

P

218

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 12 No. 3 Jul, 1971

Formation of Copper Acetylide in the Presence of Sulphide

Tadashi Nosedani

Shiro Sato

住友軽金属工業株式会社

論文

Formation of Copper Acetylides in the Presence of Sulphide*

by Tadashi Nisetani** and Shiro Sato***

In our country the present regulations stipulate a maximum of 62% copper in the alloy used at the plant contact with acetylene in spite of high corrosion resistance of copper alloy to sea water. In application of copper alloys for heat exchanger tubes in refineries and petrochemical plants using sea water, hydrogen sulphide usually included in the process gases may inhibit copper acetylides formation. This investigation was to make clear whether the dangerous copper acetylides can be formed under the coexistence of acetylene and hydrogen sulphide.

It revealed the fact that no copper acetylides can be formed in the presence of sulphide ion not only in cuprous and cupric solution but also on the surface of copper and its alloys.

1. Introduction

The application of copper alloy tubes for heat exchangers using sea water at petroleum refining plants, or at petrochemical plants is restricted to the relatively narrow section in spite of their high corrosion resistance to sea water. It is because the shell-side gas in most cases contains the trace of acetylene. In our country the present regulations stipulate a maximum of 62% copper in the alloy used for the plant contact with acetylene.

Studies on the conditions of formation and the properties of various copper acetylides compounds, and the formation of acetylides on the surface of copper and its alloys have hitherto been published. From the view point of the application of copper alloys for heat exchanger tubes in refineries and petrochemical plants, it is considered that the hydrogen sulphide usually contained in the process gases may decrease the possibility of copper acetylides formation. However the formation of copper acetylides compounds in the presence of both acetylene and sulphide has not been clarified. This investigation was to make clear whether the dangerous copper acetylides is formed under the coexistence of acetylene and sulphide.

Böttger¹⁾ noted that acetylene in an ammoniacal solution of cuprous chloride gave a red-brown precipitate. Berthelot²⁾ found that a copper acetylides was given from this solution. Blochmann³⁾ determined its constitution. Utilizing the formation of copper acetylides, Ilosvey⁴⁾ proposed the sensitive solution to detect acetylene. Klemens and Kodderman-Gros⁵⁾ supported the Blochmann formula $Cu_2C_2 \cdot H_2O$ for cuprous acetylides from their analysis of copper

acetylides obtained using cuprous chloride solution free from oxygen. Morita⁶⁾ observed that cuprous acetylides was easily oxidized by air or oxygen and changed the explosion temperature. Sönderbaum⁷⁾ obtained a black explosive cupric acetylides with the approximate composition Cu:C of 1:2 by passing acetylene into a cupric salt solution. Brameld and coworkers⁸⁾ obtained cupric acetylides from alkaline solutions of cupric salts but no precipitates from neutral or acidic solutions. From the result of X-ray analysis and the amount of the combined carbon as acetylides, Feitknecht and Hugi-Carmes⁹⁾ suggested that cupric acetylides did not exist; cupric ion was reduced to cuprous one by acetylene, and it combined with acetylene to form cuprous acetylides. Scheiber and Rechleben¹⁰⁾ showed that dry pure acetylene gave no action on surfaces of copper and its alloys in the exposure test of twenty months. Brameld and coworkers⁸⁾ also observed that wet acetylene formed an explosive acetylides on the surface of copper and brass containing copper more than 50%, especially when contaminated by acid or alkali. Recently, Hill¹¹⁾ stated his optimistic view that copper and its alloys could be put into service at chemical plants without a risk of copper acetylides.

2. Experiment

2.1 Conditions of the formation of copper acetylides

The conditions of the formation of cuprous and cupric acetylides were investigated with cuprous and cupric solutions of various pH. The composition of the solution and the result were given in Table 1.

Solutions of No.1 to No.5 were prepared for the formation of cuprous acetylides from the cuprous solution. The solution whose pH was approximately greater than 1 changed its colour almost immediately after the passage of acetylene, and then the red-

*Spring Conference of Japan Institute of Metals, 1969,
Apr.

**Research department

***Research department, Dr. Eng.

Table 1 Formation of copper acetylides from various solutions

Solution No.	Compositions			pH		Precipitate
				Before passing acetylene	After passing acetylene	
1	CuCl: 2.50g, 0.5N-NH ₄ OH: 1000ml, NH ₂ OH-HCl			2, 4, 6, 7, 9, 10, 12 ¹⁾	2, 4, 6, 7, 9, 10, 12	Red-brown(Explosive)
2	CuCl: 0.55g, H ₂ O: 100ml, NH ₄ OH: 4ml, NH ₂ OH-HCl: 3g			1.25 ²⁾	1.25	None
				1.30	1.30	Red-brown(Explosive)
				1.60	1.60	Red-brown(Explosive)
				1.95	1.95	Red-brown(Explosive)
3	CuCl g	0.57N-HCl ml	H ₂ O ml			
	0.25	100	0	0.24	0.24	None
	0.25	50	50	0.55	0.55	None
	0.25	30	70	1.1	1.1	Red-brown(Explosive)
	0.25	25	75	1.2	1.2	Red-brown(Explosive)
	2.50	0	100	5.9	2.0	Red-brown(Explosive)
4	CuCl ₂ ·2H ₂ O: 0.52g, 10% NH ₂ OH-HCl: 2ml, H ₂ O: 50ml			1.8	1.0	Red-brown(Explosive)
5	CuSO ₄ ·5H ₂ O: 0.76g, 10% NH ₂ OH-HCl: 2ml, H ₂ O: 50ml			2.3	1.2	Red-brown(Explosive)
6	CuCl ₂ ·2H ₂ O: 2.70g, 0.5N-NH ₄ OH: 1000ml			2.5 ¹⁾ 4.8 6.8 9.0 10.6	6.8 9.0 10.6	None None Brown-black(Explosive) Brown-black(Explosive) Brown-black(Explosive)
	CuCl ₂ ·2H ₂ O: 2.70g, H ₂ O: 1000ml			4.0 ³⁾ 4.9 6.1 7.2 12.7 13.3	6.1 7.2 12.7 13.3	None None Brown-black(Explosive) Brown-black(Explosive) Grey-black(Explosive) Grey-black(Explosive)

Note 1) pH was controlled by the addition of dil. HCl to 50ml of this cuprous solution.

2) pH was controlled by the addition of HCl to 20ml of this cuprous solution.

3) pH was controlled by the addition of sodium hydroxide.

brown precipitate were obtained. The precipitate was washed with ethylalcohol and dried for one day in vacuum. The explosibility was tested by attaching a dull hot platinum wire to a bit of the dried precipitate.

All the precipitates obtained from No.1 to No.5 solution were readily explosive and soluble in hot dilute hydrochloric acid. From these properties, the red-brown compound was thought to be cuprous acetylidyde.

No.6 and No.7 solutions were prepared to inquire closely into the formation condition of cupric acetylidyde from the cupric solution. In the solution whose pH was greater than about 6, precipitation began gradually after the prolonged passage of acetylene. The precipitates from nearly neutral and strongly alkaline solutions were brown-black and grey-black respectively. All the above precipitates were explosive and insoluble in dilute hot hydrochloric acid. From these chemical properties, the precipitates were identified as cupric acetylides⁶⁾.

2.2 Chemical compositions and heat of combustion of copper acetylides

The analysis of chemical compositions and the measurement of heat of combustion were made to

acquire a necessary knowledge for the acetylidyde formation. The solution used in the test and the result were indicated in Table 2. The copper acetylides from different solutions were filtered and washed with distilled water and acetone in acetylene atmosphere, and dried in a vacuum desicator radiated by infrared ray for one day. The heat of combustion was measured with the adiabatic calorimeter. The results are summarized as follows.

- a) The Cu/C molecular ratio of cuprous acetylidyde was 1.2 to 1.3.
- b) The Cu/C molecular ratio of cupric acetylidyde was 0.5 to 0.6.
- c) The heat of combustion of cuprous acetylidyde was 2000 to 2100 cal/g.
- d) The heat of combustion of cupric acetylidyde was 2700 to 3200 cal/g.

From these results, the calculation of heat of the formation was made under the assumption that

- a) Cuprous acetylidyde is Cu₂C₂, its heat of combustion is 2000 cal/g.
- b) Cupric acetylidyde is CuC₂, its heat of combustion is 3000 cal/g.
- c) They react with oxygen as follows.

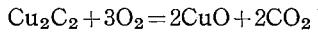
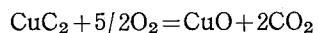


Table 2 Chemical compositions and heat of combustion of copper acetylides

Precipitate No.	Conditions for acetylide precipitation					Acetylide					
	Compositions of solution (Duration of passing acetylene)	Precipitate, g (R.R.Cu, %) ¹²⁾	Cu in filtrate, ppm	pH		Acetylide	Compositions		Heat of combustion, cal/g		
				Before pass- ing acetylene	After pass- ing acetylene		Cu %	C %	Cu+C %		
1	CuCl ₂ : 2.50g, NH ₄ OH: 12ml NH ₂ OH·HCl: 5g, H ₂ O: 100 ml (30 min)	2.01 (100)	0.36	9.0	9.3	Cuprous	79.9	11.6	91.5	1.30	1970
2	CuCl ₂ ·2H ₂ O: 5.00g, 1N-NH ₄ OH: 200ml, NH ₄ OH: 4ml, NH ₂ OH· HCl: 5.0g (45 min)	2.36 (103)	0.01	9.0	9.3	Cuprous	81.4	13.1	94.5	1.17	2130
3	CuCl ₂ ·2H ₂ O: 5.00g, 1N-NH ₄ OH: 200ml (120 min)	2.96 (100)	0.21	10.1	9.7	Cupric	62.9	24.2	87.1	0.49	3200
4	CuCl ₂ ·2H ₂ O: 5.00g, 2%NaOH: 82ml, H ₂ O: 200 ml (120 min)	2.86 (92)	117	6.2	1.7	Cupric	60.2	19.2	79.4	0.59	2680
5	CuCl ₂ ·2H ₂ O: 5.00g, NH ₄ OH: 32ml, H ₂ O: 200ml (120 min)	2.63 (83)	98	6.1	2.8	Cupric	58.9	17.9	76.9	0.62	2990
6	CuCl ₂ ·2H ₂ O: 5.00g, 2%NaOH: 200ml (120 min)	2.74 (98)	0.10	12.6	12.6	Cupric	66.7	25.6	92.3	0.49	3150

Note 1) R.R.Cu : Recovery rate of copper, which was calculated from the weight of the precipitate and its copper content.



The standard heat of formation were

$$\Delta H^\circ_{\text{Cu}_2\text{C}_2} = 39.8 \text{ kcal/mol}$$

$$\Delta H^\circ_{\text{CuC}_2} = 37.3 \text{ kcal/mol}$$

where, $\Delta H^\circ_{\text{CuO}} = -37.1 \text{ kcal/mol}$, $\Delta H^\circ_{\text{CO}_2} = -94.1 \text{ kcal/mol}$ ¹²⁾

Each standard energy of formation was possible to be approximated to the standard heat of formation;

$$\Delta G^\circ_{\text{Cu}_2\text{C}_2} = \Delta H^\circ_{\text{Cu}_2\text{C}_2}$$

$$\Delta G^\circ_{\text{CuC}_2} = \Delta H^\circ_{\text{CuC}_2}$$

The result showed that the standard energy of formation was nearly equal for both cuprous and cupric acetylides.

2.3 Effect of sulphide on the formation of copper acetylides

It was examined whether copper acetylide is formed in the presence of sulphide ion.

After acetylene was passed to the ammoniacal cuprous solution, No.1 in Table 2, for one hour to fully precipitate the red-brown cuprous acetylide, then sodium sulphide solution was dropped with acetylene being passed. The ratio of the added sulphide to the copper content in the solution was 1.2 in molecular ratio. Almost immediately after the addition of sulphide solution, the red-brown cuprous acetylide changed to the brown-black precipitate, which was unexplosive. This precipitate (No.7 precipitate) was identified as copper sulphide by X-ray analysis as shown in Table 3. From this result it is concluded that the cuprous acetylide is not formed in the presence of sulphide ion, and it is decomposed to copper sulphide by sulphide ion.

Black and unexplosive precipitate (No.8 precipitate) was obtained in the experiment that both acetylene gas and sodium sulphide solution were simultaneously added to the strongly alkaline cupric solution, No.6 in Table 2. However the No. 9 precipitate given by the addition of sodium sulphide after the grey-black cupric acetylide was fully formed in the strongly

Table 3 X-ray analyses of copper acetylides and other precipitates

Precipitate No.	Main diffraction line, d; Å (Intensity, %)					Remarks	
1	2.81 (100)	2.13 (70)	1.98 (40)				Cuprous acetylide
2	2.81 (100)	2.14 (70)	1.99 (40)				Cuprous acetylide
3	2.76 (90)	2.45 (80)	2.13 (100)				Cupric acetylide
4	3.08~2.75	2.13 (100)					Cupric acetylide
5	3.21~2.58	2.13 (100)					Cupric acetylide
6	3.41 (90)	2.87 (100)	2.78 (50)	2.45 (90)	2.14 (40)	1.93 (60)	Cupric acetylide
7	3.39 (50)	2.86 (50)	2.39 (90)	1.95 (100)	1.87 (100)	1.68 (100)	Corresponding to Cu ₂ S
8	3.15 (80)	2.82 (80)	2.31 (100)	1.95 (70)	1.76 (40)		Unknown
9	3.41 (50)	3.24 (50)	2.86 (60)	2.44 (50)	2.14 (40)	1.96 (100)	Equal to No.6
10	3.40 (40)	2.40 (100)	1.96 (100)	1.88 (90)			Corresponding to Cu ₂ S

alkaline solution, No.6 in Table 2, by passing acetylene for two hours was as explosive as the cupric acetylide (No.6 precipitate). On the other hand, the cupric acetylide formed from the neutral or weakly alkaline solution whose composition was same as the solution for No. 3, 4 or 5 precipitate was changed to the unexplosive (No. 10 precipitate). This was confirmed to be copper sulphide.

These results show that although cupric acetylide is not formed under the coexistence of acetylene and sulphide ion, the stability of cupric acetylide once formed against sulphide ion is dependent upon the alkalinity of the solution in which it is formed.

2.4 X-ray analysis of copper acetylides and other precipitates

Main diffraction lines of copper acetylides and other precipitates in the experiment were indicated

in Table 3. Cuprous acetylides (No.1 and 2 precipitates) had the common diffraction lines of 2.13 and 1.98 Å, while cupric acetylides (No.3 to 6 precipitates) did not offer any obvious common line. Some of them presented the similar broad peak.

It was deduced from the diffraction pattern of No.7 precipitate that the cuprous acetylide was altered to cuprous sulphide by sulphide ion. While the cupric acetylide did not necessarily change to copper sulphide even in the presence of sulphide ion. The unexplosive No.8 precipitate could not be identified by X-ray analysis, but it appeared to be consisted mainly of copper sulphide.

2.5 Formation of acetylides on the surface of copper and its alloys

It was conducted to investigate the formation of acetylides on copper and its alloys exposed to the humid mixed gas which consisted of acetylene, air and hydrogen sulphide. The metals used were shown

in Table 4. Specimens(sheet, 55w×55w×1.5t) cleaned on emery and degreased with acetone were suspended in the vessel filled with the atmosphere listed in the space of atmosphere in Table 5. A concentrated ammonia solution or water was placed in the bottom of the vessel. The mixing ratio of each gas was about 1 in volume. The temperature of the atmosphere was kept between 40 and 50 °C. The time of standing was 100 hours.

The result was summarized in Table 5.

2.5.1 Result of series 1

Scales formed on all the specimens exposed to the atmosphere with acetylene and ammonia were blue-black or brown-black. Their explosiveness were highly sensitive to heat and friction, and ignited when a hot platinum wire was attached to. Further, they showed much the same diffraction pattern as that of cupric acetylide (No. 6 precipitate in the former test).

Table 4 Copper and its alloys for exposure test (wt %)

Alloy	Cu	Zn	Al	P	As	Si	Fe	Ni	Mn
DHP	99.96	—	—	0.02	—	—	<0.01	—	—
BsP1	70.11	Rem.	—	—	—	—	<0.01	—	—
BsP3	60.51	Rem.	—	—	—	—	<0.01	—	—
BsTF2	78.21	Rem.	2.18	—	0.05	0.23	<0.01	—	—
CNTF3	67.81	—	—	—	—	—	0.58	30.82	0.71

Table 5 Copper acetylide on the surface of copper and its alloys

		Series 1		Series 2		Series 3		Series 4	
Atmosphere	Acetylene	○	×	○	×	○	×	○	×
	Hydrogen sulphide	×	×	×	×	○	○	○	○
	Air	○	○	○	○	○	○	○	○
	Ammonia	○	○	×	×	○	○	×	×
	Water	○	○	○	○	○	○	○	○
DHP	Scale ,g	0.40*	0.72	Tarnished Brown-black	Tarnished Brown black	23.20	28.59	2.21	1.62
	Weight loss ,g	0.10	0.58			20.43	23.74	1.76	1.48
BsP1	Scale ,g	0.10*	0.15	Tarnished Brown	Lightly tarnished Brown-black	0.29	1.11	<0.05	<0.05
	Weight loss ,g	0.05	0.20			0.18	0.69	<0.05	<0.05
BsP3	Scale ,g	0.15*	0.25	Tarnished Brown	Lightly tarnished Brown-black	0.33	0.64	<0.05	<0.05
	Weight loss ,g	0.09	0.35			0.26	0.25	<0.05	<0.05
BsTF2	Scale ,g	0.15*	0.29	Tarnished Brown	Lightly tarnished Yellow	0.55	0.41	<0.05	<0.05
	Weight loss ,g	0.09	0.28			0.38	0.30	<0.05	<0.05
CNTF3	Scale ,g	0.11*	Stable	Tarnished Brown	Lightly tarnished Grey	1.20	0.80	0.16	1.18
	Weight loss ,g	0.03				0.76	0.57	0.11	0.69
Identification of the scale on each alloy by X-ray diffraction	DHP	Cupric acetylide	Cu(OH) ₂	—	—	Cu ₂ S CuS	Cu ₂ S CuS	Cu ₂ S	Cu ₂ S
	BsP1	Cupric acetylide	Cu(OH) ₂ ,ZnO	—	—	CuS ZnO	—	—	—
	BsP3	Cupric acetylide	Cu(OH) ₂ ,ZnO	—	—	CuS ZnO	CuS	—	—
	BsTF2	Cupric acetylide	Cu(OH) ₂ ,ZnO	—	—	CuS ZnO	CuS	Cu ₂ S	CuS
	CNTF3	Cupric acetylide	—	—	—	CuS	—	Cu ₂ S	?

Note * : Explosive, ○ : Present, × : None

Corrosion products of the specimens exposed to the atmosphere without acetylene were rather more bluish than the ones with acetylene. They were, as a matter of course, immune to explosion by heat and friction and were mainly made up of cupric hydroxide.

5.2 Result of series 2

The surface of specimen exposed to the atmosphere containing acetylene became brown-black. The corrosion product was too little to conduct the explosibility test and the X-ray analysis. It was considered that this is because of the absence of ammonia which is extremely solvent for copper and its alloys. However it was suggested that the explosive scale may be formed after the more longterm exposure in this atmosphere.

5.3 Result of series 3

Regardless of the presence of acetylene, the grey-black corrosion product with a yellow tinge was formed on each specimen in the atmosphere of hydrogen sulphide and ammonia. The scale given in the acetylene containing atmosphere was unexplosive and identified as copper sulphide.

Consequently, it seemed that the copper acetylide is not formed on the surface of copper and its alloys when exposed to the atmosphere of acetylene and equivalent hydrogen sulphide.

5.4 Result of series 4

Every corrosion products in series 4 were unexplosive and confirmed as copper sulphide by X-ray analysis. The corrosion loss in the test was considerably less than that in series 3. This was thought to be the result of the absence of ammonia in the atmosphere.

From these four series of test, it was concluded that the copper acetylide is not formed on copper and its alloys when exposed to the acetylene atmosphere containing sufficient sulphide.

3. Discussion

In the calculation of the equilibrium constant for the formation of cuprous acetylide readily obtained from cuprous solution, it was assumed that the precipitation of cuprous acetylide occurred according to the following reaction.



Equilibrium constant K_1 of equation (1) was given by the standard formation energies of reactants and products, assuming that $\Delta G^\circ_{\text{C}_2\text{H}_2(\text{aq})}$ and $\Delta G^\circ_{\text{Cu}_2\text{C}_2}$ are nearly equal to $\Delta G^\circ_{\text{C}_2\text{H}_2(\text{g})}$ and $\Delta H^\circ_{\text{Cu}_2\text{C}_2}$, respectively.

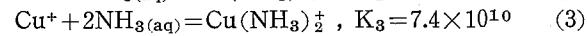
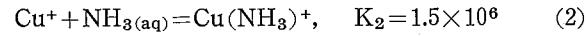
$$K_1 = 1.3 \times 10^{25}$$

$$\text{where, } \log K_1 = -\frac{1}{1.363} (\Delta G^\circ_{\text{Cu}_2\text{C}_2} + 2\Delta G^\circ_{\text{H}^+} - 2\Delta G^\circ_{\text{Cu}^+(\text{aq})} - \Delta G^\circ_{\text{C}_2\text{H}_2(\text{g})})$$

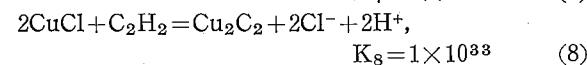
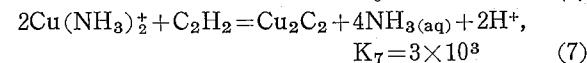
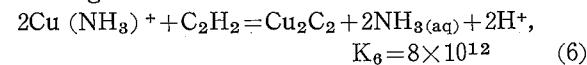
$$\Delta G^\circ_{\text{Cu}_2\text{C}_2} = 39.8 \text{ kcal/mol}, \Delta G^\circ_{\text{Cu}^+(\text{aq})} = 12.0 \text{ kcal/mol}$$

$$\Delta G^\circ_{\text{C}_2\text{H}_2(\text{g})} = 50.0 \text{ kcal/mol}$$

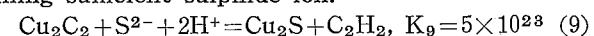
Following equilibrium equations are important concerning cuprous solutions used for the experiment.



K_1 is extraordinarily more than K_2 , K_3 and K_4 , therefore it is natural that cuprous acetylide is formed from the cuprous salt solution. This is obvious from the equilibrium constants of the following reactions.



It was reasonably explained by the comparison of K_1 and K_5 or from the next equation that cuprous acetylide will never given from the solution containing sufficient sulphide ion.



The chemical properties of cupric acetylide were not so plain as those of cuprous acetylide, and the further experiment seemed necessary to determine the formation constant of cupric acetylide.

4. Conclusion

- 1) Cuprous acetylide can easily be formed from the cuprous solution whose pH is about 1 to 12.
- 2) Cupric acetylide can be formed from the solution whose pH is about 6 to 13, if the prolonged passage of acetylene is allowed.
- 3) The heat of combustion is 2000 cal/g for cuprous acetylide, 3000 cal/g for cupric acetylide. The standard energy of formation of each acetylide was estimated with this value.
- 4) No copper acetylide can be formed in the presence of sulphide ion not only from both cuprous and cupric solutions but also on the surface of copper and its alloys.
- 5) Acetylide formation on the surface of metals containing copper is not determined by the copper content, but by their corrosion behavior in the atmosphere surrounded.

References

- 1) R. C. Böttger : Ann. Chem., **109** (1859), 351
- 2) M. Berthelot : Ann. Chim. Phys., **9** (1866), 385
- 3) R. Blochmann : Ann. Chem., **173** (1874), 174
- 4) J. V. Ilosvey : Ber. dtsch. Ch. Ges. **32** (1899), 2697
- 5) R. Klemens and Koddermann-Gros, Z. anorg. Ch. **254** (1947), 201/16
- 6) S. Morita : Journal of the Institution for Safety of High Pressure Gas Engineering, **19** (1955), 167
- 7) H. G. Sonderbaum : Ber., **30** (1897), 760/814
- 8) V. E. Brameld, M. T. Clark and A. P. Seyfang : J.S.C.I **66** (1947), 346
- 9) W. Feitknecht and L. Hugi-Carmes : Schweig. Arch., (1957), 328
- 10) J. Scheiber and H. Rechleben : Ber., **44** (1911), 210
- 11) F. W. Hill : Metall., **22** (1968), 135
- 12) W. M. Latimer : *Oxidation Potentials*, Second Edition, Prentice-Hall, Englewood Cliff, N. J., (1952)

5083合金板突合せ溶接継手の局部加熱による残留応力の 除去—アルミニウム合金溶接継手の残留応力の研究

(第2報)

竹内勝治
田中英司
平田勝彦

5083合金板突合せ溶接継手の局部加熱による 残留応力の除去*

—アルミニウム合金溶接継手の残留応力の研究（第2報）—

竹内勝治** 田中英司*** 平田勝彦***

Residual Stress Relief in Butt Welded 5083 Aluminum Alloy by Local Heating

—Studies on Residual Stress in Welded Joints of Aluminum Alloys (2nd Report)—

by Katsuzi Takeuchi, Eiji Tanaka and Katsuhiko Hirata

This paper describes local stress relief heat treatment for butt-joints of 5083-O plates. The following results were obtained by experiments.

(1) In order to relieve the residual stress at a butt-joint, the region of the maximum stress had to be heated at least above 150°C. For relaxing it to above half a degree of as-welded state, the heating had to be above 250°C and for virtually relieving it, the heating above 350°C was needed.

(2) Among three heating methods in these experiments the best results were obtained by the heating method of reciprocation. The results of one or two-point heating method were inferior to those of the above method.

(3) The degree of stress relief in annealing tended to be similar to the reduction in high temperature tensile strength of the base metal rather than its yield strength.

1. はじめに

前報¹⁾では、アルミニウム合金5083-O材、板厚8~10mm板突合せ溶接継手について、溶接残留応力におよぼす溶接継手の寸法効果、溶接熱入力の影響および継手を切断もしくは分割してゆく場合における残留応力の解放過程などについて検討し、溶接線方向の残留応力の最大値は継手の長さに関係し、しかも耐力に近い値をもつこと、ならびに熱入力の影響をあまり受けないことを述べた。

これらの残留応力を除去する手段としては、熱的作用を利用する方法があり、応力除去焼なましと局部加熱などが用いられている。現場における作業上の見地から見ると、局部加熱のほうが有利なものと考えられるので、本報では前報と同じ5083-O板突合せ溶接継手について、局部

加熱の方法や時間が残留応力の除去におよぼす影響を検討した。さらに比較のため、最も理想的な方法と考えられる焼なましの場合についても検討した。

2. 供試材

供試材は10mm厚さの5083-O板であり、これを150×300mmの板に成形後、突合せ溶接して中央に溶接線をもつ300×300mmの試験片を製作した。母材の引張性質をTable 1に、ミグ溶接条件をTable 2に、それぞれ示す。

Table 1 Tensile properties

Material	Yield strength 0.2% offset, kg/mm ²	Tensile strength, kg/mm ²	Elongation, %
5083-O plate	17.4	31.7	22

Table 2 MIG welding conditions

Material	Edge preparation	Pass No.	Filler alloy	Dia. of filler, mm	Voltage, V	Current, A	Welding speed, mm/min
5083-O 10mm plate	I type	2	5356	2.4	22-25	370~410	600

*軽金属, 21 (1971), 80 に発表

**研究部、工学博士

***研究部

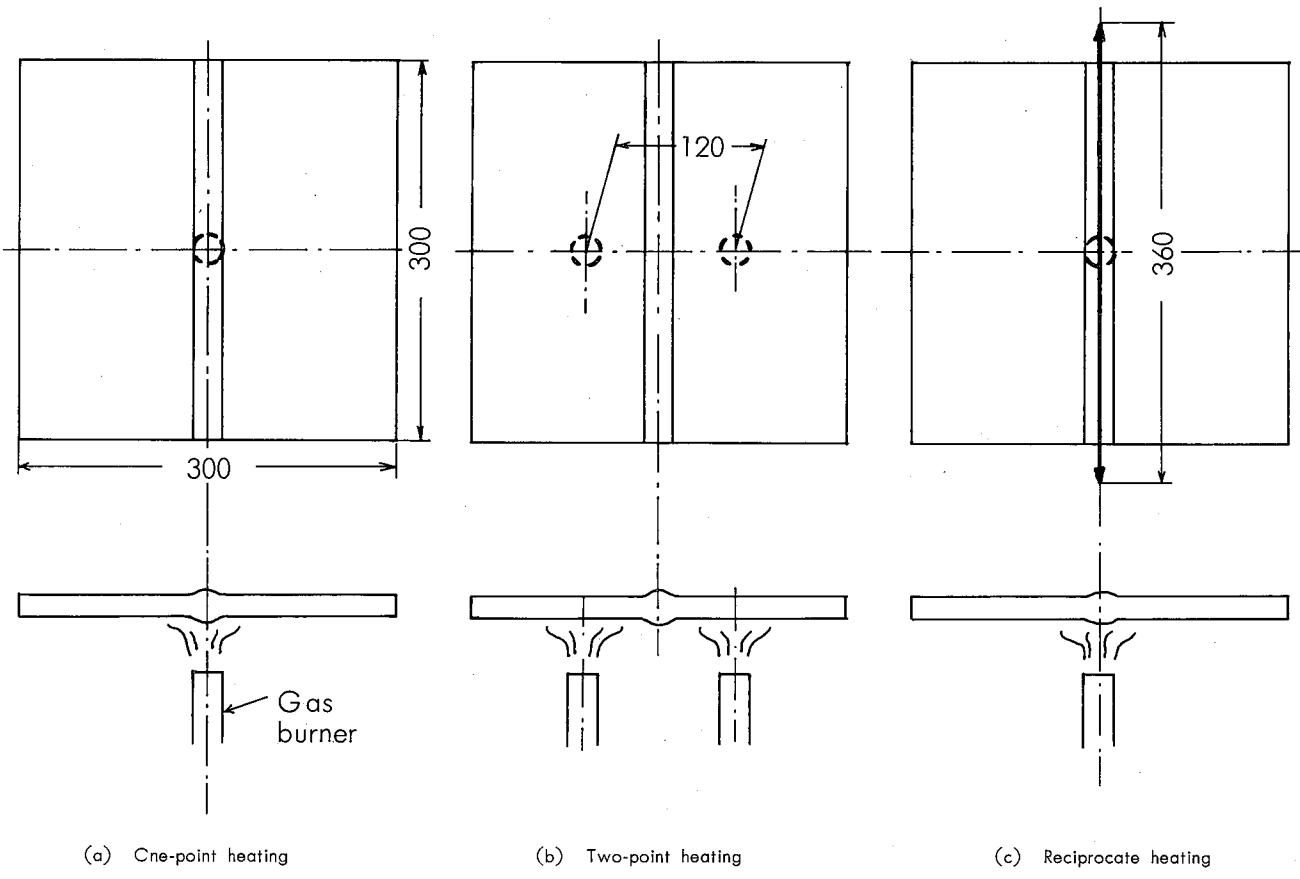


Fig. 1 Details of local heating methods

3. 実験装置および実験方法

3.1 局部加熱方法

この実験に採用した局部加熱方法は、1点加熱、2点加熱および移動加熱であり、その要領を Fig. 1 に示す。なお、1点加熱の場合の加熱位置は、引張残留応力が最大の位置であり、2点加熱のそれは溶接線方向の残留応力が圧縮側で最大となる位置で、これらは前報の結果²⁾を参考として定めた。燃料は都市ガスを用い、水平に置かれた溶接継手の下面からブンゼン・バーナで行なった。ガスの流量は、1点加熱ならびに移動加熱の場合が 6.5 l/min、2点加熱のときは1点につき 4 l/minとした。移動加熱装置を Photo. 1 に示す。バーナの移動には、定速で回転する円板にとりつけたピンと摺動装置上のバーナ取付け台をロッドでつないで、バーナが直線往復運動を行なうようにし

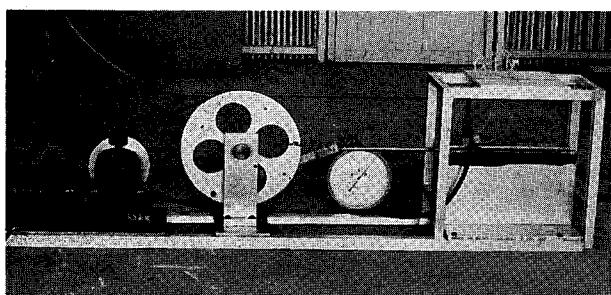


Photo. 1 Apparatus for local heating.

た。直線運動のストロークは 360 mm、サイクルは 6 rpm、バーナの移動平均速度は 72 mm/sec である。

局部加熱の時間は、それぞれの加熱方式について 1, 2, 5, 10, 20, 40 および 60 min とし、局部加熱終了後はそのまま継手を放冷した。

3.2 溶接継手の温度測定

局部加熱時の溶接継手の温度測定には、Fig. 2 に示す位置に 2 mmφ の穴を板厚の中心まであけ、その中に線径

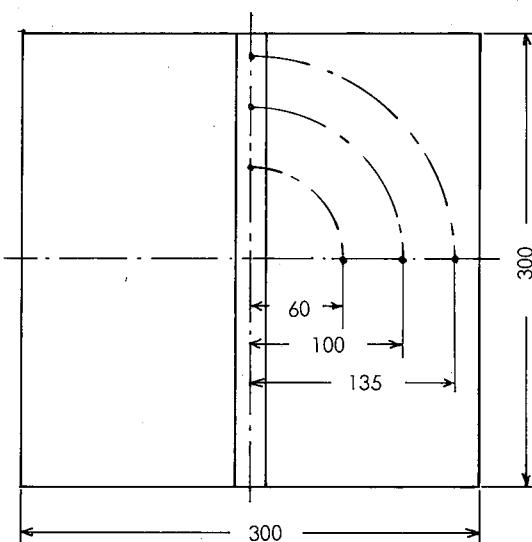


Fig. 2 Location of thermo-couples

0.6mmφ のアルメル・クロメル熱電対を差込み空げきにはアルミニウムはくを詰込んだ。このとき、穴あけによる残留応力の除去はそれほど問題とならないものと考えられるが、残留応力の測定に用いた継手は、温度測定を継手の中央1点のみに限定した。なお、継手の温度上昇率が0.5°C/sec程度であるので、熱電対の起電力は熱電対校正用ボテンショメータによって、十分な精度で測定できた。

3.3 応力除去焼なまし方法

焼なましは空気炉を用いて行ない、溶接継手を70, 100, 150, 200, 250および350°Cの各温度でそれぞれ1h保持し、その後炉外で放冷した。

3.4 残留応力の測定

残留応力は、Fig. 3に示す位置で溶接線方向ならびに溶接線直角方向の応力を分けて測定した。測定方法としては、2軸90°型のひずみゲージを継手の表面に張付け、継手を細かく分割し、応力の解放とともにひずみ量の変化から計算で残留応力を算定した。この方法は、前報¹⁾とまったく同じであり、以下に掲げる残留応力の表示記号も前報と同じである。

4. 実験結果

4.1 局部加熱時の継手温度分布

各局部加熱時の継手温度分布ならびに温度上昇過程をFig. 4に示す。この結果からみると、加熱開始後5minですでに温度分布の形状が決定しており、それ以後は時間とともに温度レベルが上昇している。また、温度こう配は1点加熱の場合が最も大きく、ついで2点加熱である。移動加熱の場合は、移動方向への温度こう配がほとんどないの

が特長で、移動直角方向へは多少温度こう配がある。

なお、参考のため、応力測定を行なった溶接継手について、局部加熱時の継手中央部の温度tcと加熱時間の関係をFig. 5に示す。これらの加熱条件では、加熱温度に上限が存在していることがわかる。

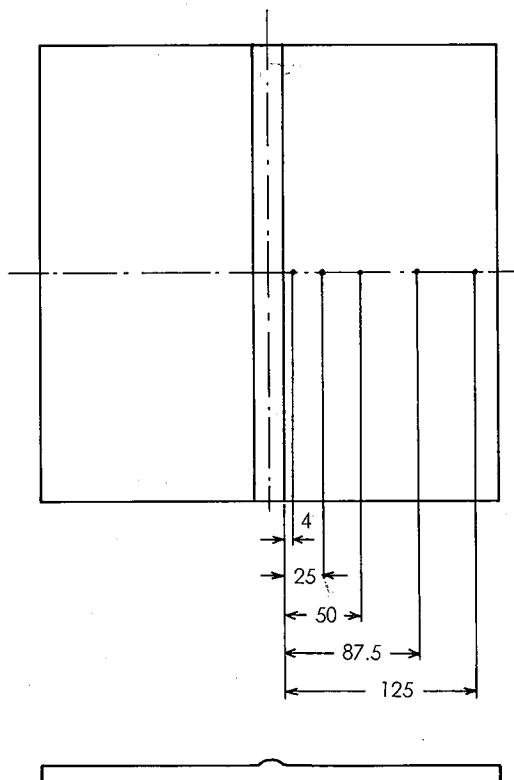


Fig. 3 Location of wire strain gages

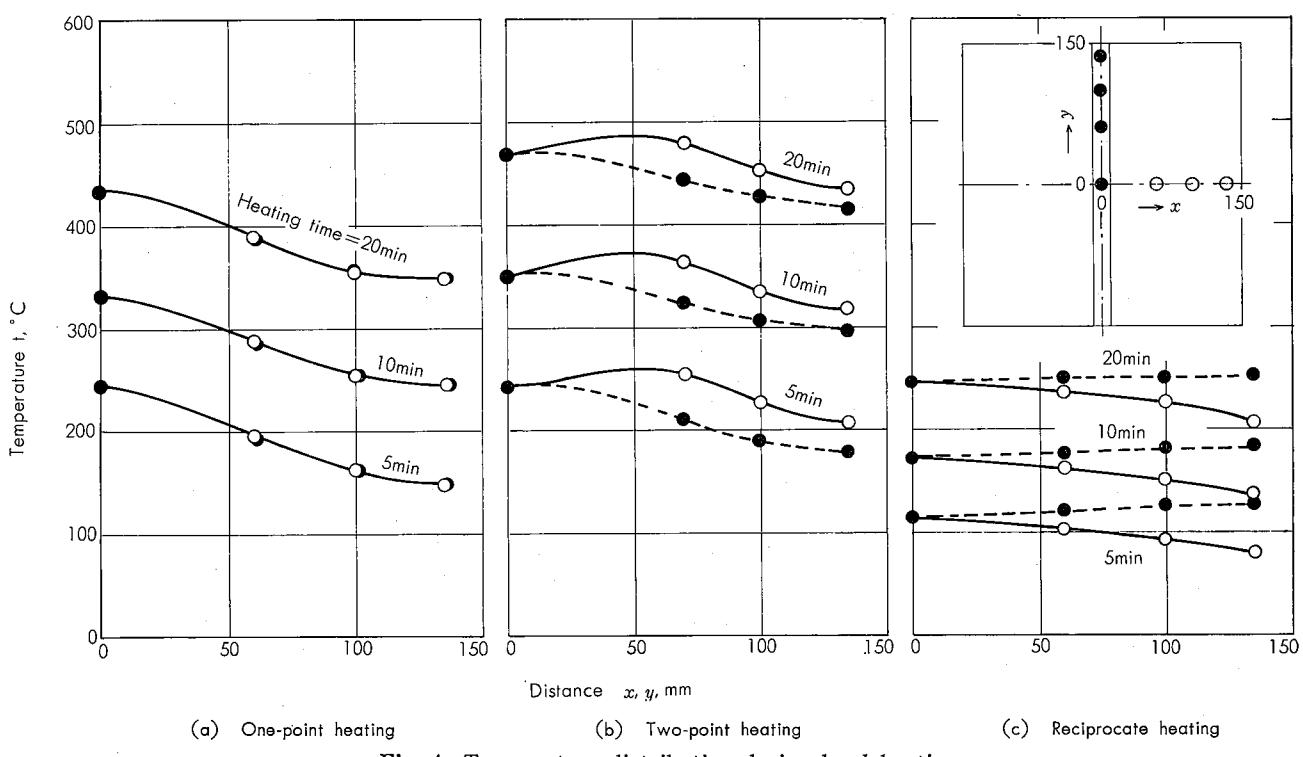
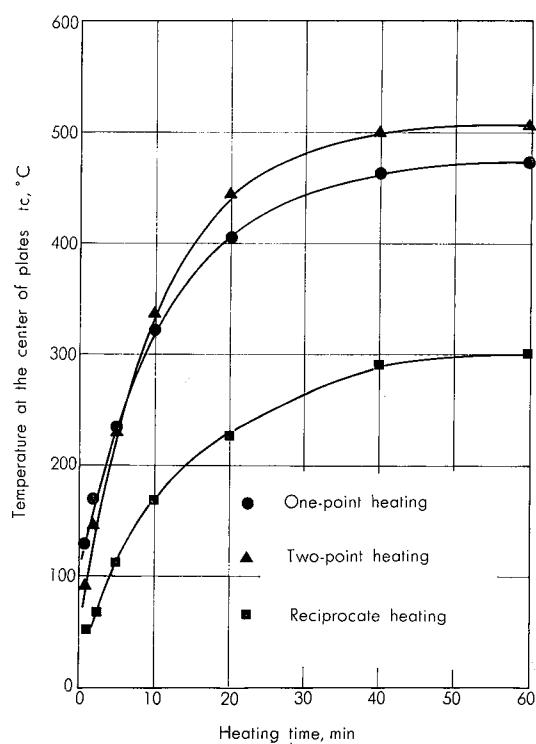


Fig. 4 Temperature distribution during local heating

Fig. 5 Relation between t_c and heating time

4.2 局部加熱による残留応力の除去

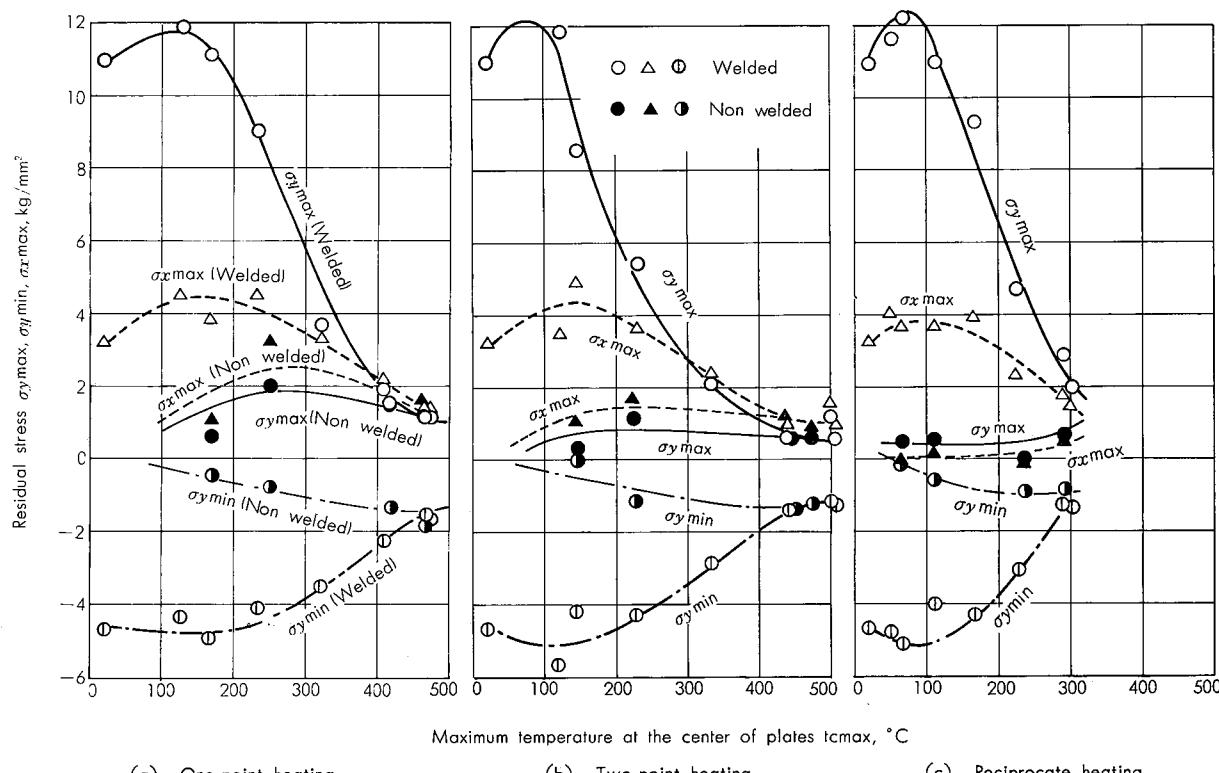
局部加熱後の溶接線方向残留応力 σ_y ならびに溶接線直角方向残留応力 σ_x を測定した結果を、加熱時間 5, 10 および 20min の場合について Fig. 6 に示す。温度上昇速度の最も大きい 2 点加熱の場合に、比較的短時間で残留応力が減

少するが、温度上昇速度の小さい移動加熱の場合には、加熱時間の増加に伴う残留応力除去の割合がゆるやかである。また、加熱の進行にともない σ_y が引張りから圧縮に変わる位置が、移動加熱の場合には溶接線から 25mm 程度でほとんど変わらないが、1 点ならびに 2 点加熱の場合は、その位置が加熱時間の増加とともに板端の方へ移動する。

なお、1 点加熱の場合は 40min 加熱することにより、2 点加熱の 20min のときと同じ残留応力の値がえられ、移動加熱の場合は 60min でそれらと類似な結果がえられた。

Fig. 7 は、継手中央における局部加熱終了時の温度 t_c と、最大および最小残留応力 $\sigma_{y\max}$, $\sigma_{y\min}$ および $\sigma_{x\max}$ の関係を図示したものである。なお、形状が同一の母材について、同一条件で局部加熱した後の残留応力もあわせ示した。溶接継手の局部加熱では、各加熱条件で共通した傾向として、加熱温度の低い範囲で多少残留応力が増加し、さらに温度が高くなるとそれにつれて逆に激減し、残留応力の大きさが $1 \sim 2 \text{ kg/mm}^2$ となるとそれ以上減少しなくなる。つぎに、各加熱条件による差を比較すると、移動加熱の場合が最も低い温度で応力が除去され、2 点加熱の場合がそれに続いている。なお、母材の場合は、局部加熱することによって $1 \sim 2 \text{ kg/mm}^2$ の残留応力が発生しており、この傾向は、高温域で溶接継手の残留応力が $1 \sim 2 \text{ kg/mm}^2$ 以下にならないことと一致している。

なお、Fig. 8 は、継手を焼なましたときの残留応力を温

Fig. 7 Relations between residual stress and $t_{c\max}$

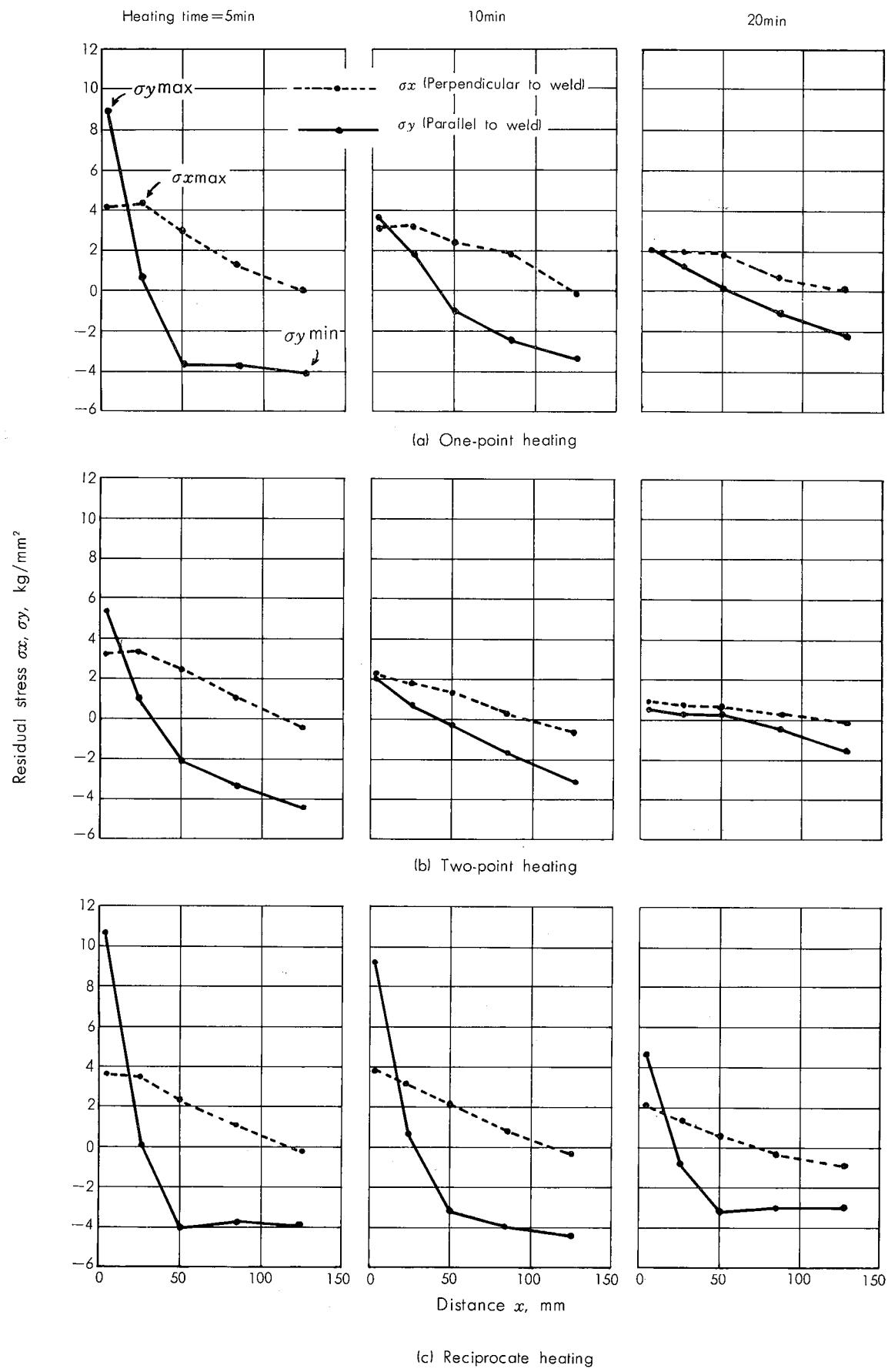


Fig. 6 Stress relief by local heating

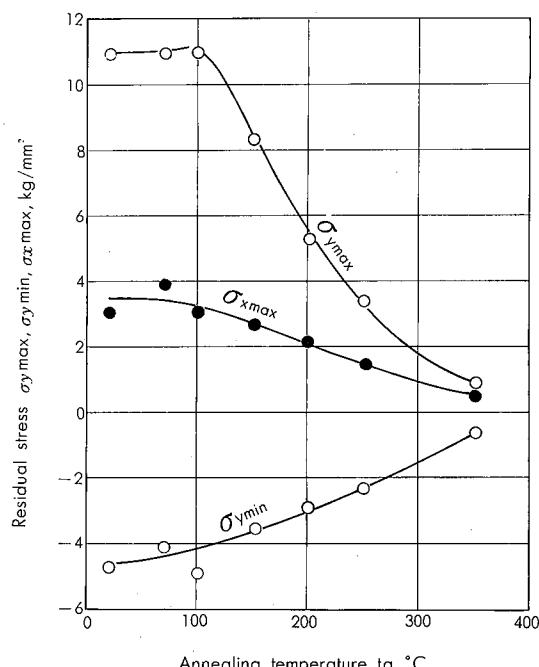


Fig. 8 Relation between residual stress and annealing temperature

度 t_a との関係において示す。焼なましの場合は、温度分布が不均一となる局部加熱のときと異なり、100°Cまで残留応力が変化せず、100°Cを越えると急激に減少はじめる。

5. 考 察

Fig. 9 は、局部加熱と焼なましの場合の残留応力除去過程を比較したものである。残留応力の除去される割合をみると、焼なましの場合は局部加熱よりも平均値でおよそ50~100°C程度低い温度で残留応力が除去されている。なお、局部加熱の際に継手の温度こう配が最も小さい移動加熱が、焼なましの結果に近い値を示し、温度こう配の大きい1点加熱の場合が最も高温側にずれている。また、局部加熱の際には、低温側とくに150°C以下の温度で、残留応力の値が溶接のままのときより多少大きくなっているが、この現象は、4.2節で述べた母材を局部加熱したときの残留応力の発生から理解できよう。焼なましの場合、この温度範囲では残留応力の変化はない。いずれにしても局部加熱によって発生する残留応力の大きさは小さいので、あまり問題としなくともよいのではなかろうか。

なお、残留応力の除去される割合と高温短時間引張試験における材料の強度低下との比較を試みた。すなわち、加熱による残留応力除去の考え方とは、材料の高温強度の低下と無関係でない。Fig. 10 は、母材の高温引張性質と常温のそれとの比を試験温度との関係において示し、あわせて溶接継手を焼なました場合の残留応力の低下の割合も掲げた。なお、高温引張試験の条件を示すと、試験片は母材を平行部12mmの板状に成形し、これを所定の各温度で1h保持後、そのまま引張速度20mm/minで引張試験した

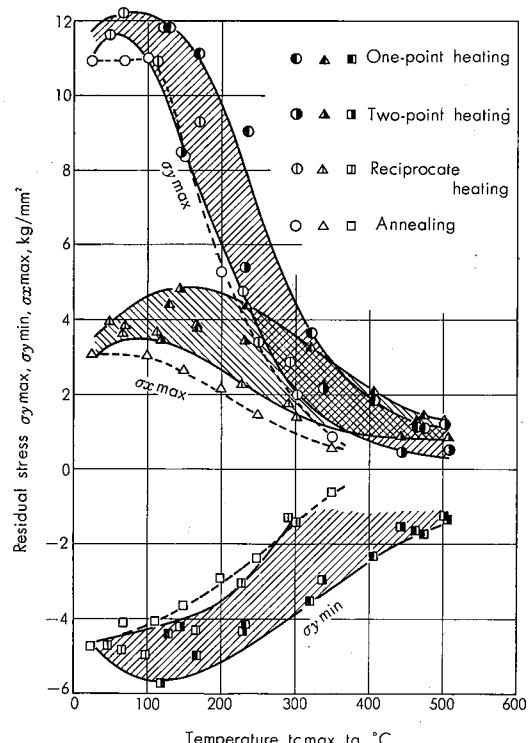


Fig. 9 Comparison between annealing and local stress relief heat treatment

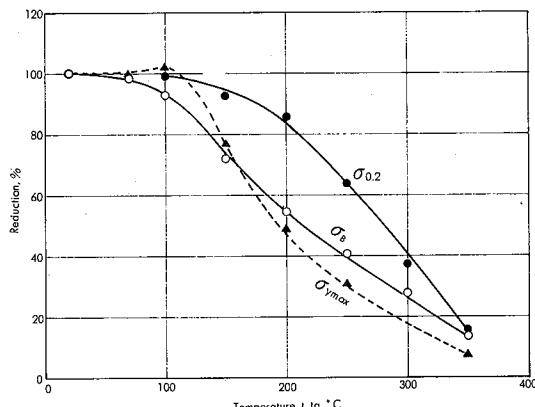


Fig. 10 Reduction of residual stress and tensile strength at elevated temperature

ものである。

これによると残留応力の減少割合は、耐力よりもむしろ引張強さの低下の傾向に似ている。なお、残留応力の最も高い領域が継手の熱影響部にあり、そこでは材料が鉄物組織あるいはそれに近くなっているため、この部分の強度は展伸材のそれとは異なることも考えておく必要があろう。

6. ま と め

5083-O 板突合せ溶接継手について、局部加熱ならびに焼なましによる残留応力除去を実験的に検討した結果、つぎのことが明らかとなった。

- 1) 局部加熱によって溶接残留応力を除去するには、最大残留応力が存在している領域を、少なくとも150°C以上

に加熱しなければならない。また、作業として残留応力を溶接のままの $\frac{1}{2}$ に減じるには 250°C 以上、ほぼ完全に除去するには 350°C 以上にする必要がある。

2) 静止したバーナによる1点のみの加熱は、加熱部近傍で大きな温度こう配ができる。溶接線をはさんで2点加熱する方法は、1点加熱よりも改善されるが、余盛に沿っ

てバーナを移動させ、余盛近傍を均一温度に加熱する方法が最良である。この場合、熱的作用による残留応力除去方法で最も理想的な焼なましの結果にほぼ一致する。

3) 焼なましによる残留応力除去の程度は、母材の高温引張性質のうちで、耐力よりむしろ引張強さの低下の傾向に似ている。

文 献

- 1) 田中英司、平田勝彦、竹内勝治：軽金属、20(1970), 7

P

220

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 12 No. 3 Jul, 1971

"Ghost Defect" in Radiographs of Aluminum Alloy Welds

Eiichi Hirosawa

Masahisa Naoe

Toshiyasu Fukui

住友軽金属工業株式会社

"Ghost Defect" in Radiographs of Aluminum Alloy Welds*

by Eiichi Hirosawa**, Masahisa Naoe*** and Toshiyasu Fukui**

Abstract

A study has been made on linear "ghost defects" which are frequently observed in radiographs of aluminum-zinc-magnesium alloy plates welded with aluminum-magnesium filler metals and appear to be linear defects such as "lack of fusion" or "undercuts". The cause is neither due to particular grain structure nor segregation of alloying elements, but due to interaction of two factors concerning X-ray absorption. One is the compositional difference between weld metal (magnesium-rich) and parent metal (zinc-rich), and another is the geometrical form and size of reinforcement of the weld beads.

Ghost defects are observed in both ends of lapped penetrations only under a critical condition that the compositional effect exceeds the size effect of reinforcement. The condition is theoretically formulated as follows:

$$\frac{\mu_p}{\mu_w} > 1 + \left(\frac{\tan \theta}{\tan \theta_p} \right)_{x=x_1},$$

where the term at the left side is the ratio of X-ray absorption coefficient of parent metal μ_p to that of weld metal μ_w , and the second term in the right hand side is the ratio of gradient of reinforcement θ to that of penetration of fused zone θ_p , at the position x_1 of the ghost defect.

1. Introduction

In recent years, several investigations have been reported on ghost defects observed in radiographs of aluminum alloy welds. W. D. Rummel et al.¹⁾ and M. S. Tucker et al.²⁾ reported linear dark markings similar to lack of fusion in a radiograph of 2014 aluminum alloy welds, and indicated that these linear markings are caused by the X-ray diffraction effect from particular dendritic grain structures in the weld metals. Rabkin et al.³⁾ also reported dark bands in radiographs of Al-Mg alloy welds, which correspond to the regions with increased magnesium contents. Issiki et al.⁴⁾ discussed the occurrence of macro-structure in a radiograph of aluminum alloy castings and its mechanism in

detail. Furthermore, Irie et al.⁵⁾ showed the ghost defects due to grain-structure in stainless steel welds.

All ghost defects reported up to now are due to either macro-grain-structure or segregation of alloying elements. In radiographs of Al-Zn-Mg alloy plates welded with Al-Mg filler metals, however, another type of ghost defect was observed, which are associated with neither particular grain structures nor segregation of constituents. They appear in radiographs as linear dark markings quite similar to lack of fusion, but have no influence on mechanical properties of the welds.

The purpose of this study is to clarify the cause and conditions of occurrence of the ghost defects in radiographs of Al-Zn-Mg alloy welds.

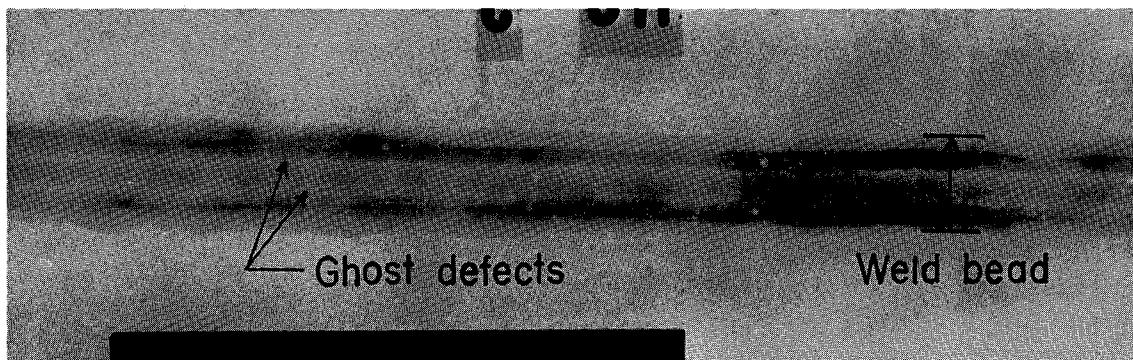


Photo. 1 Typical ghost defects in a radiograph of Al-4wt%Zn-2wt%Mg alloy weld made with Al-5wt%Mg filler metal.

* This paper was originally published in Material Evaluation, 29 (1971), 99

** Research Department

*** Research Department, (now, Aluminum Shape and Tube Making Department)

2. General characteristics of ghost defects

2.1 Radiography and metallography

Photo. 1 shows the typical radiograph of ghost defects in Al-Zn-Mg alloy welds made with Al-Mg filler metal. They usually appear as two parallel dark lines along the weld beads, similar to lack of fusion or undercuts.

At first, to clarify the nature of the ghost defects, macro-and micro-structures of the cross sections in welds were examined. It could be seen from Photo. 2 that the ghost defects coincide precisely with the locations of both edges of penetration width, where the surface and back surface bead lap one another. This result is schematically illustrated in Fig. 1. However, any known welding defects such as weld-crack, lack of fusion, undercut etc., and also particular dendritic grain structures were not observed in the region under consideration, as shown in Photo. 2.

As shown in Fig. 2, it is confirmed by electron probe microanalyser that the macro-segregation of

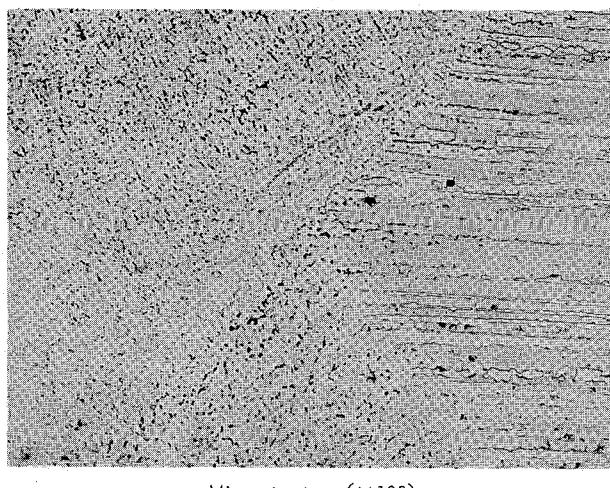
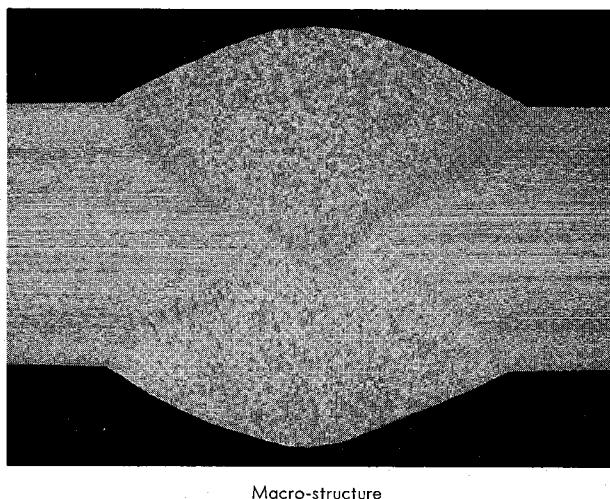


Photo. 2 Macro-and micro-structures of Al-4wt%Zn-2wt%Mg alloy weld made with Al-5wt%Mg filler metal.

magnesinm or zinc does not exist in the region under condiseration. In fact, micro-segregations are observed in the weld metal, but they cannot be the cause of ghost defects.

Micro-segregation distributes through the whole region of fusion zone, while ghost defects concentrate at both edges of the penetration width. Furthermore, the micro-segregation readily vanishes with homogenization heat treatment as shown in

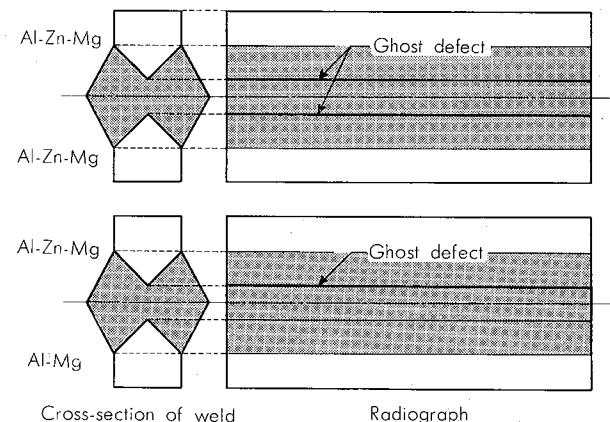


Fig. 1 Schematic ghost defects in radiograph of welds.
Linear markings in radiographs correspond to ghost defect under consideration

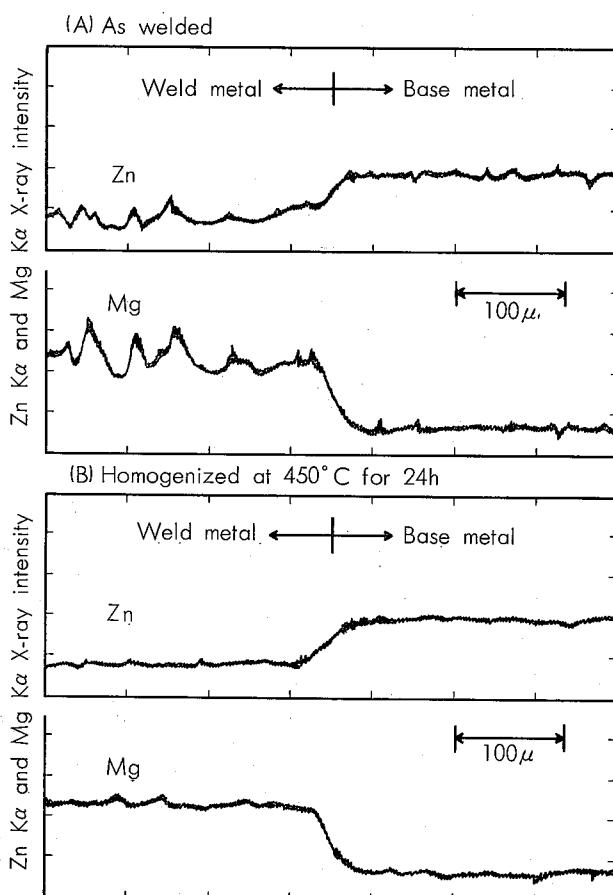


Fig. 2 Distributions of Zn and Mg near fusion zone in Al-4wt%Zn-2wt%Mg alloy weld made with Al-5wt%Mg filler metal (EPMA)

Fig. 2, but the ghost defects still remain as they were before the heat treatment.

Thus it is clear that the ghost defects in Al-Zn-Mg alloy welds are neither due to segregation nor particular dendritic structures.

2.2 Chemical and geometrical factors of fused zone

From the observation of a number of radiographs of Al-Zn-Mg alloy welds, it was found that Al-Zn-Mg alloy plates welded with Al-Mg filler metal exhibited the clear ghost defects, but welds made with parent metal filler had not revealed ghost defects. When a Al-Mg plate and a Al-Zn-Mg alloy plate are welded with Al-Mg filler metal, only one linear dark line appears in the side of the Al-Zn-Mg

alloy plate. In addition, welds with relatively high reinforcement do not always exhibit the ghost defect.

It was also found that the ghost defects disappeared by the removal of the reinforcement of the weld bead, as shown in Photo. 3. These facts suggest that both chemical compositions of the filler metal and geometry of the weld metal are concerned with the occurrence of ghost defects.

In order to clarify more in detail the conditions for the occurrence of the ghost defects, several factors concerning the fusion zone, such as compositions of the filler metals, height or shape of reinforcement of weld bead, type of groove and other factors were studied. The effect of these factors are summarized in Table 1. It is indicated

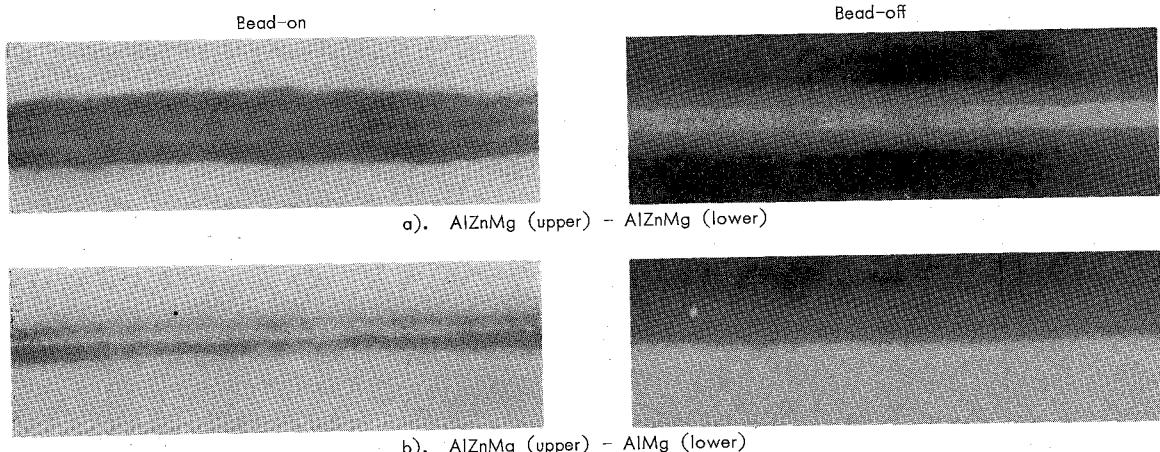


Photo. 3 Effect of reinforcement on ghost defects in radiographs of welds made with Al-5wt% Mg filler metal in combination of parent metals of AlZnMg - AlZnMg and AlZnMg - AlMg alloys.

Table 1 Effects of various factors on the degree of clearness of linear ghost defects observed in radiographs of aluminum alloy welds.*

A) Constitutional effect

Combinations of parent metal	Filler metals			Remarks
	Al-5%Mg	Al-4%Mg-2%Zn	Al-4%Zn-2%Mg	
Al-6%Zn-1%Mg-Al-6%Zn-1%Mg	A	B	D	X type
Al-4%Zn-2%Mg-Al-4%Zn-2%Mg	B	C	D	Both side welding
Al-4%Zn-2%Mg-Al-4.5%Mg	B**	C**	D	With reinforcement
Al-4.5%Mg-Al-4.5%Mg	D	D	D	

B) Geometrical effect

Joint designs and welding procedures	Height of reinforcement			Remarks
	4mm	2~3mm	Bead-off	
X type (both side)	C	A	D	
I type (both side)	D	B	D	Parent metal : Al-6%Zn-1%Mg Filler wire : Al-5%Mg
V type (one side)	D	D	D	

* Grade A : Observed very clearly, C : Observed dimly
B : Observed clearly, D : Not observed

** Observed one linear ghost defect at the side of Al-Zn-Mg alloy

that the combination of the parent metal containing the high content of zinc and the filler metal containing the high content of magnesium produces sharp image of ghost defects under the condition of moderate height of the reinforcement. The welds with extraordinarily high or no reinforcement do not show the ghost defects, that is, occurrence of them requires suitable height of the reinforcement.

As for the type of grooves, the welds made with double Vee groove (X-type) exhibit the usual two parallel dark lines as the ghost defects, while the welds made with single Vee groove (V-type) welded from one side exhibit a blurred dark band in the center region of the bead. The welds with square groove (I-type) reveal slightly blurred ghost defects. In this case, chemical composition of weld metal is close to that of parent metal because of the high ratio of dilution.

3. Analysis of ghost defect

There are two factors affecting the transmitted X-ray intensity in welds, one is the constitutional factor F_c resulting from compositional difference between weld and parent metals, and the other is shape or size factor F_s resulting from the geometry of reinforcement and penetration of welds.

At first, if only the constitutional effect is con-

sidered, the transmitted X-ray intensity of the flat weld with different compositions between filler and parent metal has a profile as in Fig. 3-a, assuming that parent metal is rich in zinc (with a high absorption coefficient) and the weld metal is rich in magnesium (with a low absorption coefficient). Next, the size effect of reinforcement is shown in Fig. 3-b. Results of combination of these two effects are shown in Fig. 3-c.

Three cases are considered depending on the degree of each effect. The ghost defects appear only for the cases that the constitutional effect exceeds the size effect, namely

$$F_c > F_s \quad (1)$$

Generally the transmitted intensity I of an X-ray passing through the substance with absorption coefficient μ and thickness d is given by

$$I = I_0 \cdot e^{-\mu d}, \quad (2)$$

where I_0 is incident X-ray intensity. As shown in Fig. 4, logarithm of film density D has linear relationship with plate thickness d , and we obtain following equation;

$$\begin{aligned} D &= k I_0 \cdot e^{-\mu d} \\ &= k I. \end{aligned} \quad (3)$$

Since film density D is proportional to transmitted X-ray intensity I , it is sufficient to calculate the value of absorption factor μd in welds and the

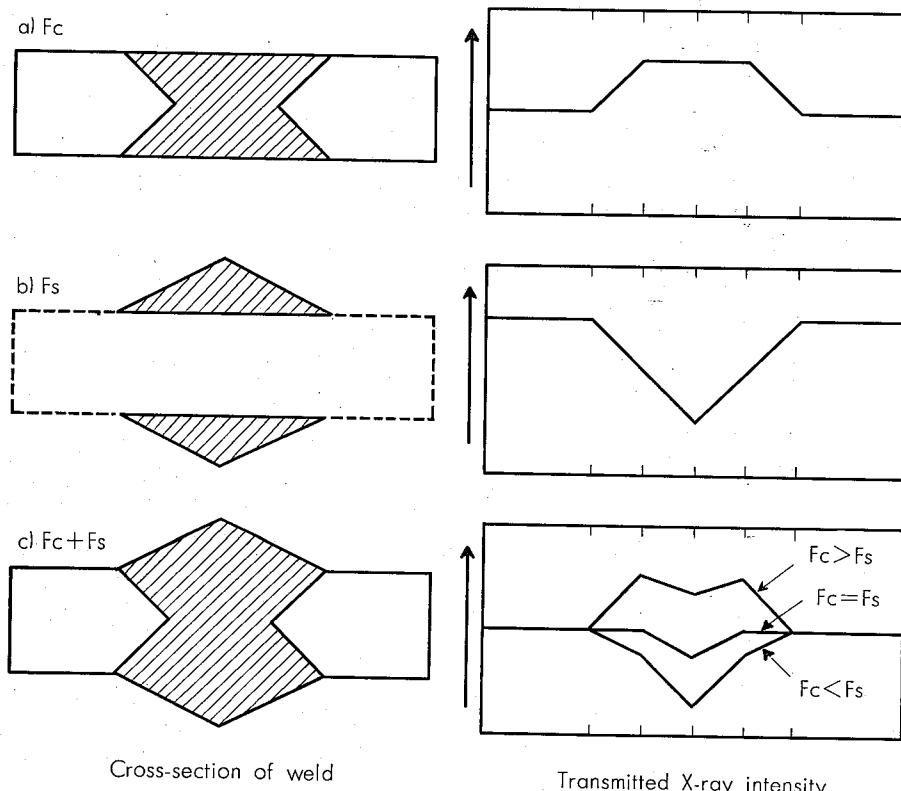


Fig. 3 Schematic representation of the effects of constitutional and size factors on the transmitted X-ray intensity of welds

neighbouring material in order to analyze the cause of ghost defects.

In Fig. 5, the origin of the co-ordinates is taken at the center of weld bead, and x_1 is assumed to be half of the width lapped in two penetrations from

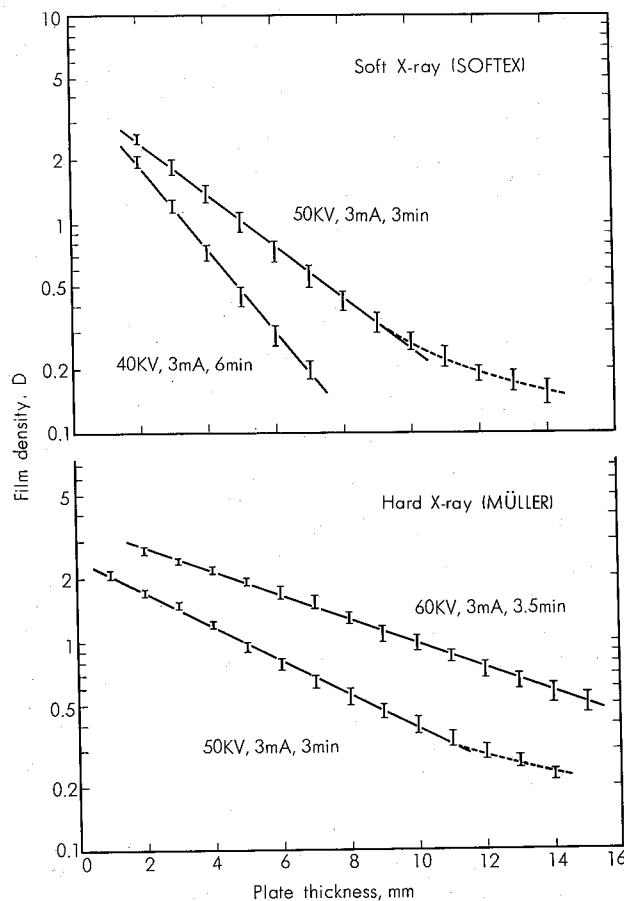


Fig. 4 Relationship between plate thickness and film density in radiograph of Al-Zn-Mg alloy

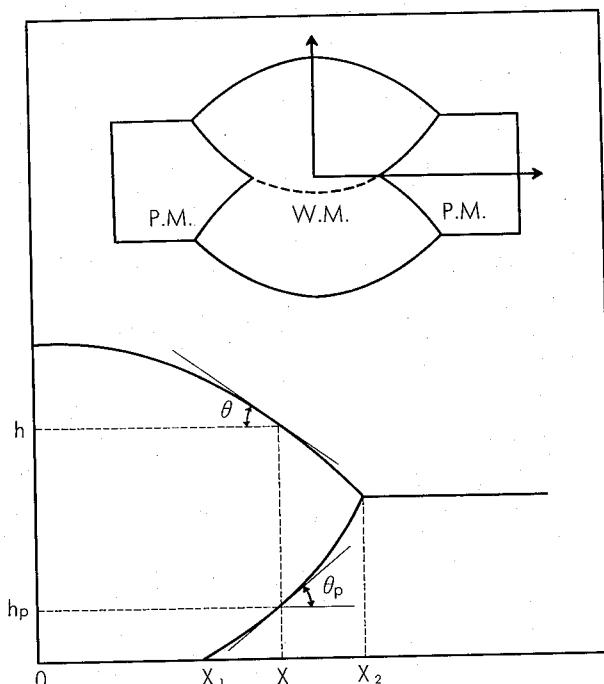


Fig. 5 Co-ordinates of cross-section in weld

both side welds.

For the range of $0 \leq x < x_1$, we have

$$\mu d = \mu_w \cdot h(x), \quad (4)$$

where μ_w is an absorption coefficient of weld metal, and $h(x)$ is height of weld metal. In this range, absorption factor μd changes with the height of the reinforcement and is a monotonously decreasing function of x . That is, film density has the lowest value at the center of the bead and increases with distance from the bead center.

For the range $x_1 \leq x < x_2$

$$\mu d = \mu_w \cdot \{h(x) - h_p(x)\} + \mu_p \cdot h_p(x), \quad (5)$$

where h_p is the height of the parent metal near the fused zone. Since $\{h(x) - h_p(x)\}$ is a decreasing function and $h_p(x)$ is an increasing function, there are three cases regarding the behaviour of μd with x , that is, increasing function, decreasing function or neither. Only in the first case, a minimum value of μd is realized at the position x_1 . This means the existence of maximum film density, that is, the formation of the ghost defect. Therefore, the condition for appearance of the ghost defect is given by

$$\frac{d}{dx}(\mu d)_{x=x_1+} > 0 \quad (6)$$

Substituting eq. (5) into eq. (6), we obtain

$$\mu_w \cdot \left(\frac{dh(x)}{dx} - \frac{dh_p(x)}{dx} \right) + \mu_p \cdot \frac{dh_p(x)}{dx} > 0$$

namely,

$$\frac{\mu_p}{\mu_w} > \left(\frac{\frac{dh_p(x)}{dx} - \frac{dh(x)}{dx}}{\frac{dh_p(x)}{dx}} \right)_{x=x_1+} \quad (7)$$

Taking θ and θ_p in Fig. 5 as the angle of inclination of the reinforcement and that of penetration, respectively, eq. (7) is reduced to

$$\frac{\mu_p}{\mu_w} > 1 + \left(\frac{\tan \theta}{\tan \theta_p} \right)_{x=x_1+} \quad (8)$$

If $h(x)$ and $h_p(x)$ can be regarded as linear expressions, eq. (8) may be reduced as follows;

$$\frac{\mu_p}{\mu_w} > \frac{h(x_1)}{h_p(x_2)}, \quad (9)$$

where $h(x_1)$ and $h_p(x_2)$ correspond to the half thickness of welds at the position of the ghost defect and that of the parent plate, respectively. μ_p/μ_w represents constitutional factor F_c and $\{1 + (\tan \theta / \tan \theta_p)\}$ or $h(x_1)/h_p(x_2)$ represents size factor F_s . Therefore, eq. (8) or (9) is identical with eq. (1).

Shaded area in Fig. 6 shows the range where eq. (8) is satisfied, that is, ghost defects are formed. The left end of the range ($\tan \theta = 0$) corresponds to the flat welds (without reinforcement), while the boundary on the right ($F_c = F_s$) gives the critical angles of inclination of reinforcement and penetration corresponding to the visible limit of the ghost defect. Therefore, in the middle of the two boundary lines, there should exist the optimum condition under which the ghost defect will be observed most clearly. The condition is supposed to be realized

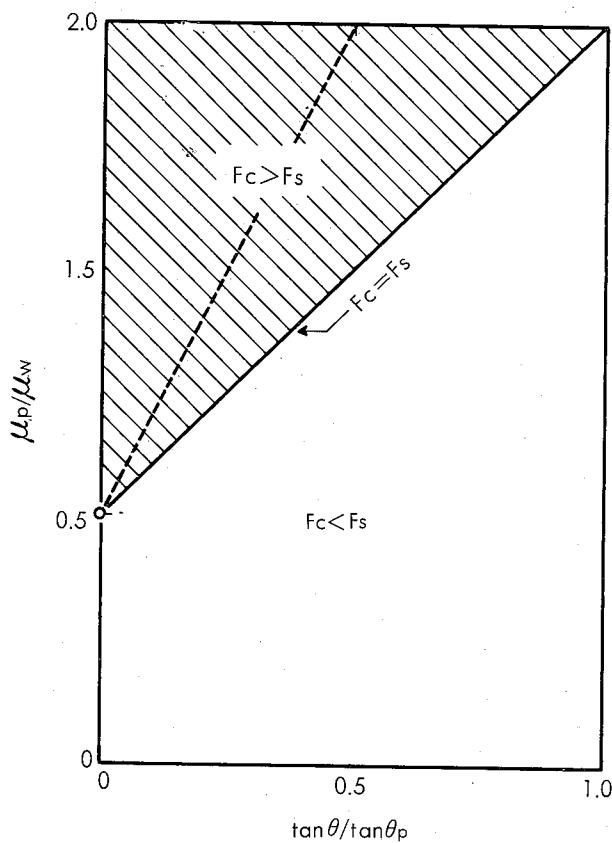


Fig. 6 Conditions for appearing of ghost defects in radiographs of welds

when the gradient of film density at the ghost defect is equal for both sides, that is,

$$\left| \frac{d}{dx} (\mu d) \right|_{x=x_1^-} = \left| \frac{d}{dx} (\mu d) \right|_{x=x_1^+} \quad (10)$$

Substituting eq. (4) and (5) into eq. (10), we get

$$\begin{aligned} -\mu_w \cdot \frac{dh(x)}{dx} &= \mu_w \cdot \left\{ \frac{dh(x)}{dx} - \frac{dh_p(x)}{dx} \right\} + \mu_p \cdot \frac{dh_p(x)}{dx} \\ \therefore \frac{\mu_p}{\mu_w} &= \frac{\frac{dh_p(x)}{dx} - 2 \cdot \frac{dh(x)}{dx}}{\frac{dh_p(x)}{dx}} \\ &= 1 + 2 \left(\frac{\tan \theta}{\tan \theta_p} \right)_{x=x_1} \end{aligned} \quad (11)$$

The broken line in the center of the hatched area in Fig. 6 represents the eq. (11).

An example of calculation is made for two pass MIG welds with double Vee grooves made with Al-5wt%Mg (5356) filler metal in Al-6wt%Zn-1wt%Mg alloy plate of 6 mm thickness. The angle of inclination of the reinforcement giving maximum visibility to the ghost defects and the critical angle giving the visible limit of ghost defect are evaluated as follows:

First of all, the absorption coefficients of weld metal μ_w and that of parent metal μ_p must be obtained. The absorption coefficient depends on the chemical composition of substance and the wave length of X-rays. The composition of the weld metal is a mixture of Al-6wt%Zn-1wt%Mg alloy plate and Al-5wt%Mg filler metal, and is supposed

to be Al-4wt%Mg-2wt%Zn roughly, assuming the dilution of parent metal is 30 percent because of the double Vee groove.

As absorption coefficients vary with the wave length of X rays, the values are obtained from the supplemental experiment. The absorption coefficient of parent and weld metals are $\mu_p = 1.6 \text{ cm}^{-1}$ and $\mu_w = 1.1 \text{ cm}^{-1}$, respectively, for X-rays of 60kV.

The angle of inclination of the reinforcement for maximum visibility of the ghost defect is evaluated from eq. (11) as follows:

$$\tan \theta = \frac{1}{2} \left(\frac{\mu_p}{\mu_w} - 1 \right) \cdot \tan \theta_p \quad (12)$$

Assuming $\theta_p = 45^\circ$, because the angle of inclination of penetration is generally 40 to 50° in both-side, two pass welding, we obtain

$$\theta = 12^\circ 48'$$

Similarly, the critical angle for visible limit of ghost defects is obtained from eq. (8):

$$\tan \theta = \left(\frac{\mu_p}{\mu_w} - 1 \right) \cdot \tan \theta_p \quad (13)$$

Assuming $\theta_p = 45^\circ$, we obtain

$$\theta = 24^\circ 27'$$

Therefore, the ghost defects in Al-6wt%Zn-1wt%Mg alloy plates welded with Al-5wt%Mg filler metal appear only for the range $0^\circ < \theta < 24^\circ 27'$ and show maximum visibility when $\theta = 12^\circ 48'$.

4. Formation of ghost defect due to block model of welds

In order to confirm the theory mentioned above, the formation of ghost defects was investigated by radiography of block models. These models were composed of two kinds of wedge pieces representing the weld metal and parent metal close to the fusion zone, as shown in Fig. 7.

Compositions of the wedge pieces representing the weld metal and parent metal were Al-4wt%Mg-2wt%Zn and Al-6wt%Zn-1wt%Mg respectively; the angle of inclination of penetration was 45°, and

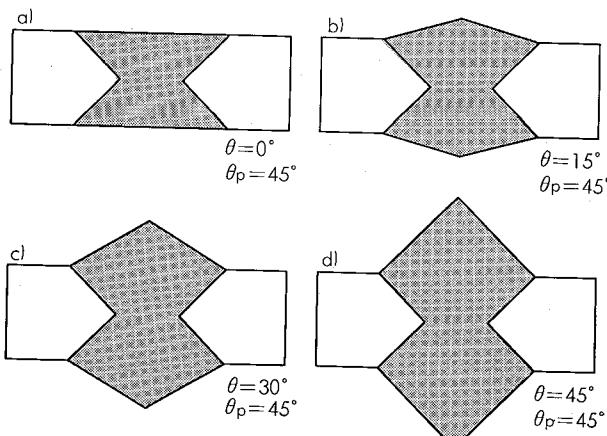


Fig. 7 Block models of quasi-welds

those of reinforcement were 0° , 15° , 30° and 45° . One of the radiographs of these block models showed dark lines similar to ghost defects in radiographs of welds. The ghost defects were clearly observed as two parallel dark lines for $\theta = 15^\circ$, but were not observed for larger angles of inclination. The results of measurements of film density are shown in Fig. 8.

It is apparent from these results that the formation of ghost defects depends upon the interaction of geometrical and constitutional factors in welds.

5. Discrimination of ghost defects from real welding defects

From the cause of the formation of the ghost defects, it is clear that the presence of the ghost defects does not reduce the mechanical properties of the welded joints. As shown in Table 2 the Al-Zn-Mg alloy welds with ghost defects are nearly as strong as the same alloy welds without ghost defects, and do not show the large changes in mechanical properties. The slight difference of mechanical properties depends upon the compositions of weld metal and not upon the ghost defects.

As mentioned above, the ghost defects themselves are not harmful; nevertheless, it is quite important to judge whether the linear markings observed in radiographs are the ghost defects themselves or whether they contain real welding defects as well as ghost defects. If the condition of formation of the ghost defect expressed in eq. (8) is not satisfied, the linear markings are real defects. If the condition is satisfied, it is very difficult to determine whether they contain real defects or not. In this case, it is necessary to observe in detail the location and form of linear dark markings in X-ray radiographs, because ghost defects appear approximately in the

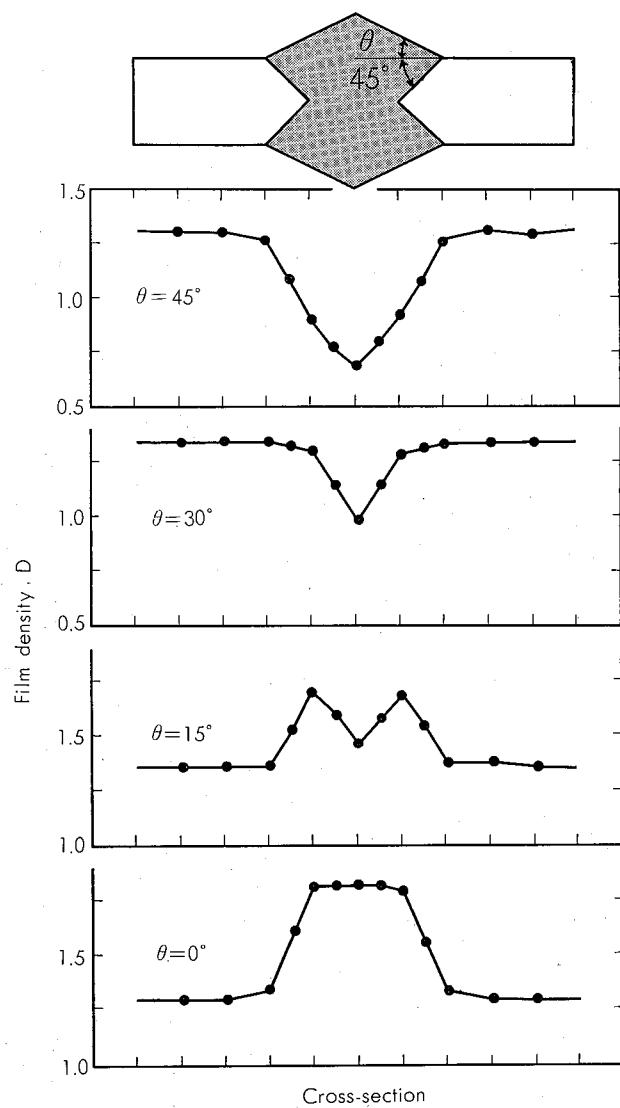


Fig. 8 Film density in radiographs of block models with Al-Zn-Mg alloy quasi-welds

Table 2 Tensile properties of one and both sides two pass welds made with Al-5wt% Mg filler metal in Al-4wt%Zn-2wt%Mg alloy.

Reinforcement	Joint designs and welding procedures	Tensile properties*			Ghost defect
		Yield strength, kg/mm ²	Tensile strength, kg/mm ²	Elongation, %	
Bead-on	X-type (both side)	21.3	32.4	13	Observed clearly
	I-type (both side)	21.6	32.7	12	Observed dimly
	Y-type (one side)	21.0	31.8	13	Not observed
Bead-off	X-type (both side)	20.4	31.2	12	Not observed
	I-type (both side)	20.7	31.4	10	Not observed
	Y-type (one side)	20.2	30.9	11	Not observed

* Aged at room temperature for 30 days after welding

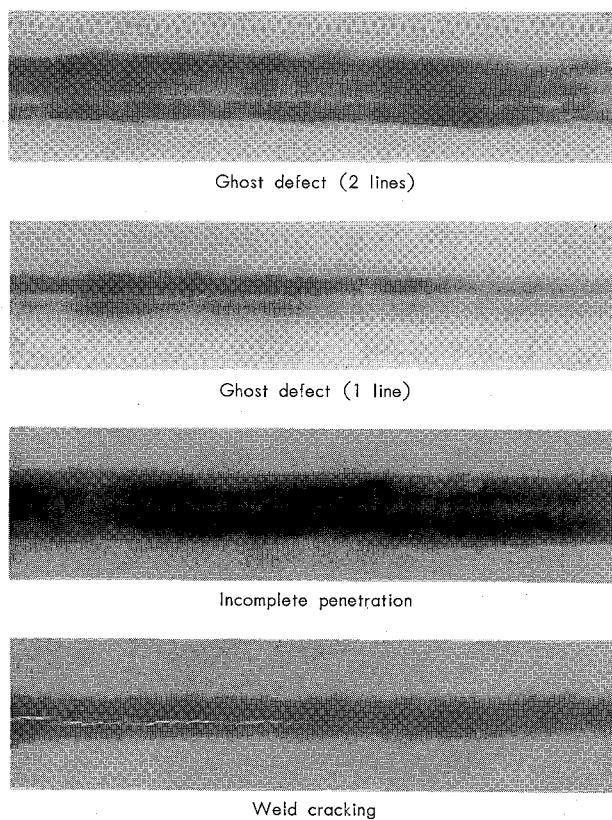


Photo. 4 Typical figure of ghost defects, incomplete penetration and weld cracking in radiographs of aluminum alloy welds.

middle between the bead center and the bead edge, while the weld defects such as cracking, lack of fusion, undercut and others appear as comparatively sharp lines and in many cases tend to show their specific form in radiographs. For the purpose of reference, Photo. 4 shows typical radiographs of ghost defects, incomplete penetration and weld cracking in aluminum alloy welds.

In order to further discriminate between ghost

and real defects, an ultrasonic method was explored. Angle beam testing was carried out with 5MHz using a Sperry UM721. From these test results, it was concluded that a fault echo was observed emanating from a lack of fusion condition while no echo was obtained from ghost defects.

6. Conclusions

Linear ghost defects frequently appear in radiographs of Al-Zn-Mg alloy plates welded with Al-Mg filler metals. They are observed clearly when the geometrical and the compositional factors of the weld beads are in a certain critical condition, that is, the effect of the compositional difference between parent and weld metals exceeds the size effect of reinforcement of the weld beads.

The phenomenon is not confined to the Al-Zn-Mg alloy welds but always happens under a usual shape of the reinforcement when filler metals with a smaller absorption coefficient than that of the parent metals are used.

The condition for the occurrence of ghost defect is theoretically obtained as follows;

$$\frac{\mu_p}{\mu_w} > 1 + \left(\frac{\tan \theta}{\tan \theta_p} \right)_{x=x_1+}$$

The discrimination of ghost defects from real welding defects such as lack of fusion is possible by ultrasonic testing.

References

- 1) W. D. Rummel and B. E. Gregory : Material Evaluation, 23 (1965), 586
- 2) M. S. Tucker and P. A. Larssen : Weld. J., 47 (1968), 223
- 3) D. M. Rabkin, L. A. Bukalo, V. Ta. Korzhova and A. S. Deniyanchuk : Avt. Svarka, 5 (1966), 74
- 4) S. Issiki, J. Ko, K. Kataoka and T. Yamazawa : Hihakai-Kensa, 15 (1966), 257
- 5) M. Irie, M. Fujii and S. Yamashita : Hihakai-Kensa, 12 (1963), 263

P

221

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 12 No. 3 Jul, 1971

亜鉛拡散処理被膜によるアルミニウムの孔食防止

馬 場 義 雄
直 江 正 久
萩 原 理 樹

住友軽金属工業株式会社

亜鉛拡散処理被膜によるアルミニウムの孔食防止*

馬場義雄** 直江正久*** 萩原理樹***

Prevention of pitting corrosion of aluminum by zinc diffusion cladding

Yoshio Baba, Masahisa Naoe and Michiki Hagiwara

A new process called zinc diffusion cladding was developed which shows an effect similar to that of the conventional sacrificial claddings and it is easily applied to various aluminum shapes.

The process consists of the following two stages:

- (1) A thin zinc film is deposited on aluminum surface from alkaline zincate solutions by chemical substitution.
- (2) Zinc is diffused into base alloy.

Distribution of zinc solute in the cladding; which affects the pitting corrosion, depended upon the amount of zinc in the deposit as well as time and temperature for diffusion. The amount of zinc was increased with the rise of solution temperature and the increase of dipping time. When the temperature for diffusion was lower, the thickness of effective layer was decreased, which reduced the life of clad. Whereas, when the temperature for diffusion was higher than the melting point of zinc, the sacrificial protection was also decreased owing to a smoother gradient of zinc concentration in the diffusion clad.

Therefore, it was concluded that the depth of pitting corrosion was restricted by the diffusion cladding at 350~400°C for 2~24h in a similar way to that of the conventional sacrificial claddings.

1. 緒言

アルミニウムは表面が緻密な酸化皮膜でおおわれているために、きわめて耐食性のすぐれた金属材料として、その用途が拡大されてきている。しかし、一方では、この酸化皮膜の故に、腐食のほとんどが孔食の形態をとり、とくに中性領域の水によりしばしば生ずる著しい孔食については、その原因がはっきりしないため、水に対するアルミニウムの利用は、現段階ではきわめて用途が限られている。

アルミニウムの孔食に関しては、古くから多くの研究がなされ、材料側の問題点として、不純物としての鉄およびケイ素の影響¹⁾、合金元素としてのマンガンおよびマグネシウムの影響²⁾などが検討されており、水質の影響としては、pH³⁾、銅イオン⁴⁾、塩素イオン⁵⁾などの影響が報告されている。しかしながら、現時点ではまだ、水質と腐食との関係については不明な点が非常に多い。

一方、孔食の防止手段としては、陽極酸化皮膜処理をはじめとする種々の表面処理方法が検討されているものの、確実といえる方法はほとんどなく、合せ材(Alclad材)の

利用を除いて、水による貫通腐食孔をさける、もっとも手軽で、有効な手段はない。しかも、この合せ材を用いる方法は、板材では比較的容易に適用できるが、管材その他の複雑な形状のものには適用が困難である。かかる欠点を克服する一方法としてアルミニウム表面にアルミニウムより電気化学的に卑な亜鉛の層を化学処理によって形成せしめ、その後の熱処理により、この亜鉛をアルミニウム内部に拡散させて、この拡散層を犠牲陽極として、Alclad材における皮材と同様の役割を果たさせようとの試みが、二、三みられるが^{6,7,8)}、最適処理条件とくに熱処理温度について大きく意見が分かれている。すなわち、前二者^{6,7)}は熱処理温度として、亜鉛の溶融点419°C以上を採用しているが、われわれはむしろこれ以下の温度で拡散処理を行なった方が、防食効果がすぐれていることを認めている⁸⁾。したがって、本研究では、亜鉛の化学メッキ処理条件およびその後の熱処理条件と亜鉛の拡散状況との関係をくわしく調査し、さらに、各処理材の腐食試験から、どのような熱処理を行なえば、もっともすぐれた防食効果が認められるかを検討することを目的とした。

2. 試料と実験方法

供試材は工場製JIS1050-H18板(板厚0.8mm)で、これを30w×45lに成形したものを試験片として用いた。試験

*軽金属. 21(1971), 137. 軽金属学会第38回大会(1970.5.13)に発表

**研究部、工学博士

***研究部

Table 1 Conditions of zinc-deposition and diffusion treatment

Specimen No.	Zinc-deposition		Zinc diffusion treatment	
	A. Solution temp., °C	B. Dipping time, min	C. Temperature, °C	D. Time, h
1	20	2	300	5
2	〃	〃	〃	24
3	〃	〃	400	5
4	〃	〃	〃	24
5	〃	10	300	5
6	〃	〃	〃	24
7	〃	〃	400	5
8	〃	〃	〃	24
9	50	2	300	5
10	〃	〃	〃	24
11	〃	〃	400	5
12	〃	〃	〃	24
13	〃	10	300	5
14	〃	〃	〃	24
15	〃	〃	400	5
16	〃	〃	〃	24

Table 2 Conditions of zinc-deposition and diffusion treatment

Specimen No.	Zinc deposition*		Zinc diffusion treatment		Specimen No.	Zinc deposition*		Zinc diffusion treatment	
	C. Dipping time, min	A. Temperature, °C	B. Time, h	C. Dipping time, min	A. Temperature, °C	B. Time, h			
1	2	300	2	17	2	400	2		
2	〃	〃	5	18	〃	〃		5	
3	〃	〃	15	19	〃	〃		15	
4	〃	〃	24	20	〃	〃		24	
5	10	〃	2	21	10	〃		2	
6	〃	〃	5	22	〃	〃		5	
7	〃	〃	15	23	〃	〃		15	
8	〃	〃	24	24	〃	〃		24	
9	2	350	2	25	2	500	2		
10	〃	〃	5	26	〃	〃		5	
11	〃	〃	15	27	〃	〃		15	
12	〃	〃	24	28	〃	〃		24	
13	10	〃	2	29	10	〃		2	
14	〃	〃	5	30	〃	〃		5	
15	〃	〃	15	31	〃	〃		15	
16	〃	〃	24	32	〃	〃		24	

*Solution temperature is 20°C

片の前処理は苛性ソーダ洗滌とし、その後に亜鉛メッキ処理ならびに熱処理を施した。前処理は 10%NaOH 50°C × 30sec, 水洗, 10%HNO₃ 室温×3sec 中和, 水洗を行なった。

亜鉛メッキ処理条件とその後の熱処理条件が亜鉛の拡散に大なる影響を与えると考えられるので、亜鉛メッキ処理液の温度を 20°C と 50°C, 処理液中に試験片を浸漬する時間を 2 分と 10 分、その後の熱処理温度を 300, 350, 400 および 500°C, 热処理時間を 2, 5, 15 および 24 時間として、Table 1 に示す 16 種の組合せと Table 2 に示す 32 種の組合せについて実験した。なお、亜鉛メッキ処理液としては、銅メッキあるいは銀メッキなどの下地処理としての亜鉛浸漬処理⁹⁾に用いられる苛性ソーダと酸化亜鉛の混合水溶液で、濃度を (ZnO 60g/l + NaOH 450g/l) とした。

Table 1 に示した 16 種の試料について、亜鉛の拡散状況を顕微鏡および X 線マイクロアナライザーにより確認するとともに、40°C の工業用水中に 1 ヶ月間浸漬して、腐食状況を観察した。一方、Table 2 に示した 32 種の試料については、主として腐食状況を調査することとし、塩化銅

を含んだ促進腐食液 (0.25g/l CuCl₂ · 2H₂O) 中に浸漬し、40 ± 2°C にて 1 ヶ月間保持し、ピットの発生状況を観察した。

3. 実験結果

3.1 拡散状況

各試料の表面から内部への亜鉛の濃度勾配を X 線マイク

Table 3 Analysis of variance for thickness of diffusion layer of specimens shown in Table 1

Factors	S	φ	V	Fo	Pure effect	Ratio of contribution, %
A	4523	1	4523	58 **	4445	15.56
B	1871	1	1871	24 **	1793	6.28
C	11045	1	11045	142 **	10967	38.39
D	7014	1	7014	90 **	6936	24.28
A × B	638	1	638	8.18*	560	1.96
A × C	473	1	473	6.06*	395	1.38
B × C	518	1	518	6.64*	440	1.54
B × D	315	1	315	4.02	237	0.83
C × D	1702	1	1702	22 **	1624	5.69
e	465	6	78		1167	4.09

*Denotes significance at 5% level

**Denotes significance at 1% level

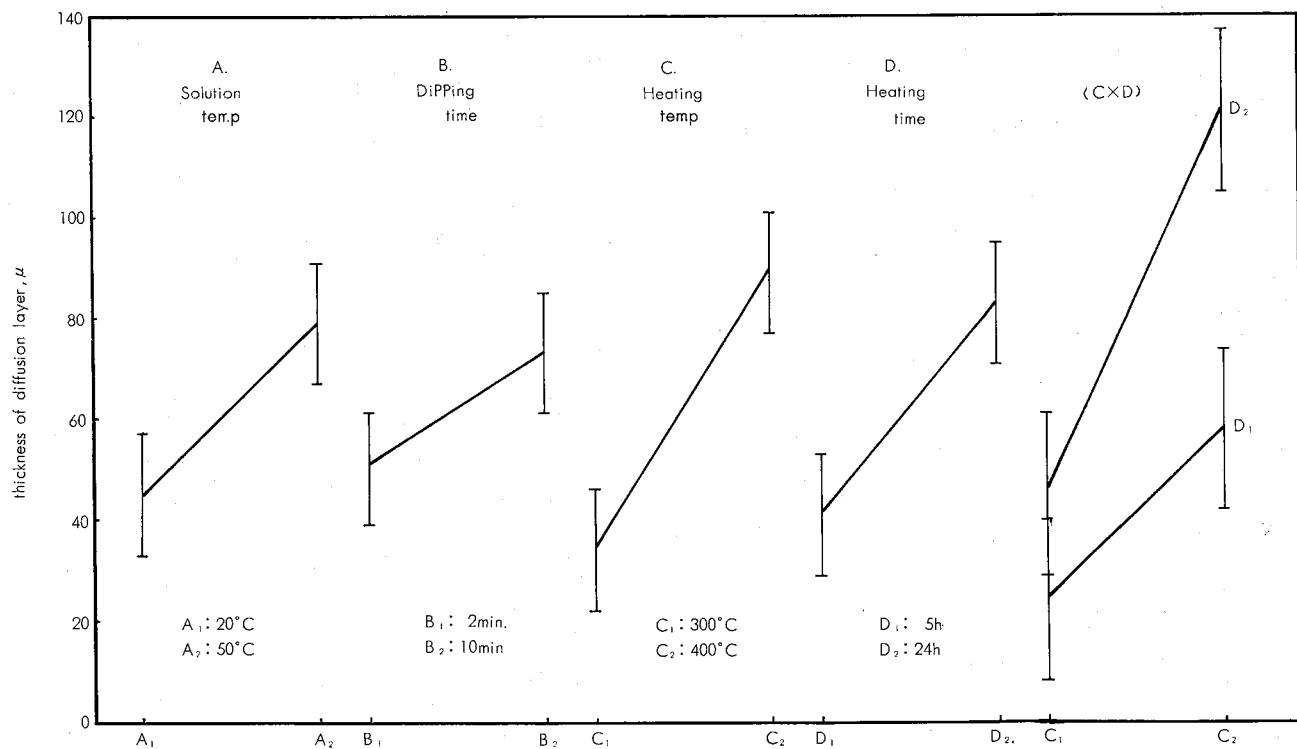


Fig. 1 Average of histogram and standard deviation of factors shown in Table 3 as significance for thickness of diffusion layer in specimens

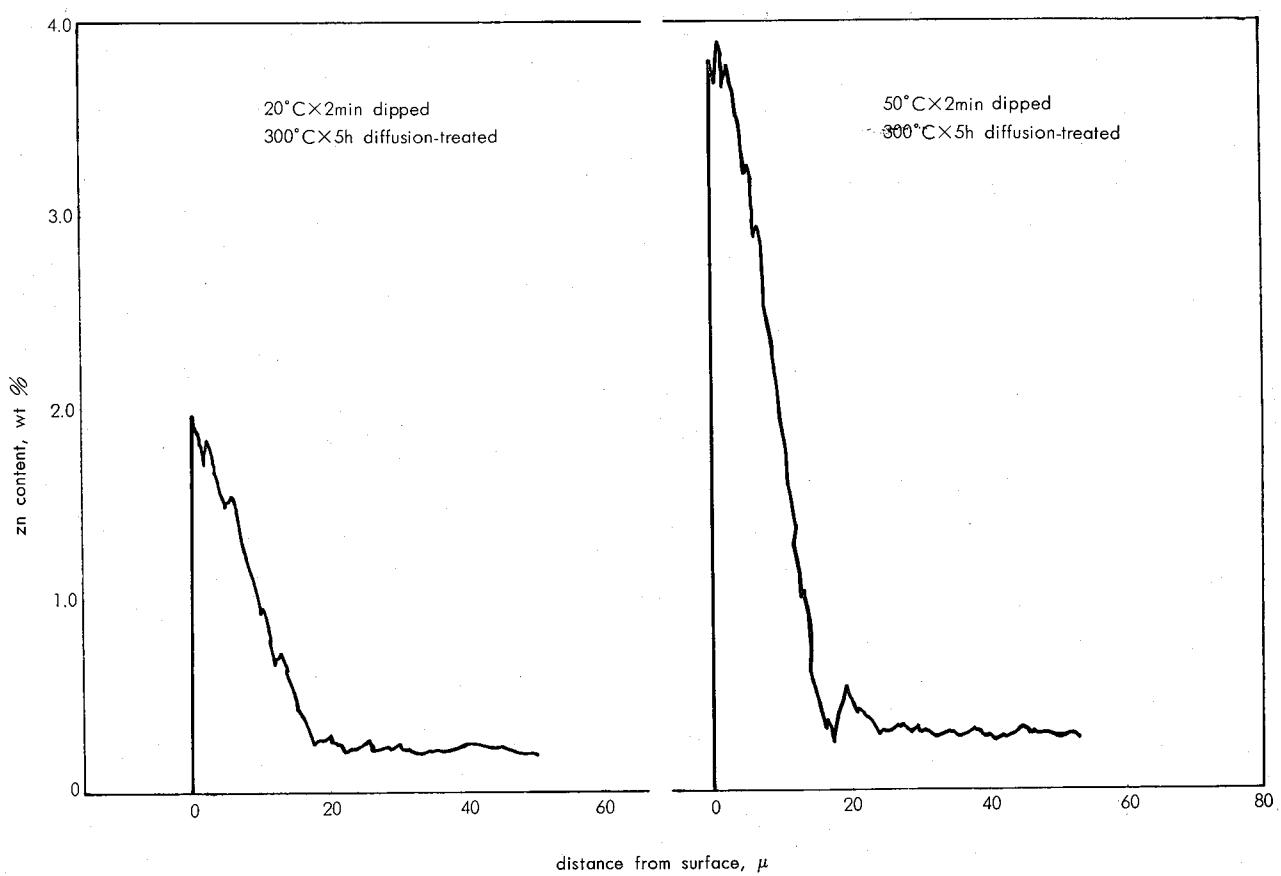


Fig. 2 Effect of solution temperature on diffusion of zinc in 99.5 % Al specimens

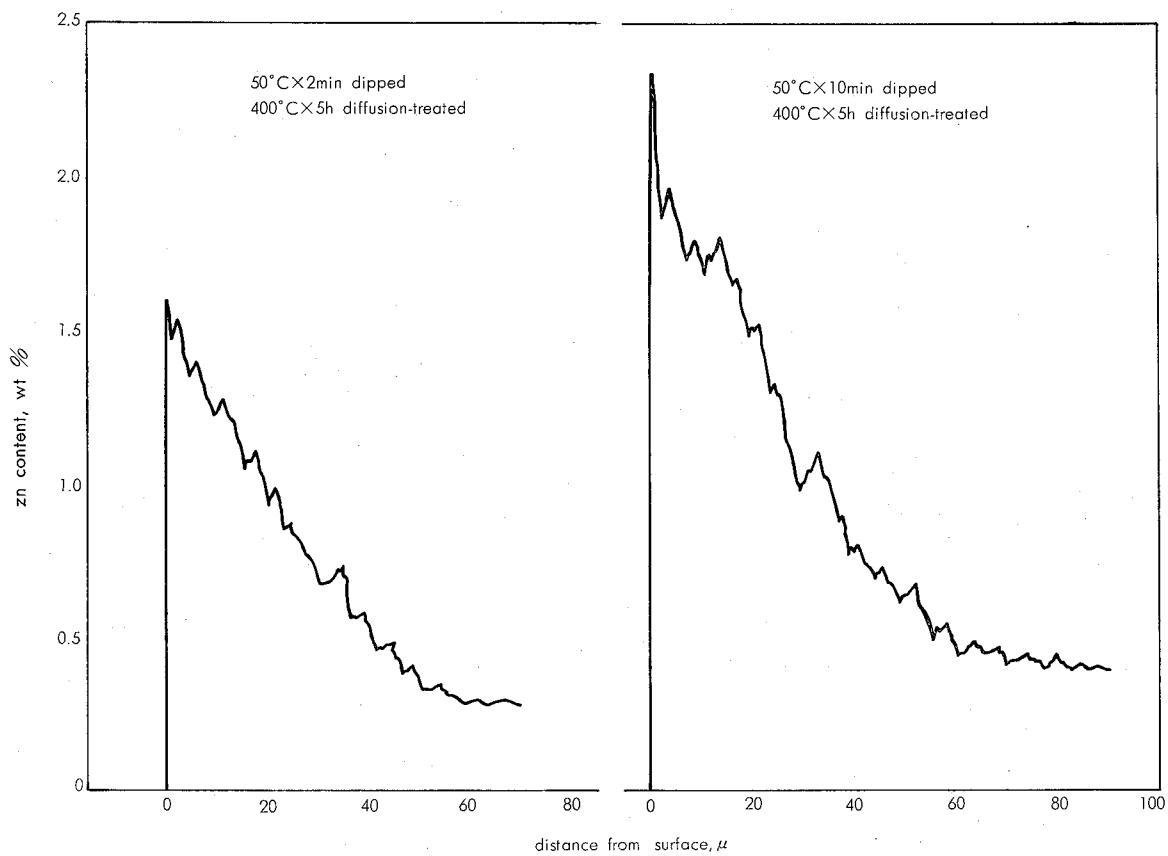


Fig. 3 Effect of dipping time on diffusion of zinc in 99.5 % Al specimens

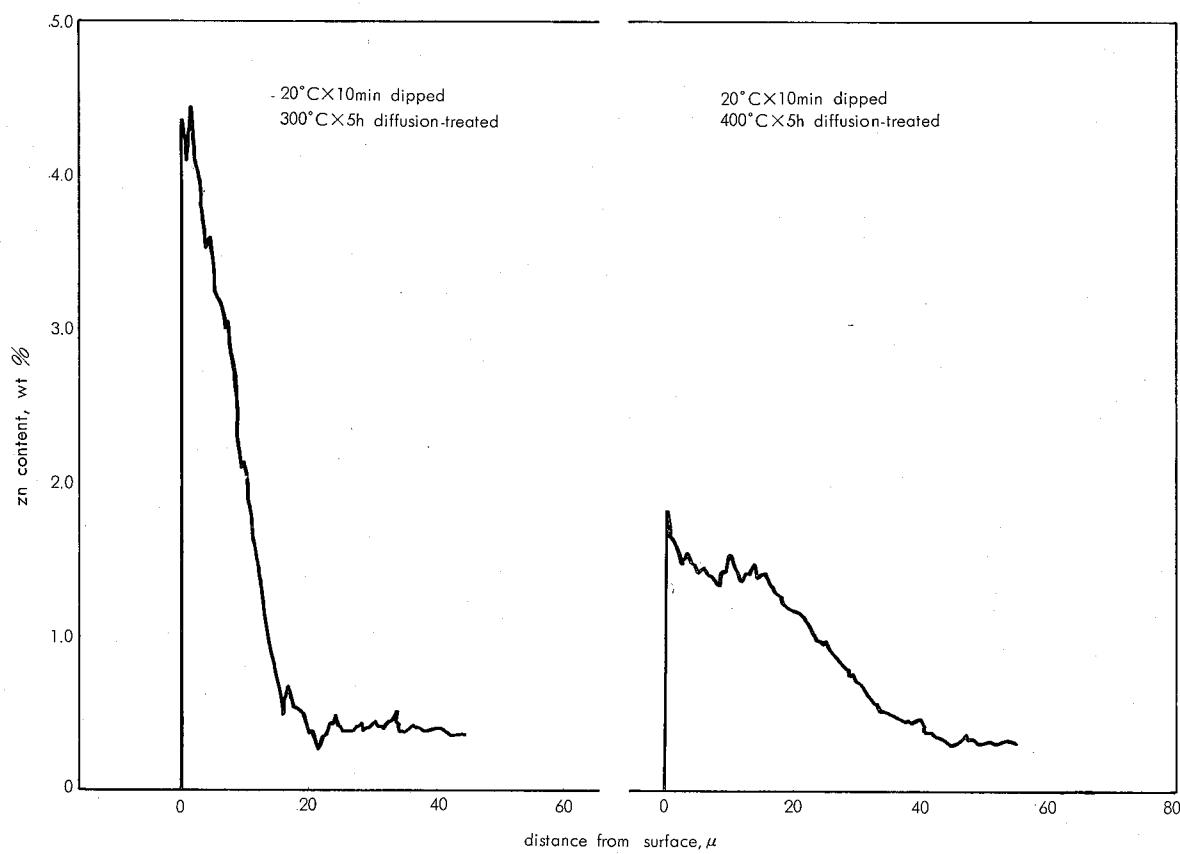


Fig. 4 Effect of heating temperature on diffusion of zinc in 99.5 % Al specimens

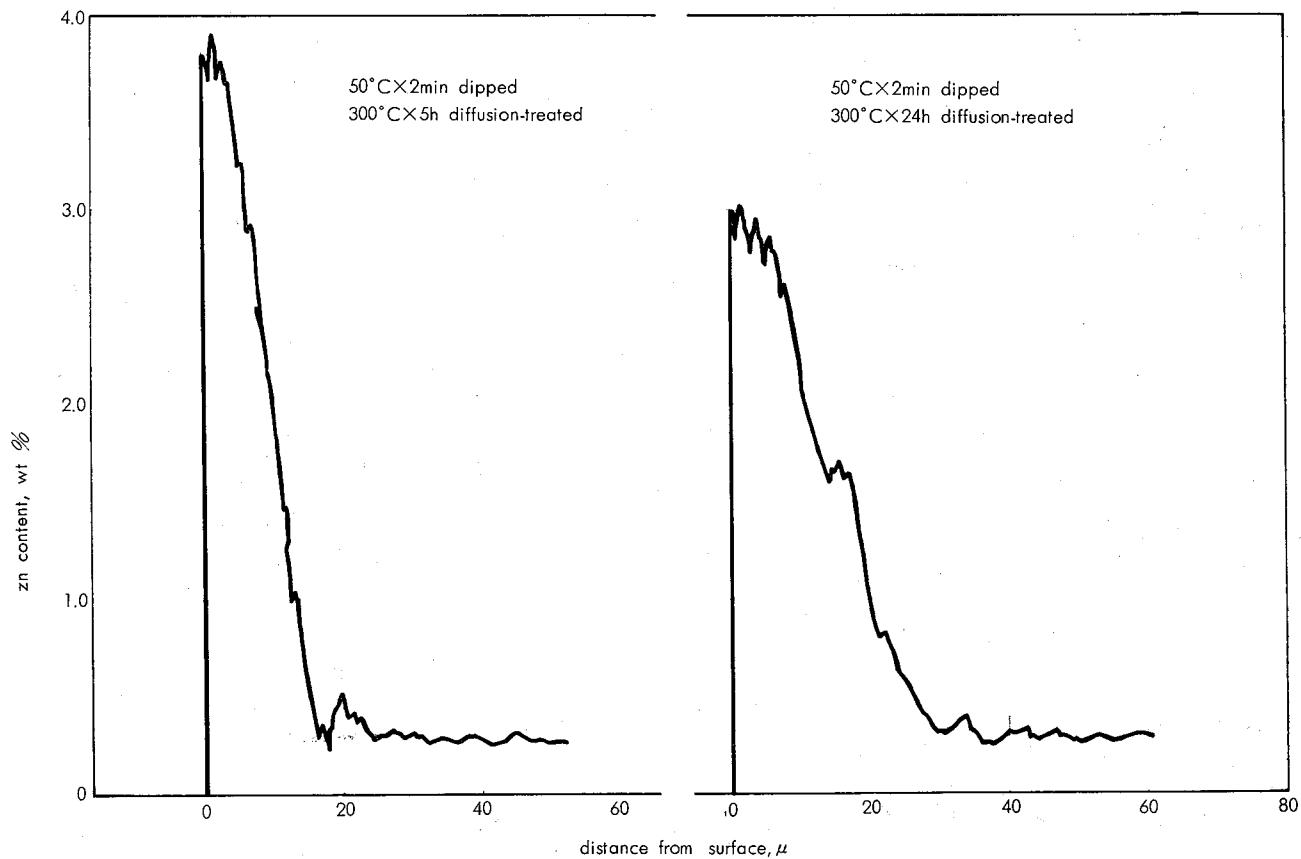


Fig. 5 Effect of heating-time on diffusion of zinc in 99.5 % Al specimens

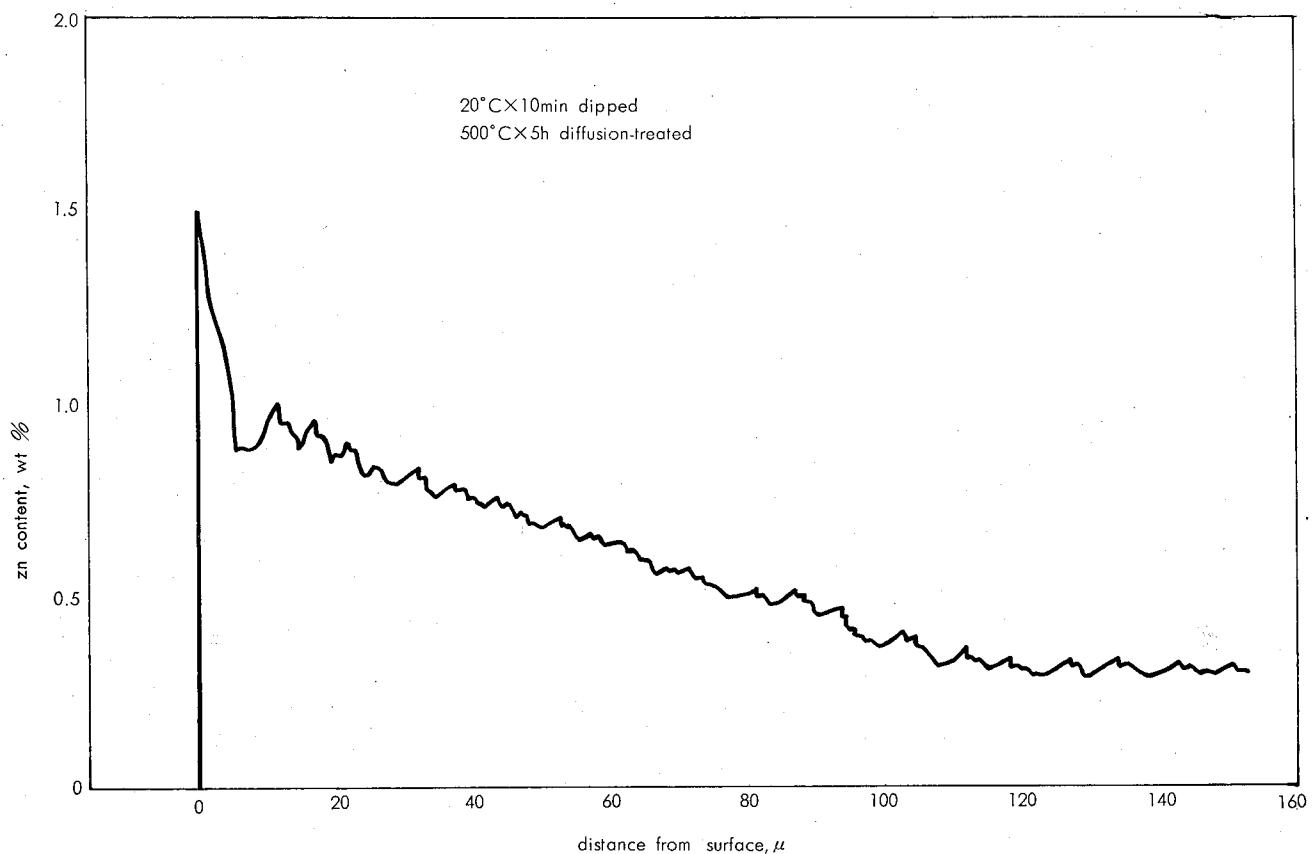


Fig. 6 Effect of heating temperature on diffusion of zinc in 99.5 % Al specimen

ロアナライザーを用いて測定した結果から、Zn0.3%前後の一定値に至る試料表面からの距離を、拡散層の厚みとして測定し、この数値とTable 1に示した各条件との関係を分散分析により求め、Table 3を得た。危険率1%と5%で有意と判定された要因は数多いが、寄与率の値が誤差のそれよりも大きいもののみに着目すると、メッキ処理温度、メッキ処理時間、熱処理温度ならびに熱処理時間の各因子単独の影響のほかに、熱処理の温度と時間の交互作用が影響することがわかる。これら5個の要因についてのヒストグラムの平均値と標準偏差を求めるFig. 1のごとくで、処理液の温度が高く、処理時間が長く、熱処理温度が高くて時間の長いほど、拡散層が厚くなる。

実際に測定した濃度勾配についてみると、処理液温度の影響はFig. 2のごとくで、液温度の高いほど試料表面の亜鉛濃度が高く、濃度勾配が急である。Fig. 3はメッキ処理時間の影響を示すもので、処理時間の長いものほどやはり表面の亜鉛濃度が高く、濃度勾配も急であるが、その様相は液温度の影響の場合ほど顕著ではない。これらの事実は試料表面にメッキされる亜鉛量の多いほど、表面の亜鉛濃度が高く、濃度勾配が急で、同一熱処理条件では拡散層が厚くなることを示すものである。一方、熱処理条件の影響

についてみると、温度の影響はFig. 4のごとくで、温度が低い場合には拡散の進行が遅く、試料表面の亜鉛濃度が高くて、濃度勾配は急であるが、拡散層の厚みは小さい。同一温度においては熱処理時間の長いほど拡散は進行するから、時間の長いものほど表面の亜鉛濃度が低下し、濃度勾配がゆるやかになり、拡散層が厚くなるわけで、Fig. 5にこの状況を示すが、温度の影響の方が時間の影響より顕著に認められる。

Table 2の各条件で処理した試料については、マイクロアナライザーによる亜鉛濃度測定は省略したが、熱処理温度500°Cのものは、表面の亜鉛が溶融するため、拡散状況に変化の生じることが懸念されたので、このものについて二、三測定した結果の一例をFig. 6に示す。Fig. 4と比較すると、他の条件がすべて同じ場合には、やはり温度が高いために、拡散の進行が速く、試料表面の亜鉛濃度が低下し、濃度勾配がきわめてゆるやかになっている。

各試料の断面の顕微鏡組織を観察すると、Photo. 1にその代表例を示すごとく、亜鉛の拡散領域が明瞭に認められ、その厚みはマイクロアナライザーで測定した値とよく一致することが確認できた。

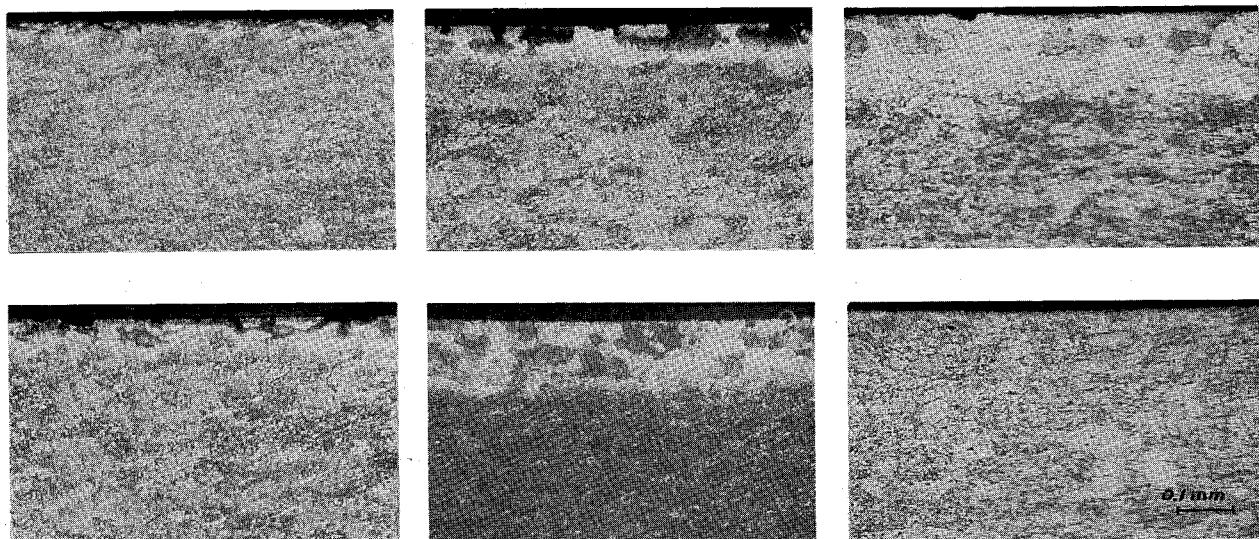


Photo. 1 Photomicrographs of cross-sections of specimens zinc diffusion-treated at each temperature for 5 or 24 h after dipping for 10 min in alkaline zincate solution at 20°C

left:	300°C	upper:	5h
center:	400°C	lower:	24h
right:	500°C		

3・2 腐食状況

3・2・1 工業用水浸漬結果

Table 1の条件で処理した各試料を40°Cの工業用水中に1ヶ月間浸漬してその変化を観察したが、いずれの試料も全面腐食を生じ、孔食は全然発生しなかった。浸漬時間が短かく、水の腐食性があまり強くないために、試料表面の亜鉛濃度の高い部分のみが一様に侵食されたものと考えら

れる。

各試料の腐食による重量損失を求め、それにおよぼす各処理条件の影響を分散分析により求めると、Table 4のごとくなる。寄与率をも考慮に入れて判断すると、メッキ処理液温度、浸漬時間ならびに熱処理温度の影響が顕著であるが、熱処理時間の影響は認められない。Fig. 7に示すヒストグラムの平均値と標準偏差から、各要因の影響を推定

すると、メッキ処理液温度が高く、浸漬時間が長く、熱処理温度が低いほど腐食による重量損失の値は大きい。すなわち、メッキされる亜鉛量が多く、拡散の進行が不十分なほど腐食速度は速い。

3・2・2 促進腐食液浸漬結果

Table 2 に示した32種の亜鉛拡散処理試料を40°Cの塩化銅水溶液中に1ヶ月間浸漬し、表面状況を観察した結果、いずれの試料も全面腐食を生じ、面があれていますが、熱処理温度が300°Cおよび500°Cのすべての試料と350°Cの一部の試料には著しい孔食が発生している。300°Cおよび500°Cで熱処理した試料においては亜鉛メッキ処理時間、

Table 4 Analysis of variance for weight loss of specimens shown in Table 1 corroded in industrial water

Factors	S	ϕ	V	Fo	Pure effect	Ratio of contribution, %
A	11130	1	11130	107 **	11026	34.92
B	9025	1	9025	87 **	8921	28.25
C	7569	1	7569	73 **	7465	23.64
D	324	1	324	3.12	220	0.70
$A \times B$	625	1	625	6.00*	521	1.65
$A \times C$	400	1	400	3.85	296	0.94
$A \times D$	1225	1	1225	11.8 *	1121	3.55
$C \times D$	552	1	552	5.30	448	1.42
e	726	7	104		1558	4.93

*Denotes significance at 5% level

**Denotes significance at 1% level

熱処理時間の影響はほとんどみられないが、350°Cで熱処理したものにおいてはメッキ処理時間2分のものでは、24時間熱処理したもののみ孔食が生じておらず、浸漬10分のものはすべて全面腐食のみである。代表的な試料の表面拡大状況をPhoto. 2に示すが、比較試料としてのJIS1050-O材には大きな孔食がみられ、孔食以外の面は全般にきわめ

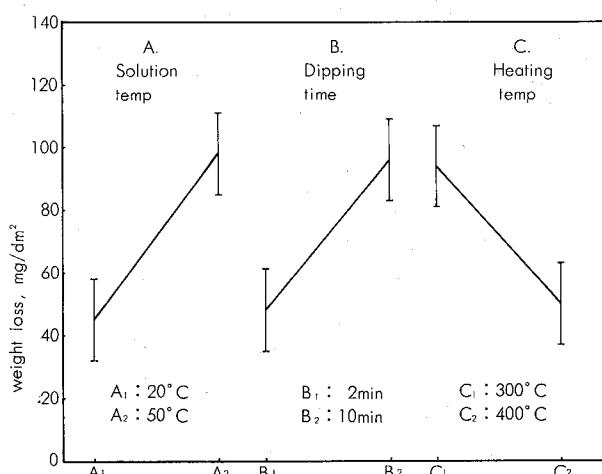
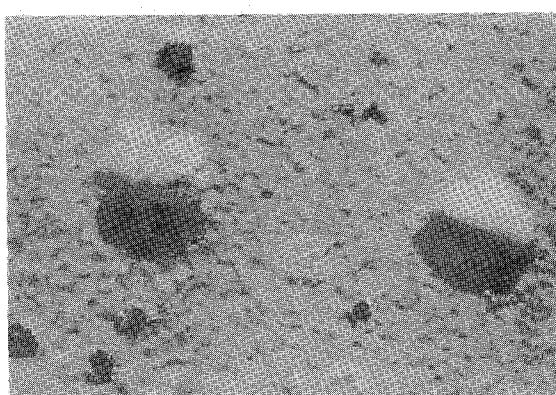


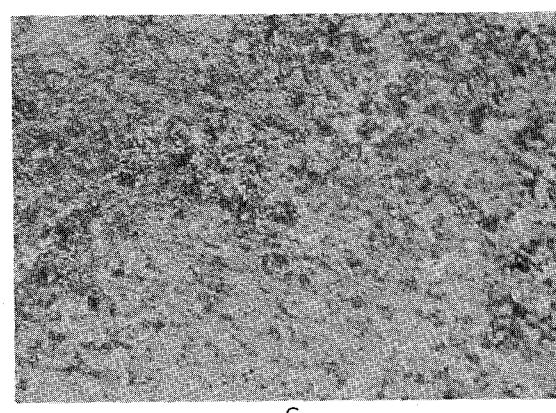
Fig. 7 Average of histogram and standard deviation of factors shown in Table 4 as significance for weight loss of specimens corroded in industrial water



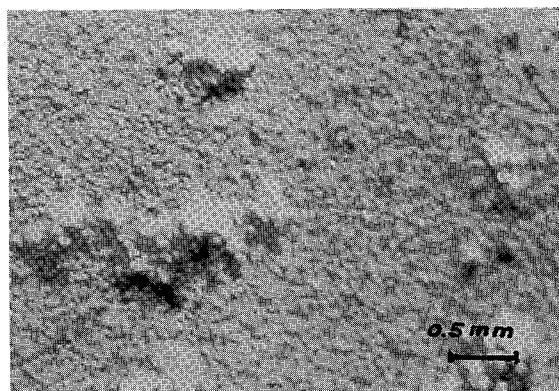
A



B



C



D

Photo. 2 Surface appearances of specimens corroded in 0.25 g/l $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ solution for a month

A : 99.5% Al specimen

B : 300°C × 5h zinc diffusion-treated after dipping in alkaline zincate solution for 10 min at 20°C
C : 400°C × 5h zinc diffusion-treated after dipping in alkaline zincate solution for 10 min at 20°C
D : 500°C × 5h zinc diffusion-treated after dipping in alkaline zincate solution for 10 min at 20°C

て平滑で、腐食が局部に限られていることが明らかである。各試料の腐食の最大深さを測定した結果、300°Cおよび350°C熱処理材で孔食の生じているものは、最大0.3mm、350°Cおよび400°C熱処理の全面腐食材では、最大0.07mm、500°C熱処理材では最大0.2mmに達している。これらの最大侵食深さにおよぼす各処理条件の影響を分散分析により求めた結果をTable 5に示す。熱処理温度の影響はきわめて大きく、寄与率が60%を越え、ほかに、熱処理温度とメッキ処理時間、熱処理の温度と時間の2つの交互作用の効果も無視できないようである。これら三要因についてのヒストグラムの平均値と標準偏差はFig.8のごとくで、350°C

熱処理の一部と400°C熱処理のすべてにおいて侵食深さがきわめて浅くなっているのがわかる。

代表試料の腐食部の断面顕微鏡組織をPhoto.3に示すが、300°C熱処理において孔食を生じているのは、亜鉛拡散層がすべて腐食により消耗されてしまい、その後の腐食が孔食になったものと推測される。350°Cおよび400°C熱処理材では拡散層内で全面腐食が進行中であり、500°C熱処理材では腐食は拡散層内で生じているが、形態としては孔食と一部に顯著な粒界腐食が認められる。亜鉛拡散処理を施さないJIS1050-O材においては侵食深さは0.5mmに達している。

以上の結果より、400°Cで熱処理したものは亜鉛メッキ処理条件の如何にかかわらず、いずれも全面腐食しか起らず、腐食速度も比較的遅く、深い孔食の進行を防止する手段として、Alclad材に匹敵する効果が期待できることが明らかとなった。

4. 考察

Al-Zn合金の犠牲陽極作用は亜鉛含有量とともに増大するが、合金自体の腐食速度も亜鉛量とともに著しく大きくなる。本実験に用いた99.5%AlをベースとしたAl-Zn二元合金について、促進腐食液中における腐食状況を調査した

Table 5 Analysis of variance for maximum pit depth of specimens shown in Table 2 corroded in 0.25 g/l CuCl₂·2H₂O solution

Factors	S	ϕ	V	Fo	Pure effect	Ratio of contribution, %
A	2304.6	3	768.2	63 **	2292.4	68.60
B	95.6	3	31.9	2.61	83.4	2.49
C	36.1	1	36.1	2.96	23.9	0.71
A×B	328.5	9	36.5	2.99	316.3	9.46
A×C	376.1	3	125.4	10.28**	363.9	10.89
B×C	90.6	3	30.2	2.48	78.4	2.34
e	110	9	12.2		183.2	5.51

**Denotes significance at 1% level

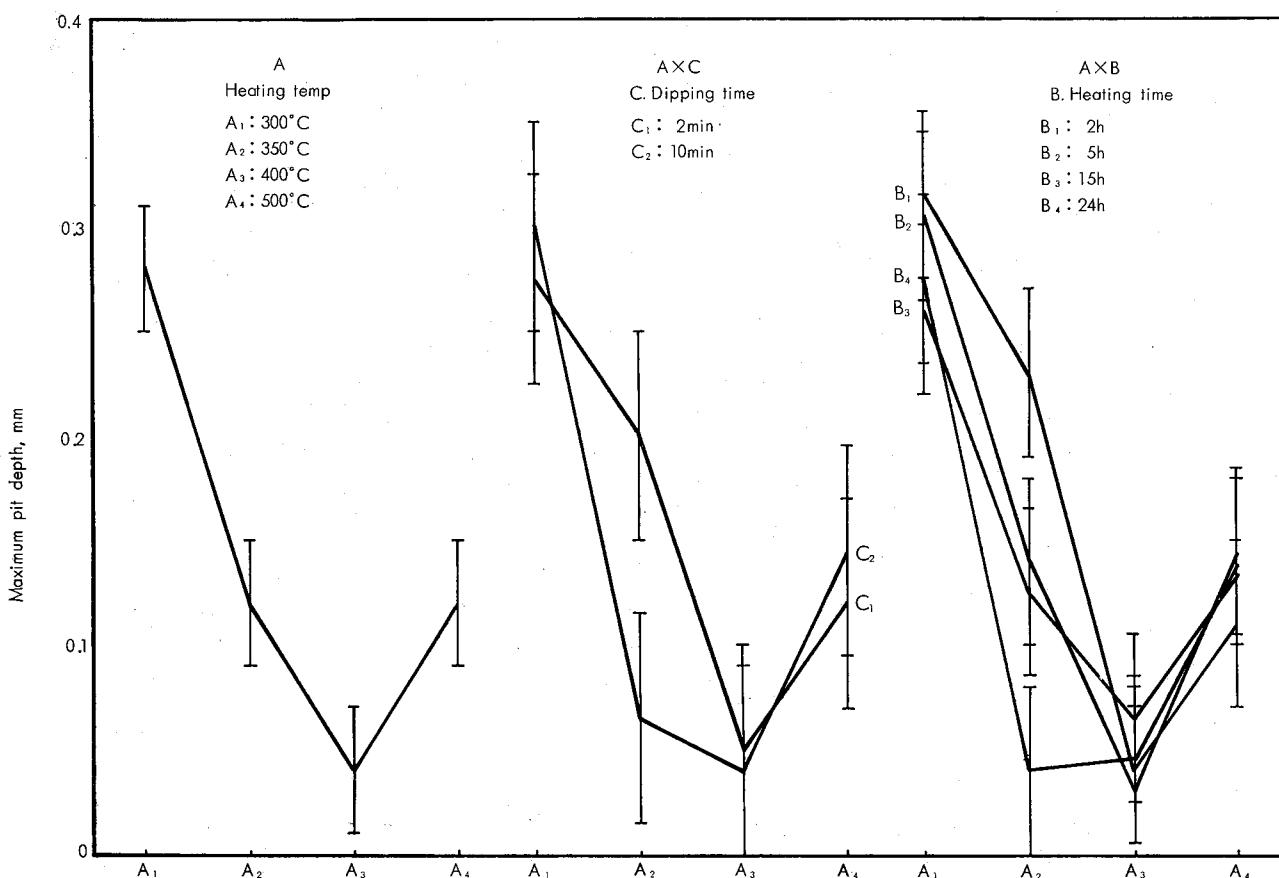


Fig. 8 Average of histogram and standard deviation of factors shown in Table 5 as significance for maximum pit depth of specimens corroded in 0.25 g/l CuCl₂·2H₂O solution

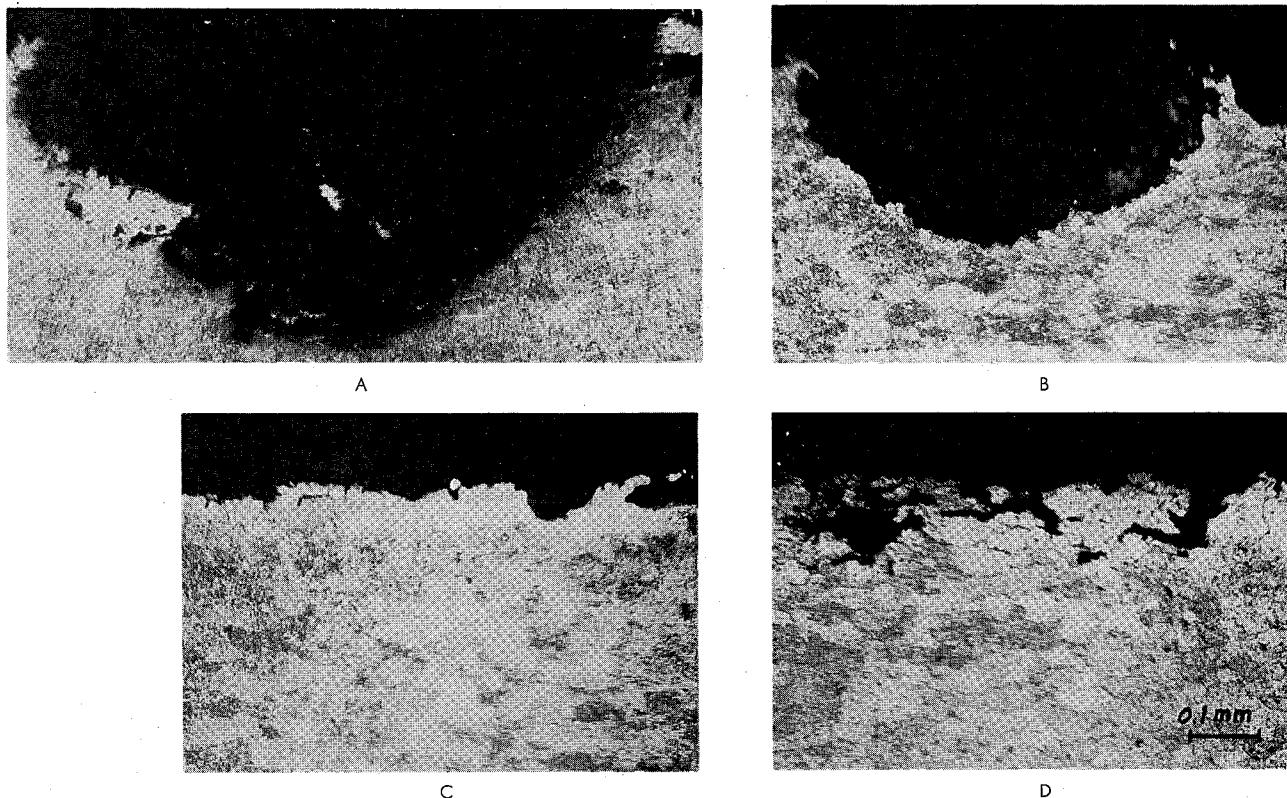


Photo. 3 Photomicrographs of cross-sections of specimens corroded in 0.25 g/l $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ solution for a month

A : 99.5% Al specimen

B : 300°C×5h zinc diffusion-treated after dipping in alkaline zincate solution for 10 min at 20°C

C : 400°C×5h zinc diffusion-treated after dipping in alkaline zincate solution for 10 min at 20°C

D : 500°C×5h zinc diffusion-treated after dipping in alkaline zincate solution for 10 min at 20°C

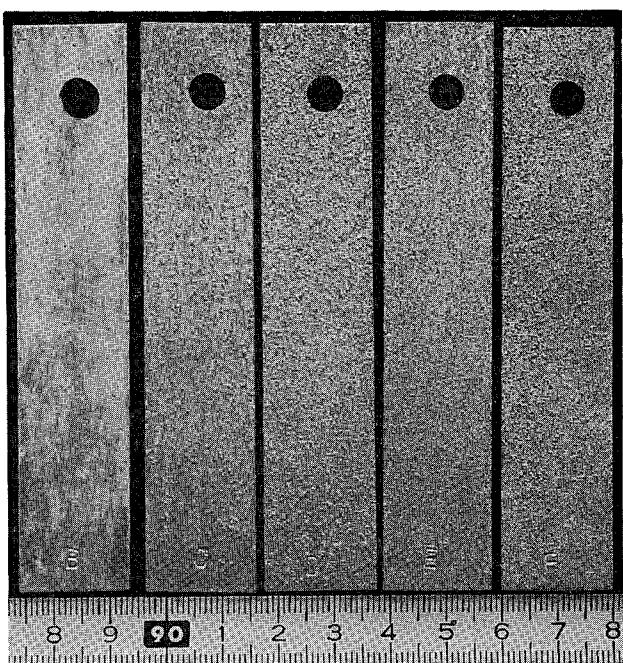


Photo. 4 Surface appearance of Al-Zn binary alloy specimens corroded in 0.25 g/l $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ solution for a month

B : Al-1 wt % Zn alloy C : Al-2 wt % Zn alloy
 D : Al-3 wt % Zn alloy E : Al-4 wt % Zn alloy
 F : Al-5 wt % Zn alloy

結果、Photo. 4 に示すように亜鉛含有量 1 % では孔食であるが、亜鉛量が多くなれば腐食の形態は全面腐食に変わり、腐食速度も増していく。

亜鉛拡散処理材についての実験結果において、300°C 热处理材と500°C热处理材がすべて孔食を示したのは、前者は表面の亜鉛濃度が高く、濃度勾配が急なため、腐食速度が速く、全面腐食を示す領域が急速に消耗されてしまい、その後の腐食が孔食となったもので、後者は全体に亜鉛濃度が低く、全面腐食を示す領域がごくわずかしかないと、腐食速度はあまり速くなくともやはりこの部分が腐食により消耗して、その後に孔食が生じたものと考えられる。これに対し、400°C热处理材と350°C热处理材の大部分は全面腐食を示す領域が、試料表面からかなり深くまで存在し、亜鉛濃度勾配が比較的ゆるやかで、腐食速度があまり速くないため、長時間にわたり全面腐食が進行するものと思われる。

Al-Zn二元合金の促進腐食液中での腐食速度を求めるところがFig. 9 が得られる。図中の点は実測値で、曲線はこれらの実測値から最小自乗法を利用して¹⁰⁾求めた近似二次曲線である。一方、20°Cで10分間の亜鉛メッキ処理を施した試料を300, 400, 500°C の各温度で5時間熱処理した後の亜鉛濃度勾配はFig. 4 および6に示してあるが、これらにつ

いて試料表面から 50μ 程度までを単純化するとFig.10のごとくになる。ここで、Fig.9について亜鉛濃度を $z\text{wt\%}$ 、腐食速度を $y\text{mdd}$ とおくと、 y と z との関係は近似的に(1)式で表わされる。

$$y = -\frac{12}{7}z^2 + \frac{584}{35}z - \frac{203}{35} \quad (1)$$

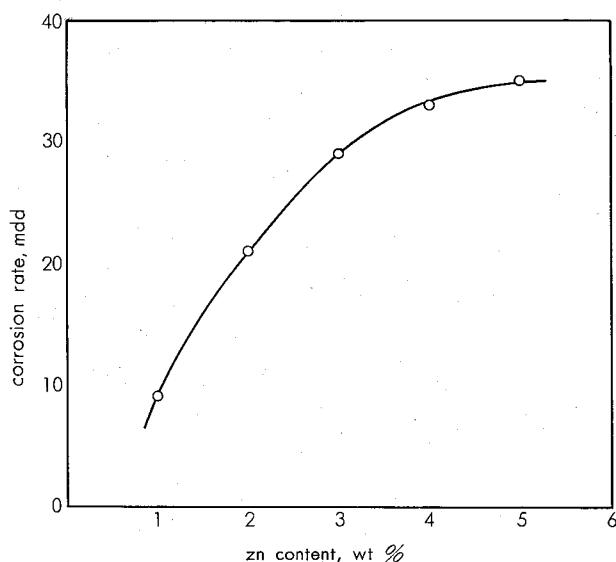


Fig. 9 Relation between corrosion rate and zinc content of Al-Zn binary alloys corroded in 0.25 g/1 $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ solution

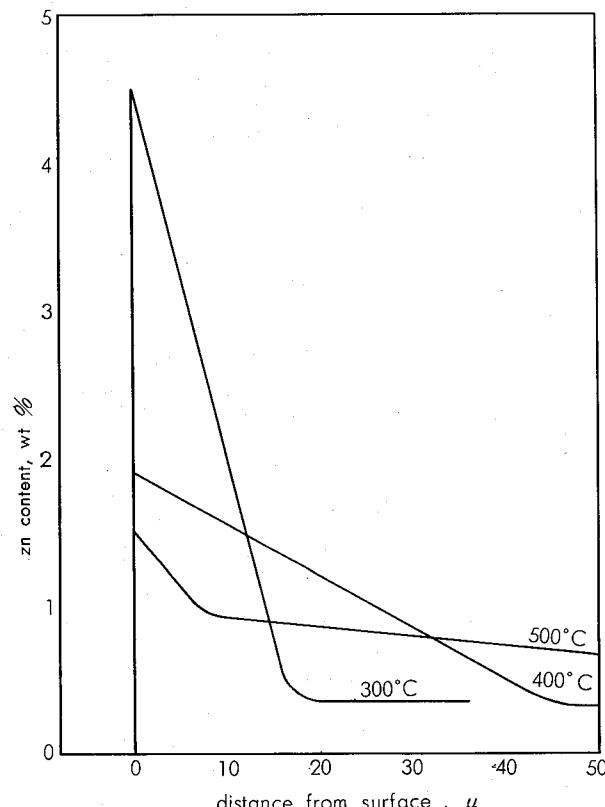


Fig. 10 Simplified graph for zinc concentration gradient of specimens zinc-diffusion treated for 5 hr at each temperature after 10 min dipping in alkaline zincate solution at 20°C

また、Fig. 10において試料表面からの距離を $x\mu$ とおくと、 x と z との関係は $z \geq 1$ の範囲内で各熱処理温度について、(2), (3), (4)式で表わされる。

$$z = -\frac{1}{4}x + \frac{9}{2} \quad (2) \quad 300^\circ\text{C} \text{ 热处理材}$$

$$z = -\frac{7}{200}x + \frac{19}{10} \quad (3) \quad 400^\circ\text{C} \text{ 热处理材}$$

$$z = -\frac{3}{40}x + \frac{3}{2} \quad (4) \quad 500^\circ\text{C} \text{ 热处理材}$$

さらに、亜鉛濃度 $z\text{wt\%}$ の合金の密度を $\gamma\text{g/cm}^3$ とすると z と γ との関係は(5)式のごとくになる。

$$\gamma = \frac{1}{100} \times (4.4z + 270) \quad (5)$$

亜鉛拡散処理した試料の表面から任意の距離 x_1 の位置まで腐食されるに要する時間を T 日とすると、 T は(6)式で与えられる。

$$T = \int_0^{x_1} \frac{\gamma}{y} dx \quad (6)$$

重さの単位をmg、長さの単位を μ 、時間の単位をdayとして係数をそろえると、(1)および(5)式はそれぞれ(7)および(8)式に改められる。

$$y = \left(-\frac{12}{7}z^2 + \frac{584}{35}z - \frac{203}{35} \right) \times 10^{-10} \quad (7)$$

$$\gamma = (4.4z + 270) \times 10^{-11} \quad (8)$$

(7), (8)式に(2), (3), (4)式を代入して、各熱処理材についての T を求めるとき、(9), (10), (11)式が得られる。

$$T_{300} = 2.15 \times 10^{-1} \times [86.4 \log(x+19.5) - 75.4 \log(16.6-x)]_0^{x_1} \quad (9)$$

$$T_{400} = 1.10 \times [226 \log(x+213) - 210 \log(44.0-x)]_0^{x_1} \quad (10)$$

$$T_{500} = 2.39 \times [17.9 \log(x+179) - 14.6 \log(8.93-x)]_0^{x_1} \quad (11)$$

亜鉛濃度1wt%になる位置の表面からの距離を各熱処理材について(2), (3), (4)式より求めると、それぞれ 14μ , 25.7μ , 6.67μ となる。これらの値を(9), (10), (11)式の x_1 に代入すると、 $T_{300}=17.5$, $T_{400}=95.5$, $T_{500}=21.5$ となる。すなわち、表面から亜鉛濃度1wt%の位置まで侵食されるのに、 300°C 熱処理材は17.5日、 500°C 熱処理材は21.5日であるのに対し、 400°C 熱処理材では95.5日かかる。したがって、1ヶ月間の腐食テストによって、 300°C と 500°C で熱処理した試料表面の亜鉛濃度は1wt%以下になり、孔食を生ずるのに対し 400°C 熱処理材では表面から 10μ の位置まで侵食されるのみで、この位置の亜鉛濃度は1.55wt%であり、まだ全面腐食範囲内で、孔食の発生しなかった事実とよく一致する。

このように、 350°C ~ 400°C で熱処理を行なった亜鉛拡散処理材は事実上、貫通孔食防止のためのAlclad材と同様の効果が期待できる。

亜鉛メッキ処理条件を調節し、試料表面にメッキされる亜鉛の量を変えることにより、その後の熱処理条件も種々変更が可能であるが、低温での熱処理は亜鉛の拡散速度が遅く、濃度勾配を適当にするのにかなり長時間を要するの

で実用的ではなく、低温において粒界拡散が優先するという報告¹¹⁾もあり、好ましくない。一方、高温における熱処理の場合、本実験結果において、500°C熱処理材には粒界腐食現象が認められるので、高温での熱処理もあまり好ましくない。X線マイクロアナライザではとくに粒界優先拡散現象は確認できなかったが、顕微鏡組織観察の結果、500°C熱処理材は他の温度での熱処理材と比較して、結晶粒界の食刻程度が異なり、粒界が明瞭に認められる。

筆者らは本実験をもっとも便利な板材について実施したが、この亜鉛拡散処理方法は、管外および内面などにもきわめて容易に亜鉛拡散領域を形成せしめることが可能で、貫通腐食孔防止の有効な手段になる。しかも、亜鉛拡散処理後の圧延とか抽伸などの加工によって、拡散領域を均一に伸張することもでき、長尺物への利用も可能である。ちなみに、直径25mm、肉厚3mmのJIS 1100管に50°Cにて20分間の亜鉛メッキ処理を施し、400°Cで5時間熱処理した管外表面から肉厚方向への亜鉛濃度勾配はFig. 11の

ごとくで、これを直径8mm、肉厚1mmまで抽伸加工した後の亜鉛濃度勾配はFig. 12のごとくになり、その顕微鏡組織はPhoto. 5のごとくである。Fig. 4に示す400°C熱処理材の亜鉛濃度勾配あるいはPhoto. 1に示す400°C×5時間熱処理材の顕微鏡組織と比較してみれば、十分実用に供しうる濃度勾配が得られることがわかる。

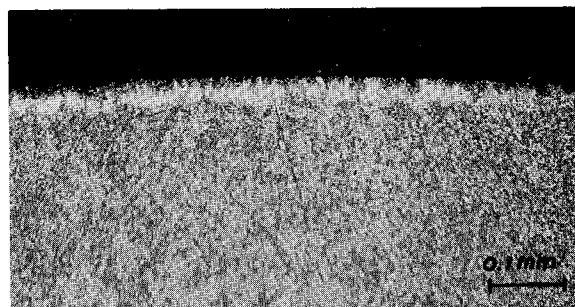


Photo. 5 Photomicrograph of cross-section of 1100 alloy pipe drawn from size of 25φ×3t to 8φ×1t after zinc-diffusion treatment of 400°C×5h

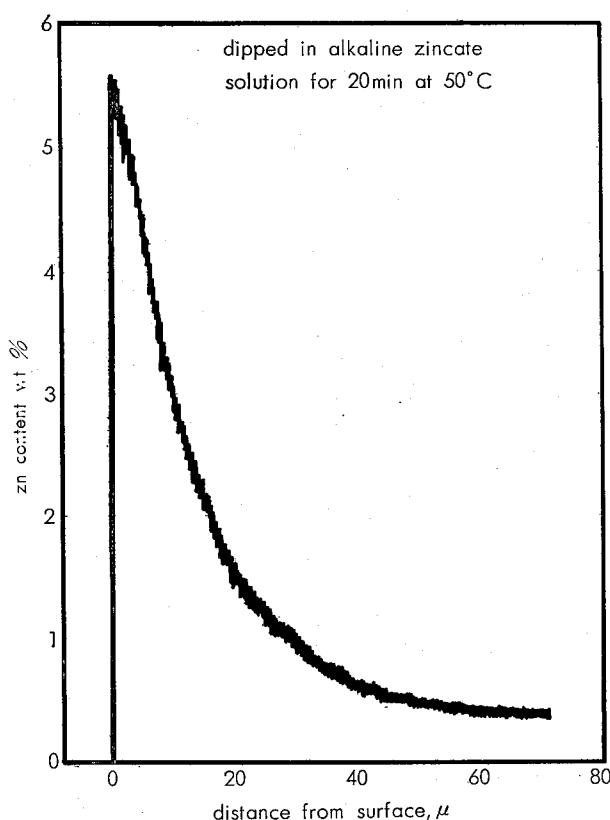


Fig. 11 Zinc concentration gradient of 1100 alloy pipe zinc diffusion-treated for 5 h at 400°C
Pipe size : 25φ×3t

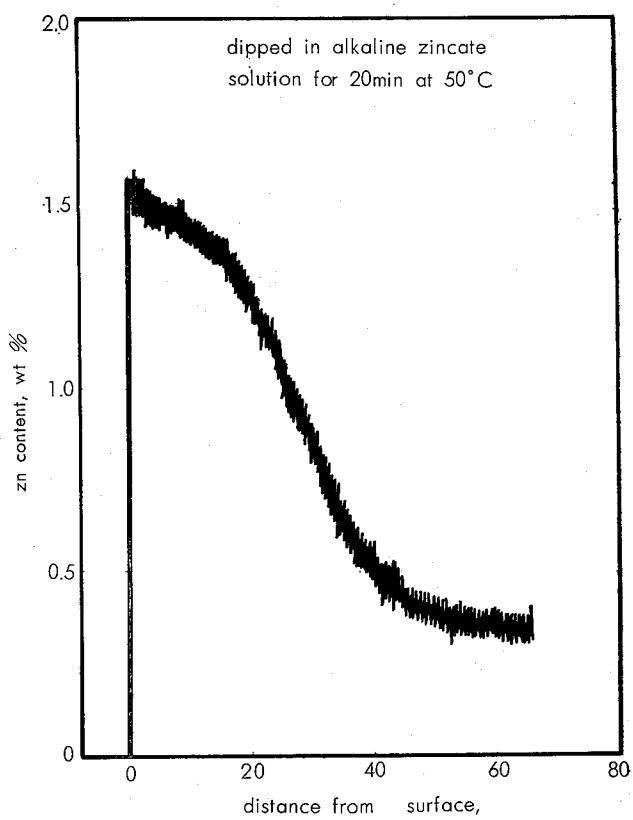


Fig. 12 Zinc concentration gradient of 1100 alloy pipe drawn from size of 25φ×3t to 8φ×1t after zinc diffusion-treatment of 400°C×5h

5. 結論

99.5%純度のアルミニウム板表面に化学的に亜鉛メッキ処理を施し、その後の熱処理により亜鉛を内部へ拡散せしめた試料の亜鉛の拡散状況をX線マイクロアナライザーを用いて調査するとともに、これらの試料の腐食現象を観察した結果、以下の事実を得た。

1. 亜鉛メッキ処理液の温度が高く、メッキ処理時間が長いほど表面にメッキされる亜鉛量が多いために、熱処理後の試料表面の亜鉛濃度が高く、濃度勾配が急になる。
2. 热処理温度が低すぎると、拡散領域がせまく、急速な全面腐食の後、孔食を発生しやすい。また熱処理温度が高すぎると、濃度勾配がゆるやかになって、腐食ははじ

めから孔食になる。500°C熱処理材には一部に粒界腐食も認められる。

3. 以上の結果、350~400°Cで熱処理を行なった亜鉛拡散処理材は、全面腐食が拡散層内で長期間にわたって進行し、実際上、貫通孔食防止のために用いられる Alclad 材と同等の効果をもつことが明らかとなった。

文 献

- 1) P. M. Aziz, H. P. Godard : Corrosion, **10**(1954), 269
- 2) P. M. Aziz, H. P. Godard : Ind. Eng. Chem., **44** (1952), 1791
- 3) たとえば J. E. Draley, W. E. Ruther : Corrosion, **12**(1956), 441t
- 4) たとえば O. Sverpa : Werk. und Korrr., **9**(1958), 533
- 5) たとえば D. P. Doyle, H. P. Godard : Oil in Canada, June (1962), 14
- 6) M. R. Bothwell : Metal Progress, March (1965), 81
- 7) 神谷修, 石川正道 : 特許出願公告, 昭42-18050
- 8) 馬場義雄, 直江正久 : 特許出願公告, 昭43-22166
- 9) 波多野栄 : 金属表面処理(1959), 41
- 10) C. R. Wylie (富久泰明訳) : 工業数学(1690), 188
- 11) 西川精一, 小林繁美 : 軽金属, **21**(1971), 55

Al-Zn-Mg 合金溶接部の切欠靱性におよぼす 時効と組織の影響

寺 井 士 郎
杉 山 稔 彦
福 井 利 安

住友軽金属工業株式会社

Al-Zn-Mg 合金溶接部の切欠靱性に およぼす時効と組織の影響*

寺 井 士 郎** 杉 山 穎 彦*** 福 井 利 安***

Effects of Aging and Structure on Notch Toughness of Al-Zn-Mg Alloy Welds

Shiro Terai, Yoshihiko Sugiyama and Toshiyasu Fukui

In this paper, the notch toughness and fracture characteristics of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds made with filler metals of Al-5%Mg, Al-4%Mg-2%Zn and Al-4%Zn-2%Mg alloys are investigated.

The notch toughness was evaluated by the ratio of notched tensile and unnotched tensile strengths and the Charpy impact values.

The notch toughness of base metals by tensile tests was as follows, according to treatments of specimens: T6>T7>T4. Whereas, the reverse tendency was observed in Charpy impact tests. In any case, however, notch toughness was remarkably influenced by tempering conditions and also decreased with the drop of testing temperature.

The notch toughness of welds by both of tensile and Charpy impact tests was as follows, according to filler metals: Al-5%Mg>Al-4%Mg-2%Zn>Al-4%Zn-2%Mg. In addition, the toughness was decreased with the aging after welding. The above tendencies were more remarkable in Charpy impact tests than in tensile tests. The Charpy impact values of welds were hyperbolically decreased with the increase of hardness, and they tended to approach approximately constant values in the lower limit.

The notch toughness of welds was considerably improved by decreasing the heat input per one pass and increasing the number of passes. The reason of the above behavior would be due to the refining of dendrite cells and distribution of eutectic compounds following the "mass transport theory", and the dissolution of the compounds into the matrix by the subsequent weld heat cycles.

It was considered that the notch toughness and fracture characteristics of welds macroscopically depended upon the mutual relation between strength and ductility. However, they would also microscopically depend upon the state of precipitates and distribution of dendrite cells and eutectic compounds.

1. はじめに

アルミニウム合金の切欠靱性は、材質的特性あるいはその用途とも関連して、じゅうらいより鉄鋼の場合ほど重要視されなかつたが、近年の傾向に見られるように、アルミニウム合金の利用が車両、船舶、橋梁、低温容器などの重構造物の分野に進むにしたがい、切欠靱性やその破壊特性は設計ならびに施工上重要な問題として注目されるようになってきている。

溶接構造用アルミニウム合金としては、主としてAl-Mg系合金と Al-Zn-Mg 系合金が適用されているが、前者の Al-Mg 系合金溶接部の切欠靱性に関しては、その低温特性とも関連してかなり広範囲にわたって検討されているの

に対し、後者の Al-Zn-Mg 系合金については断片的にしらべられているにすぎず^{1~6)}、組成や時効挙動との関連で系統的に検討されたものはほとんどなく、不明な点が非常に多い。

Al-Zn-Mg系合金は比較的加工性、溶接性、耐食性にすぐれ、かつ溶接部は時効によりかなりの高強度に達する特性を有するので、新らしい溶接構造用合金として注目され、またすでに種々実用化されている。しかし、D'Annesea^{2,3)}によって報告されているごとく、溶接部の切欠靱性は長期間時効材でかなり劣っており、Al-Zn-Mg合金による構造物の長期間の使用に際してはいくらかの問題点を残していることは否定できない。

本報は Al-Zn-Mg 系合金溶接部の切欠靱性におよぼす時効、試験温度、溶加材組成、溶接施工法などの影響について調査し、合わせて、破面や破断状況の変化などを検討

*軽金属、20(1970), 222に発表

**研究部長、工学博士

***研究部

して、本系合金溶接部の破壊特性について考察したものである。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材には母材として Al-4%Zn-2%Mg の 8 および 12 mm 厚の板材を用い、溶接材として Al-5%Mg, Al-4% Mg-2%Zn および Al-4%Zn-2%Mg の 1.6mmφ の電極ワイヤを用いた。これらはいずれも工業的に製造されたものである。供試材の化学組成を Table 1 にしめす。

Table 1 Chemical compositions of base and filler metals

Materials	Chemical compositions, %								
	Zn	Mg	Mn	Zr	Cr	Ti	Cu	Fe	Si
Base metal	3.98	1.98	0.29	0.16	0.01	0.01	0.02	0.14	0.05
Filler metals	Al-5%Mg	0.01	5.03	0.10	—	0.11	0.10	0.01	0.12
	Al-4%Mg-2%Zn	1.98	4.01	0.22	0.18	0.01	0.01	0.01	0.07
	Al-4%Zn-2%Mg	4.04	2.02	0.28	0.18	0.01	0.01	0.13	0.06

Tempering conditions of base metal

T4 : 465°C × 1h Air-cooling → R. T. × 30days
T7 : 465°C × 1h Air-cooling → 170°C × 10h

T6 : 465°C × 1h Air-cooling → 120°C × 24h

母材の調質は T4, T6 および T7 処理の 3 種類であるが、本実験ではこの処理条件としてつぎのものを採用した。

T4 : 465°C × 1h 空冷 → 30 日間室温時効

T6 : 465°C × 1h 空冷 → 120°C × 24h

T7 : 465°C × 1h 空冷 → 170°C × 10h

2.2 実験方法

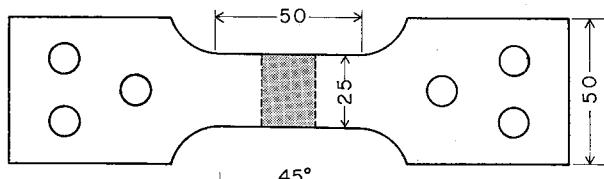
実験は T4, T6 および T7 処理を施した母材の切欠ならびに平滑引張およびシャルピー衝撃試験と、T4 処理母材を前記 3 種の溶接材を用いて突合せ MIG 全自動溶接 (300 ~ 320A, 23 ~ 25V, 45 ~ 50cpm, 両面各 1 層) を行ない、0 ~ 400 日間の自然時効および 120°C × 24h の焼きもどし時効を施した溶接材について切欠ならびに平滑引張およびシャルピー衝撃試験を行ない、それぞれの切欠靱性をしらべた。試験温度は R. T. (室温), -75°C (エチールアルコールとドライアイスの混合) および -196°C (液体窒素) の 3 条件とした。溶接後の時効挙動をしらべるため溶接金属部のかたさ測定を行ない、その他破面観察、マクロおよびミクロ組織観察なども合わせておこなった。

なお、溶接は前述のように主として両面各 1 層の 2 層溶接であるが、切欠靱性におよぼす溶接条件の影響をしらべるため、一部の実験は 1 層溶接 (370 ~ 400A, 24 ~ 25V, 25 cpm) および 4 層溶接 (270 ~ 300A, 21 ~ 23V, 70cpm, 両

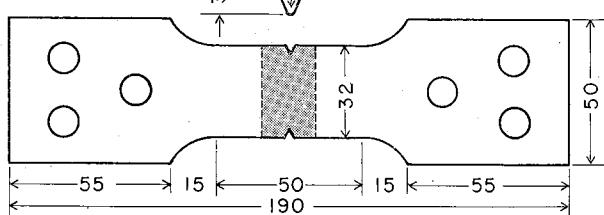
面各 2 層) も行なった。

Fig. 1 に平滑ならびに切欠引張試験片およびシャルピー衝撃試験片の概略寸法を示す。

A)



B)



C)

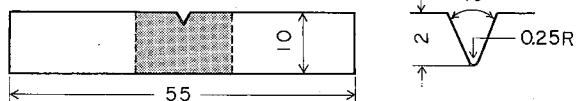


Fig. 1 Form and size of test specimens

Table 2 Mechanical properties of Al-4%Zn-2%Mg alloy base metals

Tempering conditions	Testing temperature	Tensile properties				Ratio, $\frac{\sigma_b}{\sigma_{0.2}}$	Charpy impact values, kg-m/cm ²				
		Unnotched		Notched			Locations of notch				
		σ_b , kg/mm ²	$\sigma_{0.2}$, kg/mm ²	δ , %	σ_b' , kg/mm ²		Face	Side			
		kg/mm ²	kg/mm ²	%	kg/mm ²		Long.	Trans.	Long.	Trans.	
T4	R. T.	37.6	24.7	18	34.3	0.91	10.3	6.2	5.1	3.7	
	-75°C	39.8	26.3	18	35.3	0.89	11.8	7.8	5.0	3.5	
	-196°C	50.8	31.3	19	39.2	0.77	14.0	8.1	3.4	2.4	
T6	R. T.	44.6	39.2	14	44.3	0.99	8.2	2.6	2.1	1.4	
	-75°C	48.6	42.6	15	47.5	0.98	5.8	2.0	1.9	1.2	
	-196°C	58.7	49.7	15	53.1	0.90	5.8	1.5	1.7	1.1	
T7	R. T.	33.9	25.2	18	33.0	0.97	7.9	4.6	5.5	3.2	
	-75°C	38.3	28.4	18	34.8	0.91	8.4	5.1	5.0	3.0	
	-196°C	47.7	32.6	20	38.8	0.81	6.5	3.3	2.8	2.0	

3. 実験結果

3.1 母材の切欠特性

Al-4%Zn-2%Mg 合金 8mm 板の T4, T6 および T7 材を切欠および平滑引張試験し、切欠試験材の引張強さ (σ'_B) と平滑試験材の引張強さ (σ_B) の比率 (σ'_B/σ_B) をもとめた。他方、同合金の 12mm 板の長手方向および横方向より採取した試料の表面および側面切欠におけるシャルピー衝撃試験を行なった。Table 2 にこれらの試験結果を総括してしめす。

Table 2 より明らかなごとく、各処理材とも低温になるにしたがい切欠材および平滑材の引張強さは上昇するが、強度比 (σ'_B/σ_B) は少し減少し、低温になるにしたがい切

欠感度が鋭くなることがわかった。この傾向はシャルピー衝撃試験でいつそう明瞭に認められ、低温になるほど衝撃値は減少している。

調質の影響は、引張試験の場合、T4 材が最も切欠感度が強く、ついで T7 材であり、T6 材では切欠感度が最も鈍くなっているが、シャルピー衝撃試験では逆の傾向となり、T6 材で最も衝撃値が低く、ついで T7 材であり、T4 材が最も高い値をしめしている。すなわち母材の切欠靱性は、試験により必ずしも一定の傾向をしめさず、異なった挙動をしめしている。

Photo. 1 に T4, T6 および T7 処理材の透過電顕組織を示す。T6 材では η' 中間相と思われる微細な析出物、T7

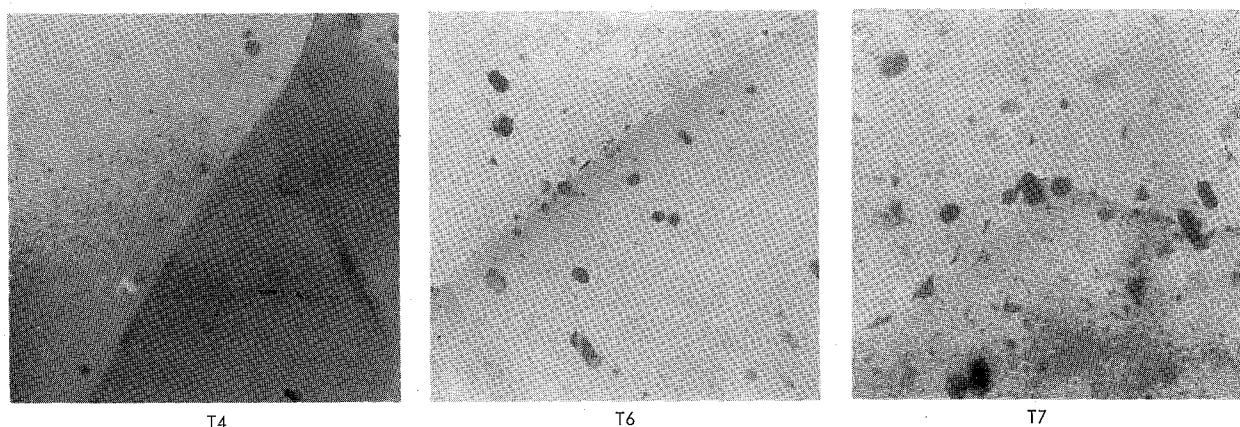


Photo. 1 Transmitted electron micro-structures of T4, T6 and T7 treated Al-4%Zn-2%Mg alloy ($\times 20,000 \times 1/2$)

材ではやや粗大化した η' 中間相および η ($MgZn_2$) 相が形成されている。しかし T4, T6 および T7 材のいずれにおいても多くの不溶性化合物が認められる。さらに、粒界析出物の量および precipitate-free-zone の幅は T7 材で最も大きく、次いで T6 材である。

3.2 溶接部の引張試験による切欠特性

Al-4%Zn-2%Mg 合金 8mm 板の T4 材を Al-5%Mg, Al-4%Mg-2%Zn および Al-4%Zn-2%Mg の溶加材で MIG 2 層溶接し、3~400 日間の自然時効および $120^{\circ}\text{C} \times 24\text{h}$ の焼もどし時効を施したのち、切欠および平滑引張試験を行なった。

Fig. 2 に Al-4%Mg-2%Zn の溶加材で溶接された場合の切欠および平滑引張強さにおよぼす時効および試験温度の影響をしめす。切欠および平滑引張試験材とも、溶接後の自然時効で引張強さの増加が認められ、この傾向は R.T., -75°C および -196°C とも共通している。

切欠靱性を強度比 (σ'_B/σ_B) で評価した場合、R.T. および -75°C でほぼ同じ挙動をしめし、時効の初期段階で一時的に低下するが、30日を過ぎたころより低下率は減じほぼ一定の値をしめすようになる。 -196°C では時効とともに少しづつ減少していくようである。溶接後焼もどしたものでは、いずれの温度においても切欠靱性は著しく上昇している。

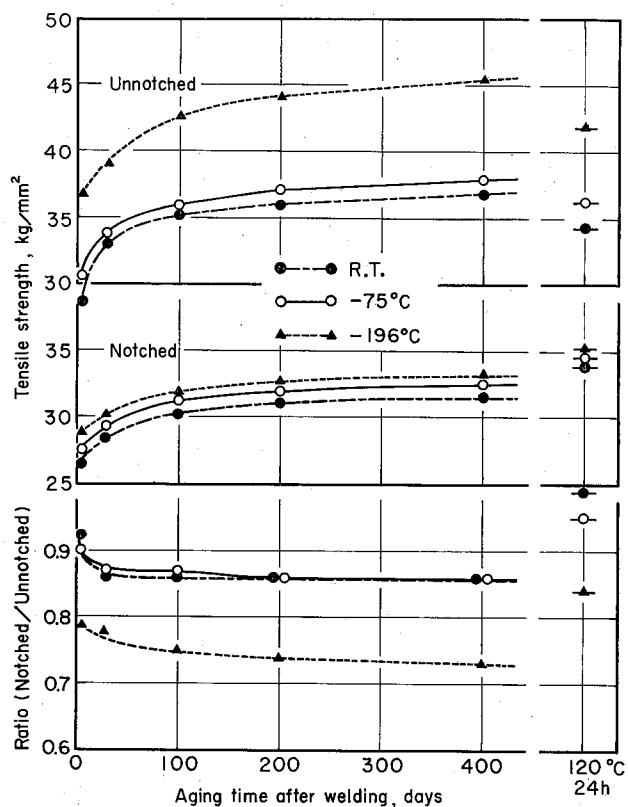


Fig. 2 Effects of aging and testing temperatures on notched and unnotched tensile strengths and their ratios of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds made with Al-4%Mg-2%Zn filler metal

Table 3 Effects of filler metals on tensile properties of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds

Filler metals	Testing tempe- rature	Tensile properties*				Ratio σ'_B/σ_B	
		Unnotched		δ , %	σ'_B , kg/mm ²		
		σ_B , kg/mm ²	$\sigma_{0.2}$, kg/mm ²				
Al-5%Mg	R. T.	27.5	18.6	6	26.6	0.97	
	-75°C	29.4	19.1	7	27.2	0.93	
	-196°C	37.2	22.7	5	30.2	0.81	
Al-4%Mg-2%Zn	R. T.	33.1	22.4	9	28.4	0.86	
	-75°C	33.8	23.3	10	29.3	0.87	
	-196°C	39.0	26.6	8	30.3	0.78	
Al-4%Zn-2%Mg	R. T.	34.5	23.5	8	28.8	0.83	
	-75°C	34.8	23.8	8	29.7	0.86	
	-196°C	37.2	27.6	4	30.6	0.82	

* Aged at R. T. for 30 days

Table 3 に切欠ならびに平滑引張強さおよびこれらの強度比 (σ'_B/σ_B) におよぼす溶加材の影響を室温時効材についてしめす。切欠材および平滑材の引張強さは一部の例外を除いて、いずれの温度でも Al-4%Zn-2%Mg 溶加材で最も高く、Al-5%Mg 溶加材が最も低い値となっている。

しかし強度比 (σ'_B/σ_B) で見た場合、一部の例外を除いて、Al-5%Mg 溶加材で最も高い値となり、ついで Al-4%Mg-2%Zn 溶加材であり、Al-4%Zn-2%Mg 溶加材が最も低い値をしめしている。すなわち、引張強さの絶対値では Al-4%Zn-2%Mg 溶加材が最もすぐれ、Al-5%Mg 溶加材が最も劣っているが、切欠靱性の点では逆の傾向となっている。Al-4%Mg-2%Zn は、いずれの点でも中間の性能をしめしている。

ところで平滑材ではほぼせん断方向に破断しているものが多いが、切欠材の破断は、いずれの場合も、試料表面および引張方向に対してほぼ直角に生じている。これらの破断状況を検討するため、破面の観察を行なった。

Photo. 2 および **Photo. 3** は切欠引張試験材の破断面の外観状況である。

Photo. 2 より明らかなごとく、室温では激しい凹凸が認められ、ductile な破面をしめしているが、低温になるといたがい平坦となり、-196°C では、非常に平坦で brittle な破面となっている。

Photo. 3 は溶加材の影響をしめすが、-196°C では、これらの差はほとんど認められない。しかし、しいていえば、Al-5%Mg 溶加材のみやや ductile であり、他はいず

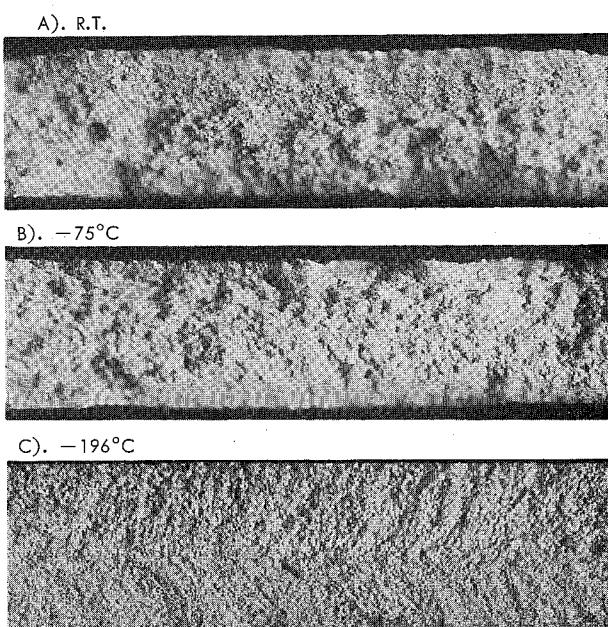


Photo. 2 Effects of testing temperatures on fractures in notched tensile test specimens of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds made with Al-4%Mg-2%Zn filler metal, aged at R.T. for 30 days

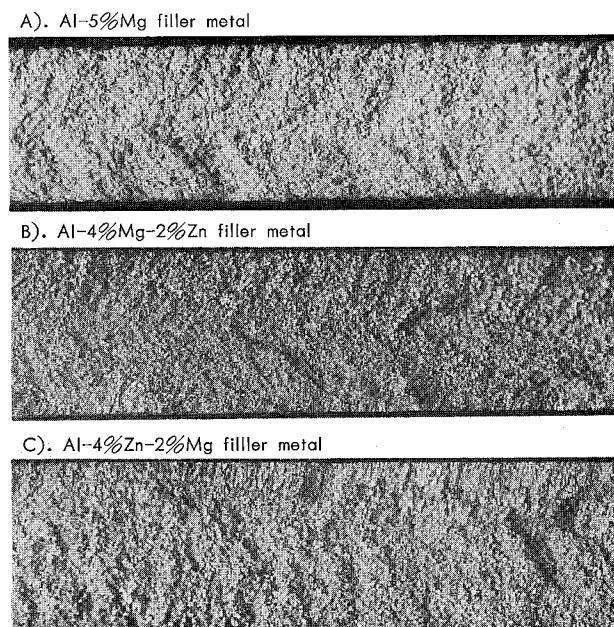


Photo. 3 Effects of filler metals on fractures in notched tensile test specimens of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds aged at R. T. for 30 days (Testing temperature: -196°C)

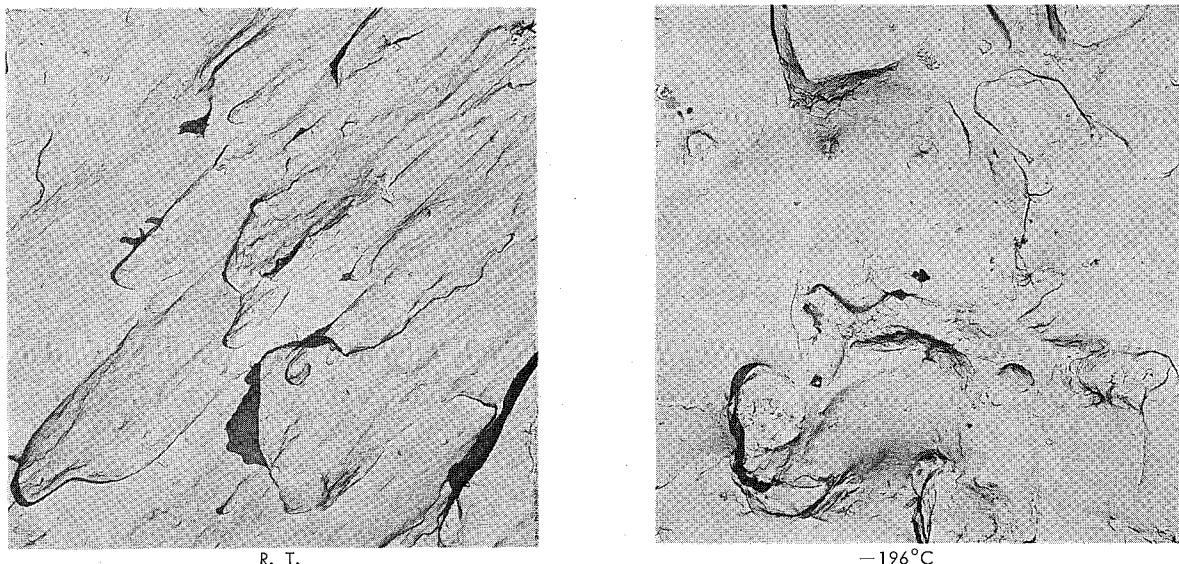


Photo. 4 Electron fractographs in notched tensile test specimens of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds made with Al-4%Mg-2%Zn filler metal, aged at R.T. for 30 days ($\times 4,000 \times 2/3$)

れも平坦で比較的 brittle な破面となっている。

Photo. 4 に破面のレプリカ法による電子顕微鏡写真をしめす。室温では、ややすべり変形した dimple が認められ、塑性変形の跡がうかがえるが、 -196°C では、このような dimple はごく一部に認められるだけで brittle な開き破面となっている。

3・3 溶接部の衝撃試験による切欠特性

Al-4%Zn-2%Mg 合金12mm 板の T 4 材を Al-5%Mg, Al-4%Mg-2%Zn および Al-4%Zn-2%Mg の溶加材で

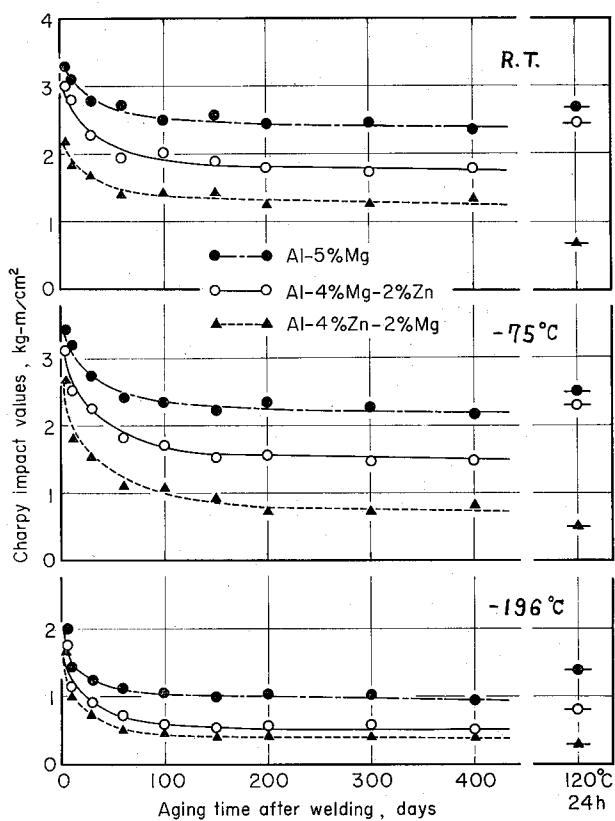


Fig. 3 Effect of aging on Charpy impact values of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds

MIG 2 層溶接し 2~400 日間の自然時効および $120^{\circ}\text{C} \times 24\text{ h}$ の焼もどし時効を施したのちシャルピー衝撃試験を行なった。

Fig. 3 は側面ノツチにおけるシャルピー衝撃値におよぼす溶接後の時効の影響をしめす。**Fig. 3** より明らかなるごく、いずれの溶加材を用いても、また、いずれの温度においても、シャルピー衝撃値は溶接後の時効とともに著しく低下している。

試験温度では室温および -75°C で少し高い値をしめしているが、 -196°C ではかなり低い値をしめしている。一方溶加材では、Al-5%Mg 溶加材で全体的に高い値がえられ、ついで Al-4%Mg-2%Zn 溶加材で、Al-4%Zn-2%Mg 溶加材では全体的に低い値となっている。なお平面ノツチについてもしらべたが側面ノツチと同じような傾向となつた。

すなわちシャルピー衝撃試験による切欠靱性は、溶接後の時効とともに劣化し、この傾向は時効硬化能の高い溶加材を用いた時に著しく、また低温になるほど著しい。

これらのシャルピー衝撃値の時効、溶加材、試験温度などによる変化について破断状況との関連で考察するため、試験片の破断部の破面あるいは断面観察を行なつた。

Photo. 5 は破面の外観状況であるが、温度および溶加材の影響をしめたものである。室温では全面に粒状の凹凸が認められるが、 -196°C では lamellar 状の凹凸が認められる。この lamellar は溶接部の columnar な結晶成長に関連する。 -75°C については写真にしめていないが、これらの中間的な破面である。これらの破面は Al-5%Mg, Al-4%Mg-2%Zn および Al-4%Zn-2%Mg の各溶加材の間で特に著しい差はないが、しいていえば、Al-4%Zn-2%Mg 溶加材で lamellar が明瞭となり、Al-5%Mg 溶加材では不明瞭となっている。

さらに、各時効材の平面および側面ノツチによる試験片

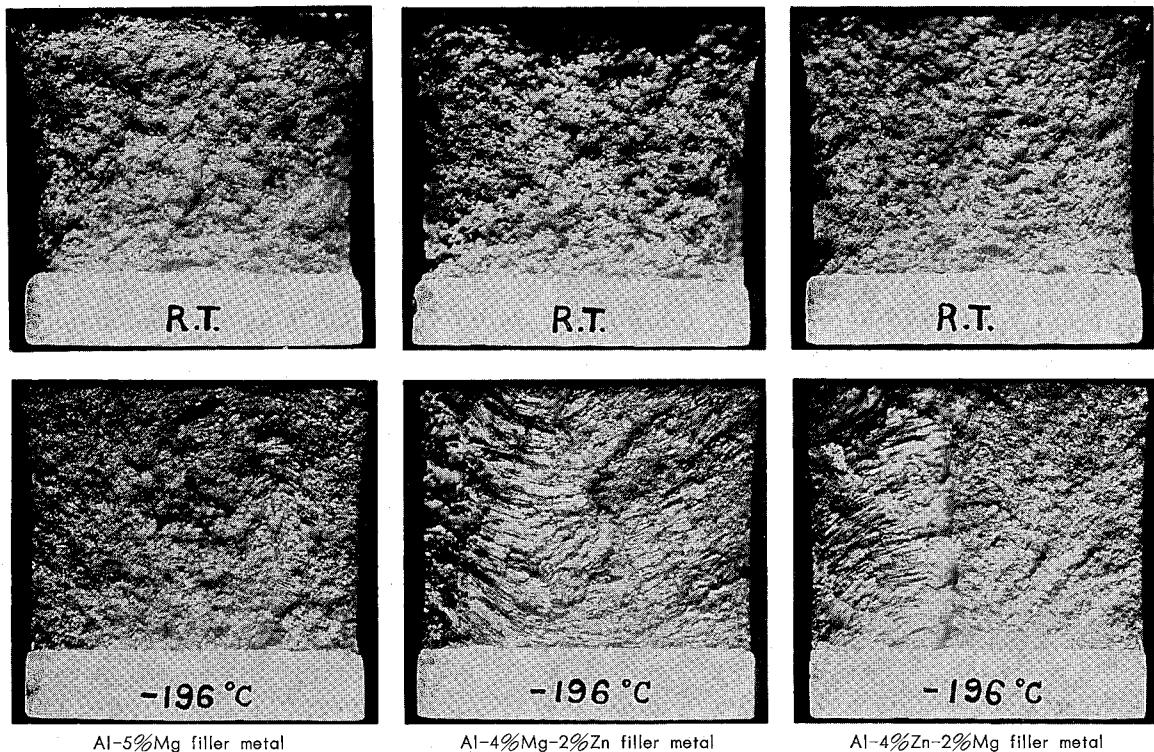


Photo. 5 Effects of filler metals and testing temperatures on fractures in Charpy impact test specimens of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds, aged at R.T. for 30 days

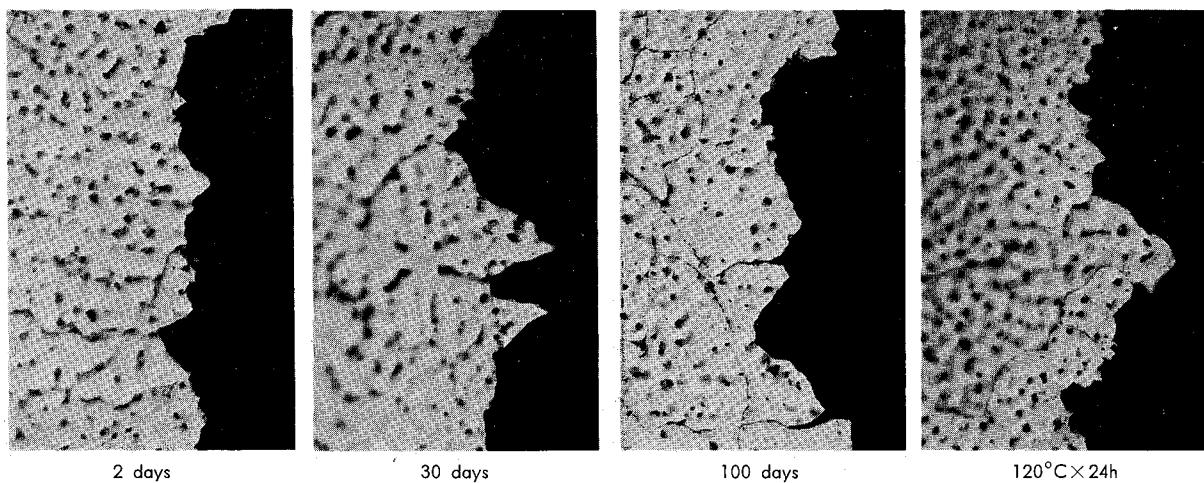


Photo. 6 Cross-sections at edge of fractures in Charpy impact test specimens of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds made with Al-4%Mg-2%Zn filler metal (Testing temperature: -196°C) ($\times 400 \times 4/5$)

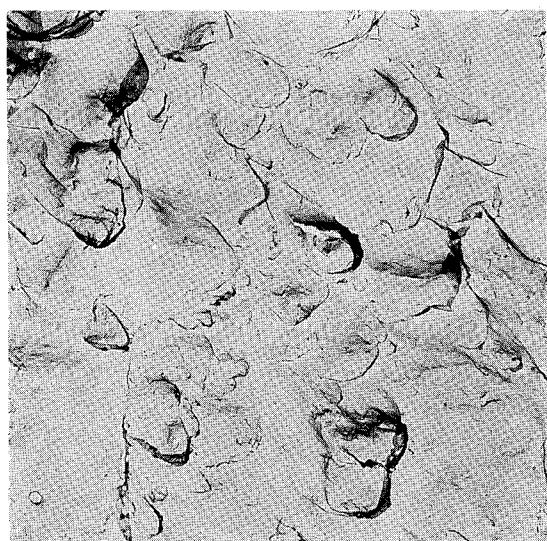
の破面を比較してしらべた結果、写真には示していないが、同一面であってもノツチの方向の違いによる破壊の進行方向が異なれば、かなり異なった破面となっており、lameillar のあらわれ方が違っていることがわかった。

Photo. 6 はシャルピー衝撃試験片の断面ミクロ組織である。破面は intergranular のみならず interdendritic なものもあり、この両方で生じているようである。また特に時効による差はない。

Photo. 7 は破面のレプリカ法による電子顕微鏡写真で

ある。室温では全面的に多くの dimple が認められ ductile な破面となっているが、-196°Cでは brittle な開き破面をしめしている。また時効が進むにしたがい、dimple は消え、brittle な破面となっていくようである。すなわち、衝撃破面においても切欠引張破断の場合と同じような傾向が認められる。

ところで溶接部のシャルピー衝撃値は溶接条件により異なるてくると思われる。この一例を**Fig. 4**にしめすが、これは溶接層数（同時に溶接条件）の影響をしめたもので



R. T.



-196°C

Photo. 7 Electron fractographs in Charpy impact test specimens of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds made with Al-4%Mg-2%Zn filler metals, aged at R.T. for 30 days ($\times 4,000 \times 2/3$)

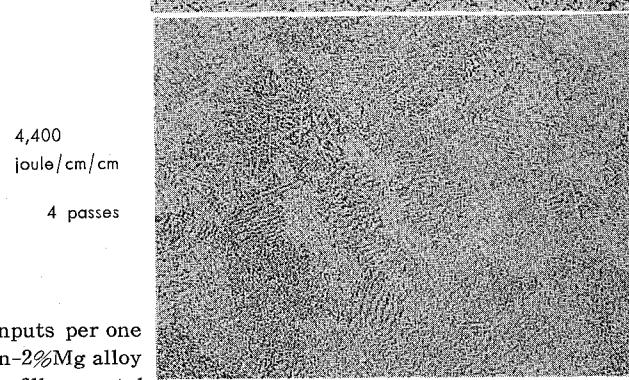
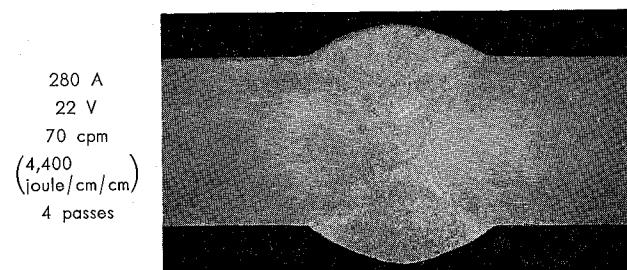
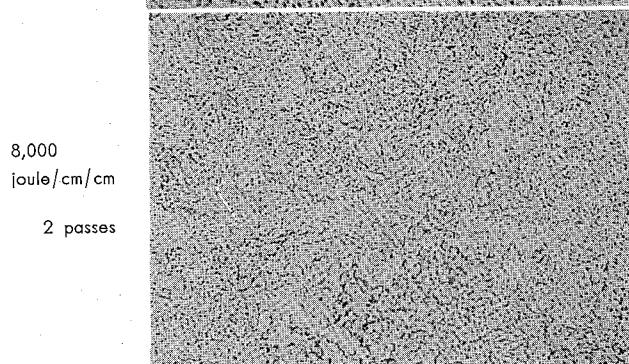
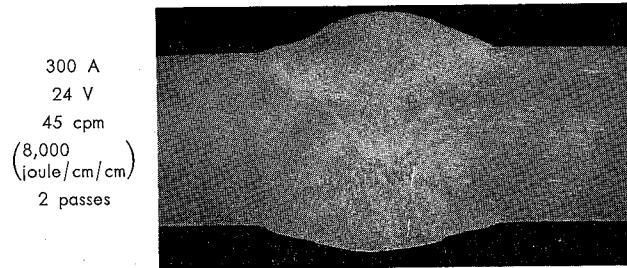
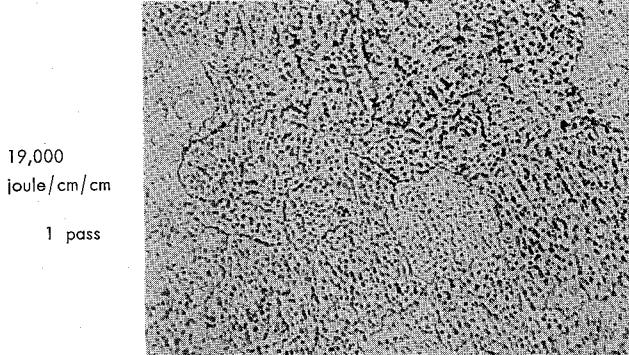
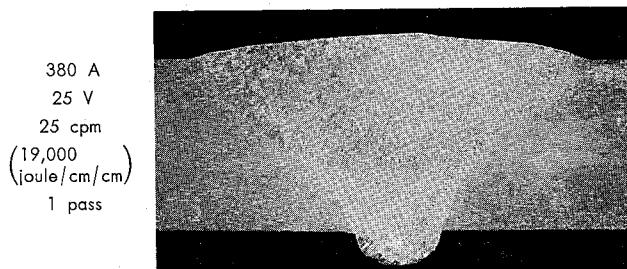


Photo. 8 Cross-sections of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds made under various welding conditions

Photo. 9 Effects of pass numbers and heat inputs per one pass on micro-structures in Al-4%Zn-2%Mg alloy welds made with Al-4%Mg-2%Zn filler metal ($\times 100 \times 7/10$)

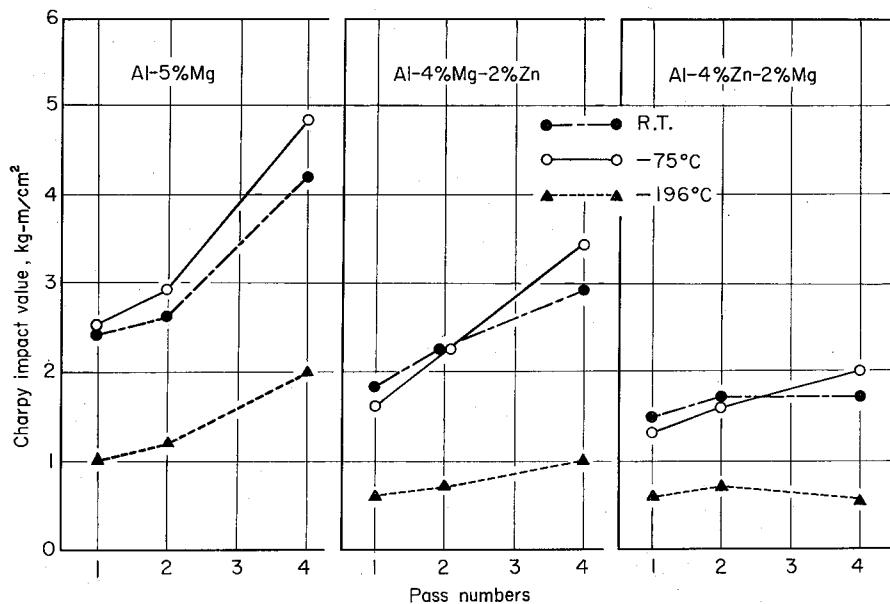


Fig. 4 Effects of pass numbers and heat inputs per one pass on Charpy impact values of Al-4% Zn-2%Mg alloy welds. Welds which consisted of 1, 2 and 4 pass beads were made under the heat inputs per one pass of 19,000, 8,000 and 4,400 joule/cm/cm, respectively.

ある。溶加材あるいは温度によりシャルピー衝撃値は著しく異なるが、全体的な傾向としては、溶接層数の増加とともに衝撃値は上昇している。

この場合の溶接条件は Photo. 8 にしめすように多層溶接材では 1 pass 当りの溶接入熱を少なくしている。Photo. 8 よりわかるごとく 1 pass 材ではやや粗大な組織であるが 2 pass 材および 4 pass 材とくらべてこの差は非常に小さく、結晶粒の大きさは大差ないと考えられる。

しかしながら Photo. 9 にしめすごとく、ミクロ的な dendrite 組織には著しい差があり、1 pass 当りの溶接入熱が少ない多層溶接材ではかなり微細な組織となっている。このことより、Fig. 4 で認められた溶接層数の増加(1 pass 当りの入熱の減少)によるシャルピー衝撃値の改善は dendrite cell の微細化と強い関連がある。

4. 考 察

4.1 切欠靱性におよぼす時効の影響

Al-Zn-Mg 合金の靱性に関しては粒界析出物や precipitate-free-zone の巾など析出状態の観点より調べた Ryum ら⁷, Unwin ら⁸ および Baba⁹ の報告があり、また各種実用合金の破壊靱性を詳細に比較した Kaufmann ら¹⁰ の報告がある。

いっぽう溶接部の靱性については、長期間時効材におけるシャルピー衝撃値の低下を示した D'Annessa^{2,3} の報告があり、その他 2, 3 の報告^{1,4~6} が見られるが本系合金溶接部の切欠靱性と時効挙動の関連、切欠靱性におよぼす組織の影響などについて系統的に調べられていない。

本実験はこれらの点を明らかにしようとするものであるが、以下、この結果について 2, 3 の考察を加える。

Al-Zn-Mg 合金は時効硬化型合金であり、溶体化処理

後の自然時効(室温)では G. P. zone、人工時効(高温)では G. P. zone と η' ($MgZn_2$) 中間相の析出によって硬化が進行するが、このような時効挙動は母材においてのみならず、急冷凝固組織である溶接金属においても認められ、溶接後の自然あるいは人工時効で強度の著しい回復と増加をしめすことはよく知られている¹¹。しかしながら、溶接後の時効が進行するにつれ、強度の増加とは逆に靱性は減少し、かなり低いレベルにまで劣下する懸念がある^{2,3}。

Fig. 3 でしめたごとく、Al-Zn-Mg 合金溶接部の切欠靱性をシャルピー衝撃値で評価した場合、溶加材および温度による差はあるものの、いずれにおいても時効時間の経過とともに劣下しており、溶接部の切欠靱性は時効挙動に著しく影響されることを明らかである。

Fig. 5 に Al-4%Zn-2%Mg 合金の 12mm 板を Al-5%

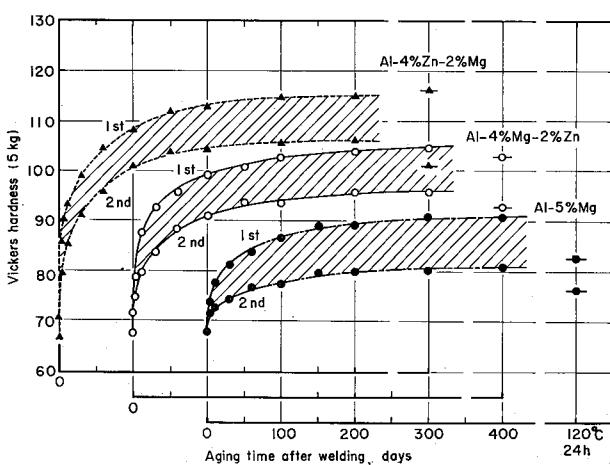


Fig. 5 Effects of aging and filler metals on Vickers hardness of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds

Mg, Al-4%Mg-2%Zn および Al-4%Zn-2%Mg 溶加材で MIG 2 層溶接（両面各 1 層）した試料の溶接金属のかたさをしめす。これより明らかなように、溶接金属は著しい時効硬化をしめしており、溶加材では、Al-4%Zn-2%Mg で最も著しい硬化をしめし、ついで Al-4%Mg-2%Zn であり、Al-5%Mg では硬化は少ない。

この Fig. 5 の時効硬化曲線と Fig. 3 にしめすシャルピー衝撃値の経時変化曲線を比較すると明らかのように、これらはほぼ逆の変化をしめす傾向がある。溶接後自然時効したものについてかたさとシャルピー衝撃値の関係をもとめると Fig. 6 のごとき hyperbolic な曲線が得られる。この hyperbolic な曲線は室温のみならず-196°Cにおいてもほぼ同様な形状となり、シャルピー衝撃値の絶対値が低下しているだけである。このことより、溶接部のシャルピー衝撃値はかたさの増加とともに減少するが、下限においては、ほぼ一定値に近づく傾向がある。（ただし、溶後焼もどしたものは、必ずしもこれらの曲線に一致しない。）

以上のように溶接部の切欠靱性はシャルピー衝撃試験で評価すれば、時効による低下はかなり明確に認められるが、引張試験における切欠材と平滑材の強度比 (σ'_B/σ_B) で評価すれば、Fig. 2 にしめすごとく、時効の初期段階を除いては、必ずしも時効による低下は明確でない。しかしながら、試験温度、溶接材の影響は明確に認められ、シャルピー衝撃試験と同じような挙動をしめしている。

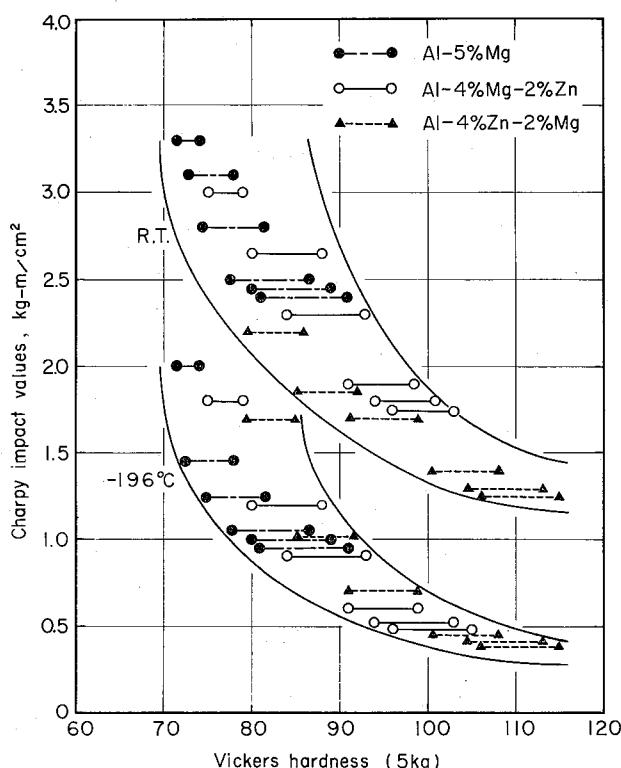


Fig. 6 Relation between Charpy impact values and Vickers hardness of naturally aged welds in Al-4%Zn-2%Mg alloy

4・2 切欠靱性におよぼす組織の影響

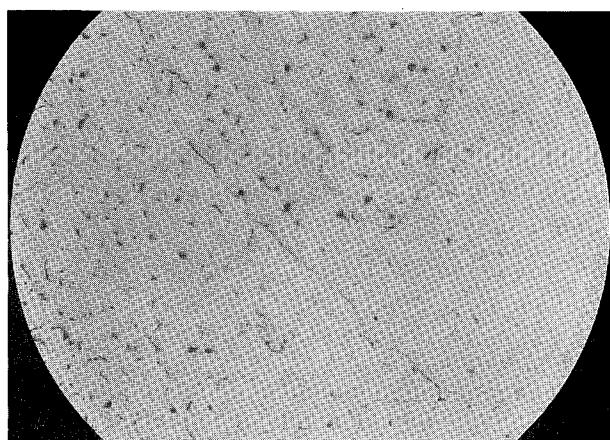
切欠引張試験材およびシャルピー衝撃試験材において比較的切欠靱性の高いもの（例えば室温試験材）では、ほぼ均一な粒状の凹凸面となっているが、切欠靱性の低いもの（例えば低温試験材）では、溶接部の凝固時に形成される columnar grain や solute の偏析の跡を残した lamellar 状の破面となっている。またこれらの破壊は intergranular と interdendritic なものである。

これらの結果より、シャルピー衝撃あるいは切欠引張試験における破壊は、溶接部における組成分布とその偏析状態に強く依存することが推察される。

Fig. 4 および Photo. 9 より明らかなごとく dendrite cell が小さく、cell boundary における共晶析出物が微細に分散しているものでは、切欠靱性がすぐれており、上記のことを裏付けている。

しかしながら、ここで切欠靱性の向上に dendrite cell の微細化が主として作用しているのか、cell boundary における共晶析出物の微細分散が主として作用しているのかは今のところ不明である。多分これらの両方が作用しているのであろう。

A). 1st pass of welds



B). 2nd pass of welds

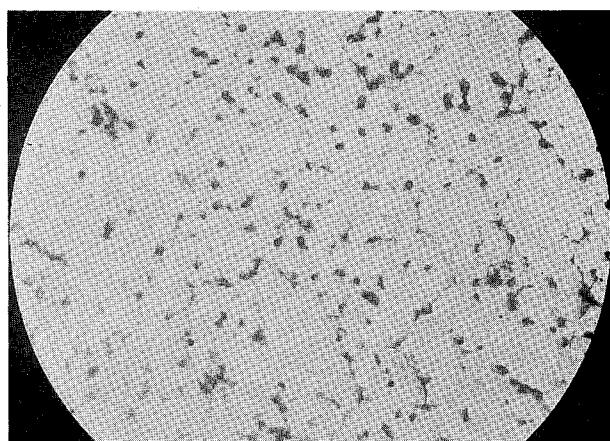


Photo. 10 Comparison of micro-structures between the 1st and the 2nd pass welds of Al-4%Zn-2%Mg alloy ($\times 400$)

Photo. 10に Al-4%Zn-2%Mg の 12mm 板を 3 種の溶加材で MIG 2 層溶接した試料の 1 層目および 2 層目におけるミクロ組織をしめす。2 層目は単に凝固したものであるが、1 层目は 2 層目の溶接熱サイクルを受けており、grain boundary および cell boundary における共晶析出物はかなり消失し、マトリックス中へ固溶していることがわかる。(これは Fig. 5 において 2 層目より 1 層目の方が時効性がすぐれ、かたさの値が高くなっていることでも裏付けられている。)

したがって 1 pass 当りの溶接入熱を少なくして多層溶接せる試料のシャルピー衝撃値の上昇には、dendrite cell の微細化、cell boundary における共晶析出物の微細分散のみならず、dendrite cell boundary における共晶組成の消滅も影響していることが推察される。

—Al-Zn-Mg 合金溶接部の切欠靭性は、溶接後の時効、試験温度、溶加材、溶接条件など種々の因子に影響される。そしてこの機構としては Table 3 にしめされているごとく、巨視的には強度(引張強さ)と延性(伸び)の相対的比較である程度まで理解することもできるが、微視的には、析出状況、dendrite cell の大きさ、共晶組成の分散度などに影響され¹²⁾、電子顕微鏡による破面観察にもみられるように、異なった fracture mode となってあらわれると考えられる。したがって析出物や不溶性化合物の拳動^{7~9)}、mass transport theory を含めた溶接部の solidification mode^{13,14)} などについても考慮する必要がある。

Al-Zn-Mg 系合金は溶接構造用材料として実用化されており、今後、各種の重構造物にますます利用されると思われるが、工業的な見地より、時効性、耐応力腐食割れ性、耐食性、溶接性の改善とともに、溶接部の靭性の改善とその破壊特性の解明にも多くの努力が払われねばならない。

5. おわりに

構造用 Al-Zn-Mg 系合金溶接部の切欠靭性におよぼす各種因子の影響と、この破壊特性について調査した結果、つぎの点が明らかとなった。

1) 母材の切欠靭性は、引張試験の切欠材と平滑材の強度比で評価した場合、T 4 材が最も劣り、ついで T 7 材であり、T 6 材では切欠靭性は最もすぐれている。シャルピー衝撃試験では逆に T 4 材が最もすぐれ、ついで T 7 材であり、T 6 材が最も劣っている。しかしいずれの試験でも、低温になるほど靭性は失われ、切欠感度が鋭くなっている。

2) 溶接部の切欠靭性は引張試験およびシャルピー衝撃

試験のいずれにおいても Al-4%Zn-2%Mg 溶加材を用いた時に最も劣り、ついで Al-4%Mg-2%Zn 溶加材であり、Al-5%Mg 溶加材では最もすぐれている。

3) 溶接部の切欠靭性は引張試験およびシャルピー衝撃試験のいずれにおいても時効とともに劣下するが、この傾向はシャルピー衝撃試験で特に明瞭である。時効性にすぐれた溶加材を用いた時に靭性の低下は著しい。しかし自然時効した溶接部のシャルピー衝撃値は、かたさとの間に hyperbolic な関係にあり、下限は一定値に近づく傾向がある。

4) 溶接部のシャルピー衝撃値は 1 pass 当りの溶接入熱を少なくして多層溶接することにより著しく改善される。これは dendrite cell の微細化と共晶析出物の微細分散およびくり返し熱サイクルによる共晶組成の消滅によると思われる。

5) 溶接部の切欠引張試験およびシャルピー衝撃試験材の外観破面には、室温試験材では粒状の凹凸が認められ、低温試験材では lamellar 状の跡が認められる。一方、電子顕微鏡による破面観察においては、前者では塑性変形した跡の dimple が多く認められるが、後者ではもろい開き破面となっている。

6) Al-Zn-Mg 合金溶接部の切欠特性は、巨視的には、強度と延性の相対的関係である程度理解されるが、微視的には、析出状態、dendrite cell の分布状況、共晶組成の分散度の違い、あるいは fracture mode に見られるような破壊特性について考慮する必要がある。

文 献

- 1). Develay: Rev. de Mét., 62 (1965), 463
- 2). A. T. D'Annessa: Weld. J., 44 (1965), 509s
- 3). A. T. D'Annessa: Weld. J., 47 (1968), 462s
- 4). 杉山禎彦、福井利安: 溶接学会誌, 38 (1969), 79
- 5). 福井利安、杉山禎彦、寺井士郎: 軽金属溶接, 8 (1970), 71
- 6). J. H. Young: Weld. J., 47 (1968), 451s
- 7). N. Ryum, B. Haegland and T. Lindtveit: Z. Metallk., 58 (1967), 28
- 8). P. N. T. Unwin and G. C. Smith: J. Inst. Metals, 97 (1969), 299
- 9). Y. Baba: JIM, 11 (1970), 404
- 10). J. G. Kaufmann und M. Holt: Aluminium, 46 (1970), 103
- 11). P. Brenner: Aluminium, 37 (1961), 633
- 12). 福井利安、難波圭三: 軽金属, 20 (1970), 458
- 13). P. E. Brown and C. M. Adams, Jr.: Trans. AFS, 69 (1961), 879
- 14). 福井利安、難波圭三: 軽金属, 20 (1970), 448

R138

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 12 No. 3 Jul, 1971

アルミニウム合金の構造物への利用

竹内勝治
小川三郎
菊地昭雄

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金の構造物への利用*

竹内勝治** 小川三郎*** 菊地昭雄***

1.はじめに

アルミニウム合金は車両、船舶、建築、起重機、圧力容器その他の構造物に最近かなり使用されるようになった。その大きな理由は比重が鉄鋼の $\frac{1}{3}$ であるため構造物の軽量化がはかれることで、すなわち、車両・船舶においては高速化と積荷の増加、土木建築においては基礎費の低減、組立時の取扱いの容易さなどの利点がある。また、低温ぜい性がないこと、外観上の美しさや、耐食性が良好なため保守が比較的容易なこともアルミニウム合金構造物の特長である。いっぽうにおいて、構造材として考える場合、鉄鋼材料とくらべて材料費が高く、また、縦弾性係数が $\frac{1}{3}$ であるため、たわみの増加や局部座屈の問題など不利な点もある。しかし、適切な設計によってこれらを補うことも可能であり、最近ではアルミニウム合金構造に関する設計基準や規格が各国においてかなり制定されている。

本解説はアルミニウム合金構造について、材料のえらび方、加工や設計上の注意事項、許容応力ならびに構造物の実施例などについてまとめたものである。

2. 材料のえらび方

2.1 アルミニウム合金系の特長

アルミニウム合金は合金系によって強度、成形性、溶接性、耐食性その他にかなりの相違があるため、使用にあたってはその用途と目的に応じた最適な材質をえらぶことが重要となる。各合金系における一般的な性質は類似であるから、対象となる構造物の用途と製作方法を考え、それに適する合金系をえらび、つぎにその合金系に属する各材質の強度や市場性その他を検討して材質を絞ってゆくわけである。第1表はアルミニウム合金の一般的な特性を示し、以下にじやっかん詳しく説明するとつきのようである。

1) 1000番台のアルミニウム：工業用純アルミニウムで、耐食性、成形性、溶接性などがすぐれているが、強度が低いので構造物の強度部材としては適さない。しかし、1050、1070、1080などの高純度アルミニウムは耐食性が良好なため化学工業や食品関係の諸設備に使用されている。1100はアルミニウムの中でもっとも市場性があって価格も安いので、非強度部材にはこれを用いた方が入手の容易さと経済性の点から有利である。

* 軽金属 20 (1970), 415 に主要部を掲載

** 開発部兼研究部、工学博士

***開発部

2) 2000番台のアルミニウム合金：Al-Cu-Mg 系合金で、ジュラルミンの名称でよく知られている2017や2024合金が代表的なものである。鋼材に匹敵する高い強度をもち、強度的にみれば構造材に最適といえるが、溶融溶接性が他のアルミニウム合金とくらべて劣り、継手効率も低いからスポット溶接やリベット・ボルト結合が主となる。また、耐食性が劣り、防食処理がしつこい大型構造物や厳しい腐食環境にさらされる用途には不適である。

3) 3000番台のアルミニウム合金：Al-Mn 系で、3003合金が代表的なものである。耐食性、成形性は純アルミニウムとほとんど変わらないが、強度が10%ほど高い。用途も純アルミニウムと類似であるが、米国ではカラースパンドレルなどに大量に使用されている。

4) 4000番台のアルミニウム合金：Al-Si 系で、4043合金は溶接ワイヤやプレーティング用ロール材として主に用いられるが、陽極酸化処理すると灰暗色を呈するため建築用パネルとしての用途がある。

5) 5000番台のアルミニウム合金：Al-Mg 系で溶接構造用として主要な材料であり、実用合金の種類もかなり多い。溶接性、耐食性、成形性、耐応力腐食割れ性など構造用材として必要な特性が全般的にすぐれ、強度も比較的高いため使いやすい材料である。非熱処理型合金であるため、形材は押出しのまま (F 材)、板材は適度の冷間圧延によって強度を向上させた後、安定化処理したものなどが一般に使われる。

代表的合金は 5052 と 5083 合金で、前者は厚さ 0.8~2 mm の板ならば市販品も多く、入手が容易である。後者は代表的な溶接構造材で、形材や厚板の需要が多い。この系の合金は Mg 量が多くなるにつれて強度が向上し、たとえば 5052, 5154, 5083, 5056 の順に高い値をもつが、逆に成形性が低下する。Mg 量を減らしたものが 5005 合金で、強度は低いが成形性がよい。特殊な例として、5254 および 5652 合金はそれぞれ 5154 および 5052 合金の不純物を制限して過酸化水素に対する耐食性を向上させたものである。また、5454 合金は 5154 合金と同程度の強度をもち、かつ、150°C 付近で長時間使用しても応力腐食割れの恐れがない。5083 や 5154 合金などは応力腐食割れを考慮して 65°C 以下で使用する必要があり、5456-O および 同-H321 材はかなり厳しい条件下でも応力腐食割れがおこらない。

耐食性は合金系の中でもっとも優れ、海水や工業地帯の汚染ふん団気に強く、海上や市街地で使用する屋外構造物

に適し、海上コンテナやパントラック、屋根板などにも用いられ、とくに5083合金は船舶、車両、タンク類、起重機などの用途が多い。もっとも溶接性の良好なこととも関連するわけで、焼なまし材の強度が比較的高いから、溶接に

よって熱影響部が軟化しても継手効率が大きい。

6) 6000番台のアルミニウム合金：Al-Mg-Si系で、耐食性がかなりすぐれ、強度は2000番台ならびに7000番台合金より劣るが成形性もかなりよい。溶接性は良好であるが

第1表 アルミニウム合金展伸材の一般的特性

材質と調質 (米国アルミニウム協会呼称)	耐食性		成形性 (冷間)	切削性	ローフィニッシュ性	溶接性 ⁽⁶⁾			鍛造性 ⁽⁵⁾
	一般的 ⁽¹⁾	応力腐食割れ性 ⁽³⁾				ガス溶接	アルゴンアーケット溶接	抵抗溶接	
EC-H14	A	A	A	D	A	A	A	A	—
1080-H24	A	A	A	E	A	A	A	A	—
1070-H24	A	A	A	D	A	A	A	A	—
1050-H24	A	A	A	D	A	A	A	A	—
1100-O	A	A	A	E	A	A	A	B	A
—H24	A	A	A	D	A	A	A	A	A
—H18	A	A	C	D	A	A	A	A	A
2011-T 3	D ⁽⁸⁾	C	C	A	D	D	D	D	—
—T 8	D	A	D	A	D	D	D	D	—
2014-T 4	D ⁽⁸⁾	C	C	B	D	D	B	B	C
—T 6	D	C	D	B	D	D	B	B	C
2017-T 4	D ⁽⁸⁾	C	C	B	D	D	B	B	—
2024-T 4	D ⁽⁸⁾	C	C	B	D	D	B	B	—
2025-T 6	D	C	—	B	—	—	—	—	D
2117-T 4	C	A	B	C	D	D	B	B	—
2218-T72	D	C	—	B	D	—	B	—	D
3003-O	A	A	A	E	A	A	A	B	A
—H24	A	A	B	D	A	A	A	A	A
—H18	A	A	C	D	A	A	A	A	A
4032-T 6	C	B	—	—	D	D	B	C	—
5005-O	A	A	A	E	B	A	A	B	—
—H34	A	A	B	D	B	A	A	A	—
—H38	A	A	C	D	B	A	A	A	—
5052-O	A	A	A	D	C	A	A	B	—
—H34	A	A	B	C	C	A	A	A	—
—H38	A	A	C	C	C	A	A	A	—
5056-O	A ⁽⁴⁾	B ⁽⁴⁾	A	D	D	C	A	B	—
—H38	A ⁽⁴⁾	C ⁽⁴⁾	C	C	D	C	A	A	—
5083-O	A ⁽⁴⁾	B ⁽⁴⁾	B	D	D	C	A	B	—
—H321	A ⁽⁴⁾	B ⁽⁴⁾	C	D	D	C	A	A	—
5154-O	A ⁽⁴⁾	A ⁽⁴⁾	A	D	D	C	A	B	—
—H34	A ⁽⁴⁾	A ⁽⁴⁾	B	C	D	C	A	A	—
—H38	A ⁽⁴⁾	A ⁽⁴⁾	C	C	D	C	A	A	—
5257-O	A	A	A	D	B	A	A	B	—
6061-O	B	A	A	D	A	A	A	B	—
—T 4	B	B	B	C	A	A	A	A	—
—T 6	B	A	C	C	A	A	A	A	—
6063-O	A	A	A	D	A	A	A	B	—
—F	A	A	A	D	A	A	A	A	—
—T 5	A	A	C	C	A	A	A	A	—
—T 6	A	A	C	C	A	A	A	A	—
7075-T 6	C ⁽⁸⁾	C	D	B	D	D	C	B	D
7178-T 6	C ⁽⁸⁾	C	D	B	D	D	C	B	D

(1) 食塩水噴霧または浸漬に対して耐食性が優れている方から順にAからEまでの等級で示す。等級AおよびBの合金は工場地帯や海岸地帯でも防錆処理を施すことなく使用することができる。等級C, DおよびEの合金はなんらかの防錆処理が必要である。

(2) 応力腐食割れに関するA, B, Cの等級はそれぞれ次のように定義する。

A: 実用上あるいは実験的にも応力腐食割れを発生したことがない。

B: 実用上これまでに応力腐食割れを起したことはないが、実験的には特殊な条件で応力腐食割れを起すことがある。

C: 特殊な条件のもとでは実用上でも実験上でも応力腐食割れを起す。

(3) 比較的厚肉の部分では等級がE以下がある。

(4) 長期間高温にさらしたときは等級が下る。

(5) 加工性(冷間)および鍛造性に関してはAからDまで、切削性に関してはAからEまで良好な方から順に等級をつけて示す。

(6) 溶接性およびローフィニッシュ性に関するA～Dの等級はそれぞれ次のように定義する。

A: あらゆる現場的な手順や方法を使用して溶接することができる。

B: 特殊な技術を用いたり、試験溶接によって手順やでき具合を確かめたような特定の用途に対してのみ溶接することができる。

C: 削れやすさや耐食性を機械的性質の劣化のため、とくに限られた範囲内でのみ溶接できる。

D: これまでに開発されたような一般的な方法では溶接できない。

継手効率が低いため、通常リベット・ボルト組立構造に使用される。

代表的合金は6061と6063合金である。前者は西欧や米国において鉄塔、起重機その他各種の構造物に用いられ、耐食性も良好なため海岸地帯における用途でも防食処理を施す必要がほとんどない。6061-T6材の耐力は 25kg/mm^2 以上でSS41鋼の降伏点にはほぼ匹敵し、たわみの問題を除けばほぼ同等の許容応力をとれるという利点がある。なお、本邦では6061合金が構造物に使用された例は少なく、リベット・ボルト組立構造として最適の材料であるが市場性に比較的乏しい。

6063合金は優れた押出加工性をもち、任意の断面をもつ形材がある程度えられる。現状の用途は建築用サッシ関係が主であるが、6061合金程度の強度を必要としない面に構造材として使われることもある。ドーム構造などにおいて6063-O管材の両端を継手にはまるように加工後焼入れ焼もどし処理して組立てる方式などその例である。

7) 7000番台のアルミニウム合金：Al-Zn-Mg-Cu系とAl-Zn-Mg系の2種類にわかれ、前者はアルミニウム合金で最高の強度をもち、後者は最近10年間に開発された溶接構造用の、いわゆる、三元合金と一般に称されるものである。

Al-Zn-Mg-Cu系合金は五十嵐勇博士の発明による超々ジュラルミン(ESD)に基づいており、7075や最近開発された7178合金が代表的なものである。主な用途は航空機関係であるが、欠点として溶接性と耐食性が劣る。強度上からリベット・ボルト組立構造材としての利用価値は大きいが、十分な防食処理を施す必要がある。

Al-Zn-Mg合金は溶体化処理温度が低く、冷却速度に対する感受性が鈍く、常温時効性があるなどの諸性質をもつため、溶接時の熱影響によって母材が軟化してもその後の常温時効によって溶接部の強度がかなり回復し、耐力が 20kg/mm^2 程度になるのが特長である。しかも、母材自体の強度も5000番台や6000番台合金よりもかなり高く、耐食性もCuを含有しないため6061合金相当である。JIS規格では7N01合金が規定されているが、実用合金の数はかなり多い。主な用途は鉄道車両、トレーラ、起重機、コンテナなどであり、溶接構造のみでなくリベット・ボルト組立構造にも使用されている。

2.2 考え方の基本

以上が各合金系の特長であるが、強度面と構造上から材料をえらぶ場合の一般的な考え方の基本をつぎに述べる。

1) 溶接構造を採用しようとする場合は5083合金で最初に検討する。すなわち、溶接継手の耐力は 13kg/mm^2 で、耐食性もよいから無塗装で使用できる場合が多く、しかも市場性が大きい、という特長を生かすわけである。しかし強度が不足するときにはAl-Zn-Mg合金をとりあげるわけで、これと5083合金を組合せて使用することも可能であ

る。

2) ボルト・リベット組立構造の場合は6061-T6材をまず採りあげて検討する。鉄鋼構造でできているものをアルミニウムに換えようとする場合には、この合金を用いるのが、許容応力の見地からもっとも容易である。しかし、前述したように市場性が少ないので、強度的に差支えないときは6063-T6や同-T5材を用いるのがよい。内部構造などにおいて複雑な断面を必要とするときの形材は6063-T5材が適する。

耐食性を問題としないときは2014-T6、2024-T4、7075-T6材など高強度の合金形材を用いることもあるが、一般には塗装する必要があり、これらの中では2014-T6材の入手が容易である。

3) 薄板をプレスプレーキで曲げ加工してリベット組立構造とする場合、たとえばスパンドレルやパレット、また木材を使用している部分をアルミニウムに置換しようとするときは、5052-H34や5083-O板、強度的に問題がない場合は3003や純アルミニウム系の圧延板をとりあげて検討する。板厚が薄くて強度が不足するときには、たとえばポリウレタンを裏打材に使うとか、ベニヤやプラスチックなどの複合板、ロールフォーミングした成形品などを用いるのがよい。

4) 強度を必要としない用途には1100、3003、5052合金など市場性のあるものを用いる。

5) 鍛造品は2014-T6や2017-T6材で考え、強度を重視するときは7075-T6、耐食性が必要なときは5056-Fを、また耐熱性が必要なときは2014-T6でもよいが2218-T6材が適している。

6) 高温にさらされるとときは、 100°C 以上で長期間の使用にたえる展伸材が少ないから、条件を明らかにして製造業者に問合せるのがよい。この場合は高温引張性質、クリープ、高温疲れなどを考慮して総合的に判断する必要がある。なお、低温用途には純アルミニウムや5000番台およびAl-Zn-Mg合金が適している。

3. 加工についての考慮

つぎに、部材の加工や、表面仕上げの方法いかんによつては、さらにつぎに述べる事項も考慮せねばならない。

1) 曲げ：曲げ加工は部材を成形する場合の基本であり、前掲の第1表における成形性の評価はこの曲げ性を主として示すものである。

第2表は各種アルミニウム合金板の 90° 冷間曲げにおける最小半径を、また、第1図は管の曲げ限界の一例をそれぞれ示し、一般的傾向としては引張強さと耐力との差が大きいものは曲げ性がすぐれている。

なお、曲げ性は潤滑の適否や加工方法によっても差を生じる。たとえば板の曲げの場合、圧延方向に直角に折れ線が通るのと平行になるとでは前者の方がより小さい曲げ半径をとることができ、とくに厳しい曲げを要求するとき

にはこの点も考慮した地取りを行なう必要がある。ロール成形による場合は、軟質やR材ではロールに焼付きを起したり、また成形したものにひずみが出やすく、半硬質程度の板が加工しやすいことがある。

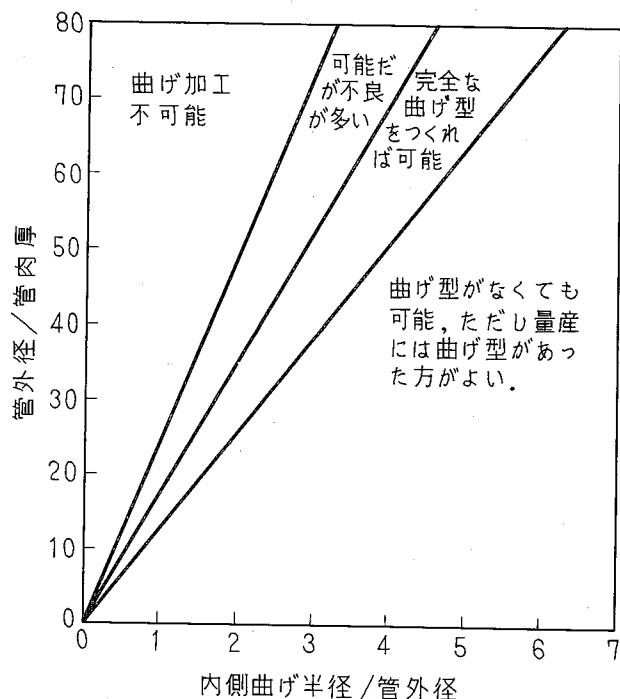
つぎに、熱処理型合金において強度的にはT6処理のものが必要だが、曲げ半径が小さいのでT6材では曲げ加工できないという場合がある。このときはFまたは軟質（またはT4材）を用いて所要の曲げ加工を与えたのち、熱処理するのも一手段である。また材料を加熱しながら曲げ加工するときは温度管理に十分注意しなければならない。軟質やR材は再結晶温度付近まで加熱しても短時間ならば問題ないが、圧延材では100°C以上に加熱すると軟化現象が

おこり、熱処理材は焼もどし温度以上の加熱を受けると強度低下がおきる。とくに局部的な400°C以上の加熱はさけるべきである。

2) 切削：一般に強度が高いものほど切削性は良好で、通常の切断作業などではまったく問題がない。しかし、円筒の内外面切削などの場合、焼入れ材や高度の冷間加工を施した材料を用いると残留応力のために切削加工後にひずみを生じやすい。そのようなときには低温焼きなまし、あるいは引張り矯正などによって残留応力を緩和させたものを使用しなければならない。また、板や棒からフランジなどの部材を採取する場合、使用中に応力集中を起しやすい内隅の部分の金属せん維が不連続となるため、安全性をと

第2表 90°曲げ内側半径（米国アルミニウム協会）

材質	各種の板厚tに対する内側曲げ半径							
	0.4mm	0.8mm	1.5mm	3mm	4.5mm	6mm	9mm	12mm
1100-O	0	0	0	0	0	0	0	1t-2t
1100-H12	0	0	0	0	0-1t	0-1t	0-1t	1t-3t
1100-H14	0	0	0	0	0-1t	0-1t	0-1t	2t-3t
1100-H16	0	0	0-1t	½t-1½t	1t-2t	1½t-3t	2½t-3½t	3t-4t
1100-H18	0-1t	½t-1½t	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	2t-4t	3t-5t	3t-6t
合せ板 2014-O	0	0	0	0	0-1t	0-1t	1½t-3t	3t-5t
合せ板 2014-T3	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	3t-5t	4t-6t	4t-6t	5t-7t	5½t-8t
合せ板 2014-T4	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	3t-5t	4t-6t	4t-6t	5t-7t	5½t-8t
合せ板 2014-T6	2t-4t	3t-5t	3t-5t	4t-6t	5t-7t	6t-10t	7t-10t	8t-11t
2024-O	0	0	0	0	0-1t	0-1t	1½t-3t	3t-5t
2024-T3	1½t-3t	2t-4t	3t-5t	4t-6t	4t-6t	5t-7t	6t-8t	6t-9t
2024-T36	2t-4t	3t-5t	4t-6t	5t-7t	5t-7t	6t-10t	7t-10t	8t-11t
2024-T4	1½t-3t	2t-4t	3t-5t	4t-6t	4t-6t	5t-7t	6t-8t	6t-9t
3003-O	0	0	0	0	0	0	0	1t-2t
3003-H13	0	0	0	0	0-1t	0-1t	0-1t	1t-3t
2003-H14	0	0	0	0-1t	0-1t	½t-1½t	1t-2½t	1½t-3t
3003-H16	0-1t	0-1t	½t-1½t	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	2½t-4t	3t-5t
3003-H18	½t-1½t	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	3t-5t	4t-6t	4t-7t	5t-8t
5005-O	0	0	0	0	0	0	0	1t-2t
5005-H12	0	0	0	0	0-1t	0-1t	0-1t	1t-3t
5005-H14	0	0	0	0-1t	0-1t	½t-1½t	1t-2½t	1½t-3t
5005-H16	0-1t	0-1t	½t-1½t	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	2½t-4t	3t-5t
5005-H18	½t-1½t	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	3t-5t	4t-6t	4t-7t	5t-8t
5005-H32	0	0	0	0	0-1t	0-1t	0-1t	1t-3t
5005-H34	0	0	0	0-1t	0-1t	½t-1½t	1t-2½t	1½t-3t
5005-H36	0-1t	0-1t	½t-1½t	1t-2t	1½t-3	2t-4t	2½t-4t	3t-5t
5005-H38	½t-1½t	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	3t-5t	4t-6t	4t-7t	5t-8t
5052-O	0	0	0	0	0-1t	0-1t	½t-1½t	1t-2t
5052-H32	0	0	0	0-1t	½t-1½t	1t-2t	1t-2t	1½t-2½t
5052-H34	0	0	0	0-1t	1t-2t	1½t-3t	2t-3t	2½t-3½t
5052-H36	0-1t	½t-1½t	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	2t-4t	2½t-5t	3t-5½t
5052-H38	½t-1½t	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	3t-5t	4t-6t	4t-7t	5t-8t
5083-O	-	-	0-½t	0-1t	0-1t	½t-1½t	1½t-2t	1½t-2½t
5154-O	0	0	0	0-1t	0-1t	½t-1½t	1t-2t	1t-2t
5154-H32	0	0	0	0-1t	½t-1½t	1t-2t	1t-2t	1½t-2½t
5154-H34	0-1t	0-1t	½t-1½t	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	2½t-4t	2½t-5t
5154-H36	0-1t	½t-1½t	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	2t-4t	2½t-5t	3t-6t
5154-H38	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	3t-5t	4t-6t	4t-6t	5t-8t	5t-8t
6061-O	0	0	0	0	0-1t	0-1t	½t-2t	1t-2½t
6061-T4	0-1t	0-1t	½t-1½t	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	2½t-4t	3t-5t
6061-T6	0-1t	½t-1½t	1t-2t	1½t-3t	2t-4t	3t-4t	3½t-5½t	4t-6t
7075-O	0	0	0-1t	½t-1½t	1t-2t	1½t-3t	2½t-4t	3t-5t
7075-T6	2t-4t	3t-5t	4t-6t	5t-7t	5t-7t	6t-10t	7t-11t	7t-12t



第1図 6061-T4管の曲げ加工限界
1100-H14, 3003-H14, 5052-H32および2024-O
管の場合にもほぼ適用できる

くに厳しく要求されるような用途に対しては鍛造品を用い、切削加工は寸法仕上げ程度に行なうのがよい。

3) 表面処理：建築関係の外装材などは陽極酸化処理したもの用いる場合が多いが、一般の構造物、とくに溶接構造物では用いない。すなわち、陽極酸化処理をしたままでは溶接ができないから皮膜を除去する必要があり、また溶接後では構造物としての大きさの点からこの表面処理ができない。

陽極酸化処理性は2000番台および7000番台のAl-Zn-

Mg-Cu系合金の場合やや劣るが、他の合金では一般に良好である。しかし、合金成分によって陽極酸化処理後の色調にじやっかんの差があるので、建築の外装などで数種の材質を組合せて使用するときには問題となる。第3表はアルミニウム合金同士の陽極酸化処理後の色調の調和性を示す。

塗装する場合、2000番台や7000番台のAl-Zn-Mg-Cu系合金は耐食性が悪いために組立作業期間中に環境条件が悪いと腐食孔や腐食生成物を生じたり、また、脱脂用クリーナのアルカリに犯されてピッティングを起しやすい。そのため局部的に塗料の密着性の悪い部分ができるフクレやハク離の原因となり、したがって塗装性が悪いといえる。これらの合金はたとえ塗装するとしても激しい腐食環境の構造物に用いるのは適当でない。なお最近では、純アルミニウムや5052板にアクリル系樹脂を塗装したカラーアルミ板が市販されており、これらは建築関係内外装材に使用されている。

4) 異種金属、木材、モルタル・コンクリートなどとの接触：異種金属との接触腐食の観点からみると、アルミニウムは銅および銅合金との接触がもっとも好ましくないわけであるが、構造物ではそのような例が比較的少ない。鉄鋼材料との接触が多いが、海上以外のふん団気では鉄鋼とアルミニウムとの電気化学的腐食作用は緩慢であって、一般に鉄がさびない限り問題は少ない。海上の大気および海水中では接合点を電気化学的に絶縁しなければならない。鋼製船舶の上部構造にアルミニウムを用いる場合、アルミニウムと接する部分は亜鉛などをメッキするか、あるいはペイントを塗って腐食を抑制するのが通常である。

木材との接触は建築や船舶関係でみられるが、乾燥した木材の場合は問題がない。アルミニウム合金の腐食は木材の含有水分や抽出物によって影響を受け、抽出液がpH3.0

第3表 陽極酸化処理したアルミニウム合金の表面色調の調和性

A: 非常に良く調和する。

B: 比較的良く調和する。

板	板										押出形材			
	1100	2024	合せ板 2024 ⁽¹⁾	3003	5005	5052 ⁽²⁾	6061	7075 ⁽¹⁾	合せ板 7075	3003	2024 ⁽¹⁾	6061	6063	7075 ⁽¹⁾
1100	A	B	A		B			B			B			B
2024 ⁽¹⁾	B	A			B						A			
合せ板 2324	A		A	A							B			
3303														
50C5	B	B			A	B	A	B			B			B
5052					B	A	B				A			
6061					A	B	A				B			
7075 ⁽¹⁾	B				B		A		A					A
合せ板 7075														
押出形材														
3003														
2024 ⁽¹⁾	B	A			A						A			
6061					B		A				A			
6063					A	B	B				B			
7075 ⁽¹⁾	B				B		B	A			B			A

(1) 焼入れ材

(2) 皮膜が比較的薄い場合

~10.3の範囲にあって、それがアルカリ側にあるとき含有水分との関係において腐食を生じる。その対策としてはアスファルト塗料やジンクロメート処理を接触部に施すのがよい。

つぎに、アルミニウム合金はモルタルやコンクリートによって腐食を受けるが、その程度は含有アルカリ度に左右される。遊離アルカリの多いモルタル・コンクリートの場合、その凝結期に腐食を生じ、その後の腐食進行は非常に微小である。すなわち、アルミニウム合金はアルカリに対して強い抵抗力をもつ水酸化皮膜を生成するため腐食が進まない。第2図は各種の表面処理を施した純アルミニウムについてセメントに対する耐食性を示し、石こうやしつくいに対する場合も含めて掲げた。防食処理としてはモルタル・コンクリートとアルミニウム合金を絶縁するため後者の接する部分にアスファルト塗料やジンクロメート塗料を塗布すればよい。なお、アルミニウム合金の場合、モルタル・コンクリートの形状の大小による腐食量の相違や、埋込線部における腐食が特に著しいとか、アルミニウム合金の材質の違いによる腐食量の多少など、いずれも認められない。

4. 設計上の注意事項

アルミニウム合金は鉄鋼材料のように明確な降伏点が存在しないため、永久ひずみ0.2%を生じるときの応力を耐力と定めて、この値を鉄鋼の降伏点と同じように扱っている。また、設計に用いる物理定数を第4表に示す。これらの点を考慮して設計するわけであるが、二、三の注意事項

をつぎに示す。

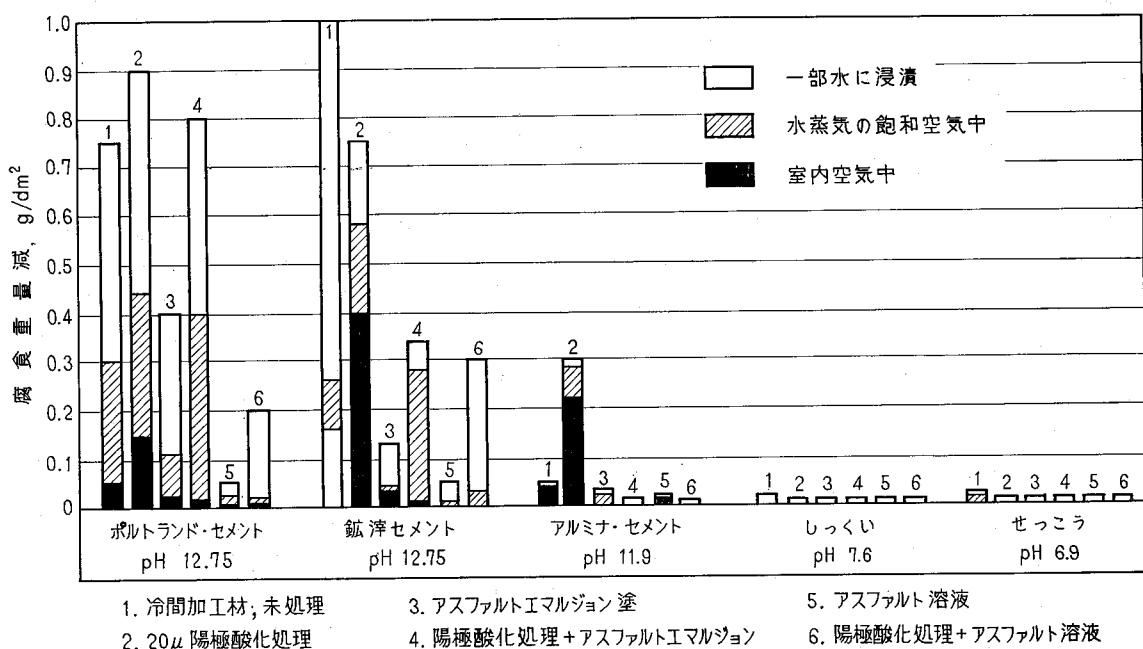
1) 一般にアルミニウム合金構造の強度計算は既存の鉄鋼の基準その他に準じて行なうわけであるが、各計算式において弾性係数の相違からおきる係数の違いに注意しなければならない。

2) 鋼構造と同じ断面性能をもつ場合、負荷応力が同じならば、たわみは3倍となる。そこでアルミニウム構造物は断面二次モーメントを大きくとる。つまり梁せいを大きくとことになるが、経済性の面から板厚を薄く設計する。この場合、局部座屈やねじれの問題がおきるので、これの防止を考えねばならない。アルミニウム合金押出形材は任意の断面形状を設計できるので、局部座屈やねじれの問題を解決するのに第3図に示すようなリップ付き形材が用いられる。なお、曲げモーメントやたわみが大きい個所には鋼材と組合せて使用すると経済的な設計ができる、このような不静定構造物も多い。なお、ドイツ規格(DIN 4113)では限界たわみをつぎのように規定している。

ラチス・ガーダ	I/700
プレート・ガーダ	I/400
居室・事務所・工場などの床	I/300
母屋桁・垂木・小屋梁	I/200
片持ち梁	I/150

アルミニウム合金構造では、鋼構造のままのたわみ規定を受けると、十分に許容応力を利用できないということも今後の課題の一つである。

3) 座屈における細長比は日本建築学会「アルミニウム合金建築構造設計施工規準(案)」で、圧縮材の細長比を



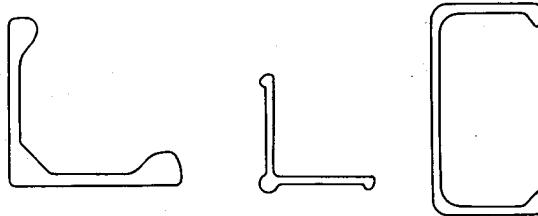
第2図 1060板に表面処理を施した場合の腐食量の比較(期間 445日)

160以下、柱材を120以下と規定している。この数値は規格によって多少の相違はあるが、細長比を小さくすることが必要で、通常では格子数を増やすことが望ましい。

4) 線膨脹係数は鋼の2倍であるから、熱応力を発生する部材には伸縮継手を用いるがよい。いっぽう縦弾性係数が鋼の $\frac{1}{3}$ であることから、熱応力は鋼の $\frac{2}{3}$ であり、トラス構造などでは鋼構造より安全側にある。

第4表 物理定数の比較

物理定数	アルミニウム	鋼
縦弾性係数 E, kg/mm ²	7000	21000
横弾性係数 G, kg/mm ²	2850	8100
ボアソン比 1/m	0.33	0.3
線膨脹係数 1/°C	24×10^{-6}	12×10^{-6}
比重	2.7	7.9



第3図 リップ付き形材

5. 許容応力

許容応力は耐力もしくは引張強さなどの強度を安全率で除した値で定義され、許容応力もしくは安全率の値は構造に関する各基準や規格に定められている。詳細は別に述べた¹⁾ので省略し、参考となる基準類をつぎに示す。

1) 建築および橋梁

日本建築学会：アルミニウム合金建築構造設計施工基準（案）, (昭43)

ドイツ規格 DIN 4113: Aluminium im Hochbau-Richtlinien für Berechnung und Ausführung von Aluminiumbauteilen, (1958)

米国土木学会 ASCE Paper No. 3341 : Suggested Specifications for Structures of Aluminum Alloys 6061-T6 and 6062-T6, ASCE Paper No. 3342: Suggested Specifications for Structures of Aluminum Alloys 6063-T5 and 6063-T6 (Dec. 1962)

カナダ規格協会 CSA S157: The Structural Use of Aluminum in Building, (1962)

関西橋梁鉄骨溶接研究会：アルミニウム合金橋の設計指針（案）

2) 起重機

日本クレーン協会：アルミニウム合金製クレーン構造

部分基準, (昭43)

カナダ規格協会 CSA B167 General Purpose Electric Overhead Travelling Cranes, (1964)

3) ポイラ、タンクおよび高圧容器類

日本工業規格 JIS B 8243: 火薬圧力容器の構造

高圧ガス保安協会：容器保安規則関係基準

軽金属協会規格 LIS SW1: アルミニウムおよびアルミニウム合金を用いた圧力容器、貯蔵タンク類の許容応力基準, (昭46)

米国機械学会：Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. VIII, Div. 1 & 2, (1968), American Standard Code for Pressure Piping ASA B31 Petroleum Refinery Piping, (1966)

米国規格協会 USA B96: USA Standard Specification for Welded Aluminum-Alloy Field-Erected Storage Tanks, (1967)

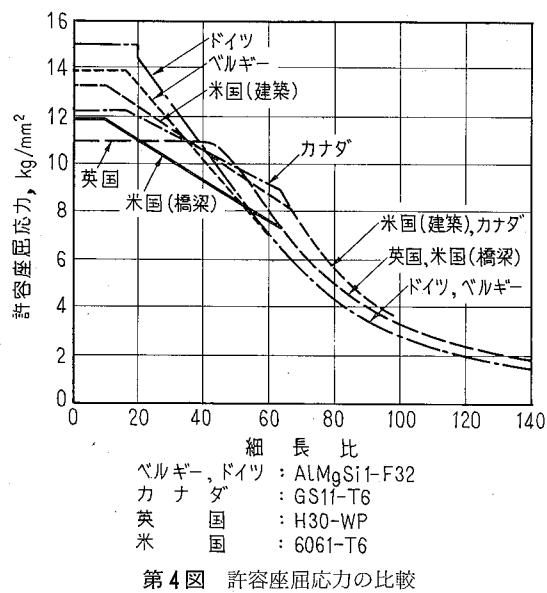
第5表は上述の基準類における安全率をまとめたものである。安全率はそれぞれ耐力および引張強さに対して規定されているが、ドイツ (DIN4113) およびわが国の規格（建築と起重機）のみは引張強さに対する安全率を規定していない。一般にアルミニウム合金の弾性限は耐力の75%程度とみなされるので、耐力に対して安全率を1.33以上にとれば塑性変形を防げることになる。

許容座屈応力を求める場合の安全率は塑性座屈と弾性座屈の領域で値の異なる例もあるが、およそ2前後である。しかしながら、第4図に示すように類似の強度をもつ合金（6061-T6相当）でも規格によって許容応力がかなり異なっている。

なお、疲労に対する許容応力をいかにとるかは難しい問題であり、著者の別の解説^{2,3)}を参照していただきたい。

第5表 安全率の比較

区分	静的許容応力を求める安全率	座屈に対する安全率	高温における許容応力または安全率
米国	耐力に対し 1.65 引張強さに対し 1.95	1.95	—
	耐力に対し 1.85 引張強さに対し 2.2	2.2	—
	耐力に対し 1.25 引張強さに対し 3.33	38°C 以下 1.95 高温では 1.65	0.1%/10,000h のクリープ強さ 10 ⁶ h のクリープ破断強さ
	耐力に対し 1.5 引張強さに対し 4	—	0.01%/1,000h のクリープ強さ 10 ⁶ h のクリープ破断強さ
カナダ	耐力に対し 1.65 引張強さに対し 2.0	2.0	—
	耐力に対し 1.85 引張強さに対し 2.2	2.2	—
ドイツ	耐力に対し 1.5 塑性域 1.5 弹性域 2.5	—	—
ベルギー	耐力に対し 1.7 塑性域 1.7~2.6 弹性域 2.6	—	—
日本	耐力に対し 1.5 (略)	—	—
	1.7	2.0	—
	(耐力+引張強さ)/5 耐力に対し 1.5	—	(耐力+引張強さ)/5 耐力に対し 1.5



第4図 許容座屈応力の比較

6. 構造物への応用例

6.1 建築構造物

戦前では、アルミニウム構造物は耐食性が良いという利点から化学工業の分野で発達し、いっぽう軽量性を生かして航空機関係では広範な利用があったが、建築構造面では耐食性によってえられる経済性、自重の軽減による経済性だけでは大した利点とならず、常用される構造材となるためには最低の原価がえられるようなより深い構造設計の研究が必要となっていた。アルミニウム構造物の最初のものは1929年米国ALCOA社の起重機であり、ついで1931年のMississippi河氾濫による橋梁修復にアルミニウム橋梁が建設された。これらがアルミニウムの構造物への利用を促がし、のちの研究を深める契機となっている。

戦後、アルミニウム建築構造が発達したのは英国であり、数年のうちに10万m²のアルミニウム建築構造物が建設された。この時期は鉄鋼が極端に不足し、いっぽうではアルミニウムが余っているという背景があったわけで、鋼製ト

ラスが18ヶ月の納期に対しアルミニウムトラスはわずか数ヶ月の納期と、恵まれた状態にあった。これらのトラスは24ないし61mにおよぶ大きなもので、このようなアルミニウムの構造物への集中利用は、とくに構造計算の分野でかなりの進歩をみせ、今日の計算規準の基礎となっている。当時のわが国では余剰アルミニウムが、弁当箱で代表される日用品に利用されたのに対し、英国では建築構造物に利用されていたわけである。

その後、各国で数多くのアルミニウム建築構造物が建設されてきたが、自重軽減の経済性を利用した大スパン・トラス構造と、表面積を最少ですます経済性を利用した大スパン・ドーム構造がそのほとんどをしめている。

最近建造されたアルミニウム建築構造物の代表的なものとしては、写真1に示す Ahembí 大展示館がある⁴⁾。これはブラジルその他ラテンアメリカ諸国が工業見本市を開催するために Sao Paulo 市に建造したもので、260×260mの世界最大のアルミニウム構造物である。48,000個の部品からなるこの構造物は、ALCAN 社のコンサルタント Mr. Cedric Marsh により設計された。部材は6~150mmΦまで10種類の寸法の管で、100mmΦまでは6063-T6材を、とくに機械的強度が要求される大径部分には6351-T6材が用いられている。各管の両端は写真2に示すように平らに成形され、鋼製の節点部材にボルト接合されている。その組立作業は従来工法のように高所で接合するのではなく、地上で全トラスを完成し、一体の形で14mの高さに持上げる。写真3に示す柱が25本グリッド状に配置され、水平力とねじれをコントロールする特殊なワインチで持ち上げるわけであるが、梁せい／スパンが1/25という大架構の持ち上げ作業を27時間で完了した。わが国の万国博お祭り広場にも同じような構法がとられたが、鋼製であるために比較にならない程の時間を要している。「建物は屋根から建てることはできない。」という既成概念を打破ったもので、アルミニウムの軽量さが、そのような作業を可能にする重要な因子となっている。



写真1 Ahembí 大展示館（工事中）

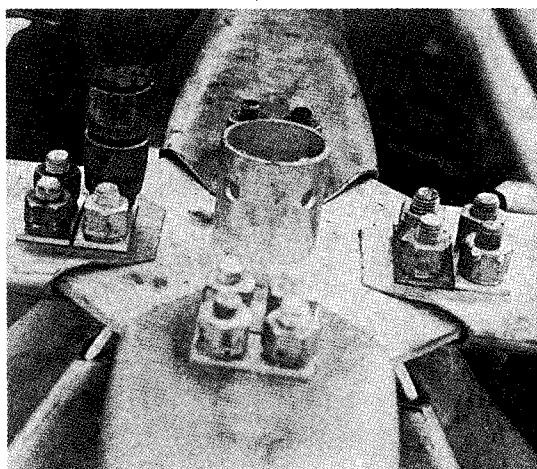


写真2 繰手部

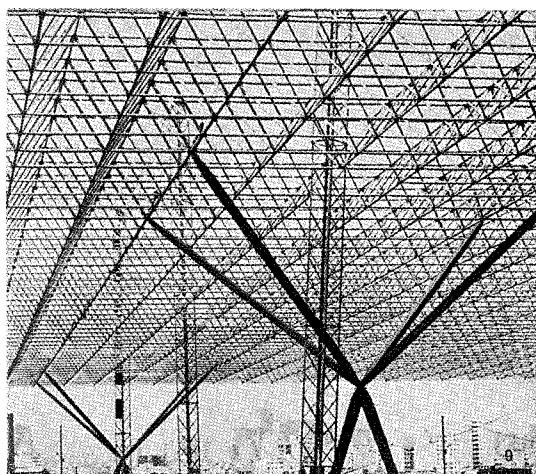


写真3 構造

6.2 橋梁

米国にはアルミニウムの橋梁が数多く見受けられるが、その理由はつぎのようである。

- 1) 自重を軽減できること。
- 2) 工場製作の大きさの範囲を非常に大きくとれるため、製造原価を低減でき、それを船輸送によりそのまま橋脚に設置できるので組立費を低減できる。
- 3) 基礎の形状・寸法とその費用を小さくできる。
- 4) 高価で面倒なコンクリート工事がわずかですむ。
- 5) 塗装、塗替工事を省略でき、また塗装しても鋼構造の場合より長寿命である。
- 6) 低温ぜい性がない。

これらの材料には 2014-T 6, 6061-T 6, 5083-H113 材などが用いられ、前二者はリベット・ボルト組立構造、後者は溶接によっている。スパンは 100m を越えるものもあり、鋼製橋梁にくらべて 50% 以上の重量低減が可能である。

写真4 の New York 高速道路橋⁵⁾は長さ 212', 幅 96' のもので、構造材は 6061-T 6 材、同材の冷間リベット打ちでアルミニウム重量は 178Ton である。また Virginia 高速道路橋⁶⁾にも同じ型式のものが作られ、これは鋼製のブ

レートガーダ橋を代替したわけであるが、第5図に示すような REYNOLDS 方式である。つまり 5つの三角梁の上部をそれぞれ接合し、底部は 10' 間隔に U型部材を直交させる。上部はコンクリート打設のためのキーストン・プレートと、コンクリート床版に圧縮応力を伝達させるためのシャー・コネクターを持っている。ウェブ材は 2.5mm 厚の板材が使用され、引張り材としては下部の大きな押出形材にたよっている。工場接合ではフックボルトを、現場接合ではカドミウムメッキしたボルトを使用している。材料は 6061-T 6 材で鋼のプレートガーダ橋が重量 89.5Ton であったのに対し 25Ton であった。また設備配管を橋梁に内蔵させている。なお、このような方式の橋梁はつきの点を共通仕様としている。

- 1) コンクリートとの接触部をジンク・クロメート塗装する以外は無処理でよい。
- 2) 構造は動荷重と衝撃荷重に抵抗するため、コンクリート道路面とアルミニウム梁を一体とした合成梁として設計する。
- 3) コンクリートとアルミニウムの熱膨脹の相違からくる熱応力に注意し、それを逃がすか、または受けとめるように設計する。

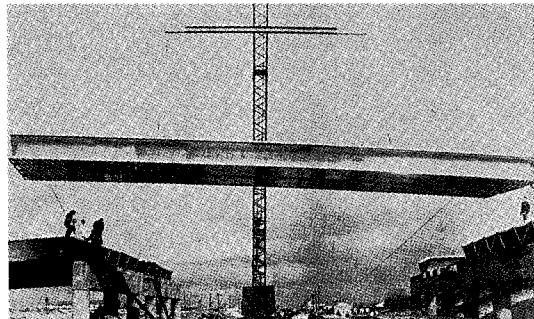
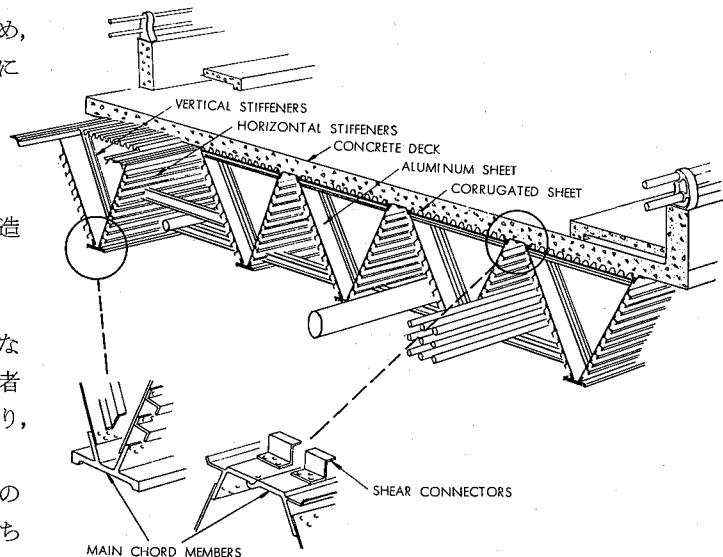


写真4 New York 高速道路橋（工事中）



第5図 Reynolds方式による橋梁

6.3 起重機

ジブ・クレーン、モービル・クレーン、天井走行クレーンなど各種のアルミニウム合金製クレーンがわが国ならびに諸外国にあり、その利点はつきのような経済性と関係する。

- 1) 下部構造物が軽量でよい。
- 2) 使用動力が少なくてすむ。
- 3) 既設の下部構造をそのままにして、巻揚げ能力を増加することが可能である。

アルミニウム製クレーンに関しては既にしばしば紹介⁶⁾したので簡単に述べるが、もっとも多く使用しているのは米国 KAISER 社であり、5083-H113 製全溶接天井走行クレーンで容量 5~125Ton、スパン 60~105' のものが合計27台稼動している。アメリカ鉄鋼協会の規格では、許容たわみ $I/1000$ と規定されているが、アルミニウム製の場合では $I/670$ まで許可され、剛性を増すためにガーダの深さを 25% 増し、さらに板厚も考慮して設計した結果、鋼製のガーダより 58~62% 軽くなるという結論をえた。50Ton×105' の天井走行クレーンを対象に鋼製のものと経済比較を行なったところ、本体原価は約 13.5% 割高となるが、輸送費や据付費を加算し、さらに 500' の走行距離に対する基礎費まで含めると、わずか 2% の割高にしかならない。20年間の保全費まで考慮すれば、アルミニウム製のものは約 1% の経済性が認められる。その他に、始動、停止が速く、巻上げ速度その他が向上させられるため、約 15~25% 稼動率を上げることができた。

写真 5 はわが国最初のアルミニウム合金製全溶接 5 Ton 天井走行クレーンで、約 10 年前に当社に設置された。材料は 5083 合金で、たわみは $I/3500$ であったにもかかわらず、約 30% の重量減がえられた。最近製作されたものでは、5083 合金製全溶接 6 Ton × 13.24m の天井走行クレーンがあり、ガーダ自重は約 1 Ton、軽金属押出開発㈱に設置されている。

写真 6 はホイール・クレーンの一例で、長さ 18m のブームは 5083 合金製で耐力に対する安全率 2 の設計であるが、鋼製にくらべて 35% の重量減がえられている。

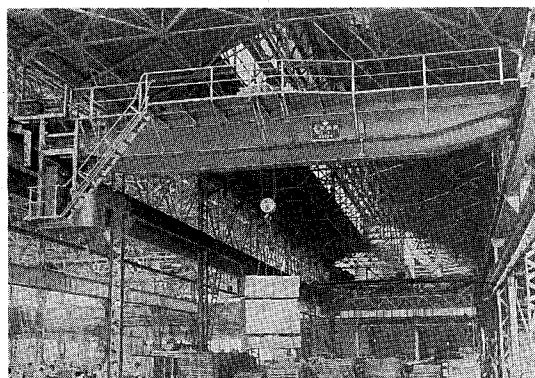


写真 5 天井走行クレーン



写真 6 ホイール・クレーン

6.4 送電塔

写真 7 は Ontario Hydro-electric Commission の V 型設計による 500kV の送電塔⁷⁾で、120~140' の高さのものを約 100 本建設したうちの一例である。軽量さを利用して現地で取付け作業のみするように工場内で製作し、ヘリコプタ輸送で現地に設置したため、建設期間の大幅な短縮が

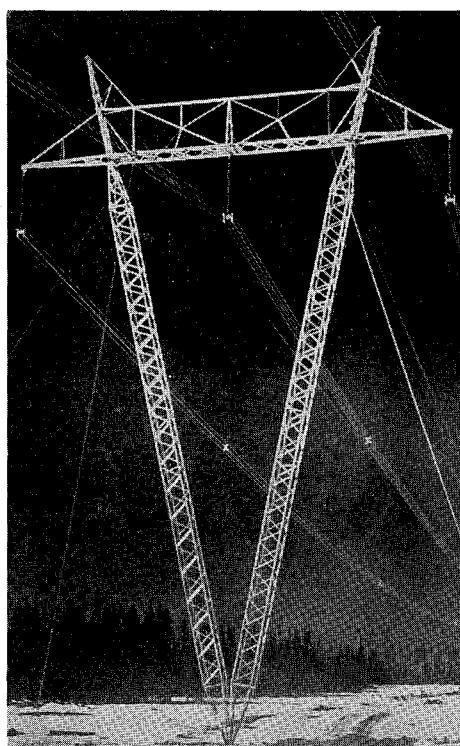


写真 7 V 型送電塔

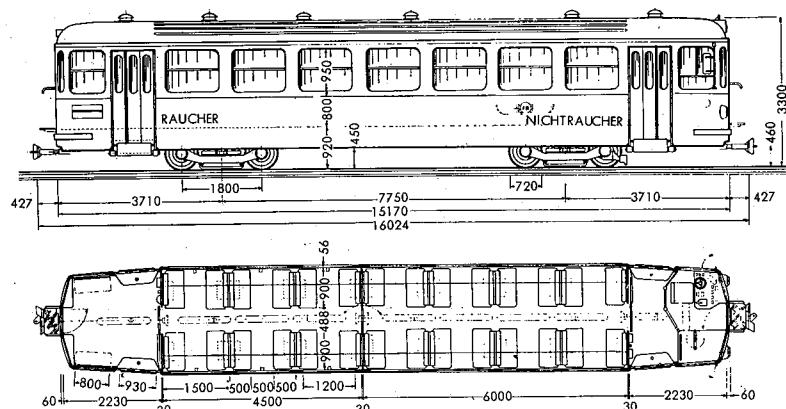
可能となり、組立費やその後の保守費も鋼製とくらべて少なかった。材料は主として 6061-T6 押出形材または管で、ボルト接合され、重量は従来の鋼製ものの 30% であった。自立型送電塔の場合は、その原価を鋼製と比較すると、設計費を除けばアルミニウム合金製は鋼製と同程度であるといわれている。

6.5 鉄道車両

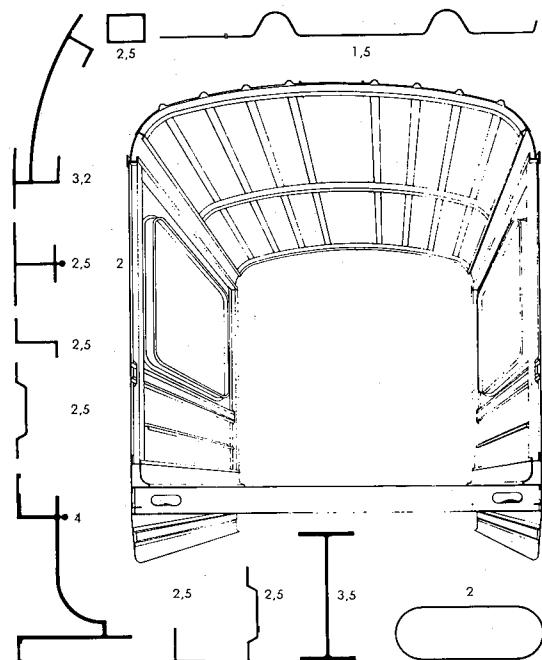
輸送能力の増大のために鉄道車両は自重の軽減を計る必要にせまられているが、高速性、安全性の面から機器重量は増加するいっぽうである。そこで軽量化のためアルミニウム合金製車両が使用されはじめたことはよく知られている。一例として 1967 年スイスの Forchbahn 社で使用されたもの⁸⁾と、1968 年わが国の某電鉄会社⁹⁾で使用されているものについて紹介する。前者は Alusuisse 社とスイス工科大学の共同開発によって完成したもので、その全体図を第 6 図に示す。車両重量 10.8Ton で、鋼製同型車両よ

り 8.7Ton の軽量化となっている。使用材料は主として AlZnMg1 合金で、すべて溶接構造である。主要材の断面形状は第 7 図に示し、組立ては床、側、屋根と端部出入口の各単位にわけ、できるだけ部品数を少なくする方式をとっている。なお、強度試験は骨組みの実物試験が行なわれ、垂直荷重 20Ton、水平荷重 45Ton と両者の組合せ荷重の 3 条件で十分な強度を持っていることが認められた。わが国の某電鉄会社で使用しているアルミニウム合金製車両の全体図を第 8 図に示し、重量は同型のステンレス車両より約 3 Ton 軽い。剛性、強度の点で問題のおこりがちな部分には有効な断面形状をもつ押出形材を使用し、ステンレス車に劣らない剛性をもっている。

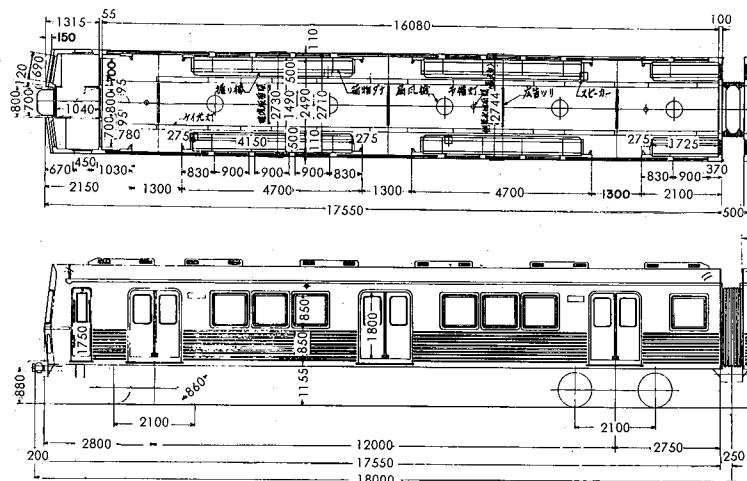
現在、帝都高速公団その他でアルミニウム合金車両は数多く使用され、さらに山陽新幹線にも Al-Zn-Mg 合金製車両が計画されており、アルミニウム合金車両の特性は十分に認識されているものと考えられよう。



第 6 図 スイスのアルミニウム合金製車両



第 7 図 主要材料断面
(数字は板厚を示す)



第8図 わが国のアルミニウム合金製車輛

7. おわりに

アルミニウム合金構造の場合、アルミニウムのもつ特性を生かして設計することはいうまでもないが、材料費が鉄鋼の場合とくらべて割高となるから何らかのメリットがでるよう設計することが肝要である。軽金属押出開発㈱に世界最大級の 9500Ton 押出機が設置され、大型形材の製作も可能になったおりから、構造分野へのアルミニウム合金の利用の増加に本資料がお役にたてば幸甚である。

参考文献

- 1) 竹内勝治, 田中英司: 本誌, 11 (1970), 175
- 2) 竹内勝治, 田中英司: 本誌, 7 (1966), 31
- 3) 竹内勝治, 田中英司: 本誌, 9 (1968), 118
- 4) ALCAN NEWS p.8 (Mar. 1970)
- 5) K. F. Glaser: Modern Metals, 22, (1966-10) 60
- 6) 竹内勝治: たとえば本誌, 9 (1968), 218
- 7) C. Marsh: Symp. on Al. Struct. Eng., p. 296 (1968-3), ALUMINUM FEDERATION, London
- 8) Schweizer Al Rund, 4 (1968-6), 111
- 9) 土岐実光: 軽金属通信, 34 (1968-8)

R139

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 12 No. 3 Jul, 1971

変電所アルミニウム合金製断路器架台について

竹内勝治
渋谷康授
中村章

住友軽金属工業株式会社

変電所用アルミニウム合金製断路器架台について

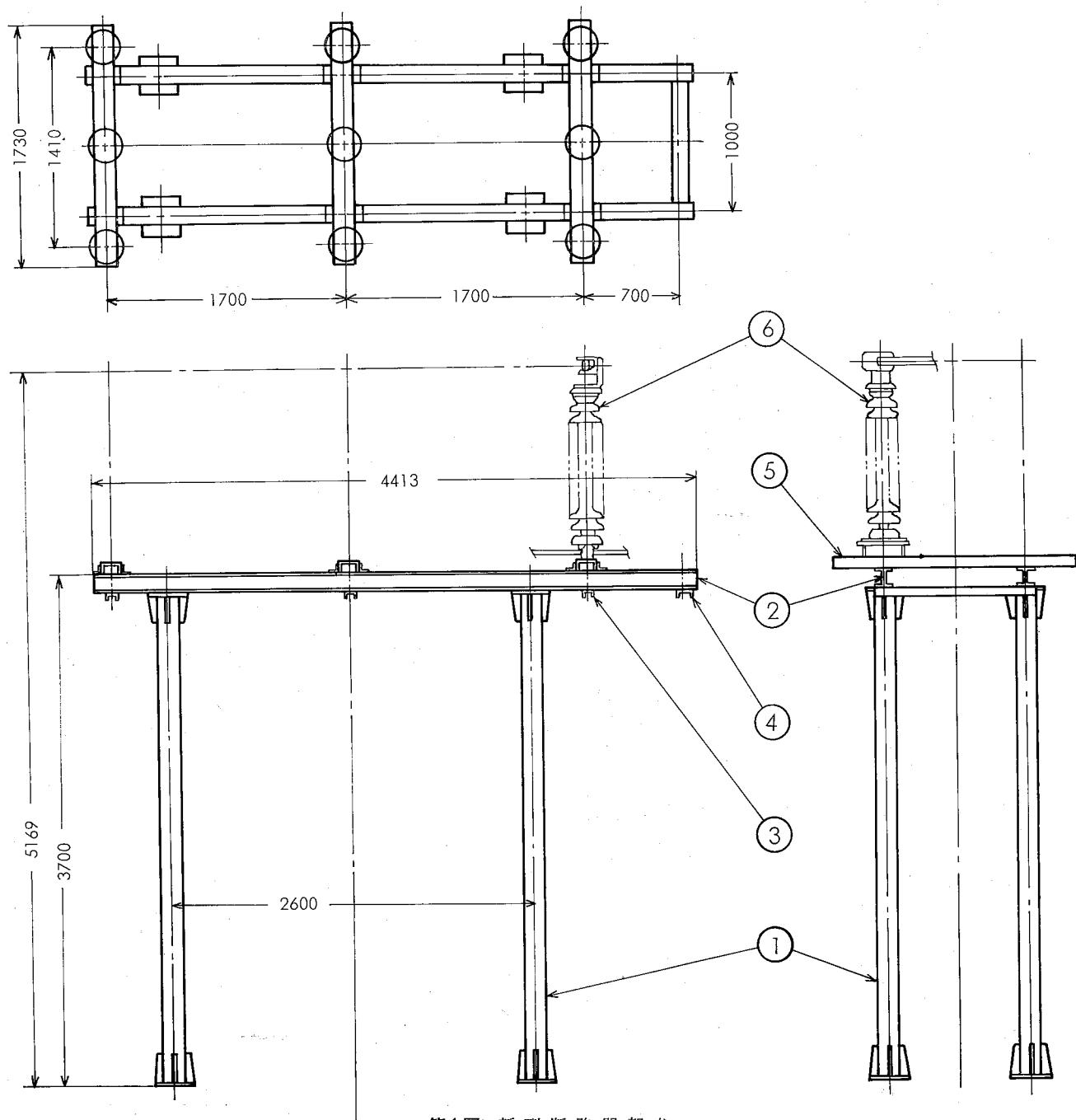
竹内勝治* 渋谷陽康** 中村 授*** 畠山 章****

1. 緒言

変電所建設費の低減、工期の短縮ならびに美化を目的として、変電所設備へのアルミニウムの使用が従来から検討されている。ここに述べる変電所用アルミニウム合金製断路器架台は軽量で、耐食性も良好なため、運搬が容易で、

かつ、建設費および維持費が安価であるとともに、美観の点からもすぐれた利点がある。

我々は66kV変電所のアルミニウム合金製断路器架台を開発してその強度を検討した結果、軽量で施工も容易な構造に改良できることがわかった。



第1図 新型断路器架台

*開発部兼研究部 工学博士

**住友電気工業㈱電力事業部第1裸線技術課

***研究部

****開発部

そこで、住友電気工業㈱および当社は共同して軽量、かつ、組立が容易な66kV新型断路器架台を設計、製作することになった。本報はその構造、設計条件および強度試験の結果を紹介する。

2. 断路器架台の構造および想定荷重の概略

2・1 断路器架台の構造

新型断路器(LS)架台を第1図に示し、その主要構造部材の断面常数を第1表に示す。柱①には上下端に天板、地板、リブおよび接地板がミグ溶接で取付けられている。母線は縦はり③およびLSベース⑥と平行に張られる。

参考までに改良前のLS架台の構造を第2図に示す。柱

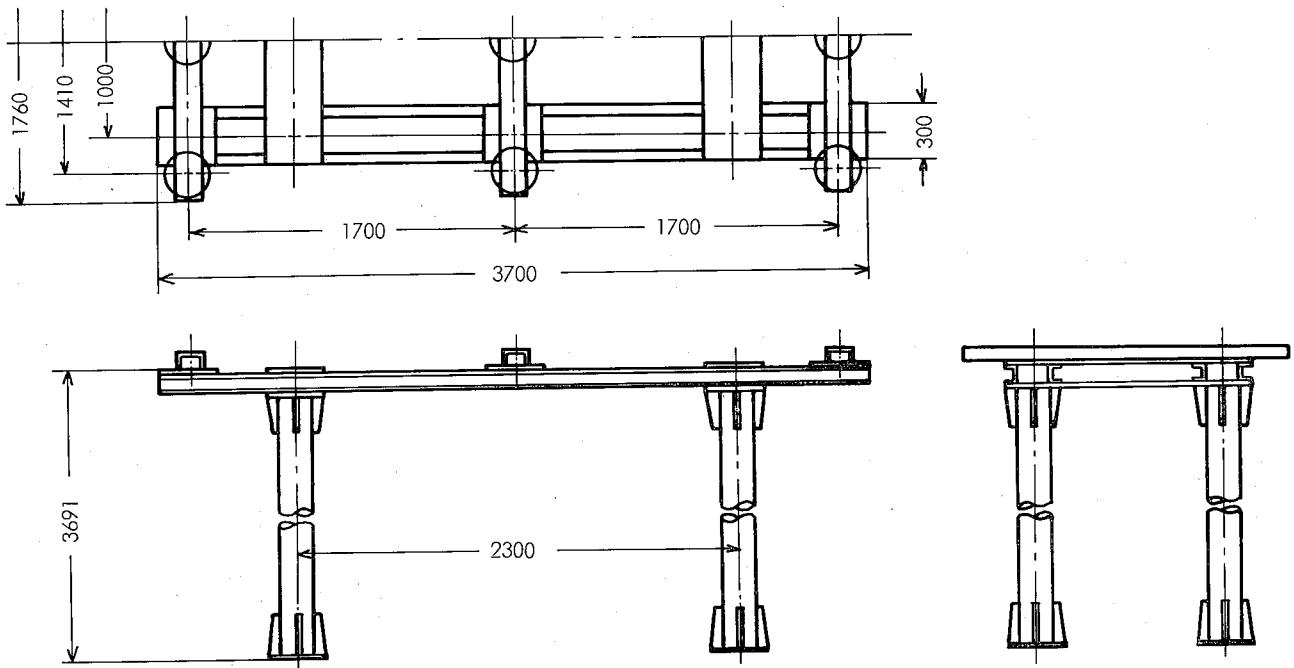
は180mm ϕ ×6.5mmのZK60-T4円管、縦はりが6061-T6チャネル□100×50×7.5mm 2本の組合せはり、横はりが6061-T6の10mm板であり、さらに6061-T6形材のハンガーアームを縦はりにボルト結合で継ぎたしていることが新型と異なっている。この改良前のLS架台の欠点は母線と平行な縦はりおよび直角な横はりが、それぞれ母線に直角または平行な方向の曲げモーメントに弱く、柱とのバランスがとれていないことがある。

新型LS架台1基当たりのアルミニウム合金部材の使用重量を第2表に示す。これは改良前のLS架台が約325kgであったのに対し、その $\frac{1}{3}$ である。

第1表 新型LS架台主部材の断面常数

部材番号および名称 ⁽¹⁾	① 柱	② 横はり	③ 縦はり	④ LSベース
材質 寸法	ZK60-T4 150 ϕ ×6.0t	6061-T6 I型, 120×130×7	6061-T6 □型, 80×42×6	SS41 □型, 150×75×6.5
断面積, mm ² A	2.714×10 ⁸	3.000×10 ⁸	9.120×10 ²	2.345×10 ⁸
断面2次モーメント, mm ⁴	I _X I _Y I _Z	7.048×10 ⁶ 7.048×10 ⁶ 1.410×10 ⁷	1.213×10 ⁷ 8.470×10 ⁶ 3.665×10 ⁶	1.150×10 ⁶ 9.637×10 ⁵ 8.487×10 ⁵
断面係数, mm ³	Z _X Z _Y Z _Z	9.397×10 ⁴ 9.397×10 ⁴ —	— 1.412×10 ⁵ 5.638×10 ⁴	5.096×10 ⁴ 2.524×10 ⁴ —
綫弾性係数, kg/mm ²	E	7000	7000	7000
横弾性係数, kg/mm ²	G	2650	2650	21000
				8000

(1) 第1図参照



第2図 改良前LS架台

第2表 新型LS架台1基当たりのアルミニウム合金使用重量

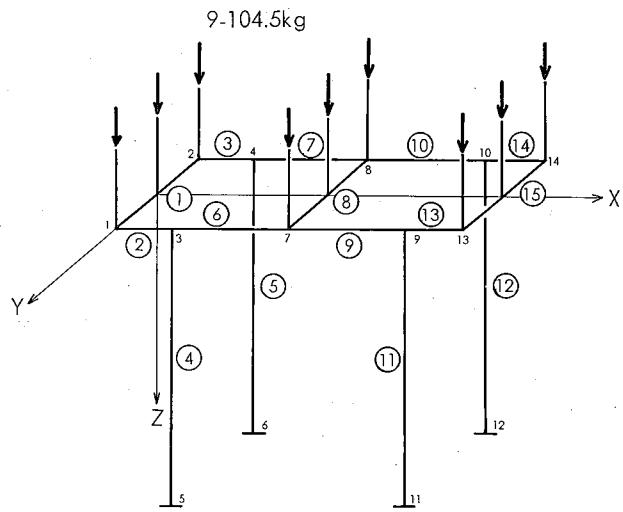
名 称	材 質	寸 法	個 数	重 量, kg
柱 内 訳	ZK60-T4	150φ×6t	4	137.1 (104.0)
	ZK41-T4	20t		(16.9)
	ZK41-T4	10t		(7.1)
	ZK41-T4	10t		(8.1)
	ZK41-T4	10t		(1.0)
横はり	6061-T6	I120×130×7	2	71.4
縦はり	6061-T6	E80×42×6	3	8.3
計				216.8

2・2 想定荷重と応力計算値

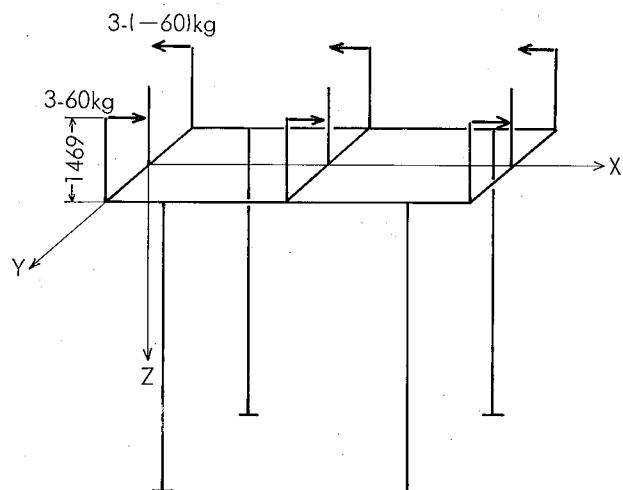
LS架台の想定荷重は

- 1) LS自重（地震時0.5Gが加わる）
- 2) LS投入力
- 3) 電磁力
- 4) 母線直角(X)方向風圧
- 5) 母線平行(Y)方向風圧

の単独あるいはそれらの組合せである。その詳細を第3～7図に示す。風圧力は速度圧を 130kg/m^2 とし、円柱の風力係数を $\frac{1}{3}$ とした。なお、第6～7図でわかるように、L

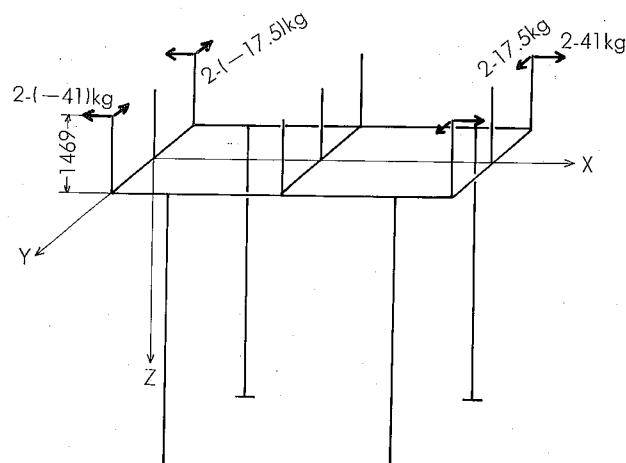


第3図 L S 自重

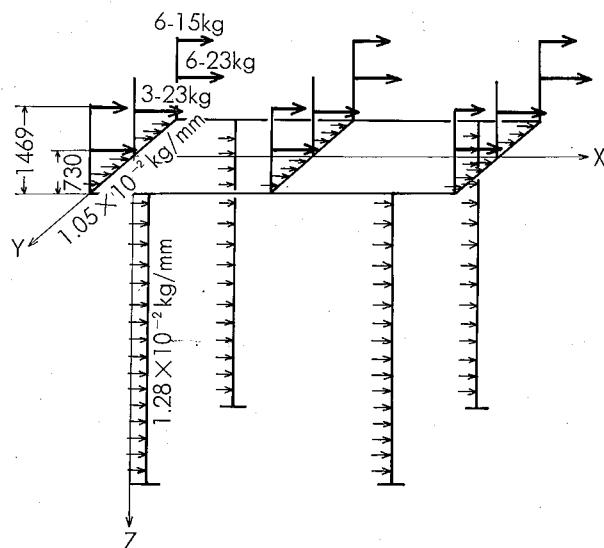


第4図 L S 投入力

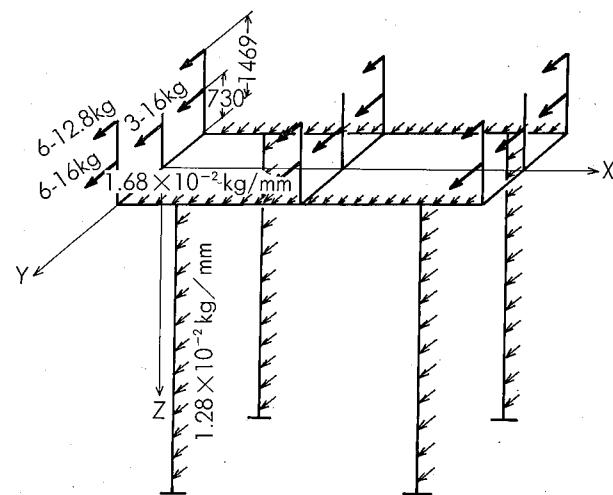
Sだけでなく母線にかかる風圧も加えられている。なお、第3図には強度解析のためつけられた節点および部材番号もあわせて示した。



第5図 電 磁 力



第6図 母線直角(X)方向風圧



第7図 母線平行(Y)方向風圧

想定荷重に対する強度解析結果の抜粋を第3表に示す。LSベース、縦はりの応力計算値は柱、横はりに比べ小さいので省略した。

使用する材料の保証値と、その耐力保証値の%をとった設計許容応力値を第4表に示す。第3表において、柱およ

び横はりの最大応力（絶対値）としてはそれぞれ、XあるいはY方向風圧にLS自重、電磁力が重なったときに3.15および 2.09kg/mm^2 が生じることになるから、設計許容応力値に対する安全率は計算上それぞれ4.2および8.0となる。

第3表 想定荷重に対する最大応力計算値

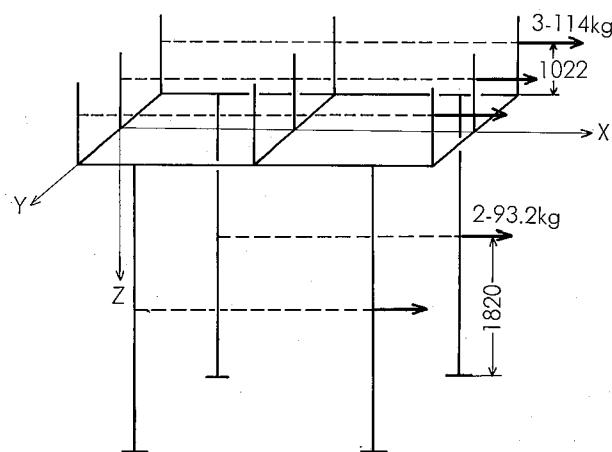
位置 ⁽¹⁾ ,応力,たわみ 荷重	柱		横はり		たわみ, mm			
	位 置	応力, kg/mm ²	位 置	応力, kg/mm ²	位 置	X	Y	Z
LS 自重	④-3		②-3		7			
	⑥-4	-0.15	③-4	-0.45	8	0	0	0.21
	⑪-9	-0.07	⑩-9	+0.45				
	⑫-10		⑭-10					
電磁力	⑥-4	+0.53	②-1	-0.48	1	-0.59	-2.00	0.29
	⑪-9	-0.48	⑭-14	+0.50	2	0.58	-2.00	0.36
					13	-0.58	2.00	0.36
LS 投入	④-5		②-1		14	0.59	2.00	0.29
	⑥-6	+0.41						
	⑪-11	-0.41	⑭-14		1	0.95	2.75	-0.08
	⑫-12				2	-0.95	2.75	0.08
X 方向風圧	④-5	-2.34 +2.46	⑥-3	+1.46 -1.45	13	11.21	0	-0.67
	⑥-6		⑦-4		14			
	⑪-11	+2.34 -2.46	⑨-9	-1.46 +1.45				
	⑫-12		⑩-10					
Y 方向風圧	④-5	+2.45 -2.69	②-3	-0.75 +0.75	7	0	13.38	0.24
	⑪-11		⑩-9		8			
	⑥-6	-2.45 +2.69	④-4	+0.75 -0.75	13	0	13.38	-0.24
	⑫-12		⑭-10					
(LS自重) (X方向風圧)	⑥-6	-2.80 +2.71	⑨-9	-2.06 +2.09	14	11.80	2.00	1.11
(LS自重) (Y方向風圧)	⑪-11	+2.64 -3.15	⑩-9	-1.95 +1.98	13	-0.58	15.44	0.68

(1) 位置は部材番号と節点番号で表示し、前者が○内の数字である（第3図参照）。

第4表 使用材料の強さと許容応力値

材 質	保 証 値, kg/mm ²		設計許容応力値, kg/mm ²
	引張強さ	耐 力	
ZK60-T4 ⁽¹⁾	32	20	13.3
ZK41-T4			
6061-T6	27	25	16.7

(1) ZK41-T4に準じる(7NO1-T4並みとみなす)。



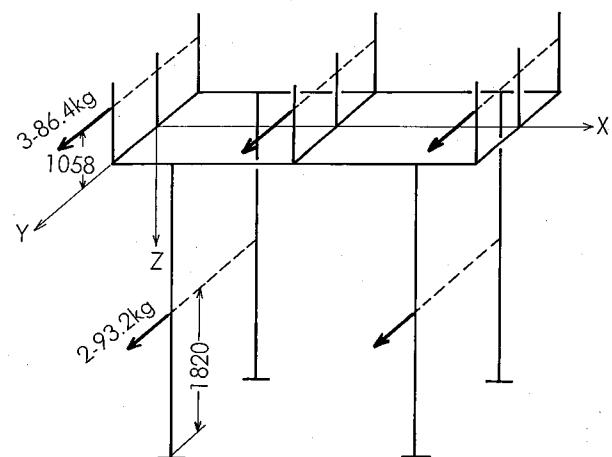
第8図 母線直角(X)方向風圧相当荷重試験

3. 強度試験方法と結果

LS架台実体強度試験として想定荷重試験、振動試験および破壊荷重試験を行なった。

3・1 想定荷重試験

想定荷重試験では第8、9図に示すXおよびY方向風圧相当荷重をロードセルを介したウィンチを用いて供試LS



第9図 母線平行(Y)方向風圧相当荷重試験

架台に負荷し、主な点に貼付された抵抗線ひずみゲージS-108と静ひずみ計P S7/L T（いずれも新興通信工業（株）製）で各点のひずみを、また、カセットメーター（島津製作所製）を用いてたわみをそれぞれ測定した。

LS投入試験は供試体にLS投入装置も備えているので、実際にLSを投入して、動ひずみ計D S6/R Y（新興通信工業（株）製）およびビザグラフF R301（三栄測器（株）製）を用いてひずみを測定した。なお、LS自重および電磁力

による発生応力は第3表から小さいと予想され、それ故LSとLSベースが一体であることと、かつ、試験装置の関係で多方向荷重負荷が困難なため省略した。

X, Y方向風圧相当荷重試験の結果の抜粋を第5表に強度解析結果とともに、また、試験状況を写真1～2にそれぞれ示す。LS投入によって生じる応力は極めて小さいものであったので省略する。おそらく想定LS投入力が大きく見積られているものと考えられる。

第5表 試験荷重に対する最大応力計算値と実測値

負荷	柱の応力, kg/mm ²			横はりの応力, kg/mm ²			たわみ, mm						
	位置	計算値	実測値	位置	計算値	実測値	位置	計算値			実測値		
								X	Y	Z	X	Y	
母線直角(X)方向風圧相当荷重	④-5 ⑥-6	-2.48 +2.62	(-2.77 +2.52 —)	⑥-3 ⑦-4	+1.53 -1.51	+1.54 —	1 2	11.58	0	-0.71	12.6	—	—
	⑪-11 ⑫-12	+2.48 -2.62	(+2.31 -2.59 (+2.10 (-2.56	⑨-9 ⑩-10	-1.53 +1.51	+1.40 —	13 14	11.58	0	0.71			
	④-5 ⑪-11	+2.10 -2.35	(+3.50 (-3.12 (+3.50 (-3.47	③-3 ⑬-9	-0.70 +0.69	+0.25 +0.28	7	0	11.09	0.28	—	20.9	—
	⑥-6 ⑫-12	-2.10 +2.35	(-3.29 (+3.54	④-4 ⑭-10	+0.70 -0.69	—	8	0	11.09	-0.28			

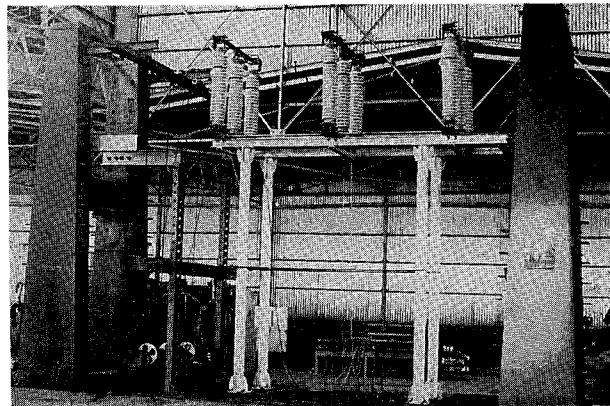


写真1 母線直角(X)方向風圧相当荷重試験

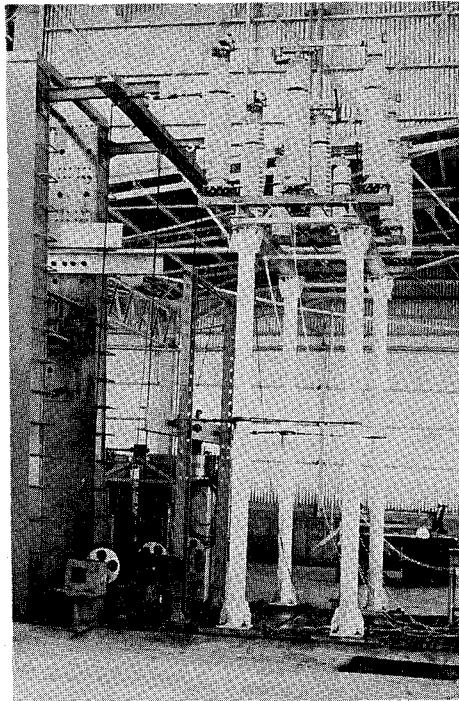


写真2 母線平行(Y)方向風圧相当荷重試験

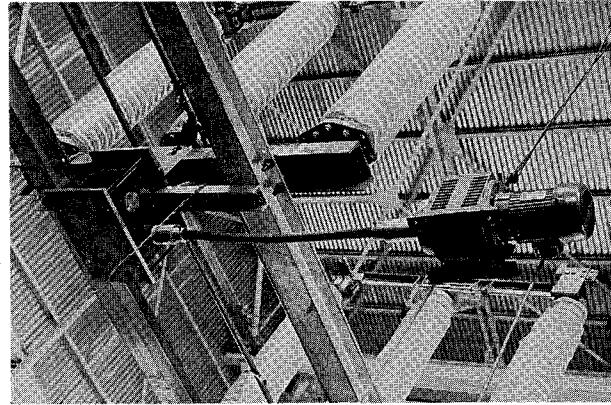


写真3 不平衡型加振装置

3・2 振動試験

振動試験では、中央LS直下に写真3に示す自重約60kgの不平衡質量型加振装置を取り付け加振する強制振動と、人手により任意に加振する自由振動の特性を、中央縦はりに取付けられた加速度計UA-5G（新興通信工業（株）製）と前述の動ひずみ計およびビザグラフを用いて調べると同時にひずみも測定した。写真4および5はその試験状況であり、

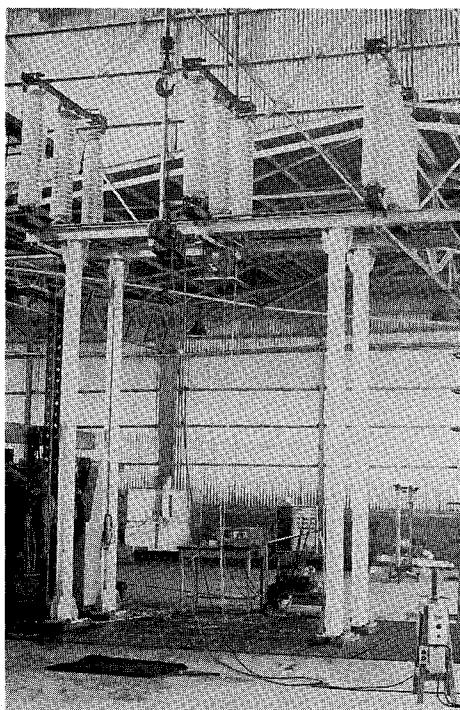


写真4 母線直角(X)方向強制振動試験

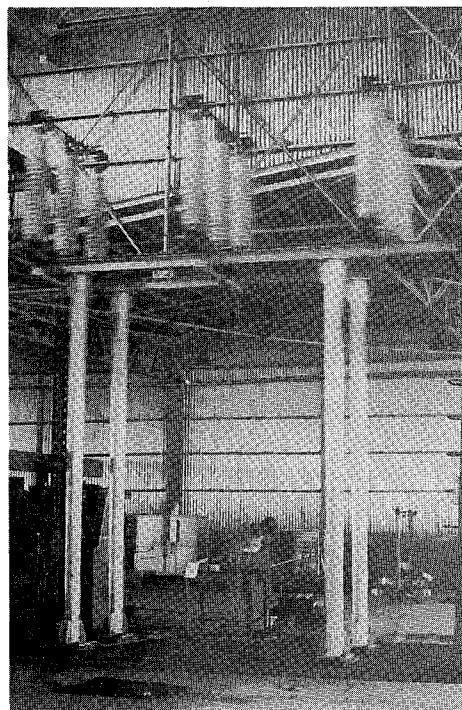


写真5 母線直角(X)方向自由振動

第6表 強制振動における振動特性 (LS閉)

項目	母線直角(X)方向		母線平行(Y)方向	
	1次共振	2次共振	1次共振	2次共振
固有振動数, c/sec	2.87	7.90	1.80	19.35
加振力, kg	3.6	27.2	1.4	16.35
加速度, G	0.06	0.56	0.08	2.5
振幅 ⁽¹⁾ , mm	1.8	2.2	5.7	1.7
応力①-11, kg/mm ²	+0.6 -0	+0.5 -0.6	+0.7 -0.7	+0.4 -0.4

(1) 加速度から単振動を行なうものとして算出した値

第7表 母線直角方向自由振動における振動特性

項目	サ イ ク ル						固有振動数 c/sec	対数減衰率 ⁽¹⁾
	0	10	20	30	40	50		
LS(閉)	X方向加速度, G	0.53	0.44	0.31	0.22	0.125	0.075	2.56 0.029
	〃 振巾, mm	20.0	16.6	11.7	8.3	4.7	2.8	
	応力①-11, kg/mm ²	+3.3 -2.8	+2.8 -2.5	+1.9 -1.6	+1.4 -1.2	+0.9 -0.7	+0.5 -0.4	
LS(閉)	X方向加速度, G	1.0	0.56	0.34	0.19	0.125	0.075	2.68 0.050
	〃 振巾, mm	34.5	19.3	11.7	6.6	4.3	2.6	
	応力①-11, kg/mm ²	+4.7 -4.2	+2.6 -2.3	+1.8 -1.4	+1.1 -0.9	+0.7 -0.7	+0.5 -0.4	

(1) 加速度0.5G付近から30サイクルの加速度の平均対数減衰率。

第8表 母線平行方向自由振動における振動特性

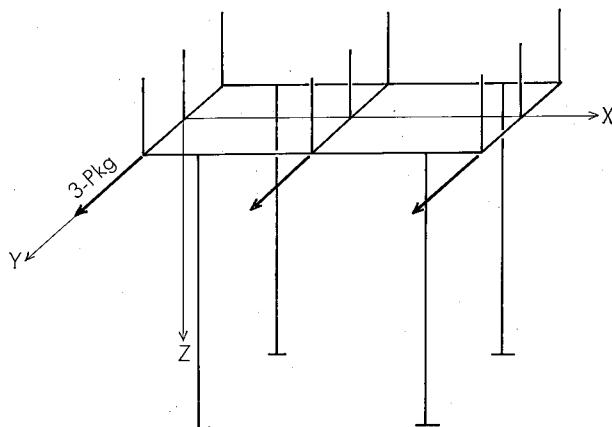
項目	サ イ ク ル						固有振動数 c/sec	対数減衰率 ⁽¹⁾
	0	10	20	30	40	50		
LS(閉)	Y方向加速度, G	0.75	0.63	0.50	0.38	0.31	0.25	1.84 0.023
	〃 振巾, mm	54.8	46.1	36.6	27.8	22.7	18.3	
	応力①-11, kg/mm ²	+7.4 -7.0	+6.0 -5.6	+4.9 -4.6	+3.9 -3.7	+3.2 -3.0	+2.6 -2.5	
LS(閉)	Y方向加速度, G	0.78	0.69	0.56	0.44	0.38	0.28	1.85 0.023
	〃 振巾, mm	56.4	49.8	40.5	31.8	27.5	20.3	
	応力①-11, kg/mm ²	+6.3 -7.0	+5.6 -5.6	+4.9 -4.6	+4.0 -3.7	+3.2 -3.0	+2.6 -2.5	

(1) 加速度0.5G付近から30サイクルの加速度の平均対数減衰率。

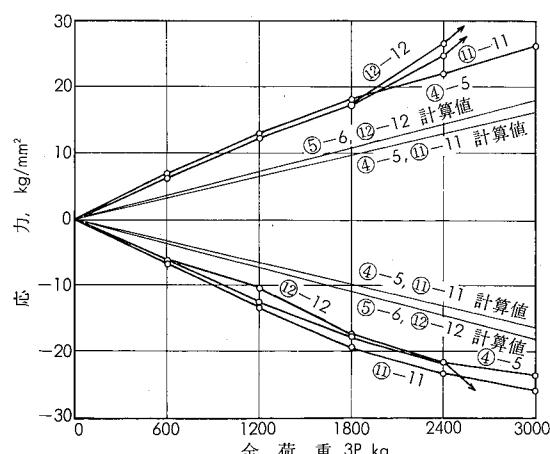
強制振動の結果を第6表、自由振動の結果を第7~8表に示す。

3・3 破壊試験

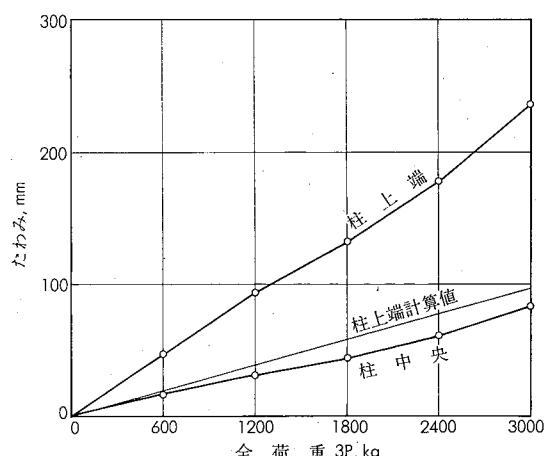
破壊試験では第10図に示すように3本のLSベースにY方向の荷重をかけ、想定荷重相当試験と同様にひずみおよ



第10図 破壊試験（母線平行（Y）方向に負荷）



第11図 破壊試験における荷重と応力



第12図 破壊試験における荷重とたわみ

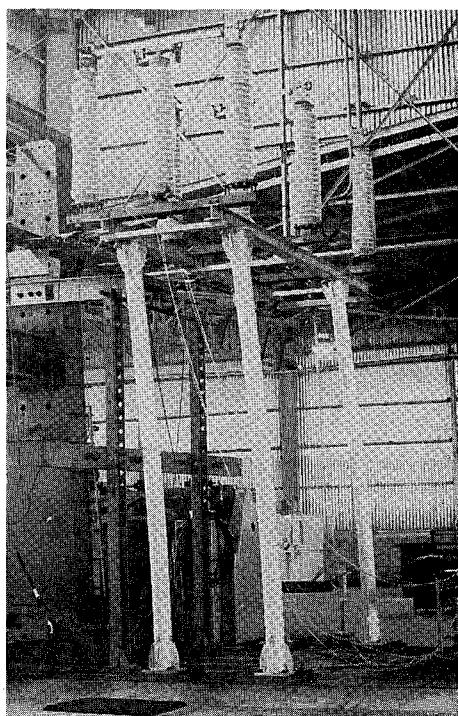


写真6 破壊荷重試験（Y方向全 3,000kg）

びたたわみを測定した。結果を第11、12図に示し、試験状況を写真6に示す。

第11図からわかるように、柱下端の表皮応力が $22\text{kg}/\text{mm}^2$ を越えるあたりから塑性、すなわち降伏を起こしており、その場合の全荷重はおよそ 2400kg である。

3・4 断路器開閉操作試験

LS開閉操作を振動試験中および破壊荷重試験中に行なったが、何らの支障もなかった。

4. 考 察

想定荷重試験におけるX方向風圧相当荷重によって生じる応力およびたわみは第5表に示したように計算値とよく一致している。しかし、Y方向風圧相当荷重によって生じるそれらはそれぞれ、計算値の約1.5倍および約1.9倍と大きい。これは横はりの、柱、縦はりおよびLSベースに対する結合がZ方向に図心で行なわれていないため、横はりのせん断を考慮していない計算値と差が生じたものと考えられる。それに、たわみはそれぞれの結合がボルト接合であるため、ボルト穴によるずれも加わって大きくなつたものと推察される。同様な傾向が当然破壊試験の結果にもみられる。

第5表でY方向風圧相当荷重により最大応力 $3.54\text{kg}/\text{mm}^2$ が柱の下端に生じており、これにLS自重と電磁力が加われば第3表の計算値を参照して $0.46\text{kg}/\text{mm}^2$ が追加されると考えると、約 $4.0\text{kg}/\text{mm}^2$ がLS架台の想定荷重によって生じる最大応力となる。したがって、新型LS架台は設計許容応力値 $13.3\text{kg}/\text{mm}^2$ に対して約3.3倍、破壊試験で降伏を生じた応力約 $22\text{kg}/\text{mm}^2$ に対して約5.5の

安全率をもつことがわかる。

地震あるいは風圧によって LS 架台が 0.5G の振動を起

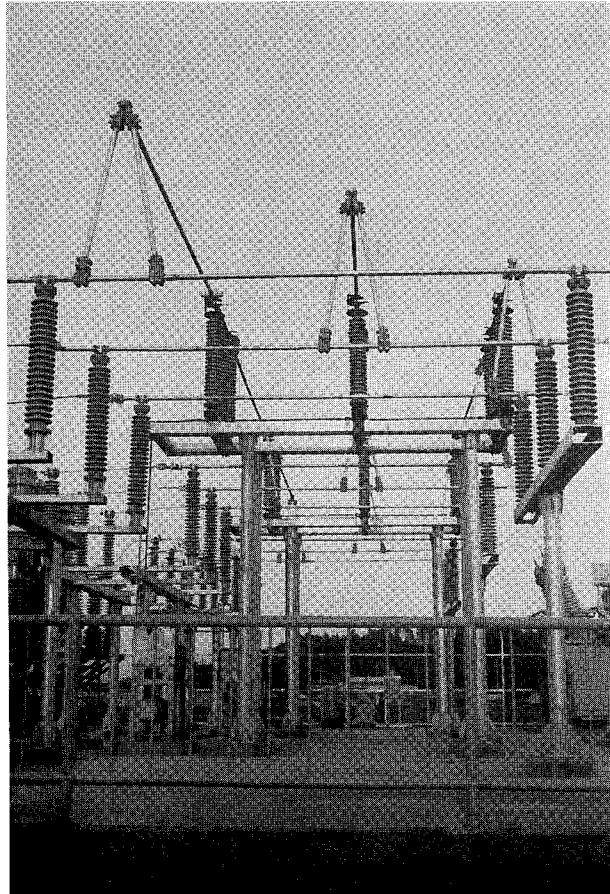


写真7 某変電所におけるアルミニウム合金製断路器架台

こすことはまれであると考えられるが、振動試験において LS 開の状態で Y 方向 0.5G 振動のとき最大応力 4.9kg/mm^2 が柱の下端に生じており、ZK60のティグ溶接継手（余盛あり）の平面曲げ疲労強度（ 10^7 回）は 7.1kg/mm^2 （本誌10-4(1969), 258）であるので疲労に対してもじゅうぶんであるといえる。

5. 結 言

1) 新型断路器架台は実体強度試験および強度解析の結果から、母線平行方向風圧と電磁力を受けたとき、柱下端に最大応力約 4.0kg/mm^2 が生じる。したがって、設計許容応力値に対し約 3.3 の安全率をもつ。また、実際の降伏に対する安全率は約 5.5 と推察される。

2) 断路器架台（断路器を設置、母線は張っていない）の 1 次固有振動数は、断路器開・閉の状態で多少異なるが母線平行方向振動の場合約 1.8c/sec 、直角方向振動の場合約 2.6c/sec である。

3) 中央断路器ベース上で加速度 0.5 G の自由振動時、柱に最大約 4.9kg/mm^2 の応力が生じる。これは ZK60溶接継手の疲労強度（ 10^7 回）の約 $\frac{2}{3}$ であり、疲労に対しても十分な強度をもつといえる。

4) また、同じく 0.5G の母線平行および直角方向自由振動中にも断路器の開閉操作は支障なく行なわれ、機能上も問題はない。

この新型断路器架台は写真 7 に示すように、2 個所の変電所に設置され、現在、運転されている。

アルミニウム合金製断路器架台の設計、製作にあたり、御教示および御指導いただいた住友電工岡田一彦、吉田泰久ほか関係諸氏に深く感謝の意を表す。