

純チタニウムの耐食性に及ぼす金属イオンおよび
酸化剤添加による腐食抑制効果について

鈴木脩二郎

住友軽金属工業株式会社

論 文

純チタニウムの耐食性に及ぼす金属イオンおよび 酸化剤添加による腐食抑制効果について

鈴木脩二郎*

Effects of Metallic Ions and Oxidizing Agents on Corrosion Resistance of Commercially Pure Titanium in Hydrochloric Acid, Sulphuric Acid and Phosphoric Acid

by Shujiro Suzuki

An investigation was carried out on the effects of metallic ions and oxidizing agents as inhibitors for corrosion resistance of commercially pure titanium in hydrochloric acid, sulphuric acid and phosphoric acid at several concentrations and various temperature.

The results obtained in this study are summarized as follows.

- (1) At room temperature, a small amounts of ferric ion, cupric ion, chromic anhydride, potassium bichromate and potassium permanganate are respectively effective on the corrosion resistance of titanium at any concentrations of above three acids, except the ferric ion at high concentration of sulphuric acid. But zinc ion is uneffective. The corrosion rate is below 0.001 mg/cm²/hr for inhibitor concentration of 0.0025 mol/l and above.
- (2) At 55°C, five inhibitors have their effects up to medium concentration as well as at room temperature. The corrosion rate is below 0.01 mg/cm²/hr. Especially, ferric ion, chromic anhydride and potassium bichromate are very effective in 10% sulphuric acid and phosphoric acid. The corrosion rate is about 0.001 mg/cm²/hr for inhibitor concentration from 0.0025 mol/l to 0.05mol/l. But the zinc ion is uneffective at all concentration and the cupric ion is uneffective in 50% sulphuric acid.
- (3) At and above 100°C or boiling temperature, most of inhibitors are effective in 10% solutions, except zinc ion and potassium permanganate, the corrosion rate being about 0.01 mg/cm²/hr, but are uneffective at higher concentration. Chromic anhydride and potassium permanganate are effective and the corrosion rate are below 0.01 mg/cm²/hr and about 0.02 mg/cm²/hr at every concentration of sulphuric acid and 40% phosphoric acid respectively, and a few other inhibitors are effective at high temperature and at higher concentration.

1. 緒 言

純チタニウムは、耐食性金属材料として、化学工業をはじめ、広範囲な分野に使用されて、年々その使用量が増加しており、特に不銹鋼でも耐え得ない腐食環境に多く使用され、また、従来使用されていたあらゆる工業用耐食金属材料より耐食性が優れていることが認められている。しかし、チタニウムは、塩酸、硫酸および磷酸などの非酸化性酸に対しては、その濃度の薄い所を除き十分な耐食性を有しているとは云えない。

それゆえ、これらの酸に対するチタニウムの耐食性を向上させるために、金属イオンあるいは酸化剤を添加してチタニウムを不働態化すれば、その耐食性が向上することに

ついて、すでに二、三の文献があるが、未だ広範囲にわたる実用的しかも定量的な実験データーが少ないので、著者は、 Fe^{+++} 、 Cu^{++} 、 Zn^{++} などの金属イオンおよびクロム酸、重クロム酸カリならびに過マンガン酸カリなどの酸化剤を上記の非酸化性酸に添加し、その溶液の種々の濃度ならびに温度における各種腐食抑制の効果を検討した結果を報告する。

2. 試料および実験方法

2・1 試 料

試料は JIS 1種 1号のスポンジ・チタニウム地金を用い、消耗電極二重アーケ溶解法によって製作した鋳塊より、熱間鍛造、熱間圧延の工程を経て、最終加工度30%の冷間圧

延を加えた後、700°Cで焼鈍した板で、Table 1に示すようない硬さおよび成分を有する工業用純チタニウムである。

Table 1 Chemical composition and hardness of the titanium specimen

Grade	Chemical composition, %							VHN (load: 10kg)	
	Impurities						Ti		
	N	Fe	Si	C	H	O			
ST-60	0.01	0.07	0.02	0.015	0.005	0.11	R	175	

試料の大きさは、厚さ2m/m、巾25m/m、長さ35m/mのもので、表面を600番のエメリー研磨紙で十分研磨し、硝酸溶液で軽く酸洗、蒸溜水で十分水洗後アルコールで脱脂を行ない、デシケーター中に長時間放置し、その後、秤量した。

2・2 実験方法

2・2・1 腐食媒

腐食媒は、化学用一級の塩酸、硫酸および磷酸を用い、蒸溜水を添加して夫々所定の濃度にし、Table 2に示すごとく金属イオンあるいは酸化剤を0.0025~0.05mol/l添加した溶液を作り、所定の温度で実験を行なった。なお、添加した腐食抑制剤も何れも化学用一級薬品である。金属イオン添加剤は、塩酸に対してはこれらの塩化物を、硫酸に対しては硫酸塩を用いたが、磷酸に対しては入手し得ないものもあったので硫酸塩を用いた。

Table 2 Condition of corrosion test

Corrosive solution	Testing temp.	Immersion time	Concentration, %	Inhibitor
Hydrochloric-acid (HCl)	Room temp.	2 weeks	10. 20. 30. 35	FeCl ₃ , CuCl ₂ , ZnCl ₂ , CrO ₃ , K ₂ Cr ₂ O ₇ , KMnO ₄
	50°C	24 hr	10. 20.	
	100°C up.	7 hr	10. 20. 35.	
Sulfuric-acid (H ₂ SO ₄)	Room temp.	2 weeks	10. 30. 50. 95	Fe ₂ (SO ₄) ₃ , CuSO ₄ , ZnSO ₄ , CrO ₃ , K ₂ Cr ₂ O ₇ , KMnO ₄
	50°C	24 hr	10. 50.	
	100°C up.	7 hr	10. 50. 95.	
Phosphoric-acid (H ₃ PO ₄)	Room temp.	2 weeks	10. 20. 40. 85	Fe ₂ (SO ₄) ₃ , CuSO ₄ , Zn ₃ (PO ₄) ₂ , CrO ₃ , K ₂ Cr ₂ O ₇ , KMnO ₄ , ZnSO ₄
	50°C	24 hr	10. 40.	
	100°C up.	7 hr	10. 40. 85.	

2・2・2 常温腐食試験

常温腐食試験は、広口薬品瓶を用い、各試料は腐食液500ml中に1ヶづつ吊し、常温で14日間実施した。その間の液温は、毎日朝、昼、夕方の3回づつ測定した。

2・2・3 高温腐食試験

高温腐食試験はFig. 1に示すように十分な冷却面積を有する堅型逆流コンデンサー付1000mlフラスコを使用し、各試料は液量500ml中に1ヶづつ吊した。50°Cの腐食試験ではFig. 1の砂浴の代りに湯煎にし、出来るだけ液温を一定に保つようにし、24時間実施した。沸騰あるいは100°C以上の腐食試験は、7時間実施した。

なお、常温ならびに高温腐食試験の実験温度をTable 3に示した。また本実験はすべて1条件に試料3ヶを用い、実験結果は、その平均値で示した。

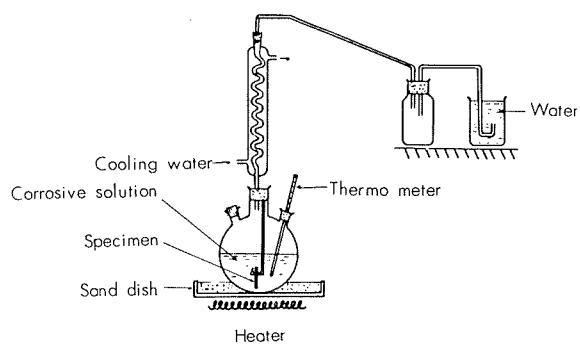


Fig. 1 Schematic diagram of the high temp. corrosion testing.

3. 実験結果

3・1 塩酸溶液

常温および高温における腐食試験結果は、各添加剤別にまとめてFig. 2~Fig. 7に示した。

(1) 常温の腐食試験において、Zn⁺⁺を除くFe⁺⁺⁺、Cu⁺⁺などの金属イオンおよびクロム酸、重クロム酸カリ、過マンガン酸カリなどの酸化剤は、0.0025mol/lの微量添加であらゆる濃度の塩酸溶液に対するチタニウムの耐食性が向上し、極めて有効な腐食抑制の効果があり、さらにその添加量を増しても、特にその耐食性が向上するようにはみられなかった。

また、溶液の濃度によって多少の差はあったが、その腐食量は、何れも0.0005mg/cm²/hr以下で金属イオンあるいは酸化剤添加の効果が著しい。の中でも高濃度の塩酸に対し、これら腐食抑制剤の添加によりその腐食量が200分の1以下になることは注目すべきことである。

上記腐食抑制の効果のあった試料の表面は添加剤の影響で薄い黃金色に着色したものもあったが、何れも金属光沢を有し、腐食による凹凸あるいは点食は全然認められず、試験前の状態と変化はなかった。

Zn⁺⁺の添加はFig. 4に示すごとく、10%塩酸溶液に対してのみ、腐食量がやや少くなる効果を示したが、その他の場合は試験後の試料の表面状況からみても、ほとんど効果がなかったものと考えられる。

(2) 55°Cの10%および20%塩酸溶液の高温腐食試験においても、Zn⁺⁺以外の金属イオンおよび酸化剤の添加は、常温の場合と同様0.0025mol/lの添加でその腐食量が0.005mg/cm²/hr以下と急激に少くなり、チタニウムは十分な耐食性を示すようになる。また濃度による腐食量の差もこれらの添加剤の影響で少くなり、場合によってはほぼ同じ程度の耐食性を示すことがある。

10%塩酸溶液の腐食試験後の表面状況は、Zn⁺⁺の場合を除き、何れも金属光沢を有し、試験前の状態と変わらなかった。

20%塩酸溶液にあっては、Fe⁺⁺⁺、Cu⁺⁺添加の場合は金属光沢を有する黃金色を呈し、過マンガン酸カリを添加

した場合は添加量の多いほど焦茶色に着色したが、金属光沢は失われてはいなかった。Zn⁺⁺ は、10% および20% 塩酸溶液ともその表面状況からもほとんど腐食抑制の効果はなかった。

(3) 10% 塩酸の沸騰溶液に対する腐食試験において、Zn⁺⁺ および過マンガン酸カリを除き、その他の Fe⁺⁺⁺、Cu⁺⁺、クロム酸ならびに重クロム酸カリの添加は、常温あるいは55°C の場合と同様、微量の添加でチタニウムの腐食量が Fe⁺⁺⁺、Cu⁺⁺ の場合は約 0.01mg/cm²/hr. クロム酸および重クロム酸カリでは 0.005mg/cm²/hr 以下に減少し、高温で有効であることが判った。

その腐食試験後の表面状況は、Fe⁺⁺⁺、Cu⁺⁺ では金属光沢を有する焦茶色に変色したが、クロム酸および重クロム酸カリでは変色なく、試験前同様の金属光沢を有してい

た。腐食抑制効果のなかった Zn⁺⁺ および過マンガン酸カリでは、金属光沢なく灰色に変色した。

20% 沸騰塩酸溶液に対しては、Fe⁺⁺⁺、Cu⁺⁺ 以外は腐食抑制の効果はなかった。Fe⁺⁺⁺ は 0.01mol/l 以上の添加で幾分効果を示し、0.025mol/l 以上では、ほとんど腐食量が 0.1mg/cm²/hr 程度と一定になる傾向を示した。Cu⁺⁺ では Fe⁺⁺⁺ より更に微量の添加で有効に働き、Fe⁺⁺ の 0.025mol/l 添加の場合と同程度の腐食量となつた。これら腐食抑制の効果のあった試料の表面状況は、幾分茶色味を帯びていた。

35% 塩酸沸騰溶液に対しては、Fe⁺⁺⁺、Cu⁺⁺ を 0.05 mol/l 添加したものに幾分腐食抑制の効果のあることを示したが、その他の場合は、何れも添加の効果はなかった。

Table 3

Nominal temp.	HCl Concentration, %	Inhibitor						
		Non.	FeCl ₃	CuCl ₂	ZnCl ₂	CrO ₃	K ₂ Cr ₂ O ₇	KMnO ₄
R. T.	10	14~21	14~21	14~21	14~21	14~21	14~21	14~21
	20	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃
	30	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃
	35	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃
50°C	10	58~61	52~61	52~61	50~61	55~61	55~61	50~59
	20	〃	52~62	52~62	50~59	50~60	50~60	50~60
Boil	10	100~107	100~106	105~109	100~104	100~107	103~108	100~104
	20	100~102	100~102	100~102	100~102	100~102	100~102	100~102
	35	101~106	100~108	100~109	100~104	100~106	100~105	100~108

Nominal temp.	H ₂ SO ₄ Concentration, %	Inhibitor						
		Non.	Fe ₂ (SO ₄) ₃	CuSO ₄	ZnSO ₄	CrO ₃	K ₂ Cr ₂ O ₇	KMnO ₄
R. T.	10	13~20	13~20	13~20	13~20	13~20	13~20	13~20
	30	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃
	50	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃
	95	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃
50°C	10	50~60	50~60	50~60	52~60	50~60	50~60	50~60
	50	58~60	58~60	58~60	51~60	55~60	55~60	52~60
Boil	10	100	102~108	100~102	100	100~104	102~106	100~102
	50	125~128	124~128	124~128	124~128	124~128	124~128	124~128
	95	190~210	180~200	180~210	180~200	180~193	182~200	183~200

Nominal temp.	H ₃ PO ₄ Concentration, %	Inhibitor						
		Non.	Fe ₂ (SO ₄) ₃	CuSO ₄	ZnSO ₄	CrO ₃	K ₂ Cr ₂ O ₇	KMnO ₄
R. T.	10	17~23	17~23	17~23	17~23	17~23	17~23	17~23
	20	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃
	40	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃
	85	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃
50°C	10	50~60	50~60	50~60	52~60	55~60	52~61	55~60
	40	50~58	50~60	50~60	50~60	52~60	54~61	54~61
Boil	10	100	100~105	100~102	100~102	100~102	100~102	100~103
	40	108~109	108~109	108~109	108~109	108~109	108~109	108~109
	45	140~154	140~150	141~150	140~150	140~150	140~150	140~150

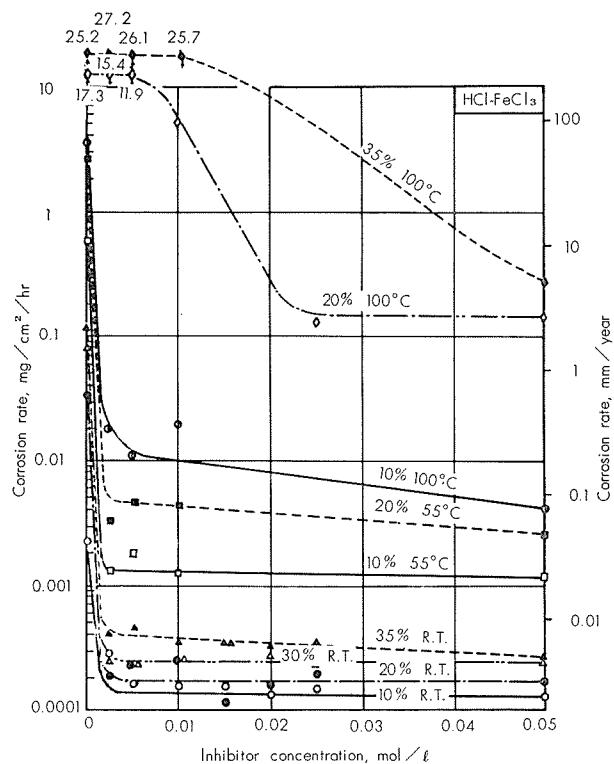


Fig. 2 Effect of FeCl_3 addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in HCl solutions.

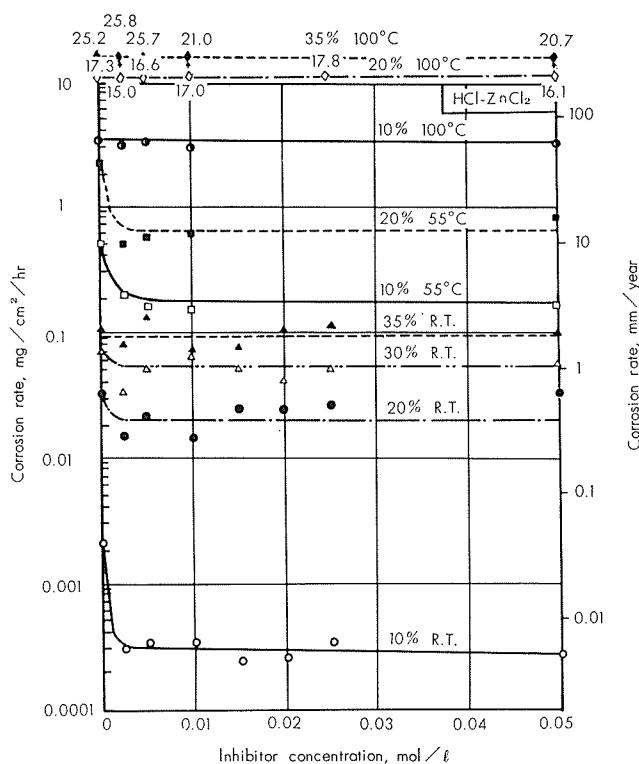


Fig. 4 Effect of ZnCl_2 addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in HCl solutions.

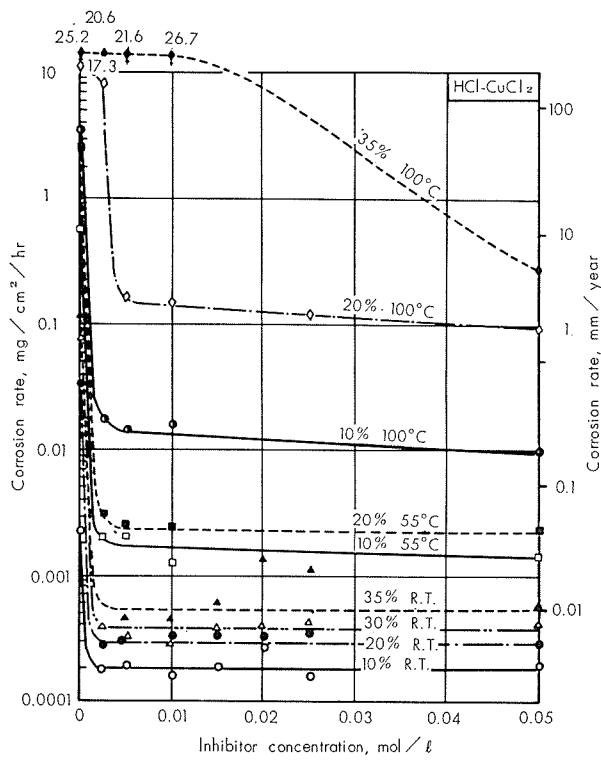


Fig. 3 Effect of CuCl_2 addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in HCl solutions.

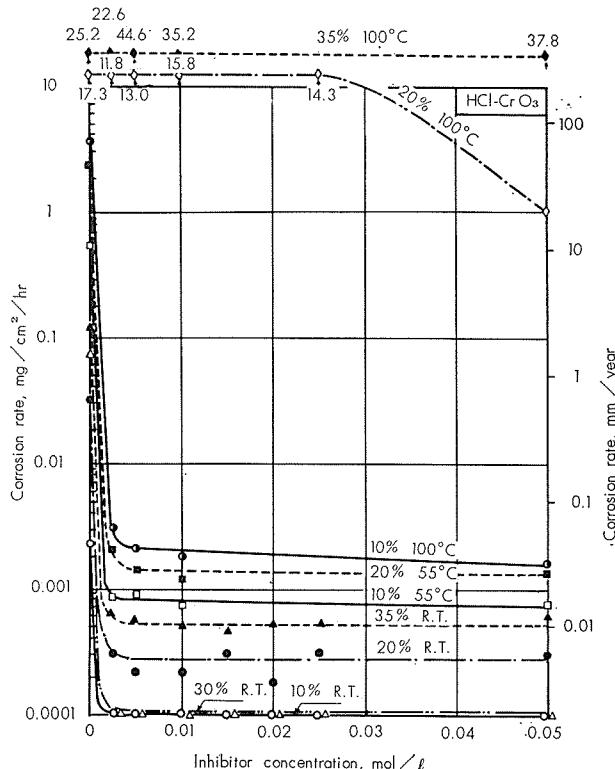


Fig. 5 Effect of CrO_3 addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in HCl solutions.

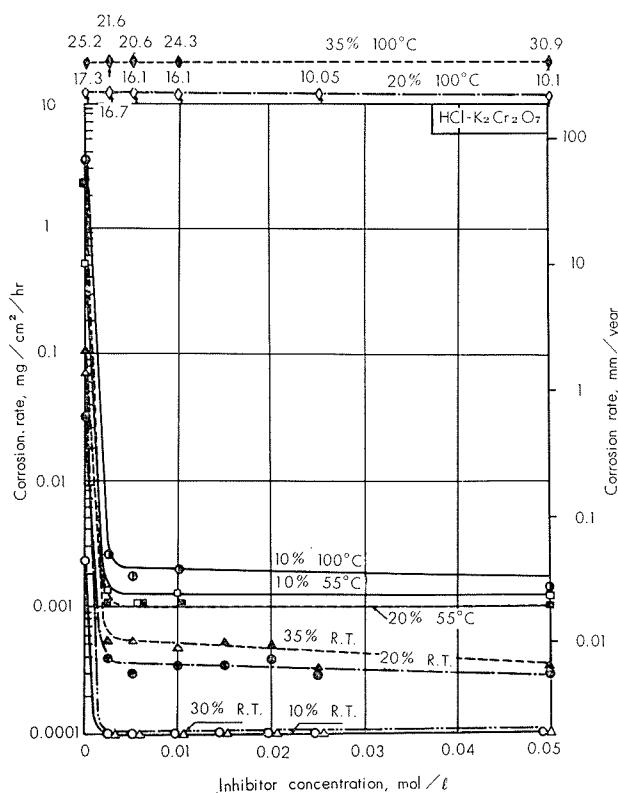


Fig. 6 Effect of $K_2Cr_2O_7$ addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in HCl solutions.

3・2 硫 酸

常温および高温における腐食試験結果は、各添加剤別にまとめて Fig. 8～Fig. 13 に示した。

(1) 常温の腐食試験において、50%までの硫酸溶液に対しては、 Zn^{++} を除く Fe^{+++} 、 Cu^{++} などの金属イオンならびにクロム酸、重クロム酸カリ、過マンガン酸カリなどの酸化剤は、0.0025mol/l程度の微量添加で、塩酸の場合と同様の腐食抑制の効果を示した。95%硫酸溶液に対して、 Fe^{+++} 、 Cu^{++} は全然効果はなかったが、クロム酸などの酸化剤は、低濃度の場合と同様、微量添加で、その腐食量が $0.0005\text{mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ 以下となり優れた腐食抑制の効果を示した。

これら腐食抑制の効果のあった試料は、何れも試験前同様の美麗な金属光沢を有し、完全な耐食性を示した。

(2) 55°Cの高温腐食試験において、10%硫酸溶液に対し、 Zn^{++} を除く他の金属イオンおよび酸化剤は、常温同様0.0025mol/lの添加で、その腐食量が $0.002\text{mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ 以下に急激に減り、きわめて優れた腐食抑制の効果を示した。特に、過マンガン酸カリは、その腐食量が常温の場合と同程度まで下り、顕著な効果があることが判った。また、 Fe^{+++} の方が Cu^{++} より硫酸溶液に対しては効果があり、クロム酸および重クロム酸では、その添加量が多いほど、腐食量が少くなる傾向を示した。一般に酸化剤の方が金属イオンよりやや効果が大きかった。

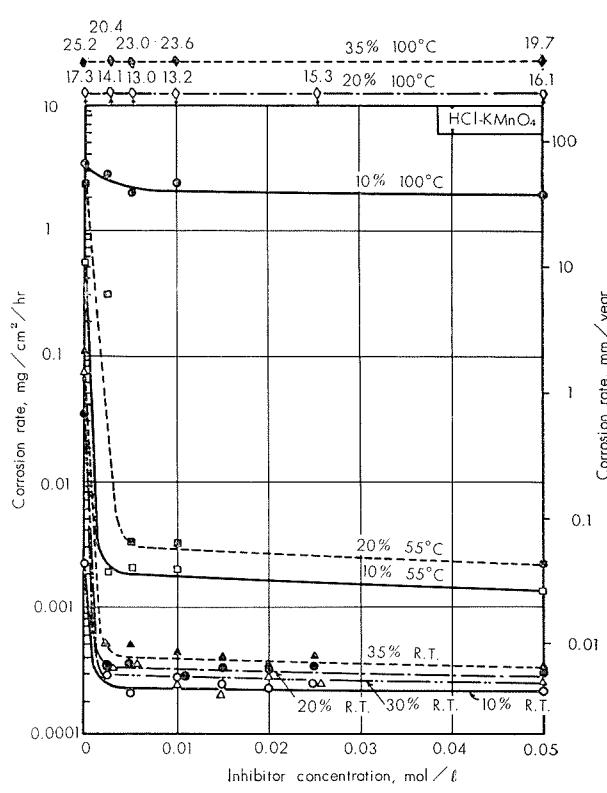


Fig. 7 Effect of $KMnO_4$ addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in HCl solutions.

腐食試験後の表面状況は、 Zn^{++} の場合を除き何れも金属光沢を有し、過マンガン酸カリを添加した場合は、青紫色に、その添加量の多いほど濃く着色したが、その他の試料は試験前とあまり変化なく金属光沢を有していた。

50%硫酸溶液に対しては、10%硫酸の場合と同様 Zn^{++} のみ効果なく、その他の添加剤では下記のごとき腐食抑制の効果があった。すなわち、 Fe^{+++} は0.005mol/l以上の添加でその腐食量は $0.01\text{mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ に、 Cu^{++} は0.01mol/lで $0.05\text{mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ に、クロム酸および重クロム酸カリは0.0025mol/lで $0.002\text{mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ に、過マンガニ酸カリは0.01mol/lで $0.003\text{mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ になり、チタニウムは、非常に耐食性が向上した。

これら腐食抑制の効果のあったものは、 Fe^{+++} 、 Cu^{++} では幾分黄金色を呈するものもあったが、何れも金属光沢を有し、美しいであった。クロム酸および重クロム酸カリでは、銀白色の金属光沢を有し、過マンガニ酸カリでは、添加量の多いほど、茶色がかった濃紺色に着色した。

(3) 10%沸騰硫酸溶液における腐食試験では、 Zn^{++} を除き、その他の添加剤は、0.0025mol/l以上の添加で、その腐食量は急激に少くなり、 Fe^{+++} では $0.001\text{mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ 、 Cu^{++} では $0.03\text{mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ 、酸化剤では $0.01\text{mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ 以下に減少し、沸騰溶液にあっても濃度が低ければ、十分腐食抑制の効果のあることが判った。

その腐食抑制の効果のあった試料の表面状況は、 Fe^{+++}

および Cu^{++} を 0.0025mol/l 添加した場合のみ焦茶色に着色したが、それ以外は何れも金属光沢を有し腐食の痕跡さえ、認められなかった。

50%沸騰硫酸溶液に対して Fe^{+++} および Cu^{++} は 0.025mol/l の添加では効果は現われないが、 0.05mol/l 添加すれば、その腐食量が $1\text{mg/cm}^2/\text{hr}$ 以下に減少した。クロム酸および重クロム酸カリは、 0.01mol/l 以上の添加で 0.01 および $0.03\text{mg/cm}^2/\text{hr}$ に夫々なり、幾分腐食抑制の効果のあることを示した。しかし、過マンガン酸カリは、 Zn^{++} 同様常温あるいは 55°C の腐食試験のごとき効果を示さなかった。

これらの試料の表面状況は、腐食抑制の効果のあったもののうち、クロム酸および重クロム酸カリを 0.05mol/l 添加した場合を除き、何れも金属光沢を有していたが、その他効果のなかったものは、灰色または黒灰色に変色し、全面激しく腐食されていた。

95%高温硫酸溶液の場合、 Fe^{+++} 、 Cu^{++} および過マンガニ酸カリは、やや腐食量が減少したが、常温あるいは 55°C の場合のごとく、耐食性の向上は認められなかった。クロム酸および重クロム酸カリでは、50%硫酸の場合と同程度の効果があった。

これら95%高温硫酸溶液に対する腐食試験後の表面状況は、全般に 55°C の場合に比べて良く、幾分金属光沢を有していた。

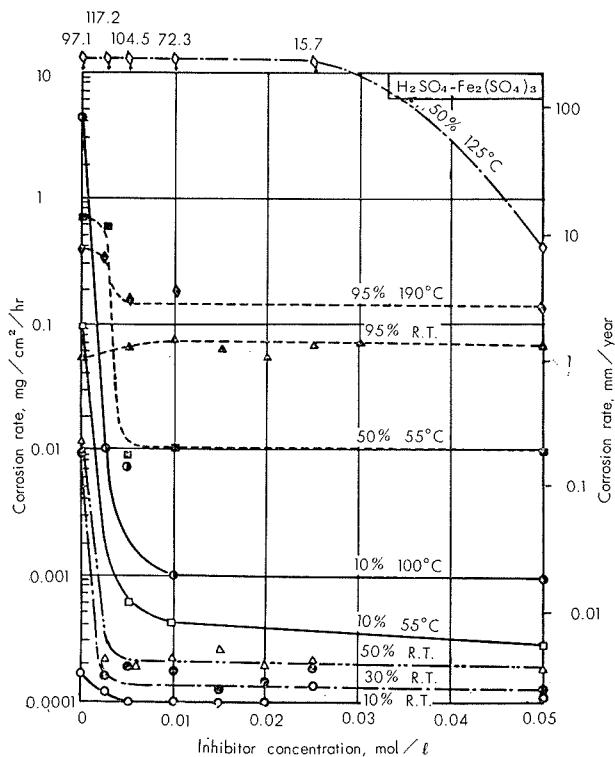


Fig. 8 Effect of $\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$ addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in H_2SO_4 solutions.

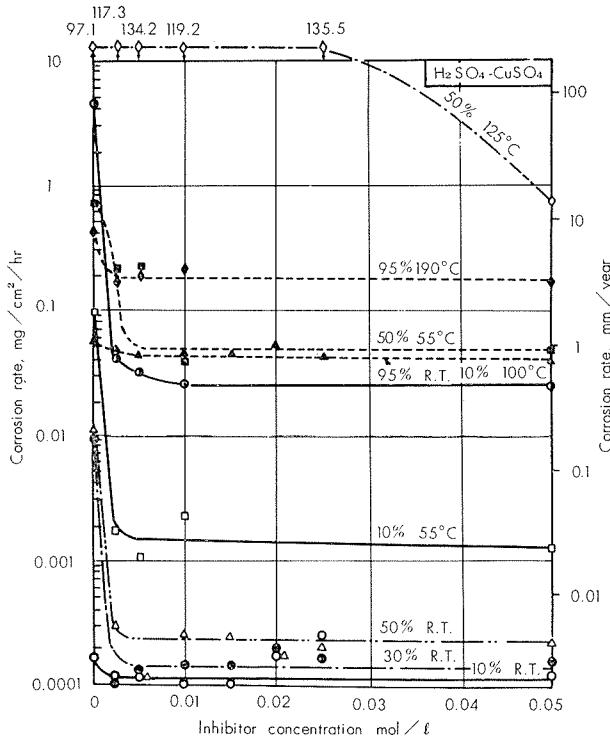


Fig. 9 Effect of CuSO_4 addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in H_2SO_4 solutions.

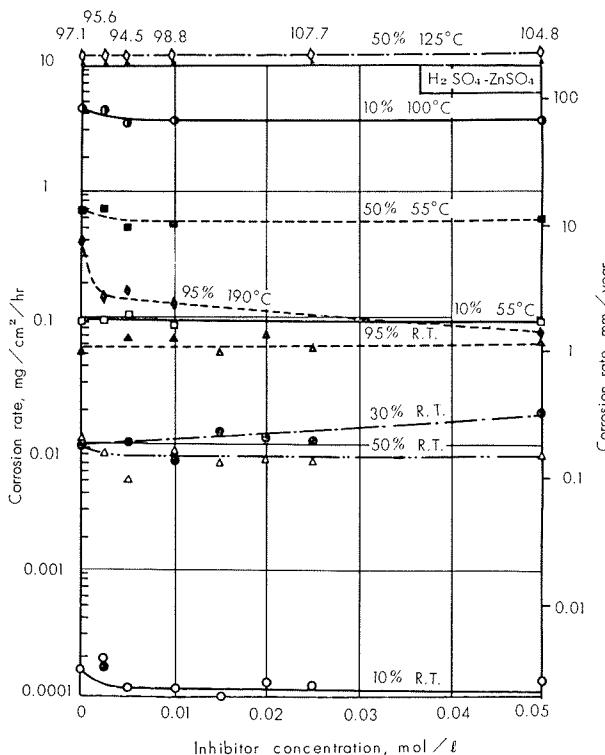


Fig. 10 Effect of ZnSO_4 addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in H_2SO_4 solutions.

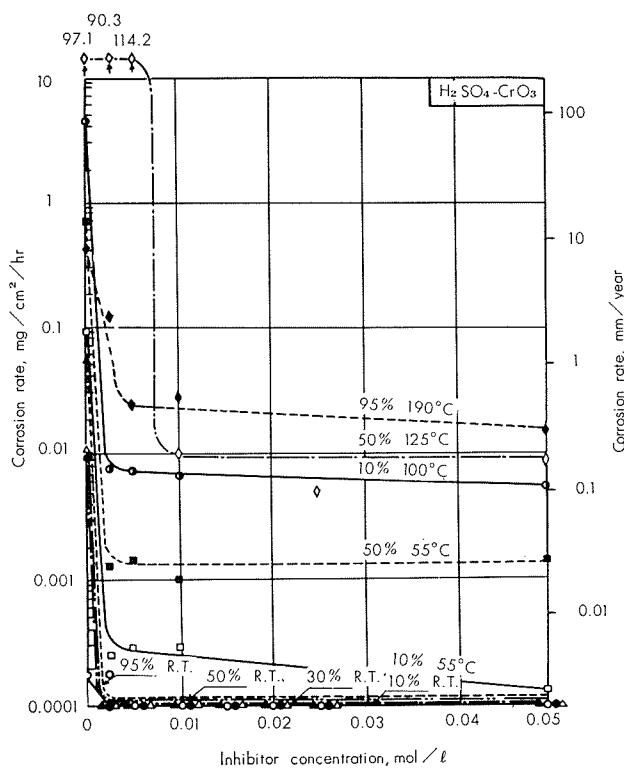


Fig. 11 Effect of CrO_3 addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in H_2SO_4 solutions.

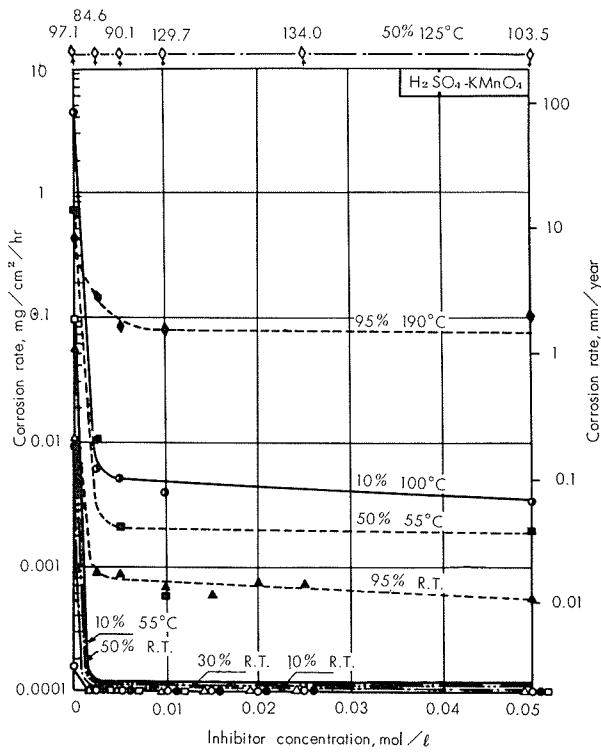


Fig. 13 Effect of KMnO_4 addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in H_2SO_4 solutions.

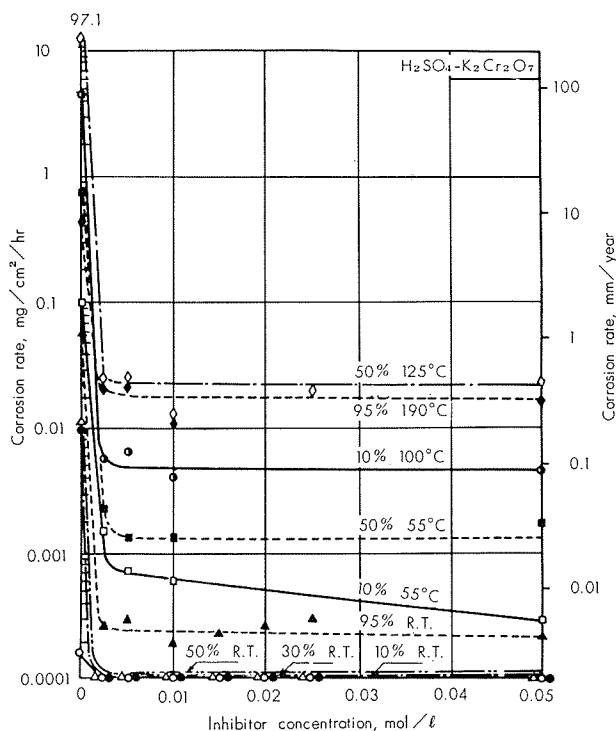


Fig. 12 Effect of $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in H_2SO_4 solutions.

3.3 磷 酸

常温および高温における腐食試験結果は、各添加剤別にまとめて Fig.14~Fig.19 に示した。

(1) 常温の腐食試験において、磷酸の全濃度に対し塩酸、硫酸の場合同様 Zn^{++} を除く他の添加剤は 0.0025 mol/l の微量で、非常に効果があり、 Fe^{+++} および Cu^{++} などの金属イオンではその腐食量が $0.003 \text{ mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ 以下になり、酸化剤では全然腐食されないくらいまでチタニウムの耐食性は向上した。

腐食抑制の効果のあった試料は、何れも変化なく試験前と同じような金属光沢を有していた。

(2) 55°C の高温腐食試験において、クロム酸、重クロム酸カリおよび過マンガン酸カリなどの酸化剤は、0.0025 mol/l の添加によって、10%および40%磷酸溶液ともその腐食量が $0.003 \text{ mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ 程度に減少した。 Fe^{+++} および Cu^{++} の場合は、その腐食抑制効果は、磷酸溶液の濃度によって差があり、その腐食量は、10% 溶液において Fe^{+++} は $0.007 \text{ mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ 、 Cu^{++} では $0.003 \text{ mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ 、40% 溶液では Fe^{+++} は $0.01 \text{ mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ 、 Cu^{++} では $0.02 \text{ mg}/\text{cm}^2/\text{hr}$ と夫々差があった。

腐食抑制の効果のあった試料の表面状況は、10%磷酸溶液では、 Cu^{++} を添加したもののみ紫色を帯びた黃金色に着色したが、その他の試料は何れも金属光沢を有する銀白色であった。40%磷酸溶液では、 Fe^{++} の場合、添加量が

増すに従い焦茶色に着色した。 Cu^{++} を添加した場合は、薄い黃金色を呈した。クロム酸および重クロム酸カリの場合は、全く変色なく金属光沢を有していた。過マンガン酸カリは、添加量が多くなるに従い、金属光沢を有する黄緑色から茶色味を帯びた濃紺色に着色した。

(3) 10%磷酸沸騰溶液に対して、 Zn^{++} を除きその他の添加剤は、何れも 0.0025mol/l の添加で腐食抑制の効果があり、その腐食量は、 Fe^{+++} では、 $0.01\text{mg/cm}^2/\text{hr}$ 以下、 Cu^{++} では $0.02\text{mg/cm}^2/\text{hr}$ 、その他の酸化剤では $0.005\text{mg/cm}^2/\text{hr}$ 以下に減少した。

これらの表面状況は、 Fe^{+++} ではわずかに黃金色に、 Cu^{++} では添加量の多いほど濃紺色に、過マンガン酸カリは褐色に着色した。クロム酸および重クロム酸カリは金属光沢を有する銀白色を呈した。

40%沸騰磷酸溶液に対して、 Fe^{+++} および Cu^{++} は、 0.01mol/l の添加で、腐食量は $0.2\text{mg/cm}^2/\text{hr}$ になり、クロム酸および重クロム酸カリは、 0.0025mol/l の添加で、 $0.005\text{mg/cm}^2/\text{hr}$ に、過マンガニ酸カリは 0.025mol/l で $0.3\text{mg/cm}^2/\text{hr}$ に減少した。上記のごとく、40%沸騰磷酸溶液に対し、クロム酸および重クロム酸カリが特に腐食抑制効果が顕著であることが判った。

腐食抑制の効果のあった試料のうち、 Fe^{+++} の場合のみ黄褐色に着色したが、その他は腐食量の如何にかかわらず金属光沢を有する銀白色を呈した。

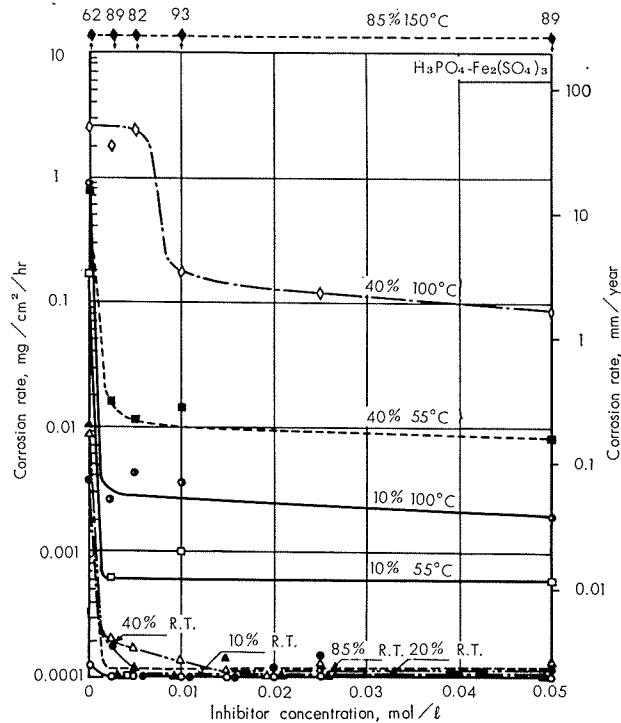


Fig. 14 Effect of $\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$ addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in H_3PO_4 solutions.

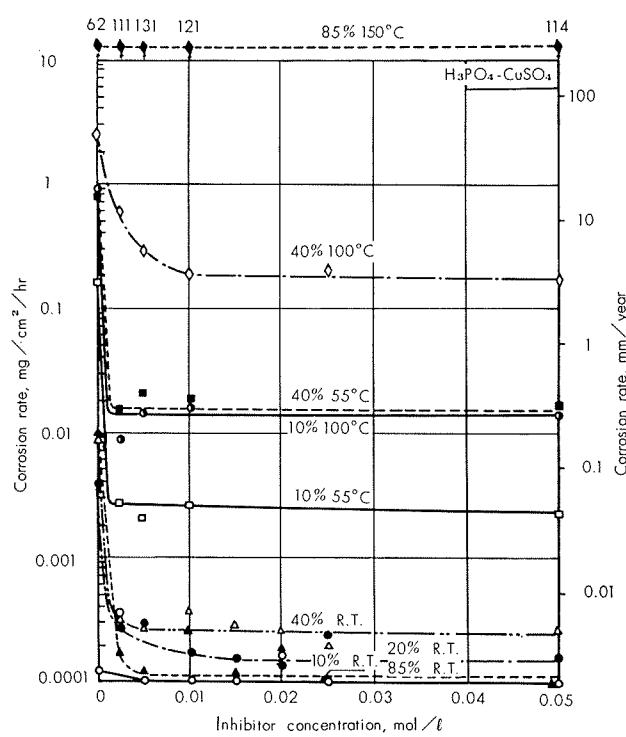


Fig. 15 Effect of CuSO_4 addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in H_3PO_4 solutions.

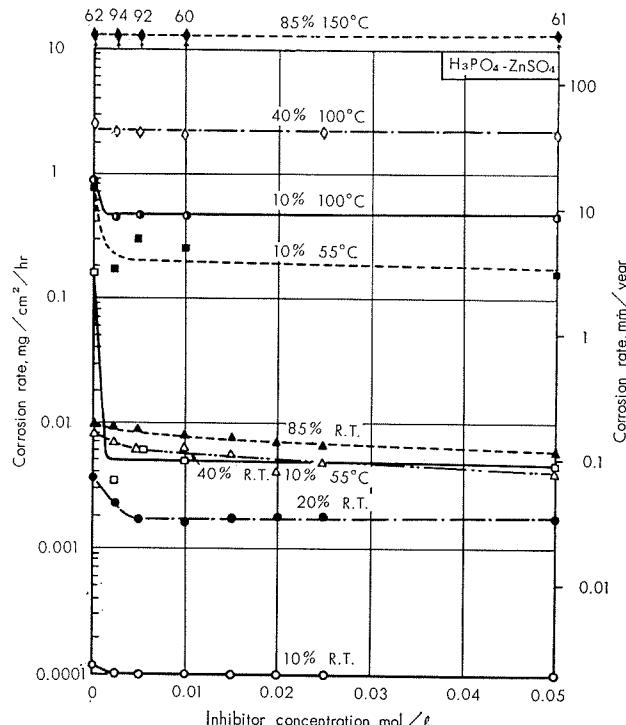


Fig. 16 Effect of ZnSO_4 addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in H_3PO_4 solutions.

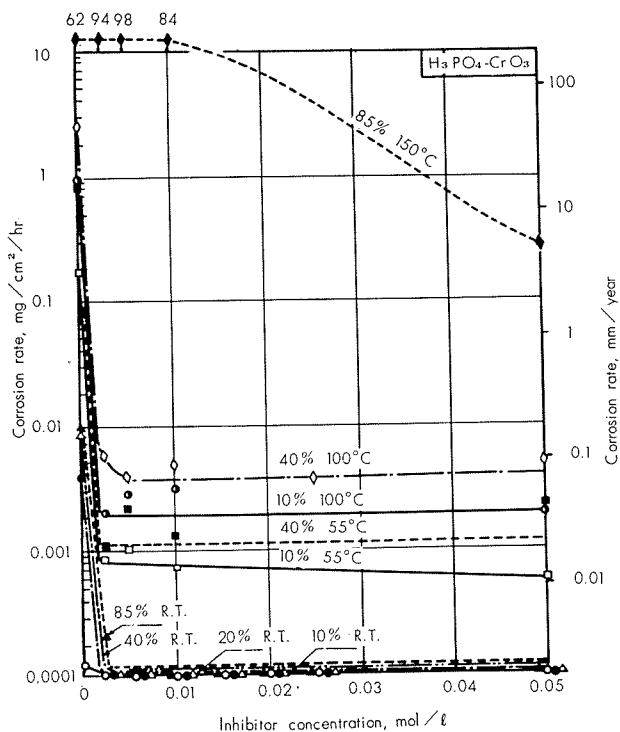


Fig. 17 Effect of CrO_3 addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in H_3PO_4 solutions.

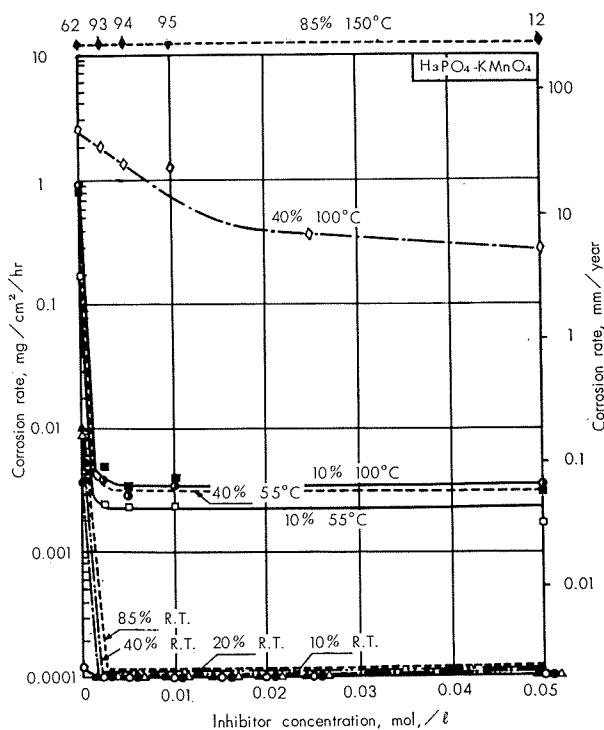


Fig. 19 Effect of KMnO_4 addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in H_3PO_4 solutions.

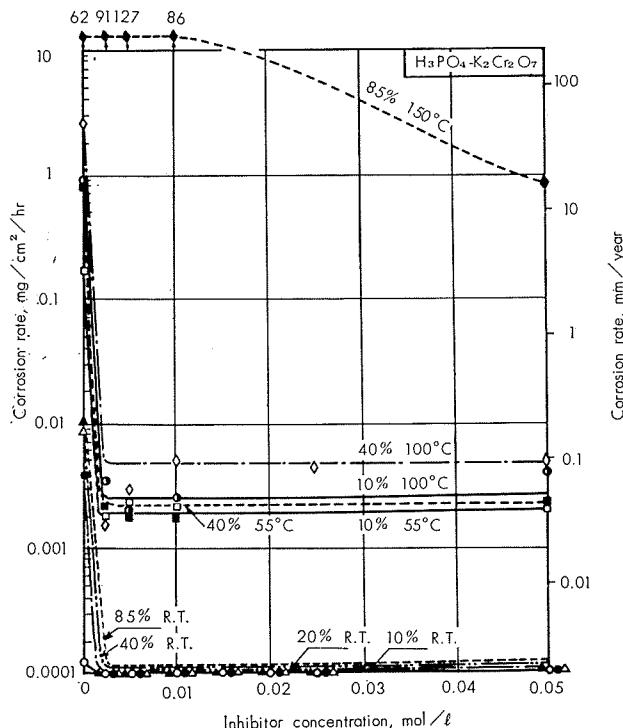


Fig. 18 Effect of $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ addition as inhibitor on corrosion rate of titanium in H_3PO_4 solutions.

85% 磷酸の高温腐食試験において、クロム酸および重クロム酸カリは、0.05mol/l 添加したもののみ腐食抑制の効果が幾分現われたが、その他の添加剤は、常温あるいは55°C の場合のごとき効果はなかった。

これら試料の表面状況は、重クロム酸カリを 0.05mol/l 添加した試料のみ黒く変色したが、その他の試料は金属光沢を有する銀白色を呈し、板厚が薄くなっていた。

4. 考 察

塩酸、硫酸および磷酸などの非酸化性酸溶液におけるチタニウムの自然電極電位は、梅園や uhrig などの実験によって示されたごとく、その表面被膜の溶解につれて卑の方向へ変化するが、 Fe^{+++} および Cu^{++} などの第二金属イオンあるいはクロム酸、重クロム酸カリならびに過マンガン酸カリなどの酸化剤が存在すると、チタニウムはこれら金属イオンあるいは酸化剤と反応し、その表面に薄いこれらの被膜を形成し、不働態化してその電位を貴の方向に変化するため、その耐食性が向上するものと考えられる。

しかし、高温、高濃度の酸に対しては、チタニウムの溶解速度が促進されるため、本実験において腐食抑制の効果を示さなかった場合においては、その表面の不働態被膜形成速度よりもチタニウム素地の溶解速度が速いためチタニウムが不働態化しないことに起因しているものと考えられる。

また、全般にわたり腐食抑制の効果が顕著であったクロム酸および重クロム酸カリは、これらの酸に対し、酸化還元電位の高いことから、チタニウムの不働態化をより促進したものと考えられる。

5. 総括

塩酸、硫酸および磷酸の各濃度、各温度の溶液に対し、チタニウムの腐食抑制剤として、 Fe^{+++} 、 Cu^{++} 、 Zn^{++} などの金属イオンおよびクロム酸、重クロム酸カリならびに過マンガン酸カリなどの酸化剤を添加し、その腐食抑制の効果を調べ、次のとき結果を得た。

(1) 常温の腐食試験において、 Fe^{+++} 、 Cu^{++} 、クロム酸、重クロム酸カリおよび過マンガン酸カリなどは、高濃度の硫酸溶液に対する Fe^{+++} を除き、何れも 0.0025mol/l 程度の微量の添加で、その腐食量は、 $0.001\text{mg/cm}^2/\text{hr}$ 以下となり、腐食抑制の効果著しく、チタニウムは完全な耐食性を示すようになる。

しかし、 Zn^{++} はほとんど腐食抑制の効果はない。

(2) 55°C 程度の高温において、 Zn^{++} および 50% 硫酸溶液に対する Cu^{++} を除き、その他の金属イオンおよび酸化剤などの腐食抑制は、中程度の濃度までは常温同様の腐食抑制の効果があり、その腐食量は $0.01\text{mg/cm}^2/\text{hr}$ 以下である。特に 10% 硫酸および磷酸に対し、 Fe^{+++} 、クロム酸および重クロム酸カリの添加は、その腐食量を $0.001\text{mg/cm}^2/\text{hr}$ 以下とし、常温の場合に近い耐食性の向上を示す。

(3) 沸騰あるいは 100°C 以上の高温において、10% 程度の溶液に対して、 Zn^{++} および 10% 塩酸に対する過マンガン酸カリを除き、その他の添加剤は微量添加で腐食抑制の効果を示し、その腐食量は、 $0.01\text{mg/cm}^2/\text{hr}$ に減少するが、濃度が高くなるとその添加量の大なる場合幾分の効果を示すものもあるが、一般に腐食抑制の効果は少ない。しかし、クロム酸および重クロム酸カリは、硫酸の全濃度および 40% 磷酸溶液に対し、腐食抑制の効果を示し、その腐食量は $0.01\text{mg/cm}^2/\text{hr}$ あるいは $0.02\text{mg/cm}^2/\text{hr}$ 程度となる。

(4) 一般に、酸化剤の方が、 Fe^{+++} あるいは Cu^{++} などの金属イオンより、本実験に使用した非酸化性酸に対しては、腐食抑制の効果が大であった。

文 献

- 1) 森岡、梅園：日本金属学会誌 **20** (1956) 403
- 2) J. R. Cobb and H.H. Uhlig : J. Electrochem. Soc. **99** (1952) 13
- 3) H. H. Uhlig and A. Geary : J. Electrochem. Soc. **101** (1954) 215

P

99

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 2, April. 1964

Al 合金押出板の集合組織について

廣 津 栄 一

住友軽金属工業株式会社

Al 合金押出板の集合組織について*

廣沢 栄一**

Texture of Extruded Aluminum Alloy Plate

by Eiichi Hirosawa

The texture of extruded aluminum alloy plate has been studied in comparison with the known texture of aluminum rolled plate.

The texture of extruded aluminum alloy plate is a combination of rolling texture and cube texture. The former can be described, as can the pseudo-spiral [111] texture of intermediate zone of extruded rod, by rotation and inclination of the crystal lattice. This is suggested as a better means of description than the usual expression by combination of indices of rolling plane and rolling direction.

It is also clarified that fiber texture of central zone and intermediate one of extruded rod as well as the texture of rolled plate are all interrelated.

1. 緒言

¹⁾ 前報において Al 合金押出棒の集合組織は中間層に擬ラセン [111] 組織が生じ、表面層では面心立方金属の圧延方位の一つ (110) [112] が現われ、更に擬ラセン [111] 組織は押出軸の周りに [111] 極を軸として結晶格子の回転と傾斜で示されることが明らかにされたが、このことから押出棒の集合組織と圧延板の集合組織との間には何等かの関連があることが推察される。一方押出板の集合組織は詳しくは調べられていないが、^{2), 3)} 圧延板の集合組織と類似の集合組織をしていると報告されていることから、押出板の集合組織を詳しく調べることにより押出棒の纖維組織と圧延組織との関係を明らかにすることができるものと思われる。

2. 実験方法

24S 200mmφ ビレットより 6mm×100mm の断面を有する板を押出し、押出の比較的後端より集合組織測定用の試料を採取した。押出板の場合も押出棒の場合と同じく中心より表面に向かって集合組織の変化があるが、本論文では⁴⁾ 圧延組織と類似した集合組織を持つと推測される中心部の組織のみを取扱うこととする。押出板の集合組織を調べるために自動記録式 X 線回折装置により (111) および (002) 極点図を描いた。使用 X 線は CuK α (Ni Filtered)、35kV × 15mA、極点図の作成は Schultz 法によった。結果は Fig. 1、Fig. 2 に示す通りである。

3. 押出板の集合組織

Fig. 1 の極点図は押出軸に垂直な Z 面に投影したものであり、Fig. 2 は圧延組織を示すのに通常用いられている Y

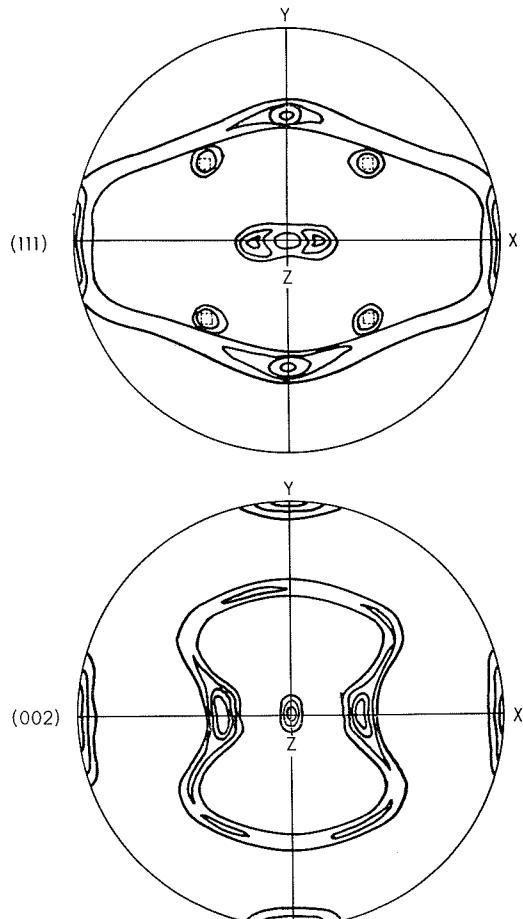


Fig. 1 Pole figures of extruded plate projected upon Z-plane perpendicular to the extruded direction.

* J. Inst. Met., 92 Nov. に一部発表

** 研究部

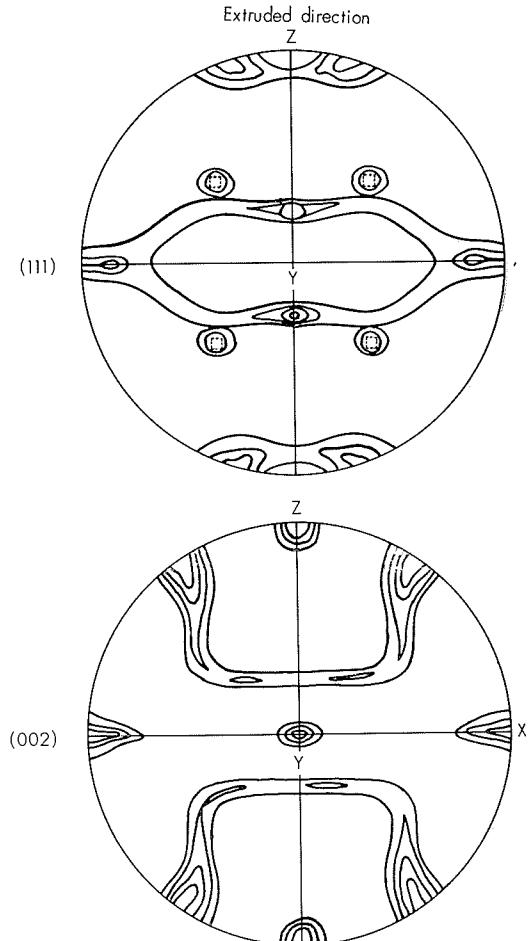


Fig. 2 Pole figures of extruded plate projected upon Y-plane.

面に投影したものである。これらの図からAl合金押出板の集合組織は強い圧延組織と弱い立方体組織の2重組織であることが判る。またFig. 1あるいはFig. 2の圧延組織は押出棒中間層の擬ラセン $[111]$ 組織の場合と同じく押出方向に対する結晶格子の回転と傾斜で完全に説明できる。すなわち押出軸に平行な $[111]$ 軸の周りに結晶格子を回転させると、いわゆる単純纖維組織ができる上るが、Fig. 1の集合組織を説明するためには結晶格子を回転させると同時に回転角に応じて $[111]$ 軸を傾斜させてやればよい。Fig. 1またはFig. 2の極点図を満足するような結晶格子の回転角 α 、傾斜方向 β および傾斜角 γ の関係を求めるFig. 3(c)が得られる。Fig. 3(b)において $\alpha=0$ (従って $\beta=0$, $\gamma=19.5^\circ$)に対応する4個の $[111]$ の極の位置1, A1, B1, C1は面心立方金属の圧延集合組織の1つ(110) $[1\bar{1}2]$ に該当する。従って(110) $[1\bar{1}2]$ を出発点として $[111]$ 回転軸の周りに結晶格子が $\alpha=0 \rightarrow 120^\circ$ と回転する間に、 $[111]$ 回転軸は $\beta=0 \rightarrow 360^\circ$ と押出軸の周りをループを描いて一廻りし、残りの3個の $[111]$ 極A, B, Cはその軌跡がお互に接続されて一つのループになり、極点図が完成することになる。

Fig. 3(b)は通常の極点図であって圧延方向および圧延面垂直方向を基準として(111)面の分布を示しているが、こ

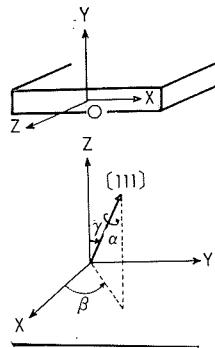


Fig. 3 (a) Orientation of crystal lattice determined by angle α , β and γ .

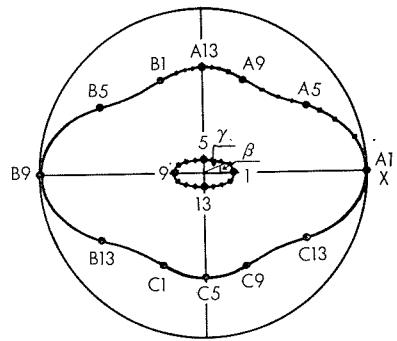


Fig. 3 (b) (111) pole figure for rolling texture, showing relative position of $[111]$ poles.

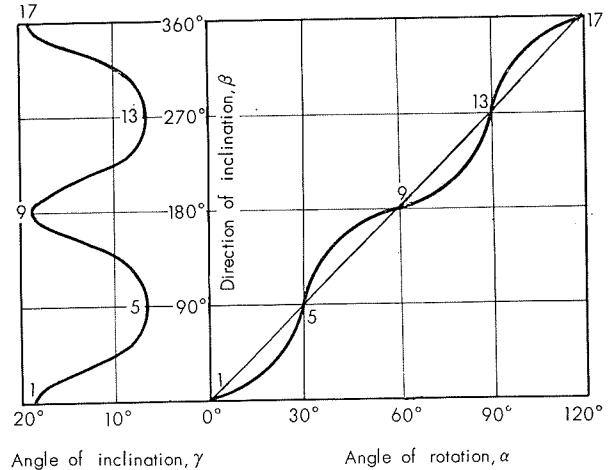


Fig. 3 (c) Relation between lattice rotation and inclination for rolling texture.

れとは逆に結晶格子を基準として圧延方向および圧延面垂直方向を示すと逆極点図Fig. 4が得られる。すなわち逆極点図Fig. 4は結晶格子が回転と傾斜を行なったとき、それがどのような方位のものを迎むかを示すものである。Fig. 4によると結晶格子の回転、傾斜に伴なって圧延面方向は(110)から(833)に向って分布しており、一方圧延方向は(211)から(443)に向って分布している。圧延面方向が(110)から(833)に向って分布しているのは、Barrettの得たAlおよびCuに対する圧縮圧延の実験結果⁵⁾と一致するものである。

つぎに極点図の強度分布を説明するためにFig. 3(b)の位置1~5までの各方位の強度比を標準3角形で示した逆極点図Fig. 5のごとく仮定する。すなわち位置1の強度が4で最も強く、2, 3, 4, 5と方位が変るにつれて強度が下り、位置5で強度1になるものとする。かく仮定し更に極点図上での任意の位置の強度はその位置を中心として半径5°以内に入るような方位をもつ結晶格子の強度を加え合せたものとすると、Fig. 3(b)の極点図での曲線A1~B9までの強度分布はFig. 6のごとくなり、位置A13においては結晶格子の分布密度が高いため位置13の強度に関与する各々の格子強度は低くとも合成強度は $I_{A13}=S_{A11}+S_{A12}+S_{A13}+S_{A14}+S_{A15}=7$ となり、一番大きくなることが判

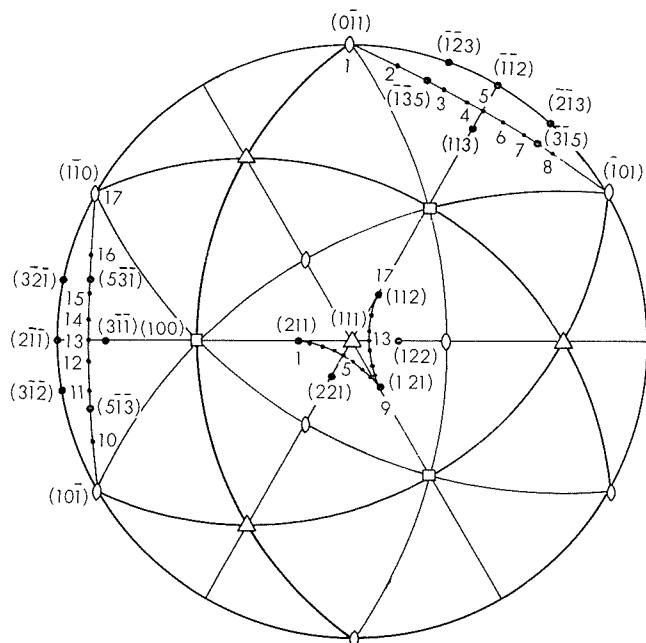


Fig. 4 Inverse pole figure representing the path of rolling direction and normal direction tracing during the process of lattice rotation and inclination.

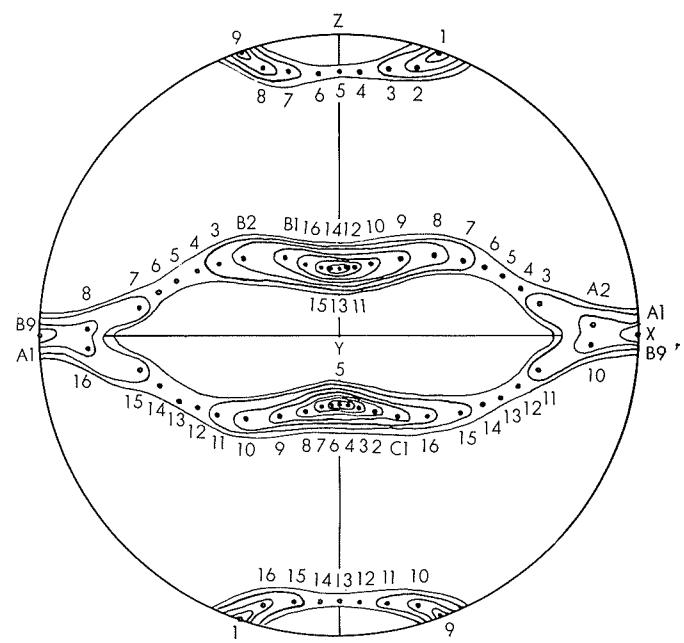


Fig. 7 (111) pole figure of rolling texture calculated from assumed distribution of R.D. and N.D. as well as lattice rotation and inclination.

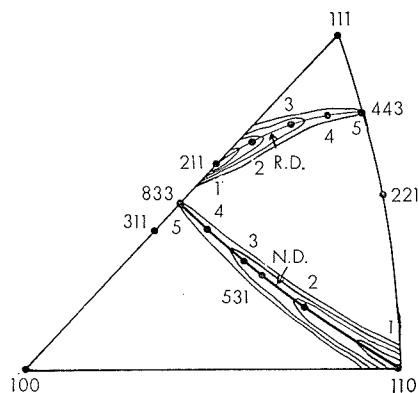


Fig. 5 Inverse pole figure representing the distribution of rolling direction and normal direction.

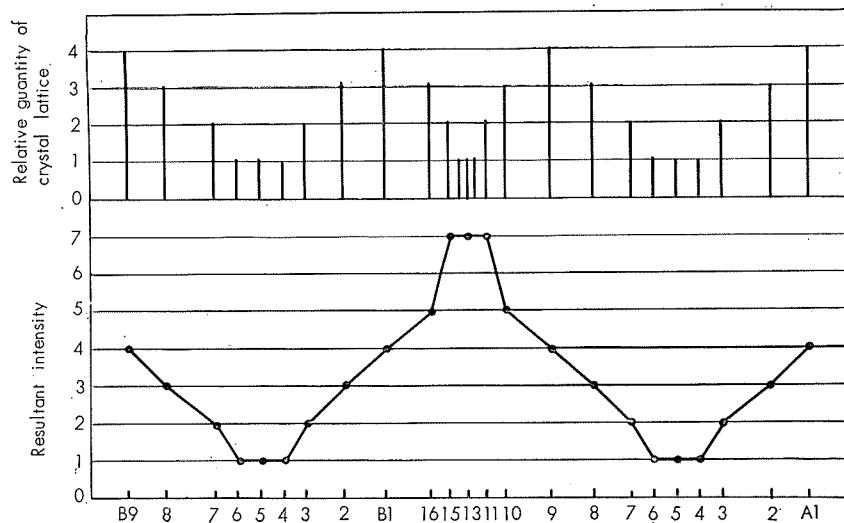


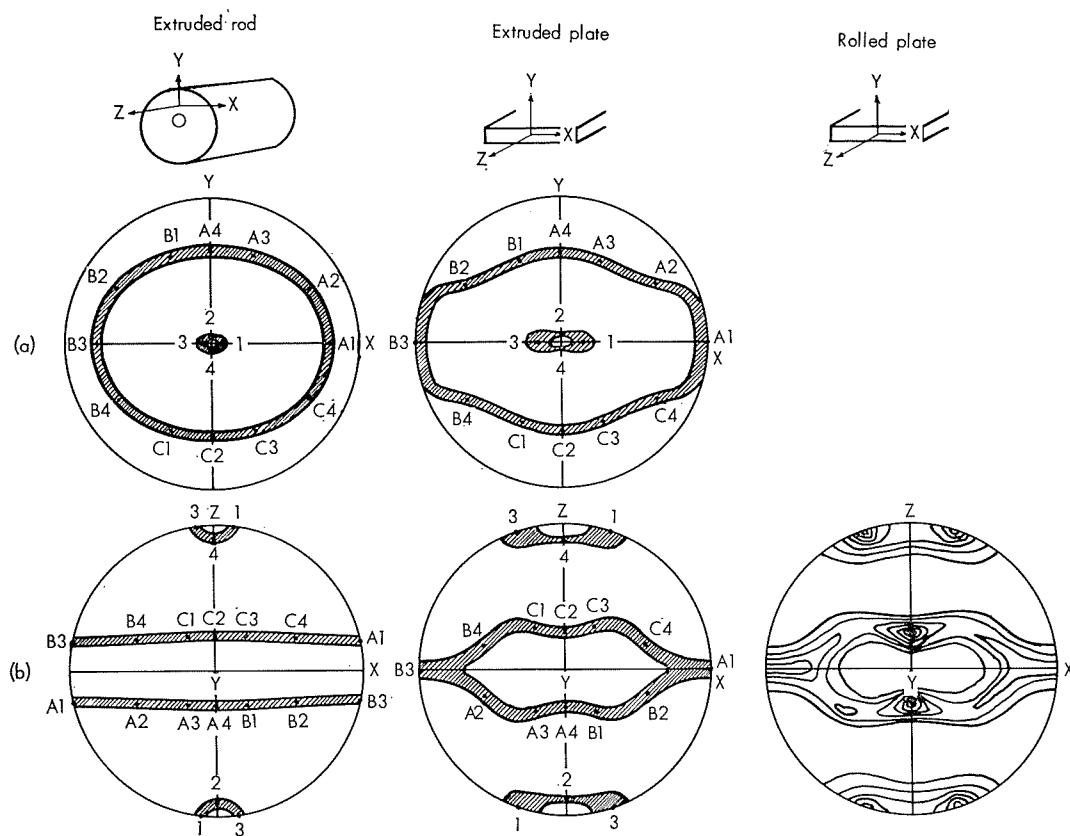
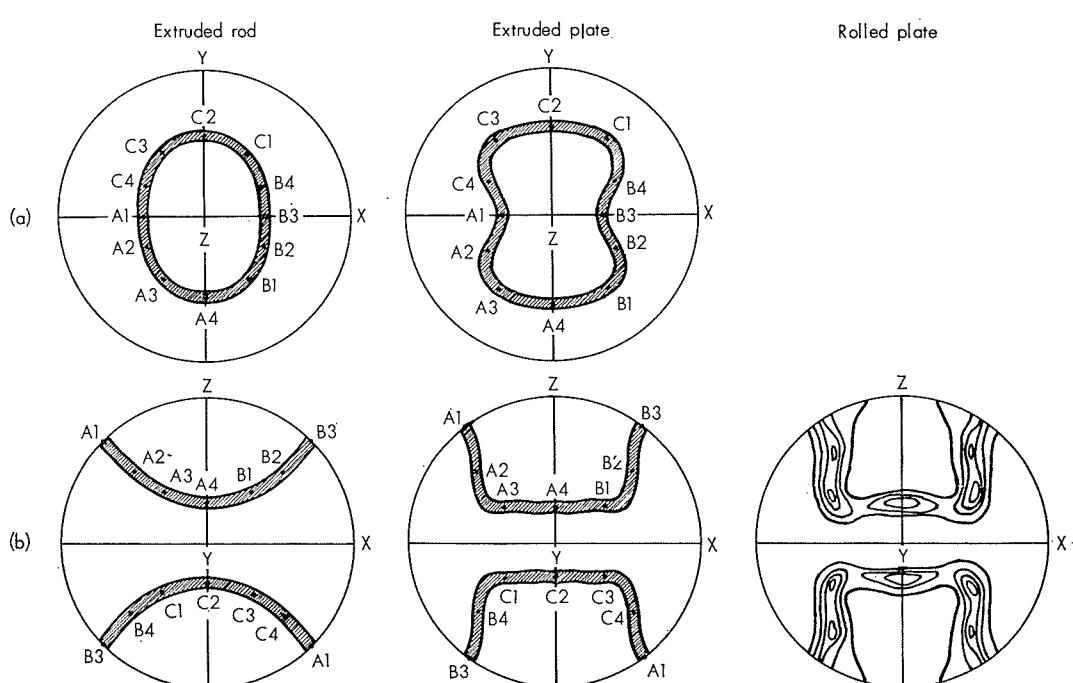
Fig. 6 Relative quantity of crystal lattices and their resultant intensity for each position in (111) pole figure of rolling texture.

る。Fig. 6 で得られた強度分布を基にして極点図を描くと Fig. 7 が得られ、これは通常の Cu type の極点図の特徴を十分に表わしている。

4. 繊維組織と圧延組織の関係

Fig. 8 および Fig. 9 に押出棒の中間層および押出板の(111)と(002)極点図を Hu, Sperry and Beck によって報告された 2S アルミニウムの圧延組織と比較して示した。押出板の集合組織は Fig. 1 および Fig. 2 に示したごとく圧延板の集合組織に全く同じである。また棒の中間層の場合には押出軸の周りに [111] 極の描くループは押出板の場合のループより小さいが、同じ中間層でも表面に近づくほど

[111] 極の描くループが大きくなることから、その極限として押出板の集合組織すなわち圧延組織が考えられる。あるいは中間層の擬ラセン [111] 組織は単純 [111] 繊維組織から圧延組織への移行の途中にあるとも云えよう。上述のごとく [111] 繊維組織、擬ラセン [111] 組織および圧延組織は皆お互に関連し合ったものであるから、圧延組織の極点図を説明するのに押出板の集合組織と同じく、圧延方向を中心として [111] 軸の周りの回転と傾斜により表現するのが合理的と思われる。しかも従来の表現型式、例えば (110) [112] あるいは (123) [412] などでは極点図の一部しか表現し得ないが、結晶格子の回転と傾斜によるならば、從

**Fig. 8** Relation between the texture of extrusions and that of rolled plate.**Fig. 9** Relation between the texture of extrusions and that of rolled plate.

(a) (002) pole figure projected upon Z-plane.

(b) (002) pole figure projected upon Y-Plane.

來の理想方位を含むのみならず、その強度分布に至るまで、極点図の全体を統一的に表現することができ、かつ押出棒の纖維組織との関連もはっきりする利点がある。

5. 結 び

押出板の集合組織は圧延組織と立方体組織の2重組織であって、前者は結晶格子の回転と傾斜により強度分布も含めて完全に表現することができる。従って圧延組織の極点図は結晶格子の回転と傾斜により説明するのが合理的で、この方式によれば従来の理想圧延方位の一つ (110) [112] を含むのみならず、強度分布に至るまで極点図全体を統一的に表現することができる。

押出棒中心部の [111] 繊維組織および中間層の擬ラセン [111] 組織ならびに板の圧延組織は夫々密接に関連しており、これらの移行過程は [111] 繊維組織を出発点として擬ラセン [111] へと進行し、最後に圧延組織を通り、その極限において理想方位 (110) [112] に達するものと思われる。

押出棒纖維組織の2次成分である [100] 繊維組織は [111] 成分と異り、[111] 組織が擬ラセン [111] 組織から圧延組織へと [111] 軸の傾斜を生ずるにも拘わらず、[100] 成分はその方向が変らず格子の傾斜を起すことなく安定で、押出板でも立方体組織として残っている。

文 献

- 1) 広沢：住友軽金属技報 4 (1963) No. 2, 1
- 2) J. Navarro et R. Tertian : Rev. de Al. 30 (1953) 299
- 3) T. Do Khac et M. Renouard : Mém. Scient. Rev. de Met. 59 (1962) 492.
- 4) 広沢：住友軽金属研究報告 No. 4203
- 5) Barrett : Structure of Metals, 447
- 6) H. Hu, P. R. Sperry, P.A. Beck : J. Metals 4 (1952) 76

P

100

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol. 5, No. 2, April. 1964

Al-Mg-Si 系合金の研究（第5報）

機械的性質および電気伝導度におよぼす微量マンガン、
クローム、ニッケル、亜鉛、スズ、アンチモン、鉛およ
びコバルト添加の影響について

寺 井 史 郎
馬 場 義 雄

住友軽金属工業株式会社

論文

Al-Mg-Si 系合金の研究 (第5報)

機械的性質および電気伝導度におよぼす微量マンガン、クロム、ニッケル、亜鉛、スズ、アンチモン、鉛およびコバルト添加の影響について

寺井士郎* 馬場義雄**

Study on the Aluminium-Magnesium-Silicon Alloy (Rep. 5)

Effect of the Small Addition of Manganese, Chromium, Nickel, Zinc, Tin, Antimony, Lead and Cobalt on the Mechanical Properties and Electrical Conductivity of Al-Mg-Si Ternary Alloy

by Shiro Terai* and Yoshio Baba**

This is the report on the study of the effect of the small addition of manganese, chromium, nickel, zinc, tin, antimony, lead and cobalt on the mechanical properties and electrical conductivity of Al-(Mg+Si=1.1%) ternary alloy with different Mg/Si weight ratio.

The findings are as follows:

(1) The addition of manganese or chromium, especially chromium, gives the largest effect on the decrease of electrical conductivity of the extruded products of Al-Mg-Si alloy. It seems due to difficulty of precipitating chromium from the ingot of super-saturated solid solution.

(2) In a practical view-point, the properties of extruded products of Al-Mg-Si alloy added with less than 0.03% manganese or chromium can barely meet the requirement of 2EC-T6 or 6101-T6 standard, where the electrical conductivity of 55% IACS and ultimate tensile strength of 20.3kg/mm².

(3) Zinc besides manganese and chromium fairly increases the strength of as-extruded products of Al-Mg-Si alloy. It can not be explained by the extrusion texture "press-effect" because the structure of extruded products containing zinc shows enough recrystallization in the state of as-extruded. Therefore the closer investigation on the effect of zinc on the precipitation of Mg₂Si ("hardenability") may be required.

(4) The mechanical properties and electrical conductivity of extruded products of Al-Mg-Si alloy are not particularly influenced by the addition of nickel, tin, antimony, lead and cobalt in the present experiment.

1. 緒言

前報に引続いて、本報では Al-Mg-Si 系合金を導電材料として使用する場合の機械的性質ならびに電気伝導度におよぼす微量添加元素の影響として、マンガン、クロム、ニッケル、亜鉛、スズ、アンチモン、鉛およびコバルトをそれぞれ単独で最大 0.6% 添加した場合の影響を調べた。マンガンおよびクロムは、この系合金の電気伝導度を低下する元素であるが、工業的にはどの程度の範囲まで許容し得るかが問題である。すなわち導電材料としてこの系合金を

使用する場合引張強さで 20.3kg/mm² と電気伝導度 55% ICAS を同時に保証しうる材料として ALCOA 社 2EC (1962年版ハンドブックによる) Reynolds 社 6101 (1961年版ハンドブックによる) ALCAN 社 D50S (ALCAN ALLOY DATA SHEET 1962 年版による) を参照しても、ALCOA 社ではマンガンおよびクロムのそれぞれを 0.01% 以下に抑え、Reynolds 社は、それぞれを 0.03% 以下に抑え、ALCAN 社では、他の不純物の項でそれぞれ 0.03% 以下に抑えている。DINE AIMgSi によれば Cr + Mn + Ti + V の合計を 0.03% 以下に押えており、かなり厳重な許容制限であるといわねばならない。筆者らはこの点に注目して、いわゆる 55EC の規格を満足させるために

* 研究部 工学博士

** 研究部

Table 1 Chemical composition of test specimens, %

	Mg	Si	Mn	Cr	Cu	Fe	Zn	Ti
A 1	0.85	0.37	<0.01	<0.01	0.01	0.11	0.01	<0.01
2	0.69	0.48	<0.01	<0.01	0.01	0.11	0.01	<0.01
3	0.63	0.51	<0.01	<0.01	0.01	0.11	0.01	<0.01

	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Cr	Ti
6	0.72	0.42	—	—	—	0.59	—	—
7	0.63	0.47	—	—	—	0.05	—	—
8	0.63	0.50	—	—	—	0.33	—	—
9	0.62	0.47	—	—	—	0.52	—	—

	Mg	Si	Mn	Cr	Cu	Fe	Zn	Ti
B 1	0.85	0.36	0.03	0.01	0.01	0.01	0.04	0.01
2	0.85	0.36	0.11	0.01	0.01	0.01	0.04	0.01
3	0.85	0.35	0.31	—	—	—	—	—
4	0.83	0.35	0.52	—	—	—	—	—
5	0.70	0.41	0.03	—	—	—	—	—
6	0.70	0.40	0.12	—	—	—	—	—
7	0.72	0.41	0.34	—	—	—	—	—
8	0.69	0.43	0.53	—	—	—	—	—
9	0.64	0.49	0.03	—	—	—	—	—
10	0.63	0.49	0.12	—	—	—	—	—
11	0.61	0.51	0.31	—	—	—	—	—
12	0.61	0.45	0.53	—	—	—	—	—

	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Cr	Sn	Zn
F 1	0.85	0.31	0.10	0.10	0.00	0.01	0.13	0.00
2	0.85	0.29	—	—	—	—	0.30	—
3	0.85	0.30	—	—	—	—	0.47	—
4	0.77	0.38	—	—	—	—	0.11	—
5	0.74	0.39	—	—	—	—	0.28	—
6	0.76	0.37	—	—	—	—	0.47	—
7	0.64	0.46	—	—	—	—	0.11	—
8	0.64	0.41	—	—	—	—	0.27	—
9	0.62	0.46	—	—	—	—	0.53	—

	Mg	Si	Mn	Cr	Cu	Fe	Zn	Ti
C 1	0.83	0.32	0.00	0.03	0.01	0.09	0.02	0.01
2	0.85	0.33	0.00	0.09	0.01	0.09	0.02	0.01
3	0.83	0.32	—	0.28	—	—	—	—
4	0.79	0.29	—	0.45	—	—	—	—
5	0.72	0.42	—	0.03	—	—	—	—
6	0.71	0.41	—	0.08	—	—	—	—
7	0.72	0.40	—	0.28	—	—	—	—
8	0.69	0.42	—	0.52	—	—	—	—
9	0.61	0.47	—	0.03	—	—	—	—
10	0.61	0.46	—	0.07	—	—	—	—
11	0.60	0.45	—	0.28	—	—	—	—
12	0.63	0.47	—	0.46	—	—	—	—

	Mg	Si	Fe	Cu	Zn	Cr	Mn	Sb
G 1	0.85	0.31	0.10	Tr	Tr	Tr	Tr	0.04
2	0.82	0.34	—	—	—	—	—	0.10
3	0.81	0.32	—	—	—	—	—	0.18
4	0.72	0.39	—	—	—	—	—	0.10
5	0.70	0.43	—	—	—	—	—	0.17
6	0.73	0.38	—	—	—	—	—	0.28
7	0.64	0.51	—	—	—	—	—	0.10
8	0.62	0.49	—	—	—	—	—	0.15
9	0.62	0.51	—	—	—	—	—	0.13

	Mg	Si	Cu	Fe	Ni	Mn	Cr	Zn
D 1	0.81	0.34	0.01	0.10	0.12	0.00	0.00	0.01
2	0.84	0.32	—	—	0.31	—	—	—
3	0.83	0.32	—	—	0.54	—	—	—
4	0.74	0.41	—	—	0.12	—	—	—
5	0.76	0.40	—	—	0.34	—	—	—
6	0.75	0.42	—	—	0.56	—	—	—
7	0.61	0.47	—	—	0.12	—	—	—
8	0.62	0.47	—	—	0.36	—	—	—
9	0.61	0.50	—	—	0.57	—	—	—

	Mg	Si	Pb	Fe	Cu	Mn	Cr	Zn
H 1	0.82	0.31	0.14	0.09	0.00	0.00	0.00	0.00
2	0.79	0.27	0.34	—	—	—	—	—
3	0.78	0.30	0.52	—	—	—	—	—
4	0.69	0.40	0.08	—	—	—	—	—
5	0.69	0.46	0.36	—	—	—	—	—
6	0.68	0.43	0.54	—	—	—	—	—
7	0.62	0.50	0.12	—	—	—	—	—
8	0.66	0.48	0.34	—	—	—	—	—
9	0.60	0.49	0.48	—	—	—	—	—

	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Cr	Ti
E 1	0.85	0.33	0.10	0.01	0.00	0.06	0.00	0.00
2	0.84	0.34	—	—	—	0.36	—	—
3	0.87	0.32	—	—	—	0.56	—	—
4	0.72	0.40	—	—	—	0.04	—	—
5	0.74	0.42	—	—	—	0.37	—	—

	Mg	Si	Co	Fe	Cu	Mn	Cr	Zn
I 1	0.80	0.33	0.10	0.09	0.00	0.00	0.00	0.00
2	0.83	0.31	0.27	—	—	—	—	—
3	0.82	0.36	0.49	0.14	Tr	Tr	Tr	0.01
4	0.74	0.43	0.08	—	—	—	—	—
5	0.71	0.43	0.29	—	—	—	—	—
6	0.70	0.42	0.51	0.15	Tr	Tr	Tr	0.01
7	0.62	0.48	0.11	—	—	—	—	—
8	0.59	0.51	0.36	—	—	—	—	—
9	0.62	0.51	0.49	0.16	Tr	Tr	Tr	0.01

Table 2 Melting and casting condition of the test ingots

Melting temperature, °C	Chlorination temperature, °C	Casting temperature, °C	Dimension of mold, mm	Temperature of mold, °C
760	730	720	68φ×170l	100

Table 3 Extruding condition of the test specimens

Temperature of billet, °C	Temperature of container, °C	Temperature of die, °C	Dimension of die hole, mm	Extruding speed, m/min
480	350	350	10φ×3 holes	10

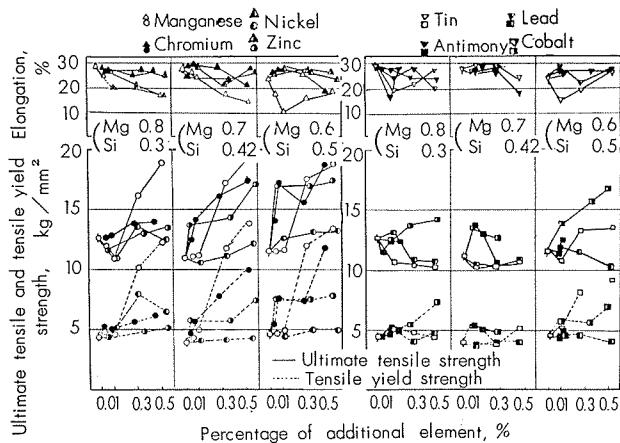


Fig. 1 (a) Effect of additional elements on the tensile properties of Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratio. As extruded condition.

は、この系合金のマンガンおよびクロムをどの程度に抑えたらよいかを調査することとし、その他の元素については、電気伝導度をあまり低下することがないと予想されるので、むしろ機械的性質にどのような効果、あるいは影響を与えるものであるかを期待して本実験を行なった。

2. 実験材料

実験材料として、アルミニウム地金には、99.7% 純度のものを使用し、マンガンの添加には、Al-4% Mn 合金を、クロムの添加には Al-5% Cr 合金を、ニッケルの添加には、Al-15% Ni を、コバルトの添加には、Al-5% Co 合金を使用し、その他の元素はすべて単独で添加した。

3. 実験方法および装置

2 項にのべた実験材料を使用して、Table 3 に示す条件で押出し加工を行なった。このようにして得た材料をすでに報告した方法によって実験を行なった。Table 1 に示した化学成分で明らかなるごとく、本報の実験では、第 4 報と同じく、含有するマグネシウムとケイ素量との合計を 1.1% にして、マグネシウムとケイ素が Mg_2Si 量比によって理論的に算定されるよりマグネシウム量の多い過剰マグネシウム域のもの(Mg 0.8% Si 0.3%)理論的に算定されるマグ

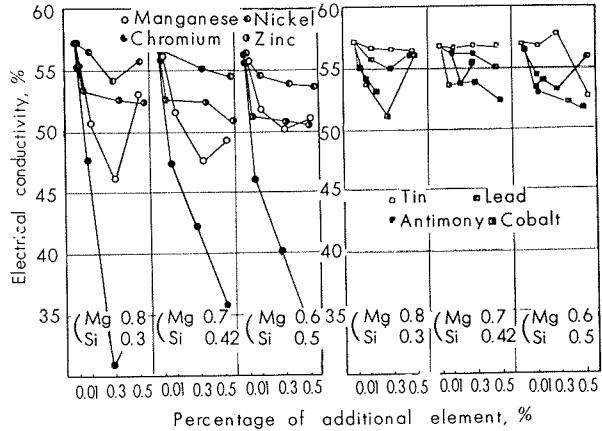


Fig. 1 (b) Effect of additional elements on the electrical conductivity of Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratio. As extruded condition.

ネシウムとケイ素の量比に等しいもの (Mg 0.7% Si 0.42%) および理論的に算定されるマグネシウムとケイ素の量比よりケイ素量の多い過剰ケイ素量のもの (Mg 0.6% Si 0.5%) の 3 合金に上述の元素を添加した。

4. 実験結果

4.1 押出しのままの性質における添加元素の影響

Fig. 1(a) に押出しのままの引張強さにおよぼす添加元素の影響について調査した結果を示した。この結果によるとマンガンは Al-Mg-Si 系合金の Mg/Si の比に関係なく引張強さを増加させ、本報告に調査した添加元素の中では、その効果は最も著しい。クロムは、マンガンほどではないが、各領域の合金についてマンガンと同様の傾向を示し引張強さを増加させている。ニッケルは、押出しのままの引張強さの増加には、マンガン、クロムが示したような強度増加はないが、低下させることもなかった。亜鉛およびスズは、過剰ケイ素域の合金に添加した場合に引張強さを増加させる傾向が認められた。アンチモンは、この系合金の押出しのままの引張強さにはほとんど影響を認めない。鉛は若干ではあるが過剰ケイ素域の合金に添加した場合に引張強さを向上させることが認められた。

Fig. 1 (b) に押出しのままの電気伝導度におよぼす添加

元素の影響について調査した結果を示した。この結果によると、マンガンは Al-Mg-Si 系合金の Mg/Si の比に関係なく、電気伝導度を低下させる。クロムは、マンガンよりも著しく電気伝導度を低下させる傾向が強く、本実験に示した添加範囲では 0.5% でもまだ低下の程度を飽和させることは困難のように思われる。ニッケルおよび亜鉛は、いずれも Al-Mg-Si 系合金の電気伝導度に対しては同じような傾向を示しており、最初の 0.1% 程度の添加が特に電気伝導度低下の傾向が強いようである。スズおよび鉛は、過剰マグネシウム域の合金または balanced 合金についてはほとんど影響を与えないが、過剰ケイ素域の試料では若干電気伝導度を低下させる傾向が認められた。アンチモンおよびコバルトは Mg/Si の量比にかかわらず電気伝導度の低下を示した。

4・2 热処理後の性質におよぼす添加元素の影響

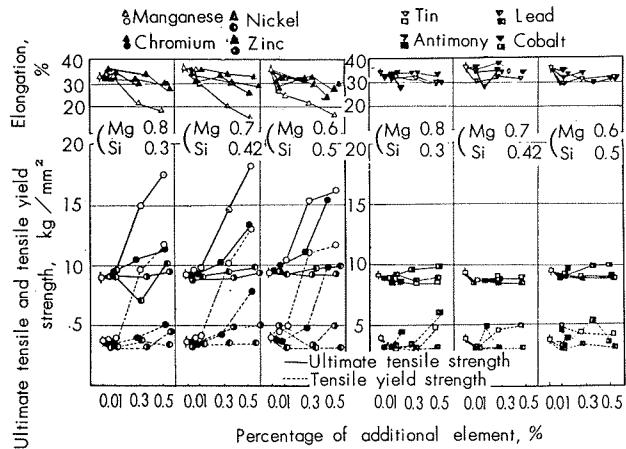


Fig. 2 (a) Effect of additional elements on the tensile properties of Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratio.
Annealed condition.

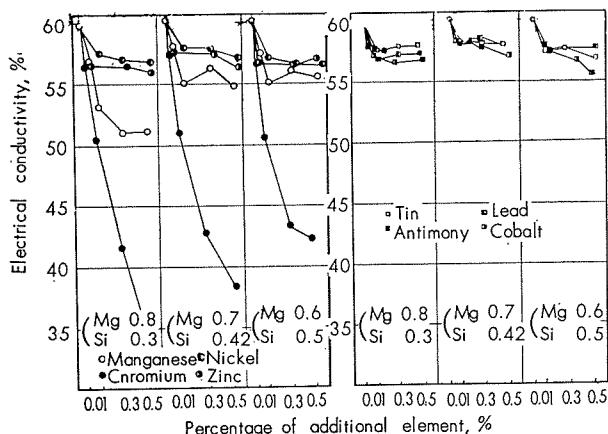


Fig. 2 (b) Effect of additional elements on the electrical conductivity of Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratio. Annealed condition.

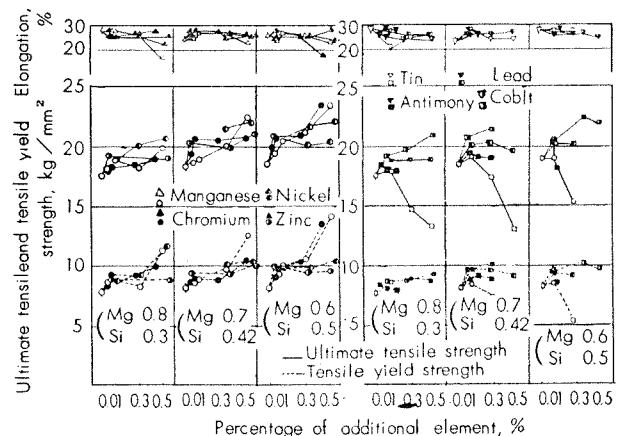


Fig. 3 (a) Effect of additional elements on the tensile properties of Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratio. Precipitated at 230°C for 2 hr after extrusion.

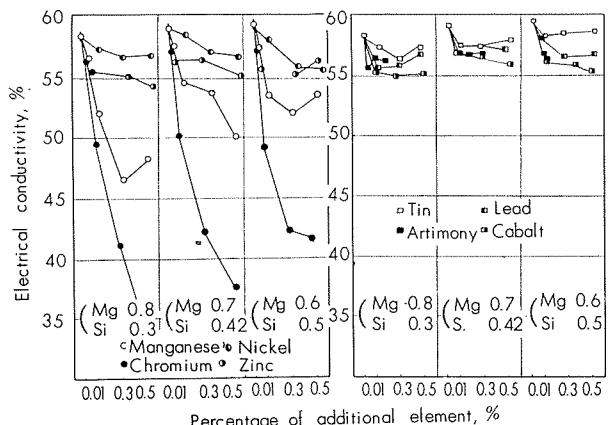


Fig. 3 (b) Effect of additional elements on the electrical conductivity of Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratio. Precipitated at 230°C for 2 hr after extrusion.

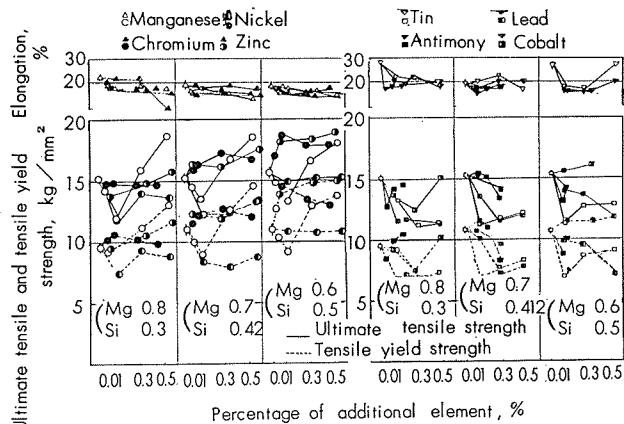


Fig. 4 (a) Effect of additional elements on the tensile properties of Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratio. Aged at room temperature for 2 weeks after solution-heat-treatment at 520°C.

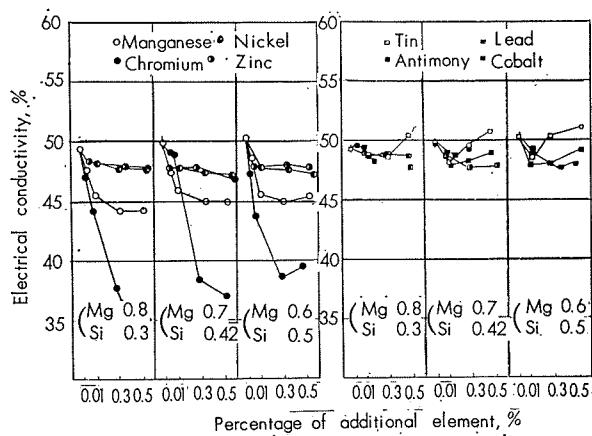


Fig. 4 (b) Effect of additional elements on the electrical conductivity of Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratio. Aged at room temperature for 2 weeks after solution-heat-treatment at 520°C.

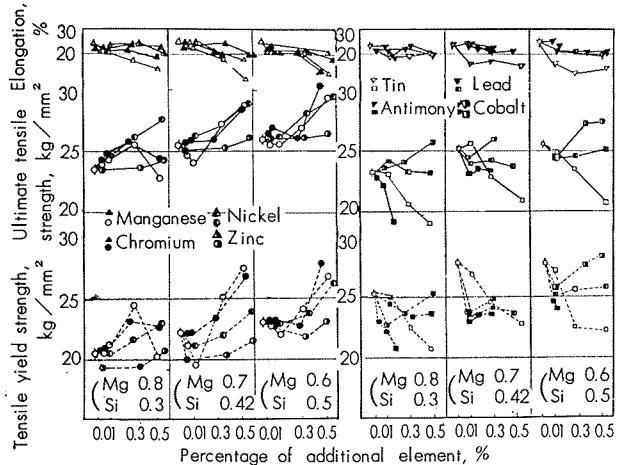


Fig. 5 (a) Effect of additional elements on the tensile properties of Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratio. Precipitated at 175°C for 8 hr immediately after solution-heat-treatment at 520°C.

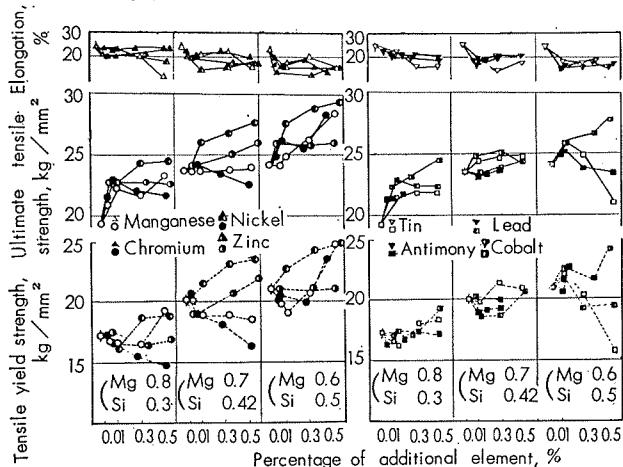


Fig. 5 (b) Effect of additional elements on the tensile properties of Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratio. Solution-heat-treated at 520°C, and then precipitated at 175°C for 8 hr after aging at room temperature for 2 weeks.

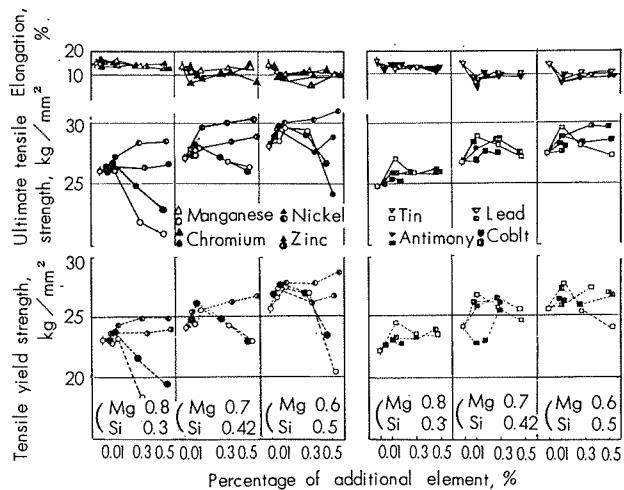


Fig. 5 (c) Effect of additional elements on the tensile properties of Al-Mg-Si alloy with different Mg/Si ratio. Solution-heat-treated at 520°C, and then precipitated at 175°C for 20 hr after aging at room temperature for 2 weeks.

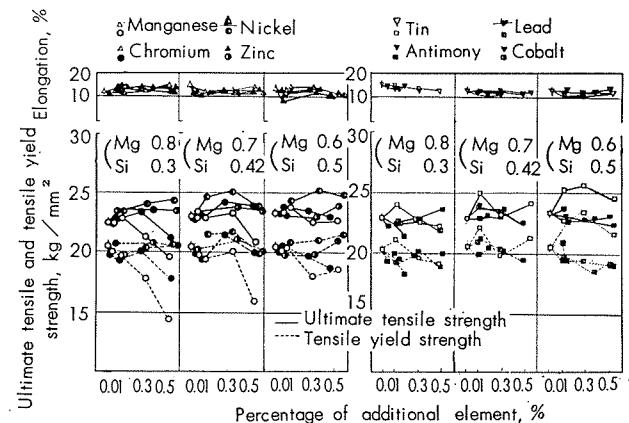


Fig. 5 (d) Effect of additional elements on the tensile properties of Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratio. Precipitated at 230°C for 2 hr immediately after solution-heat treatment at 520°C.

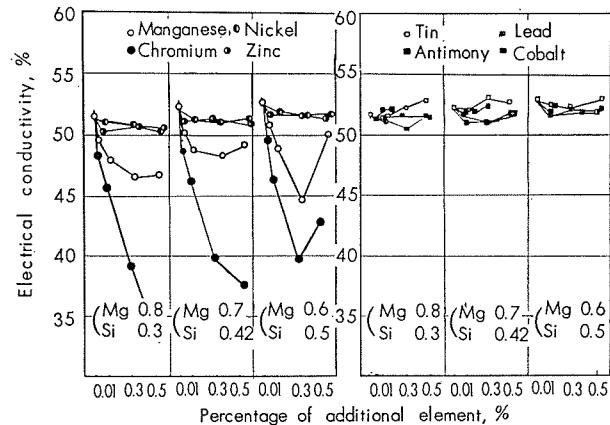


Fig. 6 (a) Effect of additional elements on the electrical conductivity of Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratio. Precipitated at 175°C for 8 hr immediately after solution-heat-treatment at 520°C.

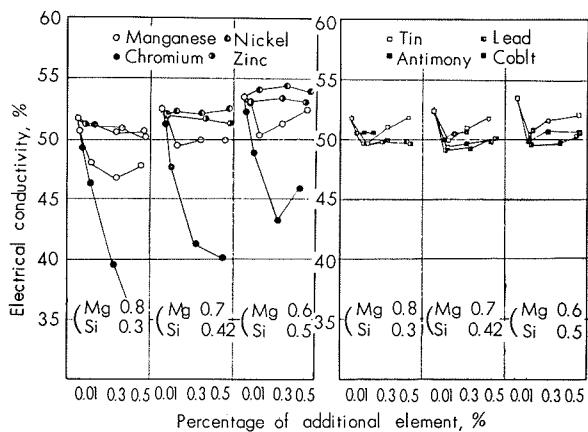


Fig. 6 (b) Effect of additional elements on the electrical conductivity of Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratio. Solution-heat-treated at 520°C, and then precipitated at 175°C for 8 hr after aging at room temperature for 2 weeks.

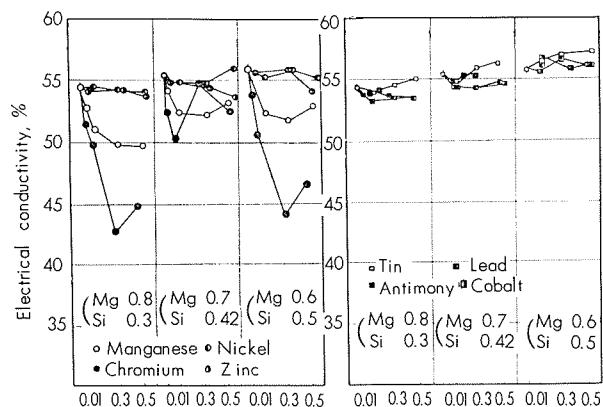


Fig. 6 (c) Effect of additional elements on the electrical conductivity of Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratio. Solution-heat-treated at 520°C, and then precipitated at 175°C for 20 hr after aging at room temperature for 2 weeks.

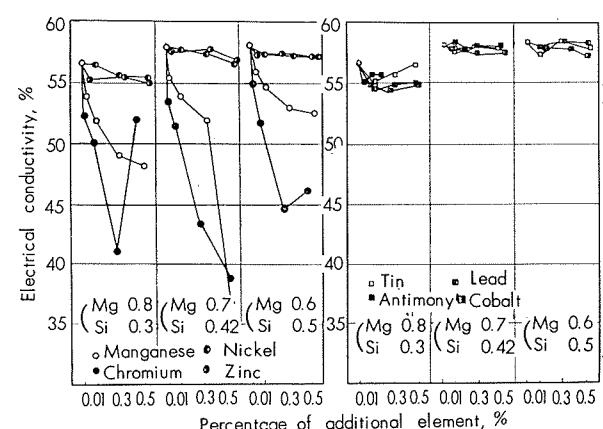


Fig. 6 (d) Effect of additional elements on the electrical conductivity of Al-Mg-Si alloy with different Mg/Si ratio. Precipitated at 230°C for 2 hr immediately after solution-heat-treatment at 520°C.

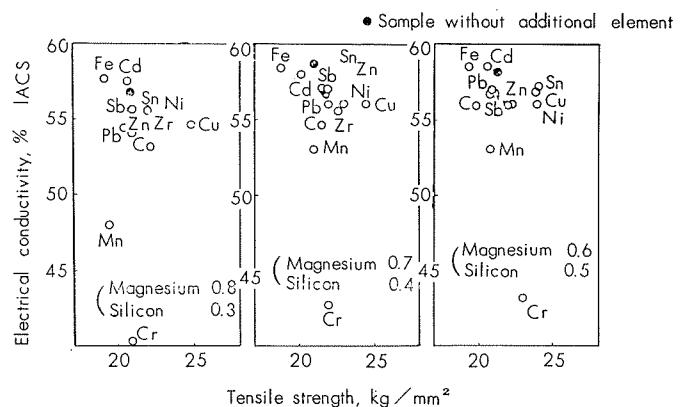


Fig. 7 Relation between tensile strength and electrical conductivity of Al-Mg-Si alloys containing 0.3% additional element. Solution-heat-treated at 520°C, and then precipitated at 230°C for 2 hr after aging at room temperature for 2 weeks.

4・2・1 押出シ後焼鈍した場合の性質

Fig. 2 (a) に押出シ後焼鈍した材料 (400°Cで2時間加熱後 26°C/hr の冷却速度で室温まで徐冷) の引張強さに対する添加元素の効果を示した。焼鈍シ後においてもマンガンを添加した材料は今回調査した添加元素の中では最も焼鈍シされ難い傾向を示している。クロムはマンガンほどではないが、balanced Mg₂Si 域の合金または過剰ケイ素域の合金に添加した場合焼鈍シされがたい傾向を示した。ニッケルおよび亜鉛を添加した材料は押出シ後焼鈍した場合にはそれぞれの元素を添加していない材料と比較してほとんど差は認められない。さらにスズ、鉛、アンチモンおよびユバールトも Al-Mg-Si 系合金の焼鈍シ後の引張強さにはほとんど影響は認められなかった。

Fig. 2 (b) は同様の結果を電気伝導度についてまとめた図であるが、クロムが添加された試料は焼鈍シ後も電気伝導度の回復がほとんど認められなかつたが、マンガンを添加した試料は、回復の傾向を示している。クロム、マンガン以外の添加元素も若干電気伝導度を低下させる傾向が認められた。

4・2・2 押出シ後の析出処理による性質の変化

次に、押出シ材を析出処理のみ行なった場合の性質について述べる。Fig. 3 (a) は Al-Mg-Si 系合金を押出シ後 230°C で 2 時間析出処理を行なった場合の引張強さにおける添加元素の影響を示す図である。マンガン 0.5% 程度添加した材料では Al-Mg-Si 系に比較して強さは数 kg/m² 強いが押出シのままの引張強さの析出処理による向上にはあまり効果を認めない。特に 0.1% までのマンガン含有試料は、析出処理にもとづく硬化量は少ない。クロムおよびニッケルも析出処理による引張強さの向上にはたいした効果は認められなかつた。亜鉛を過剰ケイ素域の合金に添加した場合にやや引張強さの向上に効果のあることが認められた。スズ、鉛、アンチモンおよびユバールトは析出処理にもとづく引張強さの向上にはほとんど効果を認めない。

Fig. 3 (b) は同様の実験を電気伝導度について行なった結果で、クロムおよびマンガン、特にクロムは析出処理によっても電気伝導度の回復はきわめて微少である。Mg/Si 量比との関係については過剰マグネシウム域に添加された場合に電気伝導度低下の傾向が強く現われている。クロムおよびマンガン以外の添加元素では本系合金の押出し材を析出処理した場合の電気伝導度におよぼす影響は、ほとんど認められない。

4・2・3 溶体化処理後に室温時効を行なった場合の性質

つぎに、溶体化処理後の室温時効による性質の変化について述べる。Fig. 4 (a) は Al-Mg-Si 系合金押出し材を 520°C で 1 時間溶体化処理を行なった後、室温で 2 週間時効させた場合の引張強さにおよぼす添加元素の影響について示したものである。図によると、マンガンおよびニッケルは本系合金の過剰ケイ素領域に添加した場合引張強さにやや向上の効果を示している。クロム、アンチモン、コバルト、鉛も引張強さを向上させているが、その程度は前者に比較して少ない。なお、スズの添加は引張強さを低下させることが認められた。Fig. 4 (b) は同様の実験を電気伝導度についてまとめた結果である。図によるとクロムはこの系合金の焼入室温時効材の電気伝導度を最も著しく低下させ、マンガンがこれにつき他の元素の添加による電気伝導度の低下は前者の添加による低下に比べるとわずかであることが認められた。

4・2・4 溶体化処理後の焼モドシによる性質の変化

溶体化処理後直ちに、あるいは 2 週間の室温時効を行なった後 175°C で 8 時間および 20 時間、230°C で 2 時間焼モドシを実施した場合の引張強さにおよぼす添加元素の影響を Fig. 5 (a)～(d) に示した。Fig. 5 (a) は 520°C で 1 時間溶体化処理を行なった後、直ちに 175°C で 8 時間焼モドシを行なった場合の引張強さと添加元素の影響を示す図である。図によるとマンガン、ニッケル、クロムおよびコバルトが引張強さを向上させ、亜鉛、鉛は影響がなくアンチモンおよびスズは引張強さを減少させる傾向を示している。耐力はクロムあるいはマンガンなどを約 0.5% 程度添加した場合に若干の向上が認められる程度であった。Fig. 5 (b) は Fig. 5 (a) に示したのと同様の溶体化処理を実施した後に 2 週間室温時効させた後析出処理を行なった場合の結果であるが、ニッケルを添加した材料、特に過剰ケイ素域に添加した材料が引張強さの増加を示している。クロムおよびマンガンも引張強さの向上に効果がある。他の元素については特に引張強さを著しく向上させる傾向は認められなかった。Fig. 5 (c) は 520°C で 1 時間溶体化処理を実施した後、2 週間の室温時効を行ない、さらに 175°C で 20 時間焼モドシ処理を実施した場合の結果で 175°C で 8 時間時効させた場合より一般に引張強さは向上しているが、クロムおよびマンガンを 0.5% 程度添加した材料は引張強さの低下を示し、この系合金の時効過程において過時効現象を起しやすい傾向を示している。他の添加元素

は、Mg/Si 量比、添加量の相異によって必ずしも同一の傾向を示さないがニッケルの添加が引張強さの増加に最も効果があるよう見受けられ、ニッケル以外の元素は特に大きな影響を与えないことが認められた。Fig. 5 (d) は Fig. 5 (c) に示したのと同様の溶体化処理を実施したあと直ちに 230°C で 2 時間時効処理を行なった場合の結果であるが、この程度の温度ではすべての試料は過時効を受け一般に引張強さは低下する。添加元素の中で特に引張強さの増加に効果のある元素を選べば、ニッケル、スズその他の元素は特に大きな影響を与えるものでないことが認められた。以上に述べたのと同様の実験を電気伝導度について調査した結果を Fig. 6 (a)～(d) に示した。

Fig. 6 (a) は溶体化処理後に 175°C で 8 時間時効させた場合の結果でクロムおよびマンガンは電気伝導度を著しく低下させているが、その他の元素は電気伝導度に大きな影響を与えていない。Fig. 6 (b) は同様のことを溶体化処理後 2 週間室温時効させてから実施した結果であるが、クロムを除いては電気伝導度に大きな影響を与えることは認められなかった。Fig. 6 (c) は、溶体化処理直ちに 175°C で 20 時間後焼モドシした場合の結果で、スズを添加した試料に若干電気伝導度の向上が認められた以外は特に電気伝導度を向上させるような元素は認められなかった。クロムおよびマンガンはこの場合でも電気伝導度の低下が著しい。Fig. 6 (d) は、同様の溶体化処理を実施した後直ちに 230°C で 2 時間焼モドシを行なった場合の結果であるが、クロムおよびマンガンを添加した試料以外の試料はいずれも電気伝導度に大きな影響を与えるようなことはなかった。クロムおよびマンガンは、本系合金の電気伝導度の低下をきたすが、特にクロムはマンガンの場合の約 3 倍に近い減少を示すことが明らかとなった。

以上実験の結果を前報に報告した銅、鉄、カドミウムおよびジルコニアと共に示したのが Fig. 7 である。この図は各添加元素を一定としてそれぞれ Al-Mg-Si 合金 ($Mg + Si = 1.1\%$) の過剰マグネシウム域、balanced Mg_2Si 域ならびに過剰ケイ素域に添加し、押出し後 520°C で 30 分間の溶体化処理を実施し、2 週間室温時効後 250°C で 2 時間焼モドシを行なった場合の結果を横軸に引張強さ、縦軸に電気伝導度をとり整理して見たものである。この図でわかるように、電気伝導度を添加元素によってさらに改善させることは非常に困難であることが明らかである。しかし電気伝導度あまり低下せずに（現行 2 EC の規格の電気伝導度を保持する程度）強度の増加をはかることは可能であることがわかった。

5. 結果に対する検討

押出しのままの強さを増加させる元素として、マンガン、クロム、亜鉛およびコバルトがある。マンガンおよびクロムが押出し後の強さを増加させる原因として、押出し材の再結晶温度を上昇させ、押出し特性を助長しているこ

とが考えられるので、押出しのままの顕微鏡組織を検討して見た。

Photo. 1(a)～(c) は Al-(Mg+Si=1.1%) 合金の Mg/Si 量比の異なる領域にマンガンを添加した場合の結果であり、Photo. 2(a)～(c) は同じくクロムについて行なった実験結果である。両者とも未再結晶組織である。マンガンは全面的に析出したような形であり、クロムでは非常に纖維状組織が存在している。押出しのままで比較的強度の低いニッケルを含有した試料の顕微鏡組織を Photo. 3(a)～(c) に示した。Photo. 3 によって明らかにごとく、ニッケルを含有した試料は再結晶組織である。また Photo. 4(a)～(c) に示したごとく亜鉛を添加した試料はニッケルを含有した試料と同様に再結晶組織であるにもかかわらず、押出しのままでの強度がすぐれているのは、Al-Mg-Si 系合金の焼きの入りやすさに関係しているように思われる。亜鉛はマグネシウムと MgZn₂ なる金属間化合物をつくりこれ自体がアルミニウムに対する固溶度変化にもとづいて硬化要素となり得るのであるが、本実験においては、過剰マグネシウム側で過剰のマグネシウムと MgZn₂ なる化合物をつくっても、この MgZn₂ の量はきわめてわずかであって固溶体に入ってしまうためあまり問題とならない。また亜鉛添加による強度の増加が過剰マグネシウム側よりも過剰ケイ素側において顕著であることを考えると、亜鉛添加による硬化原因については Al-Mg-Si 系合金の焼入性の面から

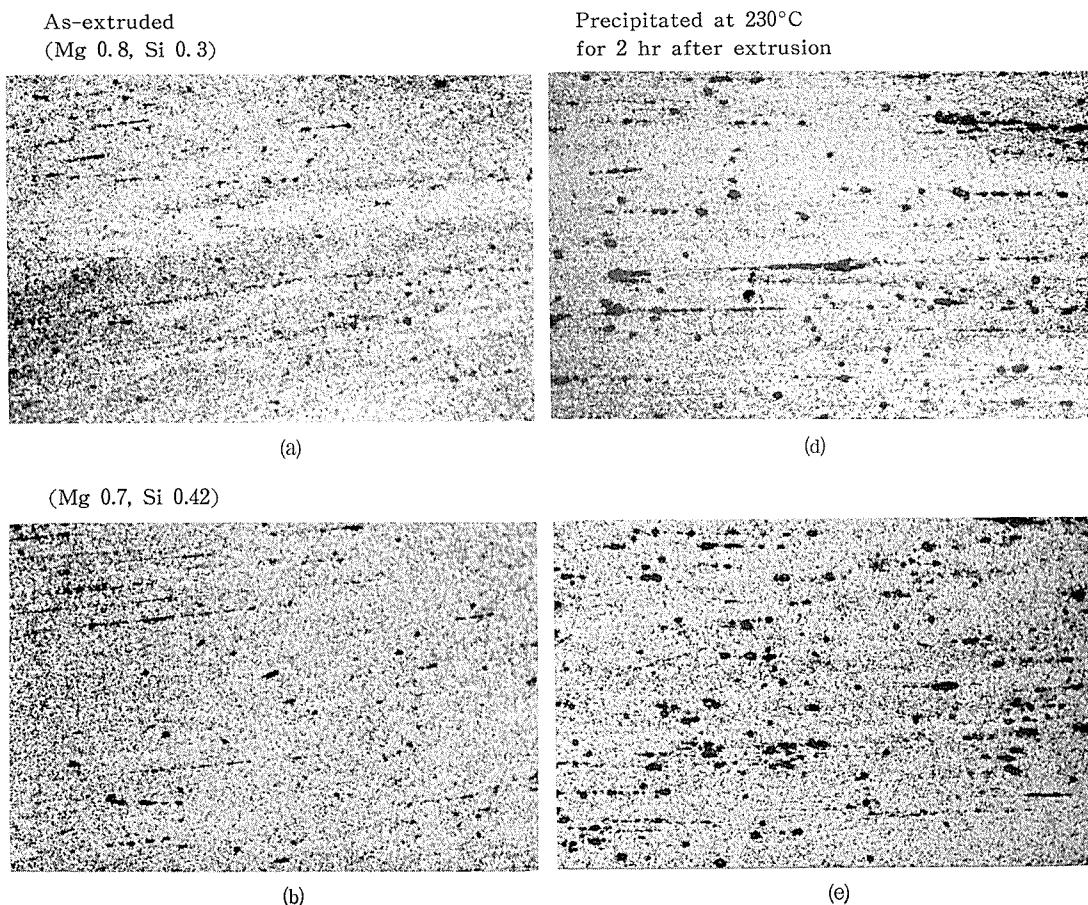
も考える必要があるようと思われる。これについては別途検討の予定である。

マンガンおよびクロムは共に Al-Mg-Si 系合金の電気伝導度を著しく低下せしめるが、押出しのまま、焼モドシ材および押出し後焼モドシ材にクロムを含む場合特にこの傾向が顕著である。この原因については、クロムを添加した鋳塊は予備加熱 (480°C × 24hr) によてもクロムが析出しがたく（この傾向は別の目的で行なった著者達の研究結果で明白）強制固溶体のままで押出される傾向が強く、電気伝導度の低下が大きくなつたのではないかと思われる。

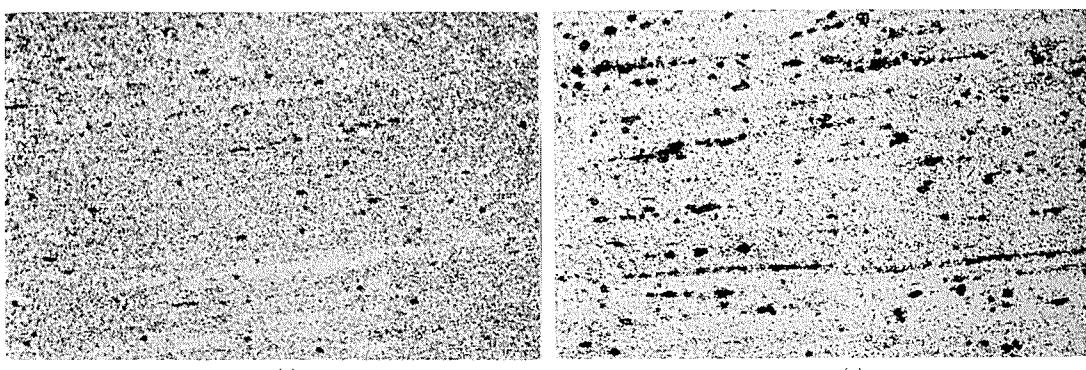
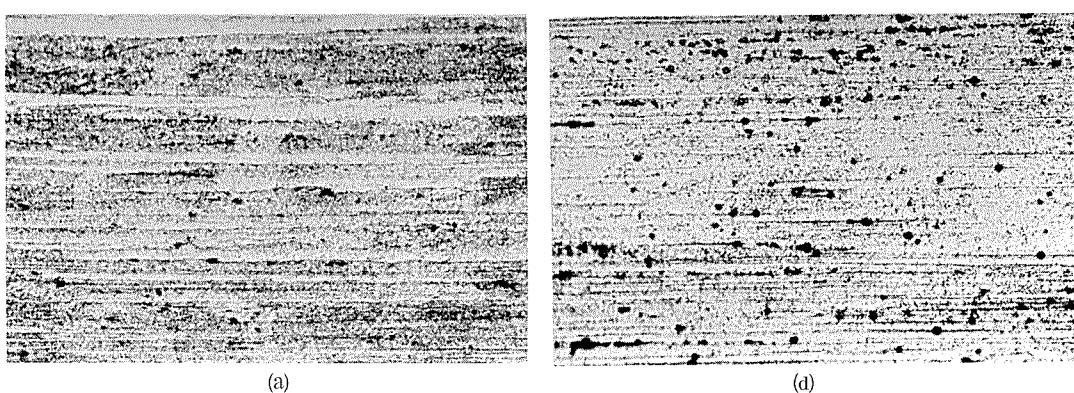
これに関連して 2 EC あるいは 6101 合金におけるマンガンおよびクロムの含有量に対する制限については、Fig. 6(d) に示したごとくマンガンおよびクロムをそれぞれ 0.03% 含有した合金について、520°C で溶体化処理後 230°C で 2 時間焼モドシ処理した場合、過剰マグネシウム域では電気伝導度 55% 以下となり、balanced Mg₂Si あるいは過剰ケイ素域でもクロム添加材は電気伝導度 55% を下まわるぎりぎりの値であった。マンガンおよびクロムの極微量 (0.03% 以下) の影響あるいは両元素の共存効果については更に検討したい。

6. 結 言

本報告では、マグネシウムとケイ素の量比を過剰マグネシウム域、balanced Mg₂Si 域および過剰ケイ素域の 3



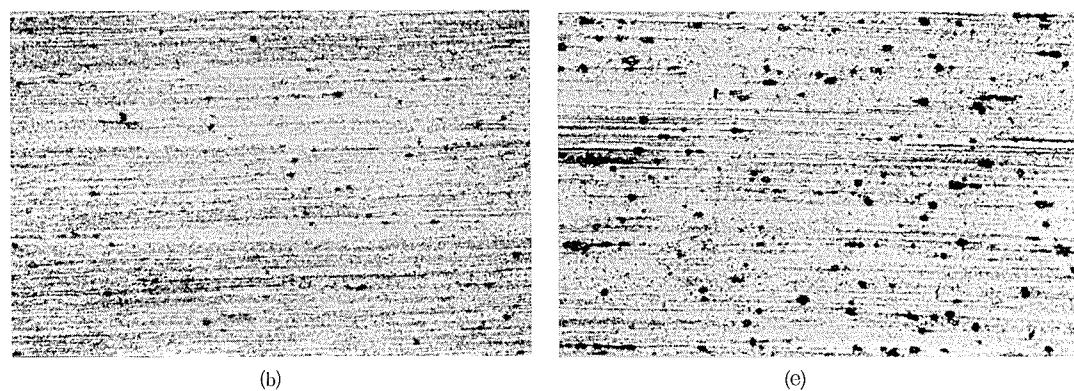
(Mg 0.6, Si 0.5)

**Photo. 1** Micro-structures of extruded Al-Mg-Si alloys containing 0.3% Mn. $(\times 100)$ As-extruded
(Mg 0.8, Si 0.3)Precipitated at 230°C
for 2 hr after extrusion

(a)

(d)

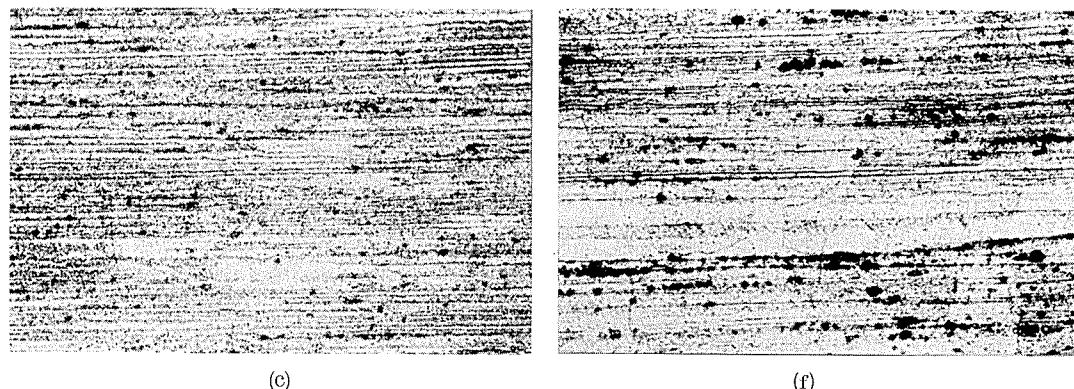
(Mg 0.7, Si 0.42)



(b)

(e)

(Mg 0.6, Si 0.5)



(c)

(f)

Photo. 2 Micro-structures of the extruded Al-Mg-Si alloys containing 0.3% Cr ($\times 100$)

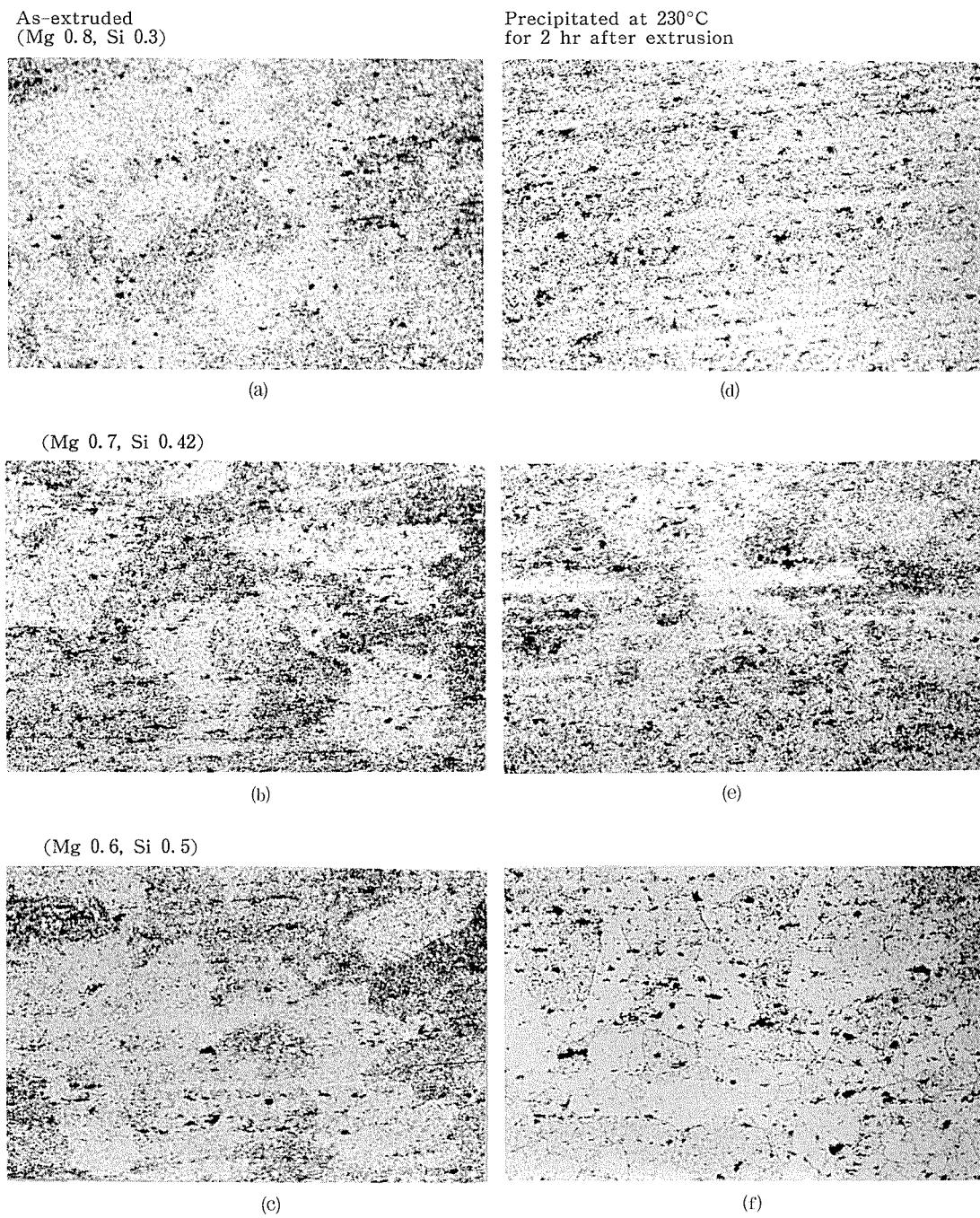
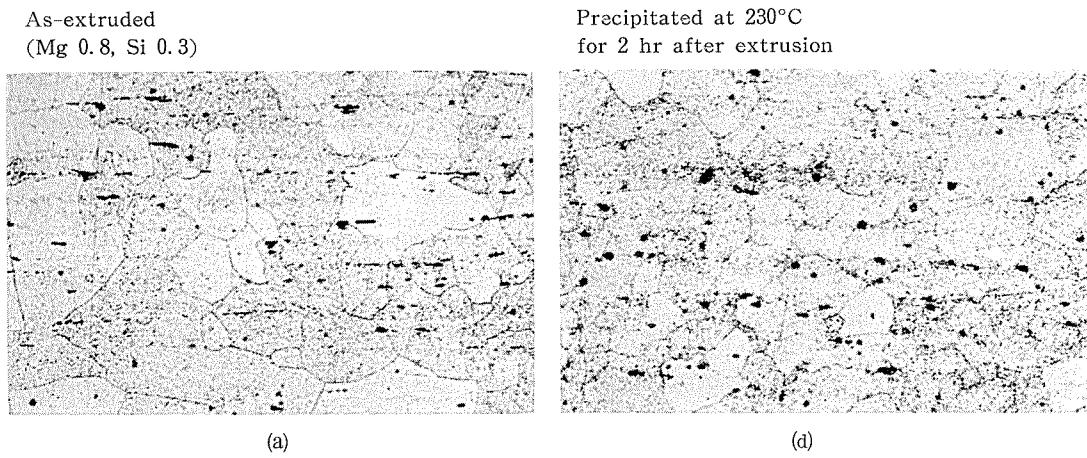


Photo. 3 Micro-structures of the extruded Al-Mg-Si alloys containing 0.3 % Ni. ($\times 100$)



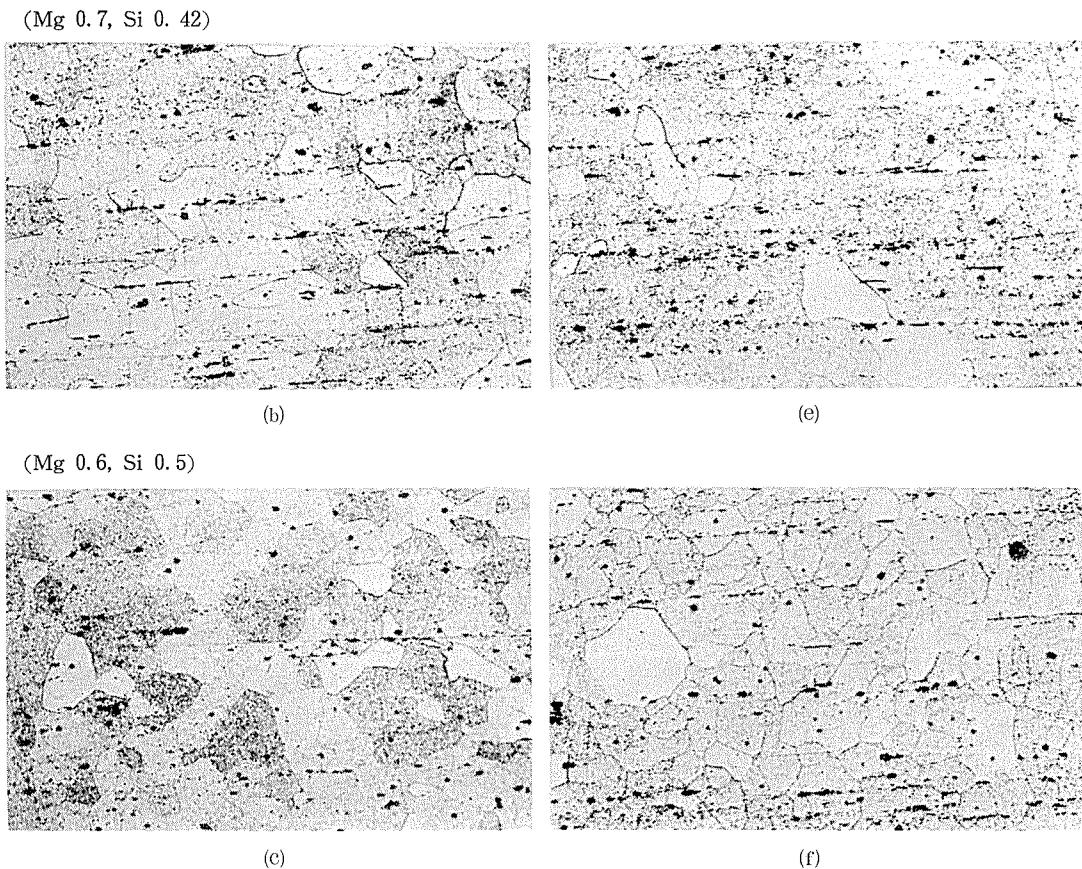


Photo. 4 Micro-structures of the extruded Al-Mg-Si alloys containing 0.3%Zn. ($\times 100$)

域にわけた $\text{Al}-(\text{Mg}+\text{Si}=1.1\%)$ 合金に対する微量添加元素の影響として、マンガン、クロム、ニッケル、亜鉛、スズ、アンチモン、鉛およびコバルトの添加が本系合金の引張強さおよび電気伝導度におよぼす影響を調査した。その結果。

(1) マンガンおよびクロムの添加は本実験に試験した元素中では最も Al-Mg-Si 系合金の電気伝導度を低下せしめるが、特にクロムを添加した場合にこの傾向が著しかった。クロムが過飽和固溶塊から析出しがたいことも原因しているように思われる。

(2) 実用的観点からみれば、2 EC あるいは 6101 合金の T 6 規格、すなわち、電気伝導度 55% IACS、引張強さ 20.3 kg/mm^2 以上を満足せしめるためにはマンガンおよびクロムの上限 0.03% はそれぞれ単独添加の場合でも境界線であった。

(3) マンガンおよびクロム以外では亜鉛が Al-Mg-Si 系合金押出し材の押出しのままの強度をかなり増加していた。この原因については亜鉛を添加したものは押出しのままで再結晶を完了しているので、押出特性では説明できない。焼入性の面からも考える必要があるよう思われる。

(4) ニッケル、スズ、アンチモン、鉛およびコバルトの添加は今回の実験の範囲では Al-Mg-Si 系合金の諸性能に特に顕著な影響を与えたなかった。

P

101
Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 2, April. 1964

銅合金の高温高圧水による腐食に関する研究 (第3報)

α アルミニウム青銅の腐食とそれにおよぼす添加元素の
効果について

佐 藤 史 郎

住友軽金属工業株式会社

論文

銅合金の高温高圧水による腐食に関する研究（第3報）

α アルミニウム青銅の腐食とそれにおよぼす添加元素の効果について*

佐藤 史郎**

Study on the Corrosion of Copper Alloys in High-Temperature Water and Steam (Rep. 3)

Corrosion of Alpha Aluminium Bronze and its Modifications with Various Additional Elements

by Shiro Sato

An investigation has been carried out on the corrosion of alpha aluminium bronze by high-temperature water and steam. The copper alloys containing 7% Al and small amounts of various elements were used as annealed strip. The specimens were set in an autoclave and exposed to the saturated water and steam at 300°C. After the exposure for 250 hours, measurement of weight increase, tensile test, microscopical examination and X-ray analysis of the corrosion product were performed. The following results were obtained. (1) The weight increase and the decrease in tensile strength and elongation due to intergranular corrosion were observed on every specimen. (2) The corrosion product formed on the specimens was a mixture of metallic copper and Böhmite ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3\cdot\text{H}_2\text{O}$). This fact shows that the aluminium atoms near the grain boundary were selectively oxidized by high-temperature water and steam. (3) The little addition of arsenic or antimony to the alloy promotes the corrosion. For example, the penetration depth of intergranular corrosion of Cu-7%Al-0.34%As alloy was more than 250 μ but that of Cu-7%Al alloy was about 30 μ . (4) Tin is the only element that can reduce the rate of intergranular corrosion but it can not inhibit the corrosion completely. (5) The little addition of Mn, P, Ag, Fe, Ni, Si, Ti, Zr, Cr, Zn, Ca, and Cd has no appreciable effect on the corrosion. (6) From the fact that the corrosion product was observed porous and the corrosion rate was constant through the test period on each alloy, it is considered that the rate controlling factor of the corrosion reaction is not in the formation of corrosion film but presumably in the nature of the grain boundary of the alloy. This is the reason why the corrosion action of aluminium bronze by high-temperature water and steam is intrinsically different from that by dry oxygen gas.

1. 緒言

アルミニウム青銅は機械的性質とともに耐食性が優れていますので各方面に広く利用されている。熱交換器管材としてアルミニウム青銅をみた場合、冷間加工性と耐食性の面からα単相成分のものが適しているとみられる。アルミニウム青銅が黄銅に比較して、アンモニア雰囲気による応力腐食ワレに対する抵抗が大きいことはアルミニウム青銅熱交換器管の大きな利点であるとみなされる。欠点の一つとしては、アルミニウム青銅が高温の水蒸気によって脱アルミニウム腐食状の腐食を受けることがあるが、この点につ

いて系統的な研究はなされていないようである。わずかに Klement^{2,3)}らが 177°C の飽和水蒸気中における α アルミニウム青銅の応力腐食ワレとそれにおよぼす添加元素の効果について研究を行ない、応力腐食ワレの発生原因是アルミニウム原子の粒界偏析に起因するものであること、および添加元素として Sn および Ag がワレの防止に有効であることを述べているが、応力を与えない条件下における高温高圧の水および蒸気による腐食については全くふれていない。

筆者は第1報でアルミニウム青銅を含む各種の2元銅合金が高温高圧の水および蒸気によって受ける腐食について研究した結果を報告し、その中でα単相成分のアルミニウム青銅は粒界に選択的な腐食を受けることを明らかとし

* 日本国金属学会誌, 25 (1961), 471 に一部発表

** 研究部

た。本報では熱交換器管材などとして実用上有用な Cu-7wt%Al 合金の腐食の詳細とそれによぼす添加元素の効果について検討した結果を報告する。

2. 試料および実験方法

2.1 試料の化学成分

試料合金として、 α 単相成分の Cu-7wt% Al 合金（以下 wt は省略する）およびそれに添加元素として Sn, As, Sb, Mn, P, Ag, Fe, Ni, Si, Ti, Zr, Cr, Zn, Ca, Cd を添加した合金を高周波電気炉で黒鉛ルッボを用いて熔解した。試料合金の化学成分を Table 1 左欄に示す。

2.2 試験片

Table 1 に示した各合金を圧延して厚さ 0.50mm の板とし、長さ 110mm、巾 10mm、平行部の巾 5 mm の引張試験片状に成形し、600°C × 1hr の焼鈍を行ない、水冷後これを試験片とした。Table 1 に示した試料の他に、添加元素として Pb, P, As, Sb, Cd, Ag の一種をそれぞれ 1% づつ配合した合金も熔解したが、熱間圧延時にフレを生じたので試料として実験に供し得なかった。

2.3 実験装置

試験片は磁製管に通し、ステンレス鋼製の枠の上段と下段に各 1 枚づつ取付け、容量 5l の 18-8 のステンレス鋼製のオートクレーブの中に入れた。

Table 1 Result of the corrosion test on Cu-7%Al alloys containing various additional elements by exposure to water and steam at 300°C for 250 hours under the saturated pressure.

Chemical composition of specimens, wt%			Weight increase, mg/cm ²		Tensile strength, kg/mm ² () : degree of decrease, %		Elongation, % () : degree of decrease, %		Thickness of corrosion layer, μ			
Cu	Al	Additive	Water	Steam	As prepared	Water	Steam	As prepared	Water	Steam	Water	Steam
92.08	7.01	None	0.33	0.38	45.8	42.5 (7)	41.0 (11)	58	49 (16)	43 (26)	33	26
92.42	7.26	Sn=0.30	0.25	0.26	45.2	43.6 (4)	42.9 (5)	56	46 (18)	44 (21)	26	36
91.86	7.46	Sn=0.51	0.23	0.18	47.0	45.5 (3)	42.8 (9)	56	48 (14)	56 (0)	10	10
91.00	7.36	Sn=0.64	0.29	0.15	47.2	47.0 (0)	46.5 (2)	52	56 (0)	58 (0)	13	17
92.61	7.21	As=0.12	0.39	0.24	45.2	32.4 (28)	30.8 (32)	58	28 (52)	28 (52)	53	40
92.20	7.36	As=0.34	0.88	0.68	43.1	0 (100)	0 (100)	46	0(100)	0(100)	>250	>250
92.14	7.32	As=0.45	1.47	1.27	48.2	0 (100)	0 (100)	45	0(100)	0(100)	>250	>250
92.10	7.61	Sb=0.12	0.43	0.55	45.7	28.3 (38)	24.3 (47)	45	10 (78)	5 (89)	110	100
92.29	7.37	Mn=0.34	0.30	0.23	44.9	41.1 (9)	41.8 (7)	68	56 (18)	54 (21)	40	33
91.81	7.21	Mn=0.97	0.29	0.23	45.3	40.6 (10)	41.6 (8)	60	40 (33)	52 (13)	46	33
92.17	7.59	P=0.14	0.51	0.22	55.0	50.6 (8)	51.4 (7)	38	28 (26)	34 (11)	26	30
92.42	6.61	Ag=0.91	0.45	0.42	51.3	45.6 (11)	46.4 (10)	38	33 (13)	30 (21)	23	40
92.14	7.24	Fe=0.61	0.38	0.24	55.0	51.0 (7)	54.4 (1)	44	34 (23)	32 (27)	20	20
91.56	7.16	Ni=1.07	0.32	0.24	45.6	44.5 (2)	44.3 (3)	46	50 (0)	50 (0)	20	23
91.93	7.39	Si=0.56	0.39	0.28	55.4	50.8 (8)	50.4 (9)	44	40 (9)	40 (9)	33	26
91.68	7.47	Ti=0.66	0.43	0.40	61.7	59.0 (4)	57.8 (6)	32	32 (0)	26 (19)	17	17
91.70	7.63	Zr=0.64	0.30	0.32	57.6	54.2 (6)	52.4 (9)	32	32 (0)	22 (31)	23	26
92.47	7.26	Cr=0.18	0.32	0.23	53.5	50.8 (5)	50.4 (6)	32	36 (0)	44 (0)	33	26
91.12	7.22	Zn=1.57	0.43	0.29	47.1	36.7 (22)	37.1 (21)	56	24 (57)	30 (47)	43	26
91.70	7.57	Ca=0.60	0.32	0.26	48.1	44.3 (8)	45.1 (6)	52	52 (0)	52 (0)	33	33
92.10	7.58	Cd=0.15	0.36	0.27	—	—	—	—	—	—	40	20

2.4 実験条件

オートクレーブ内に蒸溜水 2l を入れ、密閉し、110°C で脱気後オートクレーブ内の温度が 300°C、圧力がその温度の飽和圧力 86kg/cm² になってから 250 時間の間、腐食反応を生ぜしめた。試験時において、枠の上段の試験片は蒸気中に、下段の試験片は水中に露出された。

3. 実験結果

オートクレーブより取出した各試験片はいずれも赤褐色のやや剝離性の腐食生成物に覆われており、試験前の試験片に見られた光沢のある黄金色は完全に消失していた。実験データを Table 1 に示す。

3.1 重量変化

腐食生成物をつけたまま重量変化量を測定した。各試験片の重量はいずれも増加していた。重量増加量と添加元素との関係を Fig. 1 に示す。腐食生成物の一部には剝離したものもあるので、ある程度の誤差は当然考えねばならないが、Fig. 1 において As を 0.34% または 0.45% 含有する合金の腐食增量が特に大きく表わされており、As の添加は腐食を促進する作用があるものと考えられる。

3.2 引張試験

試験前後の各試験片について引張試験を行ない、引張強さと伸びを求め、腐食による引張強さおよび伸びの減少率を算出した。引張強さおよび伸びの減少率と添加元素の関

係を Fig. 2 および Fig. 3 に示す。

Fig. 2 において、As および Sb 以外の添加元素を含有する試験片の引張強さの減少率は水中に露出したものおよび蒸気中に露出したものいずれも、ほとんどが10%未満であり、添加元素を含有しない Cu-7%Al 合金の減少率とあまり差がない。しかし、As および Sb を添加した合金の引張強さの減少率は Cu-7%Al 合金よりも明瞭に大きくなっている。As および Sb の添加は腐食をかなり促進しているものであることがわかる。特に、As を 0.34% および 0.45% 含有している合金は腐食が貫通しているようであり完全に脆化していた。代表例として水中に露出した各試験片の破断部の状況を Photo. 1 に示す。

伸びの減少率は Fig. 3 にみるごくあって、測定そ

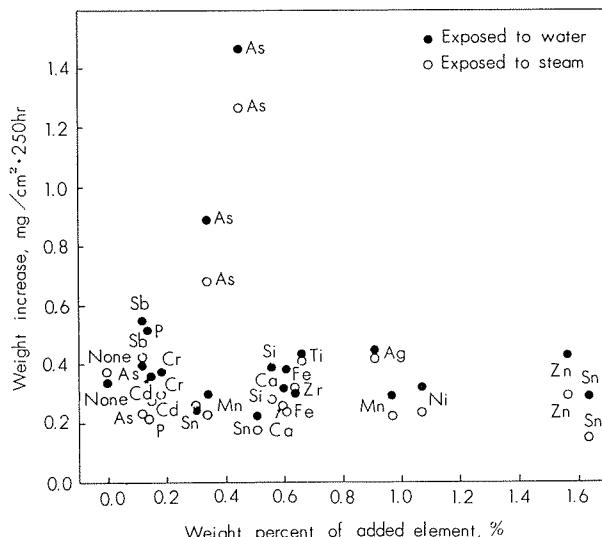


Fig. 1 Effect of added elements on the weight increase of Cu-7%Al alloys exposed to saturated water and steam at 300°C for 250 hours.

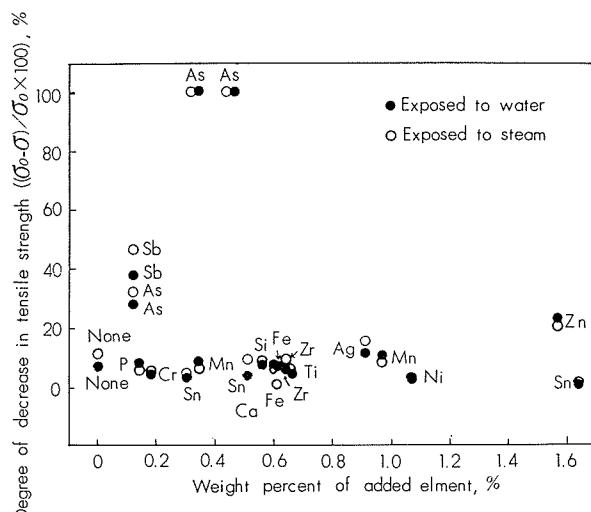


Fig. 2 Effect of added elements on the degree of decrease in tensile strength of Cu-7%Al alloys exposed to saturated water and steam at 300° for 250 hours.

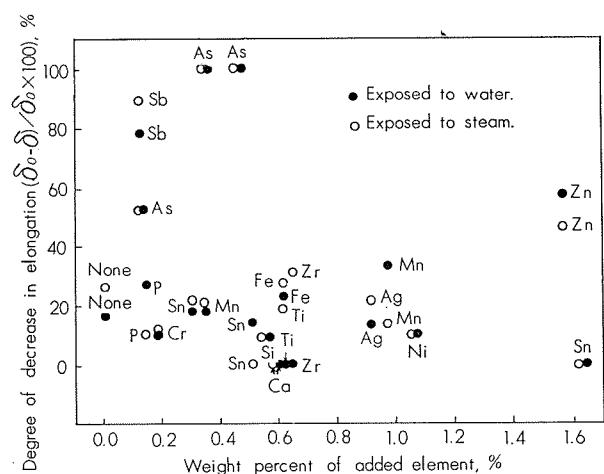


Fig. 3 Effect of the added elements on the degree of decrease in elongation of Cu-7%Al alloys exposed to saturated water and steam at 300°C for 250 hours.

のものにかなりのバラツキの存在が考えられ、腐食の影響は正確に判定し難いが、As および Sb を含有する合金は水中および蒸気中に露出したものとともに伸びの減少率がきわめて大きい。また、Zn を 1.6% 含有する合金の水中および蒸気中に露出した両試験片はともに伸びの減少率が約 50% であり、引張強さの減少率もかなり大きかった。このことから、Zn の添加はやや腐食を促進する作用があるものではないかと考えられる。

3・3 顕微鏡調査

各試験片の両端部 10mm の長手方向切削面を顕微鏡で調査した。各試験片はいずれも主として粒界が腐食を受けていたが、ごく表面層には浅い層状の腐食が見受けられた。腐食を受けた粒界は金属銅の呈する色調を示していた。各試験片の断面において、最も深い粒界腐食の侵入深さを測定した。この粒界腐食の侵入深さと添加元素の関係を Fig. 4 に示す。Fig. 4 において、Sn を 0.51% または 1.64% 含有する合金の試験片の粒界腐食の侵入深さは他の試験片の粒界腐食の侵入深さよりも全般的に浅いようであり、0.5% またはそれ以上の Sn の添加は多少腐食を抑制する効果を有するように見受けられた。しかし Sn を 0.30% 含有する合金では上述のような Sn の添加による腐食抑制作用は見受けられないようであった。添加元素のうち、粒界腐食の侵入深さを増大させている元素としては、As および Sb がきわめて顕著であった。As を 0.34% または 0.45% 含有する合金の水中および蒸気中に露出した試験片では粒界腐食が試験片を完全に貫通していた。他の添加元素を含む合金の粒界腐食の侵入深さは 20~40μ のものが、ほとんどであり、腐食に対する影響ははつきりしなかった。代表例として水中に露出した各試験片の断面状況を Photo. 2 に示す。

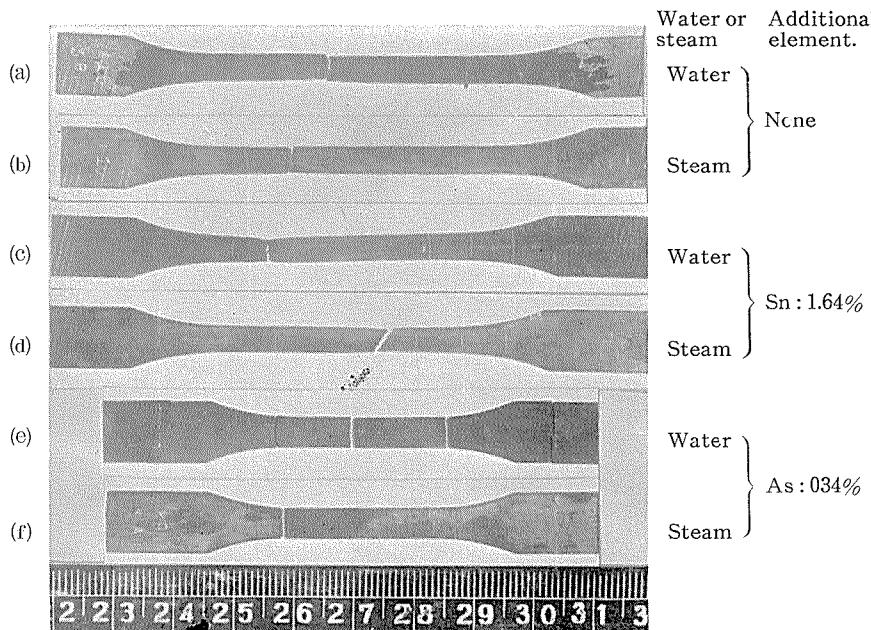


Photo. 1 Some typical specimens after corrosion and tensile test showing the effect of additional elements on the corrosion of Cu-7%Al alloys by water and steam at 300°C for 250 hours. (c) and (d) show the slightly beneficial effect of Sn addition on the corrosion. (e) and (f) show the very detrimental effect of As addition on the corrosion.

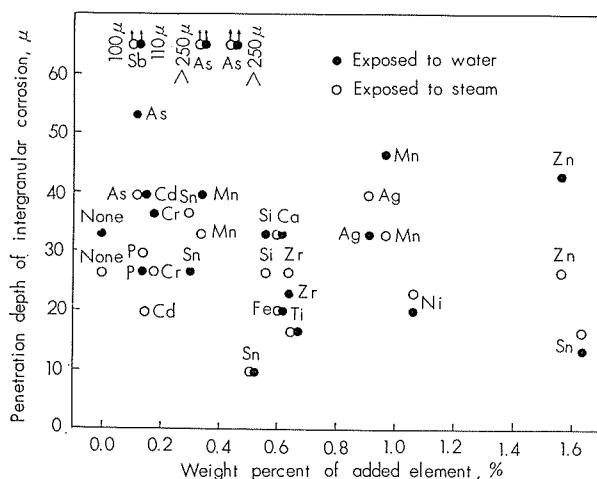


Fig. 4 Effect of the added elements on the penetration depth of intergranular corrosion of Cu-7%Al alloys exposed to saturated water and steam at 300°C for 250 hours.

3・4 腐食生成物の分析

試験片の表面にX線(Cu-K α)を照射し、生じた腐食生成物のX線分析を行なった。その結果、各試験片について最も強く金属銅の回折線を得た。同時に3.17Åと6.14Åの位置に弱い回折線を認めた。この2本の回折線はそれぞれ α -Al₂O₃·3H₂O(Böhmite, orthorhombic)⁵⁾の(021)および(020)による回折線とよく一致する。試験片によつてはCuO, Cu₂Oの回折線が見受けられるものもあつたが、これらはオートクレーブ中に残留した空気中の酸素によって銅が酸化されたものではないかと思われる。なお、

各試験片について添加元素を含む化合物は検出されなかつたが、これは添加量が少ないためであろう。水中および蒸気中に露出したCu-7%Al合金の腐食生成物から得られた回折像をFig. 5 (a)および(b)に示す。

ついで、水中に露出した試験片と蒸気中に露出した試験片に分けて、腐食生成物を試験片から剥し、その主成分であるCuをアンモニア水と過酸化水素の混合水により選択的に溶解させ、汎過し、残った白色の粉末についてX線分析を行なった。その結果、 α -Al₂O₃·3H₂O(Böhmite)のほぼ完全な回折像を得た。これらをFig. 5 (c)および(d)に示す。

さらに、腐食生成物について、化学分析によるCuおよびAl量、アンモニア水により抽出した残渣の白色粉末量、ならびにその粉末の灼熱減量より求めた水和量などを調査しTable 2に示す結果を得た。この結果は、測定の対象となつた腐食生成物の量が少なく、ある程度の誤差が生じえたことを考慮すれば、腐食生成物がAl₂O₃·H₂Oと金属銅(Cu)であるとするX線分析の結果を支持するものとみなしてよいと思われる。

Table 2 Analyses of the corrosion products formed on the surface of the specimens exposed to water and steam at 300°C for 250 hours.

Exposure to	Chemical analysis, %		% of residue	Ignition loss, % (n in Al ₂ O ₃ ·nH ₂ O)
	Cu	Al ₂ O ₃ ·H ₂ O		
Water	78.0	4.60(10.23)	12.4	18.8 (1.3)
Steam	84.9	4.64(10.32)	12.9	16.1 (1.1)

() : calculation

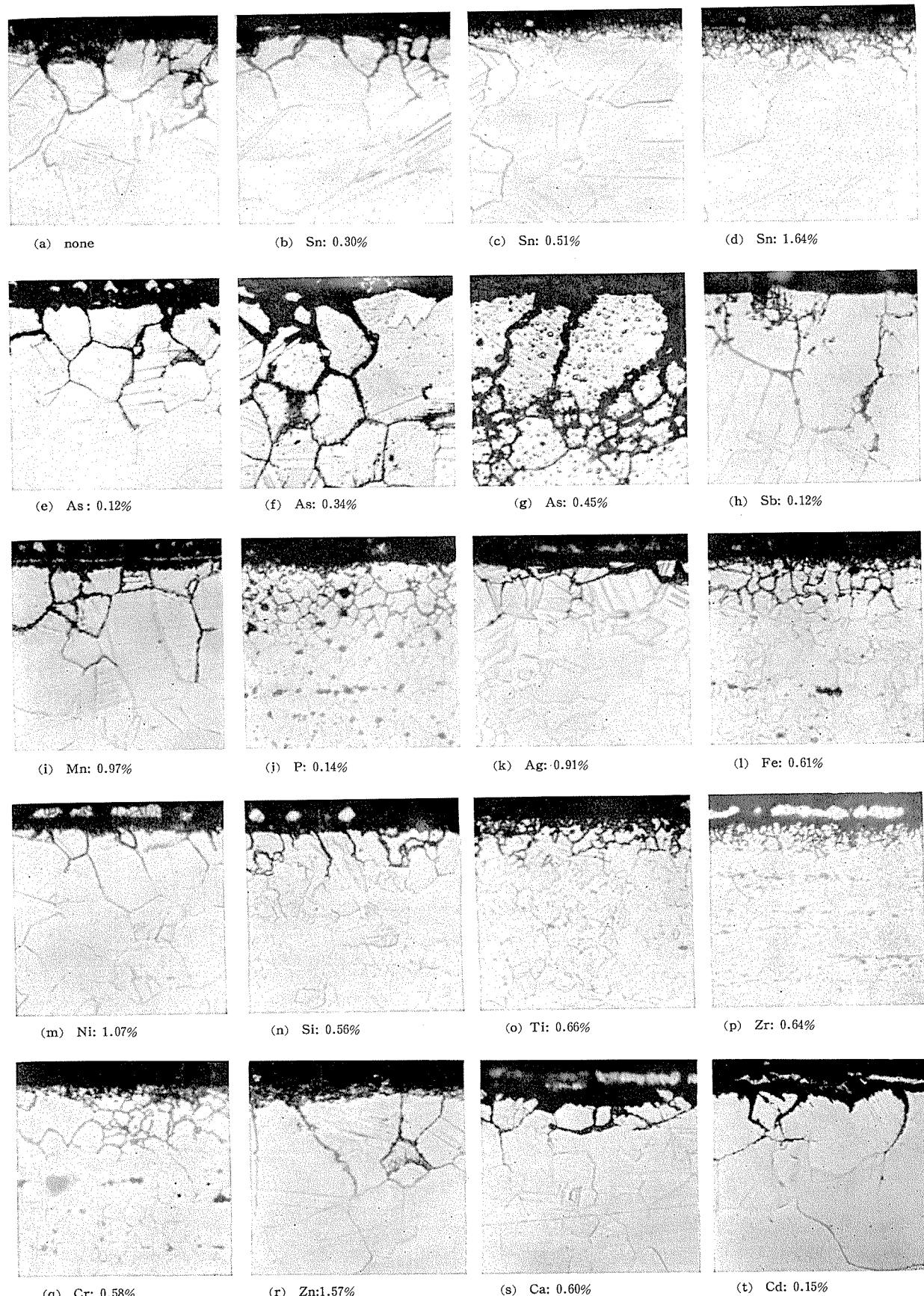


Photo. 2 Longitudinal cross sections of Cu-7%Al alloys containing various additional elements exposed to saturated water at 300°C for 250 hours. ($\times 500$)

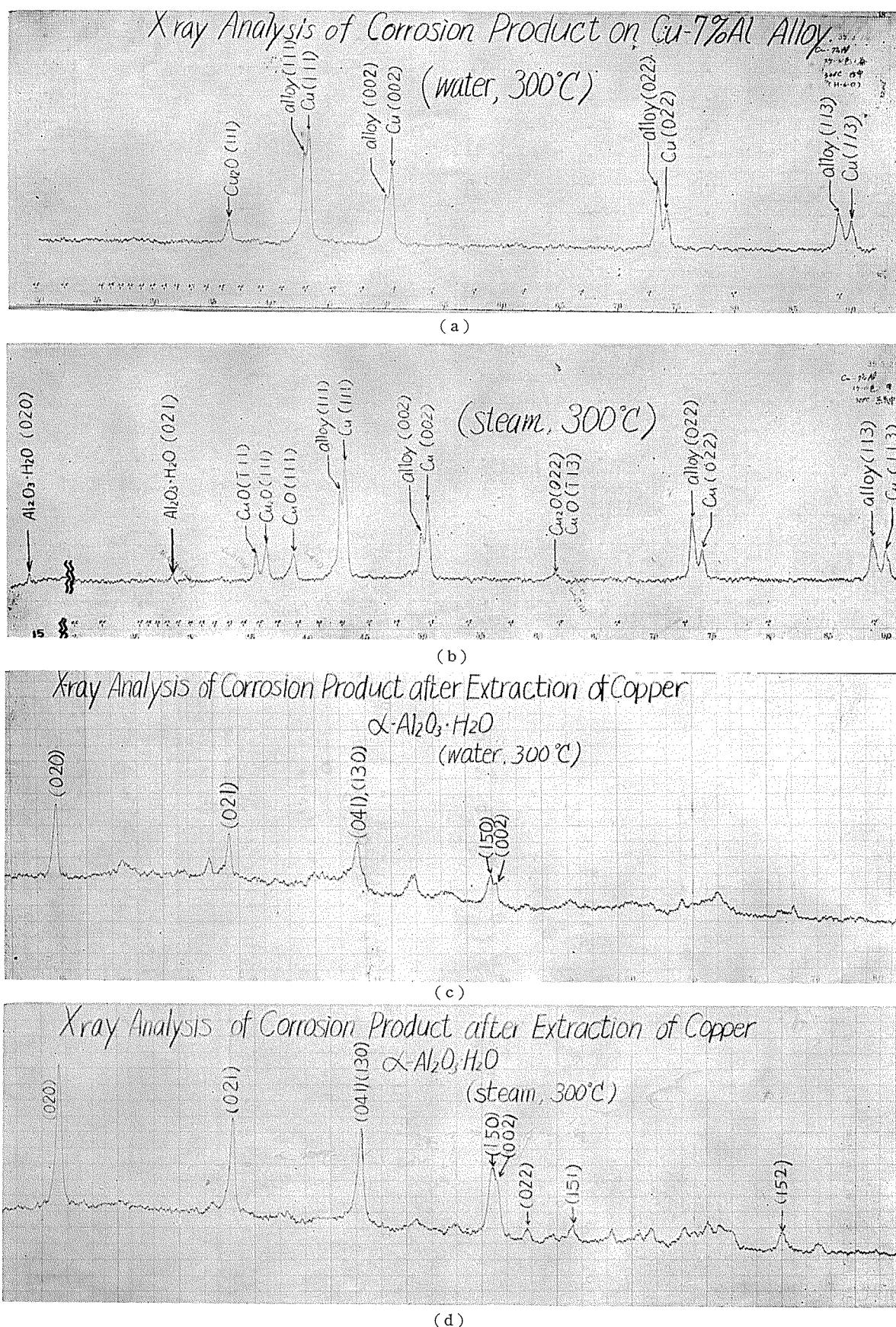


Fig. 5 X ray analyses of corrosion products formed on the surface of Cu-7%Al alloys exposed to saturated water and steam at 300°C for 250 hours.

(a) and (b): X ray ($\text{Cu}-K\alpha$) was irradiated on the surface of a specimen. (c) and (d): X ray ($\text{Cu}-K\alpha$) was irradiated on the powder of the corrosion product after extraction of copper by aqua ammonia.

4. 考 索

腐食生成物のX線分析の結果から、 α 単相成分のアルミニウム青銅は高温高圧の水および蒸気によって腐食を受け Cu と $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ を生ずるものであることがわかった。この $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ は合金の中のアルミニウム原子が高温の H_2O と反応して、水素ガスを発生し、選択的に酸化を受けて生じたものと考えられる。この時、合金中の銅原子は H_2O と反応しないので、金属銅となって腐食生成物の中に存在するのであろう。

従って腐食による重量増加量は、腐食された合金の Al が $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ に変化したための重量増加と考えられる。このことが矛盾しないかどうかを確かめるため、腐食された合金の量を断面観察より、点算法で求め、それから予期される重量増加量と実測値を比較してみた。その結果は Table 3 のごとくであって両者はよく一致した。このことから上記の考察は間違っていないようと思われる。

アルミニウム青銅は高温の乾いた酸化環境に曝露された場合、腐食生成物としてアルミナの皮膜を形成し、この皮膜が合金を保護するため、純銅および他の銅合金よりも優

Table 3 Weight increase calculated and measured on Cu-7%Al and Cu-7%Al-As alloys exposed to saturated steam. (300°C, 250hr)

Alloy	$f_v \times 100$	ΔW_c	ΔW_m
Cu-6.52%Al	2.6	7.4	6.7
Cu-7.21%Al-0.12%As	2.8	9.7	7.4
Cu-7.36%Al-0.34%As	6.6	18.0	13.1
Cu-7.32%Al-0.43%As	13.8	45.7	31.9

$f_v = N_p / NT$: volume fraction of corroded part obtained from point counting of cross section.

$\Delta W_c = f_v \times (\text{Al\% of Alloy}) \times ((\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}) / 2(\text{Al})) \times 10^{-2}$
: weight increase calculated in mg/19cm²·250hr

ΔW_m : weight increase measured in mg/19cm²·250hr

W : initial weight of specimen

19cm² : surface area of specimen

れた耐酸化性を示すことが知られている。この場合律速因子はその酸化皮膜にある。しかし、高温高圧の水および蒸気において、アルミニウム青銅は Al 原子のみが選択的に酸化される結果、腐食生成物として金属銅と酸化アルミニウム (Böhmite, $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$) の混合物を生ずる。この腐食生成物は Photo. 2 に示したごときわめて多孔質のものであり保護作用を有するものとは考え難い。この点を確認するため、Table 1 記載の合金のうち、添加元素を含有しない Cu-7%Al 合金、腐食を抑制する添加元素を含む合金 (Cu-7%Al-1.6%Sn) および腐食を促進する添加元素を含む合金 (Cu-7%Al-0.34%As) について簡単な追加実験を行なって腐食試験時間の経過と腐食量増加の関係を求めてみた (Fig. 6)。Fig. 6 より、いずれの合金においても腐食量は時間の経過と共にほぼ直線的に増大していることがわかった。このことは、腐食生成物がその後の腐食反応を律速する作用を有していないことを示すものとみられる。高温高圧水および蒸気によるアルミニウム青

銅の腐食反応は高温の H_2O のアルミニウム原子に対する選択酸化反応によるものであり、電気化学的機構による反応でなく一種の酸化反応であることが云える。しかしその律速因子として酸化皮膜が重要な作用をなしていない点は、

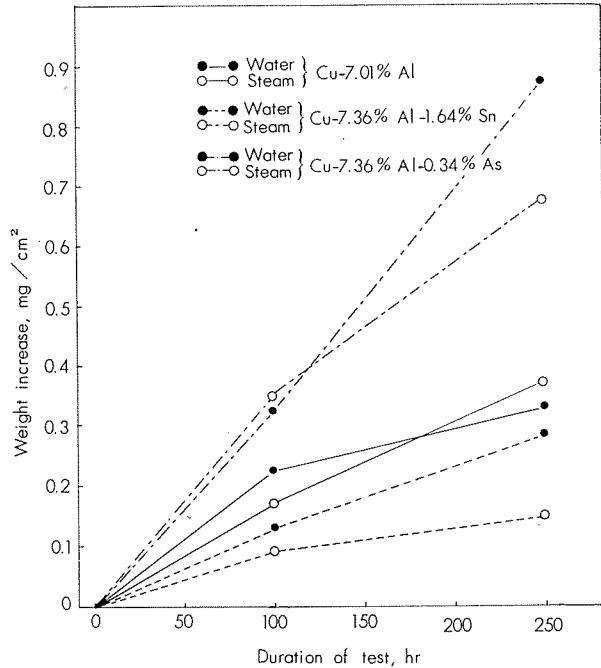


Fig. 6 Result of the corrosion tests of Cu-7%Al, Cu-7%Al-1.6%Sn and Cu-7%Al-0.34%As alloys exposed to the saturated water and steam at 300°C for 100 or 250 hours, showing the nearly linear relationship between the weight increase and the duration of test.

一般にいわれている乾いた酸素ガスによる酸化反応とは根本的に異なる点である。ここに、高温高圧の水および蒸気による腐食現象が、単なる酸化現象と全く異なった現象となっている由来があるものと考えられる。

従って、本実験の結果明らかとなつた一部の添加元素による腐食促進作用や抑制作用は一般的の酸化速度論におけるように添加元素が酸化皮膜の構造ならびに性質に与える影響から説明されるべきものではなく、別の観点、特に粒界の構造および性質より論ぜられるべきものであろう。

Klement らは水蒸気によるアルミニウム青銅の粒界応力腐食ワレの主因がアルミニウム原子の粒界偏析にあることを主張している。そして防止対策としてつぎの 4 条件を満たすことが有効であろうと考えている。(1)粒界に偏析しやすい添加元素を加え、粒界偏析しているアルミニウム原子と添加元素を置換する。従って添加元素の原子直径は銅の原子直径よりも大きくなるべく大であり、アルミニウムの原子直径に近いものがよい。(2)その添加元素は合金中にある程度の溶解度を有すること (3)元素の性質に応じて必要量添加すること (4)添加元素の酸化傾向 (ΔG) が小さいこと。そしてこの 4 条件を満たす元素として Sn, Ag などがあり、実験の結果その効果を確認している。そして Davis による Cd の効果についてもこの考え方から説明を与えている。⁶⁾

この実験において見受けられた添加元素の作用の中で最も明瞭であったものは As および Sb による著しい腐食促進作用である。Klement の考えを適用すれば Sb は原子直径が 2.89Å で Cu の 2.55Å より大きく、酸化反応は吸熱反応である。 $(Sb + H_2O = SbO + H_2, \Delta H = 38 \text{ kcal/mol})$ Sb の Cu-7% Al 合金中への溶解度については、データがないが、Cu 中への溶解度から考えて適當な大きさを有するものであろうと思われる。

従って、これらの事実から考える範囲では、Sb は Sn と同じように腐食を抑制する作用がなければならないが、このことは明らかに実験事実に反している。このことから、本腐食反応機構として、Klement らの提唱する機構と別の機構を考える必要があることが明らかであるが、現在のところ、本実験事実を十分に説明し得る機構はわかっていない。ただ、酸化皮膜と無関係な因子の作用、たとえば結晶粒界の状態と腐食が密接な関係にあることは十分に想像されるところである。

5. 総 括

300°C の飽和水および飽和蒸気の中で α アルミニウム青銅 (Cu-7% Al) が受ける腐食とそれによぼす添加元素の影響について調査し、次の結果を得た。

- (1) 腐食は粒界に沿って進行する。
- (2) 腐食生成物は金属銅と $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ の混合物によって形成されている。このことは合金の中のアルミニウム原子が H_2O により選択的に酸化されることを示すものと考えられる。
- (3) As, Sb の添加は著しく腐食を促進する。Sn の添加は腐食をやや抑制するが完全なものではない。Mn, P, Ag, Fe, Ni, Si, Ti, Zr, Cr, Zn, Ca, Cd などの添加は腐食に対し大きな影響を与えない。
- (4) 本腐食反応は一種の酸化反応であるが、腐食皮膜は多孔質のものであるため、一般酸化反応と異なり、律速因子をなしていない。

文 献

- 1) 森永：銅および銅合金、共立出版、(1954), 116
- 2) J. F. Klement, R. E. Maersch, P.A.Tully : Metal Progress, 75 (1959), Feb. 82
- 3) J. F. Klement, R. E. Maersch, P. A. Tully : Corrosion, 16 (1960), 519
- 4) 大津、佐藤：住友軽金属技報 1 (1960), 167
- 5) ASTM : X Ray Diffraction Data Cards, (1953), 5-0190
- 6) C. H. Davis : Copper and Copper Base Alloys, U. S. Patent 2,034,561, American Brass Co.
- 7) Samuel L. Hoyt : Metal Data, New York, (1952), 481
- 8) M. Hansen : Constitution of Binary Alloys, 2nd Ed., New York, (1958), 481

P

102

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 2, April. 1964

ケイ素青銅の Weld Crack および Hot Tear に関する研究

水 福 野 田 桂 保 一 夫

住友軽金属工業株式会社

論文

ケイ素青銅の Weld Crack および Hot Tear に関する研究

水野桂一* 福田保夫*

Study on the Weld Hot Cracking and Hot Tearing of Silicon Bronzes

by Keiichi Mizuno and Yasuo Fukuda

The interdendritic feature appearance of weld hot cracks suggests that the separation occurs at a stage of solidification during which interdendritic liquid film are present. On Cu-3%Si alloy containing the small amount of Fe, Zn, Mn, Sn and Cd three types of tests—Houldcroft test, restrained contraction test, and unrestrained contraction test—were carried out to know crack susceptibility of these alloys and establish a correlation between their crack susceptibility and their metallurgical factors of hot tearing. The results obtained were as follows.

- 1) A mathematical analysis of the Houldcroft test by Rogerson et al was applied to Si-bronzes: It was examined that the experimental crack length corresponded to the theoretical one in lower welding speed.
- 2) The crack susceptibility of Cu-3%Si alloy to weld hot cracking was decreased by the addition of Fe and Zn, on the other hand, increased by the addition of Cd.
- 3) It was known that the addition of Zn to Cu-3%Si alloy represented lower contraction characteristics in film stage period, and the addition of Cd represented higher one
- 4) It was due to the effect of the fine casted structure which was compatible with the strain-liquid film theory of hot tearing that the addition of Fe to Cu-3%Si alloy minimized crack susceptibility.

1. 緒 言

ケイ素青銅とは3% Siに少量のMn, Sn, Znなどを含有するCu-Si合金であり、比較的耐酸性を有するため化学装置に使用されている。ただ、その場合問題になることは、複雑な応力拘束をうける溶接作業において、しばしば溶接ワレが発生するということである。溶接などにおい

て問題にされるこの種のワレはHot Tearと呼ばれているもので、凝固末期において、樹状晶の間隙に残存している液膜が応力によって引きちぎられる現象である。本研究はこの溶接ワレの問題を取り上げ、かかる懸念のない材質を得るべく、Cu-3% SiにFe, Zn, Mn, Sn, Cdの少量を添加し、Hot Tearに対する感受性の相違、および、その冶金的要素との関連性を追求したもので、次のような実

Table 1 Chemical compositions of silicon bronzes

Alloy	No.	Chemical composition, %							
		Cu	Si	Mn	Fe	Zn	Sn	Ni	Cd
AR	S	Rem.	3.4	1.08	0.10
Everdur - 1010	M	Rem.	3.4	1.03
ASTM. B96-56A-1	F	Rem.	3.4	0.58	0.50
Olympic Bronze	Z	Rem.	3.4	1.26

Table 2 Mechanical properties at elevated temperature

Material Mech. prop. Temp., °C × 30min.	AR		Everdur-1010		ASTM B96-56A-1		Olympic Bronze	
	Tensile strength, kg/mm ²	Elongation, %						
0	68.8	13	65.1	11	71.6	8	65.5	9
400	29.6	47	34.4	12	43.9	10	25.5	28
500	14.8	91	13.4	82	15.2	40	11.7	54
600	9.0	72	7.2	96	6.0	132	7.2	76
700	5.0	93	4.2	96	3.9	119	4.5	76
800	2.9	128	2.8	86	3.1	117	2.4	107
900	0.12	0	0.82	0	1.9	32	1.4	95

* 研究部

験内容から成っている。(1)溶接ワレ試験を行なって各第3元素のワレ感受性におよぼす影響をしらべる。(2)拘束収縮試験を行なって各第3元素の鉄物のHot Tearにおよぼす影響をしらべる。(3)非拘束収縮試験により液膜期において加わる応力を関連をもつ鉄物の収縮量を測定する。なお、Table 1は内外にみられるケイ素青銅の化学組成を、

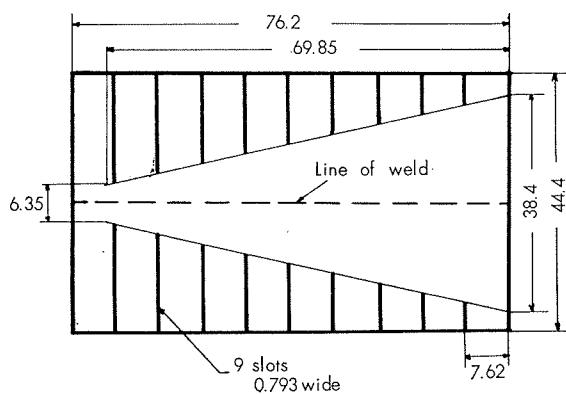


Fig. 1 Test specimens in 2mm thick sheet.

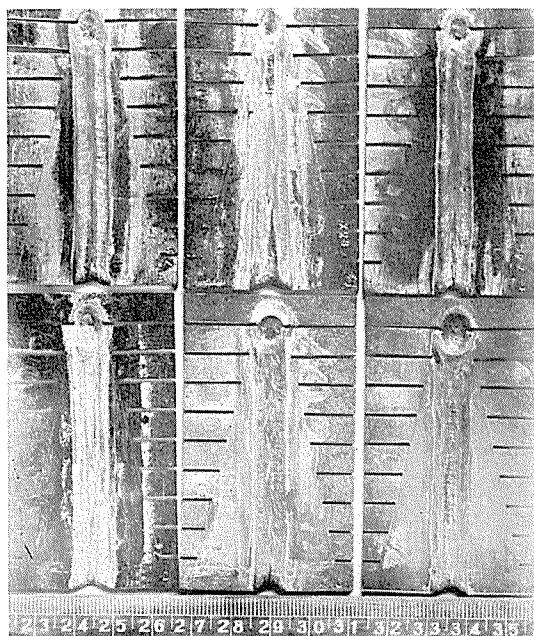


Fig. 2 Photographs of Houldcroft test specimens.

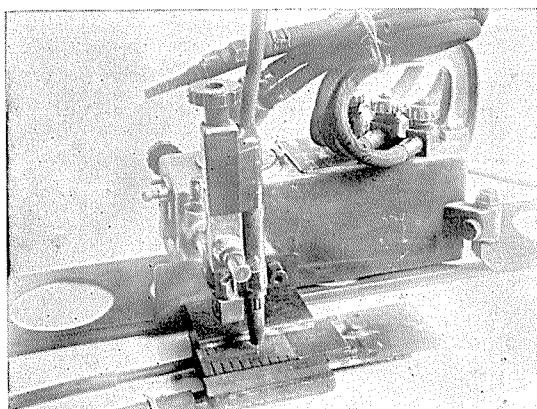
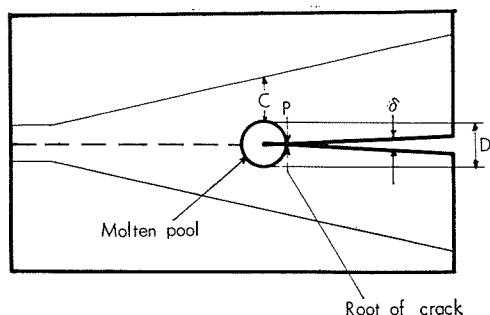


Fig. 3 Photograph of welding equipment.

Table 2はそれらの高温引張試験結果を示したもので、いずれも高温においてかなりの延性を有していることがわかる。溶接時のワレはこれらのデータおよび実験時の試料の観察から、固相線近傍においてすでに発生したものであることが認められる。

2. 溶接ワレ試験



Cu-3% SiにFe, Zn, Mn, Sn, Cdをそれぞれ第3元素として添加した試料を高周波電気炉にて溶製し、熱間、冷間圧延により2mm厚の板材を採取し、Houldcroftの発案によるFish Born Testを行なった。Fig.1に示すのが、試験片の形状、寸法で、試片の両側からスロットが対称的に入り右端部中心線から電極が進むに従って溶接プールに熱応力が加わり、ワレが発展する。スロットのために熱応力が左側に進むに従って減少するため、ある位置でワレが止まる。このワレの長短によって、ワレに対する感受性の優劣を検討するものである。Fig.2、3は試験片と装置を示したもので、水冷した銅板上にグラファイト板片を置き条件をそろえている。この方法にも多数ある溶接ワレ試験と同様、適不適があり、相互の比較のための再現性を有するデータを得るには適切な溶接条件を求めるべきである。そのため、Houldcroftの方法を数学的に解析しAl合金について行っているRogersonらの方法のケイ素青銅への適用を試みてみた。Rogersonらの行なった解析を簡単に述べると、ワレの開きを閉じるに要する力がその試片に発生するワレの長さと関連することをもとにして、溶接プールの端におけるワレの開きを閉じるに要する力がプール径をアームとしたその端に加わっている片持梁が2つ組合わせていると考え、Table 3の(1)式を求める。次に熱応力による歪 δ を計算するために溶接プールの外側の温度分布を、静止しているその分布と同様とし、表面からの熱損失を無視すると(2)式が得られる。溶接時の熱入量はWellsの近似式(3)式を用いる。また円周方向および接線方向の熱応力も定まるから、以上により(4)式が得られる。これを(1)式に代入して(5)式を得る。この値は試験片の幾何学的な数値、溶融点、熱膨脹係数、熱拡散定数などの函数であり、右辺は溶接線に沿ったそれぞれの位置において異

Table 3 Calculation of crack susceptibility factor

$$\frac{\delta}{2} = \frac{4Pd^3}{Ec^3} \left[1 + 0.98 \left(\frac{c}{d} \right)^2 \right] \quad -(1)-$$

 E = Young's Modulus.

$$T = T_m + \frac{q}{2\pi K} \cdot \ln \frac{d}{2r} \quad -(2)-$$

 T_m = melting point q = heat input d = bead width

$$r = 8KT_m [0.2 + \lambda] \quad -(3)-$$

$$\lambda = \frac{Vd}{4\alpha} \quad V = \text{welding speed}$$

 K = thermal conductivity r = distance from electrode

$$\varepsilon r = \frac{\delta \mu}{\delta r} = \alpha T$$

$$\varepsilon \theta = -\frac{\mu}{r} + \frac{1}{r} \frac{\delta v}{\delta \theta} = \alpha T$$

where ε = strain r, θ = polar coordinates α = coefficient of thermal expansion T = temperature

$$\delta = \frac{\alpha qr}{K} \quad -(4)-$$

substituting eq (4) into eq (1)

$$\frac{P}{E\alpha T_m d} = \frac{\frac{1}{2} \left(\frac{c}{d} \right)^3 [0.2 + \lambda]}{\left[1 + 0.98 \left(\frac{c}{d} \right)^2 \right]} \quad -(5)-$$

なった値を示す。試験時ワレが発展するが、材料にその開きを閉じるに要する充分な強さがあれば、その位置でワレは止まるわけである。従ってワレの止まる位置における(5)式の $P/E\alpha T_m d$ の値がワレ感受性の大きさを与えることになる。ここで、材質に冶金的な変動を生じないような溶接条件の変化を与えて、というのは熱入量を一定にする、すなわちビード巾を一定に保つておけば材料のワレ感受性は変化しないから、このワレ感受性の値を実験データの1点から求め、それをもとにして c の値、いいかえるとワレの長さと溶接速度との理論的関係が得られる。今、ケイ素青銅において溶接速度、あるいは電流を変化させた場合、(5)式から理論的に考えられるワレの長短の傾向と実験データとは次のようにかなりよく一致している。

(i) d を一定に保ち λ を増加させる場合、溶接速度を上げるとともに電流を増加させることになる。この場合ワレは長くなり実験データと一致する。

(ii) 一定の溶接速度において電流を増加させる。熱入量とビード巾が増大するが、 c は小さくなり c/d の減少によりワレは短くなる。この点もほぼ同様の傾向がみられた。

(iii) 電流を減少させビード巾を狭くするとワレは大になる。

(iv) 電流を一定にして溶接速度だけ増すと、ビード巾は狭くなるためワレは長くなる。

(v) 逆の場合、ワレは短くなる。

以上のようにケイ素青銅に対して、およそこの解析が適用できるように考えられる。

Table 4 は第3元素として Sn 2% を含有する試料 S3、

Table 4 Crack susceptibility factors

Material	Thermal diffusivity, cm ² /sec	Bead width, cm	Welding speed, cm/min	Crack length, cm	$\frac{P}{E\alpha T_m d}$
S3	0.12	0.9	12.0	2.51	0.087
F1	0.12	0.9	12.0	1.45	0.216

および Fe 0.5% を含む材料 F1 について、電流 100A、溶接速度 12.0cm/min におけるワレ長さを測定し、ワレ感受性の値 $P/E\alpha T_m d$ を計算した結果を示す。なお、この実験に適用した熱拡散定数は Cu-Si 2 元のものであるが Fe, Zn, Mn, Sn, Cd などの添加による 3 元合金の場合も上記試料ではほとんど大きな変化がみられなかった。このワレ感受性の値から前述の(5)式を用いて各種の入に対しての c の値を求め、Fig. 4 に示す溶接速度とワレの長さの理論関係図が得られる。図中の白丸はビード巾 0.9cm にて、各10回ずつの実験の平均値をとったもので、低速度の場合かなりよい理論値との一致が認められる。以上の結果を考慮し、溶接速度が小さい場合には、かなり再現性のある溶接ワレ試験を行なうことができると思われる所以、各試料について、電流 100A、溶接速度 0.2cm/sec という溶接条件

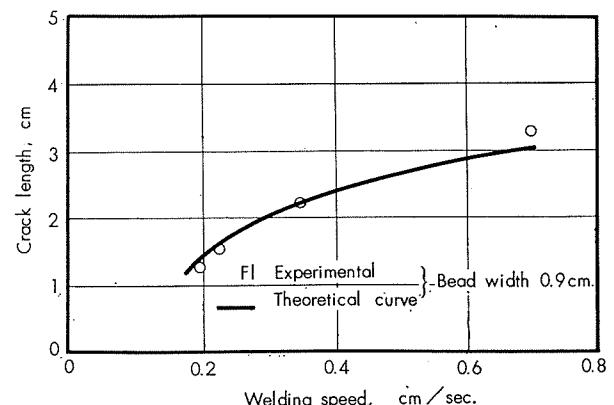
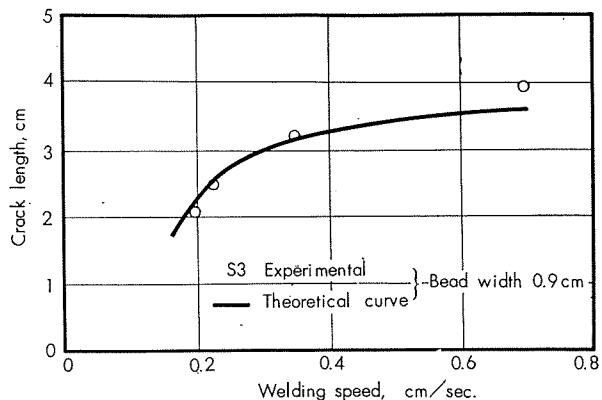


Fig. 4 Effect of welding speed on crack length in Si-Bronzes.

件により実験を行ない、ワレの長さおよびワレ感受性の値を各試料について求めた。Table 5 はその結果を示したもので、第3元素としての Cd の添加は、きわめてワレ感受性を増加させ、一方、Fe 次いで Zn の添加はそれを減少せしめることがわかる。

Table 5 Crack susceptibility factors calculated from test results of Cu-Si alloys

No.	Composition, %	Crack length, cm	$\frac{P}{E_a T_{md}}$
C	Cd 0.00	1.80	0.183
C8	Cd 0.46	3.50	0.045
C3	Cd 1.37	4.50	0.003
F1	Fe 0.57	1.45	0.210
F2	Fe 0.97	0.81	0.281
F3	Fe 2.72	1.16	0.246
M1	Mn 0.30	1.80	0.183
M2	Mn 0.80	2.04	0.160
M3	Mn 1.97	2.80	0.094
Z2	Zn 1.14	1.75	0.188
Z4	Zn 2.18	1.60	0.202
S1	Sn 0.55
S2	Sn 0.95	2.66	0.105
S4	Sn 3.82	1.92	0.171

3. 拘束収縮試験

Fig. 5 に示す軸方向に拘束を与えるような鋳鉄製鋳型に一定条件で鋳込みを行ない、表面まで通じるデンドライト間のワレの程度から、第3元素の Hot Tear におよぼす影響をしらべた。Table 6 はこれら試料の化学組成を、Fig. 6 は試験結果を示したもので、各10本ずつの試料について行ない、ワレの程度を4つに分類した。第3元素としての Fe は、Hot Tear に対する感受性を最も減少せしめ、次いで Zn, Mn, Sn, Cd の順であり、溶接ワレ試験と一致した結果を示している。

4. 第3元素の凝固区間への影響

Table 7 に示す各試料について熱分析を行ない、おおよその凝固区間をしらべてみた。その結果を Fig. 7 に示す。Sn および Cd の添加は Cu-3%Si の凝固区間をかなり長くすることがわかる。

5. 非拘束収縮試験

Hot Tear を起すのは凝固末期のいわゆる液膜期においてであるが、この液膜に加わる応力は合金固有の収縮量に関連している。すなわち収縮の大きいほど、拘束された状態下での液膜にかかる応力は大きいわけである。従って、固相線近傍における鋳物の収縮量を測定すれば、Hot Tear の感受性に対する一つの重要な要素を得ることができると考えられる。Fig. 8 は合金の収縮量を測定するために作製した装置を、Fig. 9 は型の寸法を示したものである。大きな揚りによってしっかり固定され、揚りの方向に鋳物が収縮するようになっており、端部にそう入したシリカチューブと連結したダイヤルゲージにより収縮量を測定

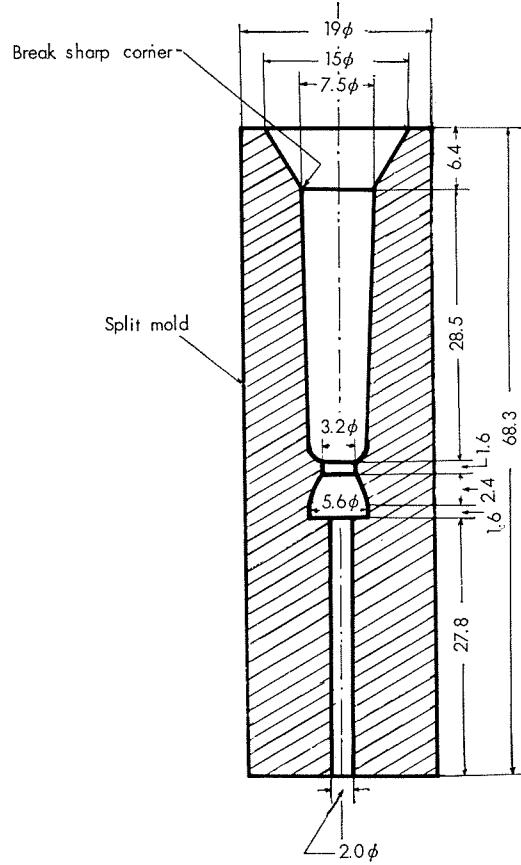


Fig. 5 Mold design.

Table 6 Chemical composition of test pins

No.	Chemical composition, %						
	Si	Fe	Zn	Mn	Sn	Cd	Cu
F	2.80	0.98	—	—	—	—	Rem.
Z	2.79	—	1.30	—	—	—	Rem.
M	2.79	—	—	1.05	—	—	Rem.
S	2.80	—	—	—	0.88	—	Rem.
C1	2.80	—	—	—	—	0.08	Rem.
C2	2.80	—	—	—	—	0.91	Rem.

No.	No crack	Fine crack	Crack extends around pin	Wide, deep crack extends around pin
F	■■■	■	■■	■■
Z	■	■■■■	■	■
M	■■■	■■■	■■	■
S	■■■	■■■	■■■	■■■
C1	■■■	■■■	■■■■	■■■■
C2	—	■	■■■■	■■■■■

Fig. 6 Restrained contraction test. Casting condition: Casting temp. 200°C over liquidus. Mold temp. 150°C

Table 7 Chemical composition of specimens used to thermal analysis

No.	Chemical composition, %						
	Si	Fe	Zn	Mn	Sn	Cd	Cu
F	2.93	0.90	—	—	—	—	Rem.
Z	2.87	—	1.13	—	—	—	Rem.
M	2.92	—	—	0.93	—	—	Rem.
S	2.94	—	—	—	0.90	—	Rem.
C1	2.93	—	—	—	—	0.04	Rem.
C2	2.95	—	—	—	—	0.82	Rem.

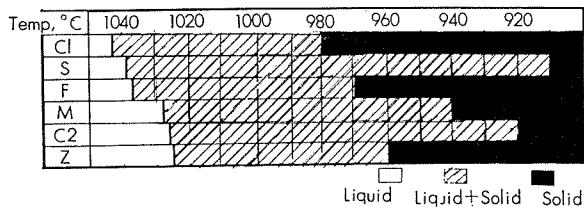


Fig. 7 Freezing range.

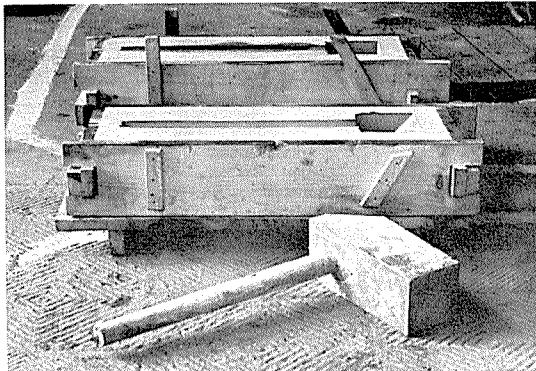


Fig. 8 Mold and pattern for unrestrained test bar casting.

する。温度測定のためにアルメルークロメル熱電対を棒の中央にそう入する。なお鋳型はCO₂プロセスにより作製したものである。Fig. 10 は Cu-3%Si に各種成分を添加したものについての収縮量と冷却速度のデータを示したものである。通常 Hot Hear に対する感受性の大きいものは、大きな収縮を示す傾向をもつが、Fig. 10 のデータからはほとんど差異は認められない。しかしながら、Hot Tear に関するのは液膜期における収縮のみである。すなわち収縮量と同時に液膜期の長さ、云いかえれば凝固時間も考慮せねばならない。Fig. 11 はそれらを考慮したもので、種々の強度を持つホットスポットの液膜期における相対的収縮量、すなわち相対的応力を示している。Zn 添加の試料は、他のものに比して、液膜期でうける応力は少なく、Cd 添加のものは比較的大きい応力をうけることが知られ、おおむねワレ感受性についての試験結果を説明する。ただ Fe 添加のものが液膜期において Zn 添加のものより大きな応力をうけるにもかかわらず、Hot Tear への感受性が極めて小さいということは、Fe 添加により鉄物組織が他のものに較べてかなり微細化されるというこ

とから説明される。Hot Tear において、結晶粒の影響は、液膜期と応力との関係とともに極めて重要なものであるからである。

6. 総括

以上 Cu-3%Si に添加した小量の第 3 元素の溶接ワレ、あるいは Hot Tear の感受性におよぼす影響と、それらの冶金的要素との関連性について調べた結果をまとめると、

(1) 溶接ワレ試験ではトーチの移動速度が比較的遅い条件下では、理論式からみちびかれるワレの長さとほぼ一致したデータが得られる。

(2) Fe および Zn は Cu-3%Si の溶接ワレに対する感受性を減少せしめる、一方 Cd の添加、とくに 0.4% 以上ではそれをかなり増大させる。

(3) 拘束収縮試験の結果 Cd, Sn と Mn, Zn, Fe 添加の順に Tear しやすいといいう傾向をみとめた。

(4) Sn, Cd の添加は Cu-3%Si の凝固区間をかなり長くする。

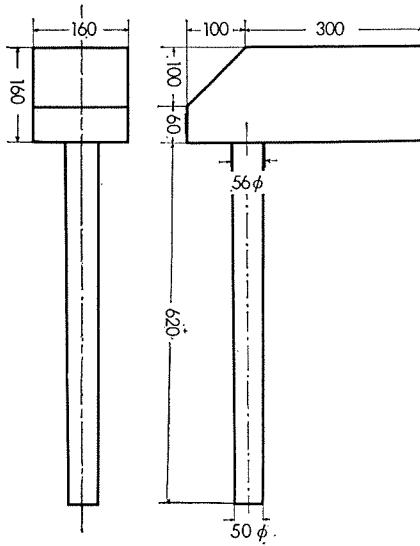
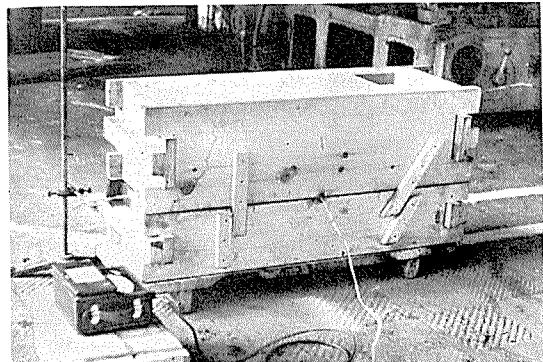


Fig. 9 Dimension of unrestrained test bars.



(5) 液膜期における相対的収縮量は、Zn, Fe, Mn, Sn, Cd 添加の順に大となる。

(6) Cu-3%Si への Fe の添加が最も Hot Tear しにく

い傾向を示すのは、Hot Tear において、液膜期と応力との関係とともにきわめて重要な要素となる組織の微細化から説明される。

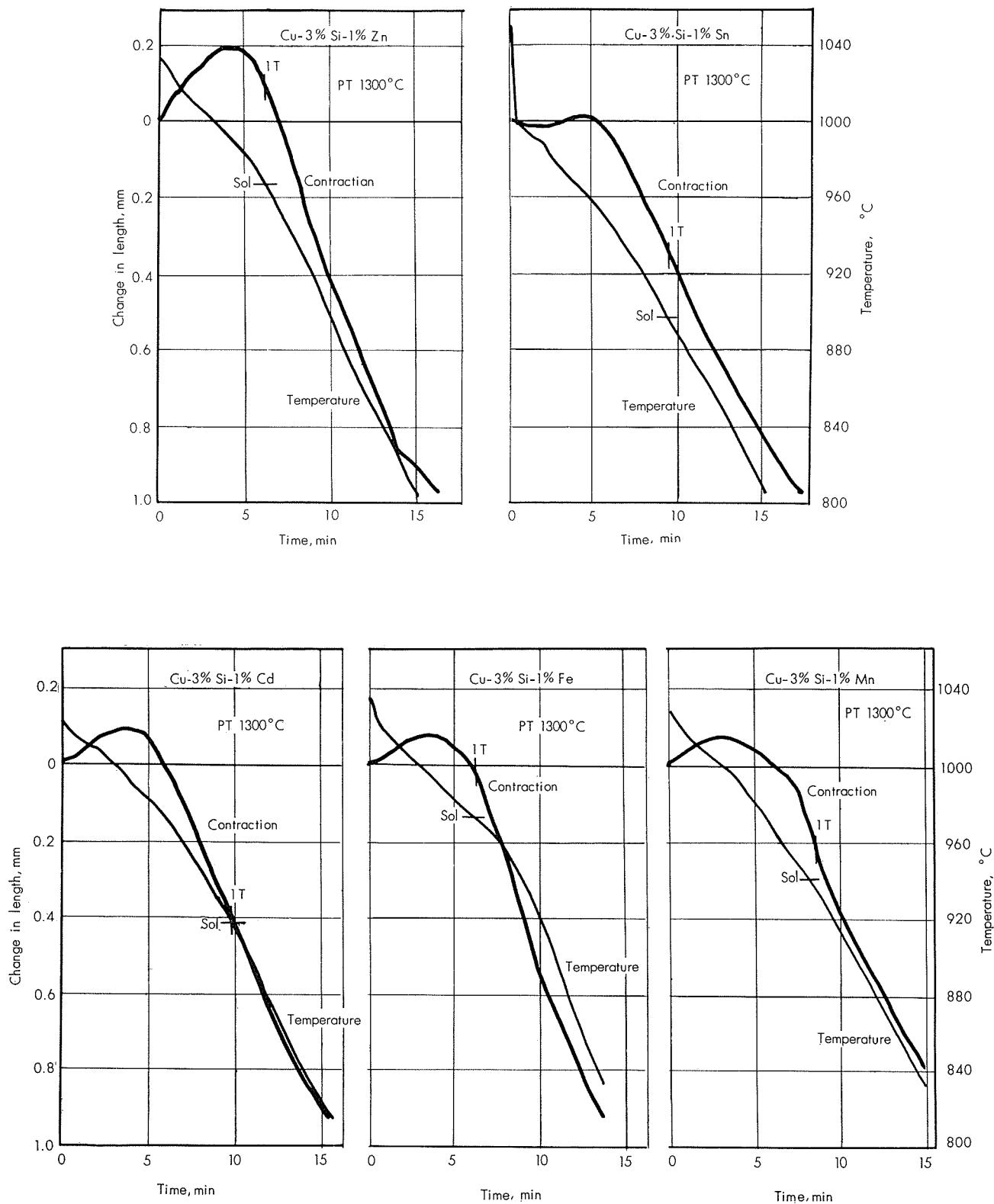
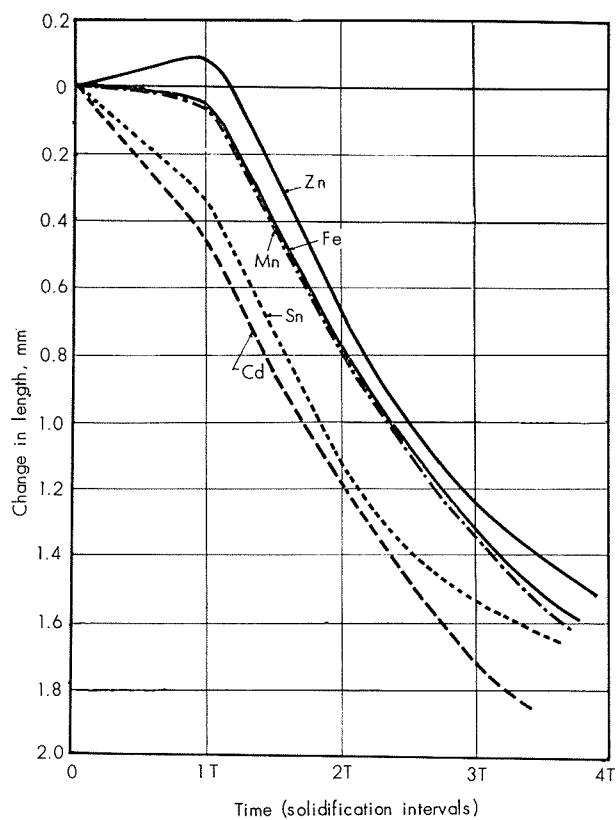


Fig. 10 Contraction and cooling rate of silicon bronze in unrestrained test bars.

**Fig. 11** Contraction as a function of solidification intervals.

文 献

- 1) Houldcroft: P.T. Brit Weld. J. **2** (1955) 471
- 2) J. H. Rogerson, B. Cottrell, J. C. Borland:
June. 1963. weld. J. 264-s.
- 3) Wells: A. A. Weld. J. **31** (5) 1952. 263
- 4) F. C. Hull: Weld. J. Apr. (1955) 176-
- 5) H. F. Bishop, C. G. Ackerlind & W. Spellin: Trans.
Amer. Foundry men's Soc. **65** (1957) 247

R-39

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 2, April. 1964

ALCAN キングストン研究所における溶接研究室
について

杉山禎彦

住友軽金属工業株式会社

ALCAN キングストン研究所における 溶接研究室について

杉山禎彦*

1. はしがき

1961年9月22日より11月5日まで、約1ヶ月半にわたり主として ALCAN におけるアルミニウムの溶接接術習得のため海外に出張したので、その大要をここに御報告する。

わが国より出張したメンバーは Alcan Asia Limited の岡田技術部長をはじめとして、日本軽金属、神戸製鋼所および石川島播磨重工業より各2名、日本アルミニウム工業より1名、それに私を含めた合計9名で、各会社は一部の会社を除き、それぞれ engineer 1名および technician 1名の編成となっている。

現地における講習内容の詳細は省略させていただくが、大別して講義、実習および工場見学に分れ、講義では全員がアルミニウムの溶接について材料および溶接法などの基礎的な講義を受け、実習においては engineer, technician ともに TIG および MIG 溶接に関する実習を全て同様に行なった。工場見学は一部については参加者全員が行動とともにしたところもあったが、主として engineer に重点が置かれていたため、engineer はアメリカの Linde 社を含め、モントリオールの Canadair Limited, Canadian Car and Foundry Limited をはじめとして、カナダ工業地帯の溶接に関連した10数社の工場を約2週間にわたって見学した。そしてその間 technician はキングストンの研究所に残ってより深く実技を修得した。

ALCAN での日程が終了した後は、各参加者ともそれぞれの日程をもちあわせていた関係上、キングストンで解散したので、私はアメリカの Linde 社および Battelle Memorial Institute を見学して帰国した。

報告は限られた紙数で詳細にわたることができないので、ALCAN の溶接研究部門の設備を中心にして、溶接装置、開先加工に用いられる工具類、溶接部の簡単な試験方法、溶接ワイヤそして実習における溶接条件例などについて述べることにする。

2. ALCAN とその研究部門

はじめに ALCAN について簡単に紹介しよう。一般に ALCAN といわれているのはカナダの Aluminium Limited のことであり、この下には業務総括、経理総括、研究開発などの六つの会社がそれぞれ独立した一つの会社

として存在し、いっぽう実働会社としてアルミニウムの製錬から圧延加工までの一貫作業にたずさわる Aluminium Company of Canada (狭義の ALCAN) を主体として、世界各地にアルミニウム製錬、圧延加工、ボーキサイトや水晶石の採掘、発電事業、輸送事業などアルミニウム産業全部門とその関連事業を営む会社など、Aluminium Limited が過半数の株を所有する直系会社と一部資本を持つ傍系会社60数社をあわせ持つアメリカの ALCOA につぐ世界的な大アルミメーカーであって、資本金約1,700億円、固定資産約5,800億円、従業員数約49,000人に達するといわれている。

私たちが御世話になったのは、ALCAN の数ある系列会社の中で研究部門を担当している Aluminium Laboratories Limited のキングストン研究所であるが、同社は現在本部をカナダのモントリオール、研究所を同じくカナダのアーバイダ、イギリスのバンバリーまたはイスのジュネーブの各地に配置し、キングストンおよびバンバリーでは主として加工上の化学的、物理的研究から新製品の開発に重点が置かれ、アーバイダでは製錬の研究、またジュネーブでは構造物に関する基礎的な設計技術が研究されているといわれている。

私たちが行った頃、カナダはちょうど秋のさなかで、その国を象徴するメープル・リーフが広々とした丘陵と澄み切った青空を背景に常緑樹と混じってみごとに紅葉し、その鮮やかな色彩感は私たちの忘れ難いものであった。整然と区画された一般家庭の庭の樹木にはたくさんのリスが木の実をあさり、時には道路に飛出してきて愛嬌を振りまき、研究所の構内を歩けば、足許の草叢から突然野うさぎが飛出して私たちを驚かすこともあった。こうした中にあって、キングストン研究所は写真1に見られるように、私たちには想像もされないようなゆったりとしたレイアウトをもって、広々とした芝生の中に建てられた、やや古風な感じを与える赤れんが造りの二階建の建物で、周囲のポップ並木や美しい草花と調和して、いかにも落着いた雰囲気を造りだしていた。

私たちが関係したのはこの研究所の溶接研究室であるが、不幸にしてその建屋が研究所本館と別になっていて、ALCAN の鍛造工場の一部を使用していたために、本館に接するのは後日に与えられた研究所見学のおり以外にはほとんどその機会がなかった。したがって研究所全体にわたる設備内容や組織については詳しく知ることができなか

* 研究部

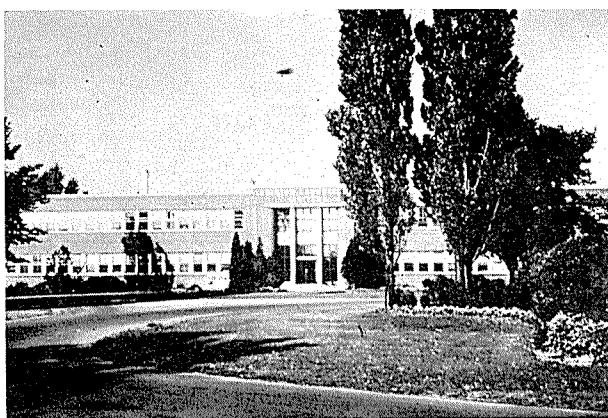


写真1 Aluminium Laboratories Limited
キングストン研究所の正面

ったが、同所の組織図によれば、研究所は大別して

- (1) Chemical
- (2) Mechanical Testing
- (3) Metallurgical Engineering
- (4) Physical Metallurgy
- (5) Physics
- (6) Development
- (7) Electrical Conductor
- (8) Publications
- (9) Fabricating Technique
- (10) Office

の10部門に分けられ、各部門にはそれぞれ head がいて、その下に担当別に supervisor が配され、合計約 160 人の研究技術者がそれぞれ専門分野の研究にたずさわっている。

3. 溶接研究室について

上述の10部門の中で、溶接は Development Division に属して一つのセクションをなし、開発研究グループとサービス・グループの二つに分かれている。そして前者において溶接に関する基礎的研究や応用分野の諸研究が行なわれており、先にわが国にも来られた supervisor の Mr. J. A. Hirschfield をはじめとして、engineer が Mr. S. E. McFall ら 3 名および technician 7 名より成っている。後者のサービス・グループは主として外部に対する溶接技術の助言や指導を行ない、Mr. H. L. Saunders および Mr. N. B. Breen の 2 人がこれに当っているが、必要があれば開発研究グループの technician がサービス・グループの応援に出向するようになっている。この他にはタイピスト 1 名のみで、私の知る範囲内では溶接研究室の構成人員は全員で 14 名であった。

溶接研究室は先にも記したように、本館から約 1.5km ほどはなれた鍛造工場の一部を使用しており、二階を事務室、会議室や engineer の部屋に当て、一階に各種の溶接装置を備えて作業場にしている。supervisor をはじめとして engineer はそれぞれ個室を持ち、technician の一

部は会議あるいは講義室に使用するテーブルなどの配置された大きな部屋の隅に机を有し、そこでデータの整理などを行なっている。

溶接研究室が本館からはなれていることは、私たちにははじめは不便なように思われたが、各自が自家用車を所有し、工場内に軽食のとれる売店を備えていても、昼食時にもなると街まで車を駆って食事をとりに行くのを見れば、かれらにとって少々の距離はとるに足らぬものであろう。

私たちの講義は主としてこの建物の二階で、また実習は一階の作業場で行なわれたが、10時と 15 時頃にはそれぞれ約 15 分間位の coffee break があって、講義あるいは作業時間中を問わず、その時間になれば作業台の上に置かれたインスタント・コーヒーを飲みながら雑談するのが慣わしだった。

階下の作業場に備えられた溶接装置は TIG および MIG 溶接機を主体にして、他には capacitor discharge 型のスタッド溶接機や若干のろう付けおよびガス溶接装置などがある程度で、抵抗溶接機や最近話題になっている超音波あるいは電子線溶接機などは見られなかった。こうした新らしい溶接法の研究開発はイギリスのバンバリーなど ALCAN の他の研究所で行なわれているのかも知れない。

試料の切断や板の開先準備のための工具類としては、シエーバー、旋盤などの切削機械は見られず、通常のシャ、薄板成形装置、手動の薄板切断用シャの他、ジグ・ソー、ポータブル・ハンド・プレーナ、ニューマチック・チッピング・トゥール、特殊な波形の歯をもったやすり、パイプ溶接における円周方向の開先準備のための開先加工装置などがあり、使用に際して騒音の発生する工具類はすべて防音室に格納し、その中で作業が行なわれるよう配慮されている。

板材の化学洗滌あるいは溶接部のマクロ組織検査に使用する硝酸や苛性ソーダの水溶液や温水をそれぞれ満たした槽も一通り揃っていて、溶接部の曲げ試験装置を含め、作業場内で溶接の準備、施工そして簡単な検査までが一通りできるようになっている。

つぎに研究室の作業場に備えられているこれらの溶接機器とその付属装置および工具類について簡単に述べる。

3.1 溶接装置

溶接装置の主なるものは 2 台の MIG パイプ自動溶接装置と TIG および MIG 自動溶接装置各 1 セット、それに一般の半自動 MIG や TIG 溶接機の他、MIG スポット溶接装置、スタッド溶接機などで、自動溶接装置以外はすべて作業場の片隅に設けられたボックス内に 1 ~ 2 セットづつ収められる。

(1) MIG 溶接装置

MIG 溶接装置はアメリカでは Air Reduction の "Aircomatic", Linde の "Sigma" また G. E. の "Fillerarc" (ただし、G. E. は現在製作していない)、

Westinghouse の "West-ing-arc" など多種の機器が製作されているが、こここの研究室ではこれら各メーカーの多くの製品が用いられており、自動溶接装置には Linde の SCC-6 制御装置 (EH-2 自動溶接ヘッドと HW-16 トーチを使用) に Westinghouse の RA 型および Linde の DCL-400 C 型直流電源 (いずれも垂下特性) を併用したサイド・ビーム型、半自動溶接装置には push-type トーチとして Linde の HW-11 (SWM-2 制御装置に DCL-400C 型電源) や Air Reduction の Model 21 など、また pull-type トーチとして Air Reduction の AH 35 や G. E. の Fillerarc、そしていわゆる spool-on-gun type のトーチである West-ing-arc (Westinghouse)、Sigmette (Linde) や MIGet (Air Reduction) などが備えられている。これらの溶接装置を見て感じられたことは、後に述べる MIG スポット溶接装置に定電圧電源を使用している以外はすべて垂下特性型の電源を使用していること、pull-type のトーチや spool-on-gun type のトーチを有效地に使用していることであった。spool-on-gun type の溶接装置には垂下特性の電源が使用されているのは私たちのよく知るところであるが、一般の MIG 溶接機に垂下特性電源を用いていることはアーク・スタートやバーン・バックなどの点で私には不審に思われたが、実習を行なってみてとくにこうした問題で不便は感じられなかった。ただ従来わが国においてはアルミニウムの MIG 溶接には主に 2.4mmφ の溶接ワイヤを用いて比較的板厚の厚い材料が溶接されてきた傾向があるのに対し、この研究室では主として車輌あるいは建築方面の薄板材の溶接に重点が置かれているようであり、したがって溶接ワイヤも 1.2mmφ あるいはそれ以下の細いワイヤが使用されているために実習においてアーク・スタートの問題が生じなかつとも考えられる。電源に関しては種々質疑応答もなされたが、その内容は別として、後に Linde 社を見学した時の話ではアメリカでは MIG 溶接機には 95% までが定電圧特性の電源が使用されているそうであり、今後電源の特性に関する検討を加える必要があるものと思われる。

spool-on-gun type の MIG 溶接機はこれまでわが国においてはほとんど使用されておらず、今後アルミニウム薄板の各方面への応用分野が拡大されるにしたがい、当然この種の溶接装置の普及も考えられるので、早急に実用化を要する問題であり、この意味でわが国でも最近になって三菱電機が溶接装置の製作販売を開始されたことは私たちにとって非常に喜ろこばしいことである。

MIG スポット溶接はすでにわが国においても軟鋼板やステンレス鋼板に対して実用化されており、最近では炭酸ガスアークスポット溶接もかなり広く使用されている現状にあるが、アルミニウムに対しては利用範囲の多いにもかかわらず、残念ながら試験的段階にあって実用化が遅れているように思われる。ここではアルミニウムの MIG スポ

ット溶接に関して以前から開発研究を続けており、その成果の一部は Welding Journal、1960 年 12 月号に当研究室の Mr. S. E. McFall によって報告されている。ここでは制御装置に Air Reduction の AHC-B、ワイヤ送給装置に AHF-C、トーチに pull-type の AH 35 そして電源に Westinghouse の RCP 電源 (定電圧特性) が用いられている。MIG スポット溶接の施工条件、溶接部の機械的性質、溶接部のワレと機械的性質とくに疲れ強さとの関連などについては上記の報告に詳しく述べられているので、説明を要しないが、溶接装置についてわが国のものと比較すると、ワイヤの slow run-in, burn-off control、時限回路などは問題外としても、検討しなければならぬことは溶接トーチを現行の push-type から pull-type に変更することであり、これにより溶接部の機械的性質のバラツキを抑えることが先決であろう。参考までに ALCAN においてこの種の pull-type のトーチを使用した場合の溶接部せん断強さのバラツキは 500 lb ± 10% とのことであった。

つぎにここの研究室で MIG スポット溶接法とともに重点を置いている項目の一つと思われる MIG によるパイプの自動溶接について簡単に述べる。この装置は当研究所の Mr. H. L. Saunders によって 1959 年度の A. W. S. National Fall Meeting で発表され、その詳細は Welding Journal にも、"A Portable Pipewelding Machine" と題して 1959 年 9 月号に紹介されているが、従来 TIG あるいは MIG により手動で溶接されていたパイプラインの溶接施工を対象としたものもあり、手動溶接による場合は溶接に熟練を要するため、溶接工の養成にかなりの投資が必要で、したがってこうした背景に立って溶接施工を単純かつ能率化するために ALCAN で設計し Linde 社との共同研究により制作されたもので、ここの研究室ではパイプの直径に応じて 2 セットの溶接装置を備えてつねに実験を行なっている。装置はパイプに迅速に取付けられ、かつ特殊な MIG 溶接トーチをパイプ軸の周りに正確に回転せしめる機構を有しており、電源には垂下特性の直流電源が用いられるが、パイプ溶接はつねに屋外で行なわれるため、ここでは Miller のエンジン駆動による万能溶接機 (DAH-350 L, Fire Ball) を用いている。溶接は可搬性の開先加工装置により一工程できわめて容易にかつ短時間で所定の開先をとられたパイプに特殊な expanding backing を併用して、トーチの回転方向を変えながら多層盛で行なわれ、溶接中にビードの位置をえうるようにパイプの軸方向への手動調整装置が設けてあり、トーチの回転速度はノブにより可変が容易で、このノブは溶接終了時にクリーナーを処理するうえにとくに重要な意味を有している。溶接トーチは一見して Linde の Sigmette に類似していて、Sigmette が 1 lb のスプールを使用するのに対し、このトーチには直径 0.035" のワイヤを収めた 2 lb のスプ

ールが使用されている。なおトーチの冷却は空冷式で、定格電流は使用率100%において200Ampである。写真2および3に本装置と同型式の自動溶接装置を示す。

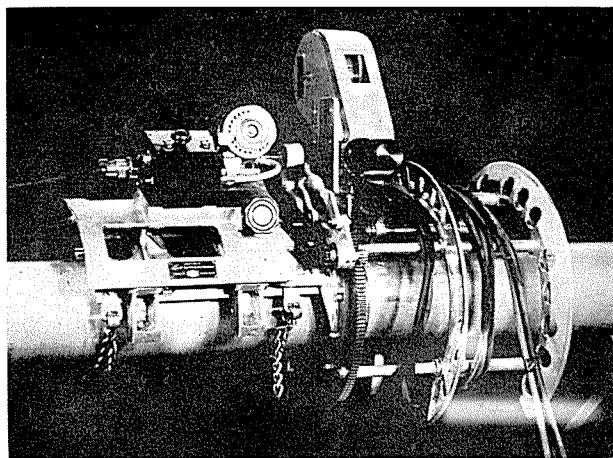


写真2 アルミニウム・パイプのMIGによる自動円周溶接装置

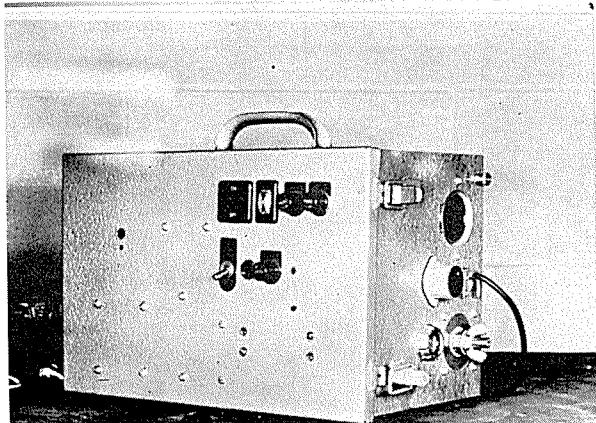


写真3 同じく制御装置

(2) TIG 溶接装置

TIG 溶接装置はわが国で一般に使用されている機器と大同小異であって特に新らしいものもなかったが、参考までにここで使用されている装置の主なるものを列記すれば、エレクトロニック・ガバナで走行制御される HW-13 トーチを取付けた Linde のサイドビーム型自動溶接装置（電源はカナダの Regent 交流電源）や、制御装置を内蔵した Miller の交流溶接機（Model 203B）などがあり、トーチはノズルまで冷却水が循環するものや、ノズルをはめ込む形式のものは取扱上不便であるとして、Linde のトーチを推奨しており、ここでは主に HW-12 トーチが用いられている。TIG 溶接について感じたことを二、三あげると、まずアルミニウムの TIG 溶接においてしばしば問題とされるタングステン電極と母材の非対称アークの整流作用による不平衡波形を平衡波形に矯正するために、中古品の自動車用バッテリーを電流 100~150A につき 1 個の割合で電極と母材間に直列に挿入していることであった。（挿入の方法は交流電源二次側端子と母材間にバッテリーの負側を母材方向に向けて直列に接続し、バッテリー

が 2 個以上の場合はバッテリー相互を並列に接続する）。この方法によれば容量の大きい直列コンデンサを結んで直流分の抑制をはかるよりは安価に波形の矯正ができるため有効かつ便利であろう。

つぎにアルミニウムの TIG 溶接用電極であるが、わが国ではステンレス鋼や軟鋼などの直流正極性による TIG 溶接ではトリウム入りタングステン電極が比較的多く使用されているのに反し、アルミニウムの溶接にはとくに電極の種類に対して明確な指示が与えられておらず、様々な電極が使われているのが現状と思われるが、ALCAN ではアルミニウムに対してはジルコニウム入りタングステン電極を推奨し、トリウム入りタングステン電極よりむしろ純タングステン電極の方がよいといつており、その理由として純タングステン電極では使用時に電極先端に溶滴がくいつくが、ジルコニウム入りタングステン電極ではわずかにトーチを振る程度で溶滴が落ちてしまうこと、またトリウム入りタングステン電極では、電極先端に微小な凸起を不規則に生じ、アークが不安定になりかつトリウムが溶接部に混入するおそれがあることなどをあげていた。アルミニウムの TIG 溶接にジルコニウム入りタングステン電極を薦めているのは単にこの研究所のみでなく、たとえば ALCAN の系列会社である英国の Alcan Industries Limited の資料その他にも明示されていることでもあるので、わが国においても早急に検討する必要があると思われる。

この他 TIG 溶接の応用面として、ここではパイプ・ラインに使用するアルミニウム中径管の突合せ円周溶接に力を入れており、先に述べた MIG による自動円周溶接に用いられる開先加工装置により MIG 溶接と形状は類似しているが、寸法的にやや異なった特殊な開先をとって現地作業を前提として、上向きないしは立向き姿勢で裏当てを使用せずに完全溶込みをうる溶接法に非常に熟練を示していた。この溶接法は私たちにも実習の機会が与えられたが、細かなことは割愛させていただく。写真4に TIG にて突合せ溶接されたパイプの一例を示す。このパイプは直径約 170mm、肉厚 5 mm の ALCAN P51S-T 4 (AA 6351相当) 材で、溶加材には直径 3.2mm の ALCAN C54S (AA5154 相当) を用い、パイプ軸を水平に保って、その下に溶接者が横になり、上向きないしは立向き姿勢で 3 層溶接したものである。クレータ処理の仕方やパイプ内面の溶込み状態などに注意されたい。

以上その他、TIG 溶接には直接関係はないが、上述のサイドビーム型自動 TIG によるアルミニウム薄板の突合せ溶接に使用されていた Airline 社製の締付治具（Model FAC）が印象に残った。この治具はもちろんアルミニウムのみを対象としたものではないが、同社仕様によれば板厚 0.5~9.5mm のアルミニウムの溶接が可能であり、一般に使用されている締付治具と異なり、fixed shoe が各ブロック別の finger tip で構成されていて、この



写真4 TIGにより突合せ溶接されたアルミニウム・パイプ
(クレータおよびパイプ内面の溶込みの状態に注意)

finger type がブロック別に独立して操作できるため、溶接材の位置決めや固定に非常に好都合である。

3・2 開先加工に使用される工具類

アルミニウムの溶接に限らず、金属材料の溶接において、開先加工の良否はつづいて行なわれる溶接施工や溶接結果に大きな影響を与えるので、重要な工程であることは私たちのよく知るところである。ところがアルミニウムの開先加工は、ある場合には鋼と同様に取扱われ、しばしば加工が困難であるといわれる。

こここの研究室では、アルミニウムの開先加工を各種の工具類を用いて比較的簡単に行なっていたので、二、三の主なるものを御紹介する。

(1) シャ切断

板厚 $\frac{1}{4}$ " (約 6 mm)までのアルミニウム板は鋭い刃を持った普通のシャで切断され、とくに最上の溶接部が要求される場合以外は、切断面の後処理を行なわずに切断のままで溶接が行なわれる。いっぽう板厚 6 mm以上の材料に対しても、もちろんシャ切断が可能であるが、開先の fit-up を容易にするために通常さらに切断面の後処理が必要とされている。

(2) バンド・ソー

バンド・ソーはアルミニウムを切断するのにもっとも有能な工具であり、こここの研究室では写真5に示すバンド・ソーを用いて開先加工や試験片の切断などをきわめて有効に行なっている。このバンド・ソーは構造が頑丈で、高速度の操作に堪え、しかも開先の加工に備えて、台が傾けられるように作られていて、装置に用いられているバンド・ソーの刃は通常の鋼切断用の刃と異なり、写真6に示すごとく 1" 当り 4 ケの刃を持っている。聞いたところでは刃の回転速度は少なくとも毎分 5000 フィートが必要であるとのことであった。私たちも実習の時にこの装置で、パイプ

や板材をしばしば切断したが、非常に高速でしかも仕上りがよいのには、一同等しく驚いたことでもあり、従来ともすると鋼材切断用のバンド・ソーを用いて切れ味の悪さに不平をかこっていたのが奇妙にさえ思われた。

(3) ポータブル・ジグ・ソー

ポータブル・ジグ・ソー（写真7）はバンド・ソーが使用できないところ、あるいは実用的でないところに用いられ、特に穴あけや渦巻型に切断を要する場合などに有効である。

(4) ポータブル・ハンド・プレーナ

ポータブル・ハンド・プレーナ（写真8）は木材やプラスチックに使用されるものと同様で、開先加工や溶接部の仕上げなどに用いられる。また可搬性があるので、その用途も広い。

(5) ニューマチック・チッピング・トゥール



写真5 バンド・ソーによりアルミニウム板の開先加工を行なっているところ

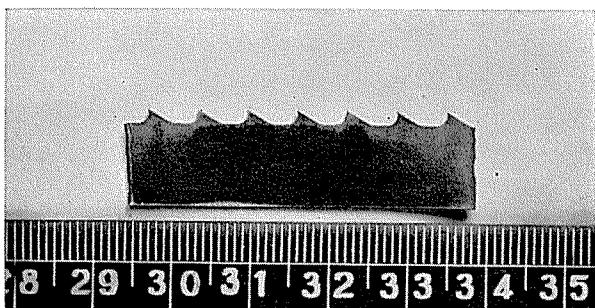


写真6 バンド・ソーに用いられているアルミニウム用の刃

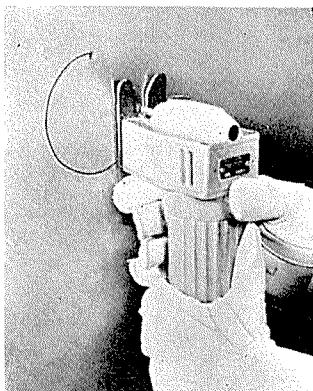


写真7 ポータブル・ジグ・ソー



写真8 ポータブル・ハンド・ブレーナ

ニューマチック・チッピング・トゥールは開先加工に有効ではあるが速度の遅い欠点がある。また溶接部の裏はつりや溶接欠陥の補修溶接前のはつりに広く利用されている。とくに欠陥の除去に用いる場合には、はつられた屑を見て、健全な溶接金属に達しているかどうかを見分けることができるので、他の工具類よりは都合がよい。アルミニウム用のたがねは写真9に示すように、一般に鋼用に用いられているたがねより大きなレーク・アングルが必要であり、その形状は木材用のものに類似している。

(6) アルミニウム用やすり

一般に使用されているやすりをアルミニウムに用いると、歯に削り屑が粘着して好ましくないが、ALCANではアルミニウム用に写真10に示すやすりを使用しており、開先の仕上げ、曲げ試験片やマクロ試験片の仕上げなどはす

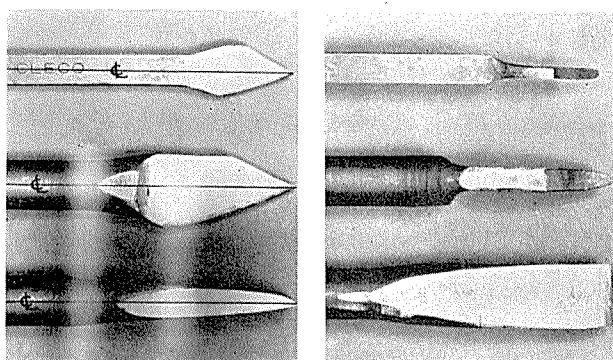
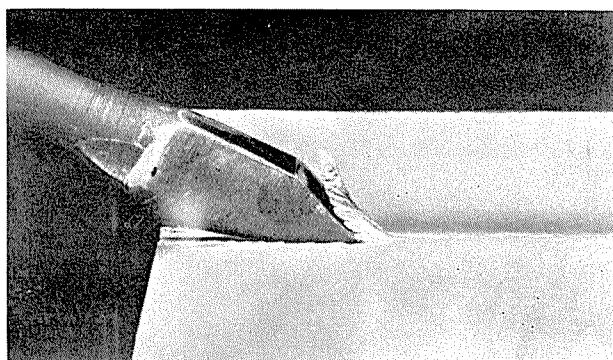


写真9 アルミニウム用に使用されるニューマチック・チッピング・トゥール

べて写真中央の波型の歯のついたやすりによって行なっている。

私たちは実習のおりに、自分で行なった溶接部の断面形

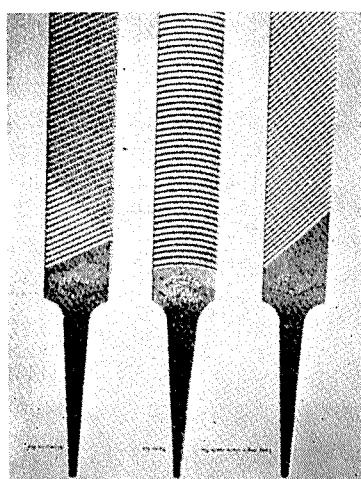


写真10 アルミニウム用に用いられる各種のやすり

状を調べるために、よくこのやすりを用いたが、仕上りが非常に滑らかで、やすり仕上げの後にエメリ・ペー

パーで研磨する必要などはまったくなく、作業場には是非備えたいものだと痛感した。

わが国でもこれに類似した品物が市販されているが、作業性は比較にならぬほど劣っている。しかしこの種のやすりは商社を通じて簡単に入手することができる。

4. 現場における溶接部の簡単な試験方法

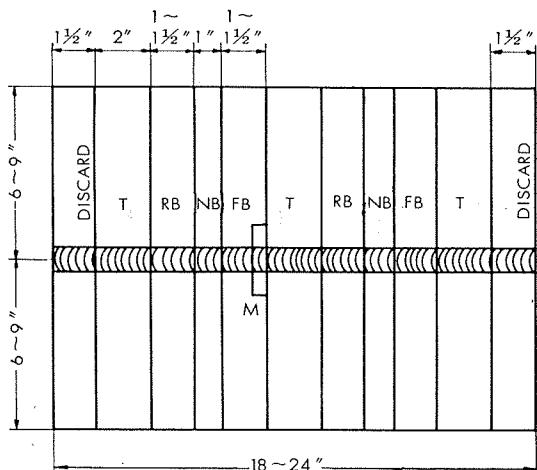
私たちが簡単な作業内容をもって溶接を行なう場合でも、溶接部の健全性を知るための一つの手段として、X線検査ないしは機械的諸性質を測定する必要に迫られ、やれJISの何級であるか、あるいは何号試験片であるとかで、日常作業において溶接施工、試験片の作成そして試験にとその時間的な空費は驚くべきほど大きなものがあることはつねに経験するところである。もちろん正式な報告書あるいは論文の作成などに用いられる溶接部の試験に際しては、ここに記すような簡単な方法は許されないが、少なくとも形式的な試験に時間を費していた従来の方法を、現場的な簡単な試験法に変えることによって、ある場合には限られた時間を有効に使用することができるであろうと思い、ALCANにおける試験方法を御紹介する。もちろんこうした試験方法は材質的にもあるいは溶接施工法においても、一応の基礎的な裏付けがあってこそ可能であることはいうまでもない。

4・1 供試板の寸法

供試板は余り小さくては意味がないので第1図に示すごとく、比較的大きな板材を使用し、溶接後これから引張試験片、表曲げ試験片、裏曲げ試験片および破面試験片を各2個、そしてマクロ試験片1個をそれぞれ採取する。

4・2 試験片の切断および加工

供試板から試験片を採取する場合には、すべて作業場に設けられた写真5に示すバンド・ソーで切断し、余盛の削除、曲げ試験片の縁取りなどは写真10中央の波型の歯をもったやすりで仕上げる。



第1図 供試板の大きさ

T : 引張試験片
RB : 裏曲げ試験片
NB : 破面試験片
FB : 表曲げ試験片
M : マクロ試験片

4・3 試験の方法

4・3・1 肉眼検査

ビードの外観を（時には低倍率の虫眼鏡を用いて）肉眼的に検査し、ビード外観の均一性および余盛の程度、アンダー・カット、オーバー・ラップ、溶込み不足、ビード表面のワレ、クレータの状態などを調べるが、とくに他の試験法で得られた結果と総合して判断すれば誤りが少ない。この肉眼検査は機械試験などの他の試験法に走り過ぎて、ともすれば軽視されがちであるが、重要な検査法の一つである。

4・3・2 マクロ組織

私たちがマクロ組織によって溶接部の断面を検査する場合には、試片を切出してからグラインダやエメリ・ペーパーなどにより、かなりの時間を費して試片を作成するのが普通である。ところがここでは試片をすべてやすりで仕上げ、そのまま腐食液にて腐食して検査を行なっており、このために要する時間はきわめて短かい。

一般にマクロ組織による検査では、溶接部の溶込みの程度、融合不良、気泡、ワレ、アンダー・カット、オーバー・ラップ、ビードの偏りなどを調べるのであるから、エメリ・ペーパーなどで研磨したことさら時間を費すのは、特に必要な場合を除き無駄であるといわれてもしかたがないであろう。

4・3・3 破面検査

突合せ溶接部に対しては nick break test が行なわれる。この方法は手順が簡単であるため、溶接部の一般的な性質を調べるうえに有効かつ経済的な方法であり、溶接工は日常作業の一部としてつねにこの試験を行なっている。すなわち写真11に示すようにバンド・ソーにより供試板か

ら試片を切出し、溶接金属中央部の周囲にやはりバンド・ソーで浅く切込みを入れてからバイスに挟み、ハンマーで叩いて溶接ビードを破断する。そして破面の状態から気泡、介在物、溶込み不足およびビードワレなどを調べる。なおすみ肉溶接部の破面検査では溶接を片側からのみ行ない、写真12に示すごとく供試板をバイスに挟んで、ウエブ・プレートを溶接ビードに被せるように折曲げて両板を剥し、その破面を調べる。

4・3・4 曲げ試験

曲げ試験も上述の破面検査と同じく有効かつ経済的な試験方法の一つであって、主として溶接部の健全性および韌

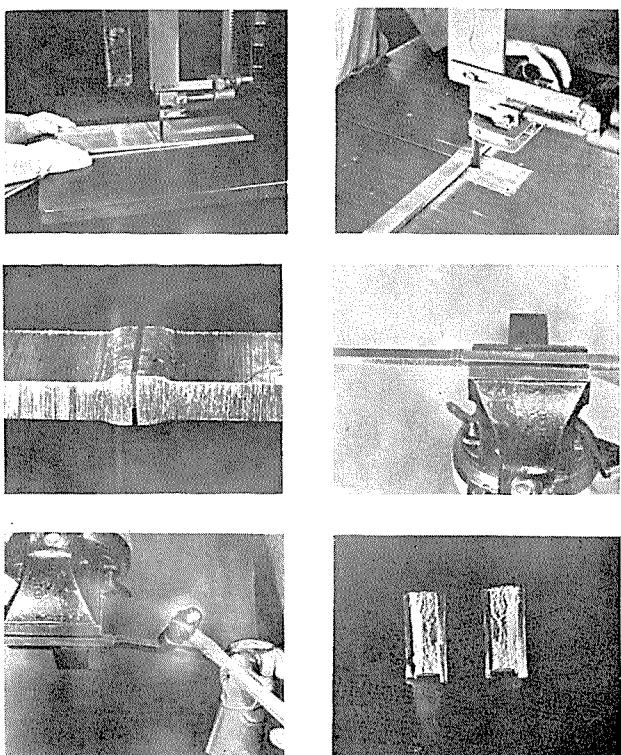


写真11 突合せ溶接部の破面検査
(nick break test)

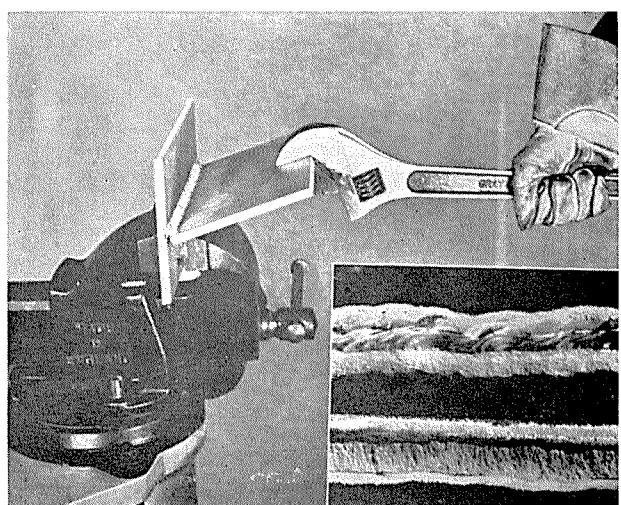


写真12 すみ肉溶接部の破面検査

性を評価するために用いられ、溶接金属中の気泡、融合不良、クレーターワレ、内部ワレおよび溶込み不足などを検出できる。この試験においても試験片の採取および仕上げなどは写真13に見られるごとく、一切がバンド・ソーとやすりで行なわれるので、前述の破面検査とともに現場において簡単に利用することができる。曲げは写真に示すように完全な型曲げであって、この方法によれば試験片を徐々に曲げることができ、またアルミニウムの溶接部においては熱影響部が軟化しているために自由曲げあるいは一般的の型曲げ試験では、溶接部が一様に曲がらない欠点があるのに對し、この方法ではその心配がないので、ALCAN ではアルミニウム溶接部に対してはこの種の曲げ試験法がもつとも通しているとしている。

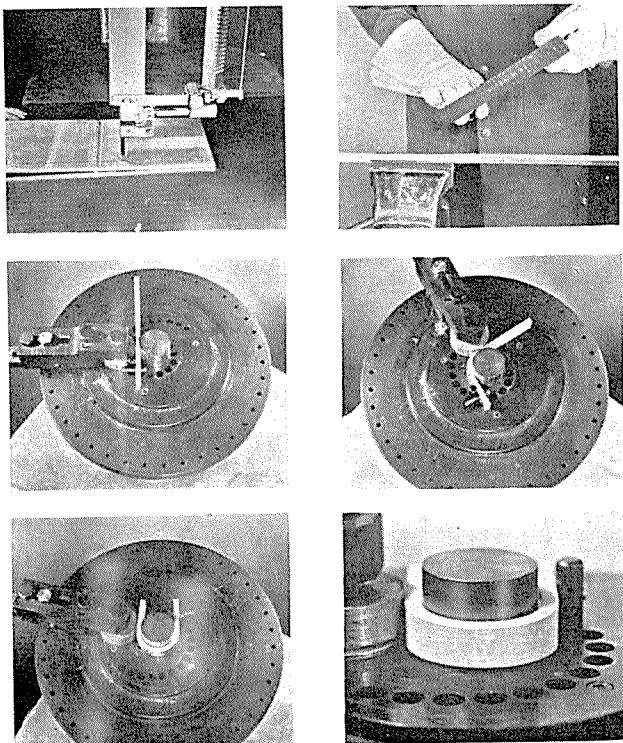


写真13 溶接部の曲げ試験の方法と試験装置

試験片の幅は特に規定されていないが、結果を一致させたためには、幅 4 T (T は供試材の板厚)、長さは少なくとも 8" は必要であるとされている。しかし現場における日常の試験や溶接施工法あるいは溶接工の資格試験には幅 1" の試験片が一般に用いられている。もし供試材の板厚が余りにも厚過ぎて曲げ試験装置の能力を越えるような場合には、全板厚の試験片で幅を試験装置の許す範囲内にとり、表および裏曲げ試験の代りに側曲げ試験を行なうこともある。

試験片の縁を $\frac{1}{16}$ "R ぐらにやすりで取り、余盛もやはりやすりで母材と同一面まで削除して試験片を仕上げ、写真13に示した曲げ試験装置のセンター・ピンの周りに 180° に曲げて試験を行なう。この際の曲げ半径は供試材および溶接ワイヤの材質によって異なり、第1表のごとくである。

第1表 アルミニウム溶接部の曲げ試験における曲げ半径

母材の種類 (質別を問わず)	母材の板厚 "T" で表示した曲げ半径		
	ALCAN 2S ワイヤ	ALCAN 33S ワイヤ	ALCAN 56S ワイヤ
ALCAN 1S, 2S, 3S	2T	4T	2T
ALCAN 57S		4T	2T
ALCAN B54S			2T
ALCAN 65S		6T	4T

注: 180° に曲げた場合に、 $1/8$ " 以上にわたって欠陥が生ずれば不合格になる。

写真に示したように、この装置では試験片は取付具のハンドルに付いたロールによりセンター・ピンの周りに曲げられ、試験片はピンによりすべらないように考慮されている。溶接部の中心からピンまでの距離は曲げ半径によって異なるが、試験に際してはピンは溶接ビードが必ず曲げの中心にくるように位置していなければならず、またセンター・ピンと移動ロール間の距離は試験片の板厚に等しくなければならないことはいうまでもない。

なおこの種の曲げ試験法は B. S. 3451 : 1962, "Methods of Testing, Fusion Welds in Aluminium and Aluminium Alloys" にも規定されている。

4·3·5 引張試験

引張試験は現場の試験においては余り用いられておらず、主として溶接法あるいは施工法の試験に用いられ、この場合の試験片は AWS や ASTM の規格にしたがって行なわれているようである。

5. 溶接ワイヤについて

周知のごとく、アルミニウムの溶接においては、非熱処理合金の溶接部の強度は溶接熱の影響を受けておよそ焼鈍材と同程度まで減少し、いったん低下した強度は溶接部に冷間加工を加えない限り強度を上げることは期待できず、いっぽう熱処理合金においても、非熱処理合金と同様溶接熱の影響によりさらに溶接部の強度が低下し、母材に近い強度をうるには、一般的熱処理合金では溶接後に再熱処理を行なわなければならない。従来耐食性および溶接性が良好であるために食品および化学関係の各種容器に用いられてきた工業用純アルミニウムは、溶接部の強度があまり大きくなないので、いきおい用途に限度があり、また純アルミニウムに若干の Mn を加えた 3003 合金も純アルミニウムよりは強度は高いが、やはり溶接材料として使用する場合には、強度的な問題から純アルミニウムと同様使用面に限度がある。こうした原因により、最近溶接性、耐食性ないしは強度上の問題から Al-Mg 系合金が溶接構造物にかなり広範囲に取入れられるようになってきた。しかしながら一口に Al-Mg 系合金といつても Mg の含有量によって数種類の合金があり、さらに同じ系統の合金でも次々に新らしい改良合金が出現しつつある。これらの合金はそれぞれ性質も異なるので、用途に応じて材料の選択はもちろん、溶接においては溶加材の選定にとくに注意する必要がある。

ある。今日わが国ではアルミニウムおよびその合金の溶接ワイヤとしては、ALCOA 記号でいう 2S、43S、および 56S などが主として用いられているのみであるが、最近では諸外国とも、母材の種類によって各種のワイヤを使い分けている。ALCANにおいても同様各種のワイヤを製造あるいは使用しているので、以下簡単にその概要を御紹介する。

5・1 溶接ワイヤの種類

ALCAN では溶接用ワイヤとして一般の MIG 溶接用 10 lb スプール、spool-on-gun type のトーチに用いられる 1 lb スプールおよび TIG、ガス溶接、厚子水素溶接用の 1 m 長の溶加材を製作しており、その種類は標準品として第 2 表のごときものがある。

第 2 表 ALCAN の標準溶接ワイヤ

ALCAN 記号	AA 記号	主要成分	用 途
2S	1100	Al	ALCAN 2S, 3S
33S	4043	5% Si	Mg:Si 系合金
35S	4047	10-12% Si	プレーリング
C53S	5554	2.8% Mg, Cr, Mn	B53S(AA5454), Pressure vessel (high temp.)
C54S	5254	3.5% Mg	3.5% Mg 合金 Unfired pressure vessel
56S	5056	5% Mg	高温および圧力容器材料を除くあらゆる合金

5・2 ワイヤの識別

溶接ワイヤは一般に合金、線径、ロット番号などの種類により識別されているのは周知のとおりであるが、スプールに巻かれたワイヤは別として、TIG 溶接などに用いられる直線状の溶加材は、使用中にときにその種類が紛らわしくなるのはよく私たちの経験するところである。ALCANにおいてはこの種の溶加材の識別には、線径 $\frac{3}{32}$ " (2.4mm) 以上のものに対しては棒端に刻印を施こし、それ以下の線径の溶加材には第 3 表のごとく色によって識別を行なっている。

なお、もし現場などにおいて、ワイヤの種類が紛らわくなつた場合には、科学的な方法とはいえないが、ワイヤを床に落してみてその音により、金属音のするものは Al-

第 3 表 ワイヤの色別

ワイヤの種類	色
ALCAN 2S	赤
〃 33S	緑
〃 35S	黄
〃 C53S	?(新合金)
〃 C54S	灰
〃 56S	黒

Mg 系ワイヤ、また鈍い音のするものは Al-Si 系のワイヤと区別したり、あるいは手にとって曲げてみて、曲がり方が弧状になるものは Al-Mg 系または鋭いピークをもつて曲がるのは Al-Si 系ワイヤと大略の見当をつけることも

行なわれる。

5・3 ワイヤの線径

わが国ではアルミニウムの MIG 溶接に用いられるワイヤの線径は、大部分が $\frac{1}{16}$ " (1.6mm) もしくは $\frac{3}{32}$ " (2.4mm) であるが、カナダやアメリカにおいてはいわゆる spool-on-gun type や pull-type のトーチとともに、細径ワイヤがかなり多く使用されている。参考までに ALCAN にて製造されているワイヤの線径を示すと第 4 表のごとくである。

第 4 表 ワイヤの標準線径

TIG 溶接	MIG 溶接	
	1 lb スプール	10 lb スプール
1/16" ϕ	0.030" ϕ	3/64" ϕ
3/32	3/64	1/16
1/8		3/32
5/32		(0.030)
3/16		(1/8)
1/4, 5/16		

注: 本表は標準の線径であり、もちろん表に記載された以外の線径のワイヤも使用されている。

5・4 ワイヤの表面処理

イナートガス・アーク溶接法はアルミニウムの溶接に不可欠な方法であり、工業材料としてのアルミニウムの普及におおいに役立っているが、残念ながら MIG 溶接法はわが国においては欧米に比較して、特に健全な溶接部の要求される応用分野に対する適用が遅れているように思われる。その理由として、溶接部に気泡が生じやすいことがあげられ、この問題に関する調査研究が待たれているのが現状である。しかしながら溶接部の気泡の原因として、水素が主因をなすことは確実であるとされており、その発生源には、溶接ワイヤ表面の酸化皮膜に結晶水として含まれる水分やその他油脂あるいはグリースなどの有機物があげられている。わが国ではワイヤの表面処理はもっぱら化学的方法で行なわれており、この方法が必ずしも不適当であるという結論は出されていないが、ALCAN ではワイヤ表面の不純物が溶接部に悪影響をおよぼすことがないよう、抽伸工程の中に “shaving” の工程を入れており、このため ALCAN の MIG 溶接ワイヤは表面に光沢を有していて、一般にわが国で使用されているワイヤとは一見して区別ができるほどである。この点が国内および国外の他のメーカーのものと異なっている。化学的な方法あるいは ALCAN のごとく shaving によるワイヤのいずれがすぐれているかについては、一致した見解がなく、たとえばイギリスでは比較試験の結果、気泡に関しては優劣がないとして、現在では化学的な方法によるワイヤが使われている。いっぽう ALCAN によれば shaving によるワイヤの特徴として、健全な溶接部が得られる、ワイヤの送給が円滑である、コンタクト・チューブによる電流の供給が十分である、そしてまた同じ環境に置かれても、shaving

によるワイヤは化学的方法によるワイヤよりも長期の使用に耐えることなどをあげている。私どものほうでも ALCAN およびイギリスから購入したワイヤについて、現在比較調査を行なっているが、その結果はともかく、いずれにしてもワイヤの表面処理については今後検討が加えられるべきである。

なお、TIG、ガス溶接、炭素アークおよび原子水素溶接用の溶加材は気泡に関しては MIG 溶接におけるほど敏感ではないので、MIG 溶接ワイヤのごとく特別な処理は行なわれていないようである。

5・5 溶接ワイヤの保管

アルミニウム溶接ワイヤの表面状態の如何は先にも触れたごとく、溶接部の気泡に影響を与えるので、保管に際してはワイヤが吸湿したり、汚染したりしないように注意しなければならず、できうれば常時 65~80°F (約 19~27°C) の温度に調節された清浄で湿気のない部屋に保管するのが望ましい。MIG 溶接ワイヤは市販の状態では、溶接に有害なちり、湿分あるいはスプールの破損などを避けるために、ワイヤは吸湿剤とともにポリエチレン袋に封入され、さらに堅固に梱包されているのが普通であるから、保存中はむやみに開梱するのを避け、いったん梱包から出したワ

イヤには、使用時を除きつねに掩いをしておくように心掛けたほうがよい。また現場においては溶接装置やスプールを空気中や塵埃、湿気その他の有害物から保護しておくことが望ましい。

5・6 溶接ワイヤの試験方法

溶接ワイヤの試験は化学的に洗滌し、完全に乾燥した板、もしくは十分に脱脂した後にディスク・サンダーにて溶接部近傍の酸化皮膜を除去した板に対して、供試ワイヤを用いて MIG 半自動トーチにより、上向き姿勢で片面すみ肉溶接を行ない、これをバイスに挟んで、フランジとウェブ・プレートを剥し、その破面をあらかじめ備えてある試料と比較して合否を判定している。溶接条件は供試ワイヤの材質および線径によって異なるが、その一例を示すと、ALCAN 33S (AA4043)、 $\frac{1}{16}$ "φ ワイヤの試験においては、試験材に板厚 $\frac{3}{8}$ " (9.5mm) の ALCAN 65S (AA 6061)-T6 材を用い、溶接電流 255A、アーク電圧 25~26V、溶接速度 15 ipm (約 38cm/min) で上向きすみ肉溶接を行なっている。

5・7 溶接ワイヤの選定

一般に溶接ワイヤの選定は母材材質の種類によって左右され、選定が不適当な場合には、溶接ワレ、溶接部の強度

第 5 表 TIG および MIG 溶接、トーチ・ブレーゼンジング、ガス溶接における溶接ワイヤと母材の組合せ

	優先使用 (溶接性)		代替使用 (溶接性)	
	1. 容易さ		2. 強度	
	3. 欠陥がない			
AA1060	(4) 4043 1060 1260 4047			
1100	4043 1100 1100 4047	4043 1100 1100 4047		
3003 あるいは 3003 合せ板	4043 1100 1100 4047	4043 1100 1100 4047	(3) 4043 1100 1100 4047	
6063	4043 5356 5254 5356 4043 4047	4043 5356 5254 5356 4043 4047	(2)(6) 5356 5356 4043 5254	5356 5356 4043 5254
6101	4043 5356 5254 5356 4043 4047	4043 5356 5254 5356 4043 4047	(5) 5356 5356 4043 5254	5356 5356 4043 5254
6351	4043 5356 5254 5356 4043 (6)	4043 5356 5254 5356 4043 (6)	(2)(6) 5356 5356 4043 5254	4043 5356 5254 5356
5454	5356 5254 5554 -	5356 5254 5554 -	5356 5254 5554 -	5356 5254 5554 -
5154	5356 5254 5254 -	5356 5254 5254 -	5356 5254 5254 -	(1)(3) 5356 5254 5254 -
B54S Al+Mg 4.4%	5356 5254 5254 -	5356 5254 5254 -	5356 5254 5254 -	5356 5254 5356 -
5056	5356 5254 5254 -	5356 5254 5254 -	5356 5254 5254 -	5356 5254 5356 -
5052	5356 5254 5254 (6)	5356 5254 5254 (6)	5356 5254 5254 (6)	5356 5254 5254 (6)
AA6061 あるいは 6061 合せ板	4043 5356 4043 (6)	4043 5356 4043 (6)	4043 5356 4043 (6)	(5) 5356 4043 5254 4043 (6)
母材の種類	AA1060 1100 3003 あるいは 3003 合せ板	6063 6101 6351 5454 5154 AA6061 あるいは 6061 合せ板	AA1060 1100 6063 6101 6351 5454 5154 AA6061 あるいは 6061 合せ板	Al+Mg 4.4% AA6061 あるいは 6061 合せ板

注: (1) 5254 は ASME 規格による Unfired pressure vessel に要求される。
(2) 5356 は陽極酸化処理後の色調を改善する。
(3) パイプ溶接には 5254 がよい。
(4) 電気的な接合に対しては 4043 を使用すべきである。
(5) ある母材の組合せには熱間脆性を軽減させるために、4047が必要。
(6) トーチ・ブレーゼンジングが困難。

低下、耐食性の不良、アルマイド処理後の色調の差などの原因となるので、溶接施工上ワイヤの選定には十分注意しなければならない。とくに同系の合金でも多様な改良合金が出現しつつある現在ではこの感が深い。たとえば Al-Mg 系合金では、Mg 含有量が 2.5~5% 程度の範囲で数種の合金があり、これらの合金はいずれも母材と同質のワイヤで溶接されるが、中には 5052 のごとく比較的割れやすい合金もあり、ワレの点からは Mg 含有量の高いワイヤを使用し得ても、環境によってはそれができない場合も生じてくる。また母材とは成分の異なったワイヤを使用する場合には、継手の形状によって変化する傾向の程度を考慮しなければならない。

ALCANにおける溶接ワイヤの大略の選び方は上述の第2表のとおりであるが、さらに具体的に各種の合金および異種合金間の溶接を考慮したワイヤの一通りの選定表(第5表)を Aluminium Laboratories Limited より提供された資料に基づいて、Modern Metals に記載された資料から引用しておく。なお表中の 5356 合金は 5056 (ALCAN、ALCOA 56S) に若干の Ti が添加されたものであるが、ALCAN では 5356 と 5056 の差はないとして 5056 を使用している。

6. 実習における溶接条件例

最後に、私たちが ALCAN で行なった実習の中から主なものを選び、溶接部の写真とともに、溶接条件を記しておく。

6.1 TIG 自動溶接(溶加材なし)

(1) 溶接条件

材質 : ALCAN 2S-H16
板厚 : 0.064" (約1.6mm)
溶接電流 : 280A、ACHF
溶接速度 : 80ipm (約200cm/min)
電極径 : ジルコニウム入りタンクスチレン電極、
 $\frac{3}{16}"\phi$
アーケ長 : $\frac{3}{32}"$ (約2.4mm)

溶接装置 : 母材を空気加圧式の治具に固定して、サイド・ビームに搭載せる Linde HW-13 トーチにて溶接。

(2) 前処理

シャによる切断→アセトンで脱脂→スチール・ワールで溶接部近傍の酸化皮膜除去→突合せ面を断面が三角の刃物で削り取る→アセトンで脱脂→溶接
写真14に溶接部の表および裏面を示す。

6.2 MIG 自動溶接

Linde 製サイド・ビーム型 MIG 自動溶接装置 (HW-16 トーチ) により、空気加圧式の締付治具を用いて溶接。

(1) 板厚 $\frac{3}{16}"$ (約6.4mm) の場合

母材の材質 : ALCAN C54S

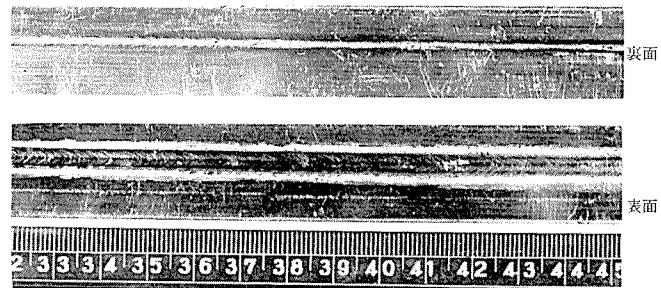


写真14 板厚16mm、2S-H16材のTIG自動溶接部外観

開先の形状 : I型突合せ、両面より各一層溶接(表側溶接後裏はつり)

溶接ワイヤ : ALCAN 56S、 $\frac{1}{16}"\phi$

溶接電流 : 250A、DCRP (垂下特性電源)

アーケ電圧 : 23~24V

溶接速度 : 57ipm (約145cm/min)

アルゴンガス流量 : 60cfh

トーチ角度 : 約15° (leading angle)

前処理 : シャによる切断後、突合せ面をやすりで仕上げる。

上記条件で行なった溶接部の外観、断面形状およびX線透過試験の結果をそれぞれ写真15.1~15.3に示す。

(2) 板厚 $\frac{3}{4}"$ (約19mm) の場合

母材の材質 : ALCAN B54S

開先の形状 : 開先角度約100°の二重Vグループ突合せ継手で、両面より各一層溶接。開先はニューマチック・チッピング・ツールで加工。裏はつりせず、ルート面の高さは約 $\frac{1}{2}"$ 。

溶接ワイヤ : ALCAN 56S、 $\frac{1}{16}"\phi$

溶接電流 : 約450A、DCRP (垂下特性電源)

アーケ電圧 : 約28V

溶接速度 : 約23ipm (約58cm/min)

アルゴンガス流量 : 60cfh

トーチ角度 : 25° (leading angle)

以上の溶接条件による溶接部の外観、断面形状、nick break test による破面およびX線透過試験の結果をそれぞれ写真16.1~16.4に示す。いずれのX線写真にも見られるごとく、溶接金属内にはほとんど気泡が認められない。

6.3 パイプの MIG 自動円周溶接

ALCAN の設計、Linde 社製作によるパイプの MIG 自動円周溶接装置により、特殊な expanding backing を用いて溶接。

母材の材質 : ALCAN B51S-T 4

パイプの直径 : 6 $\frac{5}{8}"$ (約170mm)

パイプの肉厚 : 0.188" (約4.8mm)

開先の形状 : ALCAN で開発された特殊な片面Uグループ突合せ継手。

溶接ワイヤ : ALCAN C54S、0.035" ϕ

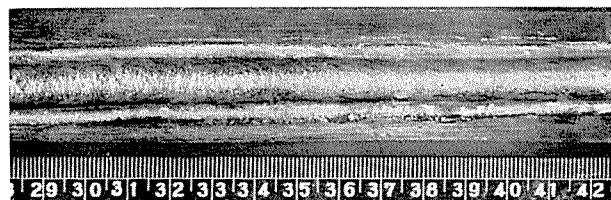
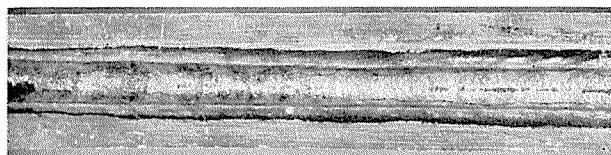


写真15-1 板厚6.4mm、C54S MIG自動溶接部の外観

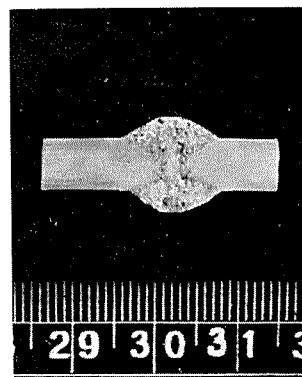


写真15-2 板厚6.4mm、C54S MIG自動溶接部の断面

ALCAN-2

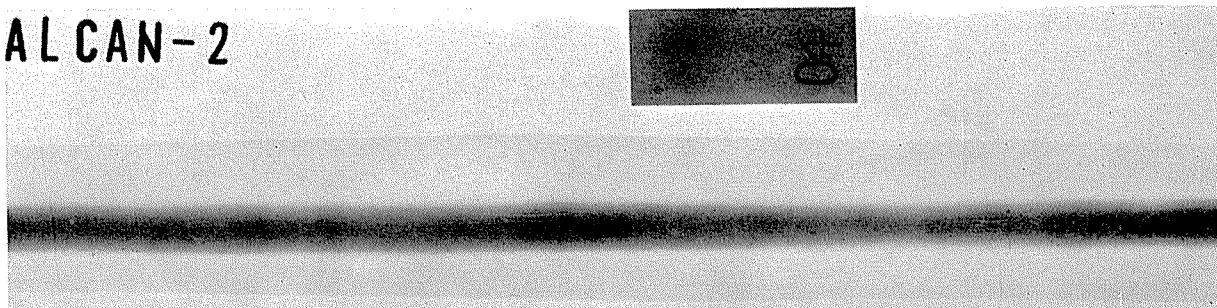


写真15-3 板厚6.4mm、C54S MIG自動溶接部のX線写真

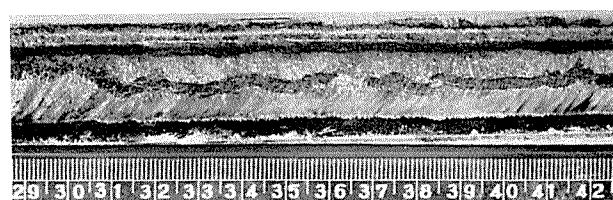
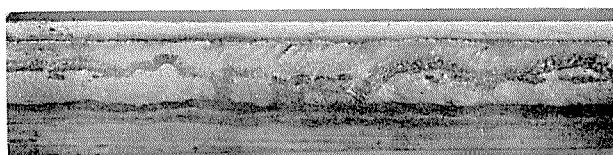


写真16-1 板厚19mm、B54S MIG自動溶接部の外観

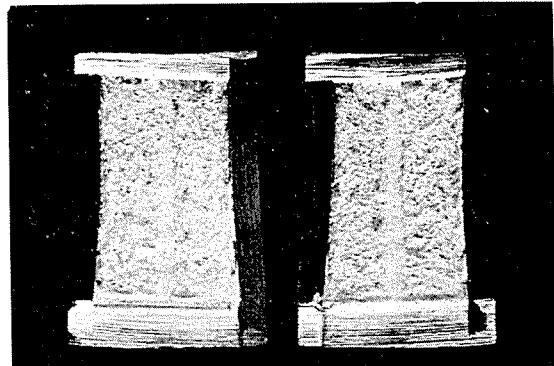


写真16-3 板厚19mm、B54S MIG自動溶接ビードの断面

溶接速度: 100ipm (254cm/min)

アルゴンガス流量: 45cfh

溶接層数: ステンレス鋼シューの裏当てにより、回転方向を変えて6層溶接。

この方法によって溶接したパイプ溶接部内面の溶込みの状態、溶接金属の nick break test による破面および溶接部の表裏曲げ試験の結果をそれぞれ写真 17.1~17.2 に示す。写真に見られるごとく、均一でしかも十分な溶込みが得られまた曲げ試験においてもなんら問題はない。ただ、溶接金属の破面に若干気泡が認められるが、聞いたところではこの程度の気泡であれば合格だといっていた。

以上 Aluminium Laboratories Limited キングスト

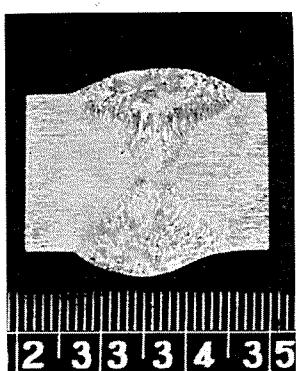


写真16-2 板厚19mm、B54S MIG自動溶接部の断面

溶接電流: 200~210A、DCRP (垂下特性電源)

アーカ電圧: 1層目21~22V、2~5層目22~24V

6層目25V

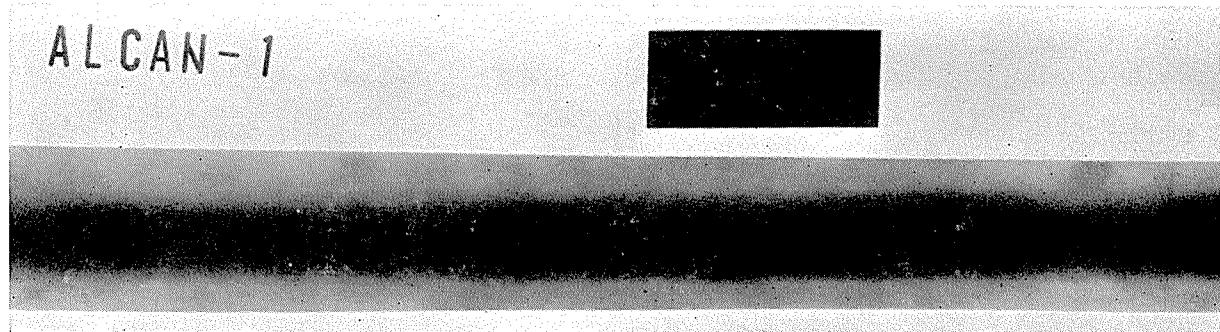
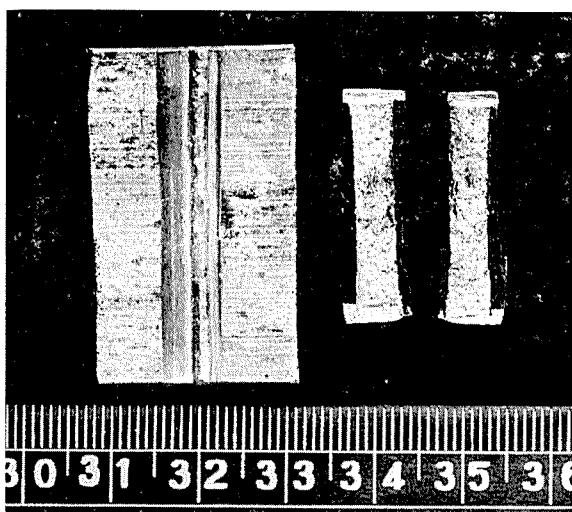
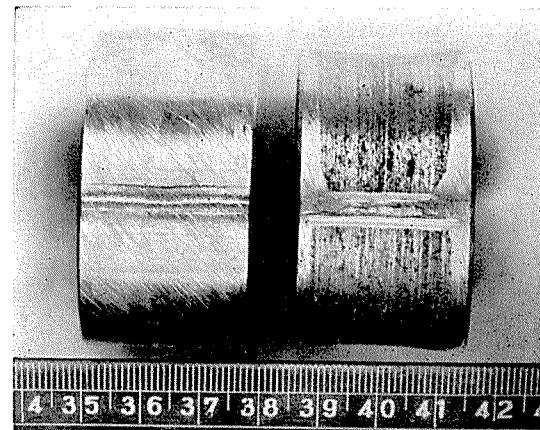


写真16-4 板厚19mm、B54S MIG自動溶接部のX線写真

ン研究所における溶接研究室の設備を中心に、アルミニウムの溶接について参考になると思われる事項を簡単に記した。紙数の関係で、溶接装置、溶接ワイヤおよび実習における溶接例などについて、詳細に記すにはいたってないが、いくぶんなりとも関係各位の御参考になれば幸である。

終りにあたって今回の講習にさいし、種々御便宜をはかって下さった ALCAN 関係者の各位に深く感謝致します。

写真17-1 MIGによるパイプ円周自動溶接部の裏面（左）
および破面（右）写真17-2 MIGによるパイプ自動溶接部の表曲げ（左）お
よび裏曲げ（右）試験後の状態

R-40

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 2, April. 1964

アルブラック管の汚染水腐食に対する陰極防食 効果の一資料

田 部 善 一

住友軽金属工業株式会社

技術資料

アルブラック管の汚染水腐食に対する 陰極防食効果の一資料

田 部 善 一*

復水器を海水の腐食から保護するために陰極防食法が古くから採用されてきたが、近年臨海工業地帯における汚染水腐食のためこの効果が低下してきている。これは実施している防食電流を清浄な海水の場合の防食電流 150~200 mA/m² に固執しているためであろう。

従ってこのような汚染水腐食の場合に必要とする防食電流密度を求め陰極防食を有効ならしめるため、汚染水腐食の激しい当社堀川運河※のモデルコンデンサーにおいて流

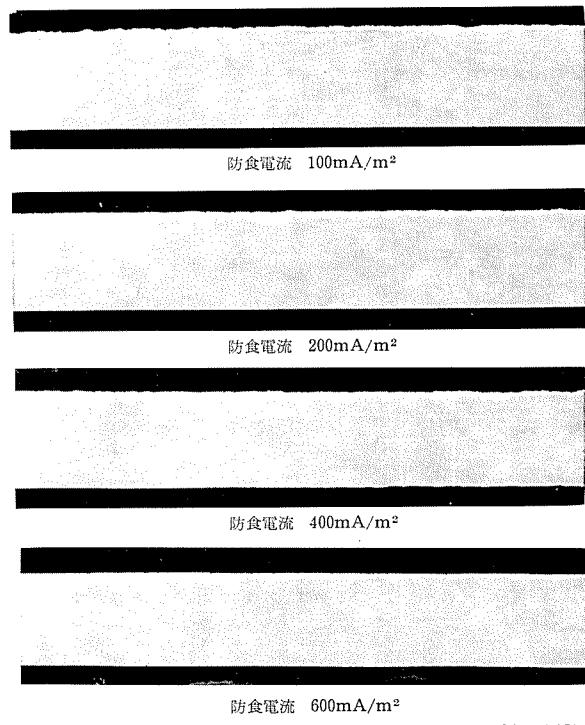
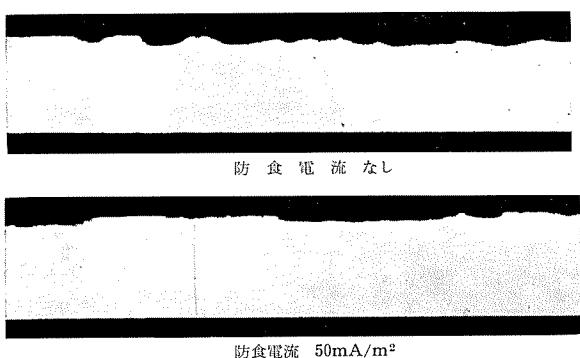
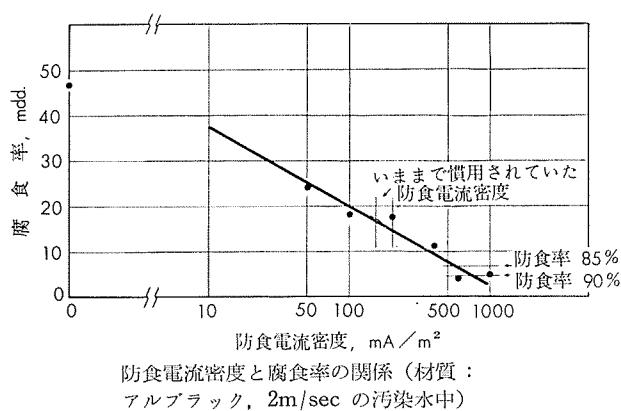
速 2m/sec で昭和38年6月20日より2ヶ月の実験を行い下記の資料を得た。

これによると電流密度 150~200mA/m² では70%程度の防食効果しか認められず、防食効果を約90%に維持するためには約 600mA/m² 以上の防食電流を必要とする。

※ この水質分析は下表に示す。

堀川運河水の分析値の一例

月 日	潮 位	温 度, °C	比電導度, $\mu\text{m}/\text{cm}^2$	pH	COD, p.p.m.	DO, p.p.m.	NH ₄ ⁺ , p.p.m.	S, p.p.m.
7/7	満 潮	23.5	22,987	6.88	8.2	0.86	2.0	0.01
〃	干 潮	26.5	10,865	6.92	10.3	0.11	3.0	Tr.
7/23	満 潮	27.0	—	7.22	10.5	0.34	2.2	0.04
〃	干 潮	29.0	—	7.08	6.1	0.29	9.4	0.08
8/8	満 潮	26.6	34,887	7.60	4.6	0.78	4.8	Tr.
〃	干 潮	27.4	29,928	7.38	8.3	0.41	13.6	Tr.
8/20	満 潮	29.0	42,849	8.38	5.1	0.36	Tr.	0.01
〃	干 潮	29.6	26,675	7.85	11.4	Tr.	8.6	0.10



(×20×1/2)
アルブラックの腐食におよぼす防食電流の効果 (断面状況)

* 研究部

R-41

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol. 5, No. 2, April. 1964

Al-Mg系合金の低温特性について

田 中 英 司

住友軽金属工業株式会社

Al-Mg 系合金の低温特性について

田 中 英 司*

1. はじめに

化学工業の発展とともに工業設備の構造材料として、またガスの経済的な運搬法としての海上あるいは陸上の液化ガス運搬用容器ならびに貯蔵などの諸設備に低温で金属材料が使用されることが多くなっている。

アルミニウムはその結晶構造が面心立方格子であるため低温せい(脆)性がなく、また使用されるガスに対しきわめて耐食性にすぐれていることからこれらの低温工業用設備に適用し得る金属材料として理想的であると考えられる。

液化ガスの運搬用あるいは貯蔵用容器などの構造物としては、低温において十分な強度を有しない性がないことと同時に高度の水密性が要求されるため溶接構造によらなければならぬことから強度的にもすぐれ溶接性のよい Al-Mg 系合金が使用されるものと思われる。

2、3 の代表的な Al-Mg 系合金について低温における引張試験、シャルピー衝撃試験および Tear test を行なった。Tear test は荷重一伸び線図を記録し、き裂が発生するまでのエネルギーと、き裂が進行する過程のエネルギーをこの線図から別個に測定して、材料が延性であるかぜい性であるかを簡単に判定できる特徴がある。これらの試験結果を記しご参考に供したい。

2. 供 試 材

供試材は Al-Mg 系合金のうち 5052 および 6083 の圧延のまま (R 材)、硬質 (H 材)、軟質 (O 材) および溶接材と 5056 の H 材および O 材で、第 1 表に供試材の化学成分を示す。

第1表 供試材の化学成分

材 料	化 学 成 分, %									質 別
	Mg	Mn	Cu	Si	Fe	Cr	Ti	Zn	Al	
5052	2.61	0.01	0.01	0.09	0.21	0.25	0.01	痕跡	残	硬質
5052	2.58	0.01	0.01	0.09	0.28	0.26	0.01	痕跡	残	圧延のまま 溶接母材
5056	4.95	0.11	0.03	0.13	0.18	0.10	0.01	0.03	残	硬質
5083	4.65	0.58	0.02	0.11	0.21	0.18	0.01	0.02	残	硬質
5083	4.49	0.60	0.03	0.13	0.24	0.10	0.01	0.02	残	圧延のまま 溶接母材

R 材は板厚 6 mm、その他は 4 mm のものを用い、試験片はすべて圧延方向に平行と直角の 2 方向に採取した。溶接は R 材を母材とし、MIG 自動溶接を行なった。試料の開先形状は I 形の突合せ開先とし、溶接ワイヤは 5052 板には 5556 を用い、5083 板は共金を使用した。

3. 試 験 方 法

3.1 試験温度

試験は 15°C (室温)、-75°C (エチルアルコールとドライアイスの混合液) および -196°C (液体窒素) の 3 温度について行なった。

3.2 引張試験

試験片は原厚のまま、平行部の巾 12.7mm、標点距離 25mm の小型試験片とし、10ton アムスラー型油圧式引張試験機を用いて試験を行なった。

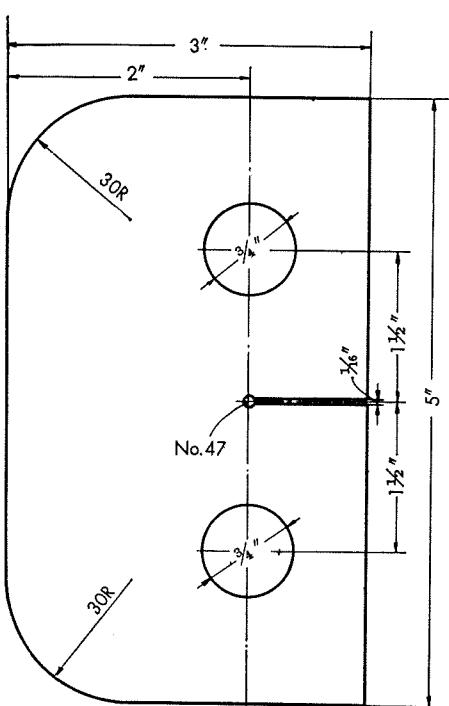
耐力はボールドワイン型荷重一伸び自記記録装置により荷重一伸び線図を記録して測定した。

冷却は後述する Tear test の冷却槽を用いた。

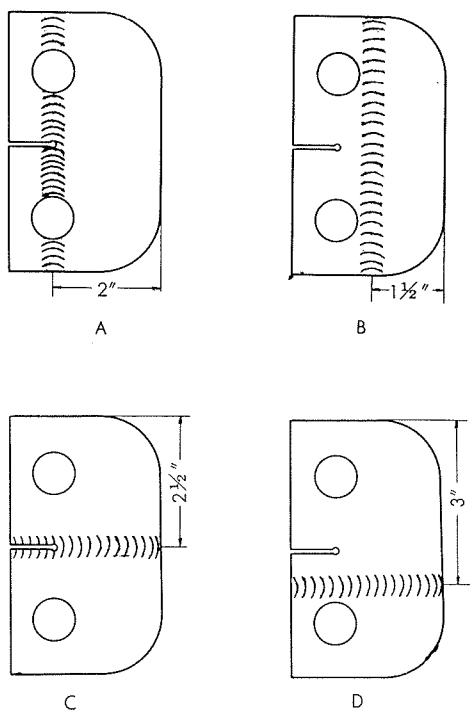
3.3 シャルピー衝撃試験

試験の巾を板厚のままとした JIS Z 2202 3 号試験片を用い、30kg-m シャルピー衝撃試験機により試験を行なった。

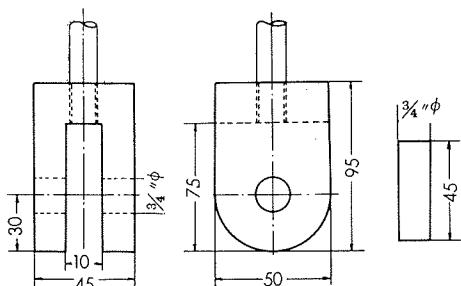
試験はあらかじめ試験温度に冷却した試験片を冷却槽より取り出して行なったが、試験片を取り出して試験を完了するまでの時間は 10sec 以内で、その間 -196°C の場合約 4°C の温度上昇があるが、-196°C における試験として表わすこととした。



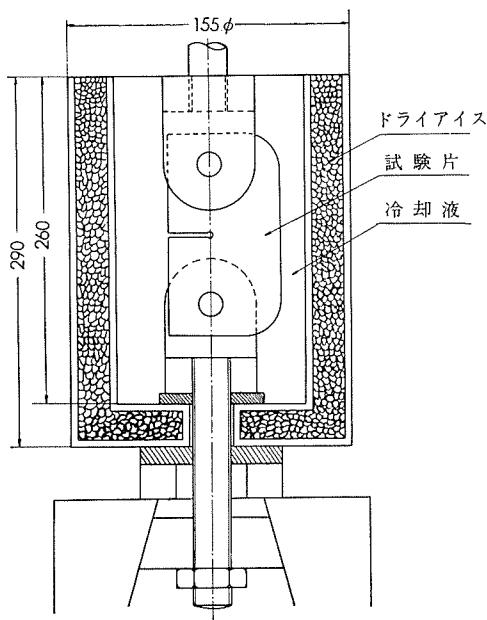
第1図 Tear test 試験片の形状



第2図 溶接試験片の溶接部位置



第3図 Tear test の試験片取付具



第4図 Tear test 試験装置

3.4 Tear test

試験片の形状および寸法は、米国の Navy tear testにおいて採用されているものとし、第1図のように試験の結果に影響ないと考えられる部分を若干修正し厚さは原厚のままとした。溶接試験片の溶接部の位置は第2図に示す4種とした。

試験は 30ton アムスラー型油圧式引張試験機を用い、試験片の $\frac{3}{4}$ "穴にそれぞれピンを挿入し、第3図に示す取付具を介して試験機に取り付け、引張荷重を加えて行なった。

荷重一伸ビ線図は試験片に掛かる荷重と試験機テーブルの動きを、ボールドワイン型荷重一伸ビ自記記録装置により記録した。

試験装置の概略を第4図に示す。冷却槽は2重にして、外槽には装置全体の予冷と試験中の熱伝導の防止のためにドライアイスを装入し、内槽に冷却液を試験片全体が完全に浸るよう注入して試験片および取付具を同時に試験温度に冷却する方法をとった。

-75°C の場合あらかじめドライアイスで十分冷却したエチルアルコールを内槽に注入し、小さく碎いたドライアイスを加えてドライアイスの激しい昇華がおこらなくなる時に、また -196°C の場合は内槽に液体窒素を満たし約3 min で試験温度となることをたしかめ、個々の試験について温度測定は行なわなかった。

4. Tear test の評価方法

き裂が発生するまでに要するエネルギー W_1 およびき裂が伝播するに要するエネルギー W_2 を、各荷重一伸ビ線図について曲線が横軸との間にかこむ面積より求めることができる。すなわちき裂は最高荷重に達したとき発生するものと仮定し、試験中の最高荷重に達するまでの面積およびその後荷重が低下する過程の面積をプランニーメータで測定し、これらを ton-mm の単位に換算してそれぞれ W_1 、 W_2 とした。

Kahn と Imbembo¹⁾ はこのように荷重一伸ビ線図から W_1 、 W_2 を求め何らの補正も行なっていない。しかしながら伸ビは試験片から直接測定した値ではなく試験機テーブルの動きを用いて測定したものであるから、得られた線図は真の荷重一伸ビ線図ではないので、Durham²⁾ および Lismore³⁾ の例にならって、次の2点について補正を行なった。

1) 引張機構の伸ビによるみかけのエネルギーを補正するため、取付具にぴったり合う巾の広い長方形鋼板を用いて荷重と伸ビの関係を求め、試験中に示す最高荷重より試験機構に蓄えられたエネルギーを算出し、これを W_1 より減じ W_2 に加える。

2) ピン穴の永久変形に費されるエネルギーを近似的に求めて補正するため、各材質ごとに溝のない試験片に負荷し、除荷後ピン穴の変形を測定して荷重と変形の関係を求

め、これより試験中に示す最高荷重からピン穴の変形に費されたエネルギーを推定して、これを W_1 より減ずる。

5. 試験結果

5.1 引張試験の結果

引張試験の結果を第5図に示す。

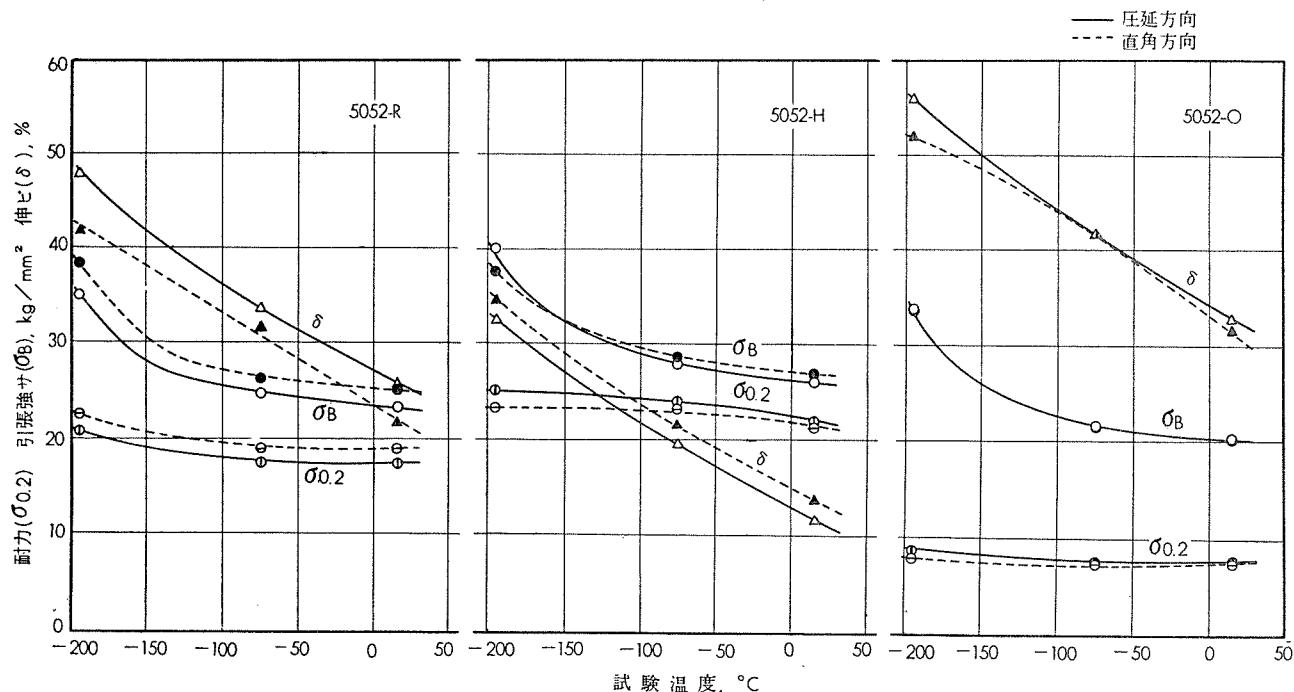
いずれの材質も温度の低下と共に引張強さ、耐力および伸びは増大する。 -196°C における引張強さの増加は著る

しいが、耐力はあまり増加しない。

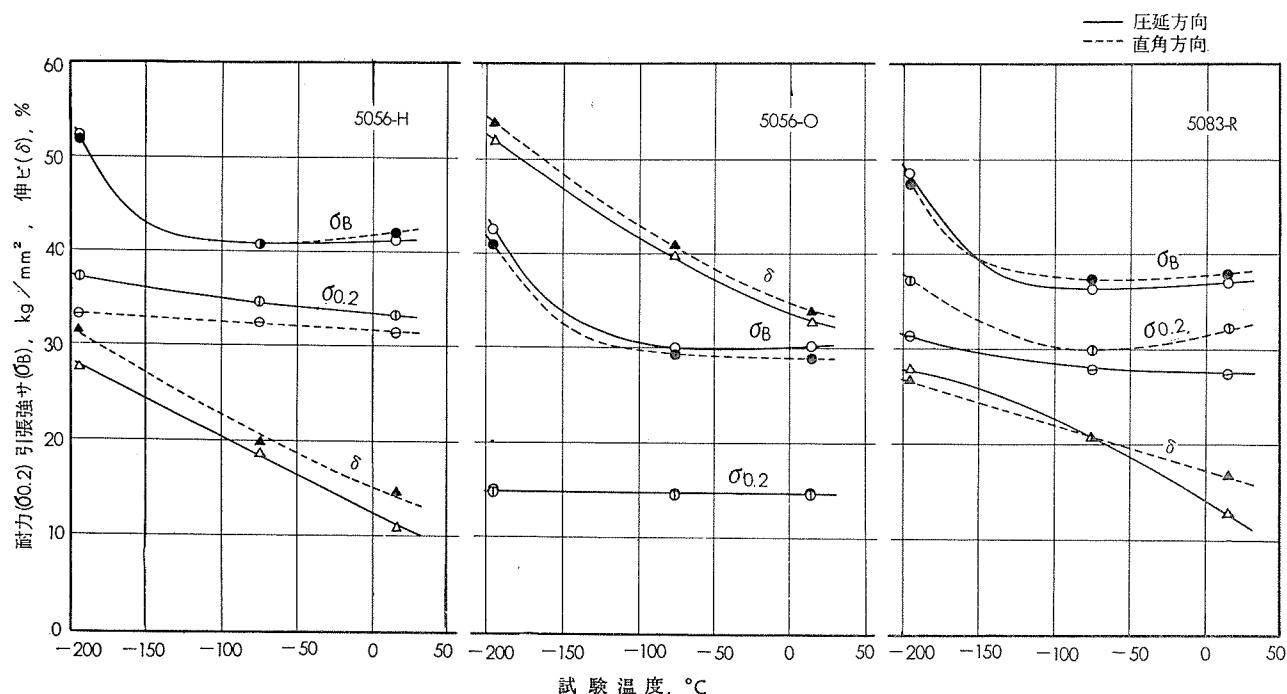
方向性は各材料、質別で異なり一致した傾向は得られなかった。

溶接材の引張性質は各温度とも当然母材より劣り低温では母材と同様の傾向に改善されるが、5083の伸びは -196°C で減少する。5052は溶接部外、5083は溶接部内ですべて破断した。

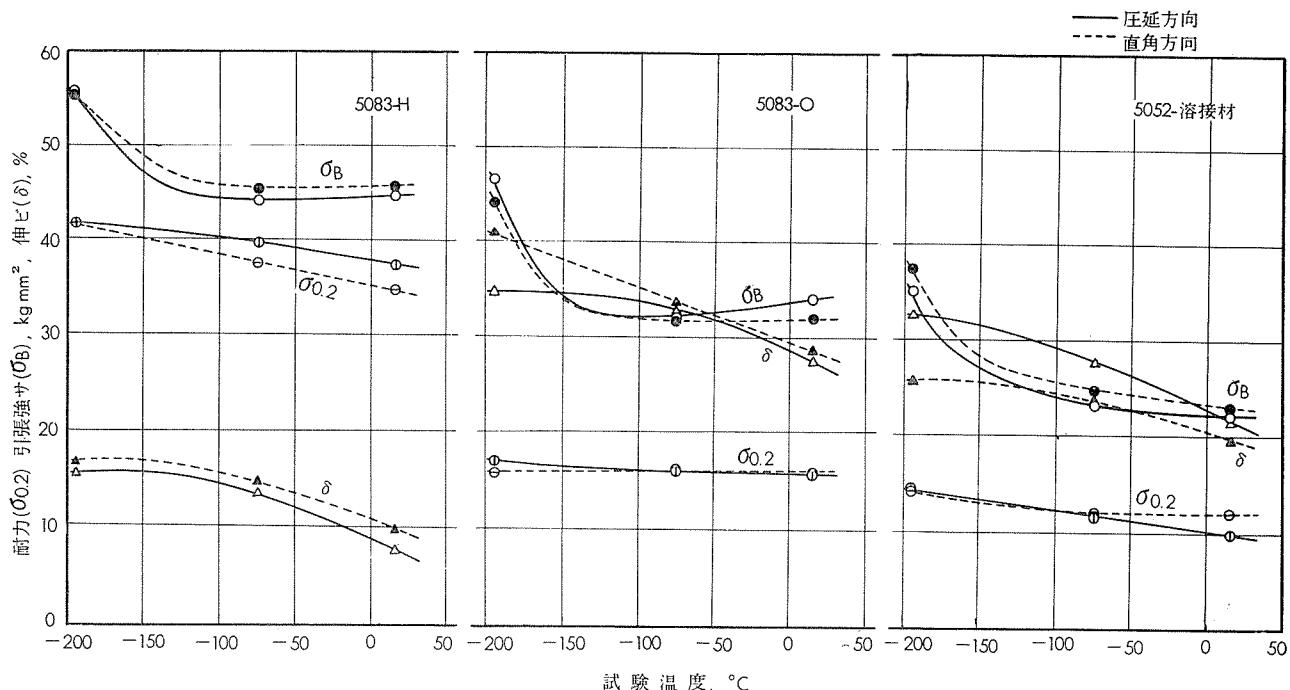
試験片の破断面を写真1に示す。5052の破断面は温度に



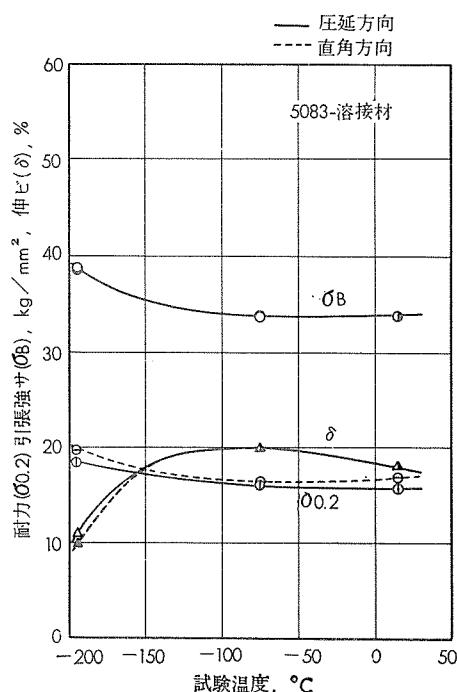
第5図(a) 低温における機械的性質



第5図(b) 低温における機械的性質



第5図(c) 低温における機械的性質



第5図(d) 低温における機械的性質

よりあまり変化しないが、5056-H、5083-R および 5083-H の -196°C における破断面は層状を呈する。この層状破断面は圧延方向、直角方向とも生ずる。

5.2 シャルピー衝撃試験の結果

第6図にシャルピー衝撃試験の結果を示す。これらのうちO材はノッチの部分で折れ曲るのみで破断しなかった。

いずれの材料も衝撃値はO材が最も高く、H材が最も低い値を示した。すなわち冷間加工度の小さいほど衝撲値は高い。また圧延方向に平行に採取し、ノッチを直角方向に入れた方が高い。

-75°C では室温よりやや高く、-196°C ではわずかに低くなり、-75～-196°C の間のある温度で最高値を示すものようであるが今回の試験のみではその詳細は不明である。

5.3 Tear test の結果

第7図に試験の結果得られた荷重一伸び線図の例を示す。第7図(b)の -196°C における線図にみられる最高荷重に達した後の直線的な傾斜は、明らかにき裂の伝播が早く記録の遅れによるものと考えられるので、破線のように修正してエネルギーを測定した。このような現象は 5083-R の他 5056-H および 5083-H に生じたが、5052 には全くおこらなかった。

試験の結果を第2～3表に、また単位板厚に対するそれ、それの値を第4表に示す。

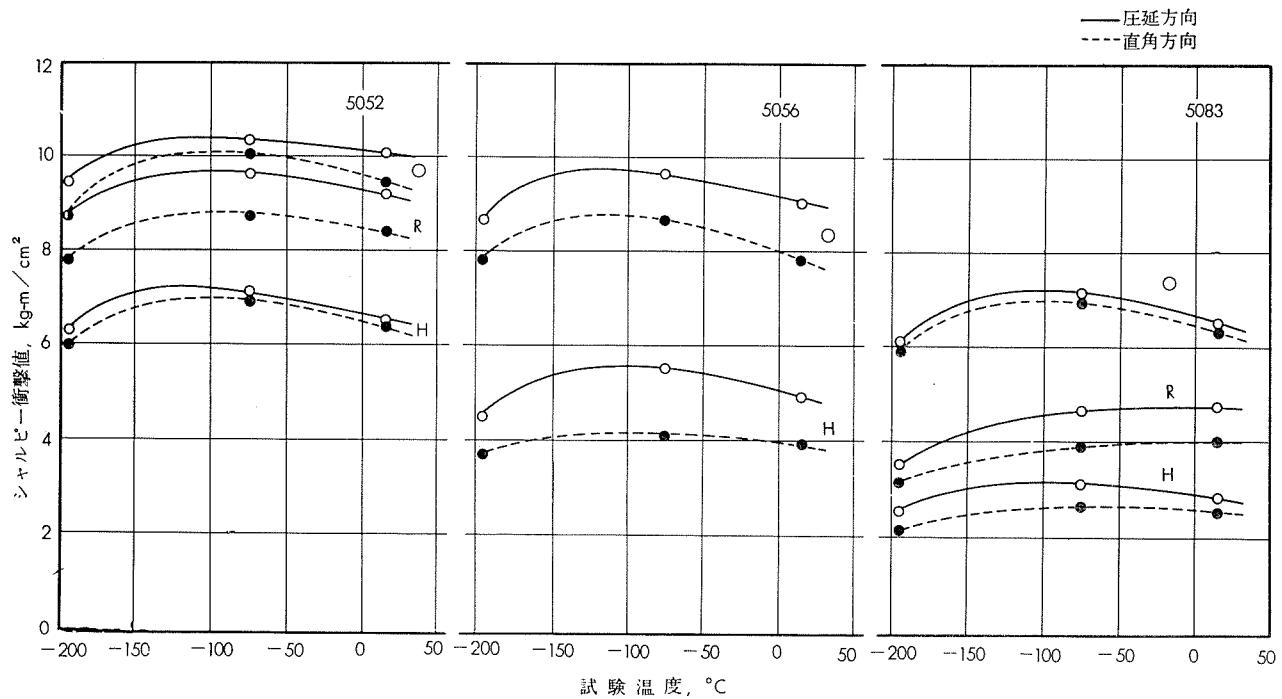
各材料、質別とも温度の低下と共に最高荷重は増加し、しかも -196°C における増加は著しく、引張強さの傾向とよく一致する。

5056 および 5083 は 5052 に比し最高荷重は高いが、W₁ は同程度もしくはやや小さく、W₂ は著しく小さい。5056-H および 5083-H の -196°C における W₂ はきわめて小さく 0 に近い。

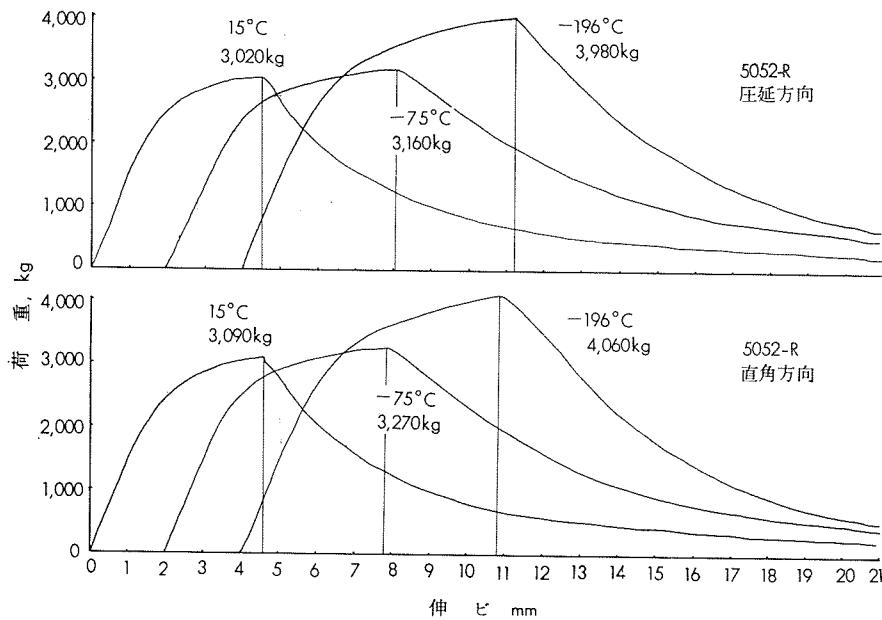
一般に -196°C における W₂ は、直角方向に負荷し、き裂が圧延方向に伝播する場合の方が直角方向に伝播する場合より小さい。

溶接材のき裂の発生ならびに伝播に対する性質の劣化は特に認められない。

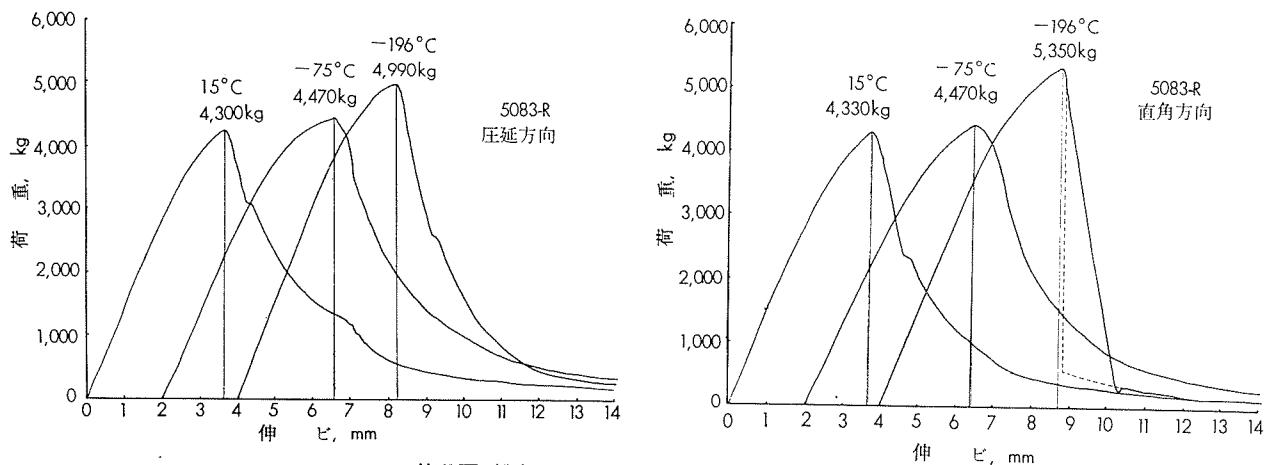
試験片の破面形状は模型的に第8図のように分類することができ、単純な場合とこれらが組合せられた複雑な場合があり、結果は第2～3表に併記した。5056-H、5083-R および 5083-H の -196°C における破面は引張試験の場合と同様層状を呈した。破面の数例を写真2に示す。



第6図 低温におけるシャルピー衝撃値



第7図(a) Tear test の荷重一伸び線図



第7図(b) Tear test の荷重一伸び線図

第 2 表 Tear test の結果 (1)

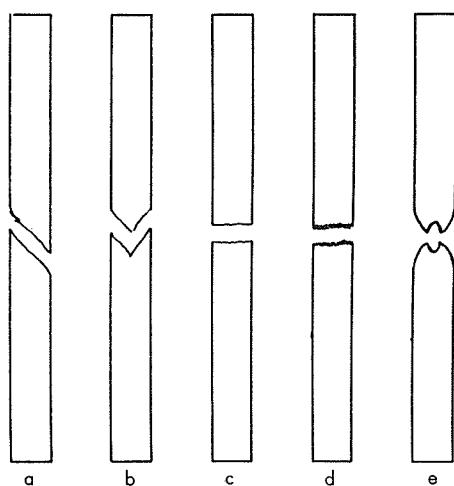
材 料 質 別	試験温度, °C	負荷方向	最高荷重, ton	W ₁ , ton-mm		W ₂ , ton-mm		W ₁ +W ₂ , ton-mm		$\frac{W_2}{W_1+W_2}$ (補正値), %	破面形状
				測定値	補正値	測定値	補正値	測定値	補正値		
圧延のまま	15	圧延方向	3.02	10.0	6.9	11.8	14.3	21.8	21.2	67.4	a
		直角方向	3.09	10.2	6.9	12.0	14.6	22.2	21.5	67.9	a
	-75	圧延方向	3.16	14.3	10.8	18.6	21.3	32.9	32.1	66.4	b
		直角方向	3.27	14.6	10.6	18.6	21.4	33.2	32.0	66.9	b
	-196	圧延方向	3.98	21.3	11.6	19.7	23.9	41.0	35.5	67.3	a
		直角方向	4.06	21.3	9.6	19.2	23.6	40.5	33.2	71.1	b
	15	圧延方向	2.12	4.8	3.3	3.1	4.3	7.9	7.6	56.6	a, a, a
		直角方向	2.22	5.2	3.3	3.8	5.1	9.0	8.4	60.7	a, a, a, a
	-75	圧延方向	2.32	6.1	4.0	6.1	7.6	12.2	11.6	65.5	b, a, b
		直角方向	2.37	6.1	3.8	6.3	7.8	12.4	11.6	67.2	b, a
	-196	圧延方向	3.02	10.2	4.2	10.2	12.7	20.4	16.9	75.1	b
		直角方向	3.04	10.3	4.2	7.5	10.0	17.8	14.2	70.5	a
硬 質	15	圧延方向	1.50	9.3	6.4	7.6	8.2	16.9	14.6	56.1	e
		直角方向	1.51	9.3	6.4	7.4	8.0	16.7	14.4	55.5	e
	-75	圧延方向	1.64	10.7	6.9	10.3	11.0	21.0	17.9	61.4	e
		直角方向	1.66	11.2	7.2	10.1	10.9	21.3	18.1	60.2	a, e, a
	-196	圧延方向	2.12	16.3	6.7	12.1	13.3	28.4	20.0	66.5	a
		直角方向	2.08	15.6	6.9	11.8	13.0	27.4	19.9	65.3	b, a
	15	圧延方向	3.05	6.4	3.5	1.0	1.1	7.4	4.6	23.9	a
		直角方向	3.16	7.3	4.0	1.4	1.6	8.7	5.6	28.6	a
	-75	圧延方向	3.33	7.9	4.0	8.0	11.0	15.9	15.0	73.3	b
		直角方向	3.31	7.5	3.7	3.0	3.4	10.5	7.1	47.9	a
	-196	圧延方向	3.93	10.3	3.4	2.7	2.9	13.0	6.3	46.0	d
		直角方向	4.02	11.1	3.9	0.8	0.8	11.9	4.7	17.0	d
軟 質	15	圧延方向	2.02	9.5	6.1	6.6	7.7	16.1	13.8	55.8	a
		直角方向	2.01	9.7	6.4	7.4	8.6	17.1	15.0	57.3	a
	-75	圧延方向	2.20	14.1	9.2	11.7	13.1	25.8	22.3	58.8	a
		直角方向	2.26	13.4	8.0	11.1	12.5	24.5	20.5	61.0	a
	-196	圧延方向	2.46	16.3	8.7	11.1	12.8	27.4	21.5	59.5	b
		直角方向	2.57	17.5	7.9	9.2	11.0	26.7	18.9	58.2	b
	15	圧延方向	4.30	9.1	4.0	9.0	14.0	18.1	18.0	77.8	a, a
		直角方向	4.33	9.3	4.3	7.4	12.3	16.7	16.6	74.1	a, a
	-75	圧延方向	4.47	12.5	7.1	9.8	15.1	22.3	22.2	68.0	a
		直角方向	4.47	11.5	6.1	9.8	15.1	21.3	21.2	71.2	a
	-196	圧延方向	4.99	12.9	6.4	7.7	14.1	20.6	20.5	68.8	d
		直角方向	5.35	14.8	6.9	1.1	1.2	15.9	8.1	14.8	d
5083	15	圧延方向	2.91	4.4	2.1	0.6	0.7	5.0	2.8	25.0	a
		直角方向	2.86	4.0	1.6	0.3	0.3	4.3	1.9	15.8	a, a, a
	-75	圧延方向	3.34	4.7	1.3	2.2	2.4	6.9	3.7	64.8	a
		直角方向	3.43	5.4	1.7	3.0	3.5	8.4	5.2	67.3	b
	-196	圧延方向	4.05	8.0	2.9	0	0	8.0	2.9	0	d
		直角方向	4.04	7.2	2.2	0	0	7.2	2.2	0	d
	15	圧延方向	2.17	9.1	5.9	6.4	7.7	15.5	13.6	56.6	a
		直角方向	2.18	9.0	5.6	5.7	7.0	14.7	12.6	55.5	a
	-75	圧延方向	2.33	10.4	6.0	9.2	10.7	19.6	16.7	64.1	b
		直角方向	2.33	11.0	6.6	7.2	8.6	18.2	15.2	56.6	a
	-196	圧延方向	2.62	10.7	3.7	6.1	8.0	16.8	11.7	68.4	c
		直角方向	2.62	11.8	4.9	5.0	6.9	16.8	11.8	58.4	c

第3表 Tear test の結果 (2)

試験片状	試験温度, °C	負荷方向	5052-溶接材				5083-溶接材			
			最高荷重, ton	W ₁ , ton-mm	W ₂ , ton-mm	W ₁ +W ₂ , ton-mm	最高荷重, ton	W ₁ , ton-mm	W ₂ , ton-mm	W ₂ +W ₁ , ton-mm
A	15	圧延方向	3.27	14.6	17.1	31.7	4.22	9.1	20.7	29.8
		直角方向	3.16	11.9	15.6	27.5	4.72	16.8	12.1	28.9
	-75	圧延方向	3.28	15.9	21.2	37.1	4.76	19.0	18.4	37.4
		直角方向	3.22	15.3	20.9	36.2	4.42	14.5	16.9	31.4
	-196	圧延方向	3.59	9.6	25.3	34.9	5.12	16.2	13.3	29.5
		直角方向	3.86	12.9	23.4	36.3	5.32	16.5	0.9	17.4
B	15	圧延方向	3.30	14.1	14.6	28.7	3.90	8.1	14.1	22.2
		直角方向	3.42	11.0	20.1	31.1	4.04	10.8	9.0	19.8
	-75	圧延方向	3.72	21.7	19.1	40.8	4.25	12.0	19.6	31.6
		直角方向	3.66	17.1	24.0	41.1	4.23	10.1	21.7	31.8
	-196	圧延方向	4.29	8.1	24.9	33.0	4.88	11.7	14.6	26.3
		直角方向	4.28	6.0	21.8	27.8	4.67	8.5	8.7	17.2
C	15	圧延方向	3.23	10.0	13.8	23.8	4.31	10.2	7.1	17.3
		直角方向	3.35	13.3	11.5	24.8	4.27	9.6	7.0	16.6
	-75	圧延方向	3.33	14.3	17.3	31.6	4.27	11.5	18.1	29.6
		直角方向	3.43	14.9	14.6	29.5	4.63	14.6	13.6	28.2
	-196	圧延方向	3.90	9.1	19.6	28.7	4.60	7.6	12.6	20.2
		直角方向	3.68	6.8	17.9	24.7	5.17	12.1	7.2	19.3
D	15	圧延方向	2.85	9.1	14.0	23.1	3.77	5.0	17.7	22.7
		直角方向	2.97	9.3	13.8	23.1	3.95	5.7	13.7	19.4
	-75	圧延方向	2.96	11.4	20.0	31.4	3.96	7.7	17.3	25.0
		直角方向	3.13	13.4	19.4	32.8	4.07	8.0	17.0	25.0
	-196	圧延方向	3.73	12.7	21.9	34.6	4.65	7.7	13.9	21.6
		直角方向	3.90	11.5	20.4	31.9	4.80	8.2	3.2	11.4

第4表 Tear test の結果 (3)

材料	試験温度, °C	負荷方向	最高荷重/板厚, ton/mm			W ₁ /板厚, ton-mm/mm			W ₂ /板厚, ton-mm/mm		
			圧延のまま	硬質	軟質	圧延のまま	硬質	軟質	圧延のまま	硬質	軟質
5052	15	圧延方向	0.50	0.53	0.38	1.14	0.82	1.62	2.36	1.09	2.06
		直角方向	0.51	0.56	0.38	1.14	0.84	1.61	2.40	1.29	2.01
	-75	圧延方向	0.52	0.58	0.41	1.77	1.02	1.73	3.50	1.90	2.77
		直角方向	0.54	0.60	0.42	1.74	0.95	1.80	3.53	1.97	2.73
	-196	圧延方向	0.66	0.76	0.53	1.91	1.06	1.69	3.93	3.20	3.36
		直角方向	0.67	0.77	0.52	1.58	1.06	1.74	3.89	2.52	3.27
5056	15	圧延方向	—	0.76	0.50	—	0.87	1.51	—	0.27	1.92
		直角方向	—	0.78	0.50	—	1.00	1.53	—	0.39	2.13
	-75	圧延方向	—	0.83	0.55	—	1.00	2.29	—	2.73	3.25
		直角方向	—	0.82	0.56	—	0.92	1.98	—	0.83	3.11
	-196	圧延方向	—	0.98	0.61	—	0.85	2.18	—	0.71	3.17
		直角方向	—	1.00	0.64	—	0.98	1.96	—	0.20	2.73
5083	15	圧延方向	0.67	0.72	0.53	0.64	0.51	1.45	2.17	0.17	1.88
		直角方向	0.67	0.70	0.54	0.57	0.40	1.48	2.01	0.08	1.73
	-75	圧延方向	0.69	0.82	0.57	1.10	0.32	1.48	2.35	0.59	2.63
		直角方向	0.72	0.85	0.57	1.06	0.43	1.62	2.31	0.87	2.13
	-196	圧延方向	0.79	1.00	0.65	1.04	0.72	0.92	2.15	0	1.97
		直角方向	0.83	1.00	0.65	1.07	0.53	1.20	0.19	0	1.69



第8図 Tear test の破面形状

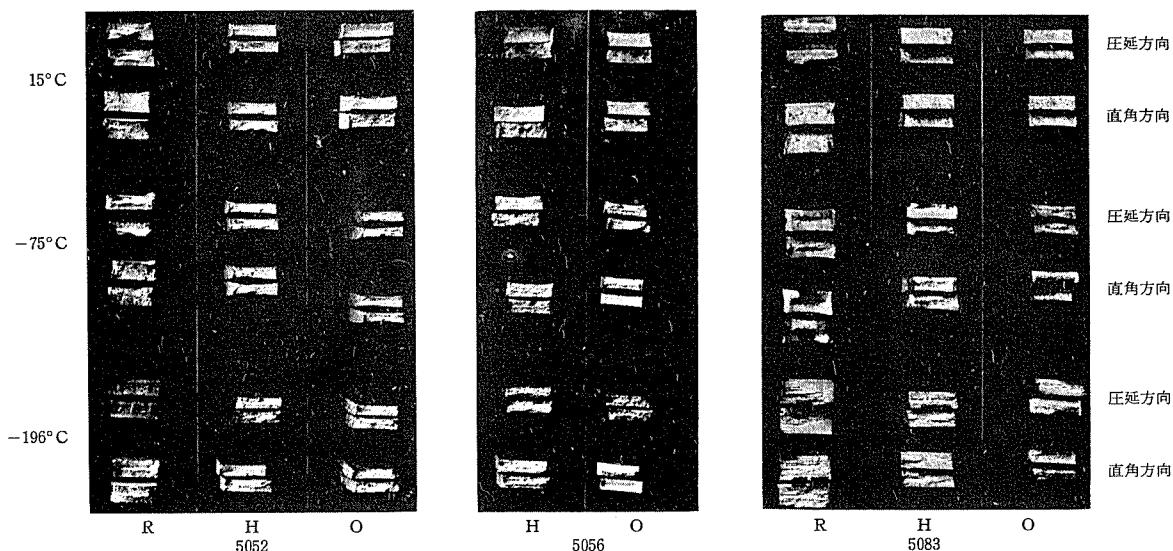


写真1 引張試験片の破断面

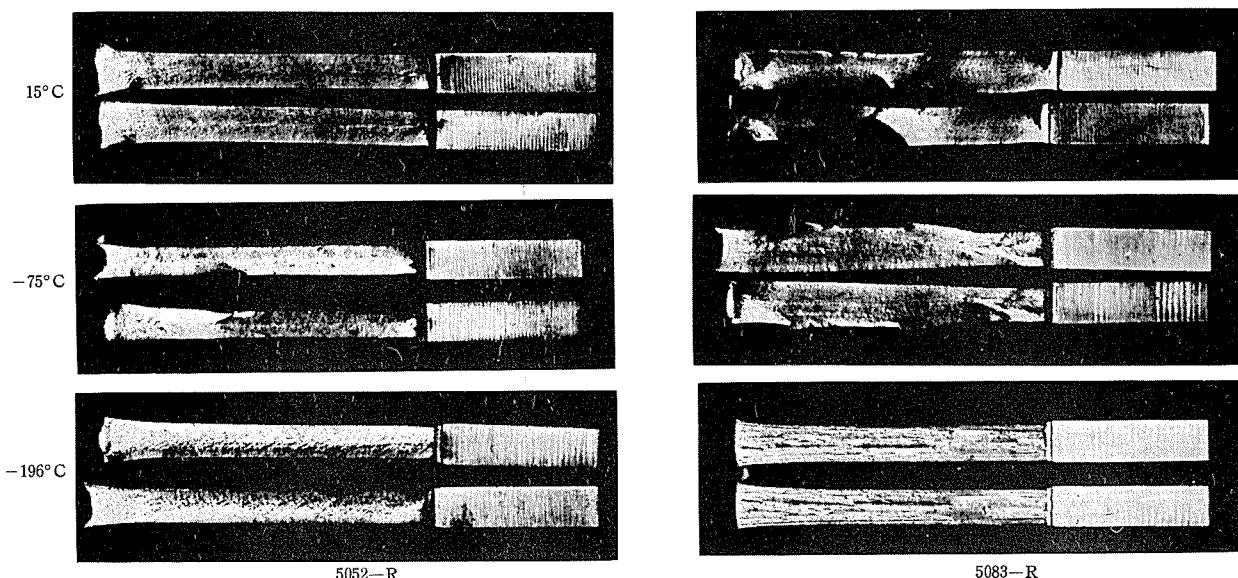


写真2 Tear test 試験片の破面

文 献

- N. A. Kahn and E. A. Imbembo : Weld. J., 27 (1948), 169
 2) R. J. Durham : Brit. Weld. J., 5 (1958), 510
 3) R. E. Lismer : ibid 5 (1958), 523

6. 結 び

以上のように Al-Mg 系合金は低温において引張強さ、耐力および伸びは室温より増加しそうな性質を有している。

試験を行なった 5052、5056 および 5083 の 3 合金を比較すると、強度の点では 5056 および 5083 がすぐれているが、5052 は Tear test のき裂が発生するまでのエネルギー、き裂が進行する過程のエネルギーが共に大きく、特に極低温において他に比し著しく大きく最もすぐれている。

また冷間加工を加えることは Tear に対する性質を劣化させ、シャルピー衝撃値が低下することなどから好ましくない。

R-42

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 2, April. 1964

アルミニウム合金製継目なし高圧ガス容器に関する
二,三の実験とその材料基準について

深 井 誠 吉
竹 内 勝 治
中 村 授

住友軽金属工業株式会社

技術資料

アルミニウム合金製継目なし高圧ガス容器に関する

二、三の実験とその材料基準について

深井誠吉* 竹内勝治** 中村 握***

1. 緒 言

アルミニウム合金製高圧ガス容器は鉄鋼製容器と比べて生産量が少なく、使用範囲も狭いので製造規格や取締法規も鉄鋼製のものに準じるという矛盾を今日まで続けている。すなわち、アルミニウム合金製高圧ガス容器として認められているものは、材質として高力アルミニウム合金第2種(2017-T4)だけ、充てんするガス類は酸素、窒素、炭酸ガスおよび空気の4種類のみ、製造方法も継目なしのみで溶接容器は認められていない。

このような状態では保安の取締りに当る官側としても不便であり、また、需要家の中には外国の例にある耐食アルミニウム合金も使用したいという要望もあるので、我々も機会あるごとに法規の改正を試みたが成果を得るまでに至っていない。たまたま、昭和37年3月通商産業省軽工業局無機課長は「従来の経緯にとらわれず、アルミニウム合金の特性を生かした諸基準をつくりたい」と我々に呼びかけ、これにこたえて軽金属協会は軽合金高圧容器委員会を結成し、継目なしと溶接の2分科会に別けて検討することとなった。

当社はその一員として前者を担当して諸試験を行ない、継目なしアルミニウム合金製高圧ガス容器基準(案)として設計基準、製造基準、材料基準、検査基準を作成した。本報はこれらの諸試験について述べるが、この機会に過去の経過についても記しておきたい。何んとなれば、当社はアルミニウム合金製継目なし高圧ガス容器に関して我が国唯一の製造業者であり、最も多くの知識と経験をもつと考えるからである。

2. アルミニウム合金製高圧ガス容器の法規の変遷

アルミニウム合金製高圧ガス容器に関する法規は第1表に示すように変遷している。すなわち、

(1) 戦前から昭和24年5月までの期間

旧「圧縮瓦斯及液化瓦斯取締法」は大正11年4月11日法律第31号によって公布され、昭和11年8月1日施行された「同施行令」の第23条第1号に「材料は鋼または鉄を用ふること。但し、圧縮瓦斯または液化瓦斯を充填する小容器にして内務大臣の許可を受けたる者の製造したる軽合金製のものに付ては此の限りに在らず。」と記されてある。すなわち、アルミニウム合金製高圧ガス容器(5l以下)の製造は許可制であり、その材質は後述するようにジュラルミンであった。

規格その他は昭和11年8月5日内務省告示第435号の正文がないから確認できないが、当時の社内研究報告によると常用圧力 $150\text{kg}/\text{cm}^2$ 、耐圧試験圧力 $250\text{kg}/\text{cm}^2$ で恒久増加10%以下、伸び10%以上、曲げ試験内側半径 $2t$ (t は壁厚)、圧潰試験は $6t$ であった。圧潰試験用工具は現行法規のものと全く同じであり、「開き 60° および半径13mmの弧よりなる円端を有する2個の楔状物を以て其の両円端の距離容器壁の厚さの6倍に至る迄……」と記されている。なお、告示第435号ではアルミニウム合金製高圧ガス容器の規格として鉄鋼製のものと区別してあったことはないらしい。

つぎに、昭和19年7月28日に内務省告示第426号「圧縮瓦斯及液化瓦斯の容器に関する屈曲、圧潰、延伸及衝撃試験規程」が公布され、前述の告示第435号は廃止された。告示第426号の第2条は「中容器及小容器に関する圧縮瓦斯及液化瓦斯取締法第23条第4号の規程による圧潰試験、延伸規程及衝撃試験は臨時日本標準規格(臨JES)第564

第1表 アルミニウム合金製高圧ガス容器の法規の変遷

期 間	法 律	施行令または 施 行 規 則	告 示	規 格 (1)						
				内 容 積, ℓ	引張強さ, kg/mm^2	耐 力, kg/mm^2	伸 び, %	シャルビー 衝撃値, $\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$	曲げ試験 内側半径, 180°	圧潰試験,
戦前～昭.24	圧縮瓦斯及液化瓦斯取締法 (大.11.4.11, 法律 第31号)	圧縮瓦斯及液化瓦斯取締法施行令 (昭.11.8.1 施行)	昭和11年内務省告示第435号	0.1～5	—	—	>10	—	2t	<6t
昭24.6月～ 昭26.12月	同 上	同 上	暫 定 規 格	0.1～5	>32	>18	>15	—	—	<6t
昭.26.12月 以降	高圧ガス取締法 (昭26.6.7) (法律第204号)	高圧ガス取締法 施行規則 (昭26.11.14) (通産省令第68号)	昭和26年通産省告示第286号	0.1～5	>37	—	>18	—	—	<6t
			昭和34年通産省告示第158号	0.1～15	>37	—	>18	>2.1	—	<7t

(1) 常用圧力 $150\text{kg}/\text{cm}^2$ 、耐圧試験圧力は常用圧力の5/3倍、恒久増加10%以下

号圧縮瓦斯及液化瓦斯容器試験方法に依り試験に供する容器を抽出してこれを行ひ、合格したる時は……。」とあるが、臨 JES 第 564 号は鉄鋼製容器に関するものである。現在からみると適用を間違えているが、当時から昭和24年6月までアルミニウム合金製高圧ガス容器の圧潰試験として臨 JES 第 564 号の第2条「容器の抗張力 45kg/mm^2 未満のものは両楔端の距離 $5t$ 」を適用していた。

なお、戦時には航空戦闘用酸素高圧容器の需要が極めて多く、これらは法規の規制を受けなかったらしい。詳細な記録は失われているが、材質規格は第2表に示す陸海軍航空材料規格（航格）7215、高力アルミニウム合金第1種鍛造品（チ211）であり、常用圧力は 150kg/cm^2 、耐圧試験は 250kg/cm^2 で恒久増加 10%以下、圧潰試験は $6t$ であった。

(2) 昭和24年6月から昭和26年12月までの期間

昭和24年6月5日に通商産業省通商化学局無機課、愛知県経済部工業品課ならびに当社が協議し、前述の軍需用酸素容器の規格その他を基礎として前述の第1表に示す暫定規格を定めた。これは告示第426号が鉄鋼製容器を主体として考えているからアルミニウム合金製のものには不適当と解されたためである。

つぎに、昭和25年1月に無機課から内容積 $5l$ 未満のアルミニウム合金製高圧ガス容器の規格が暫定規格で問題がおきないか検討するため第3表の「軽合金製小容器に対する確性試験要領」が当社に提示された。当時は設備が充分でなかったため殆んど実験ができず、同年4月につぎのように回答した。

容器の安全率は常用圧力で 3.8（引張強さ 36kg/mm^2 ）、耐圧試験で 2.3 であるから鉄鋼製容器の耐圧試験時の安全

率 $1.8 \sim 2.0$ と比べて安全側にある。破壊試験は設備がないので実施できない。化学成分は航格 7215、チ 211 が適当であり、機械的性質は終戦後の実績から引張強さ 36kg/mm^2 以上、伸び 14% が妥当である。圧潰試験は $5t$ では無理だから暫定規格で $6t$ と定めたが、アルミニウム合金製高圧ガス容器は鉄鋼製のものと比べて小容器が多いから曲げ半径が小さくなつて非常に厳密となる。引張性質からみると圧潰試験は $7t$ が適当であろう。

その後、昭和26年10月に再び無機課より規格案を求められ、第4表に示す当時の実績その他から第5表の規格案を提出した。

以上がつぎに述べる昭和26年通商産業省告示第286号のアルミニウム合金製高圧ガス容器の規格のもとになったと考えられるが、その値は第4表の平均値に近いものであった。

(3) 昭和26年12月以降現在に至るまで

昭和26年6月7日に法律第204号「高圧ガス取締法」が公布され、「同施行規則」の第38条第1号に「容器の材料には……鋼を使用すること。ただし、酸素、窒素、空気または炭酸ガスを充てんする容器の材料に引張強さ 37kg/mm^2 以上であつて伸び 18%以上の軽合金を使用するときはこの限りでない。」と定められた。材質の規定はないが、この引張性質に合格するものは JISH4131、高力アルミニウム合金第2種（2017-T4）のみである。詳細は告示第286号により「内容積 $5l$ 以下、常用圧力 150kg/cm^2 、耐圧試験 250kg/cm^2 で恒久増加 10%以下、引張強さ 37kg/mm^2 以上、伸び 18%以上、圧潰試験 $6t$ 以下」であった。

昭和28年5月、10月および昭和30年9月の3回にわたり「アルミニウム合金製高圧ガス容器も鉄鋼製のものと同様

第2表 陸海軍航空材料規格 7215、高力アルミニウム合金鍛造品第1種（チ211）

化 学 成 分, %						機 械 的 性 質			
Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Al	引張強さ kg/mm^2	耐 力 kg/mm^2	伸 び %	ブリネル 10/500/30
3.3~4.2	0.3~0.7	0.3~0.7	<0.5	<0.6	残	>35	(>22)	>14	>90

第3表 軽合金製小容器に対する確性試験要領

A. 内容積 $1l$ 程度の容器がこの規格で良いかどうか確かめる試験

試 験 の 項 目	目 的	実 施 の 方 法
1. 外観、内部検査、寸法検査	最悪条件を想定して容器設計上に考慮すべき点を確かめる。	
2. 破壊試験	加圧破壊、加圧落下破壊および繰返加圧後の破壊試験を行ない、破壊強度、数年間使用後の破壊強度および耐圧試験の必要の有無を調査する。	A. 新品で破壊までの加圧圧力と内容積の変化を測定する。 B. 新品に水（95%）空気（5%）を 150kg/cm^2 に充てんし、2mの高さから落下せしめ衝撃を与えてみる。 C. 充てん圧力を繰返し加えて内容積が $1/100$ 増加したら（或いは10000回）上記A、Bの試験を行なう。 D. 上記回数の $1/600$ 回耐圧試験を掛けてから上記 A、B の試験を行なう。
3. 機械的試験	現在の規格、製品の是非および今後の規格における機械強度最低限を決定するため。	A. 破壊の強さ B. 伸び C. 衝撃分析
4. 化学的試験	同 上	

B. 以上の試験結果によって $5l$ 未満（容器の最大限）の軽合金製容器がこの規格で良いか否か類推する。もし、類推する事が不可能であればさらに研究方法を考慮すること。

第4表 昭和26年頃のジュラルミン製高压ガス容器の機械的性質

項	目	平均値, \bar{x}	最大値	最小値	標準偏差, σ
昭和25年3月から26年9月に至る間の容器30本についての検査結果	引張強さ, kg/mm ² 伸び, %	39.08 20.55	41.2 23.0	36.7 15.0	1.56 2.44
容器34本についての測定結果(昭和26年9月)	引張強さ, kg/mm ² 伸び, %	40.17 17.37	45.2 23.0	35.7 11.0	1.88 3.44
	圧潰値, t	5.75	5.03	6.80	0.57

第5表 昭和26年10月に提出したアルミニウム合金製高压ガス容器の規格案

材質	化 学 成 分, %					引張性質			持久増加 (250 kg/cm ²), %	圧潰試験, t	
	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Al	引張強さ, kg/mm ²	耐力, kg/mm ²	伸び, %		
鍛造用ジュラルミン	3.3~4.2	0.3~0.7	0.3~0.7	<0.5	<0.6	残	>35	(>22)	>14	<10	<7t

に衝撃試験を実施すべきである」との意見が無機課から愛知県工業品課を通じてあり、これに対して、「アルミニウム合金は鉄鋼と異なり低温脆性がないから衝撃が問題となることがない。したがって、衝撃試験を行なう必要はないが、あえて規定するならばシャルピー衝撃値で2.1 kg-m/cm²以上であろう」と回答した。

昭和30年に潜水用アルミニウム合金製高压容器(アクアラング)の需要がおこり、従来からの規格をそれに適用するか否かが論議された。昭和31年3月に無機課から「軽合金製7l水中用容器確性試験要領」が提示され、その内容はつぎに示す。

a) 材質はJISH4131、高力アルミニウム合金第2種で、内容積15l以下の高压ガス容器の規格は引張強さ37 kg/mm²以上、伸び18%以上、衝撃値2.1kg-m/cm²以上、圧潰試験6tで差支えない。

b) 繰返加圧試験 常用圧力150kg/cm²を720回(月2回充てん、30年分)繰返し、その間72回ごとに250kg/cm²の耐圧試験を行なう。

c) 落下試験 上述の試験を行なった容器に水95%、空気5%を充てん(150kg/cm²)し、高さ5.5mから230mmφ鋼材の上に直交するように落下させる。

d) 破裂試験および機械的性質の測定。

実験結果の詳細は別に公表されており、JISH4131、高力アルミニウム合金第2種は潜水用高压容器の材質として欠陥が認められなかった。これによって規格が昭和34年通

商産業省告示第158号で改正され、内容積15l以下、圧潰試験7t以下、シャルピー衝撃値2.1kg-m/cm²(その他は従来通り)となった。これが現行の規格である。

3. 当社における高压ガス容器製造の変遷について

当社は昭和6年1月(当時は住友仲銅钢管株式会社仲銅所)に内務大臣よりアルミニウム合金製高压ガス小容器の製造許可を受け、その後現在に至るまで数10万本製作しているが未だ使用中に事故をおこした例がない。以下においては当社の記録からその技術の経過を簡単に述べる。

(1) 戦前から昭和20年8月までの期間

昭和6年当時の高压ガス容器の材質および規格などは記録が現存していない。しかし、昭和6年6月25日に製造したジュラルミン製の0.8l酸素容器を三井鉱山株式会社田川鉱業所で2年間使用し、その内の2本を川崎造船所飛行機工場の依頼で昭和8年11月に調査した記録がある。内容は第6表に示し、寸法は不明であるが底部は球殻型であり、口金をはめてない。

容器の製造は昭和15年頃までカッピング法によっていたが、同年8月から軍需用7l酸素容器を多量生産するにあたりピアシング法に変更した。当時の製造工程は7l酸素容器を例にあげるとつぎのようである。

80kg角型鋳塊→鍛造(7"×8角)→圧延163mmφ→輪切り(15kg)→型据→ピアシング(3回)→段付きピアシング

第6表 昭和6年製造後2年使用したのちのジュラルミン製0.8l酸素容器⁽¹⁾の性能

容器番号	壁厚, mm	耐圧試験(250kg/cm ²)	内外面腐食状況	引張性質		圧潰試験, 6t
				引張強さ, kg/mm ²	伸び, %	
19 D	5.4	合 格	腐食なし	41.0	22	—
20 D	5.4	合 格	腐食なし	—	—	合 格

(1) 化学成分の分析値は記載されていない。

第7表 昭和17年頃のジュラルミン製7l酸素容器の化学成分と機械的性質

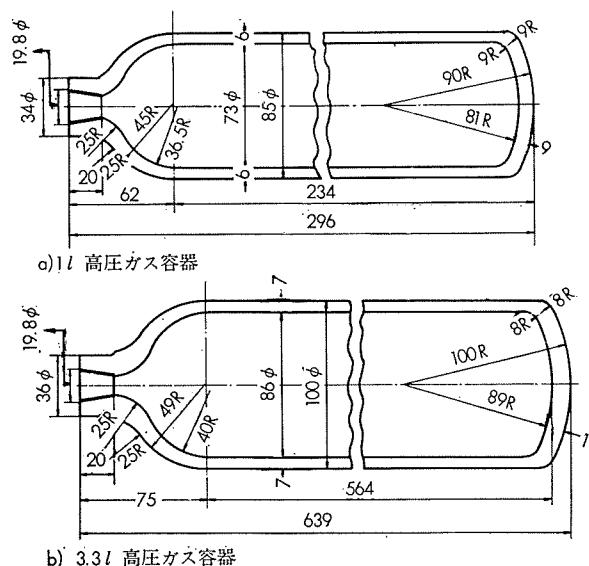
材質	化 学 成 分, %						引張性質			ピッカース カタサ, 10kg
	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Al	引張強さ, kg/mm ²	耐力, kg/mm ²	伸び, %	
高力アルミニウム合金第1種(チ211)	3.72	0.43	0.46	0.35	0.44	残	42.4	25.4	25	111

グ(2回)→口付け→口絞り→熱処理

71 酸素容器の寸法の詳細は判らないが、写真から推定すると、全長 675mm、胴部 515mm、外径 140mm、壁厚 9.5mm（内壁接線方向応力 9.6kg/mm^2 、安全率 3.6）程度であり、底部は厚さ 17mm 程度の球殻型である。第 7 表は当時行なった確性試験結果の 1 例を示す。

(2) 昭和20年9月以降現在に至るまで

住友金属工業株式会社伸銅所が戦災を受けたため名古屋軽合金製造所において昭和21年7月30日に「軽合金圧縮瓦斯容器製造許可願」を内務大臣に申請し、同年9月6日内務省警発第100号で許可された。許可された材質は第8表に示すように航格7215高力アルミニウム合金第1種(チ211)および同第4種(チ214)である。後者はプロペラ用鋳塊を使用したものであり、1l酸素容器を昭和21年に650本、昭和22年に1400本、昭和24年に1680本製作した。当時の製造工程はつぎに示す。



第1図 高圧ガス容器の寸法

70kg 鑄塊→熱間圧延→冷間圧延→地取り→カッピング
→旋削→口絞り→熱処理→ネジ切り

1l および 3.3l 酸素容器の形状は第 1 図に示し、その主要寸法は現在まで変わっていない。

その後、昭和23年1月8日、愛知県知事に「軽合金製圧縮瓦斯容器製造届」を提出し、鋳塊から穿孔工程によって成形する方法（エルハルト法）も認可された。

当時の検査方法は愛知県知事に鑄塊試験成績書（化学成分）を添えて検査を申請し、引張試験および圧潰試験に合格すれば良かった。航格7215高力アルミニウム合金第4種は伸びが比較的大きいので圧潰試験に合格したが、同第1種は不合格になることがあったので再熱処理したこともある。

昭和24年後半以降の容器の材質は現行の JISH4131, 高力アルミニウム合金第2種(2017-T4)である。第9表は最近2年間の検査成績を示し、また、製造工程はつぎに示す。

鋳塊→押出→エルハルト穿孔→抽伸→偏肉削り→底面テバ取り→焼鉈→抽伸→旋削→口絞り→熱処理→ネジ切り→口金はめ

なお、昭和30年以降、防衛庁の注文により魚雷艇および警備艦の魚雷発射管用気蓄器を 2017-T4³⁾で毎年製造している。詳細を省略するが、内容積は 110l、常用圧力 50 または 35kg/cm²、内面はアルマイト処理、外面はジンクロメート塗装である。最近、外面からの腐食のため初年度のものを数本取りかえたい意向があるときくが、その他に事故ではなく、海上でも充分使用に耐えるものと思われる。

4. アルミニウム合金製高圧ガス容器 の諸基準作成に関する実験

緒言にも記したが、昭和37年以降、軽金属協会軽合金高圧容器委員会の継目なし容器分科会を担当した我々は従来の事情にとらわれず、全く新しい見地から高圧ガス容器の基準を検討しようと試みた。換言すると、引張強さが

第 8 表 昭和21年9月、製造許可された際の材質

材 質	標準化學成分, %					熱 処 理, $^{\circ}\text{C} \times \text{hr}$	標準引張性質		
	Cu	Mg	Mn	Si	Al		引張強さ, kg/mm^2	耐 力, kg/mm^2	伸 長 比, %
高力アルミニウム合金第1種(チ214) ¹⁾	3.8	0.5	0.5	—	残	490~520 氷冷 510~530 氷冷後 120~160×12~24 空冷	32	18	18
高力アルミニウム合金第4種(チ214) ¹⁾	4.5	—	0.8	0.8	残				

1) 航 格 7215

第 9 表 高力アルミニウム合金第2種製高压ガス容器の最近の検査成績

項 目	規 格	試 験 本 数, n	平均 値, \bar{x}	最 大 値	最 小 値	標準偏差, σ
引 張 強 サ, kg/mm ²	>37	52	42.7	46.5	38.5	2.32
伸 ピ, %	>18	52	22.4	32.0	18.0	2.60
シャルピー衝撃値, kg·m/cm ²	>2.1	42	4.11	5.0	3.0	0.72
圧潰試験, t	<7	52	全 数	合 格		
恒久増加(250kg/cm ²), %	<10	製作全本数	全 数	合 格		

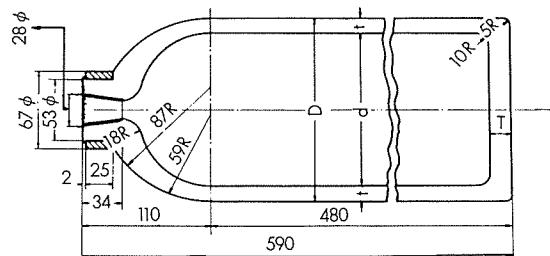
$37\text{kg}/\text{mm}^2$ 以下の材料でも壁厚を大きくすれば安全だから現行規格 $37\text{kg}/\text{mm}^2$ 以上を固執する必要もあるまい、また、圧かい試験は $7t$ でなくとも衝撃や落下試験、あるいは繰返加圧に耐えれば実用材料に加えて差支えなかろう、という考え方である。ただ一つの条件として従来の JISH4131 高力アルミニウム合金第 2 種を用いた場合より軽量にするため引張強さの高いものと、強度が多少低下しても耐食性の優れたものを加えておおむね 3 種類の材質にしたい意向が委員の間にあった。

ところで、実用価値があるということを判定するにはどんな実験を行なうかは大変むずかしいが、『従来から JISH 4131 高力アルミニウム合金第 2 種の容器が長年月にわたって多数使用されきわめて安全であったから、その使用状態と同程度の試験を行ない、それと同一性能をもつものは実用価値があると判断しても差支えあるまい。』このような考え方で実験を計画したが、その途中で発生する応力に関して多少の計算や測定が必要となり、実測したので付記しておきたい。

4・1 供試容器

供試容器は第10表に示す 6 材質で製作した。すなわち、高力アルミニウム合金第 1 種 (2014-T6) は高力アルミニウム合金第 2 種 (2017-T4) より強度が優れている材質の中で加工性がよいのでえらび、耐食アルミニウム合金第 6 種 (6151-T6) は 2017-T4 より強度が劣るが耐食性および鋸造性が良好なので実験に供した。ところが、これらの容器は圧かい試験の結果が 2017-T4 と比べて余り良好でなかったので、比較的伸びがあり、しかも、耐食性の優れたものとして耐食アルミニウム合金第 1 種 (5052-F)、同第

2 種 (5056-F) および同第 7 種 (5083-F) の各容器についても実験した。



第 2 図 7l 供試容器の寸法

供試容器の内容積は $7l$ であり、その形状は第 2 図と第 11 表に示す。壁厚 t の計算は(1)式により行なった。

$$t = Pd / 200 \sigma \quad (1)$$

P : 常用圧力 $150 \text{ kg}/\text{cm}^2$

d : 内径 $132\text{mm}\phi$

σ : 接線方向応力 kg/mm^2 (=引張強さ/安全率)、第11表参照

ただし、常用圧力を $150 \text{ kg}/\text{cm}^2$ として設計したのは 2014-T6 (形状 A)、2017-T4 (形状 B) および 6151-T6 (形状 C) の場合のみであり、その他の材質については形状 B または C の容器の型を用いて製作した。

実験は各材質の容器について耐圧試験、繰返加圧試験、加圧破壊試験、繰返落下試験、圧かい試験、引張試験、衝撃試験を行ない、その実験順序は第12表に示す。

4・2 耐圧試験

耐圧試験圧力は常用圧力の 5/3 倍、すなわち、 $250\text{kg}/\text{cm}^2$

第 10 表 化学成分

材質	化成分, %								
	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cr	Ti	Al
2014-T6	4.22	0.57	0.78	0.74	0.27	0.01	<0.01	0.01	残
2017-T4	3.95	0.61	0.50	0.29	0.23	0.05	<0.01	0.02	残
5052-F	0.02	2.40	0.01	0.09	0.19	0.01	0.23	0.01	残
5056-F	0.03	4.74	0.10	0.17	0.21	0.02	0.09	<0.01	残
5083-F	0.04	4.25	0.64	0.12	0.26	0.03	0.20	0.01	残
6151-T6	0.15	0.62	0.01	0.96	0.34	0.02	0.26	0.01	残

第 11 表 容器の設計条件と主要寸法

容器の形状	材質	常用圧力, P kg/cm^2	引張強さ, kg/mm^2	円周方向 応力, σ kg/mm^2	安全率	寸法, mm				$dm^{(1)}/t$	T/t
						外径, D	内径, d	壁厚, t	底部の厚さ T		
A	2014-T6	150	45	11.25	4	149.6	132	8.8	13	16.0	1.48
B	2017-T4	150	37	9.43	3.93						
	5056-F	100	25	6.25	4	153	132	10.5	15	13.6	1.43
	6151-T6	120	30	7.50	4						
C	5052-F	90	18	4.50	4						
	5083-F	135	27	6.70	4	158.4	132	13.2	19	11.0	1.44
	6151-T6	150	30	7.50	4						

(1) 平均直径 $dm = d + t$

としたが、5052-F, 5056-F, 5083-F および 6151-T6(形状B) の各容器の試験圧力は設計条件を考慮して $250\text{kg}/\text{cm}^2$ またはそれ以下とした。

実験結果は第13表に示す。各材質の容器とも恒久増加は全増加の 5 % 以下であった。

4・3 繰返加圧試験

実験は住友精密工業株式会社所有のグリヤー社製繰返加圧装置 6SE5V-9V を用いて行ない、その外観を写真1に示す。作動油はMIL-H-5606を用い、繰返速度は 6 または 12cpm、繰回事数は 10,000 回とした。各容器は胴部中央接線方向にストレインゲージ S_{21} を貼布し、動ヒズミ計 DS-6-MTH 型および電磁オシログラフを用いて繰返加

第12表 実験順序

耐圧試験	繰返加圧試験	加圧破壊試験	繰返落試験	圧潰試験	機械的性質の測定
○ → ○					→ ○
○ → ○ → ○					→ ○
○ → ○			→ ○	→ ○	
○ → ○		→ ○		→ ○	
○ → ○			→ ○	→ ○	
○ → ○			→ ○	→ ○	
○ → ○			→ ○	→ ○	

圧中におけるヒズミ ε_t をその開始直後、3,000 または 5,000 回繰返したときおよび約 10,000 回繰返したときにそれぞれ測定し、(2)式から外壁接線方向応力を求めた。

$$\sigma_{eo} = \varepsilon_t E / (1 - \nu/2) \quad (2)$$

ただし、 E : 弹性率 $7000\text{kg}/\text{mm}^2$ 、

ν : ポアソン比 0.33

また、これと比較するため、試験圧力から外壁接線方向応力 σ_{eo} を(3)式により計算した。

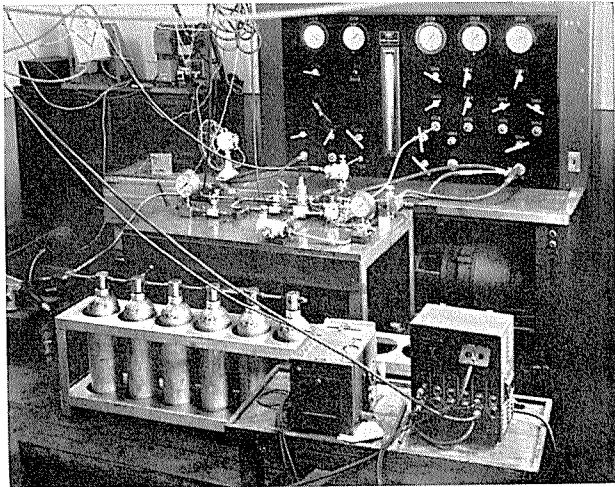


写真1 繰返加圧試験装置

第13表 耐圧試験結果

材質	容器形状	試験本数	試験圧力, kg/cm^2	耐圧試験結果			
				判定	恒久増加, %	備考	
2014-T6	A	21	250	良	0~2.6	1本のみ恒久増加 2.6%, 他は 0 %	
2017-T4	B	25	250	良	0~2.7	1本のみ恒久増加 2.7%, 他は 0 %	
5052-F	C	21	110	良	0~4.6	10本のみ恒久増加 0 %	
5056-F	B	2	250	良	0		
5083-F	C	21	210	良	0~2.2	7本のみ恒久増加 0 %	
6151-T6	B	3	250	良	0		
6151-T6	C	19	250	良	0~3.2	1本のみ恒久増加 3.2%, 他は 0 %	

(1) 試験圧力からの計算値

第14表 繰返加圧試験結果

材質	容器形状	試験本数	試験圧力, kg/mm^2	接線方向応力計算値, kg/mm^2		外壁接線方向実測値 ヒズミ ($\times 10^{-6}$)	繰回事数	備考
				内壁	外壁			
2014-T6	A	6	150	12.05	10.55	1250	10.48	10024
		2	200	16.06	14.06	1727	14.48	10000
2017-T4	B	6	150	10.23	8.73	955	8.01	10015
		2	200	13.65	11.65	1395	11.69	10000
5052-F	C	3	90	4.99	4.09	500	4.19	10150
		4	120	6.66	5.46	632	5.30	10150
5056-F	B	1	120	8.19	6.99	807	6.77	10000
5083-F	C	3	120	6.66	5.46	522	4.38	10150
		4	180	9.99	8.18	795	6.66	10150
6151-T6	B	1	180	12.28	10.48	1202	10.08	10150
	C	6	150	8.32	6.82	862	7.23	10015
	C	2	200	11.09	9.09	1079	9.05	10000

$$\sigma_{ci} = p \frac{D^2}{D^2 - d^2} \quad (3)$$

試験圧力および実験結果は第14表に示す。

- (1) 各材質の容器とも異常が認められなかった。
- (2) 2017-T4製容器の場合、常用圧力 $150\text{kg}/\text{cm}^2$ より $200\text{kg}/\text{cm}^2$ の両者の試験に耐えたわけであるから、 $200\text{kg}/\text{cm}^2$ でも使用できるのかも知れない。同様なことは 2014-T6 および 6151-T6 (形状C) 製の容器についてもいえる。したがって、 $200\text{kg}/\text{cm}^2$ における応力を常用圧力のそれとすれば容器の重量を従来より軽くすることができる。

このように検討すると、実験結果から 2014-T6 は $16.1\text{kg}/\text{mm}^2$ 、2017-T4 が $13.7\text{kg}/\text{mm}^2$ 、5052-F が $6.7\text{kg}/\text{mm}^2$ 、5056-F が $8.2\text{kg}/\text{mm}^2$ 、5083-F が $10.0\text{kg}/\text{mm}^2$ 6151-T6 は $12.3\text{kg}/\text{mm}^2$ がそれぞれ許容応力として採れるようであり、その場合の安全率は $2.4\sim 3.1$ となる。ただし、上記の応力は(4)式を用いて算出したものであり、(1)式から求めた値よりおよそ $1\text{kg}/\text{mm}^2$ ほど高い。

$$\sigma_{ci} = p \frac{D^2 + d^2}{D^2 - d^2} \quad (4)$$

σ_{ci} : 内壁接線方向応力 kg/mm^2

p : 試験圧力 kg/mm^2

- (3) なお、測定した胴部接線方向のヒズミは主として約 10,000 回繰返ししたときの値を代表例として示したが、それらから求めた応力は(3)式の計算値と大体一致した。

4・4 加圧破壊試験

実験は住友金属工業株式会社鋼管製造所所有の 2 連式ブランジャーポンプおよび横型増圧機を用い、25 または $50\text{kg}/\text{cm}^2$ ごとに内容積の増加と恒久増加を測定しながら破裂するまで行なった。結果は第15表に示す。

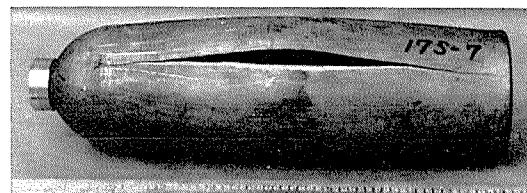
- (1) 破裂圧力は第11表に示した引張強さを(4)式に入れて計算した値と同程度もしくはそれ以上であり、破裂位置は

写真 2 に代表例を示すように胴部の中央で、軸方向に割れた。ただし、繰返加圧試験を $200\text{kg}/\text{cm}^2$ で実施した 2014-T6 製容器 1 本のみは底部近くで接線方向に割れ、その破裂圧力はかなり小さかった。

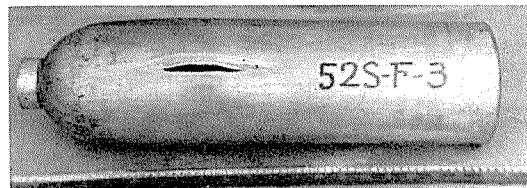
(2) そこで、底部近くで接線方向に割れた原因を検討する手段として、胴部と底部の接合部ならびに底部の応力を Watts⁴⁾ の計算によって求めた。計算結果の詳細は省略し、第16表に各容器の応力を内圧との関係で示す。また、第3図は横軸に平均直径 $dm (=d+t)$ をとり、縦軸は(5)式との応力比をとって T/t をパラメータとして接合部胴部側の応力を示す。

$$\sigma'_{ci} = p dm / 2t \quad (5)$$

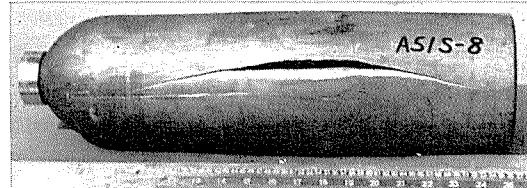
最大応力は接合部の胴部側内壁軸方向に生じ、その大きさは容器の形状 A の場合 $3.9\sigma'_{ci}$ 、形状 B が $3.3\sigma'_{ci}$ 、形状 C が $2.6\sigma'_{ci}$ 程度である。したがって、形状 A の容器、す



a) 2017-T4



b) 5052-F

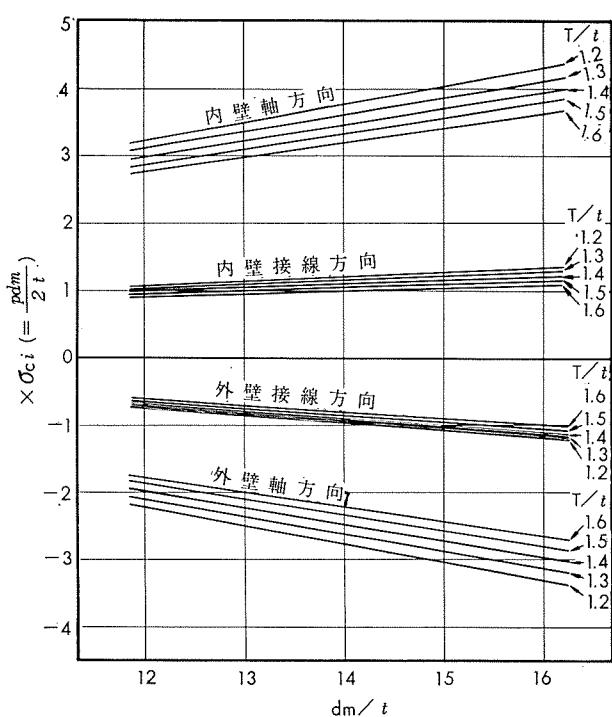


c) 6151-T6

写真 2 破裂試験後の容器の外観

第15表 加圧破壊試験結果

材質	容器形状	容器の経歴	試験本数	10%恒久増加時の圧力, kg/cm^2	破裂圧力	
					計算値, kg/cm^2	実測値, kg/mm^2
2014-T6	A	耐圧試験	2	>500	560	620 540 630 525
		繰返加圧試験	3	>500 (ただし、1本は $350\text{kg}/\text{cm}^2$ で底部近くの接線方向に割れ、10%恒久増加は測定できなかった。)		
2017-T4	B	耐圧試験	2	390 395	543	620 600 615 615
		繰返加圧試験	2	350 355		
5052-F	C	耐圧試験	3	180~245	325	400~400 380 430
		繰返加圧試験	2	185 270		
5056-F	B	繰返加圧試験	1	260	366	400
5083-F	C	耐圧試験	2	430 340	487	670 650 670 620
		繰返加圧試験	2	405 340		
6151-T6	C	耐圧試験	2	>500	541	620 625 600~620
		繰返加圧試験	3	495~>500		



第3図 接合部の胴部側の応力比

第16表 容器の接合部および底部の応力

位 置	容 器 の 形 状		
	A	B	C
胴 部 側	内 壁	接線方向	9.336p
		軸方向	30.765p
	外 壁	接線方向	-8.509p
		軸方向	-22.766p
	セン断応力		4.596p
			3.709p
底 部 側	内 壁	円周方向	5.898p
		半形方向	20.561p
	外 壁	円周方向	-1.750p
		半径方向	-16.413p
	セン断応力		4.062p
			3.563p
底 部 中 心	内 壁	-16.097p	-11.878p
	外 壁	20.245p	15.340p
			9.815p

なわち、2014-T6 製のものが他の形状の容器と比べて底部近くで接線方向に割れやすくなることになるから、前述のごとき 1 例を得たのかも知れない。

つぎに、接合部の胴部側内壁軸方向の応力がかなり高いがそれを実測するのは現状では難かしい、また、第3図および第16表から判るように接合部付近の応力分布がかなり複雑である。そこで、形状Cの容器(5052-F と 5083-F)について加圧時における胴部中央接線方向、接合部の胴部側から 10mm 離れた位置の軸方向および接線方向、底部中央の各外壁におけるヒズミをストレインゲージを用いて

測定した。この場合、胴部中央接線方向の応力は(3)式から、接合部から 10mm 離れた位置の胴部側の接線方向は $-4.443p$ 、軸方向は $-2.393p$ 、底部中央は第16表に示した $9.815p$ がいずれも計算値である。測定は $50\text{kg}/\text{cm}^2$ ごとに $300\text{kg}/\text{cm}^2$ まで行ない、 $E=7,000\text{kg}/\text{mm}^2$ として応力を求めると、胴部および底部各中央の値は計算値とよく一致し、接合部から 10mm 離れた位置の値は計算値のおよそ $1/2$ であった。

以上の結果から推察すると、接合部付近の応力の符号は計算結果と合うが、その胴部側の応力の大きさは計算値より小さいものとみなされる。後者の理由は接合部にスミ肉があることと、Watts らが指摘しているように底部がたわむためにセン断力による曲げモーメントが生じて応力が計算値より小さくなるためであろう。

本実験のごとく平板の底部をもつ容器は接合部における応力が最大となり、条件が一番きつい。では、接合部における応力を小さくするにはどうしたらよいかということが問題となる。 $dm/t=12 \sim 16$ 、 $T/t=1.2 \sim 1.6$ の範囲にわたって計算し、各位置の応力の大小関係からみると T/t が $1.25 \sim 1.35$ 程度あればよいようであり、 T/t を大きくとっても接合部の胴部側内壁軸方向応力の減少する割合が小さい。半球型の底部にすれば接合部の応力は dm/t 、 T/t を如何にとっても $1.04\sigma'_{ci}$ をこえることがまずない。⁵⁾

(3) 10% 恒久増加をおこした圧力は 2014-T6 および 6151-T6 製容器が $500\text{kg}/\text{cm}^2$ 以上、2017-T4 は $350 \sim 395\text{kg}/\text{cm}^2$ 、5052-F は $180 \sim 270\text{kg}/\text{cm}^2$ 、5056-F は $260\text{kg}/\text{cm}^2$ 、5083-F は $340 \sim 430\text{kg}/\text{cm}^2$ であった。

(4) なお、繰返加圧試験した容器としないものとを比較すると、破裂圧力は前述した 2014-T6 製容器の 1 例を除き各材質とも両者間に差が余りないようであり、10%恒久増加時の圧力も同様であった。

4・5 繰返落下試験

川崎航空機工業株式会社神戸製作所で各容器に水 95%、空気 5% の割合で所要圧力を充てんした。落下試験は写真 3 に示す装置を用い、高サ 5 m から地上におかれた $160\text{mm}\phi$ 鋼材の上に容器の胴部が直交するように落下し、同一容器について破壊がおきるまで繰返した。充てん圧力と実験結果は第17表に示し、写真 4 は実験終了後の容器の断面を示す。

(1) 2017-T4 製容器は 50 回ほど繰返した際に破壊した。その状況は胴部軸方向に小さな割れがあり、内圧が静かに抜けで安全であった。

(2) 2014-T6 製容器は 6 ~ 22 回で大破し、しかも、その際に容器が飛んできわめて危険であった。2017-T4 製容器と同程度の重量をもつ 6151-T6 (形状 B) は 49 回で安全弁が作動して破壊せず、それより重い容器 (形状 C) は 34 回目に 2017-T4 と同様な破壊をおこした。5052-F 製容器は 50 回以上繰返しても破壊せず、5083-F の場合は 24 ~ 34 回で安全弁が作動して破壊しなかった。

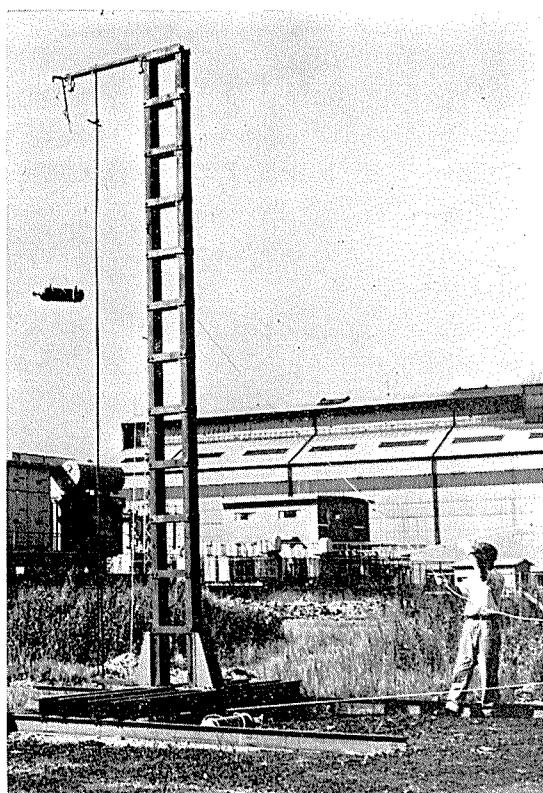
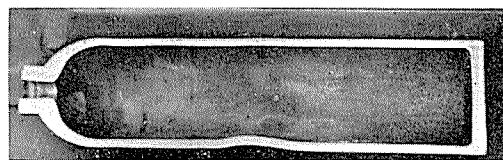
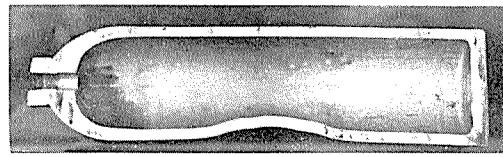


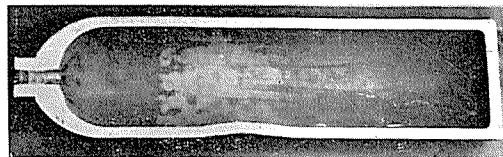
写真3 繰返落下試験装置



a) 2017-T4 (27回で安全弁作動)



b) 5052-F (59回で中止)



c) 6151-T6 (27回で安全弁作動)

写真4 繰返落下試験後の容器の断面 (図ミが衝撃位置)

第17表 繰返落下衝撃試験結果

材質	容器形状	試験本数	落下条件				破壊までの繰り返し回数	破壊の状況
			充てん圧力, kg/cm ²	容器の重さ, kg	落下高さ, m	エネルギー, kg·m		
2014-T6	A	2	150	14.7	5	73.5	16 および 22	胴部軸方向に大割れ
		1	238	14.8	5	74.0	6	大破
2017-T4	B	2	150	16.2	5	81.0	27 および 48	1本は27回で安全弁作動、破壊せず。他は48回で胴部軸方向に小割れ。
		1	200	16.3	5	81.5	53	胴部軸方向に小割れ。
5052-F	C	1	88	18.4	5	92.0	100	破壊せず(実験を中止)
		3	117	18.6	5	93.0	50	同上
5083-F	C	1	132	18.4	5	92.0	34	安全弁作動、破壊せず。
		2	176	18.3	5	91.5	24 および 32	同上
6151-T6	B	1	162	16.1	5	80.5	49	安全弁作動、破壊せず
	C	2	150	18.4	5	92.0	27 および 34	1本は27回で安全弁作動、破壊せず。他の1本(34回)は胴部軸方向に小割れ。

4・6 圧かい試験

実験結果は第18表に、圧かい試験後の容器の外観は写真5にそれぞれ示す。

2017-T4 製容器の圧かい値は $5.3t$ であり、これより優れた値をもつのは 5052-F のみで、他はいずれも劣る結果を示した。割れは容器の側面で軸方向におこるのが通常であるが、2014-T6, 5083-F, 6151-T6 製各容器の割れは工具に接した面の内壁接線方向におきた。

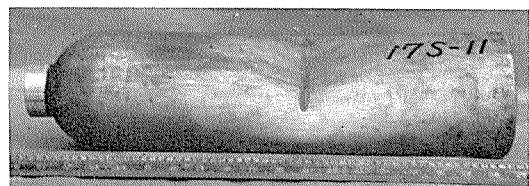
4・7 材質の決定

以上で実際使用するに当って必要と考えられる各実験を終了したので、結果をまとめて第19表に示す。すなわち、第19表は 2017-T4 製容器と比べて他の材質の容器が優れているかどうかを実験別に安全率その他から検討した。

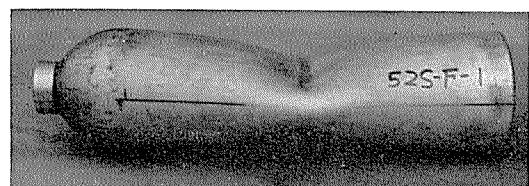
(1) 耐圧試験、10%恒久増加、加圧破壊、繰返加圧の各試験では各材質とも問題点がない。5052-F の耐圧試験は 2017-T4 より劣るように見えるが、これは試験圧力が低かったためである。また、2014-T6 は底部近くで接線方向に割れたものの破裂圧力が低かったので 2017-T4 より

第18表 圧かい試験結果

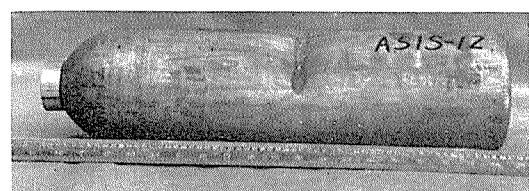
材質	容器形状	試験本数	圧かい値, t	割れの位置
2014-T6	A	2	13.6 および 14.5	工具下面の内壁接線方向
2017-T4	B	2	5.3	側面軸方向
5052-F	C	3	3.3~4.1	同上
5083-F	C	3	8.5~9.2	工具下面の内壁接線方向
6151-T6	C	2	8.9 および 9.2	同上



a) 2017-T4 (5,3t)



b) 5052-F (3.5t)



c) 6151-T6 (9.5t)

写真5 圧潰試験後の容器の外観

加圧破壊試験で劣る結果となったが、それを除けばほぼ計算通りの値を得ている。

各材質間の差が明らかに現われたのは繰返落下と圧かいの各試験である。2014-T6は2017-T4と比べて両試験結果とも明らかに劣り、しかも、繰返落下試験では破壊の際に飛んだので危険であった。5083-Fと6151-T6は圧かい

値が劣るが、繰返落下試験では 2017-T4 と同程度の性能をもつとみなして良かろう。5052-F は 2017-T4 より優れた性能をもち、5056-F は実験しなかったが両者の中間程度の性能をもつと考えられよう。

(2) 以上の結果を総合して判断すると、2017-T4 と比べて遜色がないと云えるのは 5052-F, 5056-F, 5083-F, 6151-T6 の 4 材質であり、2014-T6 は劣るものとみなされる。ただ、5083-F と 5056-F は化学成分が類似であり、また、強度的にも差が余りない材質であるから、敢えてこの 2 種類を規定する必要もあるまい。したがって、高圧ガス容器の材質としては現行の 2017-T4 のほかに 5052-F, 5056-F および 6151-T6 の 3 材質を加えたい。

4·8 機械的性質

以上の各実験を行なった容器について機械的性質を詳細に測定し、第20表にその上限と下限の値を示す。

機械的性質はいずれも良好であるが、加圧破壊した容器は加工硬化して強度が一般に高く、伸びが低い傾向がある。なお、胴部と底部の強度を比較すると、Al-Mg系合金は組織の関係か後者の方が若干低い。

4.9 材 料 基 準

以上の実験結果、鍛造品ならびに押出材の JIS 規格、⁶⁾
 外国規格などを検討し、材質規格を作成すると第21表のよ
 うになる。

なお、5056-F の強度は 5083-F の値も参考にして定め、6151-T6 は伸ビを出すために耐力を通常より低くした。圧かい値は別に実施した大径管の偏平試験結果も参考にし

第 19 表 実 験

材質	耐圧試験			加圧破壊試験		繰返加圧試験		(1) 繰返落下試験		(2) 圧かい試験		結論(採否)	
	耐圧試験 (4.2項の結果)		10%恒久増加時 (4.4項の結果)										
2017-T4	P=250 $\sigma_{ci}=17.1$ S.F.=2.16	標準	P=350~395 $\sigma_{ci}=23.9\sim26.9$ S.F.=1.55~1.38	標準	P=600~620 $P_c=543$	標準	P=200 $\sigma_{ci}=13.7$ S.F.=2.70	標準	N=48~53回	標準	5.3t	標準	標準(現行)
2014-T6	P=250 $\sigma_{ci}=20.1$ S.F.=2.24	○	P>500 $\sigma_{ci}>40.1$ S.F.=1.12	◎	P=350~620 $P_c=560$	△	P=200 $\sigma_{ci}=16.1$ S.F.=2.79	○	N=6~22回	△	13.6と14.5t	△	不採用
5052-F	P=110 $\sigma_{ci}=6.1$ S.F.=2.95	○	P=180~270 $\sigma_{ci}=10.0\sim15.0$ S.F.=1.8~1.2	○	P=380~430 $P_c=325$	○	P=120 $\sigma_{ci}=6.7$ S.F.=2.70	○	N>50回 (破壊せず)	○	3.3~4.1t	○	採用
5056-F	P=250 $\sigma_{ci}=13.9$ S.F.=1.80	○	P=260 $\sigma_{ci}=14.4$ S.F.=1.74	○	P=400 $P_c=366$	○	P=120 $\sigma_{ci}=8.2$ S.F.=3.05	○	—	—	—	—	採用
5083-F	P=210 $\sigma_{ci}=11.6$ S.F.=2.32	○	P=340~430 $\sigma_{ci}=18.8\sim23.8$ S.F.=1.44~1.13	○	P=620~670 $P_c=487$	○	P=180 $\sigma_{ci}=10.0$ S.F.=2.70	○	N>34回 (破壊せず)	○	8.5~9.2t	△	採用
6151-T6	P=250 $\sigma_{ci}=17.1$ S.F.=1.75	○	P=495~>500 $\sigma_{ci}=27.4\sim>27.7$ S.F.=1.10~>1.08	◎	P=600~625 $P_c=541$	○	P=200 $\sigma_{ci}=11.1$ S.F.=2.70	○	N=34~49回 または △	○	8.9~9.2t	△	採用

P : 試験圧力 kg/cm², P_c : 計算圧力 kg/cm², σ_{ci} : 内壁接線方向応力 kg/mm², S.F. : 安全率, N : 繰返回数, t : 壁厚

◎印は 2017-T4 より優れている。

○印は 2017-T4 と同程度の性能をもつ。

△印は 2017-T4 より劣る。

第20表 機械的性質

材質	容器形状	試験本数	胴部の引張性質			鏡板の引張性質		ブリネルカタサ, 10/500/30	シャルピー 衝撃値, kg-m/cm²
			耐力, kg/mm²	引張強さ, kg/mm²	伸び, %	引張強さ, kg/mm²	伸び, %		
2014-T6	A	11	42.2 ~ 46.0	48.8 ~ 50.6	14 ~ 7	46.5 ~ 50.3	10 ~ 5	128 ~ 143	1.0 ~ 1.4
2017-T6	B	11	28.7 ~ 41.3	38.3 ~ 52.0	27 ~ 14	36.1 ~ 46.0	22 ~ 16	107 ~ 131	2.7 ~ 4.0
5052-F	C	5	14.9 ~ 19.5	21.9 ~ 23.8	19 ~ 26	19.9 ~ 20.5	33 ~ 27	62 ~ 67	11.8 ~ 14.4
5056-F	B	2	21.1, 25.5	31.0, 33.4	21, 16	26.7	30	77 ~ 87	7.4
5083-F	C	5	22.8 ~ 28.7	34.3 ~ 36.7	18 ~ 13	31.5 ~ 32.0	22 ~ 15	88 ~ 93	3.5 ~ 4.3
6151-T6	B	3	29.4 ~ 30.3	32.7 ~ 33.6	16 ~ 15	32.4	10	96 ~ 99	2.0 ~ 2.0
6151-T6	C	11	26.1 ~ 32.0	32.7 ~ 34.9	16 ~ 20	31.4 ~ 32.9	10 ~ 5	96 ~ 104	1.4 ~ 2.1

第21表 アルミニウム合金製高圧ガス容器の材質規格(案)

材質	化成分,%								熱処理, °C×hr	機械的性質			圧かい 試験
	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cr	Ti		耐力, 引張強さ, kg/mm²	伸び, %	シャルピー 衝撃値, kg-m/cm²	
2017-T4	3.5 ~ 4.5	0.2 ~ 0.8	0.40 ~1.0	<0.8	<1.0	<0.25	<0.10	—	残 505±10水冷	>22	>37	>18	>2.1 <7t
5052-F	<0.10	2.2 ~ 2.8	<0.10	Si+Fe<0.45	<0.10	0.15 ~0.35	—	—	残 製造のまま	>8	>18	>18	>7 <5t
5056-F	<0.10	4.5 ~ 5.6	0.05 ~0.20	<0.30	<0.40	<0.10	0.05 ~0.20	—	残 製造のまま	>12	>25	>15	>4 <7t
6151-T6	<0.35	0.45 ~0.8	<0.2	0.6 ~ 1.2	<1.0	<0.25	0.15 ~0.35	<0.15	残 505±水(湯)冷後 170×12空冷	>20	>30	>10	>1.5 <10t

て定め、衝撃値は壁厚の薄い容器を製作することもあるから試験片の幅の影響も考慮してある。

つぎに、許容応力の最大値は第22表に示す。安全率は常用圧力において2.5~3.1がとれるが、3を標準としたい。従来は4近くの値を用いていたが、これにより容器の重量を軽減し得る。なお、容器の設計にあたっては(4)式を用いたい。

第22表 許容応力の決定

材質	容器形状	内壁接線方向応力, kg/mm²		許容応力 の最大値 (常用圧力) kg/mm²	規格案に対する安全率 耐力に対し 引張強さ に対し
		耐圧 試験 ¹⁾	10%恒久圧力返加 圧試験 ¹⁾ 増加時 ²⁾		
2017-T4	B	17.1	23.9	13.7	13 1.69 2.85
5052-F	C	6.1	10.0	6.7	6 1.33 3.00
5056-F	C	13.9	14.4	8.2	8 1.50 3.13
6151-T6	B	17.1	27.4	12.3	12 1.67 2.50
6151-T6	C	13.9	>27.7	11.1	

1) 実験結果中の最大値

2) 実験結果中の最小値

5. 結語

アルミニウム合金製高圧ガス容器について法規ならびに当社における製造の変遷を述べ、さらに、高力アルミニウム合金2材質、耐食アルミニウム合金4材質の7l容器についての実験結果を記した。要約すると、

(1) 耐食アルミニウム合金第1種、同第2種、同第6種の3材質の容器は現行の高力アルミニウム合金第2種製のものと比べて性能その他が劣らない。したがって、これらの材質も高圧ガス容器に使用して大丈夫である。

(2) 材料基準、許容応力を明らかにした。

(3) 安全率は3を標準とする。

以上のようなから耐食アルミニウム合金も高圧ガス容器に使用できるよう法規の改正を願うしたいである。

なお、実験に御協力頂いた川崎航空機工業株式会社神戸製作所、住友金属工業株式会社鋼管製造所、住友精密工業

株式会社の関係各位に謝意を表す。

6. 追記

耐圧試験において、10%恒久增加をおこす圧力は計算によっておよその目安が得られる。すなわち、恒久增加の定義は『…圧力を取り去ったときに残留する内容積の恒久増加がその圧力を加えたときの内容積の全増加の10%以下を合格とする』であるから、容器の形状を内径d、壁厚t、長さlなる円筒が半球型(半径d/2)および平板の底部を両端にそれぞれもつと近似し、それが内圧pによってd→d+Δd, l→l+Δl, d/2→(d+Δd)/2に膨脹したとする。その場合の内容積V+ΔVはつぎのようになる。

$$V + \Delta V = \frac{\pi(d + \Delta d)^2}{12} \{3(l + \Delta l) + (d + \Delta d)\} \quad (6)$$

これに薄肉円筒の理論を導入して内容積増加量ΔVを求める(7)式のようになり、この計算値は第4図に示す実測値とほぼ一致する。

$$\Delta V = \frac{\pi d^3 p}{48 E t} (11l + 5d) \quad (7)$$

また、恒久増加率ΔVp/ΔVはεtpを接線方向塑性ヒズミ、εtEを同弾性ヒズミとすると(8)式で示される。

$$\frac{\Delta V_p}{\Delta V} = \frac{\epsilon_{tp}}{\epsilon_{tp} + M\epsilon_{tE}} \quad (8)$$

$$\text{ただし, } M = \frac{3}{5} \cdot \frac{11l + 5d}{6l + 3d}$$

容器の材質が第5図に示すような応力ヒズミ線図をもつとすると、弾性ヒズミεEは(9)式で表わされる。

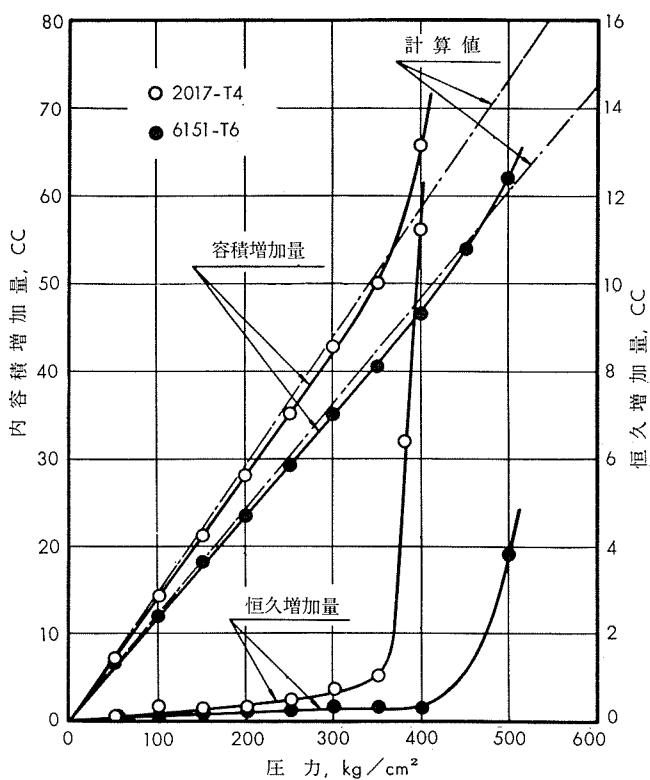
$$\epsilon_E = \frac{K}{E - K} \epsilon_p + \frac{C}{E - K} \quad (9)$$

したがって、(8)式はつぎのようになる。

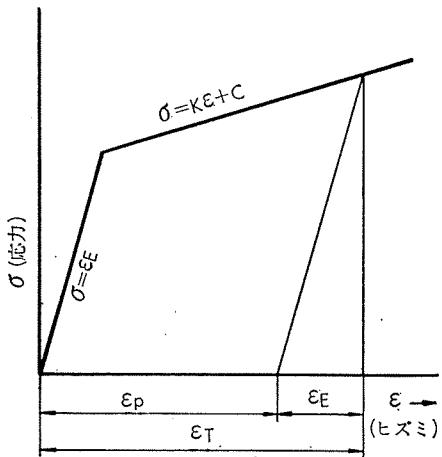
$$\frac{\Delta V_p}{\Delta V} = \frac{\epsilon_{tp}}{\epsilon_{tp}(1 + M \frac{K}{E - K}) + M \frac{C}{E - K}} \quad (8)'$$

ここで、ΔVp/ΔV<1/λであるためには

$$\epsilon_{tp} < \frac{MC}{E - K} / \{ \lambda - (1 + M \frac{K}{E - K}) \}$$



第4図 圧力と内容積増加の関係



第5図 応力とヒズミの関係

を満足しなければならない。2017-T4, 5052-F および 5083-F 製容器から引張試験片を採取して応力-ヒズミ線図を求め、各値を用いて恒久增加 10% 時 ($\lambda=10$) の内圧を計算するとそれぞれ 407 kg/cm^2 , 260 kg/cm^2 , または 398 kg/cm^2 を得た。この値は第15表の実測値とおおむね合致する。また、 ε_{tp} は引張試験時の永久ヒズミおよそ 0.03% に相当した。

以上のように応力-ヒズミ線図が既知であれば 10% 恒久增加をおこす圧力の概略値が求められるので追記したしたいである。

脚註および文献

- 1) 例えば、
スイスでは Al-Mg 系、Al-Mg-Si 系および Al-Cu-Mg 系合金（スイス連邦高圧ガス容器試験政令、1956 および副島、中本、東浜：高圧ガス誌、27 (1963), 3, 94）
フランスでは A-G3, A-G5, A-SG および A-U4G 合金 (Gerzat 社カタログ)
アメリカでは 6061 合金 (Metal Ind., 103 (1963), 815)
イギリスでは HE30 合金 (Light Metals, 26 (1963), 3, 26)
などが用いられている。
- 2) 小崎、寺井：高圧ガス誌、21 (1957), 3, 105
- 3) 法規の適用を受けていない。
- 4) G. W. Watts, H.A.Lang: Trans. ASME, 74 (1952), 1083
- 5) G. W. Watts, H.A.Lang: Trans. ASME, 75 (1953), 83
- 6) JISH4131, 4172 および 4173

R-43

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 2, April. 1964

アルミニウム合金 X5002, 5007, 5008, 5009, および
5050 の機械的性質(データシート)

竹内勝治
田中英司

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金 X5002, 5007, 5008, 5009

および 5050 の機械的性質 (1)

本資料はアルミニウム合金 X5002, 5007, 5008, 5009 および 5050 の 5 材質について機械的性質、すなわち、引張り性質、カタサ、衝撃値、セン断力、疲労強度、180°曲げ試験内側半径およびエリクセン値などを測定した結果をまとめたものである。

棒材は大型鋳塊より製造したものであり、板材は小型鋳塊 (2 kg) を圧延して製作した。各機械的性質の測定方法

は主として JIS 規格によるものであり、疲労強度は小野式回転曲げ疲労試験機を用いて測定した。各表における疲労強度以外の機械的性質は試験片各 4 本の平均値であり、各応力-伸び線図は 1 例を示した。なお、板材についてカタサを測定すると、試験の種別によっては厚さが充分でないため試験片の裏面に圧痕の影響が認められたものもある。それらは参考値として示した。

1. 棒

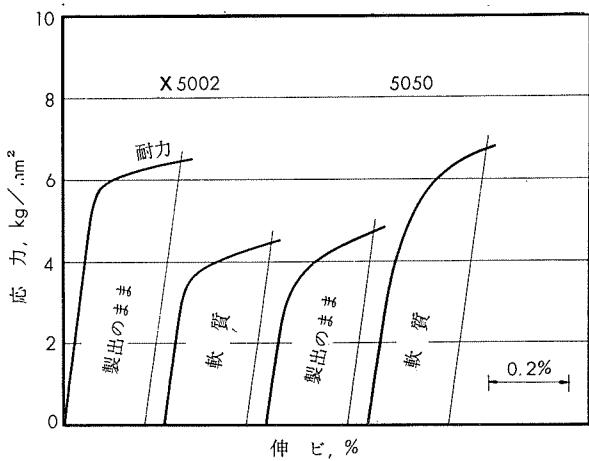
第 1 表 化 学 成 分¹⁾

材 質		化 学 成 分, %							
		Mg	Cu	Si	Fe	Mn	Cr	Zn	Ti
X5002	成 分 範 囲 ²⁾	0.9~1.5	0.10~0.20	<0.10	<0.15	—	—	—	—
	試 材 ³⁾	1.12	0.15	0.06	0.09	0.002	0.004	0.02	0.005
5050	成 分 範 囲 ²⁾	1.0~1.8	<0.20	<0.40	<0.70	<0.10	<0.10	<0.25	—
	試 材 ³⁾	1.36	0.04	0.16	0.28	0.03	<0.01	0.03	0.01

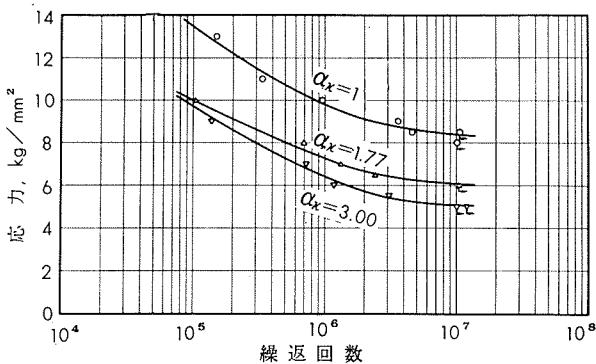
1) 成分範囲は Reynolds 社の Al Data Book(1961) に記されている値を示す。

2) Al 地金は純度 99.88% のものを使用した。

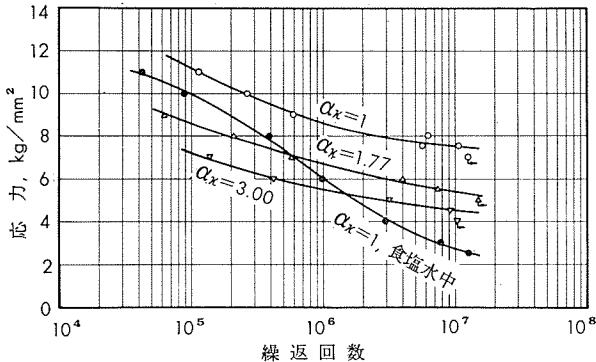
3) Al 地金は純度 99.5% のものを使用した。



第 1 図 応力-伸び線図



第 2 図 X5002 (製出のまま) の S-N 曲線



第 3 図 X5002 (軟質) の S-N 曲線

TECHNICAL DATA SHEET

(5-2.2) (171)

アルミニウム合金 X5002, 5007, 5008, 5009

および 5050 の機械的性質 (2)

第 2 表 機 械 的 性 質

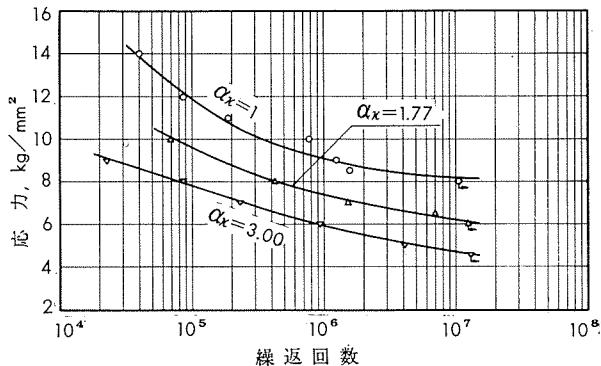
材 質		寸 法, mm ϕ	処 理	引 張 性 質 ¹⁾		カ タ サ ²⁾		シ ル ピー 衝撃値 ³⁾ (JIS 3 号), kg·m/cm ²	セン断力 ⁴⁾ (13mm ϕ), kg/mm ²
				耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 長 率, %	ブリネル, 10/500/30	ビックース, 10kg	
X5002	製出のまま	20	押出のまま	6.7	13.7	32	32	40	11.6
	軟 質	17	28% 抽伸後 360°C 焼純	4.3	13.7	39	30	38	11.2
5050	製出のまま	18	押出のまま	4.6	13.5	38	34	39	11.0
	軟 質	(—)	(—) 21% 抽伸後 360°C 焼純	(—)	(<16.9)	(>25)	(—)	(—)	(—)
		16		6.7	13.9	36	35	44	11.5
									9.7

1) JIS Z 2201, 4 号試験片。

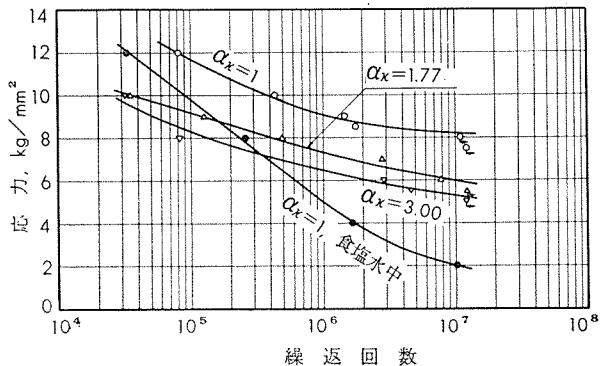
2) 断面のカタサを示す。

3) 試験片は破断せず。

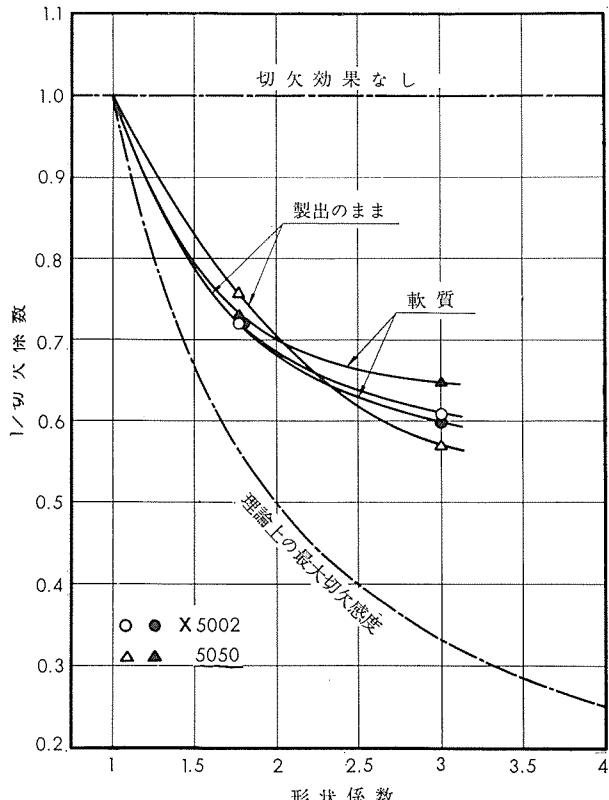
4) セン断ジグは JIS H 4167, 2 面セン断ジグに準じるもの用いた。



第 4 図 5050 (製出のまま) の S-N 曲線



第 5 図 5050 (軟質) の S-N 曲線



第 6 図 切欠感度の比較 (繰戻回数 10⁷)

TECHNICAL DATA SHEET

(5-2.3)

アルミニウム合金 X5002, 5007, 5008, 5009

および 5050 の機械的性質 (3)

第3表 切欠疲労強度、切欠係数および3%食塩水中的腐食疲労強度

材 質	切欠底の 丸 み, ρ, mm	形状係数, α_k	疲労強度 ¹⁾ , kg/mm^2			切欠係数, β_k			3%食塩水中的疲労強度 ^{1), 5)} , kg/mm^2		
			10^6 回	10^6 回	10^7 回	10^5 回	10^6 回	10^7 回	10^6 回	10^6 回	10^7 回
X5002	製出のまま	∞	1 ²⁾	13.5	9.8	8.4	1	1	—	—	—
		1.25	1.77 ³⁾	10.0	7.3	6.1	1.35	1.34	1.38	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	9.7	6.4	5.1	1.39	1.53	1.65	—	—
	軟質	∞	1 ²⁾	11.2	8.6	7.5	1	1	10.0 (10.7)	6.0 (30.2)	2.7 (64.0)
		1.25	1.77 ³⁾	8.6	6.7	5.4	1.30	1.28	1.39	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	7.2	5.5	4.5	1.56	1.56	1.67	—	—
5050	製出のまま	∞	1 ²⁾	11.9	9.1	8.2	1	1	—	—	—
		1.25	1.77 ³⁾	9.6	7.4	6.2	1.24	1.23	1.32	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	7.8	5.9	4.7	1.53	1.54	1.75	—	—
	軟質	∞	1 ²⁾	11.7	9.1	8.2	1	1	9.8 (16.2)	5.0 (45.1)	2.0 (75.6)
		1.25	1.77 ³⁾	9.2	7.3	6.0	1.27	1.25	1.37	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	8.3	6.5	5.3	1.41	1.40	1.55	—	—

1) 小野式回転曲げ疲労試験機 (1,700rpm) による。

2) $10\text{mm}\phi$ 標準試験片。3) 半円型環状切欠試験片 ($D=12.5\text{mm}\phi$, $d=10\text{mm}\phi$, $t=1.25\text{mm}$)。4) 60° -V型環状切欠試験片 (同左)。5) 3%人造食塩水 (比重 1.02~1.03)、流量は 150~250cc/min, 液温は $20\pm3^\circ\text{C}$, () 内の数値は大気中の疲労強度と比較した場合の減少率を示す。

2. 板 (軟質板、冷間圧延板、安定化処理板、厚さ各 1 mm)

第4表 化学成分

材 質	化 學 成 分, %									
	Mg	Cu	Si	Fe	Mn	Cr	Zn	Ti	Ni	Al
X5002	成 分 範 囲 ¹⁾	0.9~1.5	0.10~0.20	<0.10	<0.15	—	—	—	—	—
	試 材 ²⁾	1.18	0.15	0.07	0.08	<0.01	<0.01	0.01	0.01	—
5007	成 分 範 囲 ¹⁾	0.40~0.6	<0.006	<0.006	<0.006	<0.001	<0.001	<0.003	<0.002	<0.001
	試 材 ³⁾	0.49	0.001	0.004	0.004	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001
5008	成 分 範 囲 ¹⁾	0.9~1.1	<0.006	<0.006	<0.006	<0.001	<0.001	<0.003	<0.002	<0.001
	試 材 ³⁾	0.96	0.002	0.005	0.005	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001
5009	成 分 範 囲 ¹⁾	1.8~2.2	<0.006	<0.006	<0.006	<0.001	<0.001	<0.003	<0.002	<0.001
	試 材 ³⁾	1.95	0.001	0.0055	0.0050	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001
5050	成 分 範 囲 ¹⁾	1.0~1.8	<0.20	<0.40	<0.7	<0.10	<0.10	<0.25	—	—
	試 材 ⁴⁾	1.35	0.02	0.17	0.56	0.02	<0.01	0.04	0.01	—

1) 成分範囲は Reynolds 社の Al Data Book (1961) に記されている値を示す。

2) Al 地金は純度99.9%のものを使用した。

3) Al 地金は純度99.99%のものを使用した。

4) Al 地金は純度99.3%のものを使用した。

TECHNICAL DATA SHEET

(5-2.4) (173)

アルミニウム合金 X5002, 5007, 5008, 5009 および 5050 の機械的性質 (4)

第 5 表 軟質および冷間圧延板の機械的性質

材 質	圧 延 度, %	引 張 性 質 ¹⁾			力 タ サ						180°曲げ試験 内側半径 ³⁾	エリク セン値	
		耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %	ピッカース, 5kg	ロックウェル ²⁾			スーパーヒシャル ロックウェル				
X5002	軟 質 (焼 鈍)	5.0	14.5	23	35	—	—	—	40	—	厚 サ の 1 倍	9.9	
	圧 延	20	16.7	17.2	5	59	60	42	—	67	18	厚 サ の 1.5 倍	7.4
	圧 延	40	18.9	19.0	3	65	67	51	—	71	28	厚 サ の 4.5 倍	7.2
	圧 延	60	21.1	21.2	2	71	73	59	—	73	31	厚 サ の 6 倍	6.6
	圧 延	70	22.0	22.2	2	73	76	63	—	74	37	厚 サ の 6.5 倍	6.5
	圧 延	80	23.1	23.4	2	77	77	67	—	75	39	厚 サ の 7.5 倍	6.2
	軟 質 (焼 鈍)	2.6	7.6	31	21	—	—	—	—	—	—	密 着	10.2
5007	圧 延	10	9.0	9.4	21	37	—	—	—	36	—	厚 サ の 0.5 倍	8.7
	圧 延	20	10.6	10.7	8	41	—	—	—	44	—	厚 サ の 1 倍	8.3
	圧 延	40	12.4	12.7	3	45	—	—	—	54	—	厚 サ の 1.5 倍	7.5
	圧 延	60	14.4	14.4	3	50	—	25	—	59	—	厚 サ の 2.5 倍	6.9
	圧 延	70	15.2	15.5	3	53	—	28	—	61	—	厚 サ の 2.5 倍	6.8
	圧 延	80	16.6	17.0	3	60	—	39	—	63	12	厚 サ の 3.5 倍	6.9
	軟 質 (焼 鈍)	4.2	10.6	23	28	—	—	—	46	23	—	厚 サ の 0.5 倍	10.4
5008	圧 延	20	13.2	13.3	4	53	38	22	82	57	—	厚 サ の 1.5 倍	7.5
	圧 延	40	15.7	15.7	2	55	54	37	89	63	12	厚 サ の 2.5 倍	7.1
	圧 延	60	16.9	17.0	2	59	60	44	92	66	19	厚 サ の 4 倍	7.0
	圧 延	70	17.6	17.7	2	62	63	49	93	68	23	厚 サ の 6 倍	6.7
	圧 延	80	18.6	18.7	2	64	68	55	95	70	27	厚 サ の 6 倍	6.7
	軟 質 (焼 鈍)	5.8	15.2	21	40	24	—	69	43	—	密 着	9.7	
	圧 延	20	17.8	18.7	3	66	67	57	95	71	26	厚 サ の 2.5 倍	7.4
5009	圧 延	40	20.3	21.8	3	73	75	67	99	74	36	厚 サ の 3.5 倍	6.8
	圧 延	60	21.2	22.2	3	76	77	68	100	75	39	厚 サ の 3.5 倍	6.8
	圧 延	70	23.1	23.4	3	78	79	72	101	76	43	厚 サ の 5 倍	6.7
	圧 延	80	24.3	24.8	3	82	81	73	102	77	43	厚 サ の 6 倍	6.4
	軟 質 (焼 鈍)	(—) 6.0	(12.7~16.9) 14.8	(>20) 23	(—) 41	(—) 28	(—) 15	(—) 73	(—) 45	(—) —	密 着 (—) 9.1	(—) 9.1	
	圧 延	20	18.2	19.0	3	63	63	49	93	69	23	厚 サ の 1 倍	7.1
	圧 延	40	20.8	20.9	2	69	70	57	97	72	32	厚 サ の 2.5 倍	6.8
5050	圧 延	60	21.1	22.3	2	71	74	62	99	74	36	厚 サ の 4 倍	6.1
	圧 延	70	24.1	24.7	2	77	78	68	101	76	40	厚 サ の 5 倍	5.0
	圧 延	80	24.1	24.8	2	78	79	68	101	76	40	厚 サ の 6 倍	4.1

1) 試験片は FED. TEST METHOD STD. No.151 のMethod 211, F2 (平行部幅 0.5", 標点距離 2"), 圧延方向に平行に採取した。

2) 参考値。

3) JIS Z 2204, 4号試験片。

4) JIS B 7777, 2号試験片。

(昭和39年4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

(5-2.5)

アルミニウム合金 X5002, 5007, 5008, 5009

および 5050 の機械的性質 (5)

第 6 表 X5002, 5007 および 5008 安定化処理板の機械的性質

材質	処理温度, °C × 3hr	処理前 圧延度, %	質別	引張性質 ¹⁾			カタログ						180°曲げ試験 内側半径 ³⁾	エリクセン値 ⁴⁾
				耐力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸び, %	ピッカース, 5kg	ロックウェル Eスケール	ロックウェル Fスケール	ロックウェル Hスケール	15T	30T ²⁾		
X5002	(焼鈍)	(—)	(軟質)	(5.0)	(14.5)	(23)	(35)	(—)	(—)	(—)	(40)	(—)	(厚さの 1 倍)	(9.9)
	125	20	—	14.2	16.8	5	57	53	41	—	64	15	厚さの 1 倍	7.6
		40	—	16.5	18.7	5	63	65	51	—	68	25	厚さの 2 倍	7.3
		60	—	19.3	21.2	6	71	71	60	—	72	33	厚さの 3.5 倍	6.7
		70	—	19.8	21.6	5	72	74	62	—	73	35	厚さの 3.5 倍	6.5
		80	—	21.2	22.8	5	76	76	67	—	74	38	厚さの 4 倍	6.3
	150	20	—	13.8	17.2	7	59	57	43	—	65	17	厚さの 1.5 倍	7.6
		40	—	16.2	19.6	6	65	66	54	—	70	27	厚さの 2.5 倍	7.3
		60	—	19.3	22.0	6	73	73	63	—	73	35	厚さの 3.5 倍	7.0
		70	—	19.6	22.7	6	74	75	66	—	74	37	厚さの 4 倍	6.7
		80	—	21.3	24.1	6	78	78	70	—	75	40	厚さの 4.5 倍	6.3
	175	20	—	14.1	17.8	8	61	58	47	—	65	18	厚さの 1.5 倍	7.7
		40	—	16.7	20.4	7	66	67	57	—	69	27	厚さの 2.5 倍	7.4
		60	—	18.9	21.9	6	74	74	65	—	74	36	厚さの 3.0 倍	6.9
		70	—	19.9	23.0	6	75	76	67	—	74	38	厚さの 3.5 倍	6.7
		80	—	21.3	24.6	6	79	79	71	—	76	41	厚さの 3.5 倍	6.3
5007	(焼鈍)	(—)	(軟質)	(2.6)	(7.6)	(31)	(21)	(—)	(—)	(—)	(—)	(—)	(密着)	10.2
	125	10	—	7.9	9.1	23	33	—	—	—	33	—	厚さの 0.5 倍	8.8
		20	—	9.7	10.8	10	40	—	—	—	44	—	厚さの 0.5 倍	8.1
		40	—	11.5	12.2	5	43	—	—	—	52	—	厚さの 1 倍	7.5
		60	—	13.0	14.0	5	46	—	19	—	58	—	厚さの 2.5 倍	7.2
		70	—	13.8	14.7	5	49	—	23	—	59	—	厚さの 2.5 倍	6.7
	150	10	—	14.5	15.6	4	55	—	31	—	62	9	厚さの 3.5 倍	6.7
		20	—	6.8	8.9	25	31	—	—	—	32	—	密着	9.0
		20	—	8.8	10.4	14	35	—	—	—	41	—	厚さの 0.5 倍	8.4
		40	—	10.5	11.7	6	40	—	—	—	50	—	厚さの 0.5 倍	7.8
		60	—	12.2	13.6	6	44	—	19	—	55	—	厚さの 1.5 倍	7.1
	175	10	—	13.0	14.4	5	47	—	22	—	58	—	厚さの 2 倍	7.0
		20	—	13.5	15.3	6	51	—	30	—	60	—	厚さの 3 倍	7.0
		20	—	6.5	9.0	27	33	—	—	—	28	—	密着	8.9
		20	—	8.7	9.9	18	35	—	—	—	40	—	密着	8.6
		40	—	9.8	11.4	8	38	—	—	—	47	—	厚さの 0.5 倍	7.8
5008	125	10	—	11.6	13.1	6	44	—	—	—	54	—	厚さの 1.5 倍	7.3
		20	—	12.2	13.6	6	44	—	16	—	56	—	厚さの 2 倍	7.0
		40	—	13.2	14.6	6	48	—	24	—	58	—	厚さの 2.5 倍	7.1
		20	—	10.5	12.6	9	47	29	13	77	49	—	厚さの 1 倍	7.7
		40	—	12.7	14.3	5	53	47	33	86	59	—	厚さの 1.5 倍	7.3
	150	60	—	13.9	15.6	5	55	54	39	89	63	13	厚さの 2.5 倍	7.2
		70	—	14.6	16.4	5	58	58	43	90	64	14	厚さの 3 倍	7.1
		80	—	15.3	17.6	5	62	62	50	93	66	16	厚さの 3.5 倍	6.7
		20	—	9.9	12.4	9	46	27	9	74	47	—	厚さの 1 倍	7.8
		40	—	12.3	14.1	7	53	44	30	84	56	—	厚さの 1.5 倍	7.3
	175	60	—	13.5	15.3	6	55	51	35	87	61	11	厚さの 2.5 倍	7.2
		70	—	14.0	15.9	6	56	55	40	88	62	13	厚さの 2.5 倍	7.1
		80	—	14.9	16.9	6	59	59	46	91	64	15	厚さの 3.5 倍	6.8
		20	—	9.3	12.1	11	44	24	—	72	47	—	厚さの 1 倍	8.0
		40	—	11.8	13.8	7	51	41	26	82	56	—	厚さの 1.5 倍	7.4

1), 2), 3), 4)は第7表の注を参照。

(昭和39年4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

(5-2.6) (175)

アルミニウム合金 X5002, 5007, 5008, 5009

および 5050 の機械的性質 (6)

第 7 表 5009 および 5050 安定化処理板の機械的性質

材質	処理温度, °C×3hr	処理前 圧延度, %	質別	引張性質 ¹⁾			カタログ						180°曲げ試験 内側半径 ³⁾	エリク セン値 ⁴⁾		
				耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %	ピッカース, 5kg	ロックウェル ²⁾	スーパーヒューリック ロックウェル	Eスケール	Fスケール	Hスケール	15T	30T ²⁾		
5009	(焼 鉈)	(-)	(軟質)	(5.8)	(15.2)	(21)	(40)	(24)	(-)	(69)	(43)	(-)	(-)	(密 度)	(9.7)	
				20	—	13.6	17.4	10	58	55	45	87	64	16	厚サの1.5倍	7.7
				40	—	16.8	19.9	7	66	65	56	93	70	27	厚サの1.5倍	7.1
				125	—	17.2	20.4	7	70	68	57	94	71	31	厚サの3倍	7.0
				70	—	18.6	21.6	7	73	71	61	96	73	34	厚サの3.5倍	6.7
				80	—	20.0	23.0	6	75	74	64	98	73	37	厚サの3.5倍	6.6
	150	—	(軟質)	20	—	12.8	17.3	11	56	52	41	87	61	—	厚サの1倍	7.9
				40	—	14.8	19.6	8	63	63	54	93	68	23	厚サの1.5倍	7.3
				60	—	17.0	20.0	8	66	65	56	94	70	26	厚サの2.5倍	7.2
				70	—	16.2	20.2	8	69	69	61	96	72	30	厚サの3倍	7.0
				80	—	18.2	21.8	8	72	71	63	97	72	32	厚サの3倍	6.9
	175	—	(軟質)	20	—	11.9	17.2	12	54	52	41	87	60	—	厚サの1倍	9.0
				40	—	14.9	19.3	9	61	62	53	93	67	22	厚サの1.5倍	7.4
				60	—	15.2	19.5	9	64	65	57	94	69	25	厚サの2.5倍	7.3
				70	—	16.1	20.3	9	66	69	61	96	70	29	厚サの2.5倍	7.1
				80	—	17.3	21.3	9	68	71	62	97	71	31	厚サの2.5倍	7.0
5050	(焼 鉈)	(-)	(軟質)	(6.0)	(14.8)	(23)	(41)	(28)	(15)	(73)	(45)	(-)	(密 度)	(9.1)		
				20	H32	15.1	17.6	7	61	59	46	90	67	20	厚サの1倍	7.2
				40	H34	17.5	19.6	6	68	67	55	95	71	28	厚サの2.5倍	6.8
				125	H36	19.0	20.9	5	69	71	59	97	72	33	厚サの2.5倍	6.3
				70	H38	22.0	23.7	6	74	76	67	100	75	39	厚サの3.5倍	5.6
				80	H38	23.5	23.7	5	75	77	67	100	75	39	厚サの3.5倍	5.3
	150	—	(軟質)	20	H32	14.5	17.1	8	61	57	44	90	64	15	厚サの0.5倍	7.5
				40	H34	16.8	19.4	6	64	57	53	94	69	26	厚サの2倍	7.0
				60	H36	18.1	20.5	6	68	69	57	96	71	30	厚サの2.5倍	6.5
				70	H38	20.4	22.7	6	72	75	65	99	74	37	厚サの3.5倍	5.6
				80	H38	20.5	22.9	6	73	75	65	99	74	38	厚サの3.5倍	5.5
	175	—	(軟質)	20	H32	15.1	17.1	9	58	57	45	90	64	16	厚サの0.5倍	7.9
				40	H34	16.2	18.9	7	64	64	52	93	69	24	厚サの2倍	7.1
				60	H36	17.4	19.9	6	67	68	56	95	71	28	厚サの2倍	6.6
				70	H38	19.4	21.9	6	71	73	62	98	73	34	厚サの2.5倍	6.5
				80	H38	19.4	22.1	7	71	73	63	98	73	35	厚サの2.5倍	6.1

1) 試験片は FED. TEST METHOD STD. No.151 の Method 211, F2 (平行部幅 0.5", 標点距離 2") , 圧延方向に平行に採取した。

2) 参考値。

3) JIS Z 2204, 4号試験片。

4) JIS B 7777, 2号試験片。

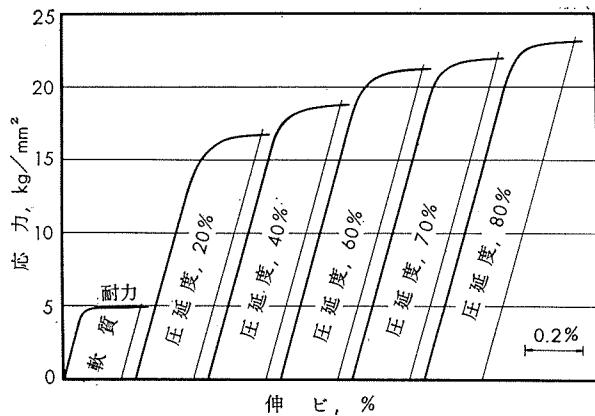
(昭和39年4月)

住友軽金属工業株式会社

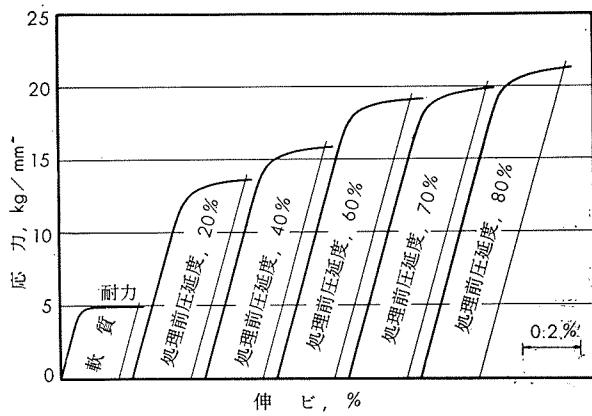
竹内勝治
研究部
田中英司

アルミニウム合金 X5002, 5007, 5008, 5009

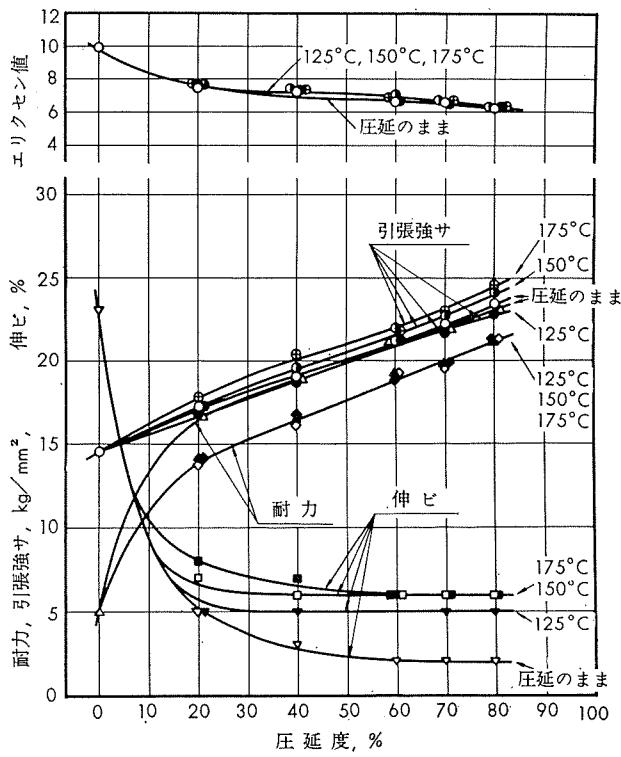
および 5050 の機械的性質 (7)



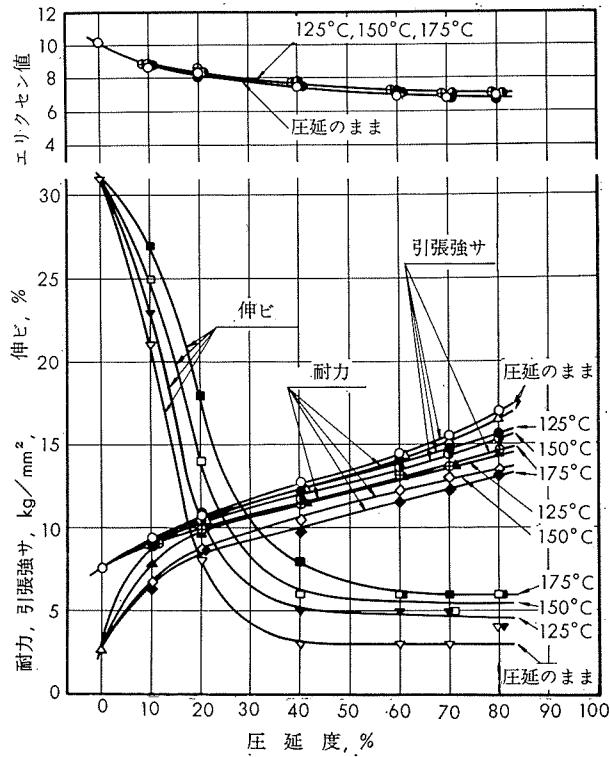
第7図 X5002軟質および冷間圧延板の応力ー伸び線図



第8図 X5002安定化処理板(150°C×3hr)の応力ー伸び線図



第9図 X5002板の圧延度と機械的性質の関係



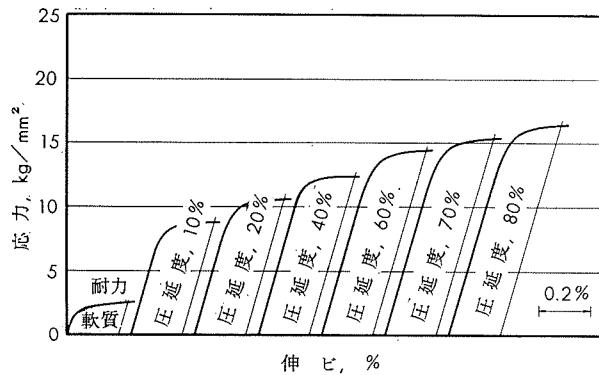
第10図 5007板の圧延度と機械的性質の関係

TECHNICAL DATA SHEET

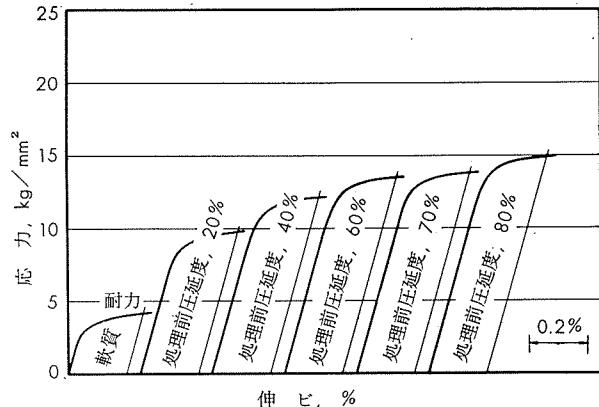
(5-2.8) (177)

アルミニウム合金 X5002, 5007, 5008, 5009

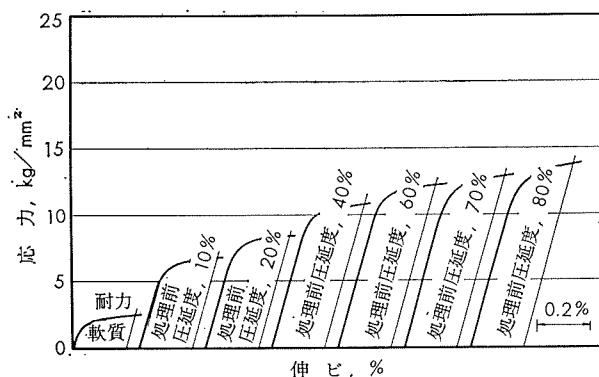
および 5050 の機械的性質 (8)



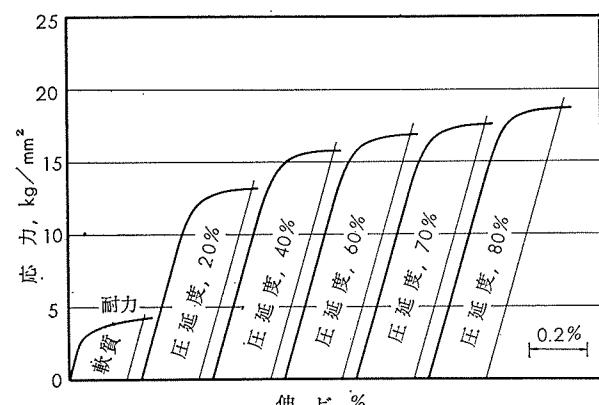
第11図 5007軟質および冷間圧延板の応力一伸び線図



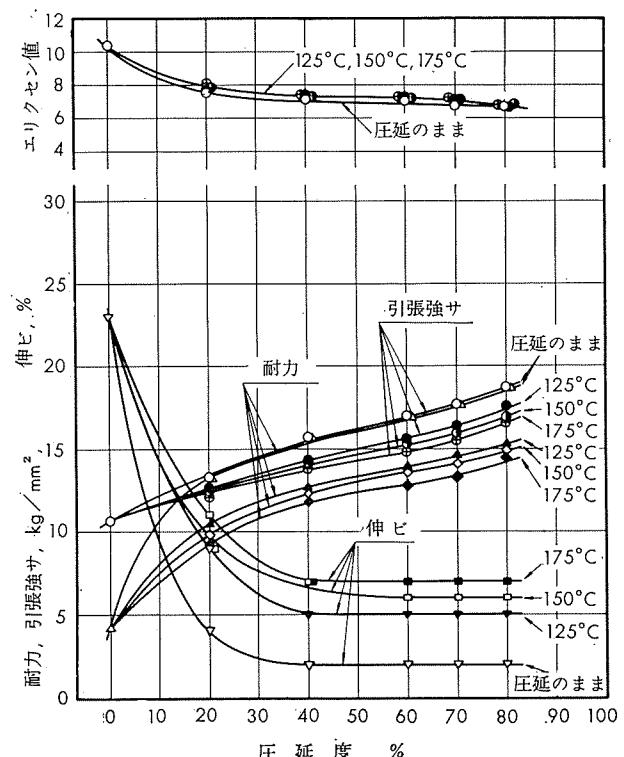
第14図 5008安定化処理板 (150°C × 3hr) の応力一伸び線図



第12図 5007安定化処理板 (150°C × 3hr) の応力一伸び線図



第13図 5008軟質および冷間圧延板の応力一伸び線図



第15図 5008板の圧延度と機械的性質の関係



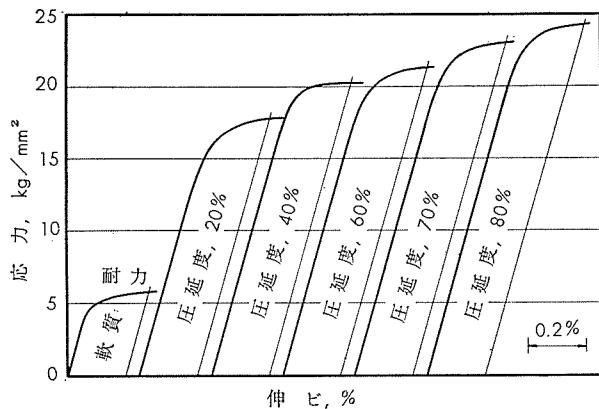
TECHNICAL DATA SHEET

(178)

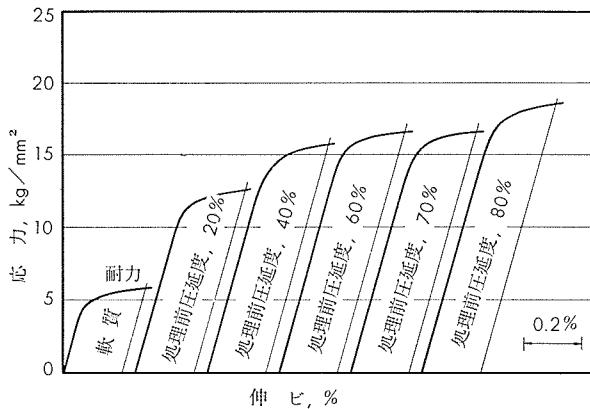
(5-2.9)

アルミニウム合金 X5002, 5007, 5008, 5009

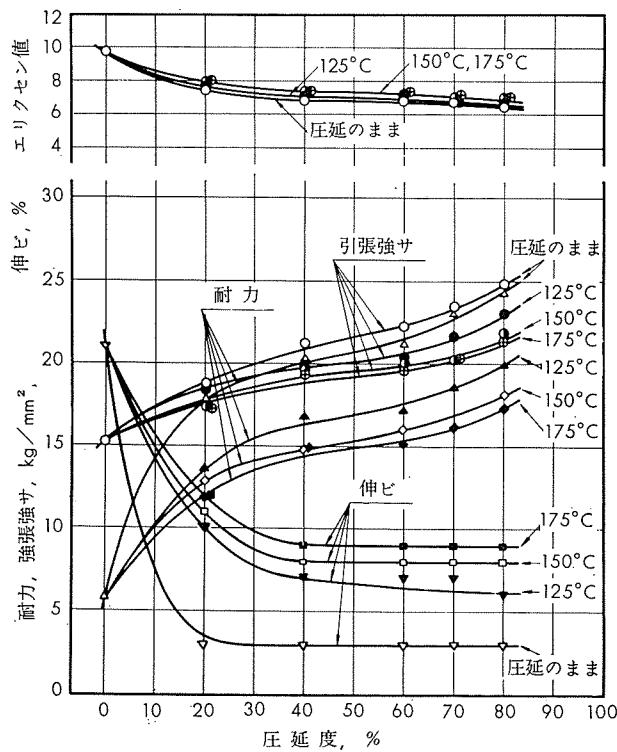
および 5050 の機械的性質 (9)



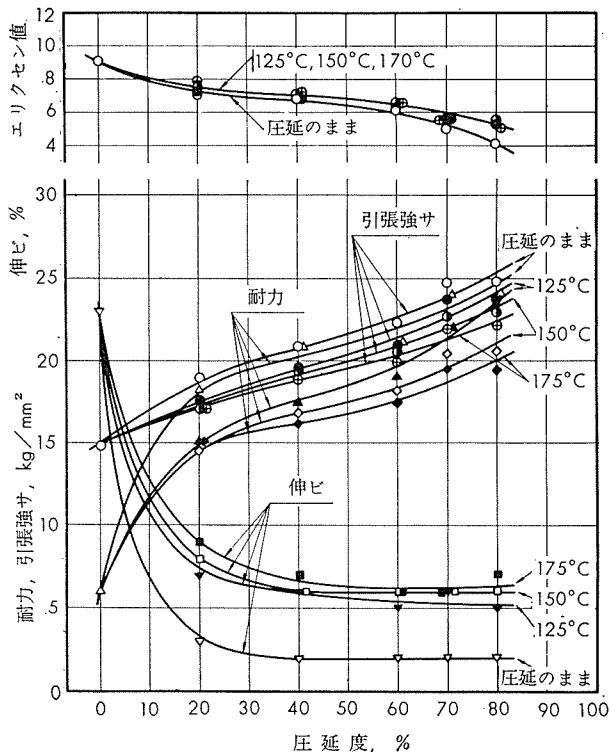
第16図 5009軟質および冷間圧延板の応力一伸び線図



第17図 5009安定化処理板 (150°C × 3hr) の応力一伸び線図



第18図 5009板の圧延度と機械的性質の関係



第19図 5050板の圧延度と機械的性質の関係

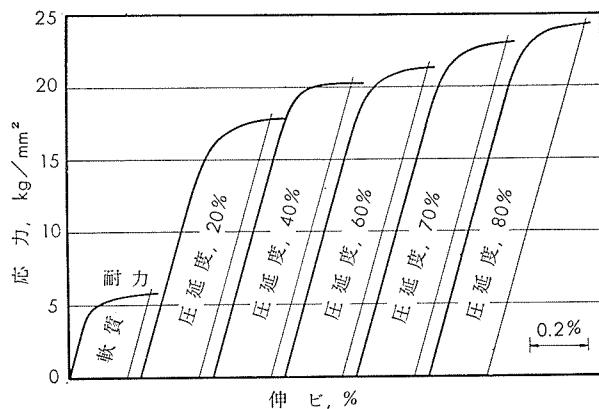
(昭和39年4月)

 住友軽金属工業株式会社

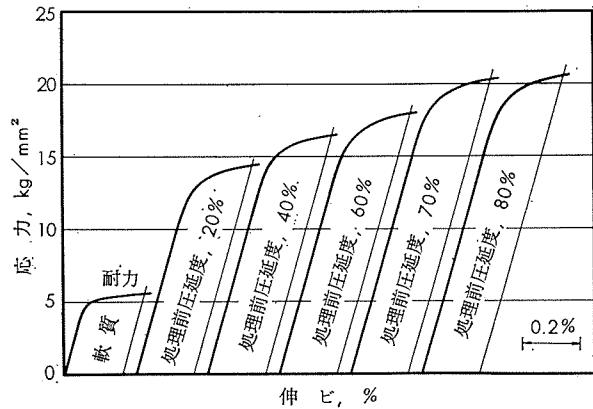
竹内勝治
研究部
田中英司

アルミニウム合金 X5002, 5007, 5008, 5009

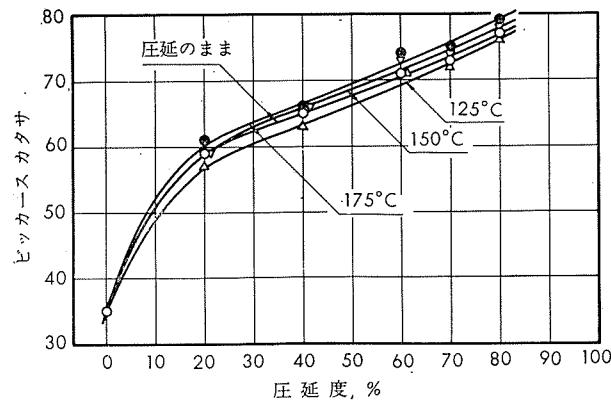
および 5050 の機械的性質 (10)



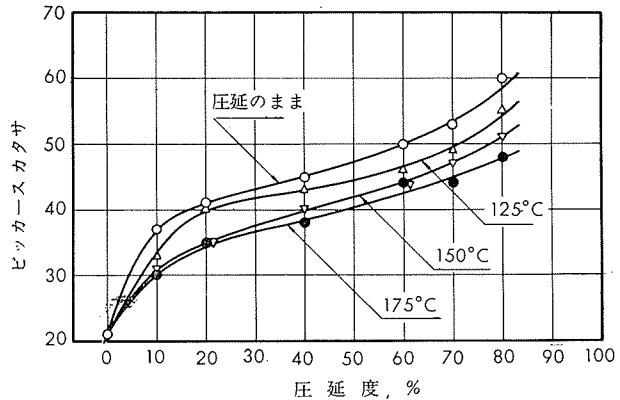
第20図 5050軟質および冷間圧延板の応力ー伸び線図



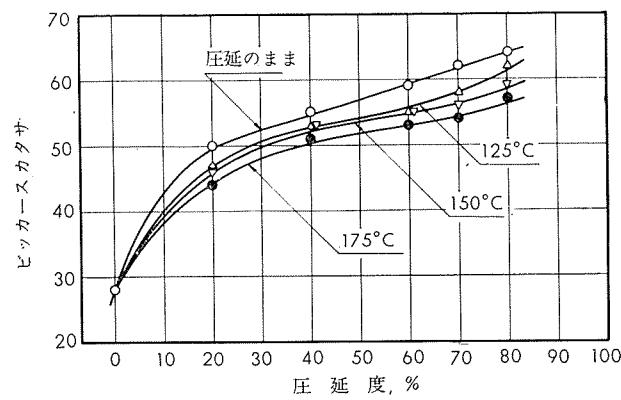
第21図 5050安定化処理板 (150°C×3hr) の応力ー伸び線図



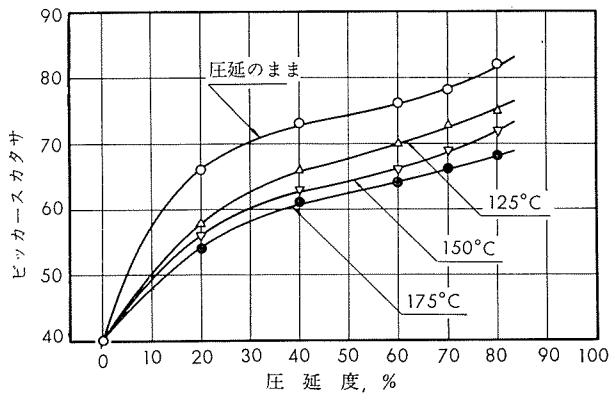
第22図 X5002板の圧延度とカタサの関係



第23図 5007板の圧延度とカタサの関係



第24図 5008板の圧延度とカタサの関係



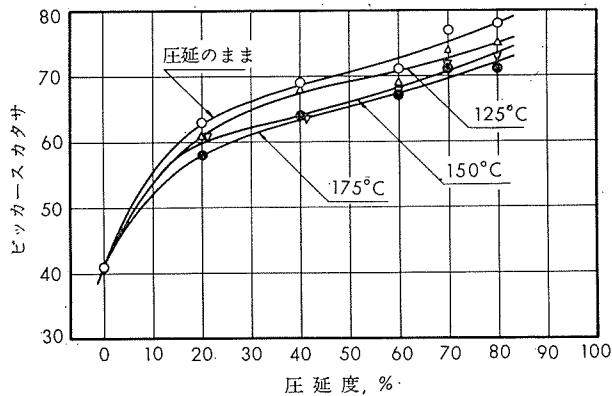
第25図 5009板の圧延度とカタサの関係

TECHNICAL DATA SHEET

(5-2.11)

アルミニウム合金 X5002, 5007, 5008, 5009

および 5050 の機械的性質 (11)



第26図 5050板の圧延度とカタサの関係

