age-hardening at 20°C for Al-2.5at% Zn alloys quenched from 350°C.

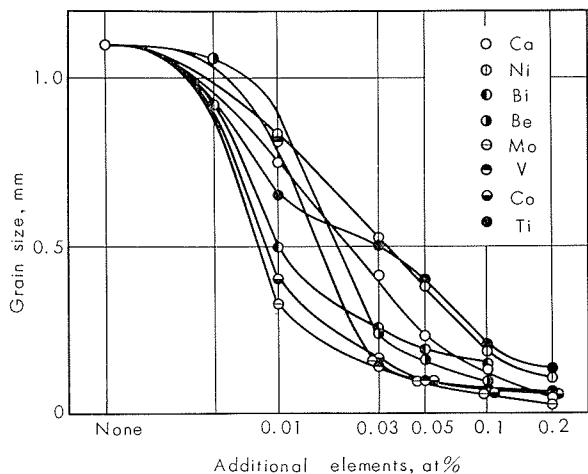


Fig. 12 Influence of additional elements on the grain size of Al-2.5at% Zn alloys.

4. 考 察

前報で、Al-Zn 合金の G.P. zone 形成におよぼす Fe, Cr, Mn および Zr 添加の影響を調査し、その機構を論じたが、本実験における Ca, V, Mo, Ni, Co および Ti などはそれらと全く同様な影響の仕方をする。すなわち、これら第3元素は Zn 原子の G.P. zone とは直接相互作用を持たないが、いずれも高温で比較的安定な不溶性化合物（状態図からは CaAl_4 , VAI_{11} , MoAl_{12} , NiAl_3 , Co_2Al_9 および TiAl_3 などが考えられる）として数多く存在し、転位密度の増大あるいは結晶粒微細化などとともに空孔の消滅場所を増し、そして凍結空孔の濃度を減少するために Zn 原子の G.P. zone の形成を遅くするものと思われる。

一方、Sn および Ge も比抵抗測定の等温時効曲線から明らかなごとく、Zn 原子の G.P. zone とは直接相互作用を持たないが、G.P. zone の形成を著しく遅らせる。とくに Sn は 0.005at% とごく微量でその効果が現れ、添加量を増してもその効果は変わらない。Ge は 0.2at% 以下では添加量とともにその効果が著しく増大する。これら両元素は Si 添加の場合と同様、いずれも固溶原子としての影響が支配的であり、したがって Zn 原子よりも空孔との結合エネルギーが大きいことにより諸結果が矛盾なく解釈されるだろう。

つぎに、添加量が微量の場合その効果は Sn にくらべると少ないが、Ge と同等あるいはそれ以上の効果を有する In, Cd, Mg および Be のうち、Mg のみは比較的固溶度も大きいので電気抵抗測定結果からも容易に、Zn 原子の G.P. zone と相互作用を持つことが推論される。すなわち Mg 0.03at% 以上では G.P. zone の形成速度を遅くするのみならず、 $4\mu\text{m}$ の増加からも明らかなるごとく G.P. zone の数をも増す。これは Mg 原子が Zn 原子とともに G.P. zone を形成するが、Mg 原子あるいは Mg-Zn 原子対の拡散速度が遅いために上記の結果が生じたものと考えられる。さらに、Mg を含む Al-Zn 合金の G.P. zone 形成過程を詳細に検討するために、Fig. 13 に 2 at% 以内の Mg を含む Al-2.5at%Zn-Mg 合金の 0°C における等温時効曲線を示す。焼入温度 450°C では、Mg 1.0

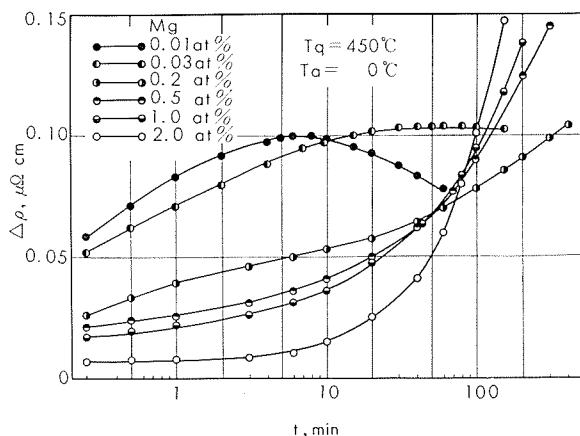


Fig. 13 Influence of Mg on the isothermal aging at 0°C for Al-2.5at% Zn alloys quenched from 450°C.

at% あるいは 2.0at% 添加しても状態図からは完全に固溶体として存在する。この結果によれば、Fig. 1 の焼入温度 350°C でも明らかに認められたが、Mg 添加量が 0.03 ~ 0.2at% では時効曲線が 2段に変化している。すなわち、Zn 原子のみによる G.P. zone と Zn と Mg 原子がともに参加する G.P. zone の形成に相当する変化と考えられる。一方、Mg 添加量が 0.5at% になると、再び時効曲線が 1段になり、時効初期から Zn と Mg 原子が一緒に G.P. zone 形成に参加しているようおもわれる。この場合 Zn と Mg の原子比から計算すると MgZn_5 および MgZn_2 のごとき G.P. zone が形成されるものと推論される。

さて、In, Cd および Be の 350°C での Al に対する固溶度は非常に少ないので、電気抵抗測定の結果からは、これら第3添加元素が Zn 原子の G.P. zone と直接相互作用を有するか否かの判定がむずかしい。しかしながら Cd と Be については、長期にわたる硬度測定の結果から相互作用を持つらしいことがある程度推察できる。すなわち、時効の初期では Sn 添加材に比較して G.P. zone の形成速度は速いが、焼入後 1日時効ではかえってその成長速度が遅くなる。これは、Sn 原子は空孔との結合エネルギーが

大きいので、焼入直後大部分の空孔は Sn 原子に捕捉され、そのために焼入直後 Zn 原子の拡散速度はかなり遅くなるが、残りの自由空孔の助けを借りて Zn 原子のみの G.P. zone を形成して行く。一方 Be および Cd などは Sn よりも空孔との結合エネルギーが小さいために、焼入直後の Zn 原子の拡散に寄与する自由空孔の濃度が多いが、時効の経過とともに Be および Cd は空孔のみならず、Zn 原子とも結合し、G.P. zone の形成に参加するが、その移動 (Be-Zn および Cd-Zn 対としての移動) 速度が著しく遅く、したがって G.P. zone の成長が遅れるものと考えられる。この推察をさらに確かならしめるために、Be がより多く固溶されると考えられる 400°C から焼入した後 0°C で時効した際の比抵抗の変化を Fig. 14 に示す。Be 添加量が増すと、 t_M のみならず $\Delta\rho_M$ もわずか

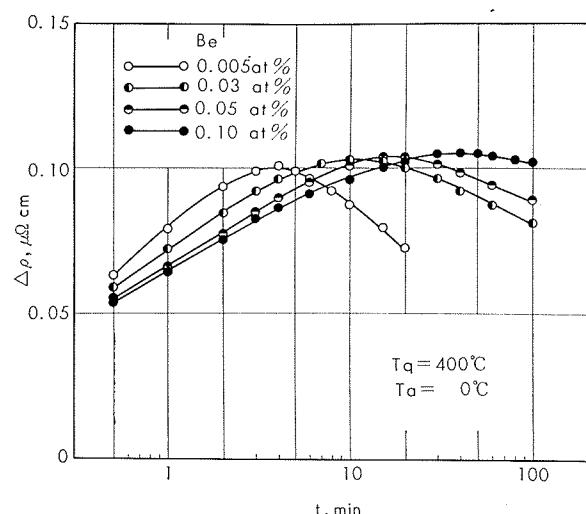


Fig. 14 Influence of Be on the isothermal aging at 0°C for Al-2.5at% Zn alloys quenched from 400°C.

ながら増大するようであり、Be もやはり Mg と同様に Zn 原子と相互作用を持ち、G.P. zone の形成に関与すると考えるのが最も妥当であろう。

なお、Li については、前報の Cu の影響と類似して添加量が多い場合、Li 原子自身の G.P. zone 形成もさることながら Li 原子と Zn 原子の G.P. zone との相互作用も考慮しなければならない。その他 Bi, Sb および Pb などは各元素の Al に対する固溶度が少ないために、今回の実験結果からは、個々の影響およびその機構を明らかにすることはできない。

5. 結 言

Al-2.5at% Zn 合金の G.P. zone 形成におよぼす第 3 添加元素の影響を調査し、次のような結果を得た。

(1) Ca, V, Mo, Ni, Co および Ti は、それぞれ 0.2at% 以下では Zn 原子の G.P. zone と相互作用を持たないが、G.P. zone の形成速度を遅くする。この効果は Fe, Cr, Mn あるいは Zr の効果に類似しており、転位密度の増大および結晶粒微細化あるいはこれら不溶性化合物の存在

による粒界面積の増大などが凍結空孔の消滅を促進し、その濃度を減少するという事実からうまく説明できる。

- (2) Sn ($\leq 0.1\text{at}\%$) および Ge ($\leq 0.2\text{at}\%$) もまた Zn 原子の G.P. zone と相互作用を持たないが、これら溶質原子とくに Sn 原子は G.P. zone の形成速度を著しく遅くする。この効果は Si の効果と類似しており、空孔との結合エネルギーが Zn 原子と空孔の結合エネルギーよりも大きいことにより解釈できよう。
- (3) Be, Mg, Cd および In は Ge と同程度あるいはそれ以上に G.P. zone の形成速度を遅くする。0.03at% 以上の Mg と Be 原子は Zn 原子と相互作用を持ち、G.P. zone に参加することが明らかである。さらに、長期にわたる時効硬化の結果からは、0.03at% 以上の Cd もまた Zn 原子の G.P. zone と相互作用を持つらしい。かくして、この場合の clustering の速度は溶質原子と空孔の結合エネルギーの大小のみならず添加元素/Zn/空孔グループの易動度によっても影響を受けるものと思われる。
- (4) Pb および Li は G.P. zone の形成速度をわずかに遅くする。これは主として、Pb あるいは Li 原子と空孔の結合エネルギーが Zn 原子と空孔の結合エネルギーよりも少し大きいことによるものと思われるが、一方 Li 原子自身の clustering ならびに Li cluster と Zn 原子の相互作用も考慮されなければならない。Sb および Bi が G.P. zone の形成に影響を持つか否かについては、本実験では明らかにすることができなかった。

文 献

- 1) G. Bartsch : Aluminium, 40 (1964), 176
- 2) 太田, 橋本 : 日本金属学会誌, 29 (1965), 93
- 3) 馬場 : 本誌, 7 (1966), 70
- 4) 馬場 : 本誌, 7 (1966), 153
- 5) H. Schmalzried and V. Gerold : Z. Metallk., 49 (1958), 291
- 6) C. Panseri and T. Federighi : Acta Met., 12 (1964), 272
- 7) M. Ohta and F. Hashimoto : J. Phys. Soc. Japan, 19 (1964), 130
- 8) G. Bartsch : Acta Met., 12 (1964), 270
- 9) O.D. Shoshkov and N.N. Buynov : Phys. Met. Metallog., 17 (1964), 108
- 10) 馬場 : 本誌, 7 (1966), 206

P

151

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 8 No. 2 April 1967

アルミニウム板材の限界絞り比(L. D. R.)の

一測定法について

寺 井 士 郎
西 村 嘉 彦

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム板材の限界絞り比 (L. D. R.) の 一測定法について

寺 井 士 郎* 西 村 嘉 彦**

An Estimating Method of the Deep Drawability of Aluminium Sheet

by Shiro Terai and Yoshihiko Nishimura

The deep drawability of sheet metals is determined usually with Swift method.

This method is considered a fairly good method on measuring L. D. R. (limited deep drawing ratio), and a simulative test of actual drawing process, but takes much labor time.

Saving this disadvantage, we studied to determine L. D. R. of sheet metals by measuring the maximum drawing force P_d and rupturing force P_f . We called this method as "Load method".

The results obtained were as follow.

1. The case of annealed aluminium sheet.

(0 condition)

L. D. R. measured with "Load method" is nearly equal to one with Swift method using a flat-bottomed punch, but L. D. R. is varied with various diameters of blanks using a semi-round-bottomed punch, so we have to use a suitable blank size (about 64mmφ). As the result, Load method is able to estimate the deep drawability of annealed aluminium sheet.

2. The case of half annealed aluminium sheet.

(½ H condition)

When using any shape of punch, it is not suitable to determine L. D. R. with "Load method", because L. D. R. in Load method got higher value than one in Swift method.

1. 緒 言

現在、金属薄板の深絞り加工において、素材の深絞り性評価は“スウィフト方式”あるいはこれに類したカッピング試験による限界絞り比 (L.D.R.) で表示されている。

L. D. R. = d_1/d_0 d_0 は使用ポンチ直径、 d_1 は絞り得る最大のプランク直径である。直径で 0.5mm ずつ異なるプランクを各 5 枚ずつ成形して 5 枚とも全部絞れた時の最大径を d_1 として採用している。したがって L.D.R. の大きいものほど深絞り性が良いわけである。この試験方法の深絞り性評価は実際にプレスで絞り加工して行なうものであるから、他の試験方法（たとえ張出し性評価のエリクセン試験、深絞り張出し複合成形性評価のコニカルカップ試験等）と比較して、実際の深絞り挙動をより高精度に再現しているものと考えられる。しかしながらこの方法も幾多の問題を含んでいる。すなわち円筒カップを絞って試験するので実際の複雑な形状のものの深絞り性を正しく評価しているかという形状的な問題、さらに円筒形状のものでも実際寸法とどの程度の対応があるのかという寸法的な問題、また実際作業の面では絞り限界付近で直径の 0.5mm ずつ異なる多数のプランクを成形せねばならず、作業手順、時間、材料に大きな負担がかかる等の問題である。そ

れ故にこの方法は迅速さが要求される現場的材料検査等には不適当である。これらの短所に対処すべく東ドイツで開発された深絞り性評価の一試験方法 (T. Z. P. 方式、本稿では“荷重方式”と呼ぶことにする) をアルミニウム板材について適用できるか否かの検討を行なったのでここに報告する。

2. 荷重方式の理論

この試験方法の大きな特徴は、金属薄板の深絞り性をカップ成形時の最大絞り力 P_d 、と破断力 P_f とによって判定しようとするものである。すなわち金属薄板の深絞り加工は Fig. 1 に示すように、ダイス面上フランジ部で円周方向に圧縮変形、半径方向に引張り変形、ダイス R 部で曲げ変形、ポンチ頭部接触部で引張りおよび曲げ変形を受けて所望の製品に加工される。また上記各変形は直接にその場所に力が加えられるのではなくてポンチ頭部と接触しているカップ底 (Fig. 1 の A) からカップ壁をとうして引張り (ポンチ力) の形で各場所に伝えられる。その伝え得る最大力は素板のポンチ接触部 (荷重牽引部) の加工硬化後の引張強さである。したがって深絞り作業の成否はフランジ部圧縮変形およびダイス R 部曲げ変形を要する最大成形力 P_d と荷重牽引部の引張強さとして表わされる P_f との大小によって定まる。すなわち最大絞り力 P_d が破断力 P_f より小さい場合は絞り加工が可能となるのである。荷重方式で

* 研究部 工学博士

** 研究部

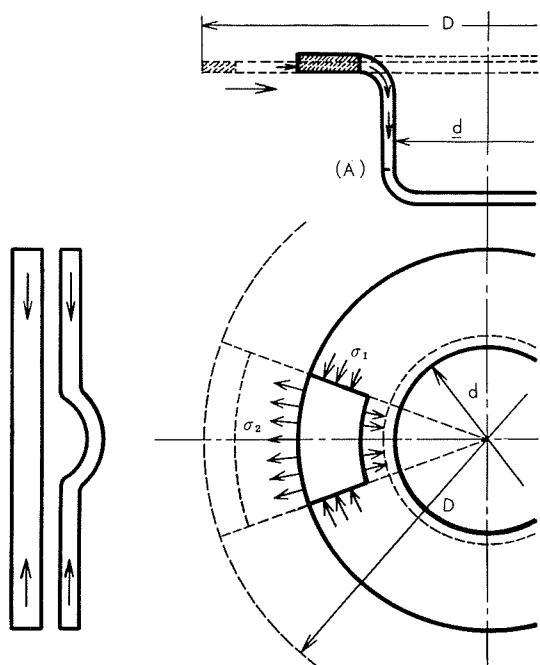


Fig. 1 Mechanism in Deep Drawing.

D : Initial diameter of blank
d : Punch diameter
 σ_1 : Compression stress
 σ_2 : Tensile stress
A : Concentrated force area

はこの理論を金属薄板の深絞り性判定の手段としようとするものである。まず最大深絞り力 P_d はプランク径が大きくなるにつれて比例的に増加し、破断力 P_f はプランク径の大小に関係なく一定であるという実験に基く近似的仮定に基づいている。最大絞り力 P_d の出現する位置は材質、調質程度などにより定まっておりアルミニウム板材の1例を Fig. 2 に示す。荷重方式では任意の直径のプラン

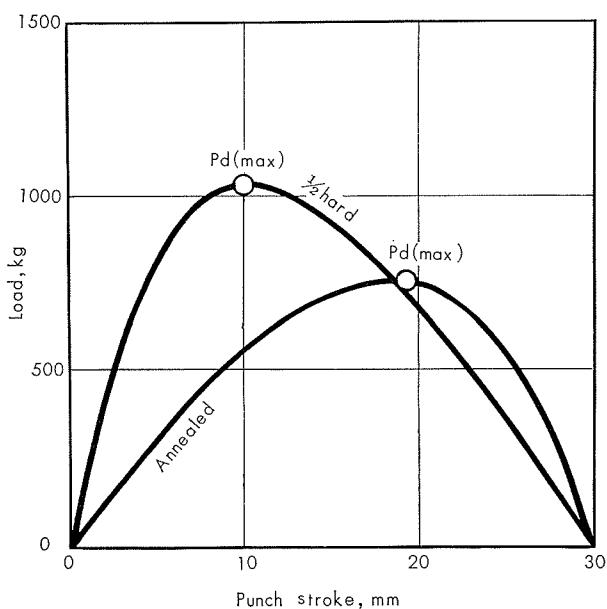


Fig. 2 Relation between load and punch stroke of Aluminium sheet in deep drawing.

クを絞り、最大絞り力 P_d を経過したのち絞りこみを停止して、プランクを残部フランジ部で完全にクランプしてふたたび絞りを行ないカップ底が破断するときの荷重、すなわち P_f を測定する。 P_d と P_f との関係は Fig. 3 に示す。前述の仮定により Fig. 4 が得られ、さらに相似法則により(1)式が得られる。

$$\text{L.D.R.} = P_f(\alpha - 1) / P_d - 1 \quad (1)$$

α は使用プランクの絞り比である。

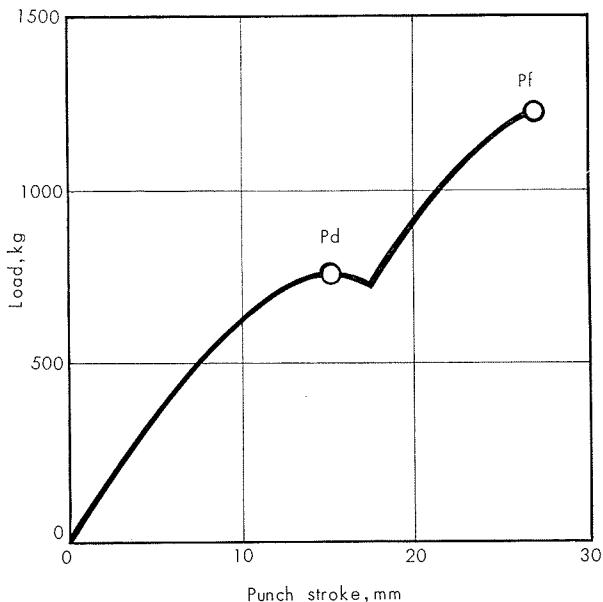


Fig. 3 Relation between load and punch stroke by load method.

P_d : Maximum drawing load
 P_f : Rupturing load

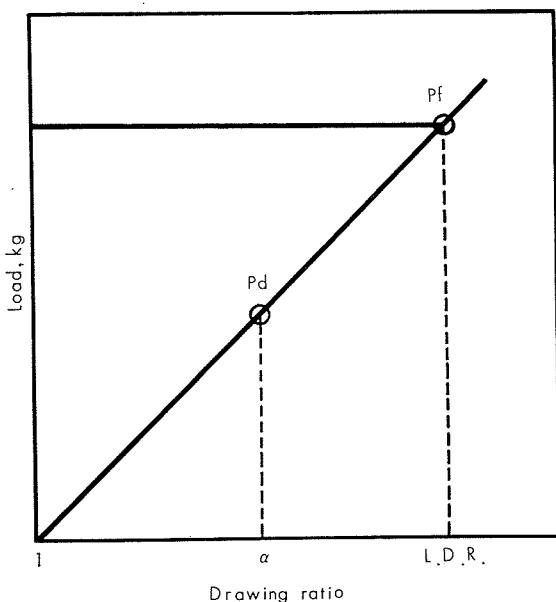


Fig. 4 Relation between load and drawing ratio in deep drawing.

P_d : Maximum drawing load
 P_f : Rupturing load

P

152

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 8 No. 2 April 1967

けい光X線による定量分析の研究(第6報)

定量精度について

沢 田 敏 男
一 柳 昭 成
青 柳 徹

住友軽金属工業株式会社

けい光X線による定量分析の研究(第6報)

定量精度について*

沢田敏男** 一柳昭成** 青柳徹**

Investigation of Quantitative Analytical Method with X-ray Fluorescence (Rep. 6) On the Precision of X-ray Analysis

by Toshio Sawada, Akinari Ichiryu and Tohru Aoyagi

Precision of fluorescent X-ray analysis is complicatedly functioned by stability on irradiated X-ray intensity, reliability of intensity measurement, precision of chemical analysis, etc. But fortunately, it is easy to calculate the statistic deviation of intensity. In the results of comparison with the calculated standard deviations, $\sigma_{FX,c}$, and measured standard deviations, $\sigma_{FX,m}$, which were obtained by observation for long periods, it has been able to estimate precision of fluorescent X-ray analysis as the reference to chemical analysis.

$\sigma_{FX,c}$ was calculated by the following relations:

(1) Standard deviation about intensity of fluorescent X-ray is equal to the square root of the total number of counts.

(2) If $y = f(x_1, x_2, \dots, x_n)$ and x_1, x_2, \dots, x_n are independent random variables for each other, variance of y , $V(y)$ is as follows,

$$V(y) = \left(\frac{\partial f}{\partial x_1}\right)^2 V(x_1) + \left(\frac{\partial f}{\partial x_2}\right)^2 V(x_2) + \dots + \left(\frac{\partial f}{\partial x_n}\right)^2 V(x_n)$$

Analytical plane of cast sample was finished by lathe and not polished with paper. In the case of the element being segregated in the specimen, the coincident plane with the value of chemical analysis was selected as the measuring plane of X-ray analysis. Measurement of X-ray intensity was not repeated in principle.

The results obtained by the comparison with samples of copper and aluminium alloys were:

(1) $\sigma_{FX,m}$ was approximately under 2 time of $\sigma_{FX,c}$ and in the case of segregation in the specimen, its value became greater than the above.

(2) Standard deviation about chemical analysis, σ_{CA} , was approximately under 2 times of $\sigma_{FX,m}$.

(3) Measured standard deviation of difference of X-ray analytical value from chemical analytical one, $\sigma_{(FX-CA),m}$ was nearly equal to the calculated standard deviation by $\sigma_{FX,m}$ and σ_{CA} .

(4) It was concluded from the above that $\sigma_{(FX-CA),m}$ was approximately $4.5 \sigma_{FX,c}$; this is the estimated precision of fluorescent X-ray analysis.

This estimation was matched in the many cases except equations 4~7 in Table 1, in which it was seemed to be problem on variance equation.

1. はじめに

けい光X線による定量分析は、すでに種々の材質について報告^{1), 2)}し、またそれ以外についても日常分析として採用し当社の分析の迅速化および簡便化に貢献している。けい光X線の日常分析作業では、ミスを防止する意味で常に check 試料を測定し、その定量値によって分析作業を管理することにしている。また時々化学分析を行なって、

けい光X線分析値の管理も行なっている。このようなわけで統計的に処理できるデータがある程度集ったので、けい光X線の定量精度について検討してみることにした。

2. 測定精度について

けい光X線分析の定量精度には、けい光X線強度の測定精度、X線発生のための電圧、電流の安定精度、試料表面の状態、試料の測定面への装着精度、標準試料の化学分析値の精度等種々の要素が含まれており、また単に強度の測定精度といつても測定器の電圧の安定性、分析線に測定器

* 第6回伸銅技術研究会(1966年11月16日於大阪)にて講演

** 研究部

Table 1 Equations for quantitative analysis.

Method No.	Equation	Type of spectrum	Type of calibration	Application
1	$W_x = \frac{I_x - I_B}{I_s - I_B} \cdot W_s$	I	A	Mn/Cu-Ni Fe/Cu-Ni Cr/Cu-Cr
2	$W_x = \frac{I_x - I_{xb}}{I_s - I_{sb}} \cdot W_s$	II	A	Co/Cu-Ni
3	$W_x = \frac{I_x - I_{s2}}{I_{s1} - I_{s2}} (W_{s1} - W_{s2}) + W_{s2}$	IV	B	Sn/Cu-Sn Fe/Cu-Fe
4	$W_x = \frac{I_x - \frac{1}{2}(I_{xb1} + I_{xb2})}{I_s - \frac{1}{2}(I_{sb1} + I_{sb2})} \cdot W_s$	III	A	
5	$W_x = \frac{(1+kX)(W_{s1} - W_{s2})(I_x - I_B) + W_{s2}(I_{s1} - I_B) - W_{s1}(I_{s2} - I_B)}{I_{s1} - I_{s2}}$	IV	C	Cu/Cu-Ni ¹⁾ Ni/Cu-Ni ²⁾
6	$W_x = \frac{I_x - \frac{1}{2}(I_{xb1} + I_{xb2})}{I_s - \frac{1}{2}(I_{sb1} + I_{sb2})} \cdot A$	III	D	Zn/Cu-Ni ²⁾
7	$W_x = \left\{ \frac{I_x - \frac{1}{2}(I_{xb1} + I_{xb2})}{I_s - \frac{1}{2}(I_{sb1} + I_{sb2})} - CW_{Pb} \right\} \cdot \frac{1}{D}$	III	E	As/Cu (Pb)

I : X-ray intensity measured with fixed time method.

W : Weight fraction.

x : Analytical sample.

s, s_1, s_2 : Standard samples.

b : Blank sample.

b, b_1, b_2 : Measuring positions for background intensity.

k, A, C, D : Constants.

X : Function of mass absorption coefficient. Refer to literature (1).

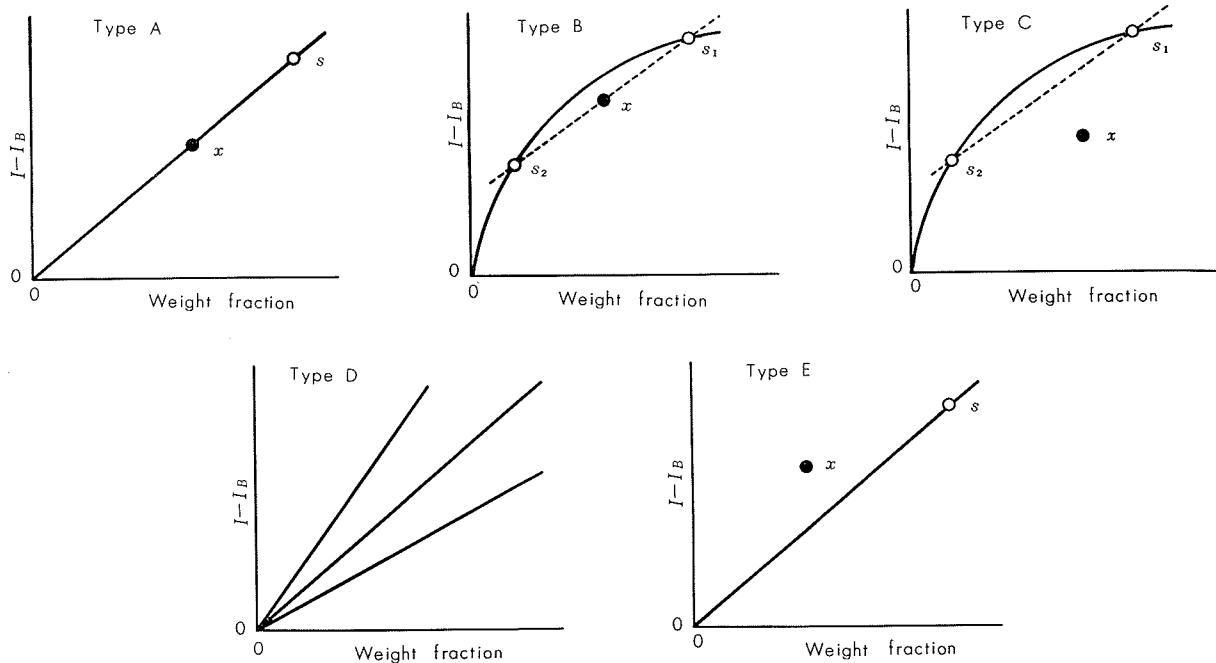


Fig. 2 Types of calibration curve.

湯口、湯底面に対し垂直面を切削し、湯口と湯底部分を避けて測定した。切削は旋盤で行ない、本報で述べる試料はいずれも旋盤仕上げのみで測定し、ペーパー仕上等は行なわなかつた。

切削量と強度の関係、すなわち偏析の有無をあらかじめ調査し、化学分析と一致する切削量をきめて分析した。そ

の一例として Al-5%Cu-0.5%Pb-0.5%Bi の銅について記す。一定量切削してけい光X線で定量したところ、Fig. 3 の結果が得られた。試料内部へ向かうにつれて、銅の分析値は低下している。一方、同一湯より鋳込んで作った分析試料を drilling して化学分析を行い、その値と一致する分析面を求めて、切削量は約 4 mm にすることに決定し

値であることがわかる。第5法～第7法は特殊な計算方式であって使用頻度が少ないので $4.5 \sigma_{FX, c}$ でけい光X線分析の精度を推定することの有用性は失われない。

このような推定は上述のことからわかるように、化学分析の精度をはじめ、試料の均一性、試料の表面状態等によって影響されるところであり、正確な推定値を得ることは困難である。また、このことを念頭において本法の適用を行なわなければならない。

分散の第4式について数種類の試料で検討したところ、計算で求めた $\sigma_{FX, c}$ より実測した $\sigma_{FX, m}$ が小さく、計算式に問題があった。この点については今後検討しなければならない。

7. ま　と　め

けい光X線分析の精度は、照射X線強度の安定性、測定時の精度、化学分析値の精度等いろいろの要素によって影響を受けるので複雑である。しかし幸にもX線強度の統計変動については計算が可能であり、この計算精度 $\sigma_{FX, c}$ と実際に長期間にわたって測定して求めた実測精度 $\sigma_{FX, m}$ とを比較し、さらに化学分析精度も考慮して、けい光X線分析の精度を計算精度より推定した。

用いた試料は主として鉄物であり、旋盤で切削仕上げを行ない、ペーパー等による研磨は行なわなかった。偏析のある場合はあらかじめX線分析で調査し、化学分析値と一致する面で測定した。測定回数は原則として一回のみとし、くり返しての測定は行なわなかった。

銅合金およびアルミニウム合金の分析値を使って比較したところ、

- (1) $\sigma_{FX, m}$ は $\sigma_{FX, c}$ のほぼ2倍以内であり、試料に偏析のあるものは大きな値を示した。
- (2) 化学分析の精度 σ_{CA} は、元素や含有率によって変るが、一般にけい光X線分析の精度より劣り、 $\sigma_{FX, m}$ の2倍程度であった。
- (3) けい光X線分析値と化学分析値との差の変動 $\sigma_{(FX-CA), m}$ は、 $\sigma_{FX, m}$ と σ_{CA} とから計算した値とほぼ一致した。

以上の結果より、化学分析値を基準にしたけい光X線分析の推定精度は $4.5 \sigma_{FX, c}$ となり、実測した結果と比較して多くの場合よく合うことを認めた。ただし Table 1 の計算方式4～7は、分散の計算式に疑問があつてよくなく今後の問題である。

文　献

- 1) 一柳昭成、沢田敏男：分析化学、13 (1964), 860
- 2) 一柳昭成、沢田敏男：分析化学、14 (1965), 7
- 3) H. A. Liebhafsky, et al : *X-ray Absorption and Emission in Analytical Chemistry*, John Wiley & Sons. Inc., (1960), 270
- 4) 石川馨：化学と工業、14 (1961), 677
- 5) 内川浩、猪股吉三：分析化学、10 (1961), 875

P

153

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 8 No. 2 April 1967

構造用 Al-Zn-Mg 系合金の溶接割れにおよぼす
微量添加元素の影響

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 系合金の溶接割れにおよぼす 微量添加元素の影響*

杉山禎彦** 福井利安**

Effect of Additional Elements on Weld-Crack Susceptibility of Al-Zn-Mg Alloys

by Yoshihiko Sugiyama and Toshiyasu Fukui

A study has been made of the effect of additional elements on the weld-crack susceptibility of Al-4.5%Zn-1.5%Mg and Al-5%Zn-2%Mg alloys.

Weld-crack susceptibility was evaluated by MIG-Spot cracking, Fish-Bone cracking and Tee-joint fillet weld cracking tests. MIG-Spot cracking test was carried out with 5356 filler and Fish-Bone cracking test was carried out without filler, with Al-Zn-Mg filler, 5356 filler or parent metal filler.

The results were as follows:

(1) The addition of zirconium to parent metal has a remarkable effect for reducing weld-crack susceptibility.

(2) Neither titanium nor boron addition has any appreciable effect, though these elements serve as well to refine the structure of the weld metal as zirconium does. Titanium, however, has some effect for reducing weld-crack susceptibility, only when 5356 filler is used.

(3) None of other additional elements such as copper, silver, chromium and manganese was found to be effective for reducing weld-crack susceptibility.

(4) Weld-crack susceptibility depends not only on the grain size but also on the volume and form of the liquid film, which is formed with boundary segregation of eutectic composition far from equilibrium.

1. 緒 言

構造物の軽量化にともない、近年、Al-Zn-Mg 系合金が実用化されつつあり、最近とくに脚光をあびるようになった。¹⁾

本系合金は焼入性がよく、かつ常温時効性に優れているので、溶接後室温に放置するだけでかなりの高強度に達する。²⁾

しかしながら本系合金は応力腐食割れおよび溶接割れ感受性が強い欠点があり、これらの割れの防止は重大な問題となっている。応力腐食割れ防止のためには、従来より Cr, Mn が微量添加され、また最近では Zr, Ag, Cu の添加も有効とされている。^{3),4),5)}

いっぽう溶接割れ性について多くの研究がなされているが^{6),7),8),9),10)}、系統的な研究は少なく、またその機構については不明な点が非常に多い。

本報は、本系合金の応力腐食割れ防止、強度の向上、鋳塊の微細化などの見地よりしばしば添加される Cu, Cr,

Mn, Ag, Zr, Ti, B およびその他の元素の溶接割れにおよぼす影響について検討した結果であり、これらの微量元素の添加にあたっては、本系合金の焼入性、時効性などの工業的な見地も考慮した。

2. 供 試 材

母材は Al-4.5wt%Zn-1.5wt%Mg および Al-5.0wt%Zn-2.0wt%Mg に Cu, Cr, Mn, Ag, Zr, Ti, B およびその他を 0.~0.5wt% の範囲で添加したものである。化学分析の結果、Zn および Mg 含有量のバラツキはいずれも目標値に対し土 5 % 以内であった。

まず 200mm×180mm×30mm の板状鋳塊を、460°C で 30hr の均一化予備加熱を行なった後、両面より 1 mm づつ表面切削を行なった。これを 420°C で 5 mm まで熱間圧延し、410°C で 30min の中間焼鈍を施し、さらに 2 mm および 1 mm まで冷間圧延した。

これらの 2 mm および 1 mm 板より、おのおの Fish-Bone 型割れ試験および MIG-Spot 割れ試験用の試験片を採取し、いずれも 465°C で 3 hr 溶体化し空冷した。

T型スミ肉割れ試験用の試験片は、半工業的に製作した

* 溶接学会誌、35、[11]、(1966)に一部発表

** 研究部

25mm および 12mm 板の T 4 (465°C × 1hr W.Q. 1 ヶ月常温時効) を用いた。

いっぽう溶加材は共材、 Al-4.0%Zn-2.0%Mg-0.5%Mn の共材系 (以下 Al-Zn-Mg filler と記す) および Al-Mg 系の 5356 filler の計 3 種類である。

3. 試験方法および試験結果

3.1 MIG-Spot 割れ試験による添加元素の影響

アルミニウム合金の MIG-Spot 溶接では、しばしば溶接割れの発生が見られるが、本実験では、これを割れ試験として用いた。すなわち Fig. 1 に示すごとく、30mm × 30mm × 1mm の板を 2 枚重ね、その上より MIG-Spot 溶接を行なった。母材は前記のごとく Al-4.5% Zn-1.5% Mg に Cu, Cr, Mn, Ag, Zr, および Ti を 0.~0.5% 添加したもので、溶加材は 5356 filler である。溶接電流は 250~270 A、アーチ電圧は 22~24V、溶接時間は 0.6 sec、アルゴン流量は 20 lpm である。

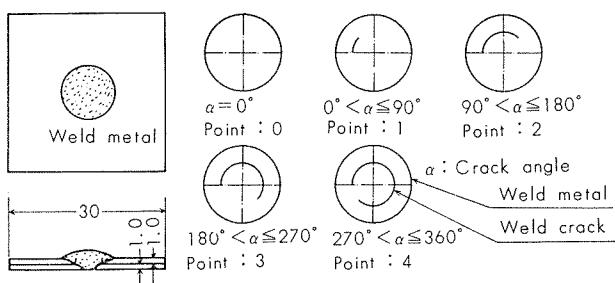


Fig. 1 Test specimens of MIG-Spot cracking test and its experimental procedures.

溶接後 X 線透過試験を行ない、おのおの割れ角度を測定した。あらかじめ、外観の不良なものは除き、良好な外観を有するもののみ試験片としたが、いずれもその試験片の数は 10 個である。

割れ感受性の評価としては Fig. 1 に示すように割れ角度を α とすると、 $\alpha=0^\circ$ を point: 0, $90^\circ \geq \alpha > 0^\circ$ を point: 1, $180^\circ \geq \alpha > 90^\circ$ を point: 2, $270^\circ \geq \alpha > 180^\circ$ を point: 3, $360^\circ \geq \alpha > 270^\circ$ を point: 4 と評価した。この 10 個の試験片の点数を平均し、その数値で割れ感受性とした。

その結果を Fig. 2 に示す。Fig. 2 より明らかなごとく、

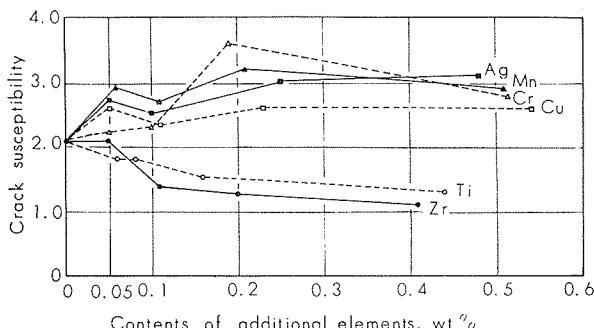


Fig. 2 Effect of additional elements on weld-cracks of Al-4.5%Zn-1.5%Mg alloys. (MIG-Spot cracking test, Filler ; 5356)

Al-4.5%Zn-1.5%Mg の溶接割れにおよぼす影響としては、Cr, Mn, Cu, Ag のグループと Zr, Ti のグループにわかれる。すなわち、前者では、いずれもその添加量が増すにつれて割れ感受性が増加しているが、後者では、割れ感受性は減少している。とくに Zr の添加が顕著で、0.1% 程度でかなり割れは防止されている。

この試験では溶加材として Al-Mg 系の 5356 filler を用いているが、溶加材に約 0.1% 程度の Ti を含有しているので、この点はじゅう分に考慮する必要がある。

3.2 Fish-Bone 型割れ試験による添加元素の影響

溶接割れ試験方法としては、種々提案されているが、^{11), 12), 13)} Fish-Bone 型割れ試験は比較的簡単でまた測定値のバラツキも少なく、かなり良好な試験方法と考えられている。^{14), 15)}

試験片の形状は Fig. 3 に示すような魚骨型のものである。同じく Fig. 3 にはその試験材の一例を示すが、上は溶加材を用いて試験した場合であり、下は溶加材を用いずに試験した場合である。割れは溶接ビードと平行に生じているが、これらの割れ長さを測定することにより割れ感受性を比較した。

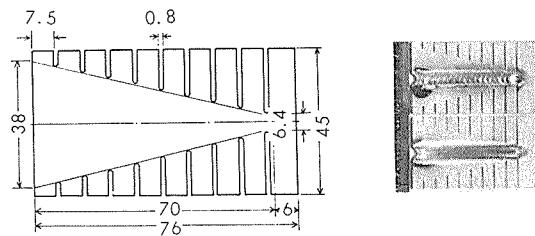


Fig. 3 Test specimen and its photograph of Fish-Bone cracking test.

溶接電流は 80~85A、タンクステンの径は 2.4mmφ でアルゴン流量は 8 lpm である。溶接速度は、いずれもほぼ同様になるよう注意し、溶接入熱をできる限り一定になるよう努めた。試験片はおのおの 5 枚で、その平均値を求めた。バラツキはいずれも ±10% 以内である。

まず Fig. 4 は Al-4.5%Zn-1.5%Mg に Cr を微量添加した結果であるが、共材、Al-Zn-Mg filler および 5356 filler のいずれの溶加材を用いても、Cr 含有量に関係なく割れは進行する。溶加材なしで溶接した場合は、前記の

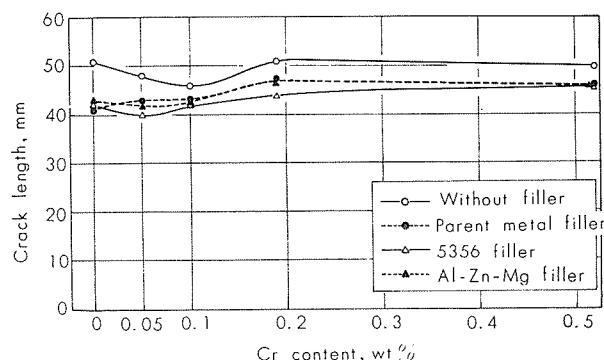


Fig. 4 Effect of Cr addition on weld-cracks of Al-4.5%Zn-1.5%Mg alloys. (Fish-Bone cracking test)

らの試験の結果だけで溶接割れ感受性の評価をするのは、少々危険をともない必ずしも十分とはいえない。そこで、本系合金の溶接割れ感受性におよぼす Zr 添加の影響については、特に厚板による試験も行ない、MIG-Spot 割れ試験や Fish-Bone 型割れ試験による結果と同様な傾向を示すかどうかを確認してみた。

試験方法としては Fig. 10 に示すような T型スミ肉割れ試験（板厚：25mm, 12mm）を用いた。供試材は半工業的に製造したもので Al-4.5%Zn-1.5%Mg およびこれに 0.2%Zr を添加した板材の T 4 である。また参考のために Al-Mg 系の 5083 を用い比較した。

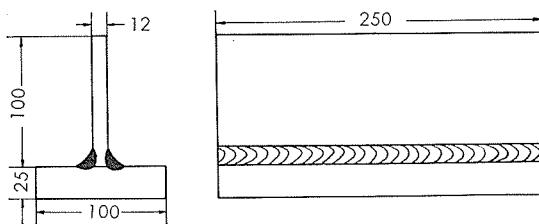


Fig. 10 Test specimen of Tee-joint fillet weld cracking test.

いっぽう溶加材は前述の Al-Zn-Mg filler (Zr を含まず) と Al-Mg 系の 5356 filler, 5183 filler の他、Al-4%Zn-2%Mg-0.2%Zr filler (以下 Al-Zn-Mg-Zr filler と記す) も用いた。

Fig. 10 に示すように 25mm および 12mm の板を組合せ、片側をまずスミ肉溶接した後、反対側のスミ肉割れ試験を行なった。このスミ肉溶接部での割れ長さを測定し、比較することによって割れ感受性を判定した。溶接電流は 320A であり、予熱は両方とも 150°C である。溶接棒の径は 3.2φ を用い、電極は 4.8φ (トリタン) を用いた。溶接速度は 6.0~6.5cm/min, アルゴン流量は 25l/min である。

これらの試験の結果を Fig. 11 に示す。Al-Zn-Mg 系合金で母材に Zr を含有する場合と含有しない場合では、溶接割れ感受性に著しい相違が認められ、また同様に溶加材に Zr を含有する場合と含有しない場合でも著しい相違が認められる。

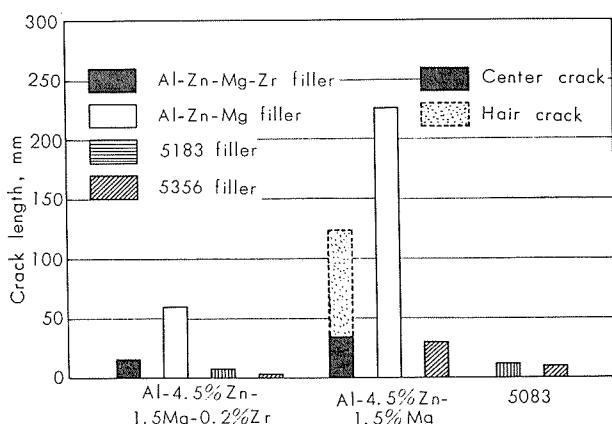


Fig. 11 Comparison of weld-crack susceptibility of Al-Zn-Mg-Zr alloy, Al-Zn-Mg alloy and Al-Mg alloy. (Tee-joint fillet weld cracking test)

められる。すなわち、母材あるいは溶加材に Zr を含有する場合には溶接割れは著しく防止されており、両方に Zr を含有する場合には、最も割れ感受性が少ない。Al-Zn-Mg 系合金には Al-Mg 系の 5356 filler や 5183 filler を用いると溶接割れは非常に少ないが、共材系の溶加材を用いても（強度的には、Al-Mg 系の溶加材を用いた場合よりもかなり優れている）、母材や溶加材に Zr を含有していれば、Al-Mg 系の溶加材を用いた場合と、ほぼ同等の溶接割れ感受性を示した。そしてこの場合、5083 を 5183 filler や 5356 filler で溶接した際の割れ感受性と比べても大差ないようである。

すなわち Al-Zn-Mg 系合金の溶接割れ感受性は、Zr の微量添加で著しく減少することが、厚板による割れ試験でも確認されたわけである。

3・4 微量添加元素の共存の影響

実用の Al-Zn-Mg 系合金では、応力腐食割れ防止、強度の向上、鋳造組織の微細化などの見地より、微量元素が共存で添加されることが多いが、Fig. 12 に Zr+Ti, Ti+B, Zr+Mn および Ti+Mn の添加について試験した結果を示す。

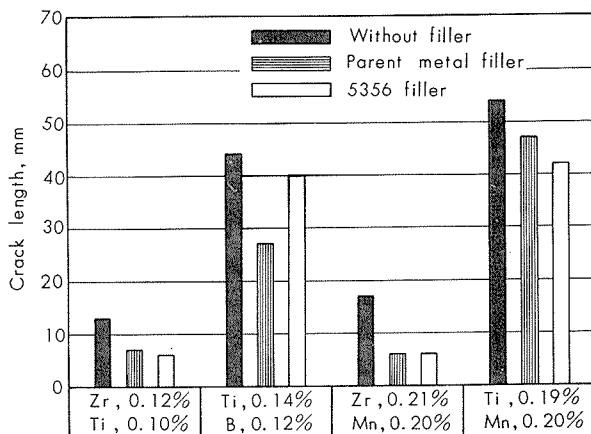


Fig. 12 Effect of Zr+Ti, Ti+B, Zr+Mn and Ti+Mn addition on weld-cracks of Al-4.5%Zn-1.5%Mg alloys. (Fish-Bone cracking test)

母材は Al-4.5%Zn-1.5%Mg 系で、母材の処理は前記の試験と同様であり、試験方法は同じく Fish-Bone 型割れ試験である。いずれも溶加材なしで溶接した結果と共材および 5356 filler で溶接した結果を示す。測定の結果はすべて 5 点平均であり、いずれもバラツキは ±10% 以内であった。

微量添加元素が共存する場合で、もっとも割れ防止に効果的なのは、Zr+Ti であり、Zr+Mn, Ti+B, Ti+Mn の順に割れ傾向は大きくなる。Zr+Ti と Zr+Mn について比較してみると Zr+Ti を添加した試料では Zr 含有量が 0.12% であり、Zr+Mn の試料では Zr 含有量は、0.21% であるが、割れ感受性はほぼ同様である。前記の Fig. 8 を参考にして Zr 含有量の点から評価すれば、Zr が 0.12% 程度では割れ傾向は依然大きかったが、Fig. 12

に示すごとく、Ti が共存すれば、Zr が 0.12% でも、割れ感受性は著しく低下することが明らかである。また Zr 含有量が 0.21% 程度では Fig. 8 より割れはほとんど見られないが、Mn が 0.2% 共存すれば、Fig. 12 に示すごとく、少し割れ傾向が助長されている。すなわち、Fig. 8 および Fig. 9 に示すごとく Ti は Zr より割れ防止の効果は劣るが、Zr と共に存在する際には、Ti も割れ防止に少し有効である。また Mn は逆効果を持つ。

次に溶接金属の微細化効果の著しい Ti+B については Ti が 0.14%，B が 0.12% でも割れ傾向にあまり影響しない。共材で溶接した時は少し割れ傾向が低下しているが、5356 filler で溶接した時は、依然割れの傾向は大きい。Ti+Mn 添加では、割れはさらに大きくなる。すなわち、Ti+Mn は溶接割れを防止する効果をほとんど持たない。

3・5 Zn および Mg 量の影響

Al-Zn-Mg 系合金の溶接割れは、微量添加元素で、かなり異なってくるが、本系合金の溶接割れは Zn および Mg 含有量にも左右されることが知られており、とくに Mg の影響が大きいとされている^{16), 17)}。そこで Al-Zn-Mg 系合金の溶接割れにおよぼす微量添加元素の影響を厳密に評価するには、Zn および Mg の影響についても知っておく必要がある。

Fig. 13 に Al-4.5% Zn-1.5% Mg と Al-5.0% Zn-2.0% Mg に Zr, Ti および B を添加した際の溶接割れの結果を示す。まず Al-4.5% Zn-1.5% Mg と A-5.0% Zn-2.0% Mg では、後者の方が、いずれもやや割れ傾向が減少しているが、大幅な相違はない。むしろ Zr, Ti および B の微量添加の影響が目立つ。すなわち、Zn および Mg 量が少々変化しても、Zr, Ti および B 添加の効果は変わらず、Zr 添加が非常に有効で、ついで B, Ti の順となってい

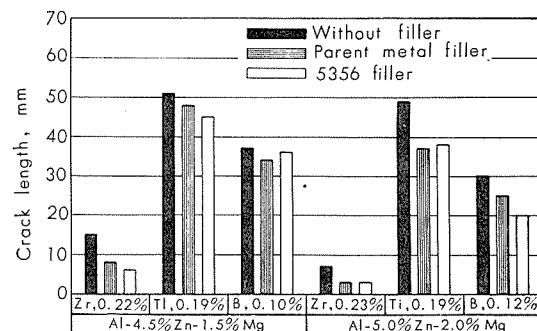


Fig. 13 Effect of Zn and Mg contents on weld-cracks of Al-Zn-Mg alloys. (Fish-Bone cracking test)

る。溶加材なしで試験しても、共材および 5356 filler を用いて試験してもこれらの傾向は同じである。

なお、先項の Fig. 12 やこの項の Fig. 13 で B を 0.10% および 0.12% 添加しているが、実際には、B は 0.05% 程度しか溶入せず、大部分は巨大な粒状で析出していることが、顕微鏡により認められた。

3・6 溶接部の組織

まず Photo. 1 に割れ部分の平行断面の顕微鏡組織を示す。Al-4.5% Zn-1.5% Mg に 0.22% Zr, 0.19% Ti および 0.10% B をおのおの添加した母材を溶加材なしで溶接した際に生じた割れ部の断面を (A) に示し、5356 filler を用いた場合を (B) に示す。

いずれも結晶粒界に沿ったわゆる粒界割れを示している。またこれらの割れの形状より、明らかに高温割れ (Sub-Solidus Cracking も含む) であることがわかる。

ところで一般に溶接割れを支配する因子の一つとされている結晶粒の大きさについては Photo. 2 および Photo. 3 に示す。まず Photo. 2 は Al-4.5% Zn-1.5% Mg に 0.16% Ti, 0.20% Zr, 0.09% B, 0.23% Cu, 0.19% Cr, 0.21% Mn,

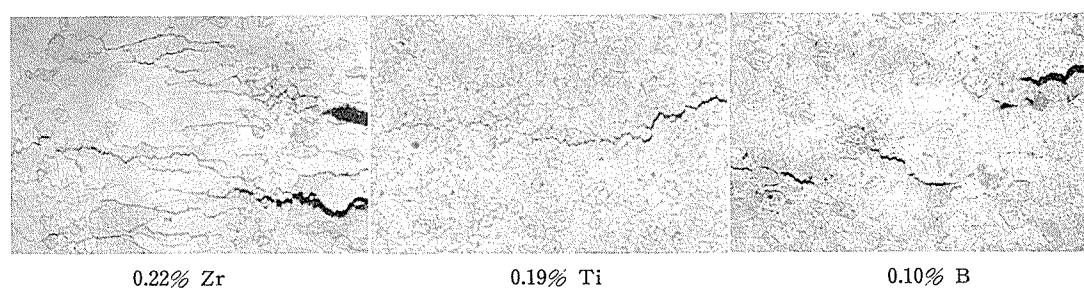
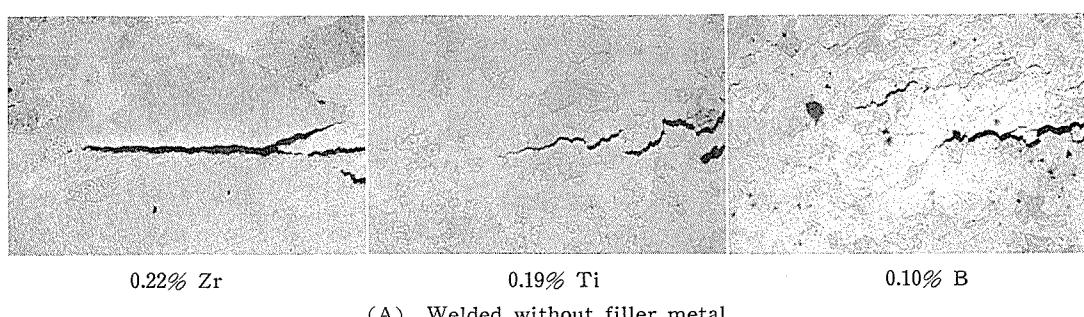


Photo. 1 Microstructure of weld-cracks in Al-Zn-Mg alloys. ($\times 100$) $\times \frac{1}{2}$

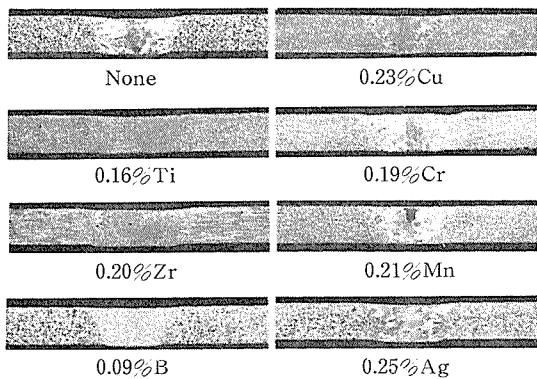


Photo. 2 Macrostructure of welds made without filler metal. ($\times 7$) $\times \frac{1}{3}$

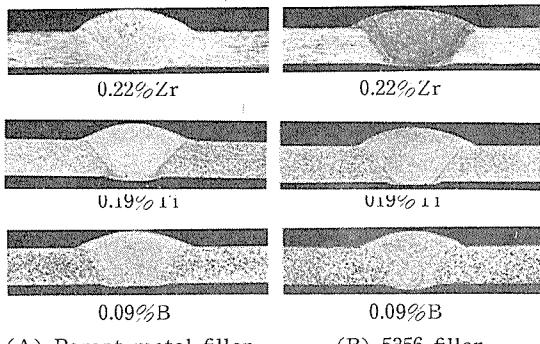


Photo. 3 Macrostructure of welds made with parent metal filler and 5356 filler. ($\times 7$) $\times \frac{1}{3}$

0.25% Ag をおののおの単独で添加したものと、これらの微量元素を添加しない基合金の計 8 種の母材を、いずれも溶接材なしで溶接した断面のマクロ組織を示す。Cu, Cr, Mn, Ag を添加した試料および何も添加しない試料では、かなりの粗粒であるが、Ti, Zr および B をおののおの添加した試料は、非常に細かい組織を示している。とくに Ti 添加でこの傾向は著しい。

つぎに Photo. 3 に Al-4.5%Zn-1.5%Mg に 0.22%Zr, 0.19%Ti および 0.09% B をおののおの単独で添加した母材を共材および 5356 filler で溶接した断面のマクロ組織を示す。いずれもかなり微細化されているが、Ti 添加のものでとくにこの傾向が強い。

Photo. 4 に、これらの溶接部の顕微鏡組織を示す。い

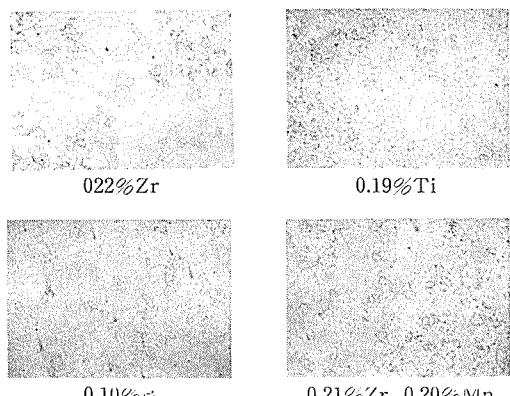


Photo. 4 Microstruture of welds made with parent metal filler. ($\times 100$) $\frac{1}{3}$

ずれも 100 倍で観察したものであるが、Ti 添加したものはミクロ的にも、もっとも微細化されており、続いて B, Zr 添加の順となっている。ここでは Ti 添加したものの結晶粒度は 0.015mm であり、Zr を添加したもので 0.04mm であった。

3・7 溶接部の高温強度

Al-5.0%Zn-2.0%Mg に 0.23%Zr, 0.19%Ti および 0.12%B を添加したものと、何も添加しない基合金の計 4 種の母材を、おのの共材で溶接し、余盛を板面まで削除した後、Solidus 直下までの温度で高温引張りした結果を Fig. 14 に示す。これらは、いずれも引張温度が低い場合にはかなりの伸びを示し延性であるが、550°C 以上の高温では伸びなく、脆性を示す。

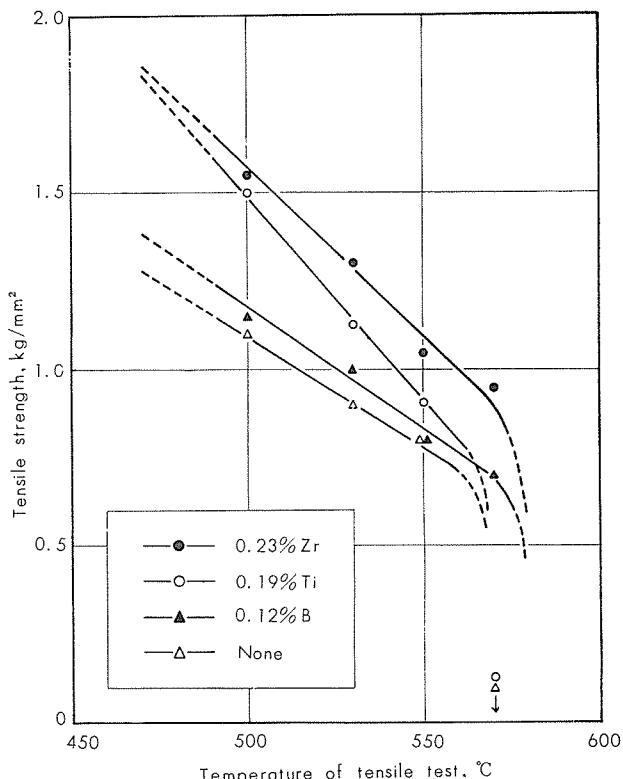


Fig. 14 Effect of additional elements on the tensile strength at high temperature of Al-5%Zn-2%Mg alloy welds. These specimens show the brittle fracture along grain boundaries.

この程度の範囲で Zn および Mg を含有する Al-Zn-Mg 系合金では、微量元素で少し変化するが、熱分析の結果、Liquidus は 645~655°C にあり、Solidus は 620~640°C にあることがわかった。

しかしながら、570~600°C で、高温強度が急に低下し、その破断強度が 0 に近くなることが認められている。その臨界温度は 570~580°C であるが、この臨界温度での強度を比較すると Zr を含有するものは最も高い強度を有し、他はいずれも低い強度で破断することが認められる。またこの 570°C での引張りでは、いずれの試料も脆性破壊であり、粒界で破断を生じている。

これらの結果を直接溶接割れ（高温割れ）と関連づける

ことは困難であるが、不平衡な共晶成分による Sub-Solidus の存在が暗示される。そしてこの Sub-Solidus では、引張応力が急激に低下するが、この臨界点での強度が、添加元素により差が認められることにより割れ挙動と何らかの関係をもつものと推察される。

4. 考 察

Al-Zn-Mg 系合金は溶接割れ感受性が強く、従来よりもこの防止のために種々研究されており^{6),7),8),9),10)}、また溶接割れの機構についても 2, 3 の提案がなされているが^{18),19)}、依然不明な点が非常に多い。

一般的に溶接割れに影響を与える因子としては、

- (1) 溶接金属の結晶粒度
- (2) 溶接金属の凝固域
- (3) 結晶粒界の界面エネルギー
〔金属間化合物の粒界析出
〔凝固時の粒界偏析〕
- (4) 凝固時の収縮
- (5) 溶融金属の流動性
- (6) 凝固時の亜粒界の形成
- (7) 溶接金属中のガス量
- (8) 水素化物の形成

などが考えられる。従来からの研究結果では、Al-Zn-Mg 系合金に限らず、一般的に前記の(1), (2)および(3)が最も重要な因子とされており、また多く論じられている。

そこで、これらの点を考慮しながら、筆者らが行なった本実験について、とくに Zr, Ti 添加の影響を中心にして、若干の考察を加える。

まず Photo. 1 より明らかなるごとく、これらの割れはいずれも粒界割れであり、また高温割れ (Sub-Solidus Cracking を含む) である。このような割れ挙動に対しては、従来より凝固収縮時の内部応力を分散する点で結晶粒度が最も影響すると考えられているが、Photo. 2, Photo. 3, および Photo. 4 に示すごとく、Zr, Ti および B の添加では、Ti 添加が最も微細化しており続いて B, Zr の順である。

ところが、Fig. 13 に示すごとく割れ防止には Zr が最も有効で続いて B, Ti の順となっている点より、結晶粒度が、溶接割れに影響する一次的な因子とは考えられない。アルミニウム合金の鋳造においても Ti, Zr, B などは微細化元素として実用化されており²⁰⁾、溶接金属の微細化にも同様な挙動を示しているが、これらの微細化元素のうち、溶接割れ防止に有効なのは、Zr 添加のみで Ti, B あるいは Ti+B などは、あまり有効でないのは、注目すべき事である。しかし Fig. 2 および Fig. 12 よりも明らかなるごとく、Ti および B の添加は、他の元素の添加に比べると幾分割れ防止に効果的である。

ところで、このような粒界割れでは、結晶粒界の界面エネルギーが重要な因子であることは容易に推察しうる。すなわち、Al-4.5~5.0% Zn-1.5~2.0% Mg 程度の合金では

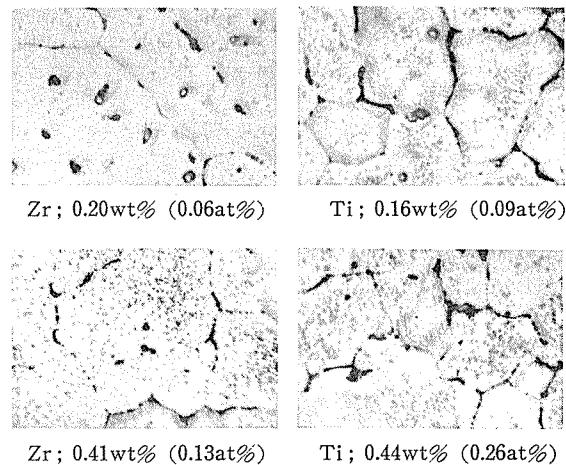


Photo. 5 Microstructure of weld metal made without filler metal. (Al-4.5%Zn-1.5%Mg) (x2000) x 1/3

溶接時の急冷で、溶質元素の溶体化はじゅう分に可能であるが、実際には、溶接時の冷却過程で不平衡的に共晶成分が粒界に偏析し、これが界面エネルギーを低下させていると思われる。これを裏付けるものとして Photo. 5 を示す。すなわち Photo. 5 は Al-4.5% Zn-1.5% Mg に 0.20%, 0.41% Zr および 0.16%, 0.44% Ti を添加した母材を溶加材なしで溶接し、その溶接金属の断面の顕微鏡組織を 2000 倍で拡大観察したものである。粒界には、共晶成分と思われるものが、液膜状に存在しているが、Photo. 5 より明らかなるごとく、Zr の添加した試料では残存共晶量も多くなく、その形状も丸みを帯びているのに対し、Ti を添加した試料では、残存共晶量も多く、その形状は液膜状に薄く広がっている。共晶成分が多量に存在する時は、逆に割れが防止されるが、ある適当な範囲に共晶量が存在するときは、これらは液膜状に存在し、これが溶接割れに重要な影響を与えることは、他の研究者の結果^{18),19)}よりもじゅう分に考えられる。溶接割れにおける Zr と Ti 添加の相違も、この観点より明らかとなろう。なお、これらの液膜状の共晶域には、不純物あるいは微量添加物による FeAl₃, TiAl₃, ZrAl₃, その他の金属間化合物が析出して含まれていると思われるが、これらが界面エネルギーをどのように変化させているかは不明である。

また Fig. 14 に Zr, Ti および B を添加した場合の高温強度の変化を示したが、伸びおよび破断面より脆性破壊を示しており、Solidus より 50°C ぐらい低い温度でこの脆化域の臨界点が認められている。これは Photo. 5 に示す不平衡的に形成された残存共晶の液膜によることは明らかである。ここで Zr 添加と Ti 添加で液膜の形成が異なる点より、脆性破壊を示す高温での強度が異なると考えてよいだろう。これらの種々の結果より、Al-Zn-Mg 系合金に対する Zr と Ti 添加の相違を Table 1 に総括した。

ところでこのような割れの nucleation は、凝固時に生じる収縮割れであり、これに溶接応力が負荷されて、上記のごとく、割れが液膜を伝播すると考えられるが、この凝固時の収縮に、微量元素が、どのような影響を与えるか

Table 1 Comparison of the effect of Zr and Ti on the several properties of weld metal in Al-Zn-Mg alloys.

Additional element	Content, wt % (at %)	Grain size, mm	Eutectic composition and intermetallic compounds		Liquid ^{a)} film	Solubility limit of binary alloys
			Area ¹⁾ , %	System ²⁾		
Zr	0.20 wt % (0.06 at %)	0.04	0.43	Zn-Mg Al-Fe Al-Zr	Short	0.28 wt % (0.09 at %) (Al-Zr)
	0.41 wt % (0.13 at %)	0.02	0.98	Zn-Mg Al-Fe Al-Zr	Short	
Ti	0.16 wt % (0.09 at %)	0.015	2.83	Zn-Mg Al-Fe Al-Ti	Long	0.3 wt % (0.17 at %) (Al-Ti)
	0.44 wt % (0.26 at %)	0.015	3.38	Zn-Mg Al-Fe Al-Ti	Long	

1) Area ratio of eutectic to matrix ($1855\mu \times 1855\mu$).

2) Presumed intermetallic compounds.

Zn-Mg : $M(MgZn_2)$, T{ $(Al, Zn)_{49}Mg_{51}$ }

Al-Fe : Al_2Fe

Al-Zr : Al_2Zr

Al-Ti : Al_2Ti

3) Liquid film may consists of eutectic compositions and intermetallic compounds.

は、非常に大切である。現在の所、まだ不明であるが、一般には、Ti, BあるいはZrの添加で微細化された場合、粗大な結晶のものより、収縮は少なく、また均一に生じるとされているので、微細化元素であるTiやBとZrとの間に相違を見出すことは、かなりむずかしい。

同様に本系合金に微量のZr, TiあるいはBを添加しても溶融領域(LiquidusとSolidusの間)の巾が変化することではなく、従って、この観点より、溶接割れ防止によぼすZr, TiおよびB添加の影響の差を見出すことはむずかしい。

また、溶融金属の流動性についても、重要な因子と考えられるが、不明な点が多い。Zrが添加された場合、その流動性は向上するとの報告もあり^{22), 23)}今後さらに検討すべきであろう。

その他、凝固時に形成されるSub-structureについては、まだじゅう分に裏付けし得るようなデータがなく、また溶接金属中のガス量についても、異論があり²¹⁾、現時点では不明である。

最後に水素化物の形成についてあるが、これも推論の域を出ないが、重要な因子と考えられる。なぜなら、溶融金属中には、多量の水素が吸収されているが、Zrが含まれている時には、安定なZr-hydrideを形成する可能性があり^{24), 25)}これが割れ防止に有効なのかもしれないからである。すなわち、水素や窒素は、単体で存在する時は、粒界エネルギーを著しく低下させるが²⁶⁾、安定なZr-hydrideが形成されれば、粒界エネルギーは低下せず溶接割れが防止される可能性はじゅう分にあり、Tiや他の元素では、Zrと比べて、安定なhydrideを作る傾向が小さい。この点も、今後さらに検討すべきであろう。

5. 結 論

Al-Zn-Mg系合金の溶接割れにおよぼす添加元素の影響をMIG-Spot割れ試験、Fish-Bone型割れ試験および

T型スミ肉割れ試験により検討した結果、次のことが明らかとなった。

(1) 本系合金の溶接割れ防止には、Zrの添加が非常に有効で、Zrが約0.2%含有されると、溶接材に関係なく割れは著しく減少する。

(2) Tiの添加は溶接材としてAl-Mg系の5356合金を用いた時にのみ、やや割れ防止に有効であるが、共材系の溶接材では、Tiの効果はない。しかしながらZrと共存する時には、やや有効である。

(3) Bの添加は、Tiと同様、Zrほどに割れ防止に有効でない。

その他、Mn, Cr, Cu, Agなどは、溶接割れ防止に何ら影響を与えない。むしろ、Mn, Cuなどは、割れを助長させる傾向がある。

(4) ZnおよびMg量が少々変化しても、割れ挙動に大きな変化はなく、また、これらの微量添加元素の効果は変わらない。

(5) 溶接金属の結晶粒の微細化は、溶接割れ防止に二次的な影響しか持たない。

(6) Al-4.5~5.0%Zn-1.5~2.0%Mg系合金では、Liquidusは645~655°Cに存在し、Solidusは620~640°Cに存在するが、Solidusよりさらに50°Cほど低い570~600°Cに不平衡に形成された共晶成分によるSub-Solidusが存在し、この形状は微量添加元素で少し異なることが認められた。すなわち、Ti添加したものでは、Zr添加したものより、この共晶による液膜が多く、また薄く広がっており、これが、Zrほどに割れ防止に有効でない原因の一つと考えられる。

しかしながら、この点に関しては今後さらに検討する必要があるようである。

文 献

- 1) P. Brenner: Aluminium, 37, [10], (1961), 633

- 2) 杉山, 福井: 溶接学会誌, **35**, [10], (1966), 26
- 3) I. J. Polmear: J. Inst. Metals, **89** (1960—61), 193
- 4) 寺井, 馬場: “構造用 Al-Zn-Mg 合金におよぼす Zr と Ag の相互作用”, 軽金属学会第29回秋期大会講演概要, 11
- 5) 寺井, 杉山, 馬場, 福井: 本誌, **7**, [4], (1966), 197
- 6) K. P. Mudrack: Schw. u. Schn., **12**, [2], (1960), 45
- 7) J. H. Dudas, F. R. Collins: Weld. J., **45**, [6], (1966) 241
- 8) F. E. Gibbs: Weld. J., **45**, [10], (1966), 445
- 9) R. Develay, M. Croutzeilles: Rev. de Mét., (1952), 349
- 10) H. Schoer, W. Gruhl: METALL, **20**, [3], (1966), 221
- 11) J. C. Borland: British Weld. J., **7**, [10], (1960), 593
- 12) 田村: 溶接学会誌, **31**, [12], (1962); **32**, [1], (1963)
- 13) J. D. Dowd: Weld. J., **31**, [10], (1952), 448
- 14) P. T. Houldcroft: British Weld. J., **2**, [10], (1955), 471
- 15) J. H. Rogerson, B. Cotterell, J. C. Borland: Weld. J., **42**, [6], (1963), 264
- 16) Z. Buray: Schweißtechnik, **13**, [5], (1963), 210
- 17) 内田: 軽金属溶接, No. 13 (1964), 12
- 18) J. H. Rogerson, J. C. Borland: Trans. AIME, **227**, [2], (1963)
- 19) J. C. Borland: British Weld. J., **7**, [8], (1960)
- 20) 寺井: 本誌, **3**, [3], (1962), 14
- 21) A. J. Murphy: *Non-Ferrous Foundry Metallurgy*, (1954), 137—140
- 22) J. H. Dudas: Weld. J., **44**, [8], (1965), 358
- 23) 磯部, 山口, 増田: “アルミニウム合金の流動性”, 軽金属学会第30回春期大会講演概要, 33—34
- 24) 電子管用金属材料(丸善), 19—22
- 25) 中村, 濑崎, 堀: “IN-H アルミニウム合金の研究(第1報)”, 軽金属学会第30回春期大会講演概要, 3
- 26) D. McLean: *Grain Boundary in Metals*, (1957)

R86

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 8 No. 2 April 1967

アルミニウム合金押出棒の被旋削性

竹内勝治
中村授

住友軽金属工業株式会社

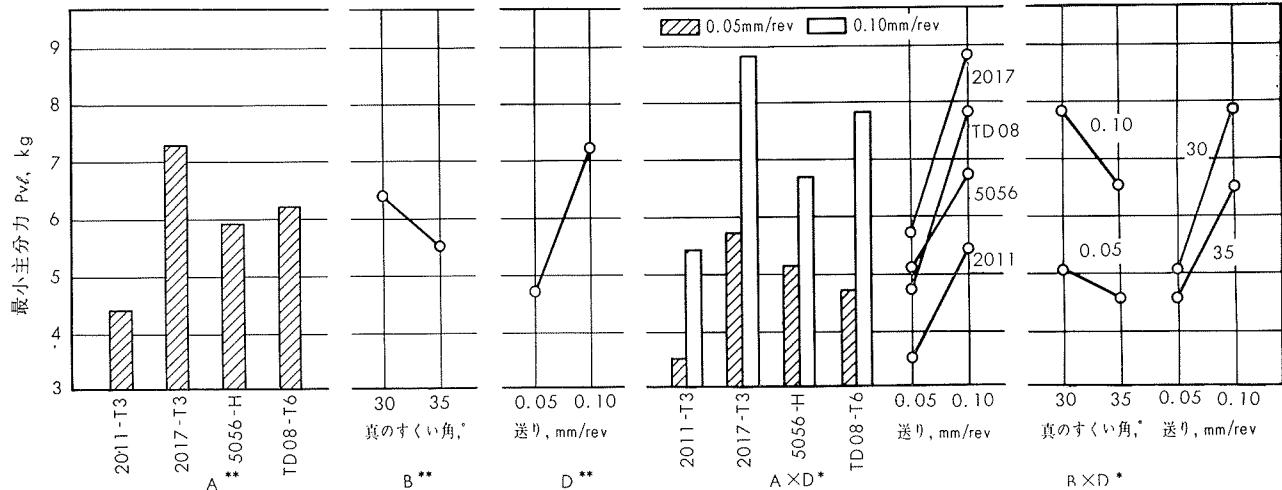
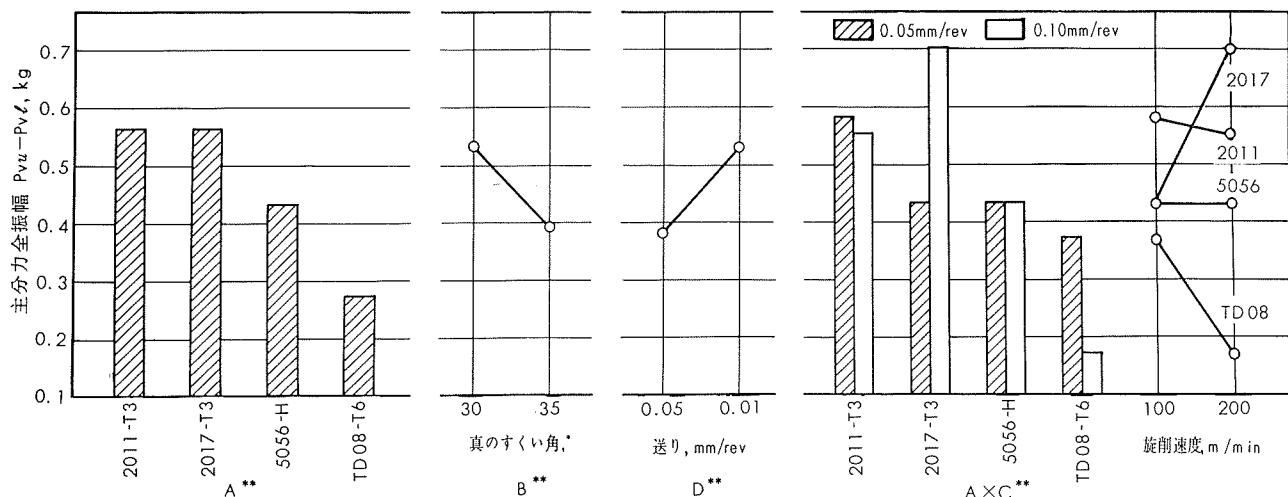
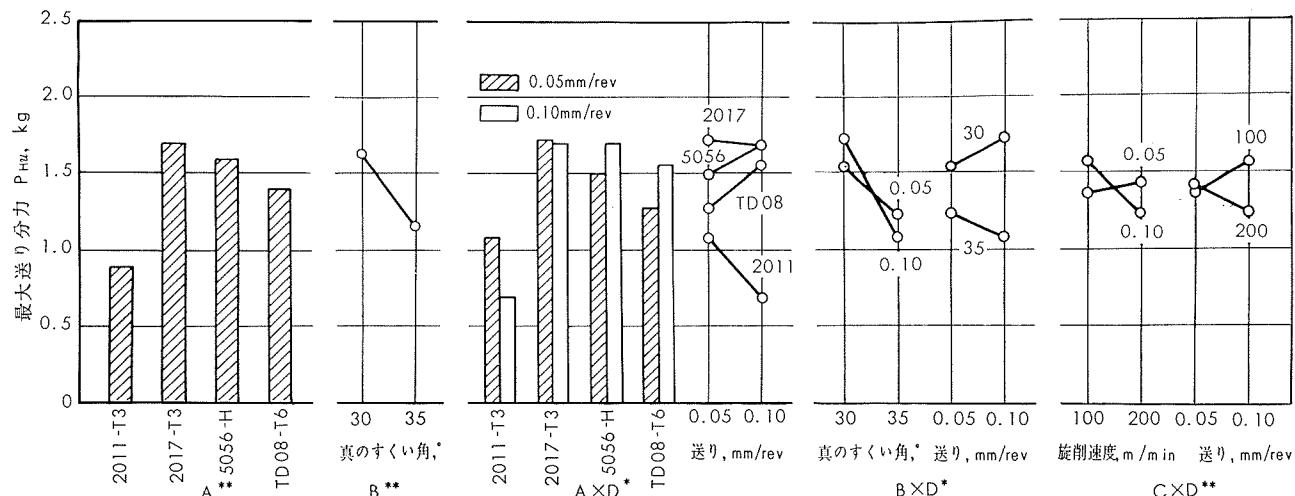
4: 3と5の中間

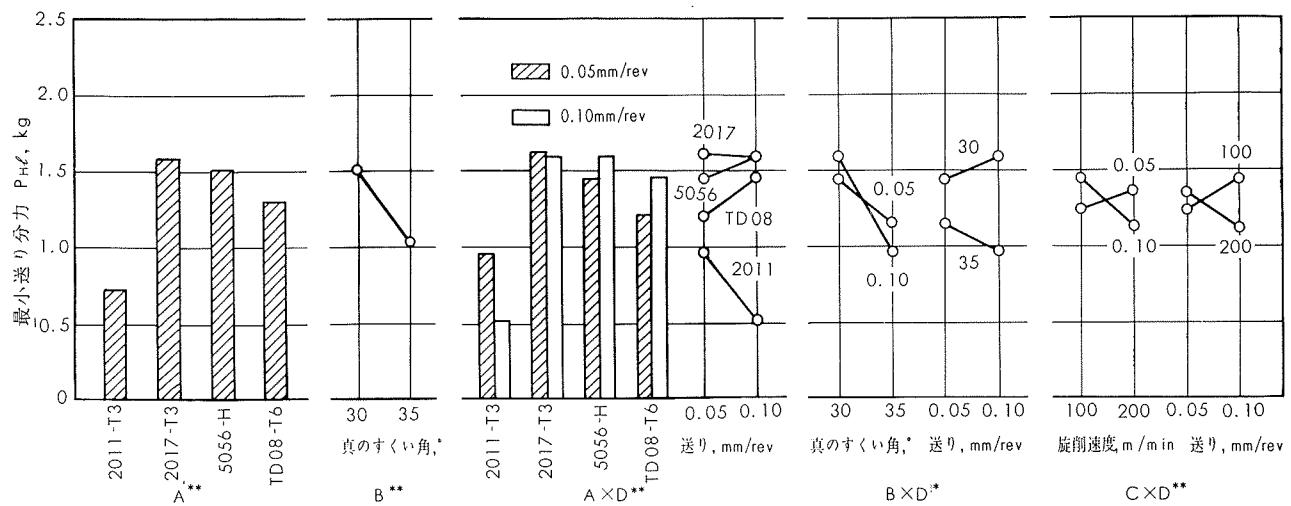
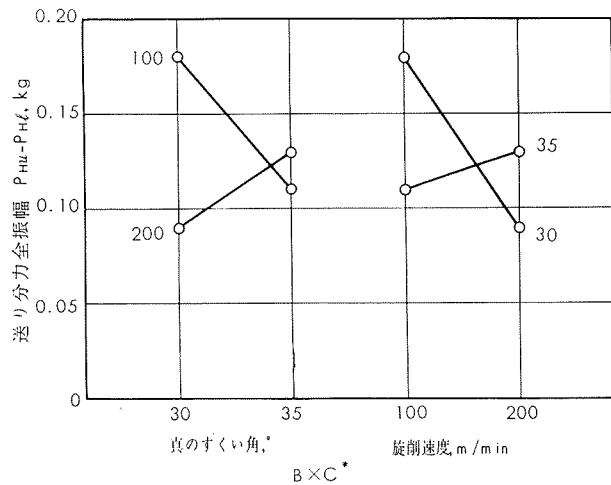
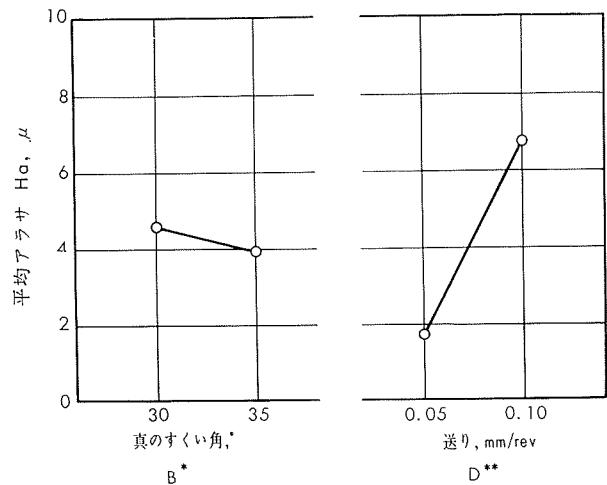
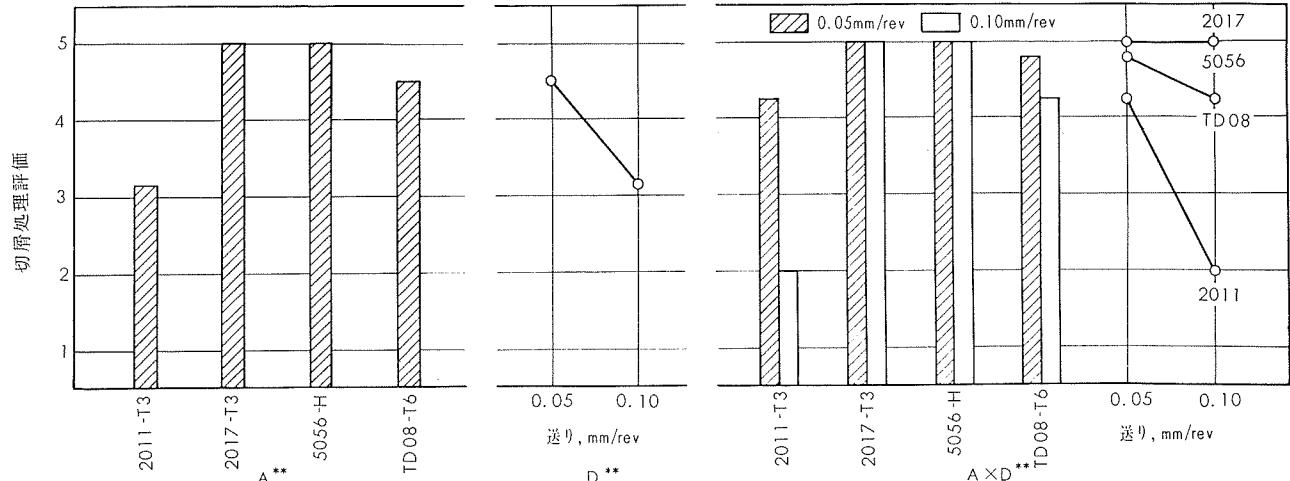
5: 連続形で大きくもつれるもの

であって、切屑の状態と、その評価を実験別に写真1, 2および3に掲げる。

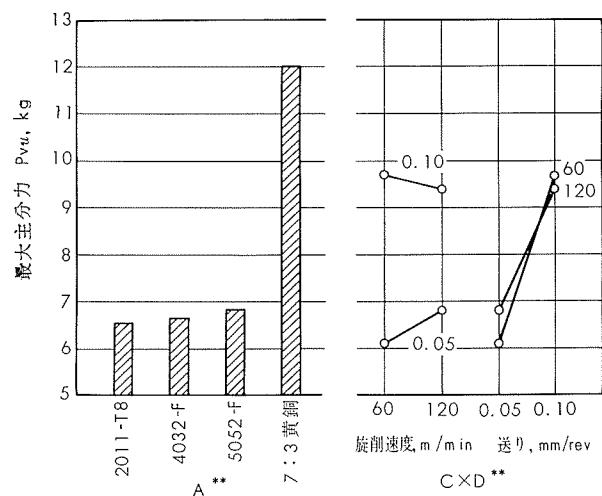
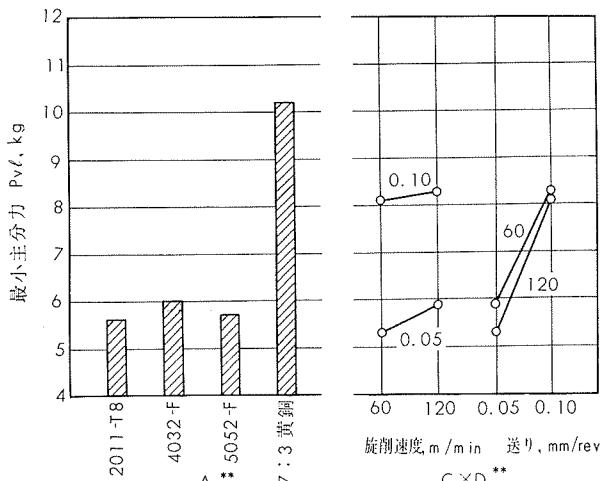
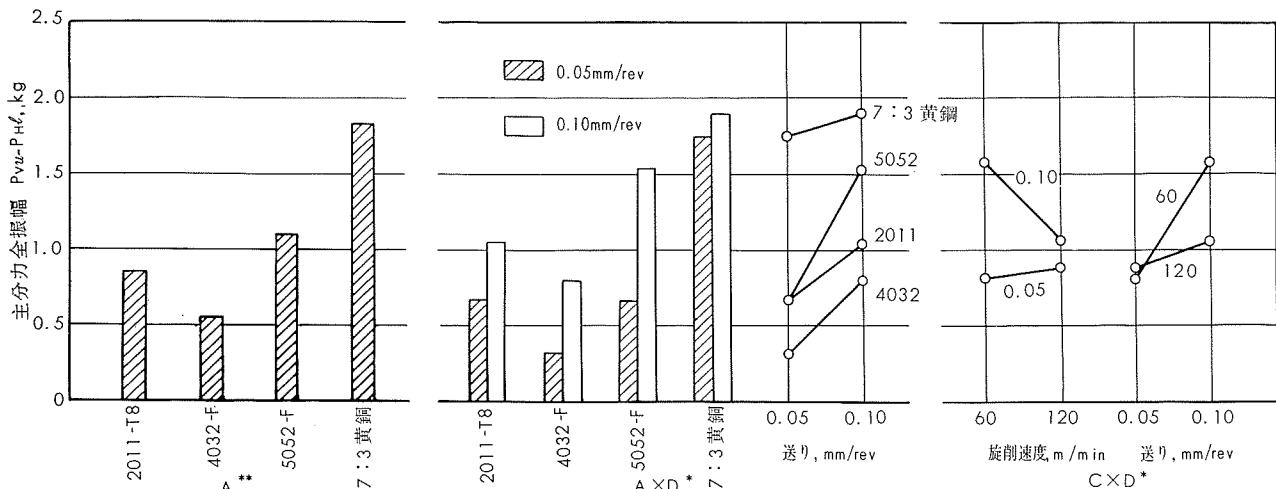
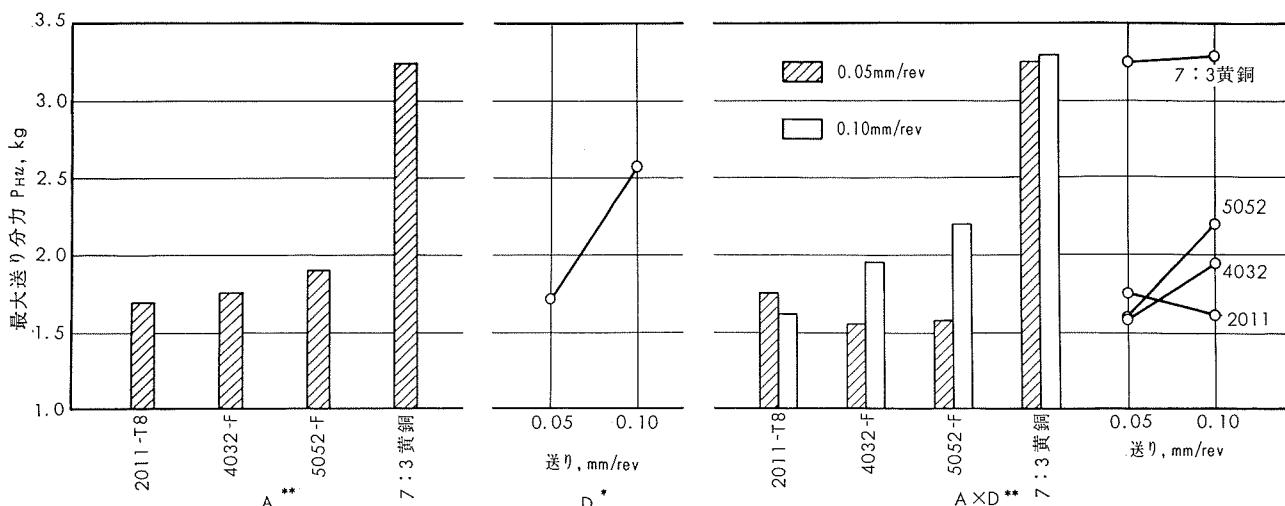
以上の測定結果を分散分析し、有意差の有無を調べたのが、第7表である。

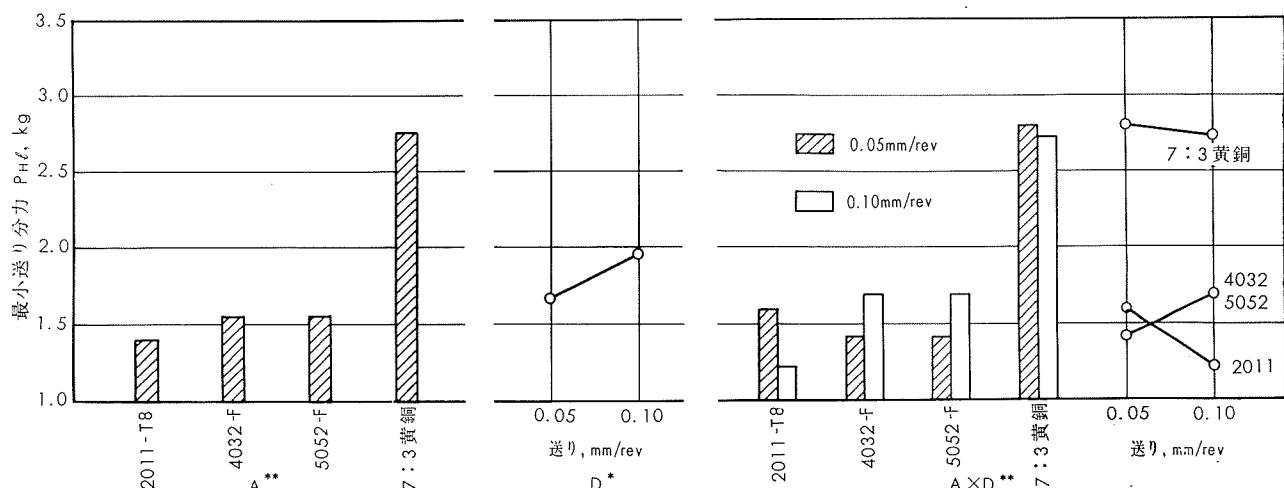
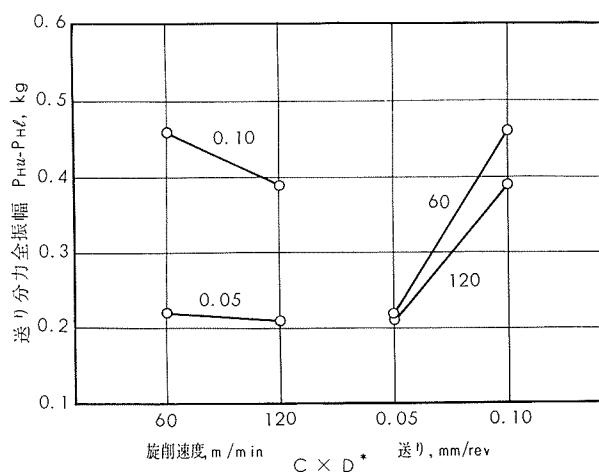
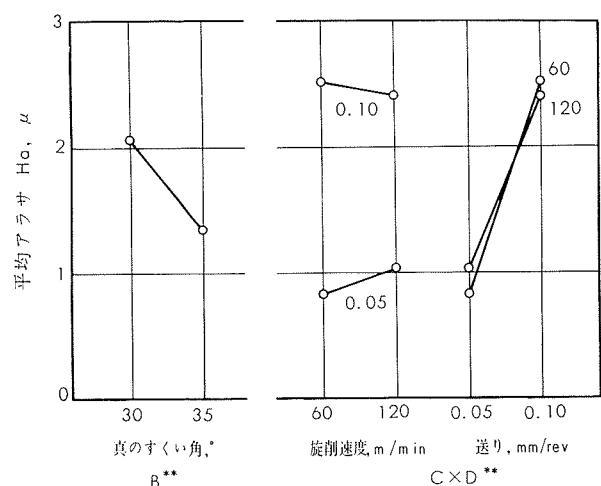
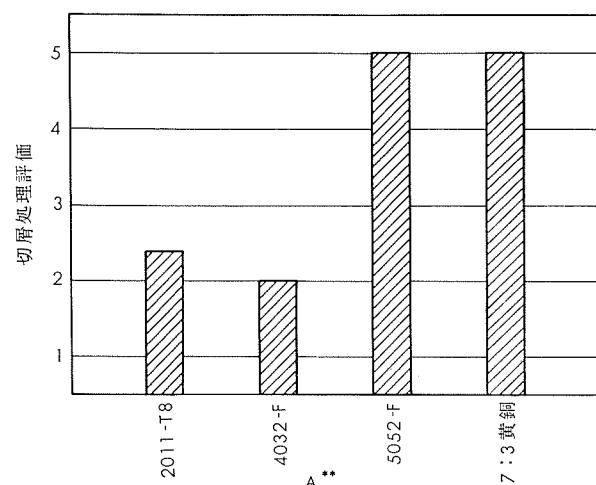
さらに、有意である主効果および交互作用のヒストグラム平均値を算出し、それを図示したのが、第4～27図である。

第5図 最小主分力 P_{VI} のヒストグラム平均値—実験 I第6図 主分力全振幅 $P_{Vu}-P_{Vi}$ のヒストグラム平均値—実験 I第7図 最大送り分力 P_{Hu} のヒストグラム平均値—実験 I

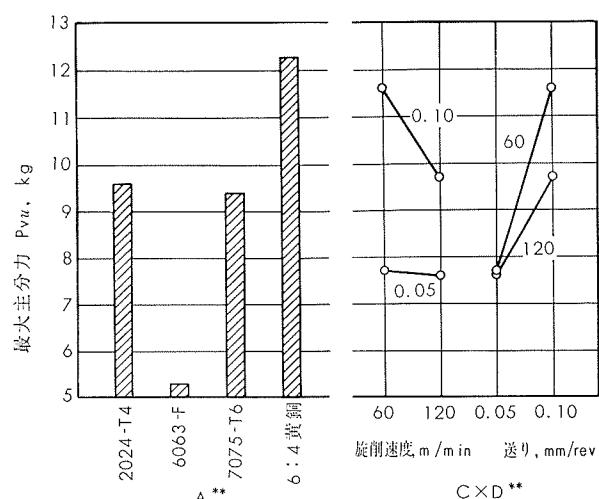
第8図 最小送り分力 P_{Hu} のヒストグラム平均値—実験 I第9図 送り分力全振幅 $P_{Hu}-P_{Hl}$ のヒストグラム平均値—実験 I第10図 平均アラサ Ha のヒストグラム平均値—実験 I

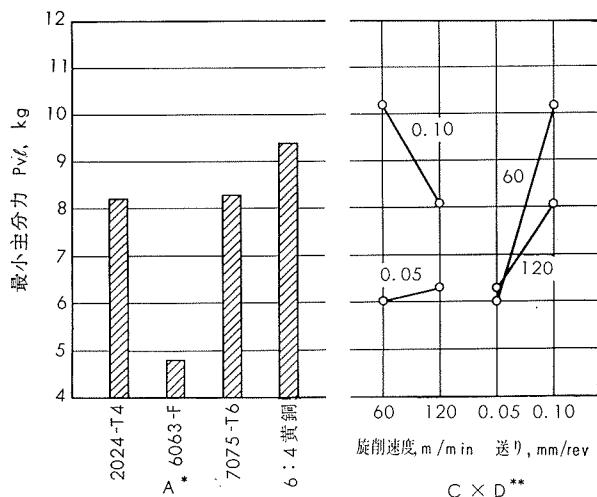
第11図 切屑処理評価のヒストグラム平均値—実験 I

第12図 最大主分力 P_{Vu} のヒストグラム平均値一実験Ⅱ第13図 最小主分力 P_{VL} のヒストグラム平均値一実験Ⅱ第14図 主分力全振幅 $P_{Vu}-P_{Vl}$ のヒストグラム平均値一実験Ⅱ第15図 最大送り分力 P_{Hu} のヒストグラム平均値一実験Ⅱ

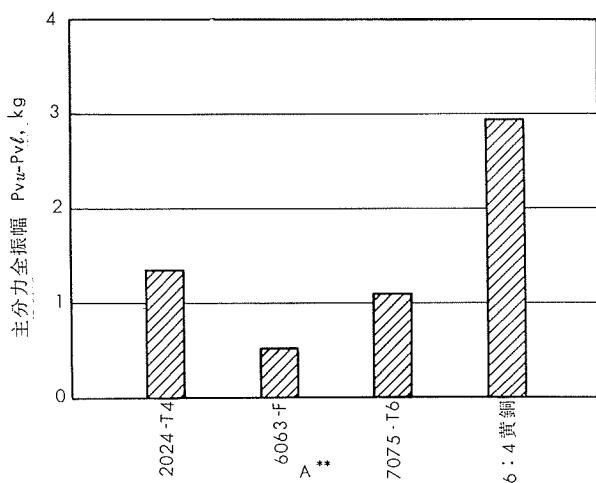
第16図 最小送り分力 P_{Hf} のヒストグラム平均値—実験Ⅱ第17図 送り分力全振幅 $P_{Hu}-P_{Hl}$ のヒストグラム平均値—実験Ⅱ第18図 平均アラサ Ha のヒストグラム平均値—実験Ⅱ

第19図 切屑処理評価のヒストグラム平均値—実験Ⅱ

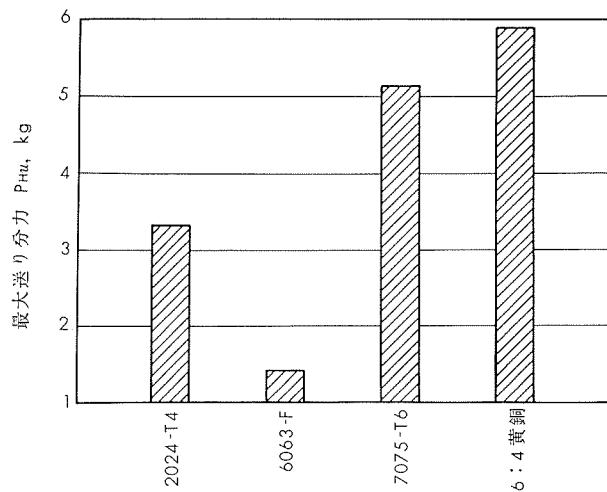
第20図 最大主分力 P_{Vu} のヒストグラム平均値—実験Ⅲ



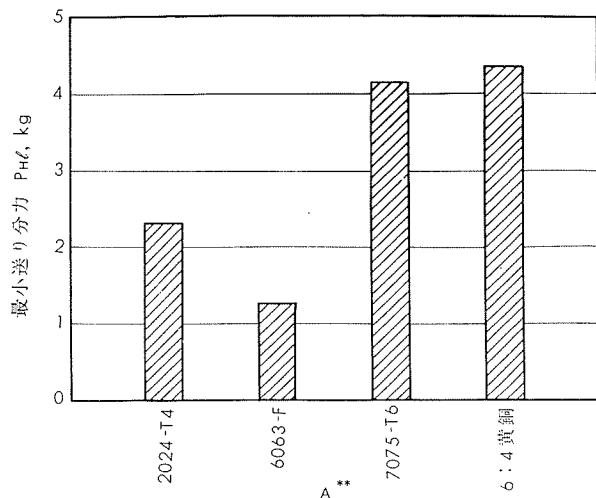
第21図 最小主分力 PvI のヒストグラム平均値—実験III



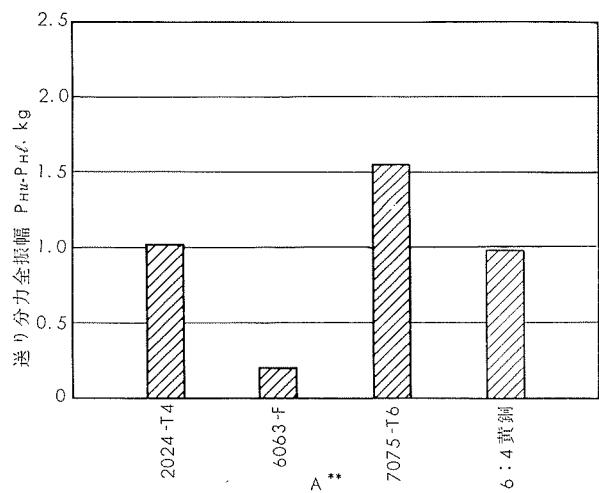
第22図 主分力全振幅 PvH-PvI のヒストグラム平均値—実験III



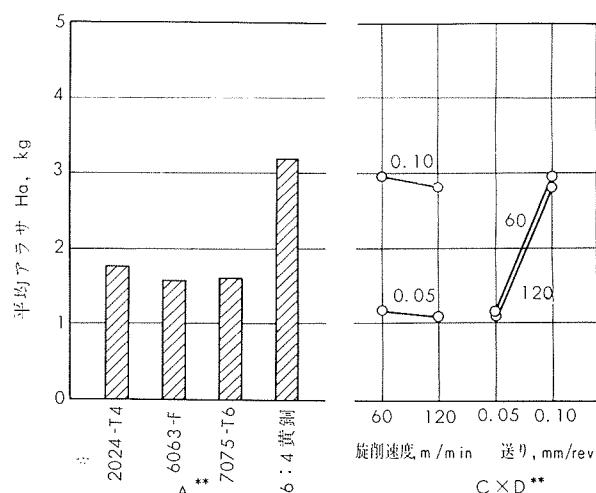
第23図 最大送り分力 PHu のヒストグラム平均値—実験III



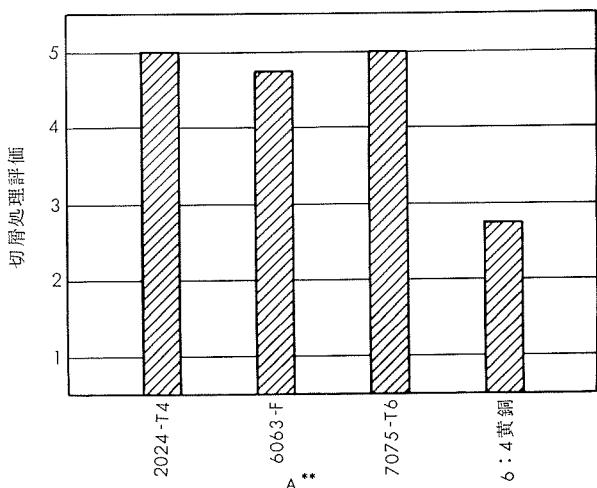
第24図 最小送り分力 PHl のヒストグラム平均値—実験III



第25図 送り分力全振幅 PHu-PHl のヒストグラム平均値—実験III



第26図 平均アラサ Ha のヒストグラム平均値—実験III



第27図 切屑処理評価のヒストグラム平均値—実験Ⅲ

4. ま と め

以上の結果を要約すると実験計画法の趣旨にややもともとあるがつぎのようになる。

まずアルミニウム合金旋削に対する最適条件は、

- 1) 予備実験で行なった2次元旋削の結果も合わせて考えると、真のすくい角は35°前後が最適といえる。
- 2) 旋削速度は、100~200m/minの範囲で、その大き

いほど旋削力が小さく、この傾向は送り速度が大きいほど著しい。

- 3) 切屑処理は、送り速度が大きいほど容易となるが、旋削力は増し、旋削面アラサは大きくなる。

次いで材質別に良好な順に記すとつぎのようである。

- 4) 快削アルミニウム合金 2011-T3, -T8 (Al-Cu系) の被旋削性は良好である。この合金の特徴として送り速度が大きくなるほど旋削力が小さくなる点が他の材質と異なる。TD08-T6合金(Al-Mg₂Si系)も良好であるが切屑処理の点で前者に劣る。ついで耐熱アルミニウム合金4032-F(Al-Si系)の被旋削性もよく、特に切屑処理の点では最も良好であった。

- 5) 6063-F合金(Al-Mg₂Si系), Al-Mg系合金52-F, 5056-Hの順に切屑処理は劣るけれども、旋削力の点では2011合金と類似である。

- 7) 高力アルミニウム合金 2017-T3, 2024-T4 および7075-T6は、旋削力が大きく、切屑処理も極めて悪い。

- 8) アルミニウム合金における旋削面アラサの差異は少ない。

なお、黄銅は、アルミニウム合金に比べて旋削力が大きい。しかし、6:4黄銅は旋削面アラサの点では劣るが、切屑処理に関しては良好である。7:3黄銅の被旋削性は極めてよくない。

R87

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 8 No. 2 April 1967

名古屋港近辺河海水の水質について

田 中 礼 次

住友軽金属工業株式会社

名古屋港近辺河海水の水質について

田 中 礼 次*

1. 諸 言

復水器管の汚染水腐食問題に関する研究の一環として、昭和35年夏以来名古屋港近辺河海水の水質を調査してきた。初期の調査の詳細は既に本誌その他¹⁾に報告したが、その後も数ヶ所の採水地点を選び主要成分の経年変化を調べてきたのでここに紹介する。

2. 調査時期および採水地点

昭和35年夏季より本年冬季にいたる約7年間、季節ごとに1回の調査を行なった。採水地点は名港火力取水口、九号地沖、新名古屋火力取水口、旧名古屋火力放水口、住友軽金属東（堀川運河）などの5地点であり、昭和39年11月から知多火力取水口を加えた。なお各地点における表層水は表層から約0.5m、底層水は河海底から約0.5mの部分から採取したものと示す。

3. 採水および試験方法

採水方法および試験方法はこれまでの調査と同様である。また汚染度の表示方法も既報²⁾のものと同様である。

4. 調査の結果

Fig. 1～Fig. 9 に水温、塩素イオン、pH、酸素消費量、塩素要求量、溶存酸素、アンモニウムイオン、イオウイオン、汚染度などを示す。堀川運河の汚染はきわめて顕著であり、旧名古屋火力、名港火力近辺の汚染がこれについている。新名古屋火力においては昭和37年5月までの汚染度がかなり高いが、その後増設とともに取水量の増加と防潮堤の完成により汚染度はいくらか低い値に安定した。九号地沖の表層水はごく軽度の汚染がみとめられるが、知多火力取水口では清浄海水である。

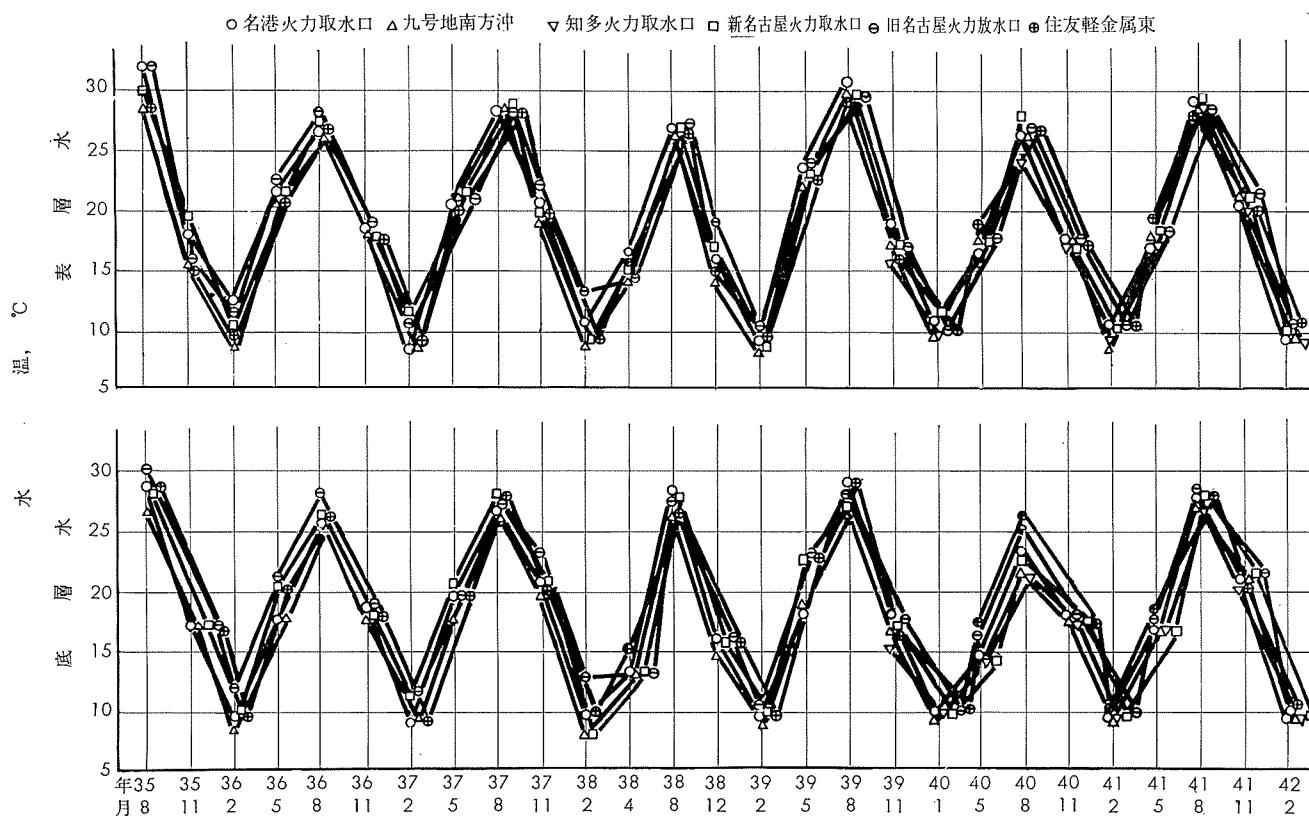


Fig. 1 水温の経年変化

* 研究部

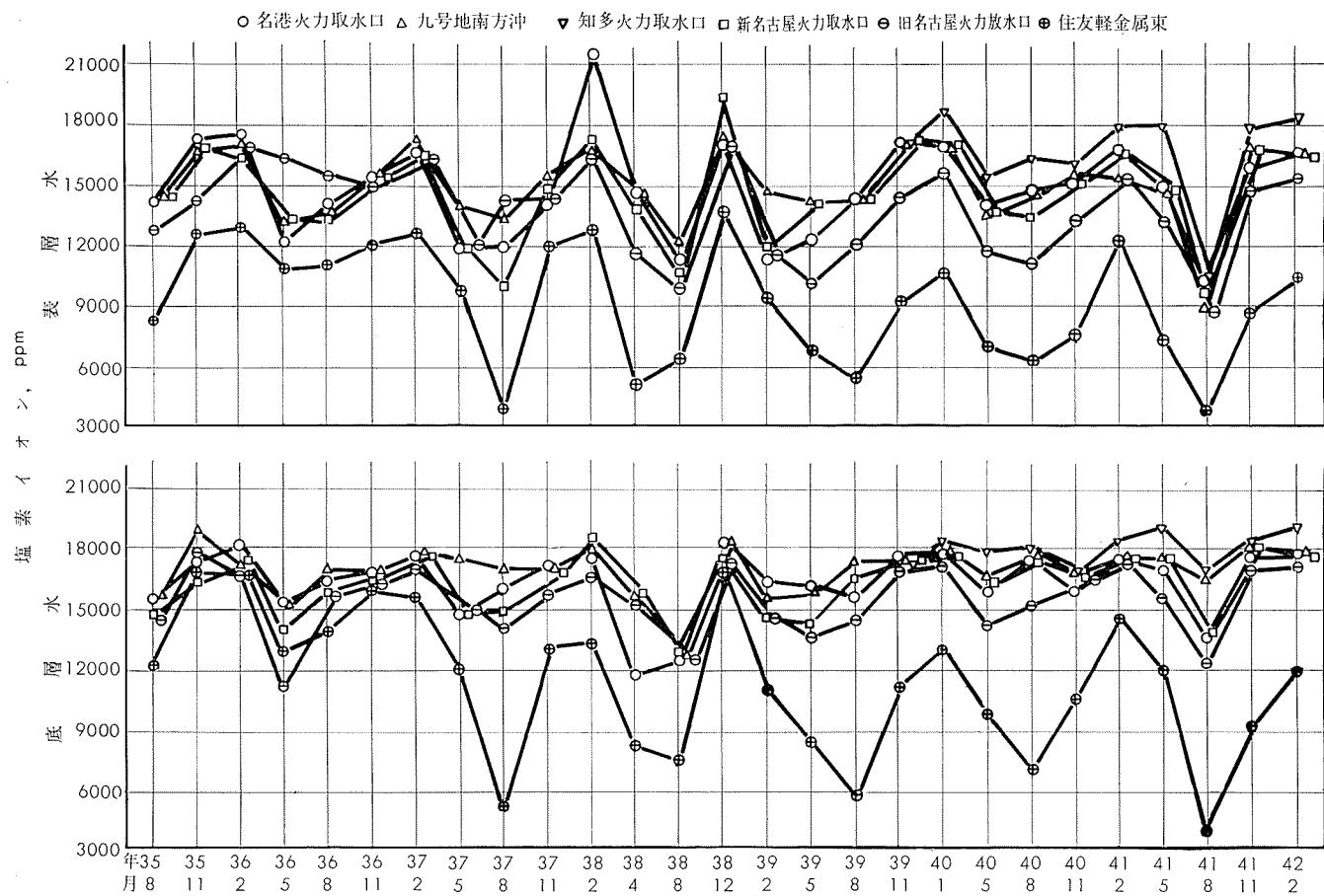


Fig. 2 塩素イオンの経年変化

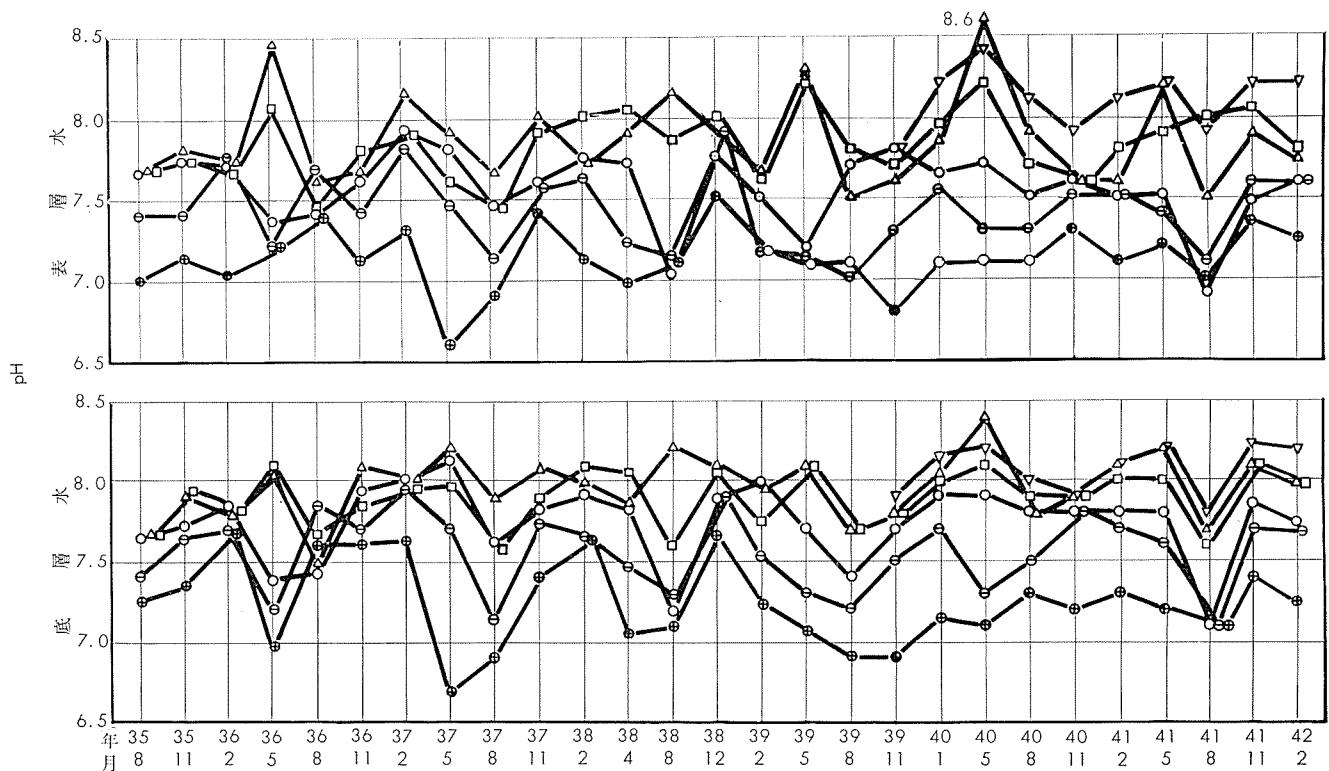


Fig. 3 pH の経年変化

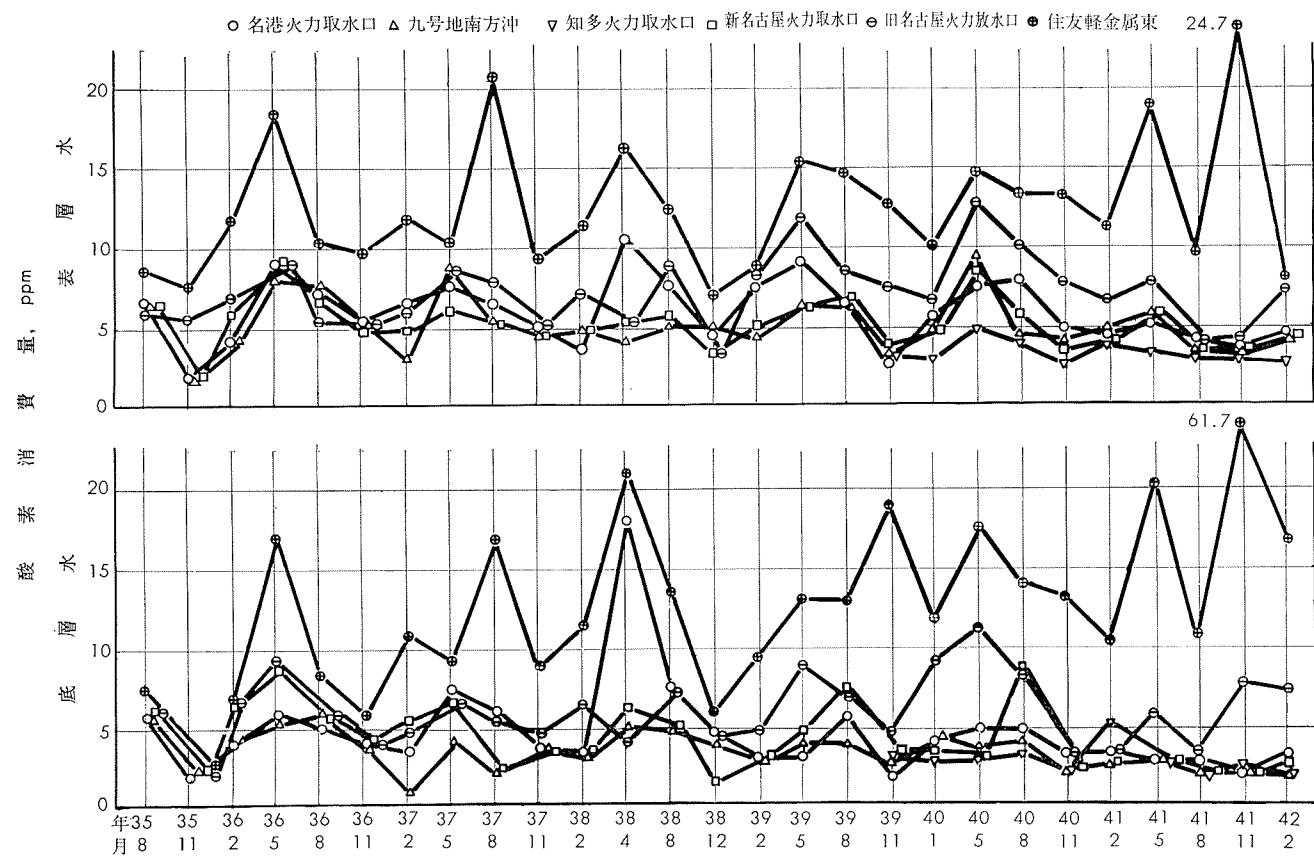


Fig. 4 酸素消費量の経年変化

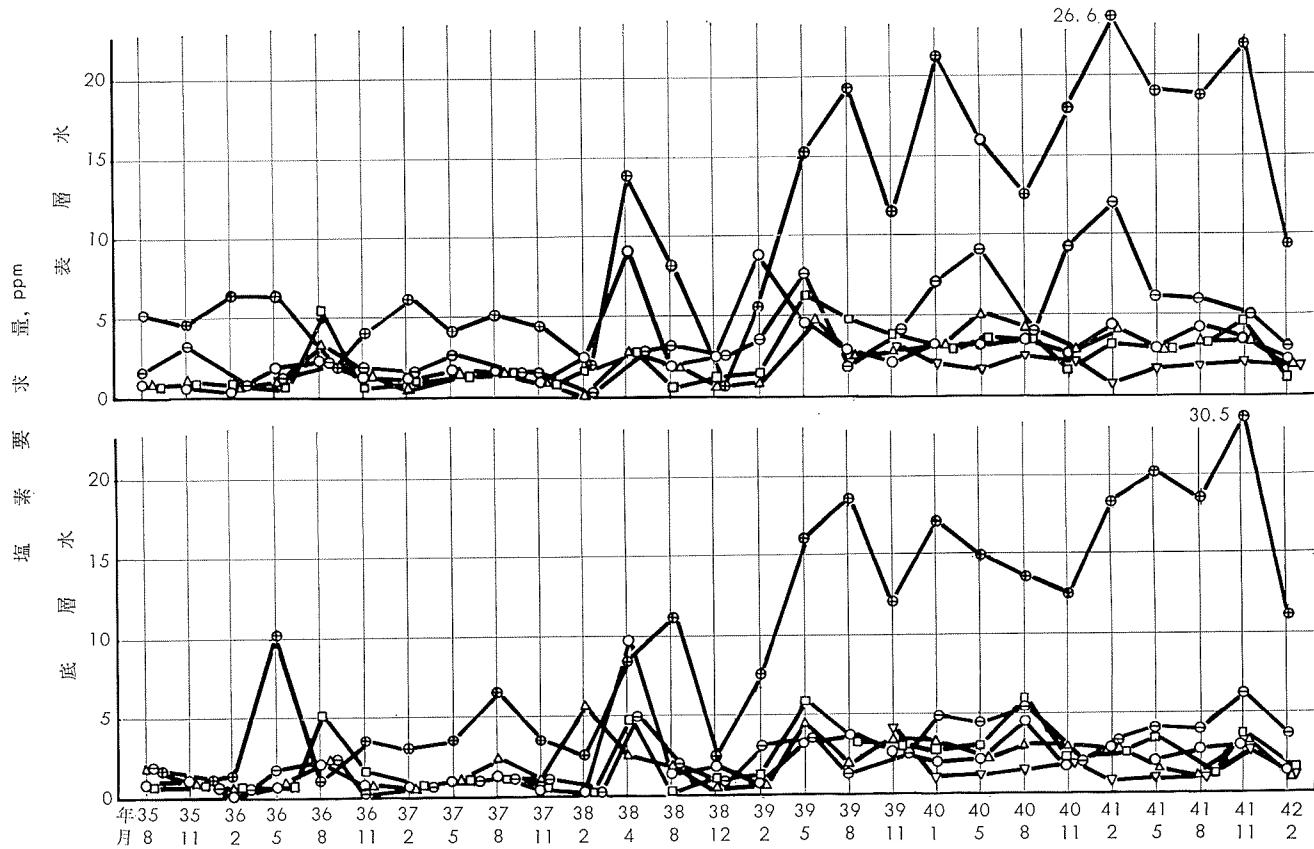


Fig. 5 塩素要求量の経年変化

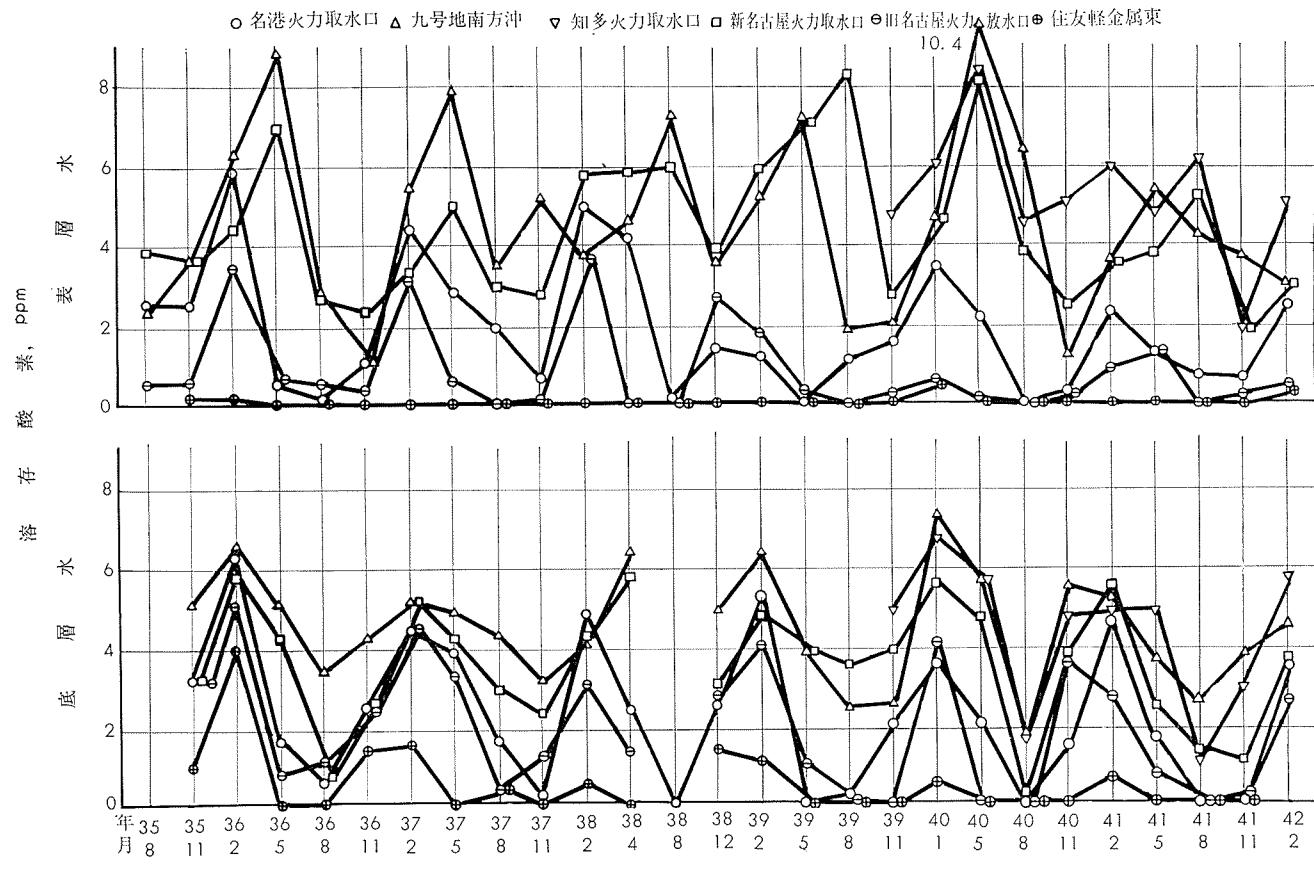


Fig. 6 溶存酸素の経年変化

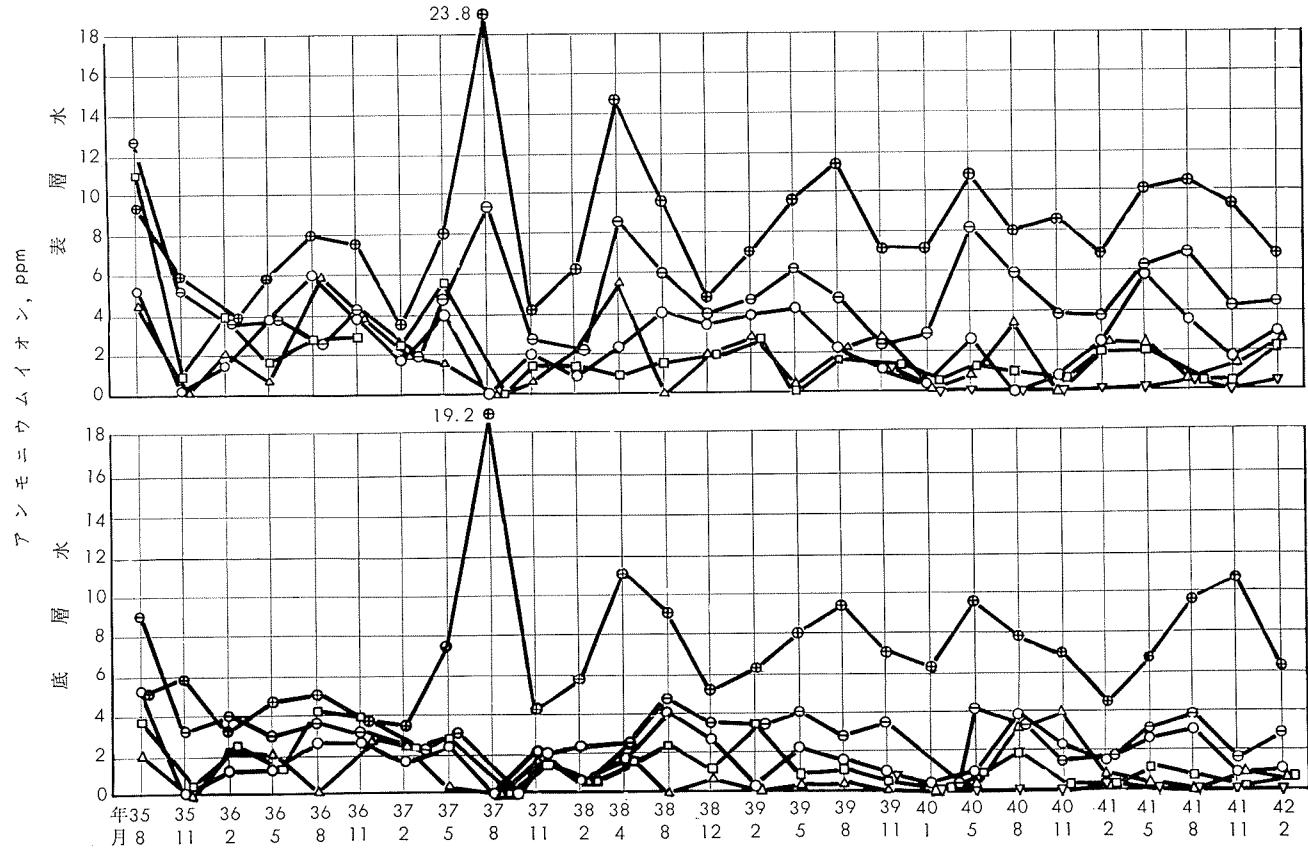


Fig. 7 アンモニウムイオンの経年変化

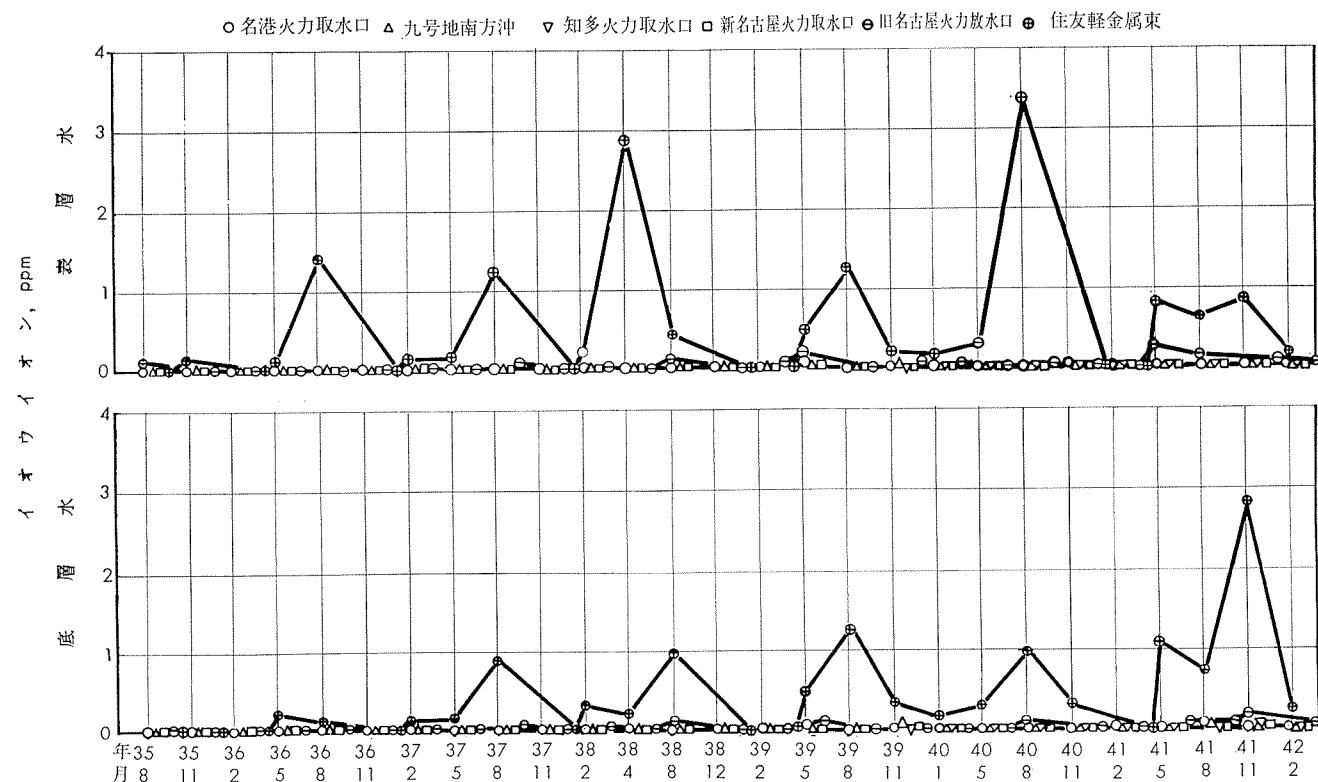


Fig. 8 イオウイオンの経年変化

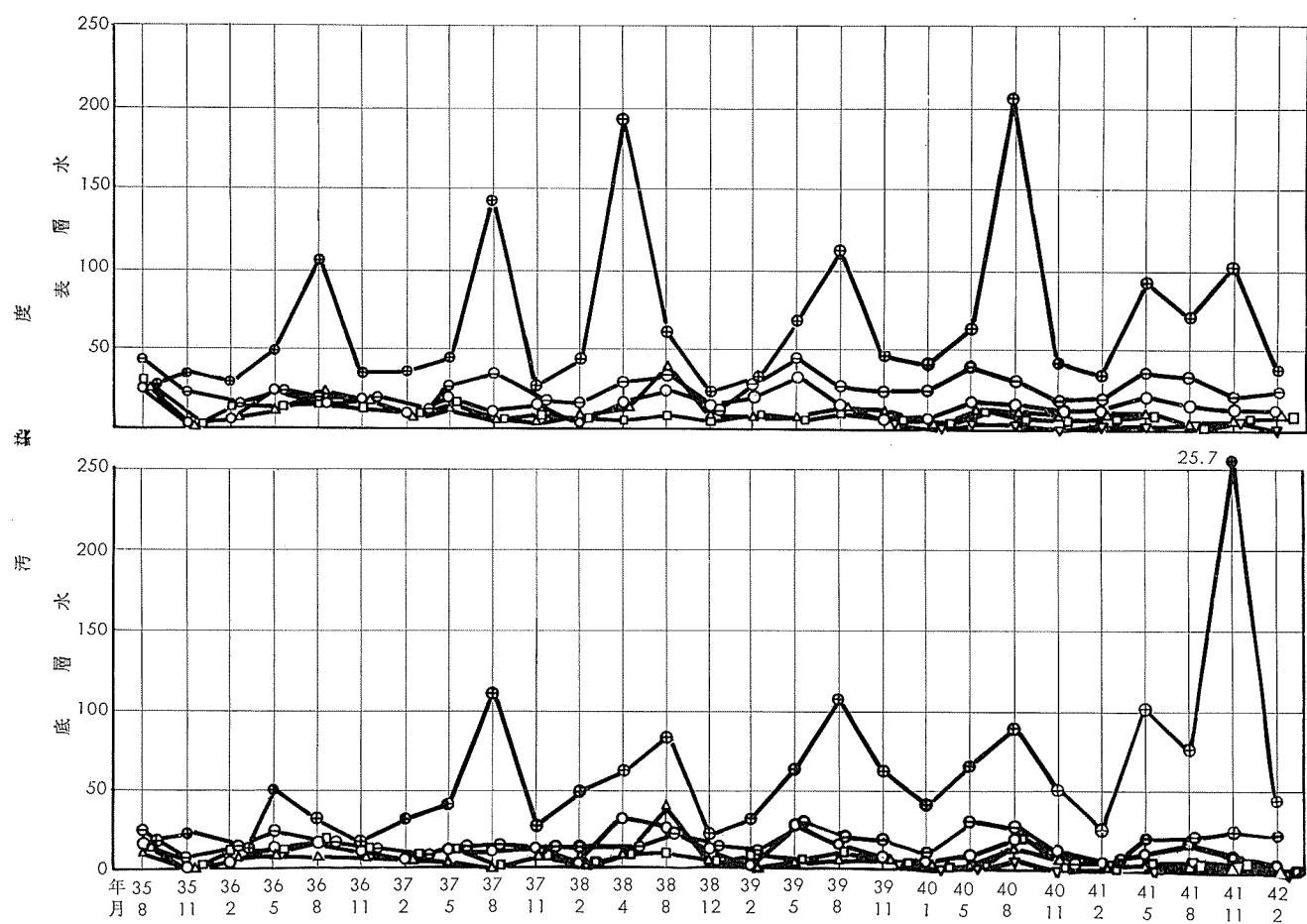


Fig. 9 汚染度の経年変化

5. 結 び

名古屋港近辺の海水汚染は顕著であり、かつ汚染の規模は年々増加の傾向にある。これら公共水域の汚染に対しては工場排水の規制に関する立法措置と下水処理設備の完備が必要とみられる。また当面の問題として堀川運河に対する清水の引入が計画されているが、この場合押出された汚水により当水域は一層激しい汚染を受けることも懸念される。

文 献

- 1) 田中：本誌，3，(1962)，225。
田中：工業用水，40号(1962)，31.
- 2) 田中：用水と廃水，6，(1964)，239.

R88

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 8 No. 2 April 1967

アルミニウム合金展伸材の高温引張性質(その3)

竹内勝治
田中英司

住友軽金属工業株式会社

