

論文

Effect of Grain Size on Deformation  
and Fracture in Recrystallized Ni<sub>3</sub>Al  
Polycrystals Doped with Boron\*

Mok-Soon Kim\*\*, Shuji Hanada\*\*\*,  
Sadao Watanabe\*\*\* and Osamu Izumi\*\*\*

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# Effect of Grain Size on Deformation and Fracture in Recrystallized Ni<sub>3</sub>Al Polycrystals Doped with Boron\*

Mok-Soon Kim\*\*, Shuji Hanada \*\*\*,  
Sadao Watanabe\*\*\* and Osamu Izumi\*\*\*

Tensile tests at room temperature were performed on recrystallized Ni<sub>3</sub>Al polycrystals doped with boron having grain sizes from 1.6 to 208 μm to determine the effect of grain size on the strength, ductility and fracture. Both yield and flow stresses depend on grain size in agreement with a Hall-Petch relation when the specimen size effect is taken into account. The increase in Hall-Petch slope with strain is explained in terms of the difference in work-hardening rate for different grain sizes. The increase of lattice friction stress with strain is found to be analogous to the single crystal properties.

While the {1 1 1} cracking is predominant without necking for coarse-grained specimens, the slant-type fracture and cup-cone fracture preceded by a necking is mainly observed for intermediate- and fine-grained specimens, respectively. Large elongation is developed when the intersection of slip bands becomes insufficient to produce the {1 1 1} cracking, and the void formation which results in the cup-cone fracture is retarded.

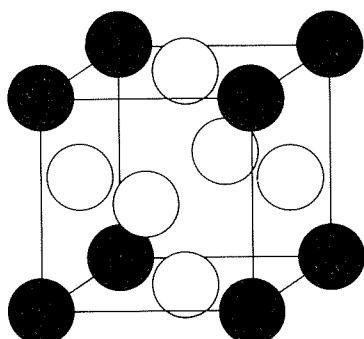
## 1. Introduction

The nickel aluminide Ni<sub>3</sub>Al is a typical, widely studied Ll<sub>2</sub>-type intermetallic compound and best known as the strengthening phase γ' in commercial nickel-base superalloys. The Ll<sub>2</sub> structure is a result of the ordering in the fcc lattice as shown in Fig. 1. The face-center sites are occupied by Ni atoms, and the corner sites by Al atoms. The ordered structure of Ni<sub>3</sub>Al, in Fig. 2<sup>1)</sup>, remains up to its melting point 1663 K, and exists over a relatively large range of composition.

Because of the ordered structure, the aluminide possesses many attractive properties for structural use at elevated temperatures. The strength of the Ni<sub>3</sub>Al-base alloys increases with increasing temperature<sup>2) 3)</sup>, as is uncom-

mon for conventional or disordered alloys. The strong lattice constraint of the ordered structure also endows a high diffusional creep resistance<sup>4)</sup> and good structural stability at elevated temperatures. Furthermore, the nickel aluminide exhibits an excellent resistance to oxidation as a result of their ability to form compact, adherent oxide films<sup>5)</sup>.

In spite of these attractive properties, interest in the development of nickel aluminide for



**Fig. 1** Unit cell of Ni<sub>3</sub>Al : Ni atoms are on face centers and Al atoms at corners.

\* This paper was originally presented in Trans. Japan Inst. Met., 29 (1988), 274.

\*\* Technical Research Laboratories, Metallurgical Technology Department, Dr. of Eng.

\*\*\* Institute for Materials Research, Tohoku University.

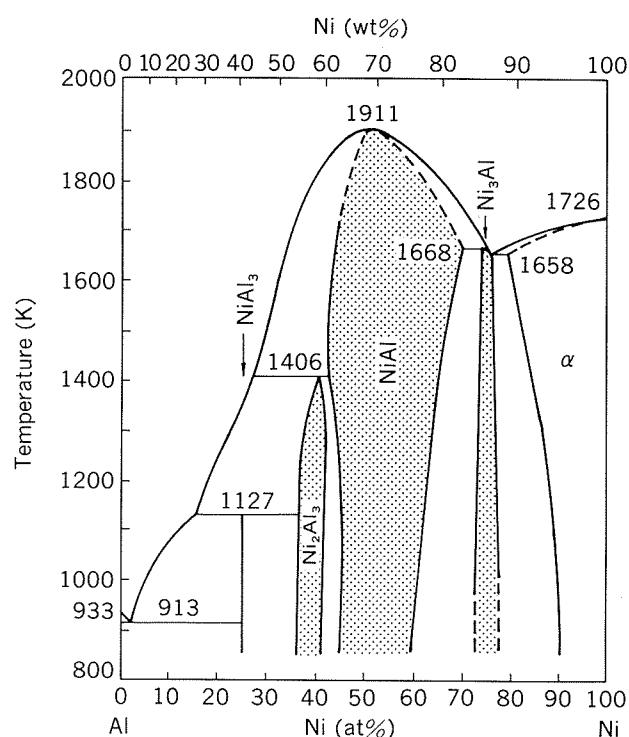


Fig. 2 Phase diagram for Ni-Al.

structural use was tempered by its poor ductility in polycrystalline form<sup>6)~10)</sup>. Brittle intergranular fracture resulted in no tensile ductility at ambient temperatures. A dramatic breakthrough, however, was achieved by Aoki and Izumi<sup>11)</sup> who discovered that a small addition of boron to polycrystalline Ni<sub>3</sub>Al promotes transgranular fracture and remarkable improvement in room temperature ductility. The success in developing ductile Ni<sub>3</sub>Al compounds stimulated a renewed interest in using this material for high temperature structural applications, and intensive research has subsequently been made in understanding the mechanical properties of Ni<sub>3</sub>Al-base polycrystals. Most of these efforts have been performed by using the process of arc-melting<sup>11)~13)</sup>, melt spinning<sup>14)~16)</sup> and powder extrusion<sup>17)~21)</sup>.

In contrast, no detailed analysis of flow stress, ductility and fracture as a function of grain size has been carried out by using recrystallized crystals which do not contain apparent microporosity, antiphase domains<sup>22)~24)</sup> and other defects introduced during casting, rapid solidification or powder sintering procedures. A recrystallization method was used only for examinations of the grain size depen-

dence of the yield stress by compressive testing<sup>25)</sup>, or tensile behavior in a restricted grain size region<sup>8),12),26)~29)</sup>. This may be due to the difficulty of controlling the grain size over a wide range.

Recently, however, we have succeeded in processing of the crystals having grain sizes from 1.6 to 208 μm by controlling the condition of cold working and annealing. Thus, the present work presents the effect of grain size on the strength, ductility and fracture of recrystallized Ni<sub>3</sub>Al polycrystals doped with boron at room temperature.

## 2. Experimental

Ni<sub>3</sub>Al (24at% Al) alloys containing 0.05wt% B were prepared by arc-melting the pure nickel and pure aluminium and a master alloy of Ni-B under an argon atmosphere. The ingots were homogenized at 1373K for 172.8ks under a vacuum of  $3 \times 10^{-3}$ Pa and then cold rolled with intermediate anneals. Tensile specimens having gage section of 1mm × 2mm × 16mm were spark-machined from the cold rolled plates. The specimens were sealed in a vacuum quartz tube and subjected to recrystallization annealing at various temperatures. By these treatments, the grain size determined by the linear intercept method was changed from 1.6 to 208 μm. After the surface layer was removed by electropolishing, tensile tests were carried out at 290K using an Instron-type testing machine at an initial strain rate of  $5.2 \times 10^{-4}$  s<sup>-1</sup>.

Thin foils for transmission electron microscopy (TEM) were prepared from specimens deformed to 0.10 true strain to examine the dislocation microstructure. TEM observations were also made to measure the grain size of fine-grained specimens. Fig. 3 shows a TEM micrograph of the specimen having the finest ( $d=1.6 \mu\text{m}$ ) grain size, in which uniformly distributed grains are observed. The slip traces were observed by an optical microscope with a Nomarski interference contrast attachment, and a scanning electron microscope (SEM) was employed to examine the fracture surfaces.



Fig. 3 TEM micrograph illustrating the uniform distribution of grains in the specimen having the finest ( $d = 1.6\mu\text{m}$ ) grain size deformed to 0.10 true strain.

### 3. Results

Fig. 4 shows five typical stress-strain curves for different grain sizes. A discontinuous yielding which was followed by a region of serration with attendant Lüders extension was observed, and Lüders strain increases with decreasing grain size as found previously by Schulson et al.<sup>17)</sup>. Yield stress (0.2% offset stress) is plotted as a function of the reciprocal square root of

the grain size in Fig. 5. As seen in this figure, yield stress can be described quite well by the Hall-Petch relation<sup>30) 31)</sup> of the form

$$\sigma_y = \sigma_{o,y} + k_y d^{-1/2} \quad (1)$$

where  $\sigma_{o,y}$  and  $k_y$  are constants and  $d$  is the mean grain diameter. A Hall-Petch type relationship for the yield stress of boron-doped Ni<sub>3</sub>Al was found by Oya et al.<sup>25)</sup>, Liu et al.<sup>12)</sup>, Khadkikar et al.<sup>19)</sup> and Takeyama et al.<sup>29)</sup>, as shown in Fig. 5.

It has been shown that the flow stress measured at a given value of strain also obeys a relationship of the type given by eq. (1) for

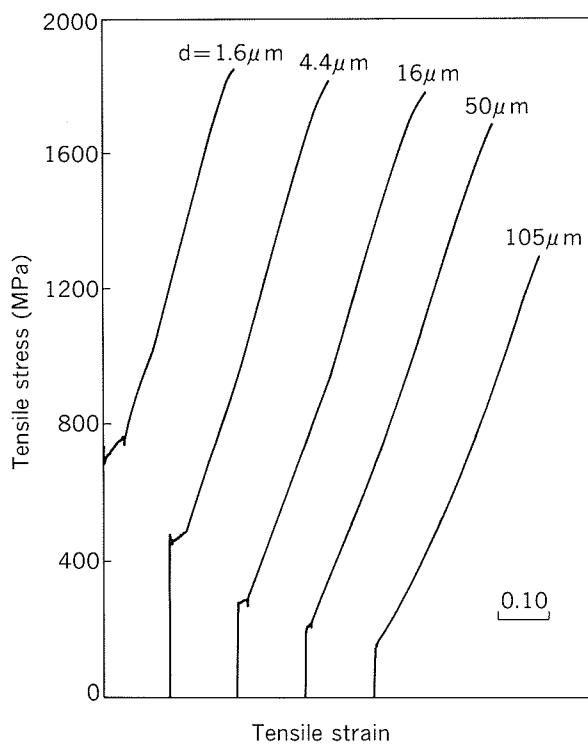


Fig. 4 Tensile stress-strain curves for different grain sizes.

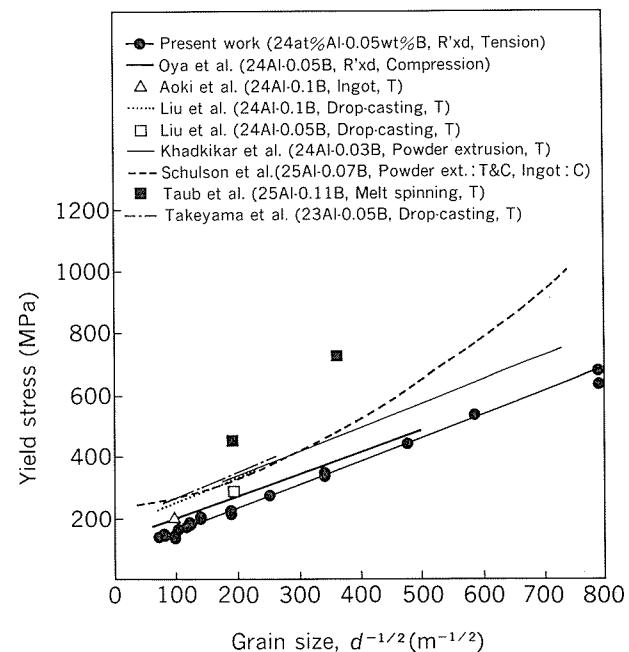


Fig. 5 Variation of yield stress as a function of the square root of grain size.

Ni<sub>3</sub>Mn<sup>32)</sup>, Ni<sub>3</sub>Fe<sup>33)</sup> and Cu<sub>3</sub>Au<sup>34) 35)</sup> with the Ll<sub>2</sub> type ordered structure, and FeCo<sup>36) 37)</sup> with the B2 type. In such a case, the generalized expression has been given by

$$\sigma_{\epsilon} = \sigma_{o,\epsilon} + k_{\epsilon} d^{-1/2} \quad (2)$$

where  $\sigma_{\epsilon}$  is the flow stress, while  $\sigma_{o,\epsilon}$  and  $k_{\epsilon}$  are constants<sup>32)~37)</sup>. To measure the flow stress dependence on grain size, the flow stress at various true strains is plotted against  $d^{-1/2}$  in Fig. 6. As can be seen in this figure, while the Hall-Petch slope does not change appreciably in the region of inhomogeneous deformation (below 0.10 true strain), the flow stresses in the strain range larger than 0.10 (homogeneous deformation) are divided into two distinct groups having different stress-grain size relations. The transitions between these two groups occur at a fixed grain size of about 50  $\mu\text{m}$ , independent of the amount of strain. To investigate the reason for the occurrence of the inflection point in Hall-Petch slope, the dislocation structures have been observed by TEM. Figs. 7 and 8 show two typical TEM micrographs of the specimens deformed to 0.10 true strain

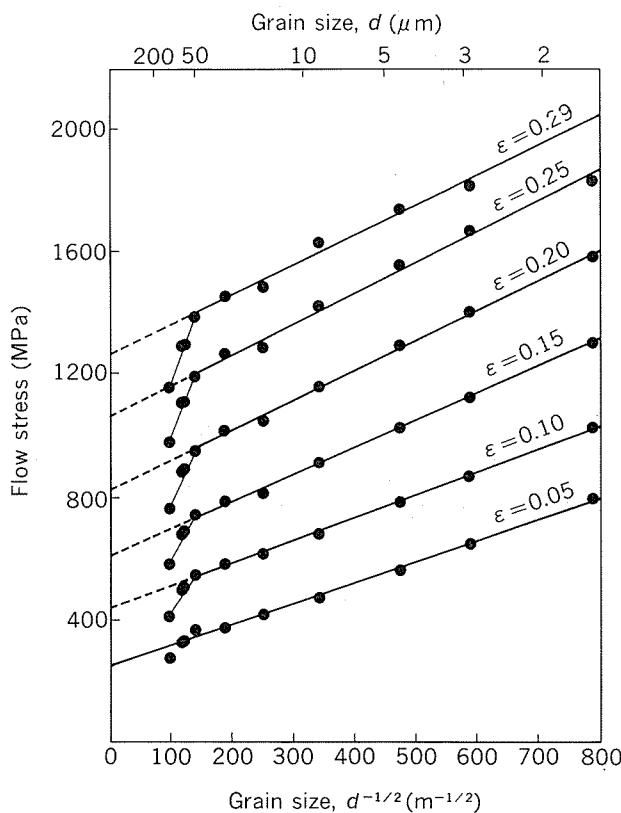


Fig. 6 Variation of flow stress at various selected true strains as a function of the square root of grain size.

having grain sizes of 1.6 and 93  $\mu\text{m}$ , respectively. In these micrographs, a high degree of planarity of internal structure is observed for both specimens.

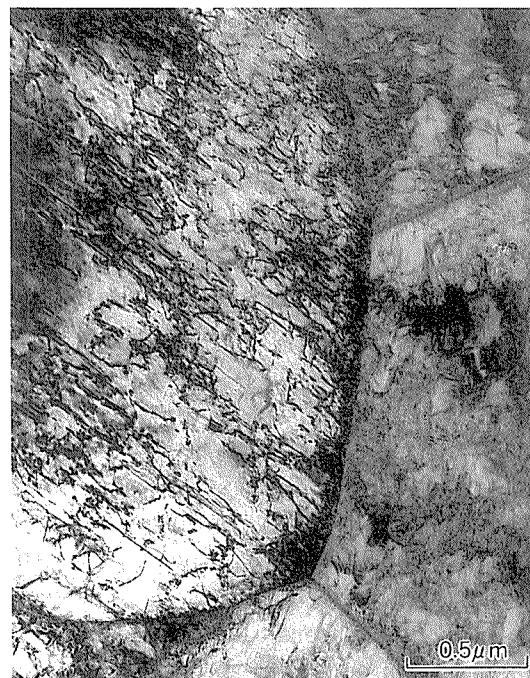


Fig. 7 TEM micrograph of the specimen having the grain size of 1.6  $\mu\text{m}$  deformed to 0.10 true strain.



Fig. 8 TEM micrograph of the specimen having the grain size of 93  $\mu\text{m}$  deformed to 0.10 true strain.

It has been shown that the Hall-Petch slope behavior is related with dislocation structure which depends primarily on the ability to cross slip. For metals with high stacking fault energy, such as Cu<sup>38)</sup>, Al<sup>39)</sup>, Ag<sup>40)</sup>, Nb<sup>41)</sup> and Fe<sup>42) 43)</sup>, the dislocations are arranged in the tangled cellular arrays with increase in the ability to cross slip, and the variation of slope in Hall-Petch relation appears owing to the existence of such interior obstacles. In contrast, in the ordered alloys such as Ni<sub>3</sub>Al with<sup>12) 19) 25)</sup> and without boron<sup>26)</sup>, Zr<sub>3</sub>Al<sup>44)</sup>, Ni<sub>3</sub>Mn<sup>32)</sup>, Ni<sub>3</sub>Fe<sup>33)</sup>, Cu<sub>3</sub>Au<sup>34) 35)</sup>, and FeCo<sup>36) 37)</sup>, the presence of super-dislocations leads to difficult cross slip and hence marked planarity of the dislocations, which attributes to a higher value of the Hall-Petch slope. In agreement with this view, Figs. 7 and 8 show planar arrays of dislocations in any deformed grains. This observation indicates that the deviation of flow stresses from the Hall-Petch relation is not related to the effect of interior barriers such as cell walls which act as a strong obstacle against the mobile dislocations.

Failure was preceded by a necking for intermediate and fine-grained specimens ( $d < 50 \mu\text{m}$ ), whereas catastrophic fracture without necking occurred in specimens having grain sizes larger than  $50 \mu\text{m}$ . Elongation (strain to fracture) is shown in Fig. 9 as a function of the inverse square root of grain size. In Fig. 9 it is observed that for grain sizes smaller than  $50 \mu\text{m}$ , the elongation decreases progressively with decreasing grain size. In contrast, for coarse-grained specimens ( $d \geq 50 \mu\text{m}$ ), the elongation decreases rapidly with increasing grain size, corresponding to the data of drop-cast Ni<sub>3</sub>Al-base alloys by Liu *et al.*<sup>12)</sup> and Takeyama *et al.*<sup>28)</sup>. The data from other studies are also included in Fig. 9.

SEM fractographs of all the specimens showing large elongation exhibited ductile fracture, indicated by the absence of cleavage or of intergranular fracture which occurs at weak grain boundaries<sup>45)</sup>. It was also shown that the ductile transgranular fracture mode varies with grain size.

Firstly, for coarse-grained specimens ( $d \geq 50 \mu\text{m}$ ), the fracture surface consisted predominantly of stepped facets. Representative SEM

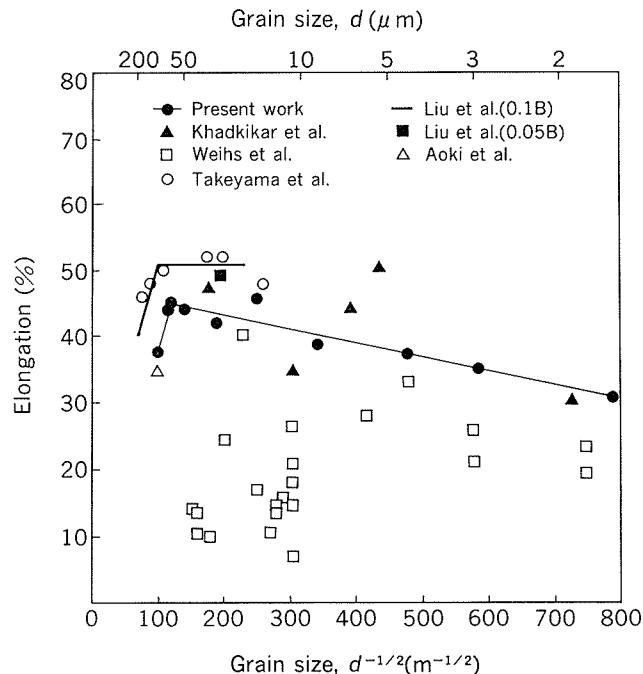


Fig. 9 Variation of elongation as a function of the square root of grain size.

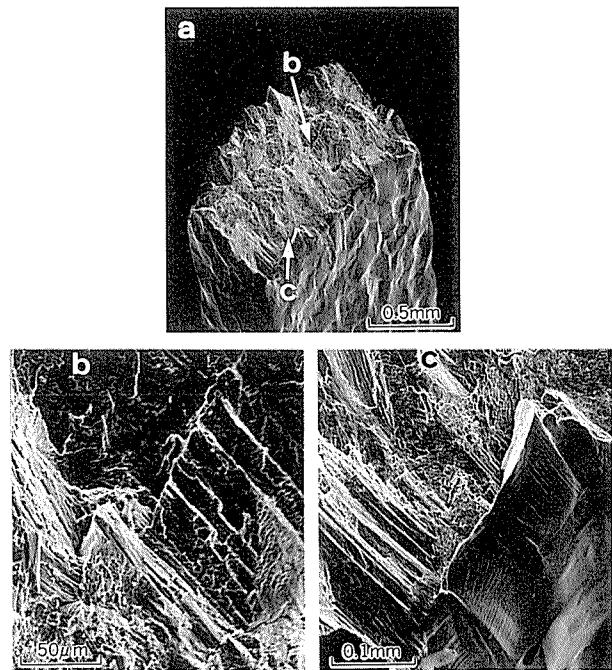


Fig. 10 SEM fractographs of the specimen having the grain size of  $74 \mu\text{m}$ .

fractographs are shown in Fig. 10 (a : low magnification, b, c : higher magnification) for specimen having a grain size of  $74 \mu\text{m}$ . In these fractographs, the flat, smooth facets which formed a stepped, blocky structure are familiar {111} cracking pattern which has been observed for single crystalline Ni<sub>3</sub>(Al, Ti) with<sup>46) 47)</sup> and without boron<sup>48) ~ 50)</sup>, and polycrystalline Ni<sub>3</sub>

(Al, Ti)<sup>27)</sup> and Ni<sub>3</sub>Al with<sup>27), 51)~53)</sup> and without boron<sup>27)</sup>.

Secondly, for intermediate-grained specimens ( $50 \mu\text{m} > d \geq 8.5 \mu\text{m}$ ), SEM fractographs exhibited the characteristic of slant-type fracture, for example, as shown in Fig.11 ( $d = 16 \mu\text{m}$ ). Fractured planes inclined at roughly  $45^\circ$  to the tensile axis indicate that the advancing shear crack tends to follow the path of maximum

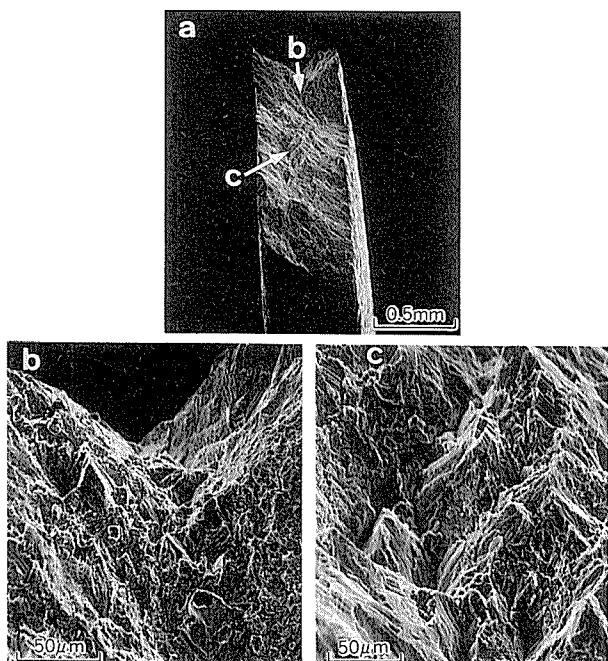


Fig. 11 SEM fractographs of the specimen having the grain size of  $16 \mu\text{m}$ .

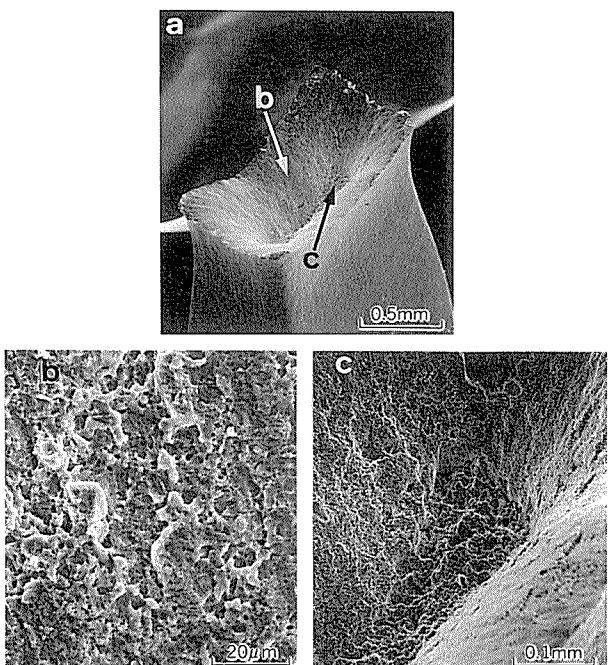


Fig. 12 SEM fractographs of the specimen having the grain size of  $1.6 \mu\text{m}$ .

resolved shear stress, in agreement with the results obtained by Liu *et al.*<sup>12)</sup> on the same composition of alloys processed by drop-casting and having the grain size of about  $25 \mu\text{m}$ .

Finally, for fine-grained specimens ( $d < 8.5 \mu\text{m}$ ), the well-known cup-cone fracture appeared. Typical fractographs are shown in Fig. 12, for  $d = 1.6 \mu\text{m}$ . The center part of the Fig. 12-c is the region of normal rupture (or fibrous fracture) which is quite jagged. Shear rupture which is less jagged and forms the remaining region of the fracture surface is also shown in Fig.12-b.

#### 4. Discussion

##### 4.1 Correction for flow stress-grain size relationship

The occurrence of inflection in Hall-Petch slope at strains higher than 0.10 in Fig. 6 cannot be explained by the effect of interior obstacles against the mobile dislocations, because uniformly distributed planar arrays of dislocations were seen in the grains (see Figs. 7 and 8), and straight slip traces traversed the grains were observed by optical microscopy.

Instead, the specimen size effect characterized by Armstrong<sup>54)</sup> should be taken into consideration, since the grain size effects in eqs. (1) and (2) come into play when sufficient enclosed grains are present in a cross-section of the specimen. Pell-Walpole<sup>55)</sup> pointed out that for specimens which have few grains (say less than twenty) in the cross-section, easier slip due to the surface grains makes the flow stress decrease rapidly depending on the orientation of grains. Thus, in the orientation sensitive range of grain sizes, an apparent grain size effect on the flow stress may be observed. In agreement with the observations of Pell-Walpole, the specimen size effect predominates at higher strains for grain sizes larger than  $50 \mu\text{m}$ , i.e. less than twenty grains in the direction of thickness, as seen in Fig. 6.

In view of these facts, the variation of the Hall-Petch slope is primarily a result of the specimen size effect. Therefore, to measure a true Hall-Petch's relationship, a dotted line in Fig. 6 should be used as pointed out by Fleischer *et al.*<sup>56)</sup>

#### 4.2 Analysis of the Hall-Petch slope

In ordered alloys of Ni<sub>3</sub>Fe<sup>33)</sup>, Cu<sub>3</sub>Au<sup>34)</sup> and FeCo<sup>36)</sup>, it has been shown that the Hall-Petch slope,  $k_\epsilon$ , in eq. (2) increases with strain up to a critical value when the specimens are deformed homogeneously, and this increase in  $k_\epsilon$  is associated with differences in the work-hardening rate for different grain sizes. Evaluation of the work-hardening contribution to  $k_\epsilon$  has been developed by Meakin and Petch<sup>57)</sup>. According to them,  $k_\epsilon$  is expressed in the following way ;

$$k_\epsilon = B \epsilon^{1/2} + k_y \quad (3)$$

$$B = 2 \alpha m^{3/2} G b^{1/2} \quad (4)$$

where  $\alpha$  is a constant of about 0.2,  $m$  is Taylor orientation factor<sup>58)</sup>,  $G$  is shear modulus,  $b$  is the Burgers vector and  $\epsilon$  is plastic strain. If this is the case, a plot of  $k_\epsilon$  as a function of  $\epsilon^{1/2}$  will yield a straight line. Fig.13 shows that the value of  $k_\epsilon$  increases linearly with the square root of plastic strain in the homogeneous deformation range. Near the maximum value of the slope, this dependence breaks down. Using  $m = 3.1$  for the fcc structure<sup>58)</sup>, and  $G = 65$  GPa of Ni<sub>3</sub>Al<sup>59)</sup>, the calculated value of  $B$  is 3.2 MPam<sup>1/2</sup>, whereas the observed one from Fig.13 is 1.9 MPam<sup>1/2</sup>, which is in almost satisfactory agreement within the limits of experimental error. Hence, it can be concluded

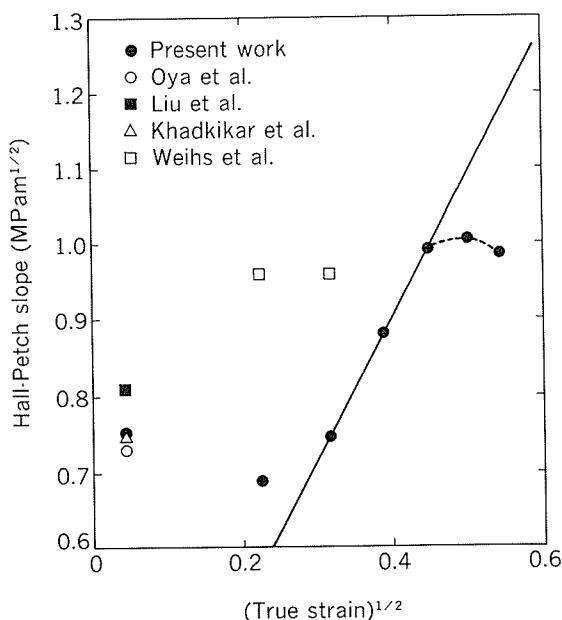


Fig. 13 Variation of Hall-Petch slope as a function of the square root of true strain.

that the increase in the value of  $k_\epsilon$  with increasing strain is due to intragranular hardening and  $k_\epsilon$  reflects an increasing rate of work-hardening with decreasing grain size. When this consideration is given, the intrinsic grain boundary resistance to plastic flow,  $k_y$ , may be independent of strain.

In Fig.13 a deviation from linear dependence with strain which is found near the maximum value of the slope is probably associated with the macroscopic instability such as void formation which results in a cup-cone appearance at fracture followed by the onset of necking.

#### 4.3 Analysis of the friction stress

The intercept term  $\sigma_{o,\epsilon}$  obtained by the dotted line in Fig. 6 is replotted as a function of true strain in Fig.14. As this figure shows,  $\sigma_{o,\epsilon}$  increases almost linearly with strain. In general, the friction stress,  $\sigma_{o,\epsilon}$ , is thought to be related to single crystal properties. If such is the case, the slope in Fig.14 may be connected with the following equation :

$$d\sigma_{o,\epsilon}/d\epsilon = m^2 (d\tau/d\gamma) \quad (5)$$

where  $(d\tau/d\gamma)$  is the linear work-hardening rate of single crystal. For  $(d\sigma_{o,\epsilon}/d\epsilon)$  of 4.0 GPa from Fig.14, the predicted  $(d\tau/d\gamma)$  is 420 MPa, which agrees well with the experimen-

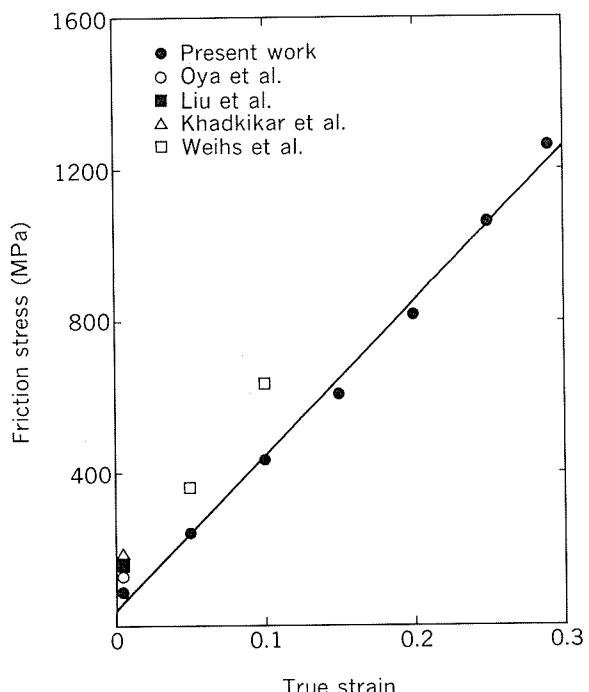


Fig. 14 Variation of friction stress with true strain.

tally determined values of 650~150 MPa, depending on orientations, for single crystals of Ni<sub>3</sub>Al (77.5at% Ni)<sup>60</sup>. This comparison seems to be reasonable, since the tensile stress-strain curves of boron-doped Ni<sub>3</sub> (Al, Ti) single crystals<sup>46</sup> are entirely shifted upwards as compared with those of no boron-doping ones for all tensile axes<sup>48</sup>. As a result, the values of the work-hardening rates are almost the same for both alloys.

Therefore, it can be concluded that the polycrystal lattice friction stress is analogous to the single crystal properties.

#### 4.4 The grain size dependence of the fracture

SEM fractographs in Figs.10,11 and 12 show that the characteristic ductile transgranular fracture is predominant for all specimens. In addition, the transgranular fracture mode can be grouped into three categories depending on grain size, namely, {111} cracking ( $d \geq 50 \mu\text{m}$ ), slant-type fracture ( $50 \mu\text{m} > d \geq 8.5 \mu\text{m}$ ) and cup-cone fracture ( $d < 8.5 \mu\text{m}$ ).

For {111} cracking, a recent study on fracture of Ni<sub>3</sub> (Al,Ti) single crystals<sup>48</sup> has revealed that the {111} fracture surface is composed of stepped {111} facets which correspond to operative slip planes, and thus macroscopic cracks should be formed by the growth and subsequent joining of the microcracks which are produced by the intersection of active slip bands in the form of planar arrays of dislocations. In the argument for polycrystals, only a difference is that grain boundaries limit slip distances, verified by both optical and electron microscopy, as mentioned above. Such being the case, the slip distance which is directly related to the formation or advance of a crack is shortened with decrease in grain size. Thus, final separation by {111} cracking will occur at higher strains with decreasing grain size. The increase in ductility with decreasing grain size in the region of {111} cracking in Fig. 9 provides a realistic support of this view.

When plastic displacement becomes insufficient to produce {111} cracking with decreasing grain size, there exists another form of ductile fracture, namely, slant-type fracture or cup-cone fracture depending on grain size, as mentioned above.

For cup-cone fracture, it is well known that the fracture begins as a normal rupture when voids are formed and coalesce. Then final fracture occurs by separation along the plane of maximum shear strain concentration to form the shear rupture. The voids which are the basic source of the fracture are presumably formed by complex dislocation interactions at a high stress level where the stress level in the plastic zone will be sufficiently high to open up into voids. Therefore, it is apparent that the tendency for void formation increases with increasing strength level, that is, with decrease in grain size. In other words, the cup-cone appearance at fracture is more favored with decreasing grain size, which is verified in Fig.12. Considering this fact, a deviation from the linearity at high strains in Fig.13 may correspond to the initiation of appreciable void formation.

According to the theoretical treatment by McClintock<sup>61</sup>, the strain to fracture decreases as the void fraction increases. So, the decrease in elongation with decreasing grain size (for specimens having smaller grain size than 50  $\mu\text{m}$ ) in Fig. 9 seems to be rationalized in terms of the frequency of the occurrence of void formation. In fact, if the void formation is retarded with increasing grain size ( $50 \mu\text{m} > d \geq 8.5 \mu\text{m}$ ), the fibrous crack, which normally initiates by void coalescence, is not able to develop and then large plastic strains are developed and final separation produces a slant-type appearance (see Fig.11).

Finally, preexistent voids or microporosity introduced as a result of casting or powder sintering procedures may act as a reducer of the strain to fracture.

#### 5. Conclusions

The effect of grain size on the strength, ductility and fracture was investigated at room temperature using recrystallized Ni<sub>3</sub>Al polycrystals doped with boron having grain sizes ranging from 1.6 to 208  $\mu\text{m}$ . The following results were obtained :

(1) It is shown that both yield and flow stresses obey the Hall-Petch relationship when the specimen size effect is taken into account.

(2) The increase in the Hall-Petch slope with strain is observed when the specimens are deformed homogeneously, which is interpreted in terms of a work-hardening model proposed by Meakin and Petch.

(3) The linear increase in the friction stress with strain is found to be related with the single crystal properties.

(4) Ductile transgranular fracture is predominant for all specimens. Its mode varies with grain size; that is, {111} cracking ( $d \geq 50 \mu\text{m}$ , without necking), slant-type fracture ( $50 \mu\text{m} > d \geq 8.5 \mu\text{m}$ , with necking), and cup-cone fracture ( $d < 8.5 \mu\text{m}$ , with necking).

(5) Large elongation is obtained when the {111} cracking and the cup-cone fracture are suppressed.

#### References

- 1) M. Hansen : *Constitution of Binary Alloy*, McGraw-Hill, 1958, 118.
- 2) J. H. Westbrook : Trans. Met. Soc. AIME, **209** (1957), 898.
- 3) P. A. Flinn : Trans. Met. Soc. AIME, **218** (1960), 145.
- 4) R. G. Davies and T. L. Johnson : in *Ordered Alloys - Structural Application and Physical Metallurgy*, ed. by B. H. Kear, et al., Claitor's Publ. Div., Baton Rouge, LA, (1970), 447.
- 5) E. A. Aitken : in *Intermetallic Compounds*, ed. by J. H. Westbrook, Wiley, New York, (1967), 491.
- 6) E. H. Grala : *Mechanical Properties of Intermetallic Compounds*, Wiley, New York (1960), 358.
- 7) R. Moskovich : J. Mater. Sci., **13** (1978), 1901.
- 8) K. Aoki and O. Izumi : Trans. Japan Inst. Metals, **19** (1978), 203.
- 9) A. V. Seybolt and J. H. Westbrook : Acta Metall., **12** (1964), 449.
- 10) K. Aoki and O. Izumi : J. Japan Inst. Metals, **41** (1977), 170.
- 11) K. Aoki and O. Izumi : J. Japan Inst. Metals, **43** (1979), 1190.
- 12) C. T. Liu, C. L. White and J. A. Horton : Acta Metall., **33** (1985), 213.
- 13) C. T. Liu and C. L. White : Acta Metall., **35** (1987), 643.
- 14) A. I. Taub, S. C. Huang and K. M. Chang : Metall. Trans., **15A** (1984), 399.
- 15) S. C. Huang, A. I. Taub and K. M. Chang : Acta Metall., **32** (1984), 1703.
- 16) A. I. Taub, C. L. Briant, S. C. Huang, K. M. Chang and M. R. Jackson : Scr. Metall., **20** (1986), 129.
- 17) E. M. Schulson, T. P. Weihs, I. Baker, H. J. Frost and J. A. Horton : Acta Metall., **34** (1986), 1395.
- 18) T. P. Weihs, V. Zinoview, D. V. Viens and E. M. Schulson : Acta Metall., **35** (1987), 1109.
- 19) P. S. Khadikkar, K. Vedula and B. S. Shabel : Metall. Trans., **18A** (1987), 425.
- 20) G. E. Fuchs and N. S. Stoloff : Scr. Metall., **21** (1987), 863.
- 21) A. K. Kuruvilla and N. S. Stoloff : Scr. Metall., **21** (1987), 873.
- 22) A. Inoue, H. Tomioka and T. Masumoto : Metall. Trans., **14A** (1983), 1367.
- 23) J. A. Horton and C. T. Liu : Acta Metall., **33** (1985), 2191.
- 24) J. A. Horton and M. K. Miller : Acta Metall., **35** (1987), 133.
- 25) Y. Oya, Y. Mishima, K. Yamada and T. Suzuki : J. Iron Steel Inst. Japan., **70** (1984), 1870.
- 26) S. Hanada, S. Watanabe and O. Izumi : J. Mater. Sci., **21** (1986), 203.
- 27) S. Hanada, M. S. Kim, S. Watanabe and O. Izumi : Scr. Metall., **21** (1987), 277.
- 28) M. Takeyama and C. T. Liu : Acta Metall., **36** (1988), 1241.
- 29) M. Takeyama and C. T. Liu : J. Mater. Res., **3** (1988), 665.
- 30) E. O. Hall : Proc. Phys. Soc. (London), **B64** (1951), 747.
- 31) N. J. Petch : J. Iron Steel Inst., **174** (1953), 25.
- 32) T. L. Johnston, R. G. Davies and N. S. Stoloff : Philos. Mag., **12** (1965), 305.
- 33) A. C. Arko and Y. H. Liu : Metall. Trans., **2** (1971), 1875.
- 34) S. M. L. Sastry : Mater. Sci. Eng., **22** (1976), 237.
- 35) D. G. Morris : Metall. Trans., **7A** (1976), 937.
- 36) M. J. Marcinkowski and R. M. Fisher : Trans. Met. Soc. AIME, **233** (1965), 293.
- 37) K. R. Jordan and N. S. Stoloff : Trans. Met. Soc. AIME, **245** (1969), 2027.
- 38) T. Tabata, K. Takagi and H. Fujita : Trans. JIM, **16** (1975), 569.
- 39) H. Fujita and T. Tabata : Acta Metall., **21** (1973), 355.
- 40) J. W. Aldrich and R. W. Armstrong : Metall. Trans., **1** (1970), 2547.
- 41) Z. C. Szkoplak : Mater. Sci. Eng., **9** (1972), 8.
- 42) J. P. Bailon, A. Loyer and J. D. Dorlot : Mater. Sci. Eng., **8** (1971), 288.
- 43) E. Anderson, D. Law, W. King and J. Spreadborough : Trans. Met. Soc. AIME, **242** (1968), 115.
- 44) E. M. Schulson and J. A. Roy : Acta Metall., **26** (1978), 29.
- 45) S. Hanada, T. Ogura, S. Watanabe, O. Izumi and T. Masumoto : Acta Metall., **34** (1986), 13.
- 46) M. S. Kim, S. Hanada, S. Watanabe and O. Izumi : Trans. Japan. Inst. Met., **29** (1988), 790.
- 47) M. S. Kim, S. Hanada, S. Watanabe and O. Izumi : Metall. Trans. A, (in press).
- 48) M. S. Kim, S. Hanada, S. Watanabe and O. Izumi : Acta Metall., **36** (1988), 2615.

- 49) M. S. Kim, S. Hanada, S. Watanabe and O. Izumi : Acta Metall., **36** (1988), 2967.
- 50) M. S. Kim, S. Hanada, S. Watanabe and O. Izumi : Acta Metall., **37** (1989), 1465.
- 51) M. S. Kim, S. Hanada, S. Watanabe and O. Izumi : Trans. Japan. Inst. Met., **29** (1988), 274.
- 52) M. S. Kim, S. Hanada, S. Watanabe and O. Izumi : J. Mater. Sci., (in press).
- 53) M. S. Kim, S. Hanada, S. Watanabe and O. Izumi : *Proc. of the First Japan Intern. SAMPE Sympo. on New Mater. and Processes for the Future*, ed. by N. Igata et al. (1989), 175.
- 54) R.W. Armstrong : J. Mech. Phys. Solids, **9** (1961), 196.
- 55) W.T. Pell-Walpole : J. Inst. Metals, **69** (1943), 131.
- 56) R.L. Fleischer and W.F. Hosford : Trans. Met. Soc. AIME, **221** (1961), 244.
- 57) J.D. Meakin and N.J. Petch : Philos. Mag., **29** (1974), 1149.
- 58) G.I. Taylor : J. Inst. Metals, **62** (1938), 307.
- 59) K. Ono and R. Stern : Trans. Met. Soc. AIME, **245** (1969), 171.
- 60) S.M. Copley and B.H. Kear : Trans. Met. Soc. AIME, **239** (1967), 977.
- 61) F.A. McClintock : J. Appl. Mech., **90** (1968), 363.

論 文

半溶融複合加工によるアルミニウム基粒子  
分散強化複合板材の製造とその加工性\*

木 内 學\*\* 高 木 茂 義\*\*\*  
杉 山 澄 雄\*\*\*

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## 半溶融複合加工によるアルミニウム基粒子 分散強化複合板材の製造とその加工性\*

木 内 学\*\* 高 木 茂 義\*\*\*  
杉 山 澄 雄\*\*\*\*

### Al-Based Particle Reinforced Composite Sheets Made by Complex Mashy-State Processings and Their Formability

Manabu Kiuchi, Shigeyoshi Takagi and Sumio Sugiyama

Complex processing of metal powder and ceramics particles based on the mashy-state forging and the hot and/or cold rolling is investigated in order to develop a new manufacturing technology of particle reinforced metals with high deformability. In the present process, the mashy-state forging is adopted in order to get preformed composite billets. Then the billets are subjected to hot and/or cold rolling and made into composite sheets. Aluminium alloys (6061, 2014) are used as the matrix and aluminium oxide (particle size is 5 ~ 149  $\mu\text{m}$ ) is used as the reinforcing particle. The composite sheets manufactured through the complex process are investigated regarding their internal structure, hardness and formability, such as deformability in the bending test. Through the investigation, it is shown that the mashy-state forging is very effective in getting good bonding between matrix and reinforcing particles. At the same time, it is made clear that the high reduction in thickness given to the billets by the rolling is essentially necessary to improve formability of composite sheets. Furthermore, effect of the forging temperature, pass-schedule of rolling and other working conditions on the formability and hardness of composite sheets are clarified.

#### 1. はじめに

粉末素材を原料とする粉末冶金法は、従来の溶解鋳造工程では得にくい合金組成を容易に実現可能のこと、また、強化粒子や強化繊維を含有する複合材の製造に際して、強化材を基材中に均一に分散させ易いことなど、混合・複合化などの面で、他の加工法にはない特徴を有する。しかしながら、粉末冶金法により、アルミニウム合金粉末を加工する場合、粒子表面の強固な酸化皮膜の存在が問題となる。すなわち、粒子間の十分な接合を得る

ためには、酸化皮膜の除去、あるいは押出加工の際にみられるような大きな延伸及びせん断変形による新生面の生成が不可欠である。特に、アルミナ等の非金属粉末を含む複合粉末の場合は、その必要性が一層増すことが知られている。

筆者らが開発を進めている金属粉の半溶融複合加工法は、金属粉を固液共存状態に加熱し、その状態で加圧成形し、金属粉の部分溶解によって発生する液相成分を介して粒子相互を接合させ、併せて各種の半溶融あるいは熱間・冷間の塑性加工を加え、所要の製品を得ようとするものである。また、半溶融状態下における粒子間の接合及び加工に際しては、この液相成分の存在により、加工力の大幅な低減も達成できる。したがって、金属粉の加工の分野において、半溶融複合加工法は、比較的小規

\* 塑性と加工, 30 (1989), 1427. に掲載

\*\* 東京大学生産技術研究所、工学博士

\*\*\* 伸銅所製造部

\*\*\*\* 東京大学生産技術研究所

模の設備で実行し得る簡便、かつ、有用な加工法であると考えられる。

この問題に関連して、筆者らは既に、アルミニウム合金粉を、半溶融複合加工（半溶融鍛造及び熱間・冷間圧延）法により板材へと加工するプロセスについて研究を進め、得られた板材について機械的性質等を調べ、また、一部、アルミナ粒子を強化粒子として含む複合板材も製造可能なことを示した<sup>1)2)</sup>。

本研究では、アルミニウム合金粉をマトリックスとし、強化粒子として採用したアルミナを体積含有率で最高40%まで含む複合粉を、半溶融複合加工法により板材に加工する場合について、健全な製品を得るために必要な加工条件と、得られる板材の二次加工性、特に曲げ性について検討した。すなわち、上記複合粉を、半溶融鍛造及び熱間圧延により板材へと加工する場合について、アルミナ含有率・アルミナ粒度及びマトリックス材質、あるいは加工温度、圧延圧下率等を種々変化させ、製品の内部構造や表面性状に与えるそれらの影響について評価検討し、さらに、得られた複合板材の硬さ並びに曲げ性に影響を及ぼす要因と、その度合について明らかにした。

## 2. 実験方法及び条件

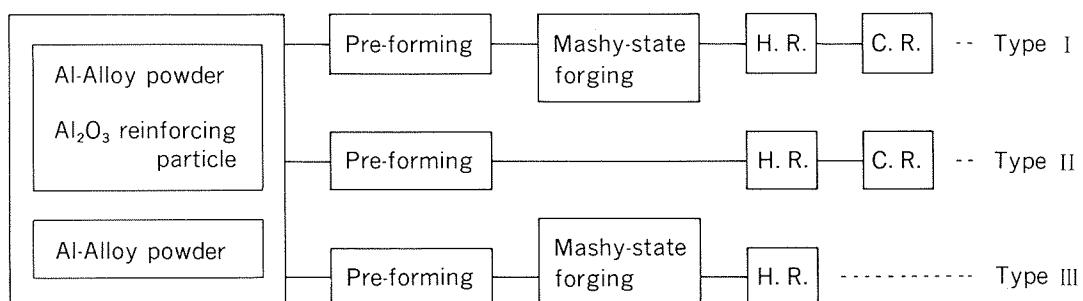
実験条件をまとめてTable 1に示す。マトリックスとしては、6061合金粉を主に使用し、また、一部2014合金粉も使用した。強化粒子としては、#100、#400、#1200、#3000で表示される粒度の異なる4種類のアルミナ粉を用いた。

採用した半溶融複合加工プロセスの概要をFig. 1に示す。図中、3種類のプロセスを示すが、Type Iのプロセスでは、まず、アルミニウム合金粉とアルミナ粉との混合粉を金型内に入れ、室温にて予成形し、その後、半溶融鍛造により、(幅×長さ×厚さ=) 40×80×3~8mmの複合材試片を作製し、次に、この試片を厚さ1mm程度にまで熱間・冷間圧延して製品板材を製造した。Type IIのプロセスは、半溶融鍛造工程を省略したもので、半

Table 1 General chart of experimental conditions for manufacturing composite sheets by complex mashy-state processings.

<u>Material</u>	
Matrix	6061 alloy air atomized powder (- # 250 : max.63μm) (- # 325 : max.44μm)
Reinforcing particle	2014 alloy air atomized powder (- # 250 : max.63μm) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> powder (# 100 : about 149μm) (# 400 : about 37μm) (# 1200 : about 13μm) (# 3000 : about 5μm)
<u>Pre-forming</u>	31kgf/mm <sup>2</sup> , room temp.
<u>Mashy-state forging</u>	
Forging temp.	620~650°C
Pressure	20kgf/mm <sup>2</sup>
Holding time	60s
<u>Rolling</u>	
Rolling temp.	Hot : 6061 series : 550°C 2014 series : 450°C Cold : room temp.
Lubrication	No lubricant
<u>Equipments</u>	
Forging press	Oil hydraulic press max. capacity : 100t
Rolling mill	Two-high mill Roll size : φ250×110 <sup>6</sup> mm
Rolling speed	60rpm

溶融鍛造工程の影響についてType Iのプロセスと比較するためのものである。さらに、アルミナ粉の体積含有率が増加するにつれて、複合材の冷間加工性が劣化するのを避けるために、熱間圧延のみにより板材を製造したのが、Type IIIのプロセスである。



※ H. R. : Hot rolling, C. R. : Cold rolling

Fig. 1 Schematic illustration of three complex mashy-state processings tested in this study.

Table 2 General chart of conditions for manufacturing composite sheets.

Group	Type of processing	Material		$V_p^{(1)}$ (%)	Mashy-state forging temp. (°C)	Reduction in thickness (%)		
		Matrix	$\text{Al}_2\text{O}_3$			Hot	Cold	Total
A	I	6061	# 400	10	620~630	44~50	35~75	65~87
B	I	6061	—	—	620~624	47~50	29~74	62~87
C	II	6061	# 400	10	—	41~50	25~65	58~83
D	III	6061	# 100	30	631~651	80~83	—	80~83
			# 1200		630~650	80~84	—	80~84
E	III	6061	# 1200	20	639~642	61~85	—	61~85
F	III	6061	# 100	0~35	640~645	80~84	—	80~84
			# 400	10~40	640~644	79~83	—	79~83
			# 1200	10~35	640~642	79~84	—	79~84
			# 3000	10~30	640~643	80~87	—	80~87
G	III	6061	6061	0, 20	640~642	79~84	—	79~84
			2014		630	79~83	—	79~83

(1)  $V_p$ : Volumetric fraction of reinforcing particle ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )

Table 2 に、各種複合板材の製造条件を示す。A～Cのグループは、強化粒子の有無及び半溶融鍛造工程の有無の影響について検討したものであり、D～Gのグループは、得られた複合板材の硬さ並びに曲げ性について検討したものである。

### 3. 実験結果及び考察

本研究では、主に硬さと曲げ性により、得られた複合板材の特性の評価を行った。硬さは、板材表面をロックウェルFスケールにより測定した。また、曲げ性については、室温における3点支持曲げ試験において、外面側割れ発生時のポンチ押込み量により評価した。曲げ試験においては、支点間距離を70mmと一定にし、先端部半径が5mmの幅方向に一様なくさび状断面を持つポンチを用いて、試片に長手方向の曲げを加える方法を採用した。なお、最大押込み量は30mmである。曲げ試験片は、圧延方向と平行に切り出し、その寸法は、(幅×長さ)=10×150mmである。

#### 3.1 半溶融鍛造工程の有無の影響

##### 3.1.1 マトリックス粒子の展伸に及ぼす影響

半溶融鍛造後に48%程度の熱間圧延を行い、その後、55～57%の冷間圧延を行った複合板材のマトリックス粒子の展伸状況について、光学顕微鏡で観察した結果をFig. 2に示す。ここで、(b)の黒い固まりは、アルミナ粒子である。強化粒子を含まないBグループの板材では、粒子がほぼ均一に展伸され、繊維状組織となっているのに対し、強化粒子が存在するAグループの板材では、強化粒子がマトリックス粒子の展伸に対して障害要因となり、

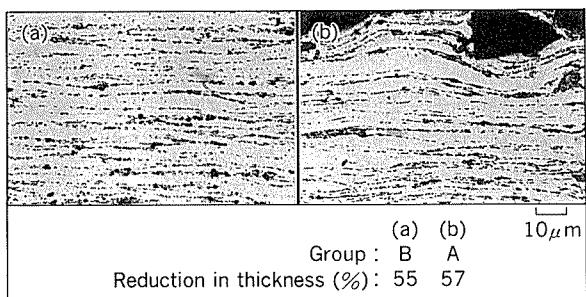


Fig. 2 Fiber structures of rolled sheets : (a) sheet made of Al-alloy powder : (b) composite sheet including reinforcing particles.

その結果、マトリックス粒子は湾曲し、厚みの大きい部分と小さい部分ができる、不均一な展伸状態となる。このようなマトリックス粒子の展伸あるいは繊維状組織の発達そのものは、半溶融鍛造工程の有無によらず見出されるが、後述するように、展伸の程度あるいは繊維状組織の発達の度合は、半溶融鍛造条件により異なる。

##### 3.1.2 曲げ性に及ぼす影響

A, B, Cの各グループの板材の曲げ性の測定結果をFig. 3に示す。Cグループの板材は半溶融鍛造を経ていないものであるが、半溶融鍛造を行ったAグループの板材と比較して、曲げ性が低いことが分かる。このことは、半溶融鍛造により良好な粒子間の接合が達成され易く、それによって圧延後の板材の曲げ変形能が向上することを意味している。

強化粒子を含まないBグループの板材については、ポンチ押込み量が30mmでもほとんどき裂が発生せず、曲

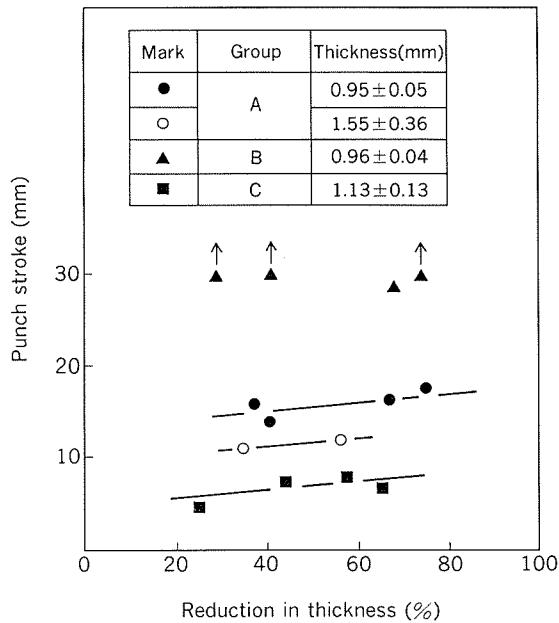


Fig. 3 Effects of the reduction in thickness at cold rolling on the formability for bending.  
(A, B, C groups on Table 2)

げ性は良好である。これは、強化粒子が存在しないため、圧延加工やその後の曲げ変形に際して、強化粒子とマトリックスの境界におけるき裂やはく離の発生がないこと、また、圧延に伴うマトリックスの展伸に対して強化粒子という障害がなく、纖維状組織が発達しやすいためであると考えられる。

### 3.2 複合板材の硬さ並びに曲げ性に影響を与える要因の検討

#### 3.2.1 半溶融鍛造温度の影響

半溶融鍛造温度を630, 640, 650°Cと変化させた場合について、圧延後の板材の硬さ及び曲げ性の測定結果をFig. 4に示す。硬さに対する半溶融鍛造温度の影響は、あまり顕著に現れていない。一方、曲げ性に与える半溶融鍛造温度の影響については、強化粒子として用いたアルミナ粉の粒度によって異なる傾向が見られる。

細粒である#100アルミナを含有する板材では、半溶融鍛造温度の上昇に伴い、熱間圧延後の曲げ性は劣化する結果となった。これは、6061合金における温度630~650°Cでの固相分率は、70~40%程度と考えられるが、半溶融鍛造時の温度上昇(固相率の低下)により、マトリックスの残留固相粒子の著しい小径化が起こり、その結果、熱間圧延によるマトリックス粒子の展伸、すなわち、纖維状組織の発達が十分起こらず、これが、得られた板材の加工性、すなわち、曲げ性の劣化につながったものと考えられるが、固相粒子の小径化については、いまだ定量的な調査を行っておらず、推定の域を出ない。また、同じく#1200アルミナを含有する板材の場合、半溶融鍛造温度が630°Cでは、曲げ性の測定値のはらつきが大きかったが、これは、逆に半溶融鍛造時のマトリッ

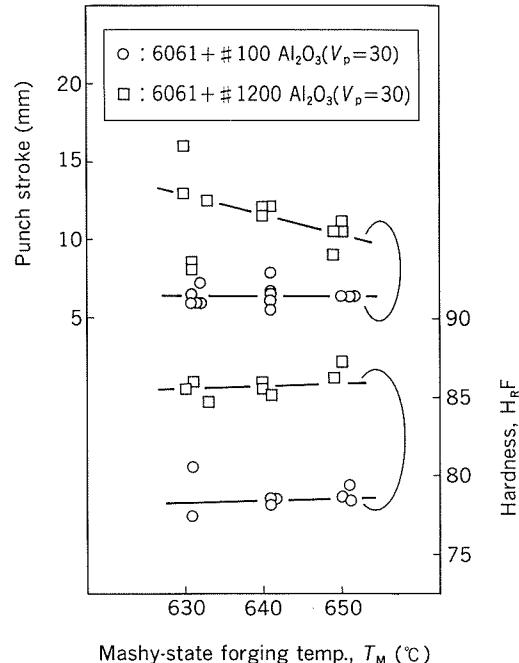


Fig. 4 Effects of the mashy-state forging temp. ( $T_M$ ) on Rockwell hardness number (F scale) and the formability for bending. (D group on Table 2)

クスの液相量が少ないために、粒子間の間隙に液相が十分浸透せず、アルミナ粒子の焼ぐるみ状態が不完全であり、マトリックス粒子及びマトリックスとアルミナ粒子の接合が、十分達成されたり、されなかったりする不確実性に起因するものと考えられる。また、マトリックスと強化粒子の接合については、一連の観察より、境界面が化学的に結合したものではなく、あくまでも機械的結合であると考えられる。

一方、#100アルミナを強化粒子とする板材では、曲げ性が半溶融鍛造温度にあまり依存しない結果となった。この場合、アルミナ粒子が非常に大きいので、それが熱間圧延時のマトリックス粒子の展伸の障害となり、既に指摘したように、圧延後のマトリックスは湾曲した組織になる。したがって、圧延前のマトリックス粒子がたとえ大きくても、その展伸が起こりにくく纖維状組織の発達が不十分となるため、曲げ性はそれほど向上せず、鍛造温度への依存性が薄れたものと考えられる。

#### 3.2.2 热延圧下率の影響

Eグループの各板材は、3~4パスの熱間圧延を加えたものであるが、熱間圧延であることを考慮して、その最終パスの圧下率が、得られた板材の硬さ及び曲げ性に与える影響を整理した結果が、Fig. 5である。図より、圧下率の増加に伴い硬さが増加していることが分かるが、これは、熱間圧延とはいもののロール表面温度は室温に近いため、被加工材は急冷され、マトリックスは多少加工硬化しているためと考えられる。この観点からいえ

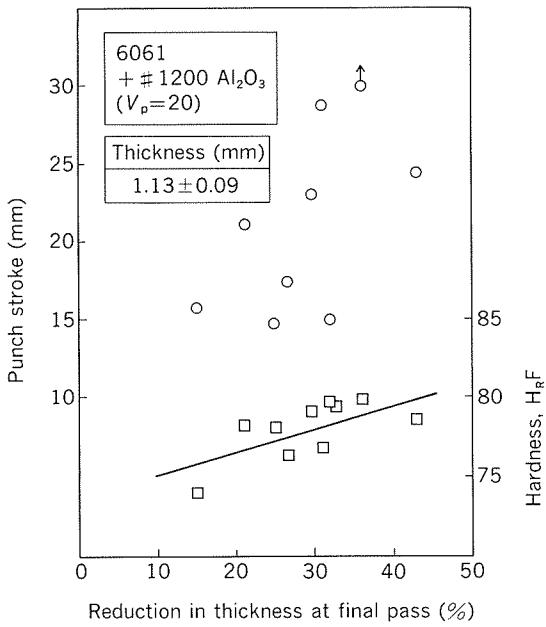


Fig. 5 Effects of the reduction in thickness at the final pass of hot rolling on Rockwell hardness number (F scale) and the formability for bending. (E group on Table 2)

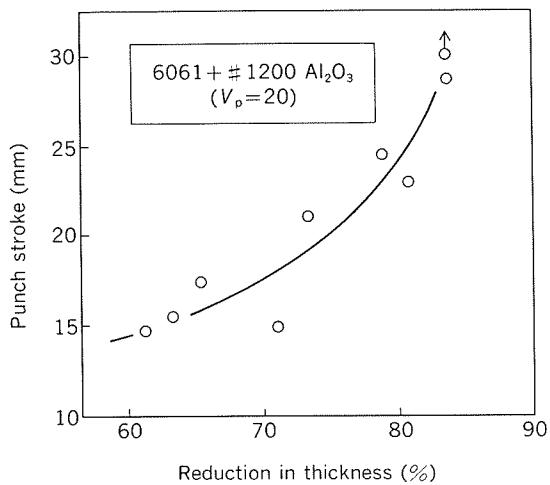


Fig. 6 Effects of the total reduction in thickness on the formability for bending. (E group on Table 2)

ば、板材の曲げ性については、加工硬化の度合が小さい、すなわち、最終バスの圧下率が小さい方が、曲げ性は良いと考えられるが、これらの相関は認められない。

次に、第1バスから最終バスまでの総圧下率が板材の曲げ性に与える影響を調べた結果を、Fig. 6に示す。図より総圧下率の増大に伴い、板材の曲げ性が向上していることがわかる。これは明らかに、総圧下率の増大による板材内部のマトリックス粒子の展伸、すなわち、纖維状組織の発達が、曲げ性向上に寄与していることを示している。したがって、Fig. 5において、曲げ性の値にはらつきが生じているのは、最終バスの圧下率が同程度で

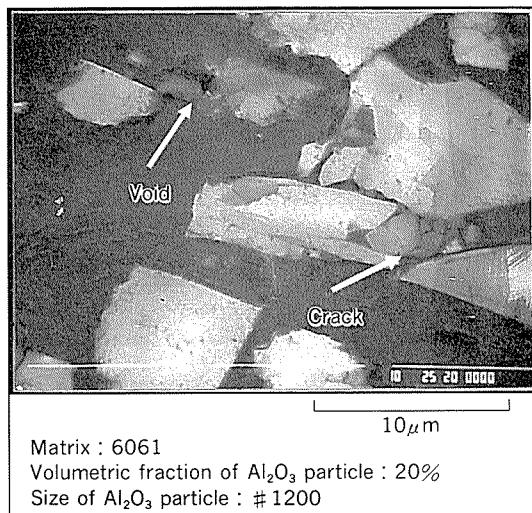


Fig. 7 SEM photograph of an internal structure of a hot rolled composite sheet. (Reduction in thickness : 83%)

あっても総圧下率の異なる試料であるため、纖維状組織の発達程度が異なっているためといえる。

圧延加工が、得られる板材の内部構造に与える影響として、マトリックスの纖維状組織の発達ばかりでなく、内部構造の健全性についても検討した結果を次に示す。Fig. 7は、圧延後の板材内部のSEM像であるが、アルミナ粒子の割れ、及びアルミナ粒子近傍に空隙と思われるものが、若干観察される。一連の観察結果より、このアルミナ粒子の割れは、圧延時の強加工によって生じたものであり、空隙も強加工時に生じたマトリックスとアルミナ粒子のはく離に起因するものと考えられる。したがって、総圧下率や1バスでの圧下率が大きいほど、マトリックス粒子は展伸し、曲げ性向上に寄与するが、反面、空隙等が生じ、曲げ性を劣化させる可能性も増大することに注意する必要がある。

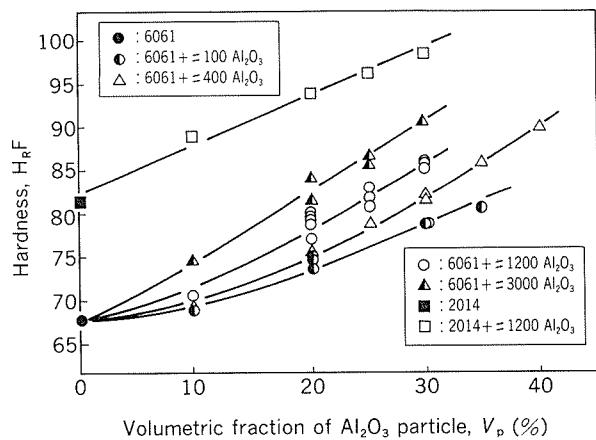


Fig. 8 Effects of the volumetric fraction of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles ( $V_p$ ) on Rockwell hardness number (F scale). (F, G group on Table 2)

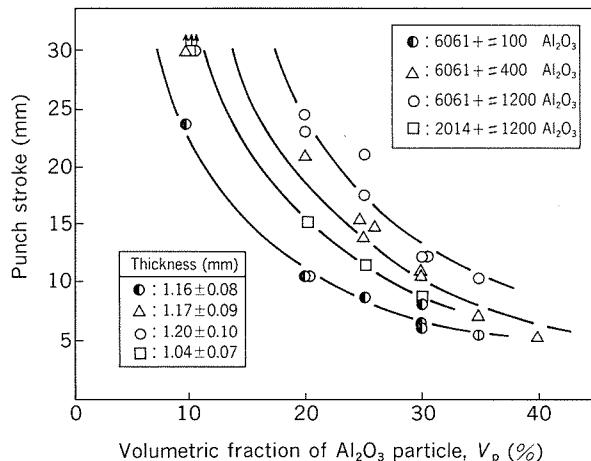


Fig. 9 Effects of the volumetric fraction of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particles ( $V_p$ ) on the formability for bending. (F, G group on Table 2)

Table 3 Effects of volumetric fraction and size of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle on Rockwell hardness number(F scale) and formability for bending.

$\text{Al}_2\text{O}_3$ particle		Hardness	Formability for bending
Volumetric fraction	Up	↑	↓
	Down	↓	↑
Particle size	Large	↓	↓
	Small	↑	↑

↑ : Improvement (increase)  
↓ : Deterioration (decrease)

### 3.2.3 アルミナの粒度及び体積含有率の影響

複合板材中のアルミナ体積含有率とその硬さの関係を、アルミナの粒度をパラメータとしてFig. 8 (前頁) に示した。また、同様に曲げ性について示した結果が、Fig. 9である。

Table 3にこれらの結果をまとめて示したが、↑は向上(増大)を示し、↓は劣化(減少)を示す。複合板材の硬さと曲げ性は、アルミナの体積含有率の増加に対して、逆の増加または低下の傾向を示すが、粒度については、どちらも細粒の方が向上するという結果を得た。同じ体積含有率でも、アルミナ粒子が細粒であると、その数が増加するため一様、かつ、密に分布することとなる。さらに、細粒であるほど、圧延加工時にマトリックスの展伸に際してアルミナ粒子が容易に追従するため、マトリックスが纖維状組織になり易く、その結果、曲げ性が向上するものと考えられる。

### 3.2.4 マトリックス材質の相違による影響

マトリックス材質として6061合金及び2014合金を用いた場合、得られる複合板材の硬さ及び曲げ性の比較を、前出のFig. 8と9に示す。アルミナの粒度は#1200、ま

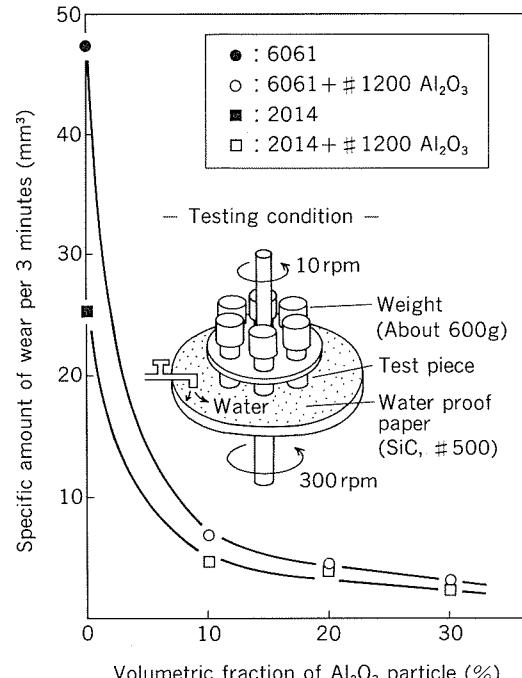


Fig. 10 Effects of the volumetric fraction of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particles ( $V_p$ ) on the specific amount of wear of composite sheets. (G group on Table 2)

た、その体積含有率は20%である。2014合金は6061合金より高強度合金であるため、硬さの測定値に対して、それが、反映されている。一方、曲げ性については、2014合金をマトリックスとして用いた複合板材は、<6061 + #100 $\text{Al}_2\text{O}_3$ >と<6061 + #400 $\text{Al}_2\text{O}_3$ >との中間程度の加工性があり、高硬度の割には曲げ性は良好といえる。

Fig. 10には、耐摩耗性試験の結果を示す。図中に示すように、試験方法は既報<sup>3)</sup>と同様の方法にて行い、摩耗量によって耐摩耗性の評価をした。一般的に、硬さと耐摩耗性には対応関係があるよう、やはり高硬度の2014合金を用いた複合板材の方が、耐摩耗性は良好であることがわかる。しかし、アルミナを20%以上含む場合は、6061合金あるいは2014合金を用いた複合板材の耐摩耗性の差はわずかである。また、アルミナの含有率が10%程度であっても、アルミナを含有していないものに比べ、両者ともかなりの耐摩耗性を有しているといえる。

### 3.2.5 硬さと曲げ性の関係

Fig. 11は、3.2.3及び3.2.4の結果より、熱延圧下率が約80%のものについて硬さと曲げ性の関係を示したものであるグラフの右上方に行くほど、硬さと曲げ性が向上することを示す。例えば、マトリックスに6061合金を使用し、硬さ H<sub>R</sub>F 80 程度を確保したい場合、アルミナ粒度 #1200のものを強化粒子とすれば、含有率は20%ですむが、その粒子が#100ならば含有率は30%必要であること、また、そのときの変形能も#1200の方が4倍程度良いことが分かる。

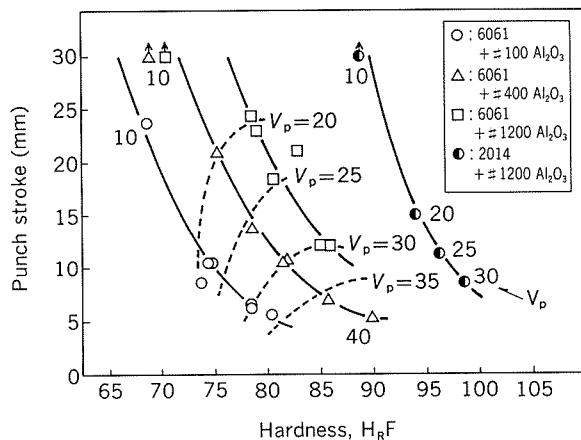


Fig. 11 Relationship between Rockwell hardness number (F scale) and formability for bending with varied volumetric fraction and size of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle. (F, G group on Table 2)

### 3.2.6 複合板材の硬さ及び曲げ性に影響を及ぼす加工条件のまとめ

以上の結果をふまえて、複合板材の硬さ及び曲げ性に与える加工条件の影響をとりまとめて、Table 4 に模式的に示す。

これは、個々の要因の単独の影響について示したものであり、実際の場合は、これらが相互に影響を及ぼし合う可能性がある。例えば、アルミナ粒子の大きさは、小さい方が纖維状組織の発達が容易になるため曲げ性を向上させるが、量が多くなるとマトリックスとアルミナ粒子間の接合を十分確保することが次第に難かしくなり、

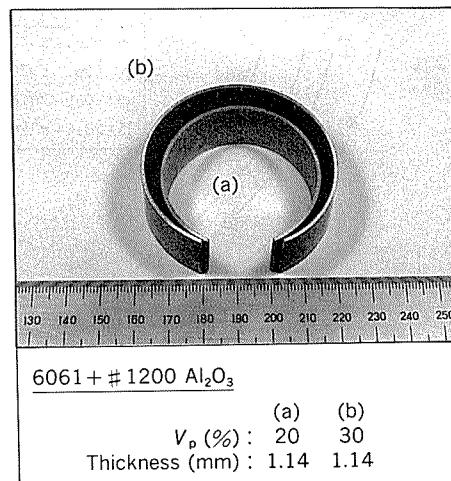


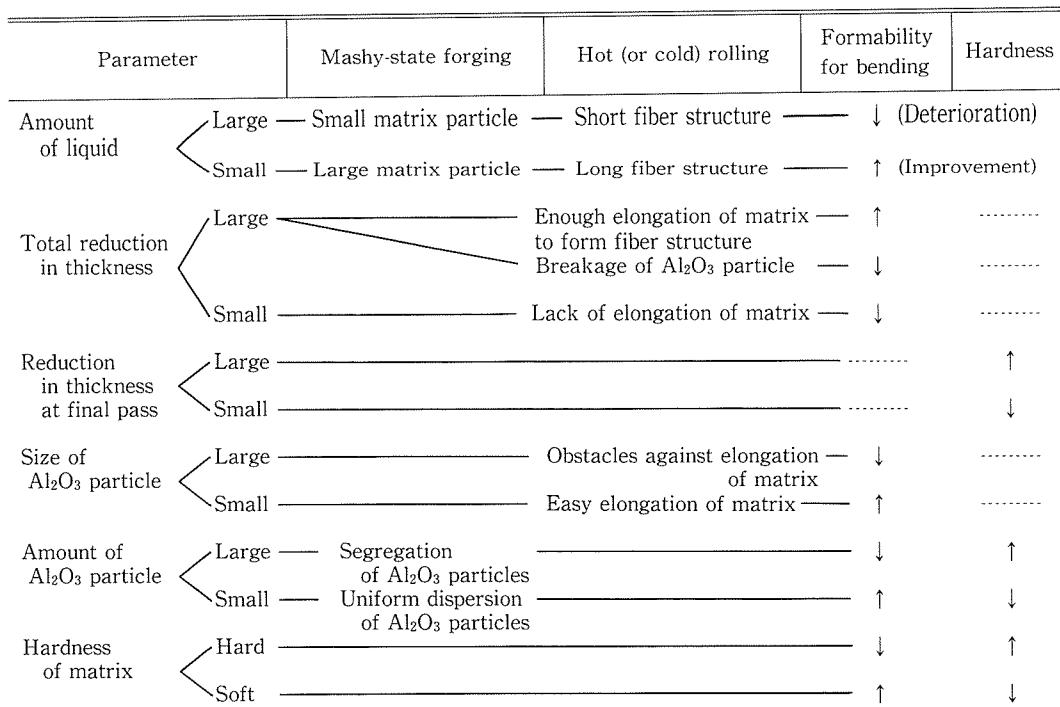
Fig. 12 Some products of  $<6061 + \#1200 \text{ Al}_2\text{O}_3>$  composite sheets made by 3-roll bending. (F group on Table 2, (a) reduction in thickness : 79%, (b) reduction in thickness : 81%)

場合によっては、曲げ性を劣化させる恐れがある。したがって、両者の総合された結果として、得られる複合板材の曲げ性が決まることがある。

### 3.2.7 製造された複合板材の応用例

本研究により得られた複合板材を3本ロールにより曲げ成形した例を、Fig.12に示す。これは、成形限界まで加工したものではなく、さらに小さな曲げ半径の製品を得ることも可能である。このような事例からも明らかなように、アルミナを高率に含有する複合板材でも、製造

Table 4 Schematic illustration of effects of parameters on Rockwell hardness number (F scale) and formability for bending.



条件が適切であれば良好な成形性を保持し得ることが分かる。

#### 4. ま　と　め

半溶融加工法の応用に関する研究の一環として、半溶融鍛造、熱間圧延、冷間圧延を複合的に適用することにより、アルミニウム合金粉をマトリックスとし、強化粒子（アルミナ）を体積含有率で10%～40%含有する6061及び2014合金の複合材（板材）を製造し、硬さ及び曲げ性の関係を調べた結果、以下のことが分かった。

(1) 半溶融加工工程は、強化粒子を含む粒子相互の良好な接合を達成する上で有効であり、半溶融加工を経た板材は、それを経ないものより曲げ性が向上する。

(2) 複合板材の圧延過程においては、強化粒子がマトリックス粒子の展伸変形の障害となり、強化粒子が大きく、また、含有率が高いほどマトリックス粒子は湾曲し、不均一な展伸状能となる。強化粒子が細かく、含有率が低いほど、均一な纖維状組織が発達しやすい。

(3) 圧延により、マトリックスの纖維状組織が発達するほど、得られる複合板材の曲げ性は向上する。

(4) 圧延条件が適切でないと、強化粒子とマトリックス粒子の界面に空隙、はく離、き裂等が発生し、曲げ性が劣化する場合がある。

(5) Table 4 に、得られる複合板材の硬さ及び曲げ性を向上、あるいは劣化させる要因をまとめて示した。これらの結果は、他のアルミニウム合金粒、あるいはそれらの混合粒をマトリックスとし、アルミナ以外の他の各種セラミックス粒子やセラミックス纖維を強化材として用いる複合材の製造についても、同様に応用できると考えられる。

#### 参　考　文　献

- 1) 木内 学, 杉山澄雄, 富岡美好, 山本隆嗣 : 昭61春塑加講論, (1986), 571.
- 2) 木内 学, 杉山澄雄, 山本隆嗣 : 37回塑加講論, (1986), 235.
- 3) 木内 学, 杉山澄雄 : 昭56春塑加講論, (1981), 575.

論 文

超音波 3 点測定法を用いた管の肉厚測定\*

大 嶽 篤\*\* 高 橋 伸 幸\*\*  
林 典 史\*\*\*

Measurement of the Wall Thickness  
of Seamless Tubes  
by a Three-probe Ultrasonic Method

Atsushi Odake, Nobuyuki Takahashi and Norifumi Hayashi

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## 超音波 3 点測定法を用いた管の肉厚測定\*

大 嶽 篤\*\* 高 橋 伸 幸\*\*  
林 典 史\*\*\*

### Measurement of the Wall Thickness of Seamless Tubes by a Three-probe Ultrasonic Method

Atsushi Odake, Nobuyuki Takahashi and Norifumi Hayashi

A continuous and automatic method to determine the wall thickness and the eccentricity of seamless tubes is under the development by a new three-probe ultrasonic method. The method seems to be simple and inexpensive compared with the conventional method. The basic experiments were carried out to confirm the validity of the method, using an off-line testing system and the results obtained were as follows.

- (1) The new method enabled to measure the wall thickness within an accuracy of  $\pm 0.01\text{mm}$  and calculate the eccentricity within an accuracy of  $\pm 1.0\%$ .
- (2) The wall thickness and the eccentricity of tubes of which outside diameter is from  $\phi 10\text{mm}$  to  $\phi 25.4\text{mm}$  can be measured if the lateral setting error of testing tube is within  $\pm 0.4\text{mm}$ .

#### 1. 緒 言

引抜き加工により製造される銅及び銅合金継目無管は、電気部品・熱交換器用材料・建築用材料・一般配管材料等に広く使用されている。近年、これら継目無管の寸法精度に対する要求は、厳しいものとなっている。特に、電気モータに使用されるコムュータ (Commutator) 用銅管やエアコン用ヘアピン薄肉銅管では、約  $1/100\text{ mm}$  の寸法精度が要求されている。従来、当社における継目無管（以後、管と称する）の肉厚及び偏肉検査は、管の両端部についてマイクロメータを用いて、人手により実施されていた。しかし、この方法では、管の全長にわたる検査はできないうえ、非能率的である。このため、管の測定精度及び省力の両面から管の寸法検査の自動化が望まれた。

自動寸法検査方法としては、鉄鋼業界で実用化された

放射線方式<sup>1)</sup>や回転式・多チャンネル式の超音波方式<sup>2)</sup>の採用も考えられるが、両方式とも価格面及び操作性の点から問題がある。一方、当社伸銅所では、押し出し直後の銅素管用に超音波パルス反射法による 3 点測定法を利用した自動偏肉測定装置を導入している。この方式は、安価で、かつ、検査効率の良い、管のオンライン全長肉厚及び偏肉測定方法となり得るが、精密な求芯機構（倣い装置）が必要である。したがって、銅素管のように外径が数種類と限定される場合と異なり、管外径が多種な最終製品ラインに導入することは、費用及び技術の両面から困難である。そこで、本方式を改良し、精密な倣い装置を用いず、かつ、幅広い範囲の外径の管に対応できる新 3 点測定方法を考案した。

本報は、新 3 点測定法の概要と、その有効性を確認するために行った基礎実験の結果について述べる。

#### 2. 測 定 原 理

Fig. 1 に 3 点測定法の測定原理図を示す。管の外円中心  $O_0$  が、常に探触子配置円中心  $P_0$  と一致しているとい

\* 日本非破壊検査協会平成元年度秋季大会  
(1989年10月6日、於・北九州市) にて一部発表

\*\* 技術研究所プロセス研究部

\*\*\* 技術研究所EMC開発室

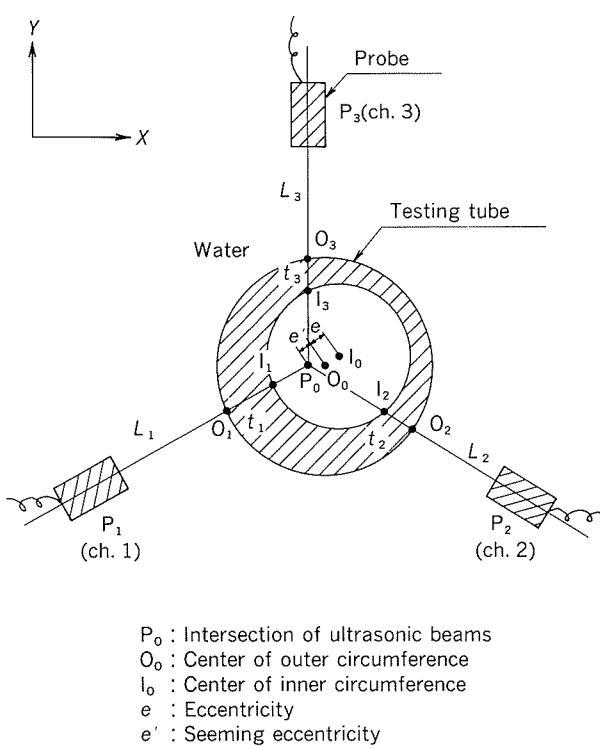


Fig. 1 Concept of three-probe method.

う前提のうえで、管を取り囲むように120°間隔で配置した3個の超音波探触子（以後、探触子と称する）により、管の3点の肉厚（ $t_1, t_2, t_3$ ）を同時に測定し、内円周上の点（ $I_1, I_2, I_3$ ）の座標を求める。そして、その三角形の外心として管の内円中心 $I_0$ を算出し、内円中心と内円周上的一点との距離により内径を求め、管の公称外径を用いて最大・最小・平均肉厚及び偏肉率を算出する方法である。

しかし、外円中心 $O_0$ と探触子配置円中心 $P_0$ とにずれ（以後、芯ずれと称する）が生じると、見掛けの偏心 $e'$ （外円中心と探触子配置円中心とのずれ量）が生じて、寸法算出値に誤差が発生する。このため、芯ずれを防止するための精密な倣い装置の付加が必要となる。特に、小径薄肉管の測定においては、その影響は大きくなる。

## 2.1 新3点測定法

考案した新3点測定法は、3点の測定点における水距離（探触子先端から被検査管外表面までの距離を称する）（ $L_1, L_2, L_3$ ）及び、肉厚（ $t_1, t_2, t_3$ ）を同時に測定し、その測定値により外円中心 $O_0$ 及び内円中心 $I_0$ を算出し、最大・最小・平均肉厚及び偏肉率等を求める。したがって、管の外円中心 $O_0$ と探触子配置円中心 $P_0$ とが一致している必要はなく、測定時の芯ずれによる誤差が排除でき、精密な倣い装置が不要となる。さらに、同一固定配置の探触子により、幅広い範囲の外径の管が測定できる。なお、本方式では管を真円と仮定している。

## 2.2 算出方法

120°間隔で配置した3個の探触子により、各測定点に

おける水距離（ $L_1, L_2, L_3$ ）、肉厚（ $t_1, t_2, t_3$ ）を同時に測定した値を用いて、 $P_1$ 探触子を原点とした直交座標における、外円周上の点（ $O_1, O_2, O_3$ ）及び内円周上の点（ $I_1, I_2, I_3$ ）の座標を求める。外円中心 $O_0$ （ $X_0, Y_0$ ）及び内円中心 $I_0$ （ $X_{00}, Y_{00}$ ）は、 $O_1, O_2, O_3$ 及び $I_1, I_2, I_3$ から成る三角形の外心として求める。管の偏心（ $e$ ）は、式(1)で示される。

$$e = \sqrt{(X_0 - X_{00})^2 + (Y_0 - Y_{00})^2} \quad (1)$$

Fig. 2に示すように、平均肉厚 $\bar{T}$ 、最大肉厚 $T_{\max}$ 、最小肉厚 $T_{\min}$ は、それぞれ式(2)、式(3)、式(4)で定義する。外円半径（ $R_0$ ）は、 $O_0 (X_0, Y_0)$ と $O_1 (X_1, Y_1)$ との距離、内円半径（ $R_1$ ）は、 $I_0 (X_{00}, Y_{00})$ と $I_1 (X_{11}, Y_{11})$ との距離により求める。

$$\bar{T} = R_0 - R_1 \quad (2)$$

$$T_{\max} = R_0 - R_1 + e \quad (3)$$

$$T_{\min} = R_0 - R_1 - e \quad (4)$$

ここに、 $\bar{T}$ ：平均肉厚

$T_{\max}$ ：最大肉厚

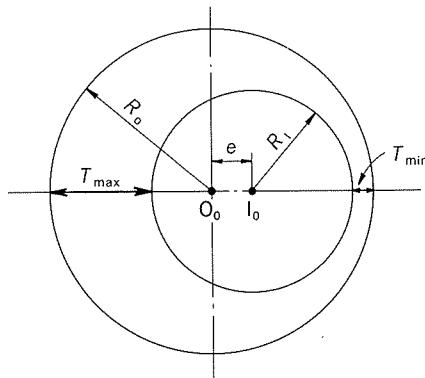
$T_{\min}$ ：最小肉厚

$$\text{外円半径} : R_0 = \sqrt{(X_0 - X_1)^2 + (Y_0 - Y_1)^2}$$

$$\text{内円半径} : R_1 = \sqrt{(X_{00} - X_{11})^2 + (Y_{00} - Y_{11})^2}$$

また、偏肉率は(5)式の定義により算出している。

$$\text{偏肉率} = \left( \frac{T_{\max} - T_{\min}}{2 \bar{T}} \right) \times 100 (\%) \quad (5)$$



where;

$\bar{T}$  : Average wall-thickness

$T_{\max}$  : Maximum wall-thickness

$T_{\min}$  : Minimum wall-thickness

$R_0$  : Radius of outer circumference

$R_1$  : Radius of inner circumference

$e$  : Eccentricity

Fig. 2 Definition of  $\bar{T}$ ,  $T_{\max}$ ,  $T_{\min}$ , and eccentricity percentage.

## 3. 実験装置

本方式の有効性を確認するため、オフライン用実験装置を作製した。実験装置は、ポイントフォーカス型水浸超音波探触子・超音波測定装置・信号処理及び演算処理

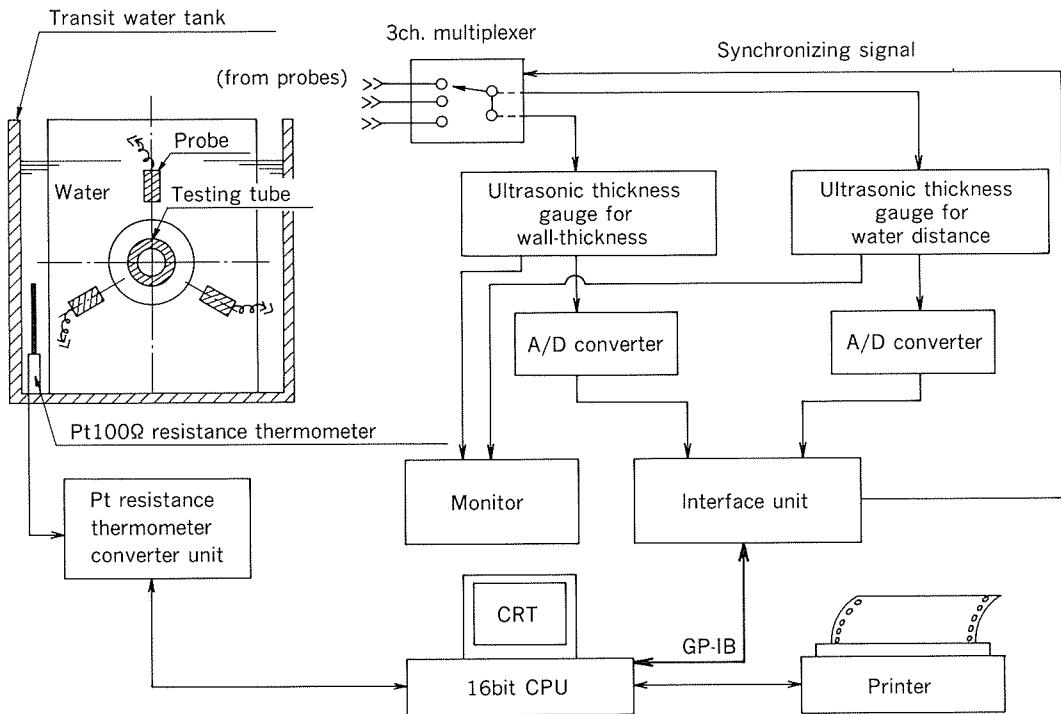


Fig. 3 Schematic diagram of the system of new three-probe ultrasonic method for off-line test.

装置から成る測定システムと局部水浸水槽・供試管保持用治具・探触子保持用治具から構成されている。

### 3.1 測定システム

Fig. 3 に測定システムの構成図を、Fig. 4 に測定装置の外観写真を示す。本システムは、オフライン用実験装置であり、測定時間を考慮する必要性がないことから、マルチプレクサ方式を採用している。

測定システムは、3 個の探触子、超音波測定装置・信号処理装置等から構成されている。各探触子からの信号は、3ch マルチプレクサにより、各 ch 毎に水距離測定用超音波測定装置と肉厚測定用超音波測定装置に分岐される。チャンネル切替は、信号処理装置からの切替信号により実行される。チャンネル切替時間は、120, 240, 480, 960, 1290ms の選択が可能である。

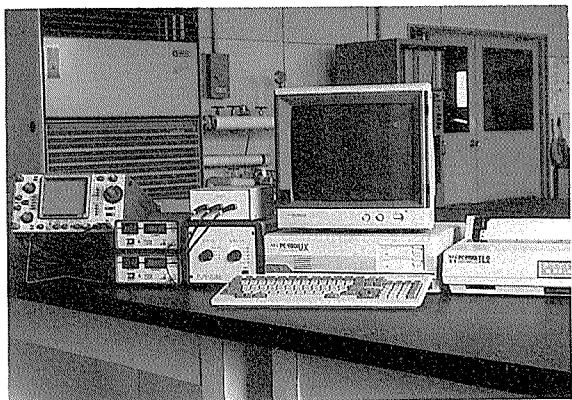


Fig. 4 Appearance of the measuring system for the wall-thickness and eccentricity.

超音波測定装置は、パナメトリクス社製 Model 5222 及び Model 5223 であり、 $\pm 1/1000\text{mm}$  の測定精度を有するものを使用した。各超音波測定装置のアナログ信号は、A/D 変換器によりデジタル信号に変換した後、信号処理装置及び GP-IB 装置を介して 16bit パーソナルコンピュータに入力される。パーソナルコンピュータは、前章で述べた演算処理を実施し、管の偏肉、最大肉厚、最小肉厚、平均肉厚等を算出し、その結果を CRT 装置及びラインプリンタに出力する。また、同システムには、水中音速の水温補正のため、白金測温抵抗体センサ及び同変換モジュールが付帯しており、常時水温の測定を行っている。

### 3.2 探触子及び探触子保持治具

探触子は、下記の高性能探触子を採用した。

- (1)型 式：水浸式ポイントフォーカス型探触子
- (2)周 波 数：25MHz
- (3)焦点距離：25.4mm
- (4)特 性：広帯域・高分解能形
- (5)焦点寸法： $\phi 3.2\text{mm}$

Fig. 5 に探触子の配置状態を示す。探触子は、上下及び首振り動作が可能な一軸ステージのマウントに取付けられており、120° 間隔に配置されている。

### 3.3 水槽及び供試管保持用治具

Fig. 6 に局部水浸水槽及び供試管保持用治具の概略図を示す。局部水浸水槽は循環方式であり、検出部水槽と供試管挿入部からの流出水を回収するための回収水槽の二重構造となっている。検出部水槽の水位は、流出水量と給水量をポンプ出力の調整により均衡させることで、

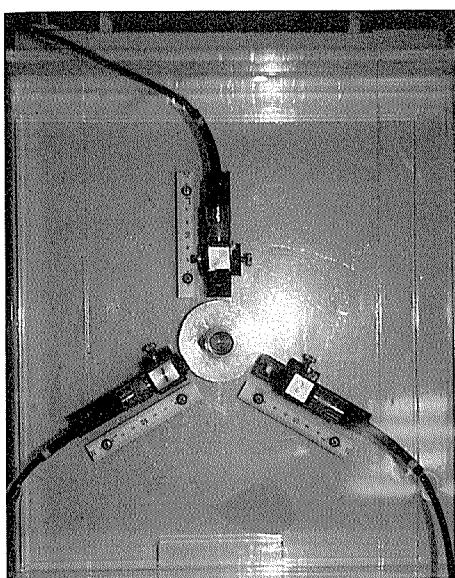


Fig. 5 Arrangement of probes.  
(at intervals of 120° around the tube.)

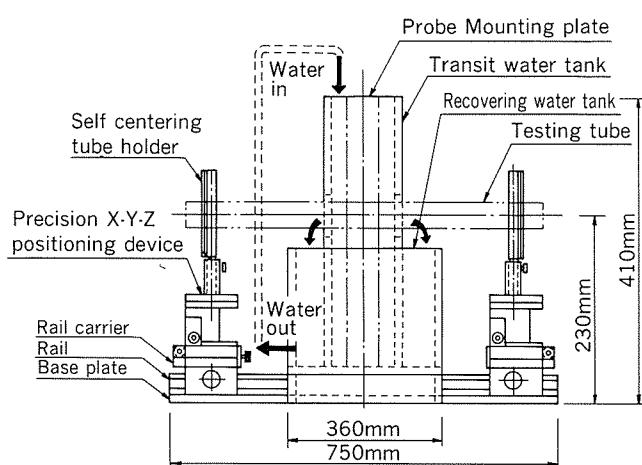


Fig. 6 Schematic diagram of transit water tank and testing tube holding device.

一定に保持している。供試管保持用治具の三次元位置決め精度は、 $\pm 1/100\text{mm}$ である。

### 3.4 肉厚及び偏肉測定フローチャート

Fig. 7 に肉厚及び偏肉測定フローチャートを示す。

肉厚及び偏肉測定のフローは、(1)初期設定値入力ルーチン、(2)測定サブルーチン、(3)演算処理ルーチン、(4)測定結果表示ルーチン、(5)データファイルルーチン、及び(6)グラフ表示ルーチンからなっている。

初期設定値入力ルーチンでは、探触子配置円中心から探触子先端までの距離（探触子設定距離と称する）・供試管No.・公称外径・公称肉厚をキーボードから入力する。入力された探触子設定距離からは ch.1 探触子先端を原点とする直交座標における各 ch 探触子先端の座標が算出される。

測定サブルーチンは、管理プログラムを実行し、超音

波測定装置の肉厚及び水距離測定値を信号処理装置及びGP-IB インターフェイスを介してパーソナルコンピュータに取込むと共に、白金測温抵抗体変換モジュールから水槽内の水温測定値を入力する。また、同ルーチンには、データ異常判別プログラムが付帯されている。

演算処理ルーチンは、肉厚測定値及び水温補正された水距離測定値から、供試管の最大肉厚・最小肉厚・平均肉厚・偏心量・偏肉率及び偏心方向を算出する。

測定結果表示ルーチンは、上記に示した演算結果をCRT装置に表示するものであり、データファイルルーチンは、必要に応じて、それらのデータをランダムファイルにセーブするものである。Fig. 8 に測定結果のCRT表示画面の一例を示す。

グラフ表示ルーチンは、ファイルされた各種データのグラフ表示と測定により得られた内円及び外円の方程式から測定断面における全円周の肉厚の算出及びそのグラフ表示が可能である。

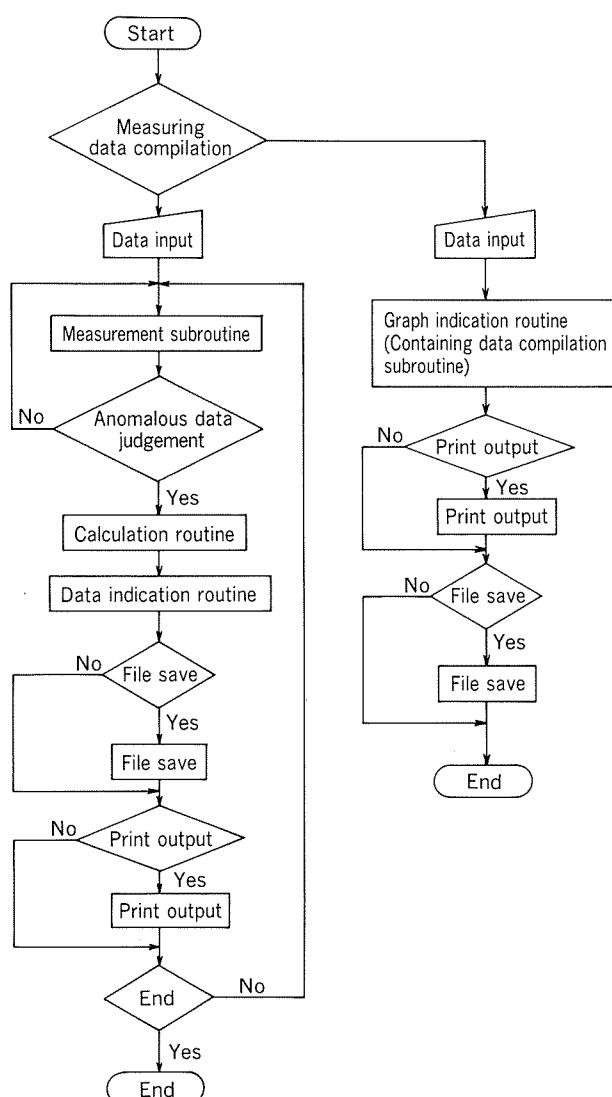


Fig. 7 Flow diagram of measuring the wall-thickness and eccentricity of tube.

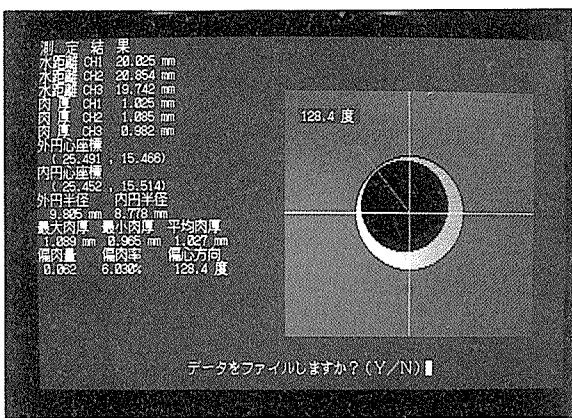


Fig. 8 An example of display of result.

#### 4. 実験結果

##### 4.1 水温の影響

新3点測定法では、水距離を正確に測定することが重要である。水距離は、超音波探触子から発振された超音波ビームが供試管表面に反射し、再び超音波探触子に受信されるまでの時間から算出しており、水中音速の温度変化の影響を受ける。水中音速と水温との関係については、多くの実験が行われているが、その結果は必ずしもよく一致していない<sup>3)</sup>。現在、最も正確と考えられているGreenspan-Tschieggの実験式<sup>4)</sup>によると、水中音速は、0.7°Cで最小値1400m/sとなり、それ以下の水温では急増して1522m/s程度となる。また、0.7°C以上の水中音速は、水温の上昇と共に増加し、約74°Cで最大値1556m/sを示す。

通常の水浸式超音波測定における水温は、年間をとおして約10°C～30°Cの範囲と予想されるが、この範囲の水中音速は、10°C毎に約30m/sと大きな変化を示し、水距離測定値に対して水温補正を行う必要がある。水温補正用としては、前記のGreenspan-Tschieggの実験式を用いることも考えられるが、測定装置特性等を考慮すると、直接用いることはできない。このため、実験装置の水距離測定系の水温変化による測定値の変化量の把握と独自の水温補正式を求めるため実験を行った。

供試管と探触子先端との距離を25mmとし、水温30°Cで超音波測定装置の音速調整を行い、測定表示値を25mmに設定した。次に、水温を30°Cから5°Cまで変化させ、水温と水距離測定表示値を測定した。Fig. 9に水温と水距離測定値との関係を示す。

Fig. 9から水温の低下に伴い水距離測定値は、増加する傾向を示し、水中音速が低下していることが分かる。

実験で求めた多項回帰式

$$WL = 26.710 - 0.1T_w + 0.001T_w^2 \quad (WL: \text{水距離表示値}, T_w: \text{水温})$$

では、水温が30°Cから5°Cに変化した時の水距離指示の変化量は、約1.2mmである。また水温5°Cと

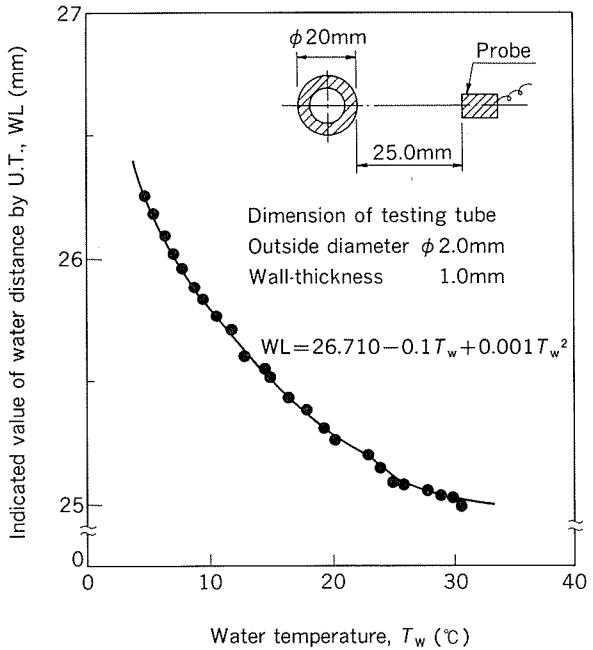


Fig. 9 Relation between water temperture and indicated value of water distance by U.T..  
(calibrated at 30°)

30°Cとの水中音速比は1.049となり、Greenspan-Tschieggの実験式

$$V = 1402.736 + 5.03358T_w - 0.0579506T_w^2 + 3.31636 \times 10^{-4}T_w^3 - 1.45262 \times 10^{-6}T_w^4 + 3.0449 \times 10^{-9}T_w^5$$

から求められる5°Cの水中音速(1426.50m/s)と30°Cの水中音速(1509.44m/s)との水中音速比1.052に比べてやや低い値となった。しかし、各chとも同様な結果を示していることから、本実験装置の水距離測定系の特性によるものと判断し、各ch毎に求めた多項回帰式により、水距離の水温補正を実施した。

##### 4.2 求芯精度及び測定可能な管外径の範囲

新3点測定法では、倣い装置を用いず固定配置した3個の探触子により、幅広い外径の管の肉厚及び偏肉測定を行うことを目的としている。求芯精度及び測定可能な管外径範囲を把握するため、芯ずれ許容値及び管径の変化に伴う水距離変化による影響について調査した。供試管は、外径6.0～25.4mm、肉厚0.3～1.2mmのリン脱酸銅管を用いた。

###### (1) 芯ずれの影響

探触子を供試管中心軸に対して左右方向に移動させ、水距離測定用超音波測定装置または肉厚測定用超音波測定装置のいずれか一方が測定不能となる探触子移動量(芯ずれ許容値)を測定した。水距離設定値は、探触子の焦点距離である25.4mmとその半分の距離の12.7mmとした。Fig.10に実験結果を示す。

外径が大きくなるほど芯ずれ許容値は、大きくなる傾向を示した。水距離が焦点距離より小さい場合には、芯ずれ許容値は、小さくなる傾向がある。また、水距離

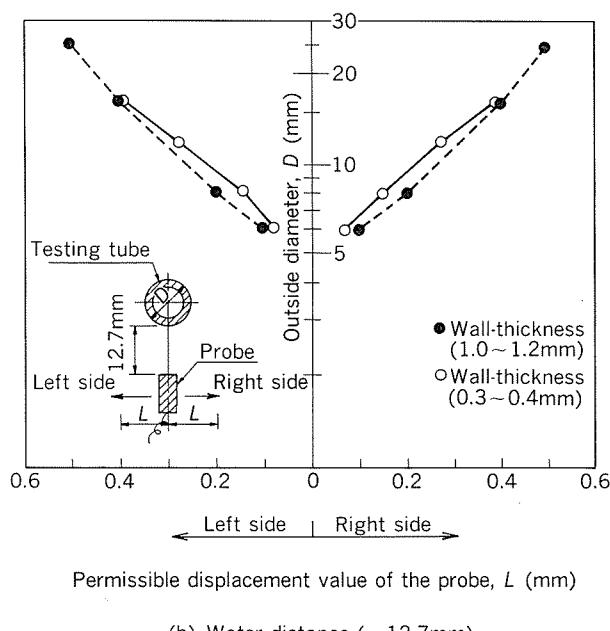
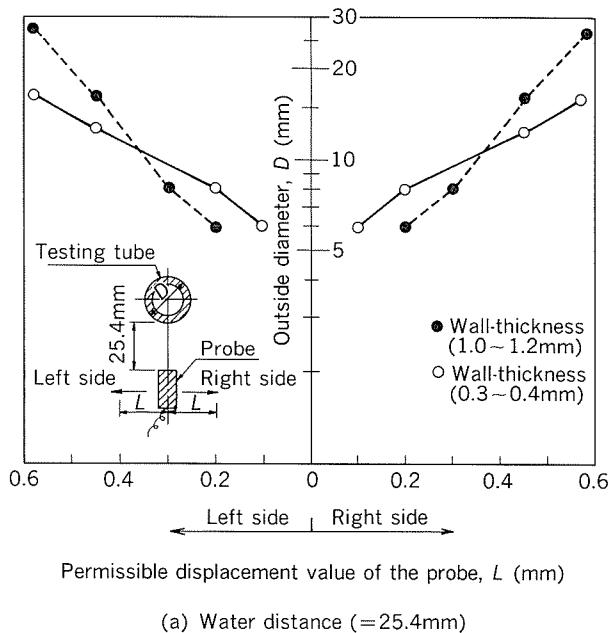


Fig. 10 Permissible displacement value of the probe ( $L$ ) vs. outside diameter and wall-thickness of tube.

25.4mmにおいては、外径が10mmを越えると、肉厚が厚い供試管の芯ずれ許容値が同一外径の薄肉管より小さくなる傾向が認められる。これは、肉厚の厚い管の内径が薄肉のものと比べて小さくなり、管内面からの反射エコーが低下するためと考えられる。

## (2) 水距離の影響

固定配置の探触子により、異なる外径の管を測定する場合には、管の外径の大小により水距離が変化する。この影響を調査するため、探触子を供試管中心軸に対して前後方向に探触子を移動させ、水距離測定用超音波測定装置または肉厚測定用超音波測定装置のいずれか一方が

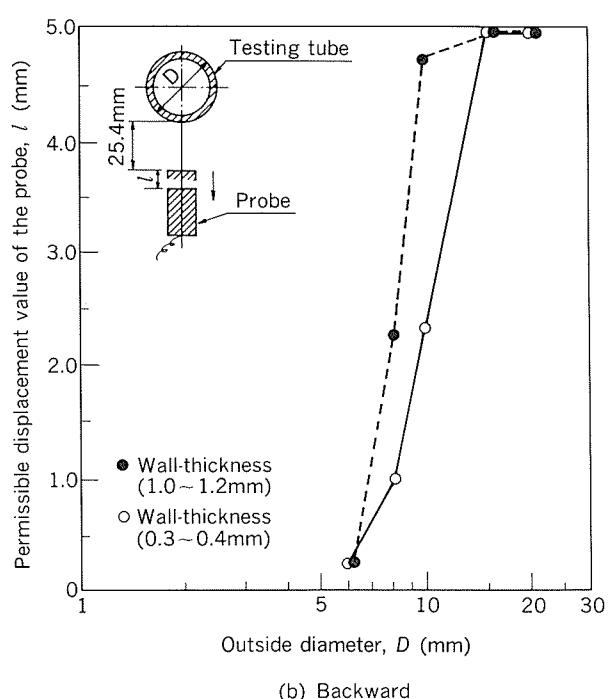
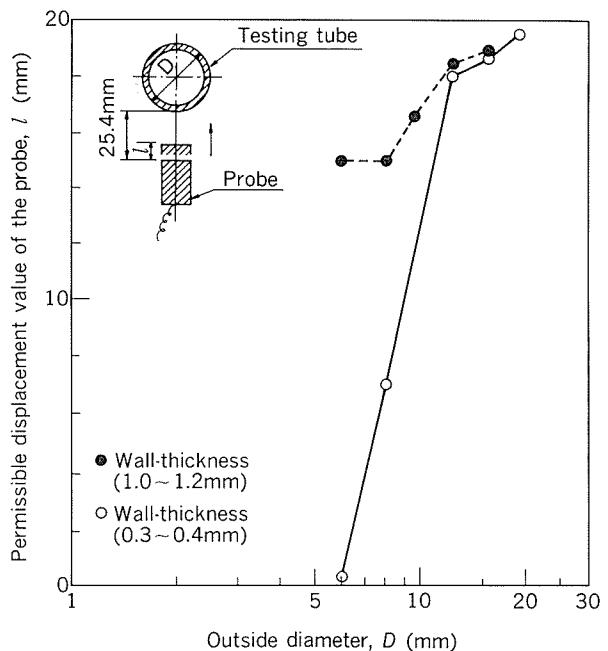


Fig. 11 Permissible displacement value of the probe ( $l$ ) vs. outside diameter and wall-thickness of tube.

測定不能となる探触子移動量を測定した。

Fig. 11に実験結果を示す。外径及び肉厚の大きい供試管ほど許容移動量が大きくなっている。外径8mmで肉厚が小さい供試管の許容移動量は、探触子の焦点距離(25.4mm)より水距離が短くなる前進移動では約7mm、焦点距離より水距離が長くなる後進移動では約1mmとなつた。外径6mmの供試管における許容移動量は、ほとんどなかった。

Table 1 Accuracy and reproducibility of measuring results by new three-probe method.

	Sample A; (Diameter $\phi 14.9\text{mm}$ , Nominal thickness 0.40mm)				Sample B; (Diameter $\phi 14.9\text{mm}$ , Nominal thickness 1.00mm)			
	Mean value with 3-probe method ( $\bar{x}$ ) ①	Standard deviation of ① ( $2\sigma$ )	Measured value by micrometer ②	Error ②-①	Mean value with 3-probe method ( $\bar{x}$ ) ①	Standard deviation of ① ( $2\sigma$ )	Measured value by micrometer ②	Error ②-①
Maximum thickness (mm)	0.400	0.004	0.399	-0.001±0.004	1.024	0.006	1.028	0.004±0.006
Minimum thickness (mm)	0.389	0.004	0.386	-0.003±0.004	0.980	0.006	0.980	0.000±0.006
Average thickness (mm)	0.394	0.002	0.393	-0.001±0.002	1.002	0.002	1.004	0.002±0.002
Eccentricity (mm)	0.006	0.004	0.007	0.001±0.004	0.022	0.008	0.024	0.002±0.008
Percentage Eccentricity (%)	1.45	0.78	1.66	0.21±0.78	2.20	0.54	2.39	0.19±0.54

#### 4.3 測定精度及び再現性

測定精度及び再現性を確認するため、回転ステージに取付けた供試管を30°間隔で回転させ、最大肉厚、最小肉厚、平均肉厚及び偏肉率を測定し、測定値の平均値とマイクロメータによる測定値との誤差を求めた。測定数nは、3回転分の36である。

Table 1に、外径14.9mm、公称肉厚0.4mmと1.0mmのリン脱酸銅供試管による測定結果を示す。Table 1の測定精度は、マイクロメータの測定値を真値としたものである。この結果から、本実験装置による、最大肉厚、最小肉厚及び平均肉厚の測定精度は、±0.01mmであり、偏肉率の測定精度についても、1.0%であることが確認できた。

#### 4.4 肉厚形状の算出精度

3点測定法は、供試管の3点の測定点における水距離及び肉厚測定値から管の外円及び内円の式を得ることができるので、それらの式と外円中心を通る直線の式との連立方程式を解くことで、測定断面における管の肉厚分布形状を求めることができる。Fig.12に3点測定法により算出した管の肉厚形状とマイクロメータにより30°間隔で測定した管の肉厚形状との比較を示す。供試管は、直径20.9mmの銅丸棒を偏肉率17%，平均肉厚1.45mmとなるように、棒の外径中心から内径中心を0.25mmずらして中ぐり加工した偏肉管である。Fig.12に示すとおり、両者の肉厚形状はよく一致している。この結果から、3点測定法は管全周の肉厚形状を精度良く測定できることが分かる。

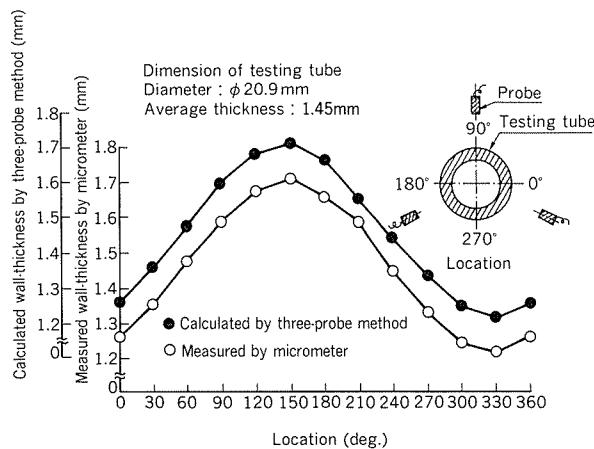


Fig. 12 Comparing the calculated wall-thickness profile by three-probe method with measured wall-thickness profile by micrometer.

#### 5. 考察

##### (1) 求芯精度と測定可能な管径範囲

調査実験の結果、外径8mm以上の管では、管外径の変化により、探触子と管表面との距離が変化しても、肉厚及び水距離測定には問題がなく、また、芯ずれ許容値も管外径とともに大きくなる傾向を示している。すなわち、測定対象とする最小外径の管の内面が焦点距離となるように探触子を配置すれば、それ以上の外径の管は、同一固定配置の探触子により測定可能と考えられる。例えば、被検査管を±0.2mmの精度で保持する場合は、外径8mmから外径25.4mmまでの管が測定可能となる。保持精度を±0.4mmとした場合には、外径10mmから外径25.4mmまでの管が測定可能となる。なお、外径が8mm未満の管の測定については、被検査管の保持精度が±0.1

mm以内となり、実用的ではない。

### (2) 測定精度

本方式による最大肉厚、最小肉厚、及び平均肉厚の測定精度は、 $\pm 0.01\text{mm}$ 、偏肉率は、1.0%であることが確認でき、マイクロメータによる測定精度とほぼ同等な検査が可能と考えられる。

### (3) 実用化に際する考察

オフラインによる各種調査実験により、本方式の有効性を確認することができた。しかし、本方式のオンライン化に際しては、実験装置に用いたマルチプレクサ方式は、測定時間が遅く、また同時測定が困難なこと、さらに測定装置が1台であるために一つの探触子についてしか校正ができず、他のchに測定誤差が生じる等の問題点があり、各探触子毎に1組の超音波測定装置を独立して配置する方式が必要と考える。

## 6. まとめ

小径薄肉銅及び銅合金継目無管の安価で、かつ、操作

性の良い全長肉厚及び偏肉測定方法として、超音波3点測定法の有効性を実験により確認し、以下の結果を得た。

- (1) 最大肉厚、最小肉厚、及び平均肉厚の測定精度は、 $\pm 0.01\text{mm}$ である。
  - (2) 偏肉率の測定精度は、1.0%である。
  - (3) 被検査管を $\pm 0.4\text{mm}$ の精度で保持すれば肉厚 $0.3\text{mm}$ 以上で外径 $10\text{mm} \sim 25.4\text{mm}$ までの管は、同一配置の探触子により測定可能である。
- 今後、本装置の実用化を目指して検討を行う予定である。

## 参考文献

- 1) 船生 豊、奥村 精、清水雅美、門野浅雄：オートメイション、28-10 (1983), 47.
- 2) 第66回特殊鋼部会資料：小径钢管用超音波自動寸法測定装置、(1981).
- 3) 実吉純一、菊地喜充、熊本乙彦：超音波技術便覧、日刊工業新聞社 (1978), 1202.
- 4) M. Greenspan and C. E. Tschiegg : J. of Res. Nat. Bureau of Standards, 59 (1957), 249.

論 文

In-situ Evaluation of Enhanced Heat Transfer  
Tubes for Surface Condenser (SC Tubes)\*

Tadashi Nosedani\*\*, Yasushi Hotta\*\*, Shiro Sato\*\*  
Katsuhiro Onda\*\*\*, Tadashi Nakamura\*\*\* and Yuhei Kato\*\*\*

---

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# In-situ Evaluation of Enhanced Heat Transfer Tubes for Surface Condenser (SC Tubes)\*

Tadashi Nisetani \*\*, Yasushi Hotta \*\*, Shiro Sato \*\*  
Katsuhiro Onda \*\*\*, Tadashi Nakamura \*\*\* and Yuhei Kato \*\*\*

35 integral low-finned tubes "SC907" with a fin density of 339 fins/m (9 fins/in.) and a fin height of 0.7 mm, and the same number of plain tubes were installed in a condenser of 500 MW unit in order to verify the enhanced condensing performance gained in a laboratory test. Three sets of 11 or 12 SC tubes and the plain tubes made of aluminum brass were assigned side by side in six sections ; along three steam flows (downward, horizontal and upward) in two zones (outer-laned and close-packed). The heat transfer performance of SC tubes were evaluated after six months and one year operations. In the six sections except the outer-laned zone along downward steam flow (i.e., the upper and outer portion of the bundle), SC tubes were appreciably less susceptible to condensate inundation than the plain tubes, and outperformed the plain tubes. The enhancement ratios in heat load of SC/Plain in the five sections were 107% to 125%, and those for overall heat transfer coefficient of SC/Plain were 118% to 151%. In the outer-laned zone along downward steam flow, large steam velocity presumably can create significant shear force on the condensate and strip it away, resulting in little difference between SC and the plain tubes.

## 1. Introduction

As a countermeasure to compensate the inevitable fouling factor on water-side for aluminum brass condenser tubes in terms of corrosion protection, a program on the enhancement of the steam-side heat transfer coefficient was initiated firstly with Technology Center of Kansai Electric Power Company from 1983 to 1985, secondly with Electric Power Technology and Development Center of Chubu Electric Power Company from 1986. Because aluminum brass condenser tubes which are the most popular ones in Japan have been protected from corrosion effectively by the inside fouling layer formed by ferrous ion injection into cooling seawater<sup>1)</sup>, so this water treatment is widely adopted in Japan. In other words, the stable employment of the copper alloy condenser

tubes could be established when the tubes are fouled by the protective film and/or any kind of self healing film to a certain extent such as about  $3 \times 10^{-5} \text{ m}^2 \text{ K/W}$  in fouling factor.

Cunningham<sup>2)</sup> reported promising data for an integral low finned tube with a fin density of 770 fins/m (fpm), a fin height of 1.35 mm and an area ratio of 3.85 dealing with steam condensation in a single row arrangement at atmospheric pressure. An enhancement of up to 35% in heat load was achieved. He observed that above a cooling water velocity of about 2 m/s condensate bridging the grooves occurred and resulted in a saturation of the condensing coefficient. Of particular interest is that even with high air concentration varying 4 % to 13.2 % by mass, the improvement in the condensing coefficient, while being lower than that without non-condensable gases, was maintained and non-condensable gases have less effect on the performance of the finned tube compared to the plain tube. This may be due to the non-condensable gases lowering the steam-side coefficient and so delaying the onset of condensate bridging. In our early tests for low finned

\* presented at  
The 1989 National Heat Transfer Conference,  
Philadelphia, Pennsylvania, U.S.A., August  
6-9, 1989.

\*\* Technical Research Laboratories.

\*\*\* Electric Power Research and Development Center,  
Chubu Electric Power Co.

tubes of 750 and 1025 fpm under water velocities of up to 2m/s<sup>3</sup>), nearly the same enhancement in heat load to that of Cunningham was obtained, but there was no increase in the enhancement with the higher fin density of 1025 fpm. These results and the studies by Rudy and Webb<sup>4) 5)</sup> suggested that the optimum fin density for an actual surface condenser would be lower due to condensate inundation when neglecting the blowing-off of condensate by the steam shear force.

Based on an optimization study concerning effective surface area and cooling water flow rate under a given outer diameter with variables of fin density and fin height<sup>6)</sup>, four kinds of finned tubes with rather low height fins for the purpose of flowing cooling seawater as much as possible were formed integrally from aluminum brass tubes ; fin densities of 275 fpm (7 fpi : SC7 series) and 339 fpm (9 fpi : SC9 series) and fin heights of 0.7 and 1.0 mm. The target of the enhancement was an increase in heat load by 8–10 % compared to the plain aluminum brass tubes under the conditions of the same outer diameter, the same pressure drop in water-side and the same fouling factor.

From a series of laboratory tests concerning the heat transfer performance at steam velocities of up to 30 m/s in vertical 7 rows arranged on staggered pattern under actual condenser vacuum conditions, and the pressure drop on water-side, SC907 with a fin density of 339 fpm (fin spacing : 2.2 mm) and a fin height of 0.7 mm was selected as the optimum, taking into account the water-side shape. As far as the steam-side heat transfer coefficient is concerned, SC707 was superior to SC907, but the higher pressure drop due to the inside corrugation or surface roughness associated with fin forming was not suppressed until the start of this field study. In relation to the fin density, Yau et al.<sup>7)</sup> and Wanniarachchi et al.<sup>8)</sup> conducted a comprehensive survey in a single row under a low steam velocity. The maximum steam-side heat transfer coefficient was found on the tubes with a higher fin density of more than 500 fpm (fin spacing : less than 1.5mm). We think that the discrepancy between Yau et al. and us probably resulted from condensate in-

undation. Significant progress has been made in understanding fluid flow and heat transfer during film condensation on integral fin tubes, and the mechanism of the enhancement is understood from the aspects of (1) thinning the condensate film between fins by concentrating the condensate to the fin corners using surface tension force<sup>9)</sup> and (2) preventing the condensate that drops on the tubes from spreading on the upper part axially<sup>10) 11)</sup>, but being unanswered about effects of fin and trough shapes, and the combined effect of condensate inundation and vapor shear<sup>12)</sup>. The detail of our preliminary test to be published will make some contribution.

The objective of this report is to present data on 35 pieces of SC907 tubes experimentally installed in "A" condenser of Atsumi Power Station, Chubu Electric Power Company, to reproduce the laboratory performance of SC 907 tube in the field.

## Nomenclature

$A$	: heat transfer surface area ( $m^2$ )
$C$	: constant
$C_p$	: specific heat at constant pressure (kJ/kgK)
$d_o, d_i$	: outer and inner diameters (m)
$F_v$	: amount of inside deposit (wet) ( $cm^3/cm^2$ )
$G$	: cooling water flow rate ( $m^3/h$ )
$\Delta H$	: pressure difference in Pitot tube (Pa)
$L$	: tube length (m)
$Q$	: heat load (kW)
$R_f$	: fouling factor ( $m^2 K/W$ )
$T_i, T_o$	: inlet and outlet cooling water temperatures ( $^\circ C$ )
$T_s$	: saturation steam temperature ( $^\circ C$ )
$\Delta T$	: log-mean temperature difference (K)
$U$	: overall heat transfer coefficient ( $kW/m^2 K$ )
$U_n$	: $U$ normalized by Eq. (7) ( $kW/m^2 K$ )
$v$	: cooling water velocity (m/s)
$\rho$	: density of seawater ( $kg/m^3$ )

## Subscripts

SC	: SC 907 tube
P	: plain tube

## 2. Experiment

No.1 unit with a capacity of 500 MW started in 1970. The condenser of this unit has four water boxes called "A" to "D" condensers. Each condenser contains 5916 aluminum brass tubes of 25.4 mm O.D. × 1.245 mm thickness × 13000 mm length and 449 welded titanium tubes of 25.4 mm O.D. × 0.5 mm thickness for air removal zone. Taprogge sponge ball cleaning system and debris filter were provided about ten years ago. The cooling water intake is located at the top of Mikawa Peninsula facing the Pacific Ocean, and its water quality is clean from ecological aspect as well as corrosive aspect to the aluminum brass condenser tubes. From the start of this power station, the chlorination of the cooling seawater and the ferrous ion injection for corrosion protection have not been permitted.

### 2.1 SC907 and plain tubes

Dimensions of the test tubes are given in Table 1. In manufacturing SC tubes, plain portions at both ends and lands corresponding to the supporting plates were left with a diameter slightly larger than the finned portions for easy roll-fitting to tube sheets and the increase in fretting and/or fretting corrosion resistance at the supporting plate tube holes. Appearance and geometries of SC tube are shown in Fig. 1. The critical point of the cross section is the radius at fin-roots; the smaller, the better for the condensing performance.

In order to avoid the confrontation with un-

Table 1 Dimensions of SC907 and plain tubes.

Test tube	SC907		Plain	
	Portion			
	Finned	Straight <sup>(1)</sup>		
Outer diameter (mm)	25.31	25.30	25.20	
Inner diameter (mm)	21.73	22.54	22.70	
Fin density (fpm)	339	—	—	
Fin pitch (mm)	2.95	—	—	
Fin width (mm)	0.74	—	—	
Fin height (mm)	0.65	—	—	
Root thickness (mm)	1.14	1.38	1.25	
Inside roughness (mm)	<0.05	—	—	
Alloy	Aluminum brass			

<sup>(1)</sup>Straight portion indicates both ends and lands.

scheduled outages because of the tube failure, mostly because of excessive tube vibration, fretting and/or fretting corrosion on outside tube surface at mid-span, the moment of inertia and the resonant frequency of a single full-length tube using the mounting frame simulated actual geometry in the condenser like Sebald and Nobles<sup>[3]</sup> were measured, and furthermore the tube deflection by steam flow was calculated. The moment of inertia of SC tube was lower than that of the plain tube by 23 %. According to the method proposed by Sebald<sup>[4]</sup>, the maximum deflection between the long span was reckoned 1.09 mm under a steam velocity of 0.5 Mach, being less than 20 % of the minimum tube contact deflection of 6.35 mm. The resonant frequencies of SC and the plain tubes were around 50 and 60 Hz, respectively. The resonant frequency of the tubes in a condenser is a measure of their relative stiffness; the higher the frequency, the stiffer will be the member. In Japan the popular thickness of 25.4 mm O.D. aluminum brass tubes is 1.245 mm except for air removal zone, so there is little experience for the weaker tube. The Swedish State Power, however, uses aluminum brass tubes of 25.4 mm O.D. × 1 mm thickness in condensers with 11 supporting plates and approximately the same span length of 1040 mm

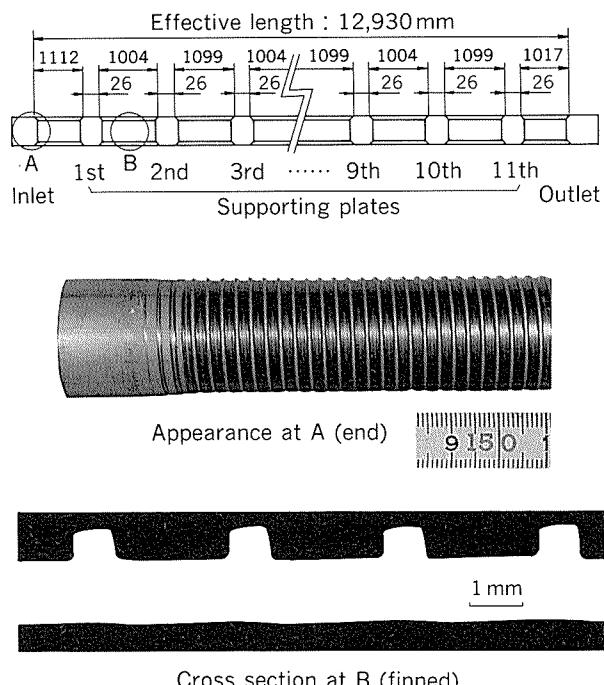


Fig. 1 Geometries and appearance of SC907.

to our test and a total length of 12500 mm. The decrease in the moment of inertia with a variation of the wall thickness from 1.245 mm to 1 mm is about 23 %, being equal to the difference between the test tubes. From these facts, we decided to install SC907 tubes.

## 2.2 Installation and measurements

In April 1987, 35 pieces of SC tubes and the same number of plain tubes were installed in A condenser. Fig. 2 shows locations of the test tubes and the sensors for steam temperature. Their location are viewed in the outlet waterbox. These tubes were installed along three steam flow directions (downward, horizontal and upward) in two zones (outer-laned and close-packed). Particularly in the horizontal

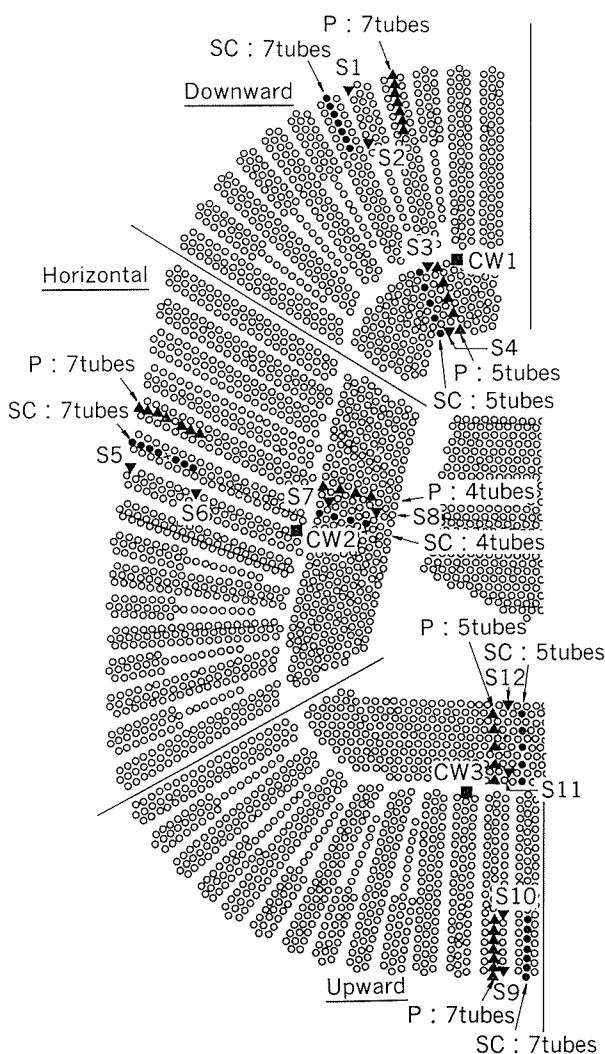
steam flow, SC tubes were arranged under the plain tubes to carefully evaluate the effect of inundation.

The first measurement under an initial surface condition of 6 months operation and the second measurement under an aged surface condition of one year operation were conducted on 11th and 12th November 1987 and on 11th to 13th April 1988, respectively. The last sponge ball cleanings of the whole bundle were carried out on 5th November 1987 and on 28th March 1988 before the measurements.

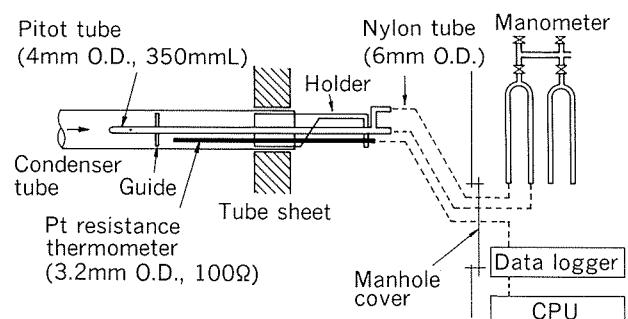
Measurements were as follows :

1. Condenser pressure
2. Low pressure turbine exhaust temperature
3. Hotwell temperature
4. Air leakage rate
5. Condensate flow rate
6. Steam temperature distribution
7. Cooling Water (CW) inlet temperature
8. CW outlet temperature of each test tube
9. CW velocity of each test tube

Measurements 1 to 5 were obtained from the station instrumentation. The instrumentation for the CW velocity and the outlet temperature of each test tube is given schematically in Fig. 3. The inlet (3 positions) and outlet CW temperatures were measured using Pt resistance thermometers of 3.2 mm O.D. × 150 mm length. A Pitot tube of 4 mm O.D. × 350 mm length gave the mean water velocity of each test tube. One thermometer and one Pitot tube were combined to locate at the outlet of each test tube using a thin tube-type and deeply cut holder. The Pitot tube had a guide downstream from the static pressure holes to align itself at the tube center. According to the preliminary test,



**Fig. 2** Locations of test tubes (P : plain tube, SC : SC907) and sensors for steam temperature (S1 to S12) and CW inlet temperature (CW1—CW3) measurements.



**Fig. 3** Instrumentation for CW velocity and CW outlet temperature.

the insertion of the combined instrument into the outlets of SC and the plain tubes was accompanied by the increase in pressure drop of about 0.9 kPa at CW velocities of 1.5 to 2 m/s, which was about 3 % of the total pressure drop of 27.9 kPa for the full length of 13000 mm at a CW velocity of 2 m/s. Lead wires and couples of small bore nylon tube were connected to a scanner unit and manometers, respectively, via a manhole cover with water-tight fittings. The accuracy of the thermometer was within 0.1 °C at 25 °C. The preliminary experiment for SC and the plain tubes produced the following equation between the pressure difference of the Pitot tube and the mean water velocity. The equation hardly depended upon the inside diameters of the tube :

$$v = 0.0321 (\Delta H)^{0.507} \quad (1)$$

Steam temperature was estimated from the inside wall temperature of condenser tube in which no cooling water was allowed. The sensor for steam temperature measurement is given in Fig. 4. In order to measure the inside wall temperature of the existing condenser tube, two thermocouples were brazed to two leaf springs mounted on nylon slider. One probe had five sensors connected in series by lead wires through the nylon sliders to measure the wall temperatures at five positions along tube length shown in Fig. 5. Before 12 probes were passed through 12 existing tubes (S1 to S12 shown in Fig. 2), these tubes were sandblasted to remove the inside deposit for the

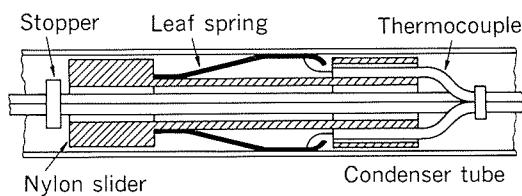


Fig. 4 Sensor for steam temperature measurement.  
No cooling water flow.

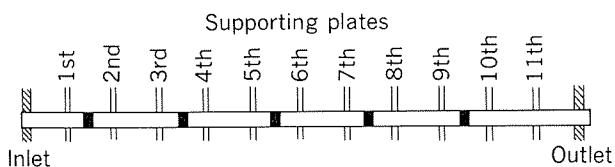


Fig. 5 Locations of steam temperature measurement along tube length.

purpose of having good contact between the spring and the tube inside. The both ends of these tubes were provided with water tight fittings to keep the insides dry. The accuracy of the temperature measurement was within 0.3°C.

The heat load and the overall heat transfer coefficient are defined as follows :

$$Q = G \rho C_p (T_o - T_i) \quad (2)$$

$$U = Q/(A \Delta T) \quad (3)$$

where,  $\Delta T = (T_o - T_i)$

$$/ \ln \{(T_s - T_i)/(T_s - T_o)\} \quad (4)$$

$$A = \pi L d_o \quad (5)$$

$$G = 3600(\pi d^2/4) v \quad (6)$$

$$d_i = 21.73 \text{ mm (SC)}$$

and 22.7 mm (Plain)

In this report,  $T_s$  is the average of the steam temperatures from S1 sensor which was located at the most important position of the outermost in the outer-laned zone along the downward steam flow.

The power output was automatically kept at 497 MW and CW pumps were operated with their discharge of the design rate. The measurement started with an interval of 30 minutes, when the steam temperature became stable in 3 or 4 hours of operation. On the first day, the measurement under the fouled condition was done, and on the next day all the test tubes were cleaned by the nylon brushes, and the measurement was repeated.

The measurement of inside deposit was carried out as follows. A nylon brush was passed through from one end of the test tube by high pressure water, and the water containing the removed inside deposit was collected in a polyethylene sheet bag. The sediment was poured into a beaker from the bottom of the bag, and allowed to settle for 4 hours. The volume of the sediment obtained with the treatment was defined as "wet" volume of the inside deposit.

### 3. Results and discussion

#### 3.1 CW velocity

The average CW velocities of SC and the plain tubes at the first measurement (6 months operation) were 2.02 and 2.04 m/s with a variation of about 0.07 m/s, respectively, also those of SC and the plain tubes at the second meas-

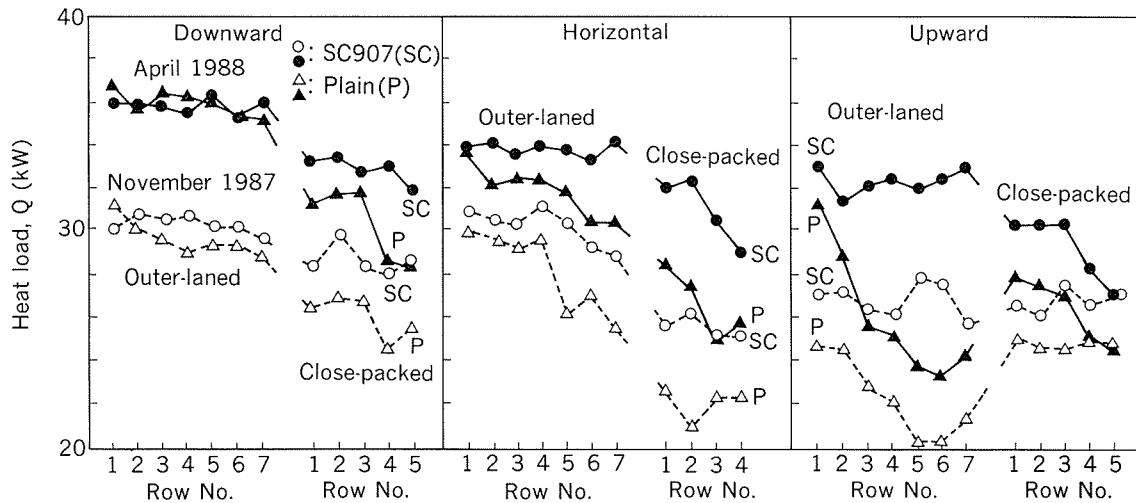


Fig. 6 Heat loads of SC907 and Plain tubes along three directions of steam flow.

urement (one year operation) were 2.13 and 2.17 m/s, respectively. This comparative result, as well as the preliminary test in the laboratory, revealed that because of the reduced inner diameter the water velocity of SC tube was 1 to 2 % lower than that of the plain tube under the same CW flow condition.

### 3.2 Heat load

The difference in heat load between the fouled (i.e., before nylon brush cleaning) and the clean (i.e., after the brush cleaning) was within about 5 %. Therefore, the average value for each tube is given in Fig. 6 as a function of its row number. The row number is assigned from periphery to center of the tube bundle. The data scattered to a certain extent, however, some tendencies with respect to the condensing performance of SC tubes were found as described below. The heat load at the first measurement as a whole was lower than that at the

second measurement. This is due to the difference in the steam temperature minus the CW temperature ; about 13 K at the former and 15.5 K coupled with the higher CW velocity at the latter as mentioned above. The enhancement ratios of SC/Plain are shown in Table 2.

#### 3.2.1. Downward steam flow

In the outer-laned zone, the heat loads of SC tube were approximately equal to those of the plain tubes. In this zone, perhaps large steam velocity can create significant shear force on the condensate, stripping it away. In the close-packed zone, however, the average enhancement ratio in heat load of SC/Plain was about 110 %, and the effect of inundation or steam velocity to SC tube appeared lesser than the plain tubes in both measurements. With penetration into the bundle, the local heat load falls off, particularly for the plain tubes, not only due to inundation but, to lesser extent due to a decreasing local steam velocity.

#### 3.2.2 Horizontal steam flow

Contrary to stationary heat loads of SC tubes in the outer-laned zone, those of the plain tubes gradually decreased with their row numbers, probably because of the heavier inundation than in the downward steam flow. In the close-packed zone, however, the rather steep decrease in heat loads of both SC and the plain tubes was obtained at the second measurement. The situation, as discussed later, reflected the occurrence of the air pocket which was detected within the portion up to about 4

Table 2 Enhancement ratio (SC907/Plain, %)

Steam flow	Zone	$Q_{SC}/Q_P$		$(U_n)_{SC}/(U_n)_P$	
		1st	2nd	1st	2nd
Downward	Outer-laned	103	100	113	109
	Close-packed	109	108	129	119
Horizontal	Outer-laned	107	106	119	118
	Close-packed	116	116	140	134
Upward	Outer-laned	121	125	151	144
	Close-packed	107	109	123	124

Note 1st : Measurement on 12th November 1987.

2nd : Measurement on 13th April 1988.

m from the CW inlet (See Fig. 8). The average enhancement ratios in heat load were 107 % and 116 % for the outer-laned and the close-packed zones, respectively.

### 3.2.3 Upward steam flow

In the outer-laned zone, the row number dependency of SC tubes differed from that of the plain tubes to a great extent; although the heat load of SC tubes was completely insusceptible to row number, the heat load of the plain tubes remarkably decreased with increasing row number. With penetration into the tube bundle, the steam shear force acting against gravity decreases. Therefore, mode of the condensate retention is thought to vary depending upon these two forces. Near the outermost of tube bundle, the condensate tends to be blown off from the upper part of tube, and to be retained around all over the surface with further penetration, resulting in considerable decrease in the performance of the plain tubes. On the contrary, even at this mode of condensate retention, the third force of surface tension on SC tubes makes the condensate film between fins thin regardless heat load and inundation, and presents no deterioration in the condensing coefficient in the outer-laned zone.

In the close-packed zone, it was fairly interesting that the heat load of the plain tubes recovered almost to the high values at the first few rows in the outer-laned zone. The average

enhancement ratios in heat load were about 125 % and 109 % for the outer-laned and the close-packed zones, respectively.

### 3.3 Overall heat transfer coefficient

Because the CW velocity varied from tube to tube within 0.07 m/s, the overall heat transfer coefficients given by Eq. (3) were normalized to the values at the design CW velocity of 2.0 m/s by standard method (HEI<sup>16</sup>) and Ferrison et al.<sup>17</sup> from measured ones according to :

$$U_n = Cv^{0.5} \quad (7)$$

In the following description, we will use these normalized overall heat transfer coefficients. The average value for each tube is given in Fig. 7, also the enhancement ratios of SC/Plain are tabulated in Table 2. As far as the relation between the overall heat transfer coefficient and the inlet CW temperature is concerned, the higher the temperature, the more the coefficient. Generally speaking, if the same heat load is performed under the condition of the same outer diameter, the overall heat transfer coefficient of the low finned tube based on the outer diameter as in this report becomes higher than that of the plain tube, because the reduced inner diameter of the low finned tube leads to a higher outlet temperature, resulting in the lower log-mean temperature difference than that of the plain tube. Therefore, the enhancement ratios of SC/Plain in heat transfer coefficient are amplified compared to those in

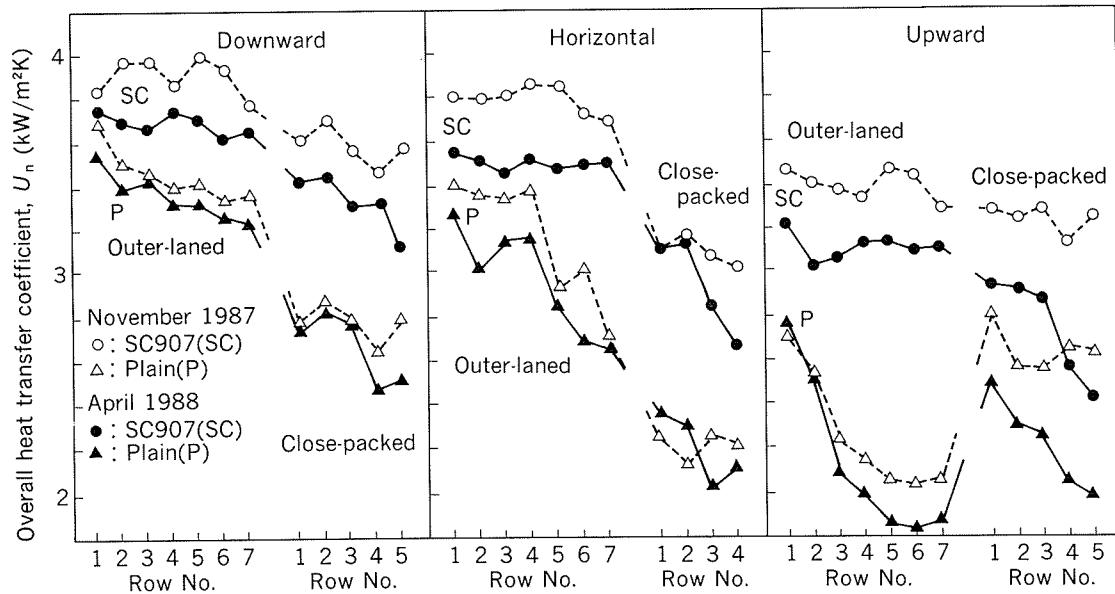


Fig. 7 Overall heat transfer coefficients of SC907 and plain tubes along three directions of steam flow.

heat load.

### 3.4 Steam temperature, condenser pressure and other data

#### 3.4.1 Steam temperature

Steam temperature distributions along tube length are shown in Fig. 8. At the first measurement under 18 °C of CW inlet temperature, the steam temperature simply distributed in a narrow band of about 1 °C, and gradually increased with tube length as stated by Rowe and Ferrison<sup>18)</sup>. But, at the second measurement under 12 °C of CW inlet temperature, the variation in steam temperature widened and abnormally low steam temperatures were detected up to 4 or 5 m from CW inlet at S7, S8 and S12 locations. In this region, the steam seemed to be prevented from condensation by air blanketing the tubes, or insufficient steam-flow into this region seemed to introduce the accumulation of air. Therefore, it is suggested that air pockets appear in this condenser at two locations up to 4 or 5m from CW inlet in the close-packed zone along the horizontal and upward steam flows when the CW inlet temperature becomes lower than about 12 °C. In the close-packed zone along upward steam flow, the air pocket was anticipated.

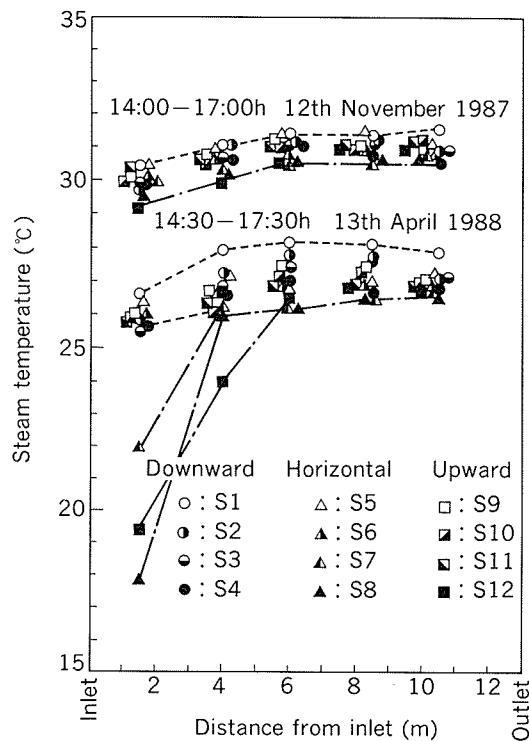


Fig. 8 Steam temperature distributions along tube length.

#### 3.4.2 Condenser pressure and other data

The saturation temperatures converted from the condenser vacuums read by (1) the pressure transducer and (2) the mercury manometer, and hotwell temperature are compared with the steam temperatures measured by the steam temperature sensors as shown in Figs. 9 and 10. The saturation temperatures of (1) and (2) were in good agreement within about 0.5 °C.

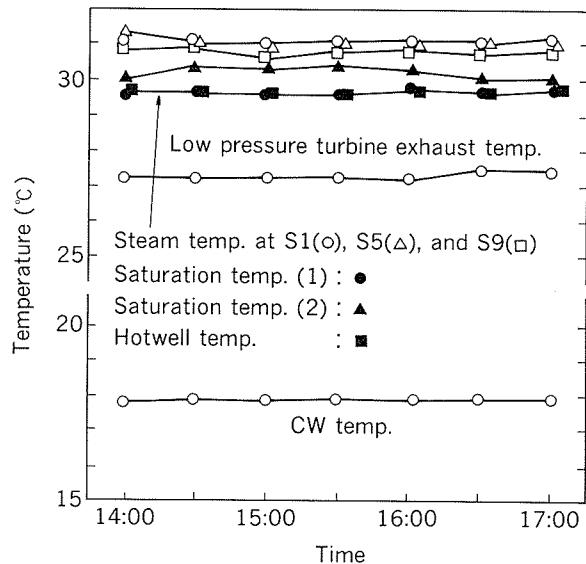


Fig. 9 Data from the station instrumentation and representative steam temperatures measured using the sensors on 12th November 1987.

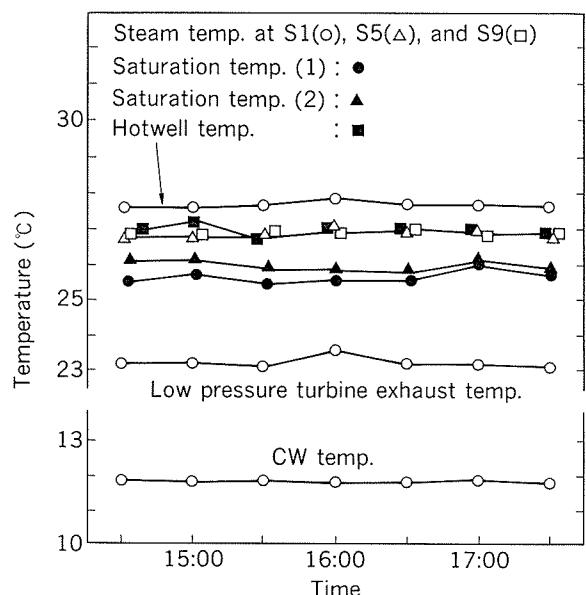


Fig. 10 Data from the station instrumentation and representative steam temperatures measured using the sensors on 13th April 1988.

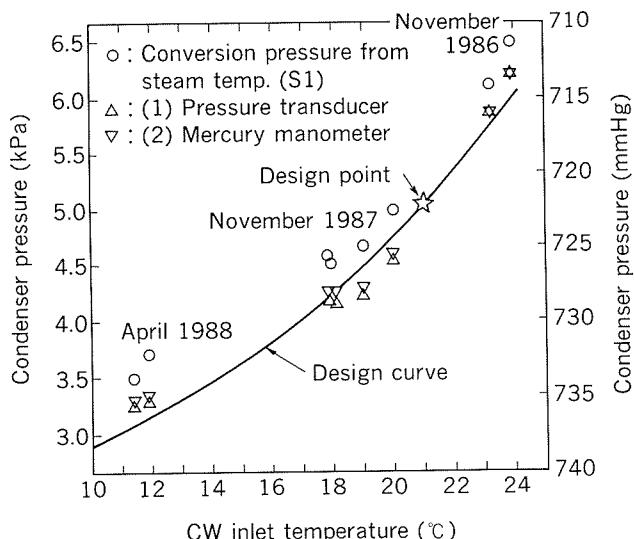


Fig. 11 Condenser pressures.

At the first measurement under 18 °C of CW temperature, the hotwell temperature was nearly equal to or slightly lower than the saturation temperatures. However, at the second measurement under 12 °C of CW inlet temperature, the hotwell temperature was higher than the saturation temperatures by about 1 K, being contrary to our prediction; in the latter of lower CW temperature, the hotwell temperature has to be lower than the saturation temperatures. Therefore, we could not use the hotwell temperature as the representative temperature  $T_s$  in the calculation of overall heat transfer coefficient. The low pressure turbine exhaust temperature was lower than the saturation temperatures. We have experienced this situation in all of 5 units measured in the past. The reason remains to be unexplained. Condenser pressures converted from the temperatures of S1 sensor and condenser pressures obtained by the station instrumentation, and the design curve of this unit are shown in Fig. 11. The former pressures were higher than the latter pressures by 0.2 to 0.5 kPa, and those pressure values distributed in a better range of about 0.5 kPa from the design curve. Therefore, the result confirmed that the evaluation of SC tubes was carried out in a normal or an undeteriorated condenser.

#### 3.4.3 Appearance and amount of inside deposit

As far as we examined, the morphology of the inside deposit removed by the nylon brush

cleaning was brown in color despite no-injection of ferrous ion, and filamentous like iron-bacteria as reported<sup>19)~20)</sup>. The amounts of inside deposit  $F_v$  were 0.0005 (SC907) to 0.0013 (Plain) at the first measurement, and about 0.0045 cm<sup>3</sup>/cm<sup>2</sup> at the second measurement. The fouling factor  $R_f$  by the inside deposit at the second measurement was estimated to be about  $3.5 \times 10^{-5}$  m<sup>2</sup> K/W, which was calculated by the following experimental equation<sup>22)</sup>:

$$R_f = (1.7 + 470F_v) \times 10^{-5} \quad (8)$$

#### 3.5 Check and removal of SC Tubes

##### 3.5.1 Eddy current test

Prior to the installation, SC tubes were subjected to internal eddy current test (ECT) as pre-service inspection. In June and October 1987, ECTs of SC tubes were carried out as in-service inspection. Two of 35 SC tubes showed tiny deflections in the first span from the inlet at ECT in October. In May 1988 after the second measurement, the final nondestructive test was done, and SC tubes and representative plain tubes were removed to check from steam-side and water-side. Before the removal, the appearance of the test tubes were checked from the shell-side of the condenser with naked eyes. The steam-side of the test tube changed to gray-black in color like tinting surface, and a quarter around tube periphery was covered with a very small amount of iron oxide fine-powder with light-brown as well as other condenser tubes. Although much attention was focused on the preferential accumulation of the powder at fin corners, this problem was not observed at all. The observation at the removal of test tubes revealed that the iron oxide coverage disappeared rapidly with the penetration into a few rows of the tube bundle. The origin of the iron is attributed to the steel structure.

##### 3.5.2 SC tubes removed

The pure water droplet test indicated that the steam-side surface of the test tubes was completely hydrophilic. The two SC tubes with ECT deflections above-mentioned were split into two parts along tube length, and subjected to analysis. The inner surface suffered from a slight erosion-corrosion called "inlet attack" with the maximum corrosion depth of 0.03 mm. In addition to a mild cathodic protection

for the preventive maintenance of the hydratation of titanium tubes installed in air removal section<sup>22)</sup>, no injection of ferrous ion into CW weakens the formation of the self-healing protection film of this alloy. We ought to have taken care of this specific feature of this condenser.

#### 4. Conclusions

(1) In an actual surface condenser of 500 MW unit, 35 pieces of SC907 low-finned tubes with a fin density of 339 fpm, a fin height of 0.7 mm and a wall thickness of 1.1 mm were used to replace stiffer plain tubes. They were operated for one year without any indication of fretting at supporting plates and at mid-spans.

(2) SC tubes were appreciably less susceptible to condensate inundation than the plain tubes in this field test as well as in the laboratory test.

(3) SC tubes outperformed the plain tubes in every portion of the bundle except the outer-laned zone along downward steam flow, where the condensate on SC and the plain tubes seems to be stripped away by significant steam shear force created by high steam velocity, resulting in being out of the enhancement region created by surface tension force.

(4) SC tubes installed in the outer-laned zone along horizontal and upward steam flows and in the close-packed zone along all of the three steam flows exhibited increases in heat load by 7 % to 25 % compared to the plain tubes.

(5) These results stimulate a plan to proceed with a program on the plant scale test of SC tubes.

#### Acknowledgements

The authors wish to thank Chubu Electric Power Company and Sumitomo Light Metal Industries for their permission to publish this paper. We would like to take this opportunity to acknowledge the suggestions by Dr. T. Fujii, Professor of Kyushu University, whose encouragement added great deal to accomplish this study.

#### References

- 1) S. Sato and T. Nosedani : Sumitomo Light Metal Tech. Rep., 11 (1970), 271.
- 2) J. Cunningham : Proc. of the Workshop on Modern Develop. in Marine Condensers, Naval Postgraduate School, Monterey, Ca., (1982), 350.
- 3) T. Nosedani : "Steam Condensation on 19 and 26 fins/inch Integrally Low Finned Copper Tubes at Atmospheric Pressure", Tech. Report submitted to Babcock-Hitachi, Tech. Res. Lab. Sumitomo Light Metal, (1975).
- 4) T. M. Rudy and R.L. Webb : *Advances in Enhanced Heat Transfer*, ASME HTD-Vol. 18, presented at 20th National Heat Transfer Conf. Milwaukee, Wis., (1981).
- 5) T. M. Rudy and R. L. Webb : Proc. of ASME-JSME Joint Thermal Eng. Conf., Honolulu, Hawaii, (1983), Mar. 20-24 or ASME J. of Heat Transfer, 107 (1985), 361.
- 6) T. Nosedani : "Enhanced Heat Transfer Tubes for Surface Condenser -SC Tubes- as a Countermeasure for the Water-Side Fouling of Aluminum Brass Tubes : Geometries and Alloys", paper submitted to Techno. Center of Kansai Electric Power Company, (1983), September.
- 7) K. K. Yau, J. R. Cooper and J. W. Rose : ASME J. of Heat Transfer, 107 (1985), 377.
- 8) A. S. Wanniarachchi and P. J. Marto and J. W. Rose : ASME J. of Heat Transfer, 108 (1986), 960.
- 9) T. Fujii, W. C. Wang, S. Koyama and Y. Shimizu : "Heat Transfer Enhancement for Gravity Controlled Condensation on a Horizontal Tube by a Coiled Wire", Proc. Int. Symp. Heat Transfer, (1985), Beijing.
- 10) T. Fujii : *Condensers : Theory and Practice*, Inst. Chem. Eng. Symp. Ser., No.75, (1983), 3.
- 11) P. J. Marto and A. S. Wanniarachchi : *Heat Transfer in Heat Rejection System*, ASME HTD-Vol. 37, eds. S. Sensgupta and Y.S. Mussalli, (1984), 9.
- 12) P. J. Marto : Heat Transfer Eng., 7 (1986), 3-4, 53.
- 13) J. F. Sebald and W. D. Nobles : , "Control of Tube Vibration in Steam Surface Condensers", presented at American Power Conf., Illinois Inst. of Techno., Chicago, Illinois, March 27-29, 14, (1962), 630.
- 14) J. F. Sebald : "Control of Tube Vibration in Steam Surface Condensers", presented at Seminar on Perform. of Surface Condensers in Nuclear and Fossil Power Plants, The Ohio State University, Columbus, Ohio, June 2-4, (1975), 161.
- 15) M. Hedstroem : Proc. of the Fourth Int. Conf. on Titanium, Kyoto, Japan, May 19-22, (1980), 3053.
- 16) HEI : *Standard for Steam Surface Condensers*, 7th edition, (1978).
- 17) J. A. Ferrison, M. Rowe and G. Beckett : "Testing of The INCE "B" Condensers", EPRI Symp. on State of the Art Condenser Techno., Hyatt Orlando

- Hotel, Orland, Florida, June 7-9, (1983).
- 18) M. Rowe and J. A. Ferrison : "Steam-Side Measurement in the Condenser of a 500 MW Turbine", NEL Report No. 619, (1976).
- 19) R. B. Martin and N. J. Belleville : "Chlorination of Condenser Cooling Water", Trans. ASME, FSP-60-16, (1938), 475.
- 20) R. B. Ritter and J. W. Sutor : "Seawater Study of Fouling on Copper and its Alloys", HTRI, Report No. F-EX-1-9, (1978).
- 21) T. Nosetani, S. Sato, K. Onda and K. Kawaguti : *Fouling of Heat Transfer Equipment*, Hemisphere Publishing Corp., Washington, D.C., (1981), 345.
- 22) T. Nosetani, M. Shimono, Z. Tanabe, S. Sato, H. Hirose, K. Onda and Y. Yamaguti : Sumitomo Light Metal Techn. Rep., 15 (1974), 163.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-357)

技術資料

最近のアルミニュウム展伸材の用途と特性

馬 場 義 雄\*

Recent Use and Characteristics of Wrought  
Aluminum and Its Alloys

Yoshio Baba

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# 最近のアルミニウム展伸材の用途と特性

馬 場 義 雄\*

## Recent Use and Characteristics of Wrought Aluminum and Its Alloys

Yoshio Baba

Present situation and future trend in research and development on wrought aluminum and its alloys are reviewed at typical use.

Conventional alloys for use in construction, beverage can, closure, automobile, motorcycle, heat-exchanger, computer memory disk, lithographic sheet, electrolytic capacitor, VTR tape guide cylinder, photo conductor drum etc., and new materials for use in aircraft are described in this report.

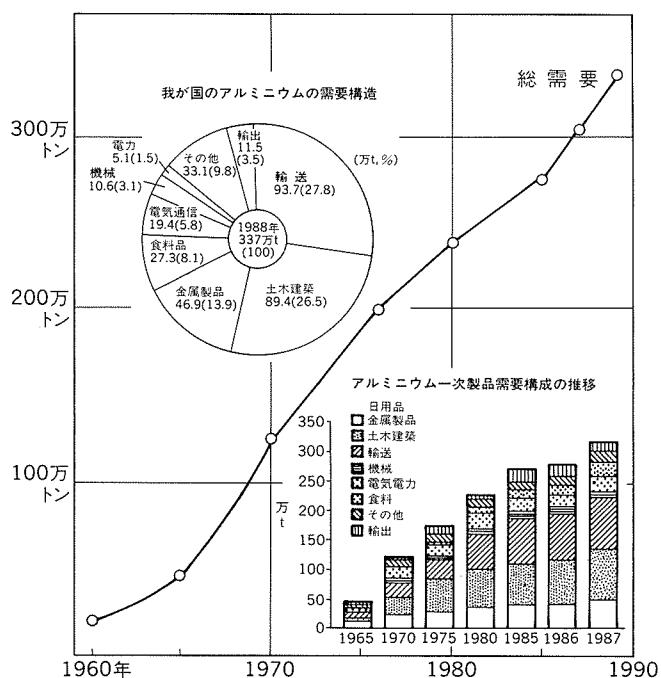
### 1. はじめに

21世紀に向けての急速な技術革新に対し、材料に期待される役割は飛躍的に増加している。特に、アルミニウムは、銅、鉄が数千年の歴史をもつ素材であるのに対し、工業的に生産されるようになってからわずか100年しか経過していない若い素材であり、今後の期待も大きい。現在多くの分野で使用されているアルミニウム展伸材あるいは鋳物用合金も絶えず改良が加えられ、性能の向上がはかられるとともに、新合金、新材料の開発も積極的に行われている。

わが国のアルミニウム製品総需要量は1987年に史上初の300万トン台を達成し、1988年に337万トンと記録を更新中である。総需要の約70%は圧延板、箔、押出形、管、棒、鍛造材等の展伸材である。残り30%の鋳物、ダイカストが自動車・エンジン関連部材に集中しているのに対し、展伸材の用途は多岐にわたっている。ここでは、筆者が専門としているアルミニウムとその合金の展伸材について、用途別に材料特性と最近の動向をまとめるとともに、将来の新合金、新材料の開発についても述べてみたい。

### 2. 建材と中強度押出材

図1からも明らかなようにわが国のアルミニウムの需要構造は輸送と土木建築で半分以上を占めているが、輸



\* 取締役 技術研究所副所長、工学博士

図1 わが国のアルミニウム需要と用途別需要構造の推移

送の大部分が自動車用鋳物、ダイカスト材であり、したがって展伸材の最大需要分野は土木建築部門である。その大半を建材（主にサッシ）が占めているが、30年前まではアルミニウムサッシはほとんど使用されていなかった。建材にアルミニウムが使用されたのは、Al-Mg-Si系6063合金のすぐれた押出加工性と適度の機械的性質と耐食性および表面処理性等が高く評価されたことによるものと思われる。今後さらに合金材料、製造技術、加工技術等の改良に努めれば、この分野におけるアルミニウムの優位性はいささかも揺るがないであろう。

### 2.1 アルマイ特建材

建材の最近の話題の一つとして、建築外装材（アルマイ特建材）の材料特性について述べる<sup>1)~3)</sup>。

アルマイ特建材は最近の高層ビルにみられるように装飾的、外装用としての侧面をもつ関係で、アルマイ特後の耐食性のみならず、外観的に表面状態が均一で、きれいであることが商品価値上要求される。これには表面処理技術上の問題が重要であることはもちろんあるが、材料自体が成分、金属組織的に均一であることも必要とされる。材料自体のアルマイ特表面模様は鋳塊組織に帰因することが多い。アルマイ特建材板としては、一般に1050, 1100の純アルミニウム系と、陽極酸化後の仕上りが良好で6063形材とよくカラーマッチする5005合金がよく使われる。また、最近では硫酸アルマイ特後青みがかかった濃灰色を自然発生せしめるために、鉄量1%以上のAl-Fe-Si系合金（当社商品名FC13）が開発されている。これらの合金鋳塊に生じる異常組織とアルマイ特後の表面模様との関係ならびにその防止策等について述べてみる。

#### (1) 巨大晶（浮遊晶）

鋳塊表面を切削後マクロエッティングして肉眼観察すると、大きさが5~10mm、中には20mmにも達する粗大な結晶群、巨大晶が確認できる場合がある。巨大晶のデンドライトは周囲のデンドライトに比較してかなり粗大であり、巨大晶生成時の冷却速度が小さかったことを示している。巨大晶が圧延面に存在すると粗大デンドライト、晶出物分布の違い（Fe-Siが少ない）から明瞭な筋模様となる。特徴としては幅の狭い帯状でコントラストが強い。巨大晶の発生を抑制するには鋳造温度の管理を十分に行い、鋳型内の溶湯流動を考慮したフロート開口位置の検討が必要となる。また、経験的には鋳造速度は大きい方が巨大晶の発生は少ない傾向にある。

#### (2) サブサーフェスバンド

通常の半連続鋳造法で鋳造した鋳塊には、表面下5~15mmの部分に粗大結晶から成る幅5~10mmのサブサーフェスバンドが存在する。サブサーフェスバンドは、鋳塊の鋳型内凝固過程で、凝固殻の収縮によって形成される鋳型と鋳塊間のエアギャップのために熱伝達が低下して凝固殻の成長が停滞する結果生ずるもので、この部分では冷却速度が小さいことから、粗大デンドライトになっ

ている。鋳塊切削面にサブサーフェスバンドが部分的に残存すると筋模様となる。幅の広い帯状、ベニヤ状の筋模様でコントラストが弱く、エッティングを深くすると消失する特徴を有している。防止策としてサブサーフェスバンド幅の低減と抑制、鋳塊形状の改良などが考えられる。

#### (3) 羽毛状晶

羽毛状晶は連続鋳造による鋳塊にしばしば発生する双晶の一種で、静かな注湯や比較的速い冷却速度の条件下で発生しやすいことが定性的、経験的にわかっている。

羽毛状晶と粒状晶の境界で比較的明瞭な筋模様が発生し、また、羽毛状晶と羽毛状晶の境界でも、結晶方位差の大きい時は筋模様となる。羽毛状晶は結晶微細化剤の添加により容易に消失せしめることができる。

#### (4) もみの木組織

もみの木組織はAl-Fe-Si系、Al-Mg-Fe-Si系合金の連続鋳塊に発生するマクロ組織上の色調差で、その形状がもみの木状を呈するところからこの名称で呼ばれている。もみの木組織の存在はかなり古くから知られており、その成因に関する報告も多いが、生成機構はまだ十分には解明されていない。

もみの木組織はAl-Fe系晶出相、すなわちAl<sub>3</sub>Fe、Al<sub>6</sub>Fe、あるいはAl-Fe-Si系化合物の分布状態、存在量が鋳塊内で異なるために発生するもので、各晶出物の化学的性質の違いから、表面処理した板面で筋模様となる。筋は比較的幅の広い帯状でコントラストが強いのが特徴である。Al-Fe系晶出相に対しては冷却速度が大きく影響しており、冷却速度が増加するに従いAl<sub>6</sub>FeあるいはAl<sub>3</sub>Feが多く晶出するようになる。実際の鋳塊では、冷却速度が鋳塊表面から中心に向かって変化するため、鋳塊内でAl-FeあるいはAl-Fe-Si系晶出相の異なる領域を生じ、もみの木組織が形成されると考えられている。

もみの木組織は高温ソーキングによりAl<sub>6</sub>FeがAl<sub>3</sub>Feに相変化し消失すると言われているが<sup>4)</sup>、通常の580°Cで10時間程度の加熱では筋模様は完全には無くならない。鋳塊のもみの木組織を防止するために、鋳造条件、Ti、B等の微細化剤添加の検討がなされているが、完全ではなく、さらに微量のCaあるいはNi等を添加する成分的な対策も検討されている。

アルマイ特建材の品質が鋳塊組織の良し悪しにより左右される例が多いところから、主として鋳塊の異常組織との関連において述べてみたが、最終製品の光沢、色調にはその後の加工と熱処理が大いに影響することは言うまでもない。ロット間の品質のバラツキはもちろんのこと、広幅大板の不均一性を極端に少なくしなければ商品として合格しないので、素板の製造において厳密な管理が必要である。

### 2.2 中強度押出加工用合金

6063合金は、Al-Mg-Si系合金の中でも最高の押出

性と焼入れ性があいまって、アルミニウム合金の中でもその生産量は最高である。6063合金にくらべて大きな強度が得られ、疲労強度もすぐれている6061合金は、中強度の構造材や鍛造用の素材として押出されるが、押出性があまり良くなく、焼入れ感受性も敏感なため押出し直後の焼入れには水冷が必要であり、急冷による焼入れひずみの増大から形材の寸法精度の確保が困難となっている。このため、押出性、焼入れ性が6061合金よりもすぐれた新しい中強度構造用Al-Mg-Si系合金の開発が行われ、欧州でこの種の代表的合金となった6005A合金が、鉄道車輌構体に大型中空形材として使用され、大きな成果をあげている（日本では1982年にこの系合金は6N01合金としてJIS化された）。この種合金の組成は図2に示すようにMg<sub>2</sub>Siの化学量比より過剰Si側によっていることが特徴であるが、これはSiの押出性への影響がMgに比べて大幅に少ないと、および過剰Siの強度に及ぼす効果が大きいことと関連している。表1に押出用Al-Mg-Si系合金の代表的な性質を示したが、6005A合金の強度は6061合金に近い値を示している。

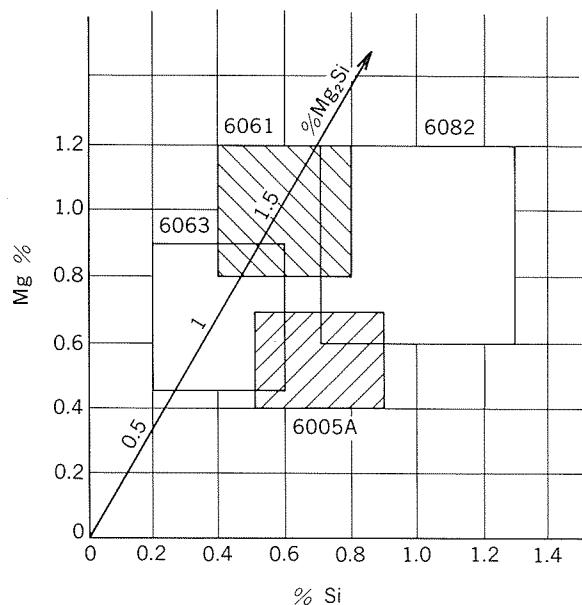


図2 代表的な押出用Al-Mg-Si系合金の組成範囲図

表1 押出用Al-Mg-Si系合金の代表的な機械的性質

合 金 名	6063	6005	6005A	6061	6082
0.2%耐力 (MPa)	214 (182)	250 (235)	270 (235)	275 (240)	280 (240)
引張強さ (MPa)	241 (206)	290 (265)	290 (265)	310 (260)	310 (280)
伸 び (%)	18 (8)	11 (8)	11 (8)	12 (8)	12.5 (8)

カッコ内数値は最小値

### 3. 缶材と包装用材料

飲料用缶はアルミニウム板の最大のマーケットであり、わが国では、1987年に約22万トン、1988年に約25万トンのアルミニウム缶材が生産されている。缶材はイージ・オープン蓋材としてのみならず、年間約70億個のビール缶、炭酸果汁、スポーツ飲料缶等に使用されている。一方、米国では年間700～800億個のオールアルミDI缶など160～180万トンのアルミニウム缶材が使用されていると聞いている。1963年に米国で、缶の蓋を指で引っ張って簡単に開けるプルトップが発明され、スチールよりもはるかにすぐれた開缶性を有するアルミニウムがイージ・オープン蓋材として定着してきた。アルミDI缶は、米国では圧倒的な強さをもち飲料缶市場で95%以上のシェアを維持しているが、わが国ではビールと炭酸飲料で強みを發揮しているものの全体ではスチール缶よりも少ない。今後、さらにアルミ缶材の品質改良とコスト低減を積極的に進め、リサイクリングに適した（缶屑公害の少ない）アルミ缶の優位性を訴えることにより、スチール缶を凌駕していくものと思われる。参考までに、図3にAlcoa社（米）によるアルミDI缶重量の変遷と今後の予想を示したが、缶コスト低減のために徹底した缶材の薄肉化がはかられていることが明らかである。

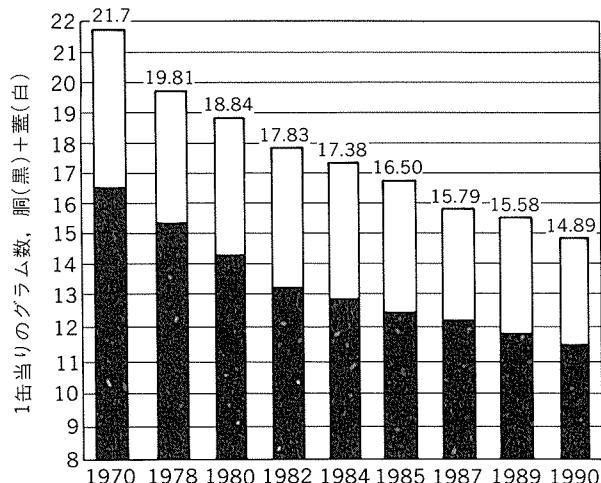


図3 アルコア社(米)によるアルミDI缶重量の変遷

#### 3.1 DI缶材

DI缶はDrawn & Ironed缶の略称で、缶ボディの製造工程よりきた名称である。図4の上段に示すように素板のブランク打抜きおよび絞り成形を行うカッピングプレスと、同図の下段に示すように再絞りおよび3回のしごき加工と底部のドーミング加工を1ストロークで行うボディメーカーによって、必要とする高さの缶体を得た後、トリミング、洗浄、塗装、焼付け、ネックインおよびフランジング工程を経てつくられる。通常板厚0.30～0.35mmのAl-Mn-Mg系3004合金板をカップに成形後、毎分200～300ストロークの高速ボディメーカーで缶胴壁厚を

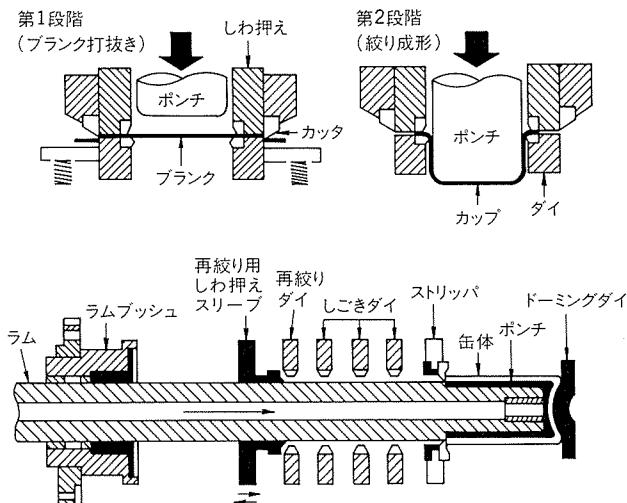
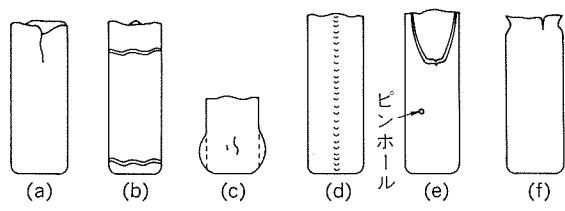


図4 DI缶成形工程と加工工具

0.11~0.13mm程度にまで薄くするため、材料には深絞り性としごき性が要求される。実際の操業では図5および図6に示すような成形不良の発生頻度を数ppm以下に抑えることが必要であり、素材の製造には、鋳造から始まり熱間圧延、冷間圧延、仕上げ等の各工程で、細心の注意が必要である。鋳造では、とくに20~30 μm以上の介在物が混入しないよう、SNIFあるいはチューブフィルタでの溶湯濾過が必要である<sup>5)6)</sup>。鋳塊組織の微細化にTi-B等を使用する場合にも、巨大化合物の生成を防止するため、添加量は必要最小限に抑えなければならない。熱間圧延と冷間圧延では、板厚、板クラウン、板表面性状、機械的性質および異方性等の管理が重要である。大きなカップ耳の発生は、トリミング時の缶高不足とボディメーカーにおけるしごきカップのポンチからの離脱時のひっかかりを起こし、連続操業時のトラブルとなるので、耳率は4%以下と規定されている。DI缶胴材は、強度と成形性の要求から、現在ではすべて3004合金のH19またはH39材であり、表2に示すような代表的特性をもっている。

素板に要求される板厚公差の厳しいことも周知のことではあるが、材料節約の観点からは薄目ぎりぎりが狙われる。中心値からのずれは、カップ紋りの工程ではそれ程弊害はないが、しごき工程においては缶の高さに影響を及ぼし、トリミング時のトラブルあるいは缶高不足という事態を招く。例えば、10 μmの中心値ずれで缶高約5 mmの変化をもたらす。現在の板厚公差±10 μmが近い将来±5 μmに制御するよう、各社で検討が行われている。実際の製品缶には、正常な形状と寸法と精度のほかに、スコアリングあるいは黒筋(Bleed-through)等のない美麗な表面が要求される。もちろん製缶技術に左右される面が多いことは当然であるが、素板の仕上げ状態にも影響があるので、材料的にも特別な管理が行われている。これらの点は各社ノウハウとなっており、くわ



(a) 縦割れ, (b) 典型的な破断, (c) バルジング, (d) 局部的潤滑不良による連続痕, (e) 材料欠陥によるピンホール, 破断, (f) 伸びフランジ割れ

図5 DI缶の成形不良例

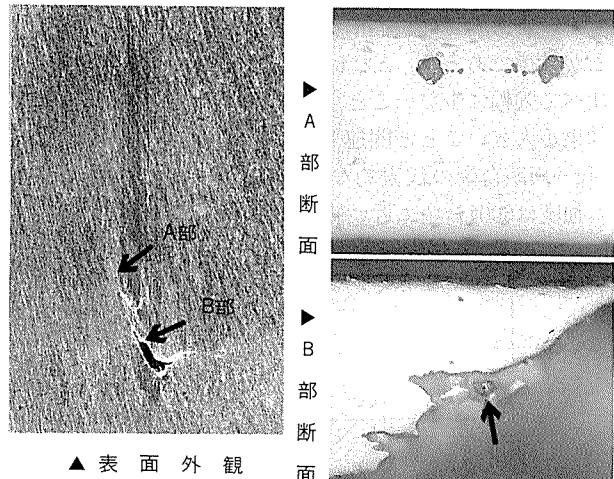


図6 材料欠陥(介在物)によるしごき割れ  
(外観: ×5, 断面: ×200)

表2 DI缶ボディ用アルミニウム合金硬質板の代表特性

JIS	板厚 (mm)	耐力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	耳率 (%, 45°)	エリクセン値 (mm)	LDR
3004	0.3	27.2	29.3	2	2.5	5.0	1.95

しいことはわからない。

今後のアルミニウムDI缶の課題としては、やはり薄肉化による材料費の低減が最も重要と思われる。350mlの缶で素板厚0.40~0.35mmであったものが、最近では0.32~0.30mm近傍まで薄肉化されてきたが、さらに薄くしてスチール缶よりも価格的に優位に立つためには、缶形状の変更とともに今以上に高強度材の開発が必要である、と同時に高強度材を高速で加工する最適工具形状、油滑剤等の開発も是非必要と思われる。

### 3.2 缶蓋材(エンド・タブ材)

一般にアルミニウム缶蓋は、塗装板を打抜き・絞り後、周縁部にカーリング加工を行い、次いで中央部にコイニングを付加したハブリング加工(張り出し加工)とボタニング加工(絞り加工)によってタブ取り付け部となるリベット部を成形した後、開缶のためのスコア加工とリ

表3 缶蓋用アルミニウム合金硬質板の代表特性  
(205°C × 10分処理後)

JIS	板厚 (mm)	耐力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	耳率 (%) (45°)	エリクセン値 (mm)	LDR
5052	0.3	25.5	29.3	8	2.0	4.8	2.10
5082	0.3	29.8	36.6	9	3.0	4.7	2.05
5182	0.3	31.6	37.6	9	4.7	4.6	2.05

ベッティング加工（リベット部とタブの接合）という加工工程を経て作られる。缶蓋として使用される材料の代表的特性を表3に示すが、ビール、炭酸飲料缶のように内圧のかかる缶蓋に使用される場合は5082あるいは5182合金の硬質材が、果汁缶のように内圧のかからないものには5052合金の硬質材が使用される。材料は、塗料の密着性および耐食性を兼ねた化成皮膜処理を行った後両面塗装焼付けされてから、缶蓋に成形加工される。加工によって損傷をうけた蓋の内部は防食のためリペアコートされることがある。

缶蓋材に必要な材料特性の一つに、異方性が小さいことが挙げられる。これは、異方性が大きいと絞り加工後蓋周縁部に耳が出て、これがカール不揃いにつながり、蓋をうまく積み上げることができないため量産上トラブルとなるからである。次に、リベッティング加工でリベット成形性についてはいろいろ研究がなされており、とくに材料中の非金属介在物あるいは粗大な晶出物、析出物が成形上好ましくないことが明らかにされている。

なお、機械的性質あるいは成形性のバラツキを極力少なくするために、合金成分はもちろんのこと熱間、冷間圧延条件の厳密な制御が必要である。板厚制度もDI缶胴材と同様、±5 μmが当面の目標となっている。

今後のアルミニウム缶蓋の課題としては、Stay on Tab（タブが蓋からはずれて公害のもととなるのを防止）などの新しい缶蓋の開発とか、材料の薄肉化と製造プロセスの改善合理化によるコストダウン等が考えられる。当面の薄肉化目標は206径で板厚0.25mm程度と考えられ

る。世界のアルミニウム缶蓋材をリードしているAlcoa社（米）は将来0.20mm程度まで薄肉化する目標を立てていると聞いている。日本のプルタブイージオープ蓋は、米国等と異なり、ノンデタッチャブルとなっていないため、開口時の折れ切れの発生等、材料に要求される特性が厳しい。今以上に異方性が小さく強度があつてねばりのある材料の開発が切望されている。製造プロセスの改善合理化によるコストダウンの一つとして、米国では電磁場鋸造（EMC：Electro-Magnetic Casting）<sup>7)</sup>による大型スラブが各社で採用されている。通常のDC（Direct Chill）鋸造によるスラブは、鋸肌がきたなく偏析が多いので表面層10mm程度皮むきしなければならず、また圧延中の両端の耳割れが著しいのでかなりトリミングするために、歩留りが低くなる。鋸型を用いないEMCスラブは鋸肌が美麗で偏析も少ないので、表面の皮むきや両端のトリミングを極端に少なくすることが可能である。わが国でも早急に検討されなければならない製造プロセスと思われる。

### 3.3 包装容器材

近年クロージャとして発展の著しいものに、Pilfer Proof Cap (PP Cap), Tear off CapあるいはRip Cap等に代表されるアルミニウム製クロージャがある。工業用純アルミニウムあるいは3003 (Al-1.2Mn-0.1Cu) 合金以外に、Al-Fe-Si系あるいはAl-Mg-Mn (Cr) 系のクロージャ合金がいろいろ開発され、各種用途に使われている。アルミニウムキャップ材料として用いる主な理由は、材料が衛生的で商品の品質保持に十分な密封性を持つこと、内容物を取り出すための開栓、開封が容易であること以外に、最近では、(1) Pilfer Proof性、(2) 加工・作業性、(3) 装飾・ディスプレイ効果などがあげられる。なお、Pilfer Proof性とは、一般に泥棒よけあるいは詰替防止等と訳され、食品あるいは飲料メーカーが中味を瓶に詰め、シールした後、商品購入者が開栓、開封するまでメーカーの元詰保証が行えることを意味している。現在使用されているキャップ用アルミニウム板の種類と特徴を表4に示す。アルミニウム製キャップの用途

表4 キャップ用アルミニウム板の種類と特徴

JIS (AA)	板厚 (mm)	調質	耐力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	耳率 (%)	特徴、用途
(8011)	0.25	H14	13	14	<2	開栓容易、ガス圧のかからないドリンク剤と洋酒のPPキャップ、酒冠頭
3003	0.25	H14	15	16	~2	開栓比較的容易、ガス圧のかかるドリンク剤のPPキャップ
(3105)	0.25	H34	17	18	<2	中強度のキャップ 食品、飲料用
5052	0.25	H39	27	30	~2	高強度のキャップ 食品、飲料用
5N01	0.6	H24	13	15	>4	光輝性良好、化粧品用
(5657)	0.7	0	5	14	>4	光輝性優秀、万年筆、ライター、化粧品用

は、酒、ウイスキー、ドリンク剤のシールを主とした食品、飲料用と、どちらかというと装飾性を必要とする万年筆、化粧品用等に大別される。8011 (Al-0.9Fe-0.6Si) 合金 (当社商品名FS08, FS109)<sup>8,9)</sup>、3003合金、3105 (Al-0.6Mn-0.5Mg) 合金および5052合金は前者に属し、5N01 (Al-0.4Mg) 合金と5657 (Al-0.8Mg) 合金は後者に属する。後者の合金は、電解研磨あるいは化学研磨後アルマイト等の表面処理で良好な光輝性を得るために、純度の高いアルミニウム地金を使用している。最近、レトルト食品や医薬品等、高バリヤー性が求められる包装でのアルミ箔の需要も旺盛である。包装材の構成は、例えばポリエチレン12 μm/アルミ箔12 μm/中密度ポリエチレン100 μm/シール剤、となっており、アルミ箔の使用によりレトルト可能な容器となり、かつ良好な印刷適性を得ている。成形加工性のすぐれたアルミ箔地として、工業用純アルミニウムよりも鉄量の多い8079 (Al-1.1Fe-0.1Si) 合金が開発されている。この系統の合金は圧延加工性にすぐれ、ピンホールが少なく、ヒートシール時の材料割れのない製品として医薬品包装用(PTP用) アルミ箔としても使用されている。

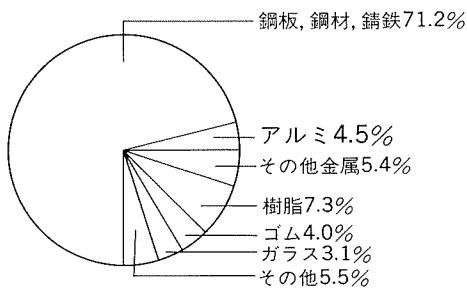
#### 4. 自動車と二輪車用部材

現在の自動車では、材料の70%以上を鋼材が占め、アルミニウムやプラスチックなど、鋼材以外の材料の占める割合はわずかである。(社)軽金属協会では図7に示すように、将来の乗用車平均材料構成率の予測を行っているが、これによると、デザイン重視のスペシャリティーカーはプラスチックを、性能重視の高性能車はアルミニウムを、機能重視の実用車、高級車はさまざまな機能材料を現在よりいっそう多用していくものと思われる。自動車部品のアルミ化は、これまで軽量化以外に高熱伝導性、高生産性というメリットがある部分から進んできた。最近では、日本や海外の自動車メーカーが発表するコンセプトカーの中に、ボディーの一部あるいは全部にアルミ板材を利用したり、大きな荷重のかかるフレームをアルミ押出形材で構成した例がしばしばみられる。これはアルミ化することによって、モデルチェンジを短いスパンで行え多品種少量生産が可能となり、他の自動車との差別化がはかれるからである。アルミ押出材のバンパー・レインフォースメント、ドア上部構造、プロペラシャフト等への利用、アルミ鍛造材の高級車用足回り部品・ホイール、サスペンション等への普及がみられるが、最近わが国で急速に採用されだしたアルミボディシートの材料特性と今後の動向について述べてみる。

##### 4.1 自動車ボディシート

自動車ボディシート用合金としとは、表5に示すごとく、これまでかなりの合金が開発されており、2036合金あるいは6010 (6009) 合金等欧米では一部実用化されたものもある。わが国では、さらに成形性のすぐれた材料

#### 現在



#### 将来

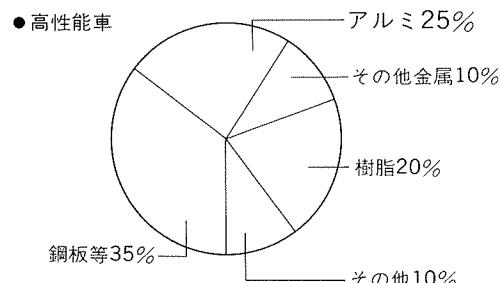
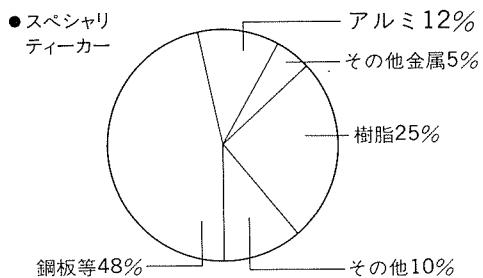


図7 将来の乗用車平均材料構成率の予測

の開発が自動車メーカーからも要請され、著者らの開発した微量のCuを含むAl-Mg-Zn系合金板 [通称30-30, 当社商品名GZ45 (引張強さ30kgf/mm<sup>2</sup>, 伸び30%)]<sup>10)</sup>が数年前、はじめてマツダの「New RX-7」のフロントフードに採用された<sup>11)</sup>。その後、この30-30合金は室温で長期間保存すると時効硬化して若干成形性が低下するなどの問題があり、また高マグネシウム合金の圧延技術も向上するなどして最近ではZnを添加せず、MgとCu量を少し増加した合金板 (当社商品名GC45, GC150) が使用されるようになってきた。これらの合金はいずれもコイル連続焼入(CAL)処理により、工業的規模での量産が可能である。一方、欧米ではむしろAl-Mg-Si系合金の改良研究が盛んであり、室温での成形加工性をよくするためにできるだけ耐力を小さくし、塗装焼付時(170°C~180°Cで30分程度)に顕著な時効硬化を示す材料をねらっている。しかし成形性ではAl-Mg系合金より少し劣っており、冷延鋼板に比較するとまだかなり劣るのが現状であり、今後さらに成形性のすぐれた合金の開発が望まれる。アルミボディシートのメリットとして

表 5 自動車ボディシート用アルミニウム合金板の諸性質 (0.8~1.2mm厚)

合 金 系	当社商品名 ( )内AA	耐 力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	エリクセン値 (mm)	n 値	r 値
Al-1.8Cu-0.4Mg-0.7Si	CV15	17	32	25	9.2	0.25	0.70
Al-2.6Cu-0.5Mg-Mn	(2036)	19	34	24	9.0	0.23	0.75
Al-0.5Mg-1.3Si	SG12	13	26	30	9.8	0.23	0.70
Al-0.7Mg-0.8Si-0.7Cu	SG08	14	28	28	9.4	0.23	0.70
Al-0.8Mg-1.0Si-Mn,Cu	(6010)	17	29	24	9.0	0.22	0.70
Al-1.0Mg-0.6Si-0.6Cu	GV10	14	25	25	9.2	0.23	0.70
Al-4.5Mg-Mn	GM45	13	27	28	9.8	0.33	0.80
Al-4.5Mg-Cu	GC45	14	27	30	9.9	0.30	0.67
Al-5.0Mg-Cu	GC150	14	28	34	10.4	0.31	0.63
Al-4.5Mg-1.5Zn-Cu	GZ45	16	31	30	9.8	0.30	0.70
冷 延 鋼 板		15-20	28-32	40-48	10.5-11.5	0.22-0.25	1.5-2.0

軽量化以外に耐食性と塗装性があげられる。成形性を向上せしめかつ塗装後の鮮映性を低下させないためのレザダル仕上げ、あるいはアルミー鉄同時オンライン塗装システムの開発等、加工周辺技術およびアルミニウムの再利用技術の開発など、アルミボディシートの本格的採用に向けて検討されなければならない問題が多い。

#### 4.2 熱交換器部材

エアコン用コンデンサやエバポレータ材料は、現在アルミニウム合金が主流である。一方、ラジエーターについては、アルミ化率が欧州では90%以上、米国で約60%と高いものの、わが国では10%弱に過ぎない。20数年前から検討されはていたが、銅ラジエータ用製造設備の償却、コストあるいは耐食性などの点で採用が拡大しなかった。しかしここに来て、カルソニックが日産自動車向けに供給を開始、昭和アルミニウムも本格生産の方針を打ち出すなど、アルミラジエータ市場はにわかに活気を帯びてきている<sup>12)</sup>。

ラジエータはフィン、チューブのコア部分と座板、そして最近ではFRP製タンクから成っている。構造的にはシングルロー型ろう付け仕様が主流であり、欧州で従来から多く採用されてきたソフィカ型も、ラジエータの高性能化に伴い、徐々にろう付け仕様へと移行する傾向にある。

アルミチューブでは、図8<sup>12)</sup>からも明らかなごとく、フィン側から、ろう付け用のAl-Si系4343合金、高放熱

性のAl-Mn系3003合金、犠牲陽極性にすぐれたAl-Zn7072合金という三層クラッド構造になっている。従来の真空ろう付けではZnが蒸発し易く、クロム酸クロメート処理や電着塗装で耐食性を確保しなければならなかつたが、Alcan社で開発されたノコロック（NB）法ではN<sub>2</sub>ガス雰囲気、大気圧でろう付けが可能となり、塗装、洗浄工程が不用になりコスト低減につながつた。今後のラジエータ用アルミニウム材料の改良のポイントは薄肉化である。表6<sup>12)</sup>に銅およびアルミラジエータの基本性能の比較を示したが、現状では銅に比べてアルミニウムはフィンを約2倍、チューブを約3倍厚くして、強度や熱伝導性を補っている。アルミ材料メーカーでは今以上に座屈強度や伸びに優れた新しい耐食性材料の開発が進められており、近い将来さらに2~3割の薄肉化は十分期待できよう。

エアコン用コンデンサやエバポレータの最近の特徴として、フロンガスの規制と関連して冷媒使用量を減らすため、小型高性能化が押し進められていることである。例えば、PF（パラレルクロー）型コンデンサの開発とか、従来のサーペンタイン型に代わってドロンカップエバポレータの増大である。Modine社は従来のサーペンタイン型コンデンサに代えて、パイプヘッダー、扁平チューブ、ルーバフィンを組み合わせてろう付けを行うパラレ

表 6 銅ラジエータとアルミラジエータの基本性能の比較

	銅ラジエータ	アルミラジエータ
放熱部構成	フィン チューブ プレートコア 接合部	43μm(高耐食フィン) 110μm(巻じめ) 0.6mm ハンダ
機能	放熱性能 信頼性 長寿命 軽量化	○ ○ ○ ○ ○(3/4)

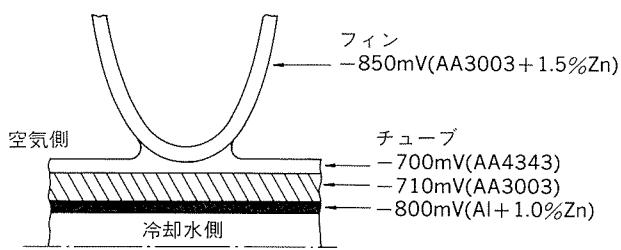


図8 アルミチューブの3層クラッド構造。電位が-800mVと低い水側が犠牲腐食層

ル型コンデンサにより、冷媒の容量を約25%減少させて同等の性能を得ている。また、重量の軽減は約30%で、積載容積も大幅に減少させている。しかし問題点もある。それは、従来よりも径の小さい薄肉の扁平チューブを精度よく安くつくることである。一方、エバボレータの製造については、わが国でも従来のサーペンタイン型からドロンカッブ型にかわりつつある。ろう付方法としてAl-Si系のろう材にMgを添加し、真空炉中でのMgの気化によるゲッターの役目と表面酸化皮膜の破壊の促進を期待している。一般に真空ブレージングに使用されるろう材として4004合金(Al-9.8%Si-1.5%Mg)が開発されている。これらの材料の真空ろう付けが $10^{-4} \sim 10^{-5}$  torrの高真空を必要とするのに対し、 $10^{-3}$  torr程度の真空でもろう付けが可能な材料として、4004合金に0.02~0.2%Biを添加した合金4104合金が開発されている。真空ブレージングでつくられる熱交換器では、亜鉛の蒸発の関係で、犠牲陽極性にすぐれたAl-Zn系合金が必ずしも十分な機能を発揮しないので、最近では微量のSnを含む合金(当社商品名W31C, MT11等)が開発され、実用化されている<sup>13)</sup>。

#### 4.3 二輪車用部材

自動二輪車(モータサイクル)あるいは自転車部材としてアルミニウム合金展伸材が幅広く利用されている。アルミ使用の代表例として、モータサイクルでは車体フレーム、ブラケット、リム、フロントフォーク、熱交部材など、自転車では主として競走用と高級車のリムとギアなどがある。現在、モータサイクルのアルミ化率は約33%(アルミフレーム採用機種)<sup>14)</sup>であり、航空機の約80%には及ばないものの、自動車の4~5%に比べて極めて高いのが特徴である。また、展伸材の比率が高いことである。自動車は大部分が鋳造材であるのに対し、モータサイクルは約40%が展伸材で、しかも、2014, 2017, 5083, 7N01, 7050合金など高強度合金が多いのが特徴である。アルミフレームの出現により業界全体の展伸材の使用量は急速に拡大したが、この中にあって今後の動きとして、まず第一に低コスト化があげられる。一部鍛造素材の連鉄棒化とか、鋳造化すなわちアルミフレーム用合金鋳物がその例である。第二は高性能化のための高強度アルミニウム合金の使用である。ステアリング・シャフト、フロントフォークへの7075, 7050合金などの利用があげられる。さらにエンジン材料を中心とした高機能・新素材の開発が大いに期待されている。

なお自転車としてリムに6063相当合金、ギアに2014相当合金が実際にかなり使用されているが、最近、超高級車のフレームに高機能の新素材の利用がいろいろ試みられている。今後の二輪車における技術開発競争は、高性能がセールスポイントの一つだけに、ますます激化することが予想されるが、やはり構造設計-材料-加工の三位一体となった開発が重要と思われる。

## 5. 航空機・構造用部材

軽くて強いアルミニウム合金が輸送関係の構造メンバーとして使われることは多い。車輛、船舶関係では中強度の耐食アルミニウム合金すなわち5000系と6000系が、航空機関係では高強度の2000系と7000系の合金がよく使われる。ロケットなどの特殊構造部材として溶接性のすぐれた2219合金(Al-6.3%Cu-Mn, Ti, Zr, V)が使われている。ここでは、近年、航空機部材でとくに改良効果が顕著である高力韧性合金とテーパストリンガー材および車輛等に溶接構造材として開発されたAl-Zn-Mg系三元合金について述べる。

### 5.1 航空機用高力韧性合金

従来、航空機用アルミニウム合金といえば超ジュラルミン2024(Al-4.4Cu-1.5Mg-0.6Mn)合金や超ジュラルミン7075(Al-5.6Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.2Cr)合金がよく知られ、広く使用されてきた。しかしながら、7075合金は最高強度で使用するとメタルフローに直角な方向で応力腐食割れを発生しやすいため、強度を10~15%低下させた過時効状態で使用されることが多い。また、破壊韧性や疲労き裂伝播抵抗が劣っている場合には、使用中にき裂が生じて伝播しやすくなり、大きな事故につながることがある。さらに石油危機以後、燃費節減から機体の軽量化ニーズが一層高まってきた。このため、機体設計では安全性と軽量化に重点が置かれ、安全性では破壊韧性や疲労き裂伝播抵抗あるいは耐応力腐食割れ性の向上が、また軽量化では強度の向上が望まれるようになった。このようなニーズに応じて開発されたものが高純度地金をベースとしたAl-Zn-Mg-Cu系の7475, 7050, 7150合金あるいはAl-Cu-Mg系の2124, 2224, 2324合金などである。破壊韧性を向上させるには、一般に合金中に含まれるFe, Si等の不純物元素を減少させればよいことが明らかとなり<sup>15)</sup>、上記の合金はいずれも7075合金や2024合金より不純物の少ない合金である。さらに、主要成分のZn, Mg, Cu等の添加量や量比を調整し、破壊韧性に悪影響を及ぼすと考えられる第2相粒子の生成を抑えている。一方、強度の面では耐応力腐食割れ性を低下させないように配慮して、強度に寄与する添加元素量を増やしたり、最適時効条件を選択することにより強度の向上をはかっている。こうして開発されたのが7050や7150(Al-6.4Zn-2.4Mg-2.2Cu-0.1Zr)合金である。これらの合金にはCrに代わってZrが添加されているが、応力腐食割れ防止と共に焼入れ性が改良されるためであり、したがって、厚物の板、形材、鍛造品等に適している。

### 5.2 航空機用テーパストリンガー材

航空機テーパストリンガー(縦通材)には、従来7075合金の押出形材が用いられていたが、近年、より軽量化のニーズが高まるにつれ、長手方向にテーパをつけて肉厚を調整した段つきの板成形ストリンガーが用いられる

ようになってきた。通常、このテーパストリンガーは、7075合金板コイル焼なまし材（厚さ3~4 mm×幅150 mm）を定尺切断して、テーパ圧延（0~80%の冷間圧延）後450~500°Cで溶体化処理水焼入れし、ただちにロールフォーミングによりZ型あるいはハット型に成形して製作するものであるが、従来のコイル焼なまし材では結晶粒度が粗く（100~200 μm），次のような欠点があった。

- (1) ロールフォーミングあるいはその後のジョグリング（背切り加工）時のコーナ割れ
- (2) ケミカルミーリング時の表面肌荒れ
- (3) 引張性質、とくに伸び値の低下
- (4) 疲れ強さ、破壊靭性の低下

筆者らの開発した特殊熱処理（急速連続焼鈍+低温焼もどし焼鈍の2段熱処理）によるストリンガー材は、従来材に比べて結晶粒が著しく微細化（40~60 μm）されており、上記の欠点をすべて解消している。この改良法は世界各国で特許を確立し、製品はボーイング社のB-767機（図9）向けなどで数百トンの出荷実績を有しており、品質的にも好評を得ている。

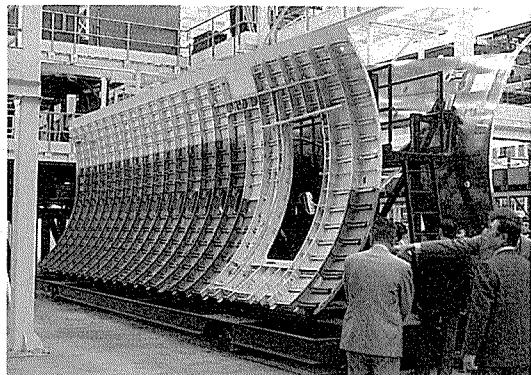


図9 B-767機胴体の一部（テーパ・ストリンガー使用）

### 5.3 溶接構造用合金<sup>16)~18)</sup>

高強度で耐食性のすぐれた5083（Al-4.5Mg-0.7Mn-0.2Cr）合金は低温特性と溶接性にもすぐれているので、鉄道車輌、漁船はもとよりLNGタンク等にも溶接構造材として広く使われている。さらに溶接後の強度を必要とする場合には7003（Al-5.7Zn-0.7Mg-0.2Zr）あるいは7N01（Al-4.5Zn-1.5Mg-0.5Mn）合金が使われる。7003および7N01合金は高力Al-Zn-Mg-Cu系合金の組成からCuを除去し、さらにZnおよびMg量を低く抑えたもので、溶接性が比較的すぐれ、溶体化温度が低く、焼入感受性が鈍感で、さらに常温時効性がすぐれるなどの特性を持っている。したがって、溶接した場合、熱影響部は溶接熱によって一旦軟化するものの復元あるいは再溶体化しているために、その後の常温時効によって強度が回復して高くなる。本合金はこのような特性に着目して高強度溶接構造用材として開発されたものである。以前は応力腐食割れ対策としてCrとMnが添加され

ていたが、最近ではZrが耐応力腐食割れのみならず溶接性にも効果のあることが見出され、むしろZrとMnが添加される場合が多い。7003合金はとくに押出性を重視して開発された合金である<sup>19)~21)</sup>。

Al-Zn-Mg系合金は、母材および溶接材の強度が35~45kgf/mm<sup>2</sup>でAl-Mg系やAl-Mg-Si系合金より高く、耐食性も大気中ではかなりすぐれている。したがって、用途は鉄道車輌、陸運車輌、クレーンなど主として陸上の高強度溶接構造用として使用されるほか、自動車のバンパー、二輪車のリムなど多岐にわたっている。当社の代表的なAl-Zn-Mg系合金としては、7003合金の原型となったZK60、7N01合金相当のZK47（ZK141）および強度が50kgf/mm<sup>2</sup>以上のZK55（ZK155）などがある。

## 6. 機能性、その他部材

これまで述べてきた需要分野は、熱交換器部材を除いて、どちらかというと構造部材に関するものであるが、アルミニウムの軽くて強い特性に加えて、磁気を帯びないとか、電気、熱の伝導性がすぐれている特性を生かして、各種の機能性材料が開発されている。

### 6.1 磁気ディスク材

磁気ディスク用材料としてアルミニウム合金が使用されるのは、アルミニウムが非磁性で耐久性に富み、表面研磨後の仕上り状態が良好で、その後の表面処理性にすぐれているためである。磁気ディスク材としては一般に5086合金が使用されているが、合金中に粗大なFe-Mn系あるいはMg-Siの化合物が存在することがあり、高記録密度化を図るためににはこの粗大な化合物粒子の数を減少させなければならない。アルミニウム中の金属間化合物の硬さはアルミ素地の10倍近くあり、したがってディスク基板の表面切削で突起あるいは脱落等の表面欠陥として残り、後工程での欠陥の原因になる。図10<sup>22)</sup>に合金中で観察される化合物粒子の径と数との関係を示す。合金中の化合物としては、一般にFe-Mn系のものが多いが、一部にMg-Si系のものも見られる。またこの図はイメージアナライザによって粒子の平均径を測定したものであり、ここで化合物粒子は金属間化合物のほかに酸化物等も含んだものになっている。各種の介在物を除くための溶湯処理と濾過はもちろんのこと、使用地金の純度を高めたり、微量添加元素を規制することにより、均一で高品質のアルミニウム合金磁気ディスク基板をつくる努力がなされている。なお、最近、同一純度の地金を用いた場合でも化合物粒子径を小さくする鋸造法（Roll Caster等）の検討もなされている。

### 6.2 印刷版（PS版）材<sup>23)</sup>

PS版とはPre-sensitized Plateの略で、支持体上にあらかじめ感光剤が塗布されている印刷版のことであり、一般には平版印刷用のことをいう。PS版は、支持体す

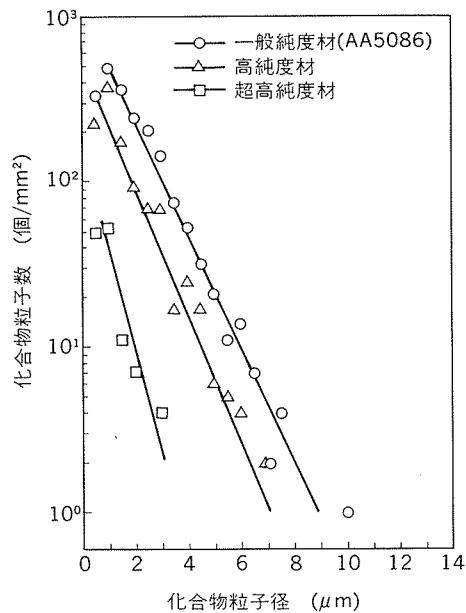


図10 磁気ディスク用アルミニウム合金中の化合物粒子の分布状態

なむち表面処理されたアルミニウム板（厚さ0.2～0.3 mmの硬質純アルミ板または3003合金板）と感光層（厚さ1～3 μm）とから構成されており、写真製版により画像部（感光層）と非画像部（アルミニウム）が形成され印刷に用いられる。支持体として使われるアルミニウム板の基本的性質としては、(i) 尺寸安定性、平面性（そりやうねりがないこと）、(ii) 機械的強度、耐摩耗性、(iii) 親水性、保水性、(iv) 感光層との接着性、(v) 化学的安定性、感光層に対する不活性、などが重要である。

平版印刷用支持体は、機械的方法、化学的方法あるいは電気化学的方法のいずれかによる粗面化法により、アルミニウム板を粗面化した後、薄い陽極酸化皮膜処理を施してつくられる。現状の問題としては、従来から使用してきたアルミニウム板は化学的エッチング、電気化学的エッチングのいずれにおいても点状の欠陥を発生することがあり、印刷物に汚れとなって現れ、品質上好ましくないことがある。一方、印刷技術の進歩に伴い印刷速度が上昇した今日、印刷機の版胴の両端に機械的に固定される印刷版に加わる応力が増えたため、強度が弱いと、この固定部分が変形または破損して印刷ずれ等の障害を起こしたり、版が切れたりすることにより、印刷不能になることがある。また寸法安定性などの機械的強度を確保する必要上、比較的厚いアルミニウム板を使用せざるを得ず、これが平版印刷のコスト高の原因ともなっている。これら3つの問題を同時に解決し得るような新しいアルミニウム合金印刷用支持体の開発が望まれている。

### 6.3 電解コンデンサ箔<sup>24) 25)</sup>

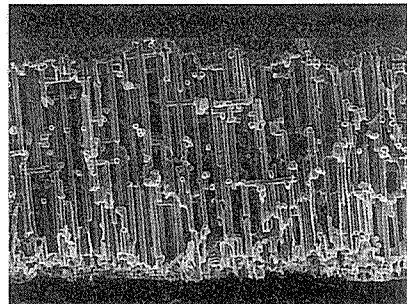
電解コンデンサの電極としてアルミニウム箔が用いられる。陽極には通常99.95%～99.995% Alの純度を有す

る高純度アルミニウム箔が、陰極には1070, 1085, 3003などの箔が用いられる。コンデンサの静電容量を高めるため、通常陽極・陰極箔とも塩酸あるいは食塩を含む水溶液中で電気化学的なエッチングによる粗面化を行う。アルミニウム電解コンデンサの場合、誘電体は、陽極酸化処理によって陽極用エッチド箔の表面に形成される化成皮膜である。したがって、使用電圧によって誘電体である化成皮膜の厚みを変えるため、より大きな静電容量を得る目的に対してはより大きな誘電体の表面積を得ることにより達成される。

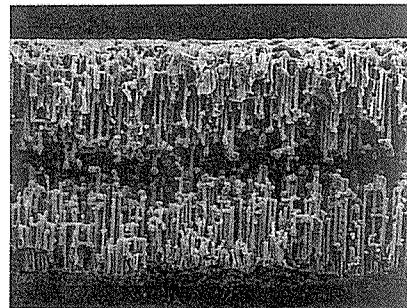
アルミニウム箔中に形成されるエッチピットは、箔の物性およびエッチング方法により様々な形態をとる。化成処理により形成される酸化皮膜は化成電圧に比例して厚くなるため、低圧化成用陽極箔ではピットを細かく複雑にして粗面化率を上げることができるが、高圧化成用では比較的粗いピットが必要となる（図11）。

高圧化成用陽極箔の粗面化は、通常直流エッチングによって行われる。用いる高純度アルミニウム箔の純度、化学組成、再結晶組織および表面の酸化皮膜の厚さによって粗面化効率が著しく影響されるため、用いる高純度アルミニウム箔中の微量不純物および添加元素含有量は厳

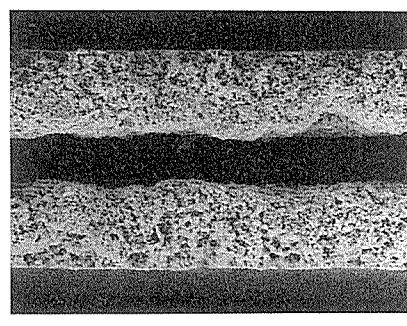
高压用（貫通形）  
の断面  
(直流エッチング  
されたトンネル  
状エッチピット)



高压用（芯残り形）  
の断面  
(直流エッチング  
されたトンネル  
状エッチピット)



低圧用の断面  
(交流エッチング  
された海綿状の  
微細なエッチピ  
ット)



50 μm

図11 電解コンデンサ陽極箔（高压用、低压用）のエッチピット

密に管理されている。トンネル状エッチピットは〈100〉方向に成長するため、立方体方位粒を多く有する再結晶集合組織が、粗面化効率の面から望ましい。したがって、熱間圧延から最終焼鈍に至るまでの製造条件をうまく組合せて、立方体方位占有率の高い箔を製造する必要がある。さらに、最終焼鈍では450°C以上の高温の非酸化性雰囲気中で箔は加熱され、再結晶集合組織と共に酸化皮膜の最適な厚さ管理も行われている。

低圧化成用陽極箔の場合は、通常、交流エッティングによる粗面化が行われる。粗面化率には主に高純度アルミニウム箔の化学組成や酸化皮膜などが影響を及ぼす。高純度アルミニウムへのFe, Si, Cu, Mgなどの微量添加、中間焼鈍、冷間加工度、コントロールされた雰囲気での焼鈍によって粗面化率が影響される。

#### 6.4 空調器フィン材<sup>1)26)</sup>

熱交換器のエバボレータ、コンデンサの熱伝導用のフィン材としてアルミニウム極薄板が使用されている。用いられるアルミニウム条は、かつて厚さ0.16~0.20mmの1100(99%Al)あるいは1050(99.5%Al)の条が用いられていたが、最近では薄肉化が進み、厚さ0.10~0.12mmの薄い条の使用が一般化してきた。同時に、硬質化としごきフィン成形が普及しつつある。表7に代表的なフィン用アルミニウム板の諸特性を示す。しごきフィン用材料としては、フィン成形時の取扱いあるいはコアに組まれた状態での座屈性から高い耐力とコルゲーション加工に耐えるためにある程度の張り出し性が必要である。この目的のために、最近、微量のZrあるいはMnを添加した1050系半硬質材などが開発されている。

空調器は最近、冷房と暖房を兼用するものが普及してきたが、冷房から暖房に切換えたとき、冷房用として使用中にコンデンサのフィンに凝集した水による腐食が発生し、その腐生成物である白粉が室内に吹き出すことがある。そのために防食用表面処理が必要である。表面処理フィンの親水性が悪いとコンデンサのフィン上に凝集した水膜が通風性、伝熱性を害して熱交換性能を低下させる。一般に親水性を増すために添加されるシリカは工具の摩耗を早めるので、シリカを含まないノンシリカ型の親水性表面処理フィン材(プレコート材)の開発が望まれている。

表7 代表的なフィン用アルミニウム板の諸特性

JIS (その他)	板 厚 (mm)	調 質	耐 力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	エリクセン値 (mm)	用 途
1050	0.13~0.4	0	3~4.5	8~10	25~30	8.5~9.2	
	0.12	H22	10.5	11.5	18	7.5	張り出しフィン
	0.12	H24	13	13.5	12	6.6	
1100	0.13	0	3	9	32	8.8	同 上
(微量Zr, Mn) (入り1050)	0.11	H24	15	17	11	5.5	
	0.11	H26	17	18.5	5	4.2	しごきフィン

#### 6.5 VTRテープシリングダ用合金<sup>27)~29)</sup>

VTRの各部品には軽量、非磁性の特性によりアルミニウム合金がかなり使用されている。VTRの最重要部品の一つであるテープ走行シリングダもその一つである。このシリングダには、シリングダが磁気テープにより摩耗されないこと、切削性が良好で仕上り面の状態が良いことなどが必要とされる。従来VTRシリングダとしてはAl-Cu系の鋳物材とかAl-Si系ダイカスト材が使用されていたが、次のような問題があった。

(i) 鑄巣、微小酸化物、粗大共晶化合物等が存在するため、精密切削加工後に表面欠陥が多い。

(ii) 上記に関連して歩留りが悪く、コストが高い。

(iii) 硬さが十分でなく、耐摩耗性の向上が望まれる。これらのニーズに対処するため、著者らはAl-Cu-Ni-Mg-Si系の新合金B18S冷間鍛造材を開発した。この合金のミクロ組織を図12に示したが、合金組成の調整、溶湯のフィルター処理、細棒鋳造法あるいは押出条件等の製造条件をコントロールして分散相が5μm以下に分布するようにして、上記の問題を解決したものである。新合金はその特性が高く評価され、冷間鍛造シリングダとして従来材に代って広く使われている。

一方、放送局用などへの業務用VTRは、稼動率も高く使用条件も過酷である。したがって、この種のVTRシリングダには、耐摩耗性が良好で、接触する磁気テープを損傷しない高ケイ素アルミニウム合金系の急冷凝固粉末冶金製品が最適と考えられ、実用化研究が進んでいる<sup>30)</sup>。

#### 6.6 複写機ドラムとポリゴンミラー材<sup>31)</sup>

最近のエレクトロオプティクス分野における進歩には目をみはるものがある。複写機ドラムひとつをとってみても、これまでのセレン蒸着あるいは硫化カドミウム処理に代わってOPC(Organic Photo Conductor)塗布型が実用化されている。また、アモルファスシリコンタイプの感光体ドラムも検討されている。従来のドラム材は、1050, 3003あるいは6063合金の素管が用いられ、管の寸法精度とともに素材中に存在する非金属介在物の除去に苦心がはらわれてきた。今後、OPCあるいはアモルファスシリコンが広く利用されるようになると、素管の表面仕上げ精度がこれまで以上に重要視されるといわれている。磁気ディスクの場合と同様、合金成分の調整、鉄、

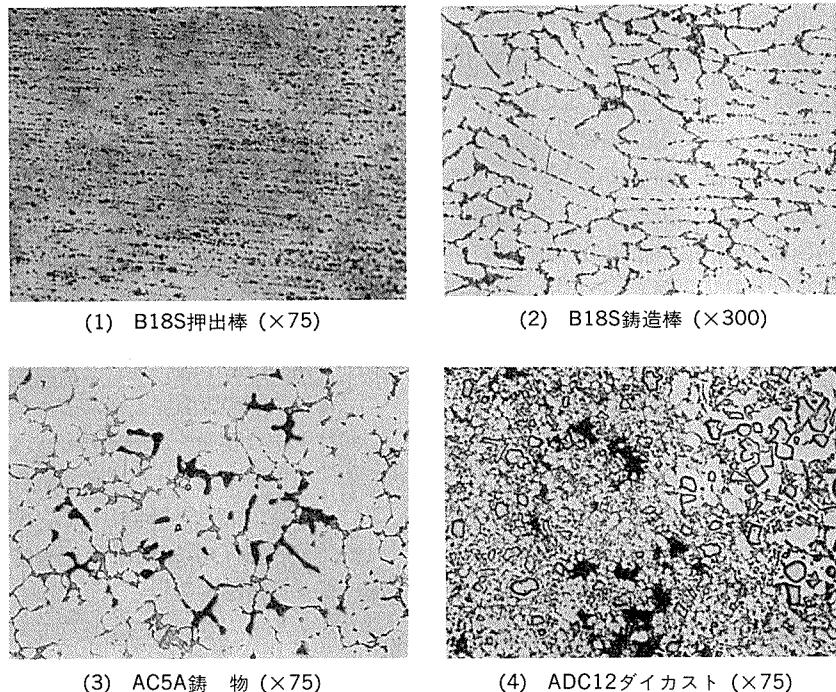


図12 VTRシリンダー用アルミニウム合金の顕微鏡組織の比較

ケイ素等の不純物量の規制、鋳造時のフィルター処理による微少な非金属介在物の除去等によりミクロンオーダー以上の化合物を極力少なくしたドラム用合金の開発が望まれている。

ポリゴンミラーはレーザプリンタ等で使用されている、8, 10, あるいは12面の回転多面鏡であり、Al-Mg系合金またはAl-Mg-Si系合金が用いられている。材料特性としては、切削面の仕上がり性、反射率、耐食性等に優れていることが必要とされる。そのため、使用地金および製造条件を制御して、材料中の金属間化合物量の減少と微細化が行われている。

ポンゴンミラーの加工は、従来ボリシングあるいは研削で最終仕上げされていたが、専用加工機と天然ダイヤモンド工具を用いて加工されるようになり、生産性が向上し、コストも低減されるようになった。ポリゴンミラー材の加工条件は前述の磁気ディスク加工用超精密旋盤と基本的には同じであるが、断続切削となるため切削力の変動を少なくすることと、切削油の供給および切りくずの処理を的確にする必要がある。

#### 6.7 超高真空容器材<sup>32)</sup>

高エネルギー物理学研究所（筑波学園都市）では、トリスタン計画と呼ばれる巨大な粒子加速器の建設が進められている。この加速器は、その規模において世界最大級のもので、直径1kmにも及ぶドーナツ状のリングの中で電子・陽電子を光の99.984%の高速度に加速し、両者を正面衝突させることにより発生するクォーク等の素粒子の研究を行うものである。ドーナツ状のリングは6063合金中空押出形材で構成されるが、中空リング内部は高速度で粒子を加速するため、 $10^{-9} \sim 10^{-10}$  torrという超

高真空が要求されている。このような超高真空では、各部ジョイント等からの洩れもさることながら、リング構成部材であるアルミニウム合金押出形材の内表面からのガス放出が大きな問題となる。アルミニウムは非常に活性な金属であるため、通常の押出方法では材料が高温で大気にさらされると、材料表面の酸化と同時に水和反応が急速に進行する。このような材料表面はポーラスな皮膜質となるため、真密度を低下させる原因となる水分や各種ガスを大量に吸収することとなり、超高真空材料としては不適当であった。押出時に中空形材内面の水和反応を防止する方法として、押出用のダイスにガス通路を設け、押出中に形材中空部に Ar + O<sub>2</sub> 混合ガスを導入することにより、水和反応を抑制しつつ、ち密な酸化皮膜を形成することが可能となった。こうして得られたアルミニウム合金形材は、表面に水分や各種ガスの吸着が少なく、そのガス放出率は～ $10^{-14}$  torr•l/s•cm<sup>2</sup>という極めて良好な超高真空用材である。

#### 6.8 热中性子制御材と核融合炉用低放射化材<sup>33) 34)</sup>

原子炉（核分裂炉）が増加するにしたがって、その原子炉あるいは使用済燃料から放出される熱中性子を制御あるいは吸収することが重要となっている。

中性子を吸収しやすいのは<sup>10</sup>Bであり、その存在比は天然品で約19.8%である。実際にはアルミニウム中に分散させるためにB<sub>4</sub>Cを添加・攪拌後、造塊する。B<sub>4</sub>Cは融点が2,350°Cでアルミニウムには溶けないが、比重が2.5でアルミニウムと同程度のため、比較的均一に分散させることができる。この鉄塊の両面に純アルミニウムを合わせて圧延する。このクラッド材は、制御材として使用されている。ボラールの場合、B<sub>4</sub>Cを30～40%含有

していて、中性子制御材としては有効であるが、強度が低く（引張強さ10kg/mm<sup>2</sup>以下），曲げ加工や溶接などの加工が困難である。これに対し、アルミニウム合金（例えばAl-Mg系）に0.5～3.5%のホウ素を添加した材料は加工性、溶接性が良好で、強度が高い。また純アルミニウムをクラッドした材料は耐食性にすぐれているため、使用済燃料の保管庫に使用されている。ただし、ホウ素は主としてAlB<sub>2</sub>として存在し、その比重が3.17とアルミニウムより大きいため、溶解炉で沈降しやすい。このため造塊法に工夫を要する。

アルミニウムはステンレス鋼等に比べて誘導放射能の強度が低く、また生成放射性核種の減衰速度も桁違いに速い。したがって、核融合実験装置にアルミニウム合金を用いれば、装置の保守および修理がD-T反応後短時間で実施でき、安全面や環境汚染の問題も少なくなる。しかし、一般のアルミニウム合金にはFe, Cu, Crその他の添加元素がかなり含まれており、低放射能化という点からは望ましくない。そこで、高純度アルミニウムと残留誘導放射能の少ない合金元素（Li, Mg, Si, V等）を用いた新しい材料の開発が世界各国で行われている。現在、核融合材料としては、Al-Mg-Si系、Al-Mg系、Al-Si系、Al-V系、Al-V-Si系、Al-Mg-V系、SAP、Al-Mg-Li系合金等が検討されている。さらに今後解決されるべき問題としては、耐熱性、耐食性、照射損傷等、数多くあるが、新しいアルミニウム合金開発への期待は大きい。

#### 6.9 精密加工品（快削合金）<sup>35) 36)</sup>

2011合金（Al-5.5Cu-Pb, Bi）は強度と切削性にすぐれた材料で、一般快削合金として、黄銅棒の代わりに広く用いられている。強度はジュラルミンと同等で、一般機械部材として使いやすい。Al-Mg系の5056合金は、最初カメラ鏡筒用として開発されたが、強度が強く、耐食性にすぐれ、陽極酸化処理の仕上りが美しく、均一性が高いため、最近では電気機器や音響機器などの装飾性の強い機械部品にも広く使われている。切削性については、とくに切屑処理の容易さに重点を置いた自動旋盤用としては、2011合金におよばない。2011合金の切削性と5056合金の耐食性と表面処理性をあわせもつ材料として6262合金（Al-Mg<sub>2</sub>Si-Pb, Bi）があるが、当社では、さらに押出性、切削性などを改良した合金として、GT09, GT109がある。GT09は、Al-Mg<sub>2</sub>Siをベースとする合金に微量のCuと、切削性向上元素Sn, Pbを添加した熱処理型合金である。押出性と鍛造加工性、切削性と耐食性、表面処理性がいずれもすぐれている。とくに、高速機での切削加工においても切屑が細かく分断する性質を有しており、高速自動盤加工に最適の材料である。部品によっては、陽極酸化処理-黒染処理-封孔処理したあとで熱硬化性樹脂を塗装し、200°C前後の温度で乾燥焼付処理がある。この焼付温度が高いと、被膜が剥離して白点状の欠陥が部分的に発生することがあ

る。微量のCr添加が、この皮膜剥離防止に顕著な効果を有することを見出し、GT09に微量のCrを添加した合金がGT109である。

今後の快削合金としては、材料のコストダウンのため非熱処理型の合金を開発することや切削加工の自動化とますますの高速化に適した材料の開発が望まれる。

#### 6.10 導電材料<sup>37)</sup>

アルミニウムおよびアルミニウム合金の板および管の導体として、JISでは純Al系の1060（導電率61.0%以上）、Al-Mg-Si系の6101（導電率55.0%以上/T6, 57.0% /T7）などがある。国際合金登録では、改良材として1445, 1350, 6201、最近では微量のCuを添加した8130あるいは微量のMgを添加した8177などがある。今後の新しい応用例として、リニアモータカーの推進用あるいは浮上用のコイルとかリアクションプレートがある。また高純度アルミニウムの超電導材料の安定化材なども考えられる。超電導材料はマグネットとして、核融合、MHD発電、磁気浮上列車等への応用、超電導ケーブルとして大容量送電などの開発が進められている。現在、Nb-Ti, V<sub>3</sub>Ga, Nb<sub>3</sub>Snなどの優れた超電導材料は、一般に銅を安定化導体とした複合材料となっている。最近、この銅に代わって高純度アルミニウム安定化超電導材料の検討が進められている。純度の高い高純度アルミニウムは、①極低温銅より電気抵抗が小さい、②熱伝導率が銅より高く、冷却、熱放散に優れている、③単位体積当たりの熱容量が銅より小さいため冷却が容易になる、④軽い、⑤常温軟化性であるため巻線加工が容易で加工ひずみが容易に消える、⑥表面を陽極酸化すると容易に強固な絶縁皮膜が形成され層間絶縁がなされる、などの利点があるためである。

しかしながら高純度アルミニウムは機械的な特性が銅に比べて弱く、補強材が必要となり、また超電導材料（Nb-Ti合金など）との複合加工が難しい、などの欠点があり、今後の開発課題となっている。

### 7. 新合金・新材料の開発

将来のアルミニウム系新合金・新材料として、Al-Li系合金、急冷凝固粉末合金および複合材料などがある。以下にそれぞれの特徴並びに最近の航空機分野での開発動向について述べる。

#### 7.1 Al-Li合金<sup>38)</sup>

アルミニウムにリチウム（密度0.53g/cm<sup>3</sup>）を添加すると、密度が低下（3%/1%Li）し、弾性係数が向上（6%/1%Li）することが知られている。この低密度・高弾性に着目してAlcoa社が開発した2020合金は、米海軍機RA-5Cの主翼や垂直尾翼に7075合金に代わって使用され、約6%軽量化された<sup>39)</sup>。しかし、2020は伸びや韌性が低く、しかも切欠感受性が高いため、この合金の使用にあたっては設計あるいは部品の加工に特別の配

慮が必要とされた。さらに、2020合金は米空軍の新しい航空機損傷許容設計基準を満たさないため、この合金の実機への使用はRA-5Cのみとなり、Alcoa社における2020合金の製造も1969年に終了した。Al-Li系合金の実用化は上記のごとく一度中断されたが、石油危機以降に省燃費の観点から再度Al-Li系合金が注目され、延性や韌性の改良に重点を絞った研究開発が進められた。1980年代に入り、Alcoa、AlcanおよびPechineyの三社により、それぞれ実用化体制がとられた。Li添加量は2～3%で、6～8%の密度低下と12～18%の弾性係数向上をねらっている。2XXX系、8XXX系いずれのAl-Li開発合金も、既存の航空機用アルミニウム合金2014、2024、6061、7075等と同等以上の特性を得て、これらと代替することを目標としている。表8<sup>38)</sup>に現在開発されているAl-Li系実用合金の機械的性質、弾性係数、密度等を、2024および7075合金と比較して示す。いずれのAl-Li系合金も、2024や7075とくらべて密度は7～11%低下し、目標は満たしている。8090(8090A)合金<sup>40)</sup>の強度は2024合金と同等かそれ以上であり、疲労特性も優

れており、目標通りの性能を示している。一方、7075合金の代替をねらった2090合金やCP276合金は、溶体化処理後に数%の冷間加工を行ったT8材の強度は7075合金とほぼ同じであるが、冷間加工しないT6材では7075合金より強度が低い。8091合金も厚板ではT651処理で7075合金並の強度を示すが、薄板ではかなり強度が劣っており、現状では前述のテーパストリンガーの代替にはなり難い。Al-Li系実用合金の耐応力腐食割れ性は、もちろん各種合金の時効条件に依存するが、全般的に7075合金よりも優れている。

なお、Al-Li系実用合金の焼入れ性は、2024合金や7075合金よりも著しく優れており<sup>41)</sup>、また、適度の加工熱処理を施すと、 $10^{-2} \sim 10^{-3}/\text{s}$ の高ひずみ速度域で超塑性特性が得られる<sup>42)</sup>。

以上のように、欧米3社できわめて精力的に行われたAl-Li系新合金の開発は、性能的には強度と韌・延性の点で今一步のところまできており、コスト面からはスクランプ処理の問題の解決が必要な段階にさしかかっている。わが国ではさらに製造上の最大の問題(Al-Li鉄

表8 Al-Li系実用合金の諸特性(L方向)

開発会社	合 金	製品形状	調 質	引張特性			破壊革性値 $K_{1C}(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})$	弾性係数 (GPa)	密 度 (g/cm <sup>3</sup> )	
				引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)				
Alcoa	8090A	Alithalite A	厚板		476	400	9	$K_Q45.6$	78.6	2.55
	2090	Alithalite B	厚板	T8	569	530	7.9	42.5	78.6	2.59
			薄板	T8	563	512	5.2	—	—	
			鍛造品	T6	472	416	1	27.4 <sup>(2)</sup>	—	
Alcan	8192	Alithalite C	厚板	T6X	442	313	5	—	81.6	2.52
	8092	Alithalite D	厚板		488	406	7.5	$K_Q45.3$	78.6	2.55
	8090	Lital A	厚板	T651	495	450	6	37	79	2.54
			薄板	T6	455	365	4	$K_C80$	—	
				T8	485	415	4	$K_C60$	—	
	8091	Lital B	厚板	T651	565	530	5	24	80	2.55
			薄板	T6	480	390	4.5	$K_C55$	—	
				T8	505	440	4.5	$K_C50$	—	
Pechiney	8090	Lital C	厚板	T3X51	470	395	6	$K_Q40$	—	2.54
			薄板		430	360	5	$K_C90$	—	
	8090	CP271	厚板	T851 <sup>(1)</sup>	500	455	7	$K_C33$	81	2.54
Alcoa	2091	CP274	厚板	T851 <sup>(1)</sup>	455	340	11	$K_C39$	78	2.58
			薄板	T8 <sup>(1)</sup>	445	330	17	$K_C145$	—	
		CP276	厚板	T851	605	595	7	—	80	2.58
Alcoa	2020			T6	579	531	3	—	77.2	2.73
	2024			T3	490	350	16	44	73	2.77
	7075			T6	570	510	13	27	72	2.80

注：(1)LT方向、(2)LS方向

造時の湯もれによる溶湯爆発対策)である溶解鋳造技術の開発が残されており、共同研究会社として設立された㈱アリシウムでの、本格的な開発が期待されている。

## 7.2 粉末合金<sup>43)</sup>

急冷凝固法(R/S; Rapid Solidification)あるいは機械的合金化法(M/A; Mechanical Alloying)を用いた粉末合金(P/M; Powder Metallurgy)の中には、7XXX系高強度合金、Al-Li系低密度合金、Al-Fe系耐熱性合金など、航空機用材料として有望なものが多い。この分野の研究は1950年代にはじまったが、1960~1970年代には2XXXおよび7XXXなどのDCインゴット合金(I/M; Ingot Metallurgy)の著しい改良すなわち、過時効処理による耐応力腐食割れ性の改良、FeやSi等の不純物あるいは第2分散相の抑制による韌性と疲労特性の改良などが活発に行われた時期であり、P/M合金に寄せる関心は必ずしも大きくなかった。その後、I/M合金の改良に限界が見え始めると共に、この限界を突破する方法としてP/M合金への関心が高まり、最近、本格的に航空機用P/M合金の研究開発が行われるようになった。

Al-Zn-Mg-Cu系合金にCoを添加し、急冷凝固法を用いて製造することにより、I/M合金7075のT6材並の強度とT73並の耐応力腐食割れ性を有する合金が、Alcoa社により開発され、7090、7091合金として1980年にAAに登録された。引続いてCo添加量を少なくして、微量のZrとCrを添加した7064合金、最近では高価なCoを添加せず、代わりに微量のNiを添加したCW67合金(Al-9.0Zn-2.5Mg-1.5Cu-0.14Zr-0.10Ni-0.35O)が開発されている。表9<sup>44)</sup>にP/M7090、7091およびCW67合金鍛造材の機械的性質を、I/M7075と比較して示す。いずれのP/M合金も、I/M合金に比べて引張性質と耐応力腐食割れ性が優れると共に、とくにCW67合金は破壊

韌性値も優れている。以上のP/M 7 XXX合金は、まだ実用化されていないが、7090および7091は実用試験の段階にある。すなわち、B757機のメインランディングギヤの部材で、7175と7050合金の代替用として15~19%の軽量化が達成されている<sup>45)46)</sup>。CW67は、現在開発の最終段階にあり、製造時の品質コントロールの向上が図られると共に、航空機メーカーの評価にも供されている<sup>45)</sup>。

P/M法によるAl-Li系合金の開発は、急冷凝固法および機械的合金化法の両者で行われている。急冷凝固法を用いる場合、当初2~3%のLiを含む合金が検討されたが、この場合、I/M合金の特性を大幅に凌ぐ合金は開発されていない。そこで、最近では、P/M法の上記の利点を活用して、I/M法では製造が困難な合金、例えば3%以上のLiを含む合金あるいはAl-Li-Be系合金などの開発が進められている。急冷凝固法を用いて試作されたAl-4Li系合金の密度と機械的性質を表10<sup>47)</sup>に示す。Al-4Li-1Mg-0.2Zr合金の場合、密度が2.41と低く、7050-T736材と同等の強度を有し、優れた耐はく離腐食性を有するとされている。次に、急冷凝固法を用いて試作されたAl-Li-Be系合金の密度と機械的性質を表11<sup>48)</sup>に示す。BeはLiと同様に密度を下げ、弾性係数を上げるために、I/M合金よりもさらに低密度で高弾性の合金が得られている。このAl-Li-Be合金をS-3A海軍哨戒機に適用したとき、20%以上の大幅な重量軽減が見込まれている。

P/M耐熱性合金としては、Alcoa社のAl-8Fe-4Ce合金<sup>49)</sup>およびPratt & Whittney Aircraft社のAl-8Fe-2Mo合金<sup>50)</sup>が比較的早く開発された。その後、Allied社のAl-Fe-V-Si合金<sup>51)</sup>、Alcan社のAl-Cr-Zr-Mn合金<sup>52)</sup>および住友軽金属のAl-8Fe-2V-2Mo-1Zr合金<sup>53)</sup>などが開発されている。図13<sup>54)</sup>に代表例として、

表9 P/M 7XXX合金鍛造材の機械的性質

合 金	採取方向	引 張 性 質			破壊韌性値 $K_{IC}$ (kgf·mm <sup>-3/2</sup> )	応力腐食割れ <sup>(1)</sup> (kgf/mm <sup>2</sup> )	
		引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	耐 力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)			
P/M	7090-T7E80	L	62.6	57.7	12	71	—
		LT	62.6	56.3	13	—	—
		ST	59.1	53.1	7	61	24.6
	7091-T7E78	L	59.8	53.5	13	123	—
		LT	60.8	55.2	13	—	—
		ST	55.6	48.6	7	97	29.6
I/M	CW67-T7X2	L	61.8	59.1	14	142	—
		LT	61.8	58.4	15	—	—
		ST	58.4	54.2	9	110	31.6
	7075-T7354	L	55.6	48.6	14	—	—
		LT	54.9	48.2	14	—	—
		ST	52.8	46.4	9	—	29.6

(1) 交互浸漬試験において割れを生じない応力

表10 Al-4Li系合金P/M押出材(T6)の密度と機械的性質

合 金	密 度	引 張 性 質		
		引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	耐 力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)
Al-4Li-0.2Zr	2.42	51.9	45.8	6.0
Al-4Li-1Cu-0.2Zr	2.43	52.0	48.3	3.8
Al-4Li-1Mg-0.2Zr	2.41	52.4	47.8	4.9

表11 Al-Li-Be合金押出材の密度と機械的性質

合 金	密 度	縦弾性係数 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引 張 性 質		
			引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	耐 力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)
Al-3.6Li-9.8Be	2.34	9,840	52.0	49.3	2.3
Al-2.5Li-11.0Be	2.42	9,530	51.0	43.6	5.6

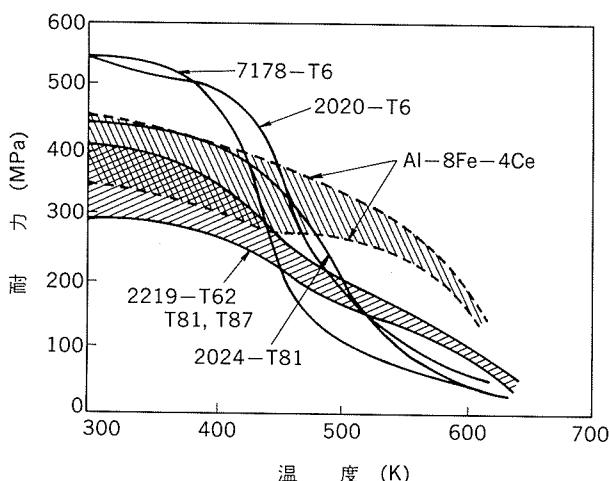


図13 Al-8Fe-4Ce合金とI/M合金の高温強度比較

Al-8Fe-4Ce急冷凝固粉末合金の高温における耐力を、各種I/M合金と比較して示す。Al-Fe系のP/M合金は、250~300°Cで300MPa程度の耐力値を示している。したがって耐熱性P/M合金は高マッハ数の航空機のフレーム用材料あるいはジェットエンジンのブレードやベーン用材料として有望視されている。これらの用途において、約300°Cまでは、P/M合金がTi-6Al-4V合金の代替材になり得るとみられている。そして、Ti-6Al-4V合金に代えてP/M合金を採用することにより、フレーム材の場合5~14%の軽量化、エンジン部品の場合には7~35%の軽量化が得られると見積もられている<sup>55)</sup>。

なお急冷凝固合金材料のごく最近の話題として、まだ研究室段階ではあるが、超急冷(10°C/s以上)されたアモルファスリボン(Al<sub>87</sub>Y<sub>8</sub>Ni<sub>5</sub>)は室温での引張強さが100kg/mm<sup>2</sup>以上といわれ、将来、航空機材料としてもその実用化が期待される<sup>56) 57)</sup>。

### 7.3 複合材料<sup>58)</sup>

アルミニウムマトリックスにSiCのようなセラミックファイバーを分散させた材料は、優れた強度とクリープ抵抗、そしてとくに高い剛性を示す。表12<sup>59)</sup>は、粉末混合法で20~30vol%SiCのウィスカーレを6061合金に複合化した押出棒の、引張性質と弾性係数である。SiC添加量による高強度もさることながら、通常のアルミニウム合金では得難い高弾性率(120~140GPa)が得られている。最近、安いMMC(Metal Matrix Composites)として報告されているDURALは、10~20vol%SiC粒子を鋳造法でアルミニウム複合化した材料であるが、引張性質と弾性係数の改善は、例えば6061合金押出材では20~30%程度にとどまっている。M/A法により粒子分散強化をはかった材料DISPALは耐熱性が特徴であるが、12vol%Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>を含む材料の引張強さは室温で400MPa、500°Cで180MPaと、今一步室温強度の改善が望まれる。

ARALL<sup>60)</sup>ラミネート材が、アルミニウム板のように取扱いできる高強度複合材として、航空機機体への商品化が検討されている。ARALLは2枚以上のアルミニウム合金板の間にKFRPのプリプレグ(アラミド)を接着により積層した板で、とくに耐疲労き裂進展性に優れている。以上、アルミニウム基複合材料については、著者の知識が浅く、くわしい説明ができなかったが、多様性に富む材料ゆえ、今後の航空機用材料として大いに期待される。

表12 SiCウィスカーレを含む6061合金押出棒の長手方向の引張性質と弾性係数

材 料	引張強さ (MPa)	耐 力 (MPa)	伸 び (%)	E (GPa)
6061-T6	290	255	17	70
6061-T6 (20%SiC)	585	440	4	120
6061-T6 (30%SiC)	795	570	2	140

## 8. ま と め

最近のアルミニウム展伸材の特徴と今後の動向を用途別にまとめてみた。建材、包装材、輸送機材(自動車、二輪車、車輌、航空機)磁気ディスク材、印刷版、電解コンデンサ箔、VTRテープシリンドラム、複写機ドラム、超高真空器材、精密加工部材、導電材あるいは熱交換材等、極めて用途が多岐にわたっている。これらに共通して、とくに高機能をめざすための材料の高品質化と、コストダウンのための材料の薄肉化が強く求められている。このためには、今以上の強度と延性にすぐれた材料の開発はもとより、成形加工性、接合性、表面処理性等のすぐれた材料をより安く量産できる技術を確立することが、われわれアルミニウム工業にたずさわる研究者、技術者の責務と言えよう。

## 文 献

- 1) 馬場義雄：軽金属，32（1982），261.
- 2) 馬場義雄，浜田淳司：本誌，11（1970），169.
- 3) 犬丸 晋，吉田政博，城谷正人：本誌，20（1979），125.
- 4) 鈴木 寿，菅野幹宏：日本金属学会会報，19（1980），270.
- 5) 馬場義雄，斎藤莞爾：塑性と加工，21（1980），283.
- 6) 犬丸 晋，吉田政博，城谷正人：本誌，19（1978），112.
- 7) 吉田政博：鉄と鋼，第73年（1987），403.
- 8) 馬場義雄：金属，48（1978-11），20.
- 9) 馬場義雄：本誌，23（1982），36.
- 10) 宇野照生，馬場義雄：本誌，21（1980），32.
- 11) 宗藤修義，西村嘉彦：本誌，27（1976），15.
- 12) NIKKEI NEW MATERIALS, (1989年5月15日号), 32.
- 13) 田部善一，馬場義雄，宇野照生，萩原理樹：本誌，27（1986），1.
- 14) 山田 徹：軽金属，39（1989），310.
- 15) 馬場義雄，宇野照生，吉田英雄：本誌，21（1980），123.
- 16) 馬場義雄：日本金属学会会報，9（1970），491.
- 17) 馬場義雄，福井利安，高島 章：軽金属，25（1975），70.
- 18) Y. Baba et al. : 6. Internationale Leichtmetalltagung, Leoben-Wien, (1975), 99.
- 19) Y. Baba and H. Yoshida : Proc. 2nd Int. Al. Extrusion Technology Seminar, Atlanta, (1977), 301.
- 20) 馬場義雄，吉田英雄：本誌，18（1977），68.
- 21) 馬場義雄：日本金属学会会報，17（1978），498.
- 22) 馬場義雄，正路美房：精密機械，51（1985），916.
- 23) 柳 博和，大村 力，河村敏孝：軽金属，39（1989），460.
- 24) 新井浩三，鈴木崇生：軽金属，31（1981），675.25 永田伊佐也：軽金属，38（1988），552.
- 25) 梶山 肇：アルミニウム，No.608（1981-4），19.
- 26) 馬場義雄，宇野照生：本誌，24（1983），157.
- 27) 日本国特許第1122668号，特許公報 昭62-13422.
- 28) 宇野照生，馬場義雄：本誌，26（1985），30.
- 29) 犬丸 晋，NIKKEI MECHANICAL, (1989年5月15日号), 108.
- 30) 森川照夫：アルトピア，(1985年11月号)，68.
- 31) 大塚良達：軽金属，32（1982），479.
- 32) 正路美房，吉田英雄，宇野照生，馬場義雄，鎌田耕治：本誌，26（1985），61.
- 33) 軽金属協会核融合材料委員会：アルミニウム，N639（1983），13.
- 34) 馬場義雄，高島 章：本誌，15（1974），49.
- 35) 日本国特許第1209499号，第1211326号。
- 36) 横田 稔：アルミニウム材料の基礎と工業技術，軽金属協会編，(1985)，342.
- 37) 宇野照生，平野清一：本誌，29（1988），47.
- 38) E. S. Balmuth and Schmidt : *Aluminum-Lithium Alloys I*, ed. by T. H. Sanders, Jr. et al., AIME, (1981), 70.
- 39) ALCAN Aerospace : Alnminium-Lithium Alloys Data Update, (Jun. 1987).
- 40) R. F. Ashton, D. S. Thompson and F. W. Gayle : *Aluminium Alloys Their Physical and Mechanical Properties*, Vol. I, ed. E. A. Starke, Jr. et al., EMAS, (1986), 403.
- 41) R. Grimes and W. S. Miller : *Aluminium-Lithium Alloys II*, ed. by T. H. Sanders, Jr. et al., AIME, (1983), 153.
- 42) G. W. Kuhlman : *Aluminium*, 61 (1985), 69.
- 43) G. J. Hildeman, L. C. Labarre, A. Hafeez and L. M. Angers : *High Strength Powder Metallurgy Alloys II*, ed G. J. Hildeman and M. J. Koczak, The Metall, Soc. of AIME, (1986), 25.
- 44) J. C. Lowndes : *Aviation Week & Space Technology*, (Feb. 27, 1984), 68.
- 45) P. J. Keschter, R. J. Lederich and J. E. O'neal : *Aluminium-Lithium Alloys III*, ed. C. Baker, P. J. Gregson, S. J. Harris and C. J. Peel, The Inst. of Metals, (1986), 85.
- 46) A. E. Vidoz, D. D. Crooks, R. E. Lewis, I. G. Palmer and J. Wadsworth : *Rapidly Solidified Powder Aluminum Alloys*, ASTM STP890, ed. M. E. Fine and E. A. Stark, Jr., ASTM, (1986), 237.
- 47) W. M. Griffith, R. E. Sanders, Jr. and G. J. Hildeman : *High Strength Powder-Metallurgy Aluminum Alloys*, ed M. J. Koczak and G. J. Hildeman, The Metals, Soc. of AIME, (1982), 209.
- 48) R. G. Bourdeau, C. Adam and E. van Reuth : *Proc. of The 4th Inter. Confer. Rapidly Quenched etals*, ed. T. Masumoto and K. Suzuki, The Japan Inst. of Metals, (1982), 155.
- 49) D. J. Skinner, R. L. Bye, D. Raybould and A. M. Brown : *Scripta Metallurgica*, 20 (1986), 867.
- 50) G. J. Marshall, I. R. Hughes and W. S. Miller : Materials Science and Techn., 2 (1986), 394.
- 51) 山内重徳，渋江和久，佐野秀男，伊藤清文，犬丸 晋：軽金属，37（1987），704.
- 52) P. R. Bridenbaugh, W. S. Cebulak, F. R. Billman and G. J. Hildeman : Light Metal Age, October, (1985), 18.
- 53) W. E. Quist and R. E. Lewis : *Rapidly Solidified Powder Aluminum Alloys*, ASTM ATP890, ed. M. E. Fine E. A. Starke, Jr., ASTM, (1986), 7.
- 54) A. Inoue, K. Ohara, An-Page Tsai and T. Masumoto : Japanese Journal of Applied Physics, 27, (1988), 479.
- 55) 井上明久，増本 健：日本金属学会会報，28（1989），968.
- 56) F. H. Froes : *2nd International SAMPE Metal and Metals Processing Conference*, Volume 2, (1988), 1.
- 57) W. R. Mohn and D. Vukobratovich : SAMPE Journal, Jan./Feb. (1988), 26.
- 58) L. B. Vogelesang and J. W. Gunnink : Materials & Design, 7 (1986), 287.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-358)

---

技術資料

当社名古屋製造所に於ける設備診断技術について

武田幸保\* 服部容三\*  
有富光守\*

On the Machine Diagnosis Technique  
in Our Nagoya Works

Yukiyasu Takeda, Yozo Hattori and Mitumori Aritomi

---

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# 当社名古屋製造所に於ける設備診断技術について

武田幸保\* 服部容三\*  
有富光守\*

## On the Machine Diagnosis Technique in Our Nagoya Works

Yukiyasu Takeda, Yozo Hattori and Mitumori Aritomi

Machine diagnosis technique is to make important for new scientific quantitative maintenance for production equipments. In this report, we will describe the use of the diagnosis technique for rotating machine, lubrications, electrical insulation and other maintenances along with some application examples of monitoring system which prevent quality defects on aluminium products.

### 1. はじめに

厳しいコストダウン、品質向上及び短納期の要求に対応するために生産設備は年々高度化、複雑化並びに大規模化しており、一度、故障が発生すると生産に及ぼす影響が大きい。一方、工場内には古い設備も残っており、両者に対応できる豊富な経験を持つベテラン保全マンが年々減少していく中で若年層への技術伝承が難しく、このために保全の重要性が一層高まっており、さらに新しい科学的、定量的な先手の保全が求められていた。

我々は、アルミニウム生産設備の安定的稼働と生産能力の向上及び板品質の改善を目標として、設備診断技術の導入、開発、実用化をはかり、主要設備に連続監視装置を設置してきた。以下に、当社名古屋製造所の設備診断技術の一端を紹介する。

### 2. 設備診断技術の概要

#### 2.1 設備診断技術

設備診断技術とは、「設備の現在の状態量を把握して、異常あるいは故障に対する有効な処置を講じるために、原因及び将来への影響を予知、予測するハードとソフト

の総合技術である」と言われている。

設備診断は、手段として簡易診断と精密診断に区分され、主要設備には連続監視装置が設置される。簡易診断は、簡単な計器で傾向管理を行い、良否を判定するものである。精密診断は、簡易診断によって発見された異常を種々の手法で解析し、異常の部位、程度、余寿命を推定して対策を見つける。したがって、保全面では点検の確実化、定量化と判定基準の確立、計画保全による効率的な仕事ができ、オーバーホール周期の延長、オーバーホールによる当り壊しを防止できるなどの利点が得られる。また、設備建設面では、傾向簡便の初期値採取により設備や据付工事の定量評価が可能であり、設備の生涯費用を最少にするよう設備設計に反映できる。

#### 2.2 設備診断方法の分類

設備診断方法と連続監視装置は、次のように分類される。

##### (1) 設備診断方法

- i) 振動法 (簡易診断、精密診断)
- ii) 油分析法 (性状分析法、フェログラフィ分析法)
- iii) 絶縁診断法 (油中ガス分析法、直流高圧法、交流高圧法、部分放電法、接地電流法)
- iv) その他の設備診断法
  - a) 熱画像診断法 (赤外線熱画像法)

\* 名古屋製造所設備部

- b) 制御系診断法 (ステップ応答法)  
 c) 構造系診断法 (超音波探傷法)
- (2) 連続監視装置
- i) 圧延機板厚ハンチング監視装置
  - ii) 圧延機スピンドル振れ監視装置
  - iii) 圧延機ブライドルスリップ監視装置
  - iv) テンションレベラーチャタリング監視装置
  - v) 汎用監視装置 (データレコーダ)

表1 振動診断技術

診断技術	内 容	用 途
簡易診断	振幅レベルの傾向管理 簡易FFT	回転機械診断 初期診断
精密診断	高度な信号処理 (伝達関数、次数比分析等)	主に品質異常原因の診断

### 3. 各種の設備診断技術

#### 3.1 振動法

振動法による振動診断技術は、昭和61年の振動診断技術導入以後4年を経た現在、各職場で定着し、保全の強力な手段となっている<sup>1)</sup>。この振動診断技術の内容と用途は、表1に示す通りである。表2には、振動診断に使用している診断機器を示す。

##### 3.1.1 簡易診断

###### (1) 簡易診断の対象

簡易診断の対象は、図1に示す総数900台の重要設備であり、1月以上の周期で診断を行っている。

簡易診断で対応困難な滑り軸受等の回転摺動部については、フェログラフィ法で対処している。また、測定条件の常時変動する対象については、オンラインモニタによる常時監視を一部の設備で実施中であり、今後拡大する予定である。

###### (2) 簡易診断の方法

診断は、点検データと測定データの相互転送機能とFFT(周波数解析)機能を有するポータブル振動計で行っている。測定が困難な箇所については、固定センサ(総数250個)を取付けて対処している。図2に簡易診断フローチャートを示す。

###### (3) 基準値と判定方法

基準値は簡易診断を行う上でのキーポイントである。導入当初は、ISO2372及び同3945等の絶対基準値を用いたが、現在では、統計処理( $\bar{X}-R$ 管理図)から得られ

表2 診断機器

項目	機器名	型 式	数
簡易診断	ポータブル振動計 パソコン 加振機	MK-10MS PC9801 VE-10	5台 3台 1台
精密診断	FFTアナライザ データレコーダ 信号処理ユニット 加振機 騒音計	CF910 CF350 SA-77 MR-10 VP-36 NA-23	1台 1台 1台 1台 1台 1台
其他	バランサ 光学式芯出装置	SPB-11 MYSELF-11 オプタライン	1台 1台 1台

た基準値を使用している。

この基準値は、設備毎で異なる固有値となり、絶対基準値と比較して厳しいものとなっている。したがって、異常を軽微な段階で発見することができる。測定周期を比較的長く設定することが可能となる。しかし、このような手法で基準値を設定する場合は、長期に亘る信頼性の高い測定データが必要とされ本方法による基準値は、ペアリングに傷が入ったとき等に発生する、数kHz以上の加速度振動について特に有効である。式(1)に基準値(UCL)の計算式を示す。

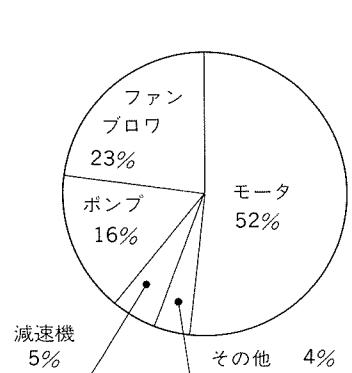


図1 装置別比率

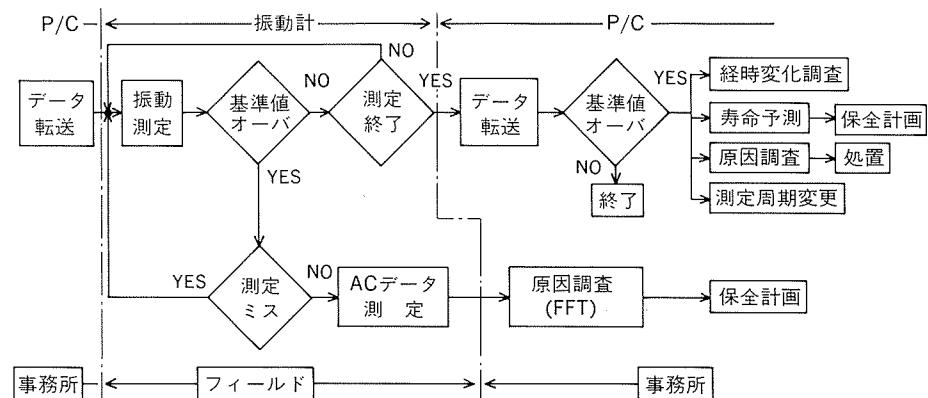


図2 簡易診断フローチャート

表3 判定基準

種類	基準	内容	処置
絶対判定基準	ISO, メーカ	初期振動値判定の参考	基準値内の振動に収まるように、処置を講じる。
相対判定基準	初期値に対する比率	UCL<, <3×UCL	注意領域、周波数解析（原因調査）
		3×UCL<, <6×UCL	危険領域
		6×UCL<	ダメージ領域
相互判定基準	独自	2~3倍以上	異常

$$\begin{aligned} \bar{X} &= \frac{\text{群の平均値の合計}}{\text{群の数}} \\ \bar{R} &= \frac{\text{群の範囲の合計}}{\text{群の数}} \\ UCL &= \bar{X} + A \cdot \bar{R} \\ A &= \text{係数} \end{aligned} \quad \left. \right\} (1)$$

判定方法として、表3の判定基準を使用している。

#### (4) 簡易診断の実績

過去3年間の異常発見件数を図3に、また新設機械の初期診断の結果を図4に示す。

#### (5) 簡易診断事例

熱間圧延機のフィルターポンプのベアリングがフレーキングを発生した事例を述べる。

図5の傾向管理グラフに示すように、3月の第1回目の測定時に、加速度の平均値（図5のAV）が基準値（UCL）を越えるほど高く、また、加速度値のピーク値（図5のPK）と平均値の比である波高率（図5のCF）も10以上と高い値を示したことから、ベアリング異常と判断し、高速フーリエ変換による周波数解析（以下FFT

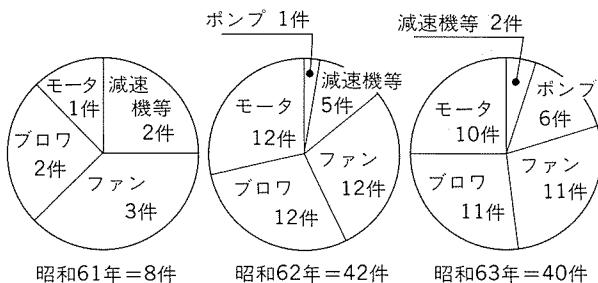


図3 簡易診断異常発見件数

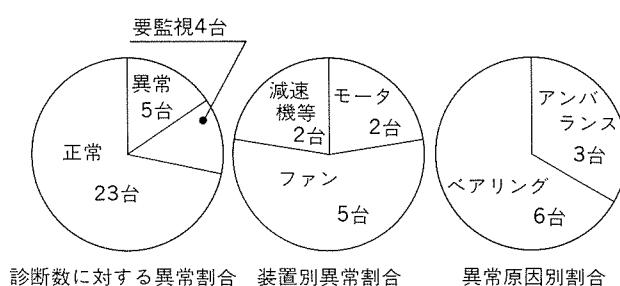


図4 新設機械の初期診断結果

と記す）を行った。

その結果、表4及び図6に示すように、スペクトルの卓越周波数成分とベアリングの転がり周波数の計算値が一致したことから、ベアリングの転動体にフレーキングが発生していることが予測できた。

以後は、測定周期を短縮しながら寿命予測を行った結果、残存寿命は約2週間であったので期間内の保全日を利用して処置を行った。

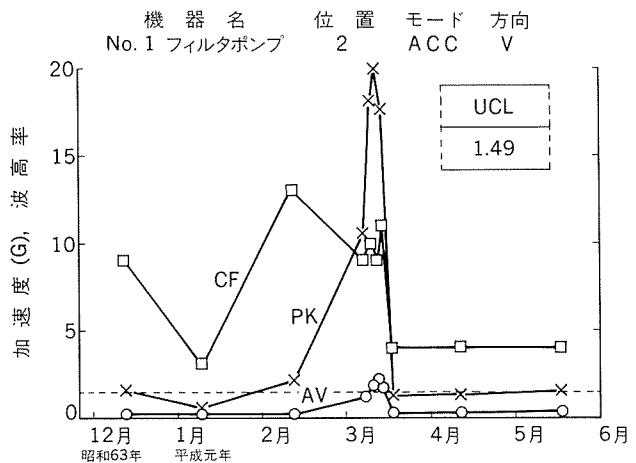


図5 管理グラフ

表4 ベアリング転動体傷のスペクトル値

機番:		機器名: No.1 フィルタポンプ						
No.	位置	モード	表示	方向	データ	測定日		
503	2	ACC	PK	V	19.11G	平成元年3月12日		
FTT結果					転がり周波数計算結果			
		周波数 (Hz)	スペクトル値(G)	周波数 (Hz)				
		1	12	回転周波数, $f_0$				
		2	176	29				
		3	178	転動体傷転がり周波数, $F_B$				
		4	174	175				
		5	190	外輪傷転がり周波数, $F_O$				
		6	164	195				
		7	140	内輪傷転がり周波数, $F_I$				
		8	42	269				
		9	354					
		10	248					

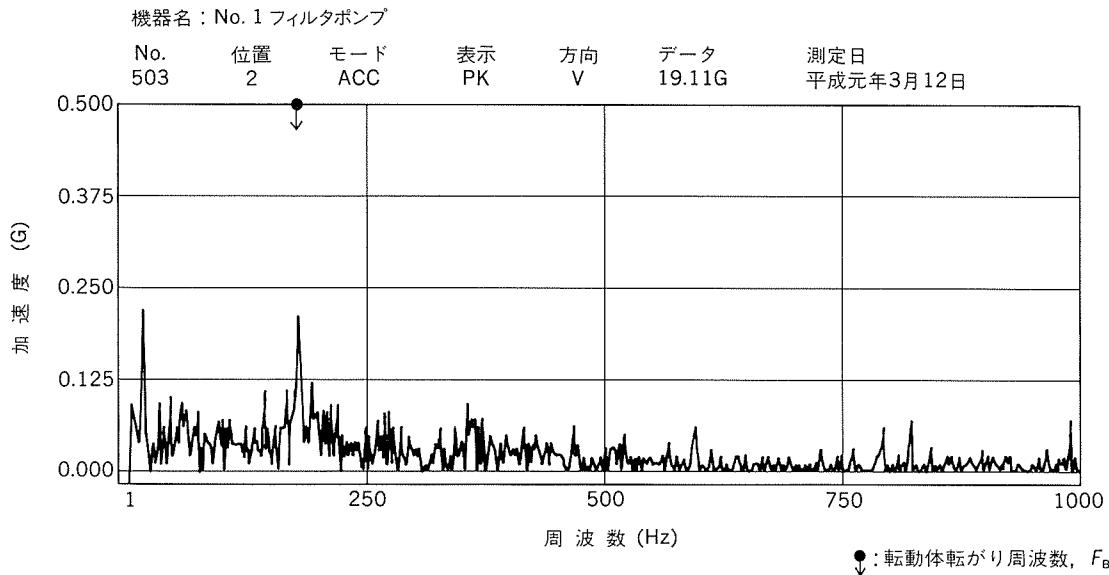


図 6 スペクトルグラフ

分解して調査した結果は予測通り、自動調芯玉軸受の転動体に著しいフレーキングが発生し、さらに、外輪転送面が筋状に摩耗していた。しかし、フレーキングの形跡から異常な軸力が加わっていることが分かり、同時に、その処置を行った。

基準値を僅かにオーバーした程度の振動で、ベアリングの損傷は末期的であったことから、基準値の見直しを行い、もっと早い時点では異常が発見できるように基準値を0.34Gに変更した。

基準値がこのように不適であった理由は、基準値計算に使用したデータのばらつきが大きかったためであった。

### 3.1.2 精密診断

冷間4段ダンデム圧延機で行った板厚精度維持向上のための、精密診断事例に付いて述べる。

圧延機は、図7に示すように、外枠となるハウジングに組込まれ、アルミニウム板を直接圧延するワークロール（WR）と、これを支えるバックアップロール（BUR），それに、ロールギャップを設定して板厚を決める圧下ラムと、これを油圧制御する制御装置、それに、WRを駆動するモータとWRスピンドルから構成されている。

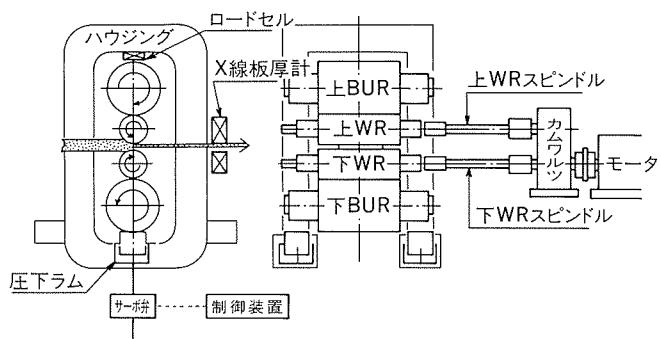


図 7 4段冷間圧延機概略

この圧延機の構造から、上下WRのロールギャップに悪影響を及ぼす要因は全て板厚変動の原因となる。本事例は、WRスピンドルのギヤカップリングの異常摩耗とウェッジクランプ機構の摩耗によって発生したガタが、油圧圧下位置制御系と制御系が持つ固有振動に悪影響を及ぼしたことによって板厚ハンチングを起こしたものである。WRスピンドルの概略を、図8に示す。

原因調査のため、油圧圧下系の板厚ハンチング発生時の伝達特性をボード線図で調査したところ、図9が得られた。このボード線図から、WRの回転周波数、すなわち

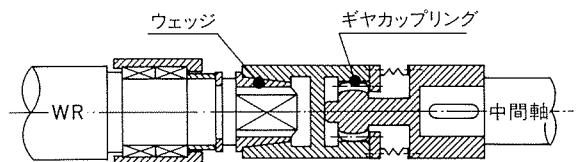
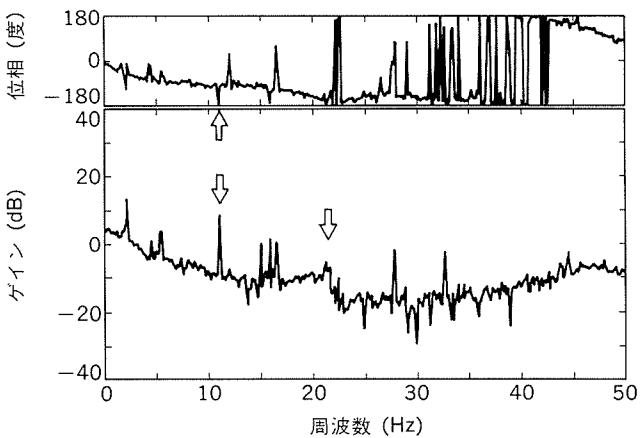


図 8 WRスピンドル概略図

図 9 油圧圧下位置制御系のボード線図  
(カップリング交換前)

ち、 $2f_0=11\text{Hz}$ に位相余有がなく、伝達特性の異常があることが分かった。そこで、WRスピンドルの振れを測定した結果、図8に示したウエッジ及びギヤカップリングのギヤの摩耗により、表5に示す振れが発生していることが分かった。

WRスピンドル交換によって振れが改善されてからは、伝達特性も改善され、板厚ハンチングも収まった。この結果を図10に示した。

しかし、ボード線図の21Hz領域の特性は交換後も依然改善されなかつたので、多方面から検討を加えた結果、この領域は圧下油圧系の共振周波数に近いことが分かった。油圧系の一次の共振周波数( $\omega_0\text{Hz}$ )は式(2)で表わされ、油中の圧力伝播速度( $c=1000\sim1200\text{m/s}$ )と配

表5 WRスピンドル振れ測定結果 (mm<sup>p-p</sup>)

	上WRスピンドル		下WRスピンドル	
	ロール側	反ロール側	ロール側	反ロール側
交換前	1.64	0.46	4.82	2.04
交換後	0.50	0.24	0.31	0.16

測定条件：荷重=300t/キス 速度=500rpm

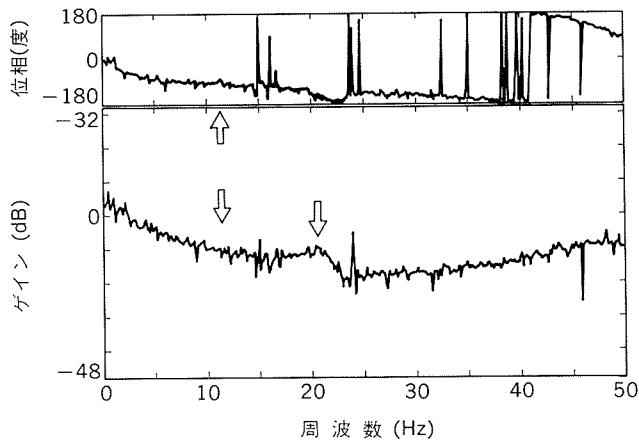


図10 油圧圧下位置制御系のボード線図  
(カップリング交換後)

表6 圧力配管固有振動数

区間	固有振動数 (Hz)
L <sub>1</sub>	100~120
L <sub>2</sub>	50~60
L <sub>3</sub>	22.7~27.3

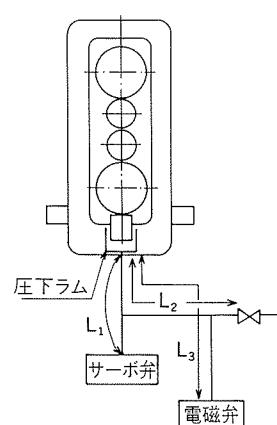


図11 油圧圧下系統図

管長( $L_m$ )で決まる。

計算結果を表6に、計算区間を図11にそれぞれ示す。

$$\omega_0 = c / 4L \quad (2)$$

そこで、対策として、油圧系を変更することとした。

### 3.2 油分析法

油管理には、従来の管理分析法に加えて昭和63年より新たにフェログラフィ成分分析法を導入した。

フェログラフィは、油中に含まれる摩耗粉を顕微鏡で観察し、正常摩耗か異常摩耗かを判定する成分分析法である。油中の摩耗粉を磁性と色により、鉄系か、非鉄系かを分類することによって摩耗の発生箇所を推定し、摩耗粉の形態から摩耗の原因を、摩耗粉量から摩耗の程度と厳しさを、それぞれ推定する分析技術である。

したがって、減速機などに内蔵されているギヤの歯面やベアリングの状態を、開放点検することなく隨時調べることができるという大きなメリットがある。このように、従来からの性状分析に加え、フェログラフィの結果から正確な判断が迅速に出来るようになり、浄油、更油の処置の選択、実施時期の延期、保全費用の削減が可能となった。

以下、油管理について詳述する。

#### (1) 油管理実態

総数246設備の油管理の実態を、表7に示す。

#### (2) フェログラフィの使途

フェログラフィは、振動法で対応が困難な設備に適用し、その使途を、表8に示す。

#### (3) フェログラフィ分析事例

本事例は、新設機械の減速機歯車の歯当り異常をフェログラフィで発見した事例である。

試運転後、間もない時期に減速機関係の初期診断を行った結果、図12に示すような結果が得られた。多量の摩耗粉から疲労状態や異物の混入が推定されたので、ギヤ歯

表7 油管理の実態

項目	対象	内容	備考
油量、温度管理	潤滑、作動油	・	
確実な給油の管理	潤滑油	"目視による潤滑管理"	
性状管理	潤滑、作動油	酸化度、粘度、水分、色相、ミリボア	180設備
成分管理	潤滑、作動油	フェログラフィ	30設備

表8 フェログラフィの使途

項目	内容
作動油	コンタミ管理、ポンプ摩耗トラブル、浄油結果の判定等
潤滑油	成分分析、更油時期の判定、初期摩耗診断、適正負荷の判定、適正油の選定、省エネ等
グリース	成分分析、適正グリースの判定等

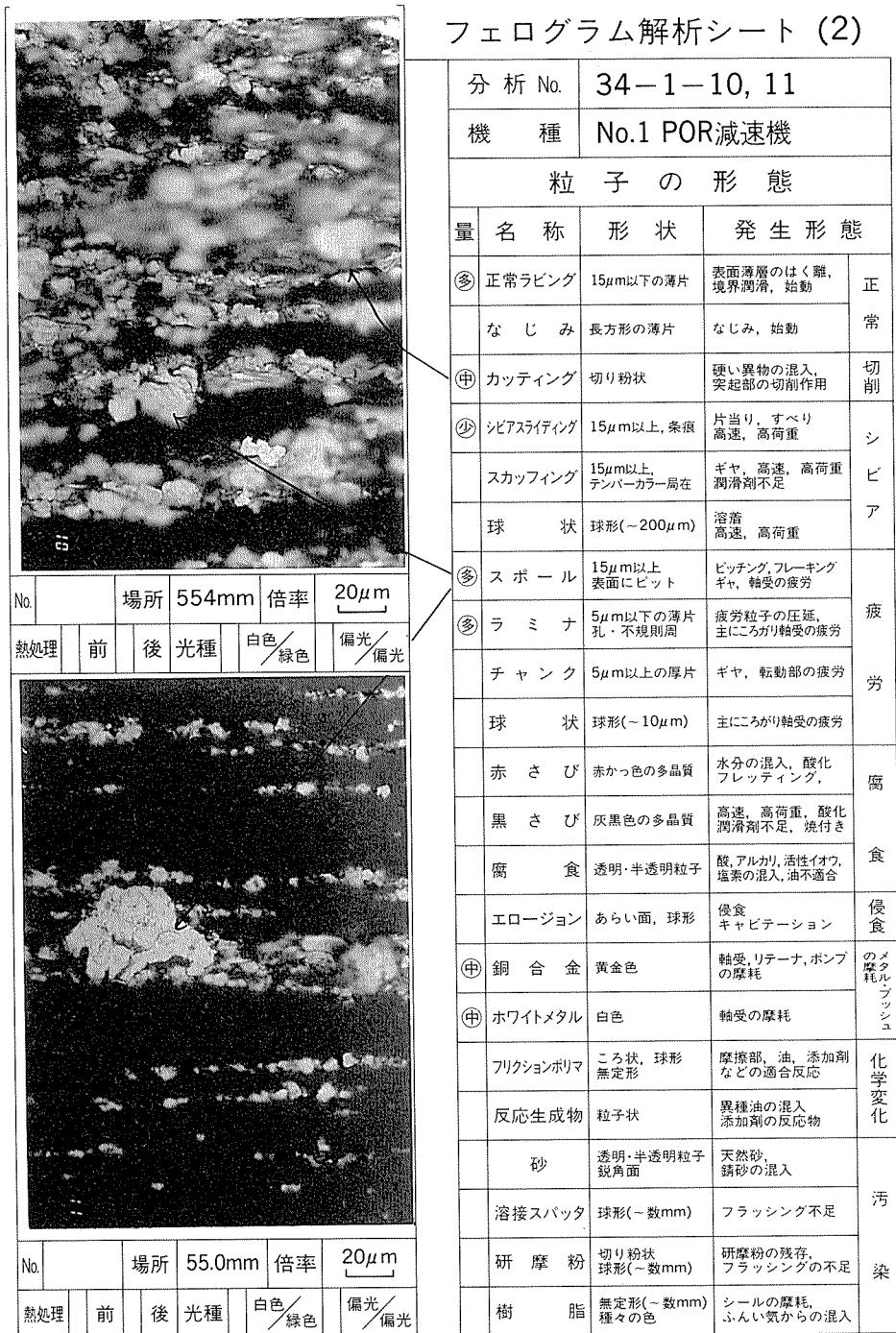


図12 フェログラフィー分析結果

面と減速機の内部点検を行った結果、歯面には、ピッチ点を中心に歯幅方向に多数のピッキングが発生し、また、減速機の内部には、切削加工時の切り粉と砂が多量にあることが分かった。

そこで、可能な対策として歯面の摩耗進行を抑制するために、潤滑油を有機モリブデン入りの極圧性潤滑油に変更するとともに、定期的にフェログラフィを行い、ピッキングの進行を監視した。それ以後は、ピッキングの進行が抑制され、順調に運転されている。

### 3.3 絶縁診断法

#### (1) 高圧変圧器

特高主変圧器77kV4台は、昭和57年より油中水素ガス常時監視装置で連続監視しており、絶縁物点検のための開放検査が不用になった。

高圧変圧器3.3kV51台は、油中ガス分析をメーカーに依頼し、3年毎に定期診断している。

#### (2) 高圧ケーブル

幹線ケーブル45本は、昭和56年より特高変電所に常設

した活線絶縁診断装置で、常時監視している。

支線ケーブル360本は、従来、正月停電時に年次点検メーター測定で管理していたが、昭和63年に携帯型活線絶縁診断装置を導入し、年次点検で1000メガオーム以下になったケーブルを活線で随時診断している。

劣化判定基準を表9に示す。

或る工場への給電ケーブルは、図13に示すように経年劣化したが、昭和64年正月には15メガオームになり、更新準備に入ったが、活線絶縁診断装置で毎月監視を続けて事故を起こすことなく最適のタイミングで更新した。ちなみに、更新直前のメーター値は0.3メガオームであり、更新後に確認のため精密診断したところDC2kVで絶縁破壊した。

このように、活線絶縁診断装置を採用したことにより、絶縁抵抗の傾向管理が容易になってケーブルを極限まで使用することが可能となった。

表9 高圧ケーブル劣化判定基準

絶縁層	ケーブル種別	判定	良	不 良		
				軽注意	中注意	重注意
		処置	不 用	注意下使用 ローカライズ *取替準備	取替え	
本体絶縁層	CV		1000MΩ以上	1000MΩ未満	100MΩ未満	10MΩ未満
	BN		200MΩ以上	200MΩ未満	20MΩ未満	2MΩ未満
防食層			1MΩ以上		1MΩ未満	

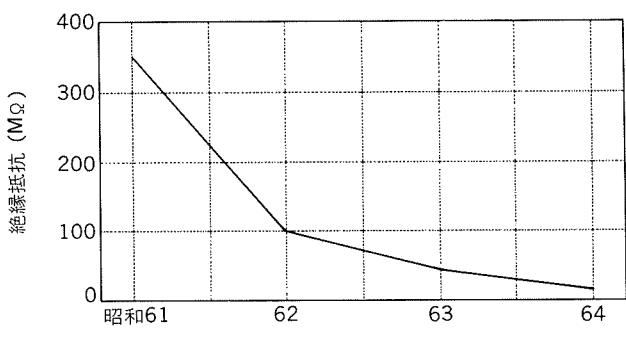


図13 高圧ケーブルの経年劣化

### (3) 高圧モータ

本年より180台の高圧モータを対象に診断を開始した。超絶縁計による直流高圧法でPI値を、図14に示す。自動絶縁診断装置による交流高圧法で $P_{11}$ ,  $P_{12}$ ,  $\Delta I$ ,  $\tan \delta$ ,  $\Delta \tan \delta$ , また、部分放電法で $Q_{max}$ 等の絶縁パラメータをそれぞれ求め、主成分分析法で絶縁劣化度と吸湿度に分けて良不良を判定している。

40台の高圧モータの診断結果を図15に示す。現在は時間基準保全 Time Based Maintenance (TBM) で実施しているオーバーホールの効果を本判定法により定量評価し、状態基準保全 Condition Based Maintenance

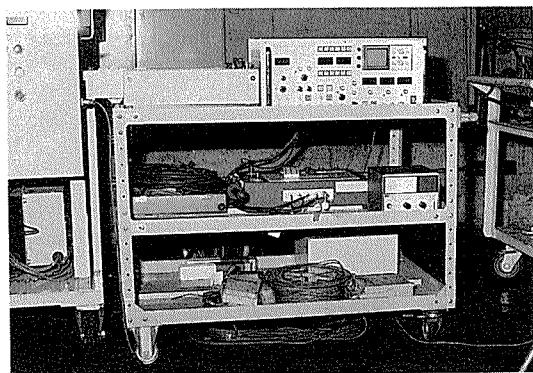


図14 自動絶縁診断装置

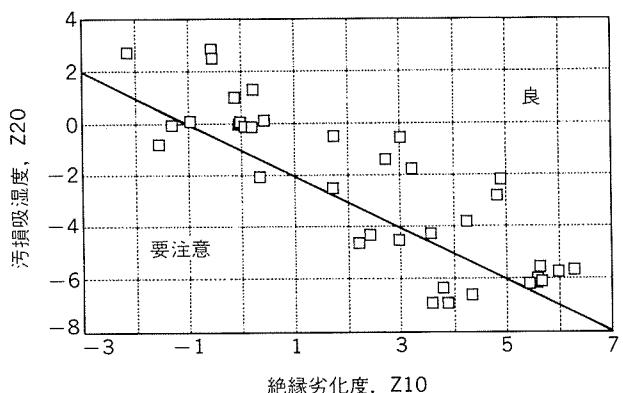


図15 高圧モータ絶縁診断結果

(CBM) に移行するため、オーバーホール前後のデータを積上げ中である。

#### (4) 直流モータ

運転中に絶縁破壊しても、1点接地の事故電流は少ないが、2点接地に進展すると大きな短絡電流が流れ、モータの受ける損傷が大きい。また、モータ電機子内の接地は、接地電流に回転数に同期した成分が現れるために、接地電流を絶縁アンプを介して直流分と回転数に同期した交流分に分離して常時監視する装置を開発中である。

#### 3.4 その他の設備診断法

##### (1) 热画像診断法

アルミニウム溶解炉の耐火物診断、特高受電設備の接触不良診断、ロール温度分布診断、焼鉄炉省エネ診断等多方面への診断を目的として、赤外線熱画像装置を最近導入した。

本装置は、物体の表面から放射される赤外線をセンサで捕らえ、信号処理をして熱画像として表示する。また、自動温度追尾機能を備え、診断対象にカメラを向けるだけで簡単に温度分布が測定できることから、特別な技能を必要とせず能率的である。さらに、高電圧や高温、高所、足場の悪い所等の危険な場所でも、遠隔で測定できるので安全である。設備診断の用途では、各設備を巡回点検するのに階段の昇り降りがある等、機動性が大切なバッテリ駆動、軽量、電子冷却式の装置を選定した。

その他、熱画像の記録は現地では小型液晶ビデオに記

録し、事務所に帰ってハードコピーや熱画像解析をする等、診断員の負担を極力減らすことに留意した。

### (2) 制御系診断法

油圧圧下ミルの位置制御やロールベンディングに使用される油圧制御系については、ステップ応答を6か月毎に測定して診断している。

本方法で、制御装置、サーボバルブ、油圧シリンダ等の機電全体の機能を診断し、異常を軽微な段階で検知して、下工程や製品の品質に影響を及ぼさないようにしている。

### (3) 構造系診断法

ホットランテーブルロールの熱疲労割れ等を、超音波探傷器で診断している。

## 4. 連続監視装置

特に、製品の品質に直結する設備では、連続監視装置を設置して下工程の品質に及ぼす影響を防止している。

### (1) 圧延機板厚ハンチング監視装置

圧延機の出側板厚が周期的なハンチングを始めたとき、自動的に警報を発生して異常を知らせる。

### (2) 圧延機スピンドル振れ監視装置

圧延機ワークロールスピンドルの振れを変位センサで監視し、異常に警報を発生する。

### (3) 圧延機ライド尔斯リップ監視装置

圧延機ライドール各ロールの回転速度を検出して入側板速度と比較し、速度差が発生した時警報を発生して異常を知らせる。図16に監視装置を示す。

### (4) テンションレベラーチャタリング監視装置

テンションレベラのバックロールハウジングに振動センサを設置し、常時監視するとともに傾向管理を自動化している。図17に監視装置を示す。

### (5) 汎用監視装置

最近の生産設備は大規模化して部品点数の増加、構造の複雑化、制御装置のソフト化、ブラックボックス化等により、故障原因の追求が難しく、かつ、修理に長時間を要することが多くなった。したがって、特に自動的に

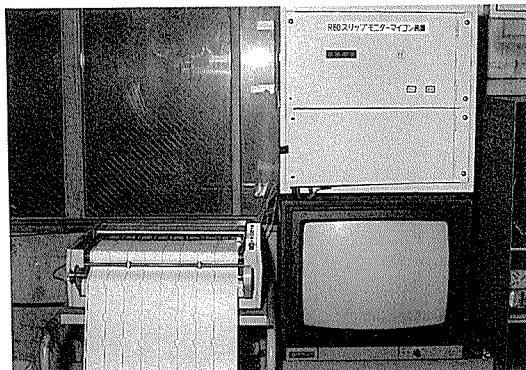


図16 圧延機ライド尔斯リップ監視装置



図17 テンションレベラーチャタリング監視装置

警報を発する機能はないが、故障が発生してしまった後では故障発生前後の正確な情報をできるだけ多く集めることが大切である。このため、圧延機では多チャンネルデータレコーダで常時制御状態を記録しており、故障発生時に再生して正しい対処ができるようにしている。

## 5. 設備診断の成果

設備診断技術を導入、開発、展開した結果、多方面の成果を得ている。故障を防止し、保全費用を減らすのに有効であった診断件数を表10に示す。

また、生産能力の向上、品質改善等の、生産面への効果としては

- (1) 圧延機板厚ハンチング、スピンドルマークの解明
- (2) 圧延機ライド尔斯リップ傷防止対策
- (3) 圧延機油圧圧下ハンチング原因解明

表10 設備診断件数

		昭和61年度	昭和62年度	昭和63年度	平成元年度
振動 診断 見件数	異常発 見件数	8件	42件	40件	37件
油診断 件数	改善 件数		1件	20件	21件
絶縁 診断 件数	診断 件数	1件		5件	40件
熱画像 診断 件数	診断 件数				1件
件数 合計	年 度 合 計	9件	43件	65件	99件
累計	累計	9件	昭和61~62 52件	昭和61~63 117件	昭和61~平成元 216件

## (4) レペラーチャタマークの発生箇所の特定と原因の

解明

## (5) スリッタ切断部バリ発生原因解明

## (6) 機械架台振動原因の解明

さらに間接的な効果としては

## (1) 設備診断技術を導入した結果、FFT解析や熱画像

等、従来は得られなかつた情報も加味できて真の原因により早く到達できるようになった。また、結果を定量的に出すことができ客観的な判断ができる効果も大きい。

## (2) 設備建設時の初期診断を行うことにより初期故障

を事前に防ぐことができ、スムーズな立上げができる。

## (3) 簡易診断で判定基準を明確にすることにより、新

人がベテランに近い仕事ができる。

## (4) 振動診断で施工後の初期値データを測定すること

により、芯出しに関する関心が高まって光学式芯出装置が導入された。

## (5) 振動に対するバランスングの重要さも認識され、

効果的なバランスング装置が導入された。

## (6) 油分析により、グリースに対する理解が深まり、

適切な油種を適切な周期で補給する必要が認識でき、

正しい対処ができるようになった。

## 6. おわりに

昭和61年から現在まで当社で導入し開発、展開してきた設備診断の概要を紹介した。

設備診断は、高度化する品質要求に対応し、経験と勘の保全からデータに基づく科学的保全へ脱却する重要な手段となつた。

設備診断を水平展開して量的効果を得るには、多大な努力が必要である。これからますます高度化、複雑化、そして大規模化していく設備を、安全に短時間で保全していくには、測定作業、判定作業とも人の負担が少ない連続監視装置による自動化を更に進めて、今後はエキスパートシステムを導入していく必要がある。

最後に、これまで支援を頂いた社内外の関係各位の方々に感謝の意を表する。

## 参考文献

- 1) 有富光守：'89設備診断技術シンポジウムテキスト合本、(由)日本プラントメンテナンス協会、東京、(1989) B1-1-1.