Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No.P-341)

論 文

Measurement and Estimation of Mean Flow Stress and Coefficient of Friction in Tandem Mills^{*}

(A New Adaptive Control Method on Light Metal Hot Strip Mill)

by T. Okamoto, H. Kimura, and K. Nakagawa

住友軽金属工業株式会社技術研究所

TRATERITERITERING IN CONTRACTOR OF CONTRACTOR OF

文

Measurement and Estimation of Mean Flow Stress and Coefficient of Friction in Tandem Mills^{*}

(A New Adaptive Control Method on Light Metal Hot Strip Mill)

by T. Okamoto, H. Kimura, anb K. Nakagawa

In light metal (aluminum etc.) rolling, the coefficient of friction varies due to the use of hot rolling lubricant. The mean flow stress of rolled material and the coefficient of friction between roll and material must be studied precisely, by theoretical analysis of the measured values of rolling force, forward slip and interstand tension.

As for the measuring system of forward slip, we have developed a new system using a pulse generator attached to the looper roll (for intermediate rolling stand) or deflector roll (for final rolling stand) and main roll. Using this method, precise mean flow stress and coefficient of friction can be estimated and adaptive feed forward can be accomplished. We have applied this new method to a 3-tandem aluminum hot strip mill, and obtained successful results.

1. Introduction

The most important object of rolling mills is to keep strip thickness as accurate as possible and to keep strip flatness, moreover for tandem mills it is necessary to maintain the power ratio of each rolling stand in the suitable range.

To obtain these objects, precise roll gap setting is necessary and for this purpose precise prediction of rolling force is required.

Furthermore, to apply desired tension to the strip, precise roll speed setting is necessary and similarly for this purpose precise prediction of forward slip $\left(=\frac{\text{strips speed}-\text{roll speed}}{\text{roll speed}}\right)$ is required.

roll speed

The precise prediction of rolling force and forward slip depend on the estimation of mean flow stress and coefficient of friction.

In conventional steel rolling, a constant value of coefficient of friction has been used because of sticking friction conditions.

However, in light metal (aluminum and aluminum alloys etc.) hot rolling using lubricant, cofficient of friction varies with the rolling condition.

Consequently it is necessry to predict the precise value of coefficient of friction.

The purpose of this paper is to investigate the measurement and estimation of mean flow stress and coefficient of friction during tandem mills rolling and to introduce the example of adaptive control based on the precise estimation of mean flow stress and coefficient of friction in the 3-tandem aluminum hot strip mill.

Notations

- S: screw-position
- ΔS_0 : screw-position zero point drift
 - P: rolling force
 - P': corrected rolling force
- Z_{p} : parameter for correcting P to P'
- M: mill modulus coefficient
- K_{fm}: mean flow stress
- Z_{Kfm} : defined by equation (14)
- Z_{Kfm} : defined by equation (13)
- μ : coefficient of friction
- $D\mu$: defined by equation (11)
- $d\mu$: defined by equation (12)
- d: width of rolled material
- H,h: inlet, outlet thickness of the strip R': deformed roll radius
- σ_f, σ_b : front and back tension supplied to the strip v : roll speed
 - V: outlet speed of the strip
 - r : reduction of the material
 - M_v: mass flow rate
 - T: temperature of rolled material
 - Q_p: rolling force function
- $A_p \sim G_p$, $A_1 \sim A_{10}$: constants (equation (2)' regarding Q_p) f : forward slip
 - $A_f \sim G_f$: constants (equation (5)' regarding f)
 - $a_T \sim c_T$, a_n , b_n , a_m , b_m , K_{ε} , K_{ε}' : material constants
 - (equation (7))

a1, a2: material constants (equation (8))

- suffix
 - i : rolling stand No.
 - A : actual measured value
 - M: calculated value using mathematical model (equation (7), (8))
 - C: calculated value using the theory of rolling (equation (2), (5))

*This paper was presented to the proceeding of the International Federation of Automatic Control 8th Triennial World Congress. (Aug. 24~28 1981, Kyoto).

**Technical Research Laboratories, Dr. of Eng.

^{***}Technical Research Laboratories.

2. Usual method for prediction of rolling force and forward slip

In general, the screw position S_i is calculated by the equation (1).

According to the theory of rolling, the rolling force P_i in equation (1) is given by the following equation (2),

$$\mathbf{P}_{i} = \mathbf{F}_{\mathbf{p}}(\boldsymbol{\mu}, \mathbf{K}_{fm}, \mathbf{b}_{i}, \mathbf{h}_{i}, \mathbf{H}_{i}, \boldsymbol{\sigma}_{fi}, \boldsymbol{\sigma}_{bi}) \qquad \cdots \cdots \cdots \cdots (2)$$

as a matter of fact, owing to various errors, caluculated P_i^c does not always agree with measured P_i^A .

The cause of this disagreement between P_i^c and P_i^A is mainly due to the estimation error or K_{fmi} and μ_i .

Consequently, it is necessary to estimate K_{fmi} and μ_i precisely to obtain suffcient accuracy of P_i^{c} .

In the usual computer control of tandem strip mills, P_i^A is measured by the force transducer installed in the rolling stand, and to agree P_i^c with P_i^A correction parameter Z_{Pi} is induced to correct P_i^c according to equation (3).

Assuming μ_i in equation (2) is known and constant, correction by equation (3) means that only K_{fmi} is so corrected as to agree P_i^c with P_i^A .

For example, in hot rolling of steel several years ago, water was used for cooling and lubrication.

In this case, the condition of friction is almost sticking, so the coefficient of friction is considered to be an almost constant value. Therefore, the above mentioned method is suitable.

But, in hot rolling of steel in recent years or hot rolling of aluminum, lubricant is usually used.

In these cases, coefficient of friction is reduced to 0.04-0.5, moreover, it varies according to rolled material specification and rolling conditions, so it can not be considered to be constant value any more, for this reason, estimation of μ_i is necessary.

And if we fix K_{fmi} in equation (2), μ_i is so corrected as to agree P_i^c with P_i^A .

But, as mentioned above, K_{fmi} always has errors to some extent. Under this condition, correction by equation (3) only is not suitable and thus unreasonably corrected μ_i loses its original physical meaning entirely.

Even if this loss of physical meaning of μ_i seems allowable from the point of view of predicting rolling forces only, the purpose would not be achieved.

Because there is the difference between the influence of μ_i on P_i and the influence of K_{fmi} on P_i when the reduction varies.

In other words, the prediction of P_i using K_{fmi} (assumed true) and μ_i (corrected by the error of previous prediction of P_i) and the prediction of P_i using K_{fmi} (corrected by the error of previous prediction of P_i) and μ_i (assumed true) have shown diff-

 Table 1 Comparison of predictions of Pc' with different method.

Data of present rolling. Data of next rolling.

P ^A	594 Ton	
Pc	495 Ton	260 Ton
r	0.6	0.3
μ	0.090	0.070
μ'	0.115	0.095

case 1 (μ : true, K_{fm}: corrected)

ratio of correction of K_{fm} 594/495=1.20 $P^{c'} = 260 \times 1.20 = 312$ Ton case 2 (μ : corrected, K_{fm}: true)

 $\Delta \mu = 0.115 - 0.090 = 0.025$ $\mu' = 0.070 + 0.025 = 0.095$ P^{c'} = 285 Ton

Comparison of two case 312 Ton/285 Ton=1.09.

erent results (shown in Table 1).

Therefore, it is impossible to estimate K_{fmi} and μ_i separately by the measurement of rolling force only.

On the other hand, rolling speed v_i is calculated by the equation (4).

According to the theory of rolling, the forward slip f_i in equation (4) is given by the following equation (5).

$$\mathbf{f}_i = \mathbf{F}_f \left(\mu_i, \mathbf{K}_{fmi}, \mathbf{h}_i, \mathbf{H}_i, \sigma_{fi}, \sigma_{bi} \right) \qquad \cdots \cdots \cdots \cdots (5)$$

But as mentioned above, K_{fmi} and μ_i have errors to some extent, therefore calculated f_i^c does not always agree with actual f_i^A .

Therefore, in this case also, to apply the desired tension to the strip by proper roll speed setting, it is necessary to estimate K_{fmi} and μ_i precisely and it can not be also achieved by the measurement of rolling force only.

3. New method for prediction of rolling force and forward slip

In the new method described below, to estimate mean flow stress and coefficient of friction separately, we install the usual force transducer in each rolling stand, moreover we install a measuring system of forward slip in the rolling mill line. The details of this measuring system will be described below.

In this way, we can obtain the measured value of P_i^A and f_i^A .

Substituting P_i^A and f_i^A into equation (2) and equation (5) and solving these two equations, we can obtain actual K_{fmi} and μ_i .

We call thus obtained K_{fmi} and μ_i as $K_{fm}{}^{X}$ and $\mu_i{}^{X}$ respectively.

Practically, forward slip is effected remarkably by tension.

3

Therefore, by using a looper between rolling stands or a measuring system installed coiler, front tension σ_{fi} and back tension σ_{bi} applied to the strip are also measured.

In this way, measured value of rolling force, forward slip and tension can be obtained.

Analysing these measured values of rolling force, forward slip and tension by the theory of rolling, mean flow stress and coefficient of friction can be obtained. In this way, we can estimate K_{fmi} and μ_i under the condition that μ_i varies according to rolling conditions.

4. Example of application of this new method

4.1 Mill layout, rolled material and sensors

The subject of application of this new method is 3-tandem aluminum hot strip mill.

In the rolling mill line, usual sensors such as X-ray thickness gauge, radiation pyrometer, rolling force transducer and screw-position sensor are installed.

In addition to these usual sensores, the newly developed forward slip measuring system is installed as shown in **Fig. 1**.



Fig. 1 Measuring system of forward slip.

Between rolling stands (No. 1 and No. 2 or No. 2 and No. 3), loopers are installed to keep the tension to the strip in the desired range, as shown in Fig. 1. The outlet speed of the strip is obtained by the pulse

generator (PG_L) attached to the shafts of loopers. As for the last No. 3 rolling stand, the pulse generator is attached to the shaft of the diflector roll at the exit of the rolling stand.

On the other hand, the main roll speed is obtained by the pulse generator (PG_R) attached to the main roll shaft and main roll diameter.

The actual forward slip f_i^A is calculated by the outlet speed of the strip V_i^A and main roll speed v_i^A using equation (6).

$$\mathbf{f}_{i}^{\mathbf{A}} = \frac{\mathbf{V}_{i}^{\mathbf{A}} - \mathbf{v}_{i}^{\mathbf{A}}}{\mathbf{v}_{i}^{\mathbf{A}}} \qquad \cdots \cdots \cdots (6)$$

On the other hand, tension applied to the strip is calculated from the looper torque etc..

The looper installed between the rolling stands is the rotary-actuator type hydraulic looper developed by Sumitomo Metal Industries, Ltd.

4.2 Equations developed for this study

The theory of rolling due to Orowan¹⁾ seems to be the most exact one, but it is complicated from the point of view of application.

Therefore, we make approximate equations for practical use that are adaptable to the rolling in this study. These equations are derived by multiple regression analysis of calculated values due to exact theory of Orowan. Equation (2)' for calculating rolling force and equation (5)' for calculating forward slip thus obtained are as follows.

where

$$\begin{aligned} \mathbf{Q}_{p} &= \mathbf{Q}_{po} \Big(1 - \frac{\sigma_{fi} + 2\,\sigma_{bi}}{3\,\mathbf{K}_{fmi}} \Big) \Big\{ \mathbf{A}_{p} \sqrt{\frac{\mathbf{R}'_{i}}{\mathbf{h}_{i}}} + \mathbf{B}_{p} \mu_{i} + \mathbf{C}_{p} \mathbf{r}_{i} \\ &+ \mathbf{D}_{p} \frac{\sigma_{fi}}{\mathbf{K}_{fmi}} + \mathbf{E}_{p} \frac{\sigma_{bi}}{\mathbf{K}_{fmi}} + \mathbf{F}_{p} \Big\} + \mathbf{G}_{p} \\ \mathbf{Q}_{po} &= \sqrt{\left(\frac{\mathbf{R}'_{i}}{\mathbf{h}_{i}}\right)^{2}} \{ \mathbf{r}_{i}^{2} (\mathbf{A}_{1} \mu_{i}^{2} + \mathbf{A}_{2}) + \mathbf{r}_{i} (\mathbf{A}_{3} \mu_{i}^{2} + \mathbf{A}_{4} \mu_{i}) \\ &+ \mathbf{A}_{5} \mu_{i}^{2} \} + \sqrt{\frac{\mathbf{R}'_{i}}{\mathbf{h}_{i}}} (\mathbf{A}_{6} \mathbf{r}_{i} \mu_{i} + \mathbf{A}_{7} \mu_{i}^{2} + \mathbf{A}_{8} \mu_{j}) + \mathbf{A}_{9} \mathbf{r}_{i}^{2} \\ &+ \mathbf{A}_{10} \\ \mathbf{r}_{i} &= \frac{\mathbf{H}_{i} - \mathbf{h}_{i}}{\mathbf{H}_{i}} \\ \mathbf{f}_{i} &= \mathbf{f}_{BF} (\mathbf{A}_{f} \sqrt{\frac{\mathbf{R}'_{i}}{\mathbf{h}_{i}}} + \mathbf{B}_{f} \mu_{i} + \mathbf{C}_{f} \mathbf{r}_{i} + \mathbf{D}_{f} \frac{\sigma_{fi}}{\mathbf{K}_{fmi}} + \mathbf{E}_{f} \frac{\sigma_{bi}}{\mathbf{K}_{fmi}} \\ &+ \mathbf{F}_{f} \} + \mathbf{G}_{f} \end{aligned}$$

where

$$f_{BF} = \tan^{2} \left\{ \frac{1}{2} \tan^{-1} \left(\sqrt{\frac{\mathbf{r}_{i}}{1-\mathbf{r}_{i}}} \right) - \frac{1}{4\mu_{i}} \sqrt{\frac{\mathbf{h}_{i}}{\mathbf{R}'_{i}}} \ln \left(\frac{\mathbf{H}_{i}}{\mathbf{h}_{i}} - \frac{1-\sigma_{fi}/\mathbf{K}_{fmi}}{1-\sigma_{bi}/\mathbf{K}_{mif}} \right) \right\}$$

Forward slip f_{BF} is obtained from the theory of rolling due to Bland and Ford²).

These equations can be applied to the rolling in this study within several per cent error at the most as compared with the exact theory of Orowan.

4.3 Results

In general, it is said that coefficient of friction decreases with the increase of rolling speed, but within the limit of the rolling in this study, it increases with the increase of the outlet thickness of the strip.

Therefore, in regard to coefficient of friction, we investigate the relation between coefficient of friction and outlet thickness of the strip here after.

In Fig. 2, 3 are shown the relation $h-\mu^{\chi}$ and $h-K_{fm}^{\chi}$ in the case of alloy A. With this alloy, from rolling stand No. 1 to No. 3, μ_i^{χ} decreases with the decrease of h, K_{fm}^{χ} on the other hand increases with the decrease of h.

The increase of K_{fmi}^{X} is due to the fall in temperature and to the work hardening of rolled material.

From the rolling force equation (2)', we can see that if μ_i^{χ} is overestimated, then K_{fmi}^{χ} will be underestimated. From this point of view, the calculated values of K_{fmi}^X and μ_i^X in Fig. 2 and 3 seem to be reasonable.



Fig. 2 $h-\mu^x$ of alloy A.



Fig. 3 $h-K_{fm}^{x}$ of alloy A.

With regard to alloy A, if we assume that the coefficient of friction for the No. $1 \sim \text{No. 3}$ rolling stands are the same values, and equal to 0.14, that is, about the average value for the No. 1 rolling stand, mean flow stress of each rolling stand is calculated using equation (2)'. The values of $K_{fmi}{}^{X'}$ shown in Fig. 4 are the mean flow stress thus calculated.

The values of K_{fmi}^{M} calculated using equation (7) (described later) are also shown in Fig. 4.

Equation (7) is the empirical one derived from the experimental data from the cam-plastometer. In the calculation of K_{fmi}^{M} , measured temperature and measured roll speed etc. are used.

As shown in Fig. 4, K_{fmi} is approximately constant. K_{fmi}^{M} on the other hand increases from the No. 1 rolling stand to No. 3. This is because of the fall in temperature and the work hardening of rolled material, as mentioned before.

From this, we can see that the assumption that μ_i is constant and equals to 0.14 is not correct and that the values for μ_i^X and K_{fmi}^X shown in Fig. 2 and 3 are reasonable.

As for the tension applied to the strip, the actual σ_{fi^A} obtained from the looper torque etc. is shown

Fig. 5.

If we assume the coefficient of friction for the No. $1 \sim \text{No. 3}$ rolling stand are the same values and equal to 0.10, that is, about the average value for the No. 2 rolling stand, σ_{fi}^{c} is to be calculated using equation (2)' and equation(5)', as shown also in Fig. 5.

In the calculation of σ_{fi}^{c} , we assume that the coiling speed, roll speed and outlet thickness of the strip for each rolling stand are kept constant and only the coefficient of friction varies from μ_{i}^{X} (Fig. 2) to 0.10 and mean flow stress varies from K_{fmi}^{X} (Fig. 3) to $K_{fmi}^{X'}$ calculated using equation (2)'.

In Fig. 5, the $\sigma_{f^1}{}^c$ of front tension for the No. 1 rolling stand is larger than the actual $\sigma_{f^1}{}^A$ because the coefficient of friction was underestimated (0.14 \rightarrow 0.10); on the other hand, the $\sigma_{f^3}{}^c$ is smaller than the actual $\sigma_{f^3}{}^A$ because the coefficient of friction was overestimated (0.07 \rightarrow 0.10).

From the point of view of applying the desired tension to the strip, we can also conclude that values for μ_i^{X} and K_{fmi}^{X} thus calculated are reasonable.



Fig. 4 h-K_{fm}^{X'} (μ =0.14) and h-K_{fm}^M of alloy A.



Fig. 5 h- σ_f^c (μ =0.10) and h- σ_f^A of alloy A.

If the σ_{fi}^{A} is not equal to the σ_{fi}^{C} , during steadystate rolling σ_{fi}^{A} is kept to σ_{fi}^{C} by the tension control of the looper or coiler.

However at the threading, if σ_{fi}^{A} is not kept to σ_{fi}^{c} , several problems, such as excessive looping and rupture of the strip arise.

4

Consequently it is necessary to determine μ_i^X and K_{fmi}^X at the threading.

And this will be solved by the investigation of the relation between μ_i^{X} and K_{fmi}^{X} at the threading and μ^{iX} and K_{fmi}^{X} in steady-state rolling.

The relations $h-\mu^{\chi}$ and $h-K_{fm}^{\chi}$ in the cases of aluminum and typical alloys are shown in Fig. 6 and 7.



Fig. 7 $h-K_{fm}^x$ of typical alloys.

4.4 Adaptive behaviour of computer control

Mathematical models of mean flow stress K_{fm}^{M} (equation (7))³⁾ and coefficient of friction μ^{M} (equation (8)) are made in regard to several typical material.

Equation (7) is derived from the experimental data of cam-plastometer and equation (8) is derived from the previous rolling data.

 $\mu^{M} = a_1 + a_2 h$

We define the bar-to-bar adaptation and bar-to-bar plus lot-to-lot adaptation by means of equation (9) and equation (10) respectively.

$$P^{C'} = Z_p P^{C}(\mu = \mu^{M}, K_{fm} = K_{fm}^{M}) \qquad \cdots \cdots \cdots (9)$$
$$P^{C'} = Z_p P^{C}(\mu = \mu^{M} + D\mu, K_{fm} = Z_{Kfm} \cdot K_{fm}^{M}) \cdots \cdots \cdots (10)$$

where

$D_{\mu} = \overline{d_{\mu}}$	(11)
$\mathrm{d}_{\mu} = \mu^{\mathrm{X}} - \mu^{\mathrm{M}}$	(12)
$Z_{Kfm} = \overline{Z_{Kfm}}$	(13)
$Z_{\mathrm{K}fm} = \mathrm{K}_{fm}^{\mathrm{X}}/\mathrm{K}_{fm}^{\mathrm{M}}$	(14)
; mean value of each lot	

5

In Fig. 8 is shown the comparison of these adaptive controls in No. 3 stand.

Notations in Fig. 8 are as follows.

 $ZP_{a}^{A} = P_{a}^{A}/P_{a}^{C}$ $ZP_{a} = ZP_{a}^{OLD} + 0.5(ZP_{a} - ZP_{a}^{OLD})$ $ZP_{a}^{S} = P_{a}^{A}/P_{a}^{C'}$

Fig. 8 shows that the adaptive control based on the equation (10) is superior to the one based on the equation (9).



ot to lot method.

5. Conclusion

In tandem mills rolling, by measuring of rolling force, forward slip and applied tension to the strip and analysing these measured values according to the theory of rolling, the mean flow stress and the coefficient of friction between roll and material can be estimated presisely.

As for the measuring system of forward slip, we have developed new system using pulse generator attached to the looper roll (for intermediate rolling stand) or deflector roll (for final rolling stand) as described in detail before.

We have applied this new method to a 3-tandem aluminum hot strip mill, and obtained successful results.

References

- Orowan, E.: proc. Instn. Mech. Engrs., 150 (1948), 152– 179.
- H. Ford, F. Ellis and D. R. Bland: J. Iron St. Inst., 168 (1951), 57-72.
- N. Chida, H. Kimura and Y. Baba: Sumitomo Light Metal Technical Reports, 19 (1978), 3-11.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-342)

論 文

MSF 海水淡水化装置におけるチタン伝熱管の水素吸収*

山 内 重 徳^{**} 永 田 公 二^{***} 佐 藤 史 郎^{***}

Hydrogen Absorption of Titanium Heat Exchanger Tubes in MSF Desalination Plants

by Shigenori Yamauchi, Koji Nagata and Shiro Sato

住友軽金属工業株式会社技術研究所

山 内 重 徳** 永 田 公 二*** 佐 藤 史 郎***

Hydrogen Absorption of Titanium Heat Exchanger Tubes in MSF Desalination Plants

by Shigenori Yamauchi, Koji Nagata and Shiro Sato

Hydrogen absorption of titanium tubes in the brine containing $Fe(OH)_2$ precipitates has been investigated in connection with the decomposition of $Fe(OH)_2$ (Schikorr reaction). Influence of various factors such as $Fe(OH)_2$ content, temperature, surface condition, coupling with dissimilar metals, roller expansion and alloying element of Pd on hydrogen absorption has been studied. Results obtained were as follows;

- (1) Hydrogen absorption of commercially pure titanium tube occurred remarkably at the temperature above 80-100°C in the brine containing 0.01-1M Fe(OH)₂ precipitates.
- (2) Hydrogen absorption was accelerated by coupling with mild steel, by iron contamination on titanium surface and by roller expansion. On the other hand, it was suppressed by acid pickling of titanium tubes.
- (3) Ti-0.15Pd alloy tube was much more likely to absorb hydrogen than c.p. titanium.
- (4) Results suggested that hydrogen absorption occurred because of much surface coverage by hydrogen atom on titanium surface as the result of Schikorr reaction.
- (5) It was indicated that practical solutions to the problem were (a) to avoid ferrous corrosion products coming from steel components in plants, (b) to avoid iron contamination of titanium surface during fabrication, and (c) pickling of titanium tube.

1. 緒 言

近年,耐食性材料としてのチタンの利用の増大には目を みはるものがある。その傾向は海水やブラインなどの塩化 物溶液を扱う復水器や MSF 海水淡水化装置などにおいて 著しい。 MSF 装置におけるチタン伝熱管の実用経験につ いては,隙間腐食の発生を報告したもの"もあるが,それ 以外では腐食問題もなく使用されているようである²¹。

しかしながら,通商産業省工業技術院の大型プロジェク ト「海水淡水化と副産物利用」においては、ブライン加熱 器および熱回収部に用いられたチタン管に水素吸収がみら れたことが報告されている³⁾。大型プロジェクトの小型淡 水化装置における水素吸収は、Fig.1に示すように、ブラ イン温度100℃以上において顕著である。水素吸収速度は 管端部とくに拡管尻部において最も大きい傾向が見られて いる。しかし、吸収速度は極めてばらつきの大きいもので

論

文



Fig. 1 Relationship between hydrogen absorption rate and temperature in MITI's test plants.

^{*}Titanium '80, Science and Technology に一部発表

^{**}技術研究所

^{***}技術研究所,工学博士



Fig. 2 Hydride formed in titanium tube served for brine heater of MITI's test plant. Hydrogen content is 620 ppm.

あり、ブライン温度以外の影響因子の存在を窺わせている。 水素吸収試料の断面顕微鏡組織をFig.2に示す。大型プロ ジェクトではこの現象について明らかにするために多くの 追加試験がなされたが、水素吸収を生じさせる要因を明ら かにするに至っていない。すなわち、この現象は鋼と接触 したときのガルバニック作用による水素吸収や伝熱管内面 のスケール除去のための酸洗浄による水素吸収などによっ て説明され得ないとされている³¹。

その後、本現象のメカニズムに関し、鉄錆の分解反応、 すなわち次式で示される Schikorr 反応⁴⁾ による水素吸収 の可能性が提唱されている⁵⁾。

$$3Fe(OH)_2 = Fe_3O_4 + 2H_2O + H_2$$
(1)

この考えは大型プロジェクトにおける水素吸収現象を説明 し得るものとして注目を浴びた。また、大型プロジェクト において水素吸収を生じたチタン管の内面に FesO₄ が生成 していたとの報告もなされ⁶⁹, 上記仮説を支持するものと みられている。しかし、Schikorr 反応によりチタンが水素 吸収を生ずるか否かについてはこれまで明らかにされてい ない。また、Schikorr 反応が脱気された高温の淡水中で生 ずるとする報告はいくつかみられるが^{71,89}, MSF 装置のブ ライン中でこの反応が生ずるとする報告は見当らない。

この研究では,種々の濃度の Fe(OH)₂ を含むブライン 中におけるチタン管の水素吸収について検討し,水素吸収 におよぼす温度,チタン管の表面状態,異種金属との接触 およびローラー拡管などの影響を明らかにした。更に, Ti-Pd 合金管の水素吸収挙動について調べた。

2. 実 験 方 法

市販の純チタン2種溶接管(外径25.4mm, 肉厚0.5mm) およびTi-0.15Pd合金溶接管(外径19.0mm, 肉厚0.7mm) から長さ75mmの試料を切出した。これらの試料の化学 組成をTable1に示す。試料の表面状態としては製造のま まのもの,硝弗酸溶液(70ml HNOs-30ml HF-900ml H2O) により酸洗浄を行ったもの,酸洗浄後試料表面に鋼棒によ

 Table 1 Chemical composition of commercially pure titanium tube and Ti-0.15Pd alloy tube (wt.%).

	H	0	N	Fe	Pd	Ti
c.p. Ti	0.0026	0.087	0.006	0.058		Rem.
Ti-0.15Pd	0.0023	0.083	0.006	0.049	0.15	Rem.



(Titanium, Naval brass, Mild steel)

(b) Expanded specimen



り金属鉄紛を擦り付けたもののうちいずれかとした。また Fig.3に示すように、りん脱酸銅や軟鋼などの異種金属条 をペンチではさみつけてチタン管試料に接触させたもの (チタン/異種金属の面積比⇒4),あるいは純チタン2種, ネーバル黄銅や軟鋼製の管板にチタン管試料をローラー拡 管したものなどを必要に応じ使用した。

Fe(OH)²を含む溶液は、試薬1級FeCl²·nH²O (n=4) 1モルを蒸留水に溶かし、これに20%NaOH 溶液を加えて pH6.7 になるまで中和し、その後蒸留水を加えて全量を1 ℓ とすることにより作成した。この際、NaOH 溶液の添加 に伴って緑白色の沈澱が生成し、この沈澱はしばらく放置 すると白色に変化した。以上のように作成した溶液および 沈澱を1M Fe(OH)²溶液と呼ぶことにした。0~0.1M Fe (OH)²溶液は、窒素ガスを24hr 吹込んで脱気した 6%Na Cl 溶液に上記 1M Fe(OH)²溶液を所定量加えることによ り作成した。

上述の溶液750mℓと試料を1ℓのガラスビーカーに入れ、 これを4ℓのオートクレーブ内に設置した。オートクレー プ内を真空脱気した後、所定の温度(80~150℃)に加熱し た。所定の期間が経過した後、チタン試料中の水素含有量 の分析、金属組織の観察、オートクレーブ中で発生した水 素ガス量の測定(ガスクロマトグラフィ分析による),ビー カー内の生成物のX線回折などを行った。

3. 結 果

3.1 純チタン管の水素吸収に及ぼす各種要因の影響

3.1.1 Fe(OH)2 濃度の影響

Fe(OH)² 濃度を $0\sim 1M/\ell$ と変え, 120℃において 1,500 hr の試験を行った試料の水素含有量を Fig. 4 に示す。Fe (OH)² を含まない 6%NaCl 溶液中においては,水素吸収 がほとんど生じなかった。一方, 0.01~1M Fe(OH)² 溶液 中においては,製造のままの試料に明らかな水素吸収が生 じた。この結果から、Fe(OH)² が純チタン管の水素吸収を 惹起したことが明白であった。また,軟鋼との接触が製造 のままの試料の水素吸収を加速すること、チタン管表面の 酸洗浄を行えば,水素吸収がほぼ防止されることも明らか となった。



Fig. 4 Effect of Fe(OH)² concentration in deaerated NaCl solutions on the hydrogen absorption of c. p. titanium tube (120°C, 1,500hr).

3.1.2 温度,表面状態および異種金属接触の影響

1M Fe(OH)₂溶液中における 1,500hr 後の結果を Fig. 5 に, 3,000hr 後の結果を Fig. 6 に示す。軟鋼と接触しない 場合,水素吸収は80℃においてもわずかに認められている が,温度が高いほど顕著であった。この結果は,Fig. 1 に 示された大型プロジェクトの結果とよく対応しているよう にみられた。軟鋼との接触は純チタンの水素吸収を大幅に 加速し,80℃においても顕著な水素吸収を生ぜしめた。銅 との接触は水素吸収にほとんど影響しなかった。チタン管



Fig. 5 Effect of temperature on the hydrogen absorption of c.p. titanium tube (1M Fe(OH)₂, 1,500hr).



Fig. 6 Effect of temperature on the hydrogen absorption of c.p. titanium tube without coupling (1M Fe(OH)₂, 3,000hr).

表面の酸洗浄は,先にも述べたように,水素吸収を大幅に 抑制した。そして,酸洗浄材に軟鋼を接触させても水素吸 収はほとんど生じなかった。

水素吸収が生じた試料の金属組織の例をFig.7に示す。 肉厚全面に針状の水素化物が見られた。なお、この試料は, 軟鋼と接触させて 120℃ の1M Fe(OH)₂ 溶液中に 3,000hr 浸漬したもので,試験後の水素含有量は 269ppm を示した ものであった。



Fig. 7 Hydride formed in c.p. titanium (1M Fe(OH)₂, 120°C, 3,000hr). Hydrogen content is 269ppm.

3.1.3 表面鉄汚染の影響

各種表面状態の試料に関する結果を **Table 2** に示す。製造のままの試料に酸洗浄を施すと水素吸収が生じなくなる が,酸洗浄の後に鉄で汚染されると再び水素吸収が生ずる ようになり,製造のままの試料と同程度の水素吸収がみら れた。このことからチタン管表面の鉄汚染が水素吸収を促 進することが明らかであった。

Table 2Effect of surface condition on hydrogen
absorption of c.p. titanium (1M Fe(OH)2,
120°C, 1,500hr).

Surface condition	Coupling	Hydrogen content(ppm			
As manufactured	none	43, 80			
As manufactureu	with steel	91, 141			
As nickled	none	32, 33			
no piekieu	with steel	31, 33			
As contaminated by	none	60, 73			
iron after pickling	with steel	112, 117			

3.1.4 ローラ拡管の影響

拡管を実施した試料についての結果を Table 3 に示す。 いずれの管板を用いても製造のままの試料の水素吸収が促 進されたように見られた。また,軟鋼製管板を用いた場合 には酸洗浄試料にも水素吸収が生じた。以上の結果は Fig. 1に示された大型プロジェクトの結果,すなわち管中央部

 Table 3
 Hydrogen content (ppm) of roller-expanded specimens (1M Fe(OH)2, 120°C, 1,500hr).

Tube cheet material	Tube surface				
	As manufactured	As pickled			
None (not expanded)	43	32			
Titanium	66	23			
Naval brass	63	24			
Mild steel	78	110			

より管端部とくに拡管尻部の水素吸収量が多いこととよく 一致していた。

3.2 Ti-Pd 合金管の水素吸収挙動

Ti-0.15Pd 合金管に関する結果を Fig.8 に示す。製造の ままの試料は多量の水素吸収を生じ,また酸洗浄材にも 3,000hr 後にかなりの水素吸収が見られた。このことから, Ti-Pd 合金は本環境において純チタンより水素を吸収しや すいものとみなされた。



Fig.8 Hydrogen absorption of Ti-0.15Pd alloy tube (1M Fe(OH)₂, 120°C).

3.3 反応生成物

試験後, 試料やビーカーには黒色の生成物が付着し, 沈 翻中にも黒色生成物が混在していた。この生成物をX線回 折により同定したところ, マグネタイト(FesO₄)であるこ とがわかった。オートクレーブ内には水素ガスが発生して いた。オートクレーブ内のガスを採取し, ガスクロマトグ ラフィ分析により水素ガス濃度を測定して水素ガス発生量 を求めると Table 4 のようであった。Table 4 には水素ガ ス発生量と同時にチタン試料に吸収された水素量(分析値 から計算したもの)および吸収率(発生した水素量のうち の吸収された水素量の割合)も示した。水素ガス発生量は 温度が高いほど, また Fe(OH)2 濃度が高いほど多かった。 そして, 溶液中に軟鋼が存在すると, 水素ガス発生量が大 幅に増加した。さらに銅および Ti-Pd 合金が存在する場 合にも水素ガス発生量が増加しているようにみられた。水 素の吸収率は 1.3~4.8%であった。

以上のようにマグネタイトが生成し、水素ガスが発生し たことから、この実験において Schikorr 反応が生じたも のとみなされた。そして、水素ガス発生量に温度、Fe (OH)2濃度や軟鋼の存在が影響を及ぼした事実は、これま でに見出されている Schikorr 反応の特徴⁴⁷⁷³と矛盾するも のではないと考えられた。

Test	Specimens*1	Concentration of	Temperature	Time	H₂ gas e	evolution	Habs (mg)*3	Absorption*4	
run	contained	$Fe(OH)_2 (M/1)$	(°C)	(hr)	Hevol. (mg)*2	Rate $(\mu g/hr)$	mabs. (mg)	ratio (%)	
А			120		1.9	5.7			
В	Ti(3)	1	100	336	1.1	3.3			
С			80	· •	0.76	2.3			
D			120		8.0	6.9	0.16	2.0	
E	Ti(3)	1	100	1164			0.20		
F	s		80				0		
G	m :(1)		120		140	93	2.5	1.8	
н	$T_{1}(4)$	1	100	1500	141	94	2.2	1.5	
I	11+Fe(2)		80		22	15	1.1	4.8	
J	Ti+Fe(2)			336	123	366	1.8	1.4	
K	Ti+Cu(2)	1	120	1164	186	160	2.5	1.3	
L	Ti-Pd(2)			1500	321	214	10.4	3.1	
М	Ti(2)	0.1			3.6	4.8			
N	Ti+Fe(2)	0.01	120	750	1.4	1.9			
0	Ti-Pd(2)	0			1.1	1.5			

Table 4 Amount of H2 gas evolved and absorption ratio.

*1 Ti: titanium specimen, Ti+Fe: titanium coupled with steel, Ti+Cu: titanium coupled with copper. Ti-Pd: Ti-0.15Pd alloy specimen. Numbers in parenthesis show the number of specimens.

*2 Hevol.: Amount of H₂ gas evolved.

*3 Habs. : Amount of hydrogen absorbed in specimens.

*4 Absorption ratio=100 Habs./(Hevol.+Habs.)

Fable 5	List of	reactions	in the	present	system	and	corresponding	pН	dependence	of	E.
---------	---------	-----------	--------	---------	--------	-----	---------------	----	------------	----	----

Desetions	Equilibrium formulae					
Reactions	25°C	90.C				
(2) $3Fe(OH)_2 = Fe_3O_4 + 2H_2O + 2H^+ + 2e$	E = -0.026 - 0.0592 pH *1					
(3) $Fe + 2H_2O = Fe(OH)_2 + 2H^* + 2e$	E = -0.104 - 0.0592 pH *1					
(a) $H_2 = 2H^+ + 2e$	E = -0.0592 pH	E = -0.0721 pH				
(4) $Ti+1.75H^{+}+1.75e=TiH_{1.75}$	E =0.25-0.0592 pH *2					
(5) $Ti+2H^{+}+2e=TiH_{2}$	E = 0.016 - 0.0592 pH *2					

*1 According to Misawa. *2 According to Elsen et al.

4. 考 察

4.1 水素吸収機構について

本研究においては、Fe(OH)² を含む高温 ブライン中で Schikorr 反応と同時に チタン管の水素吸収が生ずること が明らかとなった。このような水素吸収現象およびその機 構について検討を加えた報告は、これまでに見受けられな い。ここでは本現象がチタン表面における電気化学反応、 すなわち水素イオンの還元反応に基づくものであるかどう かを検討するために、電位一pH 図および分極曲線の2つ の観点から考察してみた。

Fe(OH)2, Fe₃O₄, Fe の平衡関係, Ti とTi H1.75 あるいは

Ti H₂の平衡関係は **Table 5** に示される。Table 5 の 25℃ における平衡式のうち (2),(3) は Misawa⁹) によるもの,(4), (5) は Elsen 5¹⁰) によるものである。90℃における平衡式は 熱力学データがないため得られない。Table 5 の平衡式か ら電位一pH 図を作成すると Fig. 9 のようになる。なお, 25℃の海水 (pH \Rightarrow 8) 中で純チタンを陰分極させたときの 水素吸収臨界電位は-0.46V (標準水素電極基準) であり, 概ね (5) 式 の平衡電位に 一致することが明らかにされてい る¹¹)。Fig. 9 には大気圧下において 1M Fe(OH)₂ 溶液の沈 澱中で測定した純チタン, りん脱酸銅, 軟鋼の自然電位も 同時に示してある。25℃における純チタンの自然電位は(5) 式の平衡電位よりかなり貴であり,チタン単独試料が上記 沈澱中で水素イオンの放電および吸収を生ずるものとは考 え難い。また,軟鋼と接触したときにもその電位から考え て水素イオン還元および吸収が多量に生ずるとは考え難い。 90℃においても純チタンの電位はかなり貴であり,25℃の 場合と状況は変らないように考えられる。

次に、90℃の 1M Fe(OH)² 溶液および脱気 6%NaCl 溶 液中における純チタン、りん脱酸銅ならびに軟鋼の分極曲 線を Fig. 10 に示す。1M Fe(OH)² 溶液中の陰分極曲線に おいては -0.8Vvs SCE 近辺で電流密度の大幅な上昇がみ られる。これは Fe²⁺+2e→Fe の電析反応に対応するもの と考えられる。純チタンの陰分極曲線において水素発生反 応に対応する直線は見られない。一方、脱気 6%NaCl 溶 液中の純チタンの陰分極曲線では $-0.9 \sim -1.0$ Vvs SCE 近 辺に水素発生反応に対応すると思われる直線部分が見られ ている。1M Fe(OH)² 溶液中における水素発生反応もこの 直線と同じところに位置するとみなし、これを軟鋼の自然 電位まで延長するとそのときの電流密度は 10⁻⁴mA/cm² 以







Fig. 10 Polarization curves of c.p. titanium,deoxidized copper and mild steel in IM Fe(OH)₂ solution or deaerated NaCl solution at 90°C.

下となる。すなわち、1M Fe(OH)² 溶液中において純チタ ンを軟鋼と接触したとき、純チタンの電位が軟鋼の自然電 位まで下がったとして、そのときの純チタン表面における 水素発生反応の電流密度は10⁻⁴mA/cm²以下であることが わかる。仮にこうして発生した水素がすべて厚さ 0.5 mm の純チタンに吸収されたとすると、1,500hr で最大 3 ppm の水素吸収が生ずるものと計算される。一方、Fig.5 の実 験結果から1M Fe(OH)² 溶液中で軟鋼と接触させた純チタ ンは 90℃において 55~90 ppm の水素を吸収するものとみ られ、上記の計算値と一致しない。このことからも本実験 で生じた水素吸収は水素イオンの放電一吸収によるもので はないと考えるのが自然であろう。

以上のような電位−pH 図 および分極曲線による検討か ら、本研究で認められた水素吸収は純チタンの表面におけ る水素イオンの放電一吸収というプロセスによるものでは なく、他のプロセスにより生じたものと考えられる。そし て Fe(OH)² 溶液中で Schikorr反応が生じ、かなりの量の 水素ガスが発生しているという事実から、純チタンの表面 あるいはその近傍において Schikorr 反応により発生した 水素原子がチタン表面を覆い、これがチタン中に吸収され たものと推測される。

4.2 水素吸収に及ぼす各種要図の影響について

Fe(OH)2を含む高温ブライン中で生ずるチタンの水素吸 収現象に関して、Fe(OH)2濃度,温度,異種金属との接触、 チタンの表面状態や表面鉄汚染、ローラー拡管、合金元素 (Pd)などの影響が大きいことがわかった。前述の大型プ ロジェクトで経験された水素吸収量のばらつき(Fig.1)は、 これらの各種の要因の影響を受けたために生じたものと解 釈される。

本環境における水素吸収については、これまで現象その ものが知られておらず、また影響因子についても全く知ら れていない。そのため各種要因の作用機構を現時点で明ら かにすることが困難となっている。しかしながら知り得た 実験事実からそれぞれの要因の作用について若干の考察を 加えると次のようになる。

(1) $Fe(OH)_2$ 濃度 溶液中に $Fe(OH)_2$ を含まない場 合水素吸収はほとんど生じなかったが、 $0.01 \sim 1 M/\ell$ の Fe $(OH)_2$ を含む場合に水素吸収が生じた。また水素吸収量は $Fe(OH)_2$ 濃度が高いほど多い傾向にあった。 水素吸収が $Fe(OH)_2$ の分解反応によって生ずるものと考えれば、これ らの結果は妥当なものとみなすことができる。

実機海水淡水化装置においては, Fe(OH)₂は配管や蒸発 室などの鋼製構造物の腐食生成物として発生するものであ る。そして 0.01 M/ℓ 以上の濃度は腐食生成物がチタン表 面へ沈澱することにより実現され得るものと考えられる。 従って、本現象に対する根本的な対策は、鋼製構造物から の腐食生成物の発生を避けることである。そして、近年装 置各部に用いられる材料がより耐食性の高い高級材料へと 変りつつあるので¹²⁰、鋼製構造物から発生する腐食生成物 は減少する傾向にあるものとみられる。

(2) 温度 Schikorr 反応の速度は温度に依存するこ とが知られている。すなわち、Schikorr 反応はある種の金 属塩や金属粉末などの触媒が共存しない限り室温~100℃ においては進行しないこと"¹¹³、100℃以上においては触媒 が共存しなくても反応が進行すること"などが明らかにさ れている。しかしながら、室温でも反応が起ったとする報 告"や75℃においても反応が起るとする報告⁸¹などもあり、 限界の温度は必ずしも明確ではない。本実験においては、 水素ガス発生量は温度が高いほど多く、また軟鋼、鋼およ びTi-Pd 合金が共存する場合に多かった。このように水素 ガス発生量に温度や共存物などが影響を及ぼした事実は、 上記のような Schikorr 反応の特徴と矛盾するものではな い。

純チタンの水素吸収量も温度に影響されている。しかし ながら、温度のほかにチタンの表面状態、軟鋼との接触な どが水素吸収量に大きく影響するので、水素吸収の限界温 度は個々の条件により大幅に変動するものと考えられる。 今回の実験結果から限界温度を決めるとすれば、酸洗浄材 の限界温度は150℃以上、製造のままの材料の限界温度は 軟鋼との接触がない場合約80℃、軟鋼との接触がある場 合 80℃以下であるということができる。

(3) 軟鋼との接触 軟鋼との接触は チタン の水素吸 収を大幅に促進した。軟鋼の作用は現時点では明らかでな いが, Schikorr の実験⁴⁾で明らかにされているように, 軟鋼が Schikorr 反応を促進することが考えられる。

実用の海水淡水化装置では、ブライン中でチタン伝熱管 と鋼が接触することはほぼあり得ないが、蒸気中ではチタ ン伝熱管と鋼製隔板やクラッド鋼管板が接触することがあ り得る¹²⁾。今回の実験はブライン相当の溶液中で行ったも のであるが、Schikrr 反応は淡水中でも生ずるので、上記 接触部では注意が必要であろう。

(4) 表面状態および表面汚染 チタン管の水素吸収 挙動は表面状態に大きく左右された。すなわち,製造のま まのチタン管には水素吸収が生じたが,酸洗浄材には発生 しなかった。またチタン管の表面に鉄粉が付着すると水素 吸収が促進された。製造のままのものと酸洗浄材の表面状 態の差異としては,前者の表面には酸化皮膜が生成してい ること,および製造工程に起因する表面鉄汚染があり得る ことなどが挙げられるが,両者の水素吸収挙動の差異は表 面鉄汚染の有無に帰するのが自然であろう。チタンの水素 吸収挙動に及ぼす鉄汚染の作用の機構については明らかで ない。前述のように金属鉄が Schikorr 反応を活発にする ものか,あるいは Cotton¹⁴ が高温水素ガス中のチタンの 水素吸収現象に関して述べたようにチタン表面の鉄が水素 の侵入点になるものかのいずれかであろう。

(5) ローラー拡管 水素吸収は ローラー 拡管により 促進される傾向にあった。ローラー拡管の作用としては, 拡管治具によりチタン管に表面鉄汚染を生じさせること, 軟鋼製管板の場合はチタン管と軟鋼との接触を確実にする ことがあり、これらが水素吸収挙動に影響したものと考え られる。

(6) Ti-Pd 合金 Ti-Pd 合金管は純チタン管よりも 水素吸収を生じやすかった。Pd の役割は明らかではない が,表面鉄汚染と同様に Schikorr 反応を促進すること, あるいは水素の侵入点になることなどが考えられる。

5. 結 論

(1) 0.01~1 M Fe(OH)₂ を含むブライン中においてチ タン管の水素吸収が発生した。この現象は 80~100℃ 以上 において顕著であった。

(2) 水素吸収は軟鋼との接触, チタン 管表面の鉄汚染 および拡管により促進され, チタン管の酸洗浄により抑制 された。

(3) Ti-0.15 Pd 合金管はチタン管より水素吸収を生じ やすかった。

(4) この溶液中においては, Schikorr 反応により生成 しチタン管表面を覆った水素原子が, チタン中に吸収され たものと考えられた。

(5) 実用的には, MSF 装置の鋼製構造体に由来する鉄 錆を避けること, チタン管表面の鉄汚染を避けること, お よびチタン管の酸洗浄を実施することなどが有効な対策と なろう。

献

文

- 1) S. Kido and T. Shinohara: Proc. of the Inter. Congress on Desalination and Water Reuse, Tokyo, 1 (1977) 369.
- J.A.S. Green, B.W. Gamson and W.F. Westerbaan: ibid., 1 (1977) 359.
- 3) 佐藤史郎,永田公二,渡辺幸健,中村寿雄,浜田忠嗣:防食 技術,25 (1976) 311.
- G. Schikorr : Zeitschrift für Elektrochemie, 35 (1929), 65.; Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie, 212 (1933), 33.
- 5) 梅野秀夫:金属,7月臨時増刊号,(1976),30.
- 6) 渡辺幸健:チタニウム・ジルコニウム, 25 (1977), 5.
- F.J. Shipko and D.L. Douglas: J. Phys. Chem., 60 (1956), 1519.
- B. McEnaney and D. C. Smith: Corrosion Science, 18 (1978), 591.
- 9) T. Misawa: Corrosion Science, 13 (1973), 659.
- R. E. Elsen, H. C. Hornig, W. L. Tolly, J. W. Kury, W.J. Ramsey and A. Zalkin: Some Physical Properties of the Hydrides, University of California Radiation Laboratory, (1956).
- 山口 誼, 恩田勝弘, 広瀬仁志, 佐藤史郎, 田部善一, 下野三樹雄, 野世溪精:火力原子力発電, 25 (1974), 172.
- 12) 沢田磐雄:チタニウム・ジルコニウム, 28 (1980), 64.
- 13) U. R. Evans and J. N. Wanklyn: Nature, 162 (1948), 27.
- J. B. Cotton and J. G. Hines: The Science, Technology and Application of Titanium, Pergamon Press, (1970), 155.

論 文

熱交換器用 BA11 合金管の成形条件について*

高周波誘導溶接管の製造に関する実験的研究(第2報)

難波 圭 三**

Forming Condition of BA11 Alloy Tube for Heat-Exchangers

Experimental Studies on Manufacture of High-Frequency-Induction-Welded Aluminum Alloy Tube. (Report 2)

by Keizo Namba

住友軽金属工業株式会社技術研究所



高周波誘導溶接管の製造に関する実験的研究(第2報)

難波 圭 三**

Forming Condition of BA11 Alloy Tube for Heat-Exchangers

Experimental Studies on Manufacture of High-Frequency-Induction-Welded Aluminum Alloy Tube. (Report 2)

by Keizo Namba

In tubing of BA11 aluminum alloy with 20 mm outside diameter, 0.8 mm thickness and low proof stress, the defects such as a misalignment and an offset were produced at the weld. In addition, they fluctuated along direction of tube travel and assumed so called walking form. This study has been performed on producing of the stable weld without the misalignment and the offset, and directed at providing the effective forming condition.

The forming conditions investigated are as follows;

1. Only to maintain the proper convergence angle, $\alpha = 6.4^{\circ}$.

2. To adjust the proper convergence angle while restricting the skelp [edges sufficiently by finpass rolls.

3. To control the proper convergence angle by widening the edges of the skelp which has already been formed into a circle, constrainedly by using of seam guide rolls.

And the reasons why to provide the effective condition are investigated by evaluating of the forming states of the skelp under these conditions.

The result shows that the effective forming condition is No. 3 mentioned above. This reason may be explained by sufficient controlling of the faying edges and little forming at the squeeze rolls. In addition, it is closely related to the deflection which has been brought about on the edges by girth-reducing of the skelp at squeeze rolls, that is, hollow sinking. Under No. 3 condition, the effect seems to be mitigated by decrease of drawing resistance, smooth deformation in the drawing and change into compressive strain.

Though the edge stretch occurs slightly, it eliminates with forming and is not found before finpass rolls.

1. 緒 言

ロール・フォーミングと高周波誘導溶接法を用いて板か ら管を製造する方法は、種々の皮材をクラッドした多重管、 構造用高力合金のAl-Zn-Mg-Cu系,高Mg系のような押 出,引抜加工性の悪いアルミニウム合金管においては、従 来からの製造方法に代替するものとして非常に有望である。 そこでは毎分数10mという高速度のため生産性が著しく改 善される以外に、とくに多重管においては、歩留りの向上 が顕著で、皮材比率の均一性、皮材と芯材の高い密着性な どの品質向上も期待できるからである。本研究は、このよ うな観点から、熱交換器に用いられるろう材をクラッドし た BA11 合金で、溶接管に製造後引抜加工を施すため、軟

**技術研究所

文

論

質材(質別 H12)を選び、しかも従来の押出、引抜加工に よる製造方法と経済性の点から比較して外径 20 mm、肉 厚 0.8mm(肉厚外径比 0.04)の中細径薄肉 2 重管の製造に 関して実験的検討を行ったものである。

さきに著者は、外径 20mm、肉厚 1 mmの5052 アルミニ ウム合金の高周波誘導溶接法による溶接管の製造において、 高品質な溶接部を得るためのもっとも重要な要因である衝 合面のエッジの加熱に関して検討した結果を報告した¹⁾²¹。 すなわち、加熱形態はフラッシュ(閃光)状を呈し、収束角 に著しく影響をうける。溶接部の接合状態も同様であり、 高品質な溶接部を得るためのフラッシュ形態と、そのため には、鉄鋼材料の場合に比べかなり広い 6°以上の収束角 が必要であることを明らかにした。しかし、6°以上の収束 角は管外径 20mmからみるとかなり大きく、本研究の対象

13

^{*}軽金属 32 (1982), 356 に掲載

材に適用した場合,それを保持するだけの成形条件下では, 溶接部に段違いが生じたり,それが造管方向に沿って変動 し,一種のウォーキング状態を呈することもあった。

そこで本報では、まず段違いやウォーキングのない整合 した溶接部を得るため、収束角 6.4°を保持しつつ成形ロー ルのカリバー形状やそのフランジ間隔などの成形条件を実 験的に検討し、有効な条件を求めた。同時に、それら条件 下でのスケルプの成形過程についても観察を行った。成形 過程は鉄鋼材料では多くの報告がなされている³⁻⁹⁾が、アル ミニウム合金材料では少なく、しかも溶接部との関連性に ついての報告はほとんど見当らない。本報ではこれらの点 からも検討し、有効な成形条件とする要因について考察し た。

2. 実験材料および実験方法

2.1 実験材料

実験材料は熱交換器に用いられる,ろう材をクラッドした BA11 アルミニウム合金(皮材は4343合金,芯材は3003合金)でクラッド率は板厚の10%である。その機械的性質は Table 1 に,寸法公差は Table 2 にそれぞれ示す。これを外径D=20mm,肉厚 t=0.8mm,肉厚外径比 t/D=0.04と比較的薄肉で,外径比の小さい溶接管とした。

Table 1Mechanical properties of test material.(BA11-H12 Brazing sheet alloy)

Tensi	Vickers hardness		
Tensile strength $\sigma_{B}~(kg/mm^{2})$	$\begin{array}{l} Proof \ stress \\ \sigma_{0.2}(kg/mm^2) \end{array}$	Elongation δ (%)	Number Hv (load, 50g)
15.8~16.0	14~14.2	12	40.3~47.2

Thickness	Width	Lateral bow/2m	Edge burr
(mm)	(mm)	(mm)	(mm)
$0.8^{+0.02}$	62 ⁻⁰	0.5~2	0.05~0.15

2.2 実験条件

実験装置は前報²)に示した,上下ロール・スタンド#1~ #7の7段(#1~#3はブレーク・ダウン・パス・ロール, #4~#7はフィン・パス・ロール),サイド・ロール・ス タンド7段(一部はクラスタ・サイド・ロール),シーム・ ガイド(SG)・ロール,誘導加熱コイル,スクイズ(SQ)・ ロール,外面ビード切削部および矯正ロールなどからなる 管成形装置ならびに公称出力90KW,発振周波数400KHz の高周波電流発生装置である。成形方式はボトム・ライン ・コンスタントで,エッジとサーキュラ・ベンディングを 併用したダブル・レディウス・タイプである。

造管速度は 30m/min である。誘導加熱コイル, インピ

ーダでのフェライト・コア各々の形状,配置などに関する 高周波電流導入条件は安定なフラッシュ形態が得られ,衝 合面のエッジの加熱の効率などを加味して検討した結果¹⁾ を用いた。

加熱条件のうち、 収束角 α はすでに報告¹⁾ したように、 6.4° 程度を保持できるようにした。発振管入力条件はプレ ート電圧 V_P=7.2KV, プレート電流 I_P=2.9A, グリッド 電流 I_G=0.29Aを標準 (入力 P=V_P(I_P-I_G)=18.8KW) と した。

加圧条件としては SQ ロールでのガース・リダクション G.R. をとりあげ,それが 1.7 mm となるようにした。G.R. は SQ ロール直前のスケルプに粘着テープを貼付して測定 した外周から,SQ ロール 通過直後の溶接管の外面ビード を除去して同様に測定した値を差引いて求めた。 精度は 0.1% である。

これらはいずれも予備実験から選定した。

成形条件は下流測の上下フィン・パス・ロール#4~#7 および SG ロールや一部のサイド・ロールのカリバー形状 とフランジ間隔を変えることによって得,上流測の成形ロ ールについてはほとんど変化させていない。本実験にて種 々検討した成形条件を代表させると,以下の3種類に大別 される。

第1条件は,鉄鋼材料を基準として設計されたロール・ カリバー形状で,したがってフランジ間隔は #4, #5 ロー ルではそれぞれ 1mm, #6, #7 および SG ロールではそれ ぞれ 1.5 mm, 3 mm および 5 mm と設計よりもかなり広 くしなければ収束角 6.4°が保持されないような条件であ る^{1),2)}。

第2条件は、第1条件に対し、後半のフィン・パス・ロ ール#6、#7のフィン幅を4mm 程度広くするとともに、 カリバー形状を変え、衝合面のスケルプ・エッジがフィン によって十分拘束されるようにしたものである。この場合、 #6ロールからSGロールに至るまで、各ロールで段階的に エッジ間隔を狭くしてゆき、 $\alpha = 6.4^{\circ}$ を保持できるような フィン幅としている。

第3条件はさらにスケルプに曲げ加工を十分与えようと するものであって, #4, #5, #6 ロールでしめつけるとと もに, ロール・カリバーの曲げ径を少し小さくしている。 しかも SG ロール直前の #7 ロールにてスケルプを一度真 円状に成形しておく。しかし, その状態で SQ ロールに送 りこまれると収束角が小さくなるため, SG ロールのフィ ンによってエッジ間隔を強制的に広げて α =6.4° となるよ うにしたものである。このため SG ロールのフィン幅を第 1, 2条件の場合より1mm 広くしている。同時にサイド ・ロールもこれらに応じて調整した。

2.3 成形条件の観察方法

各ロールのフランジ間隔の測定は隙間ゲージを用いた。 また,各ロール直後での成形中のスケルプの幅,高さはノ ギスにより,エッジ間隔は内パスでそれぞれ測定した。外 周はテープをスケルプに貼付して、そのテープに外周端の けがき線を写し取った後、テープをスケルプから取除き、 そのけがき長さを測定した。精度は0.1% である。

以上の条件の各ロール直下において、どんな状態でスケ ルプが接触し、フィンでエッジが拘束されているか、さら には、その直後でのスケルプの形状などを次に述べる2方 法により観察し、フォーミング・フラワーを求めた。

第1の方法は、高感度の両面感圧紙によるもので、スケ ルプ表面にそれを貼って所定のロールを通過させる。そし てそのカリバー面、スケルプ表面、エッジ端面における発 色剤の圧着位置とその程度、感圧紙からの発色剤の剝離程 度および感圧紙の切断位置やその程度の観察を行うという 方法である。**Fig.1**はその一例である。

第2は高圧用プレスケールによるもので,第1と同様に 行い接触圧を求めた。

2.4 成形過程の測定方法

第1~3の成形条件におけるスケルプの成形過程やエッジのコントロール状態はその形状と表面歪から求めた。

まず,成形中のスケルプの形状は,各ロールごとに測定 し,その位置は,所定のロールで成形してそのままスケル プ下流側に送り,そのロールやほかの拘束がなく,しかも 先端の切断部の影響のない部分とした。スケルプ各部のう ち,幅,高さおよびエッジ間隔は2.3項の方法により,曲 げ半径は石膏材およびモデリング・コンパウンドを用い,



Fig. 1 Typical appearance of adhered state of carbon paper to #5 forming roll and skelp.

スケルプのレプリカを採取して、ラディアス・ゲージによ り測定した。モデリング・コンパウンドによる方法は、レ プリカ断面を研磨後、10倍の投影器により測定するもので Fig.2に一例を示す。これらの結果と2.3 頂での測定結果 から、スケルプ各部の成形中の変化過程を求め、目視観察 も加えて成形過程を検討した。

もう1点のスケルプ表面歪の測定は、通常用いられる³, ⁶⁾,次の方法で行った。測定位置は**Fig.3**に示したように、 造管方向に沿っては両側のエッジ端面より1mm 内側の部 分(エッジ部, \overline{Aa} , \overline{Ee} , など)および幅(円周)方向の中心 部(\overline{Cc} など)の3か所で、標点間距離は50mm とした。造 管と直角な幅(円周)方向ではスケルプ中央部(\overline{BD} , \overline{bd} , および $\overline{B'D'}$, $\overline{b'd'}$ など)と両端部(\overline{AB} , \overline{DE} , \overline{ab} , \overline{de} , お よび $\overline{A'B'}$, $\overline{D'E'}$, $\overline{a'b'}$, $\overline{d'e'}$ など)の3か所で標点距離は 20mm である。いずれもスケルプ外表面歪の測定が主であ るが,初期の成形段階では一部,内表面についても測定し た。

歪はけがかれた標点間距離を成形前後にわたって20倍に 拡大してコンパレーターによって測定した。成形後のスケ ルプは,連続的に成形のみを行った後,すべてのロールを 取除いて採取した。この測定の一部は2.3 項に示したテー プに,けがき線を写しとって行った。なお,エッジ部,端 部は両側の平均値を算出した。



Fig. 2 Typical replica appearance of formed shapes of skelp by using of modelling compound.



Fig. 3 Location of marking for measuring of surface strain of skelp. (mm)

2.5 溶接部の評価方法

溶接部の段違いや,ウォーキング状態の有無は所定の条件下で得られた管の断面観察によって評価した。その場合, 造管方向に沿って50mm おきに10~20個の試料を採取し, 6倍に拡大して観察した。

3. 実験結果

3.1 成形条件と溶接部

Fig.4は2.2項で述べた第1~3の成形条件について後 半のフィン・パス・ロール #6, #7 および SG ロールのカ リバー形状,フランジ間隔ならびに2.3項による観察結果 から類推して求めたフォーミング・フラワーなどを示す。

第1条件では衝合面のスケルプ・エッジが各ロールのフィンによってほとんど拘束されていない。しかも各ロール での成形状態も不十分であり,結果は省略するが感圧紙に よる観察からも確認できた。

第2条件では第1条件とは異なって,エッジがフィンに よって十分拘束されている。

第3条件では,第2条件とほとんど差がないようである が,感圧紙によれば,各ロールでの接触,拘束程度がほか の条件に比べかなり大きいようであった。

プレスケールによる接触圧は第2条件で, ロール・カリ バー面とスケルプ表面間では 350~500 kg/cm², フィンと エッジ端面間では500kg/cm²程であった。それに対し, 第



Fig. 4 Schematic illustration of fin-pass roll calibers and formed shapes of skelp at each roll under forming conditions No. 1~3.

3条件では、それぞれ 500~700 kg/cm²、700kg/cm²以上 となった。とくに SG ロールでのフィンによる接触圧は 200 kg/cm²以上も差があり第3条件の方が高かった。

これらの成形条件下で得られた溶接部の状態の一例を Fig.5に示す。第1条件での溶接部は造管方向に沿ってほ とんど段違いのままである。第2条件では、その発生は少 なくなるものの、一部では認められ、溶接部が造管方向に 沿って一種のウォーキング状を呈しているようである。と ころが第3条件では前2者とは異なり、全く段違いのない、 左右対称の、しかも造管方向に沿って変動のない整合した 溶接部が得られている。以上の結果から第3条件が有効で あるといえる。



Forming No. 1 No. 2 No.3 Condition

Fig. 5 Transition of transverse cross sections of welds along direction of tube travel.

Vol. 24 No. 1, No. 2

3.2 成形条件と成形過程

3.2.1 成形形状について

Fig. 4 の成形条件によって得られたスケルプ各部の 2.4 項による測定結果と、2.3 項により測定した各ロール直後 での結果を、後半のフィン・パス・ロール#6以後につい て、**Fig.6**に示す。このうち SQ ロールでは、そのカリバ ー形状を示す。また、第1と第2条件では、ほとんど差が なかったので、**Fig.6**では前者を省略した。

Fig.6から,第2条件では,エッジ間隔の成形中の変化 過程は,SG ロールに近づくにつれ,スプリング・バック を繰返しながらゆるやかに狭くなる。そしてSG ロール以 後, $\alpha = 6.4^{\circ}$ 程度となって,スケルプがSQ ロールに送り こまれるようである。その幅や高さなどの各部も,同様な 変化過程であるといえよう。曲げ半径は11~12mmで,と くに上部の曲げ半径がSQ ロールによって2mm 程小さく できるようである。しかも,このときエッジが湾曲し,携 わんでいるのが観察された。

第3条件でのスケルプの成形過程は、Fig.4にも示した ように #7 ロールで真円状に成形された後、SG ロールに よってエッジ間隔が広げられていることが確認できる。そ して SG ロール以後は、第2条件とは逆に、エッジ間隔や スケルプの幅が狭く高さも低くなる傾向をもって、SQ ロ ールに送られる。とくに高さは全体的にかなり低く、SQ ロールでの変化も2mm で第2条件の3.5mm と比べて小 さい。さらに特長的なのは、上部の曲げ半径で、SQ ロー ルのそれと同様な値をもった状態で SQ ロールへ送られる。 しかもそのときのエッジでの撓みも、ほとんど認められな いようであった。

3.2.2 表面歪について

Fig.7 および **Fig.8**に第2および3条件における成形中 のスケルプの造管方向およびそれと直角な円周方向の表面 歪の変化過程をそれぞれ示す。**Fig.7** および8において, 上流側の初期の成形段階における結果は両条件ともほぼ同 様であったので、ここでは第3条件のみを示した。

造管方向に沿った表面歪の変化過程はFig.7からわかる ように両条件および両測定値ともかなりのばらつきをもつ が,以下のような傾向が明らかなようである。このうち, エッジ部における表面歪は初期の成形ロールにおいて引張 となり, 成形の進行とともに 0.1~0.2% 程度の引張, 圧縮 を繰返しつつ漸減し、C3~#4 ロール付近では圧縮状態に 至る。しかし、第2条件では、その後0に近い値もしくは +0.1~0.2% 程度の引張歪を生じつつ SQ ロールに至る。 SQ ロールでは、ガース・リダクションを受ける結果、造 管方向にも強い引張加工を受け、表面歪は+1.3~1.4%と なる。第3条件では#4ロール以後も圧縮歪のままでSGロ ール以後さらに減少し、一0.5%程度となる。やはりSQロ ールによって +0.6~0.7% 程度の引張歪を生じ,その前後 で 1.1~1.2% 程度の加工を受ける。いっぽう, 中心部にお ける表面歪の変化過程は,多少の差は認められるが傾向と しては、エッジ部と大差ないものとみなしてよかろう。

次に、造管方向と直角な円周方向の表面歪の変化過程に ついて述べる。Fig.8 に明らかなように、前述の場合とは 異なって、両条件ともかなり明確な傾向を示している。す なわち、初期の成形段階では端部のみに表面歪が発生し、 外面は引張、内面は圧縮となり、C2~C3 ロール付近でほ ば一定となる。ところが中央部での表面歪の発生は端部よ りかなり遅れ、C1 ロール 付近でようやく変化が顕著とな り、外面で引張、内面で圧縮となって # 4~4-5 S ロール付 近でほぼ一定となる。第2条件ではその後、外面の歪は端 部中央部とも微増し、SQ ロール直前で 3.8% 程度となり、 SQロールのガース・リダクションにより1.8% 程度に減少 する。いっぽう、第3条件の場合は、5-6 S ロール付近か ら、また増加し、SQ ロール直前で、中央部では 3.8~4%、 端部ではさらに高く 4.4% 程度の表面歪となって、その後 は第2条件と同じ変化過程となる。



Fig. 6 Transition of formed shapes of skelp under forming conditions No. 2 and 3.



Fig. 7 Transition of longitudinal surface strain under forming conditions No. 2, 3.



F1g. 8 Transition of transverse surface strain under forming conditions No. 2, 3.

Vol. 24 No. 1, No. 2

4. 考 察

3.1項の結果から明らかなように, 第3の成形条件が整合した溶接部を生むのに有効であって, 第1や第2条件では, 溶接部は段違いやウォーキング状を呈する。

ここではまず, 第3条件を有効とする要因について考察 する。

第1には,成形加工の点からで以下の要因があげられる。 すなわち,Fig.6から第2条件では,スケルプがSQロー ルによってガース・リダクションを受けるとともに,曲げ 加工され,しかもその衝合面のエッジは上から下へ押さえ こまれる。したがって,造管中,溶融したエッジには円周 方向以外の不要な力もSQロールによって負荷されること になり,整合した溶接部が得られないであろう。

しかし、第3条件ではFig.4 および6のように、スケル プが前もって真円状に成形されているため、SGロール後 も真円に戻りやすい傾向を有する。しかも成形条件の観察 結果やFig.8の円周方向の表面歪、とくに端部の表面歪の 5-6Sロール以後の変化過程からも確認できるように、曲 げ加工度も第2条件より高い。これらの結果、(1)SQロー ルでの不要な加工が第2条件よりも軽減される。さらには、 SGロールによって間隔が強制的に広げられるため、3.1項 に述べたように、その拘束が第2条件よりも強い。そのた め、(2) SQロール直前のエッジが十分コントロールされて いる。

以上の (1), (2) の要因から第3条件で整合した溶接部が 得られると考えられる。

第2には Fig.6 に示した, SQ ロールでの曲げ半径の変 化過程からも確認できるように, スケルプの SQ ロールに よるガース・リダクションが一種のローラ引抜加工であり, 空抽きである点からで, そのとき, エッジに生ずる撓みに 関する要因である。すなわち, スケルプ SQ ロールによっ て, ガース・リダクションとともに引抜抵抗を受ける。こ れは矯正部門と成形部門間での速度差による前方張力によ ってある程度軽減できるが, スケルプが連続的に送られて くることもあって, エッジが集中的に撓んでしまう。その 発生は3.2.1 頃に述べたとおりで, その影響から, 第1, 2条件では, 不整合な溶接部を生じると考えられる。

ところが、第3条件では、3.1項に述べたように、フィ ン・パス・ロールやSGロールとスケルプやエッジ間の接 触圧が高い。したがって、スケルプを送る成形部門からの 力がこれらの間の摩擦力によって軽減され、引抜加工での 逆張力とまでは至らずとも、それに類した効果が生ずる。 さらにはFig.6のようにSQロールへ送られるスケルプの 成形形状が第2条件とはかなり異なり、引抜加工でのダイ ス角度を調整した状態に相当する可能性もある。これらの 結果、引抜抵抗の減少¹⁰、や引抜加工時の変形が円滑化され ¹⁰、3.2.1項に述べたように、前述の携みの発生が軽減さ れ第3条件では整合した溶接部が得られると考えられる。

この撓みの影響の軽減に関しては、他の要因も考えられ る。すなわちFig.7に示したように、SQ ロールでの引抜 加工によって、スケルプは造管方向に引張加工を受け、溶 接しない場合であるが、表面歪にして、たとえばエッジ部 では, 第2, 3条件とも同程度の1.1~1.4%にもなる。と ころが, それ以前の #4 ロール 付近からの変化過程では, 両条件間に著しい差があり、第3条件では、圧縮歪のまま SQ ロールに至る。とくにエッジ 部では、SG ロール以後 の減少も大きい。これらの圧縮歪の発生は、ロールやフィ ンによるスケルプやエッジの拘束、その拘束のためのスケ ルプがあたかも剛体状になり、そこに前述のスケルプの送 りこみがあることなどによろうが、その歪には前述の携み も変換されている可能性がある。すなわち、エッジでの撓 みが圧縮歪に吸収されることによって、その発生が軽減さ れ, 第3条件を有効とする要因の一部を形成していること も考えられる。

このようなフィン・パス・ロールでの携みの軽減,ある いは圧縮歪発生によるその吸収,軽減などは馬場"中島ら ^{5),6)} や横山ら"によって鉄鋼材料ではあるが,すでに指摘 されている。ただし,これらは携みの発生源が初期の成形 段階に生じたエッジ部の引張歪,すなわち,エッジ・スト レッチにある場合で本実験結果とは少し異なっているよう に考えられる。その理由は,Fig.7に明らかなように,フ ィン・パス・ロール以前ですでにエッジ・ストレッチが認 められなくなっているからである。

以上述べてきた諸要因が影響しあって第3条件を有効と していると考えられる。

さて前述のエッジ・ストレッチであるが、鉄鋼材料では 多くの報告があるものの³⁻⁹⁾, アルミニウム合金ではほと んど見当らない。これは初期の成形ロールごとにおいて生 ずるミクロ的なもの³⁻⁹⁾と, その成形段階中で生ずる全体 的なマクロ的なもの^{3,5-9)}の2種類からなる。

本実験では、Fig.7のように、わずかではあるがその発 生は認められる。しかし、かなりのばらつきもあり、この 両者のいずれかの識別もむずかしい。しかもt/Dの影響も あって、成形の進行とともに漸減し、C3~#4 ロール付近 になるとなくなり、圧縮状態になる。これは馬場³¹が指摘 するように、本成形装置で採用しているクラスターサイド ・ロールによる影響もあろう。ただし、Fig.7に示した第 2、3条件下での変化過程は、全体的にばらつきは認められ るものの、鉄鋼材料でしかも成形方式が異なるが、馬場³¹ や中島ら⁶¹や横山ら⁹¹の結果と類似の傾向を示してはいる。

いっぽう,円周方向において,Fig.8に示したように初 期の成形段階で端部のみに表面歪が発生するのは,2.2項 にも述べたとおり,本成形方式がエッジ・ベンディングを 併用しているからである。

5. 結 論

BA11-H12 アルミニウム合金,外径 20mm,肉厚 0.8mm の高周波誘導溶接管において,整合した溶接部を得るため, 成形条件について検討し,次の結果を得た。

1) 安定な整合した溶接部を得るためには、十分な曲げ 加工を与えるとともに、最終のフィン・パス・ロールで真 円状に成形した後、シーム・ガイド・ロールによって衝合 面のエッジ間隔を強制的に広げ、6℃以上の収束角を保持 するという成形条件が有効である。

2) その成形条件下での成形過程を明らかにするととも に、有効とする要因を考察し、以下の点が考えられること を示した。

まず,スケルプの成形加工の点から,スケルプが,スク イズ・ロールでの不要な加工が軽減される状態になってい ることに加えて,エッジのコントロールが十分である。

次には、スケルプの、スクイズ・ロールによる引抜加工 の点からで、そのときエッジに発生する携みの影響が、引 抜抵抗の減少やその加工時の変形の円滑化、さらには撓み の圧縮歪の交換、吸収などによって軽減される。 エッジ・ストレッチはわずかではあるが発生した。
 しかし、成形の進行とともに漸減し、フィン・パス・ロール以前で認められなくなる。

文 献

- 1) 難波圭三:溶接学会誌, 49 (1980), 668.
- 2) 難波圭三:本誌, 21 (1980), 13.
- 3) 馬場善禄:住友金属, 15 (1963), 91.
- 4) 鈴木 弘, 木内 学, 中島 聡, 赤堀明夫: 塑性と加工, 10 (1969), No. 2, 102.
- 5) 中島浩衛,水谷 渉,菊間敏夫,松本紘美:鉄と鋼,59(1973), A125.
- 6) 中島浩衛,水谷 渉,菊間敏夫,西海久志,横田好美:昭和51
 年度塑性加工春季講演会概要集,(1976),285.
- 7) 水谷 渉:第57回塑性加工シンポジウム, (1976), 23.
- 8) 加藤健三:冷間ロール成形,日刊工業新聞社,(1977).
- 横山 栄一, 豊岡 高明, 江島 彬夫, 吉本 勇三, 河手 崇男, 桑田 一義:川崎製鉄技報 13 (1981), 80.
- 10) 鈴木 弘: 塑性加工, 裳 華 房, (1963), 82.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-344)

論 文

Al-Mg-Si 溶接金属の機械的性質*

杉山 禎 彦**

Mechanical Properties of Al-Mg-Si Weld Metals

by Yoshihiko Sugiyama

住友軽金属工業株式会社技術研究所

Al-Mg-Si 溶接金属の機械的性質*

杉山 禎 彦**

Mechanical Properties of Al-Mg-Si Weld Metals

by Yoshihiko Sugiyama

Mechanical properties of Al-Mg-Si weld metals in butt joint were studied in this experiment, prior to investigation on welding of aluminium wrought alloys to aluminium cast alloys.

Different chemical compositions of the weld metals were prepared by combination of joint designs, base metals of A5083-O and A4343-F alloys in wrought forms and electrode wires of A5356 and A4043 alloys.

Results obtained in this experiment are summarized as follows:

(1) In tensile testing, the welded joints consisting of A4343 alloy base metal (tensile strength: 14.3 kg/mm^2) used for either or for both sides, failed in A4343 base metal. On the other hand, the welded joints consisting of A5083 alloy base metal (tensile strength: 32.1 kg/mm^2) on both sides, resulted in the rupture in the weld metal irrespective of the type of the electrode wires used. Therefore, the tensile strength of the weld metals considered to fall approximately within the range of 14 to 32 kg/mm².

Besides, weld metals that contained both Mg and Si had the elongation considerably lower than those containing Mg alone.

(2) The weld metals containing only Mg had the highest impact values, while the weld metal containing only Si had the next highest values. The lowest values were obtained when both Mg and Si were contained in the weld metal. Moreover, such tendency was observed on the impact values of the weld metals also at $-196^{\circ}C$.

1. はじめに

最近,一部の構造物にアルミニウム合金展伸材とアルミ ニウム合金鋳物とを溶接によって組立てることが検討され ている。アルミニウム合金製2スピースホィールはその例 で,既に展伸材リムと鋳物ディスクを溶接により組立てら れたホィールが実用化されている。

展伸材と鋳物材との溶接においては、これまでの展伸材 に対する溶接の経験から、

(i) 母材に対応する溶接金属の化学成分

(ii) 継手に要求される諸性質(強度,耐食性など)

(iii) 継手の健全性(割れ,ブローホールなど) などを考慮する必要があろう。

ところで、アルミニウム合金鋳物には展伸材と同様非常 に多くの種類があるが、JIS H 5202(アルミニウム合金鋳 物)によると、合金成分のうえからはSiを単独、または Cu など他の合金元素とともに含むものと、Mg を単独に含む

ALDI LA I RATIONALI I MATERIALI MATERIALI MATERIALI MATERIALI MATERIALI MATERIALI MATERIALI MATERIALI MATERIALI

文

論

ものとに分けられる。

一方,溶接構造用展伸材には,周知のようにAl-Mg, Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg 系などがある。これらの合金と鋳 物との溶接においては,両者がともに同系の合金の場合に は冶金的な問題はないが,異系の合金の場合には,適当な 溶加材の選定がまず問題になろう。Oryshら¹¹は 5086 合金 と各種アルミニウム合金鋳物との溶接性について検討して いるが,残念ながら溶接金属に Mg と Si が共存する組合 せにおいては,5086 とそれぞれ 356 及び 42Bの組合せに 対して 5052 及び 4043 溶加材のみしか用いていない。

本実験においては、展伸材と鋳物との溶接に先立ち、そ れぞれ溶接及び鋳物工業において多用されている Al-Mg 及び Al-Si 系合金の、ともに展伸材を組合せて突合せ溶接 を行い、Mg 及び Si 量の異なる溶接金属の機械的性質につ いて検討した。ここで、ともに展伸材を用いたのは、鋳物 に懸念される多孔性に基づく溶接金属の健全性を考慮して のことである。

21

^{*} 軽金属溶接, 19 (1981), 439 に掲載

^{**}技術研究所

2. 実 験 方 法

母材にはともに板厚が 6.4 mm の JIS H 4000, A5083P-O 及び JIS Z 3263, BA4343-F (以下, BA4343 は単に A4343 と記す)を用いた。電極ワイヤにはともに直径 1.6 mm の JIS Z 3232, A5356 及び A4043-WY を用いた。これらの化 学成分を Table 1 に示す。

母材の組合せをそれぞれ A5083 同士, A5083 とA4343 及 び A4343 同士, 開先形状をそれぞれ I, 60°及び 90° Y (ル ート面の高さ 2 mm)とし, それぞれ A5356 及び A4043 電 極ワイヤにて自動ミグ溶接により突合せ溶接を行い, Mg 及び Si 量の異なる14種類の溶接金属を含む継手を作製し た。なお, 溶接に先立ち, 母材はか性ソーダにより化学的 に清浄にし,溶接に際しては溝付きの銅板裏当てを使用し た。溶接条件を**Table 2**に示す。このようにして得られた 溶接継手のマクロ組織及び溶接金属の化学成分をそれぞれ **Fig.1** 及び**Table 3**に示す。分析は,余盛を母材面まで切 削後,発光分光分析法により行い,2点の平均値を求めた。 Table 3 にみられるように,溶接金属の化学成分は Mg が 0.00~4.38%, Si が 0.09~6.51% の範囲にあり,これらを Mg₂Si として換算すると,0.25~5.02% で,大部分が Sirich (0.04~4.36%),幾らかが Mg-rich (0.62~4.22%) で ある。

そして,継手の引張性質をそれぞれ JIS Z 3121 1号試験 片,Z 2201 5 号試験片(余盛除去)並びに室温及び-196℃ における衝撃値をシャルピーVノッチ試験片により求めた。

Base metal and electrode wire		Chemical composition (%)								
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
Base metal	A 5083 A 4343	0.12 7.56	0.21 0.26	0.04 0:05	0.66 0.01	4.22 0.00	0.14 0.00	0.02 0.01	0.01 0.01	Bal. Bal.
Electrode wire	A 5356 A 4043	0.05 5.20	0.13 0.14	0.00 0.00	0.11 0.00	5.20 0.00	0.09 0.00	0.00 0.00	0.09 0.00	Bal. Bal.

able a chemical compositions of Sace Metals and Cleenters	Fable 🛛	1	Chemical	compositions	of	base	metals	and	electrode	wires
---	---------	---	----------	--------------	----	------	--------	-----	-----------	-------

Electrode wire	Joint design	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Argon flow rate (<i>l</i> /min)
A 5356-WY — ∳ 1.6 mm	Square 60° Y 90° Y	300 300 280	23 23 23	60 60 50	25 25 25
A4043-WY — \$\$\phi 1.6 mm	Square 60°Y 90°Y	290 260 250	23 23 22	60 60 45	25 52 25

Tbdle 2 Mechanized MIG welding condition.

Note: (1) Welding direction: Parallel to the rolling direction. (2) Backing: Copper backing with groove.

Table 3	Chemical	compositions	of	weld	metals

Electrode	D (1)		Chemical composition (%)								
wire	Base metal	Joint design	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A 5356	A 5083	60° Y	0.09	0.17	0.03	0.43	4.38	0.12	0.01	0.04	Bal.
	A 5083 A 4343	Square 60° Y 90° Y	2.25 1.79 1.48	0.19 0.19 0.18	0.03 0.03 0.03	0.29 0.29 0.24	3.18 3.44 3.52	0.09 0.09 0.09	0.01 0.01 0.01	0.04 0.04 0.05	Bal. Bal. Bal.
	A 4343	Square 60° Y 90° Y	5.18 4.82 4.26	0.23 0.22 0.21	0.04 0.03 0.03	0.04 0.05 0.06	1.42 1.61 1.90	0.02 0.03 0.03	0.01 0.01 0.01	0.04 0.04 0.05	Bal. Bal. Bal.
	A 5083	Square 60° Y 90° Y	1.36 1.61 2.14	0.19 0.15 0.16	0.03 0.03 0.03	0.47 0.41 0.37	2.97 2.70 2.36	0.10 0.12 0.10	0.01 0.01 0.01	0.01 0.00 0.01	Bal. Bal. Bal.
A 4043	A 5083 A 4343	Square 60° Y 90° Y	3.44 3.76 3.85	0.20 0.21 0.21	0.03 0.03 0.03	0.27 0.24 0.23	1.56 1.38 1.33	0.06 0.05 0.05	0.01 0.01 0.01	0.01 0.01 0.01	Bal. Bal. Bal.
	A 4343	60° Y	6.51	0.21	0.03	0.01	0.00	0.00	0.01	0.01	Bal.

22





Fig. 1 Macrostructures of welded joints.

3. 実験結果

3.1 引張性質

継手の引張試験においては、1号及び5号試験片のいず れも、母材の組合せの双方またはいずれか片方がA4343 (引張強さ14.3 kg/mm²。ちなみに、他の実験によると A4343合金の250℃で1hr 加熱後の引張強さは11 kg/mm² 程度である。)の継手は溶接金属の強度が母材のそれより 大きいためにA4343母材で破断した。

一方,母材の組合せがともに A5083 (引張強さ 32.1 kg/mm^2)の場合には、用いた電極ワイヤの種類に関係なく、溶接金属で破断した。したがって、本実験における溶接金属の引張強さは およそ $14\sim32 \text{ kg/mm}^2$ の範囲にあるといえる。

それぞれ1号及び5号試験片による引張試験において, 溶接金属で破断した継手の引張性質を Mg 及び Si 量とと もに Table 4 及び5 に示す。なお, Table 4 には参考まで に溶接金属内に10mmの標点距離をとって測定した伸びを 示した。用いた母材の引張性質はTable 5 の脚注に示した

とおりである。

これらの表から,溶接金属中のそれぞれMg量がA5356-WY による4.38%から,A4043-WY による2.36~2.97% に減少し,同時に Si 量が0.09%から1.36~2.14%に増加す ると,溶接金属の引張強さはほとんど変らないが,伸びが 低下することがわかる。

Electrode wire : A4043

3.2 衝撃値

Mg 及び Si 量の異なる溶接金属の室温及び-196℃ にお ける衝撃値を母材の衝撃値とともに Table 6 に示す。この 表よりそれぞれ 平均値を Mg 及び Si 量との関係で図示す ると, Fig.2 のようになる。なお, 試験片のノッチの位置 は Table 6 の脚注に示したとおりである。

まず,母材の衝撃値は室温において,それぞれ A5083-O が 4.3, A4343-Fが 2.9 kg·m/cm² で,Al-Mg 系より Al -Si 系のほうが低く,そして−196℃においては,それぞれ 前者が 3.1,後者が 2.0 kg·m/cm² で,ともに低下してい る。

一方, 溶接金属の衝撃値は, 室温において, 母材/電極ワ

			Tensile Properties						
Base metal Electrode wire	Joint design	Mg and Si contents	Tensile strength (kg/mm²)		Elongation ⁽¹⁾ (%)		Position of fracture		
		(%)		Mean		Mean			
A 5083 A 5356	60° Y	Mg: 4.38 Si: 0.09	30.2 30.9 31.1	30.7	40 35 43	39	Weld metal Weld metal Weld metal		
A 5083 A 4043	Square	Mg: 2.97 Si: 1.36	27.5 30.2 31.2	29.6	12 15 15	14	Weld metal Weld metal Weld metal		
	60° Y	Mg: 2.70 Si: 1.61	31.1 31.2 33.3	31.9	15 14 13	14	Weld metal Weld metal Weld metal		
	90° Y	Mg: 2.36 Si: 2.14	30.7 28.1 29.4	29.4	10 13 13	12	Weld metal Weld metal Weld metal		

Table 4Tensile properties of welded joints.(Tested by JIS Z 3121, No. 1 tensile specimen)

(1) For reference: Gauge length of 10 mm was within a dressed weld metal.

			Tensile properties ⁽¹⁾							
Base metal Electrode wirə	Joint design	Mg and Si content	Tensile s (kg/r	strength nm²)	Yield s (kg/	trength mm²)	Elon,	gation %)	Position of	
		(%)		Mean		Mean		Mean	fracture	
A 5083 A 5356	60° Y	Mg: 4.38 Si: 0.09	29.8 29.7 29.5	29.6	16.7 16.7 16.6	16.7	15 14 15	15	Weld metal Weld metal Weld metal	
	Square	Mg: 2.97 Si: 1.36	28.4 27.1 28.5	28.0	17.4 17.5 18.4	17.8	7 7 7	7	Weld metal Weld metal Weld metal	
A 5083 A 4043	60°Y	Mg: 2.70 Si: 1.61	29.1 29.8 27.7	28.9	17.4 17.6 17.6	17.5	9 9 7	8	Weld meta Weld meta Weld meta	
	90° Y	Mg:2.36 Si:2.14	26.0 29.8 27.6	27.8	17.0 17.7 17.6	17.4	6 9 7	7	Weld meta Weld meta Weld meta	
1) Tensile pr	operties of	base metals		Tensile (kg/n	strength 1m²)	Yield st (kg/n	rength 1m²)	Elong (9	gation %)	
			A 5083-O	32. 14	1	17	.8	2	4	

Table 5 Tensile properties of welded joints.

イヤの組合せがそれぞれA5083/A5356の場合に5.0, A4343 /A4043 の場合に2.0 kg·m/cm², また, -196℃においては, それぞれ前者が2.7,後者が1.2 kg·m/cm²でともに低下し, 母材と同様の傾向がみられる。 なお、本実験の目的から外れるが、上述のように本実験 においては、A5083/A5356の溶接金属の室温における衝撃 値が母材のそれより高い。しかし、母材の衝撃値には方向 性があり、ここで用いた衝撃試験片のノッチの位置 (Table

Electrode	Base metal	Toint dooign	Mg and Si	Charpy impact value ⁽¹⁾ (kg·m/cm ²)				
wire		Joint design	(%)	At room temp.	Mean	At-196°C	Mean	
	A 5083	60° Y	Mg: 4.38 Si : 0.09	5.0, 5.0, 5.1	5.0	2.6, 2.8, 2.8	2.7	
		Square	Mg: 3.18 Si : 2.25	$\begin{array}{cccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0.49	$\begin{array}{cccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0.23	
	A 5083 A 4343	60° Y	Mg: 3.44 Si : 1.79	$\begin{array}{cccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0.44	$\begin{array}{cccccccccc} 0.21, & 0.27, \\ 0.21, & 0.21 \end{array}$ 0.21	0.22	
A 5356		90° Y	Mg: 3.52 Si : 1.48	$\begin{array}{cccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0.60	$\begin{matrix} 0.27, \ 0.22, \\ 0.21, \ 0.16 \end{matrix}, 0.21$	0.21	
		Square	Mg: 1.42 Si : 5.18	$\begin{array}{c} 0.34, \ 0.34, \\ 0.33, \ 0.39 \end{array}, \begin{array}{c} 0.40 \end{array}$	0.36	$\begin{array}{cccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0.22	
	A 4343	60° Y	Mg: 1.61 Si : 4.84	$\begin{array}{cccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0.38	$\begin{smallmatrix} 0.27, & 0.27, \\ 0.21, & 0.21 \end{smallmatrix}, 0.21$	0.23	
		90° Y	Mg: 1.90 Si : 4.26	$\begin{array}{cccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0.35	$\begin{array}{cccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0.25	
	A 5083		Square	Mg: 2.97 Si : 1.36	$\begin{array}{c} 0.50, \ 0.51, \\ 0.56, \ 0.50 \end{array}$ 0.66	0.55	$\begin{array}{cccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0.26
		$60^{\circ} \mathrm{Y}$	Mg: 2.70 Si : 1.61	$\begin{array}{cccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0.26	$\begin{smallmatrix} 0.21, & 0.15, \\ 0.27, & 0.15 \end{smallmatrix} 0.21$	0.20	
		90° Y	Mg: 2.36 Si : 2.14	$\begin{matrix} 0.15, \ 0.07, \\ 0.27, \ 0.27 \end{matrix}, 0.27$	0.25	$\begin{matrix} 0.21, \ 0.15, \\ 0.15, \ 0.21 \end{matrix} 0.15$	0.17	
A 4043		Square	Mg: 1.56 Si : 3.44	$\begin{array}{cccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0.56	$\begin{matrix} 0.21, \ 0.27, \\ 0.27, \ 0.15 \end{matrix}, 0.21$	0.22	
	A 5083 A 4343	$60^{\circ} \mathrm{Y}$	Mg: 1.38 Si : 3.76	$\begin{array}{cccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0.31	$\begin{array}{cccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0.23	
		90° Y	Mg: 1.33 Si : 3.85	$\begin{smallmatrix} 0.33, & 0.27, \\ 0.33, & 0.45 \end{smallmatrix}, 0.21$	0.32	$\begin{array}{cccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0.20	
	A 4343	60° Y	Mg: 0.00 Si : 6.51	1.8, 2.1, 2.0	2.0	1.4, 1.0, 1.1	1.2	
	A 5083-O		Mg: 4.22 Si : 0.12	4.3, 4.3, 4.3	4.3	3.0, 3.1, 3.1	3.1	
	A 4343-F		Mg: 0.00 Si: 7.56	2.9, 2.9, 2.9	2.9	2.0, 2.0, 2.0	2.0	

Table 6 Charpy impact values of weld and base metals.

(1) Size of specimen





(A) Base metal

Fig. 2 Charpy impact values (kg·m/cm²) of weld metals.
Figure in parenthesis shows a value at-196°C.
Charpy impact values of base metals:
A5083-O: 4.3 (3.1) kg·m/cm².
A4343-F: 2.9 (2.0) kg·m/cm².

(B) Weld metal

6 脚注)は衝撃値の低い方向にある。したがって,値は必ずしも母材の衝撃値を代表するものではない。

これに対し,溶接金属中の Mg 及び Si 量がともに増加 すると,衝撃値はこれらの合金成分が単独に含まれる場合 よりもかなり低下する。すなわちTable 6 の A5083/A5356 及び A4343/A4043 の組合せを除く12種類の溶接金属にお いて,衝撃値はそれぞれ室温で $0.25 \sim 0.60 \text{ kg·m/cm}^2$, $-196 \degree C ではさらに低く, 0.17 \sim 0.26 \text{ kg·m/cm}^2$ である。こ れらの値を Mg 及び Si 量との関係でFig.2より比較すると, Mg 及び Si 量が Mg₂Si を形成する割合よりも excess-Mg 及び excess-Si のいずれが衝撃値が高いかについては,明 確な傾向は認められない。しかし,強いていえば, excess -Si のほうが excess-Mg より衝撃値が低いようである。 これらの影響を詳しく調べるためには,更に Mg 及び Si の範囲を広げた実験が必要である。

25



Fig. 3 Typical microstructures of weld metals. (×100)

参考までに、溶接金属のミクロ組織の一例を、A5083 と A4343 母材の組合せで、90°Y開先により、それぞれ A5356 及び 4043 電極ワイヤを用いて溶接した継手について Fig. 3 に示す。溶接金属は一般の鋳物より急冷凝固のために組 織が細かく、また健全性においてもすぐれているようであ る。

4. 考 察

なお, 鋳物は多くの場合, 熱処理された状態で使用され るが, 展伸材との溶接が考慮される用途に対しては, 取り あえずは溶接のままでの継手強度が問題となろう。

本実験においては、展伸材と鋳物との溶接に先立ち、健 全な溶接金属の機械的性質を調べるために、一般的な溶接 構造用合金として Al-Mg 系の A5083 及び鋳物として広く 用いられる Al-Si 系合金を考慮して、JIS H 5202 の AC4C と組成の類似したA4343 の、ともに展伸材の組合せで溶接 を行った。また、この組合せを選んだのは、両者が代表的 な合金であることの他に、これまでの展伸材同士の溶接の 経験や知識から、溶接金属中に形成される Mg²Si が溶接 割れや継手の強度に与える影響を調べておく必要があると 思われたからである。

なお,当然のことながら,従来溶接構造用として用いら れている合金及びこれと同系統の組成の鋳物との溶接にお いては,溶加材の選定などは展伸材の溶接に準ずればよい。 本実験においては、上述のとおり、溶接金属中の Mg 及 び Si がともにある程度の量存在すると、継手の伸びが低 下し、これらの量が増加すると、単独に含まれるよりも溶 接金属の衝撃値がかなり低下することが分った。その程度 は形成される Mg₂Si の量に主として依存すると思われる が、本実験の範囲では明確でない。Mg₂Siの量と機械的性 質との関係を求めるためには、更に広範囲な実験が必要で ある。しかし、実用合金における溶接金属の Mg 及び Si 量は本実験の範囲でおよそおおわれているものと思われる。 引続いて、A5083 展伸材と AC4C 鋳物との溶接を試み、 継手の機械的性質について調査したい。

5. ま と め

アルミニウム合金展伸材と鋳物との溶接に先立ち,本実 験においては,Al-Mg 系A5083-OとAl-Si 系の鋳物 AC4C を想定した A4343-F のともに展伸材を開先形状を変えて 突合せ溶接し,得られた溶接金属の機械的性質について検 討した。本実験の結果をまとめると次のとおりである。

(1) 引張試験においては、母材の組合せの双方またはい ずれか片方が A4343 (引張強さ 14.3 kg/mm²)の継手は A4343 母材で破断し、母材の組合せがともに A5083 (引張 強さ 32.1 kg/mm²)の場合には、用いた電極ワイヤの種類 に関係なく、溶接金属で破断した。したがって溶接金属の 引張強さはおよそ 14~32 kg/mm²の範囲にあるといえよ う。

一方,溶接金属の伸びは Mg 及び Si が共に含まれると, Mg が単独に含まれる場合よりかなり低い。

(2) 溶接金属の衝撃値は Mg が単独に含まれる場合にも っとも高く,次いで Si が単独に含まれる場合で,両者が 共存する場合に最も低い。また,衝撃値は低温においては, 同様の傾向をもって更に低下する。

文 献

1) M.S.Orysh and I.G.Betz: Weld. J., 39 (1960), 342S.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-261)

技術資料

急速焼鈍したアルミニウム板の特性*

土田 信** 馬場義雄***

Properties of Flash Annealed Aluminium Sheet

by Shin Tsuchida and Yoshio Baba

住友軽金属工業株式会社技術研究所

急速焼鈍したアルミニウム板の特性*

土田 信** 馬場義雄***

Properties of Flash Annealed Aluminium Sheet

by Shin Tsuchida and Yoshio Baba

1. はじめに

圧延されたアルミニウム帯板コイルを焼鈍する一つの方 法として帯板コイルを展開しながら加熱炉内を通過させて 処理する連続焼鈍法が実用化されて久しい。高温度に保持 されたガス雰囲気中を短時間で通過する間に必要とする熱 量を材料に加えるこの方法では、材料自体の昇温速度は数 ℃/sec のオーダーになるのが普通である。古くから行わ れているバッチ式焼鈍法における昇温速度が数 ℃/minで あるのに比べ約2桁も大きいことになる。また連続焼鈍法 では加熱処理につづいて材料は急速に冷却される。このよ うな、いわゆる急速焼鈍を行うことによって、バッチ式焼 鈍した板とは異るいくつかの材料特性が得られる。ここで は急速焼鈍した純アルミニウム板の代表的特性として、軟 化再結晶特性と圧延硬化特性に関する実験結果を紹介する。

2. 連続焼鈍炉

工業的大量生産に利用される連続焼鈍炉(Continuous Annealing Line=CAL)には通常,予加熱一加熱保持一 冷却の機能を持つ三つの熱処理ゾーンと帯板コイルを連続 して通板させるための附帯設備が備えられている。Fig. 1 は当社で稼動している CAL の設備を模式的に示したもの である。入側および出側における帯板コイルの交換はアキ ュムレータを使って炉内に材料を停止させることなく行わ れる。加熱条件は予加熱ゾーンと保持ゾーンの個々の温度 設定とラインの通板速度によって調整されるので,同一目 的の熱処理であれば板厚が薄いほど通板速度を高めること ができ,広幅であるほど設備は有効に利用されることにな る。処理能力は炉長,炉幅によってほぼ決定されるが,バ ッチ式焼鈍炉に比べて数倍高い設備費に見合う以上の能力 を発揮できるよう設計されている。

帯板を走行させながら熱処理するこの焼鈍炉では保持 デーンを出た材料はそのままでは数百℃の高温にあり,直ち にこれを巻き取ることはできない。そこで次のゾーンでは 強制空冷あるいはシャワー水冷等によって十分に低い温度 まで冷却が行われる。すなわち,連続焼鈍炉においては単 に材料を急速焼鈍するだけでなく,高温度から急速冷却 (焼入れ)することができるので,熱処理型合金板材の溶 体化処理にも利用できるのがバッチ式焼鈍炉と異る大きな 特徴である。

3. 再結晶特性

冷間圧延した純アルミニウム板を急速焼鈍すると微細な 再結晶粒組織が得られることはよく知られている。寺井ら¹⁾ は純度 99.2~99.9%のアルミニウム板を電気炉を利用して



Fig. 1 Continuous Annealing Line (Schematic).

*軽金属学会 第18回 シンポジウム「アルミニウムの再結晶と結晶粒度」(1981)に発表

**技術研究所

***技術研究所 工学博士

6.1~0.6℃/sec の昇温速度で焼鈍したときに得られる再結 晶粒度,機械的性質,深絞り性,曲げ性などについて実験 し,不純物による結晶粒成長抑制効果の小さい高純度アル ミニウム板の急速焼鈍において,微細な再結晶粒組織を得 るには,昇温速度のほかに最高到達温度あるいは再結晶温 度以上での保持時間をある範囲内に調整することが重要で あることを明らかにしている。

ここでは工業的に多く使用される純度 99.5%のアルミニ ウム板を塩浴炉を用いて急速焼鈍したときに得られる再結 晶組織の特徴を示す²⁾。試片は Si 0.11%, Fe 0.31%, Cu 0.014%, Ti 0.013% と 0.01% 以下の微量の Mg, Zn を含 む純アルミニウム板で, 鋳塊を 580℃×10hr 均質化処理後 500℃で7mm 厚さに熱間圧延し, さらに3mm 厚さまで 冷間圧延して仕上げたものである。この試片を約 30℃/hr の昇温速度で250~375℃に加熱し30min 間保持した場合と, 300~450℃に保持された塩浴炉で15 および 30 sec 間保持 した場合の再結晶粒径, ビッカース硬さ, 深絞りで生ずる 耳率を Fig.2 に示す。徐加熱と 30 min 保持処理の場合, 完全な焼鈍組織が得られるのは 325℃ 以上においてである。





300℃では一部再結晶であり、その平均粒径は約 35 μ , 325 ℃では約 40 μ と比較的微細であるが、350~375℃ では 40 ~45 μ に成長する。これに伴って深絞り耳は圧延方向に45 度の方向から 0-90 度方向の耳に変化し、再結晶粒の成長 とともに 0-90 度耳が発達する。いっぽう、塩浴炉で急速 焼鈍した場合には、350℃以下あるいは 400℃15sec 処理で は回復による硬度低下が認められるのみで再結晶は起らな い。400℃に 30 sec 保持することで再結晶は80%ほど進行 し、450℃15 sec 以上保持すると完全な再結晶組織を得る。 このとき得られる再結晶粒径は 33 μ 程度で、徐加熱 30min 保持によるバッチ式焼鈍に比較して微細である。また、耳 率は 5%(0-90°)にとどまっており、再結晶集合組織(Cube Texture)の発達が抑制されていることが分る。急速焼鈍 によって得られるこれら二つの再結晶特性は、焼鈍された アルミニウム板の曲げ性,深絞り性を向上させるものであ り,連続焼鈍炉を採用する一つの利点である。

E延硬化特性^{2,3})

純度 99.4%のアルミニウム板を連続焼鈍炉で急速焼鈍す るとき,得られる結晶粒径や耳率にはバッチ焼鈍材と比較 してもほとんど差が生じない。これは前章に示した再結晶 特性と一見矛盾するように見えるが,塩浴炉による急速焼 鈍時の昇温速度が 100° /sec 以上であるのに対して,連続 焼鈍炉では材料の昇温速度は数 $^{\circ}$ /sec, 薄板の場合でも高 々 $20\sim30^{\circ}$ /secであることと,最高到達温度を高く設定す ることによって十分な再結晶が進行するよう処理されるた めである。

ところが、焼鈍状態で差違を見出しがたい急速焼鈍材を 引きつづいて冷間圧延してゆくとその加工硬化に明らかな 差が現れてくる。Table 1 に実験に用いられた 0.65 mm 厚 さの純アルミニウム板の諸特性を示す。試験材はいずれも 半連続鋳造されたスラブを 525℃で熱間圧延し 3 mm 厚さ から 0.65 mm 厚さまで冷間圧延したコイルを焼鈍したもの である。CAL-IA 材は連続焼鈍炉で 450℃×30 sec 程度, 比較材としての BATCH-IA 材は 380℃×30 min 加熱され ている。これら 2 種類の焼鈍材を冷間圧延したときの引張 強さ (σ_{B}) と耐力 ($\sigma_{0.2}$)の変化を Fig. 3 に示す。圧延率

Table 1 Testing materials of 99.4% Al

Property]	Material	CAL-IA	BATCH-IA	
Proof stress	$\sigma_{\mathfrak{0.2}} (\mathrm{kg}/\mathrm{mm}^2)$		3.34	3.30	
Tensile stren	gth $\sigma_{\rm B}$	(kg/mm²)	9.24	9.16	
Elongation	δ (%)		37	37	
Earing		(%)	2.0 (90°)	1.8(90°)	
Resistivity	(μ	Ω·cm)	2.902	2.915	
GS.		(μ)	30	30	



Fig. 3 Effect of flash annealing on strength of cold rolled foils.

68% (210 μ 厚さ) 程度では差を生じないが、120 μ より薄 く圧延したときにはCAL-IA材の方が見掛けの加工硬化が 著しい。そして 34 μ より薄く圧延すると動的回復の影響に よって両材の強度差が大きくなる傾向が認められる。電子 顕微鏡を使っての組織観察によると 64 μ 以下に圧延した BATCH-IA 材には明らかにサブグレインの生成を見るこ とができ、Photo. 1 に示すような冷間圧延前焼鈍組織のわ ずかな差が、両材の加工硬化と回復の挙動に影響を及ぼし ていることが分る。

急速焼鈍材に見られるこのような圧延硬化特性は,調質 記号 H18 あるいは H19 で表示される圧延率 70~80% 以上 の冷間圧延によって強度を高めるアルミニウム板あるいは 箔の強度をさらに高くする効果をもたらしている。





Photo. 1 TEM strecturs of testing materials.

5. 軟化特性2,3)

冷間圧延によって硬化させたアルミニウム板を,再び焼 鈍して軟化再結晶させるとき,連続焼鈍炉で中間焼鈍した アルミニウム板は顕著な軟化温度の上昇を示す。4章に示 した二つの試験材のうち,210 μ 厚さに圧延した板を各温 度で1hr 加熱したときに得られた軟化特性を Fig.4 に示 す。Fig.3 からも明らかなように,この厚さでは冷間圧延



Fig. 4 Annealing curves of 99.4% Al (210μ) .

したままの状態(H)では2つの材料間に強度差はない。し かしながら軟化完了温度は Fig.4 に見られるように CAL-IA 材は BATCH-IA 材より約 40℃上昇している。この効 果は210 μ ~17 μ 厚の全域にわたって観察され, 圧延率に ほとんど影響されることがない。

360℃ 以上 同一条件でこれら圧延された板を焼鈍すると きに得られる再結晶粒は, Table 2 に示すように CAL-IA 材の方が細かくなる傾向にあるが, これは BATCH-IA 材 の方が軟化温度が低いので再結晶が容易に完了し結晶成長 を起すためであり, より低い温度で焼鈍すれば CAL-IA 材と同程度の再結晶粒組織が得られると考えられる。

急速焼鈍材を冷間圧延したアルミニウム板に得られるこ のような軟化温度の著しい上昇は、圧延された硬質アルミ ニウム板の耐熱性を向上させることになるので、その利用 価値が高い。また比較的高温で焼鈍しても微細な再結晶粒 組織が得られることは、焼鈍によって板面に存在する圧延 油を蒸発除去させるに際し、BATCH-IA 材よりも高温度 で処理できるという利点を生じる。

Table 2	Grain	sizes	of	99.4%	Aluminium	toils
---------	-------	-------	----	-------	-----------	-------

IA	CAI	L-IA	BATCH-IA		
Thick- FA ness μ	\mathbf{FA}_{μ} FA Rapid Slow heating heating		Rapid heating	Slow heating	
210	$\sim 35 \mu$	$\sim 30 \mu$	$\sim 45\mu$ irregular	$\sim 35\mu$ irregular	
120	$\sim 26 \mu$	~ 22 µ	$\sim 45\mu$ irregular	$\sim 26\mu$ irregular	
64	$\sim 22 \mu$	~ 22 µ	$\sim 55\mu$ irregular	~ 22 µ	
34	~ 22 µ	~ 22 µ	$\sim 45\mu$ irregular	$\sim 22 \mu$	
17	$\sim 22 \mu$	$\sim 22 \mu$	$\sim 55\mu$ irregular	$\sim 22 \mu$	

FA rapid heating: $450^{\circ}C \times 20$ sec in salt bath. FA slow heating: $360^{\circ}C \times 1$ hr after $30^{\circ}C/hr$.

6. おわりに

純アルミニウム板を急速焼鈍したときに得られる主要な 特性について紹介したが,同様の効果は各種アルミニウム 合金板についても認められている。合金の場合には,再結 晶粒成長を抑制する効果をもつ金属間化合物が多く存在す るので急速焼鈍によって再結晶粒が微細化される効果は純 アルミニウムの場合より小さいが,いっぽう,合金成分の 一部が急速冷却によって固溶化されるために起る加工硬化, 軟化温度の上昇は純アルミニウムよりも著しいことがある。

焼鈍炉の生産性向上,省エネルギーを目的として実用化 された連続焼鈍炉は,材料面から評価するとき,大きな帯 板コイルの全長,全幅を均一に熱処理できる利点のほか, ここに示したような種々の材料特性をもたらし,非熱処理 型,熱処理型に大別されているアルミニウム合金の境界を 越えて独特の性能をもつ新しいアルミニウム材料を生みだ す可能性を秘めている。また昇温速度を100℃/sec 以上に 高め、ある種のアルミニウム合金板の再結晶粒を10µ以下 に微細化すれば超塑性材料に準ずる素材が得られることも 知られており、熱風加熱方式に代る新しい加熱方式による 連続焼鈍炉の開発が期待される。

連続焼釶炉がアルミニウム板の工業生産設備として確た る地位を得た現在,これを利用して新しいアルミニウム素 材を開発することがこれからの課題といえよう。

文 献

- 1) 寺井士郎, 馬場義雄:本誌, 3 (1962), 171.
- 18場義雄,土田 信:アルミニウムの再結晶と結晶粒度(軽金 属学会第18回シンポジウムテキスト),(1981),65.
- 3) 土田 信,馬場義雄:軽金属学会第60回大会講演概要, May (1981),33.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-262)

技術資料

PSPC によるアルミニウム合金軟化板の X線硬さ測定について^{*}

武藤伸之**野世溪精**

Monitoring of the Hardness of Heat-Treated Aluminium Alloy Sheets with X-ray Position Sensitive Proportional Counter

by Nobuyuki Muto and Tadashi Nosetani

住友軽金属工業株式会社技術研究所
PSPC によるアルミニウム合金軟化板の X線硬さ測定について^{*}

武藤伸之**野世溪精**

Monitoring of the Hardness of Heat-Treated Aluminium Alloy Sheets with X-ray Position Sensitive Proportional Counter

by Nobuyuki Muto and Tadashi Nosetani

1. はじめに

連続焼鈍炉のような軟化工程設備において,材料の硬さ, あるいは強度を連続的に測定することは操業および品質管 理両面において要望されているところである。連続的な硬 さの測定方法としてX線回折線ピークの幅広がりを利用す るX線硬さ測定法¹⁾⁻³⁾,電気伝導度をモニタする渦流硬さ 測定法⁴⁾,および走間ビッカース硬さ計による直接測定法⁵⁾ がある。

これらの方法のうち,X線硬さ測定法は検出器を被測定 材に接触あるいは近接させる必要がなく、また非破壊的に 測定しうる利点がある。アルミニウム合金板のように表面 品質が重要視される材料においては非接触測定は特に重要 である。X線硬さ測定において,正確な測定のためには回 折線プロフィルを正確に検出することが基本となる。従来, 比例計数管 (PCと略す) およびシンチレーションカウンタ (SCと略す)のような零次元の検出器を回折方向に走査し て回折線プロフィルを検出していた。しかし、連続焼鈍炉 におけるように常時走行する材料に対し, 測定時間の長い この方法は適用が難しい。いっぽう広沢ら2)は入射される 特性 X線のKa1 および Ka2 によって惹起される 2 つの回折 線ピークの間の鞍部強度 I および Kaiによる回折線ピーク の強度 I'を固定もしくは半固定の2本のSCにより測定し, I/I'を硬さもしくは引張強さに対応させる簡便な連続測定 法を提案した。しかし、合金成分の変化などによって回折 線ピーク位置が変化するため、本法では材質でとに SC の 位置を正確に調整する必要がある。

そこで走査および正確な位置調整を必要としない位置感 応型比例計数管(PSPCと略す)を用い,回折線プロフィ ル測定時間の短縮化および検出器位置調整の節便化を意図 する方法を検討することにした。PSPC は回折線プロフィ

*昭和57年4月,第29回応用物理学関係連合講演会(於東京理科 大学)に発表 ル自体を同時に測定しうるため、本法によれば複数本のS Cによる簡便法に比較して情報量が多く、従って精度向上 が期待されるものと考えられる。

本報の目的は走間X線硬さ計の開発に先立って,アルミ ニウム合金軟化板の回折線プロフィルをPSPCにより検出 するX線硬さ測定法の基礎的実験結果について報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は大型鋳塊から熱間および冷間圧延により作成し た厚さ1.0mmの工業用アルミニウム合金(A5052)および 純アルミニウム板(A1050)であり,その化学成分の代表値 を表1に示す。本実験ではこれらの供試材を電気炉で220 ~360℃(6条件)×30min 軟化して測定に供した。これら の供試材の製造条件を表2に示した。なお,供試材の大き

表1 化学成分	(wt.%)
	(wt. %)

ATT:									
供試材	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A 5052	0.10	0.28	0.02	0.03	2.62	0.20	0.01	0.01	R
A 1050	0.11	0.29	0.01			—		0.12	R

表2 供試材の製造条件

供試材	A	5052	A	1050	
板 厚 (mm)		1.0	1.0		
熱間圧延温度(℃)	1	525	525		
冷間圧延率(%)		74		74	
	A5-1	圧延のまま	A1-1	圧延のまま	
	A5-2	220	A1-2	220	
熱 処 匪 温 度(℃)	A5-3	260	A1-3	260	
	A5-4	280	A1-4	270	
(×30min)	A5-5	285	A1-5	280	
	A5-6	300	A1-6	290	
	A5-7	360	A1-7	360	

31

^{**}技術研究所



図1 A 5052 板 (1.0 mm 厚)の軟化特性

さは実験に使用したX線回折装置の試料台の大きさに合せ, 40×40mmにした。供試材の軟化特性を図1および2に示 した。A5052は熱処理温度280~290℃で急激に軟化が進行 するのに対し,A1050は220~320℃にわたり徐々に軟化し

50 50 40 40 (kg/mm^2) 伸び 30 8) 石 都 30 Ğ 、 や 型 記 で 20 世 引張強さ 10 10 耐力 0 0 Ω A_{1-2} (HV) ó パッカーン値 30、10 A1-4 A1-3 A 1 30 A1-6 A1-7 10 300 200 400 熱処理温度(℃)



た。供試材の組織を図3に示した。A5052の組織を観察す るとA5-5で再結晶初期状態が,A5-7で再結晶状態が明 瞭にみられた。A1050においてA1-5で再結晶初期状態が, A1-7で完全な再結晶状態が観察された。また、十分に軟



⊢____ 0.1mm

図3 供 試 材 の 紙 織



CuKa(Ni フィルタ)50KV×60mA×0.8hr フィルム―試料間距離 90mm

hr 个压延方向

図4 デ バ イ 環

化されたA5-7とA1-7の断面組織をみるとA5-7では加 工組織が残っているのに対し,A1-7ではそれがほとんど 消滅していた。図4はCuK α 線 (50KV×60mA)を用い, 露出時間 0.8hr で撮影した供試材のデバイ環である。組織 観察と同様にA5052においてA5-5で,A1050において A1-5で再結晶初期状態がみられた。従って,A5052にお いてA5-5が,A1050においてA1-5が回復域および再 結晶域の境界に相当する試料である。

2.2 実験装置

回折線プロフィルの測定系を図5に示した。実験装置は X線発生器,ゴニオメータ,PSPC および PSPC 信号処理 器から構成される。X線発生系においてターゲットは Cu とした。加速電圧 40 KV,電流7 mA の条件で発生させた X線を発散角 $\frac{1}{6}^{\circ}$ のスリットを経由して試料に入射させた。 垂直入射におけるX線照射面積は約2×10mm である。X 線発生器とPSPC の大きさによる制限から両者の近接可能 な最小角は20~22°であった。

実験に用いた PSPC は単線式 PSPC (理学電機製) で有 感長 100 mm, 窓高さ 10 mm, 位置分解能 200 μm および CuKα に対する計数効率 38%(Ar フロー)のX線検出器で ある。PSPC 信号処理器(理学電機製)のブロック図を図 6に示す。この装置は前置増幅器(PAと略す), 微分器 (DAと略す), 零交差検出器(ZCと略す),時間/電圧変換器 (TACと略す) および マルチチャンネルアナライザ(MCA





33

と略す)から構成され、一定時間もしくは一定計数量で規 定された位置座標付計数量を出力するものである。入射し た1個のX線量子のガス電離による電気パルスはPSPCの 両端(陰極および陽極)に達し、各々PAで増幅された後、 DAで2回微分され、ZCで零交差時間タイミングがとられ る。2つのZCからの出力はTACでその時間差に対応す る電圧信号、即ち、位置に対応した電圧パルスに変換され、 MCAに入力される。MCAではパルス高さにより記憶箇 所を振り分け、一定時間もしくは一定計数量に達するまで パルス量を記憶する。この動作が終了後、位置座標付計数 が出力される。



図6 PSPC 信号処理ブロック図

2.3 X線による硬さ測定方法

金属の軟化状態を特性 X線による回折線の幅広がりから 求める方法は 広沢²¹³¹ら によって紹介されている。本報で はこの方法をもとに、PSPC を用いた場合の硬さ測定方法 について述べる。広沢らによれば軟化調質の全範囲を監視 する場合、測定面として(333,511)面が適しているとさ れており、本報でも同様(333,511)面を測定面とした。 図7に回折線プロフィルの測定例を示す。この回折線プロ フィルから材料の硬さを求めるには半価幅(W½と略す) および積分幅が適当である。ここでは W½を硬さの指標と した。また硬き測定では格子ひずみの絶対量を必要としな いため、広沢らが用いた K α_1 ピーク強度 I' および K α_1 と K α_2 のピーク間鞍部強度 I の比 I/I' も実用的な指標として 用いた。

本報では連続測定を指向する上で信号処理時間を多く要 する厳密な解析法⁶⁾⁷⁾を用いず,以下に示す簡便な処理を 行なった。

 MCA から出力される座標付X線計数量X(i)を小型 計算機に入力する(i:チャンネル番号)。

 $X (2\theta_i) = X [2\theta_0 + \arctan(\varDelta \ell \cdot i/d_0)] \qquad \cdots \cdots \cdots \cdots (1)$

- ここに, 2θ₀: i=0 チャンネルの回折角で 2θ₀=158° である (PSPC の中央に対応)。
 - ⊿ℓ:PSPC の分解能
 - d₀: 試料板と PSPC との距離で本実験では d₀=262mm とした。



(3) X(2θ_i)を(2)および(3)式に従って移動平均演算をし、回折線のスムージングを行なう。(2)式は移動平均によるピークの潰れを少なくするため、任意の域値以上のX(2θ_i)に対して5点から3点の重み付き移動平均法に変更したものである。本実験ではΙ'の近傍にあるX(2θ_i)-I_Bの最大値の¼の強度を域値とした。

(a) $X(2\theta_i) > (X(2\theta_i)_{\max} - I_B)/4 + I_B \quad \mathcal{O} \succeq \mathfrak{F}$ $\widetilde{X}(2\theta_i) = (X(2\theta_{i-1}) + 2X(2\theta_i) + X(\theta_{i+1}))/4 \cdots (2)$

(b)
$$X(2\theta_i) \leq (X(2\theta_i)_{max} - I_B)/4 + I_B \quad O \geq \frac{1}{2}$$

 $\widetilde{X}(2\theta_i) = (X(2\theta_{i-2} + 2X(2\theta_{i-1}) + 3X(2\theta_i) + 2X(2\theta_{i-1}) + X(2\theta_{i-2}))/9 \quad \dots \dots (3)$

ここに, X(2θi)max: X(2θi) の最大値で I' の近傍に ある。

(4) X(2θ_i)のKα₁ピーク強度 I'を求め、I'/2 に対する ピーク幅、即ち半価幅 W_½を算出する。一方、X(2θ_i)から強度比 I/I'を計算する。

3. 実験結果

3.1 測定時間の影響

計数型検出器である PSPC は統計誤差の影響を受ける。 このため測定時間の短縮化に限界がある。表3に測定時間 to と回折線の精度に関する各種の指標の実験結果の代表例 を示した。 β はバックグラウンド雑音を表わす指標で, $\beta=I'/I_B$ である。測定時間が長くなるにつれて β が小さく なる傾向にあるがその変化量は小さい。 W_{12} は測定時間に よらずほぼ一定であった。 Δx は回折線プロフィルのピー ク位置に関する誤差で (4) 式で示される⁸³。

ここに、 $\Delta 2\theta$: PSPC の回折角方向分解能 ($\Delta 2\theta = 0.0043^{\circ}$)

なくうの立ちらしてよるな話								
供試材	t₀ (sec)	₩½ (°)	I _B (cps)	I' (cps)	β	∆x (×10 ⁻²)	N	
	2	1.2	3.5	19.5	5.7	1.9	0.27	
45.1	4	1.3	3.6	18.0	5.0	2.2	0.15	
A0-1	10	1.3	3.5	18.2	5.2	2.2	0.07	
(A 5052)	30	1.4	3.7	17.3	4.7	2.4	0.06	
	60	1.4	3.7	17.1	4.6	2.4	0.03	
	2	0.4	3.0	52.7	17.4	0.36	0.05	
A 1	4	0.4	3.0	49.6	16.5	0.36	0.04	
A1-5 (A1050)	10	0.4	3.0	51.6	17.2	0.36	0.02	
	30	0.4	3.1	52.7	17.0	0.35	0.02	
	60	0.4	3.2	53.0	16.6	0.35	0.02	

測空は問けとス影響

to: 測定時間 (sec)

W12:半価幅(°)

IB: バックグラウンド (cps)

I': Ka1ピーク強度 (cps)

β: I'/IB の比

Ax:回折線プロフィル誤差 {(4) 式}

N:統計誤差/Ka1ピーク強度の比

 Δx は供試材の材質により異なったが測定時間による影響は小さかった。 回折線 プロフィル測定における S/N 比 Nは統計誤差雑音と I'の強度比で,回折線プロフィルの滑 らかさを表わす。I' が大きく W_{52} が小さいA1-5 (A1050) のN測定時間による大きな変化はなかった。 I' が小さく W_{52} が大きい A5052 (A5-1) では測定時間が長いほどNが 小さくなった。そこで,Nの影響を減少させるため,測定 時間を十分にとり 65 sec 一定とした。

3.2 試料板の傾きの影響

図5に示した測定系において入射X線と試料板法線のな す角 φ を変えることによって回折線プロフィルのピーク強 度が変化した。表4は φ に対する回折線測定精度に関する 指標を表3と同様に表わしたものである。 β は φ =20°前後 で最大をとり、 Δx およびNは φ =10~25°で最小であった。 従って、最も精度がよくなる φ =15~25°を測定条件とし た。

3.3 軟化処理による回折線プロフィルの変化

3.3.1 A5052 板

測定時間 $t_0=65 \text{ sec}$, 試料板の傾き角 $\varphi = 15^\circ$ の条件で A5052合金軟化材の回折線プロフィルを測定した。図8は 軟化処理による回折線プロフィルの変化をビッカース硬さ Hv に対して図示したものである。Kai のピーク位置は 2 θ =161.6°で軟化処理条件によらず一定であった。I'も大き な変化はなかった。一方,軟化がすすむにつれて I および W½ は減少した。図9 は軟化による硬さ変化に対して W½ および I/I' の変化を示したもので,A5052 は A5-2 から A5-7 まで直線に近い緩やかな曲線を呈した。硬さ測定 精度は W½ 測定で±4.5Hv および I/I' 測定で±4Hv であっ た。

表4 供試材の傾き φの影響								
供試材	φ (°)	₩½ (°)	I _B (cps)	I' (cps)	β	⊿x (×10 ⁻²)	N	
	0	1.3	3.5	6.8	1.9	4.0	0.11	
	5	1.3	3.6	15.1	4.2	2.4	0.05	
A 5-1	10	1.3	3.6	16.4	4.6	2.3	0.04	
(A 5052)	15	1.2	3.6	21.0	5.8	1.9	0.03	
(A0032)	20	1.3	3.9	30.6	7.8	1.6	0.03	
	25	1.3	3.8	28.7	7.6	1.7	0.03	
	30	1.4	3.5	12.7	3.6	2.9	0.05	
	0	1.2	3.1	5.6	1.8	4.1	0.11	
	5	1.3	3.3	12.4	3.8	2.7	0.05	
A 1–1	10	1.4	3.3	17.2	5.2	2.4	0.05	
(\ 1050)	15	1.3	3.5	24.1	6.9	1.9	0.04	
(A1050)	20	1.4	3.4	37.7	11.1	1.6	0.03	
	25	1.4	3.1	35.0	11.3	1.6	0.03	
	30	1.5	3.0	13.4	4.5	3.0	0.05	







図9 ビッカース硬さと半価幅 W_K(白抜き)
 および強度比 I/I'(黒塗り)の関係

35

3.3.2 A1050 板

A 5052 板の場合と同一条件で A 1050 軟化材の回折プロ フィルを測定した。図10はこの供試材の軟化処理による回 折線プロフィルの変化をビッカース硬さ Hv に対して図示 したものである。Ka1のピーク位置は軟化処理条件によら ず一定で、2θ=162.9°であった。この材質は再結晶初期状 態にある A1-5 につき I' が最大であった。硬さに対する A1050のW½およびI/I'の変化を前掲の図9に併せて図 示した。回復過程に相当するA1-2, A1-3 および A1-4 はこれらの値は急激に変化したが、再結晶過程に相当する A1-5, A1-6 およびA1-7 はその変化が小さかった。従 って、A1050のような純アルミニウム系の材料の硬さ測定 は本法では難しいと考えられる。



4. 考 察

軟化処理による硬さ変化に対するW1/および I/I'の変化 において純アルミニウム系A 1050 と合金の A 5052 ではそ の特性に大きな差異がみられた。軟化処理により熱活性エ ネルギを材料に与えると,その材料内部に格子ひずみ場を 形成している転位は粒界に移動し、その数は減少する。 A1015 では軟化処理によりこの現象が急激にすすむが A5052 では軟質原子 (Mg)と転位の相互作用が働くためこ の現象は緩和されたものと思われた。

A1050 につき再結晶がすすんだA1-6 および A1-7の I'が A1-5 のそれに比して減少する傾向がみられた。こ れは図4に示したA1-7のデバイ環のように回折が偏在 的になり、デバイ環の円周上の強度にむらが生じたためと 考えられる。PSPC のようなデバイ環の一部を半径方向に 横切って回折線を検出する装置では回折の偏在により検出

器に入射するX線量が減少しピーク強度が低下したり、ま た検出位置によってサブピークが現われたりすることがあ る。デバイ環にみられる回折の偏在は材料の結晶粒度およ び集合組織に依存すると考えられる。従って、これらの要 因から回折の偏在を予測して補正を与えるか、もしくは材 料の移動またはPSPC のデバイ環円周方向への移動によっ て測定を平均化すれば回折の偏在による誤差は除かれよう。

5. ± ٤ め

- (1) PSPC を用いたアルミニウム合金板のX線硬さ測定 は実用的である。
- (2) A 5052 板では半価幅W₁もしくは強度比 I/I" からビ ッカース硬さ±4 Hv程度の精度で硬さが測定できる。
- (3) A1050 板では再結晶域において硬さ変化に対する Wb および I/I'の変化が非常に小さく,また結晶成長 による回折の偏在のため、本法による硬き測定が難か しい。
- (4) W₁ は測定時間に依存せずほぼ一定であった。本実 験において測定時間を 65 sec 一定としたが, 回折線の 統計誤差除去方法の工夫によって測定時間を数秒に短 縮できよう。
- (5) 入射X線の方向は試料面法線に対し10~20°が望ま しい。
- (6) 本実験においては軟化処理時間一定の供試材を用い たが軟化処理時間を変えた材料についても実験を行い, 処理時間の影響を調べる必要があろう。また圧延調質 材についても硬さとWbの関係を調べるつもりである。

本実験にあたって、貴重な実験装置の提供並びに有益な ご助言およびご協力を賜わった理学電機(株)の八代勉, 坂田政隆, 荒木宏侑 諸氏に対し, 厚くお礼申し上げる。

献

- 文 1) 臼岩俊男,寺崎富久長:住友金属, 23 (1971), 194.
- 2) 広沢栄一, 土田信: 本誌, 19 (1978), 60.
- 特許出願公告:昭和 55-9658. 3)
- 4) W.H. Conway, J.D. Badger: 技術資料, "Robertshaw Conductivity Scanner", Rodertshaw Controls Co., (1980).
- 5) R.D. Diamand: BNF Research Report 365, A1972, (1980).
- 日本材料学会:X線材料強度学,(1973),301, 養賢堂. 6)
- 7)Masanori Kurita: Journal of Testing and Evaluation, 9 (1981), 285.
- 日本材料学会:X線応力測定法標準,(1973).

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-263)

技術資料

アルミニウム合金溶接継手の疲労に関する最近の趨勢*

竹内勝治**

Recent Tendency for Fatigue of Aluminium Weld Joints

by Katsuzi Takeuchi

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウム合金溶接継手の疲労に関する最近の趨勢*

竹内勝治**

Recent Tendency for Fatigue of Aluminium Weld Joints

by Katsuzi Takeuchi

1. はじめに

最近,我が国では鉄道車両,小型船舶を始めとしてアル ミニウム溶接構造物の実績が高く評価され,これと関係し て溶接継手の疲労強度がますます重要視されるようになっ てきた。いっぽう,欧米諸国においては疲労関係も含めて アルミニウム溶接構造規格の再検討が行われており,かつ 欧米間の規格の差を少しでも解消しようとする試みがある。 また,公表された溶接継手の疲労データを統計的に処理し て疲労設計規格作成および研究者の利用に便宜をはかろう とする国際的な委員会(CAFDEE)も設立された。

著者は昭和57年5月24日~26日にわたり西独 München 市で開催された第2回「アルミニウム溶接物国際会議」の 概要について既に報告"したが、本報は同会議における疲 労関係発表論文から最近の趨勢についてまとめたものであ り、CAFDEEとS-N曲線の評価方法、疲労設計規格の再 検討、疲労強度の改善、および各種溶接継手の疲労強度等 について述べる。

2. CAFDEE と S-N 曲線の評価方法

アルミニウム疲労データ交換・評価委員会 (CAFDEE)の活動状況

最近10年間にわたり、米国アルミニウム協会(AA)の援助により溶接研究協議会(WRC)のアルミニウム合金委員会が溶接継手の疲労データを広範囲に集め、その疲労データバンクが米国 Iowa 州立大学に設けられていた。これが発展して、昭和55年に国際的な委員会 Committee for Aluminium Fatigue Data Exchange and Evaluation (CAFDEE)が設立され、オーストリア、カナダ、英国、イタリー、日本、ノルエー、スイス、西独、米国の9か国が参加し、その目的と活動範囲について R.A. Kelsey らが報告²¹ している。我が国が CAFDEE に加入した経緯およびその活動状況については別に報告³¹ があり、軽金属溶接構造協会「アルミニウム接合部疲労データ調査委員会」が

*軽金属, 32 (1982), 670 に主要部を掲載

**技術研究所 工学博士

国内における疲労データの収集・整理を行っている。

CAFDEEの目的は、「アルミニウム構造物および部材の 疲労負荷について設計規格を作成する組織や、この分野で 活動する研究者が使用し得る継手の疲労データを収集・解 析する」ことで、必要に応じて適切な設計規格の開発に要 する試験を規格作成組織に勧告することである。現在まで に、およそ 12,000 個の実験点からなる1,100 以上の S-N 曲 線が収集されており、**Table 1** に示す²⁰。これらのデータ はミグおよびティグ溶接技術の普及が始まった昭和29年以 降に刊行された 250 編余の論文と報告書から収集したもの で、**Table 2** に論文の出所と時期的分布を示した。

 Table 1
 Aluminum alloys represented in CAFDEE

 Data Bank.²⁾

Series	No. of test programs	No. of data points
2000	57	480
3000	3	36
5000	720	7315
6000	160	1415
7000	7000 165 2570	
(Total)	(1105)	(11816)

Table 2	Sources	of	data	in	the	CAFDEE	Data	Bank. ²⁾
a) Publish	ned repor	ts						

Country		Country	Country				
Austria	5	Italy	6	1954~1959	4		
Belgium	1	Japan	18	$1960 {\sim} 1964$	26		
Canada	1	Norway	3	$1965{\sim}1969$	25		
C.S.S.R.	1	U.S.S.R.	22	$1970 \sim 1974$	47		
France	5	Sweden	5	$1975{\sim}1979$	70		
F.R. Germany	40	Switzerland	1	$1980 \sim 1982$	22		
Great Britain	18	U.S.A.	52				
Hungary	5	(Total)	(184)	(Total)	(184)		
b) Unpublished reports (U.S.A.)							
Private la	abs			47)			
Government labs 13 (Total 75)					75)		
Governmen	Government contracts 15						

各試験結果に対して疲労データバンクに入れてある情報 は次のようであり、コンピュータ化されている。

疲労データの出典
アルミニウム合金の種類*
耐力および引張強さ*
試験片の形状と寸法*
継手の形式*
溶接条件*
特殊処理および試験環境*
厚さ*
疲労試験結果 / 最大応力,最小応力,応力範囲,

安労試験結果 (成次応55, 成分応55, 応55事) (破壊に至る繰返し数

上記において,*印のついたもの(変数)のいかなる組 合せもバンクから抽出可能であり,出典も含めて試験シリ ーズ変数に関するすべての情報と,制限のない場合は個々 の試験データを提供できる。すべてのデータは解析されて おり,応力と破壊に至る繰返し数から直線回帰最小二乗線 を求め,その線の方程式,推定標準誤差,相関係数を,破 壊に至る繰返し数(対数)および下記をもとにして提供す る。

- (a) 最大応力(直線的)
- (b) 応力範囲(〃)
- (c) 最大応力(対数)
- (d) 応力範囲(")

さらに、要求のある場合は両対数表示でFig.1のように データを図示し、最小二乗線および95%信頼限界線も表示 する。



Fig. 1 Plotted data for 6351-T6 butt welds.2)

以上が CAFDEE の活動状況であり,今後も溶接継手の 疲労データの収集・解析を継続するが,さらにボルト継手, 接着剤継手,疲労き裂進展データも収集の予定である。

なお、CAFDEEの問題点の一つは統計的解析とS-N曲 のモデル化の手法であり、これに関しては2.2項で述べる。 他の問題点は、収集した疲労データの殆んどが小規模な研 究室的試験片によるものであって、実際の溶接構造物継手 に利用し得るものがごく僅かなことである。研究室的試験 片は継手の前処理,溶接手順,局部溶接処理,環境及び負 荷履歴等の溶接特性が疲労強度に及ぼす影響を評価するの に適するが,これらのデータが溶接残留応力をもち,また 二次的な曲げ応力を受ける実際の溶接構造物の挙動をいか によく表わすかについては余り明確でない。データバンク にはトラスおよび橋梁部材について限られたデータがある が,さらに実物大継手に関するデータが要求されている。

2.2 S-N 曲線の評価方法

CAFDEE の問題点の一つは前述したように収集した疲 労データの統計的解析とS-N曲線のモデル化の手法であり, W.W. Sanders, Jr., S.J. Maddox, D. Kosteas が小委員会 を組織して CAFDEE データバンクに使用する手法を検討 した。それと関係して米国における疲労データの評価原則, 英国における評価の経験および西独における S-N曲線の 評価方法等が発表⁴⁾ されている。

1) 米国における疲労データの評価原則

米国では ASTM E468 "金属材料一定応力振幅疲労試験 結果表示方法推奨規格 (1976)",同 E739 "応力一寿命 (S-N), ひずみ一寿命 (ε-N) 疲労データの直線的表示による統計 的解析方法 (1980)" および陸軍規格 MIL-HDBK-5C "航 空宇宙機体構造用金属材料と部材 (1976)"の3規格が疲労 データの評価方法として用いられている。

E468 は定応力疲労試験で、アルミニウム合金溶接継手 の疲労の基礎として用いられているが、疲労データの解析 は実験者の提供する情報,例えば母材の材質と規格,強度, 表面状況、溶接条件と余盛形状、試験条件等に影響を受け る。E739は統計的手法によってS-N曲線を解析するもの で、応力Sを一定とした場合、破壊までの繰返し数Nは対 数正規分布と仮定する。これによって破壊確率S-N曲線が 得られたとしても, その S-N 曲線は最小二乗法による線に 平行でなく、かつ信頼限界は95%までといえる。Weibull 分 布が疲労データに適用でき,かつ突出したデータや保留する 実験結果があるとすれば, Maximum Likelihood Method による解析が必要と述べている。MIL-HDBK-5C は荷重 または変位調節試験装置を用いてN=10³~10⁷の間で破壊 する疲労データから解析しようとするもので、アルミニウ ム合金溶接継手に適用する場合は基準となる S-N 曲線が 重要となる。

2) 英国における設計用疲労データ評価に関する経験

英国における疲労データの統計的解析方法としては BS 2846 "データの統計的処理(1976)"および E.S.D.U. Data Sheet Numbers 68,014~68,017(1968)"がある。これらは設計規格の基礎を得るために出典の異なるデータを解析するというよりも、充分に限定かつ調節された条件下における特殊な設計のためのものといえる。IIWの第18委員会のワーキング・グループ1は下記の3条件について疲労データの統計的解析を検討してあり、まだ最終結論に至っていないが、これらの処理に当って単純な統計的手法を見出

していない⁵'。特に最大の問題となっているのは下記の(c) の場合であり,設計規格の作成においてその評価を欠くこ とができないからである。

- (a) 同じ試験片で、同じ研究所で試験された多くの結果
 (b) 同様の試験片で応力集中が(a)より大きく、主として 一研究所で長年にわたり得られた多くの結果
- (c) 同様な試験片で長年にわたり多くの異なった研究者 によって得られた結果

疲労データ 解析における基礎は両対数表示で S-N曲線 を直線,Nは対数正規分布として最適の回帰直線を検討す るわけであるが,Fig.2に示すように耐力を越える部分と 疲労限度に近いところが直線にならないという問題がある。

次は出典の異なる疲労データを解析する場合,各標本が 同一集団に属するとみなして差支えないか,という問題が ある。鋼溶接継手で同じ形状,同じ負荷条件から得た数種 のデータを解析すると,Fig.3に示すように個々の標本の S-N曲線の傾斜と同一母集団 とみなした場合のそれとが 異なった例がある⁹⁰。アルミニウム溶接物は平均応力,溶 接で生じた残留応力の影響および平均応力がある場合のき 裂進展速度感受性が大きいという報告⁷⁰があるため,鋼溶 接物の場合より前述したような例が現れやすいと考え,こ れらの影響について S-N曲線の傾斜との関係において解 説している。また同じ集団のデータで注意を要するのは板 厚の相違,溶接線の配列と目違い,試験環境である。

3) 西独におけるS-N曲線の評価方法

疲労試験の計画や解析に関し規定された勧告や規格はな く、また疲労試験は高度の経験と経費を必要とするので数



Log endurance, N

Fig. 2 Typical set of fatigue data.4)

少ない研究所で伝統的に実施されている。最近,注目をあ びているのは E. Haibach^{a)} による"標準化 S-N曲線"であ り,主として鋼溶接継手の疲労データの評価に用いられ, Fig.4 に示す。この評価方法はドイツ鉄鋼委員会(DASt) の疲労分科会で数年前から原案を検討している。

アルミニウム合金溶接継手の疲労データが合金の相違, 溶接手法その他によって比較的大きな散らばりをもつこと は 1960 年代の実験において既知であり⁹⁾, 当時の ASTM 推奨方法を一部だけ参考にして統計的因子の検討, 回帰分 析, P-S-N線図等も求められた。現在,統計的回帰分析 手法はコンピュータ・プログラムにまとめてあり, P-S-N線図とともに解析データをプロットするようになっている。 なお, *Max. Likelihood Method* も含めて最近の統計的解 析の動向について触れているが, 省略する。



Log endurance, N

Fig. 3 Situation requiring correction of slope of S-N curve fitted to all data.⁴⁾



Fig. 4 Normalized S-N curve.⁴⁾

3. 疲労設計規格の再検討

3.1 英国における疲労設計規格の問題点

英国ではアルミニウム溶接構造に関して3規格(BS CP 118: アルミニウムの構造物への使用,BS 5500: 火なし溶 融溶接圧力容器,BS PD 6493: 溶融溶接継手の欠陥受入 れ水準の誘導に対する指針)があり,現在,改正を検討中 という。S.J. Maddox¹⁰⁾ は各規格の特色と改正される動向 を鋼構造規格との関連において述べている。

CP118	Alloy Aluminum Association	Covered by fatigue rules?
H30	6351	Yes
N8	5083	Yes
H20	6061	Yes
H15	2014	Only unwelded members.
H17	7020	Yes
N4	5052	Yes
N5	5154	Yes
N 6	5056	Yes
H9	6063	Only welded members.

Table	3	Alloys	covered	by	CP	118.10>
-------	---	--------	---------	----	----	---------

1) BS CP118 アルミニウムの構造物への使用

CP118は照明柱,圧力容器を除く各種構造物へのアルミニウム合金の使用を規定したもので,1969年に公表,1973年に改正されている。Table 3 は合金の種類と疲労設計応力の規定の有無を示す。

CP118は一般の疲労設計規格と同様, 溶接継手に対して 級別システム区分を採用しており, 類似の疲労強度をもつ 溶接継手類はある級に集め, 疲労強度が低下する順に1~ 9級としており, 1級は母材である。この級別システムを 広範囲のデータから詳しく解析されている鋼溶接継手の設 計規格^{11,12)}のように改正すべしというのが Maddox の提 案である。その理由は鋼とアルミニウムの相対的疲労強度 が同じと仮定できるからであるが,現実には鋼溶接継手の 級別システムを与えている BS 5400 と Table 4 に示すよう に異なっている¹¹⁾。これらに関しては 3.2 項で述べるが, CP118を改正する場合には鋼溶接継手に用いられている級 別線に沿って詳しい提示が必要で,溶接継手に発生するき 裂の位置はFig.5 に示すようにそれぞれあって, その使用 する設計 S-N曲線が異なることによる。

Table 4 Comparison of classification systems in aluminium and steel rules.10)

Description of detail	CP 118	Class BS 5400 ¹²⁾
Plain material, finished edges.	1	A/B
Longitudinal butt welds, ground flush.	2	В
Transverse butt welds, ground flush.	2	С
Continuous longitudinal butt welds without stop/start.	3	С
Transverse butt welds, good overfill shape (height limited to 3 mm in CP 118; good shape achieved by choice of welding procedure in BS 5400).	3	D
Continuous longitudinal fillet welds without stop/start.	4	С
Transverse butt welds without overfill height/shape limitation.	4	E
Transverse butt welds made from one side.	5	No included
Transverse butt welds made on permanent backing strips attached with full-length fillet welds.	5	F
Transverse non-load-carrying fillet welds.	5	F
Cover plate on beam flange.	5	G
Transverse butt welds made on permanent backing strips not attached with fillet welds.	6	F
Transverse load-carrying full penetration weld in cruciform joint.	6	F
Transverse load-carrying partial penetration or fillet weld in cruciform or lap joint (weld toe considered).	6	F2
Transverse load-carrying full penetration weld in T-joint.	7	F
Transverse load-carrying partial penetration or fillet weld in T-joint (weld toe in stem considered).	7	F2
Continuous longitudinal fillet welds with stop/start.	7	D
Discontinuous longitudinal non-load-carrying fillet or butt welds.	8	Е
Web to flange weld at cope-hole.	8	F
Fillet welded web stiffeners.	8	Е
Longitudinal non-load-carrying fillet welds.	8	F or F2 if attachment more than 150mm long.
Attachment to edge of stressed member.	8	G
Transverse load-carrying partial penetration or fillet welds (weld throat considered).	8	w
Longitudinal load-carrying weld.	9	G





Fig. 5 Example of welded joint classification in BS CP 118 (1969).¹⁰⁾

疲労設計応力は N = 10⁵~10⁸ にわたって最大応力 σ_{max} と応力比 $R(=\sigma_{min}/\sigma_{max})$ で示されているが, $R=(\sigma_m - \sigma_a)/(\sigma_m + \sigma_a)$ と定義すべきであると主張している。 σ_{min} は最小応力, σ_m は平均応力, σ_a は応力振幅である。 CP118におけるRの影響は級別と繰返し数によって異なっ ている。例えば、N=2×10⁶の σ_a は R=0 から0.5まで約 20%低下し、R=0 から-1まで 40% 以上増加している。 しかし、鋼構造規格が再検討したように、アルミニウム合 金溶接継手の疲労強度に及ぼすRの影響は見直す必要があ ると述べており、現行規格作成の基礎となった疲労試験片 が実際の溶接構造物で予測される引張残留応力とくらべて 余りにも小さすぎる値をもつものであったことに誤解の原 因がある。

CP118 における疲労設計応力をS-N曲線で表示したの がFig.6 である (図中の級別は Table 4 参照)。規格は N =10⁸ における値より低い負荷応力を無視できるとしてい るが,実際の変動荷重下ではその応力が重複されて損傷を 与えるから,鋼構造規格¹²⁾ が採用しているようにS-N曲 線の外挿 (N=10⁷ でS-N曲線の傾きを変える)を考慮す る必要がある。また,N=10⁵以下への外挿をひずみによる 低サイクル疲労き裂発生の観点から認めていないが,これ も不必要な制限であって静的設計応力限界(静的許容応力) が保証してくれよう。仮に応力集中により局部的な塑性ひ ずみが発生したとしても,降伏現象は周囲の弾性材料によ って制限を受ける^{13,14)}ので,S-N曲線を適用できる。なお, 累積損傷比に関しては鋼と同様 $\sum \frac{n}{N} \leq 1$ を用い,特に変 更する理由もないが今後の研究が必要であると述べている。

2) BS 5500 火なし溶融溶接圧力容器

BS 5500 では, 1981年からアルミニウム製圧力容器の疲 労設計が付録Cに記されており,以前は鋼製容器のみであ った。しかし,全体の付録事項について見直し中であり, 将来変更されて鋼構造規格¹²⁾と同じようになる可能性があ る。

疲労設計規格の考え方はASTM 規格と同じであり、材



Fig. 6 Set of design S-N curves for R=0 from BS CP 118 (1969).¹⁰⁾

料のS-N曲線は応力集中(溶接継手も含めた構造的不連続) と関連して用いる。突合せおよび隅肉溶接の余盛端の応力 集中率は少なくとも2.5と仮定し,仕上げた場合はそれよ り小さくとる。 設計S-N曲線は鋼のそれを縦弾性係数の 比3で除して得ており,100℃以下の使用に限定している。

 BS PD 6493 溶融溶接継手の欠陥受入れ水準の誘導 に対する指針

構造物の疲労強度は溶接欠陥の存在によってもっとも影 響を受けるが、アルミニウムに関するものも含めて多くの 研究結果は突合せ継手における気孔とか介在物の存在が溶 接止端の影響にくらべると小さくて無意味なことを示して いる。このような現状から、溶接欠陥受入れ水準は構造物 の性能に及ぼす欠陥の影響に基礎をおき、目的に適合する アプローチが要求される。PD 6493 はフェライトおよびオ ーステナイト鋼、アルミニウム合金の溶接物に適用され、 き裂状(平面的)欠陥と非平面状欠陥の両者について疲労 と不安定破壊の観点からの評価が可能である。

隅肉溶接その他多くの溶接をもつ構造物の疲労強度に関 して欠陥の影響を評価することは、溶接継手の一般設計規 格BS 5400¹²⁾と関係する。この規格には溶接継手の級別S -N曲線が示されており、PD 6493 を用いると各級別に相 当する欠陥サイズの見当をつけることが可能で、これを品 質範疇という。アルミニウム溶接継手を検討する場合、鋼 の疲労設計応力を3で除すればよいが、得られたS-N曲 線は現行 CP118と異なっている(Table4 参照, CP118 は 改正されて同じ級別表示となろう)。アルミニウムの場合 の非平面状欠陥水準と相当する疲労強度の関係をTable5 に示す。平面状欠陥の影響は単純に表示できないが、中央 位置欠陥の例をFig.7 に示す。

Maddox は以上の検討結果から、各規格間に考え方と設

計応力に相違がなく、かつ鋼とアルミニウムの規格が相似 であることが必要と述べている。

3.2 疲労設計規格の再検討と提案

鋼構造疲労設計規格が最近改正されたこと^{12,15)}と関連し て ECCS (欧州鉄鋼構造製品代表者会議), IIW, BSI 等も アルミニウム合金溶接構造規格の制定もしくは改正を考慮



Fig. 7 Curves relating planer defect size and fatigue strength for defect at mid-thickness from BS PD 6493 (1980),¹⁰

Quality Equivalent class		Constant in S-N	Maximum length	Maximum buried porosity levels			
category	(see Table 4)	curve ⁽¹⁾	of slag inclusion ⁽²⁾ (mm)	% of area of radiograph ⁽³⁾	Individual pore diameter (mm).		
Q0	above D	>5.65×1010	1.5	0	0		
Q1	D	5.65×10 ¹⁰	2.5	3	Lesser of 6 mm or thickness		
Q2	Е	3.84×1010	4	3	"		
Q3	F	2.35×1010	10	5	"		
Q4	F 2	1.60×1010	35	5	"		
Q 5	G	0.91×1010	No maximum	5	"		
Q6	w	0.56×1010	"	5	"		
Q7	<w< td=""><td>0.37×1010</td><td>"</td><td>5</td><td>"</td></w<>	0.37×1010	"	5	"		
Q8	"	0.23×1010	11	5	"		
Q9	"	0.14×10 ¹⁰	"	5	"		
Q10	"	0.09×10 ¹⁰	11	5	"		

Table 5 Acceptance levels for non-planar welding defects from BS PD 6493.10)

(1) Equation has form (stress range in N/mm²)³ N=constant.

(2) Tungsten inclusions do not affect fatigue strength and need not be considered.

(3) 5% is set as the minimum acceptable level to ensure that more important defects are not masked by

42

porosity during inspection.

中であり、3.1 項項と関連して S.J. Maddox は鋼構造疲労 設計規格がアルミニウム合金に利用できないかという提案 をしている¹⁶⁾。その理由として、アルミニウム合金溶接継 手の疲労寿命は疲労き裂の進展に支配され^{7,17)},結果的に みて溶接されたアルミニウム合金と鋼の疲労挙動に影響す る因子は全く同じであるから、両者のき裂進展速度の相違 に従って設計応力を調整すれば鋼構造疲労設計規格をアル ミニウム合金溶接継手に適用できる可能性がある。両者の 疲労き裂進展データは $\Delta K/E$ において関係がある^{18,19)}から、 鋼の疲労設計応力を3で除すればよいこととなり、この置 換に Maddox は次の仮定を設けている。

仮定1:アルミニウム合金溶接継手の疲労強度は鋼の同 じ継手に対する値の1/3である。

仮定2: 溶接継手の相対的疲労強度は鋼とアルミニウム 合金と同じである。

仮定3: アルミニウム合金構造物の溶接継手は,負荷応 力と組合せた場合に疲労強度が平均応力に無関係とならし めるような効果をもつ高引張残留応力をもっている。

仮定4: アルミニウム合金溶接継手の疲労限度は同じ形 状の鋼溶接継手の値の1/3である。

仮定5: アルミニウム合金と鋼の同一形状溶接継手の疲 労データのばらつきは同じである。

仮定6:最大負荷応力が静的最大設計応力に等しくなる まで,引張強さに関係なく,すべての合金に対して同じ設 計S-N曲線を用いる。

以上の各仮定について文献その他からその妥当性を述べ ている。仮定1は、大部分の場合、溶接継手の疲労寿命は 疲労き裂の発生面が問題となるよりもき裂の進展からなり たっており、疲労き裂進展速度 da/dN は鋼とアルミニウ ム合金と同じで dK/E (ただし、dK は応力拡大係数範囲、 E は縦弾性係数)と関係がある。Fig.8 に示す^{7,20} ように 類似の引張強さをもつ材料のそれは同じであり、したがっ て仮定1が成立する。

問題は仮定3であり、溶接したままの鋼継手は降伏点の 大きさに近い高引張残留応力が存在している。これに繰返 し荷重を重複することは、応力振幅は同じであるが高引張 平均応力下における負荷となる。鋼のき裂進展速度は引張 負荷では平均応力と無関係であるから、最近の疲労設計規 格は応力振幅に基礎をおいている^{12,15)}。アルミニウム合金 の場合は、溶接による母材の引張強さの低下と耐力程度ま での残留応力の発生、き裂進展速度が鋼の場合よりも平均 応力に敏感である²¹⁾という2点から、鋼溶接継手のように 単純ではない。

残留応力の測定例は比較的少ないが、Al-Mg^{22,23})および Al-Zn-Mg 合金の溶接継手で 150 N/mm² 程度の引張残留 応力があるとみなされ、この程度の大きさであれば部分片 振りか片振り以上で、疲労強度は負荷平均応力に関係がな い^{22,24})といえる。

次に,残留応力の大きさに影響するのは拘束条件であり,



Fig. 8 Comparison of fatigue crack propagation data for Al-Zn-Mg alloy and structural steel obtained under a range of stress ratios (R=-2 to 0.5), plotted in terms of stress intensity factor based on tensile part of cycle divided by the elastic modulus, <u>dKT¹⁶⁰</u>

溶接継手の幾何学的形状と寸法が重要となる。一般に用い られている溶接継手疲労試験片は小さすぎて,実際の溶接 構造物におけるような高引張残留応力をもっておらず、平 均応力の影響についても誤解を与え勝ちで、実際の構造物 継手の疲労寿命を過大評価する。Fig. 9 ~ 10 は 5083 合金 の横方向または長手方向突合せ溶接継手の例を示す。Fig. 9の場合,負荷方向における残留応力の大きさは試験片の 厚さと密接な関係があり, Fig. 10 においては試験片の幅が 影響する。Rの影響はFig.9 においては試験片の厚さの増 加と共に減少し, Fig. 10 の場合は殆んどない。Fig. 9 にお ける疲労強度の差は幾何学的板厚効果ともみられるが、横 方向突合せ継手でその効果が大きくなるとは考え難いので, 残留応力の大きさに及ぼす試験片寸法の影響とみなされる。 溶接構造物は種々な形態をもち、実際に発生している残留 応力を測定することは不可能である。したがって、高引張 残留応力が常に存在すると仮定するのが現実的で、かつ安 全である。疲労設計応力は高引張残留応力をもつのに充分 な大きさの試験片による疲労データ,もしくは引張片振り, 好ましくは高平均応力をもつ場合のそれに基礎をおくべき である。



Fig. 9 Fatigue test results for transverse butt welds in 5083 alloy illustrating effect of stress ratio and thickness.¹⁶



Fig. 10 Fatigue test results for longitudinal butt welds illustrating effect of stress ratio and thickness.¹⁶⁾

鋼溶接継手に対する疲労設計規格¹²)は前述したように級 別システムを用い,類似の疲労強度をもつ溶接継手は同一 等級で同一設計S-N曲線をもつとみなす。 仮定2から同 じ級別システムをアルミニウム合金に対しても適用し,こ れは仮定1に従って3で除した応力値であり,試験片から のデータと実際の構造物によって代表されるところの条件 によって設計S-N曲線で比較検討する必要がある。 提案 している設計S-N曲線は BS 5400¹²⁾の鋼溶接継手のそれ を単純に3で除したもので,Fig.11 に示し,これを CP 118 に適用 (Table 4 参照) しようとするものである。 Fig.12~18 は提案S-N曲線と現行 CP 118 のそれとの比 較で,文献データと併せて表示してある。

3.3 突合せ溶接継手の欠陥と規格

突合せ溶接継手の欠陥(溶接部における外面および内部 における幾何学的不連続,例えば前者は余盛の形状,過度 の目違い等,後者はき裂,気孔,引け巣等の内部欠陥をさ す)は疲労強度に重要な影響を及ぼすわけであるが,現行 規格はその許容範囲が量的にいかに影響するかを表示して いない。板厚2mmの場合における欠陥の許容範囲をDIN 29595, Part 2 (航空宇宙機器用溶融溶接金属部材,技術 基準一許容欠陷),DIN 8570,Part 4 (溶接構造一般公差, アルミニウム構造の突合せおよび隅肉溶接),および DVS 1611 (鉄道車両構造のX線判定一アルミニウム合金溶融溶 接)から要約すると Table 6 に示す²⁵)ようである (Fig. 19 参照)。U. Krüger ら²⁵) は輸送関係に用いられるアルミニ ウム溶接構造材として厚さ2mmのAlZn4.5Mg1 F35, AlMgSiCu (6061-T6) 合金を対象とし,溶加材はS-AlMg 4.5Mn,ティグ突合せ溶接で各20種類の試験片シリーズを 製作して,これらの点を検討している。なお、実験内容の 詳細は別に報告されており²⁶⁾,その内容は"非直線的"統



Fig. 11 Proposed design S-N curves for welded aluminium alloys.¹⁶⁾



Fig. 12 Fatigue test data for transverse butt welds.¹⁶⁾



Fig. 13 Fatigue test results for beams with intermittent web to flange welds.¹⁶⁾



Fig. 14 Fatigue test data for beams with fillet welded stiffeners or surface attachments.¹⁶⁾



Fig. 15 Fatigue test data for plates with transverse non-load-carrying fillet welded attachments.¹⁶



Fig. 16 Fatigue test results for plates with longitudinal non-load-carrying fillet welded surface attachments.¹⁶⁾



Fig. 17 Fatigue test data for load-carrying and non-load-carrying welds on plate edges.¹⁶⁾



Fig. 18 Fatigue test results for transverse load carrying welds failing across weld throat.¹⁶⁾

Discontinuity P	01N 29595 art 2	DIN 8570 part 4	Merkblatt DVS 1611
Reinforcement, ⊿a'ı Ma	x. 2.2 mm	$\begin{array}{c} Max. 2.45mm \\ (b_1 = 9 mm) \end{array}$	*
Excessive Ma	x. 2.2 mm	Max. 3.15mm (b ₂ =6.5mm)	
Weld width, b ₁ Min	n. 4.0 mm		
Misalignment, e Ma for Ma for c	x. 0.45 mm plain sheets x. 0.70 mm curved sheets	Max. 0,20mm	Anna
Angular contraction, β			5 ()))))))))))))
Root concavity, ⊿a'₄ Ina	dmissible	Inadmissible	
Pores Ma dia	x. 0.6 mm . (single)		Max. 0.6mm dia. (single)
Cracks Ina	dmissible		Inadmissible
Tungsten Includings Max	x. 1.0mm dia		Max. 0.6mm dia.





Fig. 19 Sketch for measuring of fatigue specimens.²⁵⁾

* Not defined

計解析と"標準化S-N曲線"の組合せも検討してあるとい う。疲労試験片はAlZn4.5Mg1合金の場合,溶接後7日 以上常温放置後125℃×24hrの時効(Fig.20以下の図中 表示例:7dRT+24h125℃)を施しており,AlMgSiCu合 金は溶接のままである。

疲労試験結果は代表例として AlZn4.5Mg 1 合金の場合 を Fig. 20~25 に示し,各図中に溶接入熱,欠陥の状況, 試験条件が記入してある。また, Table 7 は目違いの影響 をまとめたものである。

結論として、小型試験片の疲労強度に影響を及ぼす因子 を適切に評価する手段はないが、溶接部形状が疲労強度に 重要な影響を及ぼしており、余盛付根角度、目違い等で、 現行規格の許容範囲では疲労強度の減少が40%に達する。 内部欠陥の場合、容積比30%までの気孔は疲労強度を20% まで減少させ、タングステン巻込み等の影響は無視して差 支えない。試験片中央にあるクレータ割れは疲労強度をお よそ10%減少させる。余盛の削除は疲労き裂の開始点とな る気孔が表面に現れるので推奨しない、と述べている。







Fig. 21 S-N diagram of butt welded AlZn4.5Mg1 F35 alloy.²⁵⁾



Fig. 22 S-N diagram of butt welded AlZn4.5Mg1 F35 alloy.²⁵⁾



Fig. 23 S-N diagram of butt welded AlZn4.5Mg1 F35 alloy.²⁵⁾



Fig. 24 S-N diagram of butt welded AlZn4.5Mg1 F35 alloy (Prosity 15%).²⁵⁾



Fig. 25 S-N diagram of butt welded AlZn4.5Mg1 F35 alloy. (Crater cracks).²⁵⁾

Table 7 Effect of edge misalignment.25)

Alloy	Edge misalignment (mm)	Fatigue strength at 5×10 ⁴ cycles (%)	Fatig at 23 A	ue strength ×10 ⁶ cycles (%) B
	0.0 Machined	100	100	100
	0.0	79	64	52
AlZn4.5Mg 1	0.2	88	72	73
1112114.014.8	0.4	59	48	47
	0.8	45	36	42
	0.8 Machined	52	42	59
	0.0	100	100	100
AlMgSiCu	0.1	88	83	87
	0.2	85	83	75
	0.8	65	65	60

4. 疲労強度の改善

5086合金溶接継手について R.R. Hardy Jr. ら²⁷⁾と I.J. Polmear²⁸⁾は疲労強度に及ぼすピーニング加工の影響を検 討している。すなわち,前者は船殻材料 5086-H116 板突 合せ溶接継手の疲労強度が Fig. 26 に示すように母材より かなり低いのでその向上を,後者は 5086-H321 板隅肉溶接 継手の余盛端における応力集中軽減を狙ったものであり, それぞれ 100 ton 級の Surface Effect Ship のき裂発生部 の補修または溶接構造鉄道無蓋貨車に適用して効果をあげ たという。

Hardy Jr. ら²⁷⁾の供試材は板厚 ¼", 5%" 及び 1" の 3 種 類で, 溶加材 5356 を用いたミグ溶接 (GMAW) と電子ビ ーム溶接 (EBW) を行っている。疲労試験は共振型平面曲 げ (5%"厚突合せ一余盛削除, および ¼"厚 T 型隅肉-Fig. 27 参照, 試験速度 1,800 cpm) と片持ち回転曲げ (1"厚, 旋削仕上げ, 1,400 rpm) を行い, 鋳鋼ショットブラシとタ ングステンカーバイト・ショットブラシを用いてピーニン グ加工を施している。実験結果の例は Fig. 28~29 に示す。



Fig. 26 S-N curves of 5086-H116 base metal and unpeened GMAW weldments.²⁷⁾



Fig. 27 Flat plate tee fillet-welded specimen (GMAW).²⁷⁾







Fig. 29 Fatigue performance of 5086-H116 EBW weldments (Rotating cantilever beam specimen).²⁷⁾

余盛削除した GMAW 突合せ継手の疲労強度は母材の値 (15 ksi, N=10⁷)まで回復し,T型隅肉継手では5 ksi が 10 ksi に向上した。EBW 突合せ継手の回転曲げ疲労強度 は母材と同程度であるが,平面曲げの場合は微小気孔があ るため GMAW 継手の値と大差なかった。なお、実地への 適用は $9_{16}'' \times 1'' タングステンカーバイト・フラップブラシ$ を用い、アルメンゲージのアークハイト 0.0035~0.0080の 条件で行っている。

Polmear²⁸) は溶加材 5356 を用いてミグ溶接した突合せ 継手(板厚 8.8 mm)と長手方向隅肉継手(板厚 6.3 mm)に ついて Janson Needle Gun を用いてピーニング加工(50 mm 溶接長を約 10 sec で処理)を施し,疲労寿命に及ぼす 影響を検討した。疲労試験は R=0.5 及び 1.4 とし,余盛端 のピーニングは予荷重を負荷する前または後で施している。 疲労試験結果は Fig. 30 に示すように,いずれの場合もピ ーニングは効果的であったが,特に予荷重を負荷後の効果 が著るしい。さらに、ティグ・ドレッシングの効果も検討 しており、余盛端の切欠効果の減少(Fig. 31 参照)のた め、突合せ継手の場合が 1.9~3.3 倍,隅肉継手で 3~5.1 倍,それぞれ平均疲労寿命が向上し、S-N曲線を Fig. 32 に示す。ティグ・ドレッシングは実地に適用していないが, ピーニング加工より効果的であるかも知れないと述べてい る。

なお、W. Köhler²⁰) は AlZn4.5Mg 2 合金について溶接 部の耐応力腐食割れ性を改善するためショットピーニング の影響を検討しており、その実験の一部として軸方向疲労 試験 (R=0.1, 30Hz) を行っている。Fig. 33 に示すよう に疲労強度が著るしく改善され、またショットピーニング 後 (ϕ 0.84 mm ガラスビーズ, A2, 0.16)の圧縮残留応力 は熱影響部において -280 N/mm² に達し、表面より深さ 0.08 mm に最大値がある。



Fig. 30 S-N curves for specimens containing transverse fillet welds (All specimens preloaded to a stress of +13.8 MPa).²⁸⁾



Fig. 31 Profiles of (a) untreated and (b) dressed fillet welds.²⁸⁾



Fig. 32 S-N curves for untreated and TIG dressed transverse fillet-welded specimens (Prestress +13.5MPa).²⁸⁾



Fig. 33 S-N curves of unpeened and shot peened (glass \$\u03c6 0.84 mm, 2 \times 98\u03c6) welded joints of AlZn4.5Mg 2 alloy.²⁹

5. 各種溶接継手の疲労強度

5.1 船殻構造用継手の疲労強度

J.E. Beach らは船殻構造に用いる実物大の溶接継手について疲労挙動を検討しており³⁰⁾,船底縦桁の連続または不 連続組立継手構造を評価するのが主目的である。供試継手 は Fig. 34 に示す 8 種類で, 5086-H116 合金 (厚さ¼″が標準) と溶加材 5356 を用いて造船所で溶接したものであり, 隔壁と縦桁のフランジ溶接部において長手方向が 13 ksi の 引張残留応力, 溶接線方向が 11 ksi 程度の圧縮残留応力を それぞれもっている。

一定振幅軸方向疲労は R=0.1とし. 公称最大応力 8, 12, 及び 16 ksi の 3 段階とし, Fig. 35 に結果を示す。変動荷 重疲労は船体中央部(縦桁の曲げ)と船首近傍(衝撃波浪) の25年間にわたる荷重頻度曲線を検討してそれぞれ曲げ荷 重疲労および軸荷重疲労を行い,結果の一部を Table 8 に 示す。各継手の疲労寿命を比較すると,高応力では差が余 りないが,低応力の場合は負荷を連続して伝達する構造の ものが不連続なものの 2 倍以上の寿命をもち,継手構造と しては Fig. 34 における No. 7 と 8 が望ましい。

5.2 管材溶接継手の疲労強度

F. Mangら³¹は管材溶接継手の疲労試験(R=0.1)を実施している。 供試材は AlZn4.5Mg1 F36 と AlMgSi 0.5 F22 合金角管で, 溶加材 S-AlMg4.5Mn または S-AlSi 5 を用いたミグ溶接継手である。

疲労試験は Fig. 36~37 に示す隔壁板をもつ突合せ継手 と十字継手について行い,前者の場合は隔壁部の弾性が疲



Configuration 1 Shell longitudinal discont.



Configuration 2 Shell longitudinal Cont.

Configuration 3 was geometrically identical to Configuration 2. Only it was originally made like Configuration1. Then reworked.



Configuration 4 Bulkhead stiff. flg. sniped to 1.25"

Table 8 Results of variable amplitude bending tests.30)

Specimen type	Approximate no. years to crack initiation	No. years to failure
B-1-1	23	(26.6)*
B-1-2	30+	(28.4)*
B-2-1	13	(32.0)*
B-2-2	8	85.8
B-4-1	20	60.3
B-4-2	10	54.3
B-6-1	12	125.0
B-6-2	18	101.8
B-7-1	80	125.0
B-7-2	25	68.4

*These specimens were not tested to failure.

Numbers shown indicate when test was stopped. **Lifetime midship bending stress spectrum

(primary hull girder bending).





Configuration 6 Bulkhead Stiff. flg. sniped to web



Configuration 7 Bulkhead stiff. sniped to web

Fig. 34 Structural detail configurations examined in teet program.30)

Configuration 8 was similar to Configuration 7. Only the longitudinal stiffener was dicontinuous.





労強度に影響を及ぼし、かつ偏心率等の問題を指摘してい る。後者は構造材の幅の比 b/B が大きくなるにつれて疲 労強度が向上するが、b/B=1の場合は実験中である。K 型継手では Fig. 38 に示すようにブレースの間隙比 g/bの 影響を検討しており、50%オーバーラップが最高の疲労強 度をもつ。この場合、き裂の発生位置はオーバーラップの 程度と関係し、g があるとブレースの付根である。肉厚比 T/t (ただし、T: 桁材の肉厚、t: ブレースの肉厚)が大 きく、g がある場合はオーバーラップより疲労強度が高く









Fig. 38 S-N curves for *K*-joints (AlZn4.5Mg1 F36, R=0.1).³¹⁾

なるが、更に実験継続中とのことである。

なお,鋼材 St37 を用いた継手との比較が行われており, アルミニウム合金は縦弾性係数が低い結果として継手の変 形が大きいから,疲労挙動が鋼と異なると述べている。

5.3 構造材の疲労寿命の予測

J. Jaccard は直線的破壊機構モデルから 6005A-T6 およ び 295-T6 合金 (鋳物)のS-N曲線を シミュレートして おり³²⁾, き裂進展現象にもとずいて, き裂進展速度, 欠陥 の幾何学的形状および応力範囲を疲労寿命の予測に用いて いる。すなわち, da/dNは ΔK と関係し, ΔK それ自体は 欠陥 (a, Y)および応力 $(\Delta \sigma, R)$ の結果として表され ((1) 式参照), き裂の幾何学的函数である Y は直線的破壊機構 モデル³³⁾で定義される。

疲労寿命は (2) 式で表されるから,初期き裂サイズ a_1 が a_2 に進展するまでの繰返し数を検討すればよい。き裂進展 については 6005A-T6 押出材を用い,R=0.1 で $\Delta \sigma$ が 6 条 件 ($a_1=0.03 \sim 1.51$ mm)の結果を述べている。き裂発生 部の観察や, Fig. 39 に示すように結晶粒組織の違いが ΔK に及ぼす影響を検討した結果から,S-N曲線 シミュレー ション (コンピュータ・プログラム FAGRO³⁴⁾による)に は正常結晶粒組織のき裂進展速度とシングルエッジ・クラ ックモデルを用いでいる。

シミュレートされた S-N 曲線を各種 アルミニウム 合金 押出ビームの実験点と比較したのが Fig. 40, 溶接ビーム に適用したのが Fig. 41 である。後者の場合は押出ビーム と同じ試験 (R=0.1) であるが,シミュレート S-N 曲線は それと一致しない。溶接残留応力を無視したのが原因で, 解析された残留応力 80 N/mm² を最大,最小応力に加えて シミュレートしたのが Fig. 42 であり,これはR=0.7 の場









Fig. 40 SN-Simulation extruded beams, base metal $R\!=\!0.1,~H\!=\!220mm^{.32)}$





Fig. 41 SN-simulation butt-welded beams, R=0.1, no residual stresses³²⁾.

○ (Calibrat.: 3,458,000 cycles, SR=36 N/mm², a=2.129 mm, C=10.0 mm)



Fig. 42 SN-simulation butt-welded beams Fig. 41, residual stresses included, $R=0.7^{32}$, (Calibrat: 2.458,000 evalue, SR=26 N/mm

★ (Calibrat.: 3.458,000 cycles, SR=36 N/mm², a=0.4162 mm, C=10.0 mm)

合に相当する。

その他の場合も含めてまとめると、6005A-T6 押出ビームのエッジクラック・モデルに用いた a_1 は平均 0.3 mm, 鋳物の場合はその 3 倍であり, シミュレートされた S-N曲線は各実験点のばらつきの下限に位置する。

5.4 その他の継手の疲労強度

(1) 圧接溶接継手 Al-Mg-Si 合金押出形材を長手方向 に熱間圧接してトレーラーや海上コンテナのパネルを製造 するアルフォージ法を用いて,船舶用パネルを製造する場 合の問題点が W.A. Palko 6^{351} によって検討されている。 供試材は 5456-H111 合金で,応力腐食割れを防止するた め,圧接部に $399 C \times 30 sec$ の局部加熱を施している。R=0.01 における疲労強度は母材より低い値を示すが、ミグ溶 接継手より高く、また、圧接のままと 246 C × 24hr 焼なま し材との間に差が見受けられない。

(2) 構造用トランジション継手 構造用トランジション 継手に関する軽金属溶接構造協会STJ委員会の報告であ る³⁶⁾。供試材はタイプA(A5083-A1100P-SM41)とB(A 3003P-TP28-SM41)の2種類で,継手の接合部中央に半 円型またはU型切欠をつけた場合の片振り疲労試験を行っ ている。疲労破壊はアルミニウム側(ウェブプレート,ま たは隅肉部)に発生し,爆着による接合部は異常なかった。 両タイプの継手間に疲労強度の差や,切欠による相違もな い。

 (3) クリンチ継手 J. Henningらは Homax 社のクリン チングを用い, Anticorodal-120 (AlMg0.4Si1.2) 合金1.25 mm 板についてクロスクリンチ3点打ち (重ね代40mm, 幅70mm に3点並列打ち)の疲労強度 (*R*=0.1)を検討 し³⁷⁾, 同条件のスポット溶接継手と比較してその優位性を 述べている。

(4) 熱影響部の低サイクル疲労 アルミニウム合金熱処 理材または加工材の溶接部近傍は強度低下がおきており、 長手方向溶接線をもつ部材の場合は熱影響部による強度低 下を断面数値の減少または細長比の増加として処理してい る。また,静的サービス荷重内の負荷でも熱影響部は塑性 ひずみによる疲労き裂が発生しやすい。D. Kosteas³⁸は長 手方向に溶接線をもつ AlMgSi1 F32 (6082) 合金 I およ びT型材について軸力または曲げを受ける場合の塑性疲労 を検討している。非溶接部,熱影響部の応力一ひずみ線図 を DIN 4113 および塑性理論に従って求め、これをベース として Manson-Coffin, Morrow らの塑性疲労実験式を比 較検討し、熱影響部の塑性疲労寿命を算出している。

6. おわりに

第2回アルミニウム溶接物国際会議で発表された論文の 中から疲労に関係するものを要約した。趨勢として次のこ とがいえる。

(1) 欧米,特に欧州においてはアルミニウム構造規格の 改正もしくは制定が進行中であり,鋼とアルミニウム合金 の相対的疲労強度が同じということから,疲労設計規格は 鋼構造規格のそれに準じるものになろう。また,CAFDEE により統計的処理された疲労データがこれらに活用されよ う。

(2) 軸方向疲労試験で片振りまたはそれ以上の平均応力 をもつ場合の疲労データが多く、これは溶接部の引張残留 応力を考慮しているためである。なお、P-S-N線図表示が 多い。

以上において,興味深いのはS.J. Maddoxの提案である。 「鋼構造設計S-N曲線を縦弾性係数の比3で除すればアル ミニウム合金に適用できる」ということで,大局的には実 験データから見て問題がないようであるが,個々の実験で は材質による差が現れている。また引張残留応力が溶接部 に存在することも既知であるが,実際の構造物溶接継手で は測定が難かしい。いずれにしても充分管理された研究室 的規模のものと現場との相違が問題であり,実物大溶接継 手の疲労試験が重要視されることになる。

我が国でも溶接継手の疲労試験は軸方向片振り,もしく はそれ以上の平均応力をもつ場合の疲労強度を求めること に重点をおき,それに破壊確率を表示することが必要であ り,残留応力を考慮して耐久限度線図の片振りより右側を 検討せねばなるまい。

文 献

- 竹内勝治,田中孝一:軽金属溶接構造協会,第2回アルミニウム溶接物国際会議調査団報告書,3,(Aug. 1982).
- R. A. Kelsey, H. Nielsen: Aims and Scope of CAFDEE, 2nd Inter. Conf. on Al. Weldments, May 1982 (München).
- 3) 竹内勝治: 軽金属溶接, 20 (1982), 323.
- W. W. Sanders, Jr., S. J. Maddox, D. Kosteas: Alvminium Fatigue Data-Description and Principles for Evaluation, 2nd Inter. Conf. on Al. Weldments, May 1982 (München).
- 5) F. Bastenaire: Comparative Report on Statistical Analysis

of Three Sets of Fatigue Data, IIW Doc. XIII-1029-81, (1981).

- T. R. Gurney, S. J. Maddox: A Re-analysis of Fatigue Data for Welded Joints in Steel, Weld. Res. International, 3 (4), I-54. (1973).
- S.J. Maddox, D. Webber: Fatigue Testing of Weldments, ASTM STP 648, 159 (1978).
- E. Haibach: Grundlagen und Weiterentwicklung des Betriebsfestigkeitsnachweiss für Schweiβverbindungen im Internationalen Regelwerk, DVS Berichte Nr. 57, 98 (1979).
- 9) D. Kosteas: Zur Systematik der Auswertung von Schwingfestigkeitsuntersuchungen bei Aluminiumlegierungen.
 Dissertation Univ. Karlsruhe, (1970).
- S. J. Maddox: British Fatigue Design Rules for Welded Aluminium, 2nd Inter. Conf. on Al. Weldments, May 1982 (München).
- 11) T.R. Gurney: Welding Inst. Res. Bull. 115 (May 1976).
- BS 5400, Steel, Concrete and Composite Bridge, Part 10 Fatigue. (1980).
- 13) N. E. Frost, K. J. March, L. P. Pook : Metal Fatigue, Clarendon Press, 1974.
- 14) J. D. Harrison: Proc. Conf. Fatigue of Welded structure, The Welding Inst. 194 (1971).
- AWS Structural Welding Code, Steel, Design of New Bridge, (1979).
- S.J. Maddox: Fatigue Design of Welded Aluminium Alloy Structures, 2nd Inter. Conf. on Al. Weldments, May 1982 (München).
- S. J. Maddox, D. Webber: Detection and Measurement of cracks, Weld. Inst. Chap. 4 (1976).
- 18) S. Pearson: Nature, 211 (1966), 1077.
- 19) J. D. Harrison: 2nd Inter. Conf. on Fracture, (1969), (Brighton).
- 20) S.J. Maddox, T.R. Gurney, A.M. Mummery, G.S. Booth : An Investigation of the Influence of Applied Stress Ratio on Fatigue Crack Propagation in Structural Steels, Weld. Inst. Rep, 72/1979/E, (1978).
- S. J. Maddox : International Journal of Fracture, 11 (3), (1975).
- 22) W. W. Sanders Jr., S. M. Gannon: WRC Bulletin, No. 199 (1974).
- 23) V. I. Trufyakov: Auto. Weld., No. 5, 37, (1976).
- S.J. Maddox: Proe. Conf. on Fatigue Testing and Design, Soc. of Environmental Eng., (1976).
- 25) U. Krüger, U. priensnitz: The Effects of Discontinuities of the Fatigue Behaviour of Aluminium Welds, 2nd Inter. Conf. on Al. Weldments, May 1982, (München).
- 26) U. Krüger: Fatigue Strength of Defective TIG-welded Joint of Thin-walled Aluminium Alloys, Colloquium on Al. and Its Alloys in Welded Constructions, Sept. 1981. (Proto).
- 27) R. R. Hardy Jr., M. E. Wells: The Effect of Fabrication Methods on The Fatigue Performance of Welded 5086-H116 Aluminum Alloy, 2nd Inter. Conf. on Al. Weldm-

ents, May 1982 (München).

- 28) I.J. Polmear: Post-welded Treatments to Improve Fatigue Performance of Aluminium Alloy Weldments, Ditto.
- 29) W. Köhler: Improvement of Stress Corrosion Resistance of Aluminium Weldments by Shot Peening, Ditto.
- 30) J.E. Beach, R.E. Johnson, F.S. Koehler : Fatigue of 5086 Aluminum Weldments, Ditto.
- 31) F. Mang, O. Bucak: Carrying-Over of Design Principles in Steel to Statically and Dynamically Loaded Aluminum Structures in Hollow Sections, Ditto.
- 32) R. Jaccard: Fatigue Life Prediction of Aluminum Structures Based on S/N-Curve Simulation, Ditto.
- 33) R. Jaccard : Fatigue of Aluminium Structure, IABSE Conf. Proc. (1982).
- 34) R. Jaccard: "FAGRO a Computer Program to Evaluate

Fatigue Crack Growth" developed by Alluswiss, Language FORTRAN N, Hardware: VAX 11/780.

- 35) W.A. Palko: Evaluation of an Advanced Pressure Welding Method for Fabrication of Marine-Service Aluminium Alloys, 2nd Inter. Conf. on Al. Weldments, May 1982 (München).
- 36) K. Terasawa, I. Kurino, A. Kubota: Studies on the Properties of Aluminium Alloy-Steel Transition Pieces for Structural Transition Joint (STJ) of Ship Structure, Part [], Ditto.
- 37) J. Hennings, J. Maier: (A) Improvement of Spot Welding of Aluminum Sheet by Surface Treatments, (B) Comparison of Spot Welding and Mechanical Joining Processes, Ditto.
- 38) D. Kostears: Low-Cycle Fatigue Damage Probability in the HAZ of Aluminium Weldments, Ditto.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-264)

技術資料

自動車へのアルミニウム利用の現状*

竹 内 勝 治** 馬 場 義 雄** 西 村 嘉 彦***

Application of Aluminum for Auto-mobile

by Katsuzi Takeuchi, Yoshio Baba and Yoshihiko Nishimura

住友軽金属工業株式会社技術研究所

自動車へのアルミニウム利用の現状*

竹 内 勝 治** 馬 場 義 雄** 西 村 嘉 彦***

Application of Aluminum for Auto-mobile

by Katsuzi Takeuchi, Yoshio Baba and Yoshihiko Nishimura

1. はじめに

1973年の第一次石油危機以降,高騰を続ける石油価格を 背景に世界的な規模で省エネルギの必要性が唱えられ、自 動車においても燃費の良好な車の開発が急務となった。自 動車の燃料消費は車体重量にほぼ比例して増加するため, 車体重量の軽量化が不可欠となり、特にアメリカにおいて, アルミニウムが軽量代替材料としで大量に使用されるよう になった。当初は、燃費規制,あるいは安全,環境問題等 にかかわる法的規制を達成するための手段として扱われて いたが、現在では、市場そのものが燃費良好な車を最も高 く評価しているのが実情である。このようにアルミニウム で鉄鋼を代替した部品を使用した車は1976年型車より現れ, 1979年型車においてそのピークに達した。エンジン周りの 鋳物部品よりむしろボデーパネルやバンパ、トリム等にア ルミニウム展伸材が使用されているのが特長である。その 後,新合金の開発やプレス加工,接合,表面処理等二次加 工に関する技術開発も急速に進展した。一方, 高張力鋼や プラスチック等の技術開発も進み、1980年型車より軽量代 替材料の場でも熾烈な競争が始まるようになった。従って アルミニウムに対してもその軽量性以外に耐食性や加工性 等の特長を活かした新しい観点からの用途開発が期待され るようになった。現在は自動車材料としてアルミニウムが 本格的に使用される新しい段階、すなわち、第二段階の時 期に達したものと考えられる。

本報では欧米及び我が国における自動車のアルミ化の現 状と問題点, 今後の動向等について概説する。

2. 自動車アルミ化の現状

現在,特にアメリカにおいて,自動車にアルミニウムが 使用されている最大の理由はその軽量性にある。燃費を低 減するために自動車の軽量化が要求されて以来,鉄鋼の

*主更部は自動車技術	36	(1982).	854	に掲載
二丁之口)は日期中1×11	00	(1004)	004	1 - 191404

35%, 銅の30%という軽量性が評価されたわけである。特 に, 燃費基準や安全, 公害規制等の法的規制によりアルミ 化が一層増進された。このような法的規制を口火として, 車の本格的な軽量化, アルミ化が始まったのであるが, 最 近では, 日本車の好調な輸出に見られるごとく, 市場その ものが燃費が良好な軽量車を最優先に受け入れているのが 実情である。

軽量代替材料としては、アルミニウムの他に高張力鋼や プラスチックあるいは複合材等が考えられ、アルミニウム と同様に材料開発や技術開発が進められており、それぞれ の材料特性を活かしたかたちで自動車に適用されている。 これら各種の軽量代替材料の軽量化効果については、1979 年型オールズモビル・オメガ車を基本車として、アメリカ 運輸省が行った軽量化に関する研究報告"に明示されてい る。この研究には、鉄鋼会社、プラスチック会社及びアル ミニウム会社(アルコア社)より各1社づつ参加し、解体 した車の各部品ごとにおのおのの代替材料による軽量化の 限界が追求された。表1に基本のオメガ車の重量と材料構 成を示す。また表2におのおのの軽量代替材料での軽量化 数果が

表1 1979年型 GM社オールズモビル・オメガの車両 重量と材料構成

	構	成	材	料		重	量	(kg)	-
鉄	鋼	(高張)]鋼 30	kg 😤	すむ)		640		
鋳					鉄		110		
プ	ラ	ス	チ	ッ	ク		94		
ア	ル	2	=	ウ	4		60		
そ		0)		他		322		
車		両	重		嶯		1,226		

表2 軽量代替材料による軽量化限界

車両重量 (kg)	軽量化量 kg(%)	燃費効率(km/l)
基本 車 1226		8.93
高 張 力 鋼 1090	136 (11)	9.65
プラスチック 908	318 (26)	10.84
アルミニウム 704	522 (43)	12.55
(アルミ使用量 272kg)		

^{**}技術研究所 工学博士

^{***}技術研究所

57

大きいことがわかる。もちろん,代替材料使用による価格 上昇や生産技術上の問題等とのバランスのうえで代替材料 の使用が決定されるわけである。本研究において,アルミ ニウム使用(272 kg)によって車両重量は522 kg 軽量化さ れ,それにともなう材料価格の上昇は\$125 とされている。 この価格上昇は表2に示される軽量化にともなう燃費効率 の向上によるガソリンの節約で十分吸収できるものと考え られる。

車両重量の軽量化に対するアルミニウムの効果に関する 結論として、1kgのアルミニウムを使用することにより、 2.25kgの軽量化が可能となり、また、ガソリンは12.8 ℓ/ 10万km 走行節約できる。

一方,最近では軽量性以外に耐食性や加工性に優れた特 性を活かす分野での用途開発も進展している。

まず、耐食性に関しては、特に北アメリカ、北ヨーロッ パ等の寒冷地における路面凍結防止剤による外板部材の腐 食が大きな問題になっている。この路面凍結防止剤の使用 は年々増加しており、カナダでは車体の防食基準(カナダ コードと呼称)が以下のように設定され、アメリカ国内に も適用される見込みである。すなわち1978~1979年型車は、 1年間あるいは4万km走行まで、1980~1981年型車につ いては、1.5年間あるいは6万km走行まで外面腐食が生じ ないことが義務付けられている。表面処理鋼板の適用や塗 装技術の改良等の対策が講じられているが,耐食性に優れ たアルミニウムの適用が最も確実な方法である。軽量化効 果とあわせてこの分野での用途開発が今後大いに期待され る。

アルミニウムの加工特性を活かした部品としてはエンジ ン周りの鋳物,例えば、シリンダ・ヘッド、シリンダ・ブ ロック、インテークマニフォールド等がある。これらはア ルミニウムの優れた鋳造性を活用することにより軽量化を 図るとともに価格面でも鋳鉄等の他材料製に比べて遜色の ない水準にまで達している。アルミニウム展伸材について は、任意断面形状の製品が容易に製造できる押出形材の用 途が今後拡大するものと考えられる。

その他, アルミニウムの表面処理の多様性を活かしたト リム, ガーニッシェ等の装飾部材への適用, 高い伝熱性を 活用した熱交換器, 空調システムへの適用等, アルミニウ ムは軽量化を軸として, 多岐にわたる目的に応じて使用さ れている。

2.1 アメリカの状況

現在, アメリカの乗用車には1台当たり60kgのアルミ ニウムが使用されているといわれており, これは全体重量 の約4.5%になる。このなかで, 展伸材は35%の21kgで ある。表3²¹にアメリカ乗用車1982年型車へのアルミニウ ム展伸材の採用例を示すが, アルミ化されている部品につ

部品名称	車 種 名 称	部品名称	車 種 名 称			
フード (インナ・パネル) (アウタ・パネル)	Oldsmobile 88, 98 Cutlass. Toronado Ciera, Firenza pontiac Bonneville Continental	バンパ 形フェイスバー (アルマイト)	Ford Fairmont, LTD S/W rear Escort, Mercury Marquis S/W Zephyr, Lynx, Chrysler Dodge Omni Plymouth Horizon			
ロードフロア	GMC Corporate "B" Wagons Chevrolet Chevette Ford LTD S/W Mercury Marquis S/W	バンパ,板	AMC Concord, Sprit, Eagle Volkswagen Rabbit Buickskylark, Oldsmobile Omega			
デッキリッド	Buick Riviera, Cadillac Eldorado	フェイスバー(アルマイト)	AMC Jeep Cherokee-Wagoneer			
ガード	Oldsmobile 88 ,98, Toronado	バンパ,板 コーイフバ (クロムめーき)	Lincoln Town Car, Mark VI			
フードヒンジ	Oldsmobile 88, 98, Toronado		Puick Contury Floaten Loophro			
シートパワー アジャストメント	Cadillac-All Models Buick Riviera, Electra, Le Sabre Oldsmobile-Most Models Chevrolet Caprice Pontiac Bonneville Chrysler-Some Models	レインフォースメント	Regal, Cadillac Deville, Eldorado, Seville, Fleetwood Chevrolet Caprice, Impala, Maribu, Monte Carlo, Pontiac Bonneville, Catalina			
サンルーフ フレーム,パネル	GMC, Ford, Chrysler, AMC, Volkswagen-Some Models		Phoenix, Oldsmobile 88, 98 Sports Owega, Toronado, Cutlass			
ドアガード	Buick Riviera, Cadillac Eldorado Oldsmobile Toronado	ホイール	Imperial, LTD, EXP, LN-7 Chevrolet Pick Up/Van			
ステアリング ホイール	Ford Mustang, Pick Ups Mercury Capri	一 鍛造品	Ford Mustang, Mercury Capri, AMC Spirit, Concord, Eagle, Cadillac "J", Continental			
シートバック	Many Station Wagons Cadillac Deville Continental GMX, GMJ	ラジエータ	AMC Wagoneer, Buick "J" Chevrolet S/W (Large) Pontiac SW, Escort/Lynx			
	Most Models		Volkswagen Rabbit			

表3 アメリカ乗用車1982年型へのアルミニウム展伸材の適用例 (AA 資料)

いては数年前に比べてほとんど変化はみられない。バンパ やトリム,フード,ホイール,熱交換器部材等アルミニウ ム展伸材の使用が可能な部品については,アルミ化が一応 実現し,定着したものと考えられる。残された部品のなか で大きなものは,ドアやフェンダ等の外板パネルとエンジ ンや足周り関連の鋳鍛部品である。特に我が国に比べてむ しろ開発が遅れていたエンジン周りのアルミニウム鋳物に ついて,自動車会社,アルミニウム会社ともに積極的に研 究,応用開発を推進している。

なお、アメリカ乗用車部品のアルミ化については、表3 に示したように、アルミニウム協会(A.A)より毎年アル ミニウム部品採用車種リストが公表されており、各部品ご との数年間にわたるアルミ化動向の推移を見ることができ る。

2.1.1 ボデーパネル アルミニウム板の代表的な適 用例であるフードについて,GM社のオールズモビル,ポ ンティアックの両ディビジョンの車8車種にアルミフード が採用されている。GM社のその他のディビジョン及びフ ォード,クライスラーの両社の車にはアルミニウムフード は使用されていない。特に一昨年,1981年型車まで数車種 にアルミニウムフードを採用していたフォード社が完全に 徹退したということは一時的な問題にせよ大きな衝撃であ る。フードの他にロードフロア,シートバック,デッキリ ッド,エアクリーナケース,ヒートシールド,サンルーフ 等にアルミニウム板が使用されている。図1にフード,ロ ードフロア,シートフレームのアルミ部品採用車種数の推 移を示す。

2.1.2 バンパ アルミニウム展伸材が最も多く使用 されている部品は依然としてバンパである。図2²⁰にアル ミニウムバンパ採用車種数の推移を示す。フェイスバーに ついては押出形材を使用したアルマイト処理製のものが主 流であり、1979年型車から1982年型車までほとんど変化は 見られない。板材を使用したクロムめつき処理製フェイス





バーは大型,高級車に採用されているが,価格の問題によ り減少する傾向にある。一方,レインフォースメントにつ いては,板プレス製のものがほとんどであり,25車種以上 の車に採用されている。

2.1.3 ホイール 現在, アルミ展伸材製ホイールの なかで OEM に採用されているのは鍛造ホイールのみで, 1982年型車で8車種に採用されているが,最近,我が国と 同様に板製リム,鋳物製ディスクの2ピースホイールの開 発が進展し,ラジェータと並んで今後,大量のアルミニウ ム展伸材が使用される部品といわれている。押出形材製リ ムの開発も進められているが,フラッシュバット溶接にか わる接合技術の開発が必要とされている。また,軽量化と ともに,空気抵抗を低減するような機能面を考慮した設計 (エアロダイナミック・ホイール)も進められている。

2.1.4 熱交換器 カークーラのコンデンサ・エバポ レータ、オイルクーラはアメリカでもほぼ100% アルミ化 されている。ラジェータはGM社が真空ろう付法によるも のを採用して4年目、フォード社は昨年(1983年型車)よ り採用したとのことであり、100万台近い生産が見込まれ ている。機械拡管(ソフィカ)型についてはフォルクスワ ーゲンとフォード社の小型車に輸入品が使用されているが 大型車への適用は一般に難しいといわれている。

2.1.5 鋳物関係 エンジン関連を始めとした鋳物の アルミ化は,我が国と比べて開発が遅れていたため,この 2~3年シリンダヘッド,エンジンブロック,キャリパ, ブレーキドラムロータ,コントロールアーム等のアルミ鋳 物化の検討が進められている。



図2 アメリカ乗用車アルミニウムバンパ採用車種数

Vol. 24 No. 1, No. 2

2.2 ヨーロッパの状況

ヨーロッパにおける自動車部品のアルミ化は,我が国と 同様に鋳物関係を中心に進展しており,シリンダヘッドや インテークマニフォールド,各種ハウジング類等エンジン 関連を主体にかなりの部品がアルミ化されている。

ボデーパネルに関しては、ベンツやポルシュの高級車の フードやトランクリッドがアルミ化されている程度であり、 まだこれからの段階である。バンパについてもポルシェや ベンツ、アウディ、ボルボ等に押出形材が使用されている が、いずれも対米輸出車用である。アルミニウムトリムは かなりの車種に採用されている。

熱交換器, なかでもラジエータのアルミ化に関してはア メリカ及び我が国に先がけて実用化されているのが大きな 特長である。機械拡管型とろう付コルゲート型の2種類が あり, フランスのソフィカ, ショーソン, 西ドイツのベア 社等が代表的な製造会社である。フランスのルノー, シト ロエン, プジョー, 西ドイツのフォルクスワーゲン, アウ ディ, ベンツ, イタリヤのフィアット, アルファロメオ, イギリスのレイランド等に採用されている。

ホイールについては、ファッション性に優れた鋳物ホイ ールが主体であるが、ベンツやポルシェ等の一部高級車に は鍛造ホイールも採用されている。更に、板製リム、鋳物 製ディスクの2ピースホイールの開発も進展し、その他に、 アルミ鍛造品の強度部材、例えばコンロッドやシャフト、 サスペンションビーム等への適用研究も進められている。

表4³) にヨーロッパにおける乗用車1台当たりアルミニ ウム使用量を示す。80~90%が鋳物といわれている。

2.3 我が国における状況

我が国の乗用車には現在1台当たりホイールを除いて約 40kgのアルミニウムが使用されているといわれているが, 熱交換器用材料を除いてそのほとんどは鋳物である。鋳物,

表4 EEC主要国の乗用車1台当たり平均アルミニウム使用量

				1978 年 型	1985 年 型 (予測)
フ	ラ	ン	ス	43 kg	52 kg
西	ĸ	イ	ッ	40	53
イ	タ	リ	ア	43	52
イ	ギ	リ	ス	48	45
ア	*	IJ	力	55	100

フランス主要自動車メーカの乗用車1台当たり平均アルミニウ ム使用量

	平均使用量	うち鋳物部品量
タルボ	34 kg	29 kg
シトロエン	54	50
プジョー	50	47
ルノー	33	29

フランス乗用車の1台当たりアルミニウム使用量はルノー4の 15kgからシトロエン CX GTIの103kgまで大きな開きがある が,総合平均は約43kg, うち37.9kgが鋳物部品で占められて いる。 特にダイキャスト技術の進展はいちじるしく, この分野で は技術,実績ともに欧米を凌駕している。展伸材について は,熱交換器用の材料がほとんどであり,その他には対米 輸出車の一部の車種にバンパレインフォースメントやガー ニッシュ類が使用されている程度である。そのなかで一部 の車種にアルミニウムラジェータが採用されたことは特筆 すべき事項であり,今後の拡大が期待される。また,ホイ ールについては OEM, アフターマーケットともに板製リ ム,鋳物製ディスクの2ピース,3ピースホイールの伸長 がいちじるしく,昨年は100万個を超えるホイールが生産, 販売されており,大きな市場に成長している。

このようにホイールと熱交換器を除いて、日本車はアメ リカ車に比べてアルミニウム展伸材の使用が極端に少ない わけであるが、その理由として、日本車は元来小型、軽量 車が主体であり、燃費効率も優れているために軽量化ニー ズがアメリカ車ほど深刻でないこと、更には、アルミニウ ムに対する鉄鋼の相対価格がアメリカに比べて割安である ことが挙げられている。

なお,図3~図14に1982年SAE展示,シカゴオートシ ヨー 及び1980年西独デュセルドルフで開催された第2回 "自動車とアルミニウム"国際会議に展示されたアルミニ ウム製自動車部品を示す。



図3 アルミニウム製ドア (ポルシェ,ルノー), (1982 SAE)



図4 アルミニウム製フェンダ (ペシネ社) (1980 西ドイツ自動車シンポジウム)



図5 アルミニウム製シートフレーム (1980 SAE)



図6 アルミニウム製バンパ (1980 SAE)



図7 アルミニウム製バンパレインフォースメント



図8 アルミニウム板製ホイール (VAW 社) (1980 自動車シンポジウム)



図9 アルミニウム製ホイール (鋳物,2ピース) (1982 SAE)



図10 アルミニウム製ラジエータ (ベアー社) (1982 SAE)



図11 アルミニウム製各種熱交換器(ショーソン社) (1982 SAE)



図12 アルミニウム製インスツルメントパネル (VAW社) (1980 自動車シンポジウム)



図13 アルミニウム製シリンダーヘッド, 燃料ポンプ ボデー (1982 SAE)



図14 トランスミッションケース (1982 SAE)

3. 技術的事項

本章ではアルミニウム展伸材が使用される代表的な部品 の技術的事項について解説する。

3.1 ボデーパネル

自動車を構成する部品系のなかでボデーパネル関連が重 量的にも比較的大きな比率を占めているため,軽量化を目 的としたボデーパネルのアルミ化については以前より,新 合金の開発,加工技術に関する研究が精力的に行われてお り,フードやトランクリッド,特定車種のフェンダやドア のアルミ化が実現している。

ボデーパネル用材料に必要とされる性能は成形性(ドロ ー,ダウンフランジ,ヘミング等),溶接性,表面処理(塗 装)性等であり,製品機能としては強度(張り剛性,耐デン ト性)や耐食性が要求される。表5^{4/5/}に現在までに開発 されたボデーパネル用合金を示す。2002合金は主としてヨ ーロッパで使用されている。アメリカでは当初 2036, 5182 合金の組み合わせが使用されていたが、 最近では 6009, 6010 合金の組合せに移行している。この 6000 系合金は成 形後の塗装,焼付処理の加熱により強度が増加する特性を 有している。

	化学成分 (%)				機械的性質				
合	金	Si	Cu	Mn	Mg	Zn	耐力 (kg/mm²)	引張強さ (kg/mm²)	伸び (%)
2002-	-T4	0.4	2.0		0.75		18.3	33.7	26
2036-	- T4		2.6	0.25	0.45		19.9	34.7	24
X2037-	-T4		1.8	0.25	0.55		17.3	31.6	25
5182-	~ 0			0.35	4.5		13.3	28.1	26
5182	-SSF						12.8	27.5	24
6009	-T4	0.8	0.35	0.5	0.6		12.8	23.5	25
6010	-T4	1.0	0.35	0.5	0.8		17.3	29.6	24
GZ49 (30-30	5 0)-T4		0.38		4.5	1.46	15.5	30	30
1010	鋼板						18	32	42

表5 ボデーパネル用アルミニウム合金の主要化学成分 と機械的性質

最近開発された2038合金もこのような特性をねらいとし たものである。 GZ45 (30-30) 合金は当社で開発された合 金で, 引強強さ 30 kg/mm² 以上, 伸び 30% 以上という画 期的な特性を有しており、国内外の自動車会社より技術的 な評価を得ているが、まだ採用される段階には至っていな い。次に、プレス成形については、特に我が国の場合、鋼 板とアルミニウムとの型の共通化がボデーパネル・アルミ 化の前提条件になるといわれている。アルミニウムは鋼板 に比べて伸びの絶対値が小さく,成形性が劣ること,及び 剛性の面で鋼板よりも板厚をわずかに厚くする必要がある こと等により、型の共通化、特にダウンフランジやヘミン グ⁶⁾ については型の設計見直しが必要となろう。接合につ いては、スポット溶接に関する技術開発が急務である。量 産ラインで使用するポータブル型の溶接機の開発とともに、 連続打点回数を向上させる技術開発が望まれる。後者につ いては、研究の段階で2000点を越える水準が達成されてい るが、10,000点を越える鋼板に比べるとまだ低水準の数値 である。ヘミングと接着剤の併用、あるいは機械的接合の 適用も考慮する必要がある。

塗装に関しても現行の鋼板用塗装ラインを使用できるこ とが大きなポイントになる。また,鋼板とアルミニウムを 同時に塗装"する場合化成処理の条件設定が重要である。 すなわち,現行のリン酸亜鉛液で化成処理した場合,アル ミニウム皮膜がほとんど形成されないため,理論的には糸 状腐食が発生する可能性が残される。ただし,実用上はほ とんど問題ないということで,現在,アメリカでは主とし てこの方法が採用されている。

アルミニウムにも化成皮膜を形成させるにはフッ化物の 添加が必要になり,鋼板とアルミニウムの処理比率に応じ てフッ化物濃度を管理するとともに沈澱したスラッヂを除 去するシステムの開発が必要となる。 ボデーパネルに要求される製品機能として,張り剛性や 耐デント性等の強度と耐食性が挙げられる。強度について は、フードアウタパネルあるいはアセンブリ品の強度試験 により、鋼板の約2割増しの板厚でほぼ同等の強度が得ら れることが確認されている。

耐食性については、カナダで制定された防食基準、(カ ナダコード)の規制を受けるため、アルミニウムの活躍す る余地は更に拡大するものと考えられる。この耐食性に対 するアルミニウムの優位性は軽金属協会で実施された"自 動車用アルミニウム合金の耐食性調査[®]" によっても立証 されている。

3.2 バンパ

現在の安全バンパはフェイスバー, レインフォースメン ト及び衝撃吸収装置より構成される。前掲の表3に示した ようにアメリカではフェイスバーとレインフォースメント に大量のアルミニウムが使用されている。代表的バンパ用 アルミニウム合金の化学成分,機械的性質,一般的特性と 使用形式を表 6,7°)および8に示す。バンパ用材料に要求さ れる特性としては,強度,耐食性,加工性,表面処理性等が考慮 えられる。 欧米では強度特性を重視して 7000 系の合金が 主に使用されている。この 7000 系の合金は X7021, X7046, X7146 等の Al-Zn-Mg 系の 3 元合金と7016, X7029, X7129 等の更に Cu を含む4元合金とに2分される。また,7016 と X7029 はフェイスバー 用に開発された合金で陽極酸化 処理後の光輝性が保持できるように Fe や Si 等の不純物含 有量が規制されている。その他の合金をフェイスバーに使 用する場合にはクロムめっきが施される。一方、押出形材 の場合、断面形状で強度を高める方法もあり、押出特性や 耐食性の面で優れた 6000 系合金を使用する利点も十分あ り得る。表中の ZK160 と ZK55⁹⁾ は当社で開発されたバン パ用合金である。前者は JIS 7003 相当合金で, Fe, Si 等 の不純物含有量を規制して、フェイスバー用に開発された ものであり、某社の対米輸出車用フェイスバーとして採用 された実績がある。後者の ZK55 は X7021 相当合金である

表6 バンパ用アルミニウム合金の主要化学成分と機械的性質

		ſ	」学	成分	(%)	機	碱 的 性 爭	誓
合 金	形状	D			M	7	耐力	引張強さ	伸び
		Fе	Cu	Mn	Mg	Zn	(kg/ mm ²)	(kg/mm²)	(%)
6061 - T4	板,形	0.7	0.27		1.0		14.7	24.6	22
6061 - T6	板,形						28.1	31.6	12
7016-T5	形	0.12	0.70		1.1	4.5	32.3	36.6	15
X7021-0	板, 形	0.40	0.25		1.5	5.5	14.1	19.0	18
X7021-T61	形	1111					40.1	44.3	13
X7029-T57	形	0.12	0.70		1.65	4.7	38.7	43.6	15
X7129-T62	板	0.30	0.70		1.65	4.7	38.7	43.6	15
X7046-T63	板,形	0.40	0.25		1.30	7.1	38.7	42.9	13
X7146-0	板,形	0.40			1.30	7.1	15.4	20.4	16
X7146 - T63	板,形						38.7	42.9	13
ZK160-T5	形	0.15	0.40	0.15	1.0	6.0	37	42	16
ZK55-T62	板	0.40	0.25	0.20	1.5	5.5	39	43	13
ZK55-T5	形						41	46	15

表7 バン	パ用アル	ミニウ	ム合金の	比較特性
-------	------	-----	------	------

	質別	耐 1	复性	陽極酸化処理特性(3)		
台 金		一般 耐食性 ⁽¹⁾	耐応力腐 食割れ性 ⁽²⁾	適 性	光輝性	
5052	全質別	A~B	A1	А	С	
5252	全質別	Α	A1	А	А	
6061	Т6	В	A1	A	С	
7003	Т5	В	A2	В	В	
7016	T5	в	B1	С	A	
X 7021	T61 T62	В	A2	В	В	
X 7029	T5 T6 T62	В	A2	С	A	
X 7129	T 62	в	A2	С	В	
X 7046	T 63	В	B2	В	В	
X 7146	T63	В	A2	В	В	
7N01	T4 T5 T6	В	A2	В	с	

注.(1) 3.0%NaCl 水溶液の交互浸漬又は交互噴霧

A : 識別できる腐食なし

B : 軽度のピッティング

C : 強度のピッティング

- D : 粒界腐食
- (2) 3.5%NaCl 水溶液又は大気ばく露試験
 - A1: 実験室的, 実用的に問題なし
 - A2:実験室的にみて問題ない
 - B1:実験室的には問題はあるが、これまで実用上問 題なし
 - B2: 実験室的に問題があり, 実績も少ない
- (3) 特性評価

(良)A>B>C(劣)

表8 パンパ用アルミニウム合金の代表的な使用形式

		And she was a set of the set of t		
合金	質別	形状	使 用 方 法	使用車種
5052	H32	板	フェイスバー (塗装, 陽極酸化処理)	トラック
5252	H32 H25	板	フェイスバー (光輝陽極酸化処理)	トラック
6061	T4 T6	板 形材	フェイスバー (塗装,陽極酸化処理),補強材 ⁽¹⁾	トラック 乗 用 車
7003	Т5	形材	フェイスバー (陽極酸化処理),補強材 ⁽¹⁾	乘用車
7016	Т5	形材	フェイスバー (光輝陽極酸化処理)	乘用車
X 7021	T 61 T 62	板 形材	フェイスバー (クロムめっき),補強材 ⁽¹⁾	乘用車
X 7029	T5 T6 T62	板 形材	フェイスバー(光輝陽極酸化処 理), クロムめっき	乘用車
X 7129	T62	板 形材	フェイスバー (クロムめっき),補強材 ⁽¹⁾	乗用車
X 7046	T 63	板 形材	フェイスバー (クロムめっき),補強材 ⁽¹⁾	乗用車
X7146	T 63	板	フェイスバー (クロムめっき)	乗用車
7N01	T5 T6	板形材	補強材(1)	乗用車

注.(1)表面はプラスチック及びゴム系樹脂でカバーする場合が 多い。 が、化学成分の調整や製造方法により、X7021 に比べて耐 応力腐食割れ性が改善されている。現在、ある車種の対米 輸出車のレインフォースメントに形材が使用されている。

3.3 ホイール

アルミニウム製ホイールは当初そのファッション性から 鋳物1ピースホイールがほとんどであったが、最近では軽 量化を計るために、リムが展伸材、ディスクが鋳物のいわ ゆる2ピースホイールが急速に普及している。また OEM ライン装着も着実に増加している。表9にホイールに使用 されるアルミニウム合金の化学成分と機械的性質を、表10 にホイールの製造方式と適用合金を示す。リム用展伸材と して要求される特性は、強度(疲労強度),フラッシュバッ ト溶接性、ロール成形性、等であり、主に 5000 系の 5052 (3ピースホイール)、5454 合金(2ピースホイール)が使 用されている。表9の GK28 は当社で開発された 5454 相 当合金で、結晶粒組織が微細化されているためロール成形 時の肌荒れ防止と疲労強度の向上に効果がある。アルミニ ウム製ホイールの今後の課題は、ある程度のファッション 性を維持しながら、さらに軽量化を計ることで、例えば全 板製ホイール¹⁰¹の見直しなども必要であろう。

	合 金	質別	化学成分 (%)					引張性質				
種類			Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	引 張 強 さ (kg/mm²)	耐力 (kg/mm ²)	伸 (%)
	5052	0 H32	0.	0.45		0.10	2.5	0.10	0.25	19.5 23.0	9.0 19.5	25 12
		H34						An and a second s		26.5	22.0	10
	5154	0	0.	.45	0.10	0.10	3.5	0.20	0.25	24.5	12.0	27
	5454	0	0.	.40	0.10	0.75	2.7	0.25	0.25	23	10.5	26
展伸材	5083	0	0.40	0.40	0.10	0.65	4.5	0.25	0.15	29.5	15.0	22
	5086	0	0.40	0.40	0.10	0.5	4.0	0.25	0.15	26.5	12.0	22
		0								12.5	5.5	25
	6061	T4	0.6	0.7	0.3	0.15	1.0	0.25	0.2	24.5	15.0	22
		T6								31.5	28.0	12
	GK28	0			0.07	0.55	2.8	0.25	0.12	23.5	10.5	28
鋳 物	AC4C (356)	T6	7.0	0.5	0.2	0.3	0.3	0.3		27.0	19.0	5
	AC4C (A356)	T61	****							29.0	21.0	10
	AC7A (514)	F	0.3	0.4	0.1	0.6	4.5	0.1		17.5	8.5	9

表9 ホイール用アルミニウム合金の主要化学成分と機械的性質

表10 アルミホイール材質と製造方式

種類	形 式	部 位	製造方式	材 質 ¹⁾					
展伸材	1ピース		鍛 造	6061-T6					
	2 ピース	y r	板成形	5052-0, 5154-0, 5454-0, 5083-0, 5086-0, 6061-T6, GK28-0					
		ディスク	板成形	5154-0, 5454-0, GK28-0					
			鍛 造	5083-0, 6061-T6					
			鋳 造	AC4C(356, A356)-T6, AC7A(514)-F, 6061-T6					
	3ピース	ηL	板成形	5052-0, 5154-0, 5083-0, 5086-0, 6061-T6, GK28-0					
		ディスク	板成形	5154-0, 5054-0, GK28-0					
			鍛 造	5083-0, 6061-T6					
			鋳 造	AC4C(356, A356)-T6, AC7A(514)-F, 6061-T6					
鋳 物	1ピース	1ピース	金型鋳造	AC4C(356, A356)-T6, AC4C(356)-F					
			低圧力鋳造	AC4C(356, A356)-T6, AC4C(356)-F, AC7A(514)-F					
			溶湯鍛造	AC4C(356, A356)-T6					

注(1) 合金番号及び記号は JIS 規格によるが, 鋳造合金 AC4C, AC7A については())内に AA 規格を示した。

3.4 熱交換器

自動車に使用される熱交換器にはカークーラ(コンデン サ, エバポレータ)オイルクーラ, ラジエータ, カーヒー タ等がある。この中で, コンデンサ, エバポレータおよび 空冷式オイルクーラはほぼ 100% アルミ化されており, 現 在, 最も多量のアルミニウム展伸材が使用されている自動 車部品である。また, ラジェータとカーヒータのアルミ化 も着実に進行している。

自動車用熱交換器に要求される特性は、熱交換性能,耐 食性等である。これらの特性を勘案してこれまで多くの構 造,形式が開発され、それぞれの用途に応じて実用化され てきた¹¹¹。表11に熱交換器の形式および使用される材料の 一例を示す。熱交換器の製造ではフィンと管,管とエンド プレート,エンドプレートとタンク等の接合があるため接 合技術の開発と最適接合方法の選択が重要になる。現在, 最も多く用いられているのはろう付法(フラックス法,真

電も多く用いられているのはろう付法(フラックス法,具 空法,不活性ガス法)と機械拡管法で,表12に接合法から みた熱交換器製造法の分類を示す。ろう付法の場合フィレ ットとチューブの電位差に起因する電食を防止する12)こと が最大の課題となっている。フラックスろう付では、フラ ックス中に含まれる ZnCl2 による亜鉛拡散層が犠牲陽極と して作用するため耐食性の向上が期待できるが残存フラッ クスの完全洗浄が不可欠であり,価格,作業環境の悪化な どの欠点もある。いっぽう,真空ろう付ではフィン材とし て犠牲陽極材を使用することが望ましく、当社ではAl-Sn 系合金を芯材としたブレージングシートをフィン材として 開発した(商品名:W31C)。この合金は耐食性に優れ,信 頼性の高い熱交換器の製造に貢献している。また,フラッ クスレスろう付法として西独VAW社が開発したVAWプロ セス13)があり、ベアー社がラジェータの製造に採用してい る。本プロセスは当社が技術導入を行い、材料の開発、改 良も含めて我が国でも実用化の段階に来ている。これに関 しては本誌13)にも報告されているので省略する。

		接合法	形式	使用アルミニウム材料				
品名	チューブ			フィン				
カーエアコン・ コンデンサ		フラックスろう付法	コルゲート・フィン	1050	4343-3003-4343			
	コン・	フラックスレスろう付法	コルゲート・フィン	1050	4000系-3003-4000系			
	ンデンサ	反応はんだ付法	コルゲート・フィン	1050	1050, 3003			
		切削法	フィン・チューブ	1050				
カーエアコン・ エバポレータ		コニッカフレフスらけた	コルゲート・フィン	1050	4000系-3003-4000系			
	フラックスレスろう特法	ドローン・カップ	4000系-3003-4000系 (ドローン・カップ)	1050, 3003				
	ポレータ	拡 管 法	クロス・フィン	1050, 3003	1050, 7072			
		切 削 法	フィン・チューブ	1050				
オイルクーラ	コラックフレフスら付法	ドローン・カップ	4000系-3003-4000系	3003				
	· · · ·	7799770797114	フィンアンドプレート	(ドローン・カップ) (または プレート)	5005			
ラジエータおよび ヒーターコア		フラックスろう付法	コルゲート・フィン	7072-3003	4343-3003-4343			
	フラックスレスろう付法	コルゲート・フィン	7072-3003-4000系	6951,7000系				
	タおよび ターコア	市 签 注	4 H 7 . 7 . 1	3003	1050			
		14 邑 亿	9 EX · 7 4 2	3203-4000系	6951			
	シーム溶接	アイソストレスチューブ	7072-3003-7072					

表11 自動車用熱交換器の形式および使用材料の一例

表12 自動車用熱交換器の製造法(主として接合法)の分類

1000 A	一冶金的接合-		う付	† 法――フラックス― ろう付	
1001100400000					―調整雰囲気ろう付――――Alcoa 393 法, Alcan Nocolok 法
and a second				-フラックスレ	ス―――真空ろう付――――GE法, 低真空キャリア法
				ろう付	—不活性ガス雰囲気ろう付——VAW法, Borg Warner 法, KD 206 法
		-は/	んだ作	寸法――反応はんだ付	—————————————————————————————————————
•		—溶	接	法シーム溶接	
	一機械的接合-	拡	管	法	
		一切	削	法	
		一接	着	法	Covrad 法
4. おわりに

欧米および我が国における自動車のアルミ化の現状と技 術的課題について概説した。アメリカでは、自動車のアル ミ化は従来の軽量代替材料という役割からアルミニウムの もつ本来の特性を生かした用途開発が始まりつつある。す なわち、自動車のアルミ化は新しい段階、第二段階に達し たものと考えられる。我が国でも自動車の軽量化、アルミ 化は着実に進行しているが、アルミニウム展伸材の利用は まだアメリカにはおよばない。ラジェータやボディパネル、 バンパ等への適用は増加すると考えられるが、軽量化以外 の特性を部品毎のニーズにいかに応じていくかという事も 今後の課題の一つであろう。

文 献

 G. A. Butz, R. L. LaBarge: Vehicle Weight Reduction by Intensive use of Aluminum in a 1979 Oldsmobile Omega, Oct. 27 (1981).

- The Aluminum Association: Aluminum parts on 1982 Cars.
- 3) 軽金属協会:資料No. 5530, フランスの自動車とアルミニウムの利用,(1980-2).
- 4) 軽金属協会:自動車アルミ化技術ガイド 材料編(1981).
- 5) 宇野照生, 馬場義雄: 本誌, 21 (1980), 32.
- 6) 斉藤 寬:本誌, 21, (1980), 148.
- 7) Yoshihumi Hasegawa:本誌, 20 (1979), 76.
- 8) 軽金属協会:自動車用アルミニウム合金の耐食性調査(1981),
- 9) 馬場義雄, 西村嘉彦, 宇野照生:本誌, 22 (1981), 26.
- 10) Sazuku Nakamura, Masao Ito, Yoshio Takeshima:本誌, 21 (1980), 64.
- 11) 福井利安, 竹内勝治:本誌, 21 (1980), 271.
- 12) 福井利安,入江 宏,池田 洋,田部善一:本誌, 21 (1980), 114.
- 福井利安,入江 宏,種田充紘,杉山禎彦:本誌,21 (1980), 76.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-265)

技術資料

静水圧押出法によるアルミニウム―銅 トランジション・ピースについて

佐野秀男*家田詔夫**

On the Properties of Aluminium-Copper Transition-Piece Manufactured by Hydrostatic Extrusion Press

by Hideo Sano and Tsuguo Ieda

住友軽金属工業株式会社技術研究所

静水圧押出法によるアルミニウム―銅 トランジション・ピースについて

佐野秀男*家田詔夫**

On the Properties of Aluminium-Copper Transition-Piece Manufactured by Hydrostatic Extrusion Press

by Hideo Sano and Tsuguo Ieda

1. はじめに

冷蔵庫や家庭用クーラー等のアルミニウム製エバポレー タの冷媒管と銅配管を接続するトランジション・ピースは Al-Cuの二重管で,一般に爆着・引抜・旋削の工程により 製造されている。

最近,静水圧押出法による複合材料の製造が報告¹¹ され ているが,本法による二重管は長手方向の断面比率が安定 し,かつ冷間押出加工なので,接合界面に合金層が存在し ない等の優れた特性がある。その反面,外側材料の変形抵 抗が内側材料のそれよりも小さい場合には,引張破断や波 うち現象が発生して安定した押出が困難である²¹。

著者らは数年来静水圧押出法の研究を行ってきた³⁾が, 本報は外側が3203合金,内側がりん脱酸銅の二重管を検討 し,トランジション・ピースとして優れた特性をもつもの を得たので報告する。

2. 供試材 及び 実験方法

供試材は外側材料がA3203 アルミニウム合金,内側材料 がりん脱酸銅 (C1220)で,その化学成分を表1に示す。押 出用ビレットは図1に示すように外径 100mm,内径 23mm とし,りん脱酸銅に対するアルミニウムの比率をビレット 断面平行部で72.3,71.2 及び76.2%の3条件を選んだ。な

		ſ	Ł	学	成		分	(w	t %)	
<u>13.</u> 217	Р	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
銅 C 1220	0.02	99.91								A.100.00
アルミニウム A3203		0.01	0.09	0.49	1.17	0.01	0.00	0.00	0.002	残

表1 化学成分

*技術研究所

**名古屋製造所 管棒製造部

お, A3203 合金は 10%NaOH 液 (70℃), りん脱酸銅は 4%CrO₃+0.5%H₂SO₄ 液 (室温) でそれぞれ洗浄してから 嵌合した。

静水圧押出機は従来と同じく³⁹ 容量 1,600 Ton のものを 使用し,冷間押出でラム速度 20 mm/sec, 押出管は外径 30 mm, 内径 20 mm とした。従って,押出比は 18.9, 管 の押出速度は 378 mm/sec となる。

押出管は表2に示す引抜き工程を経て ϕ 8.2mm×t1.78 mm(継手 No.1), ϕ 8.8 mm×t1.48 mm(継手 No.2)及び ϕ 7.0 mm×t2.10 mm(継手No.3)の寸法とし、引抜きの ままのものと、200℃、300℃、及び400℃で各1 hr. 焼な ましたものを図2に示す形状に成形してトランジション・ ピースとした。トランジション・ピースの外観を図3に示 す。

これら3種類の供試材についてトランジション・ピース として必要な性能を検討するため,接合界面の顕微鏡組織, EPMA分析及び硬さ分布,Heガス洩れ,せん断,偏平, 落槌,曲げの各試験を行った。



					(埠位mm)
台 金	嵌合公差	ビレット No.	А	В	アルミニウム 断面比率(%)
A 3203	φB ^{+0.05}	1	64.8	56.4	72.3
C 1220	ϕB^{+0} .05	2	65.0	57.2	71.2
		3	60.9	52.9	76.2

図1 ビレット形状及び 寸法

継	手番号		号	No. 1	No. 2	No. 3
押 出	管 寸	法	(mm)	(外径)(内径)(肉厚) Ø 30.0 × Ø 20.0 × t 5.0	 (外径)(内径)(肉厚) \$\phi 30.0 × \$\phi 20.0 × t 5.0 	(外径)(内径)(肉厚) ∮30.0×∮20.0×t5.0
引 抜	管 寸	法	(mm)	ϕ 8.2 $ imes$ ϕ 4.65 $ imes$ t 1.78	ϕ 8.8× ϕ 5.85 × t 1.48	ϕ 7.0 \times ϕ 2.8 \times t2.1
総力	р II	度	(%)	90.9	91.4	91.8
引 抜	き回	数		10	11	11

表2 引抜き条件



図2 トランジション・ピースの形状及び寸法

3. 実験結果

3.1 接合界面の観察

各供試材の Al-Cu 接合界面の顕微鏡写真を図4に示す。 引抜き加工のままでは接合界面に合金層が見受けられない が、焼なましすると合金層が生成し、その厚さは焼なまし 温度の上昇と共に大きくなる。 $200^{\circ} \times 1hr. \circ 0.5 \mu$, $300^{\circ} \circ 1.0 \mu$, $400^{\circ} \circ 8.8 \mu \circ so to .5$

焼なまし材の接合界面の EPMA 分析結果を 図5 に示す。 焼なまし温度が高くなると,接合界面における Al・Cu 分 析線の傾きが緩やかになり,合金層の生成を裏付けている。 各焼なまし材の接合界面近傍のビッカース硬さ分布を図



6に示す。また、400℃×1 hr.焼なまし材の界面の硬さは
表3のようであった。引抜加工のままでは Hv=105,200
℃焼なまし材ではHv=90 程度が界面中央の硬さであるが、
300℃焼なまし材は Hv=102,400℃ 焼なまし材では Hv=
894 と急激に上昇している。

なお、本実験では調査しなかったが、焼なましにより生成された合金層は次のように言われている⁴⁰。 すなわち、一般的に高純度銅とアルミニウムの反応性拡散は 150°C で始まり、化合物 Cu₂Al を形成し、350°C になると CuAl₂ - Cu₉Al₄ の 2 層、400°C ではこの 2 層の中間に CuAl 層がある、と。



図4 各供試材 Al-Cu 接合界面顕微鏡写真(継手 No. 1, 研磨のまま)

住友軽金属技報

April 1983



図5 焼なまし材の Al-Cu 接合界面線分析



図6 各焼なまし材の硬さ分布



合 金 屑 種 類	3203合金側	中 央 部	りん脱酸銅側
ビッカース硬さ	612	894	724

3.2 He ガス洩れ試験

ガス洩れ試験は He ガスを用いて図2に示した3種類の 継手について加工のままが試料数 n=100, 各焼なまし材 が n=5とし,真空度 1×10^{-s}Torr, He ガス放射時間 15 ~30sec,感度 2.2×10^{-7} Torr· ℓ /sec の条件で試験した。試 験方法を図7に示すが,全供試材に洩れは発生しなかった。



図7 He ガス洩れ試験装置

3.3 機械的試験

(1) せん断試験 Al-Cu 接合界面のせん断強度は図8に示す要領で測定した。

試験結果は加工のまま、各焼なまし材(各n=5)とも すべて Al 部で座屈し、接合界面のはく離は認められなか った。代表例として継手 No.1(加工のまま)の試験前後の 外観写真を図9に示す。Al 部座屈時の応力は \overline{x} =4.64 kg/ mm²,(σ =0.25 kg/mm²)であった。



図8 せん断試験方法



洩れ指示メーター

(2) 偏平試験 Al-Cu界面の接合状態を調査するため, 各供試材から二重管部(長さは図2のC参照)を採取し, 偏平面板間が供試材外径の½となるまで荷重を加えた。 各供試材(n=5)とも界面のはく離が認められなかった。 ただ,加工のままのものは外側材(Al)にき裂が発生した ので参考までに図10に示す。



 試験前
 試験後

 図10 偏平試験材の端面写真(継手 No. 1, 加工のまま)

(3) 落槌試験 接合界面耐衝撃はく離性を調査するため、Al部・二重管部・Cu部の長さをそれぞれ15mm、35mm、15mmに成形した供試材の中央部に、図11のように200mmの高さから重量5kgの鉄ブロックを2回落下させた。

試験後の外観を図12,変形率を表4に示す。 各供試材について試験後の接合界面の顕微鏡写真を図13



表 4	落槌試験変形結果	(継手 No.	1)
-----	----------	---------	----

焼なまし条件	加工のまま	200°C×1hr	300℃×1hr	400℃×1hr
落槌前の外形 D (mm)	8.20	8.20	8.20	8.20
落槌後の外径 d (mm)	5.68	5.10	4.49	4.19
変形率 <u>D-d</u> ×100 (%)	30.7	37.8	45.2	48.9

に示す。いずれも界面はく離はなかったが, 400℃ 焼なま し材では界面 b, c 部(図11参照)にき裂が認められた。

なお, 3.2項の場合と同様にガス洩れ試験を行ったが, いずれも洩れは発生しなかった。

(4) 曲げ試験 使用条件で曲げ加工等を受けることが あるので、トランジション・ピースに成形前の二重管を用 いて90℃曲げ試験(内側半径は供試材外径の½)を行った。

加工のまま,及び200℃焼なまし材は曲げ角度が90℃に 達する前に割れを生じたが,300℃以上の焼なまし材は異 常なかった。

曲げ試験後の接合界面の顕微鏡写真を図14に示す。加工 のまま,及び200℃焼なまし材はAl部,Cu部共に曲げに よる割れが認められるが,接合界面ははく離していない。 400℃焼なまし材は接合界面の合金層にき裂が認められた が,300℃焼なまし材は異常なかった。従って,300℃×1hr. の焼なましが最適と判断される。



図11 落 槌 試 験 方 法



図13 落槌試験後の Al-Cu 接合界面顕微鏡写真 (継手 No. 1, 研磨のまま, ×100×½)



図14 曲げ試験後における Al-Cu 接合界面顕微鏡写真(継手 No.1 研磨のまま,×100×½)

4. おわりに

静水圧押出法により製造した外側が 3203 合金, 内側が りん脱酸銅の二重管はトランジション・ピース用として以 下の優れた特性をもっている。

1) 静水圧押出は冷間加工であるため合金層の生成が見 受けられず、Al-Cu 接合界面の状態も良好である。焼なま しすると合金層が生成し、その厚さは 200℃×1hr.で 0.5 μ , 300℃×1hr.で 1.0 μ , 400℃×1 hr.で 8.8 μ である。

2) 成形されたトランジョン・ピースはせん断, 偏平, 落槌の各試験においていずれも Al-Cu 接合界面でのはく 離が全く無く, He ガス洩れ試験にもすべて合格した。 3) 曲げ試験の結果等より判定すると, 300℃ 焼なまし 材が実用に適していよう。

なお,静水圧押出によるため,二重管の長手方向におけ るアルミニウムと銅の断面比率が安定し,かつ長尺管も製 造できるという利点がある。

文 献

- 1) 清藤雅宏, 参木貞彦: 塑性と加工, 21 (1980), 942.
- 山口喜弘, 野口昌考, 松下富春, 西原正夫: 塑性と加工, 15 (1974), 723.
- 3) 家田詔夫, 佐野秀男:本誌, 23 (1982), 93.
- 4) 馬場, 石谷, 山浦:メタルと火薬, No. 13 (昭47-3月), 18.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-266)

技術資料

PEX床暖房システム

荒内 岑也* 鈴木敏 夫**

Wirsbo PEX® Under Floor Heating System

by Mineya Arauchi and Toshio Suzuki

住友軽金属工業株式会社技術研究所

PEX床暖房システム

荒内 岑 也* 鈴木 敏 夫**

Wirsbo PEX[®] Under Floor Heating System

by Mineya Arauchi and Toshio Suzuki

1. はじめに

最近,省エネルギー型で,しかも快適性にすぐれた温水 式床暖房の伸びが大きくなると共に,その配管材料も銅管 に代って各種プラスチック管の比率が増加するなど,材料 に対するニーズが多様化して来た。

当社では、先に銅管を用いた床暖房パネルシステム「ほのぼの」を開発した¹¹が、上述の情勢にかんがみ欧米各国 を含め温水配管材料の総合調査を行った。その結果、プラ スチック管の中では架橋ポリエチレン管(商品名:Wirsbo PEX[®])が最適との結論に達した。ここではWirsbo PEX[®] (略称 PEX) およびそれを使った「PEX 床暖房システム」 を紹介する。

なお,本報では, PEX 関係のカタログおよび施工標準 に記載されている事項については,重複をさけるためでき るだけ割愛した。

2. PEX 床暖房システムの特長

(1) 10 年以上使用され,現在,欧州で年間 3000万m 販売されている信頼性に裏付けされた製品である。

(2) 配管材料のみでなく,長年の経験により開発された システム部材はもちろん,施工コストを下げるために工具 類に至るまで完備されている。

(3) 軽量で冷間曲げが容易であり、特に継目なし長尺施 工性にすぐれ、コンクリート埋込配管として理想的である。

(4) 無害で耐久性にすぐれており,欧州では給水・給湯 用として認可されている国が多く,この分野でもすでに実 用化された段階にある。

3. 架橋ポリエチレン管の製造法

3.1 ポリエチレンの架橋方法

ポリエチレンの架橋方法には,2種類の方法が考えられる。放射線あるいは電子線をポリエチレン成形品の外部から照射する方法と,有機過酸化物を加熱して架橋反応させ

*伸銅品部

**技術研究所

る方法がある。前者は成形品が複雑な形態である場合には, 架橋が均等に起こらない欠点を持っている。そのため,パ イプ状製品の製造には,この方法は不適当であると考えら れている。従って,ここでは後者の化学的架橋方法につい て概要を示す。

ポリエチレンの架橋剤として使用可能な有機過酸物の例

- と、その構造式を次に示す。
- (1) DCP (Dicumyl peroxide)



(2) P-14 (1,3-bis(t-butyl peroxy iso-propyl) benzene)

$$\begin{array}{cccc} CH_3 & CH_3 & CH_3 & CH_3 \\ | & | & | & | \\ H_3C - C - OO - C - Ph - C - OO - C - CH_3 \\ | & | & | \\ CH_3 & CH_3 & CH_3 & CH_3 \end{array}$$

(3) AD (2,5-dimethy1-2,5-di (t-buty1 perox**y)** hexane)

$$\begin{array}{cccc} CH_3 & CH_3 & CH_3 & CH_3 \\ | & | & | \\ H_3C - C - OO - C - CH_2 - CH_2 - C - OO - C - CH_3 \\ | & | \\ CH_3 & CH_3 & CH_3 & CH_3 \end{array}$$

架橋ポリエチレンは、ポリエチレン100 重量部に対し、 これら架橋剤を0.5 重量部程度の割合で混合した後、その 樹脂を成形、加熱することにより得られる。架橋反応は架 橋剤の熱分解によって生じたアシルラジカル(RO・)が、 ポリエチレンから水素を引抜くことによって進行する。

 $\cdots - CH_2 - CH_2 - CH_2 - CH_2 - \cdots + RO \cdot \rightarrow \cdots CH_2 - CH_2 - \dot{C}H - CH_2 - \cdots + ROH$

 $2 (\dots CH_2 - CH_2 - CH_2 - CH_2 - CH_2 \dots) \rightarrow | \\ \dots CH_2 - CH_2 - CH_2 - CH_2 \dots + CH_2 - CH_2 - CH_2 - CH_2 \dots + CH_2 - CH_2 - CH_2 \dots + CH_2 - CH_2 \dots + CH_2 - CH_2 \dots + CH_2 - CH_2 - CH_2 - CH_2 \dots + CH_2 - CH_2 - CH_2 \dots + CH_2 - CH_2 - CH_2 \dots + CH_2 - CH_2 - CH_2 - CH_2 \dots + CH_2 - C$

樹脂の加熱の方法には、成形品を熱線、あるいは高圧蒸 気等の熱媒体によって外部から加熱する方法と、樹脂を剪 断力によって内部発熱させる方法の2種類がある。電力ケ ーブルの絶縁層として架橋ポリエチレンを用いる場合は主 に前者が、パイプの製造プロセスとしては後者が主に採用 されている²¹。後者は、更に次の2種類に大別できる。

(1) エンゲルプロセス³⁾⁴⁾

ラムをピストン運動させて樹脂に衝撃を加え,さらにオ リフィスを通過するときの剪断力によって樹脂を内部発熱 させ,架橋反応を起こさせる。

(2) 剪断ヘッドプロセス5)

スクリュー押出機を直列に2台連結して2段目のスクリ ューを高速回転,あるいは成形ヘッドを高速回転させるこ とによって,樹脂を内部発熱させて架橋反応を起こさせる。

上述した方法以外では、シラン架橋プロセスと呼ぶ方法が 最近注目を浴びている。これは、Silylated Ethylen Copolymer を架橋剤として、水または水蒸気の雰囲気で架橋 反応を起こさせるものである。将来は非常に有望な方法と いえるが、材料コストなどの点から現状では問題が残って いる⁶⁰。

3.2 Wirsbo PEX 管製造プロセスの特長

Wirsbo PEX 管は, エンゲルプロセス によって製造されており, その特長を以下に示す。

(1) 2,000 kg/cm² 以上の高圧を加えるために架橋剤の分 散性が非常に良く,架橋反応が均一に起こる。その反面, 急激な剪断力のため,一般的にはポリエチレンの分子鎖が 切断され,老化特性が促進され易いので,この点を改良し てある。

(2) 架橋剤の混練、樹脂の押出・架橋が同一の装置で行われ、しかも、成形ダイから押出された時点で、樹脂はすでに架橋されているために十分な耐熱性を持っており、特別な冷却装置を必要としない。

(3) 一般的に製造速度は遅いが,その反面,1ラインでの,少量多品種の製造には適している。これらの点において,エンゲルプロセスは前述の剪断ヘッドプロセスとは異なる。

4. 架橋ポリエチレンの特徴

4.1 一般的特徵

架橋ボリエチレンは,未架橋ポリエチレンと比較して,次に示す特長を持っている。

(1) 耐熱変形性の向上 (200℃ でも変形流動しない固体 状態を保つことができる)。

(2) 耐ストレスクラッキング性,クリープ特性,及び耐 摩耗性の向上。

(3) 耐薬品性の向上。

(4) 着色性の向上(結晶化度が低下するために,染料の分散性が向上し,光の散乱が減少する)。

(5) 熱融着ができない。

(6) 架橋工程時に発生するラジカルにより,添加されている劣化防止剤の一部が消費され,より多く必要となる。

4.2 Wirsbo PEX 管の特性

前項で述べた一般的性能の調査結果を市販の同等あるい は類似用途の製品と比較して表1及び表2に示す。

5. PEX 床暖房システムの設計

温水式床暖房システムの設計については,各種の計算式 が提案されており,当社でもこれらの方式を含めたコンピ ュータによるシミュレーションや,実証研究を実施中であ るが,ここではシステム設計の一例についてのべる。

5.1 床構造

床構造の一例を,図1に示す。

コンクリート床の場合は, 管の被り厚さは 30~60 mm がよく, 配管ピッチPは寒冷地の場合 150~200mm, 関東 以西では 200~300 mm が一般的である。

木造の場合は,根太間隔等の関係で配管ピッチの制限を 受けるが,一般的には150 mm 前後が多く,また熱伝導を よくし床面温度を均一にするため,アルミニウム製の熱放 射板を用いる工法が開発されている。





5.2 設計計算

5.2.1 暖房負荷と UMRT (非加熱面平均ふく射温度)

建物の断熱構造と室内外温度の設定により,通常の方法 で負荷計算を行う。ただし, PEX 床暖房はふく射を主と するので,床放熱量の算出(5.2.3 項参照)には UMRT の 計算((1)式参照)が必要である。

5.2.2 効果温度と床面温度

人体の暖房感を左右する効果温度teは,住宅・事務所等 では te=18~20℃とし,(3)式により平均ふく射温度 tm を 求める。

73

表1	各種プラ	ラスチッ	,ク管の短期性能調査
----	------	------	------------

122	1		-	THE FA / IL	Wirsbo		他社プラスチック管							(2) 明末招放上甘灌
項				試 願 余 什	PEX 管	A	4	В		C	;	I)) 理規格C
	呼	形	东		12× 2	17>	< 2	26×	2	27 imes	2.1	15.88	×1.57	
寸 法	外	径	E		12.0~12.3	16.9~	~17.2	26.1~	26.8	26.3~	-28.5	15.9~	-16.25	±1.5% (JISK6762)
(mm)	肉	ļ	Į		2.05~2.10	1.90~	~2.10	2.35~	2.71	1.97~	-2.06	1.65	~1.70	±10% (")
	コイル	外征	¥		700	7(00	150	00	19	00	7(00	
리 미터 수사용수	引張強さ	(k	g/cm²)	200 mm/min	230, 191, 204	204, 17	71, 183	231, 19	5, 209	259,	239	260,	212	>200
与旧世武映	伸び	(1)	(%)	200 11111/11111	175, 175A 240B	188, 105 B	130A,	152, 15	0, 215	108,	80	138,	35 B	(JISK6762)
	25 kg/cr の外径	n² 時	(mm)		12.25	17	.65	27	.40	28	.00	16	5.60	(JISK6762)
水田対験	30 kg/cm	n² ″	(mm)		12.35	17	.80	27	.80	28	.30	16	5.90	
小丘武映	破壞圧力	(k	g/cm²)		100	5	60	3	5	3	7	5	50	
	破壊時フ プストレ	(k	(g/cm²)		243	1	88	16	5	23	33	2	15	
赤明内に	き裂の目視 引張強さ((kg/cm ²)				き裂なし	同	左	同	左	同	左	同	左	割れ, 欠点な
一次回り正クリープ			(g/cm²)	内圧:6kg/cm² 80℃, 24hr	209	18	36	20	0	24	9	2	64	きてと
試験	伸び	1	(%)		265 B	13	80 B	8	0A	5	5A		85C	(JISK6762)
凍	結	£	験	水-33℃, 10サイクル	割れず	同	左	同	左	同	左	向	左	
灰		分	(%)	700∼800°C	0.017	0.	020	0.	550	0.	052	0.	.048	>0.07 (JISK6762)
	KMnO4 消	肖貨量	t (ppm)		0.61	3.	.99	3.	07	1.	53	0.	.92	>2 (JISK6762)
溶解試験	濁	度		2.0ppm Cl₂含有水 20℃,24 hr	0.5 以下	同	左	同	左	同	左	同	左	>0.5 (JISK6762)
	残留塩素	咸少量	≩(ppm)		0.4	0	.3	1.	0	1	.1	0	.9	>1 (JISK6762)
KM O₄消	費量(ppm	,塩素	(含まず)	$100^{\circ}C \times 30 \min$	0.90	3.	.00	7.	19	3.	89	3.	.89	
劣	化	式	験	150℃, 50~60hr	良	ļ	良	全面微	小溶解	完全	溶解	完全	溶解	
寸法変化	試験 長	き変付	化率(%)	120°C, 30 min	$1.53 \\ (1.08 \sim 1.68)$	$(1.31)^{1}$.79 ~2.39)	$2.$ (2.47 \sim	61 ~2.72)	1.(1.40)	49 ~1.57)	(1.46)	.53 ~1.63)	>2 (Wirsbo)
	亀裂の目	視		50 ppm	亀裂なし	同	左	同	左	同	左	同	左	(JISK6301)
オ ゾ ン 劣化試験	引張強	ð (l	(g/cm²)	(1) 平 0.6D) 40℃	186	17	72	19	3	23	35	24	42	
	伸	び	(%)	96 hr	255 B	13	30 A	13	5B	6	50 B	8	85 B	

(1) 伸びの記号Aは中央部, Bは端部での破断を示す。

(2) JIS K 6062: 水道用ポリエチレン管
 JIS K 6301: 加硫ゴム物理試験方法

Wirsbo ; Wirsbo 社内検査基準

(3) 偏平量と伸び

		Wirsbo	1	5		
		PEX 管	A	В	С	D
0 00 + 7	実測偏平	0.60D	0.60D	0.60D	0.60D	0.60D
0.0D £ C	伸び(%)	15.4	9.8	7.5	5.5	8.7
0 00 + -	実測偏平	0.33D	0.30D	0.38D	0.32D	0.30D
0.3D & C	伸び(%)	68.4	45.2	20.5	20.0	34.4

		Land	5.5 FA /2	//-	Wirsbo	他社プラスチック管				
坝	l	E	試 厥 宋	14-	PEX 管	А	В	С	D	関連規格と基準
高温	暴	露 試 験	95℃, 3⊅	,月	良	良	良	良	良	
耐酸枯酮酶	外	観			わずかに鉄錆	ウォーター スポット	ウォーター スポット	ウォーター スポット		
(サンシャイン)	3 3	脹 強 さ(kg/cm²)	484 hr		209	185	205	259		
(ウエザー)	伸	び (%)			$155\mathrm{B}$	160 B	230 A	80 C		(JISK6774)
屋外	暴露	試 験 外 観	3 か月		変色, ヒビ割れなし	同左	同左	同左	同 左	
		亀裂の目視	(偏平) (線手)	0.6D)	割れず	同左	同左	同左	同左	
	85°C	引張強さ(kg/cm _z)	水道水		206	175	208	221	237	
		伸び(%)	30⊟		255 B	110B	130 B	15C	45B	
		亀裂の目視	(偏平 (継手	0.6D	割れず	同左	同左	同左	同左	
浸渍試験	95℃	引張強さ(kg/cm²)	水道水	,	210	184	204	219	235	-
		伸び(%)	30日		175A	135A	275 B	25 B	40 C	-
		亀裂の目視	(偏平 (継手	0.6D)	割れず	同左	同左	同左	同 左	
	105°C	引張強さ(kg/cm²)	水道水	,	212	190	207	202	223	-
		伸び(%)	30日		195 A	180 A	265 B	25 C	50 B	
	漏れ	の有無(継手含む)			漏れなし	同左	同左	同左	同左	
通湯試験	引册	長強さ(kgf/cm ²)	20日間	20日間		197	200	250	251	-
	伸	び (%)	95 C		230 B	155 A	60 B	65 B	75 C	-
	ノニル エチレ	レフェニルポリオキシ レンエーテル	$10\%, 50^{\circ}C(m)$ 168 hr	平 ,0.6D/	割れず	同左	同左	同左	同左	(JISK6774)
THI LAT THE ALS	Igep	oal 1%	95℃, 30日(//)	割れず	同左	同左	同左	同左	(ASTM)
康 克応刀	Igep	oal 10%	" (")	割れず	同左	同左	同左	同左	(")
电波动脉	クレ	オート油(1+100)	168 hr (")	割れず	同左	同左	同左	同左	-
	殺虫	日剤ケミゾール	168 hr (")	割れず	同左	同左	同 左	同左	
	5	% HC1	40日		変化なし	変化なし	変化なし	変化なし		
	5	% СН₃СООН	"		"	"	"	"		
	5	% NaOH	"		"	"	"	"		~
晒薬品性 試験	5	% NH3	11		"	"	"	"		
(\mathbf{I})	7	% NaClO	11		"	"	"	"		-
	7	マレモン	11		"	"	"	"		-
	ソ	- z	11		11	"	"	"		n
	L	ょう 油	11		"	"	"	"		
	5%	引張強さ(kg/cm²)	11		201	180	198	235		n Manhada (1997) (1997)
	HCI	伸び(%)	11		135 B	145B	245 B	45B	A	
耐薬品性 試驗	5%	引張強さ(kg/cm²)	"		196	177	200	245		
(1)	NaOH	伸び(%)	"		100 B	165B	120 B	87 C		-
	7%	引張強さ(kg/cm²)	"		198	173	203	237		
	NaClO	曲 75 (96)	11		185 P	1450	160 P	05.0		-

表2 各種プラスチック管の長期性能調査

(注) JIS K 6774 : 都市ガス用ポリエチレン管

び

(%)

"

伸

185 B

145 B

 $160\,\mathrm{B}$

95 C

$$t_e = 0.58 t_r + 0.48 t_m - 2.2$$
(3)

更に,(4)式により床面温度t,を設定するが,一般には 24~32℃とすることが多いようである。

5.2.3 床上方への全放熱量 q

対流による放熱量 qc, ふく射による放熱量 qr をそれぞれ (5) 式および (6) 式から求める。

$$q_{c} = 1.87 \quad (t_{p} - t_{r})^{1.31} \qquad \dots \dots \dots (5)$$

$$q_{r} = 4.3 \left\{ \left(\frac{t_{p} + 273}{100} \right)^{4} - \left(\frac{t_{m}' + 273}{100} \right)^{4} \right\} \quad \dots \dots \dots (6)$$

床上方への全放熱量 q は (7) 式により求める。

ただし, A_P·qが前述 (5.2.1項)の暖房負荷より大きい かどうかチェックすることが必要である。

5.2.4 PEX 管表面温度 tps

 $t_{ps} = t_p + R \cdot q$

PEX 管上部の床内面熱抵抗 Rの計算には, 熱伝導の距離を埋込コンクリートの管直上と ピッチの ½ 位置との平均値で近似する事が多い。

5.2.5 床下への放熱ロス qd

 $\mathbf{q}_{\mathbf{d}} = \frac{1}{\mathbf{R}'} (\mathbf{t}_{p \, s} - \mathbf{t}_{\mathbf{d}}) \qquad \dots \dots \dots (9)$

省エネルギーの見地より放熱ロスは20%以下になるよう に断熱材を使用することが望ましい。

5.2.6 所要温水温度

簡便法としては、管表面温度 t_{ps} に $0.5 \sim 1 C$ を加えるが PEX は銅等の金属に比較して熱伝導率が小さいので (0) 式 で計算する。

$$t_{wm} = -\frac{1}{2\pi \times 0.33} (q+q_d) Pln\left(\frac{r_a}{r_1}\right) + tps \quad \cdots \cdots (0)$$

また, 流速 u を 0.5~1 (m/sec) に設定して (11) 式により 温水出入口温度差 ⊿tw を算出する。温水温度は 50℃ 前後 が望ましい。

.....

~ 記

唇.

A; 室内非加熱面積, m² A_p; 加熱面の表面積, m² K; 非加熱面の熱貫流率, kcal/m²h℃ L; PEX 管の長さ (1ループ), m P; PEX 管の配管ピッチ, m △P; 損失水頭 (PEX 直管), m H₂O q; 床上への全放熱量, kcal/m²h℃ qc; 床上への対流放熱量, kcai/m²h℃ qd; 床下への放熱ロス, kcal/m²h℃ qr; 床上へのふく射放熱量, kcal/m²h℃ R; PEX 管上部の床内面熱抵抗, m²h℃/kcal R'; PEX 管下部の熱抵抗, m²h℃/kcal rı; PEX 管の内径, m r2; PEX 管の外径, m

5.2.7 温水流量Vと損失水頭 AP

$$\mathbf{V} = \pi \left(\frac{\mathbf{r}_1}{2}\right)^2 \mathbf{u} \times 6 \times 10^4 \qquad \cdots \cdots \cdots (12)$$

PEX の損失水頭については 線図も準備されているが,
(1) 式による場合はC=150とする。

5.2.8 ポンプ・ボイラー等の選定

PEX の分岐回路は出入口温度差や損失水頭の見地から 120 m 以下として所要ループ数を決定し,またバルブ等の 損失水頭を考慮してポンプ仕様を選定する。更に熱源の出 力の決定には立ち上り時の予熱負荷を考慮することはもち ろんである。

6. PEX 床暖房システムの施工法

詳細な施工標準が別に用意されているので, ここではコ ンクリート床に埋設する法についての項目と留意事項につ いて簡単にのべる。

6.1 専用工具

カッター,結束工具。

6.2 配管材料とシステム部品

- PEX 管(標準品)
 外径 20mm, 内径 16mm, 長さ 120m
 コイル径約1m, 重量約14 kg/コイル
- (2) 接合部品
 マニホールド (分岐口 1, 2, 3)
 ソケット, エルボ, チーズ
- (3) その他 自動エア抜きキャップ,コーナ固定金具,結束線。
 - ta; 床下空気又は土中温度, °C te; 効果温度, ℃ tm; 平均ふく射温度, ℃ tm'; 非加熱面平均ふく射温度, °C t_p; 加熱面の表面温度, ℃ tps; PEX 管の表面温度, Ĉ tr; 室内空気温度, ℃ ts; 非加熱面の表面温度, °C twm; 温水平均温度, ℃ *∆*t; 室内外温度差, ℃ ⊿tw; 温水出入口温度差, ℃ u; 温水の流速, m/sec V; 温水流量(1ループ), *l*/min

6.3 施工手順と要領

(1) 施工前の諸点検

レベル・凹凸,壁貫通部,給水・電線管との取合い等。 (2) 防水シート敷設

端面を重ね合わせ、接着テープ等で止める。

- (3) 断熱材の敷設
- (4) 墨出し

配管図に従い建築基準墨よりマジック等で行なう。

(5) 金網敷設

4~6mm 径で150~200mm 角を使用する。

(6) PEX 配管

ころがし配管を行ない,固定ピッチは直線部分で 600~ 800 mm,曲げ部分は 100~150 mm 程度とする。

(7) 水圧テストとコンクリート打設

水の流速を $0.4 \sim 0.6 \text{ m/sec}$ にするとエアは簡単に抜ける (外から確認可能)。水圧は $3 \sim 6 \text{ kg/cm}^2$ とし,加圧の ままコンクリート打設を行なう。この場合,生コンのポ ンプ圧力は最低にすると共に,傷などに細心の注意が肝 要である。

7.まとめ

本報の「PEX 床暖房システム」は、銅管を使用した床暖 房システム「ほのぼの」と比較して次の特長がある。

PEX 床暖房システムは, 比較的広い面積に適し, かつ 長尺の施工性が優れているため, 埋込部分に継手を必要と しないので非常に経済的であると共に, 耐食性の良さとあ いまって高い信頼性が得られる。

一方,銅管を使用したパネルシステム「ほのぼの」は, その構造上暖房立上り性能がよく,乾式工法のため既設住 宅にも適用が可能である。

需要家の目的に応じて御使用いただければ幸いである。

文 献

- 若松千代治,平田勝彦,岡野澄太,坂井輝茂:本誌, 23 (1982), 138.
- 2) 大谷寛治: プラスチックス 27, 12 (1976), 5.
- 3) T.Engel 大谷寛治訳: プラスチックス 25 5, (1974), 3.
- 4) 特公昭 45-35658.
- 5) 特公昭 48-1711.
- 6) 特公昭 51-19459.