

論 文

Corrosion Survey of Aluminum Brass Heat Exchanger Tubes in Acid Dosed Desalination Plant*

by Shiro Sato**, Koji Nagata**, Teruo Kanamori***
Yasushi Shiota****, Nobuhisa Hiraishi**** and
Chan Ying Kwong *****

Corrosion Survey of Aluminum Brass Heat Exchanger Tubes in Acid Dosed Desalination Plant*

by Shiro Sato**, Koji Nagata**, Teruo Kanamori***
Yasushi Shiota****, Nobuhisa Hiraishi**** and
Chan Ying Kwong ****

An investigation on aluminum brass heat exchanger tubes used at Lok On Pai Desalter in Hong Kong, which has been operated for more than 10,000 hours since 1975 under acid dosed brine condition, has been made by eddy current tester and metallurgical method.

Aluminum brass tube has successfully proved to be a satisfactory material for high temperature acid dosing MSF plant, when control of brine chemistry and corrosion protection system are properly operated and maintained.

The outside surface of the tubes installed at the gas removal section of high temperature stages suffered from corrosion by condensate saturated with oxygen and carbon dioxide gases.

It is recommendable to use the tubes of higher corrosion resistant materials in non-condensable gases removal section at high temperature stages when the dissolved oxygen cannot be maintained at or below 10 ppb during normal operation.

1. Introduction

In the past twenty years, MSF plants of steadily increasing capacities have widely been put into operation. For a MSF plant, one of the most important items is the selection and the maintenance of heat exchanger tubes, since the cost of heat exchanger tubes affects remarkably the total costs of a MSF plant. Therefore, it is an essential requirement, particularly for large capacity MSF plant, to select the heat exchanger tubes with high reliability against corrosion as well as economy.

Some investigations¹⁻³⁾ on corrosion characteristics by high temperature brine have reported that conventional copper alloys such as aluminum brass and cupronickel are useful as heat exchanger tubes of a MSF plant if strict control of brine pH, dissolved oxygen and some proper system are made. The statistical data⁴⁾ on material selection of heat exchanger tubes for world's MSF plants in the year of 1971 and 1975 show that there is a tendency forward selecting high grade materials such as cupronickel and titanium tubes more preferably than aluminum brass tubes. The tubes supplying list of Sumitomo Light Metal for

MSF plants from the year of 1973 to 1980 also shows clearly that cupronickel tubes are increasingly used as compared with aluminum brass tubes, as shown in Table 1.

While, Harding et al⁵⁾ have recently reported that aluminum brass tubes are perfectly satisfactory for acid dosed sea water distiller based upon the five years' corrosion tests in the Jersey plant. Our survey⁶⁾ on the comparison of corrosion rate of aluminum brass with 90/10 cupronickel shows that no significant difference exists between the corrosion resistance of both alloys under the normal brine conditions where dissolved oxygen concentration is less than 10 ppb.

From the above it seems economical and reasonable to select aluminum brass. However, the performance of aluminum brass tubes in desalination plants operated in service has not been well documented.

Lok On Pai Desalter of Hong Kong Government is the world biggest MSF plant in operation. The performance of heat exchanger tubes of this plant has attracted major interests of both plant engineers and material researchers for the following two reasons. Firstly only aluminum brass tubes with 0.91 mm thickness are used in the evaporators and in the brine heaters. Secondly the top brine temperature is 121°C with scale control achieved by acid treatment. Plant details and operating data are shown in Table 2. The plant has six units of 30,300 m³ per day capacity. The first Unit was commissioned in the spring of 1975 and had been operated for a total 11,643 hours. Other units had also operated for nearly the same length of time. In February 1979,

*This paper was presented to the proceeding of the 7th International Symposium on Fresh Water From the Sea. 23 to 26 September 1980, Amsterdam, 1 (1980), 453.

**Technical Research Laboratory, Dr. of Eng.

***Sumikei Copper Ind., Ltd.

****Sasakura Engineering Co., Ltd. (Osaka)

*****Water Supplies Department, Hong Kong Government (Hong Kong).

Table 1 Supply list of copper alloy heat exchanger tubes for MSF desalting plants by Sumitomo Light Metal.

Plant	Name	Cap. (m ³ /d)	Alloy*1	Tube supplied by SLM			Quantity (Ton)	Date of shipping
				Specification	(O.D.×Thickness×Lenth, mm)	Number		
Hong-Kong	A (BH, E)	180,000	BS2871-CZ110	31.75×0.914×13,254	150,600	1,630	Dec. '73	
Saudi-Petromin	A (E)	6,600	BS2871-CZ110 -CNI02 -C3 (BH)	19.05×1.016×4,396 19.05×1.016×6,488 19.05×1.016×4,396	39,500 3,320 8,840	80 10 20	May '75	
Kuwait-Doha	A (E)	81,000	BS2871-CZ110	44.45×1.219×17,220	60,720	1,450	Nov. '77	
Saudi-Jeddah	C1 (BH, E)	5,000	JIS H3635-CNTF1	19.05×1.2×4,774	40,220	120	Oct. '77	
U.A.E.-Dubai	C1 (BH)	67,500	JIS H3635-CNTF1 ditto (E) ditto (E)	38.1×1.0×13,311 38.1×1.0×12,678 25.4×1.0×12,678	4,150 20,600 12,720	60 300 120	Feb. '78 Nov. '78	
Saudi-Petromin	A (E)	4,400	JIS H3632-BSTF2 BS 2871-CZ110	38.1×1.0×12,678 19.05×1.016×4,396	18,530 28,220	250 60	Sep. '78	
Saudi-Jeddah	C1 (E)	180,000	BS 2871-CN102	19×0.9×25,010	54,270	680	Dec. '78	
Iran-Bushahr	A (BH, E)	135,000	JIS H3300-C6371T	24×1×12,295	105,860	790	Dec. '78	
Saudi-Yamhu	C3 (BH, E)	135,000	BS 2871-CN108 C1 (E)	23×1.2×10,740 ditto	64,630 70,970	510 560	Sep. '79	
Kuwait-Shuwaikh	A (E)	81,000	BS 2871-CZ110 C3 (BH, E)	38.1×1.22×17,836 38.1×1.22×17,782	36,780	780	Mar. '79	
Saudi-Jeddah Air Port	C1 (BH, E)	35,000	BS 2871-CN108 JIS H3300-C7060T	19.05×1.0×9,126 22.225×1.0×9,166	12,790 9,200	240 50	Jul. '79	
Saudi-Yambu (Royal Comm.)	C3 (BH)	19,200	BS 2871-CN108	22.22×0.89×6,532	15,830	60	Oct. '80	
Saudi-Petromin	C1 (E)	5,000	JIS H3300-C7060T	19×1.016×3,401	46,920	82	Oct. '80	
Saudi-Aljubail	C3 (BH)	950,000	JIS H3300-C7150T ASTM B111-C70600 BS 2871-CN108	19×1.016×3,411 42×1.245×20,125 42×1.245×16,902	10,503 340,000 30,000	20 10,000 700	Mar. '80	

*1 A : Aluminum brass, C1 : 90/10 Cupronickel, C3 : 70/30 Cupronickel, BH : Brine heater, E : Evaporator.

Table 2 Plant details and operating service data of Lok On Pai Desalter**Plant design**

Principle and type : MSF cross tube type

Distillate output : 30,300 mm³ per day each Unit, 6 Units

Scale prevention : acid dosing

Top brine temperature : 121.1 °C

Brine concentration : 1.74 to 2.00

Venting : parallel venting for stage 1 and 2, cascade venting on each tier.

Evaporator

No. of Stage : 28 (No. of heat recovery : 25)

No. of tier : 2 (No. of Stage in top tier : 13)

Item	Brine heater	Recovery	Rejection
No. of Stages	1	25	3
No. of passes per Stage	2	1	1
Outside dia. of tube	31.75 mm	31.75 mm	24.5 mm
Thickness of tube	0.9144 mm	0.9144 mm	0.9144 mm
Tube length	11,200 mm	13,240 mm	13,240 mm
No. of tube	4,094	51,650	5,874
Tube material	Al-brass	Al-brass	Al-brass
Tube plate material	Naval brass	Naval brass	Naval brass

Protection system against corrosion and fouling

Chlorination : Low DO control less than 10 ppb by sodium sulphite

Ferrous sulphate dosing : Recirculating Brine pH at 7.9±0.05

Cathodic protection : Sponge ball cleaning

Operating record

Unit No.	Date of start up	Total operating time (hour)	Total water production (×10 ⁶ m ³)
1	14 March '75	11,643	14.0
2	7 July '75	8,185	10.2
3	12 Sep. '75	8,407	10.3
4	2 Dec. '75	10,732	13.3
5	25 Feb. '76	10,809	13.3
6	26 March '76	12,716	16.1

we were given a chance of eddy current investigation of aluminum brass tubes and in May 1979 we sampled the tubes for detailed investigation. This report describes the results of both the eddy current inspection and the metallurgical investigation of the selected tubes in order to show the performance of aluminum brass in an acid dosed MSF plant.

2. Eddy Current Inspection on Site

2.1 Instrument and its Sensitivity

Eddy current tester used in the present work is Type NDT 15 of Nortec Corporation, USA, which has two channels in quadrature. Reference tubes of 31.75 mm and 25.4 mm outer diameter were made according

to ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section-XI. Test frequency of 10 KHz was selected as the optimum frequency in order to distinguish between outside corrosion and inside corrosion. Phase selector was adjusted so that the wobble locus of the probe in tube bore appeared as horizontal deflection on the oscilloscope. As the main reference flaw, four holes of 1.7 mm diameter were drilled in the cross section of the tube and their horizontal and vertical deflections were amplified to 30 mm peak on the recorder chart as shown in Fig. 1. This sensitivity level was three times higher than the conventional level applied for corrosion inspection of heat exchanger tubes.

Tubing wall irregularities are monitored as in figure 8 pattern. In general, it is composed of a vertical and

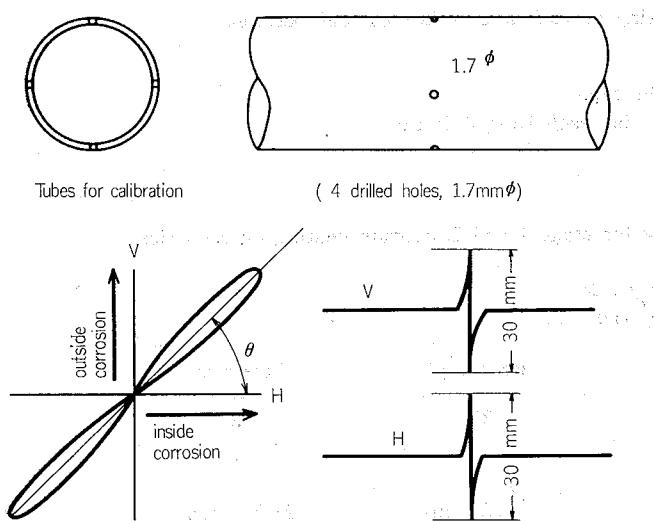


Fig. 1 Calibration of eddy current inspection.

a horizontal deflection component with the aspect angle θ ;

Outside corrosion : Vertical deflection > Horizontal deflection

Inside corrosion : Horizontal deflection > Vertical deflection

2.2 Results

Inspection was made on 601 tubes which were selected from 2 Units, Unit A and Unit B, that have had over 10,000 hours' operation: Brine Heater (only Unit B), Heat Recovery Section (Stage 1, 2, 3, 5, 9, 13, and 21 of both Units), and Heat Rejection Section (Stage 27 of Unit B and 28 of both Units). Typical locations of tubes inspected are shown in Fig. 2. Typical recorder charts are shown in Fig. 3. Analysis concerning the height and direction of deflection for each stage of both Units are summarized in Fig. 4. Results obtained are as follows.

(1) Some tubes had experienced corrosion on the external and/or internal surfaces.

(2) External corrosion was detected on some tubes installed in the non-condensable gases cooling section in the 1st stage of Unit A evaporator. Longitudinal distribution of the corrosion showed three peaks; peak between 1st and 2nd span, peak around 4th span and peak around 6th span from the brine inlet side as shown in Fig. 3. Corrosion of 1st and 2nd span was much more extensive than those of other spans. It is understandable that the heat exchanger tubes installed in non-condensable gases cooling section are susceptible to the attack by the condensate containing carbon dioxide evolved from the flashing brine and it is more significant at the initial few stages. Therefore, these results imply that the outside corrosion was probably due to carbon-dioxide in the non-condensable gases.

(3) Inner surface corrosion was significant on the tubes installed in the 13th stage of both Units A and B, and 28th stage of Unit A. In the 13th stage, almost all the tubes experienced attacks at the inlet and outlet ends by circulating brine as it flowed from the bottom tier to the top one. The middle section is nearly free from corrosion. The full length of the tubes on the 28th stage were slightly corroded, probably by the erosive action of silt entrained in raw sea water.

(4) The inner surface of the tubes in the 1st pass of brine heater had been attacked by a different mechanism from the corrosion detected inside 13th stage. The tubes showed apparently discontinuous deflections of rather significant magnitude. These tubes had suffered from mechanical damage or chemical corrosion at the descaling operation by soda/acid treatment and hydroblasting⁹.

(5) In eddy current inspection of tubes, the data obtained could not be directly related to corrosion depth nor corrosion morphology. Therefore, it is desirable to remove selected tubes which showed abnormal deflections for further investigation, in particular, from desalination plants where such experience is very limited.

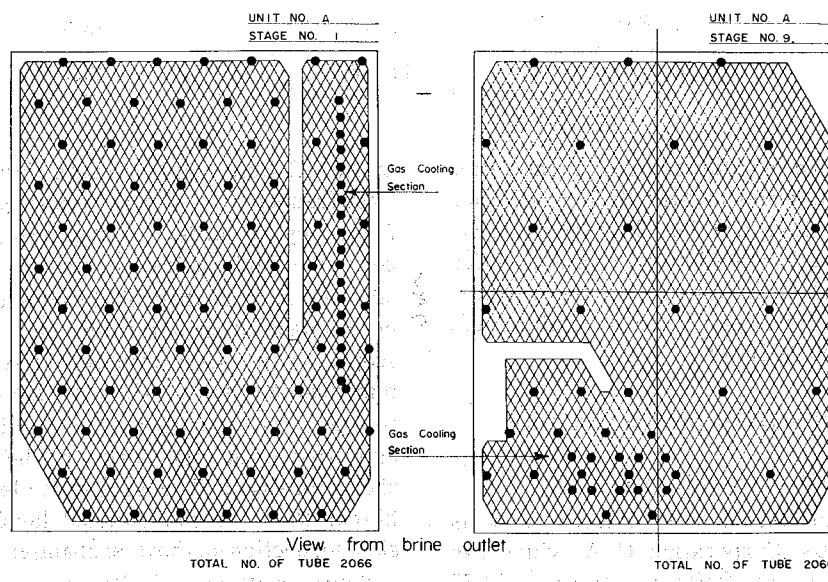


Fig. 2 Typical positions inspected by ECT (closed points).

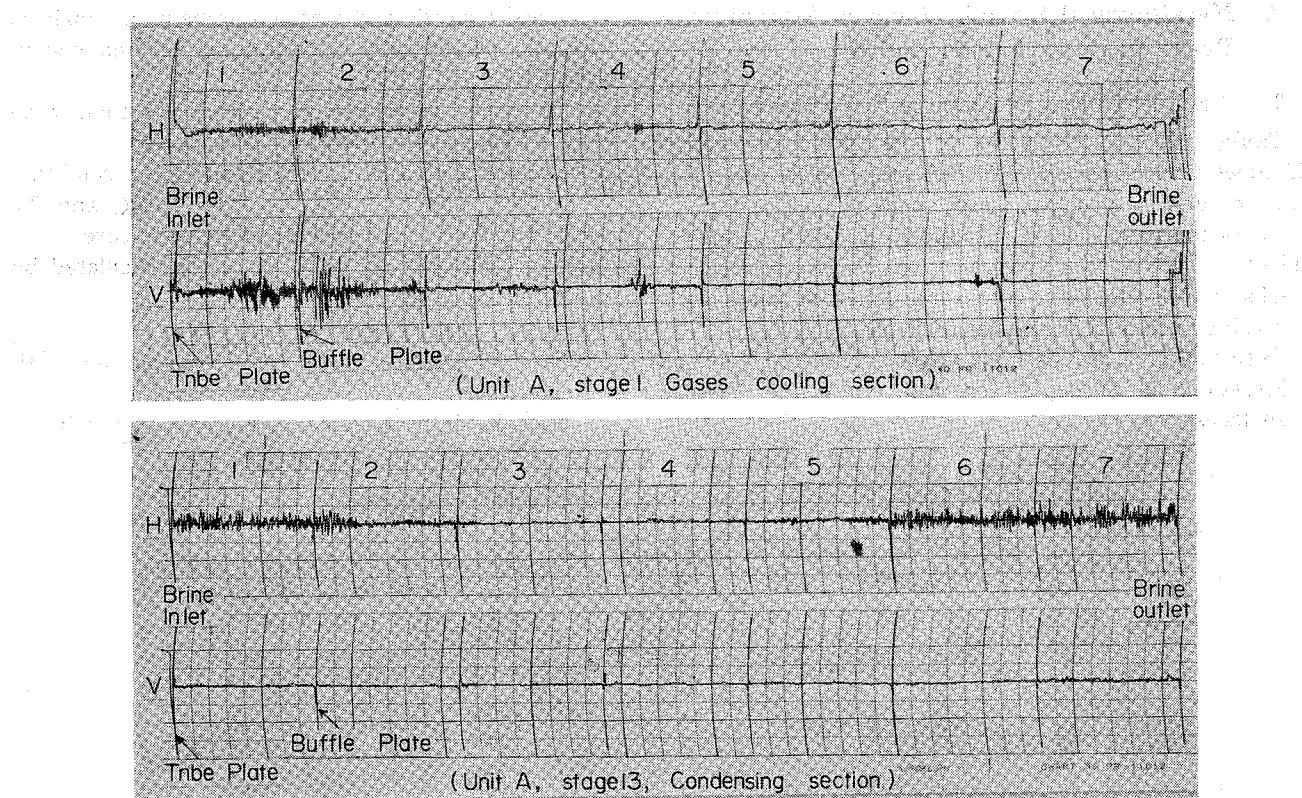


Fig. 3 Typical charts of ETC.

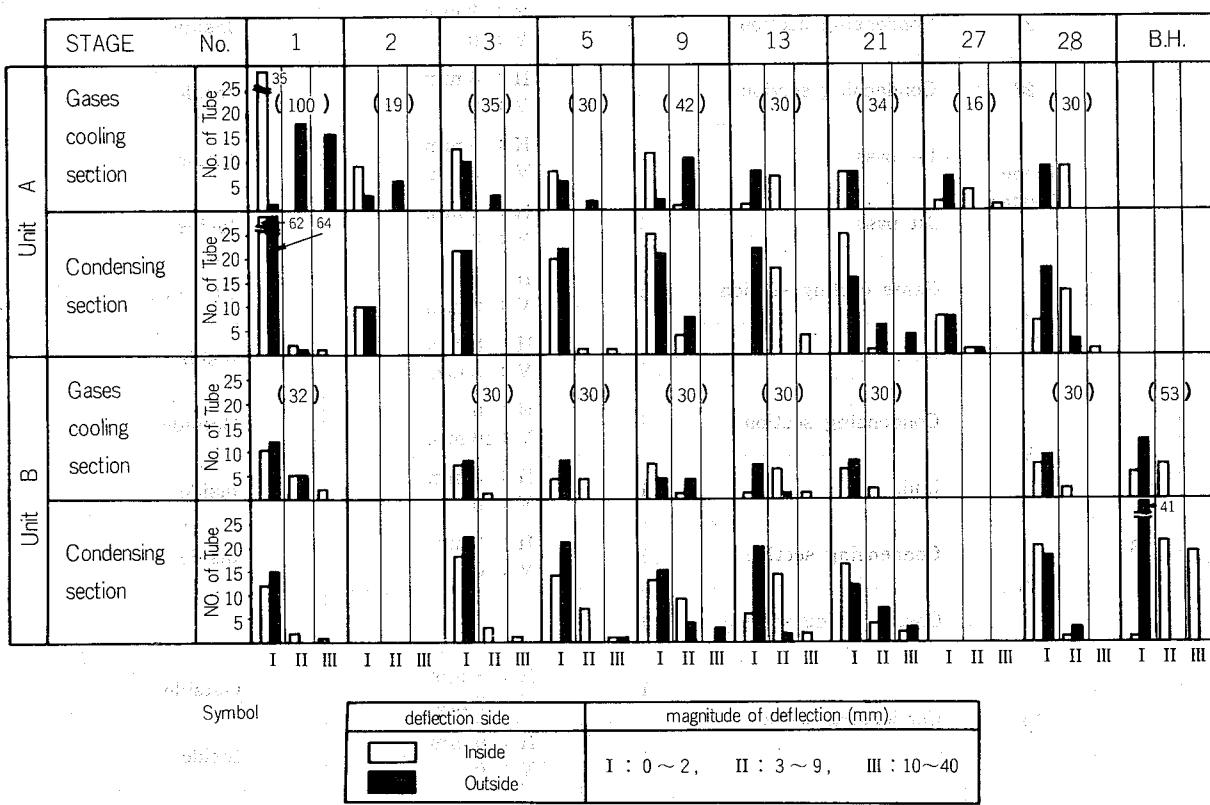


Fig. 4 Classification and distinction of ECT signal.

3. Metallurgical Investigations of Aluminum Brass Heat Exchanger Tubes

3.1 Sample Tubes and Examination Procedures

Table 3 shows the details of the extracted tubes. 22 tubes which showed high deflection on horizontal and/or vertical direction were completely extracted.

Following items were examined on each sample tube:

- Observation of both outer and inner surfaces as received and after removal of deposit
- Observation of cross section of the corroded portions
- Measurement of deposit on both outer and inner surfaces

- Chemical analysis and electron probe micro analysis (EPMA) on deposits on both outer and inner surfaces
- Measurement of corrosion depth over total tube length using a dial gauge micrometer
- Measurement of fouling factor under the condition of heat exchanger between steam at 100°C and flowing water of 2 m/s at ambient temperature
- Fouling factor ($r = m^2 \cdot h^{-1} \cdot ^\circ C / Kcal$) was calculated by following equation

$$r = 1/K' - 1/K_0$$

where, K' is heat transfer rate of sample tube with deposit.

K_0 is heat transfer rate of a new tube.

Table 3 Details of sample tubes for metallurgical investigations.

Unit	Stage number	Section	Number of tubes	Max. deflection on ECT chart	Corrosion estimated on tube surface
A	1	Gases cooling section	5	H : 4~5 mm V : 15~21 mm	Outside
		Condensing section	1	H : 3 mm V : 3 mm	Inside
		Gases cooling section	1	H : 3 mm H : 8 mm	Outside
	13	Condensing section	1	H : 5 mm V : 0	Inside
		Gases cooling section	1	—	—
	21	Condensing section	1	H : 3 mm V : 0	Inside
	28	Condensing section	1	H : 4 mm V : 0	Inside
	Brine Heater	1st pass	1	H : 9 mm V : 0 mm	Inside
		2st pass	1	H : 4 mm V : 0	Inside
B	1	Gases cooling section	1	H : 0 V : 6 mm	Outside
		ibid.	1	H : 8 mm V : 3 mm	Inside
		Condensing section	1	H : 0 V : 10 mm	Outside
	9	ibid.	1	H : 5 mm V : 0	Inside
		Condensing section	1	H : 3 mm V : 0	Inside
		Gases cooling section	1	—	—
	13	Condensing section	1	H : 3 mm V : 7 mm	Outside
		Condensing section	1	H : 9 mm V : 0	Inside
		Gases cooling section	1	—	—
	21	Condensing section	1	H : 3 mm V : 7 mm	Outside
		Condensing section	1	H : 9 mm V : 0	Inside
	28	Condensing section	1	—	—

3.2 Results

3.2.1 Outside surface of the tubes

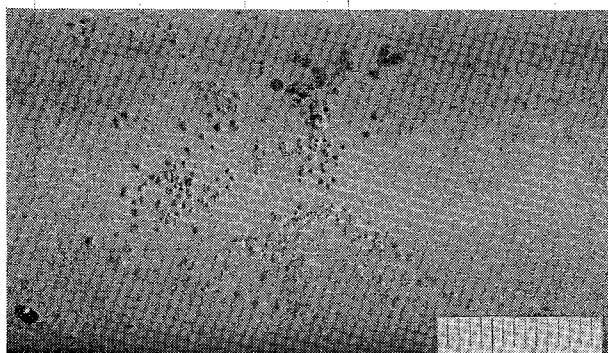
The outer surface of the tubes except some portions of those removed from the gases cooling section were generally covered with a thin sticky film of deposits, brown black and/or light brown in color. The surface under these deposits did not appear to have suffered from any corrosion.

Some portions of tubes sampled from the gases cooling section were unevenly covered with thick corrosion products of greyish or whitish green color where slight localized attacks occurred on the surface underneath.

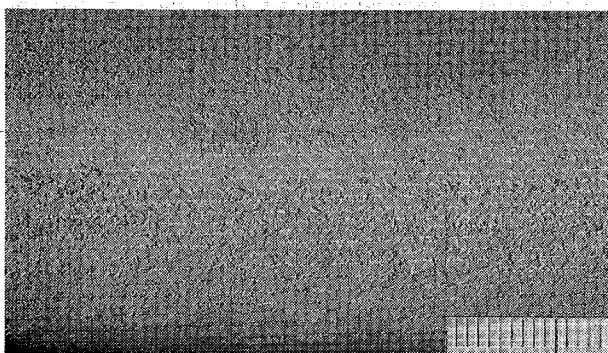
The sections in contact with the baffle plate were unevenly covered with red brown deposits of iron oxide.

After removal of deposit by pickling, two types of corrosion were found, as shown in Fig. 5. They were deep-isolated or shallow-crowded pitting corrosion and general corrosion with roughening of the surface. Typical cross sections of these corroded portions are shown in Fig. 6. Pitting corrosion was found only on 5 tubes removed from gases cooling section of stage 1 of Unit A. The pits were predominantly located on the outer surface of around 2,000 mm from brine inlet end.

Slight general corrosion was found at the brine inlet section of Stage 9 heat exchangers of both Units, as well as on the middle of the tubes from gases cooling



Type A (Pitting corrosion)



Type B (General corrosion)

Fig. 5 Appearance of corroded portions on outer surface ($\times 1.5$).

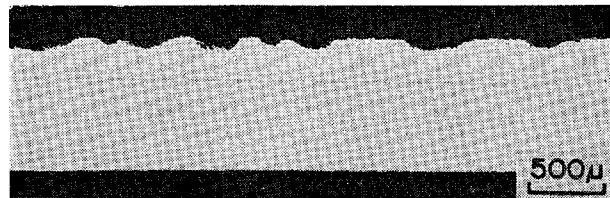
Type A: Unit A, Stage 1, Gases cooling section
Type B: Unit B, Stage 9, Gases cooling section

section, Stage 1 of Unit A.

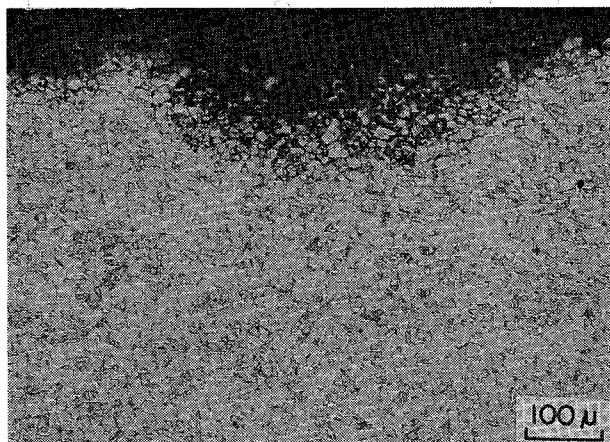
The tubes removed from the brine heater of Unit B; Stage 1 of Unit B; Stages 13, 21, 28 of both Units did not suffer from any significant corrosion.

Table 4 records the maximum corrosion depth on the outer surface of tubes examined.

Fig. 7 shows the longitudinal distribution of the depth of corrosion on the outer surface. Tubes removed from the gases cooling section of Stage 1, Unit A had localised corrosion of 0.1 to 0.4 mm. They occurred mainly at three locations at around 2,000 mm, 6,500 mm

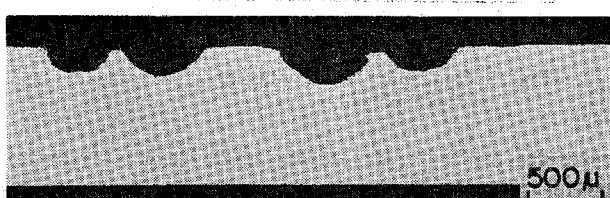


500 μ

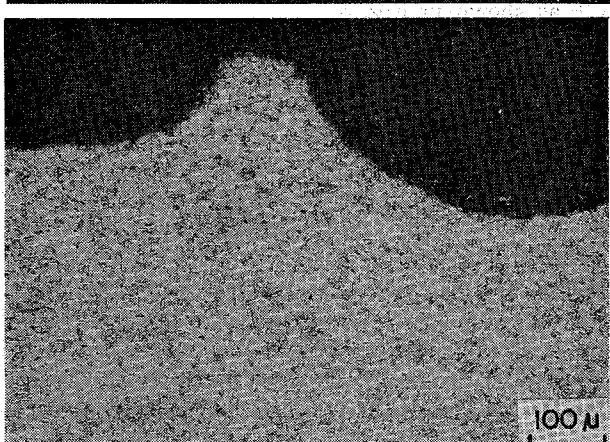


100 μ

Small and shallow pits



500 μ



100 μ

Large and deep pits isolated

Fig. 6 Cross sections of pitting corrosion on outer surface.

Table 4 Maximum corrosion depth on outer surface of each tube examined (mm).

State No.	Unit A		Unit B	
	Condensing section	Gases Cooling section	Condensing section	Gases cooling section
1	—	0.38, 0.32, 0.20 0.10, 0.05	—	0.02, 0.02
9	0.02	0.12	0.11	0.05
13	0.02	0.02	<0.02	0.02
21	<0.02	—	<0.02, 0.02	—
28	0.02	—	<0.02	—
B. H.	—	—	<0.02, 0.02	—

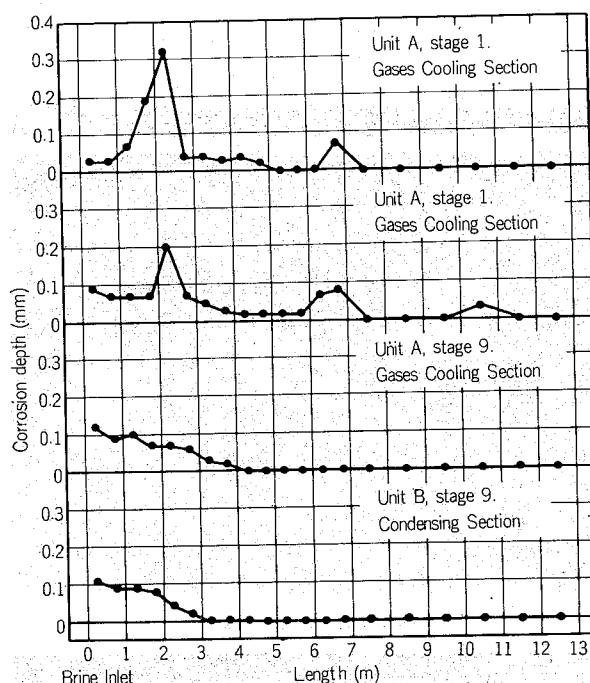


Fig. 7 Longitudinal distribution of corrosion depth on outer surface.

and 10,500 mm from brine inlet side. Their distribution agreed with the locations of vertical deflection in the ECT as shown in Fig. 3.

Some shallow corrosion pits were found at the end of the tubes removed from the Stage 9 heat exchangers of both Units.

Fig. 8 shows the relationship between the magnitude of the vertical deflection in ECT and the corrosion depth at the corresponding position. It can be said that the ECT gives useful information on the corrosion of tubes.

3.2.2 Conditions of the inside surface

Brine heater tubes were covered with thick hard scale with white green color. X ray analysis showed that the hard scale was composed of CaSO_4 and CaCO_3 . All the tubes removed from the evaporator were generally covered with a thin film of white/brown deposit excepting the tubes on Stage 1 of Unit A which were covered with grey deposit. EPMA data show that whitish deposit consisted mainly of Mg and the brownish film of Fe. Other elements Cu, Zn, and Si were

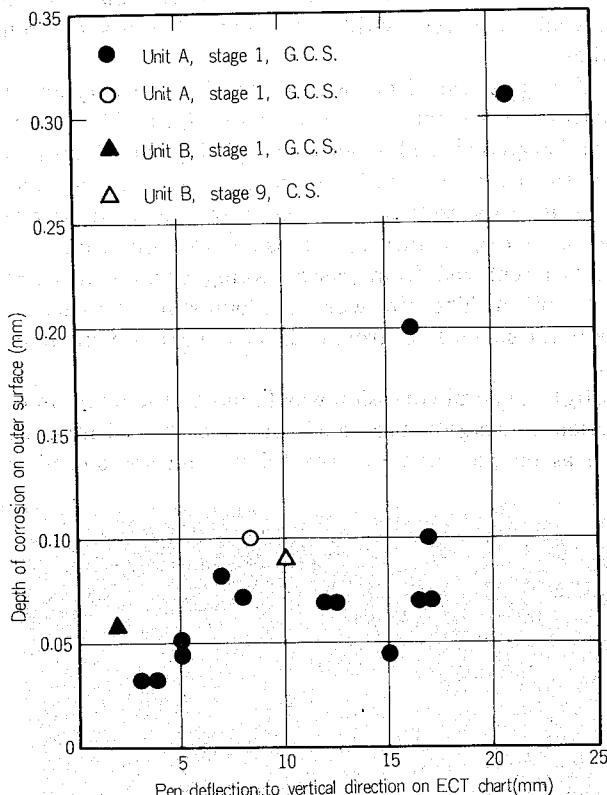


Fig. 8 Relation between ECT deflection and corrosion depth.

also detected. Chemical analysis data showed that the deposits on evaporator tubes contained a high proportion of Fe and Mg, as shown in Fig. 9. Mg content was limited to the high temperature stages above Stage

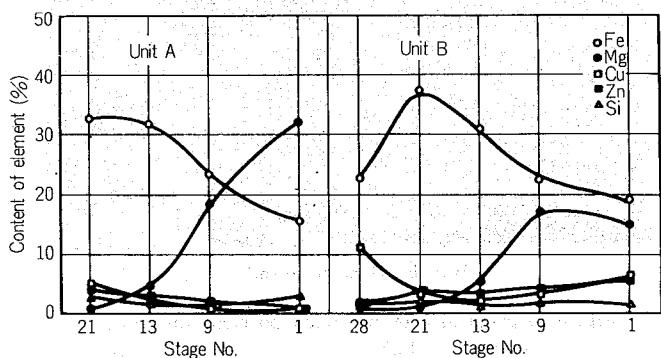


Fig. 9 Changes of composition of inner surface deposit with stage number.

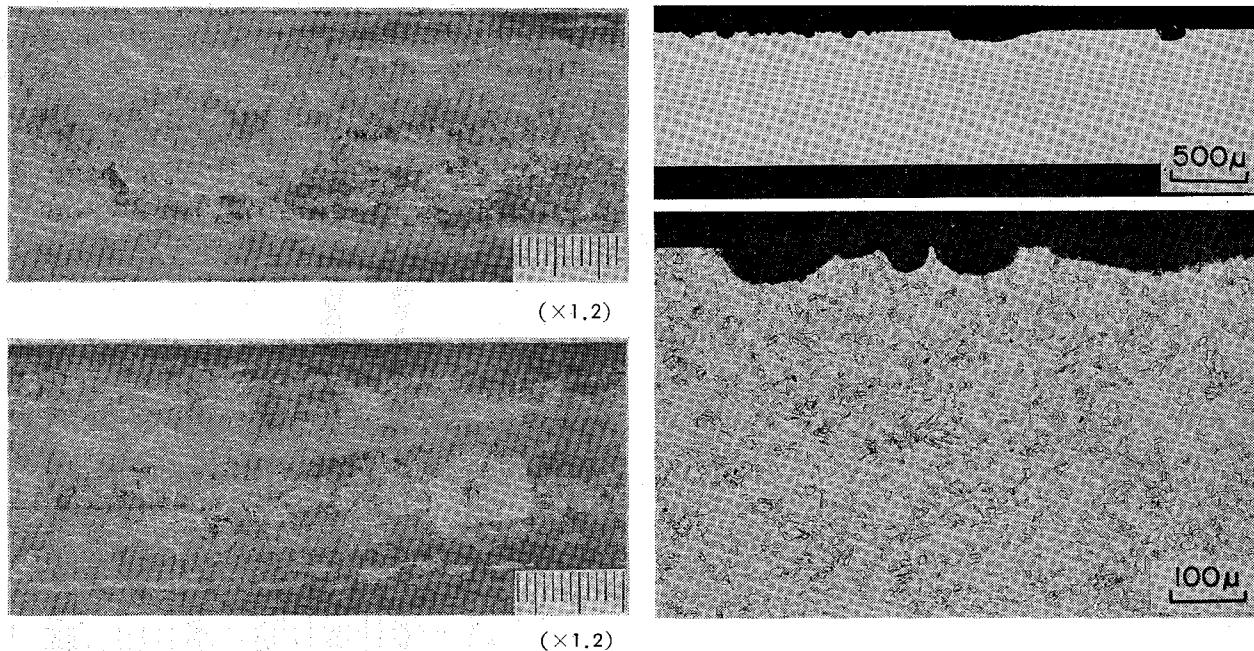


Fig. 10 Corrosion of inner surface of brine heater tube.

9. The Fe content was present in >15% at all stages.

After pickeling to remove the deposits, spot-like pits of maximum depth of 0.07 mm were found on the brine heater tubes located at 3,000 mm from the brine inlet side, as shown in Fig. 10. Tubes from the other sections experienced very little corrosion in the form of roughening of the internal surface to a depth less than 0.03mm. The actual measurement did not agree entirely with the ECT deflection due possibly to the excessive sensitivity of the instrument.

3.2.3 Fouling and heat transfer

The corrosion products amounted to 2 to 4 mg/cm² on the outside of the tubes at Stage 1, Unit A. Other tubes showed generally a little deposit of less than 1 mg/cm². The hard scale in the brine heater tubes was 4 to 6 mg/cm².

Fouling factor measured in the laboratory was less than $2.5 \times 10^{-6} \text{ m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}/\text{Kcal}$. This equivalents to about 7% less than the heat transfer rate of a new tube. It is considered that evaporator tubes were maintained at very good condition from the view point of heat transfer.

4. Laboratory Corrosion Test by High Temperature Pure Water Containing CO₂ and O₂

4.1 Experimental

The alloys tested were aluminum brass (Alloy 687), 90/10 cupronickel (Alloy 706), Modified 90/10 cupronickel (M706, high Fe alloy), 70/30 cupronickel (Alloy 715), Modified 70/30 cupronickel (M715, high Fe alloy) and titanium, of which tubes are commonly used in sea water heat exchangers. 90/10 cupronickel (Alloy 706, M706) was made by following two kinds of heat

treatment: by water quenching at 900°C(Q); and annealing at 600°C for one hour after quenching (A). The specimens, measuring 60×20×1 mm, were polished with emery paper and cleaned in ethanol.

The experimental set-up is shown in Fig. 11. Test samples were placed in a 1,000 ml beaker covered with a lid. Pure water was added to the beaker and CO₂ and/or O₂ gases were continuously bubbled in to the pure water from the gas cylinders in accordance with the test conditions. The beaker was placed in a thermostatic water bath maintained at 90°C.

The following four test solutions were prepared : (1) pure water without the addition of CO₂ and O₂, (2) addition of CO₂ only, (3) addition of O₂ only, (4) addition of both CO₂ and O₂. In the experiment, the CO₂ and/or O₂ gases appeared to be supersaturated in the test solutions. The pH value, total CO₂ and dissolved oxygen were measured. CO₂ was analyzed as the total

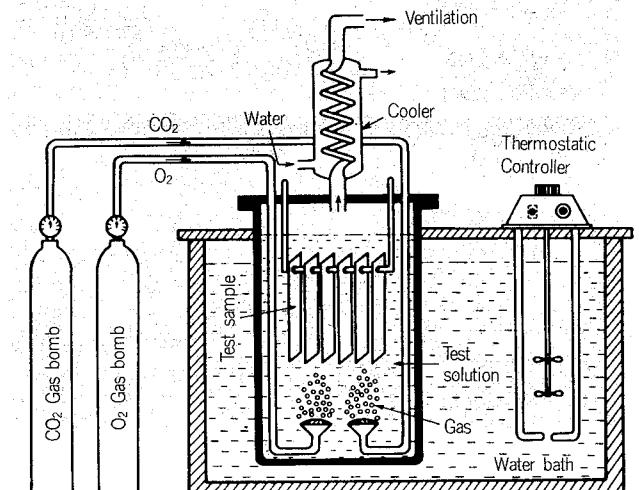


Fig. 11 Test equipment.

carbonic acid by titration. The CO_2 concentration was found to range from 200 to 500 p.p.m., in the CO_2 dosed water. In the solution where no O_2 was added the residual O_2 was less than 1 p.p.m. The change in pH is shown in Fig. 12.

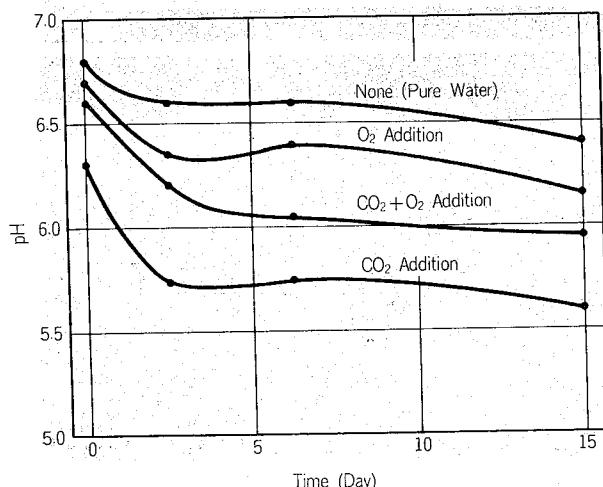


Fig. 12 pH changes of test solution with time.

4.2 Results

The alloy samples after immersing in the test solutions could be classified into two groups by their difference in appearance. In solutions (1) and (2), the surface of the test samples was not affected. In solutions (3) and (4), the copper alloys were covered with thin corrosion products in varying colours and quantities depending on the test solution and alloy. The corrosion rates resulting from immersing in solution (4) was two to three times that in the solution (3) and was about ten times that in solution (1) or (2), as shown in Fig. 13.

Aluminum brass tested in solution (4) was covered with black and grey deposit with dezincification pits, as shown in Fig. 14. Similar pits were also found

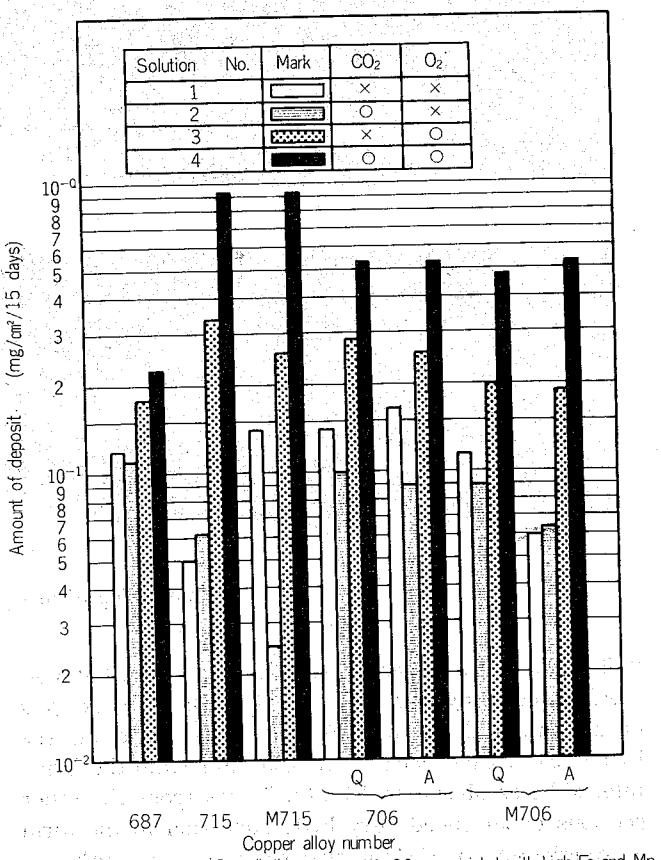


Fig. 13 Amount of deposit of tested alloys in various test solution.

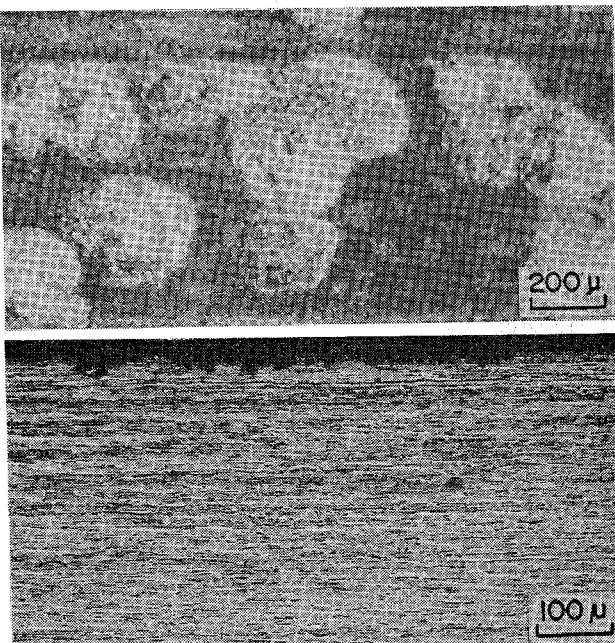
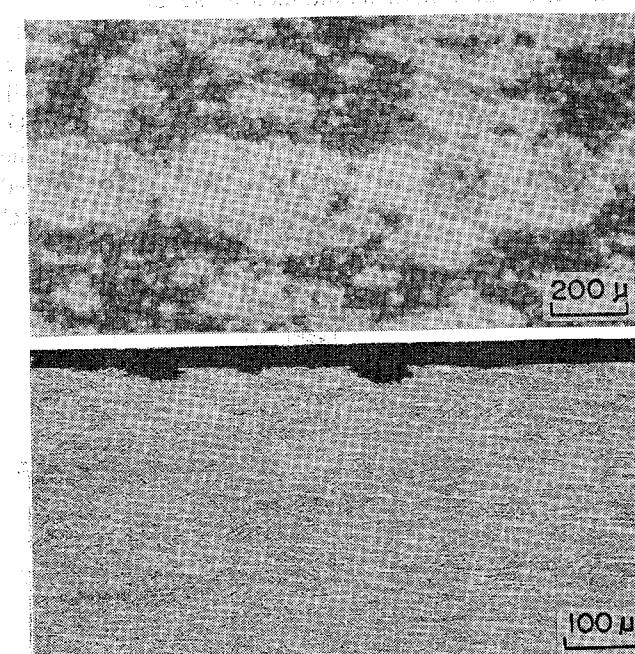


Fig. 14 Corroded surface and its cross section tested in solution (4) containing both O_2 and CO_2 at 90°C for 15 days.

upon immersion in the solution (3) but its occurrence was less extensive of in solution (4).

Cupronickel samples with the exception of 706 (A) tested in the solution (3) and (4) experienced pitting corrosion with denickelfication regardless of Ni content, Fe content and heat treatment. Moreover, pitting corrosion was more significant in solution (4) than that in solution (3).

The occurrence of pitting at these alloys was more extensive than that for aluminum brass.

Samples tested in solutions (1) and (2) were free from the localized attack.

Titanium was immune all test conditions.

Fig. 15 shows the corrosion rate of copper alloy samples. Corrosion rate depends upon the presence of dissolved O₂ and CO₂. Solution (2), with supersaturated CO₂ alone, had the minimum corrosivity although the pH value was the lowest. On the other hand the corrosion rate in solution (4), in the presence of supersaturated O₂ and CO₂, was the highest and was about ten times that in the solution (2), though the pH value was not so low. Comparing the corrosion rate in the solution (3) with that in the solution (4), it is clear that the presence of O₂ as well as CO₂ accelerates the corrosion rate by a factor of 2 to 3.

Corrosivity of the water containing O₂ and CO₂ was successfully demonstrated to reproduce the pitting corrosion similar to that observed on the outer surface of aluminum brass tubes removed from non-condensable gases cooling section at high temperature stage.

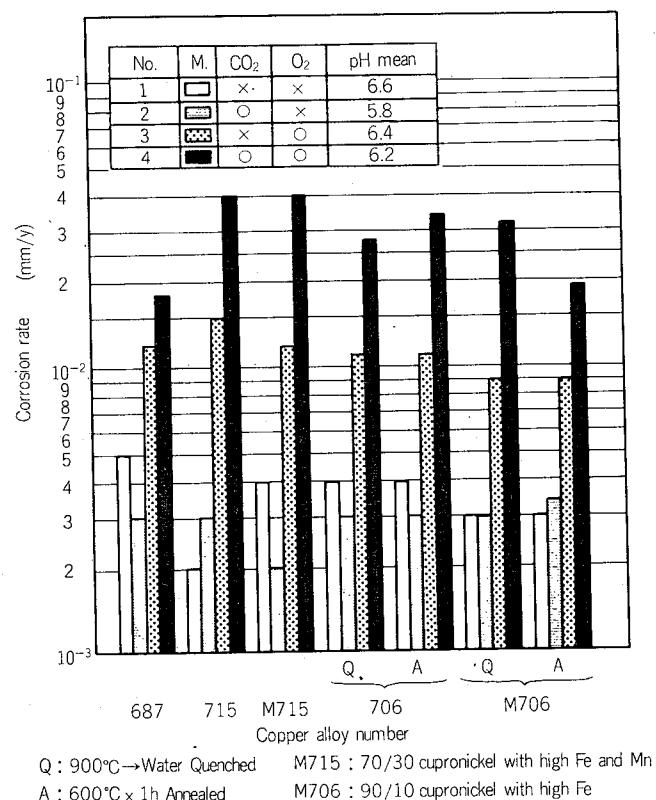


Fig. 15 Corrosion rate of tested alloys in various test solutions.

Among the copper alloys tested the conventional 90/10 cupronickel was rather free from pitting corrosion even in the water containing O₂ and CO₂. However the high iron bearing 90/10 and quenched 90/10 were pitted. Other copper alloys were also attacked by pitting corrosion.

5. Discussion

Results of the investigation show that aluminum brass heat exchanger tubes used at Unit A of the acid dosed MSF plant had suffered from pitting corrosion on the outer surface which were in contact with the non-condensable gases.

Laboratory corrosion tests show that pitting corrosion was due to the attack by the condensate containing CO₂ and O₂ and did not occur otherwise, in the water containing CO₂ alone.

It is noteworthy that the tubes of unit A were attacked from the outer surface while the tubes of unit B were not. This is mainly due to the difference in operation conditions for long period of time, as shown in the below. Unit A was operated at recirculating brine pH of 7.5, residual dissolved oxygen at 100–150 ppb for 5,776 hours i.e. 49.6% of the total operation time before modification was made. Unit B had been operated under the optimised control at pH 7.9 and dissolved oxygen <10 ppb with sodium sulphite dosing.

In addition Unit A has also experienced much more start-ups and shut-downs. Air ingress during trips and loss of vacuum could also contribute to the presence of O₂ in the non-condensables to accelerate corrosion in the next start-up.

6. Conclusion

An investigation has been made on the corrosion behavior and the fouling of aluminum brass heat exchanger tubes which had more than 10,000 hours operation in the acid dosed MSF plants of Lok On Pai Desalter, Hong Kong.

Tubes for investigation were selected by a two channel eddy current tester, and were removed from brine heaters and evaporators of two Units (A and B) which have been operated on the same site.

Following results were obtained.

1. The inner surface of brine heater tubes were only slightly corroded in the form of scattered spots at the inlet pass of the brine heater. The inner surface of evaporator tubes in both plants were free from corrosion over the entire tube length. It is considered that such a good performance was largely due to the strict control of brine chemistry and the effective use of protection system, such as ferrous sulphate, sodium sulphite, cathodic protection and reasonably high recirculating brine pH.

2. The outer surface of the tubes which were located at the non-condensable gases extraction section of Unit A were slightly corroded in the form of pits

or spots. Maximum corrosion depth was 0.38 mm at first flashing stage.

However, tubes other than those were free from any corrosion. On the other hand outer surface of the corresponding tubes from plant B were free from corrosion even at non-condensable gas removal section of the first flashing stage.

Pitting corrosion on the outer surface was considered to be due to the attack by the condensate containing both CO_2 and O_2 evolved from the flashing brine.

3. It is found that corrosion depth agreed fairly well with the deflection on ECT. It is deduced that periodic ECT, particularly for special section, would be very useful to check any leakages into the heat exchanger to improve performance.

4. In conclusion, aluminum brass tube is a satisfactory material for general application for MSF heat exchanger tubes operated at high temperature, when the control of brine chemistry, corrosion protection system and maintenance system are properly incorporated.

In addition, however, to increase the reliability of the plant, more resistant material against corrosion by high temperature water containing oxygen and carbon dioxide are recommended for the non-condensable gas

removal section at high temperature flashing stages where stringent brine quality may not be continuously maintained.

Acknowledgements

Acknowledgement is given to THE DIRECTOR OF WATER SUPPLY, HONG KONG, for the kind permission to prepare and publish this report.

References

- 1) OSW R&D Progress Report, No. 163 (1965).
- 2) A. Cohen, and P.F. Geroge: Materials Performance No. 8 (1974), 26.
- 3) T. Nakamura, Y. Watanabe, S. Sato, and T. Tateishi: Corrosion Engineer 25 (1976), 299.
- 4) S. Sato: Sumitomo Light Metal Technical Reports 20 (1979), 44.
- 5) K. Harding and D.A. Bridle: Desalination 28 (1979), 89.
- 6) S. Sato and K. Nagata: Proc. 5th International Symposium of Fresh Water from the Sea, May (1976), 123, (Alghero).
- 7) Y. K. Chan and K. K. Leung: Proc. of the International Congress on Desalinations and Water Re-Use, Nice-France, Oct. (1979).

REFERENCES

1) OSW R&D Progress Report, No. 163 (1965).
2) A. Cohen, and P.F. Geroge: Materials Performance No. 8 (1974), 26.
3) T. Nakamura, Y. Watanabe, S. Sato, and T. Tateishi: Corrosion Engineer 25 (1976), 299.
4) S. Sato: Sumitomo Light Metal Technical Reports 20 (1979), 44.
5) K. Harding and D.A. Bridle: Desalination 28 (1979), 89.
6) S. Sato and K. Nagata: Proc. 5th International Symposium of Fresh Water from the Sea, May (1976), 123, (Alghero).
7) Y. K. Chan and K. K. Leung: Proc. of the International Congress on Desalinations and Water Re-Use, Nice-France, Oct. (1979).

1) OSW R&D Progress Report, No. 163 (1965).
2) A. Cohen, and P.F. Geroge: Materials Performance No. 8 (1974), 26.
3) T. Nakamura, Y. Watanabe, S. Sato, and T. Tateishi: Corrosion Engineer 25 (1976), 299.
4) S. Sato: Sumitomo Light Metal Technical Reports 20 (1979), 44.
5) K. Harding and D.A. Bridle: Desalination 28 (1979), 89.
6) S. Sato and K. Nagata: Proc. 5th International Symposium of Fresh Water from the Sea, May (1976), 123, (Alghero).
7) Y. K. Chan and K. K. Leung: Proc. of the International Congress on Desalinations and Water Re-Use, Nice-France, Oct. (1979).

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-332)

アルミニウム合金溶接部の気孔に及ぼす溶接姿勢の影響*

杉山頼彦**

Effect of Welding Positions on Porosity
in Aluminium Alloy Weld

by Yoshihiko Sugiyama

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウム合金溶接部の気孔に及ぼす溶接姿勢の影響*

杉山禎彦**

Effect of Welding Positions on Porosity in Aluminium Alloy Weld

by Yoshihiko Sugiyama

It is generally recommended to carry out welding of aluminium alloy constructions in a flat position; a sound weld with less porosity can be obtained. Furthermore, this position causes not only less fatigue of workers than any other welding positions, but it does not require skilled workers. However, there is little report published with respect to the relationship between the porosity and various welding positions, whereas some are referring to the porosity in a given welding position.

This report covers the experiment for the evaluation of effects of welding positions on the porosity in aluminium alloy welds in which bead-on-plate, one side butt and each side one pass butt welds in 8 mm thick plates together with fillet welds in 12 mm thick plates, all in A5083P-0 alloy, were tested. Prior to welding, the base metals were cleaned with a conventional caustic soda method. Test panels were welded by the semi-automatic MIG process using a 1.6 mm dia. A5183 electrode wire. A radiographic test was conducted to detect the porosity in the bead-on-plate and butt welds, whereas the porosity in the fillet welds was detected by observing the fractured surface.

Results of this experiment can be summarized as follows:

- 1) In the bead-on-plate and butt welds, more porosity was observed in the increasing order of flat, horizontal, vertical and overhead welding positions.
- 2) As to the vertical welding position, less porosity was observed when welding was done in the vertical-up method than in the vertical-down method.
- 3) In the one side welds including 3 passes, noticeably more porosity was observed when welded in the horizontal and overhead positions than in the flat and vertical-up positions.
- 4) In the each side one pass welds, number of porosity varied depending upon the selection of welding position for each pass.
- 5) In the fillet welds, less porosity was observed when welded in the horizontal position than in the overhead position.
- 6) Such tendency of porosity formation is self-explanatory when the rising and escaping behaviour of the dissolved gas in the molten metal is taken into consideration.

1. はじめに

周知のように、アルミニウム合金構造物の溶接施工においては、できる限り下向姿勢での溶接が薦められている。これは、そのほうが他の溶接姿勢におけるよりも、溶接作業者の疲労が少ないことや、熟練を要しないことのほかに、溶接部の気孔が少なく、そして健全な溶接部が得られやすいからである。

下向溶接において溶接部に気孔がないことは、溶接に際して溶融金属中に溶解した主として水素が気泡となって

表面に浮上し、そして外部に逸出しやすいうことから容易に想像される。また、逆に他の姿勢において気孔が発生しやすいことをを利用して、気孔に関する実験や電極ワイヤの品質試験などに、しばしば上向姿勢による突合せ、または、すみ肉溶接が採用されている。

ところで、各溶接姿勢における溶接部の気孔の発生傾向を調べるためには、気孔の発生には種々の因子が影響するので、できるだけ溶接姿勢以外の他の因子を一定にした実験が望ましい。また、いっぽうでは実際の溶接構造物における各姿勢での溶接部の気孔の発生傾向を集計整理して比較する必要もある。しかしながら、これまでの報告においては、特定の溶接姿勢における溶接部の気孔の発生傾

*軽金属溶接, 18 (1980), 245.

**技術研究所

Table 1 Chemical compositions of base metals and electrode wire.

Base metal and electrode wire	Thickness or diameter (mm)	Chemical composition (%)								
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A5083P-0	8	0.11	0.24	0.02	0.67	4.55	0.14	0.01	0.01	Bal.
A5083P-0	12	0.11	0.25	0.02	0.68	4.54	0.14	0.01	0.01	Bal.
A5183-WY	1.6	0.06	0.12	0.01	0.76	5.20	<0.01	0.10	0.01	Bal.

Table 2 Welding conditions

Joint design ¹⁾	Welding position ²⁾	Number of pass ³⁾	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Argon gas flow rate (l/min)	
	F	1	260	28	58	25	
	V(Up)	1	220	25	50	"	
	V(Down)	1	220	27	50	"	
	H	1	240	28	52	"	
	F	1	260	28	60	"	
	2, 3	230	28	51	"	"	
	V(Up)	1	220	26	45	"	"
	2, 3	200	25	50	"	"	"
	F	1	260	28	45	"	
	2, 3	220	26	58	"	"	
	V(Up)	1	230	26	50	"	"
	2, 3	220	26	50	"	"	"
	F	1, 2 ⁴⁾	260	28	60	"	
	O	1, 2 ⁴⁾	230	26	50	"	"
	V(Up)	1	280	29	35	"	"
	O	1	280	29	35	"	"

1) Size of panel including weld

Bead-on-plate weld: 8×200×200 mm

One side weld with permanent backing:

8×250×200 mm(Backing: 6×25×250 mm)

Each side one pass weld: 8×250×200 mm

Fillet weld: 12×100×200 mm

12×150×200 mm

2) F: Flat. V: Vertical. H: Horizontal. O: Overhead.

3) Torch manipulation: stringer.

4) Refer to Fig. 3.

向を調べたものはあっても、各姿勢における溶接部の気孔の発生傾向を比較したものはほとんどないようである。

そこで、本実験では溶接姿勢以外の他の因子をできるだけそろえて、A5083合金のミグ半自動溶接を行ない、溶接部の気孔と溶接姿勢との関係について検討した。

2. 実験方法

母材には板厚がそれぞれ8および12 mmのA5083P-0合金、電極ワイヤには直径1.6 mmのA5183-WYを用いた。これらの化学成分をTable 1に示す。母材のうち板厚が8 mmのものはそれぞれビード・オン・プレート溶接、永久

裏当て付き片面3層溶接および両面各1層溶接(Y開先で初層を溶接、ついで裏はつりなしで反対側を溶接)に、また、12 mmのものはすみ肉溶接に用いた。溶接姿勢は下向、立向、横向および上向の4姿勢である。ただし、立向溶接については上進法が主で、ビード・オン・プレート溶接のみに下進法を加えた。溶接はすべてミグ半自動溶接によった。

開先形状および溶接条件をTable 2に示す。母材の前処理は10%か性ソーダ溶液(60°C)に浸漬、水洗、15%硝酸溶液(常温)、水洗そして自然乾燥の順に行なった。溶接はすべてストリング・ビードで行なった。なお、供試板はそれぞれの姿勢で3組ずつである。

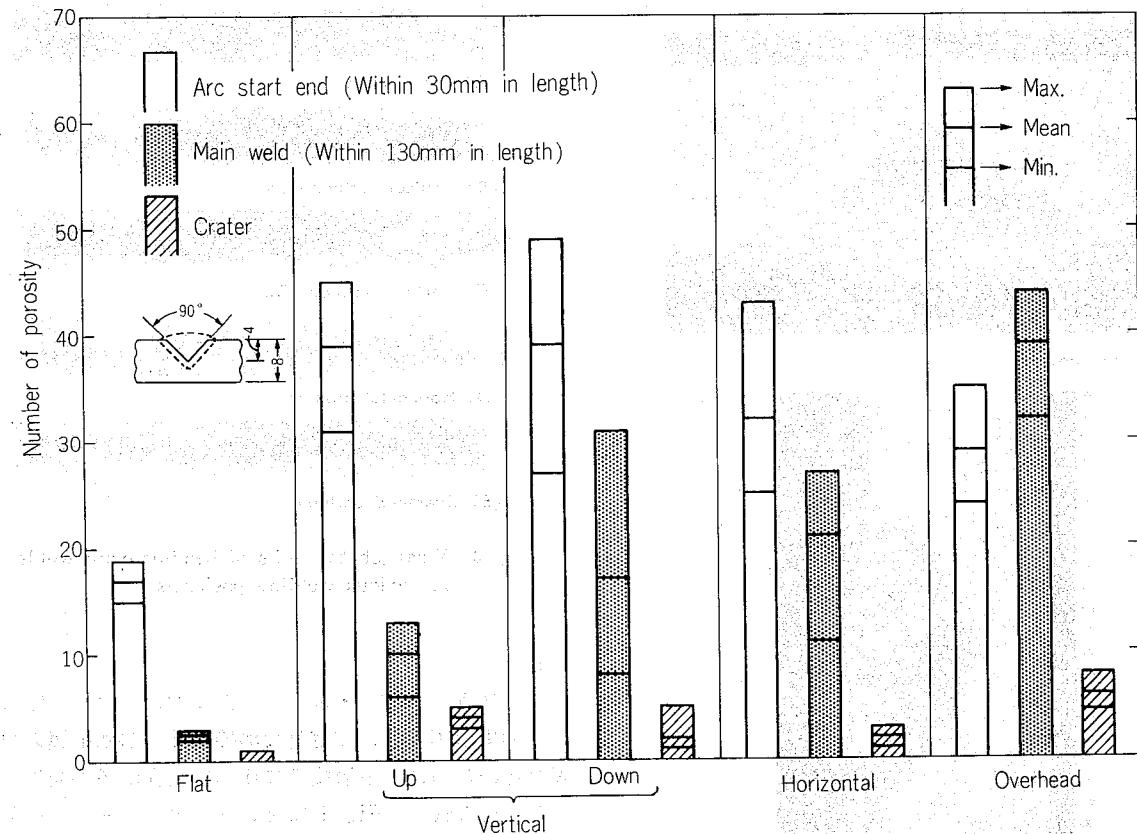


Fig. 1 Numbers of porosities in bead-on-plate weld (Three test panels).

溶接部の気孔はそれぞれビード・オン・プレートおよび突合せ溶接部についてはX線透過写真、また、すみ肉溶接部については破面観察により、ともに約0.3 mm ϕ 以上の気孔を算定した。この際、溶接部をアーカー・スタート部(端部から長さ30 mmまで)、主溶接部(長さ130 mm)およびクレータ部に分割した。X線撮影条件はつぎのとおりである。

管電圧: 50 kV_p、管電流: 3 mA、露出時間: 5.5 min、焦点距離: 600 mm、現象条件: 20°C × 5 min、

フィルム: フジ80、現象液: ハイレンドール

3. 実験結果

3.1 ビード・オン・プレート溶接部

ビード・オン・プレート溶接部について、溶接部の気孔数と溶接姿勢との関係をFig. 1に示す。図によれば、気孔は予想されたように、下向溶接部においてもっとも少なく、ついで立向姿勢の順に増加している。参考までに、主溶接部(130 mm長)の平均気孔数について下向溶接部を1として比較すると、それぞれ立向上進、立向下進、横向および上向溶接部の順に、3.8、6.5、8.1および15倍である。

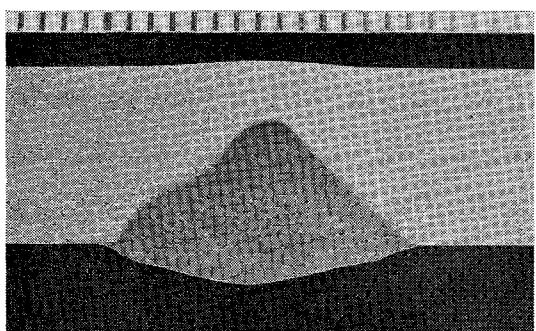
ビード・オン・プレートのとくに上向溶接部においては、開先間隙などの影響を受けることなく、溶融金属中に溶解したガス(主として水素)の大部分が溶接金属中にトラップされると考えられるので、Fig. 1の傾向は後述の開先を

設けた各姿勢における溶接部の気孔の発生傾向を調べる上で、一つの指針となろう。

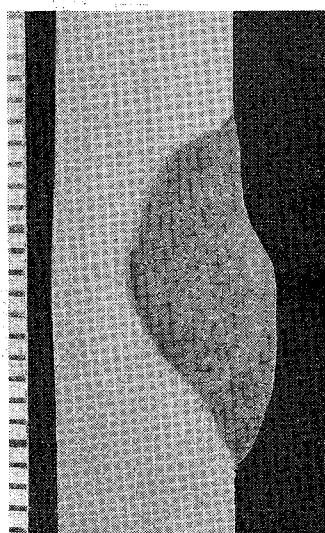
Fig. 2および3は各姿勢における溶接部の断面マクロ組織およびX線透過写真を示したものである。Coeら¹⁾は下向溶接部は上向溶接部より気孔が少なく、また、前者では、溶接金属の底部より頂部のほうが気孔が多いことを空隙パーセントで示している。また、故意に水素を添加したアルゴンガス・シールドによる下向溶接部では、気孔は溶接金属の頂部に分布している²⁾。これらは溶融金属中に溶解したガスが凝固時に逸出する過程を示唆するものである。

アルミニウム合金の立向溶接は、周知のように、溶接部の健全性や溶込み深さから、一般に上進法で行なわれるが、Fig. 1によれば、上進法より下進法による溶接部のほうが気孔が多い。この傾向は別の実験においても報告されており、その原因として、溶融金属の垂下りに伴う空気の巻込みが挙げられている³⁾。その他にも、横向溶接部におけると同様に、先に凝固した溶融池上部の溶接金属が溶融金属中のガスの浮上・逸出の障壁になること、また、後退角による立向下進溶接においては、シールド効果が幾分劣ることも考えられよう。Fig. 3によれば、上進および下進のいずれにおいても、気孔はX線写真上では中央部に分布している。

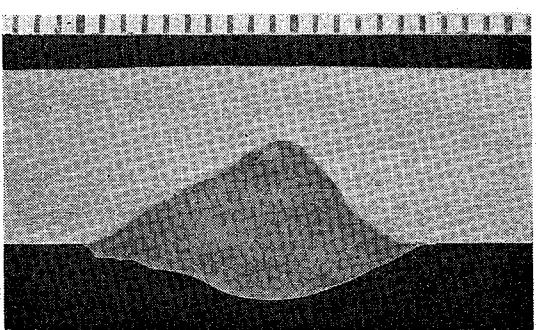
横向溶接部においては、溶融金属中に溶解したガスは、ビード上側の母材端部が障壁になって、下向溶接部におけ



(A) Flat position



(B) Horizontal position



(C) Overhead position

Fig. 2 Photomicrographs showing cross sections of bead-on-plate welds in various welding positions.

るほど自由に浮上・逸出できないので、気孔が多い。事実、横向溶接部の気孔は一般にビードの水平上半側に多く分布している。Fig. 2 および 3においても、この傾向が認められ、とくに、気孔の多いアーク・スタート部で明らかである。

上向溶接部においては、ビード・オン・プレート溶接部の場合、溶融金属中に溶解したガスは浮上・逸出する径路がほとんどないので、当然のことながら気孔は多い。Fig. 3によれば、気孔はX線写真上では中央部に多く分布して

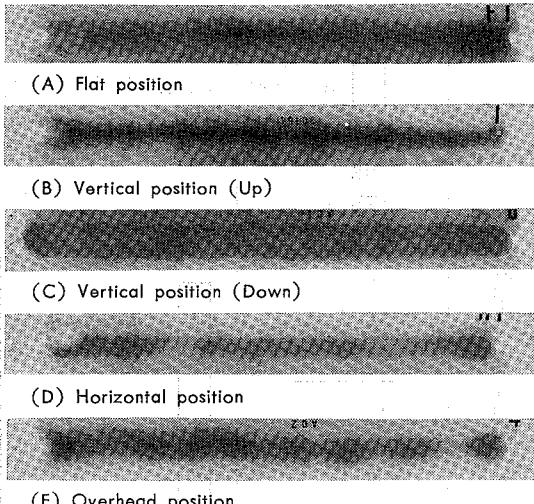


Fig. 3 X-ray photographs of bead-on-plate welds in various welding positions.

いる。

いっぽう、アーク・スタート部においては、一般にシールド効果の不十分、非定常な溶接条件、溶融金属の急速凝固などのために、主溶接部に比べて気孔が多く発生するものと考えられる。Fig. 1によれば、アーク・スタート部の気孔数が主溶接部に比べて著しく多いこと、また、溶接姿勢と発生傾向との関連は主溶接部におけるよりも顕著であることが分る。

なお、溶接長の短かい仮付け溶接部や極めて短時間に溶接が行なわれるミグ・スポット溶接部の気孔の発生傾向は、アーク・スタート部のそれと類似したものと見做されよう。

クレータ部の気孔の発生傾向はFig. 1によれば、アークスタート部におけるほど著しくなく、溶接姿勢との関連は主溶接部と類似している。

3.2 突合せ溶接部

3.2.1 片面溶接部

V形開先による片面突合せ溶接部（3パス）の気孔数を各溶接姿勢別にFig. 4に示す。因みに開先はJIS Z 3811による溶接技術検定のMA-2種に準じたものである。Fig. 5に一例として、それぞれ横および上向溶接部断面（主溶接部）のマクロ組織を示す。またFig. 6は各姿勢における溶接部のX線透過写真である。

Fig. 4によると、気孔の発生傾向は上述のビード・オン・プレート溶接部のそれと同様で、下向、立向（上進）、横向および上向姿勢の順に増加しており、主溶接部（130 mm長）の平均気孔数でみると、下向溶接部のそれと3.7、20.1および24.7倍である。しかし、一般にパス数の増加とともに溶接部の気孔数は増加するが、この片面溶接は3パスで行なわれたにもかかわらず、下向および立向溶接部の気孔数は上述の1パスで行なわれたビード・オン・プレート溶接部とほぼ同程度である。いっぽう、横向および上向溶接部の気孔数は同じ姿勢のビード・オン・プレート溶

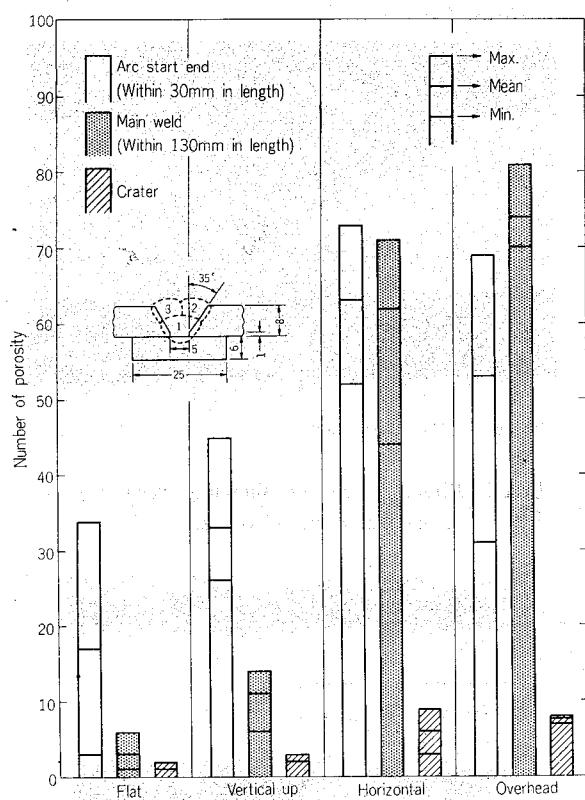


Fig. 4 Numbers of porosities in one side weld with permanent backing (Three test panels).

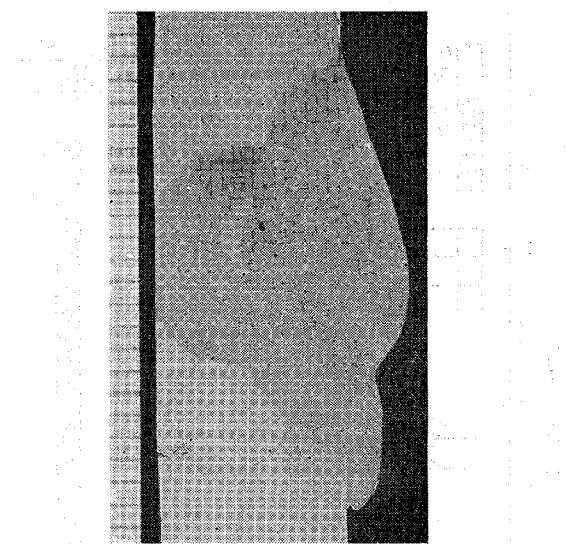
接部の2～3倍に達する。このことは下向および立向溶接部に比べて、横向および上向溶接部においては、溶融金属中のガスの浮上・逸出が容易でないことを示している。Fig. 5および6によれば、気孔はそれぞれ立向溶接部ではX線透過写真上では中央部、横向溶接部では水平上半側、上向溶接部では中央部に分布し、断面でみると、横向溶接部では底部から上半側に、また、上向溶接部では底部に分布している。

なお、アーカー・スタート部およびクレータ部の気孔の発生傾向は上述のビード・オン・プレート溶接部と同様である。

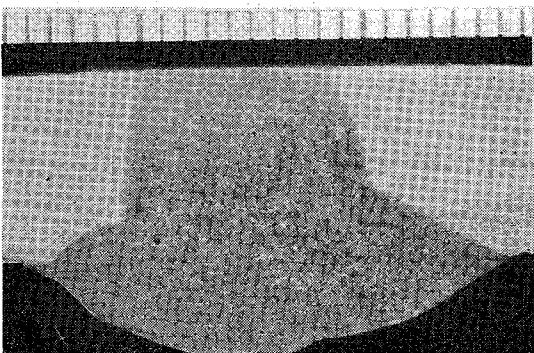
3.2.2 両面各1パス溶接部

両面溶接部においては、種々の溶接姿勢の組合せが考えられる。Fig. 7はY形開先による両面各1パス溶接部の気孔数を各溶接姿勢との関係で示したものである。ここでは、開先角度を設けた側（以後、表側と示す）を先に溶接し、続いて、その反対側（以後、裏側と記す）を裏はつりを行なわずに溶接している。

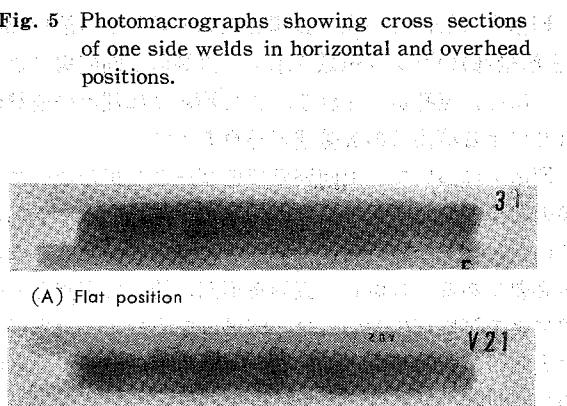
Fig. 7によると、表裏側とも下向姿勢による溶接部がもっとも気孔数が少ない。続いて、表側を上向、裏側を下向姿勢による溶接部および表側を下向、裏側を上向姿勢による溶接部の順に気孔数が多く、主溶接部（130 mm長）の平均気孔数で示すと、表裏とも下向姿勢による溶接部のそれぞれ10.2および14.2倍である。



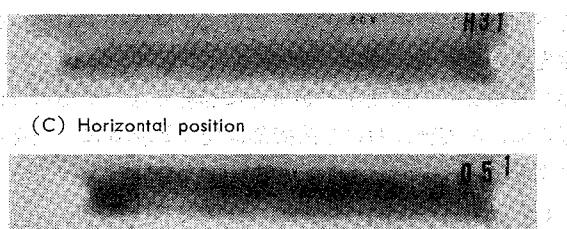
(A) Horizontal position



(B) Overhead position



(C) Flat position



(D) Overhead position

Fig. 5 Photomicrographs showing cross sections of one side welds in horizontal and overhead positions.

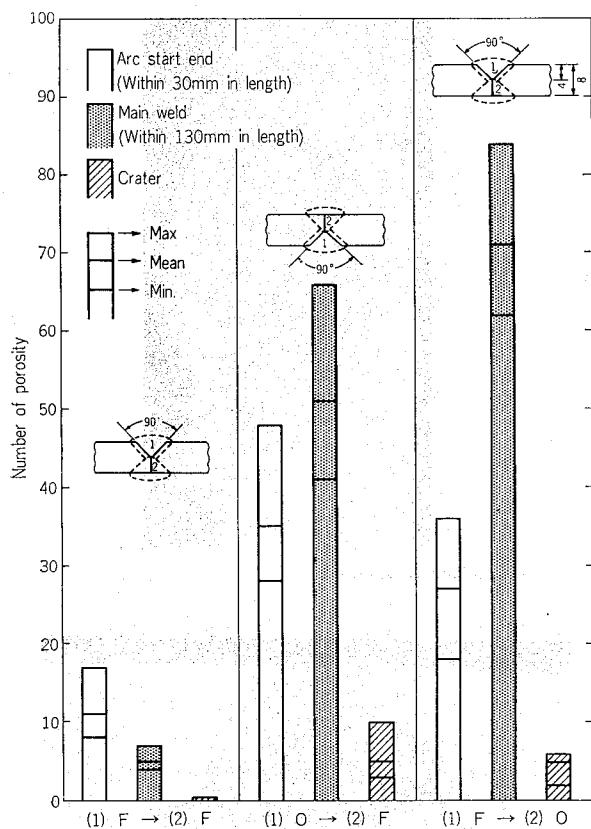


Fig. 7 Numbers of porosities in each side one pass weld (Three test panels).

Fig. 8 に表側を下向、裏側を上向姿勢による溶接部断面(主溶接部)のマクロ組織を示す。裏側の上向姿勢によるビードには、気孔がみられる。またFig. 9 に種々の姿勢の組合せによる溶接部のX線透過写真を示す。

Fig. 7において、上向姿勢でのビードを組合せた2種類の溶接部の気孔数の差異有意差があるとみなすか、あるいは、施工法の差異によるものとみなすかはさらに検討が必要である。しかし、表側を下向、続いて裏側を上向姿勢による溶接部においては、溶融金属中のガスは先置された表側のビードによって表側(上側)への逸出が遮られるので、気孔の発生傾向は上述の上向のビード・オン・プレート溶接部と同様である。これに対し、表側を上向、裏側を下向姿勢による溶接部においては、初層の上向溶接時の開先間隙や溶込みの深さ(たとえば、貫通か非貫通か)、表裏パスの交りの程度などが気孔に影響しないであろうか。因みに、本実験における溶接部は先にFig. 8に一例を示したように表裏パスの交りの程度はごく僅かであった。

3.3 すみ肉溶接部

水平および上向すみ内溶接部の気孔数をFig. 10に示す。ここでは、気孔数の算出は溶接部の破面観察により行なった。したがって、実際の気孔数は図示した値より多いものと考えなければならない。

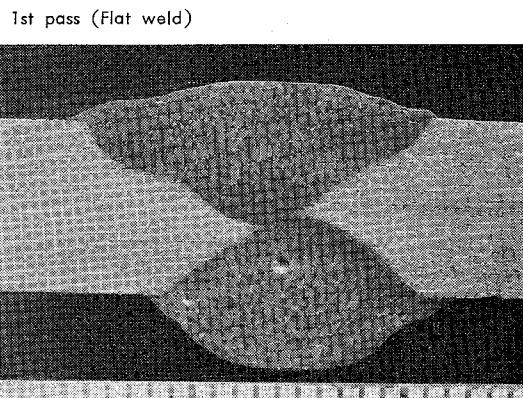


Fig. 8 Photomicrograph showing cross section of each side one pass weld.

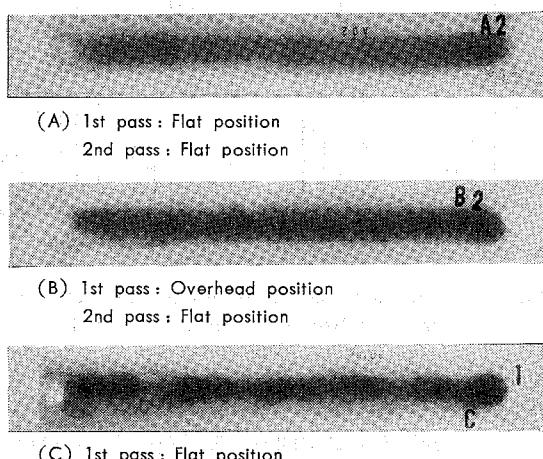


Fig. 9 X-ray photographs of each side one pass welds.

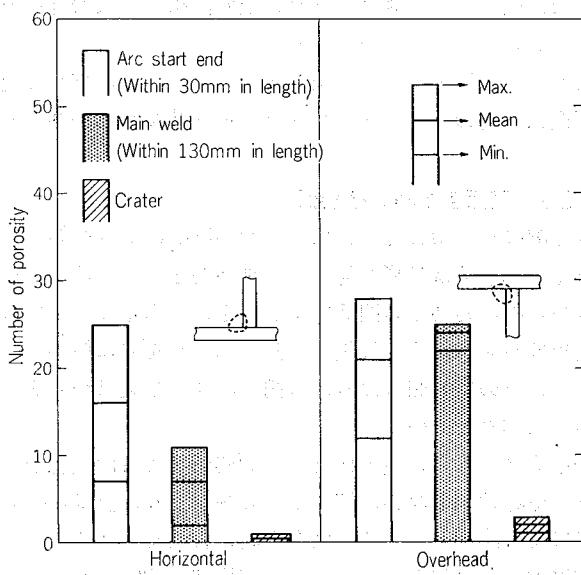


Fig. 10 Number of porosities in fillet weld (Three test panels).

図によれば、水平すみ肉溶接部のほうが上向すみ肉溶接部（水平すみ肉溶接部の気孔数の3.4倍）より気孔数が少ない。この傾向も溶融金属中のガスの浮上・逸出により説明できよう。

4. まとめ

A5083合金の半自動ミグ溶接部について、溶接姿勢と気孔数との関係を求めた。その結果を要約するとつきのとおりである。

(1) ビード・オン・プレートおよび突合せ溶接部の気孔数は下向、横向、上向姿勢の順に増加する。

(2) 立向姿勢においては、上進法よりも下進法による溶接部のほうが気孔数が多い。

(3) 片面溶接部（3パス）においては、下向および立向（上進）溶接部に比べ、横向および上向溶接部でとくに気孔数が多い。

(4) 両面各1パス溶接部においては、各パスの溶接姿勢の組合せにより気孔の発生傾向が異なる。

(5) すみ肉溶接部においては、水平よりも上向溶接部のほうが気孔数が多い。

(6) これらの気孔の発生傾向は溶融金属中のガスの浮上・逸出の挙動により説明できる。

文 献

- 1) F. R. Coe, N. Jenkins, D. H. Parker : Proc. S. A. C. Conference, Nottingham, England, 516 (1965).
- 2) たとえば三菱重工、横浜造船所：耐食アルミニウム合金のMIG溶接における気孔防止に関する研究、第25回軽金属研究会資料(1963年11月28日)。
- 3) 成木咲市郎、神崎信行、阪口 章：軽金属溶接, 11 (1973) 245.

著者紹介

成木咲市郎(なるき しげたか)：1937年福井県生まれ。1961年東京工業大学工学部機械工学科卒業。同年三菱重工入社。現在、同社技術開発室主任。主な研究分野は、溶接構造の開発、溶接構造の強度評価、溶接構造の信頼性評価など。

神崎信行(かみさき しんゆう)：1941年福井県生まれ。1964年東京工業大学工学部機械工学科卒業。同年三菱重工入社。現在、同社技術開発室主任。主な研究分野は、溶接構造の開発、溶接構造の強度評価、溶接構造の信頼性評価など。

阪口 章(さかぐち あきら)：1941年福井県生まれ。1964年東京工業大学工学部機械工学科卒業。同年三菱重工入社。現在、同社技術開発室主任。主な研究分野は、溶接構造の開発、溶接構造の強度評価、溶接構造の信頼性評価など。

著者紹介
成木咲市郎(なるき しげたか)：1937年福井県生まれ。1961年東京工業大学工学部機械工学科卒業。同年三菱重工入社。現在、同社技術開発室主任。主な研究分野は、溶接構造の開発、溶接構造の強度評価、溶接構造の信頼性評価など。
神崎信行(かみさき しんゆう)：1941年福井県生まれ。1964年東京工業大学工学部機械工学科卒業。同年三菱重工入社。現在、同社技術開発室主任。主な研究分野は、溶接構造の開発、溶接構造の強度評価、溶接構造の信頼性評価など。
阪口 章(さかぐち あきら)：1941年福井県生まれ。1964年東京工業大学工学部機械工学科卒業。同年三菱重工入社。現在、同社技術開発室主任。主な研究分野は、溶接構造の開発、溶接構造の強度評価、溶接構造の信頼性評価など。

Al-Mg-Si 系合金の延性と破壊特性におよぼす 加工熱処理の影響*

宇野照生** 馬場義雄***

Effect of Thermo-mechanical Treatment on the Ductility and the Fracture Behaviour of High Purity Al-Mg-Si Base Alloys

by Teruo Uno and Yoshio Baba

住友軽金属工業株式会社技術研究所

Al-Mg-Si 系合金の延性と破壊特性におよぼす 加工熱処理の影響*

宇野 照生** 馬場 義雄***

Effect of Thermo-mechanical Treatment on the Ductility and the Fracture Behaviour of High Purity Al-Mg-Si Base Alloys

by Teruo Uno and Yoshi Baba

High purity Al-Mg-Si base alloys often exhibit low tensile ductility and typical grain boundary fracture occurs when aged to maximum strength levels. The influence of cold work and aging on the ductility and the fracture behaviour of high purity Al-Mg-Si base alloys has been investigated to prevent the grain boundary fracture and to improve the low ductility of the alloys. Marked improvement in the ductility of coarse grained alloys can be attained by proper cold work and aging, and the fracture mode changes from brittle grain boundary fracture to ductile transgranular fracture.

These phenomena are observed only in the coarse grained alloys and not in the Cr added fine grained alloy. Preaging treatment after quenching is undesirable because of a decrease of ductility. Marked improvement in ductility is attributed to the absence of PFZ along grain boundaries, the suppression of coarse grain boundary precipitates and the precipitation of coarse intermediate precipitates in the matrix.

1. 緒 言

6061, 6005 等の(Mg+Si)含有量の高い中強度の Al-Mg-Si 系合金は適度な強度と優れた耐食性を有する構造用材料として工業的にも広く利用されている。このような Al-Mg-Si 系合金についても合金組成や時効条件によっては顕著な粒界破壊が生じ、延性や韌性が著しく低下することが知られている^{1~3)}。中強度の Al-Mg-Si 系合金として最も代表的な合金である 6061 合金では粒界破壊は生じないが、Cr および Mg 含有量が高いため焼入性や押出性の悪い問題がある。

また Cr を含まない過剰 Mg 型の Al-Mg-Si 系合金では 6061 合金より焼入性に優れているが、押出性の悪いのが問題である。

これに対し中強度の Al-Mg-Si 系合金として近年開発された 6005 合金のような過剰 Si 型の Al-Mg-Si 系合金は焼入性や押出性に優れているが、合金組成や時効条件によっては過剰 Si が粒界に析出し、顕著な粒界破壊が生じ延性や韌性が低下する問題がある⁴⁾。

そこで本研究では特に粒界破壊の顕著な過剰 Si 型の Al-Mg-Si 系合金を中心に Al-Mg-Si 系合金の粒界破壊の防止法について検討し、すでに報告した Al-Zn-Mg 系合金⁵⁾や Al-Cu 系合金⁶⁾と同じく、焼入後に適度な加工熱処理を行なうことにより粒界破壊の防止が可能であり、延性も著しく向上することを確認したのでその結果を報告する。

2. 実験方法

実験に使用した合金は 99.99% の高純度地金を使用して溶解鋳造した 3 種類の高純度 Al-Mg-Si 系合金であり、その化学成分を Table 1 に示す。これらの合金を 25 mm 厚 × 150 mm 幅 × 180 mm 長さの圧延用鉄塊に切断し、803K で 86.4 ks の均質化処理後に 8 ~ 4 mm 厚まで熱間圧延し、その後約 50% の冷間圧延を行ない最終板厚 4 ~ 2 mm の板に圧延した。

Table 1 Chemical composition of test alloys. (wt. %)

Element No.	Mg	Si	Cr	Fe	Cu
Alloy 1	0.60	0.93	—	0.009	0.007
Alloy 2	0.98	0.52	—	0.006	0.006
Alloy 3	0.56	0.24	0.24	0.007	0.004

*日本金属学会誌 45 (1981), 405.

**技術研究所

***技術研究所 工学博士

このように調整した板を 808K で 10.8 ks の溶体化処理後に水焼入し、焼入後直ちにあるいは 423K での予備時効処理後に最大 50%までの冷間加工を行ない、その後 423K ~ 473K で最終時効を行なった。以上の処理を行なった試料について引張試験、引張破断面の走査型電子顕微鏡による組織観察等を行ない、この合金系の延性と破壊特性におよぼす加工熱処理の影響について検討した。なお引張試験は厚さ 2 mm の板より平行部幅 12.5 mm、標点距離 50 mm の試験片を板の圧延方向に平行な方向に採取して行なった。

Fig. 1 には実験に使用した合金 1~3 を溶体化処理後に水焼入した材料の光学顕微鏡組織を示す。Cr を添加しない合金 1 および合金 2 の場合には結晶粒は約 400 μm と著しく粗大化しているが、Cr を添加した合金 3 の場合には結晶粒は 100 μm 以下と微細である。

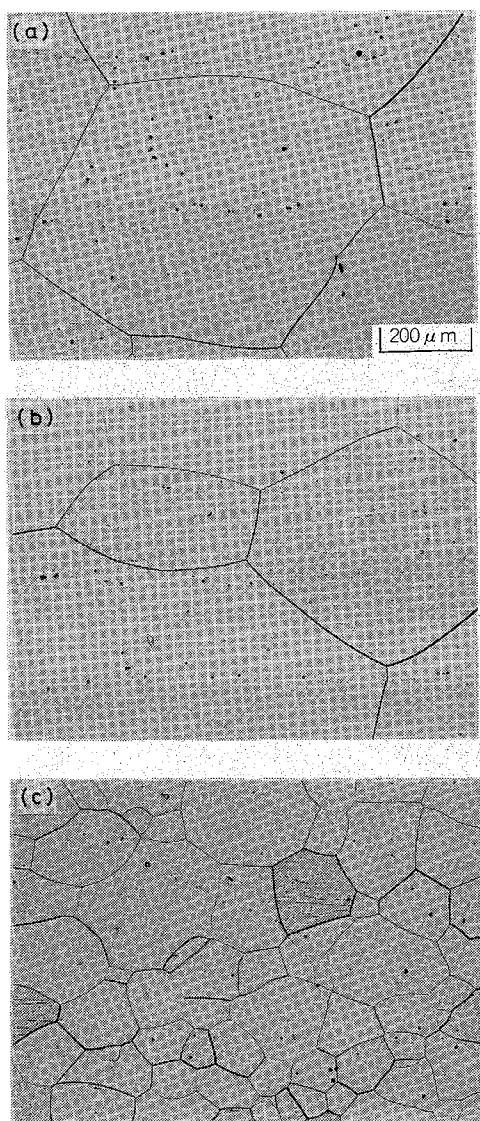


Fig. 1 Microstructures of test alloys quenched from 808K. (a) alloy 1, (b) alloy 2, (c) alloy 3

3. 実験結果

3.1 延性と破壊特性

(1) 合金 1

Fig. 2 には過剰 Si 型の合金 1 を焼入後直ちに最大 50%までの冷間加工を行ない、加工後直ちに 423K で時効した場合の時効に伴う引張性質の変化を示す。焼入後に冷間加工を行なわない場合には最高強度域における伸びは 2%程度にまで低下し、典型的な粒界破壊が生じることが確認された。これに対し焼入後に 20%および 50%の冷間加工を行なった場合には加工を行なわない場合に比べて最高強度そのものはほとんど同じであるが、最高強度における伸びは 7~10%と著しく増加する。また伸びの増加の傾向は 20% 加工の場合よりも 50% 加工の場合がより顕著である。

Fig. 3 には合金 1 を焼入後直ちに最大 50%までの冷間加工を行ない、その後 448K で時効した場合の時効に伴う引張性質の変化を示す。実用 Al-Mg-Si 系合金の人工時効は

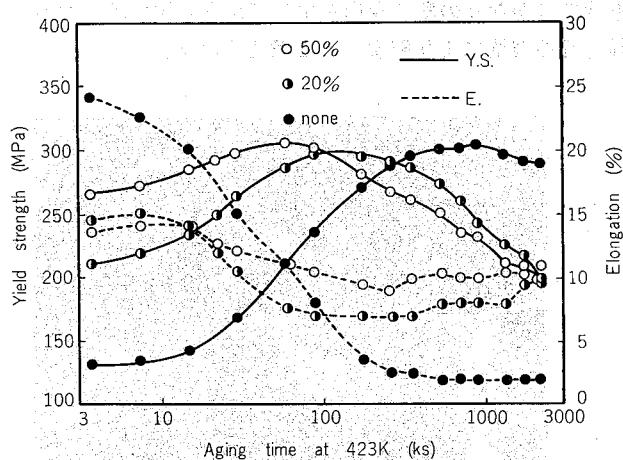


Fig. 2 Effect of cold work on tensile properties of alloy 1 quenched from 808K, cold-worked and aged at 423K.

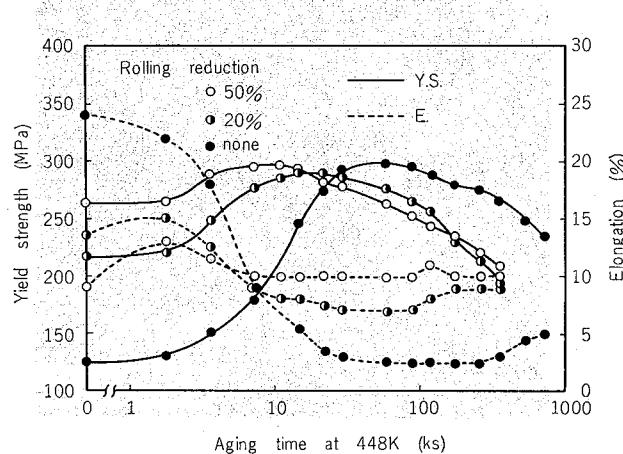


Fig. 3 Effect of cold work on tensile properties of alloy 1 quenched from 808K, cold-worked and aged at 448K.

448K 程度の温度で行なわれることが多いが、最終時効を448Kで行なう場合でも、加工を行なわない場合には最高強度における伸びは2%程度にまで低下する。これに対し焼入後に加工と時効を行なう場合には加工を行なわない場合に比べて最高強度域における伸びが著しく増加する。

Fig. 4にはFig. 2に示した448K時効材の最高強度域における代表的な引張破断面の破面観察結果を示す。焼入後に加工を行なわない場合には引張破断面は典型的な粒界破断タイプであるが、冷間加工度の増加と共に破面全体に占める粒内破壊で延性的な破面の割合が増加し、50%加工の場合には完全に粒内破壊で延性的な破面に変化しているのが観察された。このような傾向はFig. 3に示した引張試験における伸びの変化とよく対応している。なおFig. 4 (b)にはFig. 4 (a)に示した典型的な粒界破断面を高倍率で観察した結果を示す。低倍率では完全な粒界破断面と考えられる場合でも、高倍率では非常に微細なディンプルが全面に分布しているのが観察された。このことは伸びが著しく低下し完全な粒界破壊が生じると思われる場合でも、粒界近傍ではかなりの塑性変形を生じてから破壊するいわゆる粒界延性破壊により破壊したと考えられる。

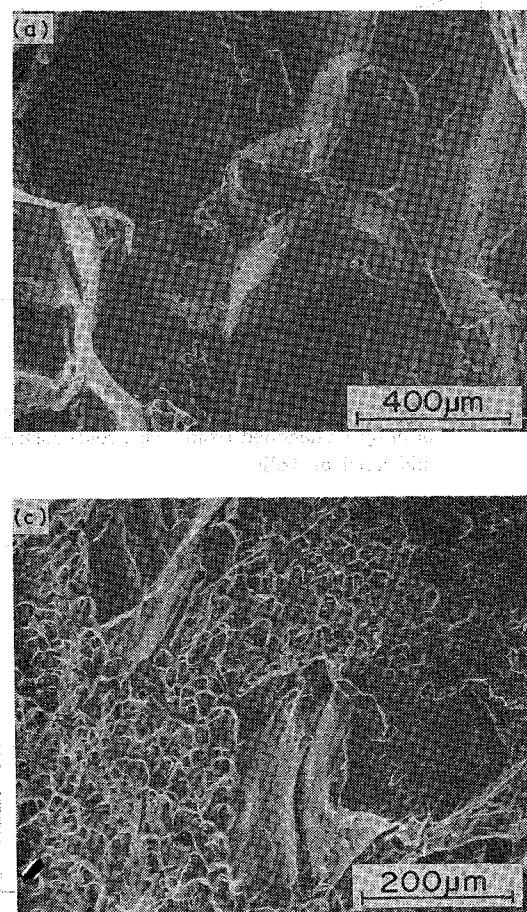


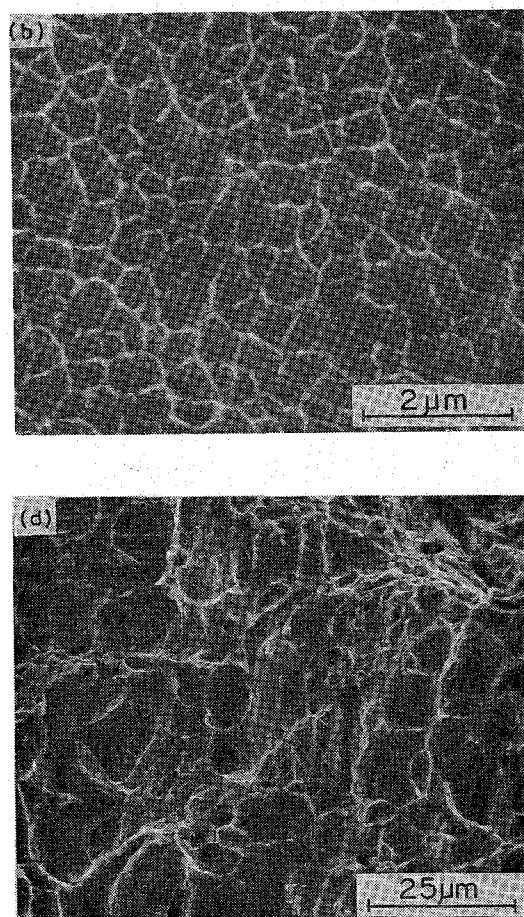
Fig. 4 Scanning electron micrographs of fracture surface in alloy 1. After quenching, alloy was (a), (b) aged at 448K for 57.6ks, (c) cold-worked by 20% and aged at 448K for 21.6ks, (d) cold-worked by 50% and aged at 448K for 14.4ks.

Fig. 5には合金1を焼入後直ちに最大50%までの冷間加工を行ない、その後473Kで時効した場合の時効に伴う引張性質の変化を示す。最終時効を473Kとかなり高い温度で行なう場合でも、焼入後に加工を行なわない場合には最高強度域における伸びは3%程度にまで低下するが、焼入後に加工と時効を行なう場合には最高強度域における伸びが著しく増加するばかりでなく、破壊様式も粒界破断タイプから粒内破断タイプに変化する。このような傾向はFig. 2～Fig. 3に示した結果とほぼ同じである。

(2) 合金2

Fig. 6には過剰Mg型の合金2を焼入後直ちに最大50%までの冷間加工を行ない、その後448Kで時効した場合の時効に伴う引張性質の変化を示す。焼入後に加工を行なわない場合には最高強度域における伸びは5%程度にまで低下する。これに対し焼入後に加工を行なう場合には最高強度そのものは加工を行なわない場合とほぼ同じであるが、最高強度域における伸びは9～10%程度にまで増加する。

引張破断面についても加工を行なわない場合には破面全体に占める粒界破断面の割合が大きいが、加工度の増加と共に粒内破壊で延性的な破面に変化しているのが観察され



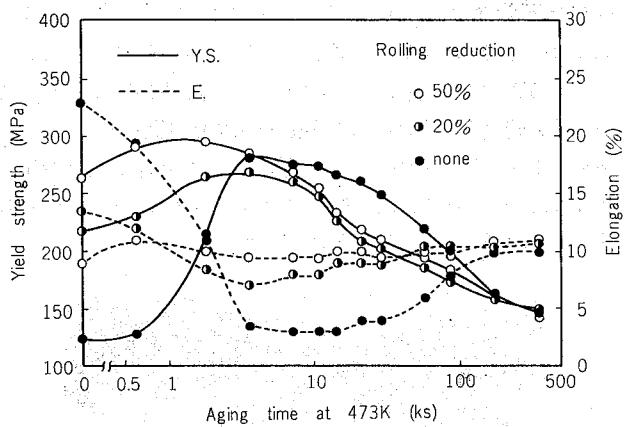


Fig. 5 Effect of cold work on tensile properties of alloy 1 quenched from 808K, cold-worked and aged at 473K.

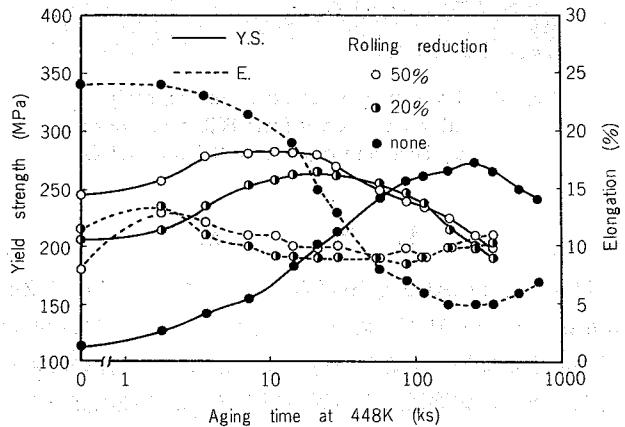


Fig. 6 Effect of cold work on tensile properties of alloy 2 quenched from 808K, cold-worked and aged at 448K.

た。以上のように過剰 Mg 型の合金 2 についても過剰 Si 型の合金 1 と同じく焼入後に加工と時効を行なうことにより延性の改善が可能であるが、合金 1 に比べて伸びの増加の程度は小さい。

(3) 合金 3

Fig. 7 には合金 3 を焼入後直ちに最大 50%までの冷間加工を行ない、その後 448K で時効した場合の時効に伴う引張性質の変化を示す。Crを添加することにより結晶粒を微細化した合金 3 では、加工を行なわない場合においても最高強度域における伸びは 10%以上とかなり大きく、Crを添加しない合金で観察されるような顕著な伸びの低下は生じない。このような合金に焼入後加工と時効を行なう場合には、最高強度域における伸びは加工を行なわない場合よりも低下することが観察された。

(4) 焼入後の予備時効の影響

Fig. 8 および Fig. 9 には過剰 Si 型の合金 1 を焼入後に 423K で最大 86.4 ks の予備時効処理し、20%および 50%の冷間加工を行なった後に 448K で時効した場合の時効に

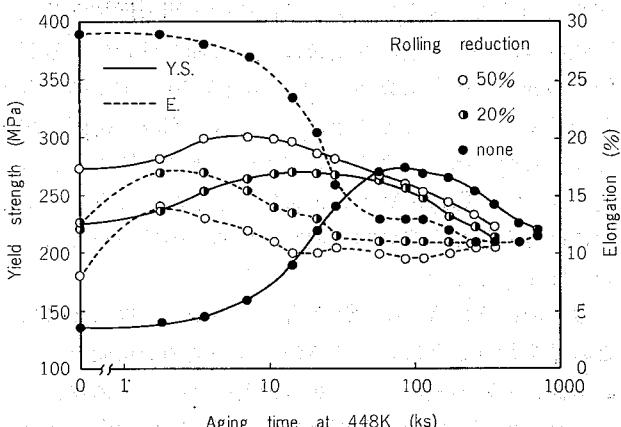


Fig. 7 Effect of cold work on tensile properties of alloy 3 quenched from 808K, cold-worked and aged at 448K.

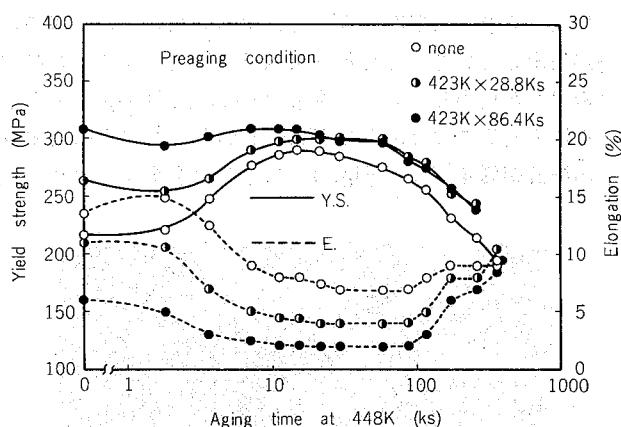


Fig. 8 Effect of preaging time on tensile properties of alloy 1 quenched from 808K, preaged at 423K, cold-worked by 20% and aged at 448K.

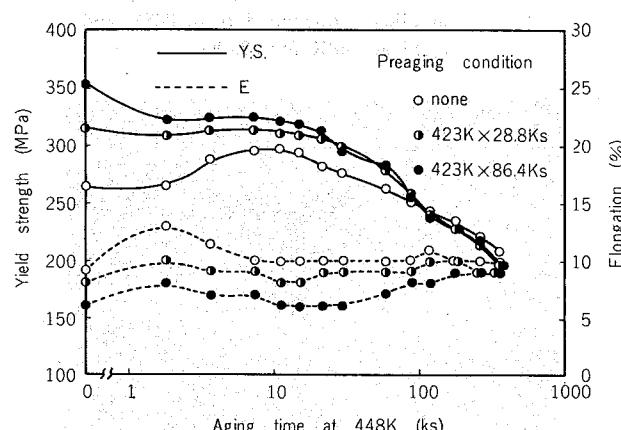


Fig. 9 Effect of preaging time on tensile properties of alloy 1 quenched from 808K, preaged at 423K, cold-worked by 50% and aged at 448K.

伴う引張性質の変化を示す。予備時効時間の増加と共に最高強度は増加し、最高強度域における伸びは減少するが、伸びの低下の傾向は20%加工の場合が50%加工の場合より顕著である。引張破断面についても予備時効時間の増加と共に破面全体に占める粒界破断面の割合が増加するのが観察された。Fig.8およびFig.9に示されるように加工を間にはさんだ2段時効的処理方法は伸びの低下をもたらすので好ましくない。

以上のようにAl-Mg-Si系合金においても焼入後に加工と時効を行うことにより伸びの著しい増加が可能であり、破壊様式も粒界破断タイプから粒内破断タイプに変化するが、延性の著しい向上が可能なのは過剰Si型の合金を焼入後直ちに加工と時効を行なう場合のみであり。加工前の予備時効処理は延性を低下させる効果がある。

3.2 組織観察

Fig.10には過剰Si型の合金1を焼入後直ちに448Kで57.6ks時効した場合の透過電子顕微鏡組織を示す。粒界近傍には顕著なPFZが存在し、粒界には粗大な粒界析出物が析出している。また粒内には β'' 相⁵⁾と考えられる微細な析出物が析出している。Fig.11には過剰Mg型の合金2を焼入後直ちに448Kで172.8ks時効した場合の透過電子顕微鏡組織を示す。Fig.10に示した合金1と同じく粒

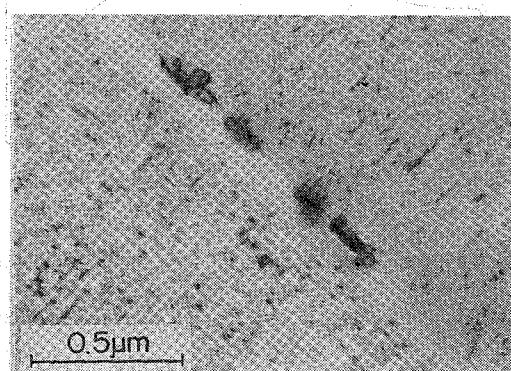


Fig. 10 Transmission electron micrograph of alloy 1 quenched from 808K and aged at 448K for 57.6ks.

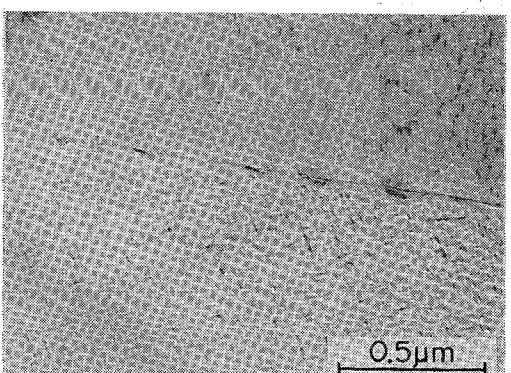


Fig. 11 Transmission electron micrograph of alloy 2 quenched from 808K and aged at 448K for 172.8ks.

界には顕著なPFZが存在し、粒内析出物は β'' 相と考えられるが、合金1のような顕著な粒界析出は観察されない。

Fig.12には合金1を焼入後50%冷間加工し、その後14.4ks時効した場合の透過電子顕微鏡組織を示す。焼入後直ちに加工と時効を行なう場合には顕著な粒界析出とPFZは観察されず、粒内析出物は加工を行なわない場合に比べて粗大化しているのが観察される。

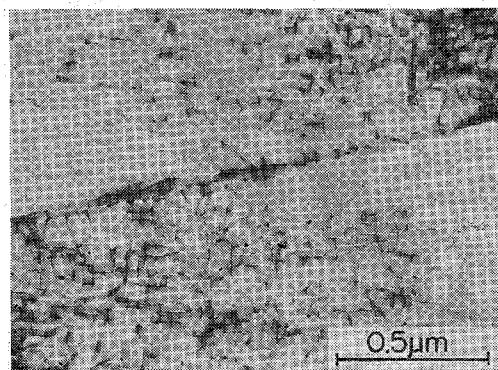


Fig. 12 Transmission electron micrographs of alloy 1 quenched from 808, cold-worked by 50% and aged at 448K for 14.4Ks.

4. 考 察

以上のようにAl-Mg-Si系合金についても既報のAl-Zn-Mg系合金⁵⁾やAl-Cu系合金⁶⁾と同じく、焼入後に適度な条件のもとで加工熱処理を行なうことにより延性の改善が可能であり、破壊様式も粒界破断タイプから粒内破断タイプに変化する事が明らかになった。以下に従来の研究や組織観察結果をもとに主として結晶粒の粗大なAl-Mg-Si系合金(合金1および合金2)の伸びの増加の理由について考察する。

Al-Mg-Si系合金に限らず時効性アルミニウム合金の破壊特性を支配する要因としては(1)結晶粒度、(2)PFZの幅、(3)粒界析出状態、(4)粒内析出物の性状等が考えられる。粒界破壊におよぼす結晶粒度の影響としては、一般に結晶粒度が大きくなるに従って粒界破壊が起こり易くなり、Cr, Mn, Zr等の結晶粒微細化元素を添加して結晶粒を微細化した場合には粒界破壊は起こり難くなる²⁾³⁾。本研究で使用した合金1および合金2の結晶粒径はFig.1に示したようにかなり大きく、しかも約400μmとほぼ一定であるため、本研究で得られた加工と時効による延性や破壊特性の変化は粒界および粒内析出状態の変化によると考えられ、結晶粒度の影響はほとんどないと考えられる。

延性や破壊特性におよぼす粒界および粒内析出状態の影響は以下のように考えられる。

粒界析出物については粒界には粒内よりも粗大な析出物が形成され易く、このような場合には機械的に弱い基地と粒界析出物の界面で割れの形成と伝播が優先的に起きると考えられるため、顕著な粒界析出は延性の向上には有害と

考えられる⁹⁾¹⁰⁾。特に Al-Mg-Si 系合金においては合金組成や時効条件によっては顕著な粒界析出が生じるため、粒界破壊が生じ伸びや韌性が著しく低下することが知られている¹¹⁾¹²⁾。また Al-Mg-Si 系合金への Au の微量添加は結晶粒度を微細化することなしに粒界析出状態を変化させ、延性を向上させることが知られている¹³⁾。

PFZ については粒界近傍に顕著な PFZ が存在する場合には粒内よりも強度の低い PFZ 内で優先的に塑性変形が進行し、この領域で割れの形成と伝播が起きると考えられるため、PFZ の存在は延性には有害と考えられる¹²⁾¹⁴⁾。

粒内析出物については、粒内を GP ゾーンで硬化させた場合には析出物は運動転位により剪断され易く、その結果粗大なすべり帯が形成され易くなる¹⁵⁾¹⁶⁾。このすべり帯が粒界にあたる場所では非常に大きい応力集中が生じるため顕著な粒界破壊が生じると考えられる。以上を要約すると、顕著な PFZ が存在し、粒内を GP ゾーンで硬化させ、しかも粒界析出が顕著な場合に最も粒界破壊が生じ易くなると考えられる。

合金 1 および合金 2 を焼入後に最高強度域まで時効した場合には顕著な粒界破壊が生じ伸びが著しく低下するが、Fig. 10~11 に示されるように顕著な PFZ が存在し、粒内には微細な β'' 相が析出している。粒界析出については、過剰 Si 型の合金 1 が過剰 Mg 型の合金 2 より顕著である。このように焼入後加工を行なわずに最高強度域まで時効した場合には粒界破壊に対する感受性の最も高い組織となるため顕著な粒界破壊が生じたと考えられる。また加工を行なわない場合の最高強度域における伸びは合金 1 が合金 2 より低いが、これは合金 1 が合金 2 より粒界析出が顕著なことに起因すると考えられる。

合金 1 および合金 2 を焼入後に直ちに加工と時効を行なう場合には、最高強度域においても粒界破壊が生じ難くなり伸びは増加するが、Fig. 12 に示されるように顕著な PFZ と粒界析出が抑制され、粒内析出物はかなり粗大化し、 β' 相と考えられる析出物が析出している。以上のように焼入後に加工と時効を行なう場合には粒界破壊に対する感受性の鈍い組織に変化するため粒界破壊が生じ難くなったと考えられる。このような組織が得られるのは以下のように考えられる。焼入後に加工と時効を行なう場合には、塑性変形により導入された転位や空孔が粒界近傍での核形成場所になるため PFZ の幅は減少すると考えられる。このような傾向は Al-Zn-Mg 合金⁵⁾、Al-Cu 合金⁶⁾、Al-Si 合金¹⁷⁾、Al-Mg-Ag 合金¹⁸⁾等においても観察されている。合金 1 の粒界析出物についても、加工後に時効する場合には粒界、粒内を問わず析出の核形成場所が存在するため、特に粒界への顕著な析出が防止されたと考えられる。Al-Mg-Si 系合金についても粒内析出物は粒内に均一に析出するよりも転位上に優先析出するため¹⁹⁾²⁰⁾、焼入後の加工により β'' 相の析出が抑制され、中間相 β' の析出が促進されたと考え

られる。

破壊特性におよぼす焼入後の予備時効処理の影響としては、Fig. 8 ~ 9 に示されるように予備時効時間の増加と共に伸びは低下するが、これは予備時効処理により顕著な PFZ や粒界析出物が形成されることに関係があると考えられる。

5. 総括

Al-Mg-Si 系高純度合金の延性と破壊特性におよぼす加工熱処理の影響について検討し以下の結果を得た。

- (1) Al-Mg-Si 系高純度合金は最高強度を与えるような時効条件のもとでは顕著な粒界破壊が生じ伸びが著しく低下するが、焼入後に適度な冷間加工と時効を行なうことにより、伸びも著しく増加する。
- (2) このような伸びの改善効果は結晶粒の粗大な合金に焼入後直ちに加工と時効を行なう場合にのみ観察され、Cr を添加することにより結晶粒を微細化した合金では観察されない。また焼入後の予備時効処理は伸びを低下させる効果がある。
- (3) 冷間加工と時効による延性や破壊特性の変化は粒界および粒内析出状態が変化したことによると考えられる。

文獻

- 1) I.R. Harris and P.C. Varley : J. Inst. Metals, 82 (1953-54), 379.
- 2) B. J. Dunwoody, D. M. Moore and A. T. Thomas : J. Inst. Metals, 101 (1973), 172.
- 3) J. Aucote and D.W. Evans : Met. Sci., 12 (1978), 57.
- 4) W.G. Barry and R.W. Hains : Proceedings of the Second International Extrusion Seminar, 2 (1977), 271.
- 5) 宇野照生, 馬場義雄 : 日本金属学会誌, 42 (1978), 388.
- 6) 宇野照生, 馬場義雄 : 日本金属学会誌, 44 (1980), 624.
- 7) H. Westegen and N. Ryum : Z. Metallk., 70 (1979), 528.
- 8) Y. Baba : Trans. JIM, 11 (1970), 404.
- 9) P.C.T. Unwin and G.C. Smith : J. Inst. Metals, 97 (1969), 299.
- 10) A. J. Cornish and M. K. B. Day : J. Inst. Metals, 99 (1971), 371.
- 11) 望月 博, 藤川辰一郎, 平野賢一 : 軽金属, 21 (1971), 505.
- 12) G. Thomas and J. Nutting : J. Inst. Metals, 88 (1959-60), 81.
- 13) P. C. Varley, M. K. B. Day and A. Sendorek : J. Inst. Metals, 88 (1957-58), 337.
- 14) A. J. Sedriks, P.W. Slattery and E.N. Pugh : Trans. ASM, 62 (1969), 819.
- 15) K. Welpman, G. Lütjering und W. Bunk : Aluminum, 50 (1974), 263.
- 16) E. Hornbogen : Z. Metallk., 58 (1967), 28.
- 17) H.S. Rosenbaum and D. Turnbull : Acta. Met., 7 (1957), 664.
- 18) B.S. Subramanya : J. Inst. Metals, 96 (1968), 288.
- 19) S. Muromachi and T. Mae : J. Japan Inst. Metals, 11 (1971), 1021.
- 20) 平田俊也, 松尾 茂 : 日本金属学会誌, 36 (1972), 1159.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-244)

乗用車用バンパーのアルミ化について

馬 場 義 雄* 西 村 嘉 彦**
宇 野 照 生**

住友軽金属工業株式会社技術研究所

乗用車用バンパーのアルミ化について

馬場義雄* 西村嘉彦**
宇野照生**

1. はじめに

自動車のアルミ化は車体の軽量化や耐食性、ファッショニ性の向上および鋳物部品にみられる製造の合理化を目的として、古くから断続的に実施されてきていた。いっぽう、1973年の第一次石油危機以降、世界的な省エネルギーの要請により、自動車においても燃費の良好な車の開発が急務となつた。自動車の燃料消費は車体重量にはほぼ比例して増加するため、車体重量の軽量化が不可欠となり、とくに米国において、アルミニウムが代替材料として大量に使用されるようになった。ボディーパネルやバンパー、トリムなどにアルミニウム展伸材が大量に使用されているのが特徴である。なかでも、バンパーはその代表的なものであり、1973年には65万本、1979年には300¹⁾万本弱のアルミニウム合金製バンパーが使用されている。

わが国の場合は、もともと小型軽量車が主流を占めているため、エンジン周りの鋳物部品以外は米国に見られるほどのアルミ化は進んでいない。しかしながら米国における小型軽量車の開発が進むにつれて、今後、国産車に対してもより軽量化が要求されるのは必至であり、近い将来、アルミニウムの使用は飛躍的に増大するものと考えられる。

本報は、ボディーパネルとなるアルミニウム展伸材の使用が有望視されるバンパーについて、その開発状況、合金、加工方法等についてまとめたものである。

2. 欧米における実績

2.1 背景

バンパーのアルミ化は欧州において、1960年代から形材製フェイスバーの実績がある。量的な拡大は1971年米国で公布された乗用車に関する安全基準FMVSS 215が契機となった。この安全基準は'73年型車より適用され、'74年型車規制でさらに強化された。この目的は、バンパー本来の緩衝装置としての機能を定量的に規制しようとするものである。(主な内容は、バンパー中央部において6 mph、コーナー部には3 mphの振り子衝撃試験と、前、後速5 mphでの固定障壁への衝突試験であり、いずれも車体や燃料、冷却、ブレーキシステム等、ステアリング、サスペンション、

推進機構等に損傷があってはならないとされている。さらに、1979年には衝突によるバンパー自体の損傷も定量的に規定された。) このFMVSS 215の制定を機に、フェイスバー、レインフォースメント、および衝撃吸収装置よりなる安全バンパーシステムが採用されるようになつた。このようなバンパー機能改善の結果として、バンパーシステムの重量が増加し、燃費や走行性能に悪影響をおよぼすことになり、軽量化のためアルミニウムが大量に使用され始めたわけである。

さらに、「Energy Policy and Conservation Act of 1975」によって平均燃費基準が規定され、たとえば、'85年型車では27.5 mpg (11.7 km/l) という厳しい内容の燃費が要求されている。燃費向上の有力な手段として、車両の軽量化はますます重要になり、バンパーシステムの軽量化、アルミ化がさらに進展した。

2.2 開発経緯と実績

安全バンパーシステムは先に述べたようにつぎの3部材より構成される。

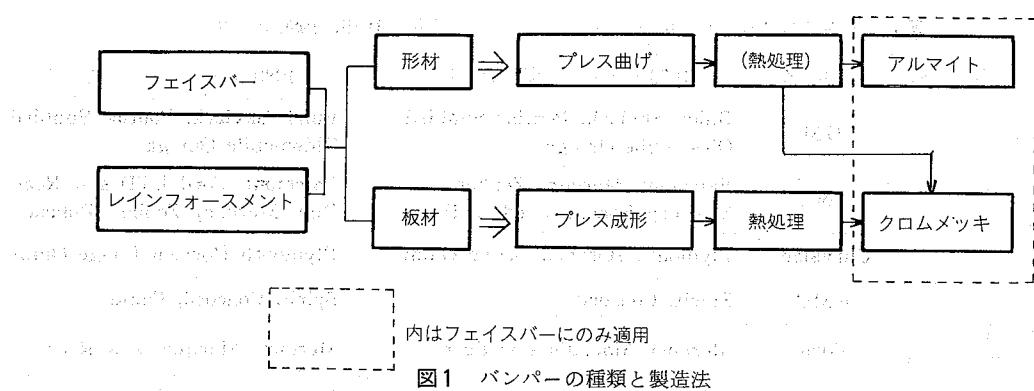
- (1) フェイスバー：車体の外部に装置され、直接外部より衝撃を受ける。また、光沢をはじめとして装飾的な要素が要求される。
- (2) レインフォースメント：フェイスバーの後部に設置される補強部材。

- (3) 衝撃吸収装置：油圧やスプリング機構で衝撃エネルギーを吸収する。
- 衝撃吸収装置にも部材としてアルミニウム合金棒等が一部使用されているが、主に、フェイスバーとレインフォースメントにアルミニウム合金が使用される。さらに、使用される素材の製造区分によって板バンパーと形バンパーに分類される。図1にバンパーの種類と概略の製造工程を示す。

アルミニウム合金製バンパーの量産車種への実績は、Ford社ピント'73年型車のレインフォースメントが最初である。さらに、GM社のベガ、カマロ⁵⁾にReynolds社で本格的なバンパー用合金として開発された7016合金、形材、アルマイド処理のフェイスバーが大量に使用された。すなわち、1973年に100万本、1974年に120万本強であり、フェイスバーの重量がおよそ9 kgとして、年間1万 ton 以上の7016合金が使用されたことになる。この方式のバン

*技術研究所 工学博士

**技術研究所



パーはFod社の'77年型ピントとボブキャットにも採用され、後者の材料はX7029合金である。このX7029合金は7016合金と比べて強度がおよそ20%向上しており、現在では形材バンパーは全てこのX7029合金が使用されている。

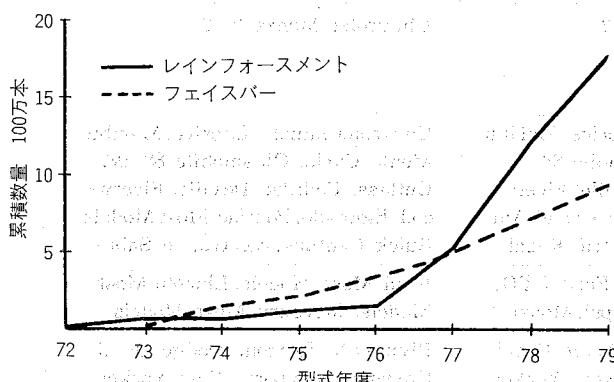


図2 アルミニウム合金製バンパー使用累積数量(米国)

いっぽう、1975年になるとアルミニウム合金板製バンパーがGM社2+2サブコンパクトカーにウレタンとの複合バンパーとして採用された。素材はX7046合金である。また、この年にはレインフォースメントとしてX7046合金がGM社のシボレー、オールズモービルなどに使用された。

なお、このX7046合金はその後、応力腐食割れの問題から、現在ではX7021合金が主に使用されている。最近では、アルミニウム合金製フェイスバーにクロムメッキを施す量産技術が開発され、一部の車種に採用されている。

以上のように、米国におけるアルミニウム合金製バンパーは順調に発展してきている。図2³⁾に米国におけるアルミニウム合金製バンパー使用累積数量を、図3⁵⁾にアルミニウム合金製レインフォースメント採用車種を、図4⁵⁾にフェイスバー採用車種数をそれぞれ示す。表1に'79、'80年型車アルミニウム合金製バンパー採用車種名を示す。図5には1979年SAEショーに展示されたアルミニウム合金、

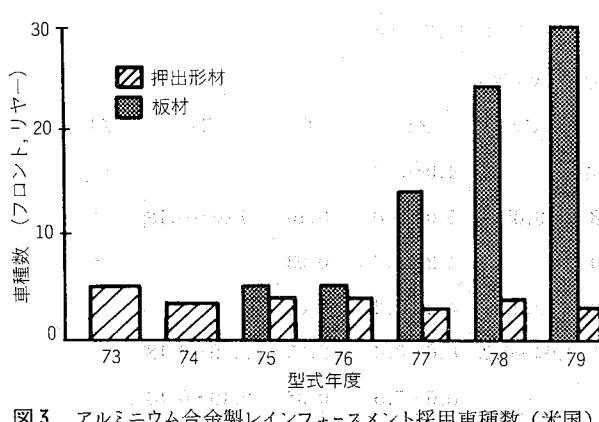


図3 アルミニウム合金製レインフォースメント採用車種数(米国)

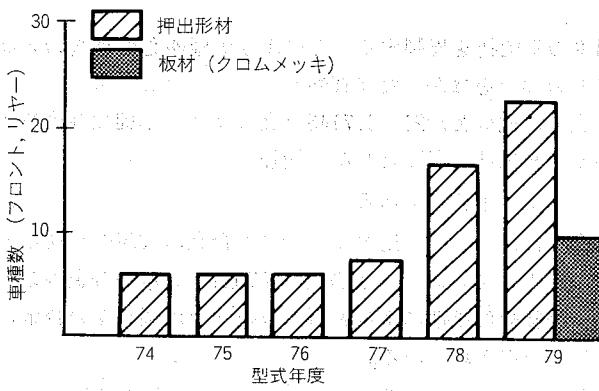


図4 アルミニウム合金製フェイスバー採用車種数(米国)

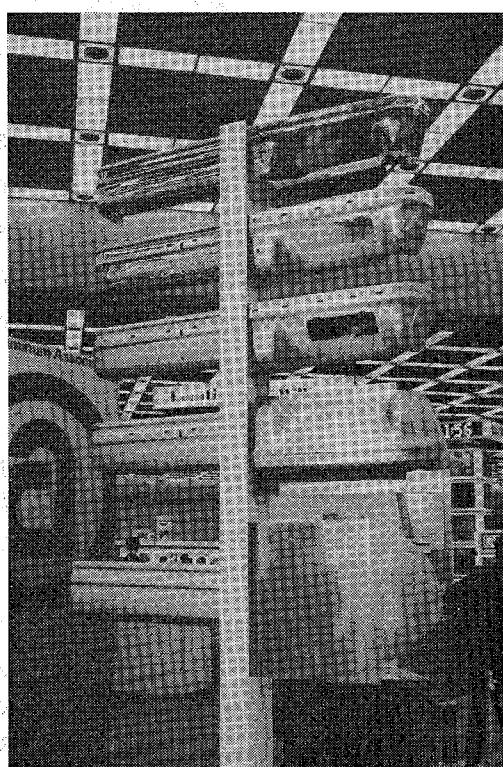


図5 SAE ショーにおけるアルミ製バンパー工程別サンプル

表1 米国におけるアルミ製バンパーシステム採用車種(1979, 1980年型車)

分類	種別	会社名	1979年型車 車種名	1980年型車 車種名
フェイスバー	形 アルマイト	GM	Buick Skylark, Pontiac Sunbird Oldsmobile Omega	Buick Skylark, Pontiac Sunbird Oldsmobile Omega
		Ford	Fairmont, Mercury Zephyr. Mercury Bobcat, Ford LTD s/w	Fairmont, Ford LTD s/w Rear Pint, Mercury Zephyr, Bobcat
		Chrysler	Plymouth Horizon, Dodge Omni	Plymouth Horizon Dodge Omni
		AMC	Spirit, Concord	Spirit, Concord, Eagle
板 クロムメッキ	Ford		Mercury Marquis s/w Rear	Mercury Marquis s/w Rear
		Ford	—	Lincoln Continental, Mark VII
	Chrysler		Chrysler New Yorker, Chrysler Newport, Dodge St Regis	Chrysler New Yorker, Newport Mirada, Cordoba, Dodge St Regis, Gran Fury
		AMC	Jeep Wagoneer, Jeep Cherokee	Jeep Wagoneer, Jeep Cherokee
レイン フォース メント	形	GM	Chevrolet Monza 2+2	Chevrolet Monza 2+2
		Ford	Lincoln Continental, Lincoln Mark V	—
	板	GM	Chevrolet Impala, Caprice, Maribou Monte Carlo, Oldsmobile 88, Cutlass, Cadillac Deville, Fleetwood, Eldorado, Pontiac Grand Am Buick Le Sabre, Electra, Regal	Chevrolet Impala, Caprice, Maribou Monte Carlo, Oldsmobile 88, 98, Cutlass, Cadillac Deville, Fleetwood, Eldorado, Pontiac Most Models Buick Century, Electra, Le Sabre
		Ford	Lincoln Continental, Ford LTD. Granada, Mercury Capri, Monarch	Ford Most Models, Lincoln Most Models, Mercury Most Models.
		Chrysler	Plymouth Horizon, Dodge Omni Chrysler Newport, New Yorker Dodge St Regis	Plymouth Horizon, Dodge Omni Chrysler Newport, New Yorker Dodge St Regis

表2 代表的なバンパー用高力アルミニウム合金の化学成分規格

合 金	化 学 成 分 (wt %)									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zr	Ti	Zr	Al
7016	0.10	0.12	0.45~1.0	0.03	0.08~1.4	—	4.0~5.0	—	—	残
X7021	0.25	0.40	0.25	0.10	1.2~1.8	0.05	5.0~6.0	0.10	0.08~0.18	"
X7029	0.10	0.12	0.50~0.9	0.03	1.3~2.0	—	4.2~5.2	0.03	—	"
X7129	0.15	0.30	0.50~0.9	0.10	1.3~2.0	0.01	4.2~5.2	0.05	—	"
X7046	0.20	0.40	0.25	0.05~0.30	1.0~1.6	0.06~0.20	6.6~7.6	0.06	0.06~0.18	"
X7146	0.20	0.40	—	—	1.0~1.6	—	6.6~7.6	0.06	0.10~0.18	"

注(1) 成分範囲を記さないものは最高値を示す。

形、板製フェイスバーの加工工程例を参考までに示す。なお、アルミニウム合金製バンパーに関する研究も、構造、強度²⁾に関するもの、プレス加工³⁾方法に関するもの、および大気暴露⁴⁾試験結果の報告などがある。

3. バンパー用アルミニウム合金とその特性

代表的なバンパー用アルミニウム合金は、X7021, X7046, X7146等のAl-Zn-Mg系3元合金と、7016, X7029, X7129等のCuを含むAl-Zn-Mg-Cu系4元合金であり、表2に化学成分規格を示す。これらの合金は大別して2つに分類できる。すなわち、7016あるいはX7029合金のようにFe,

Si等の不純物を規制することにより陽極酸化処理後の表面光沢の向上をはかった光輝性バンパー(フェイスバー)用合金と、他はX7021, X7146合金のように不純物許容量が高く、光輝性を必要としない補強バンパー(レインフォースメント)用合金である。

表3にはバンパー用アルミニウム合金の代表的な使用形式を示す。クロムメッキ処理はX7021, X7146合金等のように陽極酸化処理による表面光沢の向上が望めない合金に対して適用されている。

表4にはバンパー用アルミニウム合金の物理的性質を示

表3 バンパー用アルミニウム合金の代表的な使用形式

合金名	質別	形状	使 用 方 法	使 用 車種
7016	T5	形材	フェイスバー（光輝陽極酸化処理）	乗用車
X7021	T61 T62	板 形材	フェイスバー（クロムメッキ）， 補強材 ¹⁾	乗用車
X7029	T5 T6 T62	板 形材	フェイスバー（光輝陽極酸化処理）， クロムメッキ	乗用車
X7129	T62	板 形材	フェイスバー（クロムメッキ）， 補強材 ¹⁾	乗用車
X7046	T63	板 形材	フェイスバー（クロムメッキ）， 補強材 ¹⁾	乗用車
X7146	T63	板	フェイスバー（クロムメッキ）	乗用車

注 (1) 表面はプラスチックおよびゴム系樹脂でカバーする場合が多い。

表4 バンパー用アルミニウム合金の物理的性質

合 金 名	質 別	密 度 (g/cm ³)	熱伝導度 (CGS)	電気伝導度 (IACS, %)	熱膨張係数 (×10 ⁻⁶ /℃)	溶融範囲 (℃)
7016	T5	2.78	0.30	46	23.4	600~645
X7021	0 T61	2.79 2.79	— —	48 43	22.8 22.8	595~645 595~645
X7029	T6	2.78	—	—	22.8	585~645
X7129	T62	2.78	—	—	22.8	585~645
X7046	0 T63	2.83 2.83	0.35 —	44 40	22.8 22.8	590~645 590~645
X7146	0 T63	2.82 2.82	0.41 0.35	44 38	22.8 22.8	590~645 590~645

表5 バンパー用アルミニウム合金の機械的性質

合 金 名	質 別	形 状	引 張 性 質			硬 さ (ブリネル) (10/500)	剪断強さ (kg/mm ²)	疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm ²)	縦弾性係数 (×1000) (kg/mm ²)
			引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	伸 び (%)				
7016	T5	形材	36.6	32.3	16	96	20.4	—	7.2
X7021	0	板, 形材	19.0	14.1	18	—	—	—	7.2
	T61	形材	44.3	40.1	13	—	—	—	7.2
	T62	板	43.6	38.7	13	—	—	14.1	7.2
X7029	T5	形材	43.6	38.7	15	—	—	—	7.2
	T6, T62	板	43.6	38.7	13	112~120	—	—	7.2
X7129	T62	板, 形材	43.6	38.7	15	115~120	—	—	7.2
X7046	0	板	20.4	15.4	16	—	11.2	—	7.2
	0	形材	18.3	8.4	22	—	11.2	—	7.2
	T63	板	42.9	38.7	13	—	36.0	—	7.2
X7146	0	形材	47.8	43.6	13	—	28.8	—	7.2
	T63	板	20.4	15.4	16	—	11.2	—	7.2
			42.9	38.7	13	—	—	—	7.2

注(1) 回転曲げ 5×10⁸ サイクル

表6 アルミニウム合金製バンパー（フェイスバー）の代表的な製造法

素 材	概 略 製 造 工 程	適用合金例
押 出 形 材	1) 押出→切断→加熱→温間成形→急冷→矯正→時効処理→研磨→陽極酸化処理	7016, X7029
	2) 押出→切断→加熱→温間成形→急冷→矯正→時効処理→研磨→クロムメッキ	X7029
	3) 押出→急冷→切断→冷間成形→時効処理→研磨→陽極酸化処理	7016
	4) 押出→切断→加熱→急冷→冷間成形→時効処理→研磨→陽極酸化処理	7016, X7029
板 材	5) 切断→冷間成形→加熱→急冷→矯正→時効処理→研磨→クロムメッキ	X7046, X7146 X7029, X7021

表7 バンパー用アルミニウム合金の代表的な熱処理条件

合金名	質別	溶体化処理	焼入れ	時効硬化処理 (焼もどし)
7016	T5	475~485°C	空冷 または 水冷	95~105°C 4時間 →155~165°C 4時間
X7021	T61	395~405°C	強制 空冷	R.T. 8時間以上 →95~105°C 2時間 →155~165°C 4時間
X7029	T6	490~500°C	水冷	95~105°C 5時間 →152~163°C 5時間
X7146	T63	395~405°C	強制 空冷	R.T. 8時間→95°C 3時間 →135°C 8時間

表8 バンパー用アルミニウム合金の特性比較

合金名	質別	耐食性		陽極酸化処理特性 ⁽³⁾	
		一般 ⁽¹⁾ 耐食性	耐応力腐食割れ性 ⁽²⁾	適性	光輝性
7016	T5	B	B1	C	A
X7021	T61 T62	B	A2	B	B
X7029	T5 T6 T62	B	A2	C	A
X7129	T63	B	A2	C	B
X7046	T63	B	B2	B	B
X7146	T63	B	B1	B	B

注 (1) NaCl 水溶液の交互浸漬または交互噴霧

- A: 識別できる腐食なし
- B: 軽度のピッティング
- C: 強度のピッティング
- D: 粒界腐食

(2) 3.5%NaCl 水溶液または大気ばく露試験

- A1: 実験的、実用的に問題なし
- A2: 実験的にみて問題ない
- B1: 実験的には問題はあるが、これまで実用上問題なし
- B2: 実験的に問題があり、実績も少ない

(3) 特性評価

(良) A>B>C (劣)

いずれも一般的な耐食性は必ずしも良くない。応力腐食割れ性についてはX7046およびX7146合金を除けば、素材の製造条件や熱処理条件を制御することにより実用上問題がない。

4. 当社のバンパー用アルミニウム合金 ZK160 および ZK55

前項に述べたアルミニウム合金は、わが国においては使用実績が殆どないわけである。当社ではこれまでに溶接構造用 Al-Zn-Mg 系 3 元合金の研究結果から ZK141, ZK47, ZK60, ZK61 等の新合金の実用化に成功し、これらの研究成果を基礎として、Al-Zn-Mg-(Cu) 系自動車バンパー用合金 ZK160 ならびに ZK55 を開発した。すなわち、ZK160 合金は押出用、ZK55 合金は押出ならびに板用としての合金である。表9に当社のバンパー用アルミニウム合金の化学成分を、表10に機械的性質をそれぞれ示す。

ZK160 合金は光輝性バンパー用合金として Fe, Si 等の不純物や製造条件を制御することにより陽極酸化処理後の表面光沢にすぐれたバンパーを製造することが可能であり、また、すぐれた強度、冷間加工性、耐応力腐食割れ性をもつよう合金設計がなされている。フェイスバー用として Reynolds 社が開発した 7016 合金とくらべても何らの遜色なく、むしろ強度と冷間加工性においてはかなりすぐれている。そのため、X7016, X7029 等の合金が温間で成形加工されるのに対し、ZK160 合金は T5 材を冷間で曲げ等の成形加工を施すことが可能である。

ZK55 合金はレインフォースメント用であり、表面光沢は必ずしも良くないが、強度、耐応力腐食割れ性、冷間加工性等がすぐれている。

開発当初においては、レインフォースメント用として X7021 や X7046 合金と類似なものが考えられたが、X7046 合金はこれまでに実用化された Al-Zn-Mg 系合金にくら

表9 当社のバンパー用アルミニウム合金成分

合 金	化 学 成 分 (wt. %)									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al
ZK160	0.10	0.15	0.20~0.6	0.15	0.7~1.3	0.05	5.0~6.5	0.05	0.05~0.15	R
ZK55	0.25	0.40	0.25	0.10~0.30	1.2~1.8	0.05	5.0~6.0	0.10	0.10~0.20	R

表10 当社のバンパー用合金の機械的性質

合 金	質別	形 状	耐 力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	用 途
ZK160	T5	形材	37	42	16	フェイスバー
ZK55	T5 T62	板	41 15 39	46 21 43	15 18 13	レイン フォースメント

表11 Al-Zn-Mg 系 3 元合金押出し材プレス割れ状況

プレス割れ性	表面程度	再結晶層 厚さ(mm)	耐 力 (kg/mm ²)	引強強さ (kg/mm ²)	伸び (%)
割れ無し	良好	0.12	30.7	42.4	14
割れ 小	肌あれ小	0.20	30.3	41.9	14
割れ 大	肌あれ大	0.50	30.8	41.6	15

べて Zn 量が多く、耐応力腐食割れ性の見地から問題がある。著者らが基礎研究で応力腐食割れ性を調査した結果、X7046 合金押出形材は適当な熱処理を施すことにより長手方向 (L) および横 (L T) 方向の応力腐食割れ性は一応改善されたが、肉厚 (S T) 方向については必ずしも十分とはいえない、したがってパンチングあるいはプレス加工されるバンパー材としては適当でないと考えた。

そこで、X7021合金押出形材について曲げおよびプレス加工を施して実際のバンパー形状にまで仕上げた。ところが、リヤ・バンパーのプレス加工時に図 6 に示すような割れが発生した。割れ部の断面組織は、押出材表層 0.5 mm 深さまで粗大再結晶粒が認められ、内部は一部サブグレイン組織が残存する微細粒であった。割れは粗大再結晶粒界に沿って発生しており、この割れ発生状況と押出材の組織ならびに機械的性質の関係をじらべた結果を表 11 に示した。割れは押出材表面の再結晶層の厚さと関係しており、再結晶層の厚さ 0.12 mm のものは、図 7 からも明らかのように、割れ、肌荒れとともに認められ良好なプレス結果を示した。いっぽう、再結晶層厚さ 0.20 mm では表面のわずかな肌荒れとともに粒界に沿った小割れが認められ、再結晶層 0.50 mm では肌荒れ、粒界割れ共に顕著であった。プレス加工時の機械的性質と再結晶層厚さはあまり関係なく、耐力 30~31 kg/mm²、引張強さ 41~42 kg/mm²、伸び 14~15% で、T1 处理材として妥当な値であった。

以上のことからバンパーのプレス割れを防止するには押出材表層の再結晶粒粗大化の防止が必要であり、そこで(1)押出条件の検討と(2)合金成分とくに微量添加元素の検討を行なった。その結果、(1)の押出条件の調整のみによる表層再結晶の防止は工業的にかなり困難であることが明らかになり、(2)の合金成分とくに微量添加元素の調整による方法でこの問題を解決した。すなわち、Zn と Mg 量は X7021 合金に準じ、微量添加元素としての Zr を増し、さらに Mn を添加することにより表層再結晶粒の成長を防止するとともに耐応力腐食割れ性の改善をはかった⁶⁾。このようにして開発された新合金 ZK55 押出材の表層再結晶の厚さは全長にわたって 0.10 mm 以下であり、プレス割れは全く生じなかった。ZK55 合金押出バンパーの最終 T5 処理相当材の強度は耐力 41 kg/mm²、引張強さ 46 kg/mm² で軟鋼以上の値を有し、さらに耐応力腐食割れ性もすぐれ、レインフォースメントとしては最適といえよう。

なお、この合金は X7021 合金よりも強度のみならず冷間加工性にすぐれ、そのため、T5 処理した形材を冷間でバンパー形状に曲げ加工することも可能である。いっぽう、ZK55 合金板材については、軟質材のプレス成形がきわめて容易であるばかりでなく、T4 あるいは T6 材をロールフォーミング加工によってバンパー形状に成形することも可能である。

以上のように ZK160 および ZK55 合金はバンパー材とし

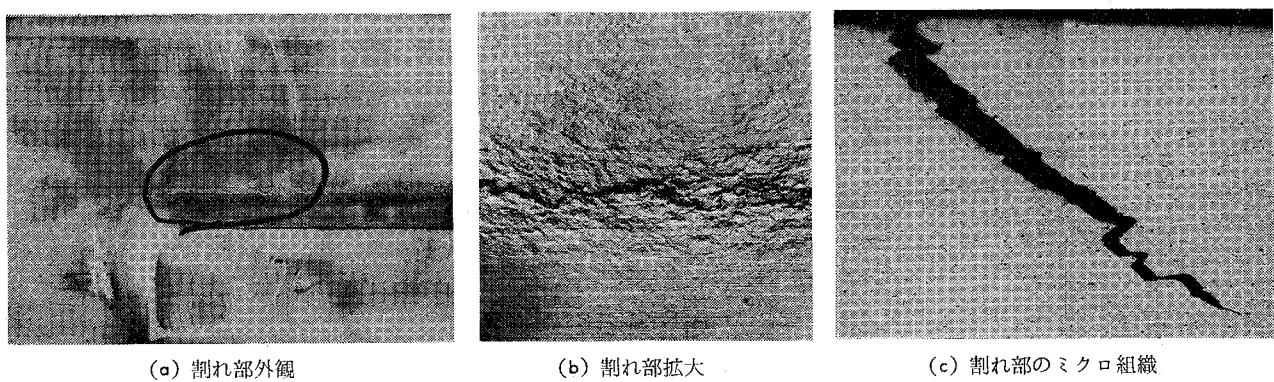


図 6 プレス割れ部の外観写真と断面ミクロ組織

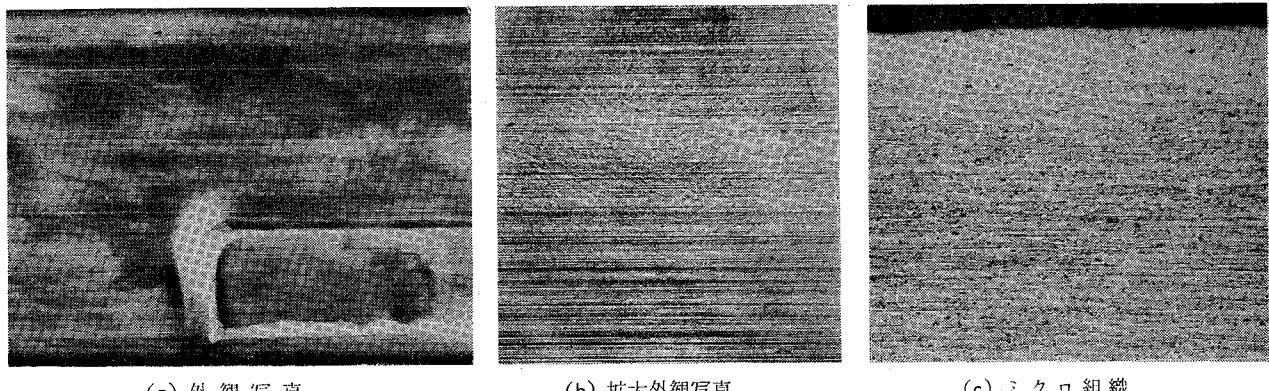


図 7 プレス割れ未発生材の外観と断面ミクロ組織

てすぐれた特性をもつため、対米輸出車に装着された実績を有している。

5. おわりに

アルミニウム合金製乗用車用バンパーについて、欧米における実績、およびバンパー用アルミニウム合金の材料特性について概説した。本文にて述べたように、米国では、安全基準や燃費基準などの法的規制による、軽量化の必要性からアルミニウム合金が採用されているわけである。なお、最近の傾向として、安全基準制定当初の乗員保護という目的よりも、むしろ走行者保護の要求が厳しくなってきており、フェイスバーについてはウレタン等の弾性体の採用が増加している。アルミニウム合金製バンパーの今後の方向としては、フェイスバーとしてよりもレインフォースメントとしての用途が拡大するものと考えられている。

わが国においては、現在対米輸出車用の一車種にアルミ

ニウム合金形材がレインフォースメントとして使用されているわけであるが、今後、日米小型車競争の激化とともにあって国産車に対しても軽量化がより厳しく要求されよう。

アルミメーカーとして、今後さらにすぐれたバンパー用アルミニウム合金を開発するとともに、成形や表面処理に関する技術開発にも努力せねばならない。

文 献

- 1) S. Hoover : Metal Progress 6 (1974).
- 2) M. L. Sharp, J. R. Jombeck, and B. S. Shabel, SAE Technical Paper No. 780140.
- 3) L. C. Blayden and J. E. Parnell, SAE Technical Paper No. 780141.
- 4) W. H. Ailor, Jr. and T. L. Wilkinson, Jr., SAE Technical Paper No. 780142.
- 5) M. A. Glagola and G. E. Johnson, SAE Technical Paper No. 800228.
- 6) 馬場義雄：日本国特許 第886002号

Al-Cu, Al-Zn および各種実用アルミニウム
合金板の加工硬化特性*

土 田 信**

Strain Hardenings of Al-Cu, Al-Zn and Some
Commercial Aluminium Alloys Sheets.

by Shin Tsuchida

住友軽金属工業株式会社技術研究所

Al-Cu, Al-Zn および各種実用アルミニウム 合金板の加工硬化特性*

土田 信**

Strain Hardenings of Al-Cu, Al-Zn and Some Commercial Aluminium Alloys Sheets.

by Shin Tsuchida

Strain hardening phenomena of Al-Cu, Al-Zn and some commercial aluminium alloys sheets are investigated by mono-axial tensile tests at room temperature.

Strain hardening exponents (n -value) of Al-Zn alloy sheets have a minimum at 5% Zn and the small change according to Zn concentration, however plastic modulus (K -value) slightly increases with a amount of Zn.

Al-Cu alloy sheets have similar n -values in O, T4 and T6 tempers and different K -values for each temper that saturate in the range of over 4% Cu.

In the case of 18 kinds of commercial aluminium alloys, T4 tempered materials have similar n -values to the values of O tempered but T6 tempered materials have smaller n -values than them. And H24 tempered materials have medium n -values that are about two times of those in H tempered.

In the approximate relation that is n -power law, n -value is not constant in a wide strain range and it is not larger than critical strain which is obtained at the beginning of necking in a tensile specimen. On the other hand, mutual relationships of first order are sufficiently estimated from the result of measurements between K -values and tensile strengths in all kinds of testing materials.

1. 緒 言

金属の塑性変形特性を表わすひとつの指標として変形に伴う加工硬化の程度を用いることがある。これは張り出し成形や深絞り成形においてその成形限界が変形によって加工硬化した部分の強度と加えられる変形応力の大小関係によって決定されるためである。実用的な指標を得るために張出し成形試験や深絞り成形試験においては、供試材料の特性に加えて潤滑や成形速度、工具形状等の影響を受けるために、これらの試験値をもって材料そのものの特性値とすることはできず、より基本的な特性値として加工硬化特性が注目されるわけである。

アルミニウム合金板の加工硬化特性に関しては結晶粒度依存性¹⁾、ひずみ速度依存性²⁾、温度依存性³⁾などについていくつかの報告がなされているが、化学成分による差違を明らかにした例は極めて少ない。筆者は先に 99.99% Al に 0.5~6% の Mg を加えた合金板の加工硬化特性を報告⁴⁾したが、ひきつづき Al-Cu 合金、Al-Zn 合金と実験室的に製作した各種のアルミニウム合金板についてその加工硬化特性を調査したのでここにその結果を報告する。

純度 99.9% のアルミニウム地金をベースに、0.5~10% の Cu と Zn を単独添加した合金と 99.7% 前後のアルミニウム地金に各種合金成分を添加して調製した実用アルミニウム合金を直径 152mm の金型に鋳造し、表面偏析層を 5 mm 除去したのち、約 400°C の熱間鍛造で铸造組織を破壊して圧延用スラブを成形した。厚さ 20~24 mm の圧延用スラブは 480°C × 15 Hr 均質化処理について 400~450°C で Al-Cu, Al-Zn 合金は 5 mm に、実用合金は 3 mm 厚さまで熱間圧延し、途中焼鈍することなく冷間圧延によって 1 mm 厚さの板とした。必要に応じて熱処理を施し供試材とした。各供試材の化学成分分析値 Table 1 に、熱処理条件を Table 2 に示す。

試験片はいずれも圧延方向と平行に切り出した平行部幅 20 mm、長さ 100 mm、つかみ部幅 40 mm、肩半径 20 mm の引張試験片である。最大荷重 2 トンの定速度引張試験機により速度 20 mm/min、室温 (~25°C) にて標点間きより 50 mm の伸びと荷重を記録し、真応力一真ひずみを再プロットすることによって n 乗則⁵⁾ で表わされるひずみ硬化指数 n 値と K 値をもって加工硬化特性を示した。再結晶組織

*軽金属学会第51回大会 (S51. 11. 26. 東京) に一部発表
**技術研究所

Table 1 Chemical compositions of testing materials.
(wt. %)

material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
99.9% Al	0.040	0.053	0.001	0.002	0.003	0.001	0.001	0.008
Al-0.5Zn	"	"	"	"	"	"	0.51	"
-1.0Zn	"	"	"	"	"	"	0.98	"
-2.0Zn	"	"	"	"	"	"	1.99	"
-3.0Zn	"	"	"	"	"	"	2.83	"
-4.0Zn	"	"	"	"	"	"	3.78	"
-5.0Zn	"	"	"	"	"	"	4.92	"
-7.5Zn	"	"	"	"	"	"	7.40	"
-10 Zn	"	"	"	"	"	"	9.98	"
Al-0.5Cu	0.040	0.058	0.42	0.003	0.003	0.001	0.001	0.006
-1.0Cu	"	"	0.75	"	"	"	"	"
-2.0Cu	"	"	2.89	"	"	"	"	"
-3.0Cu	"	"	3.30	"	"	"	"	"
-4.0Cu	"	"	3.60	"	"	"	"	"
-5.0Cu	"	"	4.87	"	"	"	"	"
-7.5Cu	"	"	7.42	"	"	"	"	"
-10 Cu	"	"	10.02	"	"	"	"	"
A1050	0.09	0.26	0.01	<0.01	<0.01	0.01	0.01	0.01
A1100	0.14	0.30	0.05	0.03	<0.01	<0.01	0.09	<0.01
A2014	0.71	0.27	4.32	0.77	0.49	<0.01	0.02	<0.01
A2017	0.29	0.23	4.16	0.48	0.60	<0.01	0.08	<0.01
A2024	0.29	0.52	4.78	0.59	1.75	0.09	0.09	<0.01
A3003	0.16	0.54	0.06	1.23	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01
A3004	0.31	0.81	0.26	1.28	1.12	<0.01	0.29	<0.01
A5005	0.37	0.44	0.21	0.05	0.82	0.11	0.27	<0.01
A5052	0.40	0.47	0.12	0.09	2.63	0.21	0.08	<0.01
A5082	0.19	0.35	0.18	0.14	4.72	0.14	0.27	0.11
A5083	0.35	0.40	0.11	0.64	4.64	0.15	0.07	0.16
A5154	0.39	0.46	0.11	0.11	3.71	0.23	0.21	0.21
A5N01(1)	0.08	0.19	0.10	0.10	0.30	<0.01	0.04	<0.01
A5N01(2)	0.09	0.12	0.10	0.02	0.49	0.02	0.02	0.03
A6061	0.58	0.74	0.26	0.16	1.03	0.24	0.28	0.16
A7072	0.29	0.43	0.10	0.12	0.10	<0.01	1.19	<0.01
A7075	0.20	0.21	2.14	0.15	2.15	0.19	4.76	0.02
A7N01	0.13	0.29	0.03	0.34	2.11	0.09	4.36	0.16

Table 2 Final treatments of testing materials.

temper	material	treatment
H	Al, Al-x Zn	as cold rolled, Red.=80%
	Al-x Cu	"
	commercial alloys	Red.=67%
O	all	annealed at 400°C for 1 hr
	A1050, A1100	annealed at 270°C for 1 hr
	A3003	" 294°C for 1 hr
	A5N01	" 286°C for 1 hr
T4	Al-x Cu	500°C × 1 hr WQ, 1 week at R.T.
	A2014, A2017	" "
	A2024	495°C × 1 hr WQ, "
	A6061	530°C × 1 hr WQ, "
	A7N01	460°C × 1 hr WQ, "
T6	Al-x Cu	500°C × 1 hr WQ, 160°C × 18 hrs
	A2014, A6061	" "
	A7075	480°C × 1 hr WQ, 120°C × 24 hrs
	A7N01	460°C × 1 hr WQ, 150°C × 8 hrs

をもつ試片についてはその結晶粒径を板面における平均切片表¹から $d=1.68\bar{t}$ として求め参考値として表示した。なお n 値は測定するひずみ範囲によって変化するので、ここではくびれ寸前のひずみ領域における値を求めることとし、測定された n 値、K 値の適用範囲としてそのひずみ領域を併記した。また、ここでいう n 乗則 $\sigma_r = K \epsilon^n$ において n 値、K 値は真応力 σ_r と真ひずみ ϵ を両対数プロットして求められるが、このとき直線の傾き n が極めて小さいので、式の両辺を自乗し、 $\log \sigma_r^2 = 2n \log \epsilon + \log K^2$ として結果を図示しその直線領域と見なし得るひずみ領域において最小自乗法によって n 値と K 値を算出している。実用アルミ合金板については、球頭半径 10 mm のポンチによるエリクセン値と、ブランク径 55 mm、直径 33 mm の平頭ポンチによる限界絞り比 (LDR)、および引張試験片にくびれが発生する臨界ひずみ (ϵ_c) における塑性異方性 (r_o) を参考のため測定した。

3. 結 果

3.1 Al-Zn 合金

H 材および O 材について得られた真応力-真ひずみプロットを Fig. 1 および Fig. 2 に示す。H 材の場合 $\epsilon \leq 2 \times 10^{-3}$ で $n=0.5 \sim 1$ であり ϵ が大きくなると n 値は連続的に小さくなる。O 材では ϵ が小さい間に $n \approx 0.45$ であるが ϵ の増加に伴い不連続的に二段階または三段階に変化する様に見受けられる。この変化を連続的と見るか不連続とみなすかは議論の余地が残るが、ここでは前報にならって不連続であるとする。Zn 4 ~ 7.5% では三段階に変化するが他の場合には二段階の変化を呈している。最終段階における n 値と K 値をそれぞれ破断伸び δ と引張強さ σ_b と共に Fig. 3 および Fig. 4 に示す。H 材において n 値と破断伸びは Zn 量とともにわずかに上昇するが、O 材においては Zn 5% 附近で極小値を示す。いっぽう K 値と引張強さは Zn 量とともに単調に増加するが、その上昇率は Al-Mg 合金⁴⁾ と比べるとはるかに小さい。Table 3 には測定された n 値、K 値と引張試験片にくびれが発生しはじめる臨界ひずみ量 ϵ_c 、O 材の再結晶粒径 (G.S.) をまとめて示した。

3.2 Al-Cu 合金

引張強さの Cu 量による変化を Fig. 5 に示す。調質によらず Cu 4% 以上で飽和するのが特徴である。破断までの全伸びは Fig. 6 に示すように T4 材、T6 材では Cu 量が多いと伸びは減少する傾向にあるが、H 材および O 材では Cu 2 ~ 6% でやや増加する傾向が見られる。また引張強さが大きいほど伸びが小さいとも限らず、T6 材は T4 材より引張強さ、伸び共に大きい。
ひずみ硬化指数 n と塑性係数 K の変化をそれぞれ Fig. 7 および Fig. 8 に示す。熱処理材では Cu 量增加とともに n 値が減少するが、Al-Mg 合金に比べればその変化量は僅かで伸びの変化量が小さいことと対応している。T4 材と T6 材はほぼ同じひずみ硬化指数を持ち、O 材よりはやや小さ

Table 3. Strain hardening exponents and plastic moduli of Al-Zn alloy sheets.

Temper Parameter Material	H				O				G. S. (μ)
	n Value	K Value (kg/mm ²)	Critical strain, ϵ_c	Strain range for n and K	n Value	K Value (kg/mm ²)	Critical strain, ϵ_c	Strain range for n and K	
99.9% Al	0.032	19.2	0.020	0.006~ ϵ_c	0.27	12.8	0.27	0.05~ ϵ_c	91
Al-0.5 Zn	0.031	19.4	0.023	0.006~ ϵ_c	0.29	13.6	0.28	0.05~ ϵ_c	75
-1.0 Zn	0.040	20.5	0.020	0.008~ ϵ_c	0.27	13.3	0.27	0.09~ ϵ_c	88
-2.0 Zn	0.023	20.0	0.022	0.008~ ϵ_c	0.25	13.7	0.25	0.08~ ϵ_c	79
-3.0 Zn	0.030	20.8	0.028	0.008~ ϵ_c	0.25	14.7	0.23	0.09~ ϵ_c	75
-4.0 Zn	0.036	21.7	0.027	0.007~ ϵ_c	0.25	15.3	0.23	0.14~ ϵ_c	79
-5.0 Zn	0.043	19.7	0.029	0.007~ ϵ_c	0.24	16.0	0.21	0.13~ ϵ_c	77
-7.5 Zn	0.050	26.1	0.041	0.008~ ϵ_c	0.28	20.6	0.22	0.10~ ϵ_c	76
-10 Zn	0.047	31.5	0.044	0.008~ ϵ_c	0.32	29.9	0.25	0.10~ ϵ_c	61

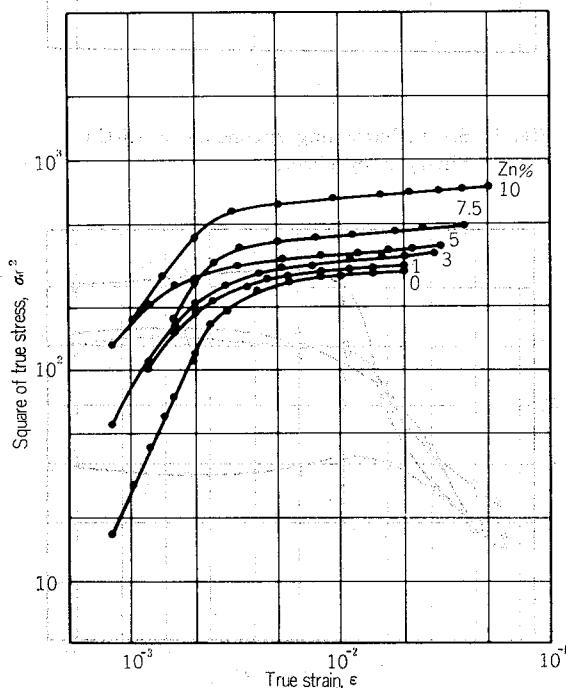
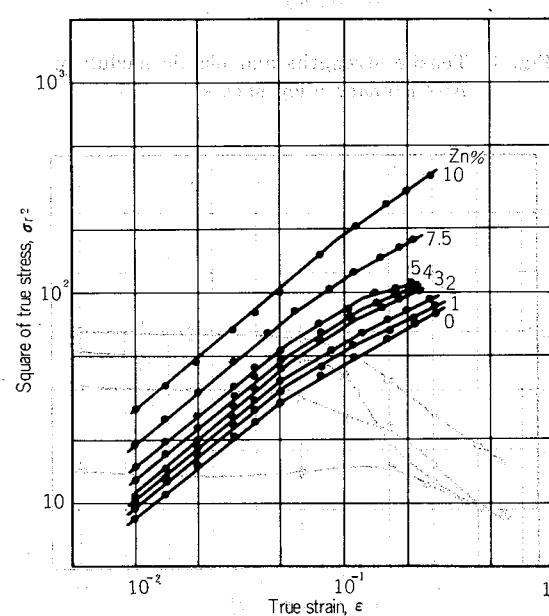
いことが分る。いっぽうK値はCu 4%以上で飽和する傾向が調質のいかんによらず認められこれは引張強さの変化と対応している。引張強さはT4材, T6材よりもH材の方が高い値を示しているがK値ではH材とT4材が同等でT6材が最大である。

これらのn値, K値を求めるに先立ち得られた真応力-真ひずみの相関をFig. 9, 10, 11, 12に示す。Fig. 9に示すH材の場合ひずみの小さい範囲では $n \cong 0.5 \sim 1$ でひずみ増加とともに勾配n値は連続的に減少し, $\epsilon \geq 10^{-2}$ ではほぼ一定の勾配となる。この連続的変化はAl-Cu合金に限らずAl-Zn, Al-Mg合金および他のアルミ合金のH材の場合に共通して認められる現象である。熱処理材では近似される直線の勾配はひずみの大きさによって二または三段階に

変化している。三段階の変化はCu 2%以上で現れており、その勾配はひずみが大きくなるに従って小一大一小と階段状に変化している。Fig. 2に示したAl-Zn合金O材の場合にはこの勾配の変化は大一中一小で全体に上に凸状であり、Al-Mg合金ではAl-Cu合金と同様に小一大一小の階段状変化であった。詳細は不明であるが合金成分によって加工硬化の機構が異なることが示唆されている。ひずみの最も大きい範囲について求めたAl-Cu合金の加工硬化特性値をまとめてTable 4およびTable 5に示す。

3.3 実用アルミニウム合金

Table 1に示した18種類の合金板について得られた結果をまとめてTable 6に示す。T4材はO材に近い大きなn値を示し、T6材はO材とH材の中間程度のn値を有する。またH24材はほぼH材の2倍前後のn値をもっている。同じ調質で合金間のn値の差違を見るとO材で最大0.1で平

Fig. 1. Log σ_r^2 vs. log ϵ plots of Al-Zn cold rolled sheets.Fig. 2. Log σ_r^2 vs. log ϵ plots of Al-Zn fully annealed sheets.

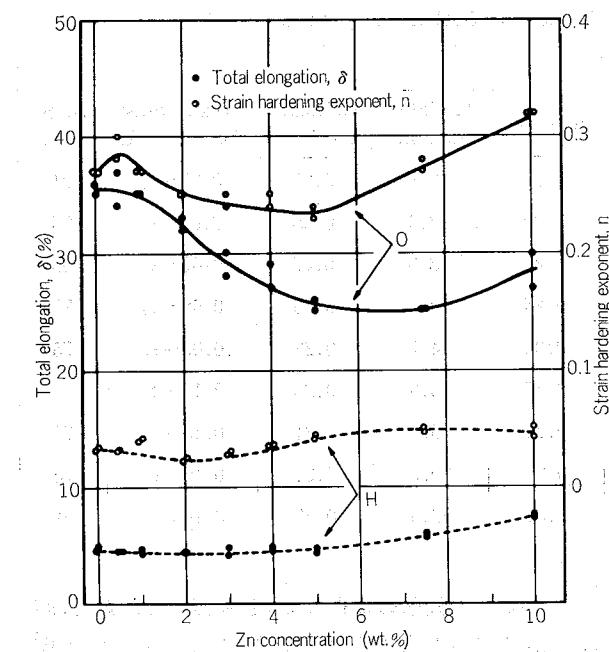


Fig. 3 Total elongations and strain hardening exponents of Al-Zn binary alloy sheets.

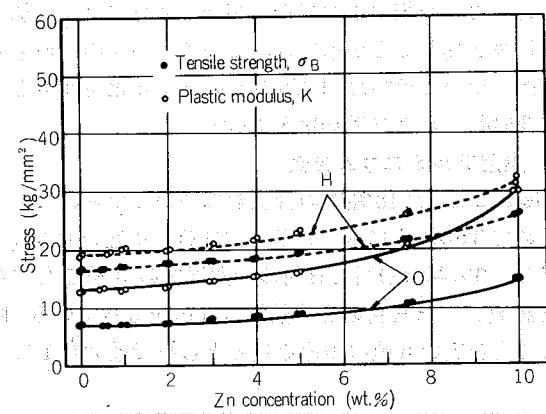


Fig. 4 Tensile strengths and plastic moduli of Al-Zn binary alloy sheets.

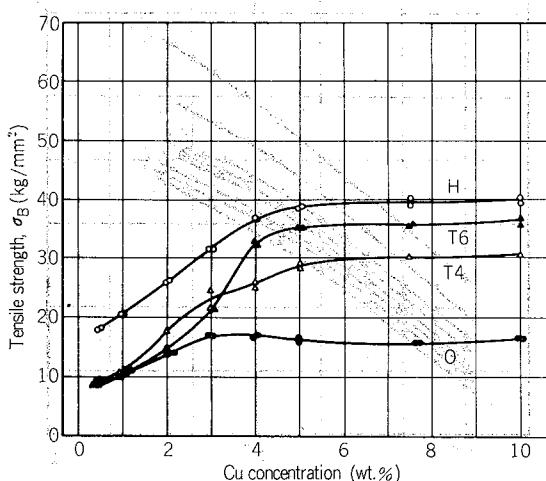


Fig. 5 Tensile strengths of Al-Cu binary alloy sheets.

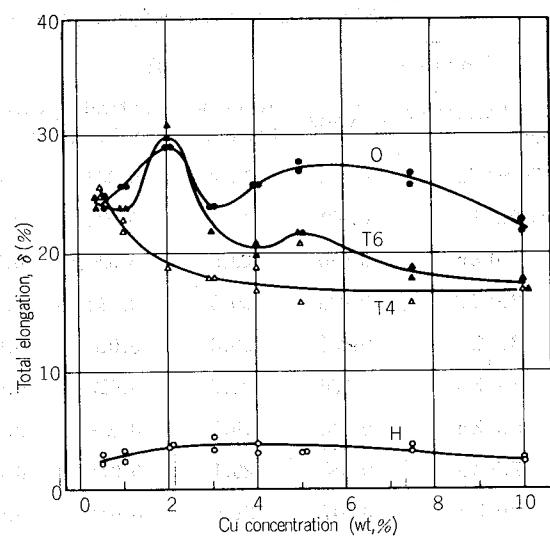


Fig. 6 Total elongations of Al-Cu binary alloy sheets.

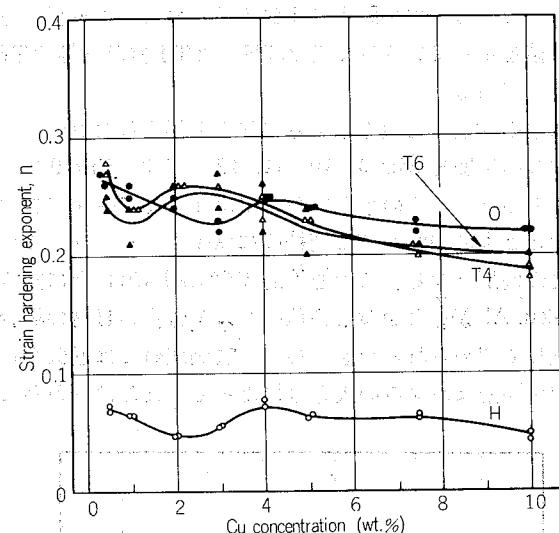


Fig. 7 Strain hardening exponents of Al-Cu binary alloy sheets.

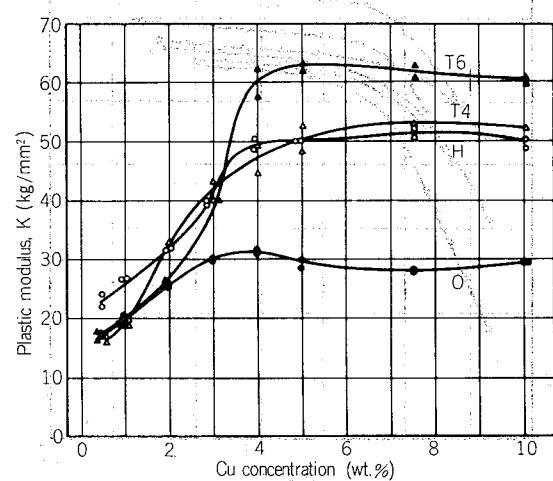


Fig. 8 Plastic moduli of Al-Cu binary alloy sheets.

Table 4 Strain hardening exponents and plastic moduli of Al-Cu alloy sheets. (H and O temper)

Temper	H				O					
	Parameter	n Value	K Value (kg/mm²)	Critical strain, ϵ_c	Strain range for n and K	n Value	K Value (kg/mm²)	Critical strain, ϵ_c	Strain range for n and K	G. S. (μ)
Material										
Al-0.5 Cu		0.071	23.9	0.025	0.003~ ϵ_c	0.27	17.1	0.21	0.10~ ϵ_c	101
-1.0 Cu		0.064	26.6	0.026	0.004~ ϵ_c	0.26	19.8	0.21	0.10~ ϵ_c	120
-2.0 Cu		0.047	31.6	0.035	0.005~ ϵ_c	0.25	25.3	0.25	0.11~ ϵ_c	94
-3.0 Cu		0.055	39.5	0.035	0.008~ ϵ_c	0.23	29.8	0.20	0.11~ ϵ_c	96
-4.0 Cu		0.075	49.2	0.024	0.010~ ϵ_c	0.25	31.1	0.21	0.10~ ϵ_c	70
-5.0 Cu		0.063	49.5	0.031	0.010~ ϵ_c	0.24	29.0	0.22	0.10~ ϵ_c	69
-7.5 Cu		0.064	50.9	0.036	0.010~ ϵ_c	0.23	27.8	0.20	0.10~ ϵ_c	50
-10 Cu		0.045	49.1	0.026	0.010~ ϵ_c	0.22	29.0	0.18	0.10~ ϵ_c	35

Table 5 Strain hardening exponents and plastic moduli of Al-Cu alloy sheets. (T4 and T6 temper)

Temper	T4				T6				T4/T6	
	Parameter	n Value	K Value (kg/mm²)	Critical strain, ϵ_c	Strain range for n and K	n Value	K Value (kg/mm²)	Critical strain, ϵ_c	Strain range for n and K	
Material										
Al-0.5 Cu		0.25	16.7	0.22	0.09~ ϵ_c	0.28	17.4	0.21	0.09~ ϵ_c	139/127
-1.0 Cu		0.23	19.3	0.21	0.09~ ϵ_c	0.24	19.0	0.21	0.12~ ϵ_c	150/151
-2.0 Cu		0.26	33.1	0.17	0.09~ ϵ_c	0.26	26.3	0.23	0.13~ ϵ_c	137/101
-3.0 Cu		0.26	41.6	0.16	0.09~ ϵ_c	0.26	40.0	0.19	0.10~ ϵ_c	93/93
-4.0 Cu		0.24	46.7	0.16	0.09~ ϵ_c	0.24	59.7	0.18	0.09~ ϵ_c	100/71
-5.0 Cu		0.22	50.3	0.16	0.09~ ϵ_c	0.23	62.4	0.19	0.09~ ϵ_c	64/71
-7.5 Cu		0.21	52.8	0.14	0.08~ ϵ_c	0.21	61.5	0.16	0.10~ ϵ_c	46/42
-10 Cu		0.20	51.8	0.15	0.09~ ϵ_c	0.19	60.1	0.16	0.09~ ϵ_c	36/27

均的に軟い材料は n 値が大きい。調質による n 値の大小はエリクセン値 (EV) または塑性異方性を示す r 値の大小に対応するが、合金間による n 値の大小と EV 値または r 値とは定性的にも対応がない。いっぽう K 値の大小はほぼ引張強さ σ_B の大小と対応する。

4. 検討

ひずみ硬化指数 n は臨界真ひずみ ϵ_c と等しいことが理論的に導かれる⁵⁾。そこでいま得られたすべての n 値と ϵ_c との相関を見ると Fig. 13 に示すようほんどの場合 n 値は ϵ_c より大きく平均的に $n = 1.2 \epsilon_c$ なる関係が得られる。真応力 σ_r と真ひずみ ϵ の相関図からも分る通り近似される直線の勾配 n はひずみ量とともに変化し、ここで n 値を求めたひずみ範囲内でもひずみが大きくなるとともに勾配 n は小さくなる。従ってさらにせまいひずみ範囲において n 値を求めることで n 値と ϵ_c を一致させることができるわけであるが、近似則である n 乗則においてたがいに誤差を有する n 値と ϵ_c の一致を得る必要はないと考えられる。 n 値が伸びと対応することから、エリクセン値あるいは r 値と対応することは同一合金において調質を変えた場合のみ成立つ可能性をもつ。合金間の n 値の差違および調質

による n 値の変化はいずれも变形に伴う内部組織の挙動が異なることを示すものであるが、広いひずみ範囲にわたる n 値の変化が合金系によって異なる現象、T4 材が O 材に近い n 値をもつことおよび T6 材が不純物の少ない Al-Cu 合金では T4 材に近い n 値をもつものに対して実用合金では T4 材にくらべ約半分の n 値を示していることに興味が持たれる。固溶した合金成分と過時効で粗大に成長した析出物は可動転位の運動に対して類似の影響を及ぼすこと、および、可動転位の量または易動度が n 値を支配するものと推察される。 n 値が他のパラメータと相関をとり難いのに対して、 K 値は引張強さと見掛け上の直線的相関が得られる。变形に伴う試験片の断面減少を補正した真の引張強さ σ_{Br} と K 値の相関を 18 種の実用合金について Fig. 14 に示す。調質ごとに直線回帰すると次の関係式が得られる。

$$\text{H 材} \quad H = 1.18 \sigma_{Br} - 1.18$$

$$\text{T6 材} \quad K = 1.23 \sigma_{Br} + 2.22$$

$$\text{T4 材} \quad K = 1.33 \sigma_{Br} + 6.38$$

$$\text{O 材} \quad K = 1.45 \sigma_{Br} - 0.78$$

さらに、不純物の少ない Al-Cu 合金、Al-Zn 合金及び前報に示した Al-Mg 合金について得られた K 値を追加するとこの相関は原点を通る直線 $K = a \sigma_{Br}$ に近似されて、 a

Table 6 Plastic characteristics of commercial aluminium alloys sheets.

Parameter		σ_B (kg/mm ²)	δ (%)	K (kg/mm ²)	n	Strain range for n and K	ε_c	E.V. (mm)	r_o (at ε_c)	LDR	G.S. (μ)
Alloy	Temper										
A1050	H	15.5	4	18.8	0.044	0.005~ ε_c	0.022	7.8	0.43	1.95	—
	O	7.8	39	14.7	0.27	0.08~	0.25	11.1	0.63	>2.05	80
	H24	10.4	16	14.8	0.11	0.01~	0.11	8.5	0.58	>2.05	—
A1100	H	16.7	4	19.4	0.033	0.007~	0.023	7.2	0.36	1.95	—
	O	8.6	34	15.7	0.25	0.06~	0.25	10.5	0.65	>2.05	61
	H24	12.2	13	16.2	0.076	0.01~	0.064	8.5	0.62	>2.05	—
A2014	H	36.5	4	43.0	0.039	0.008~	0.032	2.0	0.19	<1.65	—
	O	27.3	13	42.1	0.15	0.08~	0.12	9.3	0.62	>2.05	69
	T4	49.5	19	82.2	0.20	0.02~	0.16	6.5	0.65	<1.65	—
	T6	50.4	10	70.1	0.10	0.01~	0.09	6.4	0.76	<1.65	—
A2017	H	38.9	2	42.2	0.028	0.008~	0.016	1.6	0.55	<1.65	—
	O	31.4	18	52.9	0.20	0.09~	0.16	9.1	0.71	>2.05	88
	T4	45.1	19	77.1	0.21	0.01~	0.17	6.4	0.63	<1.65	89
A2024	H	40.3	3	50.2	0.036	0.01~	0.025	1.4	0.33	<1.65	—
	O	29.5	16	47.5	0.18	0.09~	0.14	8.8	0.71	2.00	76
	T4	49.1	17	81.3	0.19	0.005~	0.15	6.6	0.69	<1.65	66
A3003	H	22.2	5	25.7	0.032	0.01~	0.018	5.7	0.33	1.67	—
	O	11.6	33	19.8	0.21	0.05~	0.21	9.8	0.57	>2.05	54
	T4	16.1	12	20.2	0.059	0.007~	0.05	8.4	0.51	>2.05	—
A3004	H	32.4	3	36.5	0.025	0.007~	0.023	2.4	0.46	<1.65	—
	O	19.4	18	30.8	0.17	0.06~	0.15	7.7	0.59	>2.05	59
A5005	H	26.2	4	30.3	0.033	0.007~	0.024	5.4	0.38	1.95	—
	O	14.6	20	23.7	0.18	0.09~	0.15	10.4	0.63	>2.05	45
	H38	27.9	6	35.5	0.064	0.005~	0.05	6.3	0.43	2.00	—
A5052	H	31.7	3	37.8	0.041	0.009~	0.025	2.3	0.32	<1.65	—
	O	19.9	19	34.2	0.21	0.1~	0.17	8.7	0.71	>2.05	25
A5082	H	44.0	4	53.9	0.052	0.009~	0.035	2.7	0.42	<1.65	—
	O	29.4	26	52.0	0.23	0.1~	0.21	9.1	0.63	>2.05	21
A5083	H	45.8	4	53.9	0.039	0.01~	0.033	2.3	0.47	<1.65	—
	O	31.6	18	53.5	0.21	0.1~	0.17	8.3	0.58	>2.05	18
A5154	H	36.9	4	44.2	0.044	0.008~	0.035	2.0	0.36	<1.65	—
	O	25.3	20	44.5	0.23	0.1~	0.17	7.7	0.60	>2.05	16
A5N01(1)	H	19.5	4	21.4	0.019	0.007~	0.017	5.2	0.49	1.95	—
	O	9.9	24	16.8	0.21	0.1~	0.21	10.2	0.66	2.00	74
	H24	14.5	11	19.1	0.076	0.005~	0.076	8.3	0.58	>2.05	—
A5N01(2)	H	21.0	4	23.2	0.021	0.005~	0.021	5.3	0.51	2.00	—
	O	10.5	25	17.9	0.21	0.1~	0.21	10.6	0.70	>2.05	83
A6061	H	29.4	4	33.7	0.031	0.007~	0.027	3.7	0.14	1.65	—
	O	15.9	20	25.0	0.17	0.09~	0.16	10.0	0.71	2.00	70
	T4	27.8	18	47.7	0.21	0.005~	0.15	8.0	0.74	>2.05	55
	T6	34.3	12	50.6	0.13	0.005~	0.10	7.4	0.79	>2.05	68
A7072	H	19.6	4	22.2	0.027	0.006~	0.024	6.3	0.32	1.95	—
	O	10.9	27	19.1	0.22	0.09~	0.21	10.9	0.64	>2.05	70
A7075	H	43.7	3	53.4	0.049	0.01~	0.028	1.8	0.42	<1.65	—
	O	30.6	13	52.0	0.19	0.07~	0.12	8.8	0.85	>2.05	60
	T6	57.9	13	83.4	0.12	0.02~	0.11	4.2	0.70	<1.65	65
A7N01	H	44.3	6	53.1	0.057	0.01~	0.055	1.7	0.45	<1.65	—
	O	30.7	17	50.1	0.18	0.08~	0.16	7.5	0.53	>2.05	61
	T4	40.0	17	70.0	0.21	0.01~	0.13	4.5	0.58	<1.65	—
	T6	40.6	10	56.1	0.097	0.007~	0.08	6.9	0.64	>2.05	—

の値としてH材で1.17, T6材で1.35, T4材で1.45, O材で1.45を得る。また引張強さ σ_B とKの相関はFig. 15に示す様にH材で1.21, T6材で1.47, T4材で1.72, O材で1.78の勾配をもつ直線に近似される。いずれの場合でも直線の勾配はH<T6<T4<Oの関係にある。

n 乗則 $\sigma = K \varepsilon^n$ においてK値は単位ひずみ硬化量を与えるに必要な応力と意味づけられ、さらに $K = a \sigma_B$ または $K = a' \sigma_B$ の式で a あるいは a' を応力硬化係数として見掛けの現象を整理できるが、その物理的内容は極めて複雑なもので、変形の下部組織と運動転位の挙動の関数と考えるべきものであることはいうまでもない。

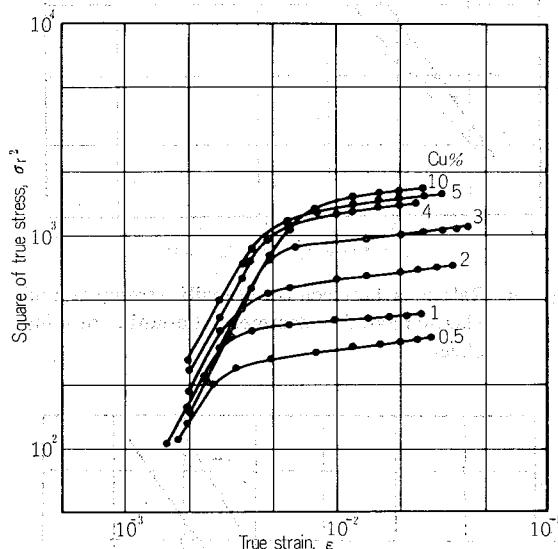


Fig. 9 Log σ_r^2 vs. $\log \varepsilon$ plots of Al-Cu cold rolled sheets.

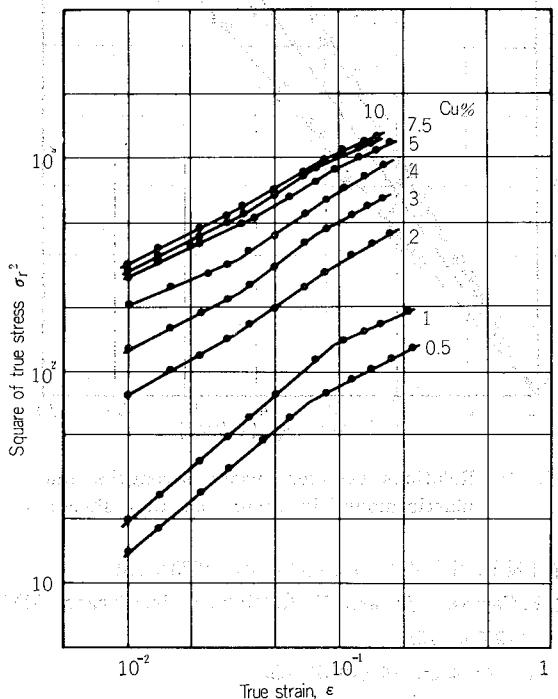


Fig. 10 Log σ_r^2 vs. $\log \varepsilon$ plots of Al-Cu T4 tempered sheets.

5. まとめ

高純度のアルミニウムに0.5~10%のCuおよびZnを単独添加した合金板と18種類の実用アルミニウム合金板について一軸引張変形におけるひずみ硬化指数n値と塑性係数K値を測定し、次のような結果を得た。

Al-Zn合金板のn値はZn 5%前後で極小となるが、Zn量に伴う変化は比較的小さい。K値はZn量が増すにつれ増加するが、Zn 0.5~10%の範囲内での変化は引張強さと同様にごく僅かである。

Al-Cu合金板のn値はCu量が増すと減少する傾向を示し、O, T4, T6の調質によってほとんど差を生じない。K値はCu 4%以上で調質によらず飽和するが、この変化はほぼ引張強さの変化に対応する。

18種類の実用アルミニウム合金板のn値を概観するとT4材はO材に近い大きなn値をもち、T6材はO材とH材の中間程度の値を示す。またH24材はH材の約2倍のn値を有する。異種合金間でのn値の大小はエリクセン値あるいは塑性異方性r値と対応しない。

真応力-真ひずみの近似相関から得るn値は引張試験片がくびれを発生する臨界ひずみ ε_c より小さくなることはない。これはn値がひずみ量增加とともに次第に小さくなるにもかかわらず、あるひずみ範囲内で直線近似してその値を求めてしまうためと考えられる。またn値は広いひずみ範囲に渡って二段階または三段階に変化しているとも見ることができる。いっぽうK値は引張強さとほぼ対応し、

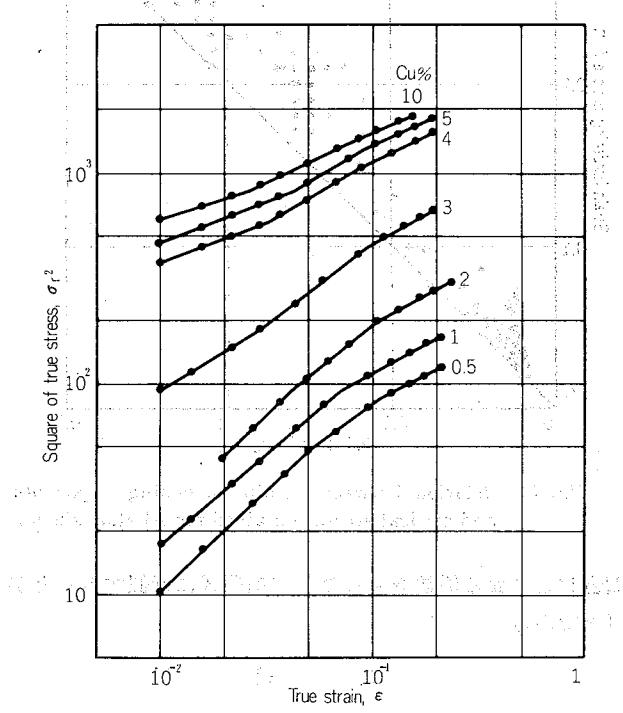


Fig. 11 Log σ_r^2 vs. $\log \varepsilon$ plots of Al-Cu T6 tempered sheets.

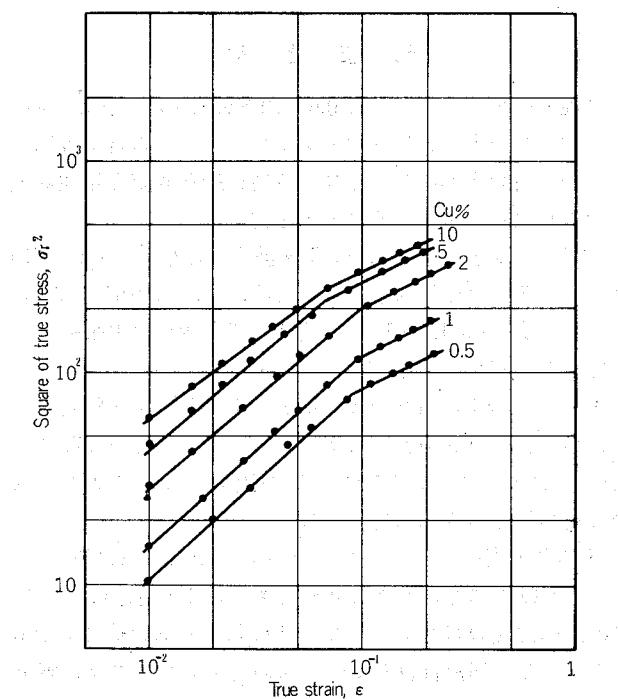


Fig. 12 Log σ_r^2 vs. log ϵ plots of Al-Cu fully annealed sheets.

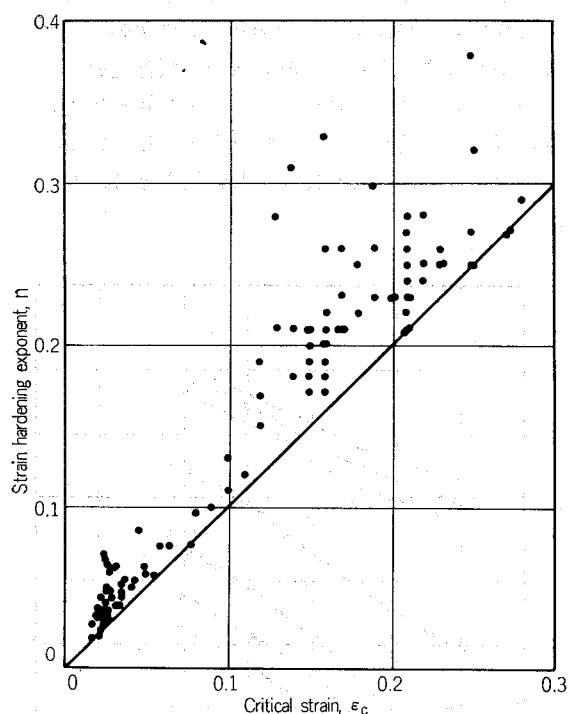


Fig. 13 Relation between strain hardening exponents and critical strains obtained for Al alloy sheets.

調質ごとに異なる係数をもった一次相関式に近似することが可能である。

文 献

- 1) A. W. Thompson and M. I. Baskes; Phil. Mag., 28 (1973), 301.

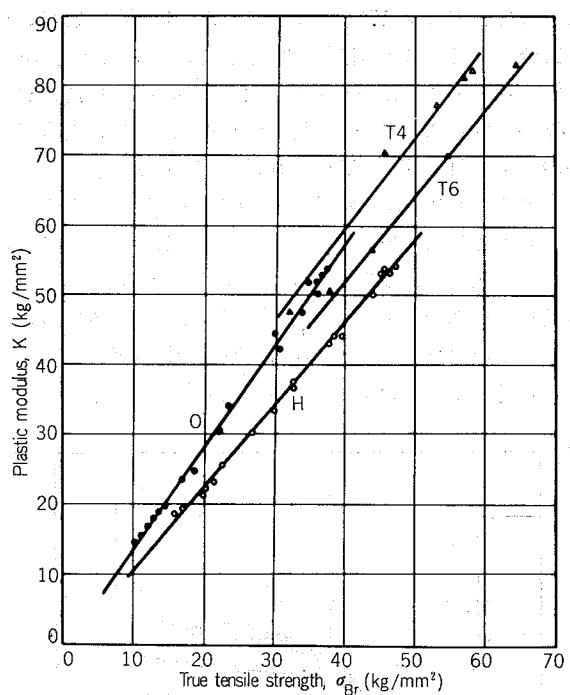


Fig. 14 Relations between true tensile strengths and plastic moduli in commercial aluminium alloy sheets.

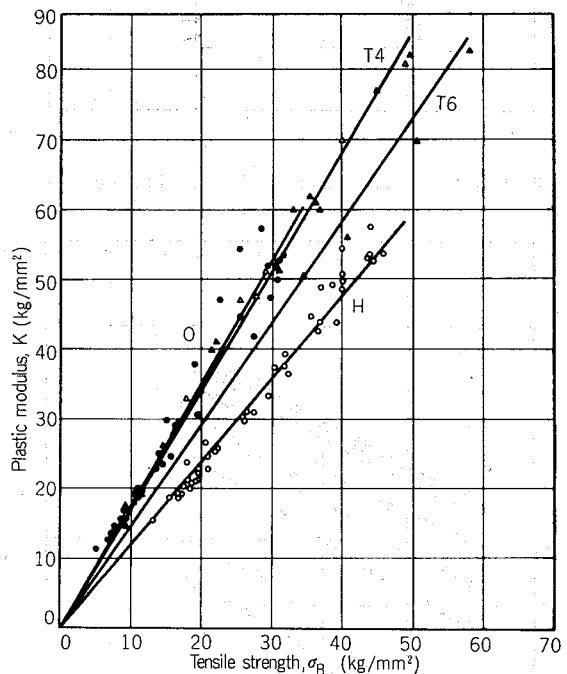


Fig. 15 Relations between tensile strengths and plastic moduli in aluminium alloy sheets.

- 2) 作井誠太, 中村正夫; 応用物理, 32 (1963), 731.
- 3) R. P. Carrker, Jr. and W. R. Hibbard, Jr.; Trans. AIME, 209 (1957), 1157.
- 4) 土田 信; 本誌, 16 (1975), 88.
- 5) H. I. Fusteld; J. Appl. Phys., 20 (1949), 1052.
- 6) 軽金属圧延工業会; 軽金属, 27 (1977), 348.

軟ろう付銅管継手の高温強度

Shear and Creep Rupture Strengths at
Elevated Temperature of Soft Solder
Joints of Copper Tube

伊藤正夫* 横田博文**

住友軽金属工業株式会社技術研究所

軟ろう付銅管継手の高温強度

Shear and Creep Rupture Strengths at Elevated Temperature of Soft Solder Joints of Copper Tube

伊藤正夫* 横田博文**

1. はじめに

金属の接合方法の一つとしてのろう付け接合は、従来から広く利用されており、中でも、比較的低温で接合できる軟ろうを溶接材とする、いわゆる軟ろう付は最も多く用いられている。

軟ろうの代表的な合金は Sn-Pb 合金であるが、食品関係に使用する場合には、軟ろう材中の Pb 含有量に制限が設けられており、また、Sn-Pb 合金軟ろう継手の使用可能温度は一般に約 60°C 以下とされているが、それを超える温度が予測される場合には別種の組成のろう材が選択される。

用途によっては、継手強度も重要な要素となり、軟ろう付継手としては比較的高強度がえられる Sn-Ag 合金あるいは Sn-Sb 合金も軟ろう材として使用されているが、Sn-Pb 合金以外の軟ろう付継手の強度に関する資料はきわめて少ない。

本資料は、合金組成の異なる 3 種類の軟ろう材、すなわち、50%Sn-50%Pb (固相温度 183°C), 96.5%Sn-3.5%Ag (共晶温度 221°C) および 95%Sn-5%Sb (固相温度 237°C) をろう材とした銅管継手について、室温ないし 200°C におけるせん断強度およびクリープ破断強度をデータ、シートとして示し、軟ろう材選択の参考に資するものである。

なお、96.5%Sn-3.5%Ag 軟ろう材は、給水あるいは給湯用配管の銅管継手用として国内で広く用いられている。

2. 供試材と実験方法

せん断試験およびクリープ破断試験に用いた試験片の形状を図 1 に示す。試験片はいんろう型継手であり、スリーブは内径 $\phi 12.81 \text{ mm} \times t 0.88 \text{ mm}$ 、心材は $\phi 19 \text{ mm}$ の棒材を素材とし、図に示す形状に加工した (重ね代面積: $12.7 \pi \times 9.5 = 379.0 \text{ mm}^2$)。材質はいづれもリン脱酸銅 (C1220) である。

軟ろう材は前述の 3 種類であり、いづれも $\phi 2.0 \text{ mm}$ の線状ろう材を用いた。ろう付は H ソルダーフラックス (主

成分は塩化亜鉛) を用い、トーチ加熱により行なった。

せん断試験は島津製作所製 島津オートグラフ (IS-10T) により、クリープ破断試験は東京衝撃機製 クリープ試験機 (最大荷重 3 ton) を用いて、それぞれ行なった。試験温度は両試験とも、室温、70°C、100°C、150°C および 175°C とした。

3. 実験結果

せん断試験結果を表 1 および図 2 に、クリープ破断試験結果を表 2 および図 3~5 に、試験片の代表的な破断状況を図 6 にそれぞれ示す。また、試験温度とクリープ破断荷重の関係を、破断時間およびろう材をパラメータとして図 7~13 に示す。なお、せん断強度およびクリープ破断強度は、いづれも荷重で示すが、参考値として、荷重を重ね代部の接触面積 (379.0 mm^2) で除した値を、せん断応力として表 1 に併記した。試験結果 (ろう付径 $\phi 12.81 \text{ mm}$, ろう付間隙 0.05 mm に関して) を要約するとつぎのようである。

(1) せん断強度は、95%Sn-5%Sb 軟ろう付継手が最高。96.5%Sn-3.5%Ag 同継手のせん断強度は 150°C および 200°C では前者と同等である。50%Sn-50%Pb 同継手のせん断強度は 95%Sn-5%Sb 同継手に比べ、各温度とも低い。

(2) いづれの軟ろう付継手とも、常温でクリープ現象が認められる。

(3) クリープ破断強度は、いづれの軟ろう付継手とも、温度が高くなるにつれ、また、時間が長くなるにつれて低下するが、各継手の荷重—クリープ破断時間線図は、破断時間が 500~1,000 hr あたりに達すると水平になり、耐久限を示す。したがって、1,000 hr 以降のクリープ破断強度は 1,000 hr でのそれと変わらないとみてよいようである。

(4) 1,000 hr での 95%Sn-5%Ag 軟ろう付継手のクリープ破断強度は、50%Sn-50%Pb に比べ各温度ともかなり高い。95%Sn-5%Sb 同継手のクリープ破断強度は、常温~100°C では 96.5%Sn-3.5%Ag 同継手とはほぼ同等であるが、100°C を超える温度ではかなり低くなる。

*技術研究所

**東洋フィツティング㈱

軟ろう付銅管継手の高温強度

表1 せん断強度

試験温度 (°C)	せん断荷重 (kg)			せん断応力 (kg/mm ²)			破断状況 (図6参照)
	50%Sn-50%Pb	96.5%Sn-3.5%Ag	95%Sn-5%Sb	50%Sn-50%Pb	96.5%Sn-3.5%Ag	95%Sn-5%Sb	
室温	1,384	1,305	1,845	3.65	3.44	4.87	B
70	—	—	1,375	—	—	3.63	C
100	767	770	1,385	2.02	2.03	3.65	C
150	387	820	805	1.02	2.16	2.12	C
175	—	—	740	—	—	1.95	C
200	—	369	—	—	0.97	—	C

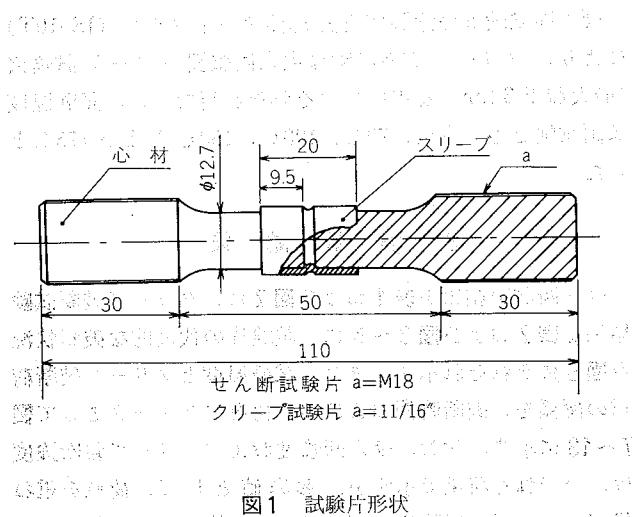


図1 試験片形状

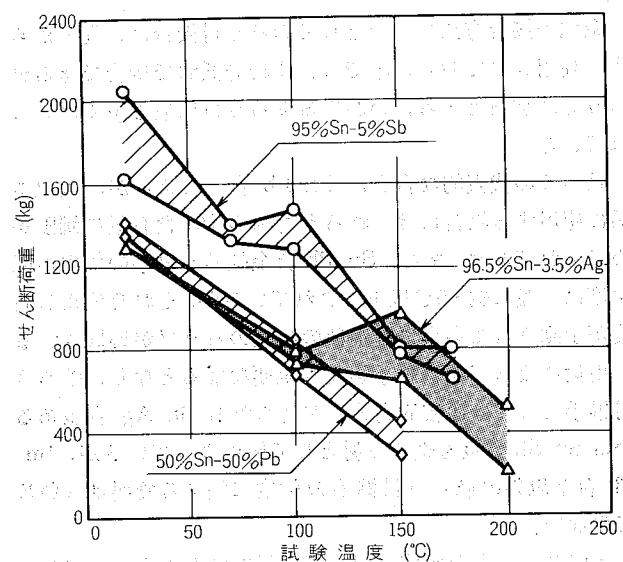


図2 試験温度とせん断荷重の関係

表2 クリープ破断強度 (kg)

軟ろう材	試験温度 (°C)	クリープ時間 1 hr	破断時間 (hr)			
			10	100	1,000	2,000
50%Sn-50%Pb	室温	720*	440*	260	160	100
	70	500	265	140	140	140
	100	270	150	82	80	80
	150	100	79	62	60	60
96.5%Sn-3.5%Ag	室温	840	670	530	420	390
	70	565	470	390	360	360
	100	385	295	230	190	190
	150	240	190	145	120	120
	175	185	145	110	100	100
95%Sn-5%Sb	室温	1,650	1,200	890	650	600
	70	1,150	720	440	290	290
	100	700	410	240	170	170
	150	285	174	107	80	80
	175	185	113	70	50	50

* スリープ溝部破断、その他は全てスリープ引抜け破断(図6参照)。

(昭和56年10月)

住友軽金属工業株式会社

技術研究所 伊藤正夫
東洋フィッティング㈱ 横田博文

TECHNICAL DATA SHEET

Vol. 22 No. 3 No. 4

(118)

軟ろう付銅管継手の高温強度

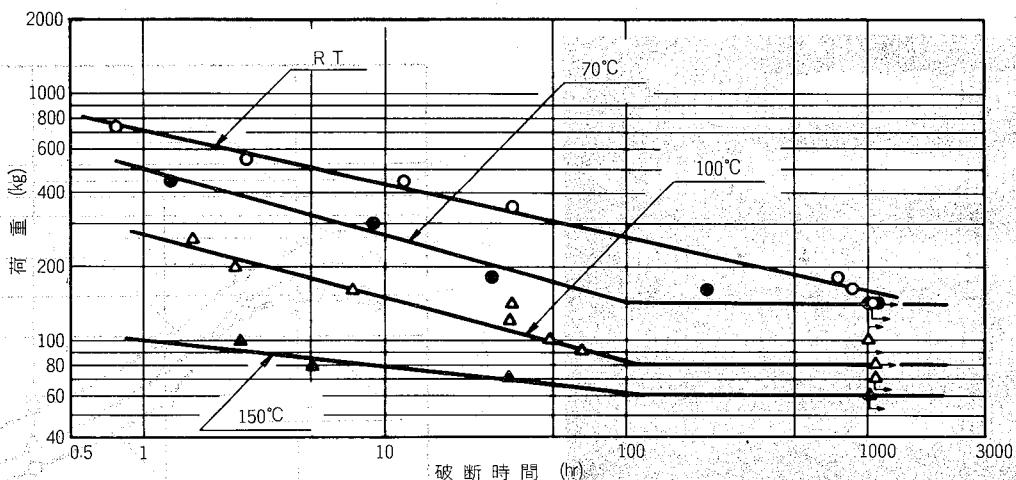


図3 50%Sn-50%Pb 軟ろう付銅管継手の荷重—クリープ破断時間線図

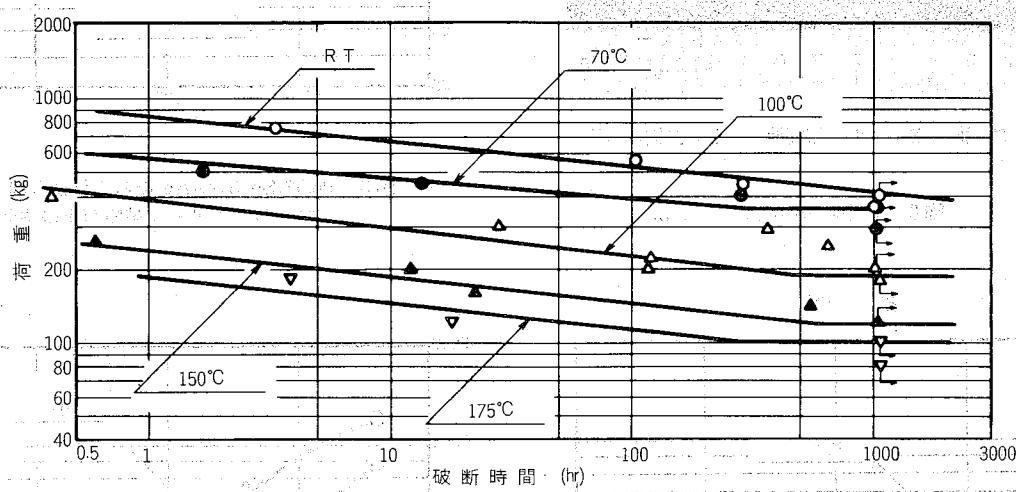


図4 96.5%Sn-3.5%Ag 軟ろう付銅管継手の荷重—クリープ破断時間線図

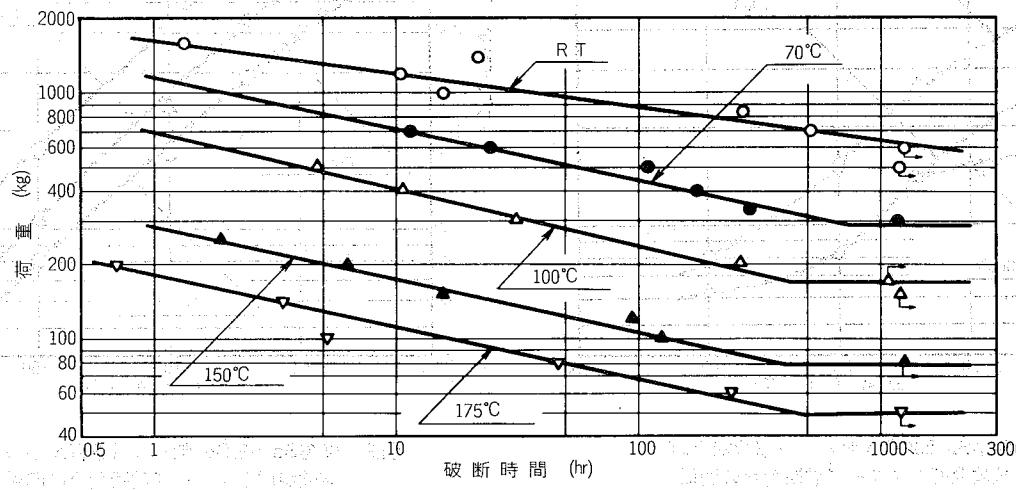


図5 95%Sn-5%Sb 軟ろう付銅管継手の荷重—クリープ破断時間線図

(昭和56年10月)



住友軽金属工業株式会社

技術研究所 伊藤正夫
東洋フィッティング㈱ 横田博文

軟ろう付銅管継手の高温強度

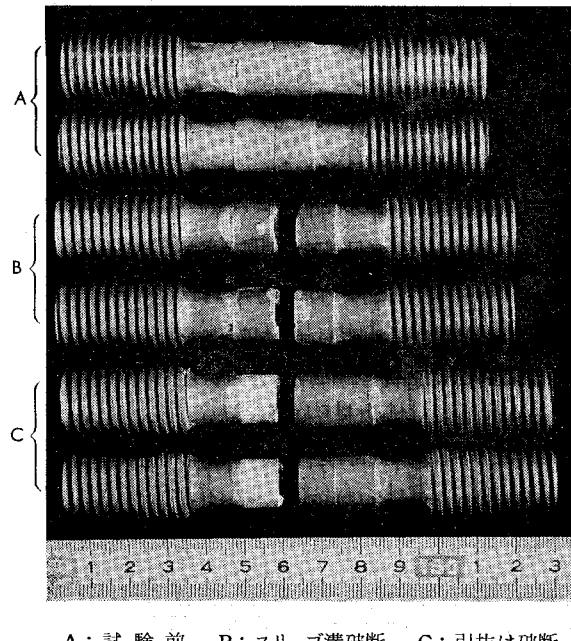


図6 継手の破断状況

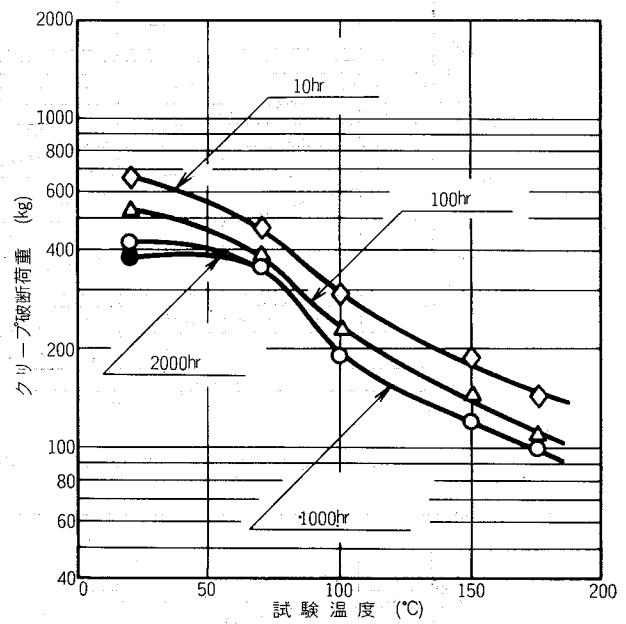


図8 96.5%Sn-3.5%Ag 軟ろう付銅管継手の試験温度とクリープ破断荷重の関係

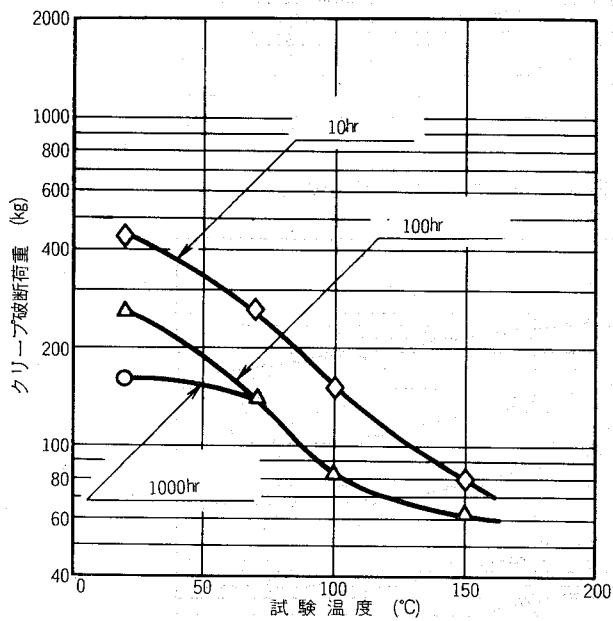


図7 50%Sn-50%Pb 軟ろう付銅管継手の試験温度とクリープ破断荷重の関係

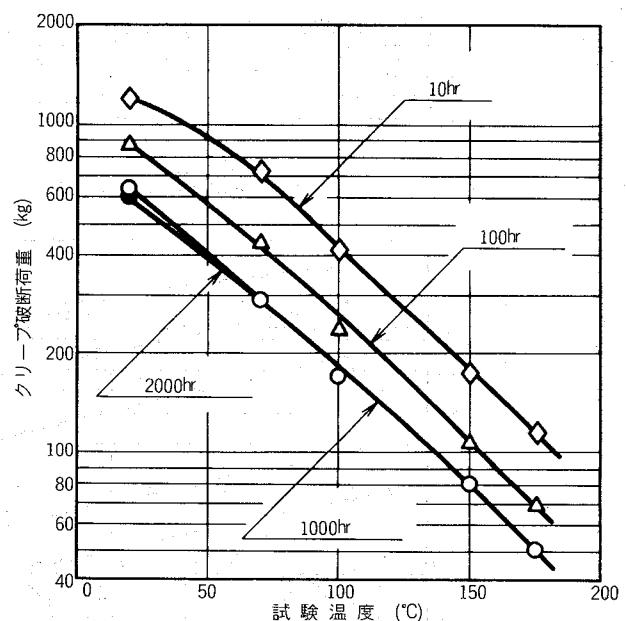
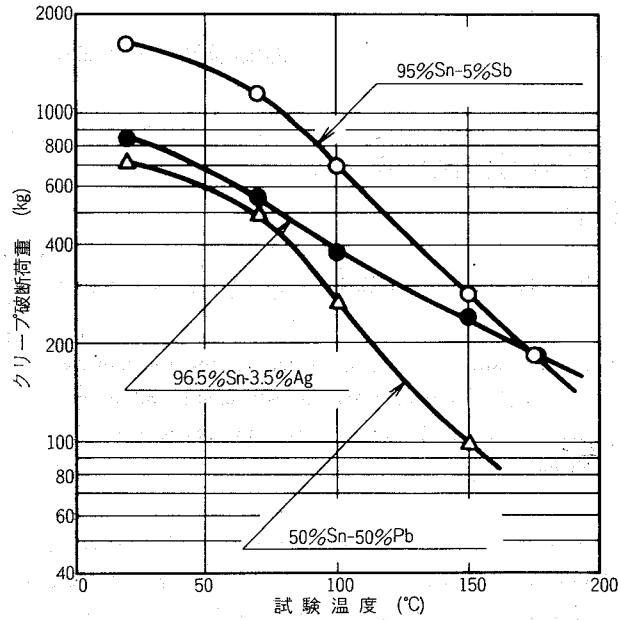
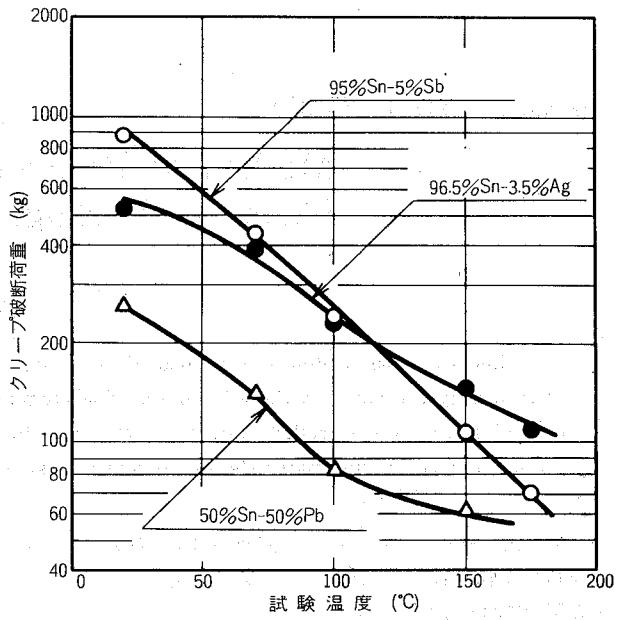
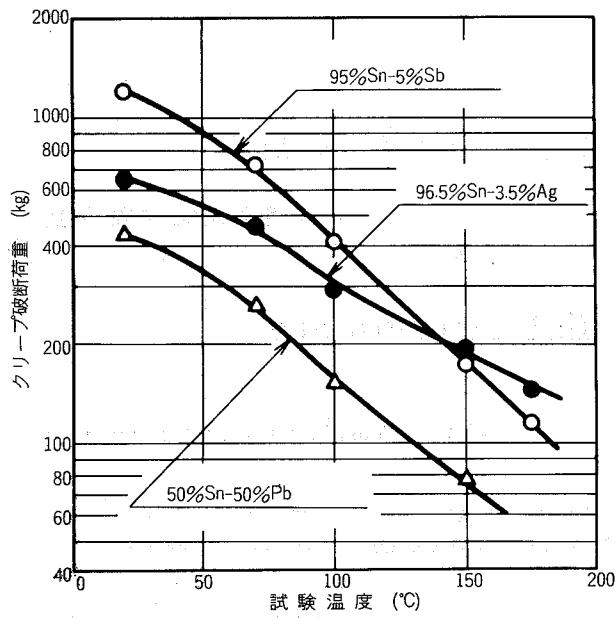
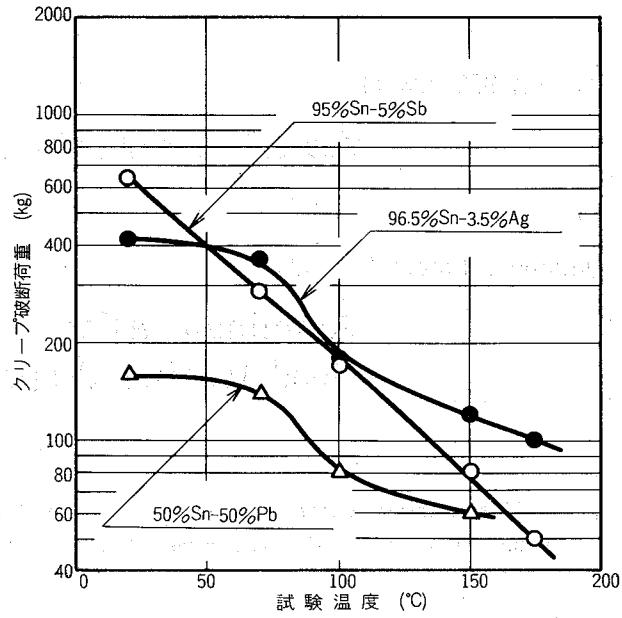


図9 95%Sn-5%Sb 軟ろう付銅管継手の試験温度とクリープ破断荷重の関係

軟ろう付銅管継手の高温強度

図10 軟ろう付銅管継手の試験温度と
1 hr クリープ破断荷重の関係図12 軟ろう付銅管継手の試験温度と
100 hr クリープ破断荷重の関係図11 軟ろう付銅管継手の試験温度と
10 hr クリープ破断荷重の関係図13 軟ろう付銅管継手の試験温度と
1,000 hr クリープ破断荷重の関係