

Development of Copper Alloy Coudenser
Tubes Resistant to Polluted Sea Water
“AP BRONZE”

Shiro Sato

住友軽金属工業株式会社

論文

Development of Copper Alloy Condenser Tubes Resistant to Polluted Sea Water "AP BRONZE"

By Shiro Sato**

In these fifteen years, the serious corrosion of aluminum brass or cupronickel condenser tubes by polluted cooling water has been experienced at many power plants in Japan. The corrosion rates were in the range of 0.2~0.6 mm per year. Water analyses and reproducing tests have demonstrated that the corrosion is caused by the saline water contaminated with hydrogen sulfide. The research was made on corrosion resistant copper alloys. From laboratory corrosion tests on several hundreds of copper alloys, it was clarified that the Cu-Sn based alloys containing aluminum were most prominent. Field tests at some power plants also showed that the tubes of copper alloys containing more than 6 percent of tin and 1 percent of aluminum were more corrosion resistant than those of commercial alloys. One of the reasons responsible for good corrosion resistance of this alloy tube is considered to be in the formation of the stannic oxide film which is stable regardless of the presence of hydrogen sulfide. According to the above-mentioned results, since 1963 more than 250,000 tubes of Cu-6~8%Sn-1%Al-0.1%Si alloy named as AP BRONZE have been utilized with successful results as the condenser tubes of power plants.

1. Introduction

Since 1955, many steam power plants have been constructed near the large cities of Japan. They applied aluminum brass condenser tubes. Among these, the tubes of some power stations were found to suffer severe pitting corrosion. Examinations¹⁾ of these tubes demonstrated that the corrosion was analogous to that by polluted sea water already reported²⁾ and the corrosion rates were in the range of 0.2~0.6 mm per year. To choose more corrosion resistant alloy tubes the field tests have also been made on all condenser tubes listed in the specification. Nevertheless, no successful results were obtained.³⁾ Water analyses as shown in Table 1 and reproducing tests¹⁾ demonstrated that the

which inevitably prevailed in the sea water containing sulfate ions when the sea water was contaminated with the wastage having an excessive amount of organic substance. Therefore the research was conducted to develop the alloy tubes which were resistant to the corrosion by polluted sea water.

2. Specimens and Test Procedures

2.1 Rotating Blade Corrosion Test

After the evaluation of variety of accelerated corrosion testing apparatus, the rotating blade corrosion testing apparatus as shown in Fig. 1 was decided

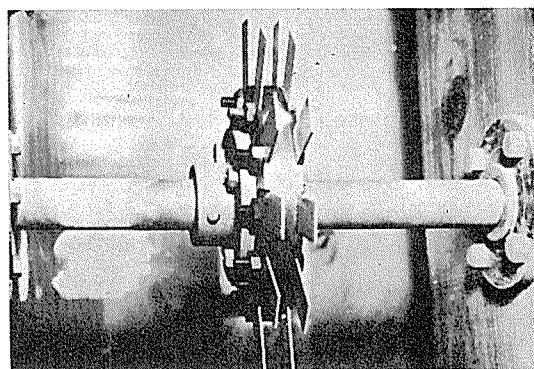


Fig. 1 Rotating blade corrosion testing apparatus.

corrosion phenomenon could be attributed to the presence of minor amounts of hydrogen sulfide in cooling sea water. It was considered that the presence of hydrogen sulfide was due to the resultant product of the activity of sulfate reducing bacteria

to be used as the most suitable one. This apparatus had eight disks on which 192 pieces of specimens were able to be fixed. Fixed specimens were immersed in the tank filled with polluted water which was pumped up from Horikawa Canal in Nagoya and continuously injected for replenishment. Table 2 shows the examples of analyses of this water. Each disk rotated around the horizontal axis so to get the speed of 7.4 m/sec at the tips of specimens.

*This paper was presented at the 4th International Conference on Metallic Corrosion, Amsterdam(1969).

**Dr of Eng. Sc., Research Department.

Table. 2 Analysis of water of Horikawa Canal in Nagoya used for the rotating blade corrosion tests.

Date	Feb. 1961		Aug. 1961	
Depth (m)	0.5	2.0	0.5	2.0
S ²⁻ (ppm)	0.1	0.1	1.4	0.1
pH	7.0	7.7	7.4	7.6
Dissolved oxygen (ppm)	0.1	3.9	Tr.	Tr.
Chemical oxygen demand(ppm)	12	7	1	8
Cl ⁻ (%)	1.3	1.7	1.1	1.4

The specimens of the following alloys were used in the 1st to 5th runs of the rotating blade corrosion test.

1st run

(a) 49 alloys of Cu-0~40%Zn-0~7%Al-0.05%As

(b) 26 alloys of Cu-30%Ni+X₁

(c) 44 alloys of Cu-6%, 10%Sn+X₂

X: additional elements

X₁: As, Sb, P, Sn, Mn, Si, Ti, Zr, V, Cr, Al, Zn, Cd, Ca, Mg, Fe

X₂: Fe, Mn, Ni, Al, As, Sb, Ag, Be, Cd

2nd-4th run

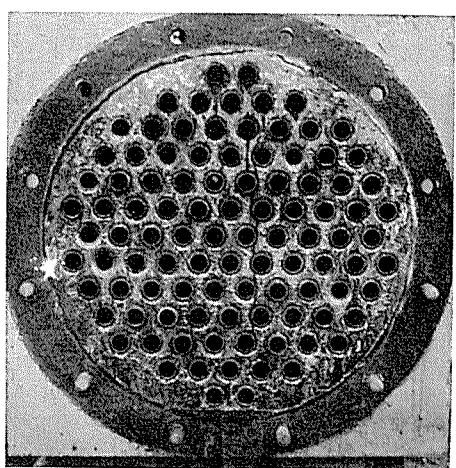
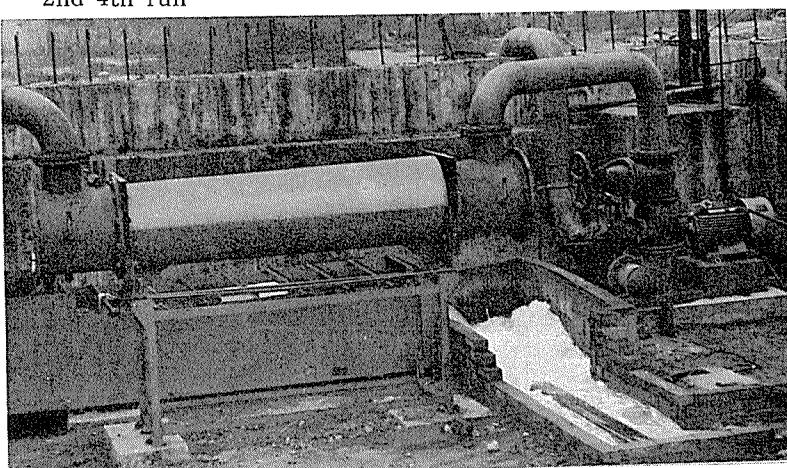


Fig. 2 Model condenser installed at Sumitomo Light Metal along Horikawa Canal.

(d) 84 alloys of Cu-0~15%Sn-0~3%Al

5th run

(e) 45 alloys of Cu-6% Sn-1%Al+X₃

(f) 39 alloys of Cu-0~40%Zn-1~7%Sn

X₃: Ag, As, Be, Cd, Ca, Co, Cr, Fe, Zn, Zr, Mn, Ni, P, Sb, Ti, V, Si

The alloys were melted, casted and rolled into 1.2 mm sheet from which the test pieces of 20 mm×70 mm were prepared. The test was repeated if necessary and the results were evaluated in anti-corrosion values. The anti-corrosion value was simply devised as follows based on the data of weight loss and depth of pits to counteract the inconsistency of the corrosiveness in each run of the test.

$$V = [(2A - Y)/A + (2B - Z)/B] \times 25 \dots \dots (1)$$

where V=anti-corrosion value, A=weight loss of aluminum brass specimen, B=maximum depth of pit of aluminum brass specimen, Y=weight loss of specimen, and Z=maximum depth of pit or loss in thickness of specimen.

2.2 Simulated Test by Model Condensers

The tubes of basic and prominent alloys were screened for model condenser test referring to the data of rotating blade corrosion test. Fig. 2 shows the general and the front view of the model condenser. The alloys for test tubes were casted into 146 mm dia. billet, extruded in shell and then drawn for the test tubes. These tubes were fixed in the model condensers which were located at Sumitomo Light Metals along Horikawa Canal. The sizes of tubes were 25.0 mm ϕ × 1.0 mm t × 2,000 mm l. The test was made during the period of December, 1961 — June, 1963 with the intermittent inspection and retubing several times. Two of the other model condensers were located at Sumitomo Light Metals for longer service test

3. Results of Tests

3.1 Rotating Blade Corrosion Test

Although the corrosion test data on aluminum brass specimens showed some disagreement in five runs of the corrosion tests, the typical corrosion

by polluted sea water was surely observed in each run with severe pitting and slimy deposit as shown in Fig. 3. The test data on aluminum brass specimens were shown in Table 3 to manifest the variation of corrosiveness.

3.1.1 Cu-Zn-Al Alloys

The alloys of low aluminum contents had much

Table. 3 Results of rotating blade corrosion tests on aluminum brass in five runs of tests.

Test run	Weight loss (mm/year)	Max. depth of pit (mm/30 days)
No. 1	0.97	0.45
No. 2	0.80	0.52
No. 3	0.61	0.33
No. 4	0.45	0.42
No. 5	0.71	0.28

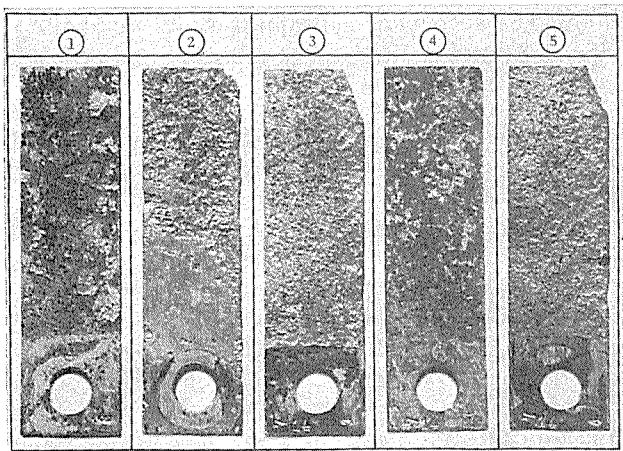


Fig. 3 Corrosion of aluminum brass in five runs of rotating blade corrosion tests.
①~⑤ show the No. of test runs.

weight loss with less pitting, while those of high aluminum less weight loss with sharp pitting. It was considered that no promising alloy was found in this alloy system.

3.1.2 Cu-30%Ni+X Alloys, X=Additional Element

Among the sixteen additional elements tried, 5 percent of iron, 1 percent of chromium, aluminum or tin showed some modifying effects.

3.1.3 Cu-6%, 10%Sn+X Alloys

The alloys of this group demonstrated fairly good corrosion resistance. Fig. 4 shows the effect of additional elements to the anti-corrosion value of copper-tin alloys. An addition of aluminum revealed the most remarkable modifying effect of all the alloys.

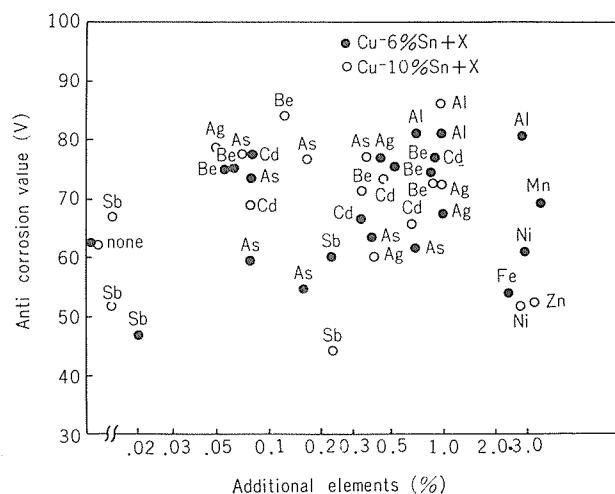


Fig. 4 Effect of additional elements on the anti-corrosion value "V" of Cu-6% and 10% Sn alloys.

3.1.4 Cu-Sn-Al Alloys

The test on this alloy group was repeated three times. Fig. 5 is an example of copper-tin and copper-tin-aluminum alloys. The three binary alloys on the left show that the corrosion resistance of alloy of medium tin content is superior to those of low and high tin alloys. The copper-tin-aluminum alloys excluding high tin and high aluminum alloys show that the corrosion of these alloys are uniform. Fig. 6 shows the relationship between the tin content and the maximum corrosion loss, weight loss and anti-corrosion value. From the curves, sh-

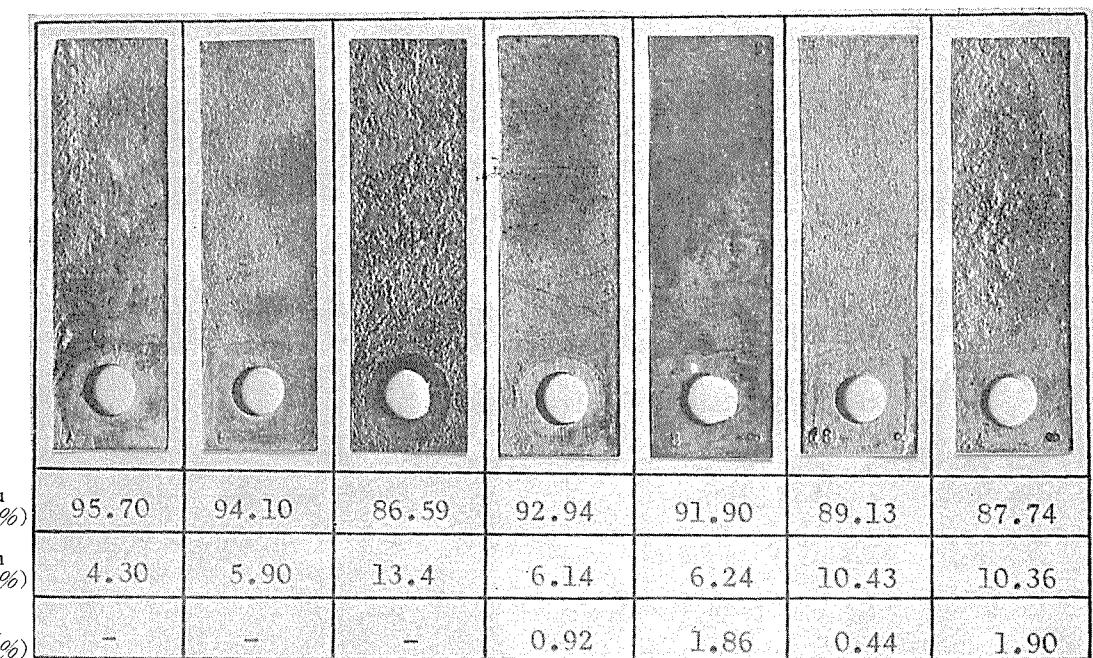


Fig. 5 Corrosion of Cu-Sn-Al alloys by rotating blade corrosion test in polluted sea water.

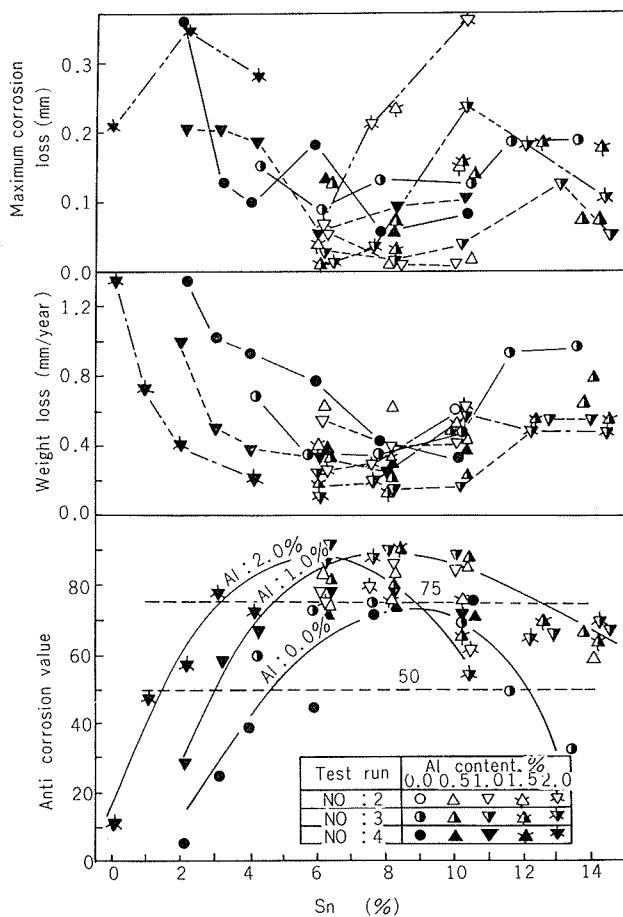


Fig. 6 Results of rotating blade corrosion tests showing the effect of alloy compositions on the corrosion resistance of Cu-Sn-Al alloys to polluted sea water.

wing the anti-corrosion value, it is obvious that the addition of suitable amounts of aluminum is very beneficial to the corrosion resistance, and also the most optimum tin content for the corrosion resistance is dependent upon the aluminum content.

3.1.5 Cu-6%Sn-1%Al+X Alloys

Fig. 7 shows the effect of additional elements on the anti-corrosion value of copper-tin-aluminum

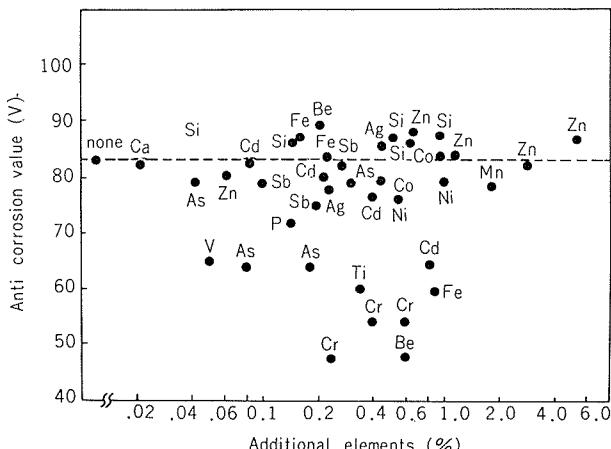


Fig. 7 Effect of additional elements on the anti-corrosion value "V" of Cu-6%Sn-1%Al alloy.

alloy. The specimens containing small amounts of silicon seemed a little more resistant and stable to corrosion than the others.

3.1.6 Cu-Zn-Sn Alloys

The specimens containing 2.5% or more of tin showed good corrosion resistance. Comparing the anti-corrosion values of these alloys with those of other alloys, it was inferred that the corrosion resistance of these alloys of high tin content was next to that of copper-tin-aluminum group.

3.2 Model Condenser Test

Thick slimy deposit covered the inside surface of all tubes fixed in the model condensers. Aluminum brass and cupronickel tubes suffered sharp and dull pitting corrosion, respectively. The tubes of copper-tin alloys with or without additional elements showed no pitting corrosion. Only the uniform corrosion was noticed in most of the tubes. Some typical examples are shown in Fig. 8.

Corrosion test data on copper-tin based alloy tubes are plotted in Fig. 9 in relation to the tin content and maximum corrosion loss. Increase in the tin content of alloys aids the resistance to corrosion. The alloys having one percent of alumi-

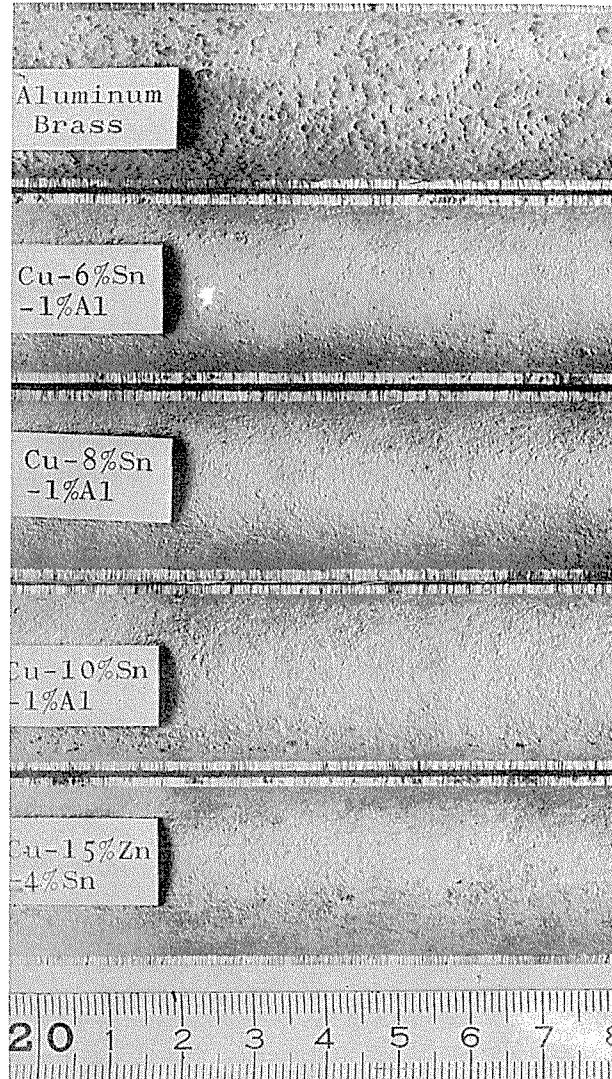


Fig. 8 The inside surface of test tubes in model condenser after removal of the scale and deposit.

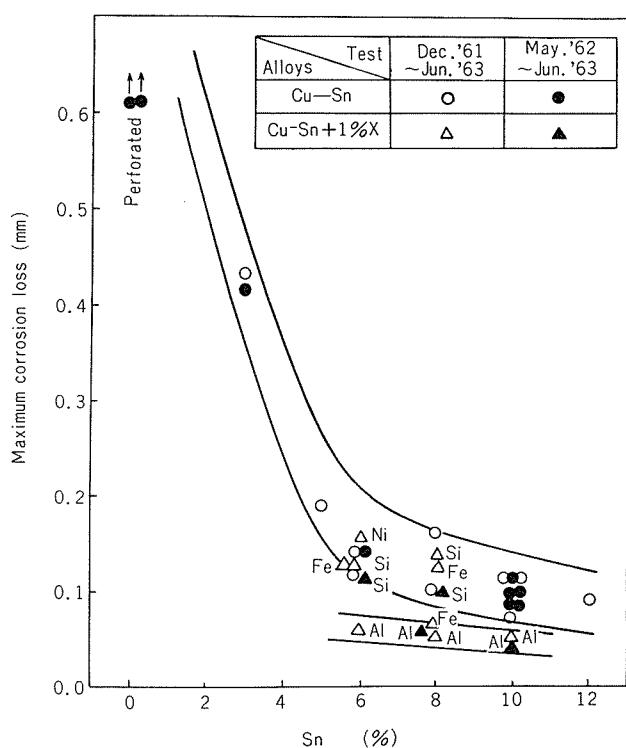


Fig. 9 Result of model condenser test on Cu-Sn alloy tubes containing none or 1 percent of additional element.

num had less corrosion than those having none or other additional elements.

The tubes of Cu-Zn-Sn alloys containing more than 2.5% of tin were also free from pitting corrosion but suffered slight uneven corrosion. These tubes were considered to have fairly good corrosion resistance next to some Cu-Sn-Al alloys. The scales of test tubes were analyzed. The results showed the presence of two to nine percent of sulfur which belongs not to sulfate but to sulfide. This indicates that the main factor affecting the corrosion in model condenser tests should be the sulfide.

4. Production of Tubes

Based on the above test data, the composition of the alloy for more corrosion resistant condenser tubes against polluted sea water was decided as shown in **Table 4** and named as "AP BRONZE".

The tin content was selected for 6 percent at the start of field test because of the limitation from tube making techniques, but it soon increased to 8 percent. The tubes of this alloy were made by conventional process as follows; melting, casting,

Table 4 Chemical composition of corrosion resistant condenser tube against polluted sea water "AP BRONZE".

Mark	Cu	Sn(%)	Al(%)	Si(%)
AP-1	Remainder	6.0	1.0	0.1
AP-2	Remainder	8.0	1.0	0.1

solid piercing and extrusion, tube rolling, repetition of cold drawing and annealing and then final inspection. In melting of this alloy, the precaution was taken for the selection of raw materials to avoid the contamination by detrimental impurities such as lead and bismuth. Especially, the contamination by bismuth which originated from the virgin metal of tin should be closely controlled to low level. In casting practice, the care was required to give the enough feeding to prevent the hot tear and the shrinkage cavities. The grain refinement of ingot was useful to modify the ductility at the elevated temperatures. **Fig. 10** shows an example of macrostructure of the ingot. The ingot thus obtained was less than 0.2% in porosity, more than 32 kg/mm² in tensile strength and more than 50% in elongation.

The ingots were hot extruded in shells. The temperature of the hot extrusion was limited in the very narrow range. The extruded shells were ductile enough for the cold working.

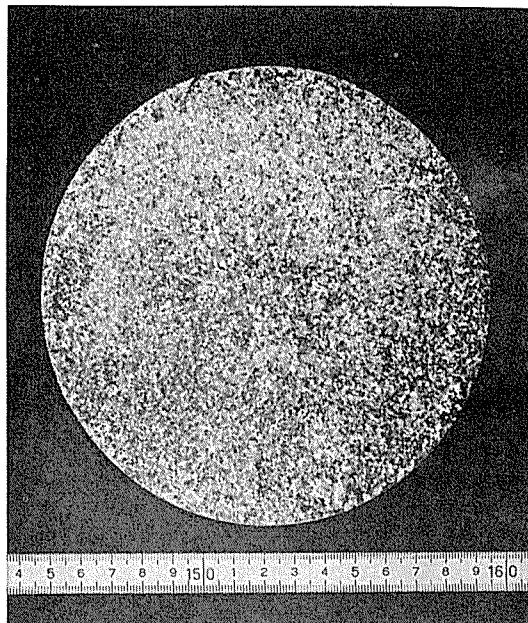
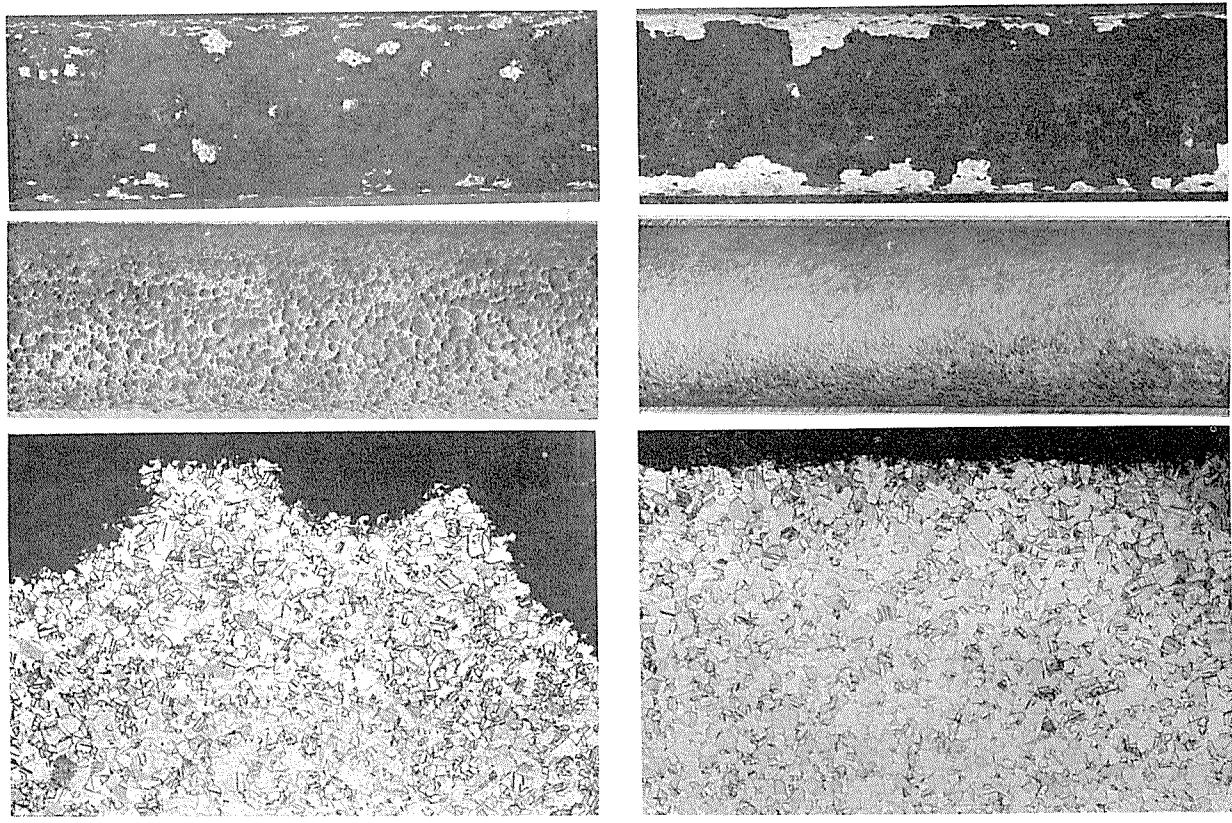


Fig. 10 Macrostructure of ingot of AP-2 BRONZE (Cu-8%Sn-1%Al-0.1%Si alloy).

5. Field Test

The field test was performed for one to three years by installing the test tubes of copper-tin-aluminum alloy in the condensers operating at some power stations. At the same time, the aluminum brass tubes were also installed near the test tubes for comparison.

The test results showed that the aluminum brass tubes were covered with porous and brittle black film and suffered pitting corrosion. On the other hand, copper-tin-aluminum alloy tubes were cove-



Aluminum brass tube

AP BRONZE

Fig. 11 Field test on condenser tubes of Cu-Sn-Al alloy and aluminum brass.

red with the white film of fine powder and suffered only the uniform corrosion as shown in Fig. 11. The test results are plotted in Fig. 12 which reveals that the expected service life of copper-tin-aluminum alloy tube would be about two or three times longer than that of the aluminum brass tube.

6. Discussion

As mentioned above, it is concluded that some copper tin-aluminum alloy condenser tubes, Cu-8% Sn-1%Al alloy tubes for example, are more resistant to corrosion by polluted sea water than aluminum brass condenser tubes. The difference of these alloys is, of course, dependent upon susceptibility to the pitting corrosion. Although the mechanism of the pitting corrosion by polluted sea water is not yet understood in detail, in the author's opinion, one of the main factors affecting the pitting corrosion is the film formed on the surface of tubes. The results of the chemical analyses and X-ray powder diffraction of the films on tube surface are shown in Table 5. Besides the copper hydroxyl chloride ($\text{CuCl}_2 \cdot 3\text{CuO} \cdot 3\text{H}_2\text{O}$), on the aluminum brass tubes sulfide (Cu_2S) was formed and on the copper-tin-aluminum alloy tubes the stannic oxide (SnO_2) was formed. Fig. 13 shows the analyses of scales by an X-ray microanalyser. On copper-tin and copper-tin-aluminum-silicon alloy tubes, the percentage of tin in the scale was much

Table. 5 Analyses of scales on aluminum brass and Cu-Sn-Al alloy tubes used in polluted sea water.

Alloys	Scales	Chemical analyses (%)			X-ray analyses
		Cu	Sn	S	
Aluminum	Outer	42	—	2.6	$\text{CuCl}_2 \cdot 3\text{CuO} \cdot 3\text{H}_2\text{O}$
	Inner	36	—	2.7	$\text{CuCl}_2 \cdot 3\text{CuO} \cdot 3\text{H}_2\text{O}$, Cu_2S
Cu-6%Sn- 1%Al	Outer	37	5	0.7	$\text{CuCl}_2 \cdot 3\text{CuO} \cdot 3\text{H}_2\text{O}$
	Inner	21	35	0.1	$\text{CuCl}_2 \cdot 3\text{CuO} \cdot 3\text{H}_2\text{O}$, SnO_2

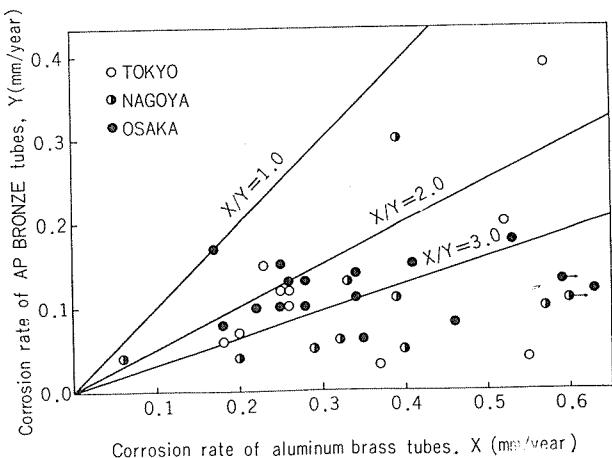


Fig. 12 Comparative corrosion test on aluminum brass tubes and AP BRONZE tubes at the power station in large cities.

more than that in the alloys. In one case shown in the middle of Fig. 13, the aluminum content increases in the scale as tin does. In another case on the right, silicon content increases in the scale as tin does, but the aluminum content does not. From thermodynamical data^{4), 5)} stannic oxide

times. Therefore, when the cooling water is badly polluted, the tubes of AP BRONZE for the condenser are recommended in stead of the aluminum brass tubes.

Based on the data mentioned above, more than 250,000 tubes of this alloy have been put into practical use since 1963 with successful results. Typical data of periodical corrosion inspection of this alloy tubes are shown in Fig. 15 and Fig. 16.

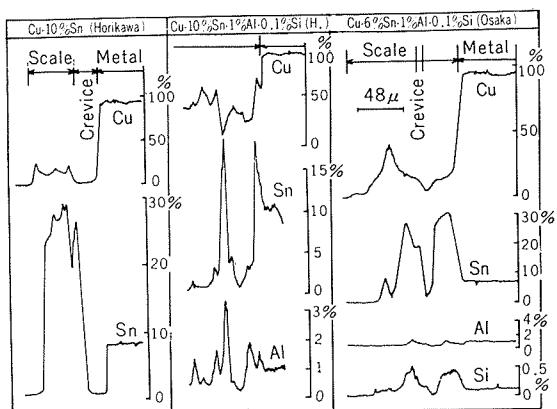


Fig. 13 Analyses of scales of the Cu-Sn-Al alloy tubes corroded by polluted sea water by X-ray probe micro analyser.

layer is considered to be stable against the attack of sulfide in polluted sea water and this looks like more or less electrically conducting to allow the slight general corrosion. On the contrary, in case of aluminum brass, the metal surface is covered with black, brittle and porous scale which is formed by cuprous sulfide (Cu_2S). It has been clarified from electrochemical study⁶⁾ that the sulfide film would act as the effective cathode for pitting. Thus, it is inferred that the difference of susceptibility to the pitting attack between Cu-Sn-Al alloys and aluminum brass is attributed to the property of the scale formed on the tube surface.

In selecting the alloy for condenser tubes, it seems that the deciding factor lies in the estimation of optimum economy. The comparison of perpetual cost index (PCI)⁷⁾ between aluminum brass tubes and AP BRONZE (Cu-8%Sn-1%Al alloy) tubes was made by the following equation under the appropriate assumption of the determining factors, such as tube price (A), expected service life (n), retubing cost (B), interest rate (r) and scrap price (C).

$$PCI = \frac{(A+B-C)}{(1+r)^n - 1} + C \cdot r$$

A typical example of the calculation of PCI for the application of both alloy tubes is shown in Fig. 14 where the assumptions of the cost for various factors were made as follows, 1.00 and 1.67 for the cost of an aluminum brass tube and a AP BRONZE tube, 0.10 for the retubing cost, 0.06% for the interest rate and 0.30 for the scrap price of both alloy tubes. Corrosion test data on the condenser tubes by polluted cooling sea water have shown that, in most cases, the service lives of aluminum brass tubes are in 2-4 years and those of AP BRONZE tubes are as long as two or three

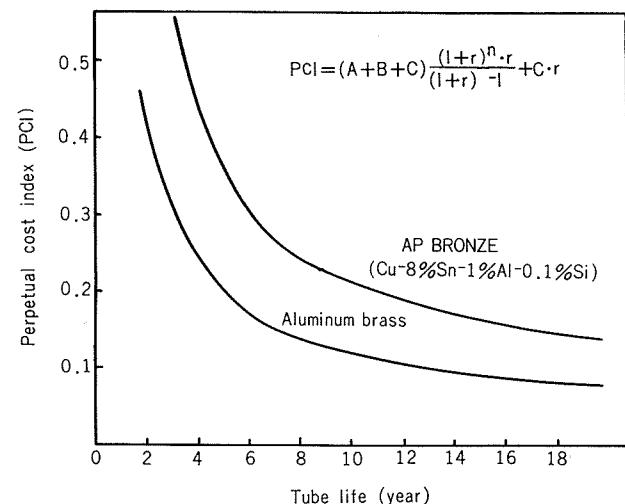


Fig. 14 Tube life vs. perpetual cost index.

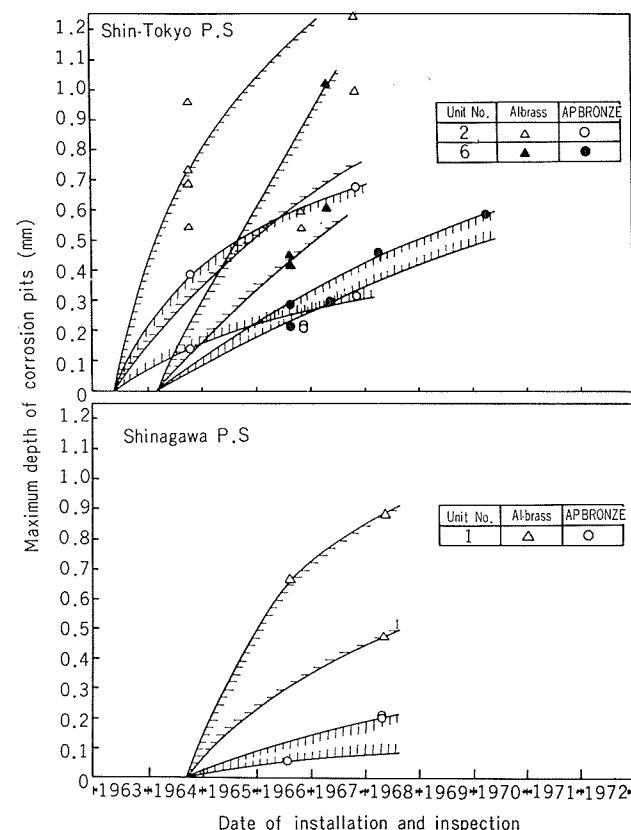


Fig. 15 Corrosion data of AP BRONZE condenser tubes applied in the power plants using polluted cooling sea water of Tokyo.

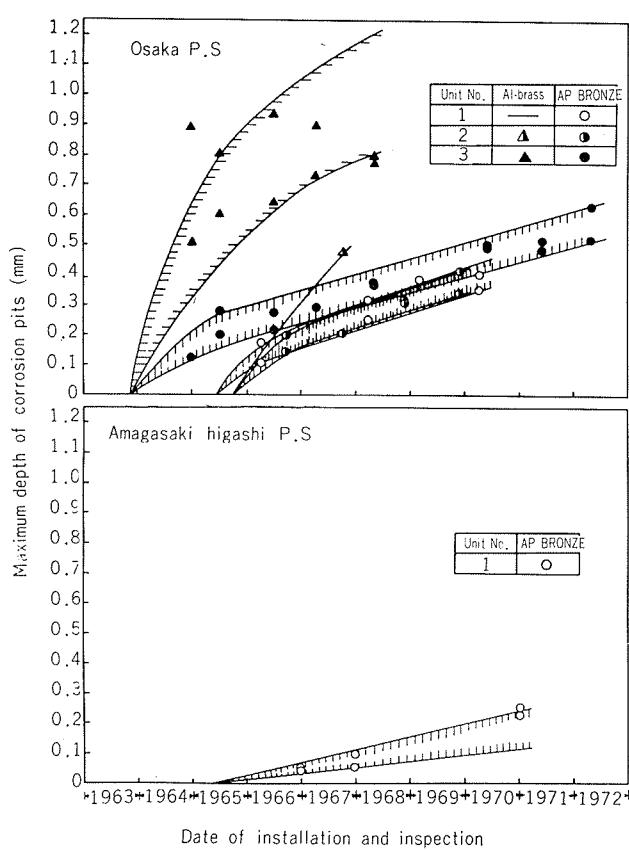


Fig. 16 Corrosion data of AP BRONZE condenser tubes applied in the power plants using polluted cooling sea water of Osaka.

Acknowledgements

The author wishes to thank the engineers of Tokyo, Chubu, and Kansai Electric Power Co. for their cooperation in conducting field corrosion test. Thanks are also to Dr. T. Otsu for his encouragement and to the colleagues of copper laboratories of Sumitomo Light Metal Ind., Ltd.

References

1. S. Sato: Sumitomo Light Metal Technical Reports, 6 (1965), 42.
2. P. T. Gilbert: Chemistry and Industry, July (1959), 11.
3. T. Ohtsu, S. Sato and M. Okawa: Sumitomo Light Metal Technical Reports, 4 (1963), 304.
4. M. Pourbaix: *Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous Solution*, Pergamon Press, London, (1966), 385, 475.
5. J. Horvath and M. Novak: Corrosion Science, 4 (1964), 159.
6. S. Shimodaira, H. Sugawara and T. Sato: Sumitomo Light Metal Technical Reports, 4 (1963), 31.
7. C. P. Dillon: Material Protection, 4 (1965), 38.

Al-Mg 合金の応力腐食割れにおよぼす Cu と Zr 添加の影響

馬 場 義 雄

住 友 軽 金 属 工 業 株 式 会 社

Al-Mg 合金の応力腐食割れにおよぼす Cu と Zr 添加の影響*

馬 場 義 雄**

Effect of Additions of Cu and Zr on Stress Corrosion Cracking of Al-Mg Alloys.

by Yoshio Baba

Corrosion cracking or season cracking occurs in the Al-Mg base alloys containing more than 5%Mg when exposed to tensile stress and a certain environment. An extensive study was undertaken to develop an aluminum alloy resistant to stress corrosion cracking. The effect of additions of 0.3%Cu and 0.2%Zr in Al-6~9%Mg alloys on stress corrosion cracking has been investigated in 3.5%NaCl solution at room temperature under conditions of constant load and constant deflection.

The lowest stress causing corrosion cracking i.e. "threshold stress" is less than 3kg/mm²(corresponds to 23% of the 0.2% proof stress) for Al-8%Mg alloy quenched from 400°C and aged at 130°C for 7days. Small additions of Cu, Zr and especially both elements improve the resistance to stress corrosion cracking of Al-Mg alloys. For Al-8%Mg-0.3%Cu-0.2%Zr alloy the "threshold stress" is 10kg/mm², and it is increased up to 15kg/mm²(corresponds to 83% of the 0.2% proof stress) when the alloy was air-cooled from the solution temperature.

Mechanisms of these effects are discussed on the basis of the direct observation of precipitates in grain boundaries and the measurements of electrical resistivity.

1. 緒 言

Al-Mg 系合金は Al-Cu および Al-Zn-Mg 系などの時効硬化性合金にくらべて強度とくに耐力の点で劣っているが、耐食性、溶接性あるいは肉厚材料の均質性といった点ですぐれているので、車両、船舶などの溶接構造材として広く使われている。この系合金もマグネシウム含有量を増せば、伸び値を低下せしめることなく強度をさらに増大することができるが、応力腐食割れを起こす危険があるので、現在のところ 5~6% 以上のマグネシウムを含む Al-Mg 系合金展伸材は実用化されていない。

高 Mg の合金では Mg はだいたい過飽和固溶体として存在しているが、室温以上 200°C くらいまでの温度に長時間保持すると β 相-Al₃Mg₂ が結晶粒界に連続して析出し、この相の電位が卑であるため局部選択腐食をうけ応力腐食割れを起こすとされている^{1)~3)}。また、冷間加工は Mg 原子の粒界への拡散を促進することにより応力腐食割れを起し易くするといわれている^{4)~5)}。

一方、応力腐食割れ抵抗を高める試みとして、溶体化処理温度からの徐冷あるいは 200°C 以上での析出処理などが行なわれている。これは、 β 相の析出が粒内にも生じてアノード溶解が粒界に集中しなくなるためとされている^{6)~7)}。耐応力腐食割れ性向上に役立つ添加元素として、Mn, Cr

のほかに Zn が有効であることが知られている⁸⁾。Mn と Cr が結晶粒の微細化と粒内全面析出に効果があるのにに対し、Zn はマトリックスの電位を卑にして粒内と粒界析出物との電位差を小さくすると同時に、 β 相の粒内析出を促進する効果があるといわれている。Cu 添加の影響については、Brenner と Roth¹⁾による研究が唯一のものと思われるが、それによると 0.9% Cu の添加は焼入れ状態では応力腐食抵抗を減少するが、時効状態では改善すると述べている。しかしながら、その理由については明らかにされていない。一般的の耐食性についてではあるが、Seemann と Wesch⁹⁾が Al-7% Mg 合金に 0.5% 以下の Cu を添加して実験を行ない、Cu はごく微量でも耐食性を低下せしめ、とくに溶体化処理後空冷したものあるいは 250°C で時効したものにその影響が著しいと述べている。

さて、著者は先に Al-8%(9at%)Mg 合金の時効におよぼす微量添加元素の影響をしらべ、とくに 0.05~0.1% 以上の Cu が Mg 原子のクラスターイングを著して遅くすることを見出した¹⁰⁾。したがって、微量の Cu は Mg 原子の移動を遅らせることにより粒界への β 相の析出を妨げ、その結果適当な時効状態では応力腐食割れを起し難くする効果を示すことが期待される。同時に、Zr の微量添加もまた Cu とは違った効果ではあるが、すなわち Mn, Cr などと同様な効果で耐応力腐食割れを改善することが期待できる。そこで、本研究では、Al-Mg 合金の耐応力腐食割れ性におよぼす Cu と Zr 添加の影響をしらべ、その改善効果を確認することを目的とした。

*日本金属学会誌, 36 (1972), 341に一部掲載; Al-Mg 系合金の時効と応力腐食に関する研究(第2報)

**研究部 工学博士

2. 実験方法

本実験に用いた基合金は Al-6% Mg, Al-7% Mg, Al-8% Mg および Al-9% Mg 合金で、それぞれに 0.3% Cu と 0.2% Zr を単独にあるいはその両方を同時に添加した。使用地金は 99.99% Mg, 99.9% Cu および 99.7% Zr である。試料の化学組成を Table 1 に示す。

Table 1 Chemical compositions of test specimens.

Additional elements	None	Cu 0.3%	Zr 0.2%	Cu 0.3%+Zr 0.2%
Compositions (wt%)	Mg	Mg Cu	Mg Zr	Mg Cu Zr
Al-6%Mg	6.1	6.2 0.31	6.1 0.22	6.1 0.31 0.20
Al-7%Mg	6.9	7.1 0.30	7.0 0.21	7.1 0.32 0.20
Al-8%Mg	8.0	8.2 0.31	8.2 0.20	8.1 0.29 0.19
Al-9%Mg	9.1	9.3 0.30	9.1 0.22	9.2 0.30 0.21

合金鉄塊を 450°C で 24hr の均質加熱後 380°C で 5 mm 厚さまで熱間圧延し、360°C で中間焼鉄後最終 1 mm 厚さまで冷間圧延して引張りと応力腐食試験用とした。試料を 400°C で 3hr の溶体化加熱後氷水に焼入れた。ある場合には溶体化加熱後空冷（約 10°C/min の速度で 150°C まで冷却以下放冷）し、さらに冷間圧延あるいは線引きにより塑性変形を行なった。時効処理は 130°～250°C の油浴で行なった。

応力腐食試験は pH 6.5 の 3.5% NaCl 溶液中室温で、定荷重および定ひずみ条件下で行なった。定荷重試験は、平行部幅 5 mm、長さ 18mm の試料にいろいろの引張応力を負荷して、3.5% NaCl 交互浸漬 10 分浸漬 50 分空気中乾燥の 1 時間サイクル）で 7 日間行なった。定ひずみ試験は、幅 20mm、長さ 200mm、曲げ半径 12.5mm の 5 個の U 字曲げ試料を 3.5% NaCl 溶液に 1 年間浸漬して行なった。なお、応力腐食試験に先立って、すべての試料を HNO₃ 45cc + HF 5 cc + H₂O 950cc 液中 90°C で洗滌した。

3. 実験結果

Fig. 1 に 400°C から水焼入れした Al-8% Mg 合金につ

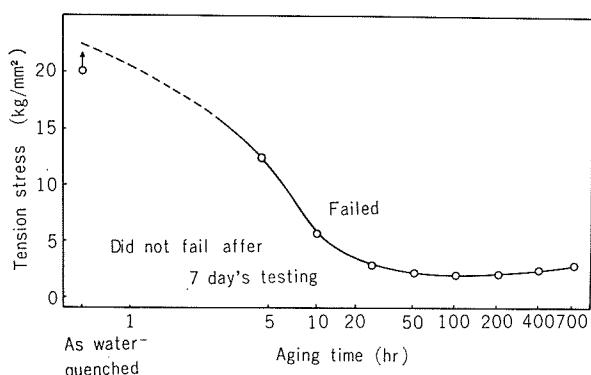


Fig. 1 Effect of aging at 130°C on the stress corrosion cracking of Al-8% Mg alloy water-quenched from 400°C, tested by the constant load method in 3.5% NaCl alternate immersion

いて、定荷重法での応力腐食割れにおよぼす 130°C 時効の影響を示す。破断に到る引張応力は時効時間の増加とともに減少し、100～200hr で 3 kg/mm² 以下の最低値に到達する。水焼入れしたままの試料は 20 kg/mm² の応力でも 7 日間のテストでは破断しなかった。

Fig. 2 に 400°C から水焼入れ後 130°C で 7 日間時効した Al-8% Mg 合金について、定荷重法での応力腐食割れにおよぼす 0.3% Cu と 0.2% Zr 添加の影響を示す。破断時間とそのしきい応力（応力腐食割れを起こさない最大引張応力）はともにこれら元素の添加により増加する。この効果は、Fig. 3 に示すとく、400°C から空冷した試料においてより顕著である。たとえば、Al-8% Mg-0.3% Cu-0.2% Zr 合金のしきい応力は空冷により 10 kg/mm² から 15 kg/mm² へ増加している。一方、Al-8% 合金では冷却速度に関係なくその値は小さく 3 kg/mm² 以下である。

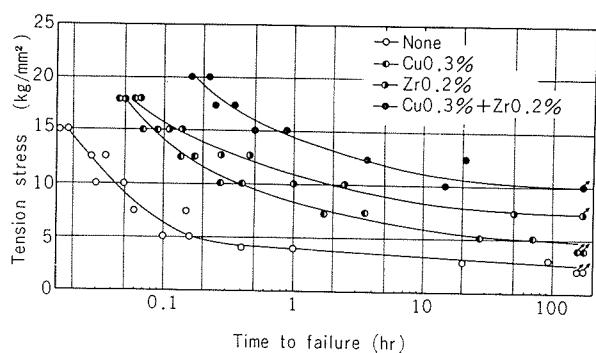


Fig. 2 Effects of Cu and Zr on the stress corrosion cracking of Al-8% Mg alloy water-quenched from 400°C and aged at 130°C for 7 days, tested by the constant load method in 3.5% NaCl alternate immersion.

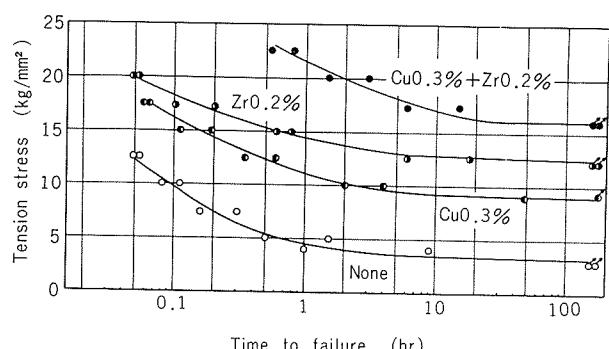


Fig. 3 Effects of Cu and Zr on the stress corrosion cracking of Al-8% Mg alloy air-cooled from 400°C and aged at 130°C for 7 days, tested by the constant load method in 3.5% NaCl alternate immersion.

Table 2 に上記試料の引張性能と結晶粒度を示す。添加元素のない Al-8%Mg 金の引張強さは29~31kg/mm², 0.2%耐力は13~14kg/mm²で、この値は0.3%Cu の添加により約 2 kg/mm², 0.2%Zrの添加により約 3 kg/mm², 両者の同時添加により約 5 kg/mm² それぞれ増加する。一方、結晶粒度は純 2 元合金で 0.1~0.2mm に対し、0.3 %Cuと0.2%Zr を同時に添加した合金では0.02~0.03mm に微細化されている。なお、水焼入れ試料と空冷試料の間ではこれら引張性能と結晶粒度にほとんど差が認められなかった。

Table 2 Effects of additions of Cu and Zr on the tensile properties and grain size of Al-8%Mg alloy waterquenched or air-cooled from 400°C and aged at 130 °C for 7 days.

Additional elements	Tensile strength (kg/mm ²)	Proof stress (kg/mm ²)	Elongation (%)	Grain size (mm)
None	29~31	13~14	30~32	0.1~0.2
Cu 0.3%	31~34	15~16	29~31	0.5~0.07
Zr 0.2%	32~35	16~17	22~31	0.03~0.04
Cu 0.3%+Zr 0.2%	35~38	18~19	28~30	0.02~0.03

つぎに、耐力値そのものおよび塑性変形が応力腐食抵抗にかなりの影響をおよぼすと考えられるので、各種の Al-Mg 系合金のU字曲げ試料について、1年間定ひずみ法の応力腐食試験を行なった。Fig. 4 に400°C から空冷後20%

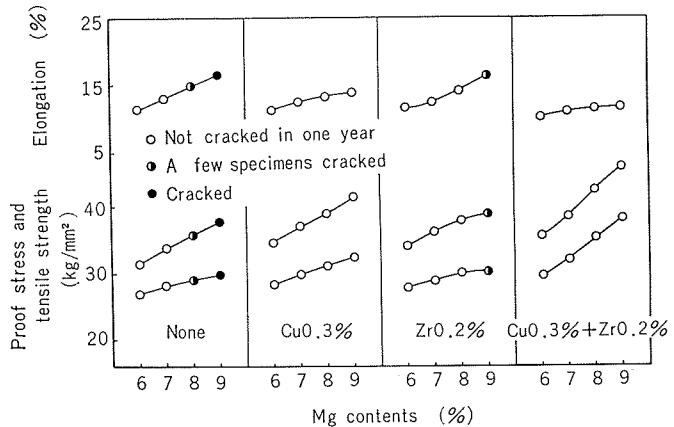


Fig. 4 Effects of Mg contents and additions of Cu and Zr on the tensile properties of Al-Mg alloys air-cooled from 400°C and cold rolled 20%, and their susceptibility to stress corrosion cracking by the U-bend method in 3.5%NaCl at room temperature.

冷間圧延した Al-Mg 系合金の応力腐食割れ感受性と引張性能におよぼすMg含有量および 0.3% Cu と 0.2%Zr 添加の影響を示す。Fig. 5 には冷間圧延後130°C で 4 hr 時効した試料についての結果を示す。Mg 含有量の増加とともに強度が増すが、同時に応力腐食割れ感受性も増大する。冷間圧延のままの試料の応力腐食割れ感受性は 0.3% Cu の添加により著しく減少する。130°C で 4 hr の時効は強度とく

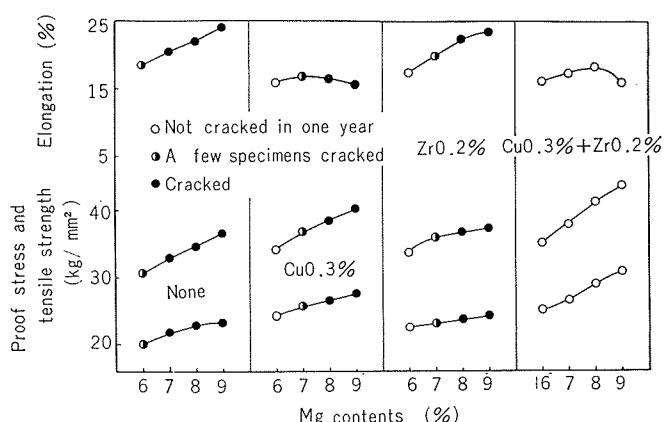


Fig. 5 Effects of Mg contents and additions of Cu and Zr on the tensile properties of Al-Mg alloys air-cooled from 400°C, cold rolled 20%, aged at 130°C for 4 hr, and their susceptibility to stress corrosion cracking by the U-bend method in 3.5%NaCl at room temperature.

に耐力を低下せしめるが、0.3% Cu と 0.2% Zr を同時に添加した合金を除いて、その応力腐食割れ感受性を増大する。Cu と Zr を同時に添加したこれらの合金もまた 225°C で時効することにより応力腐食割れを起こすようになる。

Fig. 6 に400°Cから空冷後、20%の冷間圧延、225°Cで1hrの時効さらに10%の冷間圧延を加えた Al-Mg 合金の応力

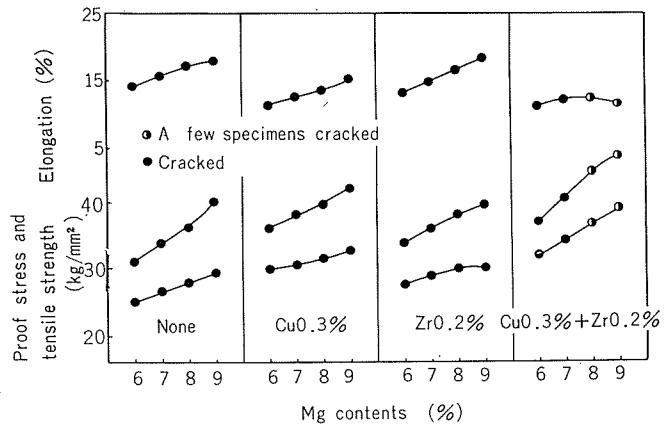


Fig. 6 Effects of Mg contents and additions of Cu and Zr on the tensile properties of Al-Mg alloys air-cooled from 400°C, cold rolled 20%, aged at 225°C for 1 hr and again cold rolled 10%, and their susceptibility to stress corrosion cracking by the U-bend method in 3.5%NaCl at room temperature.

腐食割れ感受性と引張性能におよぼす Mg 含有量および 0.3% Cu と 0.2% Zr 添加の影響を示す。引張性能は 20% 冷間圧延だけのものとほとんど変わらないが、応力腐食割れ感受性は著しく増大しており、Al-8% Mg-0.3% Cu-0.2% Zr および Al-9% Mg-0.3% Cu-0.2% Zr 合金の二、三の試料を除くすべての試料に割れが発生する。なお、本実験中の応力腐食割れはいずれも結晶粒界に沿って発生し

ており、代表例として、20% 冷間圧延後 130°C で 4 hr 時効した試料について、応力腐食割れ試験で割れた Al-8% Mg 合金と、割れなかった Al-8% Mg-0.3% Cu-0.2% Zr 合金板の断面組織を Fig. 7 に示す。

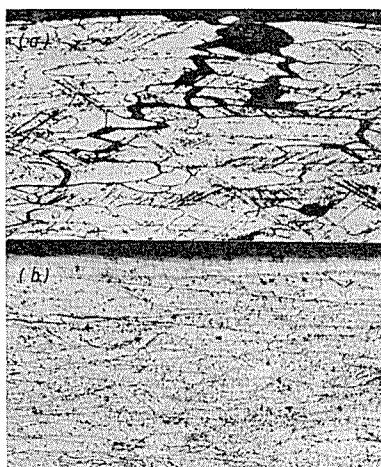


Fig. 7 Longitudinal cross sections of (a) Al-8% Mg and (b) Al-8% Mg-0.3% Cu-0.2% Zr alloy sheets air-cooled from 400°C, cold rolled 20%, aged at 130°C for 4 hr and then immersed one year in 3.5% NaCl at room temperature by the U-bend method. (X100)

4. 考察

以上の実験結果より、Al-Mg 合金の応力腐食割れ抵抗が 0.3% Cu と 0.2% Zr の添加、とくにその両者の同時添加により著しく改善されることが明らかにされたが、その機構を解明するために、Mg 原子の拡散、析出状況を電気抵抗の測定と電顕直接観察によりしらべた。Fig. 8 に 400 °C から水焼入れした Al-8% Mg 合金について、130°C での長期等温時効におよばす 0.3% Cu と 0.2% Zr 添加および冷間加工の影響を示す。Fig. 9, Fig. 10 および Fig. 11

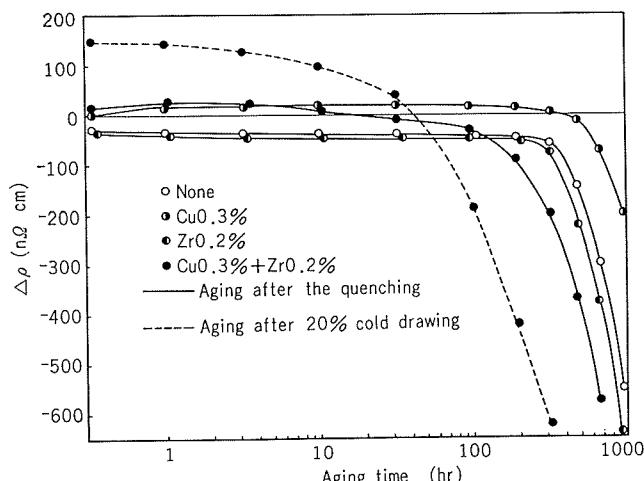


Fig. 8 Effects of Cu, Zr and cold drawing on the prolonged isothermal aging at 130°C for Al-8% Mg alloy water-quenched from 400°C.

には Al-8% Mg 合金の電顕組織におよぼす 130°C 時効の影響および 0.2% Zr と 0.3% Cu 添加の影響を示す。純 2 元合金では、応力腐食割れ感受性のもっとも強い 100~200 hr 時効の状態では Mg の粒界への優先析出が認められるのみで、全面析出は 300hr を越えてからである。30 日間時効した試料では粒界近傍の無析出帯 (Precipitate-Free-

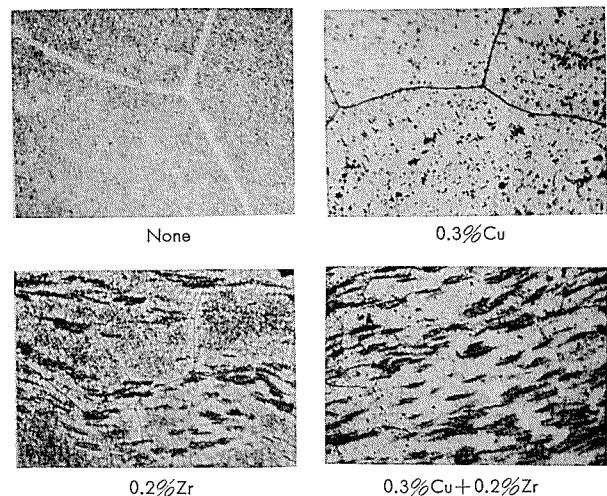


Fig. 9 Microstructures of cross section of wire specimen for Al-8% Mg and the alloys containing Cu and Zr water-quenched from 400°C and aged at 130°C for 30 days. (X400×34)

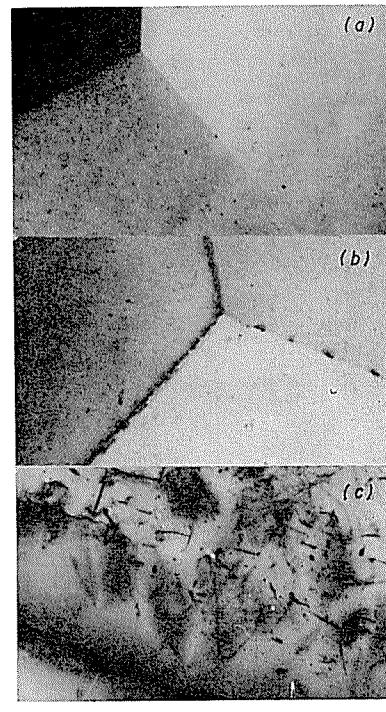


Fig. 10 Effect of aging at 130°C on the thin foil electron microstructures of Al-8% Mg alloy water-quenched from 400°C. (X4000)



Fig. 11 Thin foil electron microstructures of (a) Al-8% Mg-0.2%Zr and (b) Al-8%Mg-0.3%Cu-0.2%Zr alloys water-quenched from 400°C and aged at 130°C for 30 days. ($\times 4000$)

Zone) が明瞭に認められる。0.2% Zr の添加によって全面析出速度は若干早くなるが粒界析出およびPFZの状態などはほとんど変わらない。したがって、微量 Zr 添加による Al-Mg 系合金の耐応力腐食割れ性の改善は、主として結晶粒の微細化によるものと思われる。一方、0.3%Cu の添加は Mg 原子の拡散を著しく妨げ、その粒界への優先析出ならびに全面析出の速度を遅くする。また、前報¹⁰⁾で明らかにしたごとく、微量の Cu を含む Al-Mg 系合金では 2 種類のクラスターが存在する。ひとつは Mg と Al 原子からなり室温で分解固溶するが、他のひとつは Cu 原子を含むもので 100°C 以上においても存在する。したがって、もし、130°C あるいはそれ以下の温度の時効で粒界に優先析出する第 2 相が Cu 原子を含むもの（平衡状態図¹¹⁾では T 相-Al₆CuMg₄ または S 相-Al₂CuMg が存在する）とすれば、この自然電極電位⁶⁾（-1.00V）は β 相-Al₃Mg₂（-1.24V）よりもよりマトリックスのそれ（-0.89 V）に近いので、粒界が優先的にアノード溶解される速度も遅くなり、結果的に応力腐食割れ感受性が減少するものと思われる。

さて、0.3% Cu と 0.2% Zr が同時に添加されると、全面析出が非常に促進され、粒界近傍の PFZ も認められない。全面析出の促進については、微量の Cu と共に存する際に生じる Zr 系不溶性化合物の効果が顕著に現われたためではないかと考える。時効前の冷間加工はもちろん全面析出を促進するが、むしろ、時効初期では増殖された転位を通る溶質原子のパイプ拡散により、まず結晶粒界への優先析出が促進されるために応力腐食割れ感受性が増大するものと考える。室温時効あるいは 130°C 時効では非常に応力腐食割れ性のすぐれた Al-8% Mg-0.3% Cu-0.2% Zr 合金も 225°C で 1 hr 時効することによりかなり割れ易くなる。

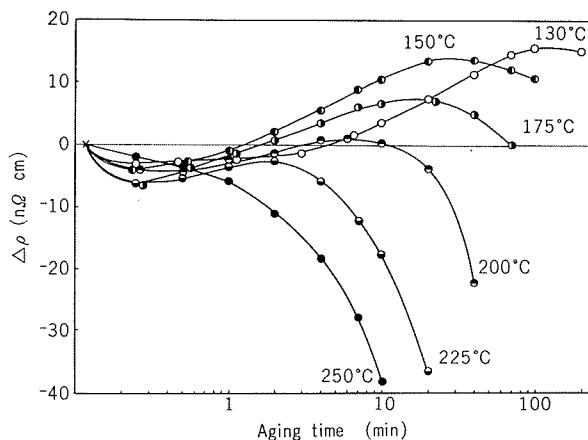


Fig. 12 Isothermal aging at various temperatures for Al-8%Mg-0.3%Cu-0.2%Zr alloy water-quenched from 400°C.

のが認められたが、これは Fig. 12 の等温時効曲線からも明らかなごとく、200°C 以上では Cu 原子を含むクラスターの分解固溶域になり、 β 相のみが比較的早く結晶粒界に優先析出したために、この結果になったものと思われる。なお、Mg 6~7% の試料よりも Mg 8~9% の試料の方が耐応力腐食割れ性が少しがれていたが、これは 225°C で 1 hr の時効がすでに若干過時効の域に入っているからであろう。さらに過時効が進めば耐応力腐食割れ性が改善されるが、これは従来の文献にも明らかにされているところである^{5)~7)}。

5. 結論

Al-6~9% Mg 合金の耐応力腐食割れ性が 0.3%Cu と 0.2%Zr の添加、とくに両者の同時添加により著しく改善されることを、定荷重および定ひずみ条件下の応力腐食試験で確かめた。たとえば、400°C から水焼入れ後 130°C で 7 日間時効した Al-8% Mg 合金の応力腐食割れしきい応力が 3 kg/mm²（耐力の 23%）以下であるのにくらべ、Al-8% Mg-0.3% Cu-0.2% Zr 合金のそれは 10 kg/mm²（耐力の 55%）で、400°C から空冷した場合は 15 kg/mm²（耐力の 83%）にまで増大している。

Cu 添加の効果は、結晶粒界への Mg 原子の拡散を遅らせたりあるいは析出物の構造を変えることにより、粒界のアノード溶解が遅くなることと関係があるようと思われる。一方、Zr 添加では粒界析出物ならびに粒界近傍の無析出帯の状況がほとんど変わらないところから、この効果は主として結晶粒の微細化と粒内での不溶性化合物の存在により生ずる β 相の全面析出促進作用によるものと思われる。

文 献

- 1) P. Brenner and W. Roth: J. Inst. Metals, **74**(1948), 159.
- 2) E. C. W. Perryman and G.B. Brook: J. Inst. Metals, **79** (1951), 19.
- 3) E.H. Dix, W. A. A. Anderson and M.B. Shumaker: Corrosion, **15**(1959), 19.
- 4) A. Giarda und M. Paganelli: Aluminium, **46**(1970), 639.
- 5) H.L. Craig and H. B. Romans: *Stress Corrosion Testing*, ASTM STP No.425, (1967), p.51.
- 6) WW. Binger, E. H. Hollingsworth and D. O. Sprowls: *Aluminum*, Vol.1, Editor, Kent R. Van Horn, ASM(1967) 209.
- 7) 佐藤健, 中村康二: 金属学会会報, **8**(1969), 689.
- 8) P. Brenner and G. J. Metcalfe: J. Inst. Metals, **81**(1952-53), 261.
- 9) H.J. Seemann und K. Wesch: Korr. u. Metallsch., **16**(1940), 256.
- 10) 馬場義雄: 本誌, **13**(1972), 210.
- 11) H. Hanemann und A. Schrader: *Ternäre Legierungen des Aluminiums*. Verlag Stahleisen M. B. H., Düsseldorf, (1952), p.75.

アルミニウムスラブの加熱時の温度分布の解析

広 沢 栄 一
宇 野 照 生

住友軽金属工業株式会社

アルミニウムスラブの加熱時の温度分布の解析*

広沢 栄一** 宇野 照生**

Analysis of Temperature Distribution of Aluminum Slabs in Heating Process

by Eiichi Hirosawa and Teruo Uno

A study has been made to calculate the temperature distribution of aluminum slabs in heating process assuming two dimensional heat transfer model.

Results obtained in this study are as follows:

- 1) The temperature difference between slab side surface and center is negligibly small after four or six hours heating.
- 2) The heat input from top and bottom surface of slab is undesirable because it causes the large temerature difference in the longitudinal direction of slabs.
- 3) The heat input from side surface of slab is much effective for reduction of heating time. On the contray, the heat input from top and bottom surface of slab is not so effective as the former.

1. 緒 言

前報¹⁾ではアルミニウムスラブの加熱時の昇温特性およびスラブ厚さ方向の温度分布について簡単な伝熱モデルにより解析し、スラブ厚さ方向の温度差は小さいことおよびスラブの昇温特性は種々の加熱条件によりかなりの影響をうけることを示した。本報ではスラブの温度分布および昇温特性におけるスラブ幅方向および長さ方向からの入熱の影響について検討することを目的とし、スラブ厚さ方向および幅方向から入熱がありスラブ長さ方向から入熱がない場合、およびスラブ厚さ方向および長さ方向から入熱がありスラブ幅方向から入熱のない場合の熱伝導方程式を解き、スラブ幅方向および長さ方向の温度分布を計算し、これらにおよばず諸条件の影響について検討を加えた。

2. 計 算 方 法

2.1 計算モデル

計算モデルとしては $x=0, a, y=0, b$ でかこまれた直方体のスラブが一定温度 T_F に保持された加熱炉に装入されて加熱される場合を考える。スラブの熱伝導率および比熱の温度変化を無視すると熱伝導方程式は

$$\frac{\partial T}{\partial t} = k \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) \quad (1)$$

(1) 式の境界条件として

$x=0$ では

$$-\frac{\partial T}{\partial x} = h_x(T_F - T) \quad (2)$$

$x=a$ では

$$\frac{\partial T}{\partial x} = h_x(T_F - T) \quad (3)$$

$y=0$ では

$$-\frac{\partial T}{\partial y} = h_y(T_F - T) \quad (4)$$

$y=b$ では

$$\frac{\partial T}{\partial y} = h_y(T_F - T) \quad (5)$$

初期条件としては

$$T_{t=0} = f(x, y) \quad (6)$$

ただし

T : 時刻 t における位置 (x, y) の温度

$k (= \lambda / \rho c)$: スラブの温度伝導率

λ : スラブの熱伝導率

c : スラブの比熱

ρ : スラブの密度

T_F : 加熱炉温

a, b : スラブサイズ

$f(x, y)$: スラブの初期温度分布

$h_x, h_y (= H_x / \lambda, H_y / \lambda)$: x, y 方向の相対熱伝達率

H_x, H_y : スラブ表面と加熱炉雰囲気間の熱伝達係数

2.2 热伝導方程式の解

(1)式を(2)～(6)式の条件下で解けば加熱時におけるスラブの温度分布が得られる。(1)～(6)式の解法として本報では(1)～(6)式を解析的に解き、得られた解を電子計算機で数値計算させる方法を採用した。この方法はスラブの物理定数の温度変化、加熱炉温の時間変化といった細かい条件を計算によりこむことはできないが、解析解を使用するため差分

*軽金属学会第41回秋期大会で一部発表

**研究部

法に比較して電子計算機の使用時間が非常に短時間ですむと同時に温度の計算誤差が小さいという利点がある。

(1)式を(2)～(6)式の条件下で解くために $\theta = T_F - T$ なる変数変換を行なうと(1)～(6)式は(1)'～(6)'式となる。

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = h \left(\frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} \right) \quad (1)'$$

$x=0$ では

$$\frac{\partial \theta}{\partial x} = h_x \theta \quad (2)'$$

$x=a$ では

$$-\frac{\partial \theta}{\partial x} = h_x \theta \quad (3)'$$

$y=0$ では

$$\frac{\partial \theta}{\partial y} = h_y \theta \quad (4)'$$

$y=b$ では

$$-\frac{\partial \theta}{\partial y} = h_y \theta \quad (5)'$$

初期条件は

$$\theta_{t=0} = T_F - f(x, y) = F(x, y) \quad (6)'$$

(1)'式を(2)'～(6)'式の条件下で解くために初期条件 $F(x, y)$ を境界条件式を満足する級数に展開²⁾すると(7)式となる。

$$F(x, y) = 4 \sum_{l=1}^{\infty} \sum_{m=1}^{\infty} \frac{\mu_l^2}{\{(\mu_l^2 + h_x^2 a^2) a + 2h_x a^2\}} \\ \frac{\mu_m^2}{\{(\mu_m^2 + h_y^2 b^2) b + 2h_y b^2\}} \cdot \left(\cos \frac{\mu_l}{a} x + \frac{h_x a}{\mu_l} \sin \frac{\mu_l}{a} x \right) \\ \left(\cos \frac{\mu_m}{b} y + \frac{h_y b}{\mu_m} \sin \frac{\mu_m}{b} y \right) \cdot \int_0^a \int_0^b F(\alpha, \beta) \cdot \left(\cos \frac{\mu_l}{a} \alpha + \frac{h_x a}{\mu_l} \sin \frac{\mu_l}{a} \alpha \right) \left(\cos \frac{\mu_m}{b} \beta + \frac{h_y b}{\mu_m} \sin \frac{\mu_m}{b} \beta \right) d\alpha d\beta \quad (7)$$

(7)式における μ_l, μ_m はそれぞれ(8)式および(9)式の超越方程式の正根を大きさの順序にならべたときの l 番目および m 番目の根である。

$$\tan \gamma = \frac{2h_x a \gamma}{\gamma^2 - h_x^2 a^2} \quad (8)$$

$$\tan \delta = \frac{2h_y b \delta}{\delta^2 - h_y^2 b^2} \quad (9)$$

(1)'式の特解を(7)式より

$$\theta \propto \left(\cos \frac{\mu_l}{a} x + \frac{h_x a}{\mu_l} \sin \frac{\mu_l}{a} x \right) \left(\cos \frac{\mu_m}{b} y + \frac{h_y b}{\mu_m} \sin \frac{\mu_m}{b} y \right) \cdot e^{pt} \quad (10)$$

とおき、(1)'式に代入して p を求める

$$p = -k \left(\frac{\mu_l^2}{a^2} + \frac{\mu_m^2}{b^2} \right) \quad (11)$$

(6)'式の初期条件より(10)式の比例定数を定めると、(1)'式を満足する解は(12)式で与えられる。

$$\theta = 4 \sum_{l=1}^{\infty} \sum_{m=1}^{\infty} \frac{\mu_l^2}{\{(\mu_l^2 + h_x^2 a^2) a + 2h_x a^2\}} \\ \frac{\mu_m^2}{\{(\mu_m^2 + h_y^2 b^2) b + 2h_y b^2\}} \cdot \exp \left[-k \left(\frac{\mu_l^2}{a^2} + \frac{\mu_m^2}{b^2} \right) t \right] \cdot \\ \left(\cos \frac{\mu_l}{a} x + \frac{h_x a}{\mu_l} \sin \frac{\mu_l}{a} x \right) \left(\cos \frac{\mu_m}{b} y + \frac{h_y b}{\mu_m} \sin \frac{\mu_m}{b} y \right) \cdot \\ \int_0^a \int_0^b F(\alpha, \beta) \left(\cos \frac{\mu_l}{a} \alpha + \frac{h_x a}{\mu_l} \sin \frac{\mu_l}{a} \alpha \right) \cdot \\ \left(\cos \frac{\mu_m}{b} \beta + \frac{h_y b}{\mu_m} \sin \frac{\mu_m}{b} \beta \right) d\alpha d\beta \quad (12)$$

スラブの初期温度 $f(x, y)$ がスラブ内の各位置で同一の値をとると仮定し、 $f(x, y) = T_I$ とおけば(12)式における $F(\alpha, \beta)$ は定数となる。

$$F(\alpha, \beta) = T_F - T_I \quad (13)$$

$F(\alpha, \beta)$ は定数であるから(12)式内の2重積分は容易に積分することができる。

$$\int_0^a \left(\cos \frac{\mu_l}{a} \alpha + \frac{h_x a}{\mu_l} \sin \frac{\mu_l}{a} \alpha \right) d\alpha \\ = \begin{cases} 0 & (l \text{ は偶数}) \\ \frac{2h_x a^2}{\mu_l^2} & (l \text{ は奇数}) \end{cases} \quad (14)$$

$$\int_0^b \left(\cos \frac{\mu_m}{b} \beta + \frac{h_y b}{\mu_m} \sin \frac{\mu_m}{b} \beta \right) d\beta \\ = \begin{cases} 0 & (m \text{ は偶数}) \\ \frac{2h_y b^2}{\mu_m^2} & (m \text{ は奇数}) \end{cases} \quad (15)$$

(14)式および(15)式より(12)式の級数はその偶数項が零となり奇数項のみ考えればよい。 $\theta = T_F - T$ であるから(1)式を満足する解は(10)式で与えられる。

$$T = T_F - 4^2 h_x^2 h_y^2 a^2 b^2 (T_F - T_I) \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=0}^{\infty} \exp \left[-k \left(\frac{\mu_{2l+1}^2}{a^2} + \frac{\mu_{2m+1}^2}{b^2} \right) t \right] \cdot \\ \left(\cos \frac{\mu_{2l+1}}{a} x + \frac{h_x a}{\mu_{2l+1}} \sin \frac{\mu_{2l+1}}{a} x \right) \cdot \\ \left(\cos \frac{\mu_{2m+1}}{b} y + \frac{h_y b}{\mu_{2m+1}} \sin \frac{\mu_{2m+1}}{b} y \right) \quad (16)$$

(16)式における μ_{2l+1} および μ_{2m+1} は(8)式および(9)式の正根を大きさの順にならべたときの $2l+1$ 番目および $2m+1$ 番目の正根である。(8)式および(9)式の超越方程式を解き、その根を使用して(16)式を計算すればスラブの温度分布が得られる。(8)式および(9)式の解法については前報の方法と全く同じであるのでここでは省略する。

2.3 温度分布の計算

(16)式を使用してスラブの温度分布を計算する電算機プログラムを作成し、スラブの昇温特性およびスラブ幅方向と長さ方向の温度分布を計算した。温度分布の計算は以下のi)およびii)の場合について行なった。

i) スラブ厚さ方向および幅方向から入熱がありスラブ長さ方向からの入熱がない場合。

ii) スラブ厚さ方向および長さ方向から入熱がありスラブ幅方向からの入熱がない場合。

電子計算機はIBMシステム360モデル50を使用し、温度の計算誤差が0.1°C以下となるようにプログラムを設計した。Fig.1には計算のフローチャートを示した。

スラブの材質としては2Sを対象として計算を行なった。計算に使用するスラブの物理定数としては2S鉄塊の値を採用すべきであるが、ここでは便宜上2S展伸材の値を採用した。

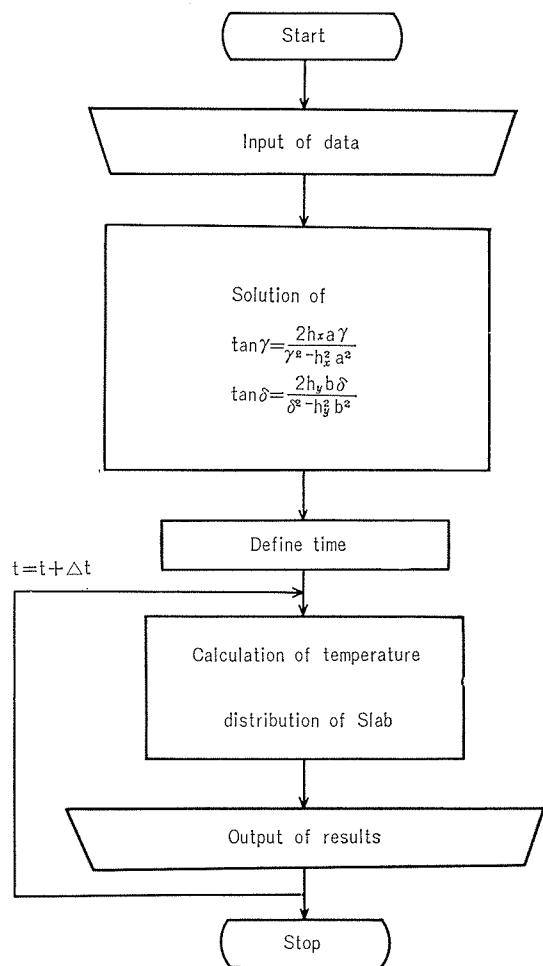


Fig. 1 Simplified flow diagram for computation.

すなわち

$$\begin{aligned}\lambda &: 0.5 \text{ cal/cm} \cdot \text{sec} \cdot ^\circ\text{C} \\ c &: 0.24 \text{ cal/g} \cdot ^\circ\text{C} \\ \rho &: 2.7 \text{ g/cm}^3\end{aligned}$$

このような伝熱計算においてはスラブ表面と炉内零圧気間の熱伝達係数のとり方が問題となるが、本報ではスラブ厚さ方向の熱伝達係数(H_1)は $0.0015 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot ^\circ\text{C}$ 、スラブ幅方向の熱伝達係数(H_2)は $0.0005 \sim 0.0015 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot ^\circ\text{C}$ 、スラブ長さ方向の熱伝達係数(H_3)は $0.0005 \sim 0.003 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot ^\circ\text{C}$ とした。

その他の加熱条件としては以下に示した値を採用した。

すなわち

$$\begin{aligned}\text{スラブ初期温度} &: 30^\circ\text{C} \\ \text{加熱炉温} &: 500^\circ\text{C} \\ \text{スラブ厚さ} &: 30 \sim 60 \text{ cm} \\ \text{スラブ幅} &: 100 \text{ cm} \\ \text{スラブ長さ} &: 500 \text{ cm}\end{aligned}$$

3. 計 算 結 果

3.1 スラブ幅方向からの入熱の影響

Fig. 2 にはスラブ厚さ方向および幅方向から入熱がありスラブ長さ方向からの入熱がない場合における昇温曲線の

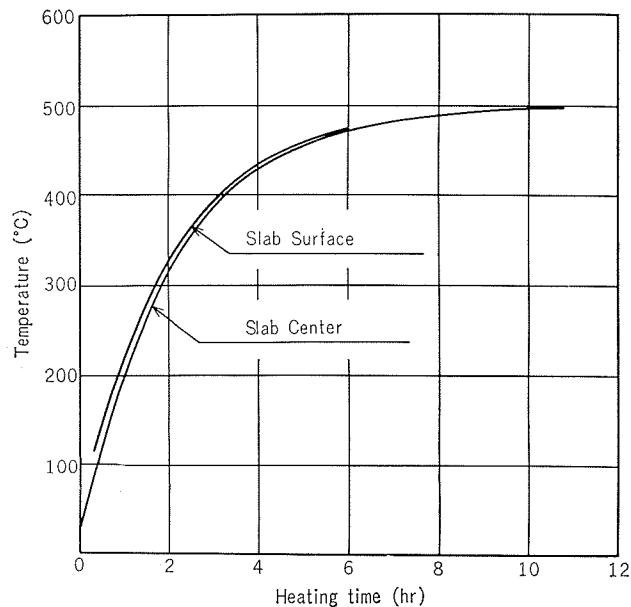


Fig. 2 Typical time-temperature curve of slab.

1例として、厚さ(A) 50cm、幅(B) 100cm、初期温度(T_0) 30°C のスラブを500°Cに保持された加熱炉に装入して加熱する場合のスラブ厚さ方向の中心線上における幅方向の表面と中心点の温度上昇曲線を示した。

スラブ厚さ方向の熱伝達係数(H_1)および幅方向の熱伝達係数(H_2)はともに $0.0015 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot ^\circ\text{C}$ とした。

この結果に示されるようにスラブ幅方向の温度差は比較的小さく、またスラブの昇温速度については、加熱炉温と熱伝達係数の値を一定としているために、時間経過と共に入熱量が小さくなるので急激に小さくなる。

Fig. 2 に示したスラブの温度上昇曲線におけるスラブの厚さの影響を Fig. 3 に示した。加熱条件は Fig. 2 の場合と同じであり、スラブの厚さのみを 30~60cm の範囲で 10cm おきに変化させた場合におけるスラブ厚さ方向およ

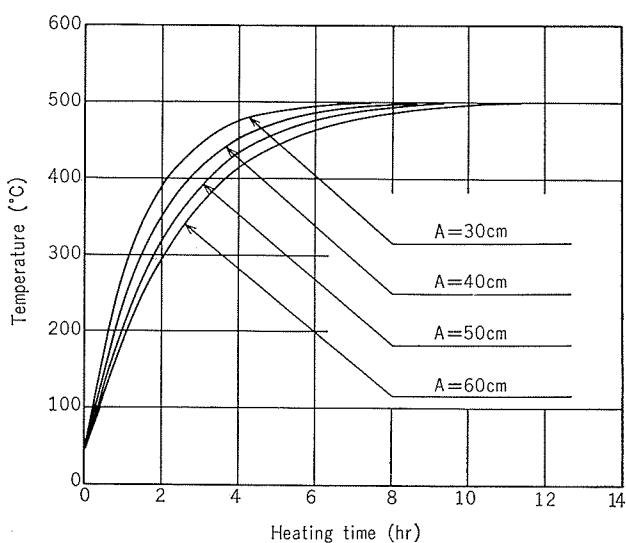


Fig. 3 Effect of slab thickness on time-temperature curve at slab center

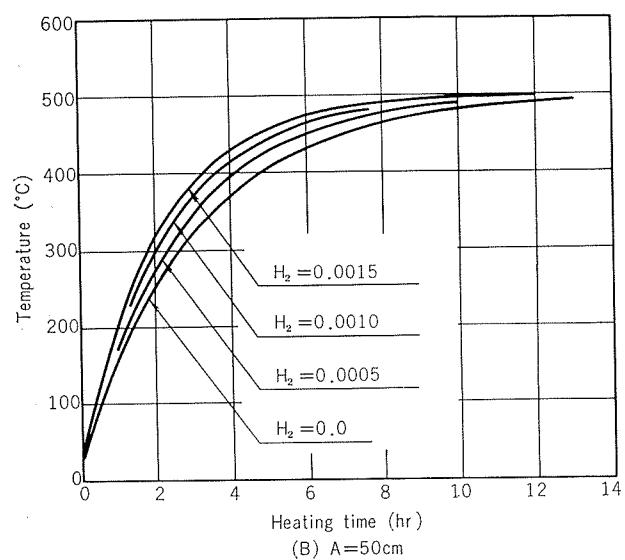
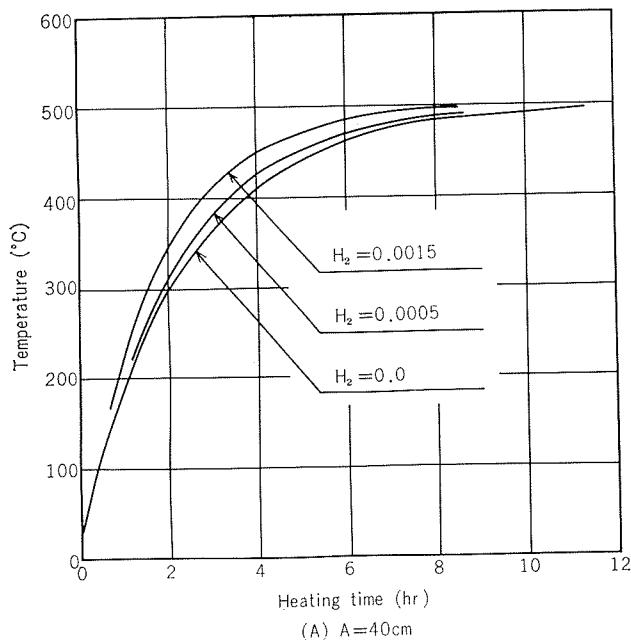
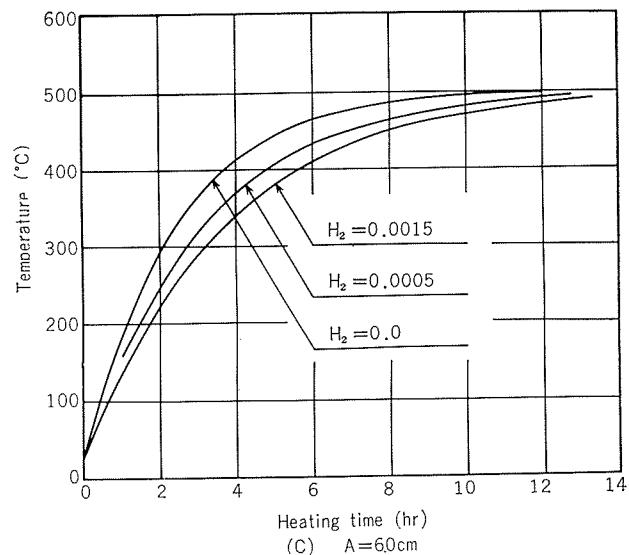


Fig. 4 Effect of heat transfer coefficient from side surface of slab on time-temperature curve at slab center of slab.

び幅方向の中心点の温度上昇曲線を示した。

スラブの中心の昇温速度はスラブの厚さの影響をかなり大きくうけており、スラブの厚さが10cm程度増加するだけでも昇温速度はかなり小さくなるので、スラブの厚さの増加に伴ないスラブの均熱完了に要する時間は大幅に長くなる。

Fig. 3に示した結果はスラブ厚さ方向および幅方向の熱伝達係数が等しいとした場合の結果であるが、Fig. 4(A)～(C)にはスラブ幅方向の熱伝達係数の変化がスラブ厚さ方向および幅方向の中心点の温度上昇におよぼす影響を示した。スラブ幅方向の熱伝達係数は0～0.0015cal/cm²·sec·°Cの範囲で変化させ、スラブの厚さは40～60cmの範囲で10cmおきに変化させた。



その他の加熱条件はFig. 3の場合と同じである。

この結果に示されるようにスラブ幅方向の入熱はスラブの均熱完了に要する時間の短縮に非常に有効である。

その1例としてFig. 4(A)～(C)において、スラブ幅方向の熱伝達係数が0および0.0015cal/cm²·sec·°Cの場合の昇温曲線を比較することにより、幅方向の入熱の効果としてスラブの中心点が480°Cに到達するのに要する時間は、スラブの厚さが40cmの場合には110分、50cmの場合には180分、60cmの場合には240分の短縮が可能であり、スラブの厚さが増加するにしたがい均熱完了に要する時間の短縮効果は大きくなる。Fig. 5にはスラブ幅方向の入熱がある場合におけるスラブ厚さ方向の表面と中心の温度差(ΔT_{s-c})の時間変化を示した。加熱条件はFig. 2の場合と同じであり、同時にFig. 5にはスラブの厚さ方向

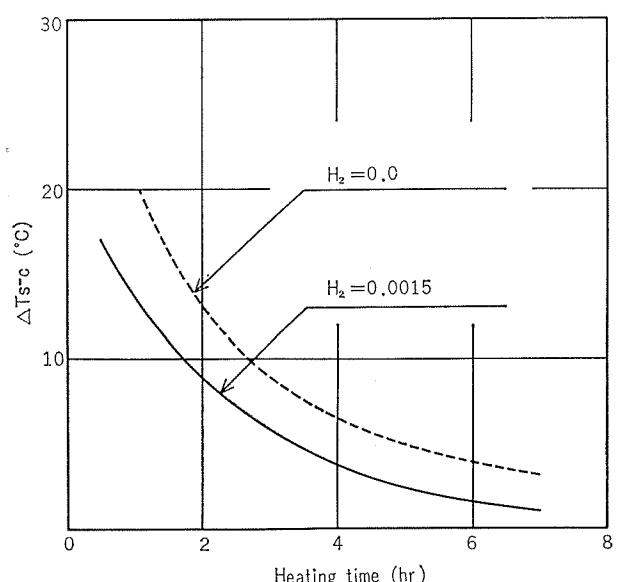


Fig. 5 Temperature difference between slab front surface and center.

からのみ入熱がある場合の結果を示した。スラブ幅方向の入熱がある場合がない場合よりもスラブ厚さ方向の温度差は小さくなり、幅方向からの入熱はスラブ厚さ方向の温度差を小さくする効果がある。スラブ厚さ方向の温度差は4時間程度の加熱後には5°C以下となるのでとくに問題はない。

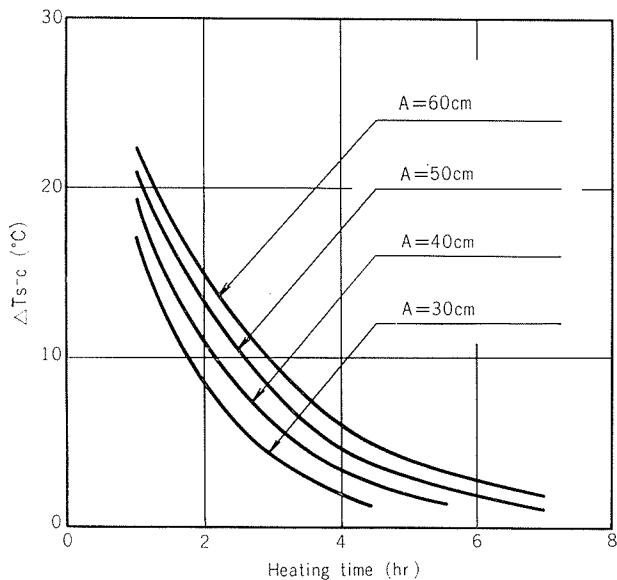


Fig. 6 Effect of slab thickness on temperature difference between side surface and center.

Fig. 6 にはスラブ厚さ方向の中心線上におけるスラブ幅方向の表面と中心の温度差(ΔT_{s-c})の時間変化を示した。

加熱条件は Fig. 2 の場合と同じであり、スラブの厚さのみを30~60cmの範囲で10cmおきに変化させた。

スラブ幅方向の温度差は厚さ方向の温度差と同様に小さく、加熱開始後4~6時間で5°C以下となる。

スラブ幅、スラブ厚さ方向の熱伝達係数、スラブ幅方向の熱伝達係数などが変化した場合においても Fig. 6 に示した結果と同様にスラブ幅方向の温度差は小さく、通常の加熱条件下においてはスラブ幅方向の温度差についても厚さ方向の温度差と同様にあまり問題にする必要はない。

3.2 スラブ長さ方向からの入熱の影響

スラブ厚さ方向および長さ方向から入熱がありスラブ幅方向からの入熱がない場合における昇温曲線の1例として、Fig. 7 には厚さ50cm、長さ500cm、初期温度30°Cのスラブを500°Cに保持された加熱炉に装入して加熱する場合のスラブ厚さ方向の中心線上の各位置の昇温曲線を示した。スラブ厚さ方向の熱伝達係数は 0.0015cal/cm²·sec·°C、スラブ長さ方向の熱伝達係数 (H_s) は 0.003cal/cm²·sec·°C とした。スラブ長さ方向の中心点を境にして温度分布が対称であるから Fig. 7 にはスラブ底面から長さ方向の中心点までの各位置の温度上昇を示した。

Fig. 7 の結果に示されるようにスラブ長さ方向に対してもかなり大きい温度差が存在する。Fig. 8 にはこのスラブ長さ方向の温度差におよぼすスラブ厚さの影響を示した。

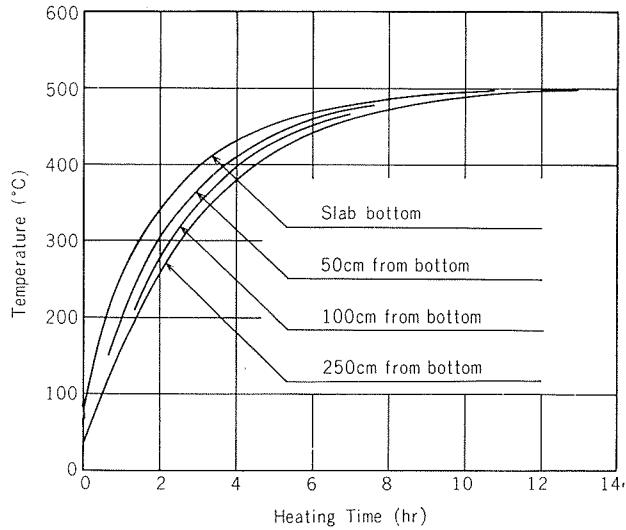


Fig. 7 Temperature distribution in longitudinal direction of slab.

加熱条件は Fig. 7 の場合と同じであり、スラブの厚さのみを30~60cmの範囲で10cmおきに変化させた。

スラブ長さ方向の温度差としては、スラブ厚さ方向の中心線上におけるスラブ底面とスラブ長さ方向の中心点の間の温度差 (ΔT_{b-c}) の値を示した。スラブ厚さが増加するに従がいスラブ長さ方向の温度差は大きくなる。

Fig. 8 に示したスラブ長さ方向の温度差におよぼすスラ

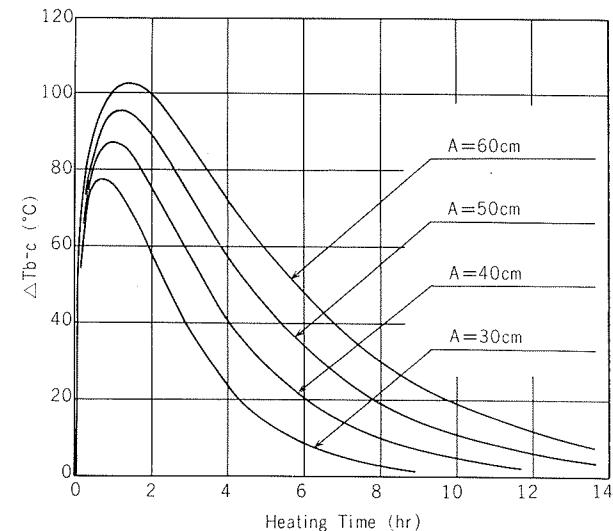


Fig. 8 Effect of slab thickness on temperature difference between top surface and center.

ブ長さ方向からの入熱の影響を Fig. 9 に示した。

加熱条件は Fig. 7 の場合と同じであり、スラブ長さ方向からの熱伝達係数を 0.0005~0.003cal/cm²·sec·°C の範囲で変化させた。スラブ長さ方向に生ずる大きい温度差はスラブ長さ方向からの入熱を抑制することによりかなり小さくすることが可能である。Fig. 7~9 に示したようにスラブ長さ方向にはかなり大きい温度差が存在するが、この長さ方向の温度差の原因となるスラブ長さ方向の入熱が

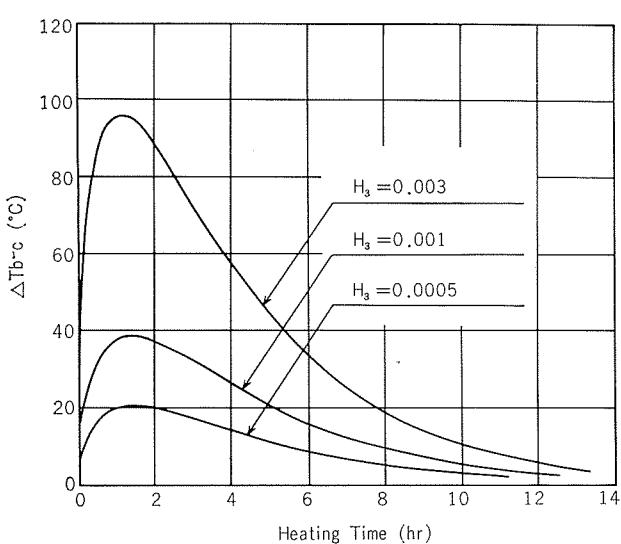


Fig. 9 Effect of heat transfer coefficient from top surface and bottom

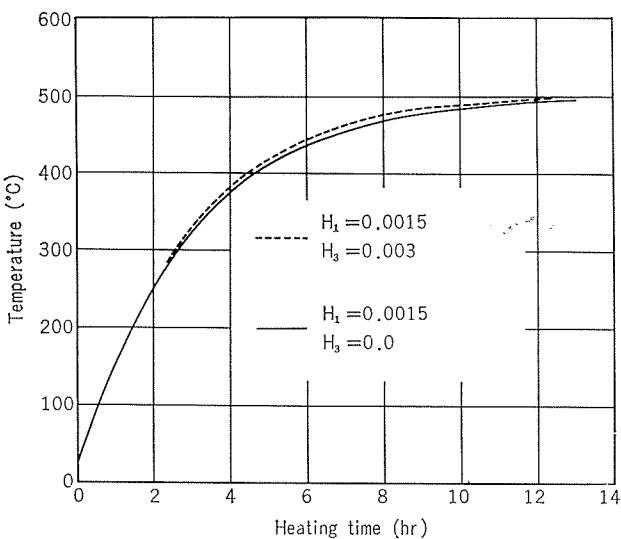


Fig. 10 Effect of heat transfer coefficient from slab top and bottom.

スラブの均熱完了に要する時間の短縮にどの程度の影響をおよぼすかについて Fig. 10 に示した。

加熱条件は Fig. 7 の場合と同じであり、Fig. 10 にはスラブ厚さ方向の中心線上におけるスラブ長さ方向の中心点の温度上昇を示したが、同時にスラブ厚さ方向からのみ入熱のある場合のスラブ中心点の温度上昇を示した。

スラブ長さ方向の入熱は入熱がない場合に比べて均熱完了に要する時間の短縮にはほとんど効かない。

4. 考 察

アルミニウムスラブの加熱時の温度分布を計算し、温度分布および昇温特性におよぼす諸条件の影響について検討したが、Fig. 4, Fig. 6 などに示したようにスラブ厚さ方向および幅方向の温度差は比較的小さい。

久保田³⁾ らはアルミニウムビレットの加熱時の温度分布

を計算し、中心部と表層部の温度差は小さいことを報告しており、また小川⁴⁾はアルミニウムスラブをピット型加熱炉で加熱する場合のスラブの温度分布を測定し、スラブ厚さ方向および幅方向の温度差が比較的小さいことを報告している。これらの事実およびアルミニウムの熱伝導性が良いことを考慮すれば、スラブ厚さ方向および幅方向の温度差は小さいという本報の計算結果はほぼ妥当なものであり、通常の加熱条件下においてはスラブ厚さ方向および幅方向の温度差を問題にする必要はないものと考えられる。スラブ幅方向からの入熱はスラブの均熱完了に要する時間の短縮に非常に有効であり、なおかつスラブ厚さ方向の温度差を小さくする効果があるので、多数のスラブを同時に加熱する場合においては、適切なスラブの間隙をとることにより炉内雰囲気の流れを改善すると共にスラブ幅方向からの入熱を促進させることが重要である。

スラブ幅方向の入熱がスラブの均熱完了に要する時間に大きく影響をおよぼすことは、このような伝熱計算によりスラブの均熱状態を予測するためには、スラブ幅方向の入熱の効果を考慮しない限り十分な精度を有する結果は得られないことを示しております、スラブ長さ方向の入熱の効果は特に考慮する必要はないと考えられる。

スラブ長さ方向からの入熱はスラブの均熱完了に要する時間の短縮にはほとんど効かず、しかもスラブ長さ方向にかなり大きい温度差を生じさせる原因となり、温度分布の均一化という見地からは好ましくないのでスラブ長さ方向からの入熱を可能な限り抑制することが大切である。溶質原子の固溶・析出といった冶金学的な見地からすれば、スラブ内の各位置の温度差を5~10°C程度に保つことが望ましい。スラブ厚さ方向および幅方向の温度差はこの条件をほぼ満足しているが、スラブ長さ方向に対しては条件によつてはこれ以上の温度差が存在するので問題がある。加熱形式の見地からすればスラブの上下面に直接に加熱雰囲気のあるような縦型加熱炉においてはスラブ長さ方向にかなり大きい温度差が生じる可能性があるのに対し、ウォーキングビーム炉のような横型加熱炉においてはスラブ厚さ方向の温度差が小さく、なおかつスラブ長さ方向の温度差も小さいので、炉の均熱帶が長くなるという欠点はあるが温度分布の均一化の見地からは望ましいと考えられる。

5. 総 括

アルミニウムスラブの加熱時の温度分布を2次元非定常伝熱モデルにより計算し、スラブの昇温特性、スラブ幅方向および長さ方向の温度分布について検討し以下の結果を得た。

1) スラブ幅方向および厚さ方向の温度差は比較的小さく、4~6時間の加熱によりスラブ表面と中心の温度差は5°C以下となり、均熱完了時にはスラブ幅方向および厚さ方向の温度差はほとんどないものと考えられる。

2) スラブ幅方向からの入熱は均熱完了時間の短縮に非

常に有効であるが、スラブ長さ方向の入熱はほとんど効かない。

3) スラブ長さ方向からの入熱はスラブ長さ方向にかなり大きい温度差を生じさせて好ましくない。

このスラブ長さ方向の温度差はスラブの厚さが増加すると共に大きくなる。

おわりに、電子計算機の使用にあたり援助を仰いだ当社事務管理部に深く謝意を表す。

文 献

- 1) 広沢栄一, 宇野照生: 本誌, 13(1972), 110
- 2) 川下研介: 熱伝導論, オーム社, (1960), 302.
- 3) 久保田正男, 神田哲夫, 渡辺靖彦: 鋼金属学会第42回春季大会講演概要, p. 123
- 4) 小川真: 未公表

R156

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 14 No. 1 January, 1978

アルミニウム合金製車両積載車軽量ボディについて

田 村 慎 一
竹 内 勝 治
中 村 授

住友軽金属工業株式会社

技術資料

アルミニウム合金製車両積載車軽量ボディについて

田村慎一* 竹内勝治** 中村授***

1. はしがき

車両積載車は特例として、ホイルベースの $\frac{2}{3}$ のオーバーハングが許されている。昭和46年に車高は3.5m未満から3.8m未満に制限緩和されたが、積荷のはみ出しを防止するため、後部に観音扉を備えることと重量制限を厳守することが義務づけられた。ホイルベース6.6mのシャシーには、小型乗用車5台、軽乗用車7台積載し得るボディを搭載できるが、車両総重量8000kg未満に限られる普通自動車登録とするためには、ボディの重量を約800kgにおさえる必要がある。このボディ軽量化を目指した、アルミニウム合金製ボディの設計、試作とともに、試作車による操作および走行試験を行ない、その性能と問題点を検討した。

付属品等を含めたボディの重量を800kgにおさえることはやや困難であるが、付属品あるいはシャシーのアルミニ化が可能であれば、かなり容易となると考えられる。

昭和46年8月に、浜名自動車工業㈱で製作された5台のアルミニウム合金製ボディ搭載の積載車は、京浜トヨペット㈱に納められ、すでに1年間余運行されているが、軽量であることから出足と登はん能力のよさのため運転者の疲

労が少なく好評である。

今後の問題はあるが、わが国でははじめての試みなのでアルミニウム合金製車両積載車軽量ボディの概略を報告する。

2. 軽量ボディの基本設計

基本設計の軽量ボディは図1に示すように、側枠と上フロアになる固定デッキおよび回転デッキで構成され、Al-Zn-Mg合金であるZK60-T5のチャネル $\square 100 \times 45 \times 11$ 、角管 $\square 76.2 \times 44.5 \times 3.2$ および $\square 101.6 \times 44.5 \times 3.2$ が用いられている。また、上フロアの道板にはA5052P-H34、6mm板を加工したエキスパンドメタルとZK60-T5のアンダーグル $\square 45 \times 45 \times 5$ が使用されている。

積載車両の積込み作業は固定デッキ端で蝶番を介して結合されている回転デッキを傾斜させ、上フロアに積載する車両を載せ、付属のワインチで回転デッキ後端を引上げて水平にした後、下フロアに積載する車両を積込む。走行時の回転デッキは片側3箇所で側枠に固定される。荷降しは積込み順序と逆に行なわれる。この積降し作業における回転デッキの吊上げ、吊下げは非常に低速である。

したがって、強度解析では、所定の位置に積載された車

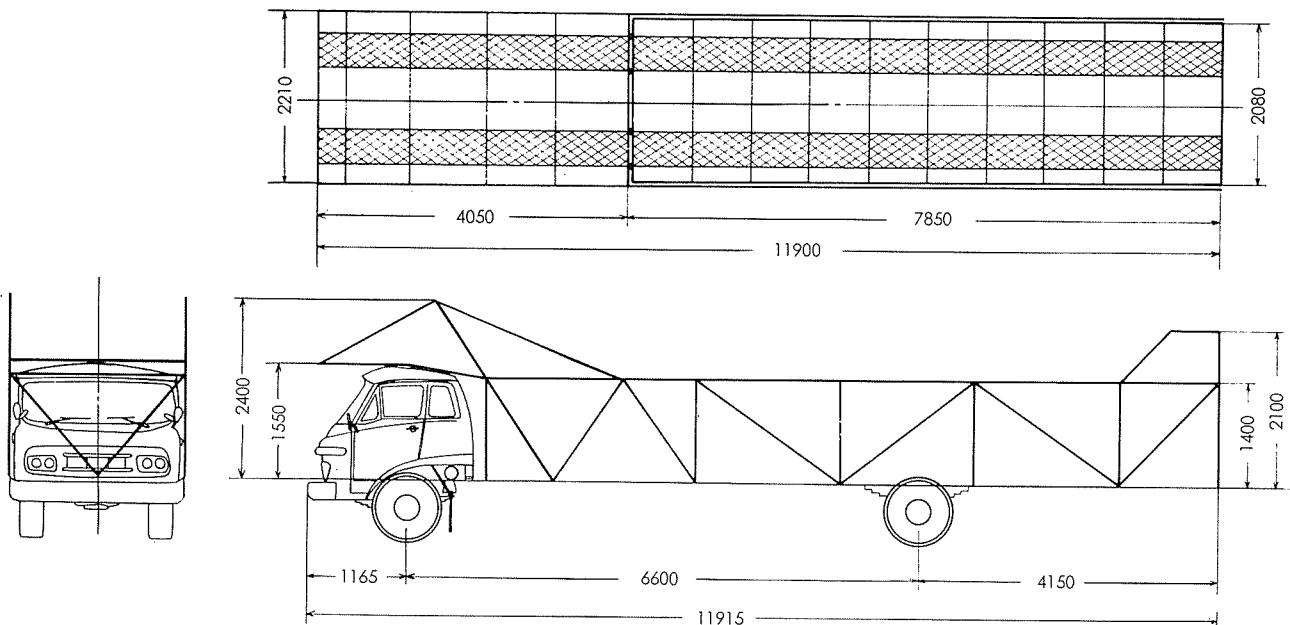


図1 車両積載車軽量ボディの基本設計概略

*浜名自動車工業株式会社 社長

**開発部兼研究部 工学博士

***研究部

両の前後輪荷重がかかった回転デッキの最大傾斜吊上げ時、水平吊上げ時および走行状態におけるそれぞれの応力、たわみおよび反力を求め、ひきつづき、その反力と固定デッキに載る前後輪荷重載荷時の固定デッキと側枠について計算した。小型乗用車1台当りの前、後輪荷重はそれぞれ425kg、340kg、軽乗用車のそれらを255kg、215kgとした。

走行時の最大荷重は自動車工学ハンドブック¹⁾にしたがい、対称下向荷重の加速度を2G、対称前後荷重のそれを0.6Gおよび横荷重のそれを0.5Gとして計算した。これらの解析は電子計算機IBM360に、骨組構造解析プログラムSLISTAN²⁾を用いて行なった。

軽乗用車7台積載よりも小型乗用車5台積載のほうが、重量が大きいだけに最大応力は大きい。もちろん、両者の前後輪荷重の位置が異なるので、特にフロアでは応力分布が違い、最大応力の生じる位置は異なる。また、回転デッキは傾斜している状態よりも、水平に吊上げられているときのほうが応力、たわみともに大きく、小型乗用車積載時の最大応力絶対値は15.0kg/mm²、最大たわみは250mmである。このとき固定デッキには最大応力6.3kg/mm²が生じる。走行時に対応する対称下向荷重2Gと前方あるいは後方荷重0.6Gが同時にかかる場合、固定デッキに16.6kg/mm²、横荷重0.5Gがかかる場合、側枠に15.9kg/mm²の最大応力絶対値が生じる。

ZK60-T5の保証値は表1に示すように引張強さ32kg/mm²、耐力23kg/mm²であり、前述の自動車工学ハンドブックによれば、所要破壊および所要降伏安全率はそれぞれ1.6および1.3であるので、所要破壊および所要降伏応力はそれぞれ20.0および17.7kg/mm²となり、17.7kg/mm²を許容応力とする。したがって、応力計算値はすべて許容応力以下である。

いっぽう、所要疲れ安全率は1.3であり、ZK60-T5、6mm押出板の平面曲げ10⁷回疲れ強さ12kg/mm²、10⁵回疲れ強さ19kg/mm²というデータ³⁾を採用すれば、両振疲れ許容値は10⁷回で9.2kg/mm²、10⁵回で14.6kg/mm²となる。これにもとづき図2をZK60-T5の疲れ限度線図とする。

10⁷回繰返上下荷重は1±0.5Gとされているので、小型乗用車積載の場合、回転デッキで5.6±2.8kg/mm²、固定デッキ、側枠で6.3±3.2kg/mm²が最大繰返応力となるが、図2から疲れ限度内であることがわかる。

横荷重の繰返しに対する規定はないが、疲れ限度線図から逆算すれば、±0.3Gで10⁷回の繰返し荷重に耐えること

表1 ZK60-T5押出形材の機械的性質

	耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)
標準値	27	35	17
保証値	23	32	10

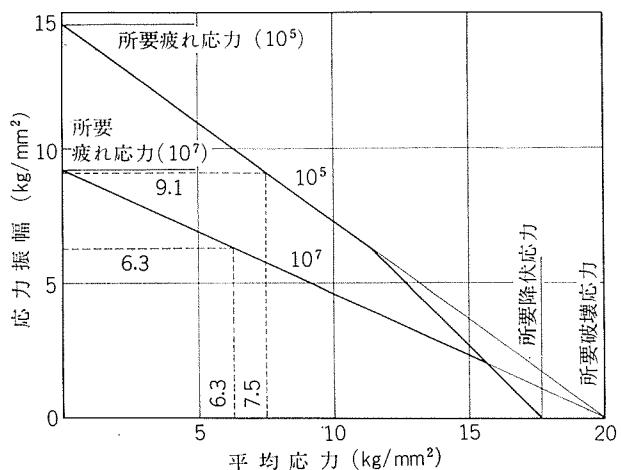


図2 ZK60-T5の所要疲れ限度線図

がわかる。

また、積載作業時の最大繰返し応力は7.5±7.5kg/mm²であり、たとえば積載作業を1日20サイクル、5年間行なうとしても3.65×10⁴である。図2の10⁵回疲れ限度をとっても7.5±9.1kg/mm²であるからこれも限度内である。

この基本設計ボディのアルミニウム合金材料の総重量は約680kgであった。

3. 試作軽量ボディと操作、走行試験

前節で述べた基本設計を参考に、浜名自動車工業㈱において強度ならびに操作上の理由による改良が加えられて最終設計を終え、図3に概略を示すような、日野自動車㈱製シャシーKL300に溶接構造の軽量ボディを搭載した試作車が製作された。使用されたアルミニウム合金の重量は約720kgであった。

基本設計と異なる主な点は回転デッキの吊上げ時のたわみを小さくするために、デッキ主部材を補強したことと、片側1個所の吊上げ点を片側2個所計4個所に増やしたことおよび操作の面から回転デッキの一部を可動にし、それにともない側枠の構造が変更されたことである。

操作、走行試験は小型乗用車トヨタカローラ5台を積込み、後輪持上げ、荷降しおよび満載状態での走行試験を行ない、図3に示す位置に貼付されたひずみゲージS116（ゲージ長16mm）と静ひずみ計PS7/LTおよび動ひずみ計DS6/RY（いずれも新興通信工業㈱製）とビシグラフFR301（三栄測器㈱製）を用いてひずみを測定し応力を求めた。

車両の積込み順序は上フロアに前からセダンD、セダンDおよびバンDの3台、下フロアに前からバンDおよびバンSTDの2台とした。この積載車両総重量は約3,700kgであった。積込みを完了し、走行可能な満載の試作車両積載車を図4に示す。

後輪持上げは悪路走行時に予想される片輪乗上げあるい

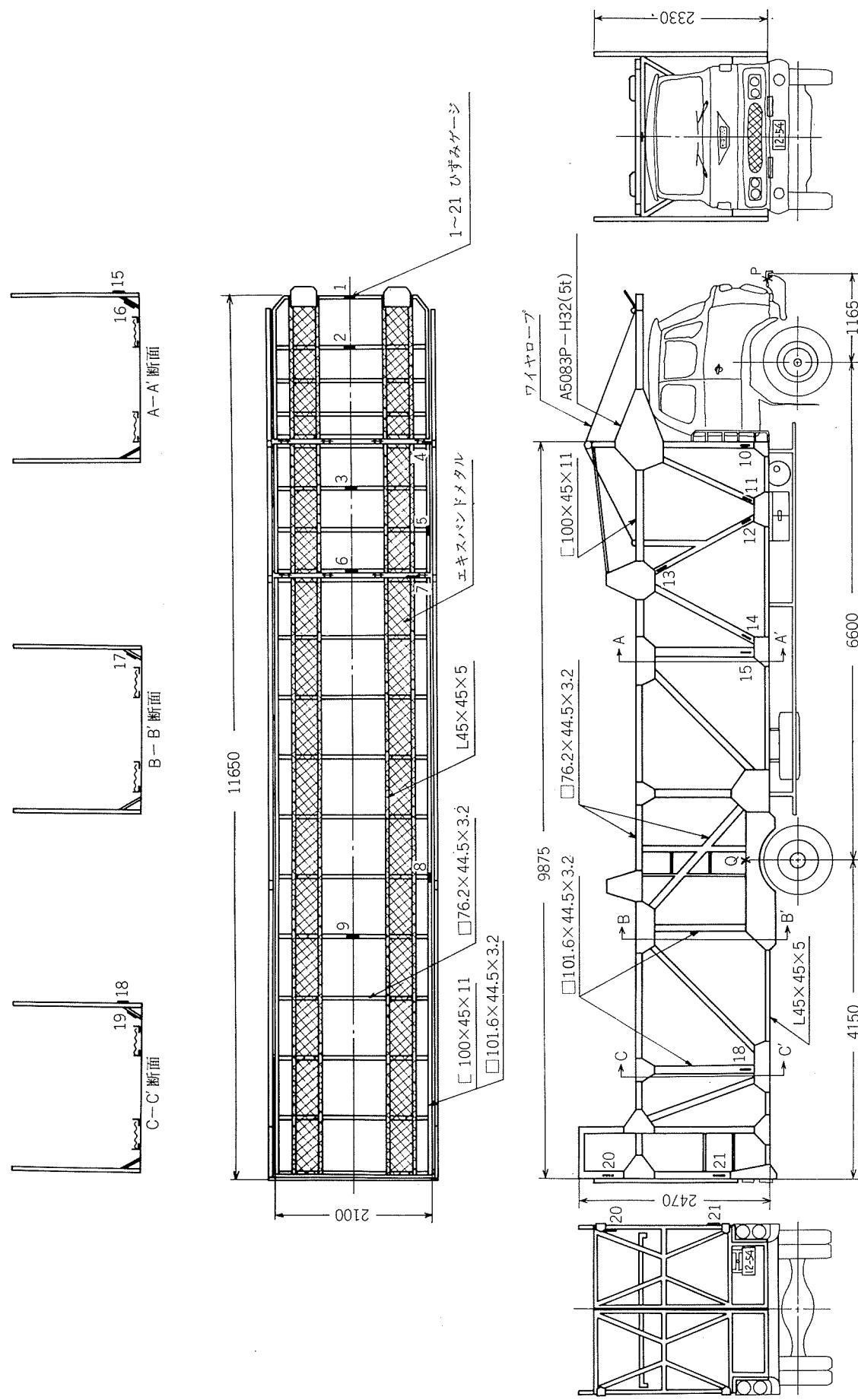


図3 試作アルミニウム合金製ボディ概略とひずみ測定位置

は落込みに相当するもので、満載状態で左右片輪づつフォークリフトにより満車対比で 195mm だけ持上げた。その試験状況を図 5 に示し、変位量（満車対比）も含めて表 2



図 4 満載の試作車両 積載車

表 2 空車、満車および後車持上げ時の積載車車体の床面からの高さ
(単位: mm)

測定値	状態	空車	満車(5)	右後輪持上 (満車対比)	左後輪持上 (満車対比)
F/RH (1)		730	720	770 (+50)	620 (-100)
F/LH (2)		740	710	630 (-80)	780 (+70)
R/RH (3)		1110	1070	1,265 (+195)	1,090 (+20)
R/LH (4)		1115	1065	1,085 (+20)	1,265 (+195)

- (1) 前バンパー右(図 3 P)の床面からの高さ
- (2) 前バンパー左(図 3 P)の床面からの高さ
- (3) 右後輪上ガセットプレート(図 3 Q)の床面からの高さ
- (4) 左後輪上ガセットプレート(図 3 Q)の床面からの高さ
- (5) カローラ 5 台積載(積載重量約 3700kg)

に積載車 4 個所の床面からの高さを示す。

走行試験はカーブと起伏のある浜松市笠井町から三方ヶ原に至る県道で行ない、発電機ライトパワー SG 1200 (ヤンマージーゼル製) を用いて AC100V を供給されるひずみ計器類は下フロアに積込まれたバン D に乗せて測定した。計器類を図 6 に、走行試験中の試作積載車を図 7 に示す。

それぞれの試験において測定したひずみから縦弾性係数 7,000kg/mm² として算出した応力を表 3 ~ 表 6 にまとめて示す。

表 3 は積込み、後輪持上げおよび荷降しの各操作の終了静止時における応力であり、表 4 はその操作中における最大応力である。したがって、表 4 の測定位置の間では当然時間差がある。たとえば、上フロアに 1 台目の車を積込む



図 5 後輪持上げ試験状況

表 3 積込み、後輪持上げおよび荷降し時の応力 (その 1)

(単位: kg/mm²)

(2) テスノ.		A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	M	N	O	P	Q	R
上段積載車数		1	2	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	2	1	0	0	
下段積載車数		0	0	0	0	0	1	2	2	2	2	1	0	0	0	0	0	0	
積載車の状態 (1) 測定位置		上 フロア 傾斜		上 フロア 上 吊り け	上 フロア 平 支 持				積 走 込 み可 完能 了状 態	右 後 輪 持 上 げ	左 後 輪 持 上 げ	復 元		上 フロア 少 吊 上 げ		上 フロア 一 傾 斜		上 フロア 水 平	
上 フ ロ ア ア ク	① 2 ③ 4 5 6 ⑦ ⑨ ⑩	1.4 — -1.4 -1.4 — — 0 0 0	1.4 — -1.3 -1.1 -1.1 -0.1 0.1 -0.7 0	1.4 — -1.1 -1.1 -1.4 -0.1 -0.1 -1.1 0	1.4 — -1.4 -1.4 -1.4 -0.1 0.1 -1.1 0	1.4 — -1.4 -1.4 -1.4 -0.1 0.1 -1.0 0	1.4 — -1.4 -1.4 -1.4 -0.1 0.1 -1.0 0	1.4 — -1.4 -1.4 -1.4 -0.7 -0.7 -1.2 -0.7	1.4 — -1.4 -1.4 -1.4 -0.7 -0.7 -1.2 -0.7	1.4 — -1.4 -1.4 -1.4 -0.6 -0.6 -1.2 -0.7	1.4 — -1.4 -1.4 -1.4 -1.4 -1.4 -1.4 -0.8	1.4 — -1.4 -1.4 -1.4 -1.4 -1.4 -1.4 -0.8	1.4 — -1.4 -1.4 -1.4 -1.4 -1.4 -1.4 -0.3	1.4 — -1.4 -1.4 -1.4 -1.4 -1.4 -1.4 -0.2	1.5 — 0 — — 0 0 -0.3 -0.3	0.4 -1.4 0 0 -0.1 -0.1 -0.3 -0.3	0.4 -1.8 0 0 -0.1 -0.1 -0.3 -0.3		
側	10 11 12 13 14 15 16 17 18 19 ⑩ 21	— — — — — — — — — — 0 —	— 0.2 -0.1 0.2 0 0.1 -0.1 0 -0.5 0.8 0 -0.1	0.1 0.2 0.1 0.7 0.3 0 0.1 0.6 0.7 	0.1 0.2 0.1 0.3 0 0.1 0.4 0.6 0.7 0.8 0.3 0.3	0.1 0.1 0 0 0.4 0.4 0.1 0.6 0.7 0.6 0.3 0.3	0.6 0.4 0.5 2.2 0.3 0.4 0 0.9 0.6 0.3 0.3 0.3	-0.4 — -0.6 -3.2 — -0.1 0 0.9 -0.1 -0.8 -0.6 -0.3	— — — — — — — — — — — —	— — — — — — — — — — — —	— — — — — — — — — — — —	— — — — — — — — — — — —	— — — — — — — — — — — —	— — — — — — — — — — — —	— — — — — — — — — — — —	— — — — — — — — — — — —	0.1 0 0 -0.5 -1.8 0 0.2 0.1 0.1 0.1 0.4 0.3 0.4 0.4 0.3 -0.4	--0.2 -0.2 -0.5 -3.1 0 -0.2 -0.4 0.5 -1.1 0 0 0 0 -0.8 -0.8	

(1) ○印は動ひずみ計で測定し、その他は静ひずみ計で測定したものである。

(2) テスト I, J については表 2 参照。

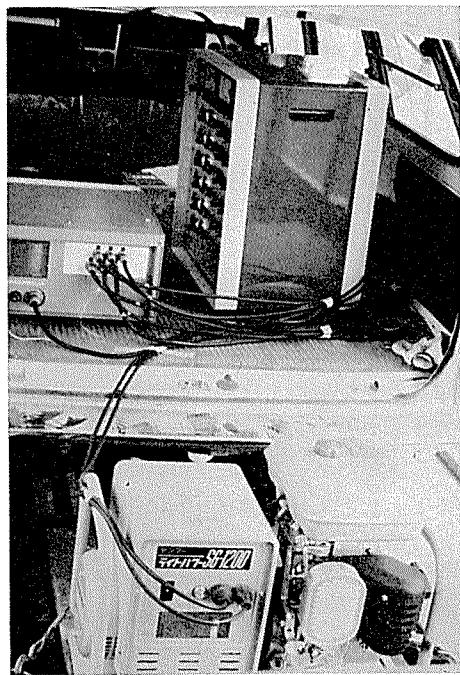


図6 走行試験に用いられた発電機と動ひずみ計

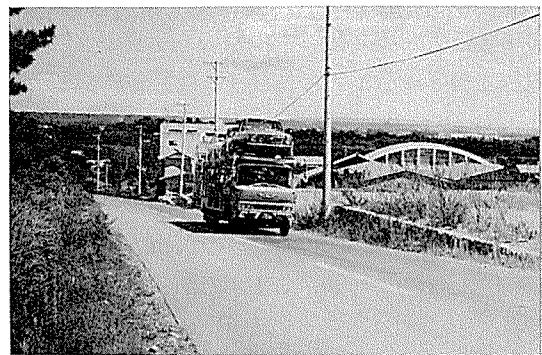


図7 走行試験中の試作車両積載車

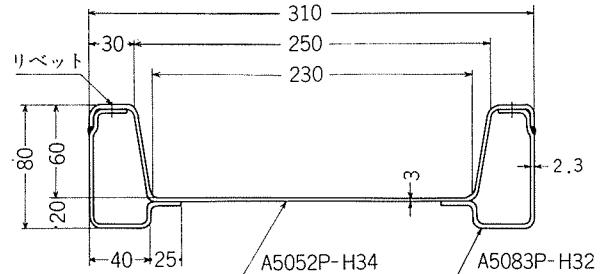


図8 積降し用軽量道板の断面

表4 積込み、荷降し時の応力(その2)

(単位, kg/mm²)

テスト No.	A	B	C	D	L	M'	M	N	O	P	Q
状況 測定位置	上段1台目積込み	上段2台目積込み	上段3台目積込み	上段上3台目積込み	下段1台目降し	上フロア少し吊上げ	下段2台目降し	上段1台目積ア下げ	上段1台目降し	上段2台目降し	上段3台目降し
1	1.8	1.4	1.1	1.4	1.4	1.4	1.4	1.4	1.4	1.4	0.4
3	-1.8	-1.4	-1.4	-1.4	-1.4	-1.4	-1.4	-1.4	-1.4	-1.4	0
7	0.4	-0.1	-0.1	-0.1	-0.7	0	0	-0.1	-0.1	-0.2	0.2
8	-0.7	-0.8	-0.5	0.9	0.9	1.2	1.2	-0.2	-0.2	-1.1	-1.2
9	-2.5	-2.4	-2.5	-2.1	-2.3	-2.3	-2.3	-2.4	-2.4	-2.1	-2.1
20	0	0	0	-1.3	-0.6	-1.6	-1.6	-1.5	-1.5	-0.8	-0.8

(注) 動ひずみ計によって測定したもので、各操作における最大値を示す。したがって、測定位置の間では時間差がある。

表5 走行時の応力(その1)

(単位, kg/mm²)

路面状態	走行状況	速度(km/hr)	測定位置					
			1	3	7	8	9	19
未舗装	平坦, 直進	40	+0.2 -0.4	+0.6 -0.9	±0.3	0	+1.6 -1.0	+0.9 -0.7
舗装	下り, 右カーブ	50	+0.3 -0.4	±0.3	0	0	+0.9 -0.3	-1.3
	下り, 左カーブ	40	+0.5 -0.7	+0.5 -0.1	0	0	+2.1 -0.9	+1.8
	下り, 右急カーブ	40	+0.6 -0.3	+0.4 -0	+0.5 -0	+0.4 -0	+1.2 -0	-1.7
	下り, 直進(でこぼこ)	55	+0.6 -1.1	+0.4 -0.8	+0.3 -0.4	+0.4 -0.2	+4.5 -1.6	+1.1 -0.7
	平坦, 直進(でこぼこ)	50	+0.7 -0.4	+0.5 -0.4	0	±0.2	+2.1 -1.1	+0.2 -0.7
		20	+0.6 -0.7	+0.8 -0.7	+0.3 -0.4	+0.4 -0.2	+6.9 -2.1	+0.8 -0.7
	フミキリ通過	—	+0.4 -0.3	±0.2	0	0	±1.0	+0.5 -0.3
	上り, 直進(でこぼこ)	35	+0.7 -0.6	+0.3 -0.7	+0.2 -0	+0 -0.1	+1.8 -1.5	+0.6 -0.4
	上り, 右カーブ	35	±0.2	+0.4 -0.2	0	0	+0.7 -0.5	-1.3
	上り, 左カーブ	40	±0.4	+0.4 -0.2	0	0	+0.6 -0.7	+1.3

表6 走行時の応力(その2)

(単位, kg/mm²)

路面状態	走行状況	速度(km/hr)	測定定位置					
			11	12	13	14	17	18
未舗装	スタート	—	+0.2 -0.7	+0.4 -0.5	±0.4	+0.4 -0.9	+0.4 -0.5	+0.4 -1.1
	平坦, 直進	40	+0.7 -0.8	+1.0 -0.7	+0.6 -0.8	+0.4 -1.3	+0.4 -0.9	+0.7 -1.5
舗装	下り, 右カーブ	50	±0.3	+0.8 -0.3	+0.6	+1.1	-1.1	+1.7
	下り, 左カーブ	45	+0 -0.7	+0.9 -0	±0.2	-1.8	+1.8	-2.8
	下り, 右急カーブ	40	+0.7 -0.2	+0.9 -0	+0.8 -0	+2.0	-2.0	+3.2
	平坦, 直進(でこぼこ)	40	+1.1 -0.7	+1.3 -0.5	+0.9 -0.2	+1.1 -0	+1.1 -0.5	+1.5 -0
		55	+1.0 -0.6	+1.3 -0.4	+1.2 -0	+0.9 -0.2	+1.0 -0.9	+1.3 -0.7
		35	±0.8	+1.4 -0.9	+1.0 -0.4	+0.9 -0.4	+1.4 -0	±1.1
	フミキリ通過	—	+0.2 -0.7	+1.2 +0.4	+0.9 +0.3	+0.8 -0	+0.6 -0.2	+0.7 -0
	平坦, 直進(でこぼこ)	50	+1.6 -1.3	+1.8 -0.8	+1.2 -0.2	+1.5 -0.4	+1.4 -0.3	+1.5 -1.1
		60	+0.8 -0.7	+1.4 -0.3	+1.2 +0.2	+1.1 -0	+1.4 -0	+1.0 -0.4
		60	+1.1 -0.8	+1.6 -0.6	+1.0 -0.2	+1.0 -0.6	+1.4 -0.4	+0.8 -1.1
未舗装	平坦, 直進(でこぼこ)	40	+1.2 -1.0	+1.6 -0.5	+1.2 -0.2	+1.5 -0.4	+1.6 -0.4	+1.8 -1.1

過程で、図3に示す測定位置9を積込車の前輪が通過する時、最大応力 -2.5kg/mm^2 を生じているが、その時位置1, 3の応力は0であり、所定の積込み位置に積込み車がきたとき位置9で0、位置1, 3でそれぞれ $1.8, -1.8\text{kg/mm}^2$ の応力が生じている。さらに積込み操作が完了し、満載の車両が静止したときは表3から位置9では0、位置1, 3ではそれぞれ $1.4, -1.4\text{kg/mm}^2$ となっていることがわかる。

表5, 6は満載状態で、実際に走行した走行試験時の応力振幅を抜粋して走行状態別に示したものである。動ひずみ計の測定可能素子が6点であったので、6点づつ2回にわけて測定した。すなわち、同じ道を2回走行し、計12点について測定したことになる。

これらは平坦場所で静止している満載状態を基点、すなわち応力0とした応力振幅であるので、空車状態を基点とする応力振幅は表3におけるテストHの応力を加えたものとなる。

表5に示されるように、舗装路面ではあるがでこぼこ道の直進で上フロア位置9に $+6.9/-2.1\text{kg/mm}^2$ の応力が生じている。空車時を基点とするため表3におけるテストHの -2.3kg/mm^2 を加えると $0.1\pm4.5\text{kg/mm}^2$ の応力が生じることがわかる。位置9はちょうど積込まれた車の前輪荷重がかかるなりの中央であるとともに、上下動の大きいところであるので大きな応力が生じるものと考えられる。しかし、所要疲れ限度線図は図2であるので疲れ強さは十分であることがわかる。

表6で右急カーブのとき位置18に 3.2kg/mm^2 の応力が生じている。左急カーブのとき逆に -3.2kg/mm^2 が生じるものとすると、空車時を基点に考えて $-0.6\pm3.2\text{kg/mm}^2$ の応力が生じることになる。この点は溶接部に近い

ところであり、溶接継手の 10^7 回疲れ強さとして 7.1kg/mm^2 を採用すれば³⁾、所要疲れ強さは 5.5kg/mm^2 となり疲れ限度内にあることがわかる。

走行時には位置13に最高 1.2kg/mm^2 の応力しか生じていないにもかかわらず、後輪持上げ時には -3.2kg/mm^2 が生じている。走行試験はかなりきびしい走行条件も含まれているので、後輪持上げ試験などの片輪乗上げ、あるいは落込みはめずらしいと推察される。しかし、この程度のきびしい状態に遭遇しても強度上心配はないといえる。

積込み、荷降し時の応力は走行時における応力よりも小さい。

試作車は基本設計よりもかなり補強されてはいるが、操作、走行時における応力実測値は基本設計の強度解析による応力計算値よりも小さい。

4. アルミニウム合金製積降し用道板

車両積載車は車両積降しに道板を一組必要とする。この道板は走行中にも積込んでおくために車両総重量に含まれることと、取扱いを容易にするため軽量であることが要求される。そこで、図8に示すような断面をもつ、長さ3.6mの積降し用道板が製作された。これはA5052P-H34, 3mm板とA5083P-H32, 2.3mm板を曲げ加工の後、ブラインドリベットと点および断続溶接で組立てられ、片端にA6063S-T5のアングル $60\times60\times5$ がフックとして溶接されている。車輪の接する面にはノンスリップ加工として、図9に示すように長さ方向30mmピッチ、幅方向50mmピッチで高さ5mmの山が1列に4つづく千鳥にたてられている。重量は1枚約21kg、1組約42kgである。

道板の性能試験として、図10に示す実車載荷試験および図11に示す実車乗上げ試験を行ない強度を確認するととも

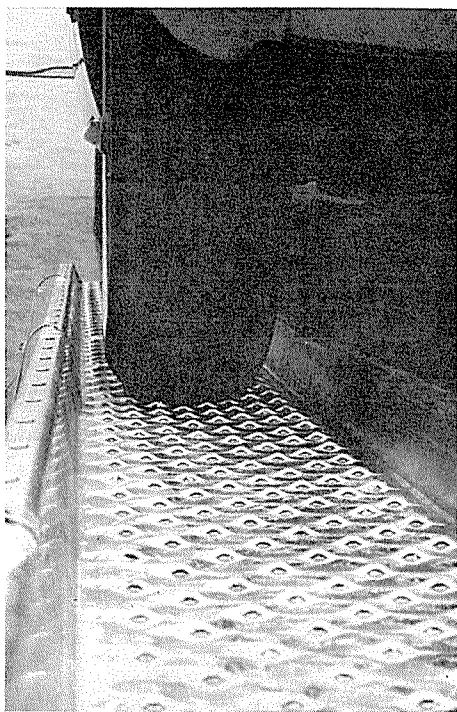


図9 道板のノンスリップ加工面



図10 道板の実車載荷試験

に、雨中でのスリップ試験を行ない、スリップのないこととタイヤを痛めないことを確めた。国産2,000ccクラスの乗用車にも使用できる強度をもち、積降し作業も容易にできる上に、軽量で耐食性もよいことから取扱いの上でも大きな利点がある。この道板は市販を続けており、好評を得ている。

アルミニウム合金製ボディ塔載の車両積載車にこの道板を用いての積込み作業の状況を図12に示す。

5. むすび

主に軽量化を目的とした、車両積載車ボディおよび積降し用道板のアルミ化について試作、検討した。付属品を含めた積載車ボディの重量を800kg以下におさえて、普通自

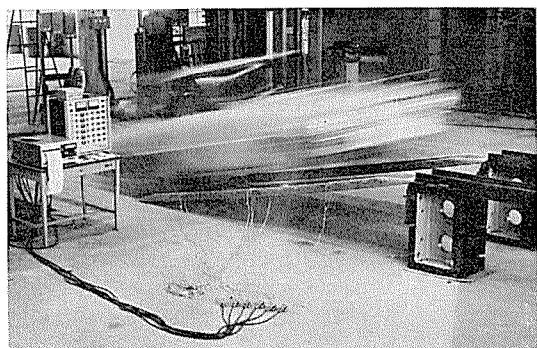


図11 道板の実車乗上げ試験



図12 積降し用道板を用いる試作車両積載車への車両積込み作業

動車登録の車両積載車とするのは容易でない。しかし、付属品、ひいてはシャシーの1部までアルミ化することができれば、かなり余裕をもって設計できると考えられる。たとえ、大型自動車登録の積載車にても、軽量化によって出足、登はん能力の向上が期待され、また可動部分である回転デッキ等を軽量化することで、能率向上も果たせると思われる。耐食性のよいアルミニウム合金部材を用いることで、保守の軽減も見込まれることも見逃せない。

すでに、1年余運行しているアルミニウム合金製ボディを塔載した5台の積載車も、そのうちの1台に小さな補修をした以外は問題がない。

積降し用道板も、その軽さと耐食性の良好なことで好評である。

本軽量ボディの設計、試作および試験全般にわたり、ご指導いただいた、浜名自動車工業(株)河瀬功製造部長はじめ関係諸氏に心から謝意を表すとともに、故畠山章氏(当時、当社開発部)のご協力に感謝する。

文 献

- 1) 自動車技術会編:新編自動車工学ハンドブック 1970年版、図書出版社。
- 2) 中村授:本誌、12(1971), 213.
- 3) 竹内勝治ほか:本誌、10(1969), 258.

熱交換器用アルミニウム材料の最近の状況

竹内勝治
杉山禎彦
伴又彦
姫野建
入江宏

住友軽金属工業株式会社

熱交換器用アルミニウム材料の最近の状況

竹内 勝治* 杉山 穎彦** 伴 又寿*** 姫野 健*** 入江 宏**

1. はじめに

アルミニウムの大きな需要分野として熱交換器材料があげられるようになって久しいが、古い伝統を有する銅および銅合金が占める根強い市場をアルミニウムが完全に代替するには至っていないのが現状である。しかし、世界的な銅の供給不安定は需要家の眼を他材料に向けさせることとなり、熱交換器に要求される諸性能を有し、価格が安く、供給が安定したアルミニウムへの転換の動きは日を追って強まっている。このような需要傾向と各種の加工・応用技術の進歩が相まってアルミニウム製熱交換器は急速に増加しつつある。

最近一年間のアルミニウム製熱交換器の製造に関する技術革新の主なものをあげると、真空ろう付け法の実用化、アルコア450プロセスによるフィン加工の能率向上と薄肉化、超音波ハンダ付けによるU字管継手接合技術、UL社によるルーム・クーラ・コンデンサ冷媒管へのアルクラッド3003合金管の適用承認、フィンと冷媒管の接合を行なわない一体フィン・チューブなどがあり、いずれも熱交換器へのアルミニウムの使用を促進するものである。

このように熱交換器に関する加工技術がさかんに開発される背景には、一般大衆の消費する家庭用機器たとえば冷蔵庫、ルーム・クーラ、カー・クーラ、自動車用ラジエータの普及がある。表1および2にその一例としてルーム

表1 ルーム・クーラの生産台数

種類	昭和45年度 生産台数	昭和46年度	
		生産台数	対前年伸び率(%)
ウインド型	319,590	509,110	59.3
スプリット型	435,360	876,735	101.4
小計	754,950	1,385,845	83.6
パッケージ型	148,094	193,784	30.9
合計	903,044	1,579,629	74.9

表2 小型ルーム・クーラの生産台数予測

年	度	生産台数	対前年伸び率(%)
昭和46年		140万台	45
昭和47年		170	21
昭和48年		200	17
昭和49年		220	10
昭和50年		240	9

注) 台数はウインド型とパッケージ型の合計

・クーラの最近の需要と今後の予想を示す。

本稿においては、これらの非産業熱交換器用アルミニウム材料の現状を紹介するとともに最近話題となっている重要な技術についてその概要を解説し、あわせて今後の傾向を推察しようとするものである。

2. 热交換器用に用いられるアルミニウム材料の例

アルミニウム材料を用いる各種の非産業熱交換器の概略を表3に示し、そのうちの主なものについて以下に述べる。

表3 アルミニウムを用いた各種熱交換器の概略

機種	熱交換器	形式	施工方法
電気冷蔵庫 保冷ショーケース	エバボレータ	ロールボンド	熱間で合せ圧延したアルミニウム板から成る。しゅう酸アルマイト処理で防食処理を行なう。
		パイプ・オン・シート	カラー・アルミニウム板に、蛇行曲げした偏平または半円形アルミニウム管を接着する。
		フィンド・チューブ	アルミニウム板の切欠部に蛇行曲げしたアルミニウム管を圧入。しゅう酸アルマイト処理で防食する。
ルーム・クーラ	エバボレータ コンデンサ	クロス・フィン・コイル	アルミニウム・フィン材にヘアピン状アルミニウム管を挿入し、ヘアピン管を拡管してフィンと密着させる。ヘアピン管の端面はUペンド管をろう付けにより接合する。
		巻き付けフノソ・コイル	アルミニウム管に特殊フィンを巻き付け接合し、蛇行曲げにより成形する。
カー・クーラ	エバボレータ コンデンサ	クロス・フィン・コイル	ルーム・クーラと類似。
		コルゲート・フィン・ニイル	多孔形材にコルゲート・フィンを硬ろう付け。
		一体フィン・コイル	フィン付き形材を蛇行曲げ。
自動車用ラジエータ	放熱器	コルゲート・フィン・コイル	特殊偏平アルミニウム管にコルゲート・フィンを硬ろう付け。
瞬間湯沸器	吸熱器	ロール・ボンド クロス・フィン・コイル	ロール・ボンド締体の上部にクロス・フィン・コイルを設置。内面は特殊化成皮膜で防食。
風呂釜	吸熱器	コルゲート・フィン・コイル	ロール・ボンドにコルゲート・フィンを硬ろう付け。内面は特殊化成皮膜で防食。
		ハイ・フィン・チューブ	ハイ・フィン・チューブをヘッダーに溶接、内面は特殊化成皮膜で防食。
電気パネル・ヒータ	放熱パネル	ロール・ボンド	熱間で合せ圧延したアルミニウム板、外側は塗装。
除湿機	エバボレータ コンデンサ	一体フィン・チューブ・コイル	ヒレ付き形材を蛇行曲げ。
オイル・クーラ	放熱器	コルゲート・フィン・コイル	板プレス品にコルゲート・フィンを硬ろう付け。

* 開発部兼研究部 工学博士

** 研究部

*** 開発部

2.1 冷蔵庫

冷蔵庫においては主としてエバボレータにアルミニウムが採用されている。それにはつぎに述べるようなものがあ

る。

2.1.1 ロール・ボンド¹⁾

現在もっとも多く採用されているエバポレータであつて、1温度式冷蔵庫の冷蔵室および2温度式冷蔵庫の冷凍室に使用されているほか、ショーケースやストッカのエバポレータとしても用いられている。ロール・ボンドの製造工程は図1に示すようであつて、(1)複雑なパスをもった

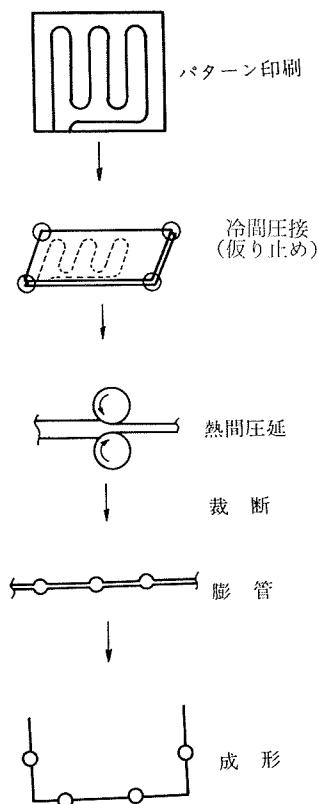


図1 ロール・ボンドの製造工程

パターンを自由に採用でき、(2)ヘッダやアキュムレータを組込んだ設計ができるなど設計上の自由度が大きいのが特長である。

使用材料としては1100または1050アルミニウム板が多く、また最近では再結晶温度を上げるためにジルコニウムを添加した純アルミニウムの使用も検討されており、これによりワン・サイド・フラットのロール・ボンドの製造が可能となっている²⁾。

2.1.2 Zボンド¹⁾

外観はロール・ボンドに似ているが製造方法が異なる。すなわち、2枚のアルミニウム板の間に溶融温度の低い亜鉛をはさんだサンドイッチ板をあらかじめ所定のパスを刻んだダイにはさんで加熱し、亜鉛のみを溶融させた状態で高圧ガスを吹き込んで膨管し、所要のパスを形成する。

この方法は現在ヨーロッパで大量に採用されているが、ロール・ボンドにくらべ型費が高いので、モデル・チェンジの多いわが国ではほとんど採用されていない。材料は1100または1050アルミニウムあるいは3003合金板に亜鉛

を被覆したものが用いられる。

2.1.3 パイプ・オン・シート (P.O.S.)

パイプ・オン・シートはロール・ボンドの代用として開発されたもので、図2に示す¹⁾ようにアルミニウム板に半円形、ダ円形または円形断面のアルミニウム管を主として接着剤によって接合して製造される。接着剤にはゴム系やエポキシ系のものが普通使用されている。また管を板にアルミニウム片で局部的に仮り止めしたのち、ポリウレタンを発泡させて両者を密着させたものもある。

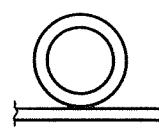


図2 パイプ・オン・シートの断面

この方法は素材にあらかじめ表面処理したものを用いることができるのと膨管用の高価な型を必要としないのが特長でイタリーにおいて広く採用されており、最近わが国でもこれを採用した冷蔵庫が市販されている。材料は1100、3003などのカラー・アルミニウム板と1100、1050アルミニウム管である。

2.1.4 フィンド・チューブ

冷凍食品の普及につれて大容量の冷蔵・冷凍2温度式冷蔵庫の需要が増加している。いわゆる、ファン・クール・タイプのノード・フロスト冷蔵庫と呼ばれるもので、この冷蔵庫の冷却器に最も多く採用されているのがフィンド・チューブ・エバポレータである。その概略構造を図3に示す。このエバポレータは狭い空間で大きな表面積をかせぐことが可能である。

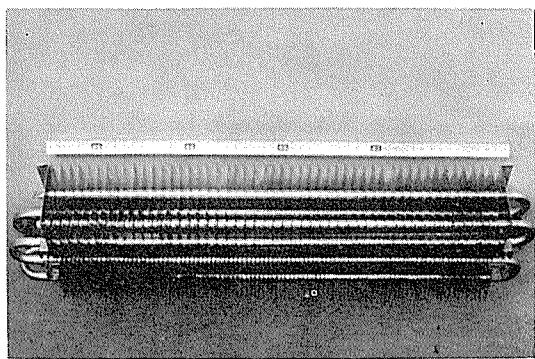


図3 フィンド・チューブ・エバポレータ

材料としては、フィン材には主として1100または1050アルミニウム板のH24質別で厚さ0.2~0.3mmの板が、また冷媒管には1100または1050の外径10mm、肉厚1mmの押出管がそれぞれ用いられる。

2.1.5 一体フィン・チューブ

フィンと管を一体にした押出形材を用いて製造工程の簡略化とコスト・ダウンをねらったものである。フィンと管

が一体なので熱性能がすぐれ、またフィンと管との接合の問題もない。フィン部は場合によっては刻みを入れたり曲げ加工をすることもある。

材料は 1100, 1050 などの純アルミニウムである。

2.2 カー・クーラ

カー・クーラはオール・アルミニウム製熱交換器のもっとも代表的なものである。エバポレータ、コンデンサとともに完全に銅からアルミニウムに置きかえられて数年になる。

エバポレータの構造はクロス・フィン・コイルが一般的であり、フィン材は 1100, 1050 材の O または H24 質別の板で厚さ 0.18~0.2mm のものを用い、管は 1100 または 1050-O の外径 8~10mm、肉厚 1mm のものを用いる。U字管はフィンに挿入後リターン・バンドによって結合され、ろう付けされる。

このほか、米国ではドローン・カップ方式と呼ばれるものがエバポレータに採用されている。これはプレス加工した板を積み重ねてタンク部と冷却管を形成し、冷却管の間にコルゲート・フィンをはさんでろう付けするもので、一般に 2mm 厚程度のブレーシング・シートが使われる。心材は 3003、皮材は 4343 合金などで質別は O、クラッド率は 5%ないし 10% である。コルゲート・フィン材は 3003-H24 または H14 板で、板厚は 0.16mm 前後である。なお、この型のエバポレータは最近真空ろう付けによって製造されつつあるのは周知の通りである。

いっぽう、コンデンサにもエバポレータと同じようにクロス・フィン・コイルが用いられることがあるが、わが国では稀である。一般的には図 4 に示すような押出形材とコ

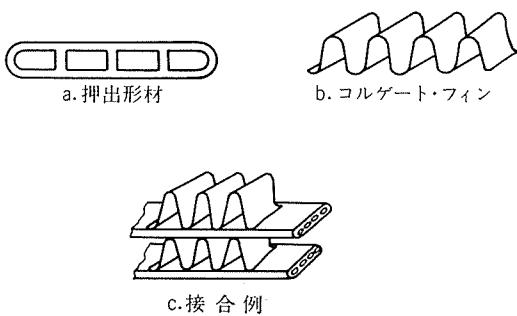


図 4 カー・クーラ・コンデンサに用いられる材料

ルゲート・フィンをろう付けによって組立てたものが多い。これは非常にコンパクトなのが特徴である。

使用材料は 1100 または 1050 あるいは 3003 合金製押出形材と、フィンとして、たとえば 3003 合金心材に 4343 合金皮材を両面に被覆したブレーシング・シートが用いられ、その質別は加工性を考慮して H24、板厚は 0.16mm 前後が多い。

2.3 ルーム・クーラ

ルーム・クーラにおいては、現在アルミニウムと銅とが併用されている。すなわちエバポレータおよびコンデンサは共にクロス・フィン・コイルを採用しているが、いずれ

ルにおいても冷媒管には銅が、またフィンにはアルミニウムが用いられている。フィン材は 1100 (1200), 1050 あるいは 3003 合金が一般的であり、質別は加工方法に応じて O, H22, H24 などが採用されている。これについては 3.2 項で述べる。

2.4 ラジエータ

現在用いられているラジエータは黄銅条をはぜ折りしたもの、または突合せ溶接などによって作った偏平管を銅条から作ったコルゲート・フィンとともににはんだ付けしたものである。オール・アルミニウム製ラジエータは従来からさかんに試作、実車テストがおこなわれているが採用例はきわめて少なく、未だ技術的に確立していないといえる。しかしながら、軽量化と原価低減の二面からいすれば全面的に採用されることが期待される。

ラジエータにアルミニウムを用いるために検討されている主なものは次のようにある。

(1) 防食のために管の内面に 7072 合金を被覆すること、あるいは腐食抑制剤を用いること。

(2) 組立作業の合理化については、現在脚光を浴びている真空ろう付け法が有望とされている。真空ろう付けはフラックスを用いないので防食の点でも有利である。

なお、米国においては溶接製クラッド・チューブを用いたラジエータが実車テストされている。また特殊な例としてはロール・ボンドを活用し、内面に 7072 合金を被覆したラジエータもある。

2.5 風呂釜

風呂釜もラジエータと同様にアルミニウムの水に対する耐食性が問題になるので、7072 合金を被覆した材料が多く使われる。

ロール・ボンドあるいはハイ・フィン・チューブの内面が 7072 合金被覆になっているものを使ったものや、厚肉の鋳物が熱交換部に用いられる。

3. 最近の技術上の話題

3.1 接合

これまで、アルミニウム合金製熱交換器の接合には、表面の酸化アルミニウムを除去し、良好なぬれをうるためにフラックスを併用する炉中ろう付けおよび浸漬ろう付けが主として用いられてきた。

周知のように、炉中ろう付けは接合する部材の表面にフラックスを塗布し、ろう材を置き、高温に保たれた炉中に装入してろう材を溶融させ、金属的接合継手を得る方法であり、浸漬ろう付けは接合する部材を 530~550°C に予熱後、600~630°C の溶融フラックス浴中に浸漬することによってろう材が流動し、均一なろう付け継手を得る方法である。

しかし、これらの接合法はフラックスを併用するため、ろう付け後に侵食性の強いフラックスを洗浄によって除去

する必要があり、その排液処理も最近では公害問題がからんで、しばしば問題になっている。また、フラックスによる治具の消耗も激しく、フラックスとともに価格に占める割合は無視できない。

したがって、最近ではフラックスを使用しないろう付け法およびはんだ付け法、さらには接着剤による接合などが検討されている。

以下、最近話題になっている接合技術について主なものと紹介する。

3.1.1 接着剤

熱交換器の管継手において、作業工程の単純化およびコ

管継手の引張試験によれば、接着のままではいずれもアルミニウム管で破断し、屋外ばく露および塩水噴霧の各腐食試験においても、継手強度の低下は認められない。

しかし、耐圧試験によれば、長期間の屋外ばく露および塩水噴霧試験片に接着部で破壊する継手が増えており、いくらか継手の劣化がみられる。図5は接着のままおよび屋外ばく露3カ月間の継手部の顕微鏡組織であるが、接着剤そのものおよび界面部分のいずれにも腐食はみられない。

接着剤Bによる管継手の引張試験によれば、接着のままではいずれの継手も管部分の破断であるが、フレオン12液中への浸漬試験では6カ月間の浸漬で接着部破断を生じる

表4 各種構造用接着剤の接着強度

成 分 系 統 ⁽¹⁾	接 着 条 件		接 着 强 度			耐 温 (°C)
	硬 化 壓 力 (kg/cm ²)	硬 化 温 度 (°C)	引 張 り (kg/cm ²)	引 張 せん 断 (kg/cm ²)	T形はく離 (kg/25.4mm)	
エポキシ	接触圧	74	422	246	<2.3	100
エポキシ・フェノリック	1.8	149	176	211	<2.3	260
ナイロン・エポキシ	0.7	177	562	422	34.0~45.4	125
ニトリル・エポキシ	1.8	94	—	352	11.3	125
ニトリル・フェノリック	3.5~7.0	149	211	281	15.9	175
ビニル・フェノリック	17.6	177	281	246	13.6	100
ポリアミド	2.8~7.0	260	—	141	<4.5	316

(1) 規格は MMM-A-132 および MIL-A-8523

ストの低減を図る方法として、最近接着剤による接合が注目されている。これまで、製造ラインの自動化が困難なことおよび継手の耐久性などが問題点として残されているため、各メーカーとも接着剤の使用に踏み切れないでいたが、最近、米国GE社のオール・アルミニウム製ルーム・クーラにスリーエム社のエポキシ系構造用接着剤2214を使ったものが市販され、注目をあつめている。

接着剤には非常に多くの種類があり、また、これらの形態としては液体、ペースト、粉末、フィルムあるいはテープなど種々なものがある。

熱交換器に対しては構造用接着剤が適しているが、表4に代表的な構造用接着剤の種類と諸性質を示す。

現在使用されている構造用接着剤の大部分は熱硬化性ポリマーと熱可塑性ポリマーのブレンドタイプであるが、熱交換器用としては上述の米国の例にみられるように、エポキシ系が実用あるいは検討されている。エポキシ系接着剤は揮発性物質の副生がほとんどなく、収縮がきわめて少なく、かつ、ぬれ性がすぐれているためにフィレット形成能が大きいという特徴がある。しかし、未変性のエポキシはもうく、はく離強度が小さいので、所要の性質をうるために各種の変性エポキシ系接着剤も市販されている。

米国などでハニカム構造用に用いられている接着剤には非常に性能のすぐれたものがあるが、一般的な熱交換器用としては価格の面で問題がある。

筆者らは、市販されているアルミニウム用接着剤について、管継手の接着性、接着強度および耐食性などを検討しているが、表5にその試験結果の一例を示す。

接着剤はいずれもペースト状であるが、接着剤Aによる

表5 アルミニウム管接着剤継手の引張および耐圧試験結果

接着剤の名称		A	B社
成分系統		エポキシ 2液型	変性エポキシ 1液型
メーカー		T社	S社
前処理法		苛性洗浄	苛性洗浄
継手の重ね代(mm)		10	10社
引張試験 (kg)	接着のまま	388~415 ⁽¹⁾	接着のまま 398~406 ⁽¹⁾
	屋外暴露 3カ月間	383~410 ⁽¹⁾	フレオ ン溶 済 1カ月間 402~407 ⁽¹⁾
	6カ月	386~415 ⁽¹⁾	3カ月間 390~400 ⁽¹⁾
	12カ月間	382~410 ⁽¹⁾	6カ月間 335~340 ⁽²⁾
	塩水噴霧 500hr	390~415 ⁽¹⁾	塩水 500hr 360~370 ⁽²⁾
	1000hr	385~415 ⁽¹⁾	1000hr 347~377 ⁽²⁾
耐圧試験 (kg/cm ²)	接着のまま	240~245 ⁽⁴⁾	接着のまま 200~250 ⁽³⁾
	屋外暴露 3カ月	200~240 ⁽⁴⁾	フレオ ン溶 済 1カ月間 200~250 ⁽³⁾
	6カ月	220~245 ⁽⁴⁾	3カ月間 200~240 ⁽⁵⁾
	12カ月間	180~240 ⁽⁵⁾	6カ月間 120~250 ⁽⁵⁾
	塩水噴霧 500hr	200~250 ⁽⁵⁾	500hr 200~250 ⁽⁶⁾
	1000hr	200~240 ⁽⁵⁾	1000hr 200~250 ⁽⁶⁾

(1) すべて管部分破断

(2) すべて接着部破断

(3) すべて管部分破壊

(4) 約50%が管部分破壊

(5) すべて接着部破壊

ようになり、破断強度もほぼ15%低下している。

塩水噴霧ばく露の場合においても、500hr, 1000hrの試験でほぼ10%の破断強度の低下を生じている。

また耐圧試験によれば、接着のままではアルミニウム管部分での破壊であるが、フレオン12液中に3カ月間以上浸漬した場合は接着部破壊に至るようになる。

いずれにしても、構造用接着剤については、残念ながら

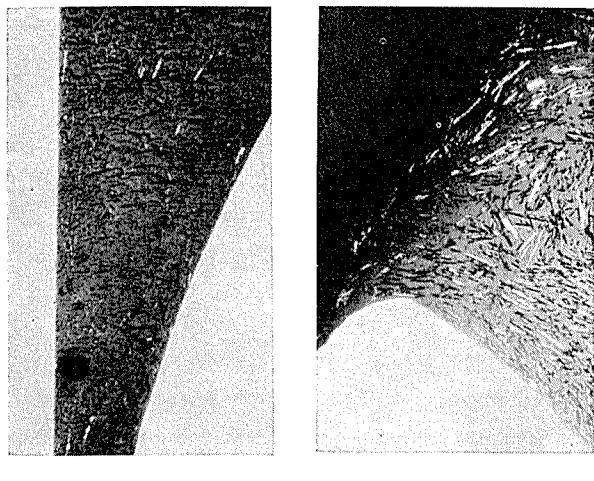


図5 接着剤Aによるアルミニウム管継手の顕微鏡組織(×100)
 接着のまま 屋外ばく露3カ月間

わが国は技術的に米国に比べて遅れており、また国内の接着剤メーカーも熱交換器用として十分なデータを蓄積していないように思われる。今後は適正な接着剤の選定とともにその接合部への合理的な適用方法、養生条件、さらに実機試験などを重ねていく必要があろう。

3.1.2 超音波はんだ付け

熱交換器などのアルミニウム管を超音波方式によってはんだ付けする方法は、かならずしもはんだの予備被覆を必要とせず、またフラックスを用いないため後洗浄が不要であることなどの利点から、内外においてかなり以前から検討されていた。

とくに熱交換器などの比較的大きな構造物では超音波による活性化域を十分大きくとれないと、およびホーンの耐熱性などが技術的な問題点として未解決のままであり、実用化の域に達していなかった。しかし最近米国において超音波機器メーカーであるブランソン・ソニック・パワー社およびアルコア社から相ついで、熱交換器のUベンド管とヘヤーピン管の接合に適用される超音波はんだ付け法が確立され、実用化がすすめられていることが報告された。ブランソン社の方法は95%亜鉛-5%アルミニウムはんだと超音波を併用したものであり、つぎのような方法がある³⁾。

(1)まず、Uベンド管外周部およびヘヤーピン管の拡管内面側にそれぞれはんだを超音波法により予備被覆したのちに両者を嵌合し加熱して管継手を作成する。

(2)リング状のはんだをあらかじめ嵌合した継手部に置き、つぎに継手部に熱と超音波エネルギーを与えて、はんだを溶融流入させて管継手を得る。

(3)組立てた熱交換器の管継手部のみを溶融はんだ中に浸漬し、外部からヘヤーピン管の拡管部にホーンを直接接触させて超音波エネルギーを与えてはんだ付けする。

(4)Uベンド管の外周部に超音波法によりはんだを予備被覆し、これをヘヤーピン管の拡管部にはめこみ、つぎに継手部を超音波で活性化された溶融はんだ浴中に浸漬することによってはんだ継手を得る。この場合、ホーンははんだ

浴中にあり、継手部は接触していない。

これらのうち、(3)および(4)の方法が自動化に適しているが、前者では多くの継手部をせまい間隔で配した複雑な構造物では問題があり、最近では溶融はんだ浴そのものを超音波で全体的に活性化する方法が検討されているといわれている。わが国では、まだ熱交換メーカーにおいて95%亜鉛-5%アルミニウムはんだによる継手は従来のアルミニウム一けい素ろうによる継手に比べて信頼性に欠け問題があるとされているが、最近米国UL社がこの種の継手を承認したともいわれ、また熱源として高温ガスを使用する米国パイロニクス社のホット・ガス・ブレイザにおいても、アルミニウム合金継手に95%亜鉛-5%アルミニウムはんだを用いていることなどからみて、今後わが国でもはんだによる継手が検討されることになろう。

図6~8はあらかじめUベンド管にはんだを被覆し、ヘヤーピン管に嵌合後溶融はんだ中に浸漬して超音波はんだ付けした管継手の接合状況を示したものである。このうち、図6はUベンド管継手の外観状況、図7ははんだ付け部の断面マクロ組織、図8ははんだ付け接合部の顕微鏡組織である。これらの写真によれば、はんだは継手内部にまで完全に充てんされており、良好なはんだ継手が得られている。

アルコア社の超音波はんだ付け法はブランソン社と同様に空調および熱交換器用として開発されたもので、大量生産が可能である。アルコア社ではこの方法を571プロセスと呼んでいる。詳細は明らかではないが、ユニット構造の熱交換器はホット・エアあるいはガス・フレームで予熱し

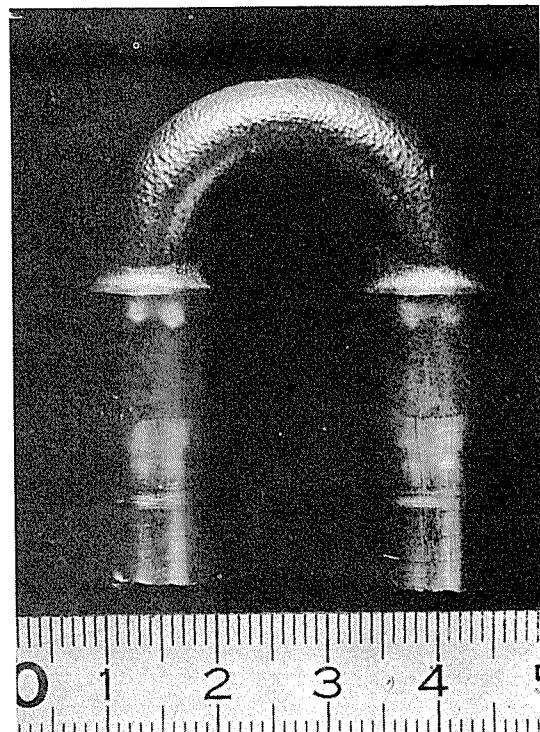


図6 超音波はんだ付けしたUベンド管継手の外観状況

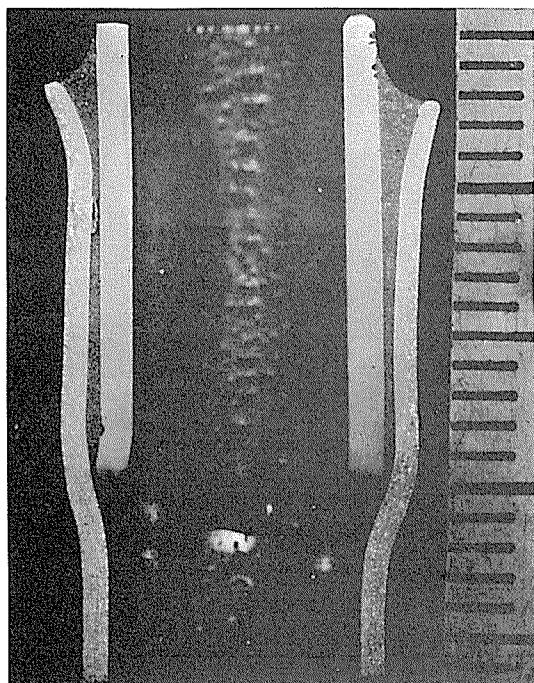


図7 超音波はんだ付けしたUペンド管継手の断面マクロ組織
(×6.5)

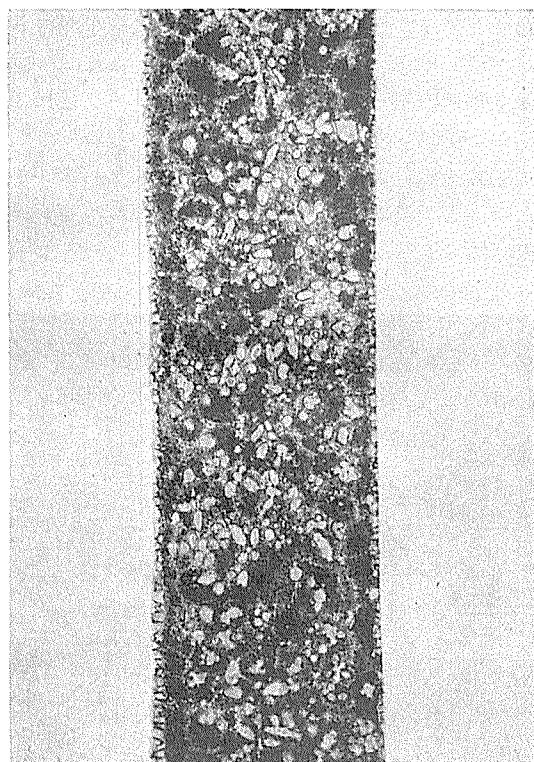


図8 超音波はんだ付けしたUペンド管継手の断面顕微鏡組織
(×100)

た後、超音波で活性化したはんだ浴の中に浸漬し、管継手の空隙部に溶融はんだを浸透させて、ピンホールのないはんだ継手を作成することができると紹介している⁴⁾。571プロセス法は前述のブランソン社のはんだ付け法と内容的にあまり違いはないであろうと予想されるが、Uペンド管については管端部において外周方向に対して4個所に突起をもうけてあり、この突起がヘアーピン・チューブとのクリアランスを保つのに役立っている。

3.1.3 真空ろう付け

ろう付けは熱交換器のように板厚が薄く複雑な構造のものを量産する場合に、溶接のような熟練を必要とせず、しかも一度に接合できるという利点から、工業的に広く採用されている。その代表例として、オイル・クーラおよびカー・クーラ・コンデンサがあげられる。

アルミニウムのろう付けにおいては、酸化皮膜の除去および溶融ろうのねれ性を増すために、一般に活性度の高いフラックスが併用されているが、残留フラックスによるろう付け部の腐食あるいは排液処理などの公害問題がつきまとう。そのため、フラックスを用いない真空ろう付け法が各方面から注目され、米国においてはすでにカー・クーラのエバポレータやディーゼル・エンジンのオイル・クーラの組立てに一部利用され、連続生産が行なわれている。また、最近では一般空調関係の熱交換器にもその適用が検討されているといわれる。

真空ろう付けの利点を要約すると次のようである。

- (1) フラックスおよび治具の消耗に対する出費がない。
- (2) ろう付け時にフラックス・ヒュームが発生しない。
- (3) ろう付け後の洗浄が必要ないので、排液処理の問題がない。
- (4) 工場のレイアウトを小さくすることができ、さらに継手設計の自由度が大きい。
- (5) ろう付け後の外観が美しく、塩化物による腐食の心配がない。
- (6) 連続生産も比較的容易である。

真空ろう付けにはブレージング・シート、置きろう両方式のいずれもが可能であるが、熱交換器ユニットなどには、前者の方がより適している。米国アルミニウム協会に登録されているブレージング・シートを表6に示す⁵⁾。

心材合金には3003あるいは6951合金が用いられるが、皮材合金はけい素の他にいずれもマグネシウムを含有しているのが本系ブレージング・シートの特長である。現在、主として用いられるブレージング・シートはX3およびX

表6 A.A.登録真空ろう付け用ブレージング・シート

番号	当社規格	材質		皮材の状態	ろう付け ⁽¹⁾ 温度(°C)	板厚に対する皮材の厚さ(%)
		心材	皮材			
X3 X5	W20C W21C	3003 6951	X4003(A1-7.5%Si-2.5%Mg)	両面クラッド	590~615 590~615	0.61mm以下15%
X7 X8	W22C W22C	3003 3003	X4004(A1-9.75%Si-1.5%Mg)	両面クラッド 片面クラッド	590~605 590~605	0.64~1.57mmは10%
X9	—	3003	X4005(A1-10.25%Si-0.6%Mg)	両面クラッド	590~605	1.6mm以上7.5%
X14	—	6951	X4004(A1-9.75%Si-1.5%Mg)	両面クラッド	590~605	

…を封するもの。

であるが、最近登録されたX 9は皮材合金のマグネシウム量をさらに少なくしたもので、これはマグネシウムのヒュームによる真空炉内の汚れを軽減するためである。

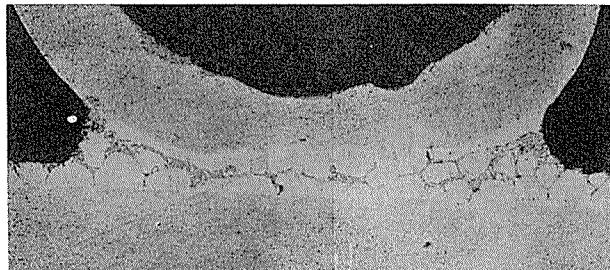
この皮材中のマグネシウムは真空ろう付けしたとき、蒸気圧が高いために蒸発して雰囲気中にマグネシウムの蒸気をつくり、ろう付け雰囲気中の酸素や水分を奪い、またアルミニウム表面のアルミナを還元することによって溶融したろう材のアルミニウム母材に対するぬれ性を向上させるといわれる^③。

もちろん、マグネシウムが存在しなくとも真空ろう付けは可能であり^④、その他各種の添加元素の影響なども調べられ、いくつかの特許も出されているが、現在のところマグネシウム以上の効果の得られる合金元素は見当らないようである。

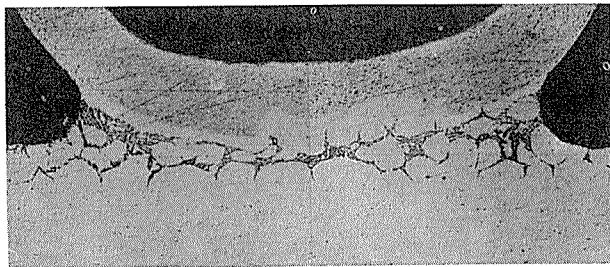
この場合、マグネシウムは皮材からの他に、たとえば構造物の近傍にマグネシウムあるいはマグネシウム合金を置くなどして、別の供給源からマグネシウム蒸気を与えて同様の効果が得られる。なお、このマグネシウム存在下での真空ろう付けについては基本的にG E社が米国特許を有している。

継手の形状は各種のろう付けに従来から適用されているものでも良好な結果が得られるが、フィンと板の接合などではプレーシング・シートを利用して鋭いエッジをもった線接触継手が望ましい。また真空中での加熱であるため、治具はできるだけ熱容量の小さいものが望ましいことはいうまでもない。

作業条件としては、ろう付け時の真空度は 10^{-5} Torr レベルが理想的で、加熱時間やろう付け温度は一般的のろう付けと大差はない。真空炉は非産業熱交換器用としては量産に応じられるものでなければならず、一般には真空引きと



X 3 ブレーシング・シート— 3003 フィン



X 5 ブレーシング・シート— 3003 フィン

図9 ブレーシング・シートとフィンの真空ろう付け部の断面顕微鏡組織 (600°C × 3 min 加熱, 真空度 2.5×10^{-5} Torr)
(100×1/2)

加熱を同時に行ない、ろう付け終了後は直ちに窒素ガスを炉内に送給して内圧を上げ、扉を開けるとともに品物を外部に出して、ファンなどになり強制空冷を行なう方法がとられている。品物の形状や生産量により、バッチあるいは連続式炉が採用されているが、後者では品物の搬送システムにも種々の配慮がなされている。なお、いずれの形式の炉についても、ろう付け時に発生するマグネシウム蒸気が炉を汚さぬような構造のものが望ましく、同時に炉の清掃が容易なものでなければならない。

参考までに、X 3 ブレーシング・シートと3003フィンおよびX 5 ブレーシング・シートと3003フィンを組合せてフィンとプレートのモデル・ユニットを組みたて、真空ろう付けしたろう付け継手の顕微鏡組織を図9に示す。図によれば、接合状況はいずれも良好で、共晶成分の多いろう付け継手が得られている。

以上、真空ろう付けについて概略を述べたが、本方法は真空炉および接合技術とともに実用化の途上にあり、近い将来工業的生産技術としてかなり普及するものと思われる。しかし、真空ろう付けはフランクスを使用しないという大きな利点の反面、従来の方法に比べて、とくに置きろうによる管継手などにおいてぬれ性がやや劣る点は否めず、今後本方法の利用面を広げるためには管継手と板材を貫通する管と板との継手などについてさらに検討が必要であろう。また、前述の亜鉛を含む合金の真空ろう付けにおいては、通常の施工条件では母材から亜鉛が蒸発して消失することに対する対策、たとえば不活性ガス雰囲気あるいは可変真空雰囲気中のろう付けなども検討されねばならない。

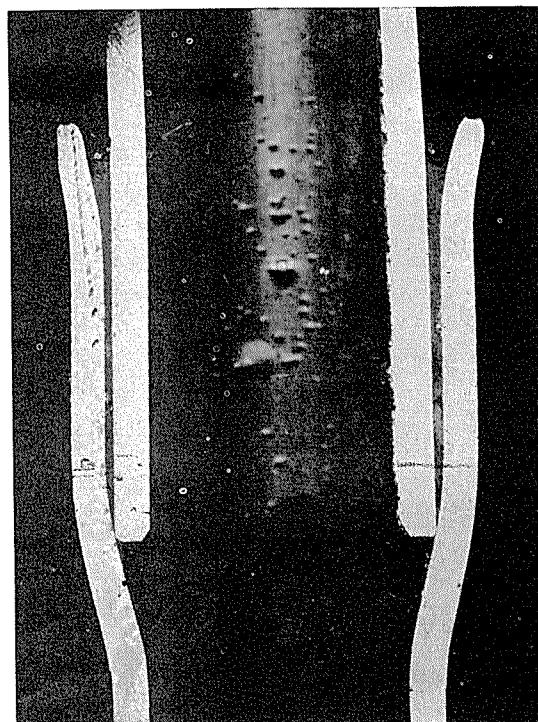


図10 銅コーティング後 Sn-Pb はんだ付けしたアルミニウム・管継手断面マクロ写真 ($\times 5$)

3.1.4 銅コーティング法

熱交換器におけるアルミニウム管の接合法として、管表面に化学的な置換反応によって3~5μの厚さの金属銅の被覆層を形成し、銅用の錫一鉛はんだで接合する方法が確立された⁷⁾。

図10はUバンド管とヘヤーピン管の接合部に数μの銅層を施した後、50%錫-50%鉛はんだではんだ付けした継手の断面写真であり、また図11は銅コーティング後20μの銅メッキを施したアルミニウム・ブスバーを50%錫-50%はんだではんだ付けした接合部の顕微鏡組織である。これらの顕微鏡写真によれば、錫一鉛はんだによくても良好なはんだ継手が得られることが明らかである。

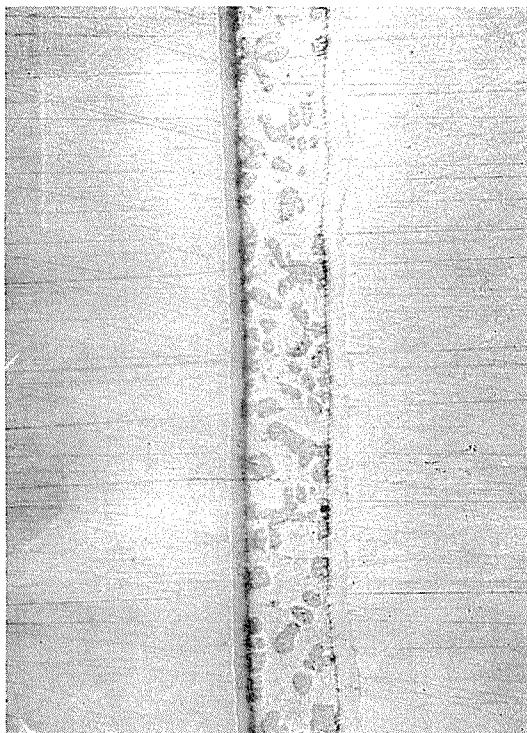


図11 銅コーティング後銅メッキして Sn-Pb はんだ付けした継手の断面顕微鏡組織 ($\times 100$)

なお、ルーム・クーラのエバポレータおよびコンデンサの管継手を本方法により作成して長期間実機試験を行なったところ、継手の耐食性および耐久性は良好であった。

錫一鉛はんだによる継手の諸性能についてはさらにアルミニウム一けい素ろうあるいは亜鉛一アルミニウムはんだによる継手との比較試験が必要であるが、その結果については別に報告したい。

ごく最近では250°Cの鉛油浴中でアルミニウムのはんだ付けを行なうTDZ-4方法⁸⁾も注目されているようであり、今後はろう付け以外に低融点はんだによる接合法が検討されることになるかもしれない。

3.2 フィン材の傾向

3.2.1 アルコア450プロセス

ルーム・クーラ、カー・クーラのコンデンサやエバポレータに採用されているクロス・フィン・コイルのフィンの製法には、現在2種類の方法がある。その概略工程を図12

(a)および(b)に示す。そのひとつは下穴をうがち、その後柱状のポンチを挿入してストレッチ・フランジングする方法で、「伸びフランジ成形」と呼ばれている。今ひとつは絞り張り出し加工によりカップ状に成形したのち、底部を打ち抜いて所定の形状を得る方法で、6ないし8工程の連続プレスにより加工される。なお、この方法は装置製造会社の名称をとって「バー・オーク方式」または「ウェルダン方式」などともいわれている。

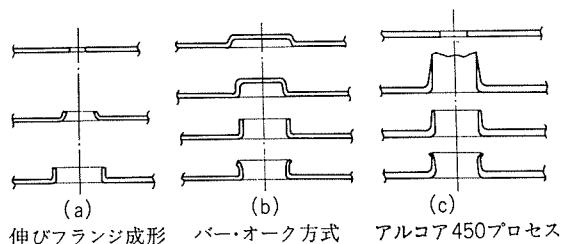


図12 フィン材の各種製造工程

成形されたフィンとしては、ハンドリングの面からはフィン材そのものの強度の高い方が、また価格の点からは薄い方が望ましい。しかし、現在の上述の加工法では加工性の点から軟質材が用いられているために、肉厚を薄くするとハンドリングにいくらか問題がある。

このような背景のもとに開発され、最近話題となっているフィン加工法に図12(c)に示す「アルコア450プロセス」と呼ばれる方法がある。この方法は「しごき加工(Ironing)」によりカラーの成形を行なうもので、材料の硬軟にかかわりなく加工が行なえるため、比較的硬質の材料を使用することができ、前述の薄肉フィン材の適用が可能である。

このフィン加工のプロセスは4つの工程から成っている。すなわち、第1工程でまず下穴をうがち(Piercing)、第2工程でつば出しおよびしごき加工(FlangingおよびIroning)、第3工程ではカラー端部を整えるための切断(PinchungおよびTrimming)、そして最後の第4工程でカラー開孔部のフレアー(Flaring of mouth)がそれぞれ行なわれる。第1工程の下穴寸法は第2工程で使用するポンチとダイの寸法、素材板厚および必要とするカラー高さなどと関連して決められる。また第2工程で使用するポンチとダイについては、とくにポンチの形状を規制しており、円錐の先端を切り取った形状で、とくに円錐が縦軸と成す角度を10~30°に保つことが好ましいとしている。

図13に当社材を使用し、試験的に成形したフィンの断面を示す。

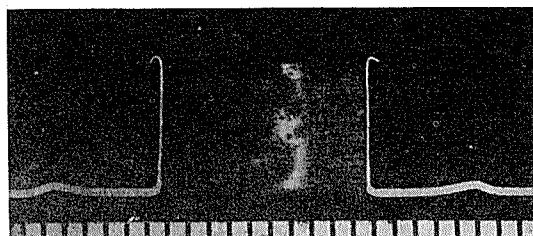


図13 しごき成形によるフィンの断面

この方法ではとくに材料の耳（異方性）を管理する必要があろう。異方性が大きい場合にはカラーの周縁部に生じるでこぼこが大きく所要のカラー高さを確保することが難かしい。調質についてはその素材の硬軟にかかわらず成形することが可能であるが、H26程度の調質がもっとも加工し易いようである。また、この方式ではポンチとダイと材料の心出しに留意する必要があり、とくに高速自動プレスに適用する場合には、これがもっとも大きな問題になるものと思われる。

3.2.2 7072合金フィン材

以前からルーム・クーラの銅管をアルミニウム管に換える、いわゆるオール・アルミニウムのクロス・フィン・コイルの検討が行なわれているが、アルミニウム管では管の外面からの孔食のおそれがあるということで、その実現が思うにまかせない状況であった。

しかし、最近米国の検査機関であるU社がオール・アルミニウムのクーラを承認したというニュースや、米国のクーラ・メーカー各社がオール・アルミニウムのクーラを発売したことなどが契機となり、わが国でもその検討が活発になってきた。

上述のアルミニウム・クーラではフィン材に従来の1100や1050などの純アルミニウムの代わりに7072合金を使用しており、アルミニウム管と7072合金フィンとの間に意識的に設けられた電位差によりフィンを管に対する犠牲材料とし、管外面からの孔食を防止するという考え方で、3.3.2項で述べたクラッド・チューブの代用をねらった使用法である。このような組合せで製作されたクロス・フィン・コイルは比較的腐食に対する条件の穏やかなエバポレータやドライ・コンデンサなどに採用されている。

また腐食環境の厳しい場合には、純アルミニウムや3003合金管の外面に7072合金を被覆したクラッド・チューブを採用し、さらにフィンにも7072合金を適用した例が米国で見受けられる。この場合、管の外面に被覆される7072合金の亜鉛含有量を減らして、フィンに用いられる7072合金との間に意識的に電位差を設ける方法がとられるらしい。

3.2.3 表面処理フィン材

フィン材に関する今ひとつの傾向として、防食処理を施したフィン材の要求がある。最近話題となっているヒート・ポンプ式あるいはファン・コイル・ユニットなどのオール・シーズン・タイプのルーム・クーラや船舶用クーラなどに用いられるクロス・フィン・コイルでは、とくにフィンの腐食がはなはだしいことから、あらかじめ防食処理を施したフィン材を使用するという考えが出てきたわけである。

必要な性能としては防食性は当然のことであるが、その他に(i)処理により極度に熱的性能が低下しないこと、(ii)プレス加工性を阻害しないこと、(iii)低コストであること、などが要求される。

これらの条件を満たす処理法として(a)化成皮膜処理、(b)

連続アルマイト、(c)薄膜塗装、(d)防錆油の適用などの各種の方法が検討されている。

いずれの方法も処理工程としては薄肉、軟質材の連続処理となるため、ライン構成に十分留意する必要がある。

3.3 管材の傾向

3.3.1 銅材料のアルミニウムへの転換

熱交換器の熱・冷媒管として使われている銅管は熱交換器として要求される各種のすぐれた性能を有し、しかも古くから使われているので信頼感があり、かつ供給も順調であった。しかし、工業生産の発達とともに銅資源は不足がちとなり、銅材料は必要なところに重点的に用いて、代替できるものは他材料を用いることが検討されるようになった。いま銅の単位重量当たり単価をアルミニウムとおよそ同程度と仮定すると、比重が銅の $\frac{1}{3}$ であるアルミニウムは耐食性を考慮して肉厚を5割増しにしても銅の半分の材料費ですむことになる。したがって加工方法とくに接合と防食技術の改良によってアルミニウムに適した量産方法が確立されるならば、その利益は非常に大きなものになる。このため従来から意欲的な努力がはらわれてきており、その成果は徐々に現れつつあるが、まだアルミニウムが完全に銅にとって代るまでに至っていない。しかし、本項に述べるように最近のアルミニウム製熱交換器技術の進歩はめざましいものがあり、その速度は年とともに速くなっている。

銅管をアルミニウム管に置換するについて最も大きな障害は水に対する耐食性である。このためには2.4項で述べたようにクラッド・チューブが安価に量産されることが必要であると考えられる。これについては3.3.2項で述べることとする。また、クラッド・チューブ製作方法のひとつとして考えられる溶接管については3.3.3項で特に説明をおこなうこととする。

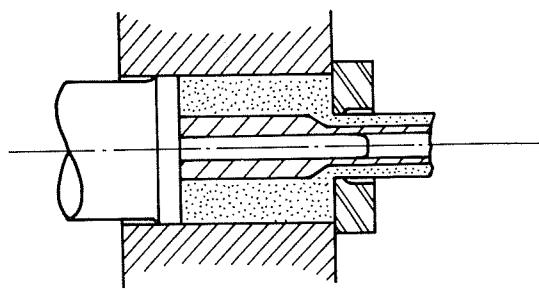
3.3.2 クラッド・チューブ

先に述べたようにクラッド・チューブの量産技術の確立はアルミニウムの防食技術として強く要望されている。また真空ろう付け法その他のろう付けによって熱交換器を組立てる必要から、たとえばX4003あるいはX4004合金などのろう材を被覆した管に対する要望も強い。

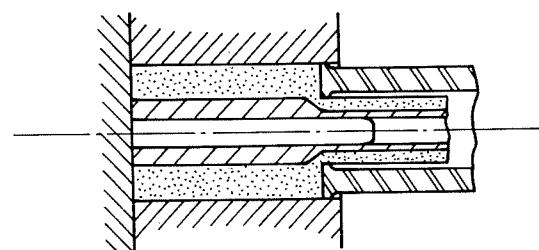
クラッド・チューブの製造方法は種々考えられるが、大まかに分けると(1)クラッド・シートを使った溶接管、(2)クラッド・インゴットを用いた押出管、(3)押出管を大小重ね合わせて冷間引抜で密着させたものなどがある。これらのうち、冷間引抜によるものは必材と皮材が冶金的に結合しておらず、境界に残留するおそれのある空気、油、水などが加熱の際に悪影響をおよぼすなどの欠点がある。また腐食が進行するとクラッド層がはく離する傾向があり、せっかくの耐食性の改善の効果が失なわれる。押し出しによるクラッド・チューブでは心材と皮材とは完全な冶金的結合を得ることができて好都合であるが、均一なクラッド層を得るのが困難であって製品の歩留りが劣る。メタル・フローの安定性を考えると、変形領域がほとんど一定の状態で押

出が進行する間接押出法などは今後さらに検討される必要があろう。この他に考えられる方法としては爆発圧着による方法、クラッド・インゴットを圧延等の能率のよい方法で圧減する方法などが考えられる。図14は押出によるクラッド・チューブ製造の例を示す。

クラッド・チューブについては実験的には以前から実用性が確認されていたが実施に踏切るまでに至っていなかった。しかし、最近米国の検査機関であるUL社が承認し、またGE社がクラッド・チューブを使したオール・アルミニウム製ルーム・クーラーを発表するなどの気運に刺激されてクラッド・チューブの使用は急速に進展するものと考えられる。



a. 直接押出法



b. 間接押出法

図14 押出によるクラッド・チューブの製造

3.3.3 溶接管

熱交換器用管材の一つの製造法として、通常の押出一引抜による継目なし管のほかに、溶接による方法があげられる。溶接法としては、TIG溶接などによるアーク溶接法も考えられるが、溶接速度の遅い点に問題があり、したがって、すでに鋼に対して広い実績を有する高周波誘導あるいは抵抗溶接の採用がもっとも有望視される。

高周波溶接の特長はその一例を表7に示すように⁹⁾、溶接速度が著しく速いことにあり、また通常の溶融溶接によるものに比べ、高速局部加熱に加え、溶融金属はスライドロールにより押しつけられる結果として、ビード幅および熱影響部がともに狭いのも大きな利点である。その一例を図15に示す。写真の溶接管は内面7072、心材3003および外面X4003合金より成る三重溶接偏平管であるが、このように溶接による場合、多重管の製造が比較的容易であることも、溶接管の利点の一つにあげることができる。

しかし、高周波溶接によるアルミニウム(合金)管は、こ

表7 アルミニウム管の高周波溶接における溶接速度の一例

溶接法	容量 (kw-kHz)	肉厚あるいは 外径×肉厚(mm)	溶接速度 (m)
高周波抵抗 ⁽¹⁾	50-450	0.64	61
		0.89	61
		1.14	53
		1.30	46
		1.57	49
		2.39	31
高周波誘導	50-450	25.4φ×1.27	39
	17-450	25.4φ×1.24	61
	19-450	102φ×1.24	49

(1) 管外径が9.5mm以上では、溶接速度は外径に依存しない。

(2) 外径25.4mmのアルミニウム管の場合、上記データは溶接部の所要品質により著しく異なる。

これまで、たとえば家具やTVアンテナ用の管など、溶接部の品質がそれほど重視されない用途に使われているに過ぎず、従来より熱交換器用管に使われている継目なし管と同程度の品質をうるには、まだ解決されなければならぬ問題点がある。

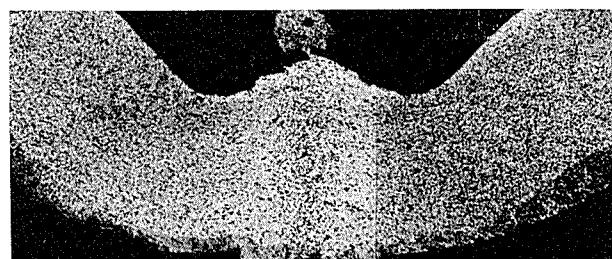


図15 アルミニウム合金溶接偏平管の顕微鏡組織 (100×12)
—外表面X4003、心材3003、内面7072合金より成るクラッド・チューブ—

その第一は速いライン速度に追随できる信頼すべき非破壊検査法が現在のところ、まだ確立されていないことにあら。いうまでもなく、熱交用管には安定した高品質が要求され、いっぽう本溶接法の特長である高速度溶接の利点を生かすためには、融合不良、溶込み不足あるいは気泡などの溶接欠陥をオンラインで検出できる非破壊試験法の確立が不可欠であり、これが溶接管の熱交利用に対する重要な前提条件となってくる。

つぎに溶接部の性能が挙げられる。たとえ健全な溶接部が得られたとしても、溶接金属および熱影響部が存在するため、冶金的な均質性の点で継目なし管に比べ不利なことは否めない。まして近い将来採用の期待される空調用熱交のクラッド・チューブ(心材3003、外表面7072合金クラッド)あるいは自動車ラジエータ用の偏平管(たとえば、内面7072、心材3003、外表面X4003合金クラッド)においては、程度の差こそあれ、溶接部ではこれらのクラッド材が部分的に欠陥あるいは溶接金属内に含まれるために、耐食性や場合によってはろう付け性に悪影響をおよぼすことも考慮しなければならない。なお、限られた実験ではあるが、この種のクラッド板の突合せ溶接部では、高周波溶接部よりビード幅および熱影響部幅がともに狭い不活性ガスアーケ溶接部でも、促進腐食試験の結果、心材および溶接部は十分に保護されることが報告されている。

さらに溶接管においては、溶接部表裏面のばり、あるいは余盛が問題になろう。表面のばりは溶接直後にライン上で切削除去することが可能であるが、内面のばりの除去はとくに小径管の場合困難である。ラジエータ用の偏平管では、内面ばりの伴なった溶接部をその短辺側にもっていくことにより、ろう付け時の障害を避けることができるが、空調用のクロス・フィン形の熱交では、フィン固定時の拡管作業において内面ばりが一つの障害となることも考えられる。

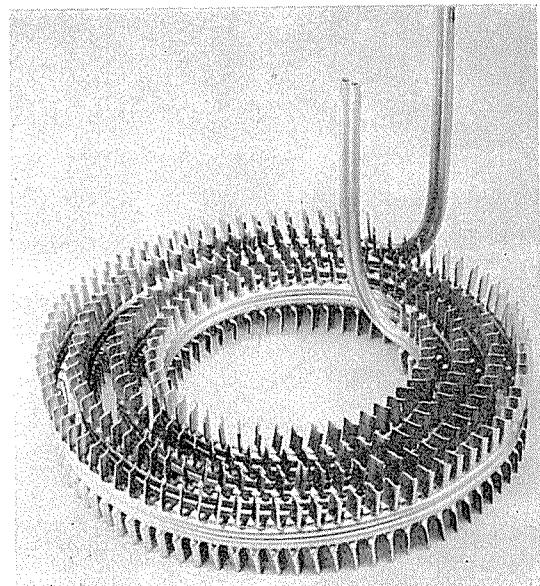
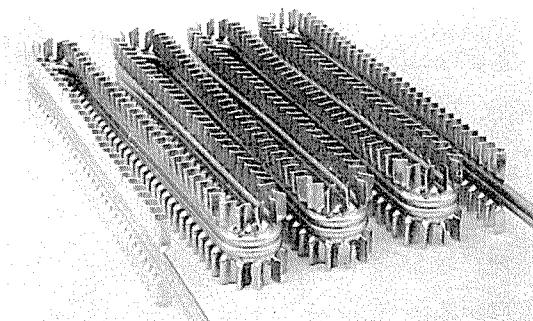
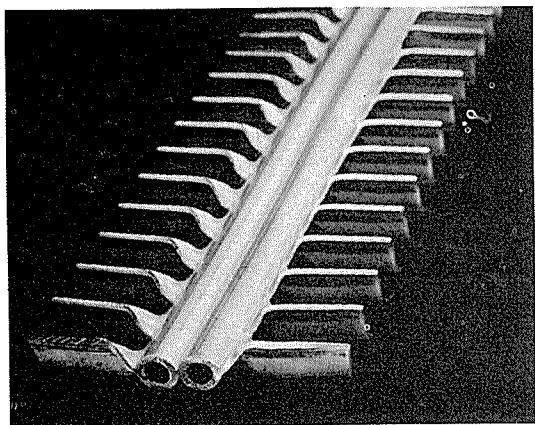


図17 インテグラル・フィン・チューブと曲げ加工例

以上の他の問題点としては、管外周の傷、溶接一筋成後の寸法精度なども挙げられよう。

いずれにしても、溶接による造管法は高速度でしかも多重管が比較的容易に製造できる点に非常に興味ある方法といえるが、熱交用としての利用が一般化されるまでには、実験室的な豊富なデータとともに、信頼性のある実用試験結果の蓄積が必要である。

3.4 一体フィン・チューブ

管材の内面、外面または内外面にフィンを設け、表面積の増加をはかったフィン・チューブが各種の熱交換器ユニットに使用されている。フィン・チューブには多数の種類や製法があるが、最近フィンとチューブとを一体に成形し両者間の熱抵抗を減らした、いわゆる一体フィン・チューブが開発されている。

3.4.1 インテグラル・フィン・チューブ

アルミニウムのもつすぐれた展伸性を利用して製造される押出しフィン・チューブには図16に示すとき断面をも

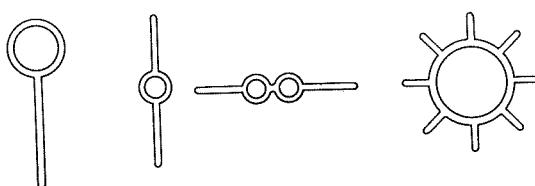


図16 各種押出しフィン・チューブの断面例

つものが以前から大量に使用されているが、さらにこのフィンに切削や曲げなどの機械加工を施して表面積の増加や特殊なフィン形状を確保した新しいフィン・チューブが開発され、インテグラル・フィン・チューブと呼ばれている。チューブ形状および曲げ加工例を図17に示す。

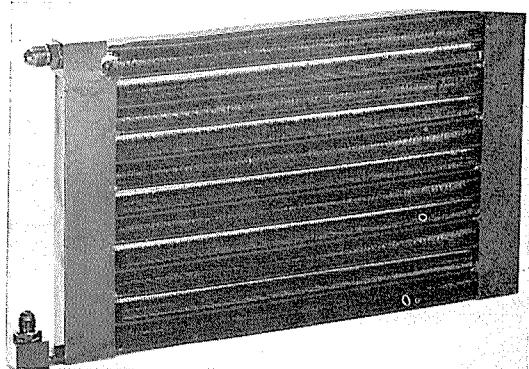
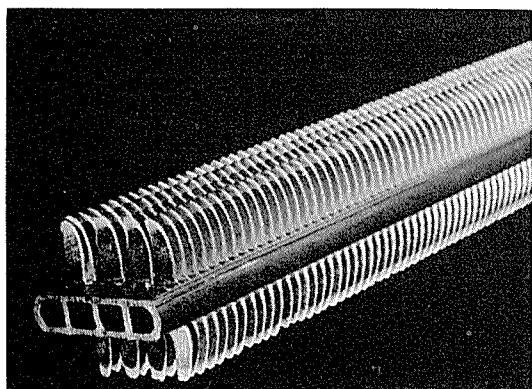
このチューブは(i)押出材から製造されるためチューブ断面を任意に選定できること、(ii)曲げ加工がパイプと同様に取り扱えるので、組立てに要する費用を節約できること、(iii)チューブとフィンが一体であるため熱伝達性がすぐれている、などの利点がある。米国ではすでに冷蔵庫のエバポレータや、電熱管を内部に充てんしたヒータ・エレメントなどに実用されており、わが国でもこのチューブを採用した除湿器の市販例がある。

3.4.2 切り起こしフィン・チューブ

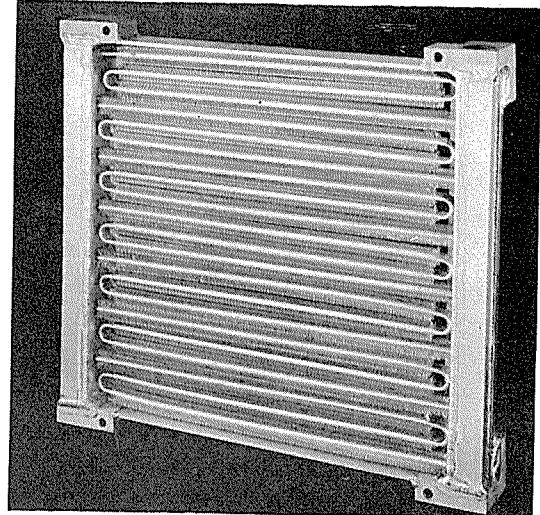
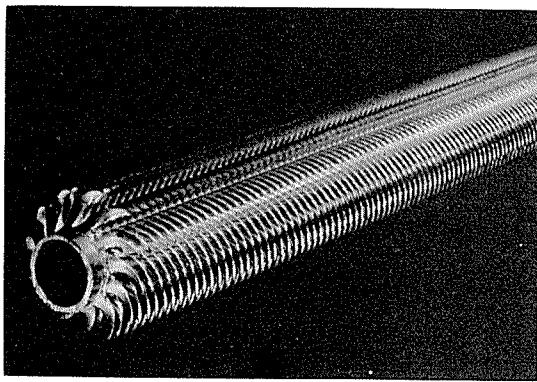
インテグラル・フィン・チューブと同様、押出材を用い、機械加工を施して製造されるフィン・チューブである。その概略形状を図18に示す。

特殊なバイトを用いて形材を切削し、切削屑の一端を母材から切離さないようにすることによってフィンが形成される。切削条件および素材の形状を変えることによりフィンの形状（厚さ、高さ、ピッチなど）を比較的自由に変えることができる。

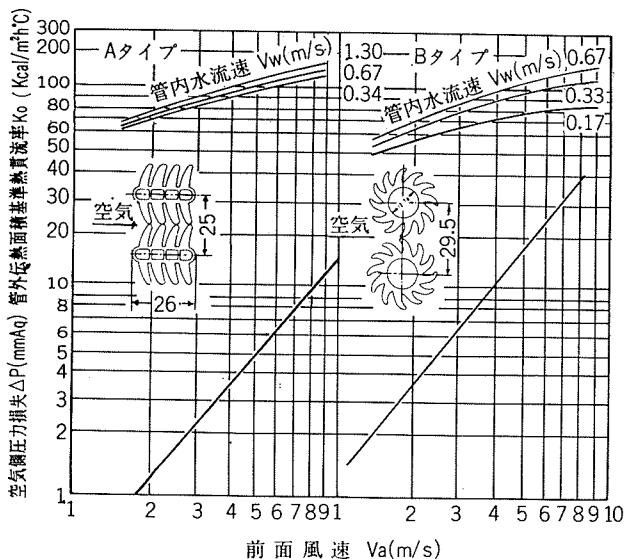
図19に熱試験結果の一例を示す。また、このフィン・チューブを用いて試作した熱交換器の例を図20に示す。いず



(a) カークーラ・コンデンサ

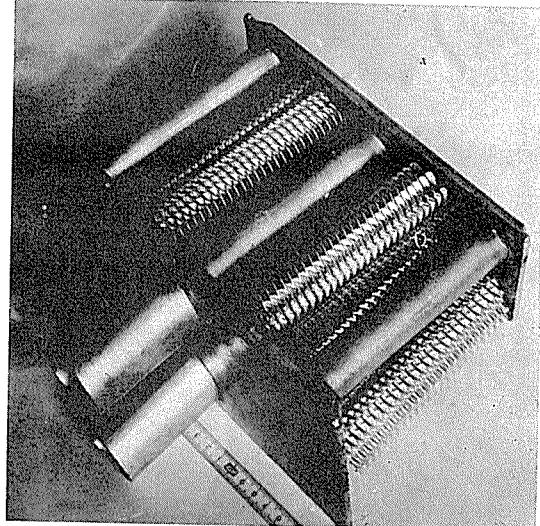


(b) オイル・クーラ

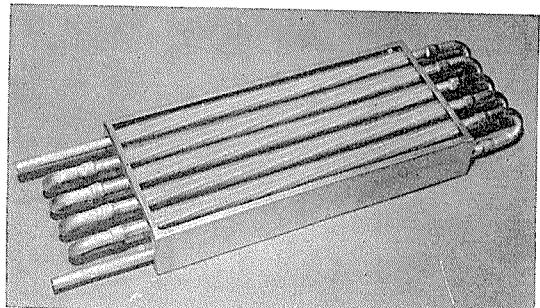


	Aタイプ	Bタイプ
フィン・ピッチ (mm)	2.2	2.5
管単位長さ当たり管外伝熱面積 (m^2/m)	0.3	0.30
管内流路断面積 (mm^2)	77	127
内外面積比	4.9	7.4

図19 切り起こしフィン・チューブの熱貫流率



(c) 風呂釜



(d) コンベクタ

図20 切り起こしフィン・チューブの各種試作例

れの例も実機に即したテストが行なわれ好結果を得ている。長尺(1~10m)管の製造が容易であることや、曲げ加工性にすぐれることなどから、熱交換器の組立てを合理化できるので今後各種の用途への応用が期待されている。

4. ま と め

最近における熱交換器用アルミニウム材料とその加工技術等について述べた。熱交換器部門はアルミニウムの大きな需要分野であり、今後もその拡大が期待される。今後の方向として考えられるのは

- (1) 銅管のアルミ化…クラッド管、各種継手の開発と結合方法の改良
- (2) フィン材の薄肉化とその加工技術の改良
- (3) 真空ろう付け法および起音波はんだ付け法などのフラックスレス接合技術の開発
- (4) フィンと管を一体にした新らしい一体フィンの開発などがこの分野の主たるテーマとして追求されることになるのではないかと考えられる。

当社としても、そのいっそうの進歩をはかるため、たと

えばオール・アルミニウム製ルーム・クーラの長期運転を行なうなどの数多くの努力を重ねてきているが、今後さらにこの分野に重点をおいてゆきたいと考える。

文 献

- 1) 斎藤寿寛: Al-ある (1970-9), 18.
- 2) H. Zeiger : Aluminium, 47 (1971), 305.
- 3) Branson Sonic Power Company : Data sheet 71-7 J
- 4) American metal market : August 22, (1972).
- 5) The aluminum association : *Pesistration record of aluminum association alloy designations and chemical composition limits for wrought aluminum alloys*, Revised March 1, (1972).
- 6) J. R. Terrill, C. N. Cochran, J. J. Stokes and W.E. Haupin : Weld. J., 50(1971), 833.
- 7) S. Terai, T. Suzuki and H. Irie : U. S. Patent, 3, 666, 520, May 30, (1972).
- 8) L. R. Rakowski : Modern Metals, 27(1971), 47.
- 9) H.B. Osborn, Jr. : Weld. J., 35(1956), 1199.

R

158

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 14 No. 1 January, 1973

酸素バーナによるアルミニウムの溶解について

犬 丸 晋

住友軽金属工業株式会社

酸素バーナによるアルミニウムの溶解について

犬 丸 晋*

1. はじめに

アルミニウムおよびアルミニウム合金の圧延、押出あるいは鍛造等の加工素材である鋳塊は、大量生産方式として反射炉で溶解する方法が一般に採用されている。まず、新地金、回転屑を溶解し中間合金等で目的の合金成分に調整し、脱ガス処理等の溶湯処理後鋳塊に鋳込まれる。

近年のアルミニウムの増産にともない溶解用の反射炉は改善大型化されてきた。これらの反射炉での加熱方式としては、空気一燃料バーナ（Air-Fuel-Burner, 以下AFバーナと呼ぶ。）が採用されているが、溶解速度の向上には限界があった。生産性を向上させるには大型の反射炉を設置せざるを得ないのが現状である。

1968年に米国のアルキャンアルミニウム社のオズエゴ工場での純酸素一燃料バーナ（Oxygen-Fuel-Burner, 以下OFバーナと呼ぶ。）によるアルミニウムの本格的な溶解生産試験結果が発表されるや否や、わが国でも急に注目されるとこどもなった。現在すでに、国内各社でも生産試験が行なわれているようであるが、大型反射炉にOFバーナを設置した本格的な操業が行なわれたという報告はいまだない。

当社では1970年より、日本酸素株式会社の協力を得てARCO-日本酸素方式のOFバーナを大型反射炉に取付けて、本格的な生産のための予備試験および生産試験を行なってきた。その結果十分に経済的メリットが得られることがわかったので、以下OFバーナによるアルミニウムの溶解の利点および試験結果の概要を報告し、今後のアルミニウム溶解の生産性の向上の指針としたい。

2. アルミニウムの溶解工程とその問題点

アルミニウムの大量生産方式での溶解・鋳造工程は図1のとおり、溶解炉および保持炉よりなる複式反射炉で行なわれている。生産性すなわち溶解・鋳造の1サイクルの短縮をはかるには溶解炉の工程と保持炉の工程を同時に短縮しなければならない。保持炉の工程を短縮する方法については本報告の主旨でないので割愛させていただくとして、溶解炉の工程は、原料、地金、回転屑等の冷材の装入作業、溶解作業および溶湯処理・送湯作業に大別される。この工程のうちで一番長く短縮の必要な工程が溶解作業である。

アルミニウムは非常に酸化しやすい金属であるため、溶解炉内の加熱雰囲気は中性または還元性が望ましい。しかし、一般にAFバーナでは空気過剰率を20~50%にして燃焼しなければ効果的な燃焼効率が得られない。したがってこのAFバーナの火炎を直接アルミニウム冷材に吹き付け

て効果的な熱伝達を行なわせるような加熱方式が採用されたとするなら、アルミニウムは酸化されてメタルロスが著しく多くなるであろう。また生成した酸化皮膜によりAFバーナから冷材への熱伝達も著しく阻害される危険がある。

AFバーナ加熱による反射炉での熱伝達の機構は、加熱された天井および側壁等の耐火材から冷材への放射、火炎から冷材への放射が主体となるものである。¹⁾ここにAFバーナ加熱による反射炉での、熱効率および溶解速度の限界が存在する。

3. OFバーナの利点

OFバーナの限界を打ち破る方法として、火炎を中性にコントロールしやすい、OFバーナがアルミニウム冷材の溶解に有効であることが注目されるところとなった。

純酸素は空気の液化分離法によりすでに鉄鋼業界では大量に消費されている。²⁾純酸素の価格も、鉄鋼業の飛躍的な増産にともない空気液化プラントも大型化かつ高効率化されて著しく安価になってきた。OFバーナにとって、酸素の価格が安価であることは必須の条件であろう。

OFバーナの最大の利点は純酸素燃焼であるから高温の火炎が得られしかも中性焰にコントロールされるので、直接アルミニウムに火炎をあてて急速かつ熱効率よく溶解出来ることである。すなはち溶解作業時間を短かくすることができるので、1溶解炉あたりの生産量を増大することができるとともに、人件費、熱源費さらにはメタルロスの低減ができるので経済効果が非常に大きい。

4. 酸素バーナの種類

加熱用に使用されるOFバーナには次の3種類の方式がある。

i) 酸素富化方式

1次・2次空気に純酸素を富化させることにより大気中の酸素の含有率21%以上にして雰囲気温度を上昇温度を上昇する方法では、炉内の耐火材の温度が上昇するので、耐火度の高い天井および側壁にしなければならない。

ii) 酸素添加方式

一部の重油をバーナ先端で純酸素と燃焼させ、その燃焼熱で残りの重油の気化分解を促進し燃焼速度、燃焼効率を上昇させる方法である。この場合空気過剰率をほぼ0にして完全燃焼することができるといわれている。この方式についてはすでにわが国でもアルミニウムの溶解に適用されている³⁾。

iii) 純酸素方式

燃料の助燃剤の空気の代りに全量純酸素を用いて燃焼さ

*技術部

せるため、非常に高温の火焰が得られるので、アルミニウムの溶解に最適の方法である。

この純酸素方式の代表的な方法に ARCO 法がある。この方法は、酸素の消費量を少なくするために、AFB バーナ

(時間)						
溶解炉(保持炉)	装入	溶解			除の 処理等	送湯
脱ガス 処理	除 済	保 温	鋳 込	鋳 塊 の取 出	鋳 型 整 備	
1 溶解・鋳造サイクル						

図1 複式反射炉における代表的な溶解・鋳造サイクル表

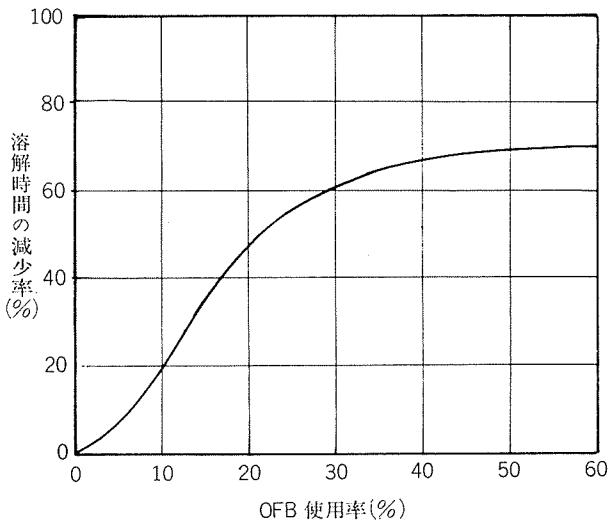


図2 溶解時間の減少におよぼすO F B使用率の影響

を主加熱源として使用し、OFB バーナは補助バーナとして効率よく溶解する方式である。ARCO の実験によると、溶解速度は図2のとおり向上し、溶解時のメタルロスは図3のとおり減少するという好結果が報告されている。⁴⁾

5. 予備試験

本格的な生産操業を行なうための予備試験として、火焰の性質の確認、溶解速度の向上率の推定をするため大型反射炉(図4)にOFBバーナ1本のみ取付けて基礎条件の検討を行なった。

5.1 ARCO-OF バーナの火焰についての基本的性質

80~200 ℥/hr の重油燃焼能力を持つ ARCO-日本酸素のOFBバーナの火焰の性状を観察した。酸素/重油の比を1.3~1.5Nm³/ℓまで変えて火焰の温度を測定するとともにその形状を観察した。図5にその結果を示した。この比率範囲では安定した火焰が得られた。その先端の温度は光高温度計で測定したところ約2000°Cであった。OFBバーナの火焰の温度は、理論的には2,800°Cになるといわれているが、実際には燃焼生成物が2,000°C以上で解離してし

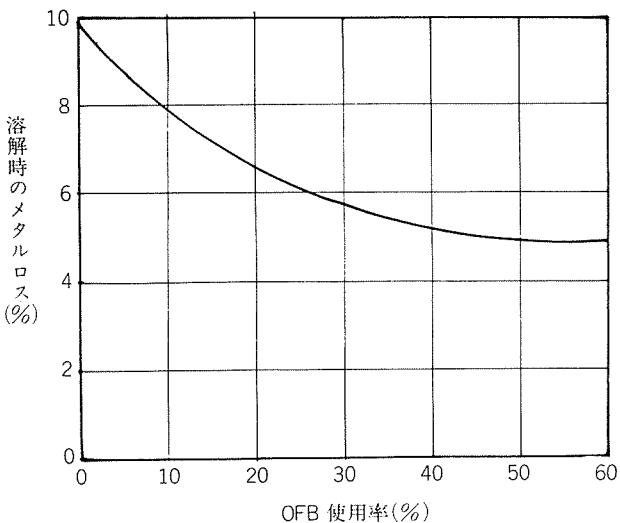


図3 溶解時のメタルロスにおよぼすO F B使用の影響

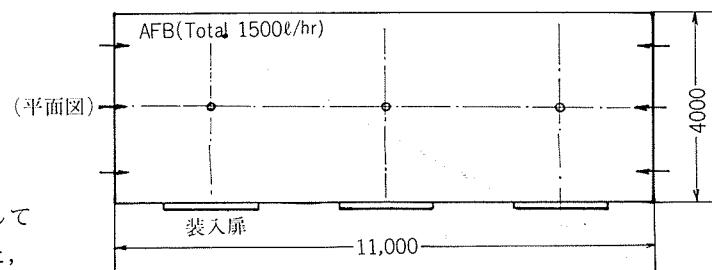
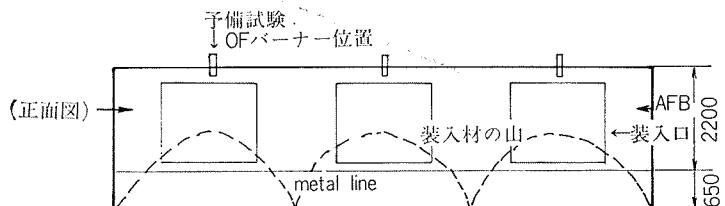


図4 O F Bを取付け試験を行った反射炉概略図

まうため約2,000°Cになる。すなわち解離潜熱として消費されるのであるが、2,000°C以下になるとこの潜熱は有効な熱源として消費される。

つぎに、酸素/重油比 1.5Nm³/ℓのOFBバーナの火焰を新地金塊を主体とする冷材に直接吹き付けて、アルミニウム冷材の表面での酸化の進行状を観察した。結果は期待されたとおり、アルミニウム冷材の酸化はほとんど進行せず、丁度、銀ろうが溶けるように地金の表面から雨滴状の粒子になって溶解した。図6に、その状況の一部を示した。OFBバーナ火焰は中性でアルミニウムの酸化を進行する危険がほとんどないということが確認された。

5.2 溶解速度予備調査試験

本格的にOFBバーナをアルミニウム溶解用の反射炉に適用して経済的効果が得られるかを推定する目的で、前述の大型反射炉で装入冷材の溶解速度を測定した。

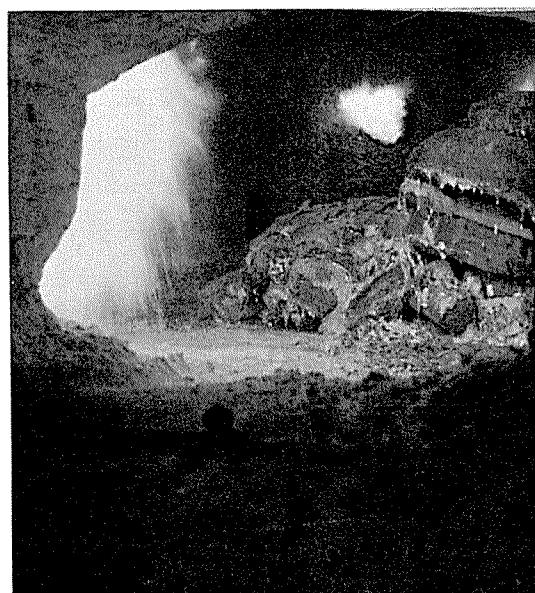
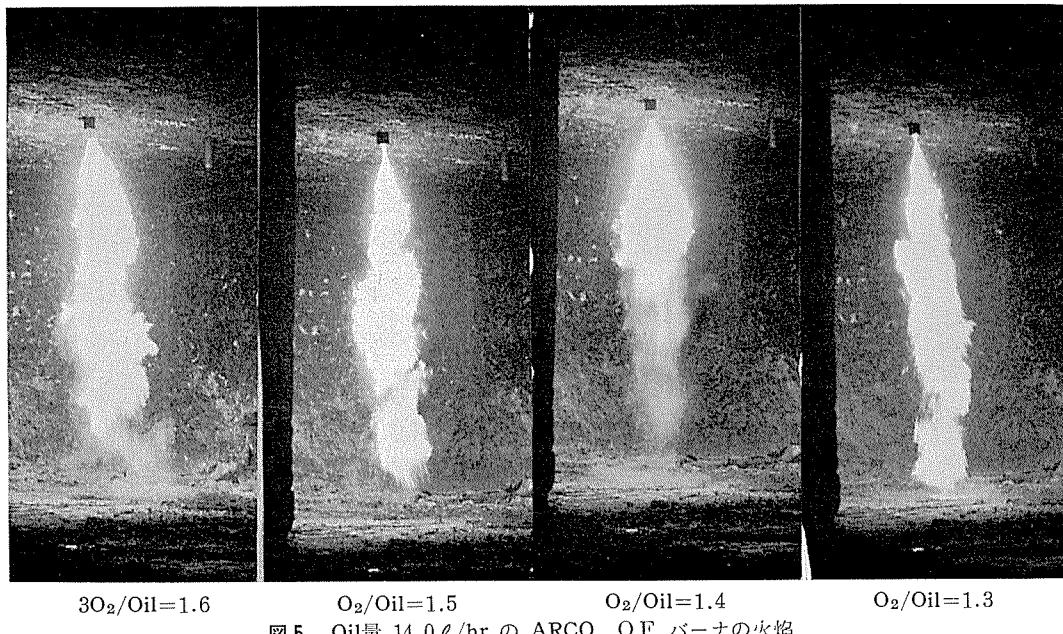


図6 OFバーナでのアルミの溶解状況
(雨滴状になって地金が溶解している)

OFバーナの効率のよい使用方法は冷材が湯面上に存在する期間で、すなわち、装入作業直後から溶け落ちまでの期間にOFバーナを使用した。図7に反射炉溶解工程のモデルを示した。

溶け落ち速度 ε を次の式で定義するものとする。

$$\varepsilon = \frac{\text{装入直後から溶け落ちまでに要する時間 (min)}}{\text{装入量 (ton)}}$$

また、OFバーナの火炎の影響を受ける装入材の溶け落ち速度を ε_{OF} とAFバーナ火炎のみの影響を受ける装入材の山の溶け落ち速度 ε_{AF} とを測定した。

ε_{OF} , ε_{AF} を同一チャージで測定するために、装入作業中の冷材の溶解をできるだけ少なくする目的でAFバーナを消火した。各装入口より、炉内にはほぼ同一量の冷材を装入して、冷材の山が湯面下に溶けるまでの時間を測定する

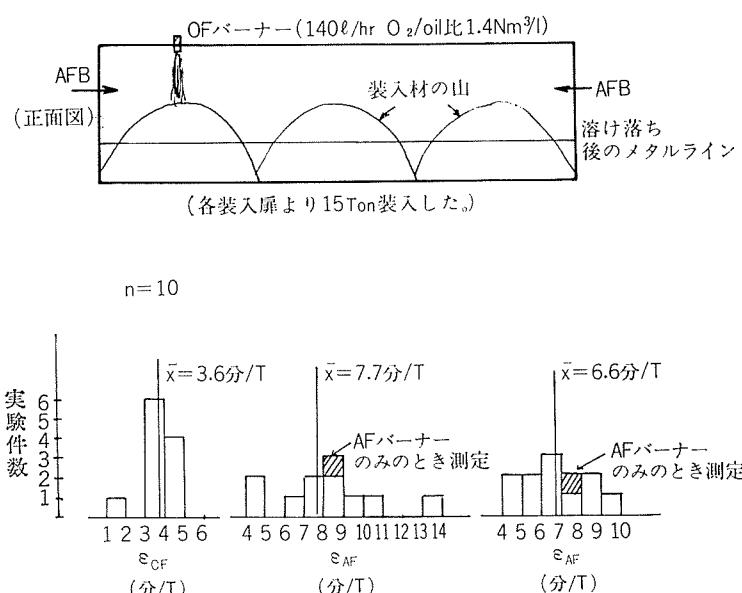


図8 OFバーナー1本取付けての溶解試験結果

装入	溶解		処理湯
	装入材が湯面上にみえる	湯面下に存在する冷材が溶解する	
AFBのみ使用	AFBにOFBを補助として使用すると効果のある期間 溶解サイクル	AFBのみ使用 OFBの効率悪い	

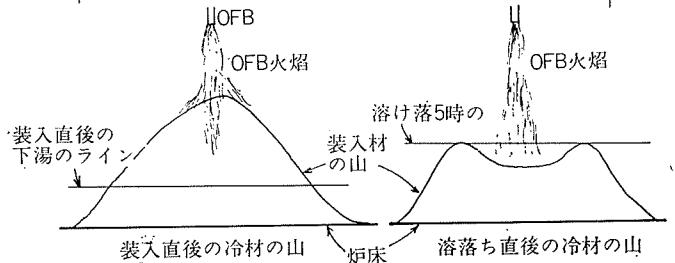


図7 OFB火炎により効果的に溶解出来る時期

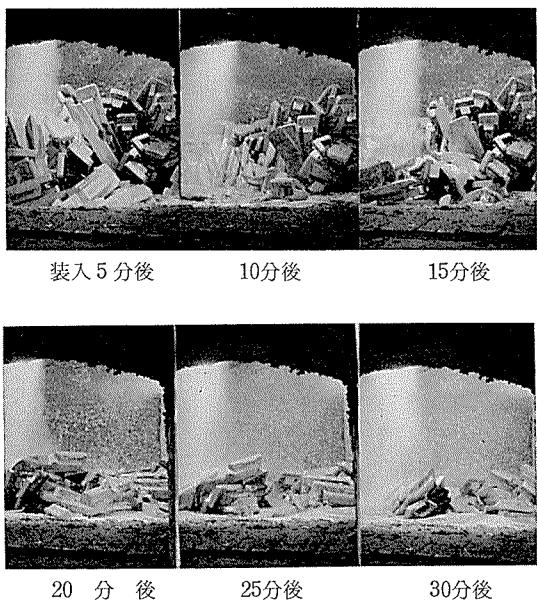


図9 アルミニウム新地金のOFバーナによる溶解状況
(35分間で溶け落ち完了した。)

ことにより ε_{OF} , ε_{AF} を算出した。その結果を図8に示したとおり ε_{OF} は ε_{AF} の約半分の値を示した。これは図1に示したARCOの実験結果にはほぼ近い値を示している。

図9に装入作業直後から5分おきに装入口のうら側の小窓より、冷材の山の溶解の進行状況を観察した記録を示した。

5.3 溶解速度における諸要因について

溶解速度にどのような要因があるかを調査した。その結果をまとめるとつぎのようである。

i) 装入材の形状の影響が著るしい。

OFバーナの火炎が接する伝熱面積の大きい冷材の溶解速度が大であった。最も適する冷材は15~20kgの新地金塊で、コイル状の屑は最もOFバーナ火炎での溶解に不適当であった。コイル状の屑は、たまに圧延工程から発生するものであるが板と板の間に空気の断熱層が出来ているので溶解速度を著しく阻害するものと推定される。したがって、これらのコイル状の屑は装入作業の一番最初に装入し、下湯の中に沈めて、溶湯との熱伝達によって溶解する方が得策であろう。

ii) 火焰の影響範囲が比較的狭い。

OFバーナの火炎は図5に示したとおり、比較的するほど細長い火炎である。すなはち、OFバーナの火炎が直接冷材に吹き付けられている範囲の溶解は著しく速やく、逆に直接火炎に接しない部分は遅いことがわかった。重油量140ℓ/hrのOFバーナの火炎影響範囲は約2,200mmの円内の範囲であった。図10に火炎が溶け落ち直後に影響を与えている状態例を示した。

今後、炉を設計するについては、この点十分注意を払ってOFバーナに適する炉を設計しなければならないことがわかった。

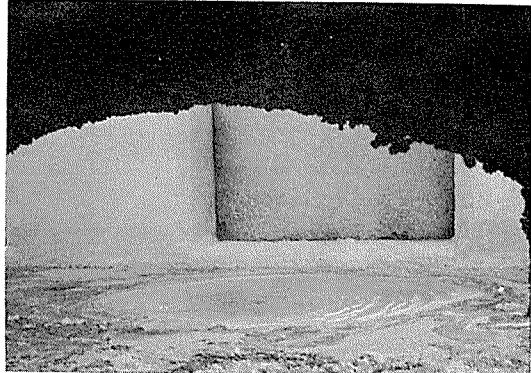


図10 OFバーナ火炎の影響範囲

天井OFバーナノズルよりメタルラインまで約2,200mm
火炎影響範囲 2,200mm円内、重油 140ℓ/min Oil/0²=1.4
Nm³/ℓ

6. 生産試験

前項で説明したとおり、OFバーナで溶解時間が短縮される見通しがついたので、各装入口の中心部にOFバーナを設置して、生産試験を行なった。(図11参照)その結果は予備試験で推定したのとほぼ同一の結果が得られた。むしろ予備試験より本試験の方がOFバーナの火炎がAFバーナの火炎に影響を与えてAFバーナの燃焼効率をじっかん向上させるという利点が判った。代表的な実験例をモデル化して図12に示した。

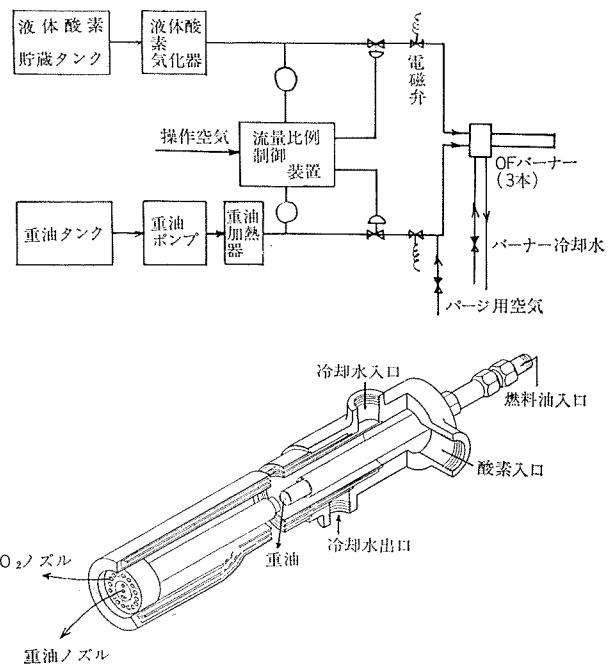
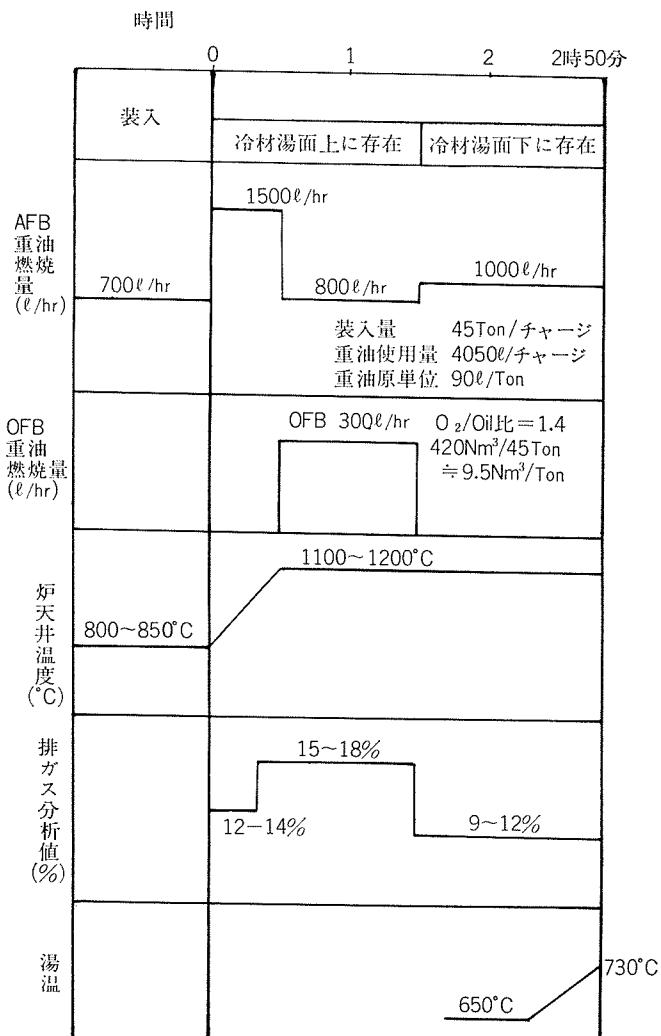
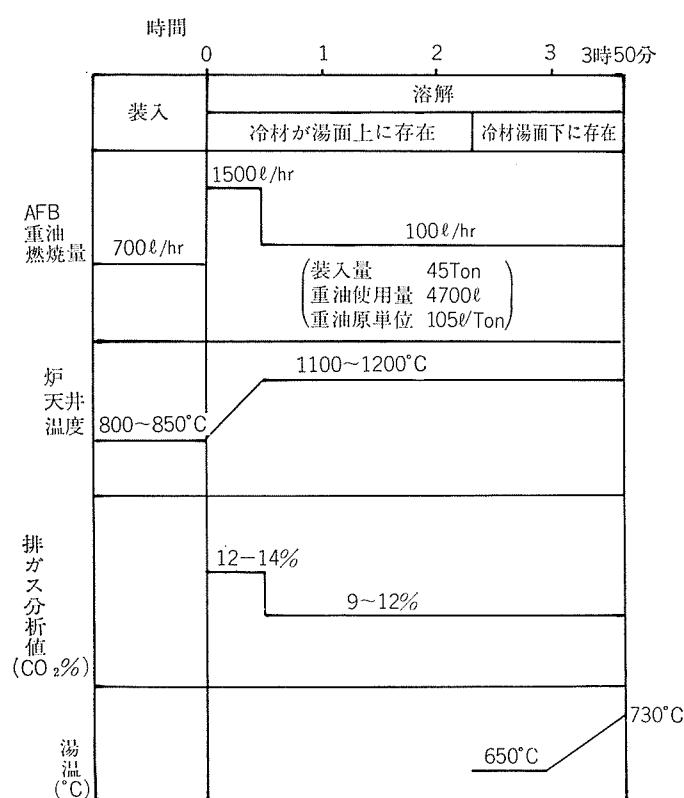


図11 生産試験に使用したARCO-日本酸素システムOFバーナ

7. OFバーナの今後の見通しについて

OFバーナでアルミニウムを溶解することによるメリットは、前に説明したとおり、溶解サイクルの短縮による生産性の向上である。

特に次の2点が注目されるものと思う。



i) 人件費の低減

わが国の1人当たりの賃金は年々10~15%ずつ上昇してきた。今後とも、この調子で上昇すると相当の合理化を行なって生産性を向上する必要がある。OFバーナは、かかる観点からも非常に有効な手段である。

ii) 原単位の向上

図12で示したとおり約10%の向上が期待されるので、燃料費の節減ばかりでなく排ガス量も大幅に減少する。したがって排煙脱硫等の公害対策費用も低減される可能性がある。

デメリットの要因としては、やはり純酸素を消費しなければならないことである。純酸素の価格が安価になったとはいえ、まだまだ高価な感がないではない。

したがって、OFバーナを使用して経済的メリットを得るには、工場の規模、アルミニウム溶解炉の構造および純酸素の供給体制等十分に検討しなければならない。

8. おわりに

以上OFバーナによるアルミニウムの溶解の現状と当社での溶解試験例について説明した。引き続いて本格的な操

業試験を実施中で、未把握の諸要因を今後注意深く統計的手段によって解析する予定である。

本試験を行なうにさいして、日本酸素株式会社の御協力を得た。ここに同社OFBグループの名倉敏雄氏をはじめ多くの方々に対して、また、本試験の実施について指導を賜わった当社鋳造工場長椿原寛氏ならびに設備部の各位に對して深く感謝の意を表する。

文 献

- 1) 矢木栄ほか: 工業窯炉, 共立版 (1956)
- 2) 名倉敏雄; 配管技術, 12 (1969-7), 77
- 3) 中川雅由ほか; Aℓ一ある, (1970-5), 107
- 4) 安田 裕; Aℓ一ある, (1970-6), 80

R

159

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 14 No. 1 January, 1973

住 輕 伸 銅 の 紹 介

遠 藤 吉 彦
塩 田 績
市 川 清
関 淳 夫

住 友 輕 金 屬 工 業 株 式 会 社

住 軽 伸 銅 の 紹 介

遠藤 吉彦* 塩田 繢** 市川 清*** 関 淳夫****

Introduction of New Copper Tube Mill at Sumikei Copper Works.

by Yoshihiko Endo, Isao Shiota, Kiyoshi Ichikawa and Atsuo Seki

A whole line of new copper tube mill was completed and has been operating by Sumikei Copper Industries, which branched out of Sumitomo Light Metals, in March 1969.

The output of this plant is about 1,300 tons now. But could be double-folded by expanding of finishing lines, to trail behind further more demand for coolers and air conditioners.

The equipments are a shaft furnace, a 5500 u.s. tons extrusion press, a 3-strand tube reducer, four 84"-bull blocks, two new type combined machines, level winders, two bright annealers, and some additional finishing machines.

Almost all machines are connected in lines by various conveyors in order to make material flow smoothly and automatically.

Particularly, to make this mill perfectly sound-proof and pollution free, many considerations are taken.

1. 緒 言

住軽伸銅は、1969年3月に銅管製造専門工場として設立され、同年10月操業を開始した。1972年5月には、シャフ炉、プレスを導入し一貫体制を整え、約1300トンのケーラ用および空調用銅管の供給工場となった。

この新銅工場は、住友軽金属の多年の経験と蓄積された技術により、高度の品質と最高の生産性を得る様に計画され、公害防止にも格別の配慮がなされた。

銅管製造には種々の方法があり^{1) 2) 3)} 将来への見通しを含めてそれぞれ特徴を有しているが、押出一圧延一ブルブルロック抽伸の方法が一般的になっており⁴⁾ 当社もこの方法によっている。特に当社の場合、素管単重は、400kg～500kgで既存の同業各社のそれの約2倍である。これが、以降の冷間仕上設備の能力を極大にせしめかつワンマンオペレーションを可能にしている。

ビレットは還元性雰囲気中で加熱され、水冷式コンテナと相まって、押出中に生ずる欠陥の防止に役立った。

チューブレデューサ、ブルロック、レベルワインダ、軟化炉、包装装置は各種コンベアで連絡され、途中で発生する疵を防止すると共に、徹底して搬送工数を排除した。各仕上設備は、いくつかの工程を組合せてライン化し、省力が計られる様工夫されている。

公害防止については、騒音防止のシールド、触媒併用電気分解式排水処理、電気集塵装置などの設置、低硫燃料の使用、酸洗の廃止を行ない、とくにレイアウトからこの目

的に合う様に配慮された。

主要設備の機械はアサルコ・日機装、BLH・三井造船、中外炉、ブローノックス・住友重機、フエン・昭和機械、シュマーク、大同製鋼、電気関係は、東芝、明電舎の製作である。

以下に工場配置および製造工程、設備について述べる。

2. 工 場 配 置

図1に工場の航空写真を示す。

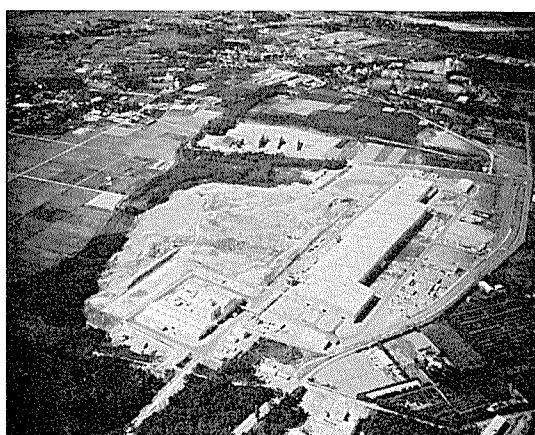


図1 工 場 写 真

所在地 愛知県宝飯郡一宮町大木新町100番地
工場敷地 430,000m²
建物面積 36,000m²

3. 製 造 工 程

シャフト炉による溶解より押出一圧延一抽伸一仕上一調質一検査、梱包一出荷迄の製造工程概略を表1に示す。

*住友軽金属工業株式会社 取締役 伸銅製造部長

**住軽伸銅工業株式会社 取締役 製造部長

***住友軽金属工業株式会社 伸銅製造部次長

****住軽伸銅工業株式会社 製管課長

表1 製造工程概略

インゴット ビレット	外径 300~335mm 長さ 610~660mm, 重量~500kg	① [溶解・铸造] シャフト炉	
		↓	
押出素管	外径 70~150mm 肉厚 5~15mm 長さ 10,000~28,000mm	② [押出] 押出機	
		↓	
圧延管	外径 30~50mm 肉厚 ~2mm 長さ 170,000~220,000mm	③ [圧延] 圧延機	
		↓	
抽伸管	外径 4~30mm 肉厚 0.3~1.5mm 長さ ~5,000,000mm	④ [抽伸] ブルブロック	
		↓	
レペルワウンドコイル巻取	直管またはコイル切断成形 直管長さ 100~7,000mm コイル形状 バンチ型, バンケーリ型 コイル長さ 5,000~100,000mm	⑤ [仕上] レベルワインダ	
		↓	
コイル外径 最大 1,000mm 高さ 210~300mm 重量最大 250kg		コンバインドマシン	
		↓	
イ. 柔質材 ロ. 半硬質材 ハ. スキンハード材	焼鈍 焼鈍後引伸加工を加える 焼鈍後スキンバス加工を加える	⑥ [調質] 焼鈍炉	
		↓	
ニ. 硬質材		冷間加工のまま	
		↓	
⑦ [検査・梱包]		⑧ [出荷]	
		↓	

4. 主要設備の概要

主要設備仕様を表2~表8に示し、主要設備概略を図2~図8に示した。

表2 シャフト炉

設備名	項目	内容
シャフト炉	設計製作	アサルヨード機装
	型式	吹き出し溶解炉
	仕様	溶解能力 25,000kg/hr 使用燃料 プタンガス バーナ 3段20本 炉材 炭化鉄素

表3 押出機

設備名	項目	内容
ビレット加熱炉	設計製作	中外炉工業
	型式	ウォーキング・ビーム搬送、穿孔気調整 直火式加熱炉
	仕様	処理材料 外径228~335mm 長さ 270~660mm 処理能力 11,200kg/hr 1基当たり 加熱温度 最高 900°C ±15°C 燃料 プタン
押出機	設計製作	B.L.H.-三井造船
	型式	4本コラム、外部ピアサー式、水圧横型押出機
	仕様	押出力 全定格5,500U.S.T. 主ラム5,000U.S.T.ピアサー500U.S.T. 作業圧力 317kg/cm² ビレット 最大径385mm、最大長660mm 高圧水ポンプ 吐出量785l/min × 3台 水圧設備 アキュムレータ容量17,000ℓ コントローラ 加熱および水冷式
後面設備	設計製作	三井造船
	型式	霧潤気調整室、水冷型ランアウト・テーブル
	仕様	ランアウト テーブル 全長約28,000mm 素管冷却 水冷槽 霧潤気調整 CO + H₂ ~5%

表4 マルチストランドコールドチューブレデューシングミル

設備名	項目	内容
ストレートナ	設計製作	ブローノックス社-住友重機
	型式	固定ピッチ5ロール片持型矯正機
	仕様	矯正速度 30m/min 矯正精度 曲り1/800
レデューシング ミル	設計製作	ブローノックス社-住友重機
	型式	3ストランド同時連続圧延機
	仕様	素管寸法 外径70~100mm、内厚5~15mm、長さ18,000mm 圧延管寸法 外径30~50mm、内厚約2mm 送り量 最大23mm毎ストローク 素管回転角 最大90° 毎ストローク 主電動機 D.C.600kW × 600rpm ダイロール・キャリッジ・ストローク 最大103cpm ダイロール・キャリッジ行程 915mm ダイロール・カラー 最大外径 375mm 中146mm 月産能力 約2,000T

表5 ブルブロック

設備名	項目	内容
ブレーカダウン ブルブロック	設計製作	ブローノックス社-住友重機
	型式	インバーテッド、バーティカル連続引伸ブルブロック ディスクチャービー、ブッシュ付
	仕様	ドラム寸法 2,134mm 主モータ 350HP, D.C. エンタリングチューブ寸法 最大外径 46mm、内厚2.2mm
仕上 ブルブロック	設計製作	ブローノックス社-住友重機
	型式	インバーテッド、バーティカル連続引伸ブルブロック コイル連続出しペイオフトレイ付
	仕様	ドラム寸法 2,134mm 引伸速度 285~1,140m/min エンタリングチューブ寸法 最大外径 41.2mm フィニシングチューブ寸法 外径 6.35~31.75mm コイル重量 最大 500kg コイルペイオフトレイ 外径 2,946mm 主モータ 350HP, D.C.

表6 コンバインドマシン

設備名	項目	内容
コンバインド マシン	設計製作	シマーク
	型式	コンバインド型、チューブフィニシングライン
	仕様	仕上管 外径 6.5~29mm、長さ 2,500~10,000mm 高速シャーチェンジング精度 直管 ±30~50mm 再切断精度 1mm 送り速度 最高300m/min ストレートナ・モータ 44kW, D.C. シャー・モータ 30kW, D.C. リコイラー・モータ 22kW, D.C.

表7 レベルワインダ

設備名	項目	内容
レベル ワインダ	設計製作	フェン・昭和機械
	型式	リワインドブロックライン型巻取機
	仕様	巻取管寸法 外径 4.5~20mm、内厚 0.3~1.0mm 巻取重量 最大 250kg 製品コイル寸法 内径 560~660mm、中 210~300mm ワイン速度 最高 300m/min モータ 11kW, D.C.

表8 光輝焼鉱炉

設備名	項目	内 容
光輝焼鉱炉	設計製作	大同製鋼
	型 式	ローラーハース型光輝焼鉱炉
仕 様	處理材料 直管 長さ 300~10,000mm コイル外径 300~1,000mm 高さ 215mm 温度 400~760°C 温度 差±10°C 能力 2,500kg/H 燃料 灯油 構造 全長 32,460mm 重2,000mm 導燃装置 ラヂアント・チューブ 空気ガス ガス組成 CO+H ₂ ~5.5%	

5. 設備の特徴

各設備は品質生産性および公害防止に主眼をおいたことは前に述べたとおりであるが、具体的な特徴について下に記した。

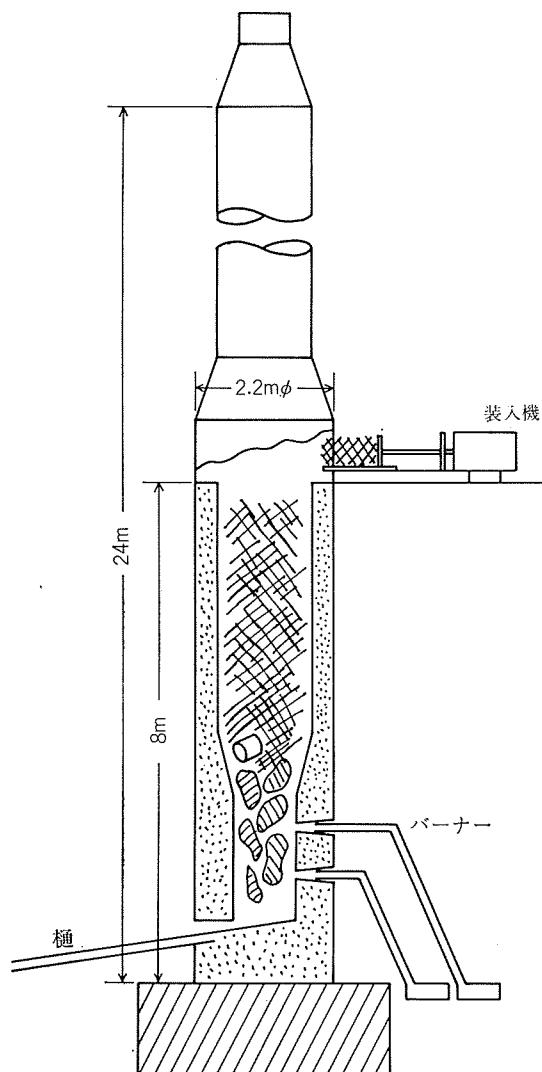


図2 シャフト炉

5.1 シャフト炉

アメリカのアサルコ社が銅溶解用に開発したもので、従来の反射炉や電気炉とは構造、燃焼機構が異り、非常に能率的な溶解炉である。図2のごとく高さ24m、内径1.6mの煙突状で、炉底より8m上の装入口より2~3分毎に投入される材料で常時炉内は充満され、溶銅は樋を通じて、連続的に保温炉に集められる。

燃料および空気は予熱され±5°Cに一定化されており、熱効率は60%と高い。

操業は容易でバーナ点火後30分で出湯開始し、以後オペレータは各種メータと出湯状況を監視するだけよい。図9はそのコントロール室である。

炉の停止は燃料供給をストップすれば数分後に出湯が止まり一シフト操業に適している。

5.2 押出設備

ビレット加熱炉は、6ZONEにわかれており、加熱帯をハイ・ロー・オフで温度制御され、均熱帯は比例制御される。滞炉の場合は、炉圧とCO+H₂量のコントロールによって材料の酸化を防ぐようとしてある。

押出機は、図10に示す様に、ホットパーツは水平ベッドにのせ上下のガイドシャーによって芯出しを容易にできる様になっている。コールドパーツはV型ベッド上を動く。

コンテナは、加熱冷却共に可能で、押出作業中のライナ内壁温度を±50°Cにコントロールする事ができる。

主ラム速度は100mm/sec以上で押出時間を短縮でき、耐熱工具の寿命はいちじるしく延長された。各種工具は押出サイクル中にブラッシングおよびルーブリケーティングされ酸化スケール等の巻き込みを極力防止した。ディスクカードセパレータを取付けバットエンドの処理を機械化した。

押出管は還元ガス中に押出され水中に落し込まれる。各搬送コンベアはきず発生を防止するために細心の注意が払われた。

5.3 マルチストランドレデューシングミル

近年ピルガー圧延方式は改良され、素管の連続圧延と多本同時圧延が可能になり圧延素管の長尺化もあって完全にドローベンチ方式にとってかわった。

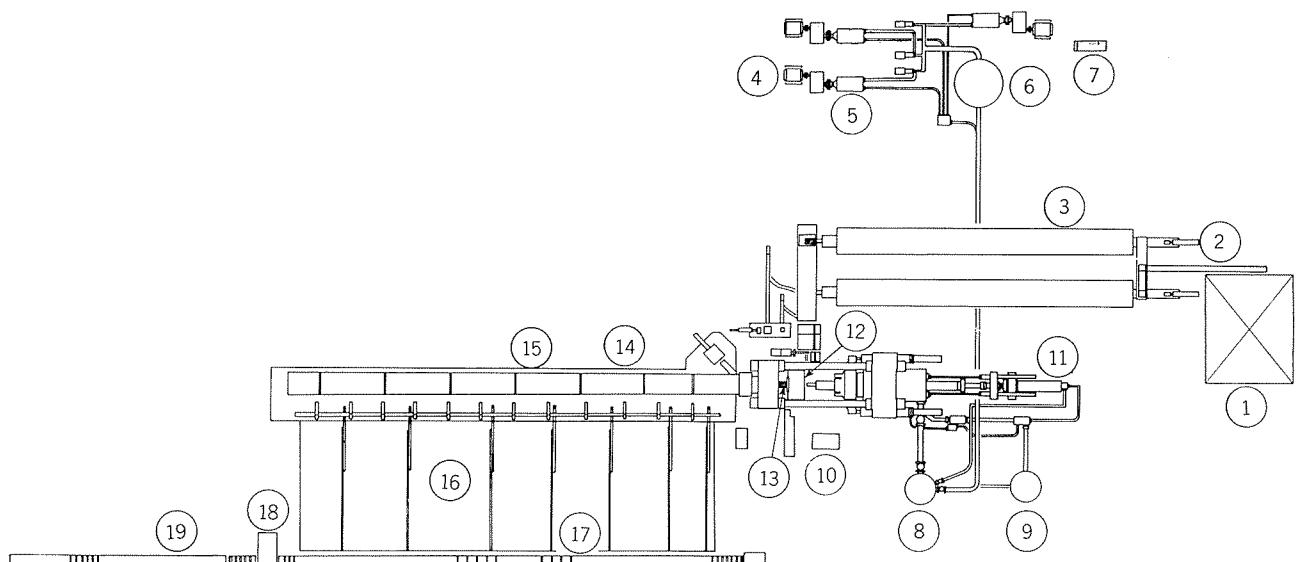
4本のタイロッドで締めつけられたフレーム内をバックアッププロールとダイロールが転動するので、各ロール軸は圧延荷重を均等に受けかつ、ダイロールキャリッジは軽量化されている。

ウェッジ調整によって熱膨張による管寸法の変化を調節できる様になっている。

ダイロール交換ユニットはダイロール交換時間を短縮した。レデューサと圧延された管を図11に示す。

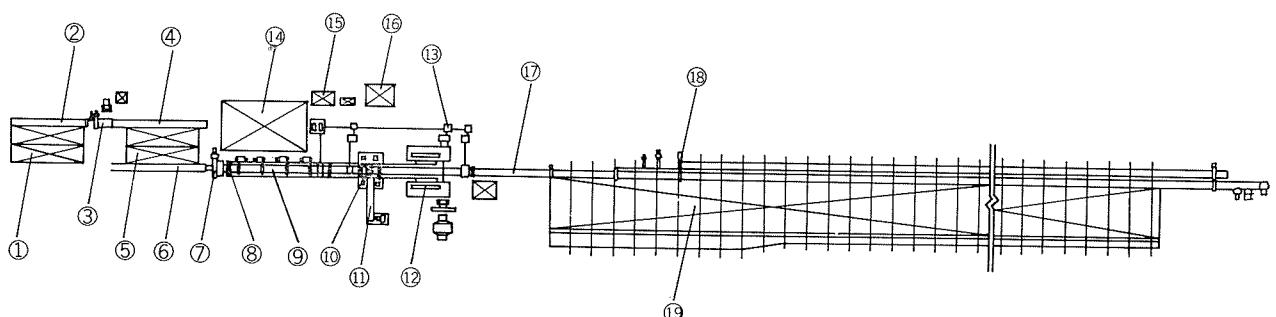
5.4 ブルブロック

材料はドラムと同調して回転するペイオフフレイ上のケージから繰り出されて抽伸され同様に回転するレシービングケージに層状に巻きおとされるので長尺かつ大重量のコ



- | | | |
|----------------------|--------------|-----------------|
| ① ビレットローディングスキッドテーブル | ⑧ プレフィル・ベッセル | ⑯ 冷却槽 |
| ② ビレット装入ブッシャー | ⑨ アキュムレータ | ⑰ 空冷テーブル |
| ③ ビレット加熱炉 | ⑩ 主操作盤 | ⑱ ソーチャージテーブル |
| ④ 高圧ポンプ用電動機 | ⑪ ピアサー | ⑲ ソー |
| ⑤ 高圧ポンプ | ⑫ コンテナ | ⑳ ソーディスチャージテーブル |
| ⑥ 貯水タンク | ⑬ ソー | |
| ⑦ 高圧コンプレッサー | ⑭ ランアウトテーブル | |

図3 押出設備全体配置図



- | | |
|-------------------------|-------------------------|
| ① ローディングスキッド | ⑪ ダイロール交換ユニット |
| ② ストレートナ入口テーブルおよびピンチロール | ⑫ 主減速機 |
| ③ ストレートナ | ⑬ ファーガソンユニットおよびテーブル駆動装置 |
| ④ ストレートナ出側テーブル | ⑭ ダイロールクラントユニット |
| ⑤ トランスマルチーバル | ⑮ 強制潤滑油装置 |
| ⑥ ミル入側テーブル | ⑯ 油圧ユニット |
| ⑦ ミル入側ピンチロール | ⑰ ミル出側テーブル・ |
| ⑧ 素管内面潤滑ユニット | ⑱ ミル出側テーブルピンチロール |
| ⑨ マンドレルアンカーテーブル | ⑲ チェーンスキッド |
| ⑩ ミル本体 | |

図4 レデューシングミル全体配置図

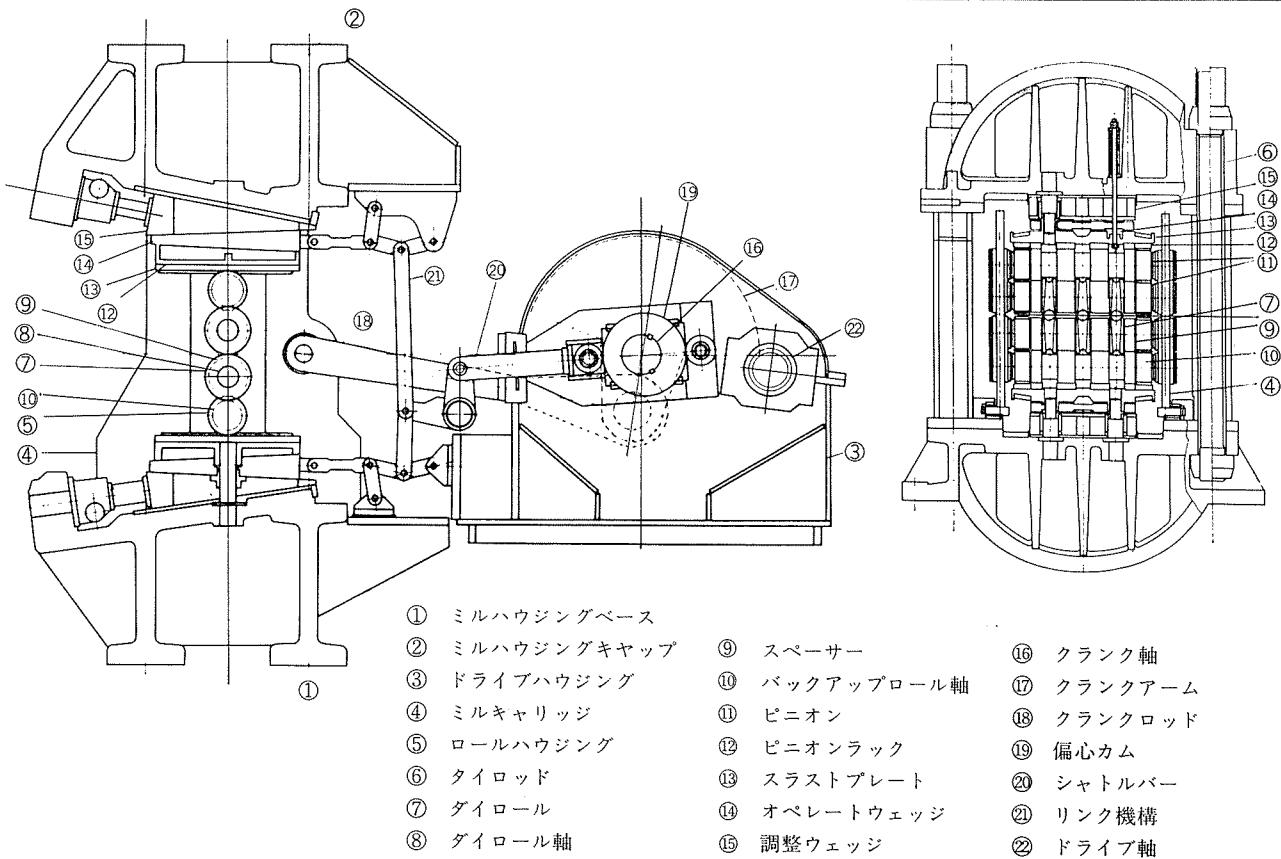


図5 チューブレデューシングミル本体図

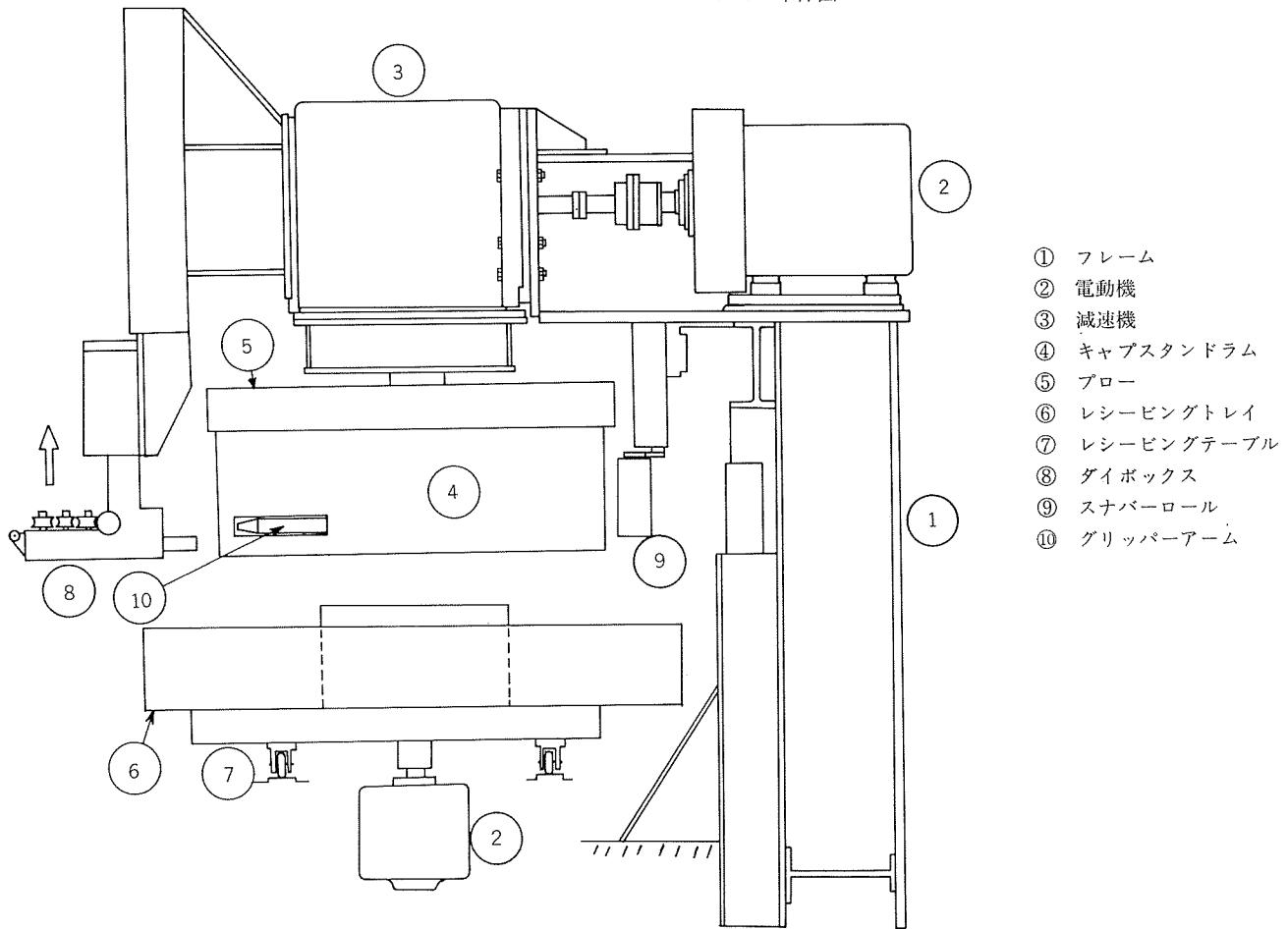


図6 仕上げブルブルック説明図

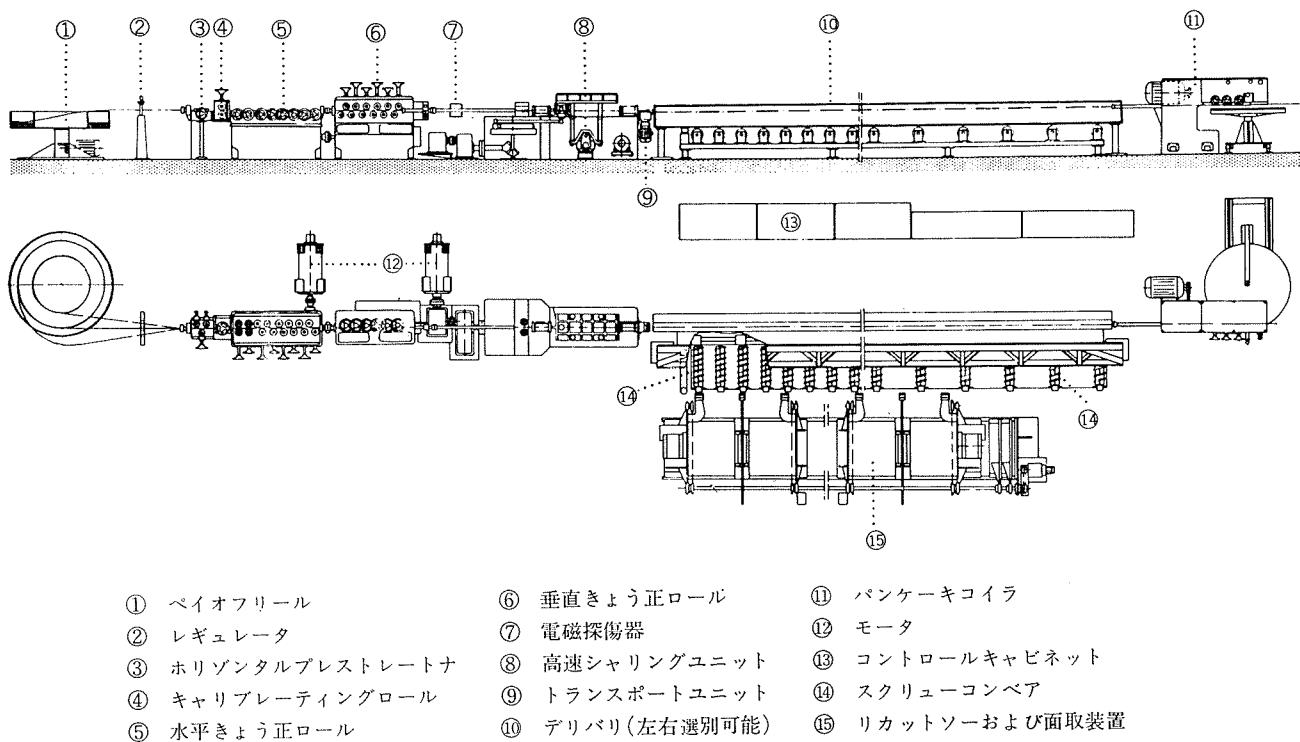


図 7 コンバインドマシン全体図

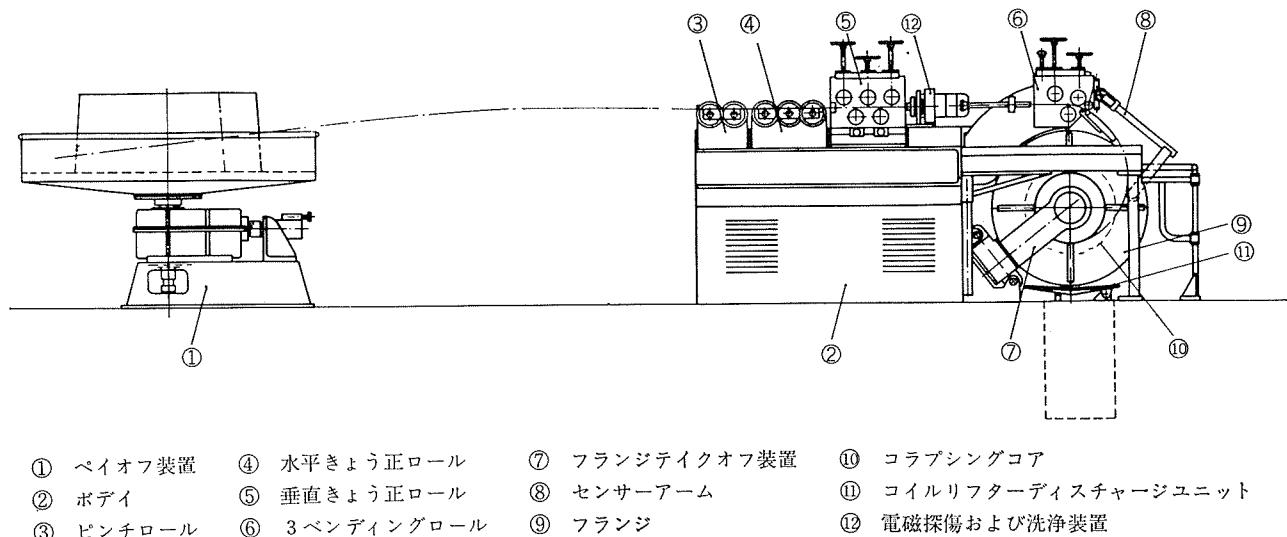


図 8 レベルワインダ概略図

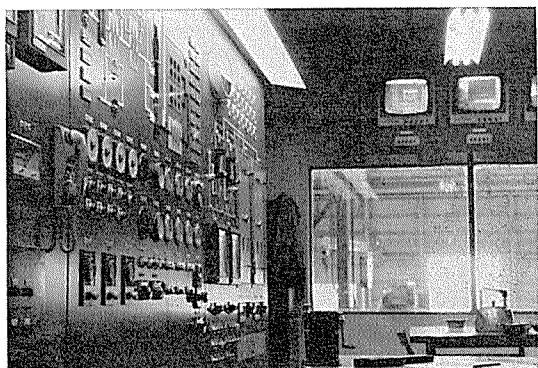


図 9 シャフト炉コントロール室

イルでも円滑に高速に作業できる。

ブルブロック一基当たりの生産能力は素管重量に関係し図 12 の様になる。

$$\text{ただし } p = \frac{W}{H_1 + H_2 + S + f_w} \dots \dots \dots (1)$$

p 単位時間当たりの抽伸量

w コイル重量

H_1 抽伸中に並行して行なえない段取時間（コイルセッティング等）

H_2 抽伸中に並行して行なえる段取時間（口付給油等）

S 低速抽伸時間

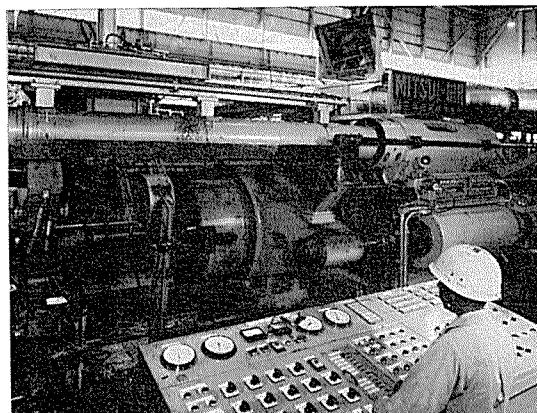


図10 押出機

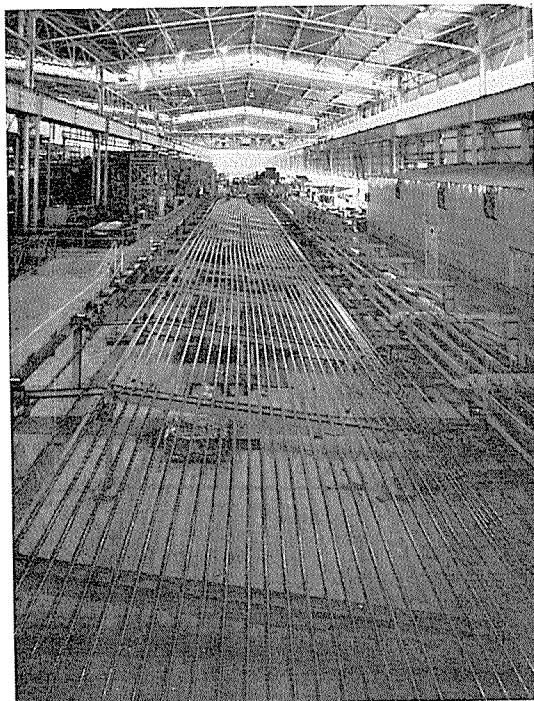


図11 レデューサと圧延された管

 f_w 高速抽伸時間 $H_2 > f_w$ のときは

$$p = \frac{W}{H_1 + H_2 + S + f_w} \dots\dots\dots(2)$$

 $H_2 < f_w$ のときは

$$p = \frac{W}{H_1 + S + f_w} \dots\dots\dots(3)$$

製品寸法は、外径 9.52mm 肉厚 0.4mm を対称として図 12 の曲線が画かれており、最も効率のよい素管単重をえらんだ。

近年米国等で行なわれている High ratio extrusion は押出で一挙にブルブロック抽伸を行なえる小径管を作りチューブレデューサを省略する方法であるが、巻取同調の問題とか押出工具の寿命の問題等から、コイル重量に制約を受けている。従って、現在のところ、ブルブロック以降の能力と生産性に影響を及ぼしているであろうことは想像に

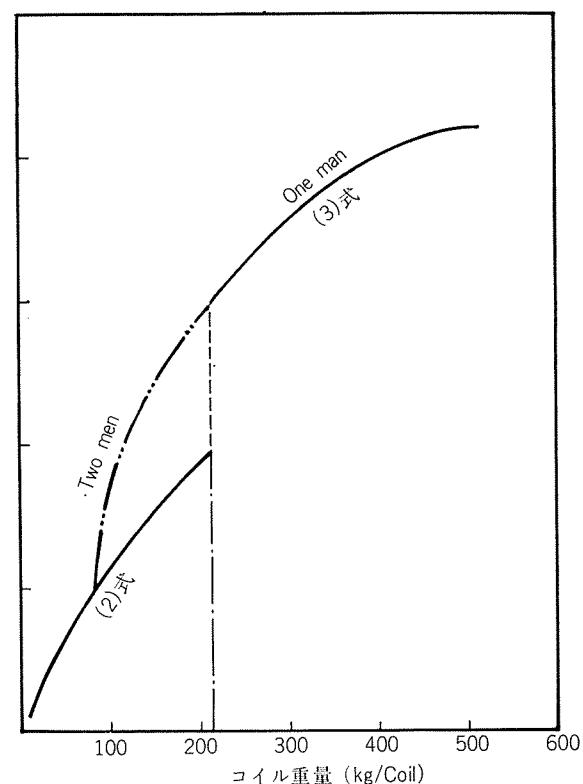


図12 コイル重量と生産能力の関係

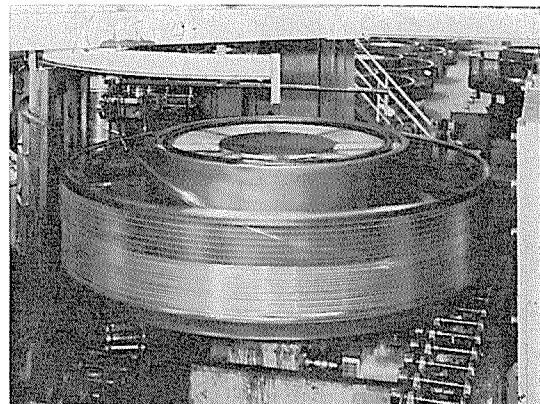


図13 抽伸作業中のブルブロック

難くない。

抽伸作業中のブルブロックを図13に示す。

5.5 コンバインドマシン

従来の同種設備より一層高速化されている。精密切断機面取機をライン内に組込んである。

コンバインドマシン出側を図14に示す。

5.6 レベルワインダ

クーラ用のヘアピン銅管の製造方式が合理化され、長尺コイルから連続してヘアピンベンダにかけられる様になってきた。この傾向と共にレベルワンドコイルの需要が著しく増大した。

本設備は電磁探傷器がラインに組み込まれ欠陥をキャッチすると共にマーキングする様になっている。

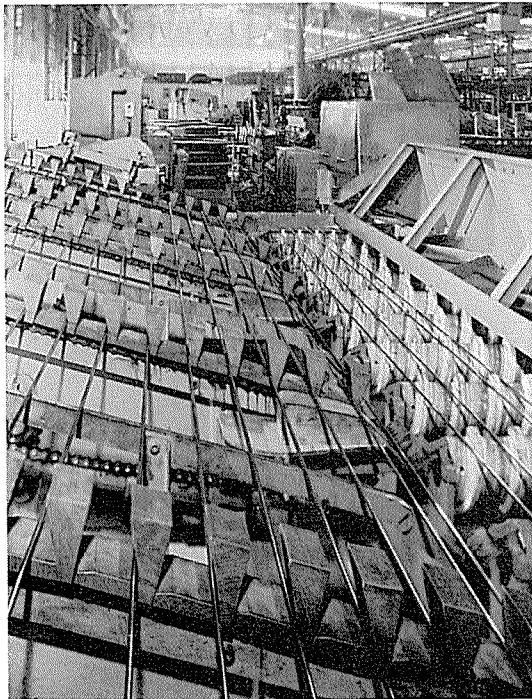


図14 コンバインドマシン出側

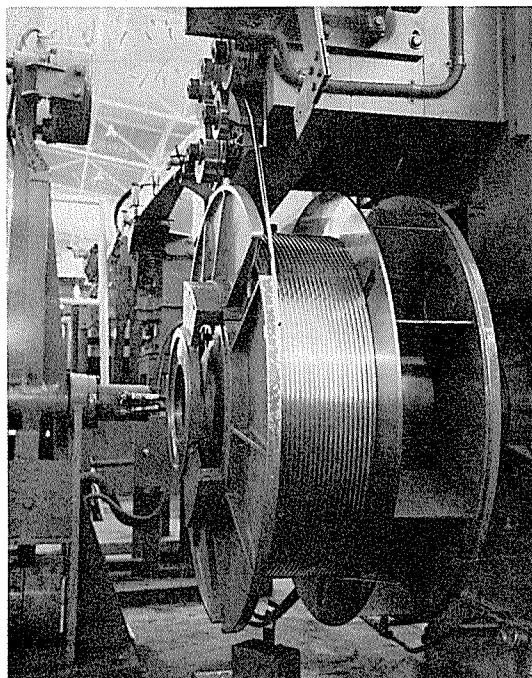


図15 レベルワインダ

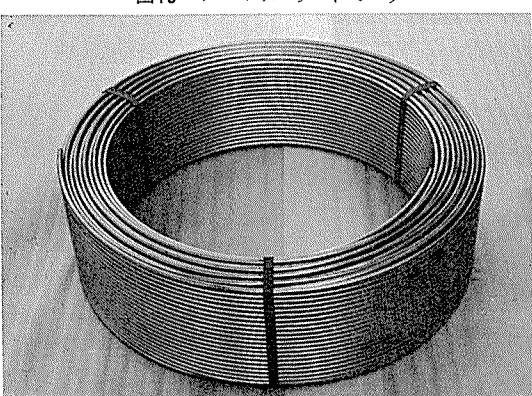


図16 レベルワンドコイル

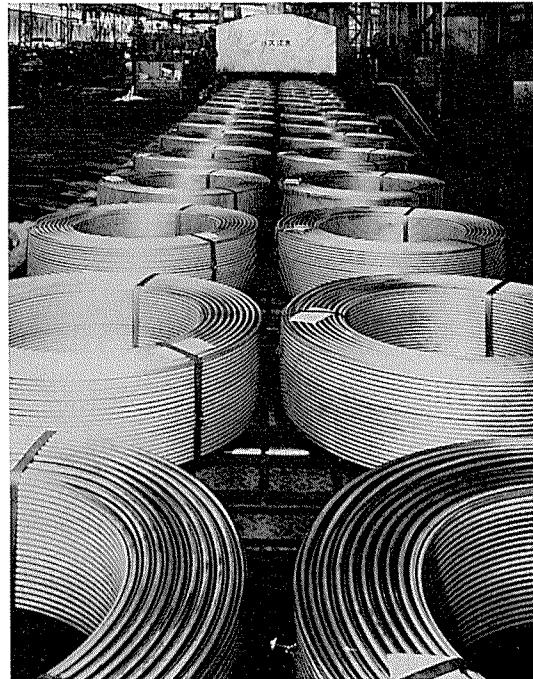


図17 光輝焼鉈炉出側

ドローユニットを持つ機種もあるが、作業が2名となりかつ抽伸速度はブルブロックに及ばないことからリワインディング専用機を選んだ。

レベルワインダおよびレベルワンドコイルを図15、図16に示す。

5.7 光輝焼鉈炉

広巾にしレベルワンドコイルを2列に並べて処理できる様にしてある。CO+H₂量は2~4%にコントロールされ、光沢ある軟質銅管が得られる。

光輝焼鉈炉出側を図17に示す。

5.8 その他仕上設備

ロールストレートナ、定尺切断鋸、面取設備等。

5.9 各種搬送装置

素管から出荷まで材料形状および品種に応じて、各種のコンベアでライン化されている。

6. 結 言

ここに住軽伸銅の新銅管設備について述べてきた。これはその規模において世界最大級の銅管工場である。操業は順調に進み近く仕上ブルブロック4号機を設置するはこびになり、今後の成長が期待されている。なおさらには能率および品質の向上をはかり、一層の技術改善を加えて行きたい所存である。

文 献

- 1) K. Laue: Metall, 24 (1970), 333.
- 2) E. Tuschy: Z. Metallkde., 61 (1970), 488.
- 3) F. Hassen: Klepzig Fachberichte, 79 (1971), 258.
- 4) T. Nakano, H. Yoshida, M. Sato and O. Takeuchi : J. Inst. Metals, 98 (1970), 228.