

論 文

Factors Affecting Corrosion and Fouling
of Condenser Tubes of Copper Alloys and
Titanium*

by Shiro Sato** and Koji Nagata***

住友軽金属工業株式会社技術研究所

Factors Affecting Corrosion and Fouling of Condenser Tubes of Copper Alloys and Titanium*

by Shiro Sato** and Koji Nagata***

To solve the troubles of corrosion and fouling of condenser tubes some countermeasures such as chlorination, ferrous sulfate injection, cathodic protection, sponge ball cleaning, modified screen system and back wash system are applied depending on the characteristics of alloy tubes and the conditions of operation expected.

In this paper the performance of condenser tubes of copper alloys and titanium is reviewed with special reference to the problems of corrosion and fouling under a variety of sea water conditions, and the selection of condenser tube materials as the combination of tube materials and necessary countermeasures are discussed.

Conventional copper alloy condenser tubes are capable to meet the demand for high integrity of modern conditions if suitable countermeasures are applied, except under two different types of extremely severe conditions where sea water contains aggressive sand particles to cause severe sand erosion or is contaminated with hydrogen sulfide to cause severe pitting.

Countermeasures widely applied to copper alloy condenser tubes to prevent corrosion are ferrous ion dosing which is especially useful for aluminum brass tubes, cathodic protection to prevent inlet attack and modified screen system to avoid lodgement of foreign bodies and those to reduce fouling are chlorination, sponge ball cleaning and modified screen system.

Titanium tubes¹⁾ have excellent resistance to corrosion by sea water and they are considered to be quite immune to corrosion but they are fouled by marine organisms more rapidly and heavily than copper alloy tubes in clean sea water. Therefore, countermeasures to reduce or remove fouling such as chlorination, sponge ball cleaning are essential in practical application of titanium tubes in clean sea water.

It seems reasonable to select the condenser tube materials depending on the evaluation of the cost and the effect for various combination of alloy tubes and countermeasures required.

1. Foreword

Most of the Japanese power plants have been using sea water as coolant of their surface condensers and their condenser tube materials have been mostly aluminum brass. The survey results of condenser tube failures in Japanese power plants¹⁾ are shown in Fig. 1 and Table 1, which are summarised as follows;

1) In case of using clean sea water, the failure rate of aluminum brass condenser tubes has successfully been decreased by injection of ferrous ion into sea water. Mechanism of beneficial effect of ferrous ion injection is explained by the enhanced formation of protective film of ferric hydro oxide which is especially useful to prevent the malignant impingement attack.²⁾

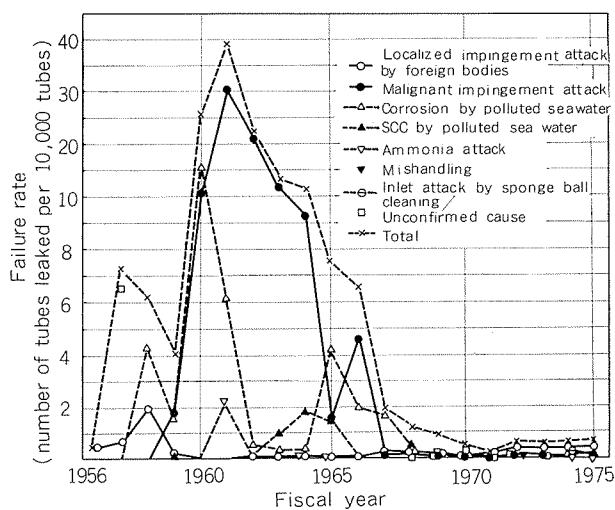


Fig. 1 Variation of failure rate of condenser tubes in fiscal years.

Based on practical data from 92 power plants of Tokyo, Chubu and Kansai Electric Power Companies.

*Presented at th Conference on Corrosion in the Power Industry, Montreal, 27 to 29 sept., 1977, organized by the NACE.

**Dr. of Eng. Sci., Technical Research Laboratories.

***Technical Research Laboratories.

2) However, the leakage troubles by local erosion corrosion due to lodgement of foreign bodies have not been solved by injection of ferrous ion.

3) In case of using polluted sea water, AP bronze tubes (Cu-8%Sn-1%Al-0.1%Si) have been developed and the results of application for more than ten years have been satisfactory.

Recently, from the view points of ecology or public acceptance, the injection of any chemicals into cooling sea water including chlorine and ferrous sulfate is prohibited or disliked. Under the circumstance of deficient supply of ferrous ion and/or non chlorinated condition, the increasing of failure rate of aluminum brass condenser tubes by recurrence of malignant impingement attack and by local impingement attack are becoming a matter of serious consideration.

As is well known, one countermeasure is to use titanium condenser tubes. Although titanium has very excellent corrosion resistance to cooling sea water, the use of titanium condenser tubes would not necessarily be justified for general application due to cost disadvantage and some engineering difficulties expected during manufacturing and applications such as jointing tubes to tube sheet, risk of tube vibration, galvanic attack on copper alloy tube sheet by titanium tubes and hydrogen absorption under excessive cathodic protection in the water box. In addition to these, our experimental data on the biofouling characteristics have demonstrated that more increased fouling is inevitable on titanium tubes than on copper alloy tubes under non chlorinated sea water condition.

Another conventional and alternative tube materials are 10% and 30% cupronickel. Our test data on 10% cupronickel tubes does not show remarkable advantage over those of aluminum brass tubes and 10% cupronickel tubes have not been used widely in Japan. Modified cupronickel CA722 recently developed by INCO has been reported to have increased resistance to erosion corrosion in clean sea water condition. 30% cupronickel tubes have been used as one of the standard materials for condenser tubes for air removal section and their service results have been known to be satisfactory for clean sea water application but to be quite unsatisfactory for polluted sea water condition contaminated with sulfide. Furthermore, expensive price of 30% cupronickel makes the wider application of this alloy tubes difficult.

To solve the troubles of corrosion and fouling of condenser tubes some countermeasures such as chlorination, ferrous sulfate injection, cathodic protection, sponge ball cleaning, modified screen system and back wash system, are applied depending on the characteristics of alloy tubes and the conditions of operation expected. It seems reasonable to select the condenser tube materials depending on the evaluation of the cost and the effect for various combination of alloy tubes and countermeasures required.

In this paper the problems of condenser tube corrosion and fouling under modern conditions are reviewed and the selection of condenser tube materials as the combination of tube materials and necessary countermeasures are discussed.

Table 1 Statistics on the number of condenser tube failures in three major Japanese power companies in 1956~1975.

Cooling water			Clean sea water		Polluted sea water	
			Non Fe ²⁺ injection	Fe ²⁺ injection		
Tube alloy			Al-Brass		Al-Brass	AP Bronze
Total tube number (N) × Operational duration in years (y), N×y in tubes-years			4,886,320 (~20 years)	4,937,605 (~11 years)	1,468,421 (~11 years)	1,407,323 (~11 years)
Erosion corrosion	inlet attack		0	0	0	37*
	by foreign body lodgement		230	115	0	0
	by vibrating foreign bodies		0	0	0	0
	sand erosion		0	0	0	0
	malignant impingement attack (by Mn rich film formation)		2411	12	0	0
Polluted sea water	pitting by sulfide		0	0	838	0
Total number of leaked tubes	Stress corrosion cracking		38	1	225	0
	Ammonia attack		27	3	47	1
	Mishandling		2	0	0	10
	Unconfirmed		68	28	0	0
Total			2776	159	1110	48
Failure rate (Number of leaked tubes per 10 ⁴ tubes per year)			5.68	0.32	7.56	0.34

*by excessive sponge ball cleaning

2. Corrosion phenomena of condenser tubes

Among the variety of corrosion phenomena, erosion corrosion and corrosion by polluted sea water are regarded as the major corrosion phenomena which affect the performances and service life of condenser tubes. Characteristic features of erosion corrosion and corrosion by polluted sea water experienced in practice are summarized in Table 2.

Erosion corrosion is the accelerated corrosion caused by the removal or the breakdown of protective film to expose the metallic surface. Film removal or breakdown is made by some mechanical forces which exceed the bonding strength of film to tube wall. External forces to remove or to break down the film include the surface shear stress by sea water flowing in the tubes under various dynamic conditions and the mechanical forces by vibrating fibrous materials and by entrained sand particles.

Malignant impingement attack is a kind of erosion corrosion associated with the pollution of sea water, where the following process is considered to be operating; the reduction and the dissolution of manganese oxide under polluted condition, the oxidation of dissolved manganese by chlorination and the deposition of manganese oxide particles onto the tube surface and the formation of active corrosion cells at the portion of film removal. So, the malignant impingement attack is the corrosion phenomenon which occurs under the combination of conditions of water pollution and erosion. This type of attack is particularly important for aluminum brass condenser tubes.

Severe corrosion phenomenon known as polluted sea water corrosion is the phenomenon caused by the sea water contaminated with hydrogen sulfide which is formed by reduction of sulfate ion in sea water to sulfide under an anaerobic condition.

3. Corrosion problems of copper alloy condenser tubes and titanium condenser tubes

3.1 Erosion corrosion of copper alloy tubes

3.1.1 Inlet attack

As is well known, the surface shear stress is applied on the inside surface of condenser tubes by flowing sea water. Surface shear stress by developed turbulent flow is given by Brasiel's Law.

$$\tau_w = 0.03956 d U_m^2 R_e^{-\frac{1}{4}} \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$R_e = 3 \times 10^3 \sim 10^5$$

At the inlet portion of tubes, however, the flow in the tubes is undeveloped and unstable, where increased surface shear stress is known to be applied. Based on the literature survey, surface shear stresses along the tube length were plotted as shown in Fig. 2. Surface shear stress at the inlet portion of tube is about two times as much as the one at another portion. For example, surface shear stress at the inlet portion and at another portion under the sea water velocity of 2 m/sec are 200 dyne/cm² and 110 dyne/cm², respectively. Increased shear stress at inlet portion of condenser tubes is the main cause of inlet attack.

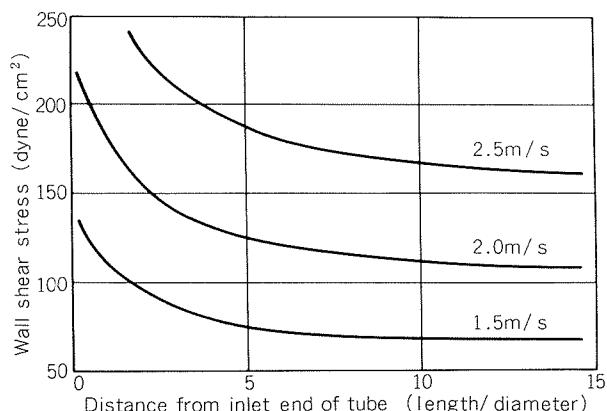


Fig. 2 Wall shear stress in the entry region (Bowles & Brighton³).

Table 2 Corrosion phenomena of copper alloy condenser tubes used in flowing sea water.

Erosion-corrosion	Inlet attack
	Local erosion-corrosion by lodgement of foreign bodies
	Local erosion-corrosion by vibrating foreign bodies
Corrosion by polluted sea water	Sand erosion
	Malignant erosion-corrosion by Mn rich film formation
	Sulfide corrosion

Recent paper by Efird⁴⁾ showed the value of critical velocity and shear stress as shown in Table 3. It is

Table 3 Critical shear stress for copper base alloys in sea water⁴⁾.

Alloy	Critical shear stress (dyne/cm ²)
CA 122 (Copper)	96
CA 687 (Al-Brass)	192
CA 706 (9-1 Cu-Ni)	432
CA 715 (7-3 Cu-Ni)	479
CA 722 (IN 838)	2969

noted that the value of critical shear stress of aluminum brass is almost same level as the shear stress at the inlet portion under the velocity of 2 m/sec, which suggests the possibility of inlet attack for aluminum brass tubes under the ordinary operating conditions.

Experimental data²⁾ made by the one of the authors have shown the beneficial effect of ferrous ion injection into sea water on the prevention of the inlet attack of aluminum brass tubes as summarized in Table 4. The value of critical surface shear stress of aluminum brass tubes is estimated to be 200 dyne/cm² in the sea water without ferrous ion dosing and to be more than 560 dyne/cm² in those with continuous dosing of 0.01~0.05 ppm of ferrous ion under chlorinated conditions.

Erosion corrosion is the increased electrochemical reaction followed by film breakaway by some mechanical forces. So, inlet attack can perfectly be prevented by cathodic protection. Cathodic protective current supplied from the anode installed in the condenser water box flows into the condenser tube and results the cathodic polarization E at the points of Z from inlet end⁵⁾.

Fig. 3 shows the distribution of potential along the tube length. Prevention of inlet attack can be made

by applying suitable amount of cathodic current depending on the polarization resistance of the condenser tubes to be protected.

$$E = \frac{I_0 \cosh \left\{ \sqrt{\frac{2\rho}{rR}} (L-Z) \right\}}{\sinh \left\{ \sqrt{\frac{2\rho}{rR}} L \right\}} \quad \dots\dots(2)$$

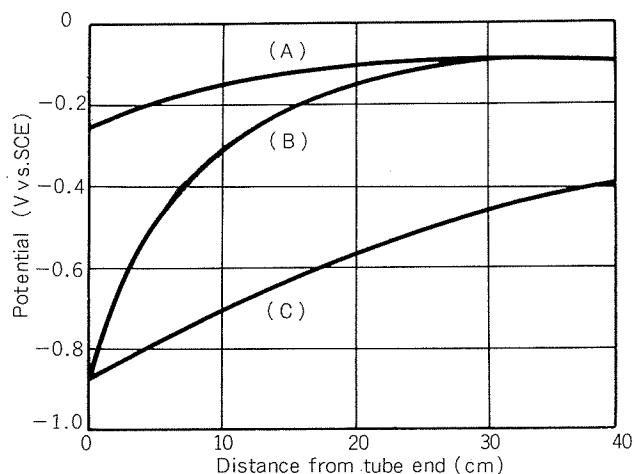


Fig. 3 Potential distribution along aluminum brass tube length under cathodic protection calculated using equation (2). The potentials at tube end were obtained from No. 1 unit of C power station⁵⁾.

- (A) Inlet, $R = 3,000 \Omega \text{cm}^2$, $I_0 = 3.29 \text{mA/one tube}$
- (B) Inlet, $R = 3,100 \Omega \text{cm}^2$, $I_0 = 13.5 \text{mA/one tube}$
- (C) Outlet, $R = 52,000 \Omega \text{cm}^2$, $I_0 = 3.29 \text{mA/one tube}$

3.1.2 Local erosion corrosion by lodgement of foreign bodies⁶⁾

When some foreign bodies such as mussels, stones and wood blocks lodge in the condenser tubes, the water flow will be throttled at the portion of the lodgement and increased pressure difference will be set up between up and down positions of the lodgement. This condition will create the abnormal flow of

Table 4 Effect of ferrous ion injection on the critical shear stress of Al-brass tube²⁾.

Velocity in tube (m/sec)	Wall shear stress		Fe ²⁺ injection & erosion corrosion (ppm)			
	position	τ_o (dyne/cm ²)	none	0.01	0.03	0.05
1.0	inlet	54.6	○	○	○	○
	non inlet	32.1	○	○	○	○
2.0	inlet	184	✗/△	○	○	○
	non inlet	108	○	○	○	○
3.0	inlet	374	✗	○	○	○
	non inlet	220	○/△	○	○	○
3.8	inlet	564	✗	○	○	○
	non inlet	332	○/△	○	○	○

- None of erosion corrosion
- △ Moderate erosion corrosion
- ✗ Severe erosion corrosion

excessive velocity along the channel between the tube wall and the lodgement. Increased velocity and strong turbulence around the lodgement will produce increased surface shear stress against tube wall to remove the protective film. As a result, local erosion corrosion or local impingement attack occurs around the portion of lodgement of foreign bodies and this type of attack is regarded as one of the most important phenomena unsolved even today.

Hydrodynamic principle shows that if flow area A (cm^2) is reduced to a (cm^2) by lodgement of foreign bodies, the relations between the flow and the surface shear is derived as follows;

Flow around the lodgement,

$$U_{\max} = \alpha \sqrt{\frac{2\Delta P_d}{d}} \quad \dots\dots\dots(3)$$

$$Q = \alpha \cdot a \sqrt{\frac{2\Delta P_d}{d}} \quad \dots\dots\dots(4)$$

$$\alpha \doteq 1$$

$$Q = AU_m = aU_{\max} \quad \dots\dots\dots(5)$$

$$\Delta P_d = \frac{1}{2} d \left(\frac{A}{a} \right)^2 U_m^2 \quad \dots\dots\dots(6)$$

Flow along the total tube length except around the lodgement,

$$\Delta P_1 = 2C_f \cdot \frac{L}{D} \cdot d \cdot U_m^2 \quad \dots\dots\dots(7)$$

$$C_f = f(R_e) = 0.079 R_e^{-0.25} \quad \dots\dots\dots(8)$$

Flow along the total tube length including lodgement,

$$\Delta P_o = \Delta P_d + \Delta P_1 \quad \dots\dots\dots(9)$$

$$= \left\{ \frac{1}{2} d \left(\frac{A}{a} \right)^2 + 2C_f \cdot \frac{L}{D} \cdot d \right\} U_m^2 \quad \dots\dots\dots(10)$$

$$U_m = \sqrt{\frac{\Delta P_o}{\frac{1}{2} d \left(\frac{A}{a} \right)^2 + 2C_f \cdot \frac{D}{L} \cdot d}} \quad \dots\dots\dots(11)$$

$$U_{\max} = U_m \left(\frac{A}{a} \right) \quad \dots\dots\dots(12)$$

$$\tau_{\max} = 0.03956 d \cdot U_{\max}^2 \cdot R_e^{-\frac{1}{4}} \cdot C_d \quad \dots\dots\dots(13)$$

Assuming the practical conditions of surface condensers that tube length is 15 m, tube outside diameter

25.4 mm with 1.25 mm thickness and water velocity is 2.0 m/sec, the correlations between channel flow area at the lodgement (a), mean water velocity (U_m) and maximum velocity at the lodgement (U_{\max}) are plotted in Fig. 4.

Fig. 4 shows that maximum velocity will never exceed 7.76 m/sec under above conditions.

Using the equation (13) and Fig. 4, value of maximum surface shear stress (τ_{\max}) was calculated as following under the assumption $A/a=10$, $U_{\max}=7.1 \text{ m/sec}$, $R_e=51640$, $C_d=2.0$, $\tau_{\max}=2646 \text{ dyne/cm}^2$.

This calculation suggests that even in the surface condensers of ordinary design the development of maximum surface shear stress of abnormally high level compared with normal portion of tubes is possible to happen when the lodgement of foreign body in the tubes occurs. This means that to avoid the sudden failure of condenser tubes by the local erosion corrosion caused by the lodgement of foreign bodies the condenser tube materials having the critical surface shear stress of more than 2600 dyne/cm² is being desired.

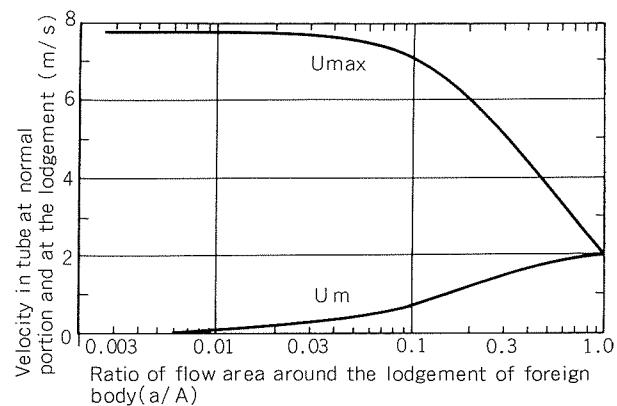


Fig. 4 Effect of the lodgement of foreign bodies on the velocity at normal portion (U_m) and around the lodgement (U_{\max}).

Calculation base;

Tube O.D=25.4mm, Design velocity=200cm/s,

Tube thickness=1.254 mm, Length of tube=1,500cm,

Pressure difference between inlet and outlet water box=3.073 mAq (=301,200 g/cm² S²).

Nomenclatures

- ρ : resistivity of sea water, Ωcm
- α : correction factor ≈ 1.0
- τ_{\max} : fluid surface shear stress around the lodgement, dyne/cm^2
- A : flow area (cross sectional area of tube), cm^2
- a : flow area at the lodgement of foreign bodies, cm^2
- C_f : frictional factor
- C_d : correction factor around the lodgement
- d : density, g/cm^3
- D : inside diameter of tube, cm
- L : total length of tube, cm

- ΔP_d : pressure difference between up and down stream of the lodgement, dyne/cm^2
- ΔP_1 : pressure drop along the total tube length except that around the lodgement, dyne/cm^2
- ΔP_o : pressure difference between inlet and outlet water box, dyne/cm^2
- r : inside radius of condenser tube, cm
- R : polarization resistance, Ωcm^2
- R_e : Reynolds number
- U_m : mean velocity in the tube, cm/sec
- U_{\max} : maximum velocity through the channel around the lodgement, cm/sec

3.1.3 Local erosion corrosion by vibrating fibrous materials

Fibrous materials clinged in the condenser tubes vibrate and beat the tube surface repeatedly. As a result, at the portion of being beaten the protective film is broken away and local erosion corrosion starts. The possibility of very rapid growth of erosion corrosion pits to cause leakage has been proved well by several investigations.

Although mathematical estimation of dynamic condition is seemed to be too complicate to perform, experimental and empirical observations suggest that the magnitude of force by vibrating bodies to break down the film exceeds the critical shear stresses of copper alloy condenser tubes. However, in ordinary operating conditions the leakage trouble by this phenomenon has rarely been experienced. It seems probable that the fibrous materials vibrating in the tube can not stay for enough period required to complete perforation of tube wall. As the exceptions some cases have been known to suffer from premature failure by this phenomenon on newly installed tubes in which aggressive sea water contaminated with hydrogen sulfide passes through.

3.1.4 Sand erosion

Experimental investigation has shown that the effect of sand particles entrained in sea water on the attack of condenser tubes can be classified into four different stages, stages I ~ IV, as shown in Fig. 5.⁶⁾

Stage I; Sand particles of low content does not affect the erosion corrosion due to insufficient force being applied to the wall to destroy the protective film.

Stage II; Rate of erosion corrosion increases with the increase of sand content. This is the stage where partial breakdown of film is made by the erosive action of sand particles and rate of film breakdown is proportional to the sand content until it reaches to some critical value for perfect film removal.

Stage III; Erosion corrosion continues at constant rate

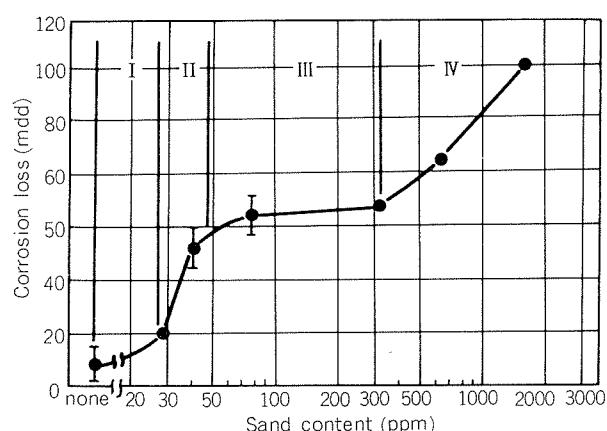


Fig. 5 Effect of the sand content on the corrosion of aluminum brass condenser tubes. Test was made at Chita Marine Laboratory on tubular specimens at a flow rate of 2.0 m/sec for one month using circulated sands less than 0.1 mm in diameter⁶⁾.

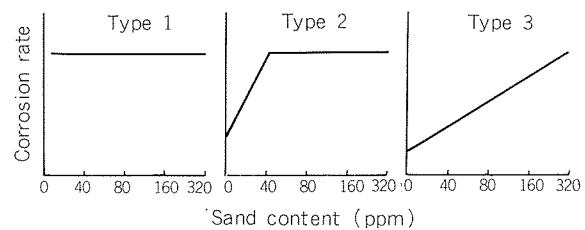
regardless of sand content. This is the stage where the rate of protective film formation is negligibly small compared with the rate of film breakdown.

Stage IV; Rate of attack increases very severely with the increase of sand content in sea water. The phenomenon of attack is not regarded as erosion corrosion but as mechanical erosion where electrochemical process is not involved.

Survey data on the sand content of sea water used as coolant demonstrated that in most cases the sand content is less than 1000 ppm and the size of sand particles is in the range of less than 50~250 μm. In four cases mentioned above, Stage I ~ III will appear but Stage IV will never appear in practice.

Severity of sand erosion is affected by factors such as sand content, size of sand particles, magnitude of impingement action of sand particles in connection with fluid dynamics and water chemistry.

Typical example of one of our experimental data⁷⁾ is shown in Fig. 6, where three different modes of effect of sand content on the corrosion of aluminum brass tubes are demonstrated under some different additional conditions. The Table in Fig. 6 shows that injection of ferrous ion into sea water is useful to prevent sand erosion caused by 40 ppm of 50 μm sands but is useless to prevent it caused by 250 μm sands.



Size of sand	50μm		250μm		
	Injection of Fe ²⁺	none	0.03ppm	none	0.03ppm
Tube portion	Inlet	Type 1	Type 2	Type 1	Type 2
Non inlet	Type 2	Type 3	Type 2	Type 2	Type 2

Fig. 6 Three modes of the effect of sand content on the sand erosion and the correlations between the mode and the experimental conditions on aluminum brass condenser tubes in flowing sea water⁷⁾.

Additional test data revealed that 1000 ppm of sand particles less than 30 μm in diameter showed no appreciable effect on sand erosion as shown in Fig. 7.

Our recent data on the resistance of some cupronickel alloys to sand erosion show that the cupronickel alloys modified by the addition of chromium or increased amount of iron solutionized have much better resistance to sand erosion compared with the conventional cupronickel as shown in Fig. 8.

3.1.5 Malignant impingement attack

Long experiences of application of aluminum brass tubes in chlorinated sea water have indicated that catastrophic damage is caused by malignant impingement attack. The characteristic features of this type of attack are the formation of manganese rich film

and its local removal to cause severe erosion. This type of attack was rarely experienced on cupronickel tubes. The attack can be prevented perfectly by injection of ferrous ion which inhibits the deposition of colloidal particles of MnO_2 onto the tube surface.

The mechanism of this type of erosion corrosion can be explained as follows;

- 1) increase of manganese ion (Mn^{2+}) in sea water by reduction of manganese dioxide to manganese monoxide followed by dissolution as Mn^{2+} under anaerobic condition, "red tide".

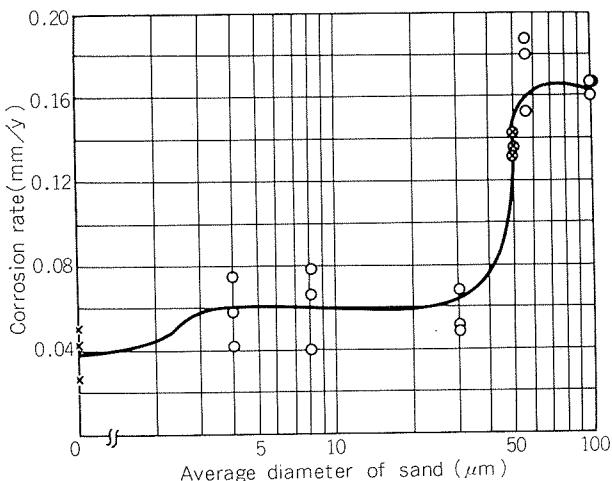


Fig. 7 Effect of sand diameter on the corrosion rate of aluminum brass in 3% NaCl solution.

Test apparatus : Rotating drum corrosion test
Shear stress : 100 dyne/cm²
Sand content : 1,000 ppm
Test duration : 340 hours

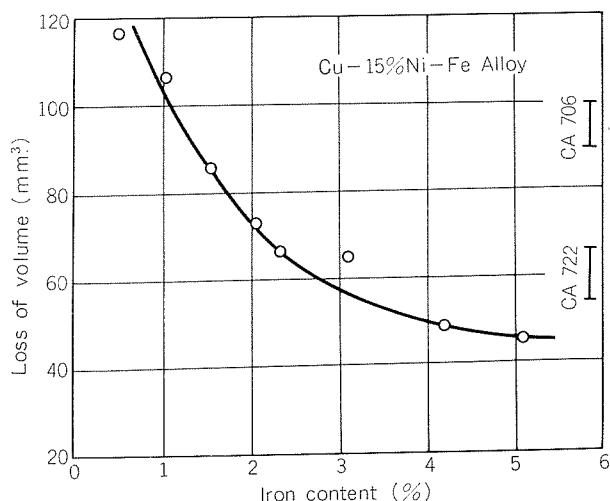


Fig. 8 Effect of iron content of Cu-15%Ni-Fe alloys on sand erosion resistance in sea water.

Heat treatment : 1000 °C S.T. → W.Q.
Test apparatus : Rotating disc corrosion test
Peripheral velocity : 5.4 m/s
Sand diameter : 700 micron
Sand content : 500 ppm
Test duration : 1,000 hours

- 2) oxidation of manganese ion (Mn^{2+}) in sea water by chlorination to manganese dioxide (MnO_2) which forms colloidal particles.

- 3) deposition of particles of manganese dioxide onto the condenser tube surface to form active cathode.

3.2 Corrosion by polluted sea water of copper alloy tubes

Among the variety of pollutants characterizing polluted water, hydrogen sulfide in sea water is the most effective corrosive media of copper alloy tubes. Hydrogen sulfide usually results from the metabolism of sulfate reducing bacteria which combines an organic matter, particularly sewage, and sulfate ion in sea water under an anaerobic condition.

Both aluminum brass and cupronickel tubes have, in most cases, been unsatisfactory due to premature failure by pitting or local corrosion. Development of alloy resistant to polluted sea water has been successfully made and tubes of copper-tin-aluminum alloy with small amount of silicon, "AP BRONZE", have been put into practical service since 1963.⁸⁾ The results are almost satisfactory.

It has often been noted empirically that aluminum brass tubes covered with a film, especially with a film rich in iron, are more resistant to corrosion by polluted sea water than those without any film. Experimental investigation has successfully proved the usefulness of previous formation of protective film rich in iron oxide as the countermeasures against corrosion by polluted sea water.⁹⁾ Therefore, in cases of using sea water polluted intermittently by hydrogen sulfide, for example, polluted during only summer time as often encountered, the use of aluminum brass condenser tubes is also considered to have the possibility to be a good selection of alloy tubes if initial formation of protective film is successfully made.

3.3 Corrosion problems of titanium condenser tubes

In Japan, since 1970 titanium tubes have been being used as one of the standard materials for air removal section of condensers and, now, 100,000 of welded titanium tubes have been being used in Japan. Service experiences of these titanium tubes have revealed that these tubes are free from any type of corrosion by sea water and steam containing ammonia. Only problems experienced are galvanic attack on Naval brass tube plates by titanium tubes and the hydrogen absorption at the ends of tubes by application of excessive cathodic protection.¹⁰⁾ These two problems are considered to be prevented by controlling the application of cathodic current. So, they are regarded not necessarily as the serious problems.

4. Fouling of condenser tubes

The fouling of condenser tubes on the cooling water side often yields appreciable reduction of heat transfer rate. Regarding the fouling of condenser tubes using sea water as coolant two different types of fouling

are known to come up. They are corrosion fouling and biological fouling.

Corrosion fouling occurs on copper alloy tubes as the results of formation of thick layer of corrosion product. Rate of corrosion fouling increases with the increase of corrosive nature of sea water. So, pollution of sea water increases the rate of corrosion fouling of copper alloy condenser tubes. As titanium tube is free from corrosion in any sea water, no corrosion fouling should occur. Fig. 9¹¹⁾ shows the fouling test data under intermittently polluted sea water. Contrary to the following test results in clean sea water, the fouling of aluminum brass tube is much more than that of titanium tube.

On the other hand, biological fouling is likely to occur in clean sea water by attaching of marine growth including algae, mussels and barnacles in the condenser tubes. Copper and copper alloys are well known to have inherent toxic nature against marine organisms but titanium does not. So, titanium tubes is apt to have more severe fouling than copper alloy tubes.

Model condenser tests¹²⁾ on the fouling of titanium condenser tubes have been made in comparison with copper alloy tubes using clean sea water. Fig. 10 shows the comparison of the amount of inside deposit on titanium tubes with that of aluminum brass tubes at the velocity of 2 m/sec. Inside deposit of titanium tubes is two to three times more than that of aluminum brass tubes. Fig. 11 shows the effect of sea water velocity and sponge ball cleaning on the biological fouling of titanium tubes. These results show that the inside deposit decreases with increasing flow velocity and that the sponge ball cleaning is very effective for removal of inside deposit. Fig. 12 is the results

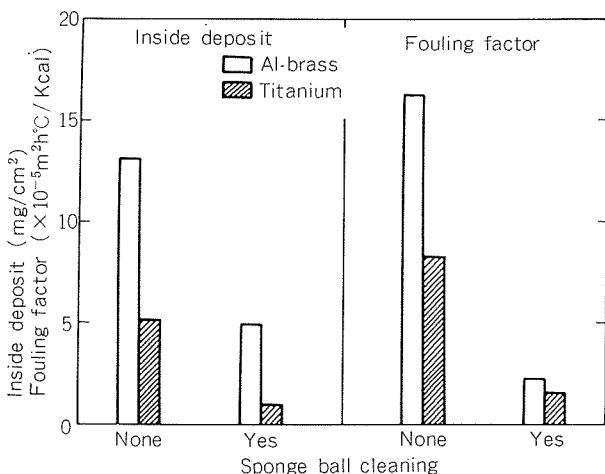


Fig. 9 Comparison of the fouling of aluminum brass tubes with that of titanium tubes in flowing intermittently polluted sea water under following test conditions(Sakaiko P.S. Model Condenser¹¹⁾).

Test duration : 1 year, Chlorination : None, Flowing rate: 2 m/s, Sponge ball cleaning : 5 balls passing/tube/week, S^{2-} in sea water : max. 0.02ppm for several months during summer season.

of comparative test on the fouling factor of aluminum brass and titanium tubes under periodical sponge ball cleaning.¹³⁾ It is noted that heavy fouling is rapidly built up on titanium tubes but not so much on aluminum brass tubes. All the above tests using clean sea water demonstrate that the fouling of titanium tubes is two to three times higher than that of copper alloy tubes. Analogous results are confirmed by the experimental works in the USA.¹⁴⁾

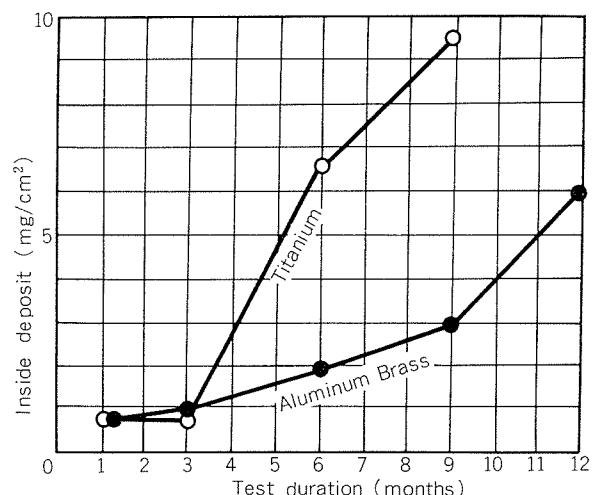


Fig. 10 Comparison of titanium tube with aluminum brass tube concerning inside deposit on a tube in flowing clean sea water under the condition of non-chlorination and of flowing rate of 2 m/s (Tanagawa P.S. Model Condenser¹²⁾).

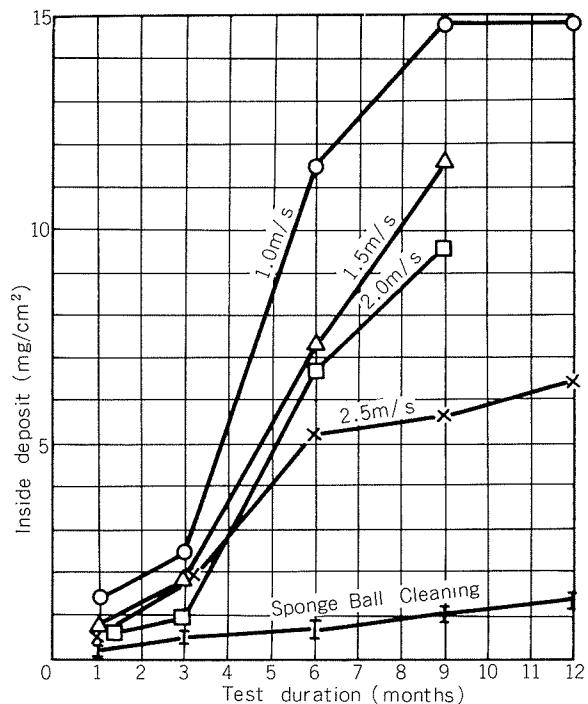


Fig. 11 Effect of flowing rate and sponge ball cleaning on the inside deposit of titanium tube in flowing clean sea water without chlorination. Sponge ball cleaning was made at interval of 5 balls passing per tube per week (Tanagawa P.S. Model Condenser¹²⁾).

It is considered that under the condition of clean sea water titanium tubes suffer fouling much more than copper alloy tubes mainly due to biological fouling but on the contrary under the condition of polluted sea water copper alloy tubes suffer fouling much more than titanium tubes due to corrosion fouling.

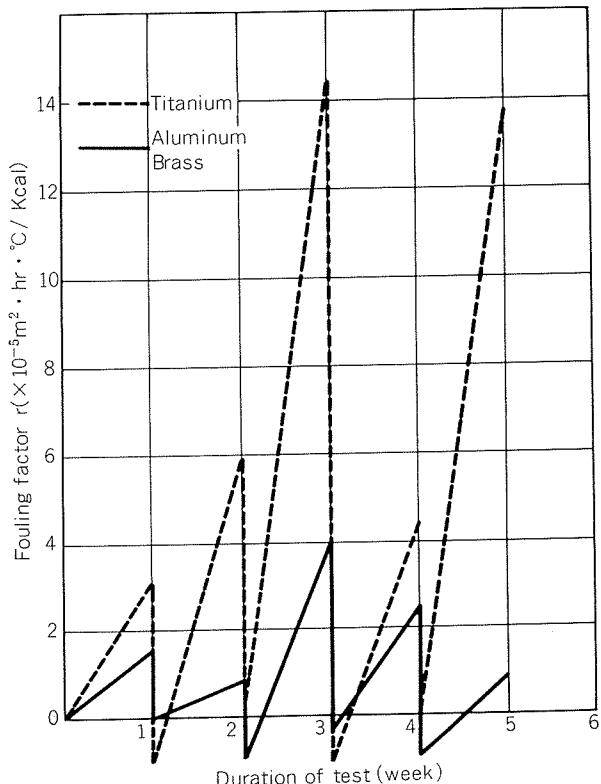


Fig. 12 Comparison of the fouling as the resistance of heat transfer rate of aluminum brass tube with that of titanium tubes under the condition of non-chlorinated clean sea water and of periodical sponge ball cleaning, 6 balls passing per 1 week (Atsumi Power Station Model Condenser¹³⁾).

5. Control of corrosion and fouling of copper alloy condenser tubes

Corrosion resistance of copper alloy tubes against sea water is dependent upon the formation of protective film. Chemical analysis of surface film on the copper alloy condenser tubes reveals that the film is made by the mixture of corrosion product of alloy and the miscellaneous suspended materials contained in sea water.

Fig. 13 shows the relationship between the corrosion rate, the fouling factor (reciprocal of heat transfer rate) and the amount of deposit on aluminum brass tube surface in clean sea water. It is clear that the corrosion rate decreases and the fouling factor increases with increasing of amount of deposit on the tube surface. In order to keep the surface condition of condenser tubes in optimum condition to have stable corrosion resistance without appreciable drop in heat

transfer rate, the amount of deposit on the tube surface is desirable to be controlled in the range of 2~4 mg/cm². Amount of deposit can be controlled by injection of ferrous sulfate (to increase) and by sponge ball cleaning (to decrease). Polarization resistance, R ($\Omega \text{ cm}^2$) as defined equation (2), obtained from the cathodic polarization curve of tube nest and the heat transfer characteristics obtained from thermal performance of condenser are the useful indications of allowable minimum and maximum limit of amount of deposit, respectively.

Using these two characteristics as the monitor we can control the surface condition of condenser tubes during operation in optimum condition. Fig. 14 is the examples of polarization measurement of condenser tube nest and value of polarization resistance, R, of various condensers during operation.

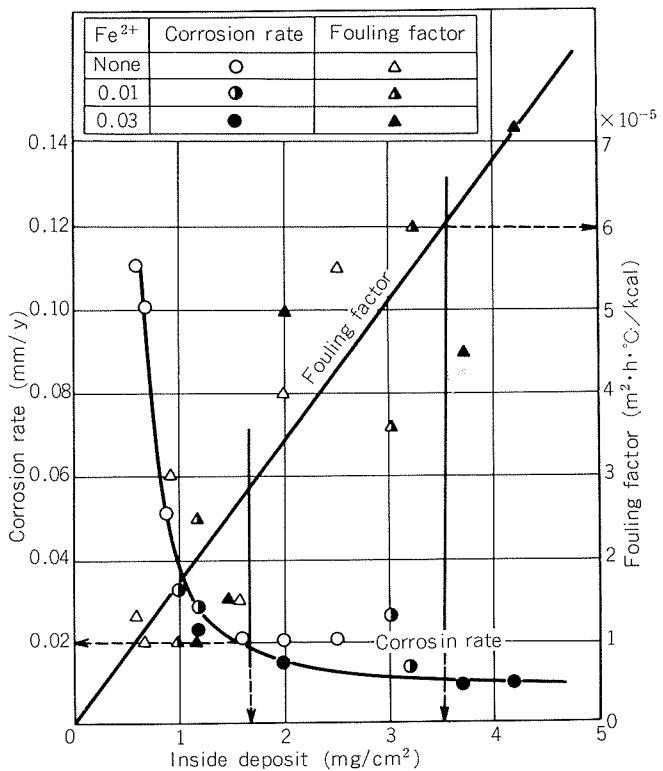


Fig. 13 Relationship between corrosion rate, fouling factor and inside deposit on aluminum brass condenser tubes used in clean sea water with and without ferrous ion doing.

6. Discussion

As mentioned in the above, condenser tubes suffer from variety of troubles of corrosion and/or fouling which are closely related with the conditions of cooling sea water, operation, maintenance and other many factors. In practice some countermeasures are applied to avoid the troubles as shown in Table 5.

It seems reasonable to select condenser tube material based on the cost vs effect evaluation of each combination of tube materials and countermeasures required under applying conditions.

Table 6 shows the correlations between condenser tube materials and necessary and/or desirable countermeasures under various conditions of cooling sea water. Modified cupronickel in this Table means CA 722 recently developed by International Nickel Co, or

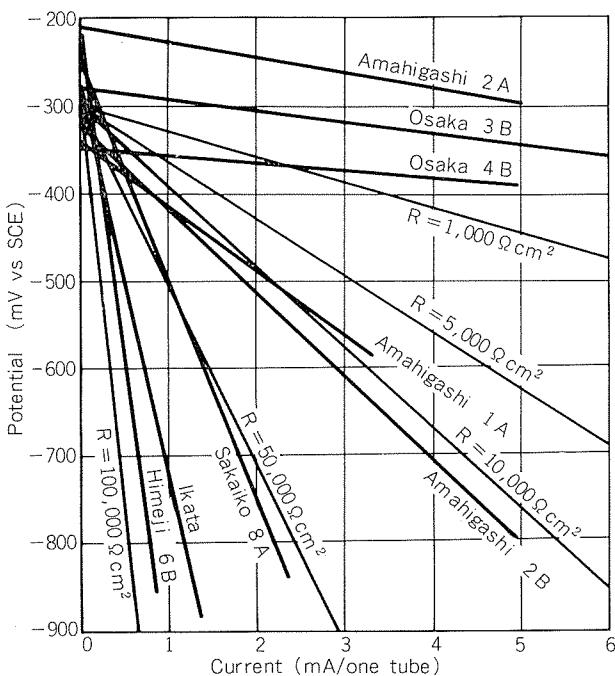


Fig. 14 Apparent polarization curves of some practical condenser tubes.

equivalent alloys which are expected to be developed.

As the very severe conditions which conventional copper alloy tubes are not available, two water conditions are pointed out. They are the conditions of sea water containing aggressive sand particles continuously and of that contaminated with hydrogen sulfide continuously. Under these conditions severe sand erosion and pitting corrosion are unavoidable. Against the attack under such adverse conditions special copper alloys such as CN 108 (Yorcoron, Cu-30%Ni-2%Fe-2% Mn, against sand erosion,) and AP Bronze (Cu-8% Sn-1%Al-0.1%Si, against polluted sea water corrosion,) have been used with successful results. In these cases, the use of titanium tubes are very attractive. Because, under these conditions titanium tubes are not only resistant to the attack but also are free from biological fouling due to abrasive action of sand particles or choked biological activities.

Except the cases under two severe conditions mentioned above, aluminum brass and 10% cupronickel tubes are available with the application of countermeasures required. For aluminum brass condenser tubes ferrous ion injection is generally desirable and when corrosion condition is severe it is quite essential. Furthermore, as the resistance of aluminum brass tubes against inlet attack is critical the application of cathodic protection at the inlet water boxes is also required. Even with ferrous ion injection aluminum brass condenser tubes are not resistant to local erosion corrosion caused by lodgement of foreign bodies. Therefore, installation of reliable screen to prevent lodgement of foreign bodies is desirable in order to avoid the risk of unexpected failure by local erosion corrosion. It is reported that tube leakage problem

Table 5 Countermeasures and equipments widely used to keep the performances of condenser tubes.

Countermeasures and equipments		Type or operation	Effects expectable
Water treatment	Chlorination	Intermittent Continuous Gas injection Electrolytic	To reduce bio-fouling (slime) in the tubes and prevent marine growth in the cooling water system. (for both copper alloys and titanium tubes)
	Fe ²⁺ injection	Intermittent Continuous FeSO ₄ dosing Electrolytic	Enhanced formation of protective film on copper alloy tubes to prevent erosion corrosion and corrosion by polluted sea water. (especially required for aluminum brass tubes)
Electro-chemical	Cathodic protection	Sacrificial anode Impressed current	Protection against inlet attack of copper alloy condenser tubes, corrosion of water boxes and of tube plates.
Mechanical	Screen	Bar screen Rotary screen Mussel filter	To avoid incoming of big foreign bodies. To avoid lodgment of small foreign bodies and prevent local impingement attack of copper alloy tubes.
	Sponge ball cleaning	Intermittent Continuous	To remove attached slime layer on the tube wall and prevent the decrement of heat transfer rate. (especially required for titanium tubes using non-chlorinated sea water)
	Back wash	Periodical	To remove foreign bodies lodged in the tubes, especially at the inlet portion.

Table 6 Correlations between condenser tube materials and necessary and/or desirable countermeasures under various conditions of sea water.*

* This table is revised from original one presented at the corrosion conference of NACE at Montreal, 1977.

Note:

1. Tube material ; A: available, N: not available.
 2. Fe^{2+} injection ; Continuous injection of 0.01~0.03 ppm as Fe^{2+} per 1~3 day.
 3. Cathodic protection ; To keep potential at the inlet ends of tubes less than -0.6V (SCE), not less than -0.7V for titanium.
 4. Sponge ball cleaning ; Copper alloy tubes : Excessive ball cleaning should be avoided. About 10 ball passing per one week for each tube is the recommended level under ordinary condition.
 5. Additional screening system ; Modified screen such as "Mussel Filter" in addition to conventional screen system (bar and rotary screen).

Titanium tubes : More frequent ball cleaning is required.

has been solved since installation of Mussel Filter in addition to conventional bar and rotary screen in Power Station S where several times of tube leakage troubles had been recorded every year before installation of Mussel Filter.

One of the remarkable merit of cupronickel tubes over aluminum brass is the fact that for cupronickel tubes ferrous ion injection is not necessarily required. This is important with respect to "ecological problems" in recent years. Efird's data on the value of critical shear stress of copper alloy condenser tubes suggest that 10% cupronickel is immune to inlet attack but not immune to local erosion corrosion and modified cupronickel CA 722 is immune to both inlet attack and local erosion corrosion. This means that for 10% cupronickel cathodic protection might be unnecessary but improved screen to prevent lodgement of foreign bodies is desirable and for CA 722 both cathodic protection and modified screen are not required in the sense of corrosion prevention. However, value of critical shear stress would be dependent upon some factors such as sea water chemistry, chlorination and other local and operational conditions. It is desirable to decide the application of countermeasures with enough safety margin.

In application of titanium tubes, as shown in Table 6, ferrous ion injection and cathodic protection are in no way necessary. However, as the titanium tubes are likely to suffer heavy biological fouling the countermeasures to prevent biological fouling are strongly required. Chlorination or sponge ball cleaning is regarded as an essential countermeasure. For titanium tubes the modified screen such as Mussel Filter as the countermeasure to avoid local erosion corrosion is useless because of perfect immunity of titanium tubes to local erosion corrosion but it will be required when the blockage of foreign bodies prevents the smooth operation of sponge ball cleaning.

7. Conclusion

The performance of condenser tubes of copper alloys and titanium has been reviewed with special reference to the problems of corrosion and fouling under variety of sea water conditions. Under a variety of conditions except two different type of extremely severe ones, conventional copper alloy condenser tubes are capable to meet the demand for high integrity of modern conditions if suitable countermeasures are applied depending on the conditions. Countermeasures widely applied to prevent corrosion are ferrous ion dosing

which is especially useful for aluminum brass tubes, cathodic protection to prevent inlet attack and modified screen system to avoid lodgement of foreign bodies and those to reduce fouling are chlorination, sponge ball cleaning and modified screen system.

Exceptionally severe conditions which conventional copper alloy tubes are unavailable are the cases where sea water contains aggressive sand particles to cause severe sand erosion or is contaminated with hydrogen sulfide to cause severe pitting. Titanium tubes have excellent resistance to corrosion by sea water and they are considered to be quite immune to corrosion but they are fouled by marine organisms more rapidly and heavily than copper alloy tubes in clean sea water. Therefore, countermeasures to reduce or remove fouling such as chlorination, sponge ball cleaning are essential in practical application of titanium tubes in clean sea water. However, countermeasures against corrosion such as ferrous ion dosing, cathodic protection are in no way necessary.

Reasonable selection should be made through the cost vs effect evaluation on the combination of tube materials and countermeasures required.

References

- 1) S. Sato and M. Okawa: Sumitomo Light Metal Technical Reports, 17 (1976), 17.
- 2) S. Sato and T. Nosetani: Sumitomo Light Metal Technical Reports, 11 (1970), 271.
- 3) D. A. Bowlus and J. A. Brighton: Trans. ASME, J. Basic Eng., sep (1968), 431.
- 4) K. D. Efird: Corrosion, 33 (1977), 3.
- 5) S. Sato and S. Yamauchi: Sumitomo Light Metal Technical Reports, 17 (1976), 125.
- 6) S. Sato: *Review on Coating and Corrosion*, Freund Publishing House Ltd, Tel-Aviv, (1972), 140.
- 7) S. Sato and T. Nosetani: Sumitomo Light Metal Technical Reports, 16 (1975), 23.
- 8) S. Sato: Sumitomo Light Metal Technical Reports, 14 (1973), 7.
- 9) S. Sato, A. Ogiso, S. Ando, Y. Yamaguchi and K. Onda: Sumitomo Light Metal Technical Reports, 14 (1973), 76.
- 10) T. Nosetani, Y. Yamaguchi, M. Shimojo, Z. Tanabe, S. Sato, H. Hirose and K. Onda: Sumitomo Light Metal Technical Reports, 15 (1974), 163.
- 11) S. Sato, K. Nagata and S. Yamauchi: Unpublished.
- 12) A. Kawabe, Y. Ikushima, S. Iijima, S. Sato, K. Nagata and S. Yamauchi: Sumitomo Light Metal Technical Reports, 18 (1977), 93.
- 13) S. Sato and T. Nosetani: Unpublished.
- 14) R. B. Riter and J.W. Suitor: INCRA Progress Report, Project No. 214A, Apr. (1976).

すみ肉溶接された実用 Al-Zn-Mg 系合金 厚板端面の応力腐食割れに関する研究

吉 田 英 雄
福 井 利 安
馬 場 義 雄

住友軽金属工業株式会社

すみ肉溶接された実用 Al-Zn-Mg 系合金 厚板端面の応力腐食割れに関する研究

吉田英雄* 福井利安**
馬場義雄**

Study on Stress-Corrosion Cracking at Plate-Edge of Fillet Weld in Commercial Al-Zn-Mg Alloy Thick Plate

by Hideo Yoshida, Toshiyasu Fukui and Yoshio Baba

1). Stress-corrosion cracking was influenced by the distance from weld to plate-edge (L), plate thickness (T), small amount of additional element, temper of base metal and test circumstance, though no stress-corrosion cracking occurred in case of $L \geq 20\text{mm}$ ($L/T \geq 1$ in 20mm thick plate).

2). Stress-corrosion cracking occurred at surface side of $1/4 \sim 1/5$ of plate thickness having residual stress of $8 \sim 10\text{kg/mm}^2$, and corresponding to the region of reversion caused by weld heat input. However, no stress-corrosion cracking occurred at over-aged region, even if higher residual stress existed.

3). Stress-corrosion cracking tended to occur most in T4 temper and least in T7 one, though the effect of tempers of T4, T6 and T7 was comparatively small. Besides, the addition of small amount of copper was very effective to prevent the stress-corrosion cracking.

1. 緒 言

Al-Zn-Mg 系合金は溶接構造材として多くの実績を有しているが、本系合金は使用中にすみ肉溶接部近傍の板端面で肉厚方向 (ST 方向) の応力腐食割れを生じることがあり施工面で多くの制約を受けている。この応力腐食割れは、(i)板端面近傍ですみ肉溶接されると板端面の肉厚方向に引張残留応力が生じる、(ii)溶接入熱により板端面で著しい組織変化を生じる、(iii) ST 方向が他方向に比べて応力腐食割れ感受性が高い、などのために生じると考えられる。

しかしながら、本系合金母材の応力腐食割れに関してはこれまでにも多くの研究があり、いくつかの知見¹⁾が得られているものの、実際のすみ肉溶接材で板端面の応力腐食割れを定量的に調べた研究はあまりない。本研究はすみ肉溶接した実用 Al-Zn-Mg 系合金厚板の板端面における応力腐食割れを調べたものであり、溶接部より板端面までの距離、微量の銅添加の有無、母材調質、板厚などを変えて応力腐食割れ発生の程度を比較した。そして板端面での残留応力、組織変化などと応力腐食割れとの関連性について調べた。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材はごく標準的な Al-Zn-Mg 系合金の 20 mm 板と JIS 規格の範囲内で微量の銅を添加した Al-Zn-Mg-(Cu) 系合金の 12 および 20 mm 板の 3 種類で、いずれも JIS・A7N01 相当の実用合金である、調質はそれぞれ T4, T6 および T7 である。これらの供試材の化学成分および調質（熱処理）条件を Table 1 に示す。参考までに両合金の 20 mm 板のそれぞれの調質における機械的性質を Table 2 に示す。

2.2 実験方法

溶接は Fig. 1 に示すような変形十字すみ肉溶接で、補助ウェブ材（これは本研究の調査対象外であり A5083 合金を用いた）に 45° の開先をついている。試験片寸法を(a)に示し、溶接後の断面の概略図を(b)に示す。板端面での応力腐食割れに及ぼす溶接部（厳密には補助ウェブ材）より板端面までの距離 (L) の影響を調べるために $L=0, 10, 20, 30$ および 40 mm の 5 種類に変えて溶接を行なっている。これをそれぞれの板厚 (T) との比率 L/T で示すと次のとくになる。

*技術研究所

**技術研究所 工学博士

Table 1 Chemical compositions of test materials

Test materials	Chemical compositions (wt.%)								
	Zn	Mg	Mn	Zr	Cr	Ti	Fe	Si	Cu
Al-Zn-Mg	4.4	1.7	0.30	0.16	0.01	0.02	0.17	0.06	0.01
Al-Zn-Mg-(Cu)	4.3	1.8	0.35	0.14	0.15	0.06	0.18	0.06	0.16

T4 : 465°C × 1hr (Forced Air Cooling) → Natural aging (2 months)

T6 : 465°C × 1hr (Forced Air Cooling) → 100°C × 3hr pre-aging → 150°C × 10hr aging

T7 : 465°C × 1hr (Forced Air Cooling) → 100°C × 3hr pre-aging → 170°C × 7hr aging

Table 2 Tensile properties of test materials

Base metal	Temper	Yield strength $\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	Tensile strength σ_B (kg/mm ²)	Elongation δ (%)
Al-Zn-Mg	T4	25.4	41.7	19
	T6	37.1	42.5	16
	T7	34.3	42.0	17
Al-Zn-Mg-(Cu)	T4	26.2	42.5	20
	T6	38.0	43.7	16
	T7	35.3	42.7	17

L(mm)	L/T(20mm板)	L/T(12mm板)
0	0	0
10	0.5	0.83
20	1	1.67
30	1.5	2.5
40	2	3.33

溶接方法は MIG 半自動溶接で 20 mm 板ではそれぞれ 3 パス (計 12 パス), 12 mm 板ではそれぞれ 2 パス (計 8 パス) で作成した。Table 3 にこれらの溶接条件を示す。

応力腐食割れ試験は工業地帯 (名古屋市) で 1 年以上 (昭和 50 年 7 月 ~ 昭和 51 年 10 月で夏期が 2 回重なる) にわたって実施した大気暴露試験とクロム酸煮沸促進試験 (Cr

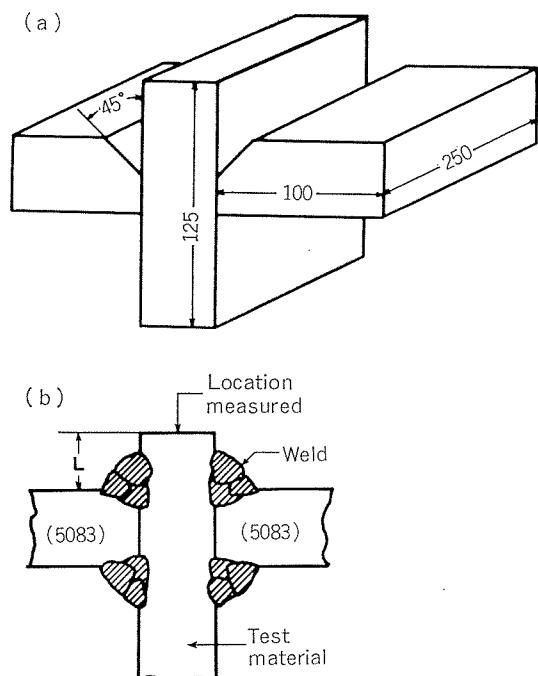


Fig. 1 Shape of test specimen and cross section of fillet weld.

O₃; 36 g/l, K₂Cr₂O₇; 30 g/l, NaCl; 3 g/l 中で 30 min 間煮沸) で行なった。前者の試験は溶接後約 2 か月間の自然時効を経た後に開始し、後者の試験は溶接後約 1 か年の自

Table 3 Welding conditions

Base metal	Plate thickness (mm)	Filler metal (mm)	Pass schedule and number of pass	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (cpm)
Al-Zn-Mg	20	A5356WY -1.6φ		1-4	270-280	31-32
				5-6	310-320	32-33
				7-12	300-320	33-34
Al-Zn-Mg-(Cu)	12	A5356WY -1.6φ		1-4	240-250	31
				5-8	290-300	33

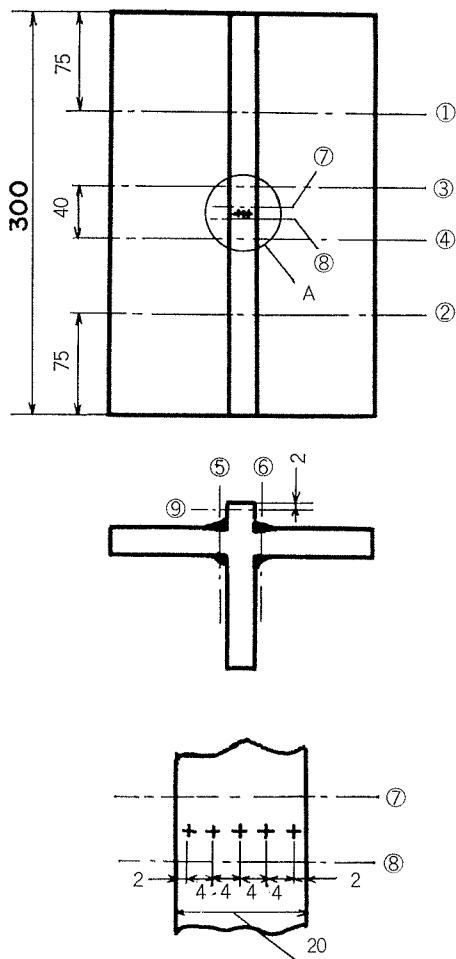


Fig. 2 Sectioning method for measuring residual stress at plate-edge of fillet weld.

然時効を経たもので行なっている。試験後の板端面の割れの検出には浸透探傷法を用いた。なお、溶接後（応力腐食割れ試験開始前）には板端面で割れの発生はなかった。

次に板端面の残留応力と硬さ分布の測定（測定位置は Fig. 1(b) に示す）を行なった。残留応力は Fig. 2(a) の A 部（○印でかこむ）に示すように板端面の ST 方向に 5 枚のストレン・ゲージ（共和電業製 KFC-1-D16-23, ゲージ長：1 mm）貼りつけ、図中に示す①～⑨の数字の順に切断する弛緩法により求めた²⁾。最終切断寸法は 10 mm 幅 × 2 mm 厚である。硬さ分布は板の垂直断面で板端面から 2 mm 入った部分をビッカース硬度で 2 mm 間隔に測定した。残留応力、硬さ分布の測定には、溶接後約 2 か月間自然時効した試料を使用した。

3. 実験結果

3.1 応力腐食割れ

大気暴露試験後、浸透探傷法で調べた時の板端面の外観状況（板端面の上方から撮影）の代表例を Fig. 3～5 に示す。板端面上の 1 あるいは 2 本の線状の黒い部分が検出さ

れた応力腐食割れである。ただし、ここでは浸透液のにじみで割れの幅は拡大されている。

Fig. 3 は Al-Zn-Mg 系合金 20 mm 板 (T6) 溶接材で、溶接部より板端面までの距離 (L) の応力腐食割れに及ぼす影響を示している。これより明らかのように L=0 mm では板端面で 2 本の割れが認められる。ただしこれらの割れは板厚の中央部で発生せず、1/4～1/5 ぐらいの表面層側で生じている。L=10 mm では 1 本の割れが認められるだけで、L=0 mm より明らかに割れは減少しており、L=20 mm 以上では割れは全く認められていない。

Fig. 4 は Al-Zn-Mg-(Cu) 系合金 20 mm 板 (T6) 溶接材について示したもので、この場合、L=0 mm の時ごく小さな割れを生じているだけで、L=10 mm の時は割れを全く生じていない。前述の Al-Zn-Mg 系合金にくらべ Al-Zn-Mg-(Cu) 系合金の方が割れは少ない。

Fig. 5 は Al-Zn-Mg 系合金 20 mm 板溶接材で、母材の調質の影響を示したものである（ただし T6 材は前述の Fig. 3 参照のこと）。これらより明らかに L=0 mm ではいずれも同じような割れを生じ、L=20 mm ではいずれも割れを生じておらず、これらの試料では調質の影響は明らかでない。しかし、この中間の L=10 mm では、T4, T6 材でかなりの割れが発生しているにもかかわらず T7 材

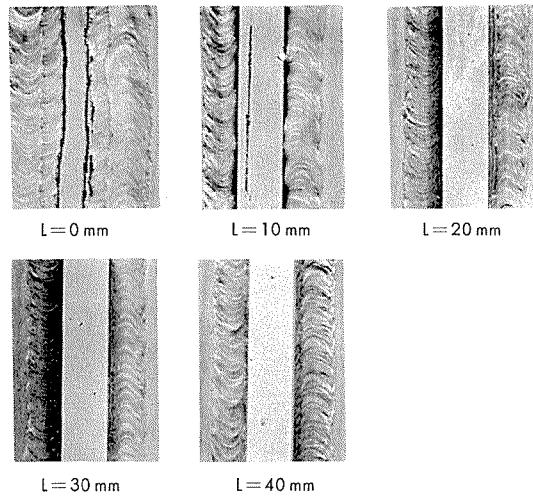


Fig. 3 Effect of distance from weld to plate-edge (L) on stress-corrosion cracking at plate-edge of Al-Zn-Mg (T6) alloy weld.

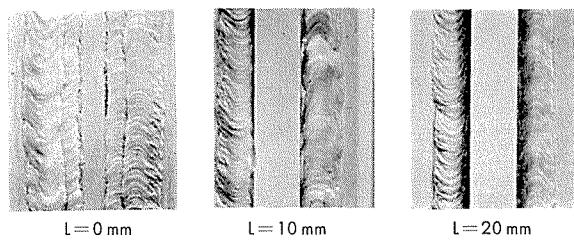


Fig. 4 Effect of distance from weld to plate-edge (L) on stress-corrosion cracking at plate-edge of Al-Zn-Mg-(Cu) (T6) alloy weld.

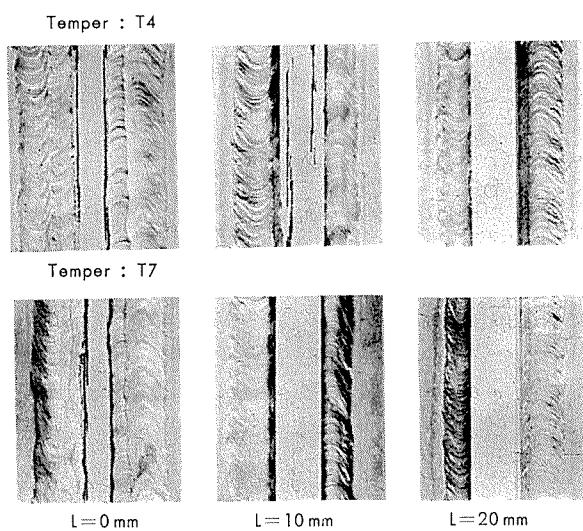


Fig. 5 Effect of tempers of base metal on stress-corrosion cracking at plate-edge of Al-Zn-Mg alloy welds.

では割れは認められない（ただし他の試料ではT7材でも少し割れを生じているものもある）。

これらの大気暴露試験の結果をまとめて定量的に示すとTable 4のごとくなる。ただしここで割れ率は下記の方法で求めた。

$$\text{割れ率} = \frac{\text{板端面に認められる全割れ長さ}}{250 \times 2} \times 100 (\%)$$

すなわち、板端面の長さ250mmで全長にわたって2本の割れを生じた時の割れ率を100%として計算している。試験片は各条件とも2個ありTable 4はこの平均値を示している。

同様にしてTable 5にクロム酸煮沸試験（促進試験）の結果を示す。クロム酸煮沸試験では、12mmのAl-Zn-Mg-(Cu)系合金板でもL=0mmの時割れを生じ、またT6とT7材の差は大気暴露試験ほど明確に現われないなどの差は認められるが、全体的には大気暴露試験の場合とほぼ同じような傾向を示している。

Table 4 Test results of stress-corrosion cracking during exposing in an industrial atmosphere for more than one year.

Test materials	Plate thickness (mm)	Temper	Cracking ratio (%)				
			L = 0 mm	L = 10mm	L = 20mm	L = 30mm	L = 40mm
Al-Zn-Mg	20	T4	90	60	0	0	0
		T6	80	45	0	0	0
		T7	80	25	0	0	0
Al-Zn-Mg-(Cu)	20	T4	15	0	0	0	0
		T6	10	0	0	0	0
		T7	10	0	0	0	0
	12	T4	0	0	0	0	0
		T6	0	0	0	0	0
		T7	0	0	0	0	0

Table 5 Test results of stress-corrosion cracking during dipping in a boiling salt-chromate solution (CrO_3 : 36 g/l, $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$: 30 g/l, NaCl : 30 g/l).

Test materials	Plate thickness (mm)	Temper	Cracking ratio (%)				
			L = 0 mm	L = 10mm	L = 20mm	L = 30mm	L = 40mm
Al-Zn-Mg	20	T4	100	10	0	0	0
		T6	100	5	0	0	0
		T7	100	0	0	0	0
Al-Zn-Mn-(Cu)	20	T4	100	0	0	0	0
		T6	100	0	0	0	0
		T7	100	0	0	0	0
	12	T4	25	10	0	0	0
		T6	15	7	0	0	0
		T7	15	5	0	0	0

これらの Table 4 および 5 の実験結果をまとめると次のようなになる。すなわち、(i) Al-Zn-Mg 系合金では $L=20$ mm 以上の時はいずれの場合も応力腐食割れを生じない、(ii) Al-Zn-Mg-(Cu) 系合金では $L=10$ mm でも割れは生じない、(iii) 12 および 20 mm 板では前者の方が割れを生じにくい、(iv) 母材調質 T4, T6 および T7 の差はあまり明確でないが、強いていえば T7 材が最も割れを生じにくい、(v) 大気暴露とクロム酸煮沸試験では後者の方がやや厳しい試験条件である——などである。

Fig. 6 に板端面における応力腐食割れ部の断面マクロおよびミクロ組織を示す。Fig. 6 (a) で領域 I は溶接金属、領域 II は再溶体化領域、領域 III は過時効領域である。割れは再溶体化領域で生じており、圧延織維状組織に沿った粒界割れである。

Fig. 7, 8 に応力腐食割れ部の破面写真を示す。Fig. 7 は Al-Zn-Mg 系合金の破面写真で、写真(b)～(d)は、写真(a)の枠内の倍率をかえて撮影した走査電顕写真である。これら

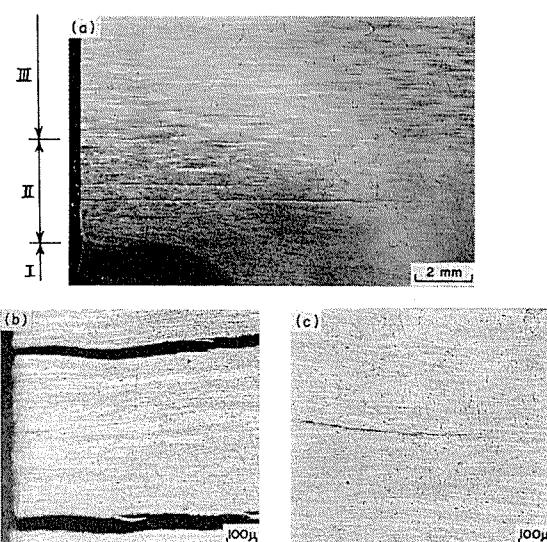


Fig. 6 Cross-section at plate-edge in fillet weld of Al-Zn-Mg (T6) alloy.



Fig. 7 Fractographs of stress-corrosion cracking at plate-edge in fillet weld of Al-Zn-Mg (T6) alloy, showing intergranular cracking.

(a) Macrofractograph.
(b), (c), (d) Electron fractograph.

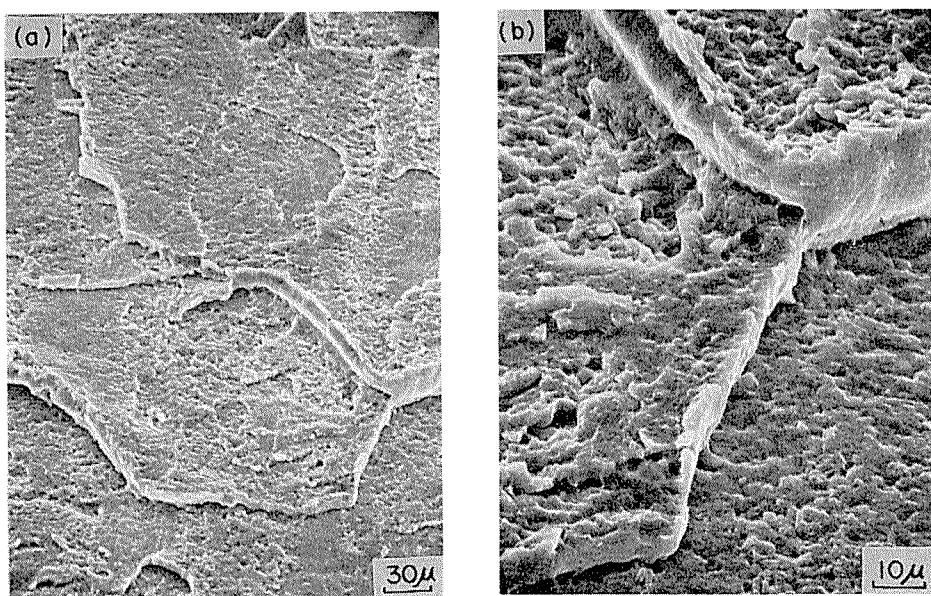


Fig. 8 Electron fractographs of stress-corrosion cracking at plate-edge in fillet weld of Al-Zn-Mg-(Cu) (T6) alloy.

の写真から、人工的に破壊した破面（写真(a)では右上にdimpleが観察される）と応力腐食割れ破面（比較的平滑な破面）の違いがわかる。Fig. 8はAl-Zn-Mg-(Cu)系合金の応力腐食割れ破面の走査電顕写真で、写真(b)は(a)を拡大している。Fig. 7, 8より応力腐食割れ破面に関しては、微量銅の添加の有無による顕著な差は認められなかった。

3.2 板端面の残留応力

溶接部より板端面までの距離 $L=10, 20$ および 30 mm の

試料の板端面における肉厚方向の残留応力を Fig. 9に示す。 $L=0\text{ mm}$ については溶接部が板端面にかなり食い込んでいて測定上問題があるため省いた。しかし $L=10\text{ mm}$ にくらべて、より高い残留応力があるものと推定される。また $L=40\text{ mm}$ では、予備試験の結果、溶接による残留応力はほとんど認められなかつたので省いた。なお参考までに、圧延方向の残留応力は $L=10\text{ mm}$ では引張(+), $L=30\text{ mm}$ (-)では圧縮であった。

Fig. 9より肉厚方向の残留応力は板厚の各位置で異なり、中心部ほど高く表面側になるほど低い。 $L=10\text{ mm}$ では中心部で約 15 kg/mm^2 の引張残留応力であり、中心部近傍の 10 mm の範囲内で 10 kg/mm^2 以上の値となっている。したがって応力腐食割れが生じている部分の残留応力はFig. 3~5とFig. 9の結果を対照すると $8\sim10\text{ kg/mm}^2$ と推定される。なお、応力腐食割れが生じなかつた $L=20\text{ mm}$ では板中心部も含めて残留応力は $8\sim10\text{ kg/mm}^2$ 以下であり、 $L=30\text{ mm}$ では板中心部でも 5 kg/mm^2 以下である。

3.3 板端面の組織

Fig. 10にAl-Zn-Mg-(Cu)合金 20 mm 板(T6)溶接材で $L=0\sim30\text{ mm}$ の試料の断面マクロ組織を示す。マクロ組織でも溶接熱影響部の組織変化は明瞭で、 $L=0$ および 10 mm では板厚中心部を除き板端面で溶接入熱による再溶体化された組織が現われている。 $L=20\text{ mm}$ でも板端部で少し組織変化を示しているが、再溶体化領域は端部に露出していない。 $L=30\text{ mm}$ （写真は省略したが $L=40\text{ mm}$ も同様）では、板端面はほとんど溶接熱影響を受けていない。

Fig. 11 Al-Zn-Mg-(Cu)合金 20 mm 板溶接材の断面マクロ組織であり、調質の影響を調べたものである。母材調質がT7では、先に述べたT6と同様、溶接部近傍の組織

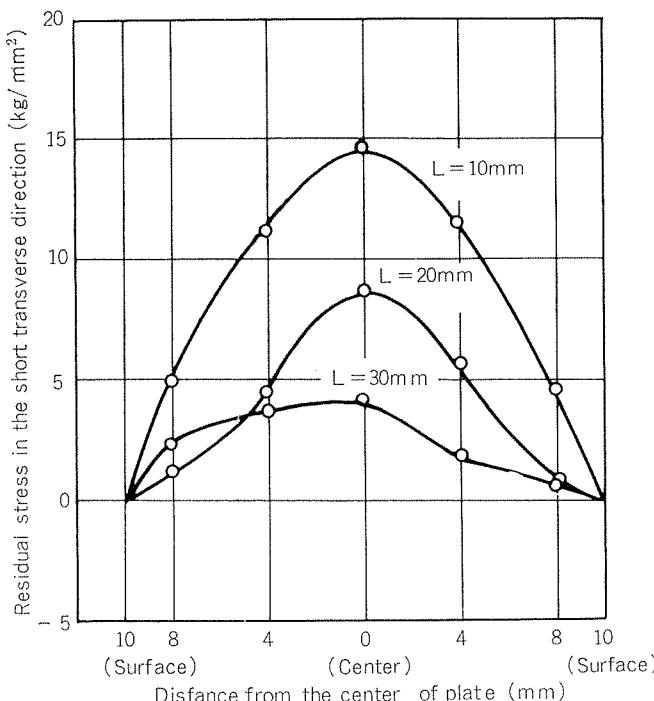


Fig. 9 Residual stress in the short transverse direction at plate-edge of Al-Zn-Mg (T6) alloy weld.

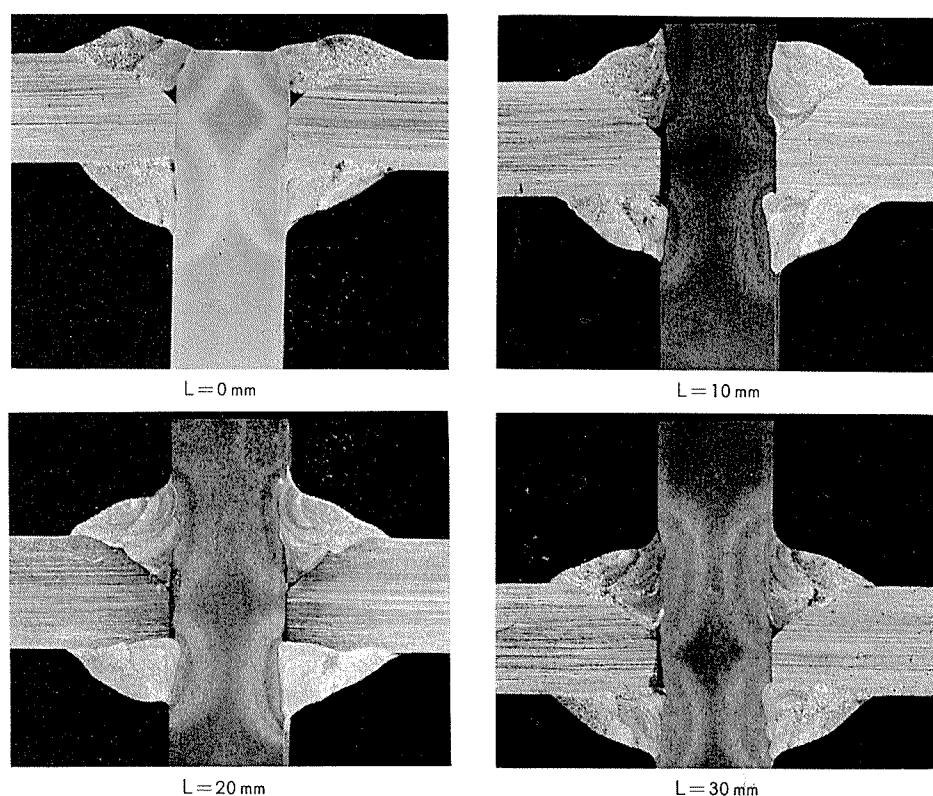


Fig. 10 Effect of distance from weld to plate-edge (L) on macro-structure of cross-section at plate edge in fillet weld of 20 mm thick Al-Zn-Mg-(Cu) (T6) alloy.

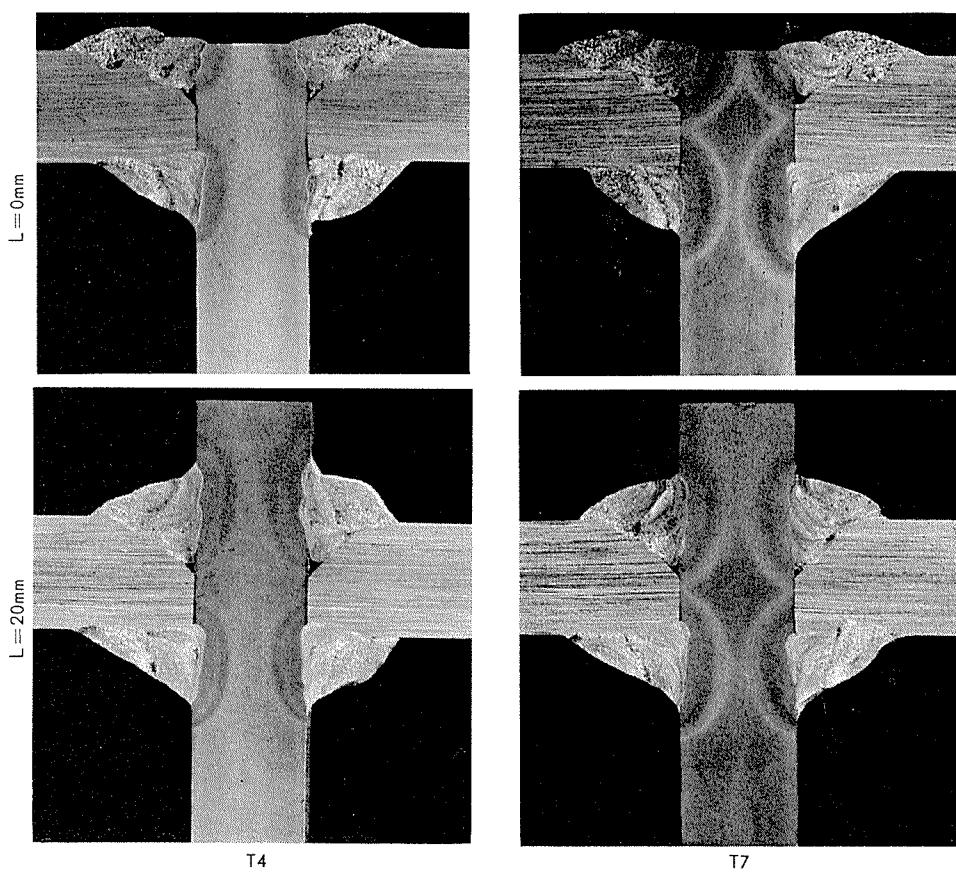


Fig. 11 Effect of tempers of base metal on macro-structure of cross-section at plate-edge in fillet weld of 20 mm thick Al-Zn-Mg-(Cu) alloy.

変化(再溶体化)領域が明瞭になっている。T4材では溶接熱により再溶体化されても元のT4調質状態(主としてG.P.ゾーンが存在)と同じであるためT6,T7材にくらべると熱影響部の組織変化は少ないが、板中央部のように溶接ビードより少し離れた部分では、溶接熱サイクルを繰返し受けるため、やや過時効気味となり板厚の各領域でわずかな組織差が現われている。

Fig. 12にT6およびT7材のL=0~30 mmにおける試料の板端部(先端より約2 mm入った部分)の硬さ分布を示す。L=0および10 mmの場合、溶接部近傍の板厚表面側はHV=125~130であり、再溶体化領域(ただし溶接後の時効でG.P.ゾーンが存在)となっているが、板厚中心部ではHV=90~100で過時効領域($\eta' + \eta + \text{G.P.ゾーン}$)³⁾となっている。L=20 mmでは板厚の全域にわたってHV=

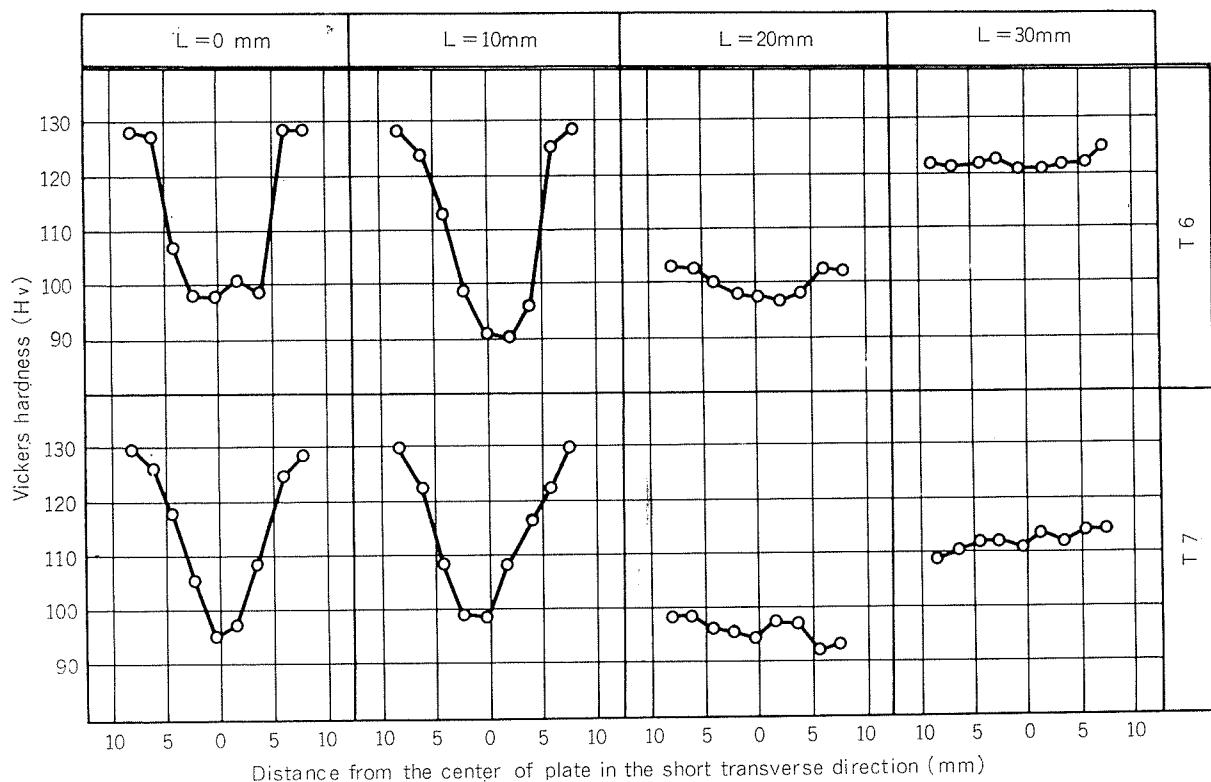


Fig. 12 Hardness distributions at plate-edge of fillet weld in 20 mm thick Al-Zn-Mg-(Cu) alloy.

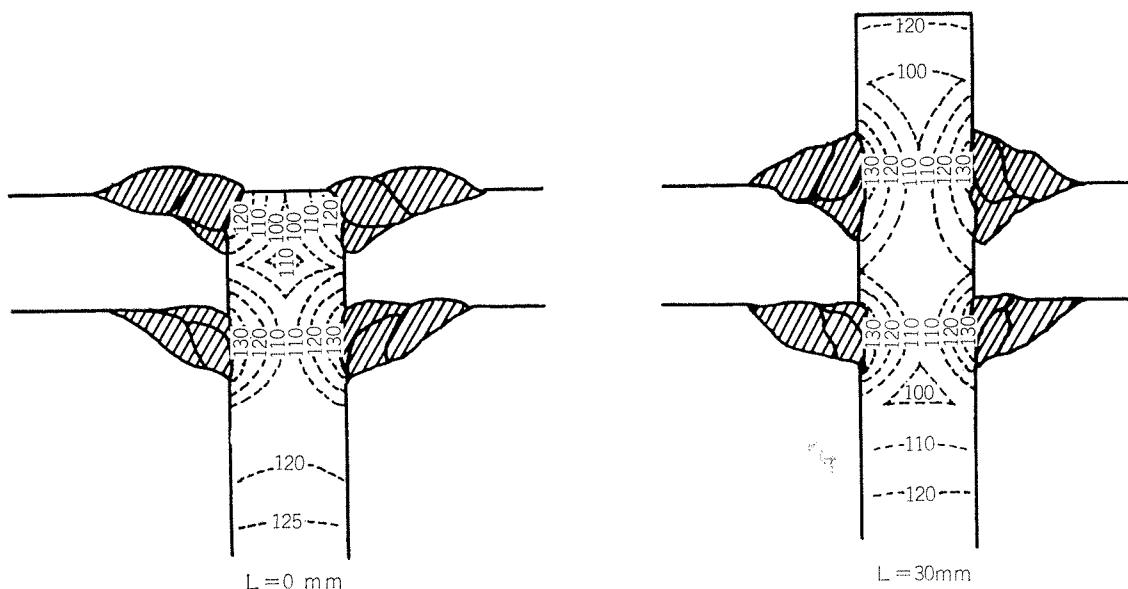


Fig. 13 Schematic hardness distributions in the cross-section of fillet weld in 20 mm thick Al-Zn-Mg-(Cu) alloy (T6).

約100で過時効領域となり、 $L=30\text{mm}$ では $H_V=120\sim125$ (T6), $H_V=110\sim115$ (T7)で非熱影響領域となっている。

Fig. 13 は、Al-Zn-Mg-(Cu) 系合金 20mm 板(T6)溶接材の $L=0, 30\text{mm}$ の断面内の硬度分布を模式的に示したものである。この図は、Fig. 12 の板端部の硬度と断面内の硬さを測定して得られたもので、Fig. 10 に示した断面マクロ組織に対応していることがわかる。

4. 考 察

Al-Zn-Mg 系合金厚板で実用上応力腐食割れが問題とされているのは主としてシャー切断された板端面およびすみ肉溶接部近傍での板端面である。このうち、前者については素材(成分および調質)の改善、切断条件や切断法の制約などで、かなり改善されてきている⁴⁾。しかし後者については、これまで割れ発生の条件が定量的に明確にされておらず、したがってその割れ防止策にも統一的な見解が得られていないきらいがある。

Al-Zn-Mg 系合金厚板溶接材の板端面における応力腐食割れの形態および発生条件など、本実験の結果をふまえて応力腐食割れに影響する各種因子について考察する。

(1) 残留応力の影響

Table 4 および 5 の結果より、応力腐食割れが生じているのは Al-Zn-Mg 系合金の場合 $L=10\text{ mm}$ ($L/T=0.5$) 以下の時であり、Al-Zn-Mg-(Cu) 系合金の場合 $L=0\text{ mm}$ ($L/T=0$) の時のみである。しかも割れは板厚の $1/4\sim1/5$ の位置で発生している。したがって Fig. 9 に示す残留応力の測定結果 Al-Zn-Mg 系合金では $8\sim10\text{ kg/mm}^2$ の引張残留応力で割れが生じたことになり、Al-Zn-Mg-(Cu) 系合金ではこの程度の残留応力では割れが発生せず、割れが発生するにはさらに高い残留応力を必要とすることがわかる。この結果は、筆者らの一人が⁴⁾ 素材で行なった実験で、微量の銅を含まない標準的な合金の T4 材では 10 kg/mm^2 の負荷応力で板厚方向の応力腐食割れを生ずるのに対し、微量の銅を含む改良合金では 13 kg/mm^2 の負荷応力でも割れを生じなかった結果にはほぼ一致している。

しかし、本実験で残留応力が最も高い板厚中央部よりむしろ表面層側で割れを生じているのは次項で述べる板端面での組織差によるものと思われる。

(2) 組織の影響

Fig. 3~5 に示すごとく割れは残留応力の最も高い板厚中央部で発生せず、溶接ビード近傍の板厚両端部(表面層側)で発生している。これは Fig. 10, 11 および Fig. 12 に示すごとく $L=0, 10\text{ mm}$ ($L/T=0, 0.5$) の場合でも溶接入熱で再溶体化しているのは溶接ビード近傍の板表面側であり、板厚中央部は過時効領域となっているためである。溶体化組織(G.P. ゾーン)と過時効組織($\eta' + \eta$ 相あるいは $\eta' + \eta$ 相 + G.P. ゾーン)では明らかに前者で応力腐食割れが生じやすい⁵⁾。

なお、母材調質が T4, T6 および T7 と変化しても溶接材の応力腐食割れ性に大差はないが、傾向としては T4 材がやや割れやすく、T7 材がやや割れにくい。これは T4, T6 および T7 材のいずれであっても溶接ビード近傍に再溶体化領域を有するものの、T4 材で再溶体化領域が最も広く、T7 材が最も狭いことに起因するのであろう。

このような析出状態の違いの他に、板厚表面と中央部における再結晶の程度およびその結晶方位の違いも影響しているかも知れない⁴⁾。Al-Zn-Mg 系合金薄板では、すみ肉溶接部近傍の板端面は板厚全体にわたって均一な組織となるが、厚板では単一の組織とはならず、板厚方向で複雑な組織差を生ずることがわかっている³⁾。

(3) 微量元素(とくに銅)の影響

Table 4 および 5 より明らかなるごとく、Al-Zn-Mg 系合金と Al-Zn-Mg-(Cu) 系合金では明らかに割れ発生に差があり、微量の銅の添加が応力腐食割れの防止に有効であることが推察される。微量の銅の効果については、筆者の一人⁶⁾の研究やその他の研究^{4), 7)}によってもすでに指摘されている。実用的な観点よりすれば、板端面における応力腐食割れの防止には微量の銅の添加が最も確実な方法である。ただしこの場合、溶接性を阻害しない範囲にとどめる必要がある⁸⁾。

微量の銅が添加されると耐応力腐食割れ性が向上する理由としては、銅の添加により粒界あるいは粒界析出物の犠牲的溶解が減少し、粒内の全面的溶解になると考えるのが妥当なようである^{4), 7), 9)}。なお、本実験では Al-Zn-Mg 系合金および Al-Zn-Mg-(Cu) 系合金の試料で銅添加の違い以外にクロム添加にも差異がある。しかしクロムの添加は本系合金の板厚方向の耐応力腐食割れ性にほとんど効果をもたないことが知られている¹⁰⁾。

(4) 板厚の影響

Table 4 および 5 に示すごとく、板厚が 20 mm と 12 mm では後者の方が割れを生じにくく。これは主として圧延加工度(前者は 94%, 後者は 97%)の違いによるものと思われ、素材に関する筆者らの別の実験⁴⁾ともよく一致している。なお、板厚が薄い方が割れを生じにくくのは、鋳塊欠陥の圧着程度、熱処理時の再結晶組織の違い⁴⁾の他に、溶接による残留応力の差も影響しているかもしれない。

(5) 試験法の影響

Table 4 および 5 に示すごとく、大気暴露試験とクロム酸煮沸試験では後者の方がやや厳しい結果となった。しかし、大気暴露試験もかなり厳しいとする研究もある¹¹⁾。ただ本実験の場合、クロム酸煮沸試験材の方が大気暴露試験材よりも、溶接後、より長期的にわたって自然時効が施されていることも考慮する必要があろう。いずれにしろ、大気暴露試験でもクロム酸煮沸試験でも全体的に同じ傾向が得られていることに注目する必要がある。

5. 結 言

文 献

本研究により次の点が明らかとなった。

- 1) すみ肉溶接されたAl-Zn-Mg系合金厚板端面の応力腐食割れは、溶接部より板端面までの距離(L)が20mm(板厚が20mmではL/T=1)以上で全く生じないが、L=0あるいは10mm(L/T=0あるいは0.5)では微量元素の添加、母材調質、板厚、腐食環境(試験法)などに影響される。
- 2) 板端面の応力腐食割れは8~10kg/mm²の引張残留応力が存在する板厚の1/4~1/5の表面層領域で、組織的には溶接入熱により再溶体化された部分で生じている。より高い残留応力が存在していても過時効組織となっている部分では割れは発生していない。
- 3) 板端面の応力腐食割れは、母材調質がT4, T6およびT7で大差はないが、比較的T4材で割れやすく、T7材で最も割れにくい傾向がある。また、母材に微量の銅を添加することにより、応力腐食割れの発生は著しく抑制される。

謝辞：本研究における残留応力の測定に際し、有益な助言と御協力を戴いた中村授氏(技術研究所・主任研究員)および野々田八郎氏(同所)に対し深謝を表する。

- 1) 例えば、K. G. Kent: J. Inst. Metals, 97 (1969), 127., W. Gruhl and H. Cordier: Aluminium, 44 (1968), 403., 馬場義雄: 軽金属, 24 (1974), 227., M. O. Speidel and M. V. Hyatt: Advances in Corrosion Science and Technology, 2 (1972), 115, Plenum Press. New York.
- 2) 例えば G.A. Alpsten and L. Tall: Weld.J., 49 (1970), 93S., 中村寿雄, 田中一雄, 鶴部誠二: 軽金属溶接, 14 (1976), 226., 15 (1977), 306.
- 3) 水野政夫, 菊池正夫, 馬場義雄, 福井利安: 軽金属, 26 (1976), 564.
- 4) 馬場義雄, 高島章: 本誌, 11 (1970), 15., 17 (1976), 28.
- 5) W. Gruhl: 軽金属, 21 (1971), 46.
- 6) Y. Baba: Trans. JIM, 11 (1970), 404.
- 7) J. Busby, J. F. Cleave and R. L. Cudd: J. Inst. Metals, 99 (1971), 44.
- 8) 福井利安, 杉山禎彦, 馬場義雄: 本誌, 17 (1976), 38.
- 9) 村上陽太郎, 朝日格, 岩崎文敬, 和泉康男: 軽金属学会第48回春期大会講演概要, (1975), 89.
- 10) 平松剛毅, 篠田昌宏, 宮木義光, 平野正和: 軽金属, 23 (1973), 210.
- 11) 平松剛毅, 宮木義光, 長尾清, 鶴田誠: 軽金属学会第41回秋期大会講演概要, (1971), 105.

パイインB型チューブの伝熱性能について
アルミニウム製熱交換器の性能に関する研究（第2報）

平 田 勝 彦
若 松 千 代 治
竹 内 勝 治

住友軽金属工業株式会社

パインB型チューブの伝熱性能について*

アルミニウム製熱交換器の性能に関する研究（第2報）

平田 勝彦** 若松 千代治**
竹内 勝治***

Heat Transfer Performances of "Pine B" tubes

Experimental Study on Characteristics of Aluminum Heat Exchangers (Rep. 2)

by Katsuhiko Hirata, Chiyoji Wakamatsu
and Katsuzi Takeuchi

Heat transfer performances of "Pine B" tubes were measured by the wind tunnel. Tested tubes were novel integral finned tubes which were machined out of round extruded aluminum tubes with outside ribs using the lathe. To examine the heat transfer performances, four types of test cores which had variations of the finned tube diameter D_f and the longitudinal tube spacing S_t were used. Experimental results were compared with the calculated performances of ordinary high fin tubes.

The results obtained are as follows;

- (1) The heat transfer rate per unit temperature difference $\alpha_o \cdot A_{ot}$, the thermal conductance on fin side α_o and the pressure drop on air side ΔP respectively increased with decreasing S_t , and the increasing rate of ΔP was the highest among them.
- (2) The heat transfer performances of "Pine B" tubes which had D_f of 55.2mm, the fin pitch P_f of 2.5 mm and the tube inner diameter D_i of 25.4 mm were approximately equal to those of high fin tubes which had D_f of 57.0 mm, P_f of 3.3 mm and D_i of 25.4 mm.

1. 緒 言

石油精製、石油化学、発電プラントなどの熱交換器類には、転造ハイフィンチューブが使用され、最近では経済的および性能面から管の大径化が要求されている。そこで、著者らは転造ハイフィンチューブが大径化するにつれて転造設備に制限を受け、かつ転造速度も遅くなる点を考慮し、前報¹⁾と類似の考え方で、外面に凸部をもつ純アルミニウム押出円管を旋削することによってフィンを切り起す一体フィンチューブ、すなわち“パインB型チューブ”を検討した。

本報では、パインB型チューブを用いた実験用熱交換器について基礎的な伝熱性能を調査するため管の段間隔の影響を検討し、さらに伝熱計算から求めた転造ハイフィンチューブの性能と比較した。

2. 供試伝熱管およびコア

供試伝熱管の材質はA1050-F、押出円管と類似であり、素管Aは外面に凸部を12個、素管Bは20個それぞれもち、前者は管内径 $D_i = 12.7\text{mm}$ 、後者は $D_i = 25.4\text{mm}$ とした。フィンの切り起し方法は別の機会に詳述するが旋削であり、素管を回転させながら特殊形状の刃物に長手方向の送りを与えて凸部を切り起していくわけである。凸部の形状とその数、送り速度などを変えることにより、フィンの高さや厚さ、幅、ピッチなどが任意に得られる。Fig. 1～2はそれぞれ素管A、Bについて断面形状とフィンを切り起したあとの寸法を、Fig. 3～4はその外観を示す。なお、素管AおよびBの単重はそれぞれ 0.416 kg/m および 1.27 kg/m である。

Table 1 は素管A、Bについてフィン外径 D_f 、フィンピッチ P_f 、フィン元径 D_o および D_i と、これらを用いて製作した供試コアの詳細を、Table 2 には供試コアの管配置をそれぞれ示す。C-1～3コア（素管A）を用いて段間

*第12回空気調和・冷凍連合講演会（昭和53年4月）に発表

**技術研究所

***技術研究所 工学博士

隔 S_t の影響を調べ、C-4 コア（素管B）は転造ハイフィンチューブとの性能比較に供した。Fig. 5 に供試コアの外観の1例を示す。

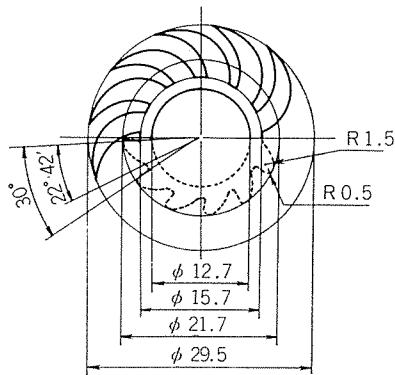


Fig. 1 Dimensions of "Pine B" tube. Broken lines show extruded aluminum tube. (Type A)

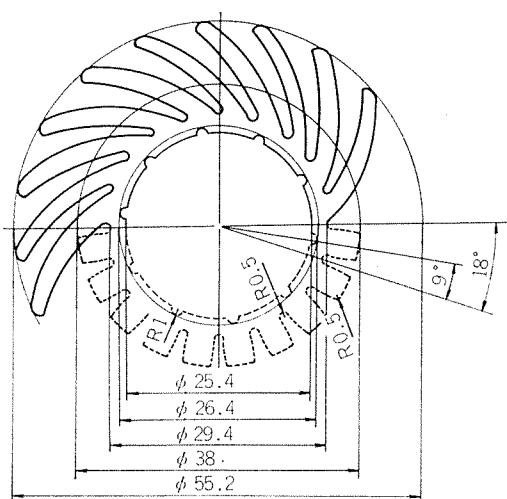


Fig. 2 Dimensions of "Pine B" tube. Broken lines show extruded aluminum tube. (Type B)

Table 1 Details of test cores.

Type of extruded aluminum tube	A				B
No. of core	C-1	C-2	C-3	C-4	
Finned tube diameter D_f (mm)	29.5				55.2
Tube outer diameter D_o (mm)	15.7				31.0
Tube inner diameter D_i (mm)	12.7				25.4
Fin pitch P_f (mm)	2.5				
Fin thickness T_f (mm)	0.9				0.8
Tube thickness T_t (mm)	1.5				2.8
Longitudinal tube spacing S_t (mm)	29.5	38.1	47.0	72.0	
Transverse tube spacing S_r (mm)	—				62.0
Longitudinal number of finned tubes N_l	1				3
Transverse number of finned tubes N_t	13	10	8	5·4·5	
Heat transfer area on fin side per unit length of tube A_0 (m^2/m)	0.296				0.958
Total heat transfer area on fin side of core A_{ot} (m^2)	1.54	1.18	0.947	5.317	
Frontal area of core F_{fr} (m^2)	0.153	0.16	0.144		

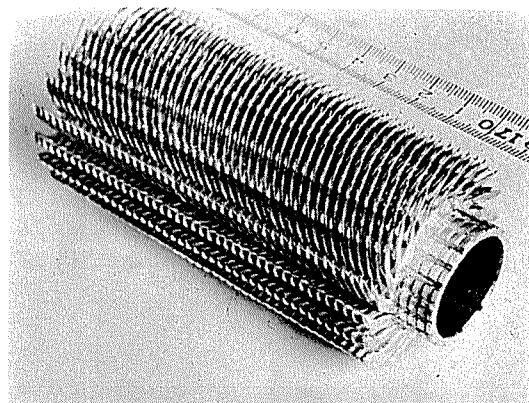


Fig. 4 Appearance of test finned tube.
("Pine B" tube, Type B)

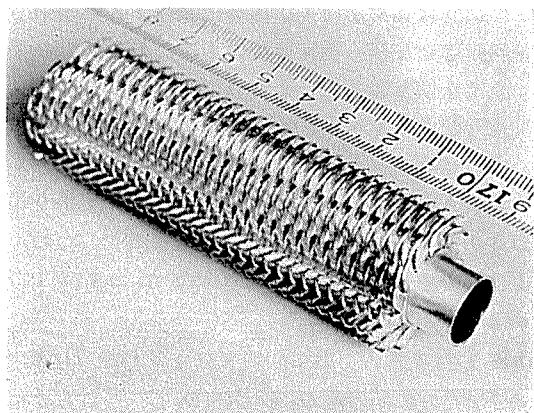


Fig. 3 Appearance of test finned tube.
("Pine B" tube, Type A)

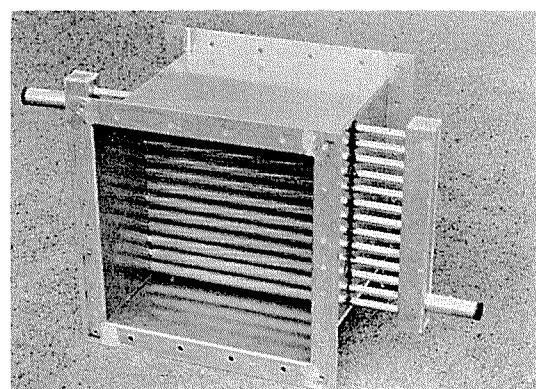


Fig. 5 Appearance of test core. (C-1 core)

3. 実験方法

3.1 実験装置

伝熱管の熱交換性能実験装置および測定方法は前報¹⁾と同じであり、つぎの各項目を測定した。

i) 供試コアを通過する空気の流量

ii) 循環温水の流量

iii) コアの出・入口における空気および温水の各温度

iv) コアによる空気側の圧力損失

v) 大気の温・湿度

なお、設定条件のうちで、主なものをつぎに示す。

入口水温度 t_{w1} ：入口空気温度より35°C高く保持した。

管内水流速 V_w ：流れが乱流となるレイノルズ数 R_e 4,000以上とした。

入口空気温度 t_{a1} ：大気状態のままとしたが、送風機により2~3°C高められている。

前面空気流速 V_a ：コア前面で1.3~7.5 m/sとした。

3.2 実験結果の整理方法

実験結果の整理方法も前報¹⁾と同じであり、つぎの各項目を算出した。

i) 热貫流率 K_o

ii) フィン側の热コンダクタンス α_o

Wilson plot法を用いて、空気流速のみの関数で表わされる α_o を K_o より分離した。ここでは、管内水流速修正係数 $C^2)$ を用い、管内側熱抵抗の補正を行なった。

iii) 交換熱量 Q

Table 2 Tube arrangement of test cores.

Core	Tube arrangement	St(mm)
C-1		29.5
C-2		38.1
C-3		47.0
C-4		72.0

記号

A_o : 伝熱管単位長さ当りのフィン側伝熱面積 (m^2/m)

A_{ot} : コアの全フィン側伝熱面積 (m^2)

A_{ot}' : コアの前面面積を $1 m^2$ に換算した時の全フィン側伝熱面積 (m^2)

C : 管内水流速修正係数

D_e : 伝熱係数計算用の空気側相当直径 (m)

D_e' : 圧力損失計算用の空気側相当直径 (m)

D_f : フィン外径 (mm)

D_i : 管内径 (mm)

F_o : フィン元径 (mm)

F_{fr} : コアの前面面積 (m^2)

G : 管束を通過する空気の質量速度 (kg^*/m^2h)

G_a : (= $V_a \cdot \gamma_a$) 前面空気重量速度 (kg/m^2s)

K_o : A_{ot} を基準とした熱貫流率 ($kcal/m^2h^\circ C$)

L : コアの奥行 (m)

N_t : コアにおける管の列数

N_t : コアにおける管の段数

P_f : フィンピッチ (mm)

Q : 交換熱量 (kcal/h)

R_e : レイノルズ数

S_t : 管と隣りの列の管との距離 (mm)

S_r : 管の列間隔 (mm)

S_t : 管の段間隔 (mm)

T_f : フィン厚さ (mm)

T_t : 管の肉厚 (mm)

V_a : 前面空気流速 (m/s)

V_w : 管内水流速 (m/s)

c : 空気の定圧比熱 (kcal/kg°C)

f : 摩擦係数

g : 重力加速度 (m/h²)

h_f : フィン側の境膜伝熱係数 (kcal/m²h°C)

j_f : 热伝達係数

k : 空気の熱伝導率 (kcal/mh°C)

t_{a1} : コア入口の空気温度 (°C)

t_{w1} : コア入口の水温度 (°C)

α_o : フィン側の熱コンダクタンス (kcal/m²h°C)

γ_a : 空気の比重 (kg/m³)

μ : 空気の粘度 (kg/mh)

ρ : 空気の密度 (kg/m³)

ϕ : 空気の粘度補正係数

ΔP : 空気側圧力損失 (mmAq)

Δt_m : 算術平均温度差 (°C)

$Q/\Delta t_m$: K_o を基準とした単位平均温度差当りの交換熱量 (kcal/h°C)

$\alpha_o \cdot A_{ot}$: α_o を基準とした単位平均温度差当りの交換熱量 (kcal/h°C)

- iv) 単位平均温度差当りの交換熱量 $\alpha_o \cdot A_{ot}$, $\alpha_o \cdot A_{ot'}$
 供試コア相互間の比較には、前面面積 1m^2 における単位平均温度差当りの交換熱量 $\alpha_o \cdot A_{ot'}$ を用いた。

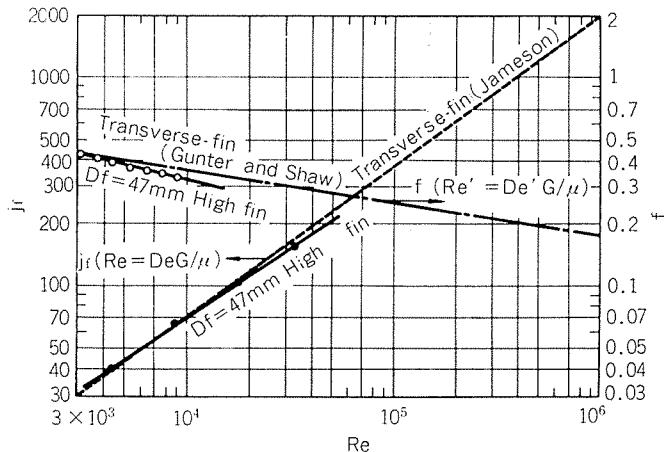


Fig. 6 Factor of heat transfer j_f and friction factor f for high fin tube.

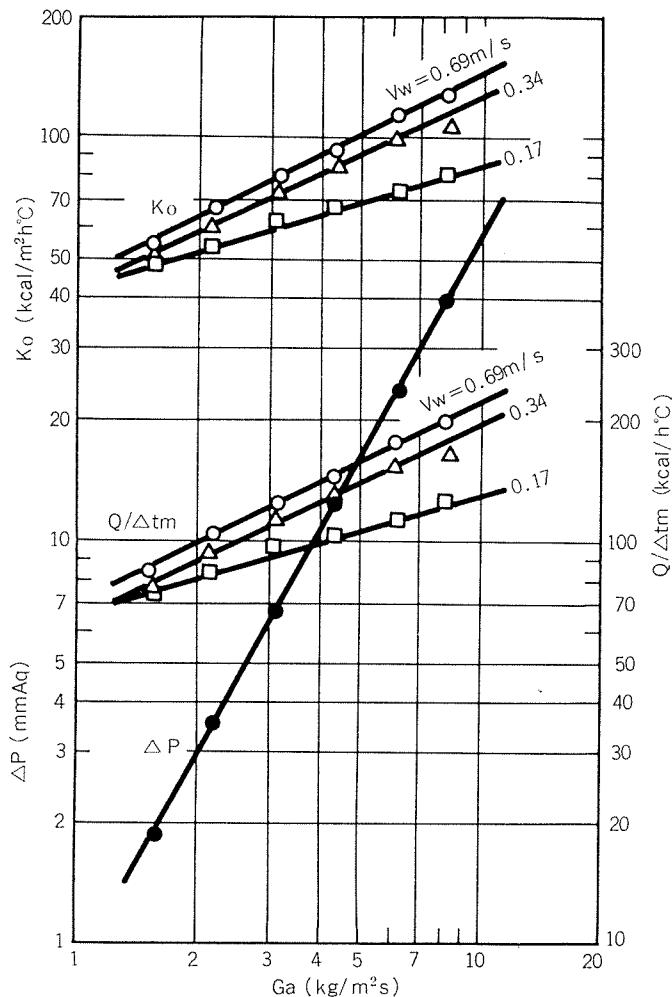


Fig. 7 Relations between overall heat transfer coefficient K_o , heat transfer rate per unit temperature difference $Q/\Delta t_m$, pressure drop on air side ΔP and air mass flow rate G_a . (C-1 core)

- v) 空気側圧力損失 ΔP
 vi) 前面空気重量速度 G_a

3.3 転造ハイフィンチューブとの比較

転造ハイフィンチューブを含むトランズバースフィンについて、すでに数多くの実験結果^{3)~5)}が発表されているので実験を行なわず、Jameson³⁾ならびに Gunter⁴⁾によって与えられている Fig. 6 に示す熱伝達係数 j_f 、摩擦係数 f 、および(1)~(2)式を用いてフィン側の境膜伝熱係数 h_f と ΔP を算出した。これは著者らの一人が別に行なつ

Table 3 Details of extruded fin tube core.

No. of core	C-5
Finned tube diameter D_f (mm)	57.0
Tube outer diameter D_o (mm)	27.4
Tube inner diameter D_i (mm)	25.4
Fin pitch P_f (mm)	3.3
Fin thickness T_f (mm)	0.5
Tube thickness T_t (mm)	1.0
Longitudinal tube spacing S_l (mm)	72.0
Transverse tube spacing S_r (mm)	62.0
Longitudinal number of finned tubes N_l	3
Transverse number of finned tubes N_t	5·4·5
Heat transfer area on fin side per unit length of tube A_o (m^2/m)	1.291
Total heat transfer area on fin side of core A_{ot} (m^2)	7.163
Frontal area of core F_{fr} (m^2)	0.144

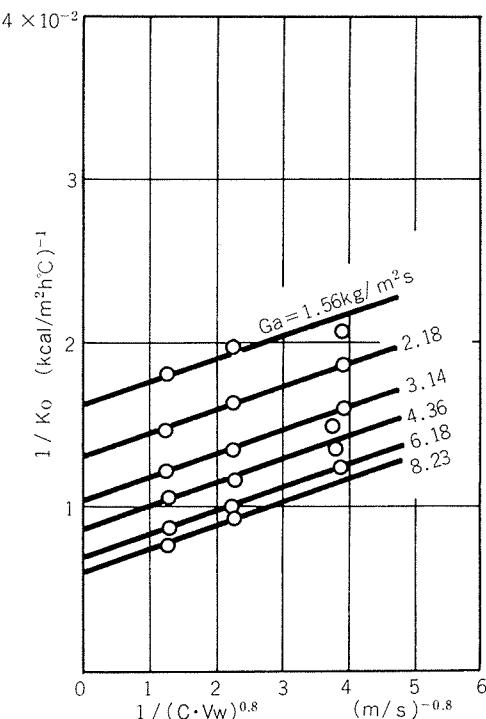


Fig. 8 Relation between $1/K_o$ and $1/(C \cdot V_w)^{0.8}$ (C-1 core)

た転造ハイフィンチューブについての測定値⁶⁾が Fig. 6 の i_f と f によく一致することが判っているためである。

$$h_f = j_f \frac{k}{D_e} \left(\frac{c\mu}{k} \right)^{1/3} \quad \dots \dots \dots (1)$$

ここで、

$$D_e = \frac{2(\text{全外表面積})}{\pi(\text{投影周辺長})}$$

$$\Delta P = f \frac{G^2 L}{2\rho g D_e' \phi} \left(\frac{D_e'}{S_t} \right)^{0.4} \left(\frac{S_t}{S_t} \right)^{0.6} \quad \dots \dots \dots (2)$$

ここで、

$$D_e' = \frac{4(\text{正味自由容積})}{(\text{全外表面積})}$$

Table 3 は転造ハイフィンチューブを用いたコアの設定条件（以下 C-5 コアと称す）を示す。その管の諸寸法は市販のものの 1 例であり、C-4 コアのパイント型チューブの場合と D_f , P_f その他に多少の差があるが、管配置および前面積 F_{fr} を同じとして比較に用いた。

4. 実験結果および考察

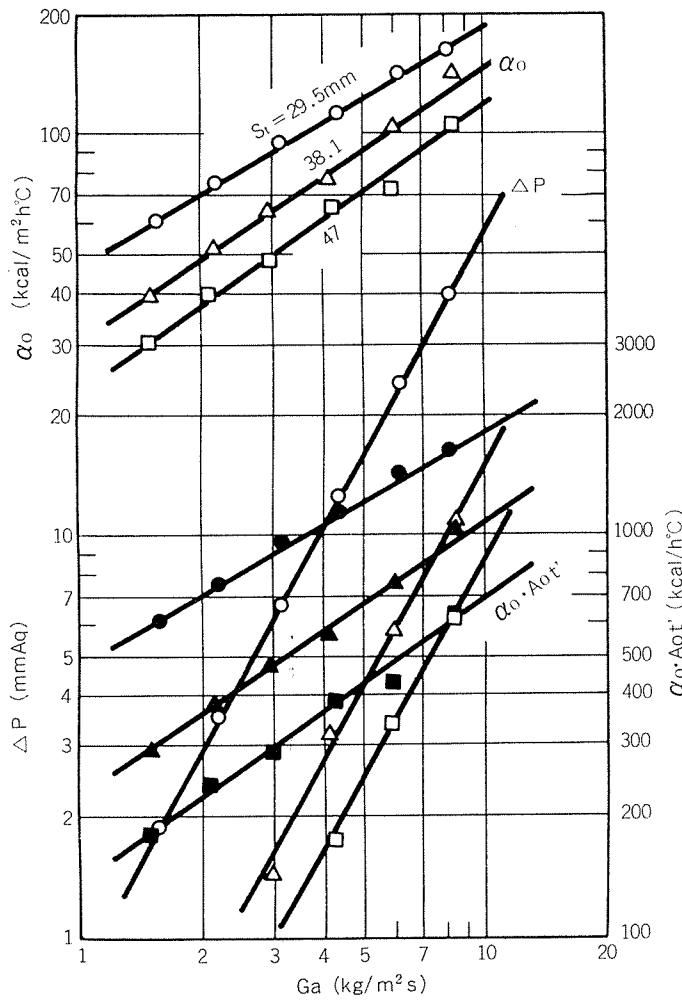


Fig. 9 Relations between thermal conductance on fin side α_o , heat transfer rate per unit temperature difference and unit frontal area $\alpha_o \cdot A_{ot'}$, ΔP and G_a . (C-1, C-2 and C-3 core)

4.1 段間隔 S_t の影響

G_a を横軸にとり、 K_o , $Q/\Delta t_m$ および ΔP との関係の 1 例を V_w をパラメータとして Fig. 7 に示す。C-1~3 コアについてのこれらの関係を示す直線のかたむきは、 K_o および $Q/\Delta t_m$ が 0.5 前後、 ΔP が 1.8 程度になっている。Fig. 8 は Wilson plot 法による $1/K_o$ と $1/(C \cdot V_w)^{0.8}$ の関係の 1 例を C-1 コアについて示す。乱流範囲での $1/K_o$ と $1/(C \cdot V_w)^{0.8}$ の関係は直線で近似できる。

Fig. 9 は C-1~3 コアについて α_o , $\alpha_o \cdot A_{ot'}$ および ΔP を G_a との関係において S_t をパラメータとして図示したものである。Fig. 10 は $G_a=5 \text{ kg/m}^2 \text{s}$ の場合について α_o , $\alpha_o \cdot A_{ot'}$ および ΔP を S_t/D_f (段間隔とフィン外径の比) との関係において示す。 α_o , $\alpha_o \cdot A_{ot'}$ および ΔP はともに S_t の減少につれて増加しており、なかでも ΔP の場合が著しい。

4.2 転造ハイフィンチューブとの比較

C-4 コアについての各測定値は Fig. 11~12 に掲げ、 S_t/D_f の関係において前掲の Fig. 10 に破線で図示した。素管 B の値は 3 列における実験値を 1 列に換算したものであり、 α_o は変化せず、かつ、 $\alpha_o \cdot A_{ot'}$ および ΔP は管本数に比例するとして実験値の 1/2.8 とした。

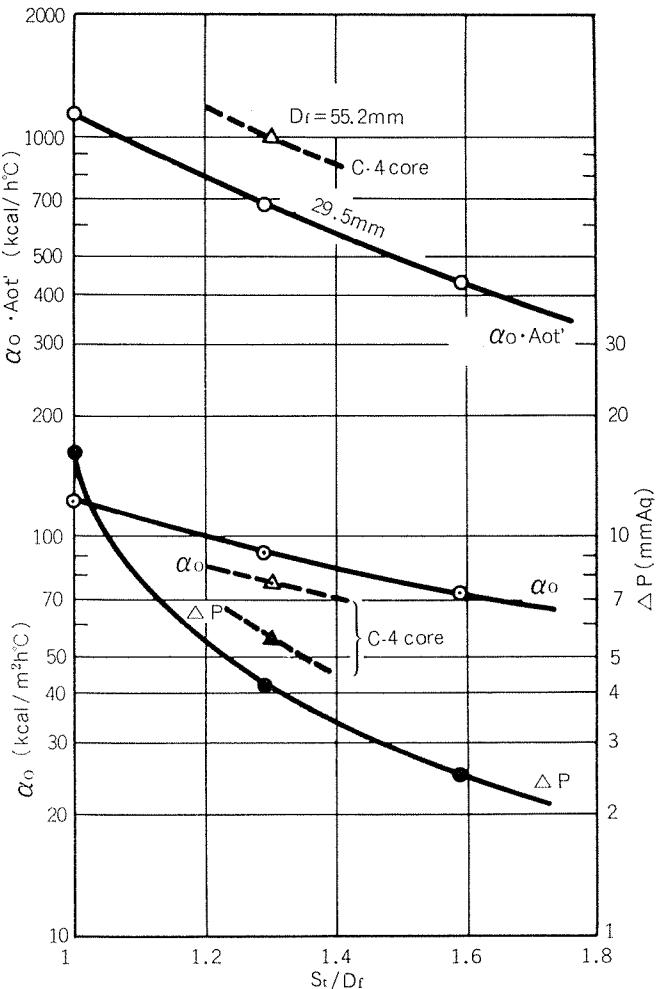


Fig. 10 Relations between α_o , $\alpha_o \cdot A_{ot'}$, ΔP and S_t/D_f . ($G_a=5 \text{ kg/m}^2 \text{s}$, C-1~C-4 core)

Fig. 13 は C-4 および C-5 コアについて、 α_o , $\alpha_o \cdot A_{ot}$ および ΔP を G_a との関係において示す。C-4 コアは転造ハイフィンチューブの C-5 コアに対して、 α_o , $\alpha_o \cdot A_{ot}$ とも優れているが ΔP も大きい。そこで、 ΔP との関係において Fig. 14 に示すように比較すると、同一空気側圧力損失における $\alpha_o \cdot A_{ot}$ は両者ともほぼ同等の値をもつ。したがって $D_f = 55.2 \text{ mm}$, $P_f = 2.5 \text{ mm}$, $D_i = 25.4 \text{ mm}$ のパイン B 型チューブは、 $D_f = 57.0 \text{ mm}$, $P_f = 3.3 \text{ mm}$, $D_i = 25.4 \text{ mm}$ の転造ハイフィンチューブとほぼ同等の伝熱性能をもつとみなされる。

しかし、両者間には D_f , P_f に多少の違いがあるので転造ハイフィンチューブのフィン条件 (D_f , P_f , D_o) を C-4 コアのそれに一致させて $G_a = 5 \text{ kg/m}^2\text{s}$ における伝熱性能を(1), (2)式より算出し、C-4 コアの実験結果と比較した。この場合、 ΔP は両者間に差がなく、 α_o はパイン B 型チューブの方が 25%ほど高いが $\alpha_o \cdot A_{ot}$ は逆に多少低くなる。これはパイン B 型チューブの A_{ot} が転造ハイフィンチューブのそれより 30%ほど少ないためであり、 A_{ot} は 2 章で述べたように凸部の数の増加や形状、旋削刃物の形状などを改良することによって容易に増加できる。したがって、転造

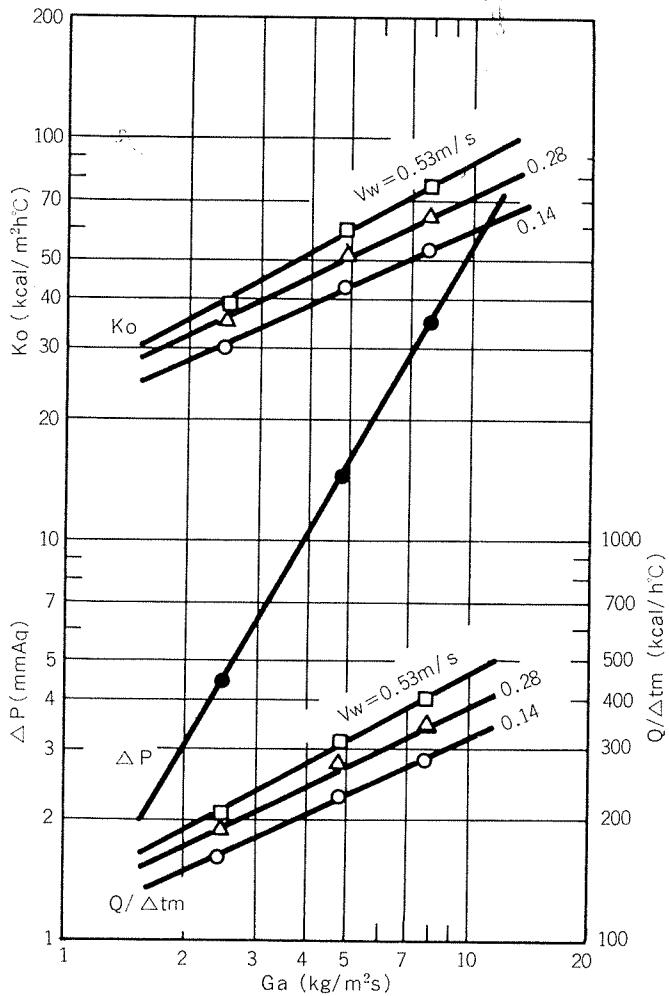


Fig. 11 Relations between K_o , $Q/\Delta t_m$, ΔP and G_a . (C-4 core)

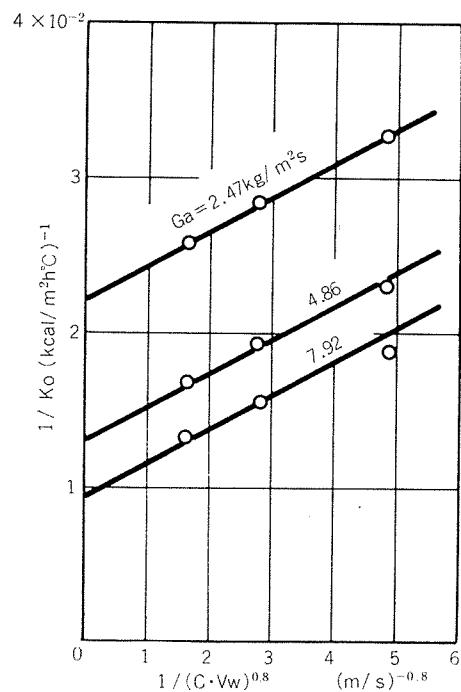


Fig. 12 Relation between $1/K_o$ and $1/(C \cdot V_w)^{0.8}$. (C-4 core)

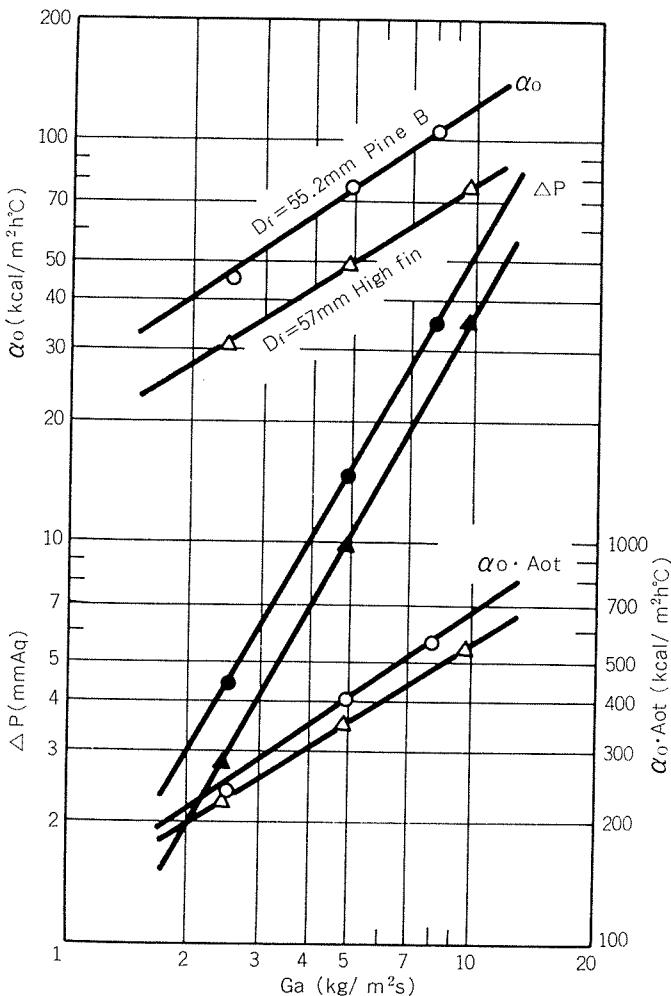


Fig. 13 Relations between α_o , heat transfer rate per unit temperature difference $\alpha_o \cdot A_{ot}$, ΔP and G_a . (C-4 and C-5 core)

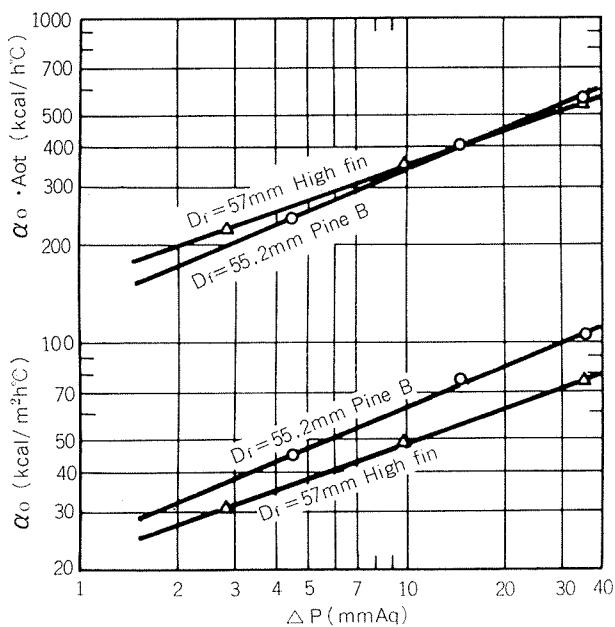


Fig. 14 Relations between α_o , $c_o \cdot A_o/t$ and ΔP .
(C-4 and C-5 core)

ハイフィンチューブと異なり、素管の形状や設備に比較的制約を受けずに任意のものが得られるのがパインB型チューブの特長なので、伝熱管としての将来性が期待できよう。

5. 結 論

フィンを切り起したパインB型チューブ製熱交換器につ

いて、段間隔 S_f が伝熱性能におよぼす影響、ならびに転造ハイフィンチューブとの比較を行ない、つきの結果を得た。

(1) 段間隔の減少にともない、単位平均温度差当りの交換熱量、フィン側の熱コンダクタンスおよび空気側圧力損失は増加し、なかでも空気側圧力損失において著しい。

(2) フィン外径 55.2 mm, フィンピッチ 2.5 mm, 管内径 25.4 mm のパインB型チューブの伝熱性能は、フィン外径 57.0 mm, フィンピッチ 3.3 mm, 管内径 25.4 mm の転造ハイフィンチューブとほぼ同等の伝熱性能をもつ。

なお、本研究を行なうに当たり、パインB型チューブ旋削加工に關して協力をいたいた元開発部（現福岡営業所長代理）高田 允氏に謝意を表する。

文 献

- 1) 平田勝彦, 竹内勝治: 本誌, 14-4 (1973), 191.
- 2) 新津 靖, 内藤和夫: 空気調和・衛生工学会誌, 39-4 (1965), 8.
- 3) S. L. Jameson: Trans. ASME, 67 (1945), 633.
- 4) A.Y. Gunter and W.A. Shaw: Trans. ASME, 67 (1945), 643.
- 5) W.M. Kays, A.L. London and R.K. Lo: Trans. ASME, 76-3 (1954), 387.
- 6) 若松千代治: 未公表.

最近のアルミニウムの溶湯処理

犬丸 晋* 吉田 政博*
城谷 正人*

Recent Developments in Treatment of Molten Aluminium

by Susumu Inumaru, Masahiro Yoshida
and Masato Shirotani

住友軽金属工業株式会社技術研究所

最近のアルミニウムの溶湯処理

犬丸 晋* 吉田 政博*
城谷 正人*

Recent Developments in Treatment of Molten Aluminium

by Susumu Inumaru, Masahiro Yoshida
and Masato Shirotani

1. はじめに

最近、アルミニウムの用途も大型構造材から非常に小さな電気部品まで多方面にわたっている。要求される品質水準も高くなり、たとえば食缶の製缶検査では検査不良が百万缶中数缶でも問題となってきている。製品の品質を高めるには、まず製造の第一歩であるアルミニウム溶湯の質を高めるのが重要であり、それには溶湯中の水素ガスおよび介在物の除去が必要となる。

従来、水素ガスの除去には塩素ガスが、介在物の除去には溶湯状態で長時間の保持が採用されていたが、これらの溶湯処理では最近の高水準の品質要求に応じられなくなつた。このような背景のもとで、ここ数年来の溶湯処理技術の進歩には目覚しいものがある。たとえば、脱ガスを主とした処理法に ASV 社の真空脱ガス法、介在物の除去用にカイザー社のチューブフィルターやコナルコ社のセラミックフォームフィルターがあり、また脱ガスおよび介在物除去の両方が可能なブリテッシュアルミニウム社の FIELD プロセス、アルコア社のアルミナボールフィルターやユニオンカーバイド社の SNIF プロセスがあり、いずれも展伸材用の鋳塊製造に採用されはじめている。

これらの溶湯処理を採用するには、その処理機構を充分に理解し、プロセスの特徴をよく知っておく必要がある。たとえば電解炉からのホットアルミニウムを主原料とする鋳造工場では脱ナトリウムも含めた溶湯処理が必要であり、少量多品種の鋳塊を製造する工場では材質変更しやすいプロセスが採用されなければならない。

一方、溶湯処理効果の測定方法は、水素ガス測定方法ではアルコア社の Telegas 法が開発され、従来の減圧凝固法に比較し著しく精度が上がってきた。しかし、介在物については多くの測定方法が考案されているものの最近の高水

準の品質の判定には不充分であり、鋳造技術者の悩みの種となっている。

このように溶湯処理技術は、品質の要求度が高まるにつれ発展しつつあり、その溶湯処理技術についても断片的に紹介されてはいる。しかし、使用する者の立場にたって、総合的に比較した紹介はまだなされていない。

そこで、文献、特許および著者らの実験、工場での操業の経験をもとに、最近の溶湯処理技術および溶湯処理の効果の判定法について紹介することにした。

2. 溶湯処理の必要性

2.1 水素ガスについて

水素ガスを多く含むと鋳塊のブローホール、熱間加工中や中間焼鈍時のフクレの原因になり機械的性質、成形性、加工性、表面処理性を著しく悪くする。水素ガスの混入は主として溶解工程で起こり、装入地金の表面に付着している水分、再溶解用の圧延屑表面の圧延油、燃焼ガス中の水蒸気、保温中の炉内雰囲気中の水分、攪拌や除滓に使用する工具の保護塗料中の水分、フラックス中の湿分および炉の耐火材の水分がアルミニウムと(1)式のように反応して水素となって溶湯中に入ると考えられている^{1),2)}。この他、溶湯の送湯中や鋳込中にも水分と反応して水素ガスを吸収する場合もある。



水素ガスのアルミニウムへの溶解度は温度に対しては Henry の法則に、圧力に対しては Sieverts の法則³⁾に従い、それぞれ(2)式、(3)式で表現できる。これらの式をまとめると(4)式になる。

$$S = K_1 \exp(-4H/RT) \quad \dots\dots\dots(2)$$

$$S = K_2 \sqrt{P_{\text{H}_2}} \quad \dots\dots\dots(3)$$

*技術研究所

$$\log S = \frac{1}{2} \log P_{H_2} - \frac{A}{T} + B \quad \dots\dots\dots(4)$$

ただし、

S : 水素の平衡溶解度, ml/100g 金属

ΔH : 水素の融解熱, kcal/mol

R : ガス定数

T : 絶対温度, °K

P_{H_2} : 雰囲気中の水素分圧, mmHg

K_1, K_2, A, B : 定数

(4)式の定数 A, B については多くの研究者により研究され、その概要是西ら⁴⁾、加藤⁵⁾により解説がなされているので、ここでは代表的な Ransley⁶⁾の実験式を(5), (6)式に示し、図1にこれらの関係を図示した。

$$\log S = \frac{1}{2} \log P_{H_2} - \frac{760}{T} + 1.356 \quad (\text{液相}) \dots\dots\dots(5)$$

$$\log S = \frac{1}{2} \log P_{H_2} - \frac{2080}{T} - 0.652 \quad (\text{固相}) \dots\dots\dots(6)$$

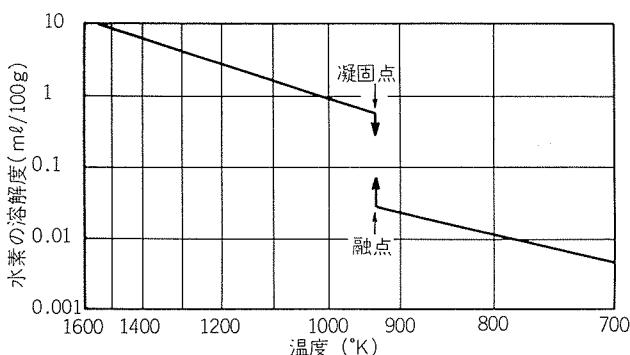


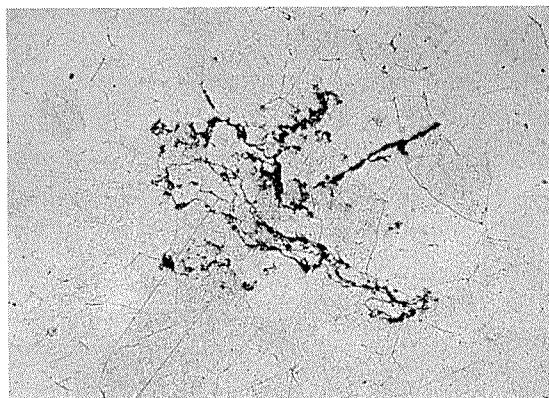
図1 液相および固相中の水素の溶解度（純アルミニウム）⁶⁾

2.2 介在物について

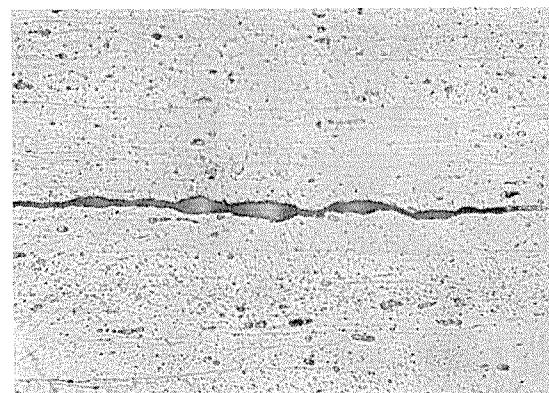
溶湯中の介在物で代表的なものは酸化物である。酸化物の混入経路は複雑であるが、主なものは溶解材料の表面の酸化膜、溶解雰囲気中の水分の酸素と溶湯表面が反応してできる酸化皮膜や送湯、攪拌あるいは除滓中に大気と反応してできる酸化物、鋳造中の溶湯面で形成される酸化物などが挙げられる。酸化物としてはアルミナ、マグネシア、スピネルが代表的であり、その形状もフィルム状のものや粒状のものなどがある。図2は製品に観察された酸化物の一例を示したものである。図2(a)はフィルム状酸化物で、これらは鋳塊の巣の原因となり、その大きなものは前面で観察される場合もある。図2(b)は板製品に観察された粒状酸化物で、ライトシートではレザーストリークなどの筋欠陥、箔材では穴あきの原因になったりする。

最近では鋳塊の結晶微細化剤としてAl-Ti-B中間合金が添加されているが、この中間合金の製造工程でできる粗大なTi-B化合物(TiB_2)も製品の品質に著しく悪い影響をおよぼし、粒状酸化物と同様な欠陥の原因になる。

その他の介在物としては電解炉からのホットアルミ中に含まれる微量な電解浴構成物やガス処理時に発生する塩化物、チッ化物、さらに炭化物なども介在物として存在する。また、溶解炉や保温炉の内張りに使用される炉材、耐火物などの破片が混入する場合もある。



(a) AA5657 鋳塊中のフィルム状酸化物 ($\times 100$)



(b) AA5657 板製品中の粒状酸化物 ($\times 400$)

図2 製品に観察された酸化物

3. 溶湯処理方法

3.1 塩素処理およびフラックス処理

3.1.1 塩素ガスによる溶湯処理

溶湯に塩素ガスを吹き込み溶湯処理を行なう方法は従来から広く採用され、特に展伸材のブリスター防止に大きな効果をもたらし、現在もなお広く使用されている。塩素処理は脱ガスの他にもアルカリ金属の除去、滓中のアルミニウムの分離促進、比較的大きな酸化物の除去などにも効果がある。

塩素処理による脱ガス機構は複雑で定説はないが、峯岸²⁾は次の反応が起こると報告している。



(H_2 は溶湯中に存在するもの)

主反応は(7)式であり、生成した塩化アルミニウム（昇華点183°C）は気泡となって溶湯中を浮上する。この際、気泡に水素が拡散していき、同時に介在物とともに浮上するため介在物除去にも役立つ。マグネシウムを含む合金の場合には、(7)式の反応の他に液体状の塩化マグネシウムが生成し、これがフラックスとして働いて溶湯中の介在物を包囲し浮上分離させる。

塩素ガスは古くは炉の窓から黒鉛製のパイプあるいはシリカチューブにより注入されていたが、作業性、安全性に問題があるため、最近では図3に示すように専用の塩素処理室を持った炉が使用されている。この方法では注入管は炉の天井より降下し、鋳込中、溶湯処理を均一に行なうことができる。

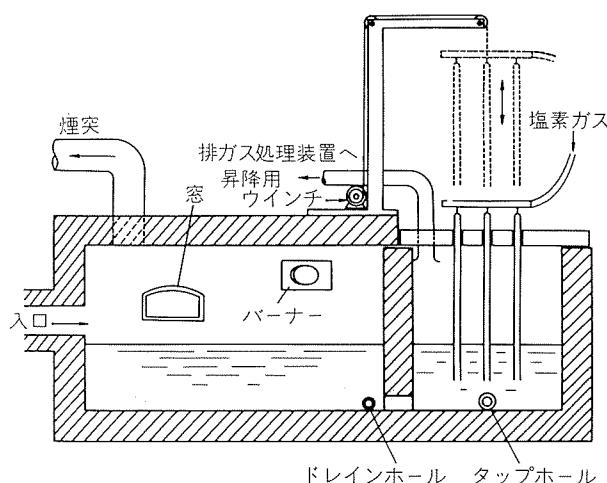


図3 塩素処理専用室を持つ保温炉

塩素処理の条件としては、まず溶湯の温度が問題となる。一般には溶湯の粘性、水素ガスの再吸収を考慮して720°C前後で塩素ガスが注入されている。塩素ガスの注入量は溶湯の水素量、注入方法により異なるが、溶湯1トンに対して1~3Kgが普通である。塩素処理後は注入ガスの残存気泡や反応生成物の分離のために充分な沈静時間が必要である。専用処理室を持つ図3の装置の場合には処理室を出て鋳造機へ行くまでに気泡が分離できるような樋の長さが要求される。

塩素処理の効果を示す一例を図4に示す。これは、溶解各工程での水素ガスおよびナトリウム量の変化の状況を調べたもので塩素処理によって水素ガス、ナトリウムがともに低減しているのがわかる。しかし、微小な介在物の除去には難点があり、Bracaleら⁷⁾によると純アルミの塩素処理において0.25%以上の塩素ガス注入量でも酸化物の除去にあまり効果がなかったと報告されている。塩素処理は比較的大きい介在物の除去に対して有効であるが、微小な介在物については効果がなく、これには後で述べるフラックス処理を併用したり、沪過装置を設ける必要がある。

塩素処理は溶湯処理として前述のように主に脱ガスに効果

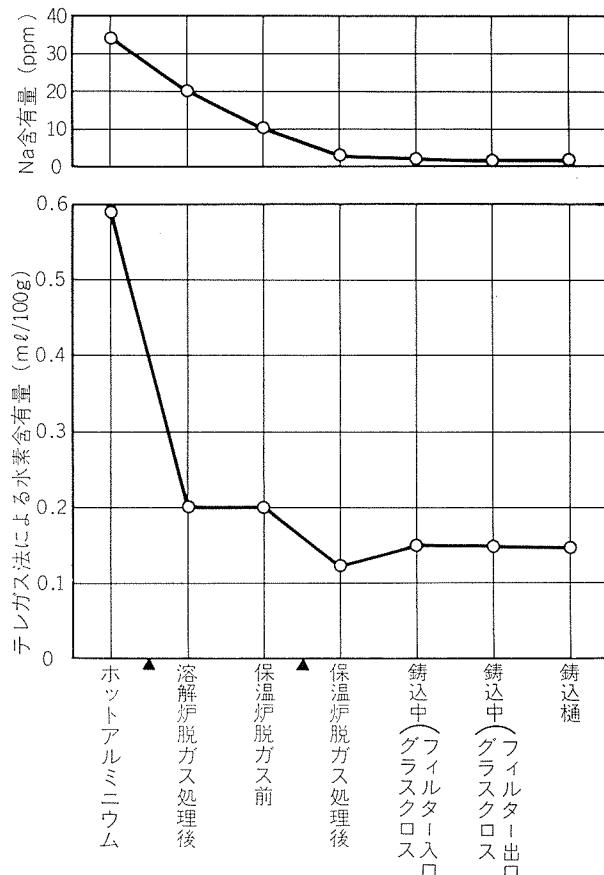


図4 塩素処理の効果 (純アルミニウム)
(▲ 塩素処理)

表1 塩素処理排ガスの分析の例

分析組成 注入ガス	Cl ₂ (ppm)	AlCl ₃ (g/Nm ³)	Al ₂ O ₃ (g/Nm ³)	その他の成分 (%)
塩素ガス 100%	100~150	1.5~3	0.3~1.0	CO ₂ <0.1 CO <0.05 O ₂ 約20 N ₂ 残り
塩素 10% 窒素 90%	5~20	0.2~0.5	0.1~0.4	ほぼ塩素100% 法と同じ

があるが、排ガス中に未反応の塩素および塩化物が多量に含まれるので排ガスをアルカリ水溶液で洗浄しなければならない。排ガス中の塩素分を低くする一つの方策として、チッ素ガスに10~30%の塩素ガスを含む混合ガスが最近使われている。表1に塩素ガスと塩素、チッ素の混合ガスで処理したときの排ガスの組成を示す。混合ガスの方が塩素ガス単体より排ガス中の塩素分は少なく、排ガス処理を省略あるいは簡単な処理で済ませることができる。

塩素、チッ素の混合ガスより脱ガス効果が優れていて、塩素ガス単体とはほぼ同等の処理効果を持つ方法としてレイノルズ社により開発されたものにTri-Gas法がある⁸⁾。Tri-Gasの構成比は一酸化炭素が10~12%，塩素ガスが12~15%，残りがチッ素である。この処理ガスは一酸化炭素の発生装置が大がかりとなるので大工場用である。

3.1.2 フラックスによる溶湯処理

フラックスによる脱ガス処理は原理的には塩素ガスと同一であり、たとえば、市販の脱ガスフラックスとして最もよく使用される六塩化エタンは、溶湯中で熱分解し塩素ガスを発生する。従って、塩素処理とフラックス処理の違いはハロゲン物質を气体として使うか、固体として使うかの差であるといえる。フラックスは固形状のタブレットとして市販され、取扱いが簡単なので比較的小規模の工場で使用されている。

介在物除去用フラックスの種類は極めて多く、主としてアルカリ金属の塩化物、フッ化物あるいは水晶石の混合物がよく使用される。このフラックスは介在物と溶湯との界面の表面張力を減少させ、フラックスとともに介在物を浮上分離させる働きのほかに若干の脱ガス効果もある。

合金の中にはナトリウムの混入が懸念される場合もあるので、そのような用途に対してはナトリウムの含有量の少ないフラックスが用いられる。代表的なフラックスの組成を表2に示した。

3.2 真空脱ガス処理

3.2.1 真空脱ガス法の背景

溶湯の脱ガスは既に述べたように塩素が主体であるが次のような問題点がある。すなわち、(i)有害な未反応塩素ガスの発生、(ii)塩化アルミが原因となる腐食性ミストの発生、(iii)排気ガス回収装置の必要性、(iv)周辺機器の腐食や寿命短縮、(v)塩素ガスの貯蔵、配管に対する配慮などである。

公害問題が論議され始めてから塩素ガスを用いない脱ガス法が検討され、1962年にホルスト社とVAW社の共同研究による真空脱ガスプロセスが開発された。これは真空炉に溶湯を送入したあと、炉内を1~10mmHgの真空にして溶湯中の水素を真空中に拡散させて脱ガスを行なうものでStatic Vacuum Treatmentと呼ばれている。このプロセスの欠点は処理時間が長いことであるが、1965年にASV社が中心となってこれを改良し、短時間で効率よく脱ガスが行なえるDynamic Vacuum Treatmentと呼ばれる真空脱ガス法を開発した⁹⁾。

3.2.2 真空脱ガス法の原理

真空脱ガス法の工業的規模の実験はGjøsteen¹⁰⁾によって行なわれ、実用可能なことが示された。また、理論的な考察についてはHellier¹²⁾, Olsson¹³⁾, 広沢¹⁴⁾らの報告がある。

真空脱ガスに必要な真空度は(5式)によって与えられる。すなわち、溶湯温度750°Cの溶湯中の水素量を実用上問題ないとされる0.1ml/100g(AI)以下に脱ガスするには(5式)より $P_{H_2} \leq 4.8 \text{ mmHg}$ 以下に炉内の水素分圧を下げればよい。全圧で示せば、仮に処理炉内の40%が水素で占められているとすると、真空度は10mmHgでよいことになる。

脱ガス機構としては

- (i) 溶湯内での水素濃度勾配に基づく拡散,
- (ii) 溶湯—霧囲気界面での化学反応の有無,
- (iii) 霧囲気内での水素の拡散,

の三段階に分けて考えられるが、真空脱ガスでは(iii項)はほとんどないと考えられ、また(ii項)の真空中での水素拡散が非常に速いため、脱ガスは(i)の溶湯内の水素拡散速度で決まると考えてよい。

脱ガスが拡散律速であるとすると、溶湯と霧囲気の接触表面積を大きくすることが有利となり、この意味から真空炉内へ液滴化したジェットとして噴出させる方法は有効である。

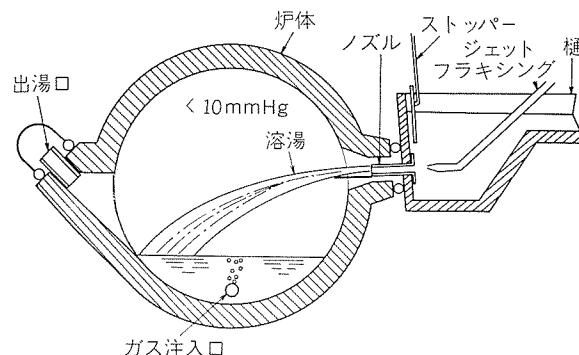


図5 真空脱ガス炉 (ASV社)¹⁰⁾¹¹⁾

表2 溶湯処理用フラックスの組成例

フラックス組成の例		フラックスの組成 (%)							
		NaF	KF	Na ₃ TiF ₆	Na ₃ AlF ₆	NaCl	KCl	MgCl ₂	CaCl ₂
一般合金用	1	34	—	—	—	66	—	—	—
	2	20	—	—	—	80	—	—	—
	3	10	—	—	—	45	45	—	—
	4	—	10	20	—	40	30	—	—
	5	—	—	85	5	5	5	—	—
微量ナトリウムが問題となる合金用	1	—	—	—	—	30	—	70	—
	2	—	—	—	—	33	33	34	—
	3	—	—	—	—	7	36	50	7
	4	—	—	—	—	24	28	30	18

3.2.3 Dynamic Vacuum Treatment の概要

図5はASV社の真空脱ガス炉の概略図である^{10), 11)}。操業手順は炉内が1~10mmHgの真空度になったらストップバーを開きグラファイトノズルより溶湯を噴出させる。この時溶湯は小さな流滴となるため真空雰囲気との接触面積が大きくなり充分な脱ガスが行なわれる。真空装置は真空炉に溶湯を送り始めてから終わるまで稼動しており、終了時で0.15mmHgにすることができるといわれている。流滴のジェットの速さは約7m/secで、処理能力は毎分1トン程度であり短時間に脱ガス処理が行なわれる。脱ガス処理が完了すれば大気圧に戻し鉄込み作業が開始される。

合金元素の添加は真空にする前に炉内に装入するだけである。従来のような攪拌作業がないためドロスの発生は少ない。

真空炉における脱ガス効果を向上させ、ナトリウムや介在物の除去のために図5の如く炉床よりアルゴン、チッ素などの不活性ガスを吹き込む場合もある。

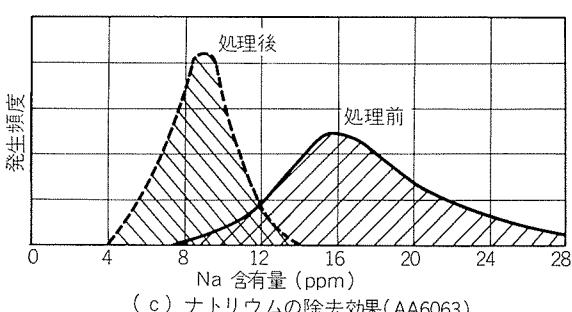
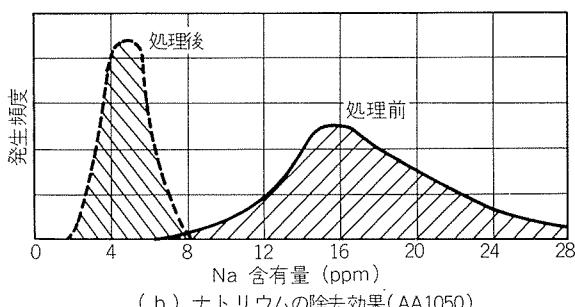
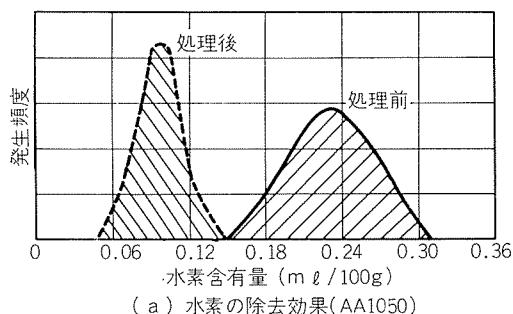


図6 真空処理効果(真空度1~10mmHg,
処理速度0.9T/min)¹⁰⁾

図6は真空脱ガス処理をした場合としない場合の溶湯性状の差を示したものである¹⁰⁾。水素、ナトリウムとともに真空脱ガス処理によって減少しているのがわかる。ただナトリウムの除去については図6(c)でわかるように決して充分とはいえない。Al-Mg系合金の場合は、ナトリウムが原因となる熱間割れを防ぐために溶湯が真空脱ガス炉に入る前に塩素処理などで脱ナトリウムをする必要があろう。

真空脱ガス法の利点としては、(i)処理時間が短縮される。(ii)溶湯処理時、合金元素測定時のドロスの発生が少ない。(iii)脱ガス処理にかかるハンドリングが少ない。(iv)大気汚染がないなどがあげられる。真空脱ガスに限らず炉内処理全般にいえることであるが、出湯後は再び水素ガスを吸収する恐れもあるため、充分な注意を要する。

3.3 溶湯沪過法

3.3.1 アルミナボールフィルター

1) アルコア社のアルミナボールフィルター

アルミナボールフィルターの発端は、1959年にBrondykeらによって発表されたプロセスにみることができる^{15), 16)}。つづいて1962年には沪過と脱ガスが同時に行なうことできる181プロセスと呼ばれる処理法が開発され¹⁷⁾、最近ではこれを発展させた469プロセスが発表されている^{18)~20)}。

図7は469プロセスの概略を示したものである。炉は二つのユニットから構成され、181プロセスを並列に連ねたものと考えてよい。それぞれのユニットは仕切板で二つの処理室に区切られ、直径10~20mmのアルミナボールが充填されている。一方のユニット(铸造機に近い側)にはボールの他にフレーク状のアルミナも充填されている。両方のユニットともベッド層の底部からアルゴンと塩素の混合ガスが吹き込まれ、脱ガスが可能なようにしている。

ユニットを二つに分けた目的は、比較的大きな介在物の除去と小さな介在物の除去とに役割を分担し、フィルター用ベッドの寿命を伸ばすためである。ベッド層の寿命は溶湯の通過トン数にして1000~3000トンで溶湯の処理速度は1時間当たり最大約23トンと報告されている²¹⁾。

表3に水素ガス、ナトリウムに対する469プロセスの処理効果を示した。

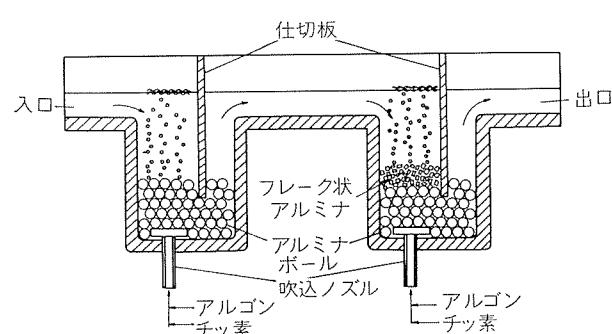


図7 469プロセス(Alcoa社)¹⁹⁾

表3 アルコア469法における脱水素および脱ナトリウムの効果²¹⁾

試料 No.	合 金	湯 量 lb/hr	ユニットサイズ (lb/hr/in. ²)		処理ガス量 (scfh)		ナトリウム含有量 (%)			水素ガス量 (ml/100g)				
			ユニット 1	ユニット 2	ユニット 1 Cl ₂ -Ar	ユニット 2 Cl ₂ -Ar	保温炉	ユニット 1 後	ユニット 2 後	保温炉	ユニット 1 後	ユニット 2 後		
1	1145	17,500	26	26	5	50	5	50	—	—	0.24	0.14	0.08	
2	3004	10,000	40	40	1	25	1	25	0.0011	0.0003	0.0001	0.25	0.18	0.10
3	5182	18,000	12	12	8	92	3	97	0.0014	0.0002	0.0001	>0.45	0.25	0.15
4	5182	10,000	40	40	2.5	25	1	25	0.0012	0.0002	0.0001	0.40	0.25	0.12
5	6xxx	8,000	14	14	1	40	1	50	0.0015	0.0005	0.0001	0.35	0.23	0.10
6	7175	15,000	21	11	2	100	2	100	—	—	—	0.30	0.22	0.11

表4 Baco·FIELD法における脱水素および脱ナトリウムの効果 (AA6351)²²⁾

試料 No.	試料 採取場所	水素ガス量 (ml/100g)			試料 No.	Na 含有量 (Wt %)				
		前 期	中 期	後 期		保 温 炉	樺	前 期	中 期	後 期
1	保 温 炉	0.48	0.32	0.31	4	0.001	0.0005	0.0005	0.005	0.005
	樺	0.04	0.06	0.08						
2	保 温 炉	0.28	—	—	5	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
	樺	—	0.06	0.05						
3	保 温 炉	0.30	0.28	0.28	6	0.001	0.001	0.005	0.0005	0.0005
	樺	0.13	0.12	0.19						

2) FIELDプロセス

FILDプロセス (Fumeless In-Line Degassing の略)は、ブリティッシュアルミニウム社 (BACO) とガウチ社の共同研究により開発された脱ガスおよび沪過用の処理装置である²²⁾⁻²⁴⁾。この装置はアルコアの469プロセスと並ぶ代表的なアルミナボールフィルターであり、外形的にはアルコアの181プロセスに酷似している。

図8にFIELDプロセスの概略を示す。耐火ルツボを仕切板によって二室に分割し、入側の方には溶湯表面の液体フラックス層およびチッ素ガス吹き込み用プラグが設けられている。アルミナボールの大きさは直徑20mmのものが用いられ、入側の上部のボールはフラックスによりコーティングされている。この装置の処理能力は、1時間当たり14~36トン程度であり、チッ素ガス吹き込み量により変化する。

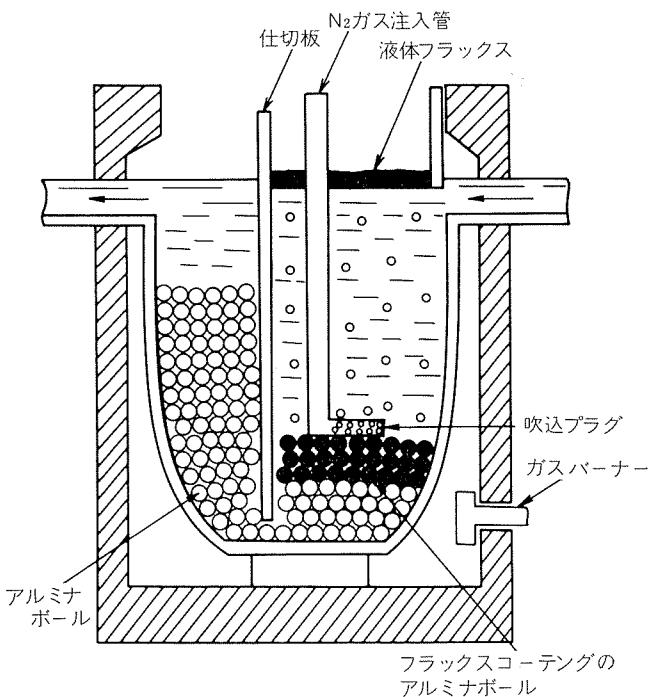
このプロセスの特徴としては液体フラックス、不活性ガスのバブリング、フィルターベッドの三つの処理法を一つの装置に採用していることとフラックスコーティングをしたアルミナボールを用いていることである。これにより介在物の除去能力が向上し、有害ガスの発生もなく脱ガスを行なうことができる。

表4に水素ガス、ナトリウムに対するFIELDプロセスの処理効果を示した。

3) ボールフィルターの沪過機構と特徴

アルミナボールフィルターの沪過機構はまだ充分にはわ

かっていない。Brantらは沪過後の介在物を調べた結果、介在物はベッド層内でゆるく捕捉されており、振動を加え

図8 FIELDプロセス (Baco)²²⁾

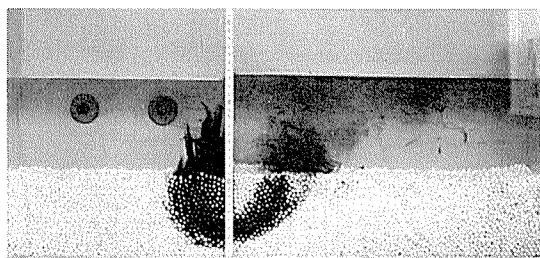
たり溶湯の流速を速くすると容易に流れ出すと報告している²²⁾。介在物の除去は主にボールのすき間や溝などの流れが停滞した領域で起こり、これに介在物の自重による沈降、介在物同志の凝集、吸着などが相乗的に働いて除去されるものと考えられる。

アルミナボールフィルターでは、溶湯を通すためにかなりの溶湯ヘッドが必要で、ボールの予熱も充分にしないとベッド層の途中で溶湯が凝固し溶湯が通らない恐れがある。また、再生処理の問題、ハンドリングの煩わしさ、合金変更時における捨て湯の必要性など操業上の問題点も多い。

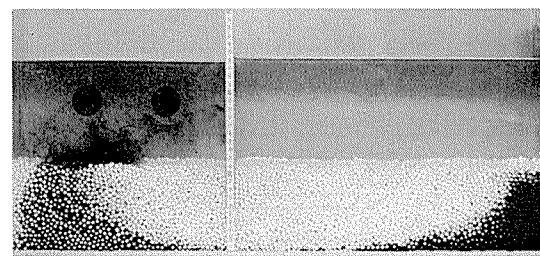
仕切板を用いたものでは仕切板近傍とそうでない部分とで溶湯がベッド層を通過する時間にかなりの差を生じるためにベッド層全体で均一な済過ができない欠点がある。

図9は仕切板近傍と装置側端部の水の流れをインクをトレーサとして調べたものである。図9(a)の場合は図9(b)に比べかなり短かい時間でベッド層を通過し、流速も速いことがわかった。これに対し、図10のようにベッド層の下部に空隙部を設けたものはベッド層全体を有効に利用でき、済過効果も向上する²⁶⁾。

このようにアルミナボールフィルターの問題点は種々あるものの世界における実績はかなりあり、現時点における主要な溶湯処理法の一つである。これはボールの再生が可能でランニングコストが比較的低い、有害ガスの発生が少ない、塩素処理やフラックス処理よりも介在物の除去効果があるなど、総合的な見地からすれば捨て難いプロセスであるためであろう。



(a) 仕切板近傍部



(b) 装置側端部

図9 仕切板近傍および装置側端部の水の流れ（水は右室から左室へ流れる）

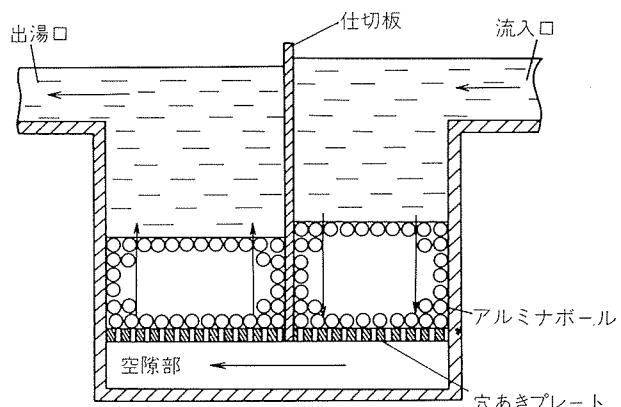


図10 空隙部を設けたアルミナ・ボールフィルター²⁶⁾

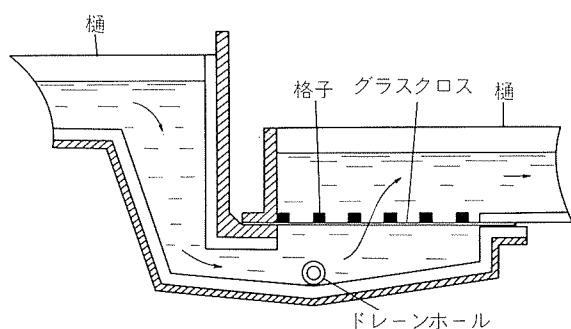


図11 ガラスフィルター (Alcoa社)²⁷⁾

3.3.2 ガラスフィルター

アルミニウムの鋳造分野ではガラス繊維で作られた網（グラスクロス）は広く用いられ、鋳型内のメタルプールや樋の途中にセットして酸化膜や大きな介在物の除去用としてその効果が認められている。しかし、微小な介在物の除去には不向きなため、これを発展させフィルター装置としたものがガラスフィルターである。

図11はAlcan社によって開発されたガラスフィルターでUnderpour Glass-Cloth Filter (UGCF)と呼ばれているものである。フィルターに入った溶湯は水平にセットされたグラスクロス下方から上方に向って通過し、ここで介在物が済過される。使用されるグラスクロスのメッシュの大きさは0.1~0.8 mm²程度であり、これを数枚重ねて用いるのが一般的である²⁷⁾。

ガラスフィルターによって除去できる介在物の大きさはグラスクロスのメッシュより大きなものは当然のことながら、メッシュより小さな介在物、たとえばTiB₂粒子などもある程度除去できる。これはメッシュに詰まったフィルターケークが二次的にフィルターの効果をして、これらの微小な介在物を捕捉するためといわれている。

図12は使用後のガラスフィルターの流入側の一部を剥離したものであるが、大きな介在物が捕捉されているのがわかる。

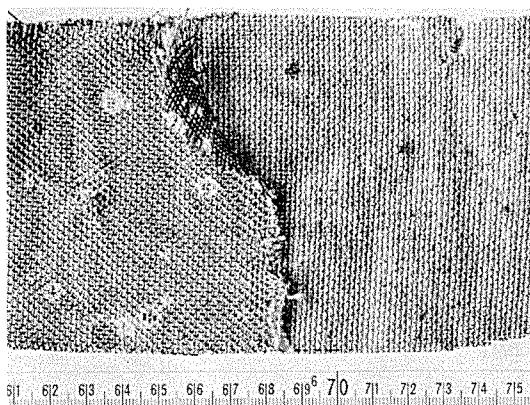


図12 ガラスクロスフィルターに捕捉された介在物
(汎過後、剥離したもの)

ガラスフィルターではガラスクロスを通過する時の流速が重要で流速は低い方が良い。従って、汎過面積は比較的大きくとり、またガラスクロスの一部しか溶湯が通過しない場合もあるので汎過面積全体が汎過に寄与するよう工夫する必要がある。

ガラスフィルターの利点としては、(i)重ね枚数、メッシュの大きさを適当に組み合わせて状況に応じたフィルターが製作可能、(ii)操業に柔軟性がでる、(iii)ハンドリングが楽、(iv)コストが低いなどが挙げられる。しかし、フィルター効果の再現性に問題があり、品質水準の高い材質に対しては使用できない。

3.3.3 セラミックチューブフィルター

セラミックチューブフィルターはセラミック質の多孔性チューブを用いた汎過専用の溶湯処理装置で、米国ではカイザー社が特許権を有しており、^{28), 29)} カーボランダム社が製造販売している。日本国内においても市販され、かなりの使用実績がある。

装置にはチューブの置き方により横型^{30), 31)}および縦型³²⁾³³⁾がある。図13はカイザー社の横型のセラミックチューブフィルターを示したもので、炉体、カートリッジ式チューブ、加熱装置から構成されている。カートリッジ式チュー

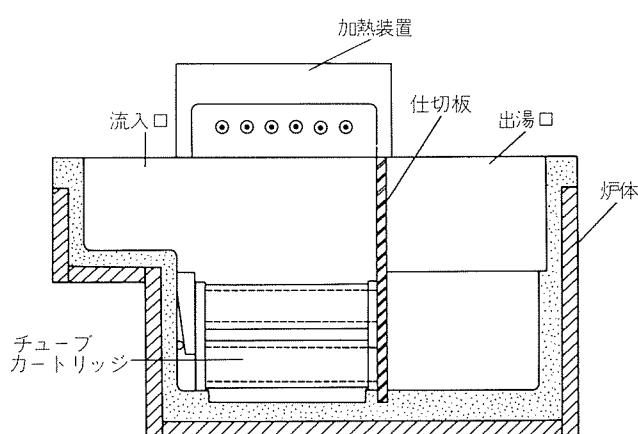


図13 セラミックチューブフィルター（カイザー社）³¹⁾

ブは耐火物製プレートに7本ないしは14本のチューブを組み込んだものであり、これ全体が着脱可能である。チューブは外径100mm、内径60mm、長さ800~900mmで、アルミニウムを主成分とする粒状骨材と結合材で作られ、骨材の粒度（通常0.2~2.8mmφ）および充填度を考えることにより多孔度が調節できる。溶湯はチューブの外表面から内部へ浸透して中空部に集められ、チューブ断面を通過する際に介在物が除去される。

図14は使用前および使用後のチューブの断面写真を示したものである。アルミニウム骨材の表面に介在物が付着しているのがわかる。捕捉された介在物は骨材表面に堆積し目詰まりを起こすため、チューブを通すのに必要な溶湯ヘッドが増大する。この目詰まりの程度、すなわちチューブの圧力損失は(9)式で与えられる。^{30), 31)}

$$\frac{\Delta P}{\Delta P_0} = 1 + \frac{4mW}{\rho V \varepsilon_0} \quad \dots \dots \dots (9)$$

ここで

ΔP ：目詰まり後のフィルターの圧力損失

ΔP_0 ：使用前のフィルターの圧力損失

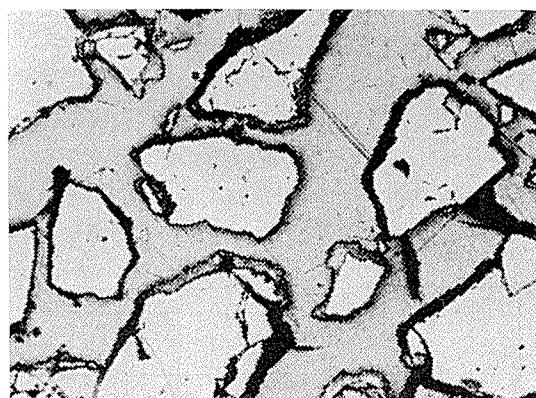
W ：溶湯の通過量

m ：溶湯中の介在物の濃度

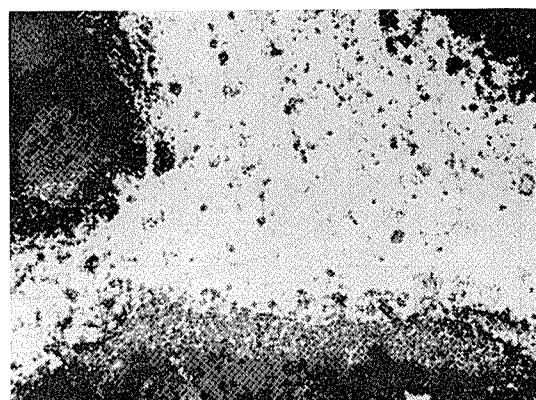
ρ ：介在物の密度

V ：フィルターの体積

ε_0 ：フィルターの気孔率



(a) 使用前 ($\times 55$)



(b) 使用後のアルミニウム骨材近傍 ($\times 200$)

図14 チューブフィルターの断面写真³¹⁾

(9)式からわかるように圧力損失は溶湯の通過量と溶湯の清浄度およびフィルターの気孔率に関係している。

チューブフィルターの寿命は溶湯の通過トン数にして300～400トンといわれるが、フィルター効果が低下するためではなく、通過に必要な溶湯ヘッドが高くなり過ぎて現場的な使用に支障をきたすからである。チューブフィルターはカートリッジの値段が高く、再処理が効かないため、他の沪過法に比較してコスト的には有利といえないが、介在物除去については最も効果のある沪過法の一つであり、高水準の品質要求に応じられる。

図15にチューブフィルターのメッシュの大きさを変えた場合のフィルター効果を示した。

3.3.4 セラミックフォームフィルター

セラミックフォームフィルターはコナルコ社とスイスアルミニウム社によって開発されたフィルターで図16に示すようなアルミナ、酸化クロムなどからなるスポンジ状の多孔性物質である。大きさは1片が300～500mm、厚さが50mm前後の板状のものが用いられている。フィルターの製造法、特徴、実施例については特許^{34)～40)}に詳しく述べられている。製造法はポリウレタンなどの有機質発泡材料にセラミックスラリーを通して、発泡材の骨格にセラミックを付着させ、これを高温で焼結させたものである。骨格となる発泡材の大きさ、多孔度を変えることにより特性の異なるセラミックフォームフィルターが製作可能で、形状も図16のような角型に限られたものではない。

表5に代表的なセラミックフォームフィルターの特性を示し、図17にこのフィルターを使った沪過装置例を示した⁴¹⁾。溶湯がフィルターを通過するのに必要な溶湯ヘッドは初期で100～150mm、一度流れてしまえば2～10mm程度といわれ、前述のチューブフィルターより低いヘッドで

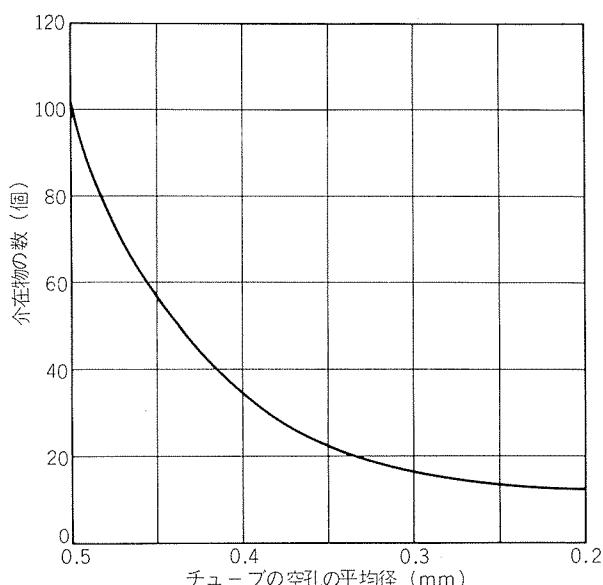


図15 チューブフィルターの空孔の大きさと7079合金鍛造材に観察された介在物数の関係³³⁾

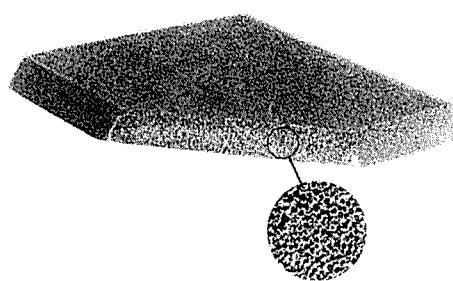


図16 セラミックフォームフィルター（コナルコ社）⁴¹⁾

表5 セラミックフォームフィルターの特性⁴¹⁾

項目	性能
沪過面積	約 3900 cm ² (24インチ角)
厚さ	38 mm～76 mm
孔の大きさ	25～45 pores/in.
多孔度	0.85～0.90
見掛け比重	0.35～0.45 g/cm ³
通気率	1000～2000×10 ⁻⁷ cm ²

よい。セラミックフォームフィルターは溶湯を通すことにより新品と取り換えて使用され再生はできない。

図18はセラミックフォームフィルターとアルミナボールフィルターの介在的の除去効果を比較したものである。ボールフィルターではインゴットの底に相当する部分で欠陥が多いのに対し、セラミックフォームフィルターではインゴットの頭底部での差が少ない。

図19は使用後のセラミックフォームフィルターの断面を示したものである。溶湯中の介在物がフィルターのブリッジ部で捕捉されており、除去機構はチューブフィルターと同一と考えられる。したがって、孔の大きさや形状、フィルターの厚さなどが大きく影響する。

装置例の中には介在物除去のほか、図17の装置にガスによるフラキシング装置を付加して脱ガスも可能にしたものもある³⁹⁾。

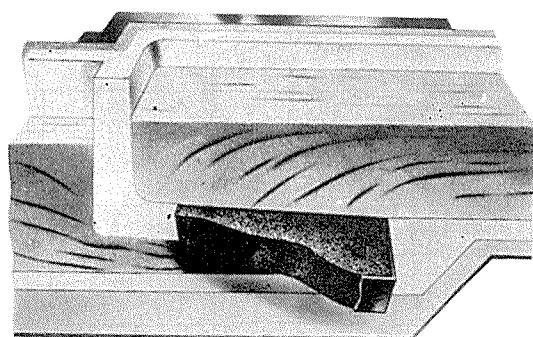


図17 セラミックフォームフィルターを使った沪過装置⁴¹⁾

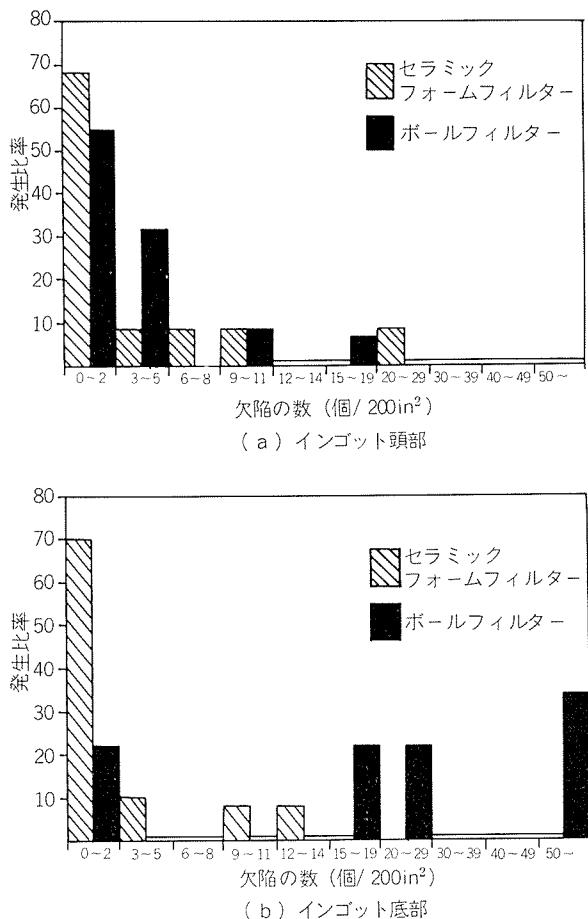


図18 アルミナボールフィルターとセラミックフィルターの除去効果の比較 (AA5252)⁴¹⁾

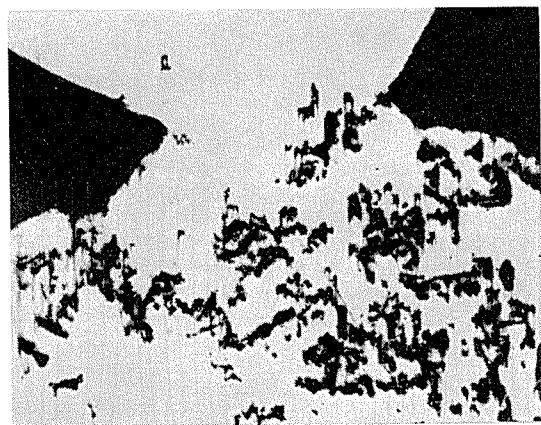


図19 使用後のセラミックフィルターの断面写真⁴¹⁾ ($\times 107$)

セラミックフォームフィルターの利点としては、(i)特別な加熱装置を必要とせぬ少ないスペースで済む、(ii)イニシャルコストが低い、(iii)軽量で使い捨てのためハンドリングが容易、(iv)操作に柔軟性がある、などが挙げられる。しかし、フィルター自体が脆く欠けやすいため、セット時にその破片が混入する恐れがあり取扱いには注意を要する。

3.4 SNIF プロセス

3.4.1 装置の概略と特徴

SNIFプロセス (Spinning Nozzle Inert Flotationの略) は図20に示すような特殊な回転ノズルからアルゴンなどの不活性ガスを溶湯中に微小なバブルとして分散放出し、溶存水素をバブルに拡散させるとともに介在物を浮上分離させて連続的に脱ガス、クリーニングを行うものである。バーリングによる溶湯処理法はすでに数多くの装置例があり^{42)~45)}、SNIFプロセスはこれらを発展させたものと考えられる^{46)~49)}。

図21および表6は二個の回転ノズルを持つ装置の概略、仕様を示したものである。装置に流入した溶湯は第一室に導かれ、ここで回転ノズルの攪拌とバーリングにより脱ガスおよび介在物が除去され、つづいて処理室中央の仕切板を介して第二室に入り同様な溶湯処理が行なわれる。清浄化した溶湯は下方の黒鉛パイプを通り、第三室を上昇して炉外へ出る。処理能力は回転ノズル一個の装置で約 11 ton/hr、二個の装置では約 36 ton/hr といわれている。吹き込まれるガスはアルゴン主体でほかにナトリウム除去のために塩素を 2~5 %混合させることもある。

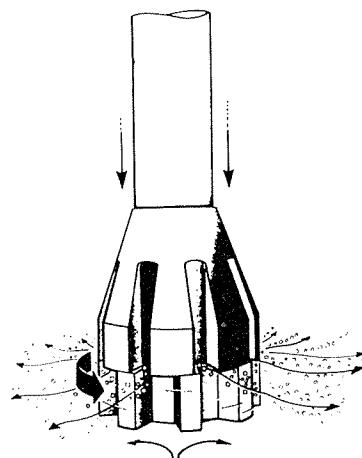


図20 SNIF プロセスの回転ノズル (黒鉛製)⁴⁹⁾

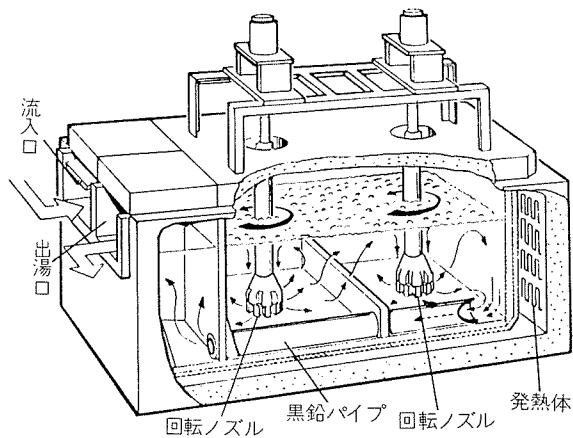


図21 SNIF プロセス⁴⁹⁾

表 6 SNIF プロセスの仕様⁴⁹⁾

装 置 仕 様	炉の床面積	1270×2540 mm ²
	ノズルの数	2
	溶湯保持容量	1.5 Ton
	処理速度	0.6 Ton/min.
	加熱電力	100 KW
	使用電源	3相 AC (440/460/480 V) (220 V)
	ガスおよび フランクスの供給量	アルゴン または 窒素ガス 通 常
ガス および フランクスの供給量	最大供給量	283 ℥/min.
	空 気	52 ℥/min.
	塩 素 ガ ス	最大 5 %
	フランクス	最大 0.26 g/Ton

3.4.2 SNIF プロセスによる脱ガスおよび介在物の除去

バーリングによる脱ガスでは溶湯との接触面積、すなわちバブル径、バブル数を密接な関係にある。SNIF プロセスではガス量をどの程度にしたら良いかが問題となるが、Szekely⁴⁹⁾は(10)式によって所定の水素ガス量にするのに必要なガス吹き込み量を決定できると報告している。

$$V = 0.384 (H_1 - H_2) \left(\frac{Pk}{H_1 H_2} - 1 \right) \quad \dots \dots \dots (10)$$

ただし

V : ガス流量, ft³(NTP)/ton(AI)

H₁ : 処理前の水素濃度, ppm

H₂ : 処理後の水素濃度, ppm

P : バブル内のガス圧, atm

k : 定数

SNIF プロセスにおける介在物の除去は介在物をバブルに吸着させて浮上分離するため、バブルの挙動そのものが除去効果に大きく影響する。

図22はバブルによる固体粒子の捕捉機構を示すモデルであり、粒子の捕捉は大別して図22(a)および(b)の二種類あると考えられる。図22(a)はバブル周囲の流線に沿って流れる粒子がその慣性によって流線からはずれてバブルに衝突する場合を示し、これは粒子が比較的大きいときに起る。慣性衝突が起きにくい小さな粒子は、図22(b)のようにバブル赤道上の距離 2a(粒子径) より小さい区間を通過する場合に捕捉される機会がある。図22(a), および(b)のバブルと粒子の捕捉率Eはそれぞれ(11)式、および(12)式で与えられる⁴⁹⁾

$$E = \frac{Stk^2}{(Stk + 0.06)^2} \quad Stk \geq 0.08 \quad \dots \dots \dots (11)$$

$$E = \frac{4a}{r} \quad \dots \dots \dots (12)$$

ただし

$$Stk = \frac{2Re\rho a^2}{q\rho_0} \quad (\text{ストークス数})$$

$$Re = \frac{2rv}{\nu} \quad (\text{レイノルズ数})$$

ρ, ρ_0 : 液体および粒子の密度

a, r : 粒子およびバブルの半径

v : バブルの速度

ν : 液体の動粘性係数

Szekely は捕捉率Eの SNIF プロセスにおけるガス吹き込み量 G(m³/kg) と粒子除去指数 x ($x=1/1-\mu$, μ : 粒子除去率) との関係式として(13)式をあげている。

$$G = 2.6 \times 10^{-4} r [-\ln x / \ln (1-E)] \quad \dots \dots \dots (13)$$

図23は(11)式、(12)式をもとに、バブル径をパラメーターとして粒子径と除去率の関係を示したものである。

バブルによる粒子除去ではバブル径を小さくした方がよく除去でき、この意味から SNIF プロセスの回転ノズルは有効な方法である。ただし、実際のアルミ溶湯ではバブル界面での介在物のねれ性、湿度上昇に伴うバブルの膨張や形状変化など複雑な要因が絡んでいること、および粒子がバブルに接触しても必ずしも除去されるとは限らないなど、どの程度の粒子除去効果が期待できるのか不明である。

SNIF プロセスは1973年頃より生産に使用され始め、現在アナコンダ社、レイノルズ社など数社が導入している。まだ実績は少ないが従来のフィルターにみられるベッド層がないため定期的な再生処理や交換などを必要とせず、作業性の問題から生ずるトラブルが少なくなる。また有害ガスの発生も少なく公害対策の面からも有利である。ただ関連設備を含めた装置が大掛かりでイニシャルコストが高いことと、消耗品である回転ノズルや黒鉛パイプの寿命が短かいなどの欠点がある。

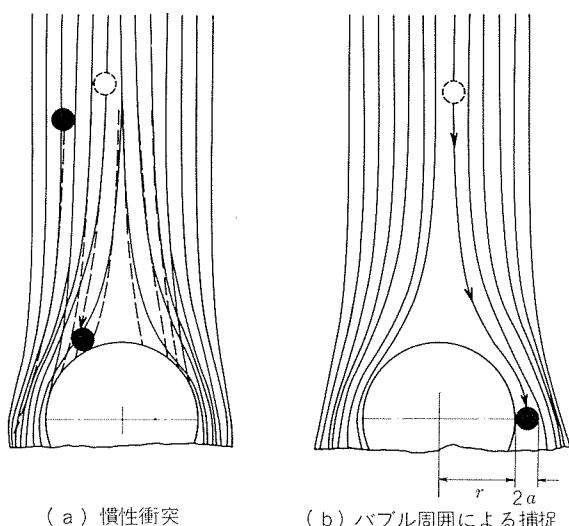


図22 バブルによる粒子の捕捉機構⁵⁰⁾

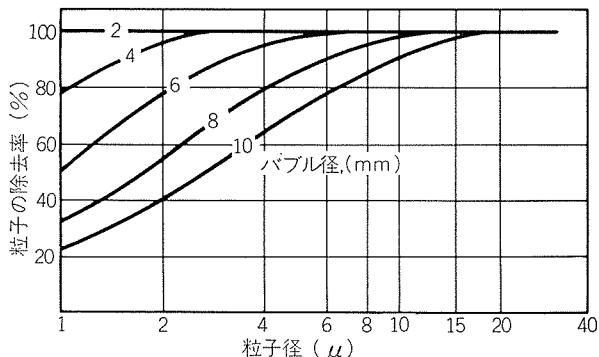


図23 除去率におよぼす粒子径とバブル径の影響⁵⁰⁾
(ガス吹き込み量 $7.8 \times 10^{-4} \text{m}^3/\text{kg}$)

3.5 その他の溶湯処理法

今まで述べた溶湯処理法は代表的なもので、この他これらの改良型、折衷型があり、その種類は極めて多い。たとえば黒鉛粒の浮遊ベッド層を利用したインタルコ社の沪過装置⁵¹⁾、フォセコ社のフッ化物を用いた装置⁵²⁾、またコーカスのベッド層にアルゴンを吹き込むアルスイス社の溶湯処理装置⁵³⁾などがある。

原理的に変わった沪過装置として電磁力を利用したものと考えられている⁵⁴⁾。これは図24のように樋状の容器に三相交流による移動磁界を作り、伝導性流体に電磁力を発生させて見掛け比重を制御したり流動を起こしたりして非伝導性介在物を分離しようとするものである。この装置に液状フラックスを併用することにより、介在物の除去効果が大幅に向上するとの報告もある⁵⁵⁾。

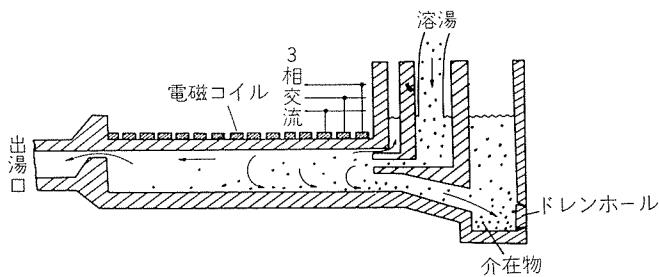


図24 電磁力を利用した介在物除去法⁵⁴⁾

3.6 現在の動向と各種処理法の比較

溶湯処理の発展の経過を振り返り、現時点での動向をまとめると次の四点になる。

- (i) 炉内でのバッチ式処理から炉外に溶湯処理専用の装置を設けた In-line 処理方式に代わってきている。
- (ii) 塩素、フッ素を含む処理法では公害防止の観点から、アルゴン、チッ素などの不活性ガスで希釈するか、あるいは使用しない方向に代わりつつある。
- (iii) 脱ガス用、介在物除去用の単独の処理方法から両方を含めた総合的な溶湯処理方法が主体となっている。
- (iv) アルミナボール、セラミックチューブなどベッド層を使用するものから SNIF プロセスのようなベッド層を用いないものが注目された。

溶湯処理技術はまだ歴史の浅い分野であり今後ますます研究開発が進められると思われるが、現在発表されている代表的な溶湯処理法を Emley ら⁵⁵⁾の報告をもとにまとめて比較したものを表7に示した。どの方法も一長一短があり、使う側の事情に応じて、コスト、品質面の要求度などを加味して総合的な判断から処理方法を選択すべきであろう。

4. 溶湯処理効果の測定方法

4.1 水素ガス含有量の測定

代表的なアルミニウム中の水素ガス量の測定方法を表8にあげた⁵⁶⁾⁵⁷⁾。表中の No. 1, 2, 3 および 7 は溶湯処理効果を炉前検査する方法である。No. 1 のイニシアルバブル法は Gudechenko Test ともよばれ測定時間も約 3 分間で操作も非常に簡単なことから、炉前検査としてよく使われている。この測定の原理は(4)式の P_{H_2} が減圧テスト中、最初に溶湯試料の表面に気泡が現われるときの圧力に等しいと仮定したものである⁵⁸⁾。この方法の代表例としてアルスイス社で開発された FMA 式装置の原理を図25に、水素含有量を算出するノモグラムの例 (AA1050合金) を図26に示した。たとえば、気泡発生圧 30 mmHg、湯温 730°C のとき水素ガス含有量は図26の A 点と B 点を結んだときの C 点、すなわち 0.2 ml/100g で与えられる。この方法の欠点は合金の組成、溶湯の表面張力の影響を受けるので図27に示すとおり測定がばらつくことである。

アルコア社が開発した Telegas 法⁶⁰⁾は溶湯中に測定端子を挿入し直接水素ガス量を分析することの出来るもので、しかも分析の精度は真空溶融抽出法に匹敵する程度である。我が国でも、最近鋳造工場の炉前検査用として使われ始めている。Telegas 装置の外観を図28に、測定の原理図を図29に示した。

4.2 介在物の測定方法

介在物の測定方法は水素ガス量の測定方法に比較して、まだ開発、研究の段階にあたり、確立された評価方法がない。

一般には板製品や押出製品のアルマイド処理後あるいは

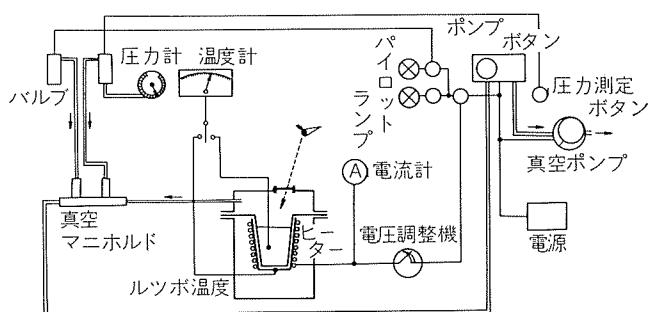


図25 FMA 水素分析装置の概要図⁵⁸⁾

表7 各種溶湯処理方法の比較

プロセスの形式	プロセス名	プロセスの内容	溶湯処理の効果*					備考
			対環境	脱ガス	脱Na	介在物の除去		
炉内処理	静的	溶湯保持	長時間の保溫	◎	○	△	×	時間がかかる flux の除去が必要 処理後から錆込みまでの時間が長くガスの再吸収がある
		溶湯保持+flux	保溫と flux の併用	○	○	△	△	
	C ₂ Cl ₆ 处理	保持炉内へ Cl ₂ ガスを吹き込む	×	◎	◎	△	△	
	C ₂ Cl ₆ 处理	〃 C ₂ Cl ₆ "	×	◎	◎	△	△	
	Cl ₂ +N ₂ 处理	〃 Cl ₂ +N ₂ "	×	(△)	◎	○	△	
	Reynolds 社	N ₂ , Cl ₂ , CO の混合ガス	△	○	○	△	△	
	Tri-gas	炬に送湯後真空脱ガス処理	◎	○	×	×	×	
	Static Vacuum Treatment	炬に送湯後電磁攪拌を伴う真空脱ガス処理	◎	○(○)	×	×	×(△)	
	W S W 社	Static Vacuum Treatment+電磁攪拌	炬に送湯後電磁攪拌を伴う真空脱ガス処理	◎	○(○)	×	×	
	A S V 社	Dynamic Vacuum Treatment	真空にした炬へ溶湯を噴出させる	◎	○(○)	△	△	
炉外連続処理	脱ガス	Air Liquide 社 N ₂ 処理	ポーラスプラグより N ₂ ガスの吹込み	△	○	×	△	不活性ガスを吹き込むこともある
	Foseco 社	flux 洗浄	溶融フランクスに溶湯を通す	△	○	×	△	
	Baco	flux カバー+攪拌	fluxing と攪拌	○	○	×	△	
	Alcoa 社	Alcoa 94	アルミナフレーケフィルター	◎	×	×	○	
	Foseco 社	フッ化物のベッド層	フッ化カリ, フッ化マグネのベッド層	○	×	×	○	
	Alcan 社	グラスクロスフィルター	グラスクロスを複数枚重ねて使用	○	×	×	○	
	Kaiser 社	セラミックチューブフィルター	粒状セラミックからなるパイプ状フィルター	○	×	×	○	
	Conalco 社	セラミックフォームフィルター	セラミックからなるスポンジ状フィルター	○	×	×	○	
	Alcoa 社	Alcoa 181	アルミナフレーケと Ar ガス	○	○	△	○	
	Alcoa 社	Alcoa 469	アルミナボールと Ar+Cl ₂ ガス	△	○	○	○	
炉内・脱ガス	Intalco 社	グラファイトの浮遊ベッド層	粒状グラファイトと N ₂ +Cl ₂ ガス	×	○	○	○	2つの処理層
	Baco	FILD プロセス	アルミナボールフランクスカバー	△	○	△	○	
	Otto Fucks 社	Otto Fucks プロセス	アルミナとカーボン系のフィルター・N ₂ ガス	○	○	×	○	
	住友鋳金屬	プレートとベッド層	プレートあるいはアルミニナボール・N ₂ +Cl ₂ ガス	△	○	○	○	
	Alussuis 社	DUF I-II S	コーケスとアルミニナベッド層・Ar ガス	○	○	○	○	2つの処理層
	Union Carbide 社	SNIF	回転ノズルによる Ar (+Cl ₂)ガスブリング	○	○	○	○	

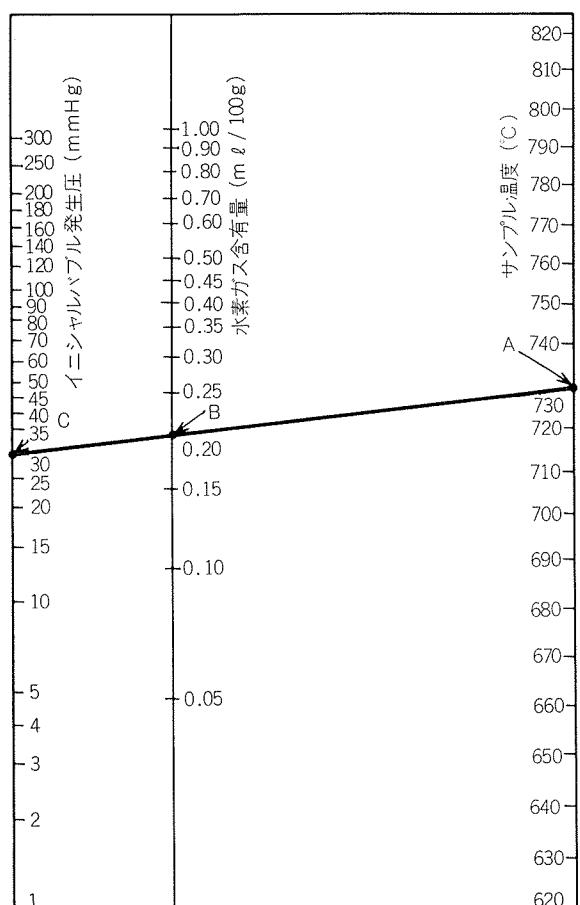
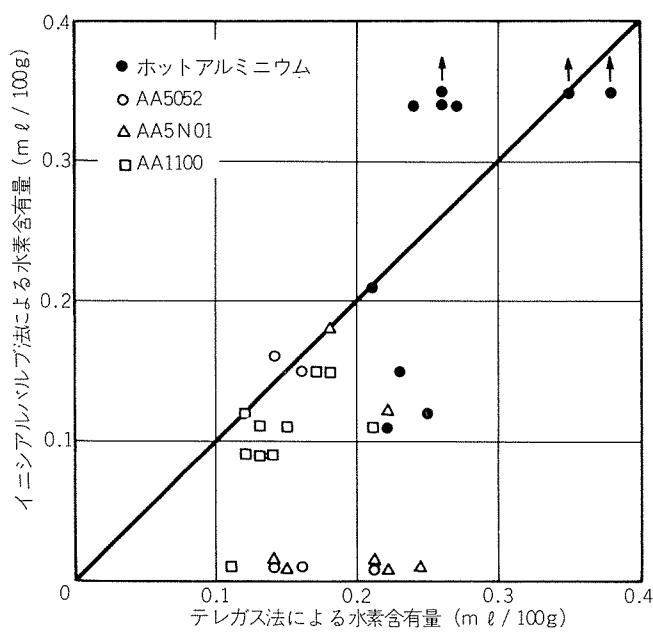
* ○; 優れる。○; 良い。△; 普通。×; 悪い。△; 普通。

表 8 水素ガス量の測定方法

No.	方 法 名	測 定 方 法 の 概 要	特 徵
1	イニシャルバブル法 (Gudechenko Test)	試料を小さな鉄製のルツボにとり電気加熱保温容器に入れ真空ポンプで減圧する。減圧中サンプルの表面に最初に気泡が発生したときの圧力とサンプルの温度から水素ガス量を算出する。	1. 約3分間で測定出来る。 2. 合金の種類、介在物の多少で測定値がばらつく。 3. 炉前検査用
2	減圧凝固法 (Straube Pfeiffer test)	鉄製のルツボに約200グラムの試料をとり、容器に入れ、展伸材では5mmHgに、真空ポンプで減圧し凝固させる。凝固中の気泡の状況の観察、標準試料の比重との比較、および試料の断面の気泡の状況から、水素ガス量を測定する。	1. 測定時間10分ないし20分間 2. 精度はイニシャルバブルテスト程度(0.3 ml/100gが限度)
3	振動減圧凝固法	No.2の減圧凝固法の精度を向上させるため、次の点を改良した装置 (1) 減圧用のポンプを大型化し、所定の圧力に減圧する時間を短縮 (2) ルツボの予熱による凝固時間の延長 (3) 気泡の発生を助長するための振動装置 結果の判定は2項と同じ。	1. 精度0.1 ml/100g 2. 測定時間15分ないし25分間 3. 炉前検査用
4	真空溶融抽出法	固体試料の表面を機械加工仕上げを行ない、溶剤で洗浄し秤量後真空中で溶融し、水素ガスを分離、分析する。	1. 分析精度は非常によい。 2. マグネシウム、亜鉛の影響を受ける。 3. 研究室用である。
5	真空固体加熱抽出法	No.4のマグネシウム、亜鉛の影響をなくするために、試料を固体状態で、水素ガスを抽出、分析する。	1. 分析時間が非常に長い。 2. 精度は4と同等かそれ以上。
6	不活性ガスキャリア抽出法	試料No.4と同じであるが窒素ガスを通しながら水素ガスを分析する。	1. 分析時間が短かい(15分間) 2. 蒸発成分マグネシウム、亜鉛の影響を受けない。 3. 精度0.02 ml/100g
7	Telegas 法	少量の窒素ガスを溶湯に注入し、循環させて、水素ガスを窒素ガス中に拡散させる。平衡状態になったところで、ガスクロマトグラフ法で水素ガスを分析する。	1. 測定時間が短かい(5分間) 2. 分析精度がよい。 3. 炉前検査用

表 9 非金属介在物の検査方法

No.	方 法 名	検査方法の概要	特 徵
1	Vibrated Vacuum Test	本方法では水素ガスと非合金介在物の両方の清浄度を検査することができる。 (ペシネー社の Quantitative Vacuum Gas Test が代表的)	非金属介在物の存在の多少を評価できる。 工場の炉前検査としても適する。
2	Telegas Frit Pressure Test	Telegasで窒素ガスを循環させ水素ガスを測定するとき測定開始時、終了時の入測ガス圧と出測ガス圧の差を読みとり非金属介在物の多少を検査する。	清浄な溶湯と清浄でない溶湯の差が非常に小さいので、現状では使用できない。
3	Olin Frit Test	ルツボ(容量約20lb)の底に標準フィルター(厚さ9mm、直径30mm、Thermal American Fused Quartz社製のB.S. porosity No.1)を取り付け、予熱後、溶湯サンプルをとり、上部から圧力をかけ90%の溶湯を通過させた後取り出し標準フィルターの断面を顕微鏡観察する。	非金属介在物を濃縮し、顕微鏡観察するので溶湯清浄度が判定できる。 ただし長時間を要するので、工場の炉前検査としては不適当。
4	超音波探傷法	採取した溶湯を基準の鋳型(たとえばガス分析に用いられるRansley mold)で採取し、検査サンプルを機械加工で仕上げ、超音波の減衰度から非金属介在物の多少を検査する。	介在物原因の気泡が検出される。 微小な介在物そのものの判定はできない。
5	破断面の検査	サンプルの中央部にノッチを入れ、曲げあるいは引張によって破断する。破断面を有機染色材(たとえばSandoz社製水溶性染料 Aluminum Orange RL)で処理して観察する。	大きな非金属介在物のみ観察できる。

図26 装置の水素ガス量算出ノモグラフ (AA1050用)⁵⁸⁾図27 イニシアルバルブ法とテレガス法の結果の比較⁵⁹⁾

カ性ソーダ処理後に現われる欠陥（たとえば、ストリンガーやレザーストリーカなど）を数える方法が用いられている。

最近研究されている代表的な方法について、Levyら⁶¹⁾の報告を中心まとめたものを表9に示した。この表からわかるところより炉前検査方法としては、わずかに減圧凝固法のみが、溶湯中の水素ガス量および介在物を含めた清浄度として判定出来る程度である。最近問題となっている介在物の量は、前述したように非常に少量なもので、サンプリングの量が少ないと判定出来ない恐れも出ている。かかる点から、Olin Frit Testは標準フィルターを通して介在物を濃縮して測定出来るので、溶湯処理の効果の判定として優れていると思われる。しかし、現段階では測定に長時間を要する欠点があるので、迅速性を加味した方法の開発が望まれる。

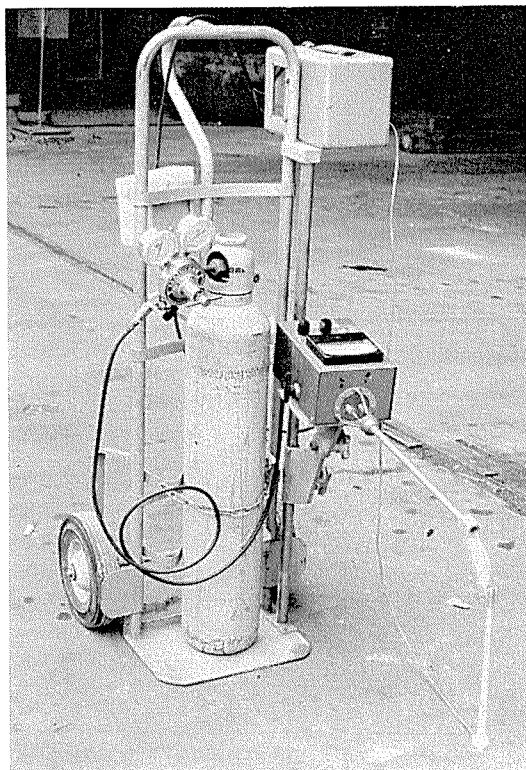
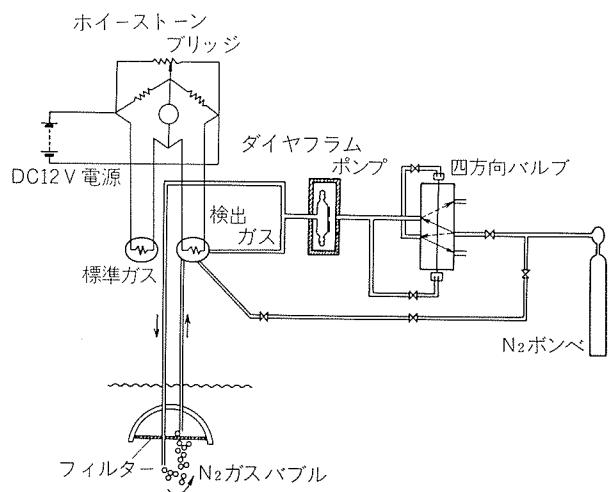


図28 Telegas 装置の外観

図29 Telegas 水素分析装置の概要図⁶⁰⁾

5. おわりに

溶湯処理が注目されるようになったのは比較的最近のことであり、この方面的研究、技術開発はまだ歴史が浅い。溶湯処理技術を大別すると、処理技術そのものと、処理された溶湯の清浄度を評価する判定技術の二つになる。処理技術の方式は多く、各社の実情に応じたものが採用されているが、最近の傾向としては、In-line化した沪過、脱ガスの両方が可能な処理装置が主流になりつつある。かといって、従来の塩素ガス、フラックスによる炉内処理が見捨てられたわけではなく、脱ガスには依然として重要な処理法として使用されている。

溶湯清浄度の評価法には、水素ガス量の測定と介在物量の測定の2つがあり、水素ガス量は溶湯段階で迅速に分析できる装置が開発されているが、介在物については、造塊後の製品により評価しているのが現状で、結果を得るまでに時間がかかる欠点がある。水素ガス分析と同様、溶湯段階で介在物量が把握できる装置の開発が望まれる。

このように品質向上を目的とした溶湯処理技術の開発は、生産性向上をめざす造塊技術と同様、鋳造分野における重要な研究課題であり、今後この方面的研究、開発がますます盛んになることを切に希望してやまない。本稿が工場で実務に携わっている方々、あるいは溶湯処理に関心のある方々の一助となれば幸いである。

文 献

- 1) H. Korstron: Z. Metallkde., 43 (1952), 269.
- 2) 峰岸知広: 軽金属, 12 (1962), 119.
- 3) A. Sieverts: Z. Metallkde., 21 (1929), 37.
- 4) 西成基、品田与志栄、黒淵達史: 軽金属, 24 (1974), 89.
- 5) 加藤栄: 軽金属溶接, 102 (1976), 343.
- 6) C.E. Ransley, H. Neufeld: J. Inst. Metals, 74 (1948), 599.
- 7) G. Bracale, U. Lecis, M. Leoni: TMS Paper, No. A70-33, TMS-AIME (1970).
- 8) H.O. Titze: Light Metals 1975 2, TMS-AIME (1975), 451.
- 9) O.J. Gjøsteen, A. Aarflot, T. Terum: TMS Paper, No. A71-39, TMS-AIME (1971).
- 10) A. Aarflot, F. Patak: Proceedings of the second international aluminum extrusion technology seminar 2 (1977), 1.
- 11) A. Aarflot, F. Patak: Light Metals 1976 2, TMS-AIME (1976), 389.
- 12) S.T. Hellier, G.H.J. Bennett: J. Vac. Sci. Techn., 7 (1970), S154.
- 13) R.G. Olsson, E.T. Turkdogan: J. Iron and Steel Inst., Jan. (1973) 1.
- 14) 広沢栄一: 本誌, 15-4 (1974), 299.
- 15) U.S. Patent, 2,863,558.
- 16) K.J. Brondyke, P.D. Hess: Trans. Met. Soc. AIME 230 (1964), 1553.
- 17) U.S. Patent, 3,039,864.
- 18) U.S. Patent, 3,737,303.
- 19) U.S. Patent, 3,737,304.
- 20) U.S. Patent, 3,737,305.
- 21) L.C. Blayden, K.J. Brondyke: Light Metals 1975 2 TMS-AIME (1975), 493.
- 22) M.V. Brant, D.C. Bone, E.F. Emley: TMS Paper, No. A 70-51, TMS-AIME (1970).
- 23) U.S. Patent, 3,753,690.
- 24) 特公, 昭51-12565.
- 25) E.F. Emley, V. Subramanian: Light Metals 1974 2, TMS-AIME (1974), 571.
- 26) 実用新案申請中。
- 27) U.S. Patent, 3,654,150.
- 28) U.S. Patent, 3,524,548.
- 29) Brit. Patent, 1384015.
- 30) M.C. Mangalick: Light Met. Age, 31-2 (1973), 5.
- 31) M.C. Mangalick: Light Met. Age, 31-10 (1973), 19: Light Metals 1975 2, TMS-AIME (1975), 469.
- 32) J.L. Dassel: Light Metals 1975 2, TMS-AIME (1975), 459.
- 33) H.E. Miller: Aluminium, 48 (1972), 368.
- 34) U.S. Patent, 3,893,917 (1975).
- 35) U.S. Patent, 3,947,363 (1976).
- 36) U.S. Patent, 3,962,081 (1976).
- 37) U.S. Patent, 4,024,056 (1977).
- 38) U.S. Patent, 4,024,212 (1977).
- 39) U.S. Patent, 4,032,124 (1977).
- 40) 特開, 昭51-142162.
- 41) J.E. Dore: Light Metals 1977 2, TMS-AIME (1977), 171: Proceedings of the second international aluminum extrusion technology seminar 2 (1977), 43.
- 42) U.S. Patent, 2,811,346 (1957).
- 43) U.S. Patent, 2,871,008 (1959).
- 44) U.S. Patent, 2,947,527 (1960).
- 45) U.S. Patent, 3,743,500 (1973).
- 46) U.S. Patent, 3,227,547 (1977).
- 47) U.S. Patent, 3,958,980 (1976): 特開, 昭51-70115.
- 48) W.C. Rotsell, C.E. Cawthorn: Proceedings of the second international aluminum extrusion technology seminar 2 (1977), 25.
- 49) A.G. Szekely: Proceedings of the second international aluminum extrusion technology seminar 2 (1977), 35.
- 50) A.G. Szekely: Met. Trans. B, 7B-6 (1976), 259.
- 51) U.S. Patent, 3,537,987 (1970).
- 52) British Patent, 1148344 (1969).
- 53) K. Buxmann, J.D. Bornand, G.B. Leconte: Light metals 1977 2, TMS-AIME (1977), 191.
- 54) German Patent, 104558 (1974).
- 55) P.S. Men'shikov, V.N. Parlov, V.F. Anosov, I.T. Gul'din: Tsvet. Met., 7 (1975), 46.
- 56) F. Degrieve: Light Metals 1975 2, TMS-AIME (1975), 213.

-
- 57) P. D. Hess: *Light Metals 1974 2*, TMS-AIME (1974), 376.
 - 58) M. Heckler: FMA 装置カタログ
 - 59) 加藤 栄: 未公表
 - 60) Alcoa laboratories: *Telegas hydrogen determination instrument, Oct. 1976.*
 - 61) S. A. Levy, J.C. Miller, P. MacNamara, D.A. Fetig: *Light Metals 1977 2*, TMS-AIME (1977), 149.

R218

Reprinted from

SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 19 No. 3, No. 4 July 1978

陽極酸化処理したアルミニウムの屋外耐食性

鈴木敏夫

住友軽金属工業株式会社

陽極酸化処理したアルミニウムの屋外耐食性*

鈴木敏夫**

Outdoor Corrosion Resistance of Anodized Aluminum

by Toshio Suzuki

1. はじめに

昨年、NHKがアルミニウム建材の腐食問題を取りあげた時、関連業界はこれを苦渋に満ちた気持で受け止めたが、このことによってアルミニウム建材が致命的な影響をうけることなく、これを契機として各方面で検討反省の機運が出てきた。例えば、軽金属学会ではこれを本質的な問題としてとらえ、現行のアルマイト処理を中心とした表面処理がどの程度防食的であるのか、アルマイト皮膜厚さは何ミクロンを必要とするか、複合皮膜とする場合の塗膜はどの程度の膜厚を必要とするかなどについて研究委員会の表面処理分科会で調査研究を進めており、本年（昭53）2月にはシンポジウムでその成果を報告している¹⁾。

本報は同シンポジウムで著者が報告したものに一部加筆したものである²⁾。すなわち、アルマイト皮膜単独でどの程度の防食効果があるか、あるいはアルマイト皮膜を腐食させる要因は何であるかをいくつかの報文から集約したものである。

2. アルマイト皮膜の大気暴露における腐食の形態

アルマイト処理したものを大気暴露すると生ずる欠陥は白化（blooming formation）と点食（pitting corrosion）である。白化は皮膜表面層が軽微なエッチングアタックをうけ白く不均一な外観を呈すものであり、点食は目視観察で円形に黒くみえ、全などが母材に達するものである。

白化は海洋気候の地区での暴露、母材の合金種（Al-Si, Al-Zn-Mgなど）、アルマイト後の封孔処理法、アルマイト条件、特に電解温度が高い場合、アルマイト皮膜が厚い場合などに生じやすいことが知られている。しかし軽度の白化や失透はこれらに関係なく、いずれでも生じ、工業地区では暴露期間と共に白化の程度は進行し、大気条件が苛酷な地区ではその進行もかなり激しいものとなる。しかし、本質的にもっとも影響が大きいものは封孔法の差異によるものである。

アルマイト皮膜の大気暴露で生ずる点食の一般的な特徴を挙げると、試片の暴露面にはピットが多く生ずるがその径は比較的小さく、他方下面には数は少ないがその径は大きくなること、皮膜が厚いとピット数は少なくなるが、その深さと径は大きくなること、ピットの発生数は暴露後の比較的短期間（6カ月～1年）で増加しなくなり、その後はピット数は殆んど増加せず腐食の進行はその径と深さにおいてだけとなるが、それも直線的ではないことなどである。アルマイト皮膜の効果はピット発生までの期間の引き延しであり、暴露1年後にピットを生じないものはその後数年間はピットを生じさせないことが多い。

以下、白化と点食を合わせてアルマイト皮膜の大気暴露における腐食とする。

3. アルマイト皮膜の大気暴露における腐食に及ぼす要因

アルマイト皮膜を大気暴露した場合に腐食に至らしめる要因としては次の8項目が取りあげられている³⁾。

(1) 暴露される大気条件

煤塵、埃などの汚染堆積物の質と量、大気中のSO₂含有量、工場廃ガスや海浜粒子によるCl⁻含有量、大気中の水分の凝縮による水分、雨水や氷雪などの付着やその濡れている期間。

(2) アルミニウムの材質

アルミニウムの純度、添加合金成分の量と種類

(3) アルマイトの前処理

アルミニウム表面の滑めらかさ、表面の不規則性、表面損傷などの欠陥の有無

(4) アルマイト皮膜厚さ

腐食、特にピッティング抑制に必要な膜厚

(5) アルマイト皮膜性能

電解液種、電解液濃度、温度、通電方法などの処理条件

(6) アルマイト封孔性能

水質、純度、温度、時間、煮沸か蒸気などの封孔条件

(7) 封孔処理後の後処理

有機樹脂のコーティング、ワックスがけ、封孔後大気暴露までの保管期間一封孔皮膜の熟成（Aging）

*軽金属学会 第12回シンポジウム

**技術研究所

表1 耐酸性工業地区におけるアルマイト材の暴露試験^{4,5,6)}

材 料	前 处 理	脱ス マッ ト処理	電流 密度 A/ft ²	暴 露 1 年			暴 露 5 年			暴 露 10 年		
				防食に必要な膜厚 μ			防食に必要な膜厚 μ			防食に必要な膜厚 μ		
				暴 露 上 面	暴 露 下 面	暴露上下面	暴露上下面	暴露上下面	暴露上下面	暴露上下面	暴露上下面	暴露上下面
SP	99.99	電 解 研 磨	H ₃ PO ₄ -CrO ₃	12	13.2	4.8	>13.2	7.1	17.8	24.4	汚れの下は光沢あり, ピット2ヶ	
S1A	1070	化 学 研 磨	50%v/v HNO ₃	15	16.3	3.8	16.3	8.9	20.1	30.0	光沢あり, ピット13ヶ	
S1B	1050	"	"	"	10.7	5.3	22.9	—	18.8	31.2	かなり光沢あり, ピット16ヶ	
S1C	1200	10%NaOH, 60°, 3'	"	"	15.7	8.6	24.6	8.6	29.0	29.2	"	8ヶ
NS3	3203	"	"	"	14.0	8.4	>22.4	13.5	23.4	23.4	"	10ヶ
NS4	1.55Mg, 0.33Mn	"	"	"	20.1	8.6	>26.7	8.6	20.3	31.0	"	5ヶ
SP-1Mg	base 99.7	電 解 研 磨	H ₃ PO ₄ -CrO ₃	9	14.5	2.3	>14.0	4.8	15.2	15.2	光沢あり	7ヶ
P-1Mg	HS10	10%NaOH, 60°, 3'	50%HNO ₃	15	30.2	5.1	>30.2	5.1	—	—	—	—
HS20	6151	"	"	18	>27.9	13.5	>25.4	25.1	>27.4	27.4	均一にピッティング (110)	
HS20	6061	"	"	"	>23.1	19.6	>23.1	24.4	>25.9	25.9	大きなピット (120)	
HS15	2014	"	"	"	>15.5	>14.7	>15.5	>14.7	>19.3	19.3	小さなピットが一様に分布	
同上(Clad)	HE9	"	"	"	15.7	6.1	15.7	6.1	21.6	21.6	20ヶの大さなピット	
33F	6063	バフ仕上げ	Hot 10%H ₂ SO ₄	15	9.9	4.6	>28.7	4.6	21.3	26.7	ピット4ヶ, 四部には多い	
NE4	4043	10%NaOH, 60°, 3'	50%HNO ₃	"	29.0	6.9	29.0	12.2	27.7	27.7	暗灰色のピット 10ヶ	
HE10	2.0Mg, 0.4Mn	バフ仕上げ	Hot 10%H ₂ SO ₄	"	18.0	35.6	>34.5	35.6	20.8	20.8	かなり光沢あり, 14ヶ	
HE30	6151	"	"	"	31.5	16.0	>31.5	16.0	24.6	24.6	糸状腐食 180ヶ	
HE30	6351	"	"	"	>26.7	19.8	>26.7	>26.7	26.7	26.7	"	41ヶ

備考 1. アルマイト条件; 10%v/v H₂SO₄, 鉛陰極, 空気搅拌, 溫度 18~20°C

2. 封孔条件; SP, SP-1Mg は沸騰水処理 (pH 5.5~6.0, 蒸留水使用) 20分

上試以外の材料のものは同一条件で30分

(8) メインテナンス方法

暴露中の表面洗浄における水質、回数、洗浄方法

実際の大気暴露においては以上の要因のうち、どれが主効果であるかを検出することは極めて困難であり、いくつかの要因が組み合わさって腐食に至らしめているのが実状である。以下にいくつかの大気暴露の実験結果から、腐食現象の解析を行ない、腐食に及ぼす主な要因を検討する。

4. アルマイト皮膜の腐食の状況

アルマイト皮膜が大気暴露において暴露期間と共に、その外観がどのように腐食されるかを一連の報文からみる。

12種類のアルミニウム合金板と5種の押出形材に、硫酸アルマイト皮膜を種々の厚さに施し、苛酷な工業地区(Stratford)に暴露し、1年⁽⁴⁾ 5年⁽⁵⁾、10年⁽⁶⁾後にその外観調査が行なわれた。1年後の調査には海浜地区(Horsea)の試片も比較に調査されている。これらの結果をまとめて表1に示した。

表1から暴露1年後の外観変化の主な特徴を次に記す。

- (1) 暴露地区の差が明らかで工業地区的腐食がひどい。
- (2) 合金純度が高い場合、皮膜が薄くても耐食性がある。

(3) 暴露試片の上面はピットが多いがその径は小さく、他方下面にはピットは少ないがその径は大きい。

(4) ピットを生じさせない皮膜厚さは合金毎に異なる。

(5) 表面の汚染の程度は海浜地区のものは洗浄で除去されたが、工業地区的ものは酸洗いを必要とした。後者については6カ月毎の水洗いは効果がなかった。しかし海浜地区のものでも白い斑点を生じたものは洗浄でそれなかった。

5年後の暴露結果からは次のような傾向がみられる。

(1) 皮膜厚さと共にピットの径は大きくなり、ピット数は1年後に比較して増加していない。

(2) 高純材を除いて、防食には15~20μ以上の皮膜厚さを必要とする。

(3) 1年後に腐食はじめたものはその腐食の進行は直線的ではない。(ピット数は殆んど増加しない。) 1年後に腐食しないと多くのものは5年後も腐食しない。

(4) 暴露した上面より下面がひどく、高純材以外は厚膜であっても腐食する。

(5) 6カ月毎の洗浄で点食感受性が減少するということはない。洗浄が容易になるということもない。

10年後の結果は次のようにまとめられる。

表2 大気暴露で生じたピット数と耐食レイティング⁽⁷⁾

材 料	膜厚 μ	耐食レイティング										1 cm ² 当りのピット数		
		Sheffield				Euston				Hayling		Sheffield	Euston	Hayling
		6M	12M	18M	18M*	6M	12M	18M	18M*	18M	18M	18M	18M	18M
S1B (99.5%Al)	3	2	1	0	0	4	3	2	3	4	30	30	10	
	5	3	1	1	1	5	4	3	4	5	30	10	3	
	10	5	3	3	3	7	7	7	7	7	10	1	0	
	15	5	5	5	5	7	7	5	7	7	3	0	0	
	25	7	7	6	7	7	7	6	7	7	0	0	0	
	35	7	7	7	7	7	7	7	7	7	0	0	0	
S1 (99.99%Al)	5	3	2	2	3	7	7	7	7	7	10	0	0	
	10	5	4	3	3	7	7	7	7	7	3	0	0	
	25	7	7	7	7	7	6	6	7	7	0	0	0	
NS3 (Al-1½% Mn)	5	2	1	0	0	4	4	4	3	4	30	10	10	
	10	3	2	2	1	5	5	4	4	7	10	3	0	
	25	7	7	7	7	7	7	7	7	7	0	0	0	
NS4 (Al-2½% Mg)	5	3	2	2	3	5	5	5	5	7	10	3	0	
	10	4	3	3	4	7	7	5	6	7	3	0	0	
	25	7	7	5	5	7	7	7	7	7	1	0	0	
NS4 (99.8% base)	5	3	2	1	2	5	5	5	5	7	10	3	0	
	10	5	4	2	3	7	7	6	7	7	3	0	0	
	25	7	7	5	4	7	7	6	7	7	0	0	0	
HS30 (Al-Mg-Si-Mn)	5	2	1	0	1	5	4	4	4	5	30	10	0	
	10	3	2	2	2	5	5	5	5	7	10	3	0	
	25	7	6	4	4	7	7	7	7	7	1	0	0	

備考 1. *洗浄後再調査したもの

2. アルマイト条件; 7%v/vH₂SO₄, 18~20°C, 10A/ft²

3. 封孔条件; 脱イオン水中煮沸

(1) 10年間の暴露でピットがないこと、反射率の低下が10%以下であることを基準にすると 25μ 前後の皮膜厚さでは合格しない。後半5年間で腐食は加速されている。

(2) ピット数は膜厚と共に減少するが、その深さは増している。

(3) ピットの形態は独立しているもの、つながるもの、糸状腐食となるもの、剝落するものなどに分けられる。

(4) 高純材、厚膜のものは一般的に防食的である。

(5) 蒸留水による6ヶ月毎の定期洗浄は腐食防止効果がない。

以上の結果から、苛酷な工業地区では 25μ でピット発生を防止し得ないといえるが、アルミニウム建材としての防食性は膜厚と基材純度で向上していることがわかる。

しかし、下面の腐食は長期暴露で相当にひどくなるが、これは汚染物の堆積と水の凝縮により濡れの期間が長くなり、雨水などによる自然の洗浄効果がないからである。上面に対して洗浄効果が出ないことは、蒸留水では汚れによって水がはじかれてしまうからで、洗剤添加を必要とする。

次に注目すべきことは暴露期間の初期に生じた腐食が実質上長期暴露結果と対応することである。このことを別の報文からみてみる。

6カ月~18ヶ月間にわたる工業地区(Sheffield, Euston)での暴露結果を海岸地区(Hayling)との比較を含めて表2に示す。表2の暴露面外観評価基準は表3による²⁾

表2から苛酷な工業地区での暴露では初期の6ヶ月間の腐食がアルマイト皮膜の点食の典型的傾向を示すことがわかる。

他材質に対する12ヶ月の暴露結果を表4に示す³⁾。

この結果からも全般同様な結果がみられるが、同時にアルマイト業者の差異もみられることは注目すべきである。表2、表4で暴露された地区における9年間までの結果を表5に示す⁴⁾。ただし、この場合は種々の材質に対しての平均値を集約したものである。

表3 耐食レイティング²⁾

レイティング	欠陥占拠面積(%)
7	0 -- <0.03
6	0.03-- <0.1
5	0.1-- <0.3
4	0.3-- <1
3	1 -- <3
2	3 -- <10
1	10 -- <30
0	30 -- 100

表4 耐食レイティングとピット数³⁾

材 料	アルマイト業者	膜厚 μ	12月暴露後の耐食レイティング		12月暴露後の $1cm^2$ 当たりのピット数	
			Sheffield	Euston	Sheffield	Euston
BT2 Al-1% Mg	A	3	3	4	33	10
		6	4	5	10	3
		9	5	6	3	3
		12	6	6	1	3
		15	6	7	1	3
99.8% base Al-1/2% Mg	B	3	3	4	33	10
		6	4	4	10	10
		9	4	6	3	3
		12	4	6	3	3
		15	5	5	3	10
HE9 Al-1/2% Mg 1/2% Si	A	9	4	5	10	10
		15	5	7	3	0
		20	7	7	0	0
		25	7	7	0	0
		30	7	7	0	0
		35	7	7	0	0
	B	9	4	5	10	10
		15	5	6	3	3
		20	7	7	0	0
		25	7	6	0	10
		30	7	5	0	10
		35	7	6	0	3

備考 1. 前処理、BT2は化学研磨、HE9は10%NaOH, 60°C, 5'
2. アルマイト条件、16%wt/vH₂SO₄, 20°C, 15A/ft²
3. 封孔条件、脱イオン水(pH 5.5~6.5) 98~100°C, 30'

表5 十分に封孔されたアルマイト材の耐食レイティング⁵⁾

暴露地	暴露年数	膜厚 μ									
		3	5	6	9	10	12	15	20	25	30&35
Sheffield	1	3.4	3.0	5.0	5.6	4.5	6.0	6.3	6.7	6.6	6.8
	2	2.0	1.8	3.8	4.7	3.3	5.4	5.8	6.4	6.2	6.7
	3	1.5	1.3	3.0	4.1	2.5	4.8	5.3	6.3	5.8	6.6
	4	1.1	1.1	2.3	3.9	2.0	4.4	5.0	6.2	5.5	6.5
	5	1		2.0	3.8		4.2	5.0	6.1	5.2	6.4
	6	0.9		2.0	3.7		4	5.0	6.0	5.0	6.3
	7									4.8	6.2
	8									4.7	6.1
	9									4.5	
Euston	1	5.0	5.8	5.9	6.0	6.4	6.4	6.6	6.8	6.7	6.7
	2	4.2	5.0	5.0	5.3	6.0	6.0	6.3	6.6	6.4	6.4
	3	3.7	4.3	4.7	5.0	5.7	6.0	6.5	6.2	6.2	6.2
	4	3.5	3.8	4.3	4.7	5.3	5.4	5.8	6.4	5.9	5.9
	5	3.4	3.5	4.1	4.3	5.2	5.2	5.7	6.3	5.7	5.8
	6	3.3	3.2	4.0	4.2	5.0	5.0	5.5	6.2	5.6	5.7
	7	3.2	3.0			4.9		5.4		5.5	5.6
	8	3.2	2.9			4.8		5.3		5.4	5.5
	9	3.1	2.7			4.7		5.2		5.3	5.4
Hayling	1	6.3	6.3	6.7	6.5	6.8	6.7	6.7	6.8	6.7	6.7
	2	5.5	5.9	6.3	6.2	6.5	6.4	6.3	6.6	6.6	6.5
	3	5.0	5.6	6.1	6.0	6.3	6.2	6.1	6.1	6.4	6.2
	4	4.7	5.4	5.9	5.8	6.1	5.9	5.9	5.9	6.3	6.0
	5	4.4	5.3	5.7	5.5	5.9	5.7	5.7	5.7	6.2	5.8
	6	4.3	5.1	5.5	5.4	5.7	5.5	5.6	5.6	6.1	5.7
	7	4.3	5.0			5.5		5.4		6.1	5.6
	8	4.2	4.9			5.4		5.3		6.0	5.5
	9	4.2	4.8			5.3		5.2		6.0	5.4

表2～5において、BNF (Britisch Non Ferrous Metal Research) の“Rating”評価に対して経験的に、外観が装飾的に満足しうるのは Rating 5 以上であればよいとしているが、この評価でみると暴露地区毎にその許容しうる寿命を考えると、基材純度の変動を含めて考慮すれば、10年以上外観を保証するには、Sheffieldでは35μ以上、Eustonでは16μ以上、Haylingでは12μ以上を必要とする。なお、皮膜が厚い場合でも透明感の欠如がみられるのは、工業地区では5年目頃、海浜地区では3年目頃としている。工業地区でやゝ遅いのは、煤塵などが一種の被覆作用をするからであろうとしている。

大気暴露の腐食発生は比較的短期間で評価し得るかどうかを類似合金に関する実験結果から再度検討してみる。

7種の合金にアルマイト皮膜を5μきざみで40μまでの8種類の膜厚に生成させ、7ヶ所で5～6年暴露試験を行なった結果を表6,7に示す³⁾。耐食性評価は目視判定によるピットの観察によっており、ピットの形状分類は図1による。暴露地区環境条件は次の通りであった。

Manchester	苛酷な工業地区
Leeds	同上
Euston	軽度の工業地区
Southampton	軽度の工業/海浜地区
Bristol	同上
Hayling Island	海浜地区
Banbury	田園地区

表6から腐食発生状況については暴露地区の差がより顕

表6 S1C(1200)とAl5%Siにピッティングを生ぜしめた暴露地区と膜厚の影響³⁾

材 料	膜厚 μ	暴 露 地						
		Manchester	Leeds	Euston	Bristol	Southampton	Hayling Island	Banbury
S1C (1200)	5	8～10ヶ月 E	10～12ヶ月 E～F	1年 E～F	2½～3年 E～F	2½～3年 D～E	5～6年 D～E	5～6年 D～E
	10	1½～2年 D	2～2½年 C～D	2½～3年 C	5～6年 D～E	5～6年 D～E	N P	N P
	15	P	P	P	N P	N P	N P	N P
	20	P	N P	N P	N P	N P	N P	N P
	25	N P	N P	N P	N P	N P	N P	N P
	30	N P	N P	N P	N P	N P	N P	N P
	35	N P	N P	N P	N P	N P	N P	N P
	40	P*	P*	N P	N P	N P	N P	N P
Al5%Si	5	6～8ヶ月 E～F	6～8ヶ月 F	8～10ヶ月 F	2½～3年 F	2～2½年 E	5年 E～F	5～6年 E～F
	10	1～1½年 D～E	1～1½年 E	1½～2年 E	5～6年 E	5～6年 D～E	P	N P
	15	3年 C～D	3～4年 C～D	4～5年 C～D	N P	P	N P	N P
	20	4～5年 B～C	5～6年 B～C	P	N P	N P	N P	N P
	25	P	P	N P	N P	N P	N P	N P
	30	N P	N P	N P	N P	N P	N P	N P
	35	N P	N P	N P	N P	N P	N P	N P
	40	N P	N P	N P	N P	N P	N P	N P

- 備考 1. 特に断わりのないものは5～6年の暴露期間。
 2. P ; 図1に示されたレベル以下のピッティング。
 3. NP ; あきらかにピットはない。
 4. P*; 皮膜のクレージングに沿ってピッティング。

表7 Eustonに暴露された試片にピッティングを生ぜしめた合金と膜厚の影響³⁾

暴露地	膜厚 μ	合 金						
		NS4 5052	HE9 6063	S1C 1200	NS3 3003	Al5%Si 4043	HS30 6351	HS15 2014
Euston	5	1年 E	1年 E	1年 E～F	10～12ヶ月 D～E	8～10ヶ月 F	8ヶ月 F	3～6ヶ月 E～F
	10	3年 C	3年 C	2½～3年 C	2～2½年 B～C	1½～2年 E	1½年 E	9～12ヶ月 D～E
	15	P	P	P	6年 B～C	4～5年 C～D	4～4½年 C～D	1～1½年 D～E
	20	N P	N P	N P	P	P	5～6年 B～C	1～1½年 D～E
	25	N P	N P	N P	N P	N P	P	1½～2年 D～E
	30	N P	N P	N P	N P	N P	P	1½～2年 D～E
	35	N P	N P	N P	N P	N P	N P	2～2½年 D～E
	40	N P	N P	N P	N P	N P	N P	2～2½年 D～E

- 備考 1. 特に断わりのないものは5～6年の暴露期間。
 2. P ; 図1に示されたレベル以下のピッティング。
 3. NP ; 明らかなピットはない。

著にあらわれているが、腐食の傾向は前述のことと顕著な差はない。

表7から、Eustonでの暴露結果から基材の耐ピッティング性の序列は、5052>6063>1200>3003>4043>6351>2014の順位となる。

なお、洗浄効果については、ピット成長防止、汚染防止に有効であったとしている。

同報文³⁾に関する試片作成条件は次の通りであった。

アルマイト処理: 16.5 wt% H₂SO₄, 20°C, 15A/ft²

封孔処理: 沸騰水処理(脱塩水 pH 5.5~6.5) 30分

5. 腐食に及ぼす主な要因

5.1 暴露される大気条件

これまでの検討結果から暴露される大気条件が腐食に関係していることが明らかとなったので、大気条件の何が原因であるかを次に検討する。

建材用に多く用いられている6063をアルマイト膜厚が20と30μに処理され、欧州の5ヶ所で暴露された結果¹⁰⁾についてみてみる。暴露地区の特徴を次に示す。

(1) Ostend (Belgium)

マリーンドックを伴うOstend港につながる道筋で、都市の北方1~2km、北西は港(海)に面し、風に運ばれたミスト、隣接港、工業地区からの煤塵を伴う苛酷な環境。平均気温3~17°C, RH 81~92%, 降雨量45~80mm/M, 800mm/Y。

(2) Aubervilliers (France)

パリの北西郊外、工場ビルの屋上、暴露開始後に工業的活動は低下するも、SO₂汚染はなおひどい。平均気温3~18°C, RH 73~88%, 降雨量10~100mm/M, 500mm/Y。

(3) Duisburg (Germany)

DuisburgのKaiserhavenにおける大工業地帯にある化学工場のビル隣接地。南面に埠頭通路。苛酷な工業地区で激しい大気汚染と煤塵もひどい。煤塵堆積物の分析値は7~17%の硫酸塩、6~32%の鉄塩。平均気温0~18°C, RH 65~88%, 降雨量30~150mm/Y, 900mm/Y。

(4) Genoa (Italy)

Genoa港の工場ビル屋上、港を都市が囲んでいる。環境は工業~海浜地区・平均気温8~24°C, RH 50~64%, 降雨量30~180mm/Y, 1250mm/Y。

(5) London (UK)

表8 2mの距離から目視観察されたピット数¹⁰⁾

暴露地	暴露期間 (年)	膜厚 20μ						膜厚 30μ									
		40分煮沸封孔 範囲 平均		80分煮沸封孔 範囲 平均		Ni塩煮沸封孔 範囲 平均		蒸気封孔 範囲 平均		60分煮沸封孔 範囲 平均		120分煮沸封孔 範囲 平均		Ni塩煮沸封孔 範囲 平均		蒸気封孔 範囲 平均	
Ostend	7	1~20	8	1~3	2	1~3	2	1~30	8	0~1	0	0~1	0	0~1	0	0~1	0
Aubervilliers	7	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
Duisburg	5	1	1	1	1	1~2	1	1~2	2	0	0	0~1	0	0~3	2	0	0
Genoa	6	1~20	8	1~7	3	0~7	3	0~10	5	0~3	1	0~3	1	1~7	3	0~7	2
London	6	0~7	4	1~10	5	0~30	11	0~7	5	1~7	4	0~10	5	3~20	9	3~7	5

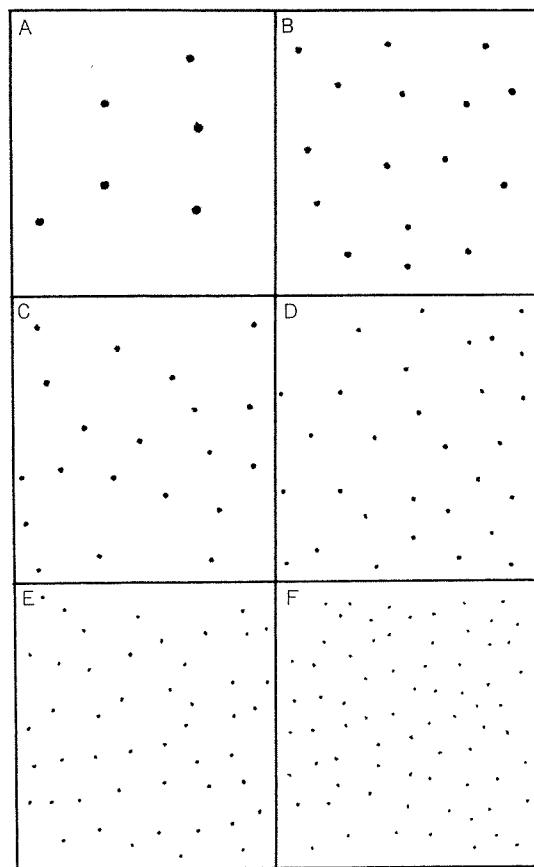


図1 ピッティング面積が試片全面の0.1~0.25%を占めた場合のピットレイティング³⁾

Eustonにある研究所の屋上、都市部で軽度の工業地区、環境はかなりひどく、研究所鋳造工場、隣接ビルの煙突からのSO₂(濃度0.1 ppm)がある。煤塵堆積は排煙規制から減少の傾向。平均気温4~21°C, RH 60~97%, 降雨量15~120mm/M, 800mm/Y。

暴露中の洗浄は、(i)行なわない、(ii)界面活性剤入りの水で毎年行う、(iii)同じ水で3ヶ月毎に行うの3種類で処理した。暴露期間は6年間である。試片作成に関するアルマイト条件は、15%H₂SO₄, Al³⁺ 10g/l, 1.5 A/dm²であった。暴露試片の評価は目視判定により、ピットの頻度、ピットの径、白化の程度について行なった。5~7年の暴露後、2mの距離から目視判定したピット数を表8に示す。また25cmからみたピットの頻度とその径を表9に示した。表9の評価基準は表10, 11に示した。白化に関する評価結果を表12に示した。

表9 25 cm の距離から目視観察されたピッティング頻度とピット径¹⁰⁾

洗浄	膜厚 (μ)	封孔法	試料作成国							
			U. K.		ITALY		SWITZERLAND		FRANCE	
3カ月毎	20	A	4	1/2	5	1/4	5	1/4	4	1/2
		B	4	1/4	3	1/4	4	1/2	4	1/4
		C	4	1/4	4	1/4	4	1/4	5	1/2
		D	4	1/4	4	1/4	4	1/2	3	1/4
	30	A	4	1/4	4	1/4	4	1/4	3	1/4
		B	4	1/4	3	1/4	4	1/4	4	1/4
		C	4	1/2	4	1/4	4	1/4	5	1/4
		D	4	1/4	4	1/4	3	1/4	4	1/4
1年毎	20	A	4	1/4	4	1/2	4	1/4	4	1/2
		B	4	1/4	3	1/4	4	1/2	3	1/2
		C	4	1/2	3	1/4	4	1/4	5	1/4
		D	4	1/4	4	1/2	3	1/4	3	1/4
	30	A	4	1/2	4	1/2	4	1/2	3	1/4
		B	4	1/2	3	1/4	4	1/4	3	1/4
		C	4	1/4	4	1/4	4	1/4	5	1/4
		D	4	1/4	3	1/4	4	1/4	3	1/4

備考 F ; ピッティング頻度 (表10による)

S ; ピット径 (表11による)

A ; 煮沸封孔 (2分/μ)

B ; 煮沸封孔 (4分/μ)

C ; Ni塩煮沸封孔

D ; 蒸気封孔

表10 ピッティング頻度¹⁰⁾

頻度数	ピット数 (1cm ² 当り)	径数	ピット径 (mm)
1	0.3	1/4	0.05
2	1	1/2	0.1
3	3	1	0.25
4	10	1 1/2	0.4
5	30	2	0.6

表11 ピット径¹⁰⁾

径数	ピット径 (mm)
1/4	0.05
1/2	0.1
1	0.25
1 1/2	0.4
2	0.6

本報の結果から、全般的には十分な装飾的外観を保っているが、苛酷な環境下では膜厚の増加の効果も少ない。ピット径は 0.05~0.10 mm の範囲のものが大半である。2 m の距離で目視でわかるものは径の大きいピットか、その周囲の腐食生成物による。封孔の差異は 20 μ 皮膜の場合に短時間処理のもの、Ni 塩添加浴でピット発生が多いことからみられる。この封孔の差は白化に対してより明瞭にあらわれていることが表12からわかる。

定期的洗浄の効果は装飾的外観の保持、ピット個所の汚染物や湿分保持物の除去によって腐食の拡大防止に有効であるが、ピット頻度は洗浄回数に関係ないといえる。

暴露地区の差は、先づ白化に関しては Ostend, London がひどく、Aubervilliers, Genoa, とつづき、Duisburg が軽度である。他方 ピッティングは Aubervilliers は良好、Duisburg はピットは少ないが大きく、Ostend, Genoa がやゝ多く London がもっとも多い。

表12 種々の暴露地に暴露されたアルマイト材の白化の評価¹⁰⁾

膜厚 μ	封孔	暴露地									
		Ostend		Auber-villiers		Duisburg		Genoa		London	
		3 M	1 Y	3 M	1 Y	3 M	1 Y	3 M	1 Y	3 M	1 Y
20	A	1~2	2	2	1~2	—	1	1~3	1~2	1~3	1~3
	B	1~2	2	2	1~2	—	1	1~2	1~2	1~2	0~2
	C	1~2	1~2	2	1~2	—	1~3	1~2	1~2	2~3	0~1
	D	1~2	2	2	1~2	—	1~2	1~2	1	1~3	0~3
30	A	1~2	1~2	1~2	1~2	—	1	1~3	1~2	1~2	1~3
	B	1~2	1~2	1~2	1~2	—	1	1~2	1~3	1~2	1~2
	C	1~2	1~2	1~2	1~2	—	1~2	1~2	1~2	1~2	1~2
	D	1~2	2~3	1~2	1~2	—	1~2	1~2	1~2	1~2	1~2

備考 1. 3 M; 3カ月毎に洗浄

1 Y; 1年毎に洗浄

2. A ; 煮沸封孔 (2分/μ)

B ; 煮沸封孔 (4分/μ)

C ; Ni 塩煮沸封孔

D ; 蒸気封孔

3. 白化の評価

0 ; 細かい不連続な白いスポット

1 ; 皮膜透明性が僅かに全体的に減少

2 ; 全体的に軽度の不透明

3 ; 白い(白亜状の)外観

これらの評価から、大気条件の単独因子と腐食の相関性検出は難かしいが、降雨量、RH、Cl⁻含有量、SO₂含有量、煤塵堆積量とその化学的性質が何んらかの役割を果して

いることは推測される。すなわち, Aubervillers と Duisburg では Cl^- が少なくピッティングが少ない。Duisburg では湿気が多く、より汚染されており、Sが多いことが腐食ピット拡大と関係している。 Cl^- , SO_2 , 汚染が共存する Genoa, Ostend, London では、特に London で S汚染が高いこととピッティングが激しいことが対応している。Duisburg と London では後者に Cl^- 汚染がやや高いこともピット頻度と関係しているだろう。以上から共通して好ましくない腐食因子は SO_2 であり、湿った雰囲気で、 Cl^- 、汚染堆積物が共存すると腐食が増大されるということができる。

大気条件とアルマイト皮膜厚さに関する他の報文¹¹⁾を更に検討する。AlMgSi 0.5(形材), AlMg 3(板材)を 5, 10, 20, 30 μ のアルマイト処理を行ない、蒸気封孔処理(2.5 分/ μ)をして、海浜気候(Sylt), 軽工業地区(Bonn)でそれぞれ 5 年, 7 年の暴露を行なったものである。暴露結果

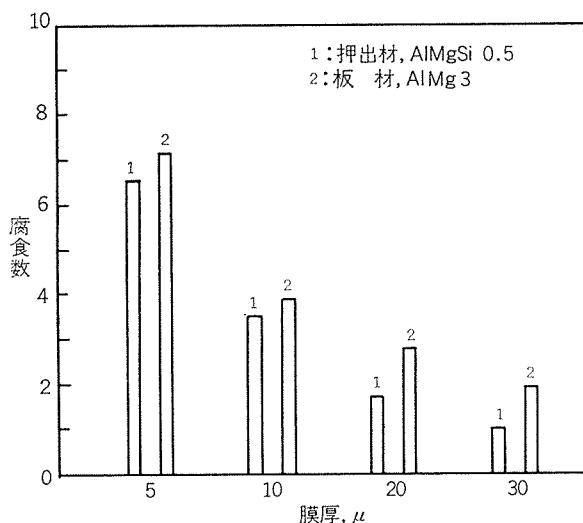


図 2 アルマイト材の海洋気候(Sylt), 5年暴露における膜厚と腐食数の関係¹¹⁾

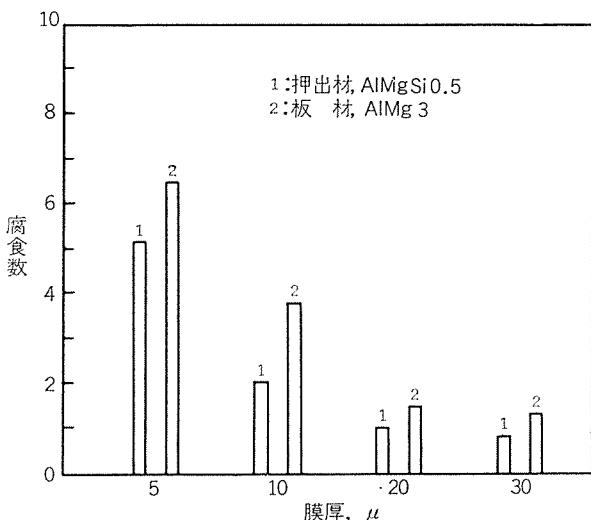


図 3 アルマイト材の弱工業地区(Bonn), 7年暴露における膜厚と腐食数の関係¹¹⁾

を図 2, 3 に示す。

図 2, 3 の外観評価に関しては腐食数で行なっている。この腐食数の計算は、基材に達しないピットを 0.6 点、基材に達するピットを 2 点、斑点ないしスポット状白化を 0.2 点、全面的白化を 0.4 点とし、試片の表裏両面についてその数を集計して求める。評価基準としては腐食数が 3.0 以下であれば十分満足できる状態であるとしている。

図 2, 3 から、封孔が十分になされている場合には膜厚が 20 μ 以上あれば、上記 2 地域での暴露で使用に耐えると判断される。材質の差も比較的小さいといえよう。

5.2 アルマイト皮膜性能と封孔性能の影響

前節での Sylt, Bonn での暴露に加えて苛酷な工業地区(Duisburg の Kaiser 港)での暴露を比較するに際し、電解条件(液温, 浴組成), 封孔条件の影響を加味している¹¹⁾。試料作成条件を表 13 に示す。

暴露後の外観評価は前述の腐食数で行ない、封孔処理の影響を図 4, 電解液温度の影響を図 5, 電解液組成の影響を図 6, 7 に示した。

図 4 から、弱工業地区、海浜気候の間には殆んど腐食数に関して差がないが、苛酷な工業地区では腐食はひどくなるといえる。注目すべきことは、4 年間の暴露後では初期の封孔法の差は殆んどあらわれていないことである。

硫酸アルマイトの液温を 25°C にした場合を図 5 から評価すると、図 4 と比較して高温アルマイトの影響は苛酷な工業地区ではっきりと耐食性の低下を示しており、封孔条件によっても改善されることはない。更に云えば、封孔に市水を用いた場合(20°C ドイツ硬度)には腐食数は非常に高くなり、脱イオン水を用いても処理温度が低ければ防食性向上にはならないといえる。100°C の蒸気も同様に向上につながらないことも注目すべきである。

25°C の高温アルマイトでも、浴にショウ酸を添加すれば、図 6 からわかる様に、高温アルマイトの耐食性の低下は一

表 13 試料作成条件と試料記号¹¹⁾

1. アルマイト				
処理法	G S	G S	GSX	Veroxal
浴温度, °C	20	25	25	25
電流密度, A/dm ²	1.5	1.5	1.5	2
皮膜厚さ, μ	20	20	20	20
2. 封孔				
a) 蒸気, 100°C, 50分	D	D	D	D
b) 市水, 100°C, 50分	W ₁	W ₁	W ₁	W ₁
c) 市水 + 15g/l NiSO ₄ , 100°C, 50分	W ₂	W ₂	W ₂	W ₂
d) 脱イオン水, 80°C, 20分	W ₃	W ₃	W ₃	W ₃
e) 脱イオン水, 80°C, 50分	W ₄	W ₄	W ₄	W ₄
f) 脱イオン水, 100°C, 20分	W ₅	W ₅	W ₅	W ₅
g) 脱イオン水, 100°C, 50分	W ₆	W ₆	W ₆	W ₆

備考 1. 市水; 20°C ドイツ硬度

2. GS; 直流硫酸アルマイト法

GSX; 直流硫酸ショウ酸アルマイト法

Veroxal; 自然発色法

部改善されることがわかる。しかし封孔条件において市水にNi塩の添加、あるいは脱イオン水の80°C処理ではなお、耐食性向上に効果的ではない。

図7から自然発色法(Veroxal法)のアルマイド皮膜は封孔処理の差異を殆んど示していない。特に海浜気候、弱工業地区での暴露では封孔法の如何にかかわらず健全であるといえる。苛酷な工業地区でも図4と比べて明らかに耐食性は向上している。アルマイド条件での液温25°Cであることを考えると自然発色法の皮膜の耐食性が良好であることがわかる。

以上の結果から、アルマイド皮膜の耐食性はアルマイド処理時の電解条件、特に液温と浴組成による影響が大きいことが明らかである。封孔条件は通常の20°C電解の場合には数年間の暴露でその差は極めて少なくなるといえる。

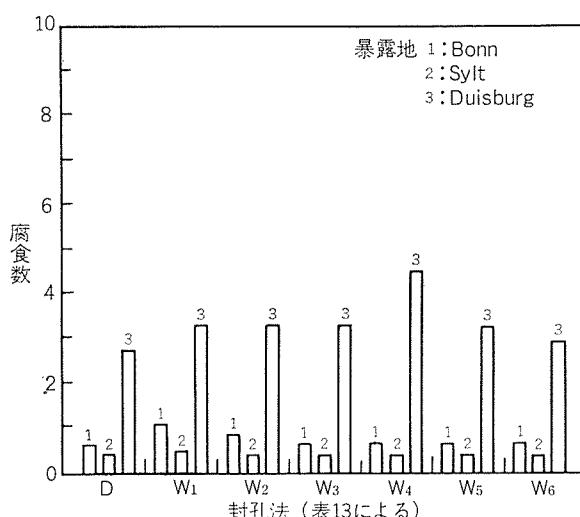


図4 Al-Mg 1にGS法, 20°Cで20μの皮膜を生成させて3地区に4年間暴露した場合の封孔法と腐食数の関係¹¹⁾

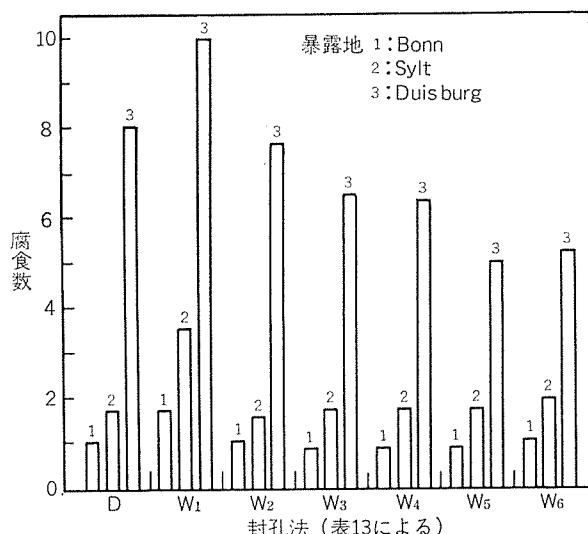


図5 AlMg 1にGS法, 25°Cで20μの皮膜を生成させて3地区に4年間暴露した場合の封孔法と腐食の関係¹¹⁾

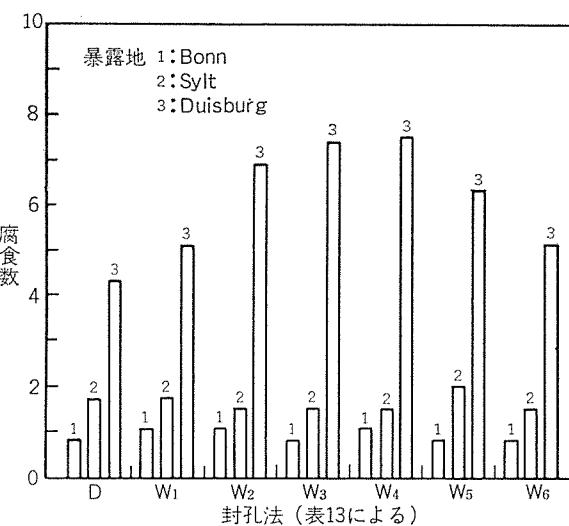


図6 AlMg 1にGSX法, 25°Cで20μの皮膜を生成させて3地区に4年間暴露した場合の封孔法と腐食の関係¹¹⁾

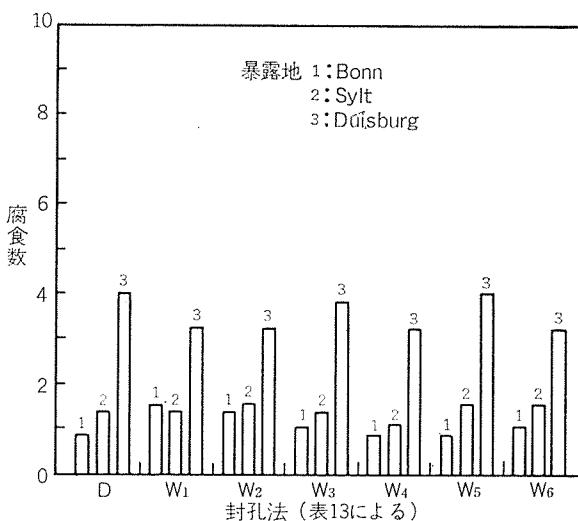


図7 AlMg 1にVeroxal法, 25°Cで20μの皮膜を生成させて3地区に4年間暴露した場合の封孔法と腐食数の関係¹¹⁾

5.3 2次電解着色皮膜の耐食性

2次電解着色皮膜の大気暴露による腐食性を報告した文献は極めて少ないが、Patrie¹²⁾の報文はその成果において興味深いものがある。

同報文は、合金6060, 1050に16~18μの硫酸アマルイトを行ない、つづいてCu塩、Ni塩の各浴で2次電解着色処理(A.C.法)で着色し、種々の条件で封孔処理をして、これを工業地区(Aubervilliers)と海浜地区(Ostend)に38カ月間暴露試験を行ない耐食性の評価を行なったものである。

暴露後の評価は、暴露中に洗浄を行なわないものは表面に汚れの堆積物があり、装飾的外観を損ない、魅力的でなくなる。これに対し、定期的洗浄を行なうと十分に封孔したものについては汚れの痕跡がなくなるが、未封孔であるとその洗浄効果はみられない。

電解着色に適用された金属種別で評価すると、Cu塩で着色したものは工業地区での暴露、あるいは未封孔の場合に耐食性が劣る。特にCuが多く析出させられた黒色のものは封孔が妨げられ耐食性が低い。他方、Ni塩で着色したものは、たとえ封孔が不完全であっても耐食性は良好で、Niが孔に存在していることが腐食抑制に寄与しており、同時に比較した硫酸アルマイト（シルバー）より耐食性が良好であることを示している。

しかし、2次電解着色皮膜については次のような問題提起がなされており¹³⁾、注意すべきである。すなわち、2次電解着色皮膜を電気化学的に考えると、交流電解の矛盾、アルミニウムより貴なる金属が薄いバリアー層をへだてて存在するという事実、接触電流か漏洩電流により金属がぬけ出し脱色しうるというと、普及している全んどのものが硫酸皮膜を基質としていることなどから、着色皮膜単独ではあやまった使用になりやすいこと、また現実の管理の不適当が考えられる限り、複合皮膜化が防食上重要視されるべきである。

6. 討議と総括

アルマイト皮膜の大気暴露において腐食を生ぜしめるに、本質的に有害な汚染物はSO₂であり、湿った環境、Cl⁻の共存、汚染堆積物の付着は明らかに腐食を増大させることができわかる。これはSO₂を含む恒温恒湿試験において、重油の燃焼残渣に代表される煤塵をアルマイト皮膜上に付着させて皮膜の腐食を促進させた¹⁴⁾こととも一致している。煤塵、埃が、石油中に含まれていた有機バナジンの酸化物であるV₂O₅を有し、その触媒作用でSO₂が酸化されて無水硫酸となり、水に溶解して硫酸となり皮膜を溶解させるからである。腐食が激しいDuisburgで汚染堆積物が7~17%の硫酸塩を有していたことは以上のことと同じ現象が現実におこっていると解釈すべきである。

アルマイト皮膜の耐食性がこのような化学的溶解作用を受けるとすると、皮膜の均一性、皮膜の構造や組成によって大きく影響されることはより明確となる。合金添加成分がアルマイト中にマトリックスより早く酸化され溶解される第2相や酸化されない第2相を形成し、皮膜の耐食性を劣化させることもまた報告¹⁵⁾されている。この場合、第2相粒子の量や分布状態によってその程度は異なるが、粒子径が膜厚に比して十分に小さければ皮膜耐食性の低下はより少なくなるから、インゴットの段階における鋳造凝固法が重要な要因となってくる。膜厚が十分に厚ければこの第2相粒子の影響も軽減されるからやはり皮膜厚さの絶対値の大きいことは重要である。しかし40μ程度になるとアルマイト後の封孔時にひび割れを生じ、その皮膜割れの個所にピッティングが生じやすいうことから、単に皮膜厚さだけで防食を考えることには難点がある³⁾。

従って、皮膜生成法（アルマイト条件）、その後の封孔

法、更にはメインテナンス法がその役割を十分に果すことによって総合性能の向上を期待すべきである。ここでは複合皮膜化（アルマイト+塗装）は取り扱かわないが、前述の化学溶解性を考えると塗膜による防食性向上は十分に期待出来ることである。

最後に、まとめにかえて膜厚選択に関する各国の規格¹⁶⁾を表14にまとめ、またCIDA/EWAAの膜厚選択に関する推奨事項¹⁷⁾を要約して、次に示しておく。

CIDA/EWAAの膜厚選択に関する推奨事項。

- (1) 緒言；使用される地区の大気条件を考慮すること。
- (2) 腐食因子；次の3つを考慮すること。
 - (i) 濡分；濡分が表面に作用する期間。
 - (ii) 大気汚染；工業地区のSO₂、煤塵、埃。
 - (iii) 塩化物量；海浜地区、工場排ガス。
- (3) 膜厚選択基準をあてはめること。
 - (i) 3つの腐食因子のうち2つが苛酷な場合
25μ以上を選ぶこと、工業地区、一部北方地方
 - (ii) 3つの腐食因子のうち2つが中程度の場合
15μ以上を選ぶこと、中央・南部ヨーロッパ
 - (iii) 3つの腐食因子のうち2つが軽度の場合
5μ以上を選ぶこと、室内用

- (4) 地域指定；地域的経験や規格を参考にすること。
- (5) 洗浄；しばしば雨で洗われたり、定期的なクリーニングで汚れの蓄積がなければより低い膜厚が選ばれる。

1974のEURAS-EWAAの推奨事項では次のようになっている。

表14 膜厚に関する各国の規格（1964）¹⁶⁾

国名	規格	膜厚指定条件
Belgium	A.B.E. Draft Standard	15μ 田園地方 20μ 海浜または都市 25μ 海浜／都市地区
France	Draft Standard 1964	合金組成による
Germany	D.I.N. 17611, 1963	8μ 屋内 12μ ショーウィンドウ
Italy	U.N.I. 4522, 1961	4μ min. } 内装用と光輝用 7μ min. } 12μ min. 普通の外装用 20μ min. 苛酷な外装用
Switzerland	Draft standard V.S.M. 37271	5μ 内装用 10μ 田園地区 20μ 保守を行なう工業地区 25μ 保守をしない工業地区
United Kingdom	BS1615 Draft Architectural Standard. 1964	1μ 塗装下地 3μ 特定の反射体 5μ } 10μ } 内装用 15μ } 25μ 外装用最低
U.S.A.	A.S.T.M. & A.A.	0.1mil(2.5μ) } 内装用 >0.4mil (10μ) } 0.4mil (10μ) 保守される外装 0.7mil(18μ) 保守されない外装

- (1) 室内用；最小5または 10μ 以上
 (2) 屋外用；最小15, 20, または 25μ 以上
 膜厚選択は各國の規格とユーザーによって定めるべきであり、この時環境条件が考慮されるべきである。

文 献

- 1) 軽金属学会研究委員会表面処理分科会；第12回シンポジウム予稿集，(1978).
- 2) 鈴木敏夫；ibid., 20~31.
- 3) P.G. Sheasby；Proc. Symp. Anodizing Aluminium, Univ. Aston, Birmingham, (1967), 133.
- 4) J.A. Whittaker and J.M. Kape；Trans. Inst. Metal Finishing, 38 (1961), 66.
- 5) J.M. Kape and J.A. Whittaker；ibid., 43 (1965), 106.
- 6) E.A.G. Liddiard, G. Sanderson and J.E. Penn；ibid., 49 (1971), 200.
- 7) V.E. Carter and J. Edwards；ibid., 43 (1965), 97.
- 8) V.E. Carter；ibid., 45 (1967), 64.
- 9) V.E. Carter；J. Inst. Metals, 100 (1972), 208.
- 10) V.E. Carter；Br. Corros. J. (Quarterly) No. 1. (1974), 10.
- 11) W. Sautter and F.E. Faller；Werks. u Korro., 23 (1972), 636.
- 12) J. Patrie；Trans. Inst. Metal Finishing, 53 (1975), 28.
- 13) 田島栄；軽金属学会第12回シンポジウム予稿集，(1978), 1.
- 14) K. Brockmann and A. Shimmer；Aluminium 43 (1967), 43.
- 15) J. Cote, E.E. Howlett, M.J. Wheeler and H.J. Lamb；Plating, 56 (1969), 386., 57 (1970), 484.
- 16) P.W.R. Smith and J.C. Bailey；Trans. Inst. Metal Finishing, 41 (1964), 91.
- 17) CIDA-EWAA；Aluminium, 42 (1966), 165.

R219
Reprinted from

SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 19 No. 3, No. 4 July 1978

5083合金溶接部の機械的性質と合金成分との関係

杉 山 穎 彦

住友軽金属工業株式会社

5083合金溶接部の機械的性質と合金成分との関係*

杉 山 穎 彦**

Relation between Mechanical Properties and Chemical Compositions of 5083 Alloy Welds

by Yoshihiko Sugiyama

1. はじめに

Mg量3~5%のAl-Mg合金が溶接構造物に使用されるようになったのは、不活性ガスアーク溶接法の普及に伴ってほぼ1950年頃である。その後各国で溶接構造用材料として研究が進められ、今日の5083に代表される合金に至っている(5083合金は1954年に米国Aluminum Associationに登録されている)。ちなみに、5083合金はJIS H 4000では主要元素としてMg(4.0~4.9%)の他に、Mn(0.40~1.0%)及びCr(0.05~0.25%)を含み、それぞれCu(0.10%以下)、Si(0.40%以下)、Fe(0.40%以下)、Zn(0.25%以下)及びTi(0.15%以下)とともに、その他の元素の合計が0.15%以下に規定されている。

この合金が代表的な溶接構造用合金とされているのは、いうまでもなく溶接性、耐食性及び加工性にすぐれ、軟質材の強さが比較的大きいことにある。構造用合金としてはさらに強さの向上が望まれ、Al-Mg系においては耐応力腐食割れ性を損わないように微量元素を添加し、Mg量を増やした合金なども検討されているが、実績のある5083合金を母材とし、5356、5183あるいは5556溶加材とともに、それぞれ合金の規定成分範囲内で強さの向上、溶接割れ感受性改善などを目的に、合金元素の影響について検討されているのが現状といえよう。

ここでは、まず母材の機械的性質に及ぼす合金成分の影響に触れ、ついで主として溶接継手の引張強さを中心にその他機械的性質及び溶接欠陥に及ぼす5083合金の化学成分の影響について述べる。

2. 母材の機械的性質に及ぼす合金成分の影響

2.1 Mgの影響

周知のように、非熱処理アルミニウム合金溶接継手の引張強さは溶加材の選定が適当で、溶接部が健全であれば、母材の質別にほとんど関係なく、母材の軟質材のそれとはほぼ同程度になる。したがって、多くの規格類では設計の基

準に母材の軟質材の強さが採用されている。

そこで、米国Aluminum Associationに定められている代表的なAl-Mg合金¹⁾、すなわち5005から5456に至る12種類の合金及び工業用純アルミニウム1100のそれぞれ軟質材の主要化学成分と機械的性質をまとめると表1のようになる。さらにこれよりMn、Cr、その他の微量添加元素及び不純物などを無視して、引張強さ(代表値と最小値)とMg量との関係を図示すると図1のようになる。すなわち、Mg量と引張強さはほぼ直線関係にあるとみることができる。これより一つの目安として引張強さとMg量との関係式を最小自乗法により求めると、それぞれ最小及び代表的な引張強さは次のようになる。

$$\text{最小引張強さ } (\text{kg/mm}^2) = 4.5 \text{Mg} + 7.1$$

$$\text{代表的引張強さ } (\text{kg/mm}^2) = 4.4 \text{Mg} + 9.5$$

(ただし、Mgは%)

なお、5083及び5456-0合金の最小規格値は板厚により異なるので、ここではそれぞれ板厚0.051~1.500インチの規格値を用いた。参考までに鋳造材ではMg1%の増加により引張強さは2~3 kg/mm²ほど向上する。

耐力は引張強さとほぼ同じ傾向を示し、低Mg側の合金で引張強さの33~38%，高Mg側の合金で約50%程度であ

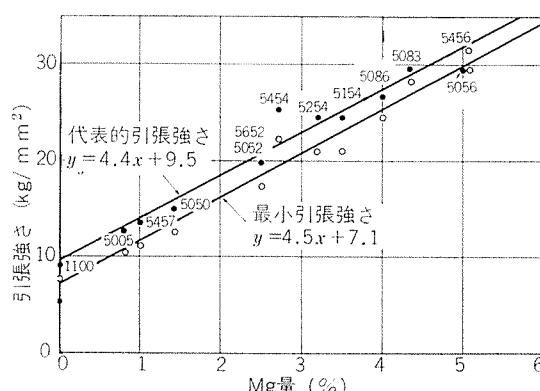


図1 Al-Mg系合金軟質材の引張強さとMg量の関係

*『日本金属溶接』16-2(1978), 12

**技術研究所

表1 代表的な Al-Mg 合金軟質材の主要化学成分と機械的性質¹⁾

合 金 及 び 質 別	化学成分 (%)			代表的引張性質			最小引張性質			ブリネル硬さ, 500kg, 10mm	せん断 強さ (kg/mm ²)	疲れ限 度 ³⁾ (kg/mm ²)
	Mg	Mn	Cr	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び ¹⁾ (%)	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び ²⁾ (%)			
1100-0	—	—	—	9.1	3.5	35	7.7	2.5	28	23	6.3	3.5
5005-0	0.8	—	—	12.7	4.2	25	10.5	3.5	22	28	7.7	—
5050-0	1.4	—	—	14.8	5.6	24	12.7	4.2	20	36	10.5	8.4
5052-0	2.5	—	0.25	19.7	9.1	25	17.6	6.7	18	47	12.7	11.2
5056-0	5	0.12	0.12	29.5	15.5	35*	32.3(棒) 28.1(0.051~ 1.500in)	—	—	65	18.3	14.1
5083-0	4.4	0.7	0.15	29.5	14.8	22*	27.4(1.501~ 3.000in)	12.0	16	—	17.6	—
							25.3(7.001~ 8.000in)	9.8	12			
5086-0	4	0.4	0.15	26.7	12.0	22	24.6	9.8	16	—	16.2	—
5154-0	3.5	—	0.25	24.6	12.0	27	21.1	7.7	18	58	15.5	12.0
5254-0	3.2	—	0.25	24.6	12.0	27	21.1	7.7	18	58	15.5	12.0
5454-0	2.7	0.8	0.12	25.3	12.0	22	21.8	8.4	18	26	16.2	—
							29.5(0.051~ 1.500in)	13.4	16	—	—	—
5456-0	5.1	0.8	0.12	31.6	16.2	24*	28.8(1.501~ 3.000in)	12.7	16	—	—	—
							26.7(7.001~ 8.000in)	10.5	12			
5457-0	1	0.3	—	13.4	4.9	22	11.2	—	20	32	8.4	—
5652-0	2.5	—	0.25	19.7	9.1	25	17.6	6.7	18	47	12.7	11.2

1) 板厚 1.6 mm, 標点距離 2 in, *印は直径 1 in の丸棒試験片。

2) 標点距離 2 in あるいは直径の 4 倍。

3) 平面曲げ, 両振 5×10^3 サイクル。

る。せん断強さ及び疲れ限度（平面曲げ, 両振, 5×10^3 サイクル）はそれぞれ引張強さの 60~70% 及び 47~57% 程度である。伸びは Mg 量の増加とともにやや低下するが、その程度は大きくなく、たとえば 5005 合金で 25, 5086 合金で 22% である。硬さは Mg 量とともに増加し、ブリネル硬さ (500kg, 10mm) で 5005 合金の 28 から 5056 合金の 65 程度である。

引張強さは温度の低下とともに高くなり、低温においても常温におけると同様に Mg 量の多いほど引張強さや耐力が大きい。Al-Mg 系を含む各種アルミニウム合金の引張強さと温度との関係を図 2²⁾ に示す。疲れ強さもまた同様の傾向を示す。

2.2 Mn の影響

Mn も Mg とともに強さの向上に寄与する。しかし、その程度は Mg ほど著しくなく、約 0.8% の Mg が 1.25% の Mn に相当する。この傾向は 5005 合金及び 3003 合金のそれぞれ軟質材の強さの比較でみることができる。また、Al-Mg 合金に Mn を添加すると強さが増すことは前掲の図 1 によってもみることができる。なお、Mn 量の増加とともに伸びは低下する。

2.3 その他の元素の影響

Al-Mg 系合金の機械的性質に及ぼす添加元素の影響については多くの報告があるが、一例として Al-3~5% Mg 合金薄板に関する研究結果^{3~5)}を次に示す。

(1) Fe (0.8%まで) は幾らか引張強さ及び耐力を上げ、

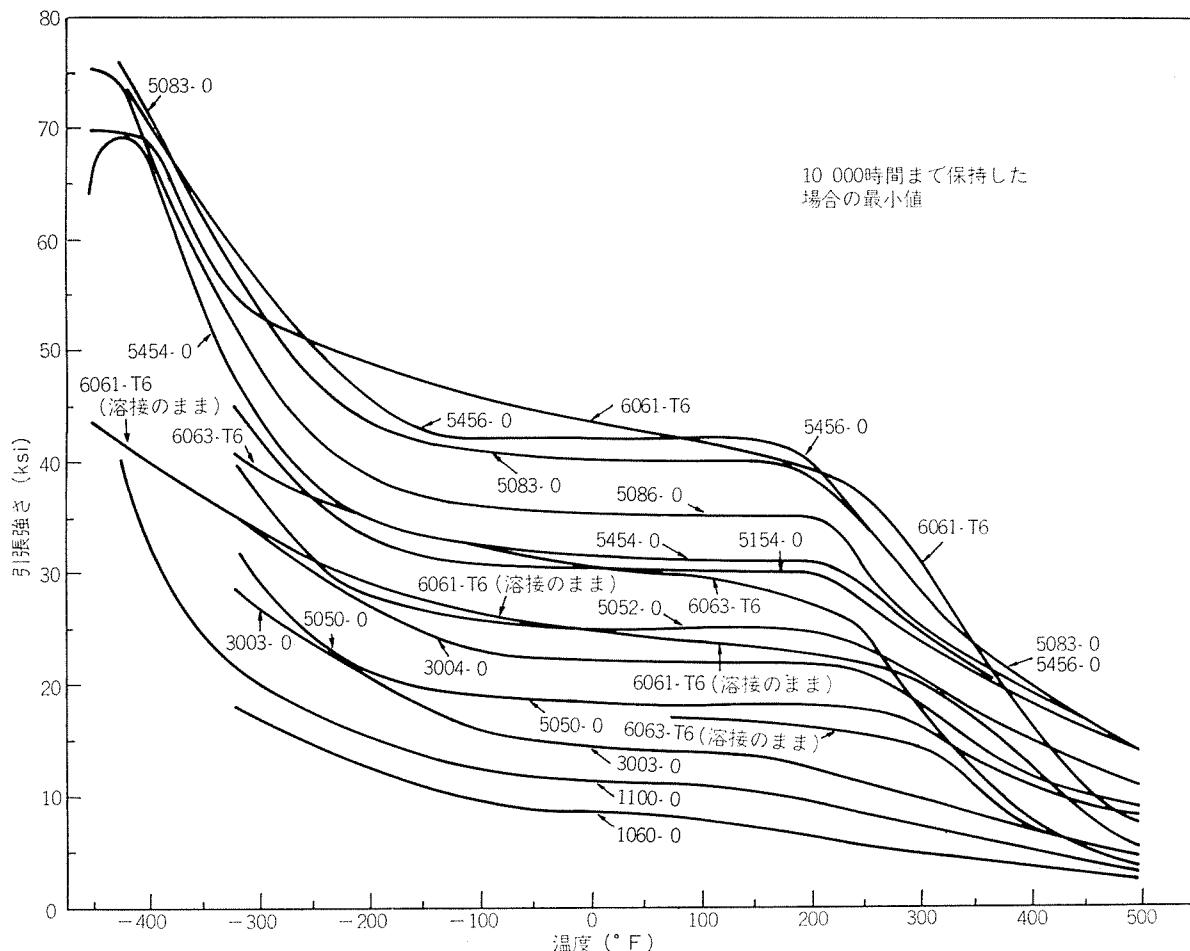
伸びを下げる。

- (2) Si (0.9%まで) は強さの増加に寄与しない。
- (3) Cu (0.2%まで) は幾らか強さを上げ、伸びを低下させる。
- (4) Ti (0.2%まで) は強さを上げる。
- (5) Zn (3%まで) は 1%までは強さに影響しないが、1%を越えると強さが増し、伸びが下る。
- (6) Ag を微量添加すると、熱処理により硬化する⁴⁾。
- (7) Zr の添加は引張強さを向上する⁵⁾。

3. 溶接部の強さに及ぼす化学成分の影響

5083 合金溶接継手の強さに対しては、これが非熱処理合金であることから、一般に諸規格（たとえば、ASME, LWS P 7701など）においては、軟質母材の引張強さの最小規格値 (JIS H 4000 では板厚 0.5~80mm で 28kg/mm², 80~100mm で 27kg/mm²) 以上が要求されている。しかし、実際には、構造物そのものの形状、板厚あるいは継手形状などにより溶接法や施工法が制約を受け、その結果として継手の強さが規格値を満足しない場合も生じている。

一例として、大入熱による厚板の溶接、多層溶接、凝固速度を遅らせるような裏当てを用いた片面溶接、比較的薄板の両面溶接、下向以外の姿勢による溶接などがあげられ、その原因には溶接金属の化学成分や凝固組織の他、気泡、割れ、融合不良などの溶接欠陥の存在が考えられる。

図2 種々のアルミニウム合金の引張強さと温度との関係²⁾

3.1 引張強さ

合金成分が被覆剤からも供給される軟鋼の被覆アーク溶接棒などでは、溶着金属の化学成分や機械的性質が規格に要求されている。アルミニウムの不活性ガスアーク溶接については、溶接金属に対する規格はないが、母材と同系統の溶加材による溶接部では、余盛を削除した継手の引張試験において、一般に溶接金属で破断するので、継手の強さを評価する場合に、溶接金属の強さを考慮する必要がある。

軽金属溶接構造協会施工法委員会では、Ti-B処理した標準組成の5083-0合金(4.5%Mg, 0.73%Mn, 0.15%Cr)溶接部の機械的性質に及ぼす化学成分の影響をそれぞれ通常ミグ⁶⁾及び大電流ミグ溶接⁷⁾について調べている。前者では、V形開先で直徑1.6mmの電極ワイヤにより、それぞれ11 800J/cm(14層)及び20 760J/cm(8層)で突合せ溶接し、後者ではV溝付きのビードオンプレート溶接を直徑4mmの電極ワイヤにより、それぞれ35 000~38 000J/cm及び72 000~80 000J/cmで行い、溶接金属及び継手の引張試験結果から、引張強さが28kg/mm²以上の溶接金属を得るための電極ワイヤの化学成分を求めている。次に結果の一部を示す。

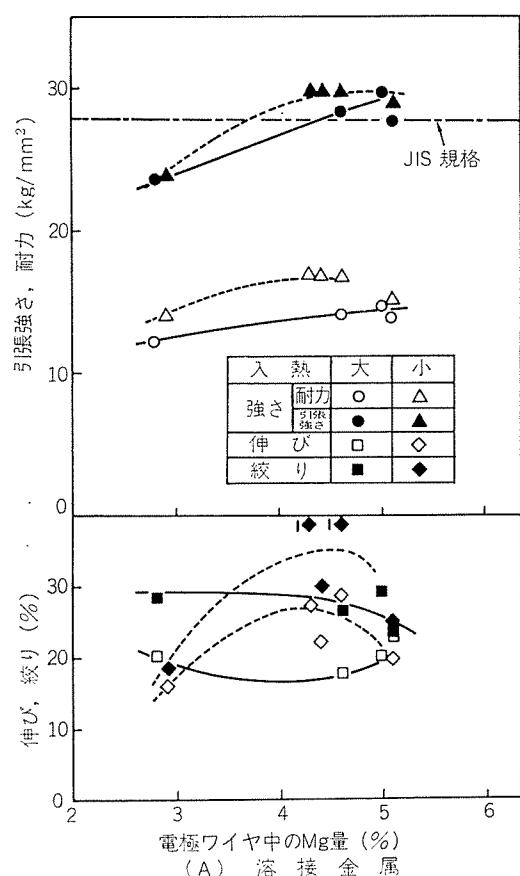
まず、図3及び4は通常ミグによる溶接金属及び継手の引張性質に及ぼす電極ワイヤ中のそれぞれMg及びMnの影響を示したものである。また、図5及び6は同様に大電流ミグのそれぞれ入熱35 000及び75 000J/cmによる溶接金属及び継手の引張性質に及ぼす電極ワイヤ中のMg、Mn及びCr量の影響を示す。これらの図よりMg、Mn及びCrとくにMgが引張強さの向上に寄与していることがわかる。これらの結果より電極ワイヤの合金成分として、通常ミグではMg>4.4%, Mn>0.7%, Cr>0.07%, 大電流ミグではMg≥4.8%, Mn≥0.75%, Cr≥0.1%が望ましいとしている。そして大電流ミグ溶接では、比較的小入熱域による溶接部の引張強さ及び耐力が電極ワイヤの合金成分(%)との関係で次式で与えられている。

$$\text{引張強さ (kg/mm}^2\text{)} = 1.53\text{Mg} + 1.96\text{Mn} + 2.99\text{Cr} + 18.86$$

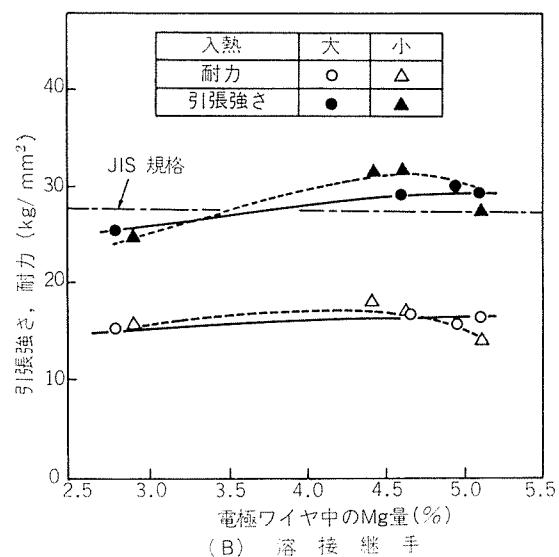
$$\text{耐力 (kg/mm}^2\text{)} = 1.04\text{Mg} + 1.76\text{Mn} + 2.81\text{Cr} + 6.61$$

(ただし、適用母材は一般の5083合金(4.5~4.6%Mg, 0.6~0.75%Mn, 0.1~0.15%Cr))

その他の元素として、Fe及びSiは幾らか強さを増し、Ti-Bは通常ミグ溶接の結果では、強さに影響しない。—

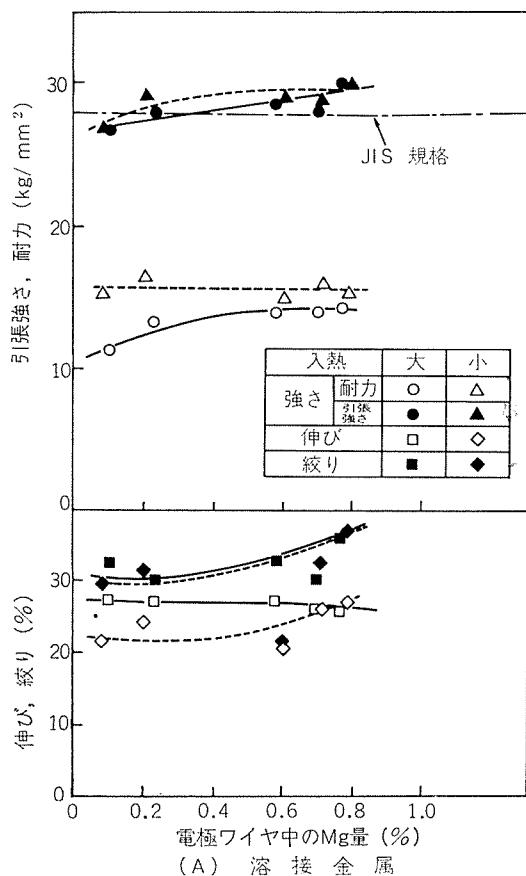


(A) 溶接金属

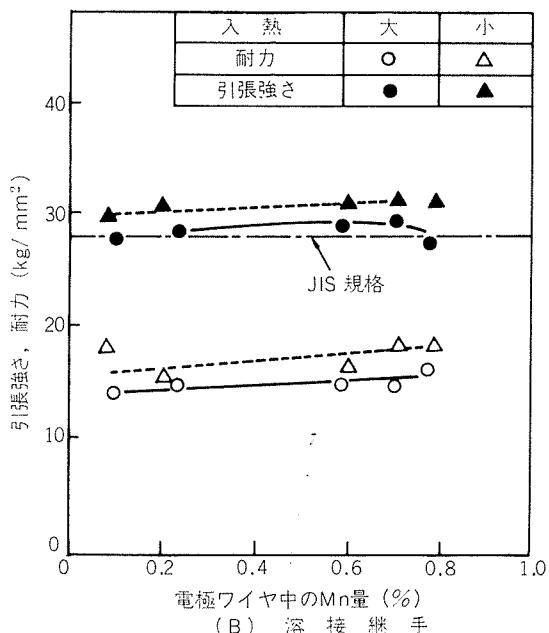


(B) 溶接継手

図 3 溶接金属および継手の引張性質に及ぼす電極ワイヤ中のMg量の影響⁶⁾
(通常ミグ溶接, 0.6% < Mn < 0.8% の場合)



(A) 溶接金属



(B) 溶接継手

図 4 溶接金属及び継手の引張性質に及ぼす電極ワイヤ中のMn量の影響⁶⁾
(通常ミグ溶接, 4.3% < Mg < 4.9% の場合)

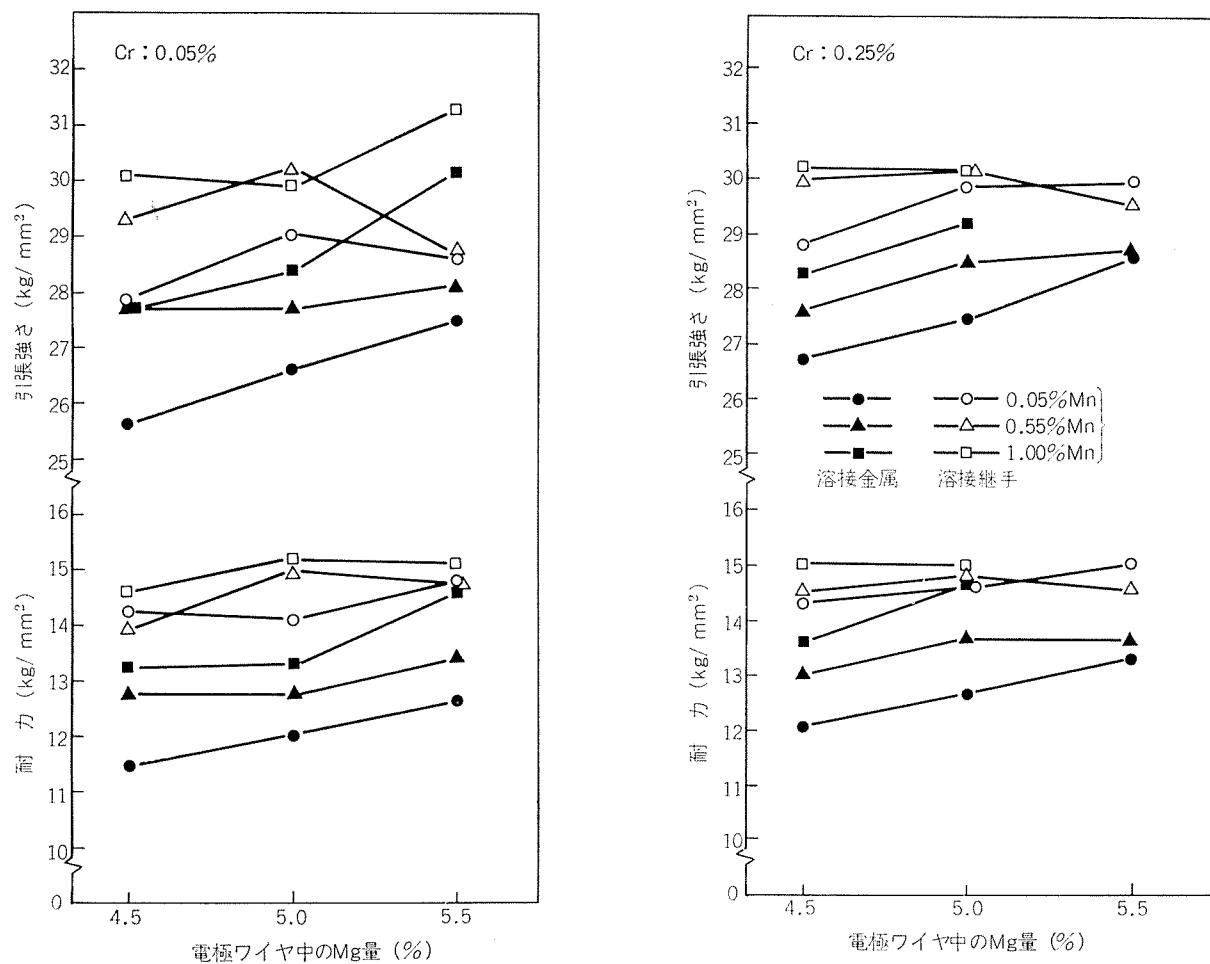


図 5 溶接金属及び継手の引張強さ及び耐力に及ぼす電極ワイヤ中の合金成分の影響⁷⁾ (大電流ミグ溶接, 入熱 35 000J/cm)

例として, Fe 及び Si の引張性質に及ぼす影響を, 通常ミグ溶接金属について図 7 に示す。

両実験を通じて、通常及び大電流ミグ溶接で、程度の差はあるが、引張強さ及び耐力は溶接金属より継手のはうが、また大入熱より小入熱の溶接部のはうがそれなり大きい。したがって、継手の最小引張強さに関しては、大入熱の溶接金属の化学成分とその引張強さが一つの目安になろう。

一方、英國でも、NS 8 合金 (4.0~4.9%Mg, 0.5~1.0%Mn) 溶接部に対して、ASME で要求される最小引張強さを得るための研究が行なわれている。そして母材と溶加材の化学成分、とくに Mg と Mn 量が重要な因子であるとして、次の結論が得られている。⁸⁾

- (1) NS 8 合金の Mg 量は 4.5~4.9% が必要である。
- (2) NS 8 合金は NG 61 溶加材 (5.0~5.5%Mg, 0.6~1.0%Mn, 0.05~0.2%Ti) で溶接されるべきである。
- (3) NS 8 合金の溶接には、4.7~5.5%Mg 及び 0.10~1.0Mn を含む NG 6 溶加材 (規格では 4.5~5.5%Mg, Mn<0.5%) を使用すべきである。

そして、継手の引張強さを予測する 3 つの式を示しているが、その 1 つをあげると次のとおりである (図 8)。

$$\begin{aligned} \text{引張強さ (kg/mm}^2) = & 7.97 + 3.10\text{Mg(p)} + 2.20\text{Mn} \\ & (\text{p}) + 0.99\text{Mg(f)} + 1.12\text{Mn(f)} \end{aligned}$$

ただし、本実験は 7 900~21 400 J/cm の範囲で行なわれ、ミグ及びティグのいずれの溶接においても、引張強さと入熱には有意性がないとしている。

一方、大電流ミグ溶接では、入熱を考慮された次式も示されている⁹⁾。

$$\begin{aligned} \text{引張強さ (kg/mm}^2) = & 21.1 + 1.38\text{Mg(p)} \\ & + 0.69\text{Mg(f)} - 0.106Q \end{aligned}$$

(ただし、4.0~5.5%Mg, 0.6~0.7%Mn の範囲)

ここで、Mg(p), Mn(p) : 母材中の Mg, Mn 量 (%),

Mg(f), Mn(f) : 溶加材中の Mg, Mn 量 (%)

Q : 単位板厚当りの入熱 (kJ/cm/cm)

5083-0 合金の Mg 及び Mn 量と継手の引張強さについては、板厚 6 mm の I 形開先によるミグ 1 層溶接部で、溶接金属の Mg 量 4.38~4.65%, Mn 量 0.48~0.68% において、表 2 に示すように、引張強さ 30.1~30.9 kg/mm² (余盛削除)¹⁰⁾ が得られており、また同じく板厚 6mm の V 形開先によるミグ 1 層溶接部において、継手の引張強さ 28 kg/mm² 以上を得るには、溶接金属の Mg 及び Mn 量はそれぞれ 4.5

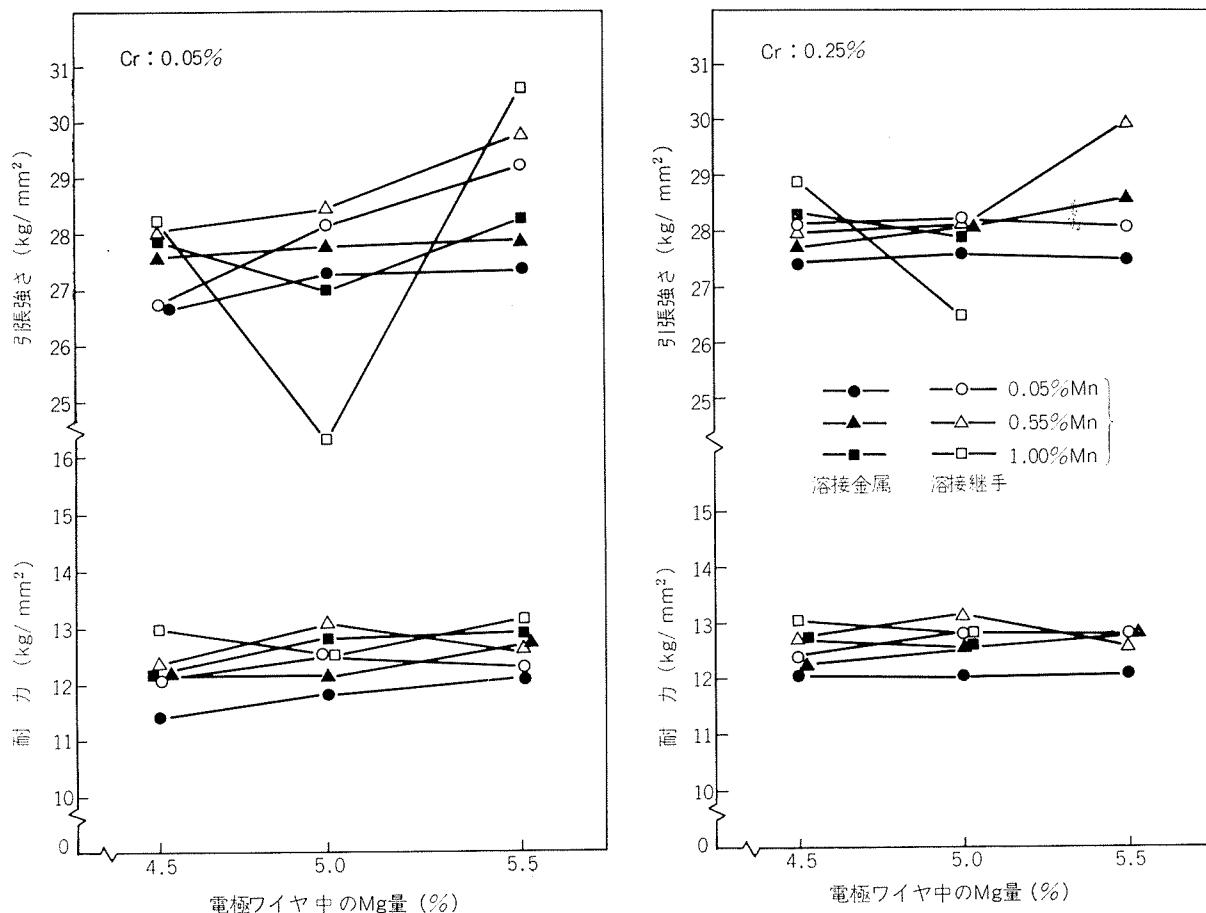


図 6 溶接金属及び継手の引張強さ及び耐力に及ぼす電極ワイヤ中の合金成分の影響¹⁾ (大電流ミグ溶接, 入熱 75 000 J/cm)

%及び 0.65%以上, Mg 量だけでは 4.6%以上が望ましいことが示されている¹¹⁾(図 9)。一方, ティグ溶接では, 同じく板厚 6 mm の V 形開先で, 溶加材の Mg 量を 4.6~10.2 %に変えた実験によると, 溶接金属の Mg 量がそれぞれ 5.5 %で引張強さ 29.5 kg/mm² (溶接金属破断), 7.8 及び 9.6 %で引張強さ 30.5~31.3 kg/mm² (母材破断) が得られている¹²⁾。いうまでもなく, 溶接金属の強さは同一化学成分でも溶接金属の凝固速度によって異なり, 速度の速いほど強さが大きい。たとえば筆者の実験によれば, 5083合金の電子ビーム溶接継手では, 溶加材を用いない場合, 溶接金属層の Mg 量が母材より少なくても, 一般の不活性ガスアーク溶接継手より高い強さが得られている。

その他の添加元素の影響については, Al-4.8% Mg-0.15% Cr 合金に 0.6% Mn, さらに Ti, Zr, Ti-Zr, Zr-Ag, Ti-Zr-B, Ti-Zr-B-Ag を添加した鉄物, ティグ全溶着金属及び継手においては, Mn 及び微細化元素の添加によってともに強さの向上がみられる。たとえば, 全溶着金属の強さは Mn なしで 26.2 kg/mm², Mn 添加で 29.4 kg/mm², さらに微細化元素の添加で 31.1~32.5 kg/mm² である¹³⁾。なお, Ag を添加した場合には, 溶接後の熱処理で強さの向上がみられる。また, Ti-B の添加も強さの向上に有効である¹⁴⁾。しかし, これらの微細化元素の強さ向上への寄与は上記の

Mg や Mn に比べて小さい。

3.2 溶接部の延性

溶接継手の伸びは, 一般に Mg 及び Mn の増加とともに減少する (たとえば, 5154, 5554 溶加材で 40%, 5356 で 35%, 5556, 5183 で 25%¹⁵⁾)。また, 不純物の Fe 及び Si は伸びを低下させる⁷⁾。一方, Zr, Ti, Ti-B などの結晶粒微細化元素の添加は延性を改善する¹⁴⁾。なお, 溶接金属そのものの伸びは継手のそれより著しく大きい。

5083合金溶接継手の曲げ性は高温 (試験は 700°F で開始, 500°F で終了) で評価した場合, 5183より 5356 電極ワイヤによる溶接部のほうがすぐれている¹⁶⁾。

3.3 疲れ強さ

アルミニウム合金溶接継手の疲れ強さは, 一般に低サイクルでは, 母材の静的強さに対応するが, 高サイクルでは, 合金間の差異は小さくなる。5083合金の溶接継手について, 合金成分の影響を系統的に調べた報告は見当らないが, 表 3 に示すように, 5083, 5056, 5356, 5556 など 6 種類の電極ワイヤによる I 形突合せ継手の平面曲げによる疲れ強さは, 10⁷ サイクルにおいて, 母材の 12.5 kg/mm² に対して, それぞれ余盛なしで, 10.1~12.2 kg/mm², 余盛ありで 6.6~7.7 kg/mm² で, 電極ワイヤによる差異はない (溶接金属の化学成分は表 2 参照)。一方, 共金による板厚 4 mm の

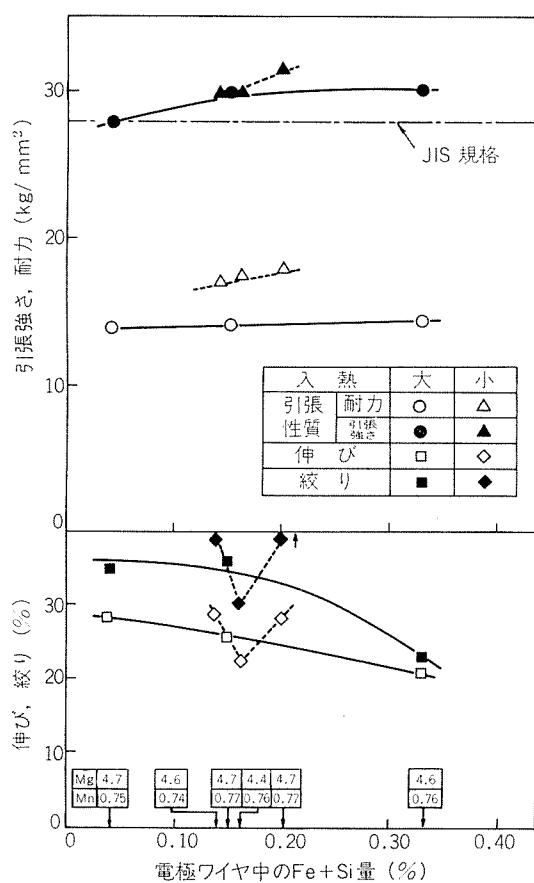


図7 溶接金属の引張性質に及ぼす電極ワイヤ中のFe+Si量の影響¹⁹⁾(通常ミグ溶接の場合)

5052及び5083-0合金突合せ継手の疲れ強さ(10^7 サイクル)は余盛なしで、それぞれ8.0及び9.9kg/mm²であり、合金間に幾らか差異がみられる¹⁷⁾。しかし、5083合金の規格成分範囲内では、余盛のままの継手はいうまでもなく、余盛を削除した継手においても、合金元素の疲れ強さに及ぼす影響はほとんどないと考えられる。

なお、低温における疲れ強さは常温よりも高く、たとえば、5556電極ワイヤによる5083-H321合金溶接継手の疲れ強さ(軸方向片振り)は、-196°Cにおいて常温より約20%ほど高い²⁰⁾。

3.4 切欠靱性

5083合金が低温用途に適しているのは、すでに多くの実績が示すところである。わが国でも、Deep Notch試験によりこの合金とその溶接部においては、とともに降伏応力以下での脆性破壊は認められず、破壊は常温から-196°Cの温度域において延性破壊で、耐力以上の全面降伏後に生ずることが示されている¹⁸⁾。

Al-Mg合金の引裂試験による単位伝播エネルギー及び切欠引張試験による降伏比は、他の高力合金に比べて大きいが、高強度の合金ほどなむちMg量が多くなるに従って低下する。そして、この傾向は常温及び低温のいずれにおいて

も認められる¹⁹⁾。図10に一例として、常温における各種アルミニウム合金とその溶接部の引裂試験で求めた単位伝播エネルギーを示す。

その他の元素としてTi,Zrと共にTi-Bなどの結晶粒微細化元素は過度に添加されると、切欠靱性に悪影響を及ぼす¹⁴⁾。一方、不純物としてのFe,Siも切欠靱性を低下させるので、靱性の点から少ないほうが望ましい。図11に5083合金ティグ溶接部の引張性質に及ぼす結晶粒微細化元素の影響を示す²⁰⁾。

なお、衝撃値はアルミニウム合金においては靱性の評価には適当でない¹⁹⁾ので、ここでは省略する。

4. 溶接における合金元素の損失

溶接金属の合金成分は母材及び溶加材の成分とともに希釈率及び溶接中の合金成分の損失によって影響される。

図12は99.85% Al板上に5083電極ワイヤで多層肉盛溶接を行ない、希釈を無視できると見なされる溶着金属中の合金成分を分析した結果を示す¹⁹⁾。これによると、Mgの損失は溶接電流の増加とともに大きくなり、アーク電圧が高いほど大きいようである。これを電流密度で比較すると、同一電流密度では、直径1.6mmより2.4mmのワイヤのほうが損失量が少ない。また、板厚6mmのI形ミグ突合せ溶接におけるMgの損失率は5~8%で、Tiも幾らか損失する傾向がみられ、Mn,Crはほとんど損失しないと報告されている。さらにMgの損失はアーク電圧の増加とともに著しく増大し、蒸発はほとんど溶滴が溶融池に達するまでに起きること²¹⁾、また、板厚6.3mmのI形及び75°V形ミグ突合せ溶接におけるMg損失率は、それぞれ4.63及び4.29%で、シールドガスを増やしても、損失率に変化がないことが報告されている⁸⁾。一方、大電流ミグ溶接においては、入熱の大きいほど^{9,22)}、またワイヤ径の細いほどMgの損失率が大きく、この場合には、溶滴の移行中よりも溶融池からの損失が支配的であることが示されている。図13に大電流ミグ溶接におけるMgの損失率に及ぼす入熱及び電極ワイヤ径の影響を示す²²⁾。上述の施工法委員会の報告⁷⁾においても、合金元素の損失について調べられているが、同様に、大入熱の場合にMgの損失が大きい結果が得られている。しかし、Mg及びCrの損失は認められていない。

5. 溶接欠陥と合金元素

アルミニウム合金溶接部の欠陥は主として融合不良、溶込み不足、アンダカットのような、不適当な溶接施工に基づくものと、溶接割れ及び気泡などの冶金的なものに分けることができる。後者はもちろん溶接法や施工法とも関連するが、アルミニウム合金に固有な欠陥ということができる。いうまでもなく、欠陥はその種類と程度により継手の機械的性質に影響する。

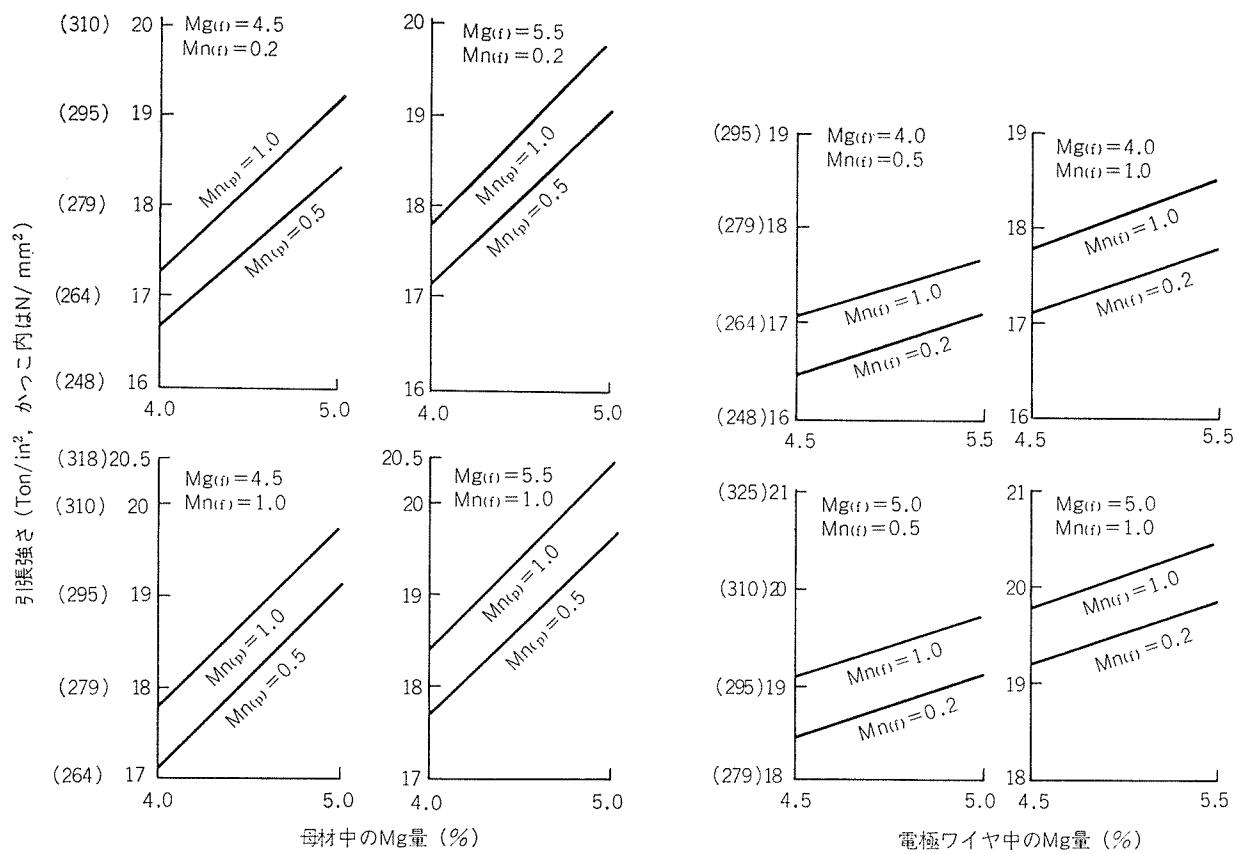


図8 母材あるいは電極ワイヤ中のMg及びMn量と突合せ継手の引張強さとの関係⁸⁾
引張強さ (Ton/in²) = 5.06 + 1.97Mg(p) + 1.4Mn(p) + 0.61Mg(f) + 0.71Mn(f)

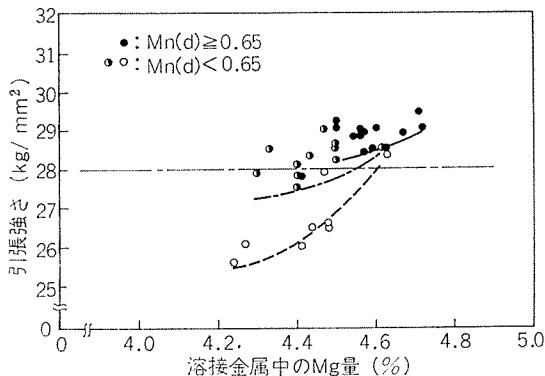


図9 継手の引張強さと溶接金属中のMg量の関係¹¹⁾
(板厚6mm, V形開先によるミグ1層溶接)

よく知られているように、Al-Mg系合金においては、Mg量が1～2%の範囲で溶接割れ感受性が大きい。5083合金はこの範囲より多くのMgを含むので、5000シリーズの合金の中では溶接割れ感受性の鈍い部類に属する。かなり以前に0.4%のMnさらに不純物のFe, Siの共存が割れの減少に効果があることも報告されているが²³⁾、Mnの効果は明らかでないようである。最近では5083あるいは5183合金の許容成分範囲内で、Ti, Ti-B, Zr, ミッキメタルなどの

微量添加元素の影響が調べられ、Ti-B²⁴⁾, Zr, Ti-Zr-Bなどの添加が割れの減少に有効であることが示されている。一例として、図14にAlcan形スリット付き円板割れ試験により微量添加元素の影響を調べた結果を示す¹³⁾。この種の微量添加元素は溶加材のみならず、母材にも添加したほうが割れの減少により効果的で、すでにTi-Bを含んだ母材や溶加材が実用されている。

本合金は比較的薄板の両面各1層溶接金属や多層溶接金属の再加熱域（たとえば、430～650°C²⁵⁾, 450～500°C²⁶⁾）に微小割れが発生することがあり、場合によっては入熱制限が必要である。また、母材へのTi-Bの添加や均質化熱処理条件の改善による鉄塊結晶粒の微細化もその防止に有効である²⁷⁾。

気泡については、Al-Mg合金は他の合金より溶接部に気泡を生じやすいとするもの²⁸⁾、あるいはその逆のもの²⁹⁾、また、それぞれAl-MgよりAl-Mg-Si合金母材のほうが、Al-MgよりAl-Si溶加材のほうが気泡を生じやすいとするもの³⁰⁾、Al-Mg合金溶加材に0.005%Be²⁸⁾, Co, Fe, Niの添加³¹⁾が気泡の防止に有効であることが報告されている。しかし、現状では合金元素の影響を明らかにするには、溶接材料の表面状態、溶接条件、施工法などの影響が余りにも大き過ぎるようである。

表2 5083合金ミグ突合せ継手溶接金属の化学成分と引張性質¹⁰⁾

(A) 溶接金属の化学成分

電極ワイヤ	化 学 成 分 (%)								
	Cu	Cr	Si	Fe	Mg	Mn	Ti	Zn	Al
5083	0.02	0.17	0.13	0.21	4.38	0.68	0.00	0.05	残
5056	0.03	0.18	0.13	0.21	4.65	0.50	0.01	0.05	残
Alcan 56S	0.02	0.19	0.11	0.19	4.58	0.52	0.01	0.05	残
AWCO NG 6	0.03	0.18	0.13	0.21	4.50	0.50	0.02	0.05	残
5356	0.01	0.20	0.12	0.19	4.62	0.48	0.06	0.05	残
5556	0.02	0.19	0.11	0.21	4.59	0.68	0.05	0.05	残

(B) 継手の引張性質

電極ワイヤ	余 盛 あ り*			余 盛 な し**		
	引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	伸 び (%)	引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	伸 び (%)
5083	32.0	15.4	18.5	30.6	15.5	15.8
5056	32.3	15.2	18.3	30.7	15.1	17.5
Alcan 56S	32.1	15.3	18.8	30.2	15.2	16.8
AWCO NG 6	32.0	15.2	19.5	30.3	15.0	16.3
5356	32.1	15.4	17.8	30.1	15.2	14.8
5556	32.5	15.3	20.3	30.9	15.2	15.8

* 母材破断。

** 溶接金属破断。

母材：板厚 6 mm。引張強さ 32.3kg/mm²、耐力 14.9kg/mm²、伸び 23%。

溶接：I 形片面一層溶接、4 960 J/cm.

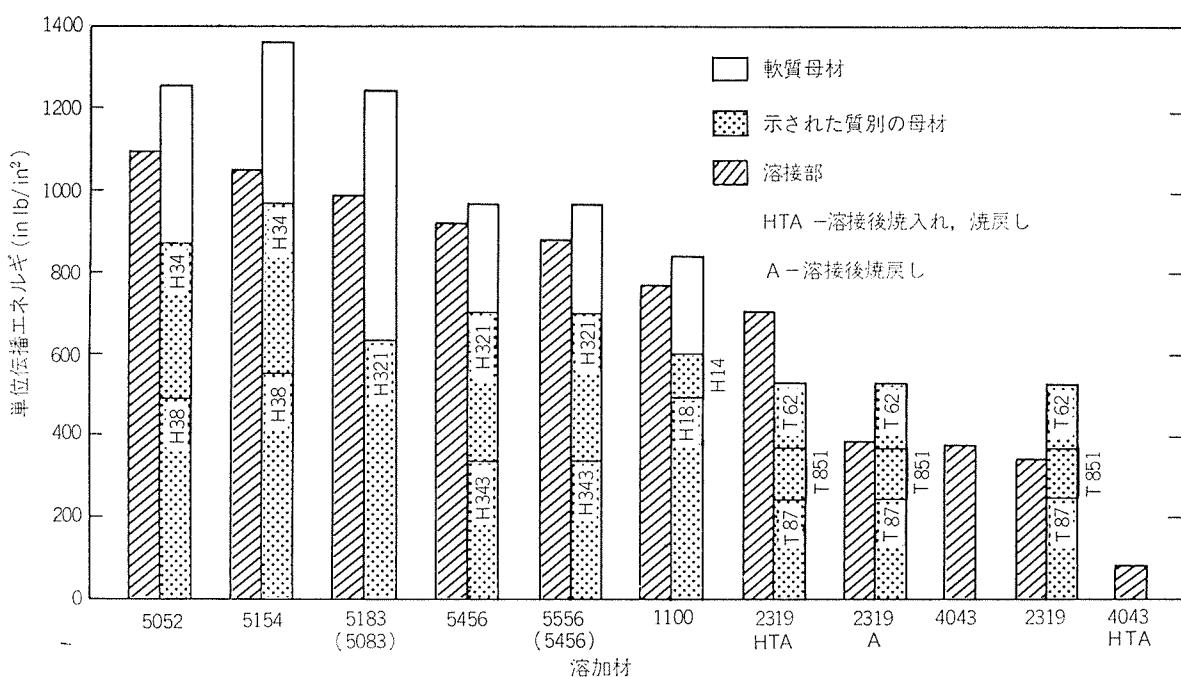
図10 常温における各種アルミニウム合金とその溶接部の単位伝播エネルギー¹⁰⁾ (引裂試験による)

表3 5083-0合金突合せ溶接継手の疲れ強さに及ぼす各種電極ワイヤの影響¹⁷⁾
(板厚 6 mm, I形開先, ミグ1層溶接, 4 960 J/cm)

溶接材料	余盛あり					余盛なし			
	疲れ強さ ⁽¹⁾ (kg/mm ²)	疲れ強さの減少率 (%)	余盛の角度 ⁽²⁾ (度)			疲れ強さ ⁽¹⁾ (kg/mm ²)	疲れ強さの減少率 (%)	備考	
母材	12.5	0	A	B	C	D	12.5	0	—
電極ワイヤ	5056	7.2	42.4	25	27	68	56	10.1	19.2
	5083	6.6	47.2	19	26	82	108	10.3	17.6
	5356	7.5	40.0	14	20	70	60	10.7	14.5
	5556	7.7	38.4	14	13	80	69	11.8	5.6
	Alcan 56S	7.2	42.4	25	24	48	49	10.3	17.6
	NG 6	7.6	39.2	24	19	36	36	12.2	2.4

* 試験片の表面に幾らか気泡あり。

(1) 10^7 サイクル。

(2) 図参照。表の値は平均値。

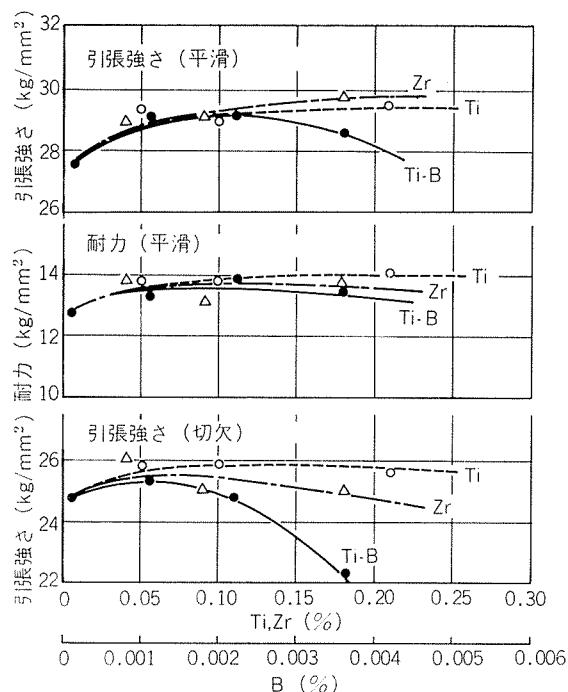
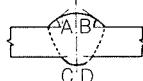
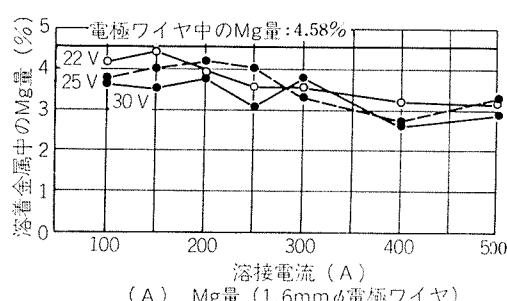
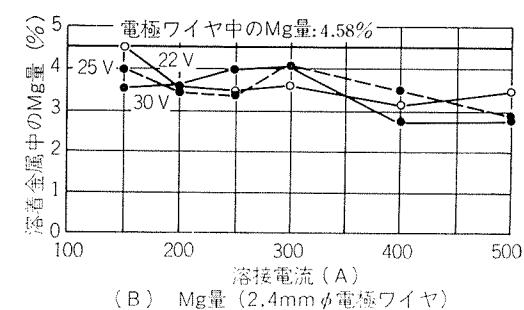


図11 5083合金ティグ溶接部の引張性質に及ぼす結晶粒微細化元素の影響²⁰⁾ (板厚 6 mm)



(A) Mg量 (1.6mmφ電極ワイヤ)



(B) Mg量 (2.4mmφ電極ワイヤ)

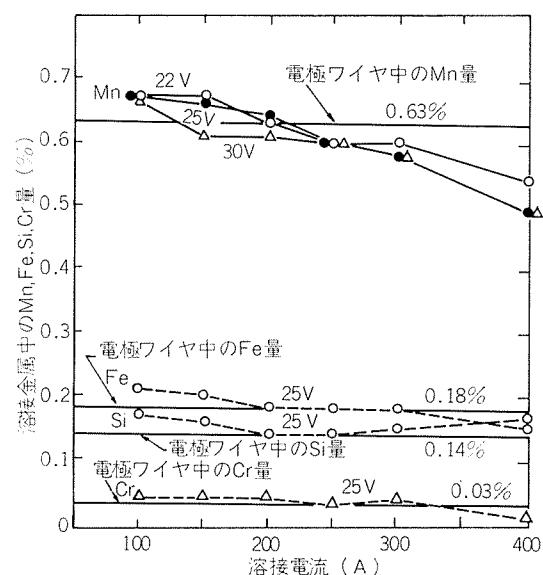


図12 99.85%アルミニウム板上に5083電極ワイヤで多層肉盛された溶着金属中の合金成分量¹⁰⁾

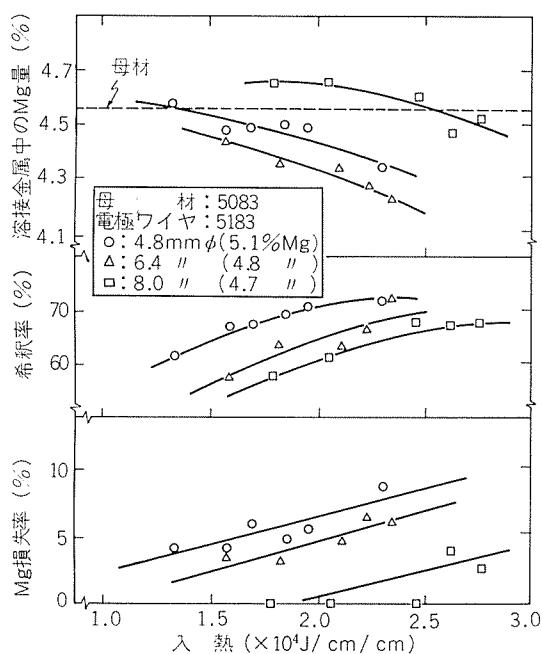


図13 大電流ミグ溶接におけるMgの損失率と入熱及び電極ワイヤ径の関係²²⁾

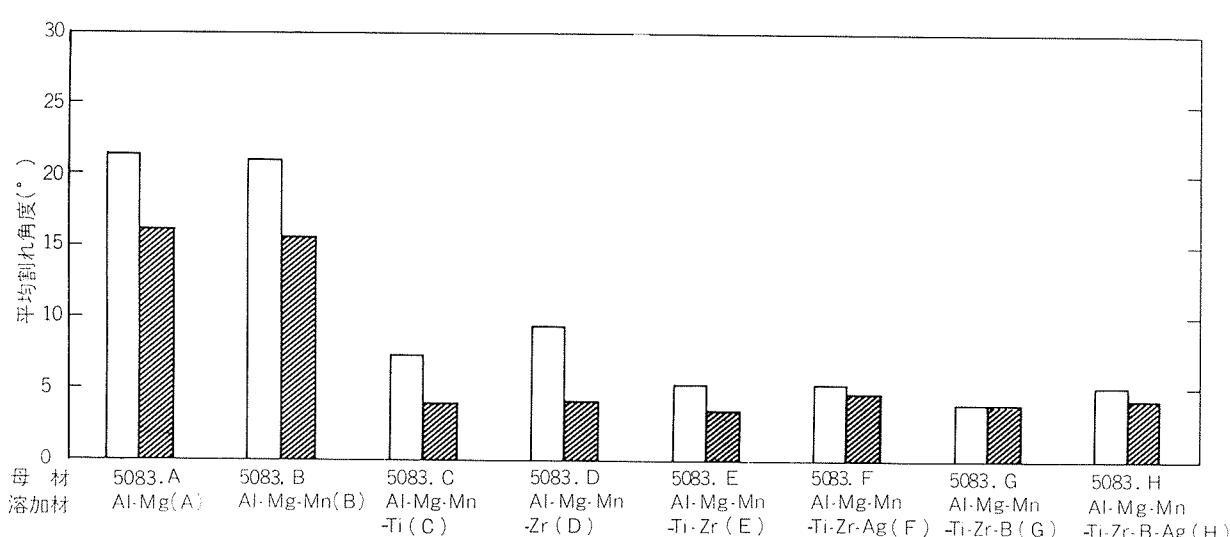


図14 Al-4.5%Mg合金の溶接割れ感受性に及ぼす微量添加元素の影響¹³⁾(Alcan形スリット付き円板割れ試験による)

6. あとがき

以上述べたように、5083合金溶接部の強さにはMg, Mn及びCrとくに前二者が影響を及ぼし、ともにこれらの元素の多いほど強さは向上する。そして、現状ではその他の元素で構造材として要求される性質を損うことなく強さの向上に大きく寄与するものは見当らない。溶接部の強さには、合金成分とともに溶接部の組織が影響するので、いか

なる条件の下でも、軟質母材の最小規格値 28 kg/mm^2 以上を得る成分範囲を固定するのは難しい。結局、溶接部の強さを重視すれば、理由あって母材及び溶加材の成分範囲が規定されている限り、Mg, Mn及びCr量の規格上限値から素材製造上の成分管理限界範囲を差引いたものが、これらの合金元素の最低値として適当であると考えられる。この際、軽金属溶接構造協会施工法委員会による大電流ミグ溶接の大入熱における成果が一つの目安となろう。

その他の元素として、主に溶接割れ感受性の低減のために添加される結晶粒微細化元素は、強さの向上に幾らか寄与するとみられるので、切欠靭性を阻害しない範囲での添加が望ましい。同様に、不純物としてのFe及びSiは強さの向上に寄与するが、切欠靭性を下げるので、用途によっては、靭性の向上を期して上限を低目に設定する必要もある。

一方、健全な溶接部が得られるよう溶接法や施工法についても十分な検討が必要である。

文 献

- 1) Aluminum Association, Inc.: Aluminum standards and data 1976.
- 2) Alcoa: Cryogenic Metal.

- 3) 河内: 軽金属, 14 (1955), 47.
- 4) J.H. Auld: Acta Met., 16 (1968), 97.
- 5) 杉山, 田中, 馬場, 福井: 住友軽金属技術, 12 (1971), 64.
- 6) 郷, 阪口: 軽金属溶接, 13-155 (1975), 479.
- 7) 永岡, 脇野, 大麻: 軽金属溶接, 13-155 (1975), 491.
- 8) B.A. Cassie, G.M. Etherington, D.C. Moore: Metal Const. and B.W.J., 5. 1 (1973), 11.
- 9) 篠田, 永岡: 溶接学会誌, 45 (1976), 61.
- 10) 杉山: 溶接学会誌, 33 (1964), 937.
- 11) 中山: 軽金属溶接構造協会施工法委, WK-76-12-4 (1976).

- 12) 杉山, 梅田: 未発表.
- 13) 杉山: 溶接学会全国大会講演概要, 第5集, (1969), 225.
- 14) たとえば, 福井: 軽金属, 25 (1975), 88.
- 15) Alcoa: Welding Alcoa Aluminum (1967).
- 16) C. Baker, R.J. Baughan, O.E. Drittler: Weld. J., 49 (1970), 376s.
- 17) 竹内, 杉山: 軽金属, 18 (1968), 71.
- 18) たとえば, 日本造船研究協会: LNG 運搬船の安全基準に関する調査研究報告書 (その1~2), (1974).
- 19) F.G. Nelson, J.G. Kaufman, M. Holt: Weld. J., 45 (1966), 321s.
- 20) 福井: 日本国金属学会誌, 35 (1971), 1041.
- 21) 岡田, 山本: 溶接学会 第36回 溶接アーキ物理委資料, (1974).
- 22) 渡辺, 脇野, 山本, 原田: 溶接学会溶接法研究委資料, SW-916-77 (1977).
- 23) M. Hollard: Rev de L'Aluminium, 27 (1950), 175.
- 24) たとえば, 山本, 田中: 軽金属溶接, 8-96 (1970), 534.
- 25) Ю. А. Павренов: СВАР. ПРОИЗ (1962-4), 35.
- 26) 軽金属協会: アルミニウム合金艇工作法に関する研究 (その4), (1972).
- 27) 有田, 知地, 井沢, 中村, 田中: 軽金属溶接, 14-7 (1976), 305.
- 28) ATD Report 66-108: Assessment of Soviet Research and Development on Weldable Aluminum Alloys, (1966).
- 29) R.A. Wood: Weld. J., 53 (1974), 97s.
- 30) F.R. Collins: Weld. J., 37 (1958), 589.
- 31) 特開昭, 50-45745.

R220
Reprinted from

SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 19 No. 3, No. 4 July 1978

最近のアルミニウム合金製高欄の設計について

安 藤 寛

住友軽金属工業株式会社

最近のアルミニウム合金製高欄の設計について

安 藤 寛*

1. はじめに

アルミニウム合金製高欄が道路橋などに使用され始めてから15年余りとなり、その普及にはめざましいものがある。これは任意の断面形状が得られ、加工性がよいという押出形材の特長と、アルミニウムのもつ耐食性と外観の美麗さを生かしたものであり、最近ではアンブリリフォーム**を利用した写真1に示すような高欄、また写真2に一例を掲げるようなアルミニウム合金鋳物支柱と押出形材レールとを組合せたものなど、そのデザインの多様性も著しい。



写真1 アンブリリフォームを用いた高欄

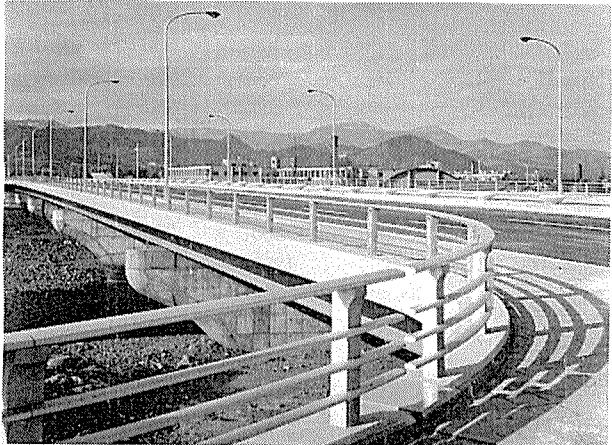


写真2 押出形材レールと鋳物支柱を組合せた高欄

高欄が道路の安全施設の一つであることを考えると、その設計や製作基準がきわめて重要であるといえるが、これまで道橋示方書¹⁾において高欄の使用範囲と高さ、設

計荷重が規定されているのみであった。同書には鋼橋の設計に関する材料の許容応力度や計算式、縫手の構造等を細かく規定しており、鋼製高欄はそれに準じて鋼橋の一部とみなして設計、製作すればよい。しかし、アルミニウム合金製高欄の場合には同書の高さや設計荷重のほか、適用される規定がないので、材料の許容応力度等のとり方も設計各社によって多少の差があったのが実状である。

これらのことから、昭和50年秋、監督官庁であり、かつ最大の需要家の建設省より軽金属協会に対し、アルミニウム合金製高欄に関して統一基準を作成するよう要請があり、同協会は土木製品開発委員会技術部会において検討審議し、翌年10月、「アルミニウム合金製高欄の設計製作指針(案)」(以下、新設計基準と称する)として公表した。

当社は昭和52年度初めから高欄全製品を新設計基準に切り替え始めて、秋までに完了した。新設計基準が公表されておよそ満2年となるが、現在でもその内容や解釈についてご照会を頂くことが多いので、この機会に新設計基準について重要なところと質疑の生じやすい点のみを主として解説し、あわせて当社製高欄の概要を紹介したい。

2. 新設計基準の要点

2.1 適用範囲

この基準が適用されるのは図1のⒶ～Ⓓに示すように歩道と車道の区別がある道路橋等の歩道外側の地覆に設置される高欄である。歩道がない道路橋(図1のⒷ)や片側のみに歩道をもつ道路橋(図1のⒶ, Ⓞ)の車道側地覆には防護柵設置要綱に規定された自動車用防護柵²⁾を用いなければならず、新設計基準による高欄は使用できない。

図1の中で新設計基準による高欄を連続型と連続型でないものの2種類に区分しているが、これに関しては2.5にて説明する。

なお、写真3に示すように自動車専用橋の両側にパイプ高欄が設置される例は非常に多い。この場合は両側の地覆自体の高さが路面上80cm前後あり、地覆というよりはむしろ鉄筋コンクリート製剛性防護柵³⁾であり、図1のⒹに該当する。パイプ高欄は景観維持と運転者の視線誘導のための付属物として利用されているわけである。

2.2 設計条件

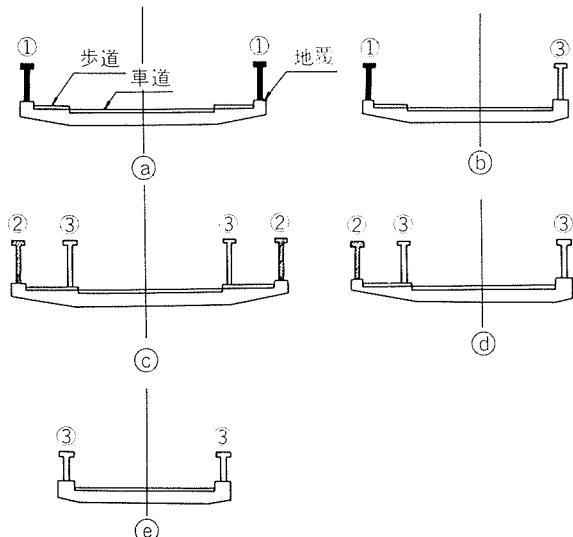
設計条件は

- 1) 高欄の高さは歩道の路面から90cm以上とする。
- 2) 高欄の頂部には、その側面に直角に水平推力250

*技術研究所 開発室

kg/m が働くものとする。

と規定されており、これは道路橋示方書にそのままである。



- ① 新設計基準による連続型の高欄。
- ② 新設計基準による連続型でない高欄。
- ③ 防護柵設置要綱による自動車用防護柵。

図1 高欄と防護柵の使用区分



写真3 剛性防護柵上に設置されたパイプ高欄

高欄の高さは歩道路面上 90cm が標準高さとして一般に用いられている。しかし、最近の主要道路では歩道に自転車を通行させることが多くなり、高欄に自転車の転落防止機能を持たせることが必要となる。この場合には自転車共用歩道に設置する高欄として歩道路面上 120cm⁽¹⁾の高さのものが使用されている。

以上のことから、地覆高さが通常 10cm であることを考慮し、当社では高欄の高さに関しては地覆上高さ 80cm の A型と同 110cm の B型の 2種類を標準としている。

2.3 使用材料

高欄に使用されるアルミニウム合金の JIS 規格と材質を表1,2 にそれぞれ示すが、表2 以外の材質のものであっても強度その他の性能が同等以上であれば使用して差支えない。

表1 高欄に使用されるアルミニウム合金材料規格

JIS 規格	名 称
H 4000	アルミニウム及びアルミニウム合金の板及び条
H 4040	“ “ “ の棒及び線
H 4080	“ “ “ の縫目無管
H 4100	“ “ “ の押出形材
H 5202	アルミニウム合金鋳物

表2 高欄に使用されるアルミニウム合金の材質*

5052-O	5083-H32	7N01-T5
5052-H34	6061-T6	7N01-T6
5052-H112	6063-T5	AC7A-F
5083-H112	6063-T6	
5083-O	7N01-T4	

*質別記号は1978年7月の改正JISの記号による
(表3, 4 も同様)。

使用材料の物理定数のうち、アルミニウム合金の単位体積重量を 2800 kg/m³ と規定している。この値は一般に用いられている値とくらべてじゃっかん大きいが、道路橋示方書の値をそのまま採用した。同書では、この値は死荷重を算出するためのもので、各種測定値の中からやや大きい値をとったと説明されており、新設計基準の場合も道路橋設計者の便宜を考えてこのようにした。したがって高欄の商取引上の重量計算にまでこの値を用いる必要はなく、むしろ材質ごとの値、たとえば米国アルミニウム協会の公表値⁽²⁾や各社で規定している値を用いて重量計算してよい。

2.4 許容応力度

前掲表2 の各材質について許容応力度を表3 に、その溶接部の許容応力度を表4 にそれぞれ示す。

表3 高欄用アルミニウム合金の許容応力度 (kg/cm²)

材 質	軸方向引張 及び 圧縮応力度	曲げ応力度	せん断 応 力 度	支圧応力度
5052-O	400	400	200	650
5052-H34	950	950	550	1650
5052-H112	600	600	350	650
5083-O	700	700	400	1200
5083-H32	1300	1300	750	2000
5083-H112(板)	700	700	400	1200
5083-H112(形材)	600	600	350	1200
6061-T6	1250	1250	700	2100
6063-T5	600	600	350	1000
6063-T6	900	900	550	1500
7N01-T4	1100	1100	600	1900
7N01-T5	1350	1350	750	2000
7N01-T6	1500	1500	850	2050
AC7A-F	450	450	250	700

軸方向引張と圧縮、および曲げの許容応力度は引張強さおよび耐力の JIS 規格値をそれぞれ安全率 2.20 および 1.85 で除し、両者のうち小さい方の値を採用して 50kg/cm² の単位に丸めたものである(値の丸め方は以下同様)。せん断許容応力度は丸める前の引張許容応力度の値を $1/\sqrt{3}$ 倍し

たものである。支圧許容応力度は支圧極限強さおよび支圧降伏強さに対してそれぞれ安全率2.64および1.85にて同様に算出した。なお、これらの各安全率は米国アルミニウム協会の基準⁶⁾に示されている値を採用している。

ボルト、ナットなど高欄の組立に必要な部品に用いる鋼材の許容応力度（参考値）は表5に示す。一般構造用圧延鋼材SS41に関しては道路橋示方書の値を採用し、ステンレス鋼の場合は耐力のJIS規格値および支圧降伏強さに対して安全率1.7として算出したものである。

表4 高欄用アルミニウム合金の溶接部許容応力度 (kg/cm²)

材質	軸方向引張 及び 圧縮応力度	せん断応力度	支圧応力度
5052-O	400	200	650
5052-H34	400	200	650
5052-H112	400	200	650
5083-O	700	400	1200
5083-H32	700	400	1200
5083-H112	700	400	1200
6061-T6	750	450	1150
6063-T5	400	250	850
6063-T6	400	250	850
7N01-T4	850	500	1600
7N01-T5	900	500	1650
7N01-T6	900	500	1650

(注) この溶接部許容応力度は、アーチ溶接縫目のど断面および溶接によって焼なましを受ける部分について適用する。

表5 高欄に使用する鋼材の許容応力度(参考値) (kg/cm²)

材質	軸方向引張応力度	曲げ応力度	せん断応力度	支圧応力度
SS41	1,400	1,400	800	2,100
SUS304	1,250	1,250	700	1,900

2.5 構造

高欄の型式と各部の呼称が図2に示すように統一された。構造に関する規定のうちとくに注目すべきは次の4項目である

- 支柱間隔(スパン)は2.5cmを標準とする。
 - 笠木およびレールの長さは2スパン通しの5mを標準とする。
 - 笠木およびレールの継手部にはスリーブ類を入れるのを標準とする。
 - バラスタの中心間隔は17~17.5cmを標準とする。
- スパンはこれまでの実績や材料の標準寸法と経済性を考慮して、2.5mの1種類だけを標準としている。1連の高欄全長を標準スパンだけで処理することはできないので、長さの端数は橋端部や伸縮継手などの数スパンのみで調節し、その他のスパンはすべて標準長さとする。また、長さ調節部のスパンを標準スパン長より大きくしてはならない。

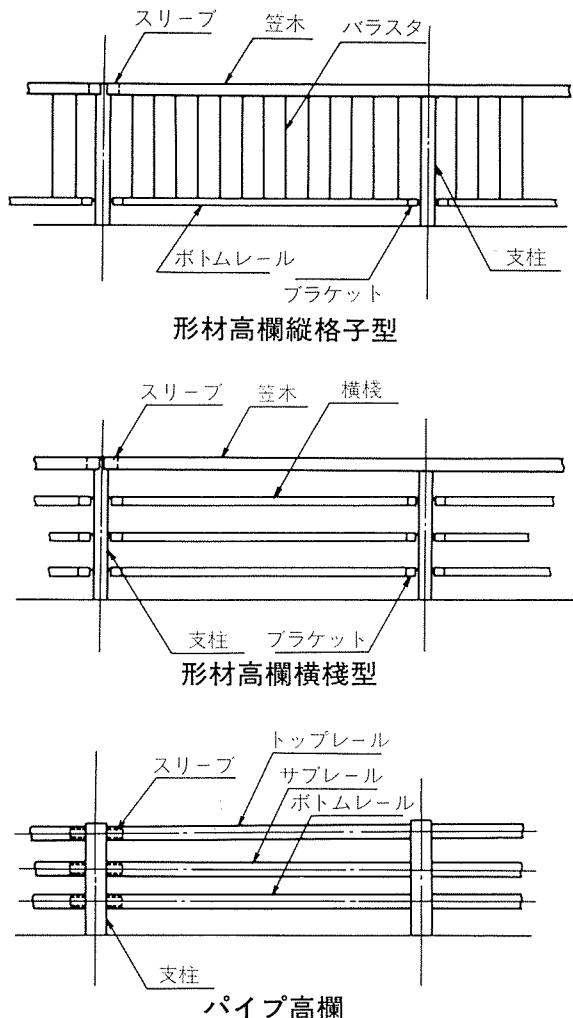


図2 高欄の型式と各部の呼称

笠木やレールの単長を2スパン通しの5mとし、図3に示すように継手部にスリーブを挿入することは新設計基準の構造の基本となっており、前掲図1の説明文中にある「連続型のもの」とはこのことを指している。その目的は、高欄の連続性を高め、自動車が歩道に乗り上げ、さらに高欄に衝突したというような事故のとき、笠木やレールが支柱からはずれて飛散したり、車体が路外へ逸脱するのをできる限り防止することである。本来、自動車の衝突に対処することは高欄の機能外であるが、昨今のように交通事故が多い状況を考えればこのような規定を高欄の設計基準に盛込むのもやむを得ないといえる。したがって歩道の車道側にガードレール等の防護柵が設置され、自動車の歩道乗り上げ防止の配慮がなされている場合には、連続型でないもの、すなわち、笠木やレールの単長を1スパン分2.5mのものを使用し、またパイプ高欄の場合、伸縮部以外の継手部のスリーブを省略してよい。

なお、新設計基準は連続型の高欄を標準設計としており、その連続性の要素の一部を除いたのが「連続型でないもの」

であるから、前掲図1の⑥, ⑦のように防護柵が併設され、高欄には「連続型でないもの」の指定がある場合でもその代替として連続型のものを設置することは差支えない。

形材高欄縦格子型のバラスタ中心間隔を17~17.5cmとしたのは住宅用 BL*** 手すりに規定されているバラスタ間隔11cm以下とくらべてかなり大きい。後者は乳児がそのすき間から抜け落ちる等の事故防止を考慮しているのに対し、前者は幼稚園児程度の子供を対象としているためである。

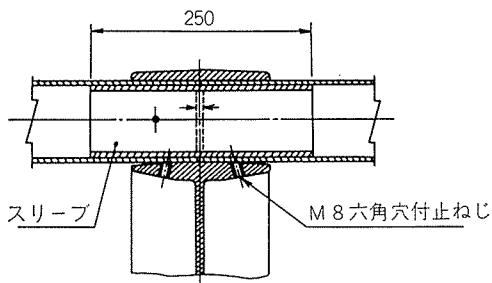


図3 スリーブを入れたレール接続部断面図

2.6 製作（表面処理）

表面処理としては陽極酸化処理または塗装を施すことを規定しており、前者の標準はJIS H 8601の6-K2である。ただし、予めこれらの処理を行なった素材を切断したり、穴あけ等の加工をしてそのまま用いることができる。もともと高欄用には耐食性のよいアルミニウム合金が選ばれ、表面処理は主として装飾的な外観維持を目的としており、切断面など無処理の金属面が露出しても、そこから腐食が拡大して強度を劣化させたり、汚れを広げて外観を著しく損うというようなことがないからである。

しかし、支柱の底面や埋込み部等コンクリートと接触する部分には耐アルカリ性の絶縁塗装を行なわねばならない。陽極酸化処理が施されていてもそれだけでは不十分であり、アスファルト塗料またはジンククロメート塗料を塗布することが推奨されている。ただし最近は塗装技術の進歩によって、ウレタンまたはアクリル系樹脂のクリヤー塗装もコンクリートの凝結期の遊離アルカリに対して実用上十分に耐えられるようになり、埋込み部の絶縁塗装として認められるようになった。

当社の場合、形材高欄の表面処理は陽極酸化処理とアクリル系樹脂クリヤー電着塗装とを連続一貫処理しており、JIS H 8602のS-E-H-15(6)-1を満足している。すなわち、6-K2が陽極酸化皮膜厚さ6μ、耐食性に関しアルカリ滴下試験30秒を保証しているのに対し、この場合は下地の陽極酸化皮膜厚さ6μのほか、塗膜とあわせて計15μの膜厚を保証している。この複合塗膜性能等級は1級で、耐アルカリ性は20時間以上であり、一般都市や臨海工業地帯で用いられる建材に推奨されている性能等級（2級）以上である。ただし、支柱の埋込み部は切断面やボルト穴を有し、

施工時にすりきずをつけやすい箇所もあるため、同系のクリヤー塗料で上塗りを行なっている。

パイプ高欄のレール材の場合は陽極酸化処理のみでクリヤー塗装を行なわないのが普通である。パイプ高欄では、施工時にレールを支柱の穴へ挿入し、摺動させるため、塗膜にすりきずがついて見苦しくなりやすいからである。

ボルトなど鋼製部品（ステンレス鋼製を除く）にはそれ自体の防錆とアルミニウム側の電食防止のため、JIS H 8641「溶融亜鉛めっき」HDZ 35、またはH 8610「電気亜鉛めっき」MFZnVかMFZnⅢ-Cのいずれかを施さねばならない。とくに外装部品の場合は亜鉛付着量が多い溶融亜鉛めっきを採用するのがよい。

3. 新設計基準による高欄の設計

3.1 当社高欄の使用材質

当社で設計、製作している高欄の主要部の材質とその許容応力度を表6に示す。

表6 高欄各部に使用される材質と許容応力度

使用箇所	材質	許容応力度 σ_c (kg/cm ²)		
		引張、圧縮、曲げ	せん断	支圧
形材高欄笠木	6063-T5	600	350	1,000
	6063-T6	900	550	1,500
角管型支柱	6061-T6	1,250	700	2,100
パイプ高欄レール	6061-T6	1,250	700	2,100
鋳物支柱	AC7A-F	450	250	700

3.2 笠木およびトップレールの設計

笠木（トップレールも同様）は水平方向等分布荷重 w を受ける等間隔 l の3点支持梁であり、これに働く曲げモーメント M は図4に示すように中央支点Bにて最大値をもつ。

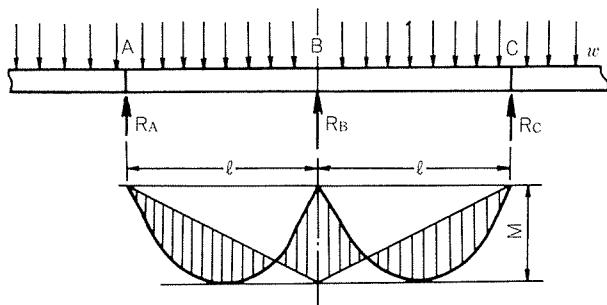


図4 等間隔3点支持梁(2スパン連続型高欄)の曲げモーメント図

いまB点で笠木に生じている曲げ応力の σ_T が材料の許容応力度 σ_c と等しいとすれば、その笠木の断面係数 Z_T は荷重条件に対して所要最小値となり、(1)式から求められ、表7に各値を示す。

$$Z_T = \frac{M}{\sigma_c} = \frac{wl}{8\sigma_c} \quad \dots \dots \dots (1)$$

表7 笠木およびトップレールの最小断面係数

笠木 トップレール の材質	設計条件			最小断面係数 Z_T (cm³)
	曲げ許容応力 度 σ_c (kg/cm²)	等分布荷重 w (kg/cm)	スパン ℓ (cm)	
6063-T5	600	2.5	250	32.6
6063-T6	900	2.5	250	21.7
6061-T6	1,250	2.5	250	15.6

3.3 支柱の設計

支柱はその頂部に水平荷重 P を受ける片持ち梁であり、 P の大きさは笠木に働く等分布荷重 w の支柱を支点とする反力を等しい。通常の連続梁では各支柱とも P の大きさは $w\ell$ となり、同等であるが、高欄を図4に示したように等間隔3点支持梁がその両側にいくつも接続したものと考えると、笠木の接続部AおよびCの支柱に働く荷重は、単体の等間隔等分布荷重3点支持梁の両端部支点反力の2倍に等しく、 $3w\ell/4$ となる。また、笠木連続部Bの支柱に働く荷重は同梁の中央支点反力に等しく、 $5w\ell/4$ となる。このことより、安全性を考慮して、 P の値は等間隔3点支持梁の連続部のものを採用し、(2)式より算出する。

$$P = \frac{5}{4} w\ell = 781.3 \text{ kg} \quad \dots \dots \dots (2)$$

地覆上高さ H の支柱頂部に働く P によって支柱地際に生じる曲げ応力 σ_P が材料の σ_c に等しいとすれば、その支柱の断面係数 Z_P は荷重条件に対して所要最小値となり、(3)式より求められる。(図5参照)

$$Z_P = \frac{M}{\sigma_c} = \frac{P \cdot H}{\sigma_c} \quad \dots \dots \dots (3)$$

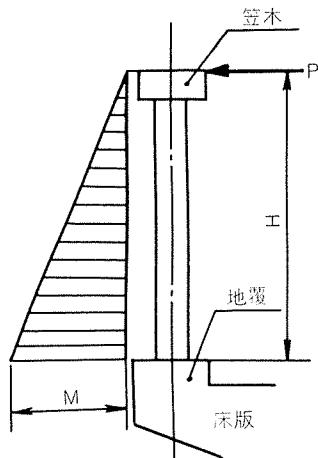


図5 支柱の曲げモーメント図

標準の高欄高さ（地覆上）に対する支柱の最小断面係数の計算値を表8に示す。ただし、高欄の地覆上高さは標準のほか設置場所の地覆高さに応じて決められることが多く、とくにパイプ高欄の鋳物支柱は実際に種々の高さのものが用意されているため、鋳物支柱の所要断面係数と地覆上高さとの関係を図6に示す。

表8 支柱の最小断面係数

支柱の材質	設計条件			最小断面係数 Z_P (cm³)
	曲げ許容応力 度 σ_c (kg/cm²)	水平荷重 P (kg)	地覆上高さ H (cm)	
6061-T6	1250	781.3	80	50.0
			110	68.8
AC7A-F	450	781.3	80	139
			110	191

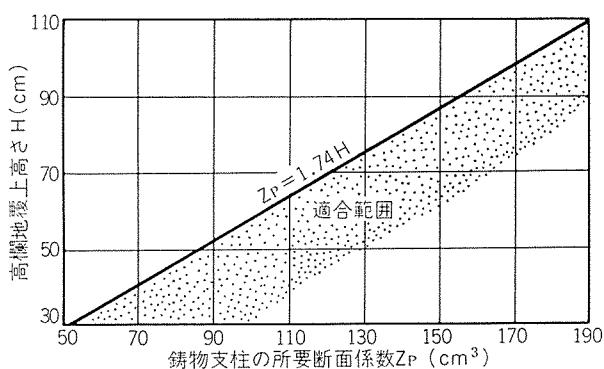


図6 パイプ高欄地覆上高さとその鋳物支柱断面係数との関係

4. 当社の高欄概要

新設計基準による当社製高欄全品種の側面図（支柱）を図7、8に、また正面図の代表例を図9～12に示す。

これを旧型との相異点をまとめると次のようになる。

(1) 形材高欄の笠木幅は従来100 mm以上であったのに対し、120mm以上とした。100mmでも肉厚等を変えることにより必要な断面係数をもつ笠木を設計することは可能であるが、後述するように支柱の断面寸法の一つに $\square 110$ mmを採用したため、笠木幅をそれより大きくすることが必要となった。

(2) 笠木の材質は6063-T5材とするが、幅120mmのものに限り6063-T6材とした。幅120mmの笠木を使用する高欄はとくに軽量を狙って設計したので、肉厚等も薄くなるよう強度の高いT6材とした。

(3) 形材高欄の角管支柱の材質を6063-T6材から6061-T6材へ変更し、さらに断面寸法もA型が $\square 100 \times 5$ mm ($Z_P = 57.4$ cm³)、B型が $\square 110 \times 5$ mm ($Z_P = 70.3$ cm³)のように従来の $\square 90 \times 4$ mm、 $\square 100 \times 3.5$ mmよりそれぞれ大きくなった。その理由は従来用いていた許容応力度よりも新基準によるそれが低くなつたのみでなく、連続梁の考え方を入れたことによって支柱に働く荷重が従来の25%増になつたことである。

(4) 鋳物支柱の場合は外観形状や铸造条件の都合からもともと強度的には過剰設計になつているものが多く、そのため、寸法や形状の変更は少ない。変更した一例を挙げる

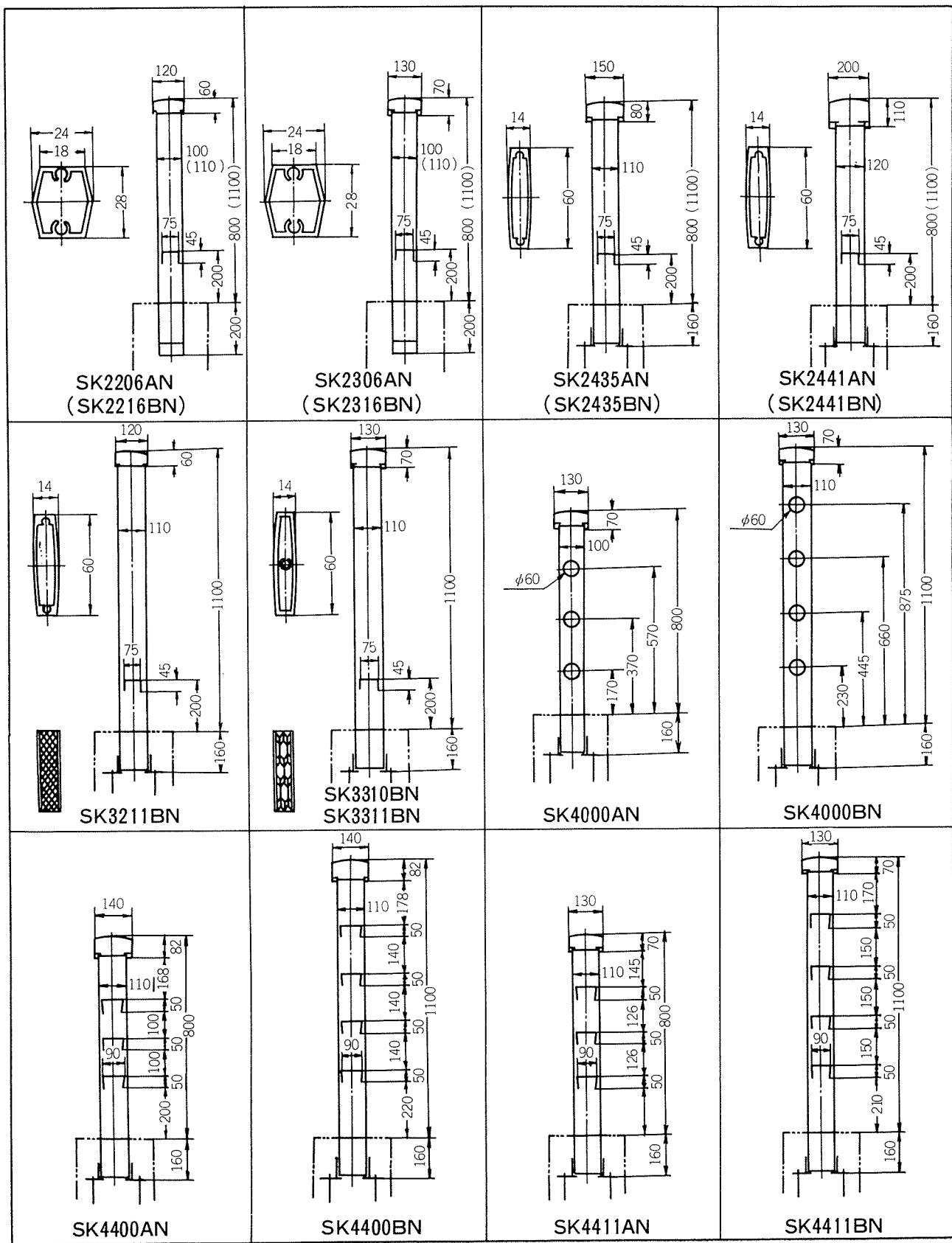


図 7-a 形材高欄の側面図およびバラスタ断面図

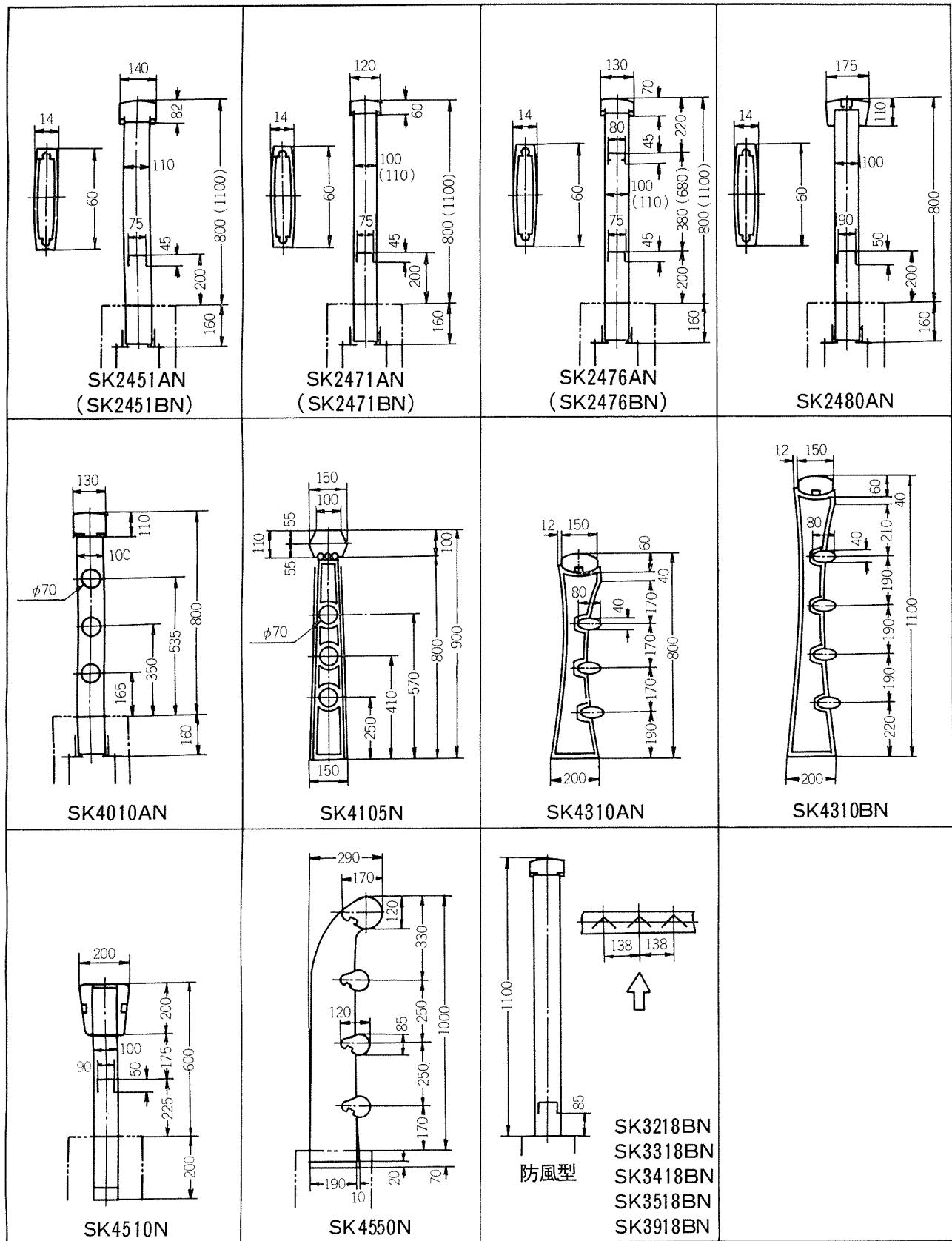


図 7-b 形材高欄の側面図およびパラスタ断面図

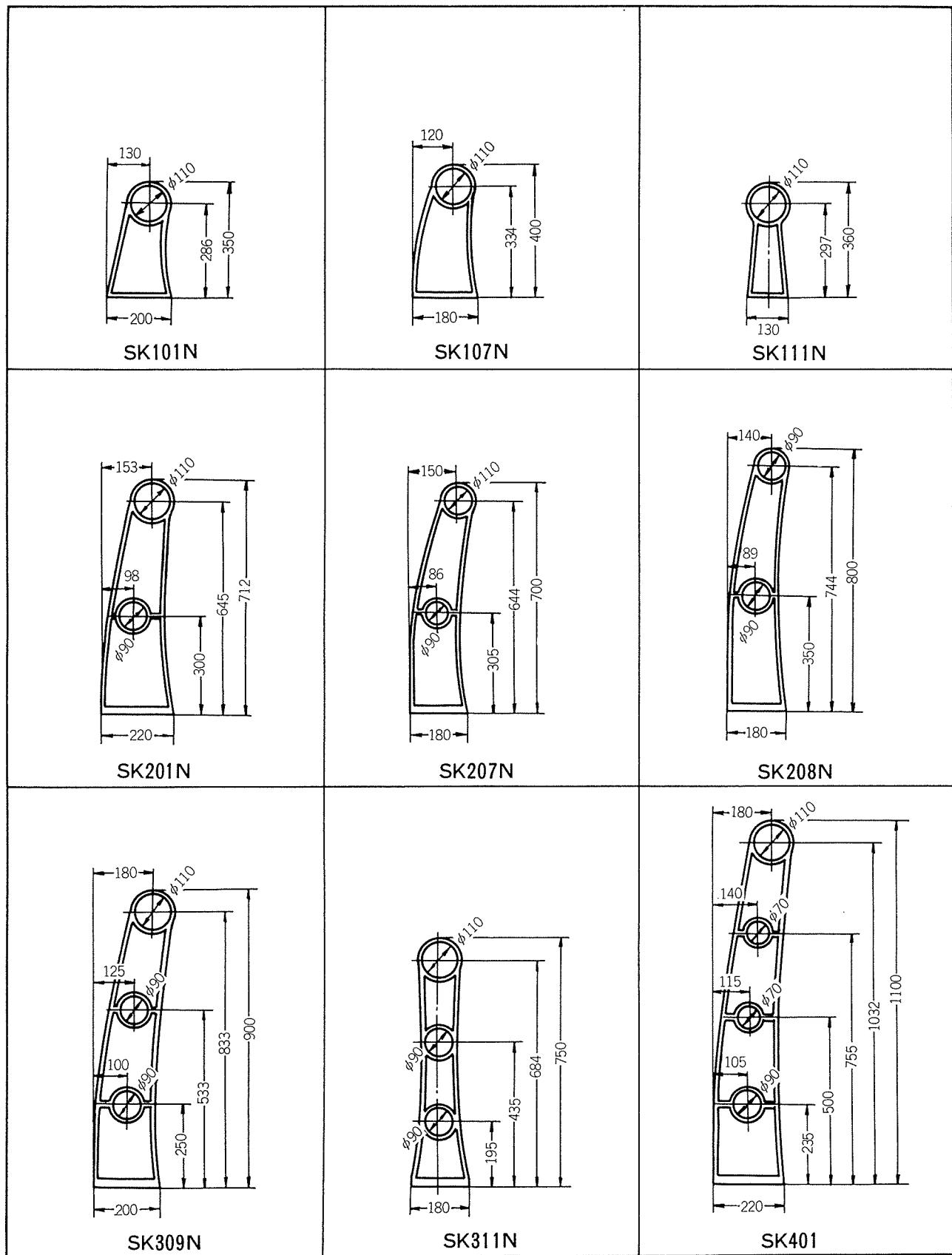


図 8-a パイプ高欄の側面図

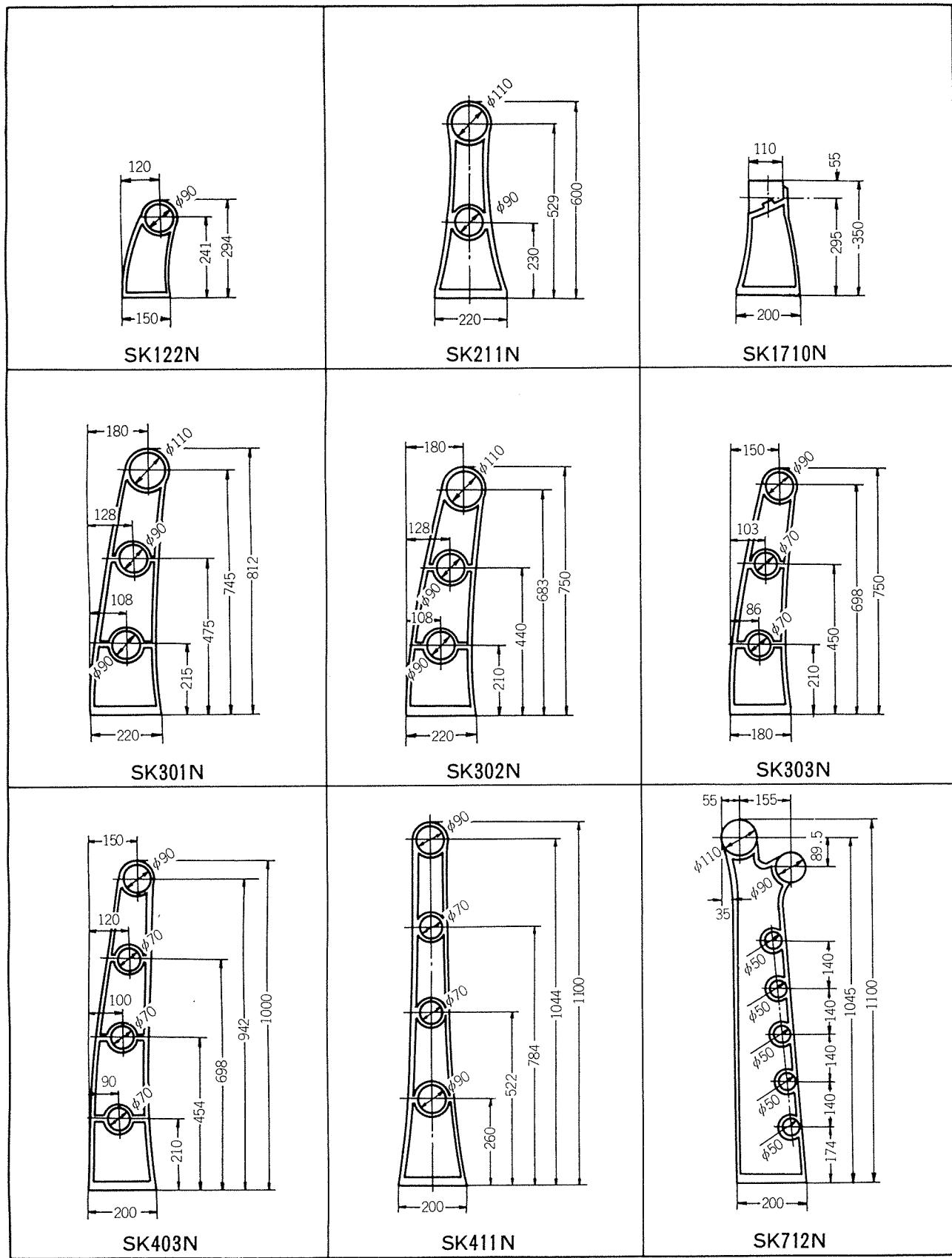


図 8-b パイプ高欄の側面図

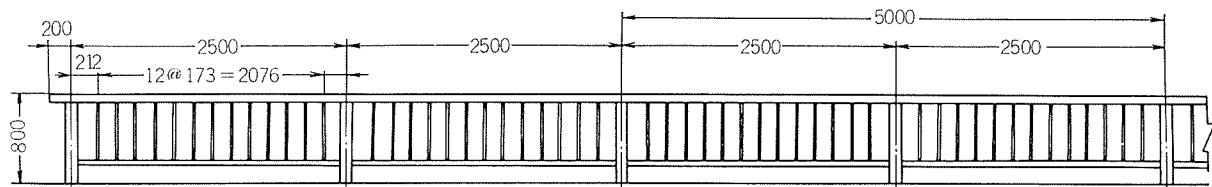


図 9 形材高欄縦格子型代表例（SK2435AN）の正面図

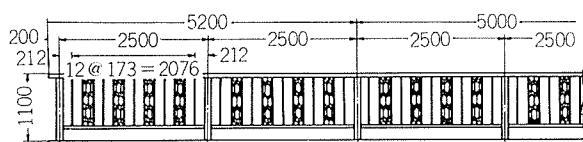


図10 形材高欄縦格子型正面図。アンプリフォームの
使用例（SK3511BN）

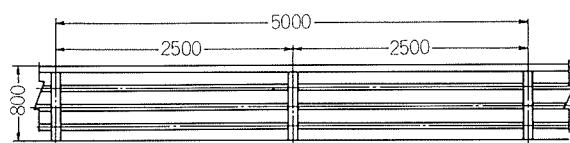


図 11 形材高欄横桟型代表例（SK4000AN）の正面図

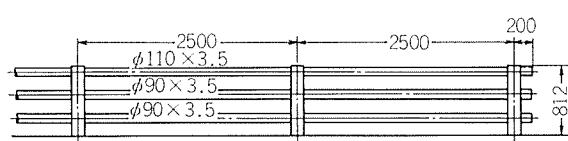


図 12 ハイブ高欄代表例（SK301N）の正面図

と、写真2の鉄物支柱は背面が開口部になったC型断面を有するものであったが、重量増をわずかに押えて断面係数を60%程度増大させるため、図13に示すように断面をH型に変更した。

5. おわりに

この高欄の新設計基準はわれわれ製造者側の統一した自
主基準として制定したものである。当社はもとより各社が
公表の翌年度からこれに準拠した製品を市場へ出したのは
当然であるが、幸いにして需要家側の深いご理解も得られ
て急速に普及したのは大慶の至りである。とくに監督官庁
である建設省の懇篤なるご指導も新設計基準推進の強力な
支えとなった。この機会に深く謝意を表する次第である。

文 献

- 1) 日本道路協会：道路橋示方書・同解説、2版、東京、(1973), 50.
 - 2) 日本道路協会：防護柵設置要綱、4版、東京、(1974), 4.
 - 3) 同上、89.
 - 4) 日本道路協会：自転車道等の設計基準解説、東京、(1974), 57.
 - 5) The Aluminum Association: *Aluminum standards & data*, New York、(1977-78)、37.

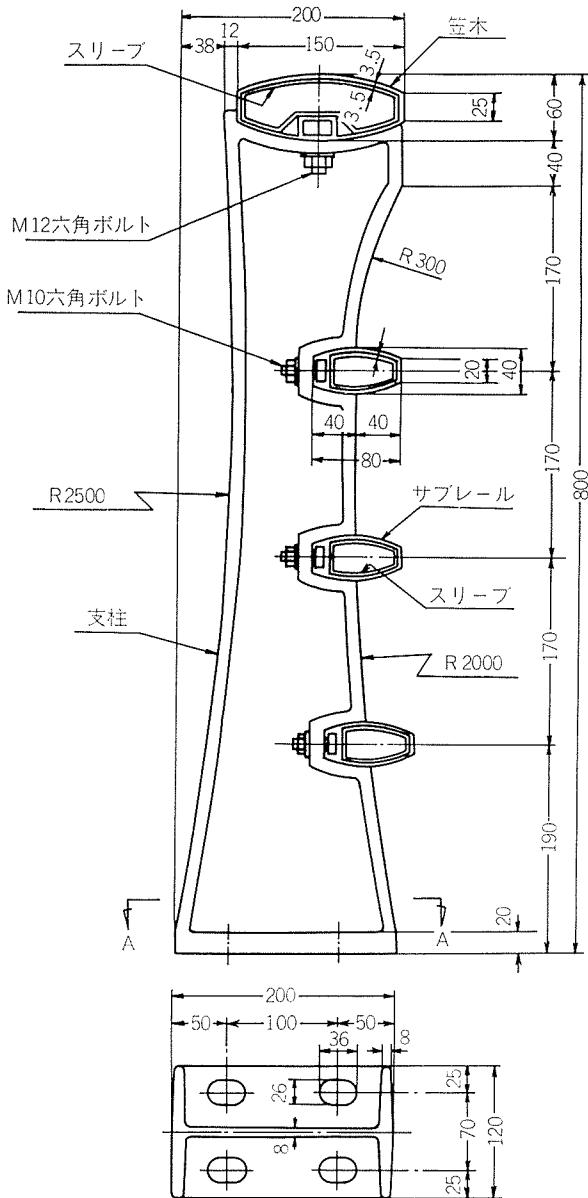


図 13 鎔物支柱の形状変更例（写真 2 と比較）

- 6) The Aluminum Association: *Specifications for Aluminum Bridge and Other Highway Structures*, New York, (1969).

七
洋

- P. 70 ** 商品名。押出形材を加工して、独特の網目状のパネルとしたもの。

P. 73*** 建設省が推進している優良住宅部品認定制度のこと、Better Living を略してBLと称している。

アルミニウム合金部材のボルト継手強度に関する一実験

竹 島 義 雄
中 村 授

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金部材のボルト継手強度に関する一実験*

竹島 義雄** 中村 授**

Experimental Studies on the Strength of Bolted Joint in Aluminum Alloy Members

by Yoshio Takeshima and Sazuku Nakamura

Bearing tests were carried out with aluminum alloy 6061-T6 and 7003-T5 specimens which had various edge and end distances. The effect of edge and end distances on the strength of bolted joint in aluminum alloy members was investigated.

The results obtained are as follows:

- (1) Fracture mode is either tension fracture at edge part or shear fracture at end part, the former occurs when $e_2 < (e_1 + d)/2$, the latter occurs when $e_2 > (e_1 + d)/2$, where e_1 is end distance, e_2 is edge distance and d is bolt diameter.
- (2) Existence of threads on bearing part has no effect on the ultimate strength, but it makes the deformation larger.
- (3) As regulations for edge and end distances of bolted joint in aluminum alloy members, $e_1 \geq 2.0d$ and $e_2 \geq 1.5d$ are proposed.

1. はじめに

ボルトあるいはリベット接合された継手の強度を決定する因子の一つに被接合材の支圧強度 (Bearing properties) がある。ALCOA の構造ハンドブック¹⁾には各種アルミニウム合金の引張強度、圧縮強度、せん断強度とともに、支圧強度の下限値が示されており、また、著者の一人による、支圧強度におよぼす軸径および板厚の影響を調べた実験²⁾もあるが、いずれも孔の中心から部材の縁端までの距離は軸径に対して一定の比で与えられているのみである。

いっぽう、ボルトあるいはリベット継手の用いられることが多い建築および土木構造物の場合、アルミニウム合金に対してもアルミニウム合金建築構造設計施工規準案³⁾（以下建築規準案と呼ぶ）およびアルミニウム合金土木構造物設計製作指針案⁴⁾（以下土木指針案と呼ぶ）において、後述するようにそれぞれ最小縁端距離が規定されている。

ここでは、実用的な見地から、構造用アルミニウム合金の中で比較的ボルト接合されることの多い2材質を用いて縁端距離を変えた支圧強度試験を行ない、ボルト継手強度におよぼす縁端距離の影響を調べるとともに、許容応力を考慮して、適正な縁端距離について検討した。

*第17回アルミニウム建築シンポジウム (Feb. 1978) に発表

**技術研究所

2. 支圧強度に関する定義

一般に、有孔板が孔に隙間なく挿入された軸を通して支圧を受けた場合、荷重がある大きさに達するまで、孔の変形量は荷重にはば比例する。さらに荷重が増えると、この比例関係はくずれ、変形量が増大して、最大荷重に到達したのち破壊にいたる。

支圧応力 σ_b は軸径に板厚を乗じた投影面積に一様に生じているという仮定のもとに、荷重 P 、軸径 d 、板厚 t によって(1)式で定義される。また、支圧ひずみ ϵ_b は孔の変形量 δ と孔径の比として定義され、孔径が軸径と等しい場合には(2)式で表わされる。

$$\sigma_b = P/dt \quad \dots\dots\dots(1)$$

$$\epsilon_b = \delta/d \quad \dots\dots\dots(2)$$

したがって、Fig. 1 に示すように、荷重と孔の変形量の関係は軸径と板厚による換算を行なうだけで、そのまま支圧応力と支圧ひずみの関係となる。そして、残留ひずみ 2 % を生じる支圧応力を支圧耐力 (Bearing yield strength), 最大支圧応力を支圧強さ (Bearing ultimate strength) と呼び、支圧応力と支圧ひずみが比例する範囲内での σ_b/ϵ_b を支圧弾性係数と呼ぶことにする。Fig. 1 にはこれらをそれぞれ σ_{by} , σ_{bu} および E_b で示した。

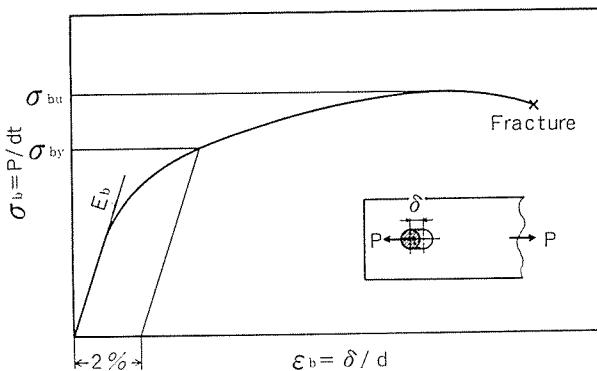


Fig. 1 Typical relation between bearing stress and bearing strain.

3. 建築規準案および土木指針案における規定

冒頭で述べたように、建築規準案および土木指針案には許容応力とともにボルト（リベット）継手の最小縁端距離が規定されている。

建築規準案における規定はつぎのとおりである。

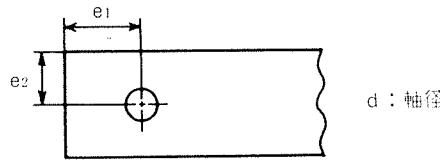
$$\text{許容引張応力 } f_t = F/1.5$$

$$\text{許容せん断応力 } f_s = F/1.5\sqrt{3}$$

$$\text{許容支圧応力 } f_b = 1.25F$$

$$\text{孔の中心から部材端までの距離 } e_1 \geq 2.5d$$

$$\text{孔の中心から部材縁までの距離 } e_2 \geq 1.3d$$



ここに、許容応力算定の基準となる F 値は JIS 規格に定められている引張強さの $5/6$ と耐力のうち、いずれか小さい方の値である。建築規準案における許容応力は F 値に基づいて算定されるため、各許容応力の比は材料によらず一定となり、許容支圧応力は許容引張応力の約 1.88 ($= 1.25 \times 1.5$) 倍である。

土木指針案における規定はつぎのようであり、許容応力は JIS に定められている耐力 $\sigma_{0.2}$ やび引張強さ σ_B をそれぞれ所定の安全率で除し、いずれか小さい方の値を探ることになっている。

$$\text{許容引張応力 } \sigma_{ta} = \sigma_{0.2}/1.85, \text{ 又は } \sigma_B/2.2 \quad (\text{小さい方})$$

$$\text{許容せん断応力 } \tau_a = \sigma_{0.2}/1.85\sqrt{3}, \text{ 又は } \sigma_B/2.2\sqrt{3} \quad (\text{同上})$$

$$\text{許容支圧応力 } \sigma_{ba} = 1.9\sigma_{0.2}/1.85, \text{ 又は } 1.9\sigma_B/2.64 \quad (\text{同上})$$

孔の中心から部材端までの距離（リベットの場合）

$$e_1 \geq \begin{cases} 2.0d & (\text{圧延・仕上縁等}) \\ 2.2d & (\text{せん断縁等}) \end{cases}$$

この場合には、許容支圧応力と許容引張応力の比は材料に

よって 1.58~1.9 の異なる値となる。なお、同一材料に対する許容応力の値は建築規準案よりも土木指針案の方がかなり小さい。

4. 試験方法

供試材としては板厚 6 mm の 6061-T6 および板厚 10 mm の 7003-T5 を用いた。これらはいずれも押出板あるいは押出形材から切り出した平板であり、引張性質を Table 1 に示す。縁端距離はつぎの各組合せとし、負荷方向は材料の押出方向に一致させた。

$$e_1 = 1.5d, 2.0d, 2.5d, 3.0d$$

$$e_2 = 1.3d, 1.5d, 2.0d$$

接合部は Fig. 2 に示すように、ボルトに二面せん断が生じる形式とし、スリーブを装入後、試験片とスリーブ端面の間に摩擦が極力生じないように両側のナットを軽く手締めして、試験片の板厚方向への変形を拘束するよう努めた。ボルトは M20 としたが、支圧面が非ネジ部のものとネジ部のものを、それぞれ別個に合金工具鋼を用いて製作した。前者による接合部はリベットあるいはピン継手とみなすこともできる。ただし、通常のピン継手の場合、板厚方向への変形拘束はあまり期待できない。ボルト孔の直径は建築

Table 1 Tensile properties of test materials.

Material	Plate thickness (mm)	Yield strength* (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Remark**
6061-T6	6	27.1	30.0	17	A
	6	25.1	28.4	17	B
7003-T5	10	28.2	35.4	18	A
	10	28.7	34.5	19	B

*0.2% offset.

**A: Used for bearing test with unthreaded part of bolt.

B: Used for bearing test with threaded part of bolt.

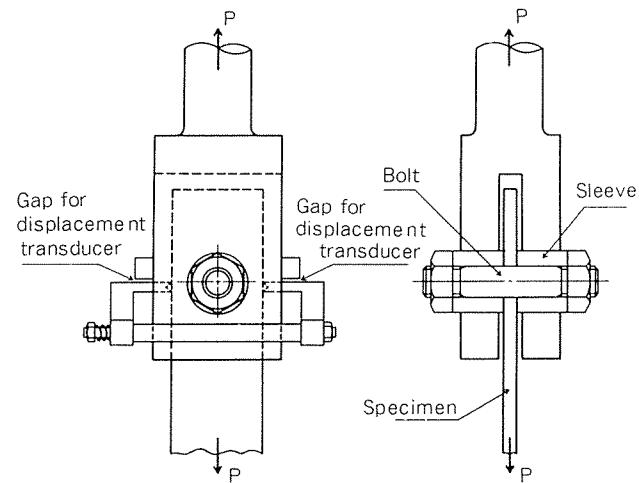


Fig. 2 Schematic diagram of test joint.

規準案にしたがってボルトの軸径 +0.5mm、すなわち 20.5 mm とした。試験片の縁端面は切削のまま、ボルト孔はドリル加工のままである。接合部の組立にあたっては、極く普通の状態をねらい、試験片、ボルトおよびスリーブの表面を乾いた綿布で拭くだけにとめた。

試験は Fig. 2 の接合部をアムスラー式引張試験機に組込み、引張荷重を与えた。ボルト孔の変形量は、図中に示した変位計装着用の間隙に、韌性試験における開口変位測定用として市販されているクリップゲージ（東京測器製）を挿入することによって、ボルト孔中心を通る水平線上の試験片縁面とボルトとの相対的なずれとして検出し、試験機の油圧荷重とクリップゲージの出力を X-Y レコーダに記録した。

5. 試験結果および考察

5.1 支圧応力-支圧ひずみ線図

各縁端距離を有する試験片が、非ネジ部あるいはネジ部によって支圧力を受けた場合の支圧応力-支圧ひずみ線図を Fig. 3 および Fig. 4 に示す。本試験における孔径は軸径

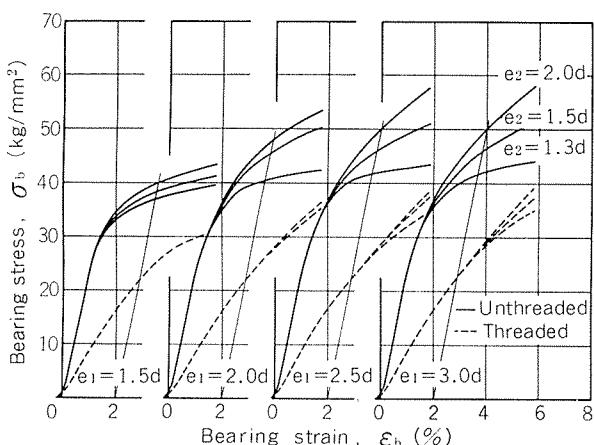


Fig. 3 Bearing stress-strain diagrams for 6061-T6.

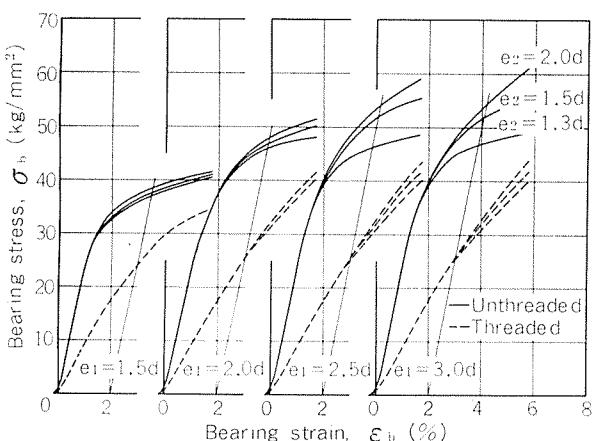


Fig. 4 Bearing stress-strain diagrams for 7003-T5.

と等しくないが、支圧ひずみの算定には、簡単のため軸径を用い、非ネジ部、ネジ部とも $d=20\text{mm}$ とした。

支圧応力-支圧ひずみ線図の立上がりが多少ゆるやかなのは、ボルトとボルト孔側壁とがまず局部的に接触するためであり、非ネジ部による支圧の場合には、荷重が少し増えてボルトとボルト孔がなじむと、応力とひずみはほぼ比例関係に入ってくる。支圧耐力の算定にあたっては、応力-ひずみ線図の立上がりの非直線性を無視し、比例部分を応力零まで延長して考えることにした。応力とひずみが比例する範囲内での応力-ひずみ線図は、縁端距離が異なってもほとんど同じであり、換言すれば、支圧弾性係数は縁端距離の影響を受けないということになる。ネジ部による支圧の場合には、ネジ山がボルト孔側壁に食込むため、見かけの支圧弾性係数が非ネジ部の場合よりも大幅に低くなり、同じ支圧応力に対する継手としての変形量ははるかに大きくなる。したがって、ボルトのネジ部の長さは締付け長さを考慮して、必要最小限におさえることが望ましい。

なお、6061-T6 と 7003-T5 で、支圧応力-支圧ひずみ線図に顕著な差はみうけられない。

5.2 破壊形態と縁端距離の関係

6061-T6 試験片の試験後の状態を Fig. 5 に、7003-T5 試験片のそれを Fig. 6 にそれぞれ示す。これらはいずれもネジ部による支圧を受けた試験片であるが、非ネジ部による支圧を受けた試験片も破壊の状態に大きな相違はなかった。各試験片の破壊箇所は縁あき部あるいは端あき部であ

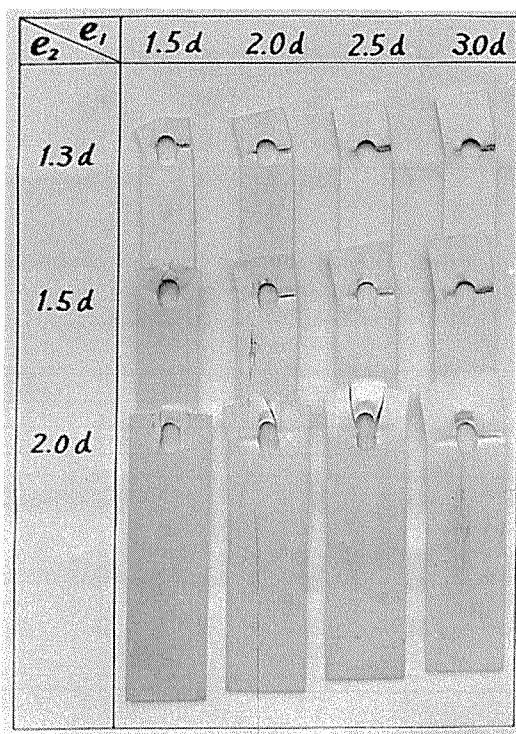


Fig. 5 Appearance of 6061-T6 specimens after testing.

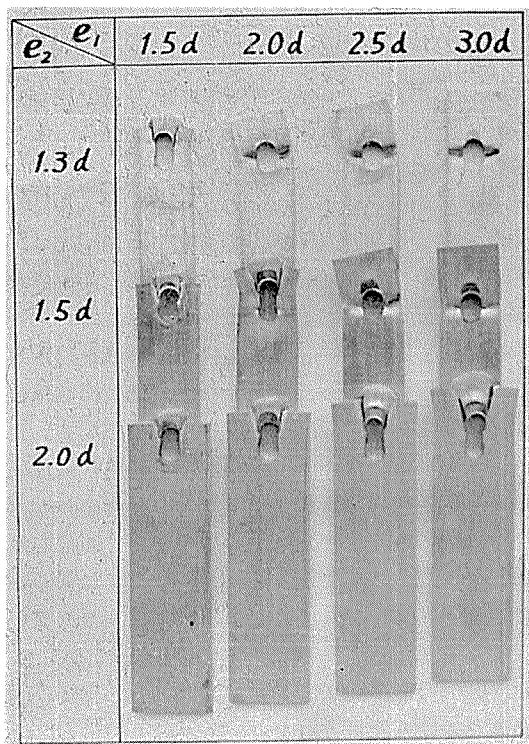


Fig. 6 Appearance of 7003-T5 specimens after testing.

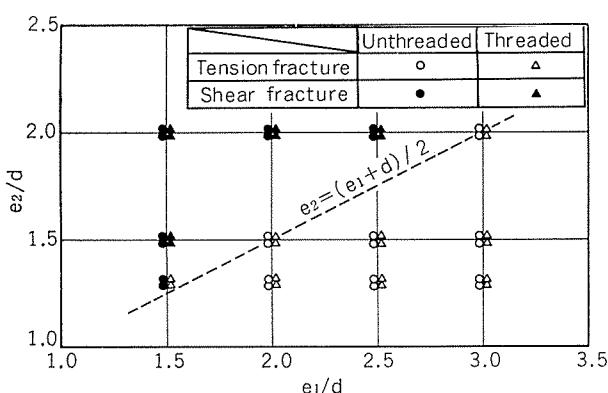


Fig. 7 Effect of edge and end distances on fracture mode of 6061-T6.

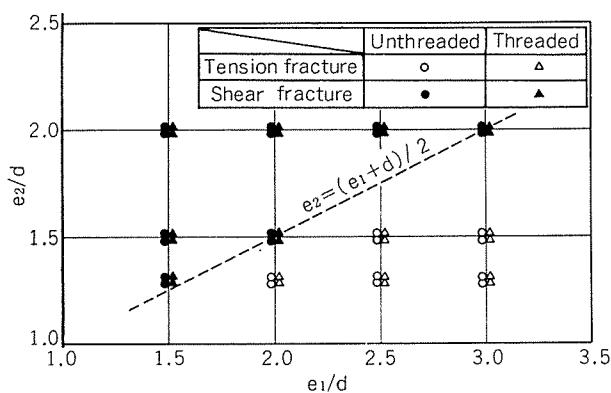


Fig. 8 Effect of edge and end distances on fracture mode of 7003-T5.

り、破壊形態は前者が引張、後者がせん断もしくは面内曲げと考えられる。面内曲げの様相を呈している破壊は6061-T6の一部にみられるが、7003-T5の端あき部破壊はすべてせん断破壊である。そこで、便宜上、面内曲げ破壊をせん断破壊に含め、破壊形態を縁あき部の引張破壊と端あき部のせん断破壊の二つに区別することにする。

破壊形態を縁端距離に対して図示すると Fig. 7 より Fig. 8 となる。6061-T6 の $e_1=1.5d$, $e_2=1.3d$ を除けば、非ネジ部とネジ部で破壊形態は変わらず、 e_1 が大きくなれば縁あき部が引張破壊し、 e_2 が大きくなれば端あき部がせん断破壊するようになる。ただし、6061-T6 と 7003-T5 では破壊形態の境界が多少異なり、図中に示す $e_2=(e_1+d)/2$ の線上では、6061-T6 が縁あき部の引張破壊であるのに対して、7003-T5 は端あき部のせん断破壊である。Fig. 5, Fig. 6 より縁あき部が引張破壊する場合および端あき部がせん断破壊する場合の破壊部断面積は、それぞれ近似的に $(2e_2-d)t$ および $2e_1t$ とみることができるので、材料のせん断強さが引張強さの $1/2$ であると仮定すれば破壊形態の境界を示す式として、Fig. 7, Fig. 8 に示した $e_2=(e_1+d)/2$ が得られる。これらから、 $e_2 < (e_1+d)/2$ の場合に縁あき部の引張破壊、 $e_2 > (e_1+d)/2$ の場合に端あき部のせん断破壊がそれぞれ支配的になると考えてよからう。

5.3 支圧強度と縁端距離の関係

最大荷重から求まる支圧強さを各材料の引張強さに対する比で Fig. 9 および Fig. 10 に示す。図中の記号は Fig. 7, Fig. 8 と同じであり、ネジ山の存在は支圧強さにはほとんど影響をおよぼさない。縁端距離が大きくなれば支圧強さは向上するが、 e_1 と e_2 の効果はそれぞれ独立ではないので、一方ばかりを大きくすることは無意味である。これらの図で、水平のバンドは縁あき部の引張破壊に対応し、斜めのバンドは端あき部のせん断破壊に対応している。破壊を生じない方の距離が大きくなても支圧強さの向上につながらないことは容易に理解できる。

6061-T6 と 7003-T5 の支圧強さを比較すると、水平のバンドの位置は両者でほとんど同じであるが、斜めのバンドの位置は6061-T6よりも7003-T5の方が低い。各 e_2 の値に対する水平のバンドの位置から破壊時の公称引張応力 σ_n を算定することが可能であり、 e_1 と斜めのバンドの関係から破壊時の公称せん断応力 τ_n を算定することが可能である。縁あき部が引張破壊する場合の破壊部断面積を $(2e_2-d)t$ 、端あき部がせん断破壊する場合のそれを $2e_1t$ として σ_n や τ_n を求めると、縁端距離の大小にかかわらず、6061-T6 が $\sigma_n=0.94\sigma_B$, $\tau_n=0.50\sigma_B=0.53\sigma_n$, 7003-T5 が $\sigma_n=0.94\sigma_B$, $\tau_n=0.43\sigma_B=0.46\sigma_n$ となる。すなわち、縁あき部が引張破壊する場合には $(2e_2-d)t$ で、端あき部がせん断破壊する場合には $2e_1t$ で、それぞれ荷重に抵抗することが確認された。また、これらの結果は前節で仮定した $\tau_n=0.5\sigma_n$ やその場合の破壊形態の境界を示す式 $e_2=(e_1+d)/2$ とも矛盾しない。

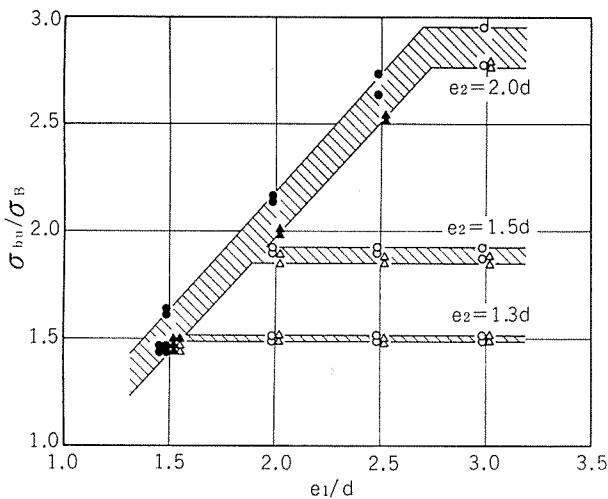


Fig. 9 Bearing ultimate strength of 6061-T6.

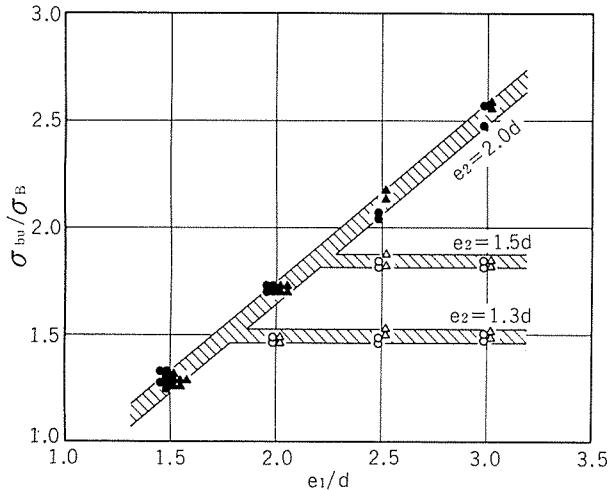


Fig. 10 Bearing ultimate strength of 7003-T5.

非ネジ部による支圧を受けた場合の支圧耐力を各材料の耐力に対する比で Fig. 11 および Fig. 12 に示す。支圧耐力も縁端距離が大きくなるにつれて向上しているが、支圧強さほどの向上はみられず、縁端距離に対して支圧強さにみられたような規則的な関係がない。ネジ部による支圧の場合には Fig. 3, Fig. 4 に示したように、ネジ山がボルト孔側壁に食込むことによって、非ネジ部の場合よりも変形量がはるかに大きくなる。

5.4 許容応力からみた必要縁端距離

本試験に供した 2 材質のうち、7003-T5 は JIS 規格に登録されてから日が浅く、現時点では建築規準案、土木指針案のいずれにも規定されていないが、ここでは 6061-T6 とともに、3 章に示した許容応力が適用されると考えることにする。

建築規準案によれば、すでに述べたように許容支圧応力は許容引張応力の 1.88 倍である。したがって、支圧に対して引張に対するのと同程度の破壊安全率を確保するために

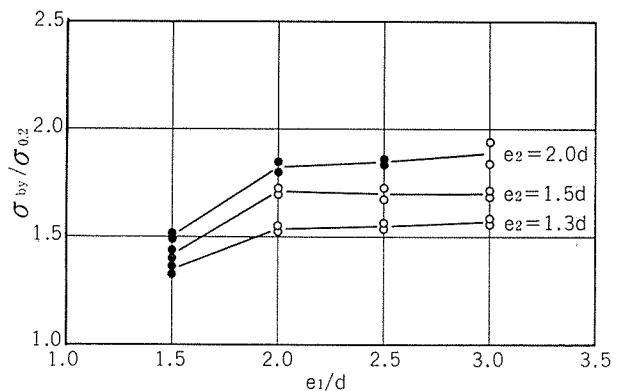


Fig. 11 Bearing yield strength of 6061-T6.

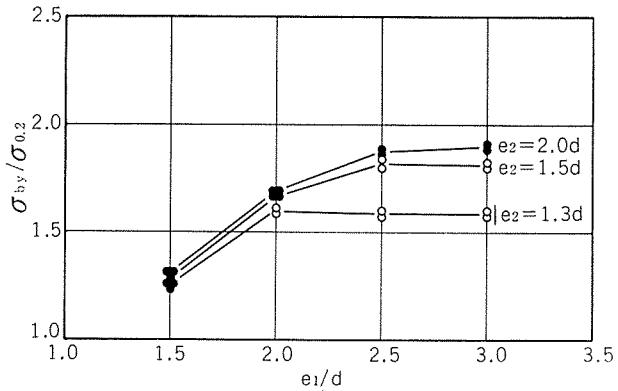


Fig. 12 Bearing yield strength of 7003-T5.

は、6061-T6 の場合 Fig. 9 より $e_1 \geq 1.8d$, $e_2 \geq 1.5d$ が必要であり、7003-T5 の場合 Fig. 10 より $e_1 \geq 2.2d$, $e_2 \geq 1.5d$ が必要である。また、支圧耐力を引張における耐力と同等に扱うならば、支圧に対して引張に対するのと同程度の変形安全率を確保するための縁端距離は、Fig. 11, Fig. 12 より 6061-T6, 7003-T5 とも $e_1 \geq 2.5d$, $e_2 \geq 2.0d$ となる。ただし、これは非ネジ部によって荷重が伝達される場合に限られ、ネジ部によって荷重が伝達される場合には変形安全率を議論することはできない。

土木指針案によれば、6061-T6 および 7003-T5 の許容支圧応力はいずれも許容引張応力の約 1.6 倍となる。したがって、上記と同様に考えれば、破壊に関しては 6061-T6 の場合 $e_1 \geq 1.6d$, $e_2 \geq 1.4d$, 7003-T5 の場合 $e_1 \geq 1.9d$, $e_2 \geq 1.4d$ が必要であり、非ネジ部による変形に関しては 6061-T6, 7003-T5 とも $e_1 \geq 2.0d$, $e_2 \geq 1.5d$ が必要となる。

以上の結果から判断すると、建築規準案における規定 $e_1 \geq 2.5d$, $e_2 \geq 1.3d$ は必ずしも適正なものであるとはいえない。Fig. 13⁵⁾ は隙間なく挿入された二面せん断型ピン継手が引張荷重を受けた場合の形状係数を示しており、これによると縁端距離がいくら大きても、支圧応力が降伏応力を越えると材料の一部が降伏することになる。建築規準案、土木指針案の両者とともに材料の耐力を上回る許容支圧応力

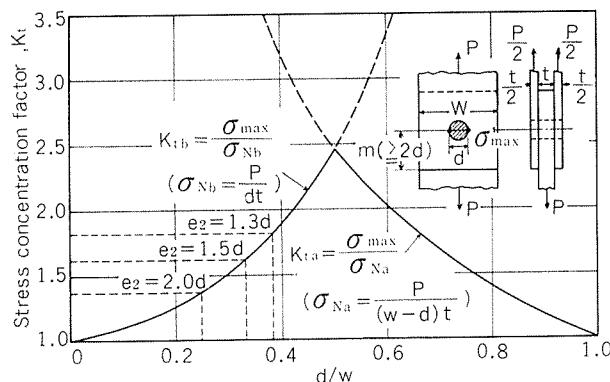


Fig. 13 Stress concentration factor for a simple pin joint (by Frocht and Hill).⁵⁾

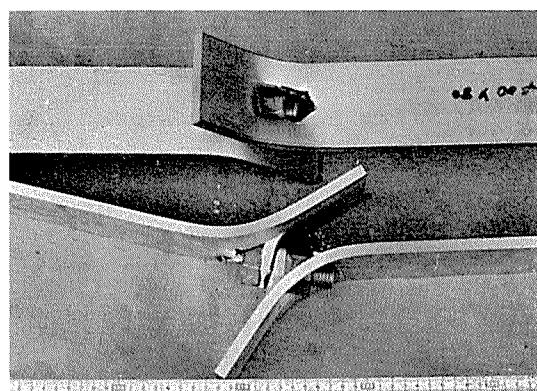


Fig. 14 Tear fracture of single shear bolted joint in 7003-T5.

を与えていていることから、ボルト継手には多少の変形が許されていると考えねばならない。逆にいえば、変形を極端に嫌う箇所にはボルト継手を用いることができないということである。そこで結論として、アルミニウム合金部材のボルト継手に必要な縁端距離としては、破壊安全率を重視し、破壊形態も考慮して $e_1 \geq 2.0d$, $e_2 \geq 1.5d$ を推奨したい。なお、この縁端距離では、7003-T5の場合 $\sigma_{bu}/\sigma_B = 1.7$ であり、建築規準案における許容支圧応力と許容引張応力の比 1.88 を下回るが、7003-T5 の実際の引張強さが JIS 規格に定められた下限値よりもかなり高いことから、十分であると考えられる。

ところで、実際のボルト継手としては一面せん断型が多く用いられるが、この場合には縁端距離が大きいと Fig. 14 に示すような引裂破壊を生じる。Fig. 15 は 7003-T5 一面せん断型ボルト継手の支圧強さを示したものであり、Fig. 10 と比較すると、一面せん断型の場合には e_2 が大きくなつても二面せん断型ほどには支圧強さが向上しないことがわかる。

6. おわりに

6061-T6 および 7003-T5 を用いて縁端距離を変えた支圧強度試験を行ない、アルミニウム合金部材のボルト継手強度におよぼす縁端距離の影響を調べるとともに、適正な縁端距離について検討した。得られた主な結果はつきのとおりである。

(1) 二面せん断型ボルト継手の破壊形態は縁あき部の引張破壊と端あき部のせん断破壊に区別でき、 $e_2 < (e_1 + d)/2$ の場合に前者、 $e_2 > (e_1 + d)/2$ の場合に後者がそれぞれ支配的となる。

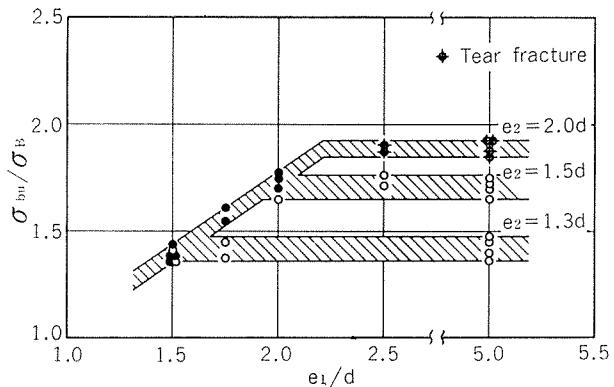


Fig. 15 Bearing ultimate strength of single shear bolted joint in 7003-T5.

(2) ボルトの支圧部にネジ山が存在しても継手の破壊強さにはほとんど影響をおよぼさないが、変形量はネジ山がない場合よりもはるかに大きくなる。

(3) 結論として、アルミニウム合金部材のボルト継手に必要な縁端距離としては $e_1 \geq 2.0d$, $e_2 \geq 1.5d$ が適正と考えられる。

文 献

- 1) ALCOA: *Structural Handbook*, (1960), 42.
- 2) 中村 授: 住友軽金属技報, 10 (1969), 77.
- 3) 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・同解説, (1973), 丸善.
- 4) 軽金属協会土木構造物委員会: アルミニウム合金土木構造物設計・製作指針案, (1977), 軽金属協会.
- 5) R.E. Peterson: *Stress Concentration Design Factors*, John Wiley & Sons, Inc., (1953) 99.

R222
Reprinted from

SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 19 No. 3, No. 4 July 1978

熱交換器用チタニウム管の超音波探傷

鷲 田 理 雄
金 森 照 夫
野 世 溪 精

住友軽金属工業株式会社

熱交換器用溶接チタニウム管の超音波探傷

鷲田理雄* 金森照夫**
野世溪精**

Ultrasonic Testing of Welded Titanium Tubes for Heat Exchangers and Condensers

by Michio washida, Teruo Kanamori and Tadashi Nositani

1. はじめに

熱交換器、特に大容量である原子力発電プラントの復水器や造水装置に供せられる熱交換器管に関してはその使用環境に対して、従来に倍する高信頼性の材料が要求されるようになってきた。その一つとして、溶接チタニウム管を使用しようとする傾向は日本のみならず海外においてもみられる。この事情はいまでもなく、継目無チタニウム管(Seamless titanium tubes)に比して溶接チタニウム管(Welded titanium tubes)は安価に製造可能であり、かつ溶接部の存在はその使用環境に対する信頼性を何ら損なうものではないということが必要かつ十分な規模のフィールドテストや実地応用によって証明されたことによっている。

しかし、大量に使用される工業材料という見地からいえば、溶接チタニウム管が従来より一層完備された非破壊検査システムによって検査される時、実用上の信頼性、すなわち卓越した耐食性という材料特性および応用に対する安定した品質の両者の享受が裏付けられる。

本文の目的は、住友軽金属工業(株)の溶接チタニウム管に関する非破壊検査システムのうち超音波探傷検査についてできる限り詳細に紹介することである。

2. 超音波探傷

2.1 造管ラインと非破壊検査

Fig. 1 に造管ラインと非破壊検査設備の概略配置を示した。所定の幅のチタニウム条はフォーミングロールによって円形に成形された後、アルゴン雰囲気中で溶接され管となる。所定の長さに切断された管は矯正ロールによって真円および直線に矯正される。この製造工程に従わない仕様の溶接チタニウム管もあるが、いずれの場合も矯正後仕様通りの非破壊検査が実施される。

2.2 超音波探傷検査基準

Table 1 に溶接チタニウム管の超音波探傷検査基準および渦流探傷検査基準(外国規格)を示した。JIS はいまだ制定されていない。ASTM 規格および ASME 規格の要求は両検査法のいずれか一方の採用であるが、顧客仕様は両検査の指定もしくは超音波探傷検査を重視する傾向にある。この傾向は、従来から普遍的であった渦流探傷検査に加えて、渦流探傷検査の弱点を補足する可能性を有する超音波探傷検査の両者による二重に評価された溶接チタニウム管が要求されるようになったことを示唆している。超音波探傷検査に関する顧客仕様のなかには、軸方向標準人工欠陥のみならず円周方向標準人工欠陥を付与しているもの

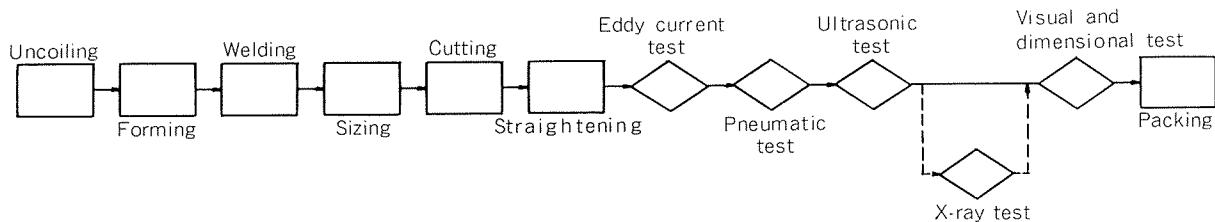


Fig. 1 Tubing line and nondestructive testing process.

*住友軽金属工業(株) 品質保証課

**技術研究所

Table 1 Nondestructive standard specifications for welded titanium tubes for condensers and heat exchangers.

	ASTM	ASME	
Designation of description	B338-74	Boiler and Pressure Vessel Code Section III NB-2552 for UT NB-2554 for ET	
Requirement	ET or UT	UT or ET	
Reference specimen	Longitudinal notch or drill hole (1) Notch width : 0.787 mm or less Depth : 12.5% of thickness or 0.102 mm Length: Compatible with the method Place : Outside surface (2) Drill hole Dia. : 0.787 mm or less	UT: Longitudinal notches width : 1.59mm or less Depth : 5% of thickness or 0.10mm Length: 25.4mm or less Place : Outside and inside	ET: Circumferential grooves and a drill hole (1) Grooves width : 1.59 mm or less Depth : 5% of thickness or 0.10 mm Length: 25.4mm or less Place : Outside and inside (2) Drill hole Dia. : 1.59 mm or less
Acceptance standard	Tubes with output indications less than the indication of the reference flaw	Same to the left	

がある。この仕様は原子燃料被覆用ジルコニア管の AE CL 規格 (Atomic Energy of Canada Limited.) に類似したものである。

2.3 超音波探傷器の概要

Table 2 に超音波探傷器の仕様を、また Fig. 2 に超音波探傷器の外観を示した。本設備は外径 38.1mm までの溶接チタニウム管を軸方向欠陥および円周方向欠陥について高速度で検査する能力を有している。

Table 2 Specification of ultrasonic testing system

Tube	Outer diameter 6 to 38.1 mm
	Length Min. 2.5 m
	Feed rate Max. 40 m/min (continuously)
Probe	Type Line focus ($1w \times 4\ell$ mm or 6ℓ mm)
	Material BaTiO ₃
	Frequency 5MHz
	Number Four for longitudinal and transversal defects in pair
Scanning	Rotating probes
	Rotating speed Max. 6,000 rpm (continuously)
	Pulse repetition frequency Max. 20KHz (continuously)

2.3.1 探触子の配置

Fig. 3 に示したように 4 個の探触子 (Transducers or Probes) が管のまわりを回転する回転子 (Rotor) に設置

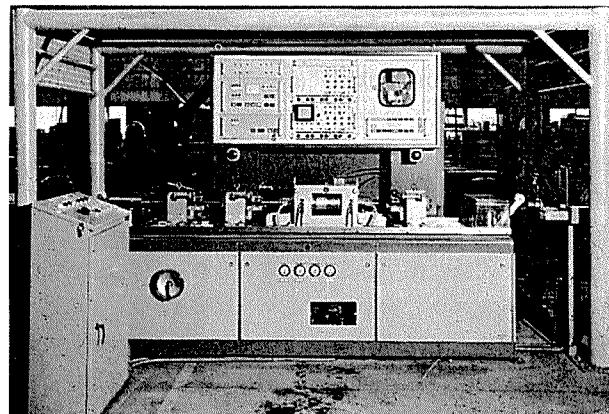


Fig. 2 General view of the ultrasonic testing system installed in Mikawa plant for welded titanium tubes.

されている。**Fig. 4** は 2 個のシェーを左右にずらした状態のロータの外観写真であり、丸穴の中に探触子が固定されているのがみえる。角度調整可能なこれらの探触子による音波の伝播方向は次の通りであり、理想的な探傷が実現される。

L1 : 時計回りの円周方向横波 (Clockwise-circumferential shear wave)

L2 : 反時計回りの円周方向横波 (Counter clockwise-circumferential shear wave)

T1 : 前進する軸方向板波 (Forward-axial Lambwave)

T2 : 後退する軸方向板波 (Aft-axial Lamb wave)

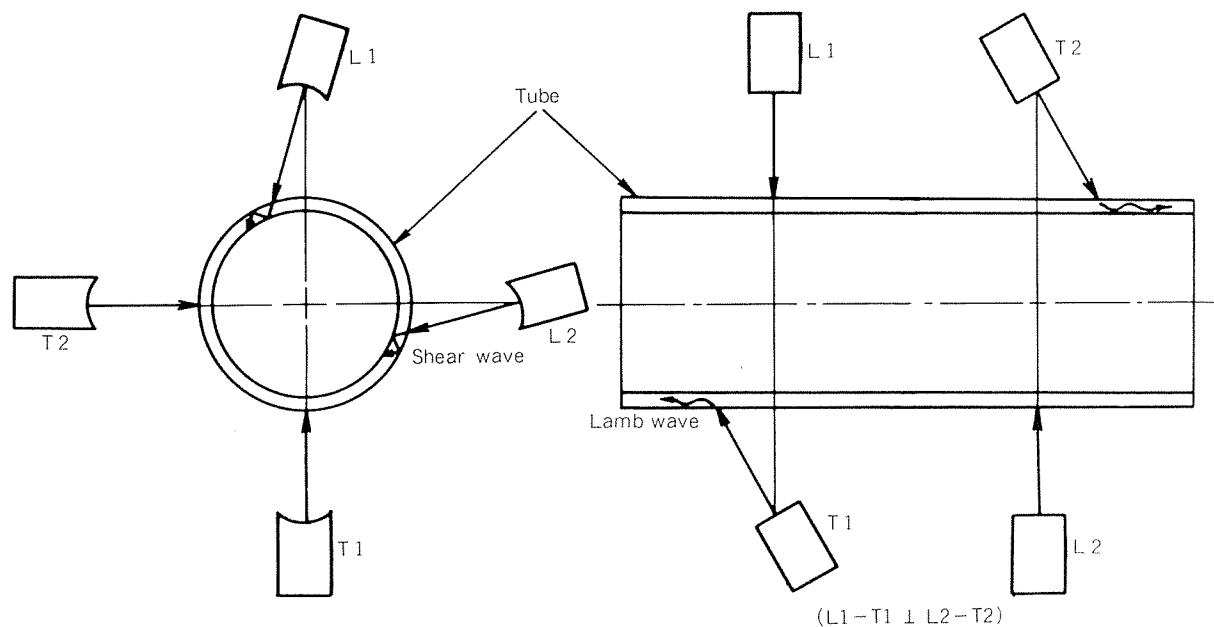


Fig. 3 Positioning of four transducers mounted on rotor in pair for longitudinal and transversal defects ; these are used for testing of L1, L2 ; longitudinal defects
T1, T2 ; transversal defects.

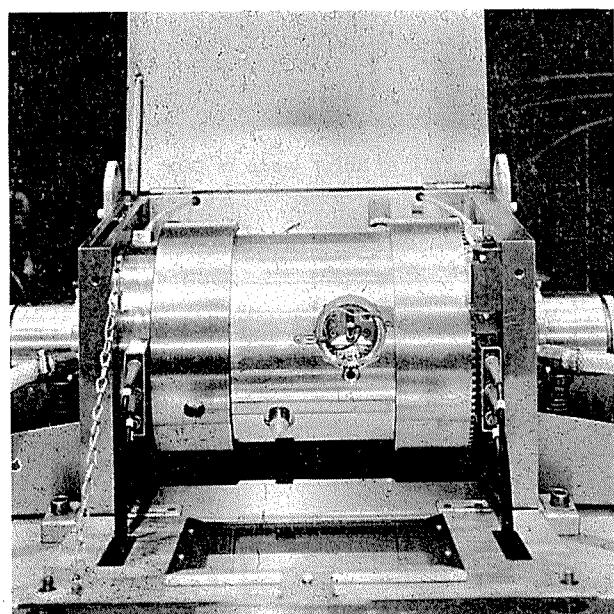


Fig. 4 A closer view of the rotor (rotary unit) with four transducers; it rotates at 6000 rpm around the test tube straightforward fed through centering device and tube driving component resulting in helical scanning of the full length.

これらの探触子の配置は、Fig. 5 に示すように、傾斜した欠陥による音波の反射は音波の進行方向によって異なるということを考慮して決定されたものである。

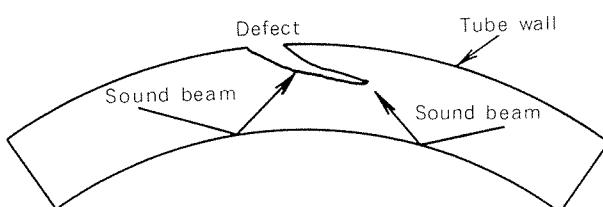


Fig. 5 Ideal ultrasonic inspection with clockwise and counter-clockwise propagating sound beams to detect all the defects regardless of defect orientation.

管は検査仕様を満足する最大の速度で探傷装置を通過する。この間に、わずかの両管端を除く管全面が完全にヘリカルに走査される。探触子と管のカップリング(音響結合)はチューブガイドと管との狭い隙を通して供給される加圧水によって達成される。探触子と探傷器本体 (Electric equipment) は容量カップリング (Condenser coupling) によって非接触に接続されている。この探傷器本体のパルス発信数 (Pulse repetition frequency) は最大 20KHz であり、ロータ回転数 6000 rpm 下における外径 38.1 mm の管の探傷も容易である。

2.3.2 探触子

探触子を Fig. 6 に、また焦域での音圧分布を Fig. 7 に示した。これらの図に見るように、ラインフォーカスタイル

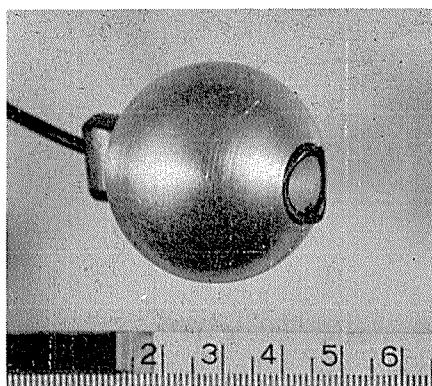
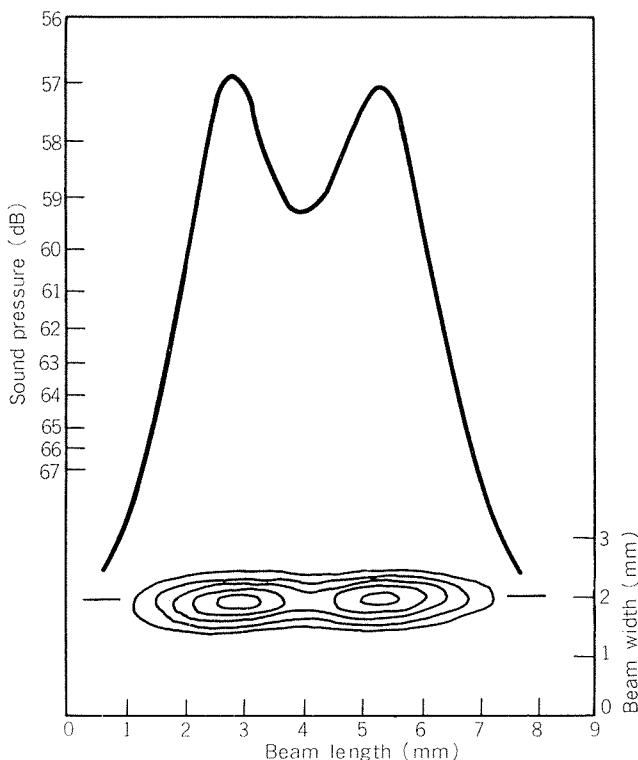


Fig. 6 Line focused transducer mounted in the rotor.

Fig. 7 Energy distribution of the line-focused transducer (1×4 mm) used for testing of welded titanium tubes.

の探触子を選定した。これは、主たる探傷対象である軸方向の欠陥に関して横波探傷 (Shear wave testing) を実現したいということ、さらに高速度検査という点においてポイントフォーカスタイプよりラインフォーカスタイプが有利であるということによっている。Zeitchel¹⁾ および Rooney²⁾ の指摘によれば、ジルコニウム薄肉管の探傷における欠陥の大きさとエコー高さの関係は横波探傷およびラム波探傷 (Lamb wave testing) につき優劣はないとい

うことになるが、横波探傷による欠陥検出の信頼性はラム波探傷のそれより高いという見解が一般的である^{3), 4), 5), 6)}。そして原子燃料被覆用ジルコニウム管の探傷にはもっぱら横波探傷が採用されている。さらに、内外面欠陥を極力判別したいとする要望を満たすためにも横波探傷が有利であった。

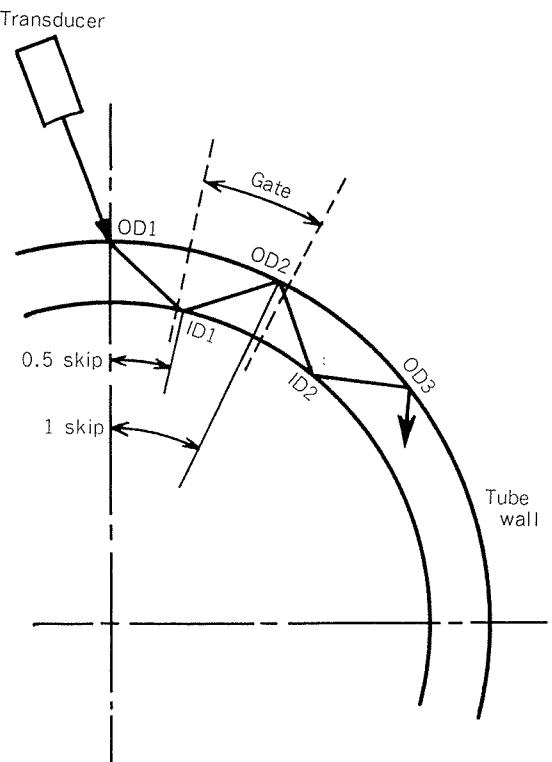


Fig. 8 Path of shear wave in tube wall.

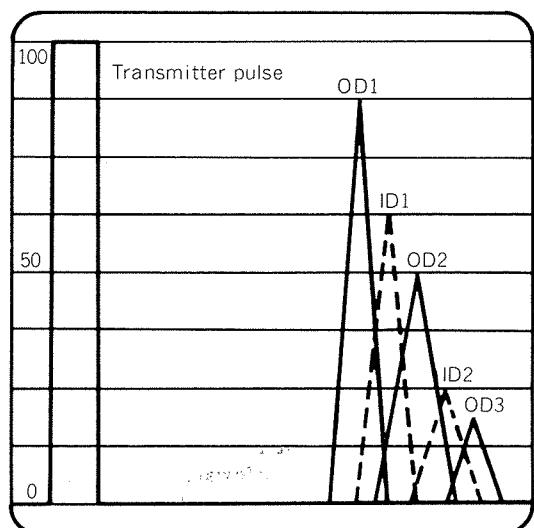
Fig. 9 Illustration of echos on CRT from longitudinal defects on outer and inner surfaces when applying a shear wave method (ordinate: echo height on CRT(%), abscissa : rotation angle (deg) or time (sec), OD_n and ID_n; see Fig. 8).

Fig. 8 は横波探傷における超音波の管内伝播経路を示したものである。また**Fig. 9**は内外面軸方向人工欠陥のCRT画面上での表示位置を模式的に示したものである。外面欠陥信号(ODn)および内面欠陥信号(IDn)がそれぞれ左より右に順次等間隔(0.5 skip 間隔)で表示されることをFig.8から容易に理解される。したがって、**Fig. 9**における ODn , IDn の存在は横波が管内を伝播していることを証明することになる。**Fig. 10** はロータを極めてゆっくり回転させた時記録された軸方向人工欠陥のエコー高さを示したものであり、横波探傷が実現されていることを示している。

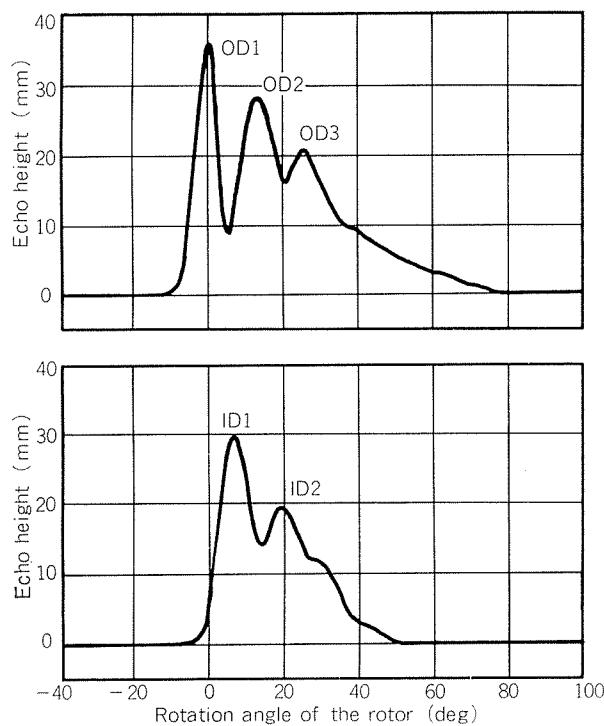


Fig. 10 Shear wave reflection from artificial flaws on outer and inner surface in the system (above and below figures respectively; tube size : $19.05^{\prime}\times 0.5^{\prime}$, notch : $0.15^d\times 0.2^w\times 10^l$).

3. 超音波探傷の実際

3.1 人工欠陥の加工

人工欠陥は放電加工機によって通常溶接管の母材部に加工される。加工用電極は Ag(35%)-W(65%) の焼結合金板とし、その板厚および長さは仕様により異なる。

人工欠陥の加工に際してその深さは、電極の降下量と電極の消耗量によって決定される。電極の消耗量については加工電圧と加工時間を変数とする検量線が与えられている。この検量線を参照することによって、任意の深さの人

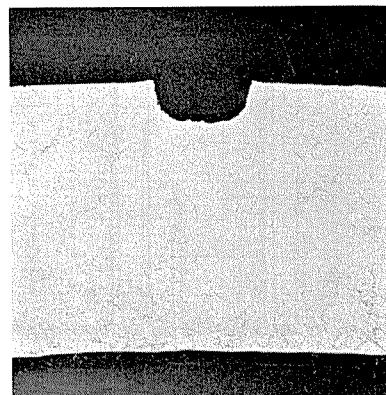


Fig. 11 Cross section of artificial flaw by electric discharge method (depth : 0.1 mm, width : 0.2 mm, wall thickness : 0.71 mm).

工欠陥が容易に加工される。しかし、実際の作業手順としては、まず第一にダミー欠陥が加工されその深さを深さ測定顕微鏡で確認した後、これと同一条件で標準人工欠陥(Standard defect)が加工される。**Fig. 11**に幅0.2mmの電極による深さ0.1mmの外面軸方向人工欠陥の顕微鏡断面図を示した。**Fig. 11**にみるように、完全なバットレスタタイプの人工欠陥の入手は困難で、一般的には電極の消耗に伴ってU字タイプのものとなる。

3.2 人工欠陥の検出能

本章以下においては軸方向欠陥の検出について記述することにする。

(1) オーバーラップ率と検査速度

Fig. 7に示したように焦域における超音波の軸方向有効長さを4mmとすると、ロータの回転数は最大6000rpmであるから、検査速度が18m/min.である時、個々の探触子による25%オーバーラップ走査が可能である。すなわち探傷ピッチは3mm/rev.となる。

(2) 入射角の選定およびゲート設定

外面人工欠陥につきOD2(1skip)、これと同一寸法の内面人工欠陥につきID1(0.5skip)におけるエコー高さ(**Fig. 8**および**Fig. 9**参照)がほぼ同一となる入射角が選定され、記録計への出力のためのゲートはOD2とOD1の指示位置の両端に設定された。

(3) 人工欠陥深さとエコー高さの関係

3.1章に述べた手順に従って加工された人工欠陥(内外面軸方向ノッチ)に関する検査速度18m/min.時の探傷記録例を**Fig. 12**に示した。S/N比および再現性は良好であり、欠陥深さとエコー高さとの関係はほぼ直線的であった(**Fig. 13**)。

(4) 検査速度とエコー高さの関係

Fig. 13より検査速度の影響は小さく、検査速度18m/min.時のエコー高さは6m/min.(75%オーバーラップ走査)時の最大10%減に過ぎなかった。

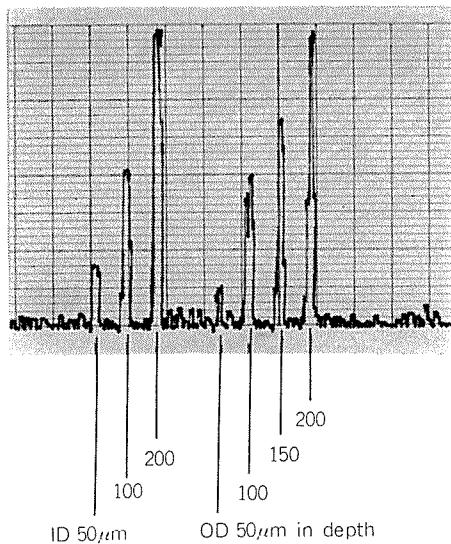


Fig. 12 Echo height of a reference specimen (RT11-F1)
(tube size : $25.4^{\circ} \times 0.7^{\circ}$, notch $0.2'' \times 10'$).

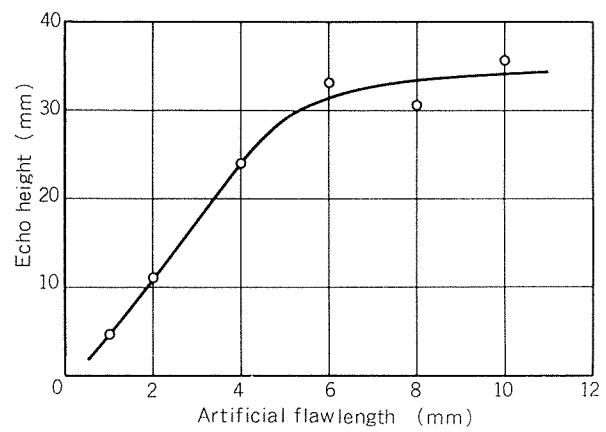


Fig. 14 Relationship between length of artificial flaw (notch) and echo height (testing speed : 18 m/min., tube size : $19.05^{\circ} \times 0.5^{\circ}$, notch : $0.2'' \times 0.2''$).

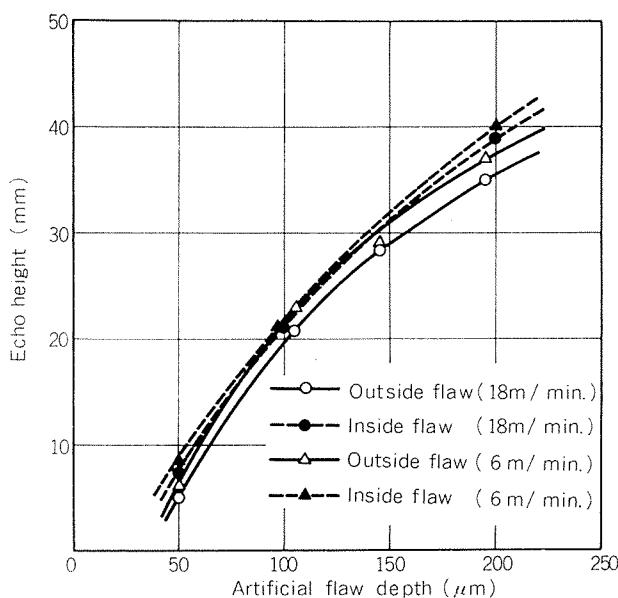


Fig. 13 Relationship between depth of artificial flaw (notch) and echo height (tube size : $25.4^{\circ} \times 0.7^{\circ}$, noth : $0.2'' \times 10'$).

(5) 人工欠陥長さとエコー高さの関係

同一深さを有する人工欠陥の長さとエコー高さとの関係をFig. 14に示した。Fig. 14によれば、長さ6mm以上の人工欠陥のエコーの高さはほぼ同じであったが、長さ6mm未満の人工欠陥については長さの減少につれてエコー高さはおよそ直線的に低下した。このことは探傷ピッチ(3mm/rev.)および焦域における音波の軸方向有効長(4mm)を考慮して次のように説明された; 音波の反射面積は7mm以上の人工欠陥については同一となるが、それ以下の長さ

の人工欠陥については比例的に減少する。その結果、長さ約6mmのところに屈曲点が出現した。

3.3 溶接欠陥の検出例

溶接部の欠陥として、アンダーカット(Undercut), 段違い(Offset), 割れ(Crack), 止端割れ(Toe crack), ブローホール(Blow hole), 余盛過大(High weld or reinforcement)および余盛不足(Low weld or reinforcement)が挙げられる。ブローホールを除くこれらすべての溶接欠陥は管軸方向に沿う軸方向欠陥(Longitudinal Defect)である。円周方向溶接欠陥(Transversal defect)として分類すべき溶接欠陥は経験されていない。

溶接欠陥の超音波探傷による検出例を以下に示した。設定感度はノッチ(Notch: Depth of 0.1 mm, Width of 0.2 mm, Length of 10 mm)に対してエコー高さ20mm(Echo height)とした。対象管の寸法は主として $23^{\circ} \times 0.71^{\circ}$ であった。

(1) 段違い

典型的な段違いおよび軽度の段違いをFig. 15に示した。AおよびBの長さはそれぞれ約7mmおよび150mmであった。経験された段違いは、本例のように長さ5~7mm以上であり、それらのほとんどはBのように軽度であった。Aのような段違いは極めて稀な例である。段違いは成形不良が主要原因であり、エッヂ不良も副次的に関係していると思われる。鋭い段違いは音波の良反射体となるので、この欠陥の検出感度は良好である。なお、段違いに伴う止端割れの発生が懸念されたが、観察の例はなかった。

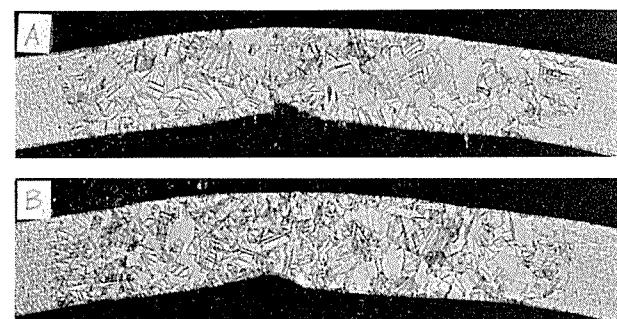
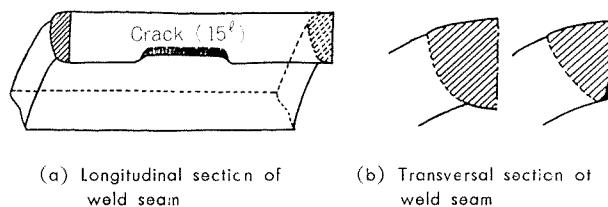
(2) 割れおよび局所的内面余盛不足

Fig. 16に示すように、割れは局所的な短い内面余盛不足に伴って発生しやすい傾向が認められた。割れ長さは通常10mm前後であって、極端に短い割れは経験されていな

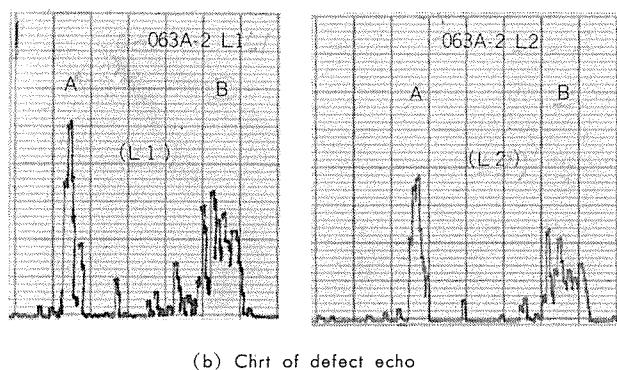
い。数10mm以内の長さの内面余盛不足部に対応するビード外表面にはビード幅の狭小変化あるいはリップルに異常が観察される場合が多くた。問題となる内面余盛不足は何らかの原因によるアーケ電流の不足によるものであり、割れは凝固時の溶湯不足によるものと推定された。

(3) 余盛過大

管全長にわたって発生したやや大きい内面余盛によるノイズ状エコー高さの例をFig. 17に示した。大きいアーケ電流によってもたらされるものであり、一般に全長にわたって発生する。しかし、適切な溶接条件下においても局所的に内面余盛が過大となることがある。



(a) Microphotograph of offset ($\times 20$)



(a) Cross section of excess inside deposit ($\times 20$)

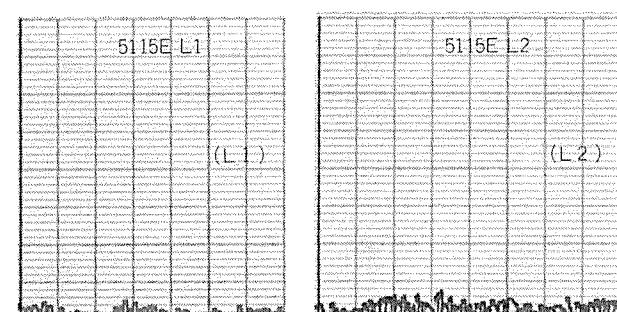
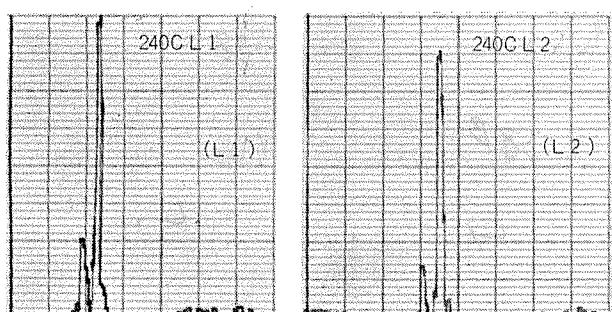


Fig. 16 Crack encountered at the portion of locally low inside weld with a few 10 mm of length. Almost all the cracks were the case.

Fig. 17 Echo height of high inside weld.

4. ま と め

熱交換器および復水器用の信頼性の高い溶接チタニウム管に対する要求の焦点は応用される非破壊検査に集中される。この点に照合して、住友軽金属工業(株)の溶接チタニウム管に応用される超音波探傷検査について機器仕様から溶接欠陥検出例にわたって詳細に紹介した。

前述したように復水器や造水装置に溶接チタニウム管が使用されようとしている現在、その品質の向上に努めることは製造者の責務であり、それだけにこのことに関して報告出来ることは欣快とするところである。

文 献

- 1) M. F. Zeutchel and N. E. Dixon: Hanford Laboratories Report HW-81956 (1964).
- 2) J. Rooney and A. Reid: Ultrasonics, 4 (1966), 57.
- 3) 白岩俊男, 阪本喜保, 小野通夫: 住友金属, 19 (1967), 44.
- 4) 白岩俊男, 山口久雄: 住友金属, 22 (1970), 476.
- 5) 青木利昌, 立石嘉徳: 非破壊検査, 16 (1967), 511.
- 6) J. E. Menick and J. A. Robinson: Material Evaluation, 33 (1975), 257.