

## Die Erzeugung der anodischen Oxidschichten mit Eigenfärbung auf Aluminium in Schwefelsäure

Yoshikatsu Hayashi

住友軽金属工業株式会社

# Die Erzeugung der anodischen Oxidschichten mit Eigenfärbung auf Aluminium in Schwefelsäure\*

Von Yoshikatsu Hayashi\*\*

Durch Anwendung der speziellen Anodisationsbedingungen, "Recovery Prozeß" wurden die eigengefärbten Oxidschichten in Grau bis Schwarz hergestellt. Die unter den verschiedenen Bedingungen ausgelagerten Al-Mg-Si Legierungen wurden erst in Schwefelsäure bei einer konstanten Badspannung von 15 V anodisiert, dann anschließend in derselben Lösung bei einer konstanten Badspannung von 4 V anodisiert. Es war zu erkennen, daß eine Beziehung zwischen der Menge an Mg<sub>2</sub>Si-Ausscheidungen und Farbintensität der anodisch erzeugten Oxidschichten gibt. Durch elektronenoptische Untersuchungen konnte gezeigt werden, daß die eigengefärbten Oxidschichten rauhe Grenzen zum Grundmetall hin hatten. Dafür könnte der folgende Mechanismus angeführt werden. Der Strom greift zunächst Mg<sub>2</sub>Si an, dann löst sich die Sperrsicht selektiv an der Stelle auf. Grübchen, Koloniestruktur der Poren, nehmen zu; dadurch wird die Grenze der Oxidschichten rauh.

Integral-color oxide-films of grey to black in color were formed by using special conditions for anodizing, "recovery process". Al-Mg-Si alloys aged under various conditions were anodized at 15 V in sulfuric acid solution, followed by anodizing at 4 V in the same solution.

It was found that the color intensity of anodic oxide-films was related with the quantity of Mg<sub>2</sub>Si precipitates.

It could be shown from electromicroscopic examinations that the integral-color oxide-films have rough interfaces against base metals. Following mechanism could be considered.

The current attacks at first Mg<sub>2</sub>Si precipitates and dissolves barrier layer. Small pits, colony structure of pores, increase; oxide/metal interface becomes rough.

## 1. Einleitung

Es ist bisher bekannt, daß der anodische Strom, wenn die Badspannung während anodischer Oxidation plötzlich herunter gesetzt wird, erst nicht fließt und im Laufe der Zeit erholt er sich, dann er einen stationären Zustand erreicht. Dieses Phänomen ist im allgemeinen "Recovery Effekt" genannt. Über die Verbreitung der Protonen in der Oxidschicht<sup>1)</sup>, die Auflösung der Sperrsicht<sup>2)</sup>, die Änderung der Struktur der Oxidschicht<sup>3), 4)</sup> und so weiter sind von einigen Forschern schon Veröffentlichungen gemacht worden.

Kuroda hat gefunden, daß dieser Recovery Effekt eine Färbung der Oxidschicht ermöglicht<sup>5)</sup>: hierzu wird erst eine Oxidschicht in verdünnten aromatischen Sulfonsäure hergestellt und dann diese während des Recovery Prozesses in denselben Elektrolyten

mit gewöhnlicher Konzentration reanodisiert. Dabei verstärkt sich die Farbe der Oxidschicht.

Es ist sehr zu wünschen, die anodische Oxidschicht mit Eigenfärbung auf Aluminium in normalem Schwefelsäurenbad zu erzeugen. Farbanodisationsverfahren sowie Kalcolor<sup>6)</sup>, Duranodic<sup>7)</sup> oder Sumitone<sup>8)</sup> kostet zu viel wegen der Anwendung der speziellen Elektrolyten, obwohl das, harte undwitterungsbeständige Farboxidschichten ergibt.

Takahashi und Mitarbeiter haben hingewiesen, daß die Farboxidschicht im Schwefelsäurenbad mit pulsierendem Strom hergestellt wird<sup>9)</sup>. Der Verfasser hat veröffentlicht, daß auch durch Anwendung des Recovery Prozesses die Farboxidschicht im Schwefelsäureelektrolyt erzeugt wird<sup>10)</sup>.

In dem vorliegenden Bericht wird der Einfluß der Auslagerungsbedingungen von Al-Mg-Si Legierungen auf Farbtonskala der erzeugten Oxidschichten untersucht. Die Ursache der Farbe wird auch in Betracht gezogen.

\*Vortrag, gehalten auf der 52. Tagung der Metal Finishing Society(Japan) Tokyo, November 1975.

J. Metal Finishing Soc., Japan, 27 (1976), 344.

\*\*Technische Forschungslaboratorien

## 2. Versuche

### 2.1 Herstellung des Profils

Für die Untersuchungen wurde ein Preßbarren des Typs AlMgSi 0,5 mit 68 mm Dmr. und 200 mm Länge hergestellt. Die Ergebnisse der Spektralanalyse sind in Tafel 1 zu finden. Dieser Preßbarren wurde

Tafel 1: Zusammensetzung der Al-Mg-Si Legierung

Table 1: Chemical composition of Al-Mg-Si alloy

Bestandteil	Mg	Si	Fe	Mn	Ti	Zn	Cu
Gew.-%	0,49	0,42	0,11	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01

8 h bei 540 °C gegläht, und dann zu Profile von 3 mm Wanddicke und 25 mm Breite verpreßt, die am Pressenauslauf mit der Luft gekühlt wurden. Die Wärmeauslagerung erfolgte bei Temperaturen zwischen 180 und 260 °C, und für 0,5 bis 8 h. Nach dem Beizen in 10 Gew.-% Natronlauge bei 60 °C für 1 min, dem Neutralisieren in einer Salpetersäurelösung, dem Spülen und der Trocknung, wurden diese Profilabschnitte zu den Untersuchungen verwendet.

### 2.2 Anodische Oxidation

Die Proben wurden erst in üblicher Weise in einem Schwefelsäureelektrolyt mit 15 Gew.-% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-Gehalt bei einer Temperatur von 20±1 °C anodisiert. Die Gleichspannung wurde bei 15 V gehalten. Nach der Elektrolyse von 10 min wurden die Proben anschließend in demselben Elektrolyt bei einer Gleichspannung von 4 V 25 min anodisiert. Dabei wurde der Stromlauf registriert. (Dieses Anodisationsverfahren wird in dem vorliegenden Bericht "Recovery Prozeß" beschrieben.) Um die Farbtonskala zu vergleichen wurden die Proben teils in üblicher Weise in einem 15 Gew.-% igen Schwefelsäureelektrolyt bei einer Gleichspannung von 15 V 24 min anodisiert (Oxidschichtdicke etwa 6 μm).

### 2.3 Farbtonskalamessung

Mit einem Farbunterschiedapparat (Nippon Denshoku Ind. Ltd.) wurden die L-, a- und b-Werte der anodisch erzeugten Oxidschichten abgemessen. Für die Rechnung des Farbunterschieds wird im allgemeinen der Wert  $\Delta E = \sqrt{(\Delta L)^2 + (\Delta a)^2 + (\Delta b)^2}$  benutzt, jedoch wird hier nur L-Wert verwendet; da die Farbtöne der anodisch erzeugten Oxidschichten von Hell- bis Dunkelgrau bis Schwarz reichten, waren die beiden Glieder,  $\Delta a$  und  $\Delta b$  sehr gering.

### 2.4 Härtmessung der Legierungen

Gemessen wurde die Härte der ausgelagerten Legierungen nach dem Vickers-Härteprüfverfahren mit einer Prüfkraft von 5 kg.

### 2.5 Elektrische Leitfähigkeit

Nach der Norm JIS H 0505 wurde die elektrische Leitfähigkeit der ausgelagerten Legierungen mit Sigmatest gemessen.

### 2.6 Lichtmikroskopische und elektronenoptische Untersuchungen

Mit dem Metallmikroskop wurden die geätzten Schliffproben und die Oberfläche der anodisch erzeugten Oxidschichten geprüft. Das Rasterelektronenmikroskop wurde für Untersuchungen an der Grenze der Metall-Oxidschichten verwendet, wozu die Oxidschichten in einer Mischlösung aus Phosphor- und Chromsäure abgezogen wurden.

### 2.7 Elektronenstrahl-Mikrosonde

Betandteile der anodischen Oxidschichten wurden mit einer Elektronenstrahl-Mikrosonde untersucht. Zur Untersuchung wurden die auf spezielle Weise hergestellten Oxidschichten verwendet; die eine wurde in Schwefelsäurelösung bei einer konstanten Spannung von 4 V während 180 min anodisiert (Schwarz, Oxidschichtdicke 7 μm), die andere in demselben Elektrolyt bei einer konstanten Spannung von 15 V während 40 min (Neusilber, Oxidschicht dicke 10 μm). Dabei wurden die bei einer Temperatur von 220 °C überaus gelagerten Proben verwendet.

## 3. Versuchsergebnisse

### 3.1 Einfluß der Auslagerungsbedingungen auf Farbtonskala der anodisch erzeugten Oxidschichten

Im Laufe der Zeit nimmt der Strom während des Recovery Prozesses allmählich zu, und bald erreicht er nach dem plötzlichen Zunehmen einen stationären Zustand (Bild 1). In dem vorliegenden Bericht wurde der anodische Strom abgeschaltet, ehe er einen

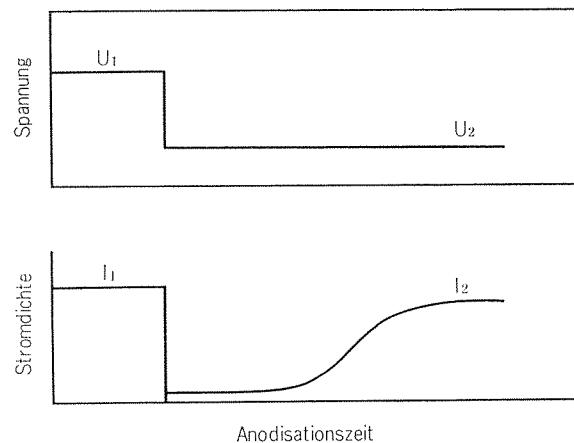


Bild 1: Schematische Darstellung der Spannung und der Stromdichte während des Recovery Prozesses.

Fig. 1: Schematic diagram of voltage and current density during recovery process.

stationären Zustand erreicht hatte. Bild 2 zeigt Zeit-Stromdichte-Kurven während des Recovery Prozesses. Mit zunehmender Auslagerungstemperatur und -zeit nimmt im Bereich von 200 bis 240 °C die erreichbare Stromdichte zu. Für die bei 260 °C ausgelagerten Proben, ist die Maximalstromdichte bei 2 h zu finden. Im Falle der bei 180 °C ausgelagerten Proben, war

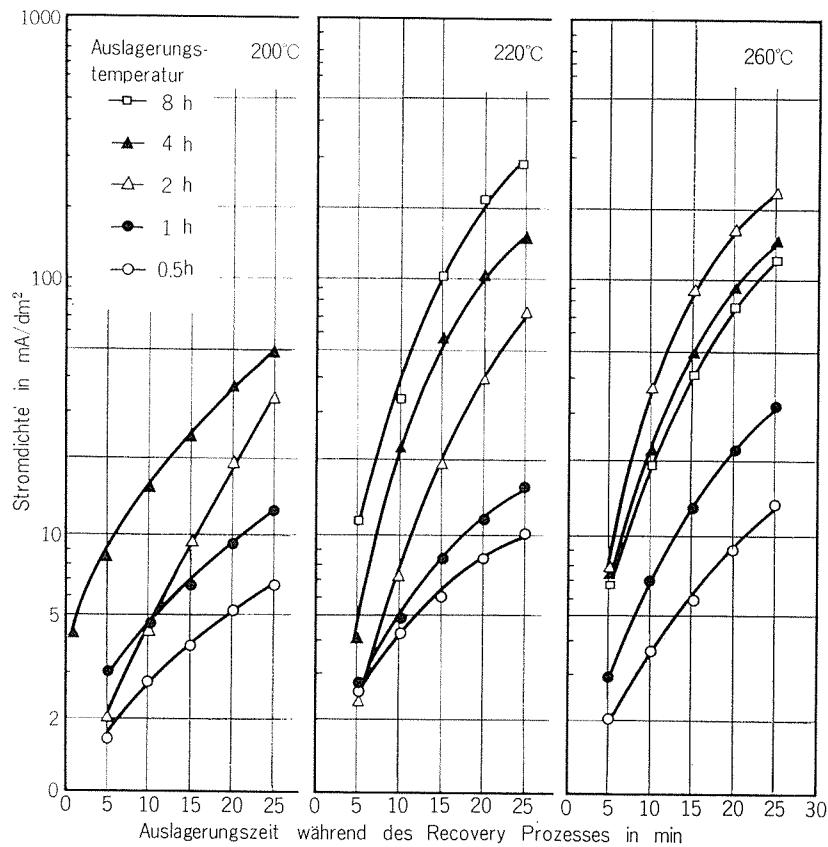


Bild 2: Einfluß der Auslagerungstemperatur und -Zeit von Al-Mg-Si Legierungen auf Zeit-Stromdichte-Kurven während des Recovery Prozesses.

Fig. 2: Effect of ageing temperature and time of Al-Mg-Si alloys on current density-time curves during recovery process.

das "Strom Recovery" nicht in Betracht gezogen. Eine Beziehung zwischen der Farbtionskala der Oxidschichten und der Stromdichte nach "Strom Recovery" von 25 min wurde gefunden (Bild 3). L-Wert zeigt die Farbtionskala der Oxidschichten, wobei eine Beziehung wie folgt beobachtet wurde: <50 Schwarz, 50-70 leicht bis tief Grau, >70 farblos.

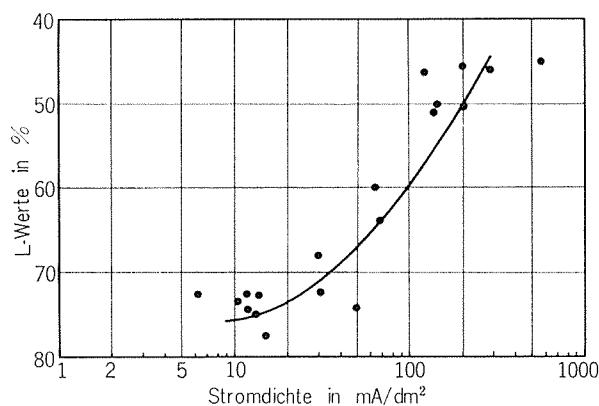


Bild 3: Eigenfärbung der anodisch erzeugten Oxidschichten in Abhängigkeit von Stromdichte nach "Strom Recovery" von 25 min.

Fig. 3: Relation between the color of anodic oxide-films and current density after current recovery for 25 min.

In Bild 4 ist der Einfluß der Auslagerungsbedingungen der Al-Mg-Si Legierungen auf L-Werte der

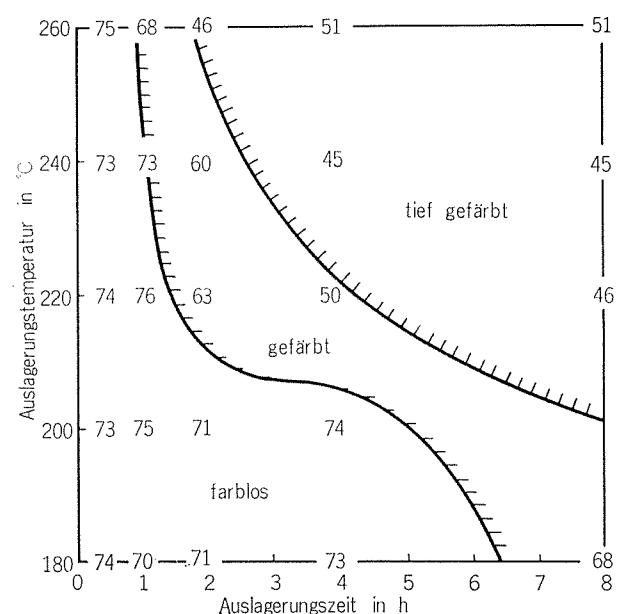


Bild 4: Einfluß der Auslagerungsbedingungen von Al-Mg-Si Legierungen auf die L-werte der erzeugten Oxidschichten.

Fig. 4: Effect of ageing conditions of Al-Mg-Si alloys on L-values of oxide films.

erzeugten Oxidschichten dargestellt. Obwohl die Farbtionskala der anodisch erzeugten Oxidschichten mit zunehmender Auslagerungstemperatur und -zeit zunimmt, ist das Maximum der Farbtionskala bei einer Auslagerungstemperatur von 260 °C und einer Auslagerungszeit von 2 h zu erzielen. Der Einfluß von Strom Recovery auf die Farbtionskala der anodisch erzeugten Oxidschichten ist auch in Tafel 2 zu finden. Die bei 180 und 260 °C ausgelagerten

**Tafel 2:** Vergleich der Farbtöne der Oxidschichten  
**Table 2:** Comparison of the color of oxide films

Verfahren	Auslagerung* °C	Farbtöne
GS-Verfahren	180	farblos
	260	grau und ungleichmäßig
Recovery Prozeß	180	farblos
	260	schwarz und gleichmäßig

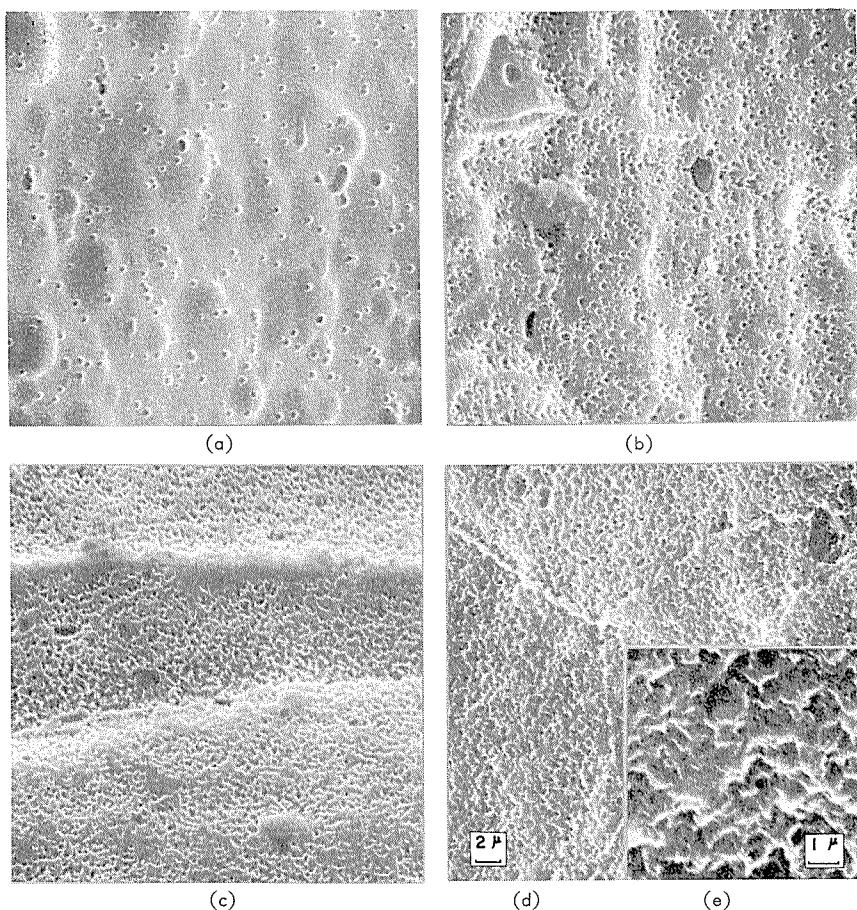
\*gelagert für 2 h.

Proben wurden durch zwei Verfahren anodisiert; das eine ist ein normales Schwefelsäureverfahren, das andere der Recovery Prozeß. Man kann auch durch normales Schwefelsäureverfahren eine gefärbte Oxidschicht erhalten, deren Färbung aber leicht und ungleichmäßig ist.

### 3.2 Struktur der farbigen Oxidschichten

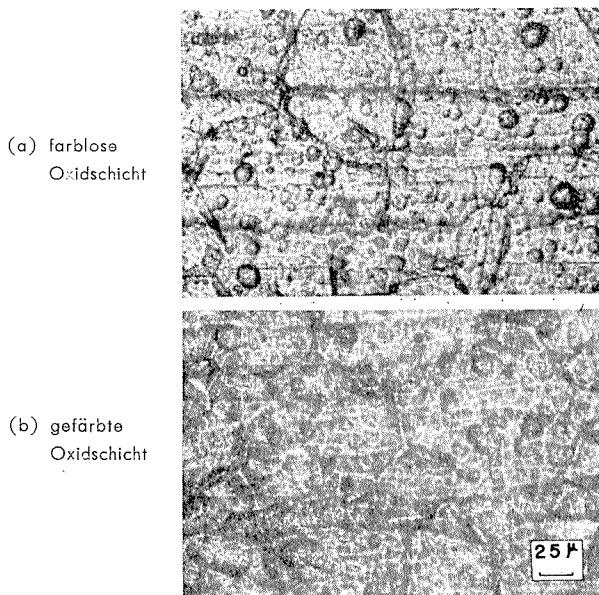
Bild 5 zeigt die elektronenoptische Aufnahmen der Oberfläche des Grundmetalls an der Grenze zur Oxidschicht. Dabei ist die Oxidschicht der Probe a farblos, d schwarz wie Bild 4 zeigt. Mit zunehmender Auslagerungszeit nehmen Grübchen zu, die nicht auftreten, ohne "Strom Recovery" Behandlung. Im Bild 6 gibt es die lichtmikroskopische Aufnahmen der Oberfläche der anodisch erzeugten Oxidschichten auf Al-Mg-Si Legierungen. Es ist zu beobachten, daß es an den Korngrenzen farblose Teile bei einer Auslagerungszeit von 8 h gibt. In der Aufnahme; weiß.

Die Elektronenstrahl-Mikrosonde Analyse ergab einen merklichen Unterschied der Zusammensetzung



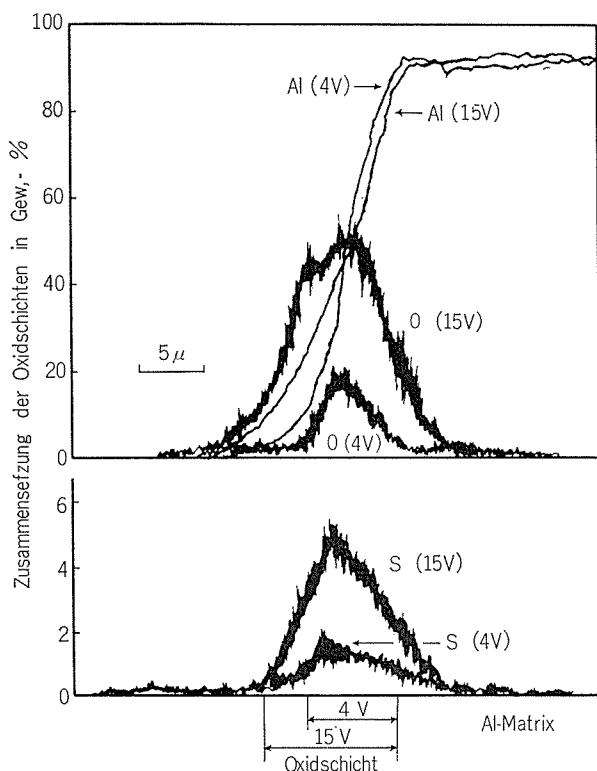
**Bild 5:** Elektronenmikroskopische Aufnahmen der Grenzschichten zwischen den Metallen und den Oxidschichten. Aluminiumlegierungen wurden bei 220 °C  
(a) für 1 h, (b) für 2 h, (c) für 4 h und (d) (e) für 8 h ausgelagert.

**Fig. 5:** Electron micrographs of metal-oxide interfaces.



**Bild 6:** Mikrographische Aufnahmen von der Oberfläche der erzeugten Oxidschichten auf Al-Mg-Si Legierungen:  
(a) ausgelagert bei 220 °C für 1 h.  
(b) ausgelagert bei 220 °C für 4 h.

**Fig. 6:** Micrographs of the surface of anodic oxide films on Al-Mg-Si alloys.



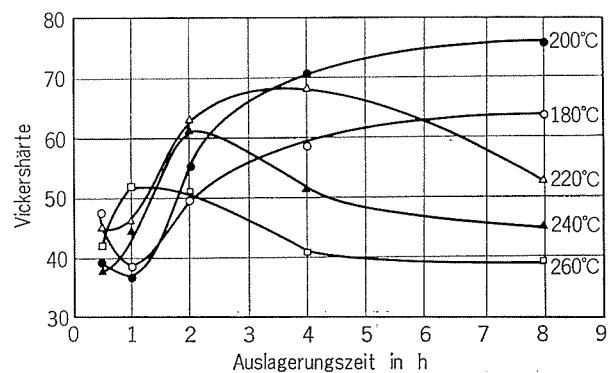
**Bild 7:** Elektronenstrahl-Mikrosonde Analyse von der farbigen Oxidschicht(A) und der farblosen Oxidschicht(B). Almuiniumlegierungen wurden bei 220 °C für 8 h ausgelagert. Die Anodisation wurde bei der konstanten Badspannung von (A) 4 V und (B) 15 V.

**Fig. 7:** EPMA analysis of the colored oxide film(A) and the colorless oxide film(B).

der Oxidschicht; der O- und S-Gehalt der farbigen Oxidschicht wurde zu 18 und 1,4 Gew.-%, festgestellt, 50 und 5 Gew.-% in der farblosen Oxidschicht (**Bild 7**).

#### 4. Diskussion der Ergebnisse

Die auf Bild 4 dargestellte Beziehung zwischen der Farbtionskala der Oxidschichten und den Auslagerungsbedingungen zeigt, daß die Färbung von der Phase Mg<sub>2</sub>Si abhängt. Die Aushärtung der Al-Mg-Si Legierungen ist auch darauf zurückzuführen (**Bild 8**).



**Bild 8:** Änderung der Vickershärte von Al-Mg-Si Legierungen während der Auslagerung bei 180, 200, 220, 240 und 260 °C.

**Fig. 8:** Change of vickers hardness of Al-Mg-Si alloys during ageing at 180, 200, 220, 240 and 260 °C.

Bilder 4 und 8 weisen hin, daß zur Erzeugung der eingefärbten Oxidschichten eine Überlagerung erfolgreich ist. In **Bild 9** sind die lichtmikroskopischen Aufnahmen der Gefüge der bei 220 und 260°C ausgelagerten Legierungen gezeigt. Feine Mg<sub>2</sub>Si Teilchen sind in Bild 9a im Innern der Kristalle vorhanden. Im Verlauf einer Auslagerungszeit treten an den Korngrenzen ausgeprägte Ausscheidungsdichten auf (Bild 9b). Nach einer Auslagerungszeit von 8 h bei 220°C sind zahlreiche Teilchen zu erkennen (Bild 9c). Bei 260°C erscheint nach 8 h die Phase  $\beta$  (Bild 9d). Die Menge an Mg<sub>2</sub>Si-Ausscheidungen läßt sich durch die elektrische Leitfähigkeit der Proben errechnen (**Bild 10**).

Bei der vorliegenden Legierung steigt die elektrische Leitfähigkeit über 180°C im Laufe der Zeit. **Bild 11** zeigt eine Beziehung zwischen der elektrischen Leitfähigkeit und dem L-Werte der erzeugten Oxidschichten. Der Einfluß der Phasenumwandlung auf Färbung der erzeugten Oxidschichten muß deshalb berücksichtigt werden, weil im allgemeinen zu erkennen ist, daß es bei Al-Mg-Si Legierungen während einer Auslagerung eine Umwandlung G. P. -Zonen  $\longrightarrow$   $\beta'$ -Zonen  $\longrightarrow$   $\beta$ -Zonen gibt<sup>11)</sup>: Einige Forscher zeigen das Auftreten der  $\beta$ -Zonen nach einer Auslagerung von 260°C für 3 h und der  $\beta$ -Zonen, 220°C für 5 h<sup>12)</sup>. Diese Phasenumwandlung kann aber auf die Färbung wenig einwirken, weil

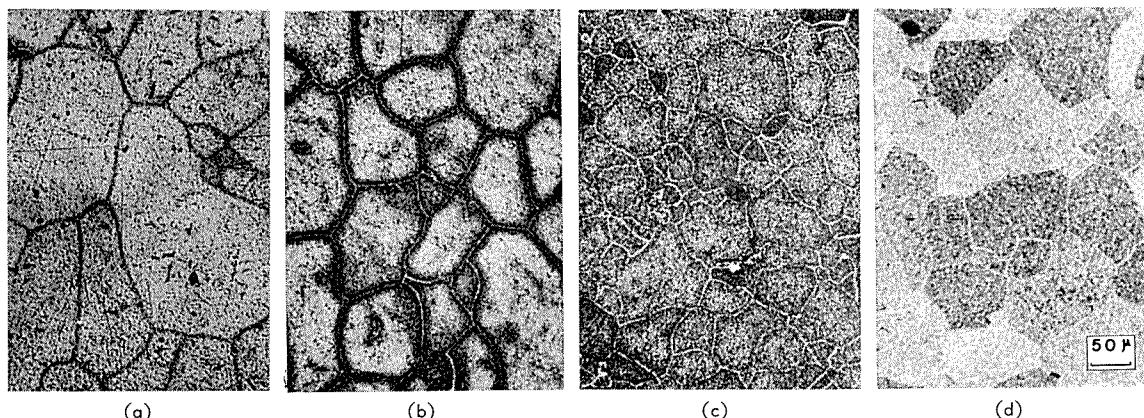


Bild 9: Mikrogefüge der Querschnitte der unter den verschiedenen Bedingungen ausgelagerten Al-Mg-Si Legierungen.

(a) 220°C, 2h (b) 220°C, 4h (c) 220°C, 8h (d) 260°C, 8h

Fig. 9: Microstructures of cross-sections of Al-Mg-Si alloys aged under various conditions.

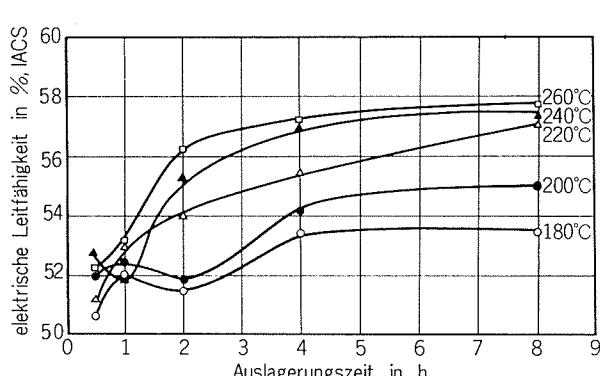


Bild 10: Änderung der elektrischen Leitfähigkeit von Al-Mg-Si Legierungen während der Auslagerung bei 180, 200, 220, 240 und 260 °C.

Fig. 10: Change of electrical conductivity of Al-Mg-Si alloys during aging at 180, 200, 220, 240 and 260 °C.

die beiden Proben in Bild 9a und 9b gleiche Färbung der Oxidschichten ergeben.

Bei der Anodisation auf Al-Mg-Si Legierungen sind einige Oberflächenfehler, zum Beispiel, Trübung oder ein schwarzer Punkt zu beobachten<sup>13)14)15)</sup>. Die Ursache dieser Fehler liegt in der Verschiedenheit der Menge der Mg<sub>2</sub>Si-Ausscheidungen. Derselbe Mechanismus kann auf Färbung durch den Recovery Prozeß angewendet werden, obwohl der Recovery Prozeß einige Merkmale hat, wie folgt; die Färbung ist gleichmäßig, und die Skala hängt nicht von der Schichtdicke ab (Tafel 2). In Bild 5 ist ein Verhältnis zwischen der Struktur der Oxidschichten und der Färbung gezeigt: je tiefer die Oxidschicht gefärbt wird, desto rauher ist die Oxidschicht an der Grenze zum Grundmetall. Dafür können die folgenden Gründe angeführt werden.

Wood und Mitarbeiter<sup>16)</sup>, Takahashi und Mitarbeiter<sup>17)</sup> haben festgestellt, daß die in einer Phosphorsäure- oder Oxalsäure-lösung anodisch erzeugten

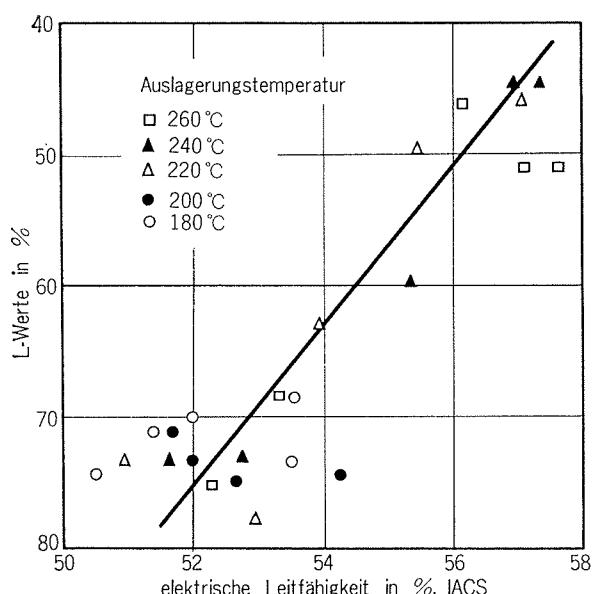


Bild 11: Beziehung zwischen der elektrischen Leitfähigkeit von Al-Mg-Si Legierungen und den L-Werten der erzeugten Oxidschichten.

Fig. 11: Relationship between electrical conductivities of Al-Mg-Si alloys and L-values of oxide films.

Oxidschichten durch den Recovery Prozeß eine Koloniestruktur haben.

Ono und Mitarbeiter wiesen mit der in Chromsäurelösung erzeugten Oxidschicht eine ähnliche, jedoch eine zweigige und koloniale Struktur der Poren auf<sup>17)</sup>.

In Bild 5a bis 5c hat jedes Grübchen einen Durchmesser von etwa 0,5 µm. Dessen Größe steht im Verhältnis zur Größe der Koloniestruktur, daβ man die Koloniestruktur voraussetzt. Mg<sub>2</sub>Si-Ausscheidungen können bei der Färbung eine wichtige Rolle spielen: der Strom greift zunächst Mg<sub>2</sub>Si-Ausscheidungen an, dann löst sich die Sperrsicht selektiv an der Stelle auf. Grübchen, Koloniestruktur nehmen

zu, und dadurch wird die Grenze der Oxidschichten rauh.

Nakagawa und Mitarbeiter haben festgestellt, daß die Oxidschicht mit dem schwarzen Punktfehler auch rauhe Grenze zum Grundmetall und eine regellose Zellenstruktur hat<sup>18)</sup>.

Gemäß Cote's Untersuchung wird bei der anodischen Oxidation das Mg aus Mg<sub>2</sub>Si herausgelöst, während Si sich nicht merkbar löst<sup>19)</sup>. Dabei hinterließ das Mg<sub>2</sub>Si eine Vertiefung in der Matrix. Die Legierung wurde bei der konstanten Badspannung von 16 V anodisiert. Durch den Recovery Prozeß aber, könnten die Mg<sub>2</sub>Si-Ausscheidungen stärker als durch die Anodisation bei konstanten Badspannung aufgelöst werden.

Durch die Anodisation bei einer konstanten Badspannung von 4 V wurde eine schwarze Oxidschicht auf der Al-Mg-Si Legierung erzeugt, die bei 220°C 8 h ausgelagert wurde. Der O-und S-Gehalt dieser Oxidschicht ist niedriger, d. h. der Al-Gehalt höher im Vergleich zu den der bei höherer Badspannung erzeugten Oxidschicht (Bild 7). Der höhere Al-Gehalt in der Oxidschicht wird wohl auf die selektive Auflösung von Mg<sub>2</sub>Si-Ausscheidungen zurückzuführen sein. Die durch den Recovery Prozeß erzeugten Oxidschichten werden wohl ähnliche Zusammensetzung haben\*.

## 5. Zusammenfassung

Der Einfluß des Recovery Effekts auf die Färbung von anodisch erzeugten Oxidschichten auf Al-Mg-Si Legierungen wurde in Schwefelsäurelösung untersucht, wobei die unter den verschiedenen Bedingungen ausgelagerten Proben verwendet wurden. Die Ergebnisse waren wie folgt: zur Erzeugung der farbigen Oxidschichten auf Aluminium war der Recovery Prozeß besonderes wirksam. Eine Überlagerung ergab eine Oxidschicht mit tiefer Eigenfärbung. Es gab eine Beziehung zwischen der Menge an Mg<sub>2</sub>Si-Ausscheidungen und Farbintensität der Oxidschichten. Die Färbung kann wohl auf die Struktur und die Zusammensetzung der Oxidschicht zurückgeführt werden. Durch elektromikroskopische Untersuchungen konnte gezeigt werden, daß die eigengefärbten Oxidschichten rauhe Grenzen zum Grundmetall haben. Dafür könnte der folgende Mechanismus angeführt werden.

Der Strom greift zunächst Mg<sub>2</sub>Si an, dann löst sich die Sperrsicht selektiv an der Stelle auf. Grübchen, Koloniestruktur der Poren, nehmen zu, und dadurch wird die Grenze der Oxidschichten rauh.

Mit diesem Prozeß kann man auch die Farbtöne von Gold bis Bronze erhalten, aber die Bedingungen dafür sind noch nicht festgestellt.

\*Da die Färbung sich an der Grenze zum Grundmetall ergibt, ist es sehr schwierig, mit Elektronenstrahl-Mikrosonde die Bestandteile zu beobachten.

Abschließend danke ich Herren Dr. S. Terai, T. Suzuki, A. Ichiryu und A.Takashima für die stete Förderung dieser Arbeit. Herrn M.Yokoyama danke ich für seine technische Unterstützung beim Durchführen der Experimente.

## Schrifttum

- 1) J. F. Murphy und C. E. Michelson: Proceedings of Conference on Anodising Aluminum, Nottingham, (1961), 83.
- 2) J. W. Diggle, T. C. Downie und C. W. Goulding : J. Elektrochem. Soc., **116** (1969), 737.
- 3) H.Takahashi, M.Nagayama, H.Akahori und A.Kitahara: J. Electron Microscopy, **22** (1973), 149.
- 4) M. Shimura : J. Electrochem. Soc. (Denki Kagaku) Japan, **39** (1971), 821.
- 5) K. Kuroda: Vortrag, gehalten auf der 47. Tagung der Metal Finishing Society (Japan), Tokyo, (1971), 8.
- 6) Japanisches Patent 447, 478, (1965).
- 7) U.S. Patent 3,031, 387.
- 8) S. Terai, T. Suzuki und Y. Hayashi: Sumitomo Light Metal Technical Reports, **15** (1974), 215.
- 9) T. Takahashi, T.Nagano, K.Wada, Y. Suzuki, S.Okuda, H. Tagai und S. Kimura : J. Metal Finishing Soc., Japan, **26** (1975), 32.
- 10) Y. Hayashi und M. Yokoyama: Vortrag, gehalten auf der 51. Tagung der Metal Finishing Society (Japan), Tokyo, (1975), 12.
- 11) G. Thomas : J. Inst. Metals, **90** (1961-62), 57.
- 12) T. Miyauchi, S.Fujikawa und K. Hirano : J. Japan Inst. Light Metals, **21** (1971), 565.
- 13) D. Achenbach : Aluminium, **49** (1973), 147.
- 14) H. Nakagawa, T. Yamaguchi und H. Ozawa: J. Japan Inst. Light Metals, **23** (1973), 239.
- 15) T. Tanaka, T. Saito und H. Kawase: J. Japan Inst. Light Metals, **22** (1972), 39.
- 16) G.C.Wood, J.P.O' Sullivan und B. Vaszko: J. Elektrochem. Soc., **115** (1968), 618.
- 17) S. Ono, S. Chiaki und T. Sato : J. Metal Finishing Soc., Japan, **26** (1975), 456.
- 18) H. Nakagawa, Y. Funamizu, K. Masaki und S. Fujino : J. Japan Inst. Light Metals, **26** (1976), 191.
- 19) J. Cote und E.E. Howlett: Aluminium, **47** (1971), 262.

## アルミニウムの陰極防食と黒変について

重 永 光 治  
田 部 善 一

住友軽金属工業株式会社

# アルミニウムの陰極防食と黒変について\*

重永光治\*\* 田部善一\*\*

## Cathodic Protection and the Blackening of Aluminum

by Mitsuharu Shigenaga and Zen-ichi Tanabe

In order to obtain the fundamental data for cathodic protection of aluminum, corrosion behaviour of 1050 aluminum in tap water and NaCl solution was examined by sacrificial anode method using Zn and impressed current method.

Both pH of test solution surrounding specimen and corrosion rate increased when the potential of specimen was shifted in the less noble direction. In sacrificial anode method, a linear relationship existed between logarithmic concentration of chlorine ion and critical potential for prevention of pitting corrosion, and general corrosion area was spread parabolically with increasing concentration of NaCl. From the experimental results of impressed current method, protective current density was estimated about  $2\mu\text{A}/\text{cm}^2$ .

The blackening of aluminum under cathodic protection was also investigated in this experiment. It was found that the blackening occurred when the cathodic corrosion rate was less than 100mdd, and the degree of blackening as represented logarithmic luminosity was proportional to the cathodic corrosion rate less than 10mdd. For this phenomenon, the influence of Fe, Si etc. was emphasized in the former reports. Our results show, however, that Mg, Ca and Cu are important elements.

In addition, it seems that the blackening of aluminum occurred in boiling water and at the around of pits could be explained in similar way described above.

### 1. 緒 言

鉄鋼材料に対する陰極防食は古くから普及しており、鉄製の船体に亜鉛板を張りつけて、いわゆる流電陽極法により防食した例は150年以上も前のことである<sup>1)2)</sup>。また最近では、電気機器の発達に伴ない外部電源法も著しく進歩してきた。しかしながら、アルミニウム材料の場合には、少し卑な電位を有する合金を皮材に使用し、皮材の犠牲陽極作用により孔食を防止することを目的としたアルクッド材がその代表的なものである程度で、陰極防食を実際に応用した例はきわめて少ない。本調査は、アルミニウムの陰極防食に関する基礎的なデーターを得ることを目的として行なったものである。

なお、この陰極防食下においては、多くの場合アルミニウムは容易に黒変することが判っている<sup>3)</sup>。ここではこれについての検討も併せて行なった。この変色現象については、陰極防食下に限らず、孔食周辺やアルミニウム製のヤカンの内面等で生ずることが古くから知られており、美観を生命とするアルミニウム製品にとってはしばしば問題となる。とくに高温水中における黒変現象についての研究報

告は多い<sup>4)-10)</sup>。それらによると、アルミニウム側および環境側の種々の物質 ( $\text{HCO}_3^-$ ,  $\text{SiO}_2$ , Al, Fe, Si, Cu, Mg, Ca, その他多くの金属イオン等) の影響が論じられているが、未だ定説はないようである。最近では、オージェ電子分光やIMA等の高性能の分析機器が使用され、FeおよびSiの影響が強調されている<sup>11)12)</sup>。本調査結果からも、黒変の機構については十分な知見を得ることができなかつたが、前述した孔食周辺や高温水中で生ずる黒変現象も、陰極防食下の場合と同じ作用によるものであることが推測された。

### 2. 実験方法

#### 2.1 試 料

試料には主に 1050 合金 (0.31%Fe, 0.11%Si, 他の不純物はいずれも 0.01% 以下) の圧延製品を使用し、他に 99.99%Al, 3003, 5052 および 5083 合金も一部の実験において使用した。前処理は、黒変調査に対して試料表面の影響を少なくするためアセトン脱脂のみとした。

#### 2.2 陰極防食法および試験液

陰極防食法は、中川防食工業㈱製亜鉛アノード・ZAPによる流電陽極法と、定電位法および定電流法の両外部電源

\*腐食防食協会'76春季学術講演大会で発表(昭和51年5月)

\*\*技術研究所

法を採用した<sup>11)2)13)16)</sup>。なお定電位装置は、アイコーデンキ(株)製演算増幅器・アンペット2F/4539Bを利用して自作した。前者の場合には、幅30mm、長さ1050mm、肉厚1mmの試料の端部に穴をあけ、幅30mm、長さ50mm、肉厚3mmのZAPを塩ビ製ボルトでとりつけ、種々の濃度に調製したNaCl水溶液中に24hr静止状態、室温(約18°C)で浸漬した。浸漬槽は幅200mm、長さ1050mm、深さ100mm、の塩ビ製槽を使用した。後者の場合の試料は幅50mm、長さ70mm、肉厚0.5mmとし、主に名古屋市水道水(1l)中に、静止および流速5cm/secの状態で24hr浸漬した。ただし、流動条件下での水温は静止状態の場合より約5°C低くなっていた。この場合も浸漬容器は塩ビ製のものを使用したが、大きさの都合上白金対極と試料の距離は3cmとした。電位はすべて飽和カロメル(SCE)基準で測定した。なお、この外部電源法による試験の終了時には、装置のスイッチを入れたままの状態で試料をすく引き上げ、表面をpH6.0のイオン交換水10mlで洗浄して、その洗浄液のpH測定も行なった。

### 2.3 黒変の調査

それぞれの陰極防食実験において黒変した試料は、日本電色工業(株)製色差計を用いて明度(L値)の測定を行ないその程度を $\log L_0$ (試験前試料) $-\log L$ (黒変させた試料)として判定した。なお、ここでの $L_0$ は50~60であった。

また本調査では、煮沸試験により高温水中の黒色現象についても2,3の確認実験を実施した。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 Znによる防食と黒変

NaClで電導度を5段階に変化させた水溶液中におけるZnによる防食結果の一例をFig. 1に示した。図中、電

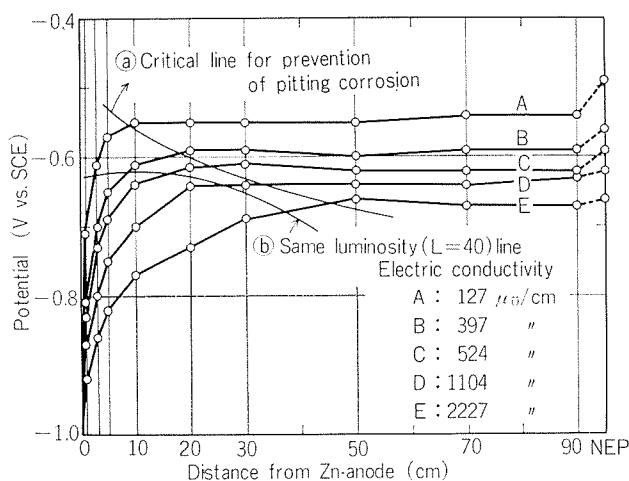


Fig. 1 Potential distribution curves of 1050 aluminum under cathodic protection using Zn-anode in still NaCl solution of various electric conductivity.

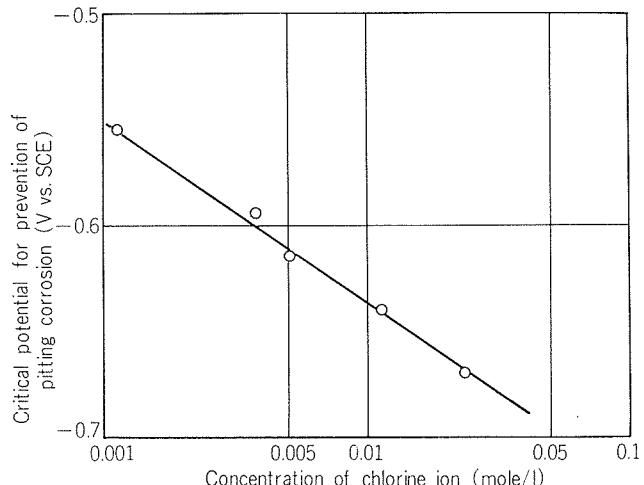


Fig. 2 The dependence of critical potential for prevention of pitting corrosion of 1050 aluminum for chlorine concentration.

位分布曲線を交差する2本の曲線のうち、Ⓐは肉眼観察により判定した孔食防止領域の限界線である。これまでの報告によると、孔食を起こすハロゲンイオンについては、その濃度の対数と孔食電位との間には比例関係のあることが認められている<sup>17)~20)</sup>。本実験においても、Cl<sup>-</sup>濃度 $C_{Cl^-}$ (mole/l)の対数とそれぞれの交点の電位 $E_{pit}^{Cl^-}$ (V)の間に、Fig. 2に示したような良好な直線関係があり、次式が得られた。( )内は杉本らの報告値<sup>11)13)</sup>を対比させたものであり、ほぼ一致していた。

$$E_{pit}^{Cl^-} = -0.810 - 0.087 \log C_{Cl^-} \\ (-0.750)(-0.125)$$

また、全面腐食の範囲をZnからの距離L(cm)で表わした場合、この値は溶液の電導度 $\sigma(\mu\Omega/cm)$ に対して放物線的に増加しており、

$$L = 0.48 \sigma^{0.60}$$

なる関係にあった。ちなみに、Znの腐食量も溶液の電導度が増加するにつれて43, 97, 120, 177, 310 mddとなつており、前式にきわめて良く対応した変化を示していた。

Fig. 1に示したもうひとつの交線⑥は、色差計によりL値を測定して、その値が40であった点をプロットしたものである。黒変はZnに近づく程著しくなる傾向が認められた<sup>3)</sup>が、それぞれの交点の電位は一定でなかったことから、その程度が直接電位に依存していないものと推察される。そこで次に $L=40$ 付近の腐食速度を求めてみたところ、試料A=1.71, B=1.80, C=1.65, D=1.71, E=1.77 mddと良く一致していることが判った。この関係についての詳細な調査結果は次項で述べる。

本実験後試料の外観状況をFig. 3に示す。前述した黒変状況が顕著である。なお、この黒変領域端部の形状は、浸漬槽の形状に伴ない複雑に変化した電流分布<sup>13)</sup>によって生じたものと考えられる。またFig. 4は、本実験における

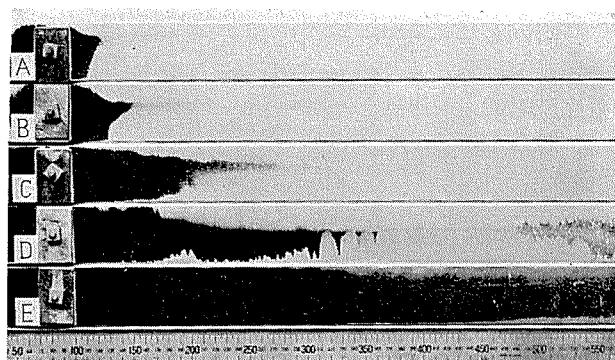


Fig. 3 Appearance of samples tested under same condition shown in Fig. 1.

る不完全防食領域に発生していた孔食の状況を示したものであり、アノード溶解部の周辺には、アノードの大きさに対応したリング状の黒変が観察された。

以上述べた結果から、とくに黒変現象は、カソードにおける腐食速度と何らかの関係を有しているものと推察される。

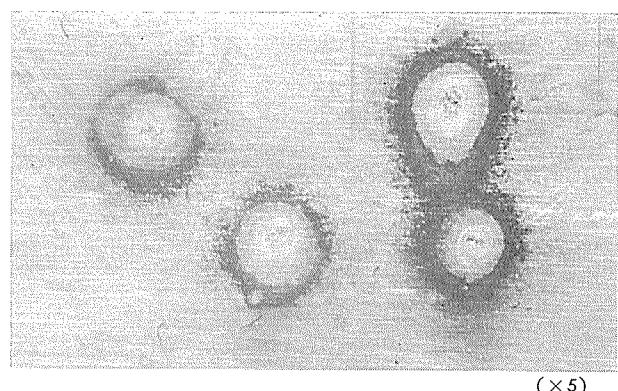


Fig. 4 An example of the blackening of aluminum occurred at the around of pits.

### 3.2 外部電源法による防食と黒変

3.1 で述べた結果をもとに、外部電源法を用いて種々の実験を行なった。定電位法による実験結果の一例を Fig. 5 やび 6 に示した。これらの図からも明らかなように、試料表面近傍の pH、腐食速度および黒変程度の間には密接な関係があり、試料をより卑に分極させる程試料表面近傍

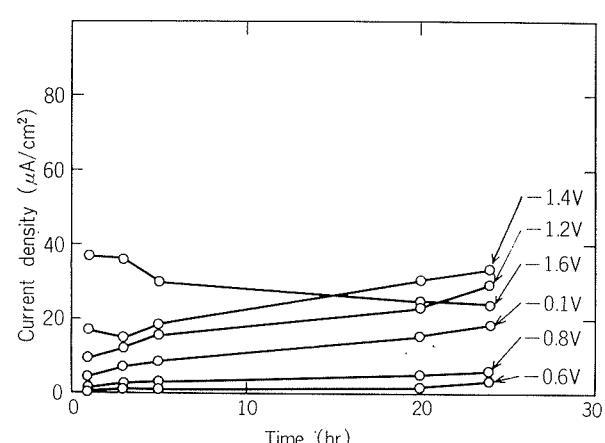
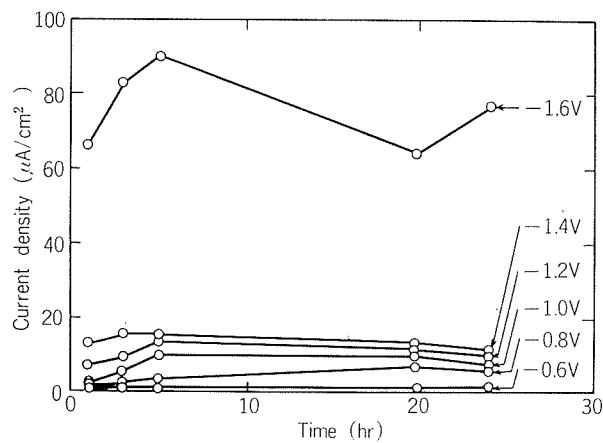
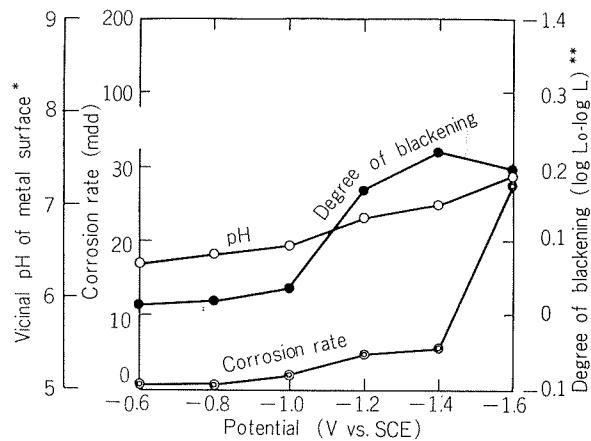
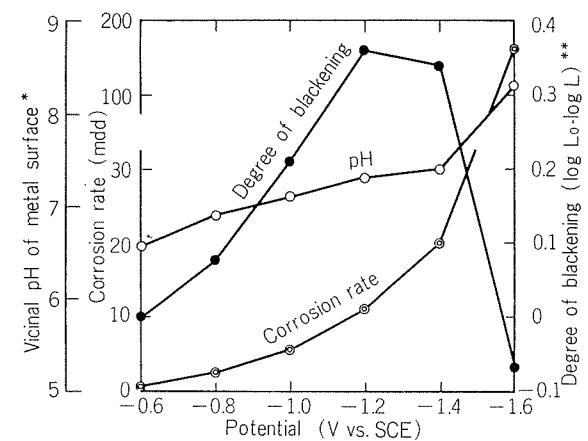


Fig. 5 Results of cathodic protection by impressed current method for 1050 aluminum in tap water under still (left) and following (5cm/sec; right) condition.

\* 10ml ion-exchanged water (initial pH=6) after washing of specimen.

\*\*  $L_0$  and  $L$  are luminosity of specimens before and after test, respectively.

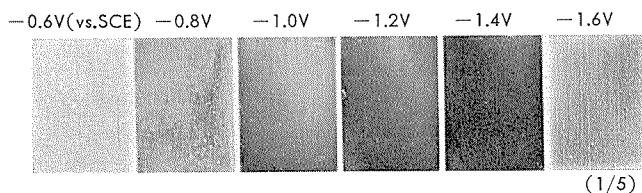


Fig. 6 The blackening of 1050 aluminum under cathodic protection by impressed current method in still water for 24hr.

のpHは上昇し、それに伴なって試料の腐食速度および黒変程度の増加が認められた。ただし、本実験の場合-1.4Vより卑側では黒変程度は減少した。これは、いわゆる過防食によるアルカリ溶解速度が激しくなり黒変層が溶解したためと考えられる<sup>9)</sup>。水道水流動状態(5cm/sec)では、pHの上昇がある程度抑制され、防食効果は静止状態より良好で黒変程度も軽減されていた。

試験が短期間のため、本実験結果からアルミニウムの陰極防食法に関する適正な防食条件を決定することは困難であったが、静止水道水中の1050合金について2か月間の定電流法を実施したところ、Fig. 7に示したように、適正な防食電流密度は1.5~3μA/cm<sup>2</sup>で、5μA/cm<sup>2</sup>では過防食を示していた。Wranglén<sup>22)</sup>は、室温の中性水溶液中における無処理のアルミニウムに対しては約1μA/cm<sup>2</sup>、アノード処理したものでは0.01μA/cm<sup>2</sup>という適正防食電流を得ている。防食電位については、一般に自然電位から0.2~0.3V卑な値をとり、水中および土中のアルミニウムに対しては-0.85V(vs.SCE)とされているようである<sup>15)</sup>。ちなみに、Fig. 5に示した設定電位-0.80Vのカソード電流密度の経時変化からその平均値を求めてみると、静止状態では3.6μA/cm<sup>2</sup>、流動状態では3.3μA/cm<sup>2</sup>、また、種々の濃度のNaCl水溶液中における実験結果では、いずれも静止状態で、0.03%のとき1.7μA/cm<sup>2</sup>、0.3%のとき1.0μA/cm<sup>2</sup>、3%のとき3.1μA/cm<sup>2</sup>となり、上記値と大きな差は認められなかった。

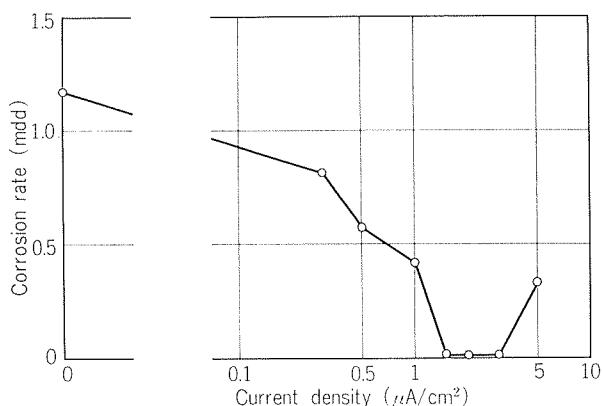


Fig. 7 Results of cathodic protection by impressed current method for 1050 aluminum in still tap water (2 months).

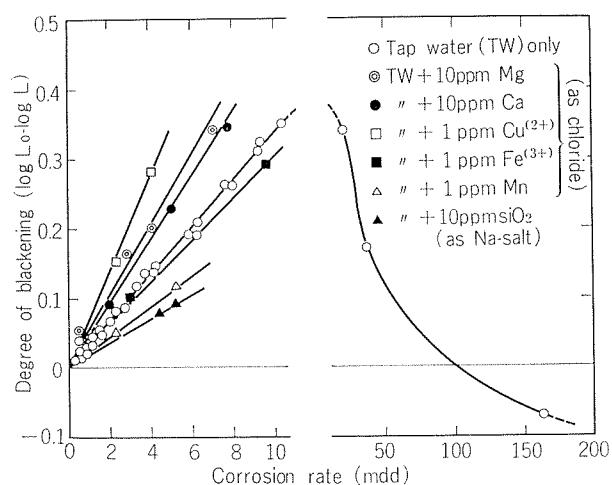


Fig. 8 Relationship between degree of blackening and corrosion rate under cathodic protection for 1050 aluminum in tap water and its solution containing several additions.

次に、これらの実験結果に基づき、水道水中の1050合金のカソードにおける腐食速度と黒変程度を関係づけたものがFig. 8である。これによると、黒変はカソードにおける腐食速度が約100mdd以下でおこり、約10mdd以下では、黒変程度ときわめて良好な直線関係にあることが判った。したがって、Fig. 4に示した孔食周辺のリング状の黒変は、腐食速度が約100mdd以下のカソード部を示したものであり、リング内ではそれ以上の腐食速度となっているものと考えられる。

そこでこの関係を利用し、水道水中に種々の化合物を添加してそれらの影響を検討してみた。結果をFig. 8に併記した。各添加物はTable. 1に示した黒変層の分析の結果、影響があると思われたものであり、SiO<sub>2</sub>についてはナトリウム塩、他はいずれも塩化物として水道水中的濃度の5~10倍量をそれぞれ単独で加えた。黒変層の分析からは、発光分光分析結果を除いていずれも従来からその影響が強調されているFeおよびSiが顕著に検出されたが、本実験によれば、Mg、CaおよびCuの影響が大といえる。ちなみに名古屋市水道水中の水質分析結果の一例を示すと、Cl<sup>-</sup> 6.1ppm, SO<sub>4</sub><sup>2-</sup> 11.1ppm, SiO<sub>2</sub> 10.6ppm, 全Fe 0.16ppm, Cu 0.05ppm以下、硬度 19.6ppm, Mアルカリ 9.8ppm、蒸発残渣 40ppm、電導度 77μΩ/cm、pH 7.1である。

なお、黒変におよぼす材料および環境の影響についても簡単な実験を行なった。Fig. 9に示した結果によると、いずれの材料もカソードにおける腐食速度と黒変程度との間には1050合金の場合と同様な関係を有しており、通常の環境中における一般的アルミニウム材料の黒変程度のちがいは、要するにそれぞれの材料の腐食程度のちがい(耐食性)を示したものであると考えられる。

Table 1 Analysis of the black surface layer formed under cathodic protection of aluminums in tap water.

Analytical methods Samples and its luminosity Element	EPMA (Wt% : First approximation)			Atomic absorption spectroscopy(ppm) —Dissolution with HNO <sub>3</sub>			Emission spectrography (Intensity)				
	3003			3003 (L = 21.5, 70 cm <sup>2</sup> )			1050		3003		
	L = 60.7 (Before test)	L = 21.5	L = 15.7	1 coupon	2 coupons	3 coupons	L = 51.2 (Before test)	L = 23.4	L = 61.4 (Before test)	L = 19.8	L = 15.0
Al	94.28	79.37	70.67	5.20	9.00	12.90	+++	+++	++	+++	+++
Si	0.15	0.53	0.95	0.50	0.80	1.24	+	++	±	++	++
Fe	0.48	0.63	0.76	0.20	0.34	0.50	+	+	±	+	+
Cu	0.29	0.34	0.33	0.03	0.04	0.07	+	+	+	+	++
Mg	0	0.03	0.02	0.03	0.02	0.02	±	+++	±	++	+++
Mn	1.06	0.86	0.94	0.17	0.09	0.31	—	+	+++	++++	++++
Ca	0	0.12	0.29	<0.01	<0.01	<0.01	±	+	—	+	++
Na	0	0	0.02	0.05	0.06	0.07	—	—	—	—	—
K	0.08	0.11	0.08	0.015	0.011	0.010	—	—	—	—	—
O	0.34	15.31	22.54								

Fig. 10 は、陰極防食下での過防食によるアルミニウム表面近傍の pH の上昇を考慮<sup>6)9)</sup>して、希薄な NaOH 水溶液中における浸漬試験の結果を示したものである。黒変は 99.99% Al より合金の方が、またイオン交換水溶液中より水道水溶液中の方が著しかったことから、アルミニウム側(溶出金属)および環境側(溶存不純物)の両方の作用によるものであることがうかがわれる。

### 3.3 高温水中における検討

これまでの黒変に関する研究報告の大部分は煮沸試験によって行なわれたものである。その中に、一定量の水をとり、それをとりかえることなく新しい試片を一定時間づつ浸漬する操作を繰り返した場合、次第に黒変しなくなるという報告がある<sup>6)</sup>。そして、このことから環境側の影響が論じられてきた。ここでも、水道水および当社工業用水中

においてこの試験を行ない同様な結果を得た。しかしながら、この場合についても、Fig. 11 に示したように、黒変度は腐食量と対応しているばかりか、陰極防食を施すとこの黒変しなくなった水の中でも 1050 合金は再び黒変することも確認しており、アルミニウム側の影響も認められた。なお、本試験で黒変度の著しかった工業用水中では、その不純物の多くが水道水中的濃度の 10 倍以上となっていたが、Fe, Si はむしろ水道水の方が高い値を有していた。Fig. 12 に示したのは本試験後の水道水中における 1050 合金の分極特性であり、試験水の pH および電導度はいずれも上昇していたが、腐食性は著しく低下しておりとくにカソードの分極抵抗が大きくなっていた。Table 2 は、この時の試験水の分析結果を示したものである。煮沸試験に供した水においては Fe, Si および Mg 濃度の減少がみられた。

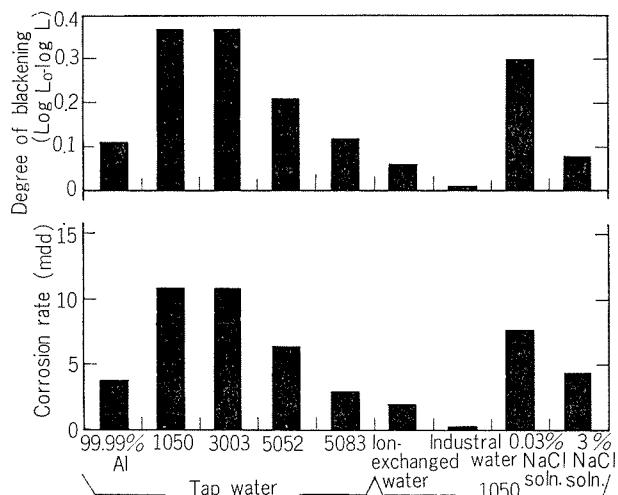


Fig. 9 Interrelationship between corrosion rate and degree of blackening under cathodic protection for various aluminums in various environments.

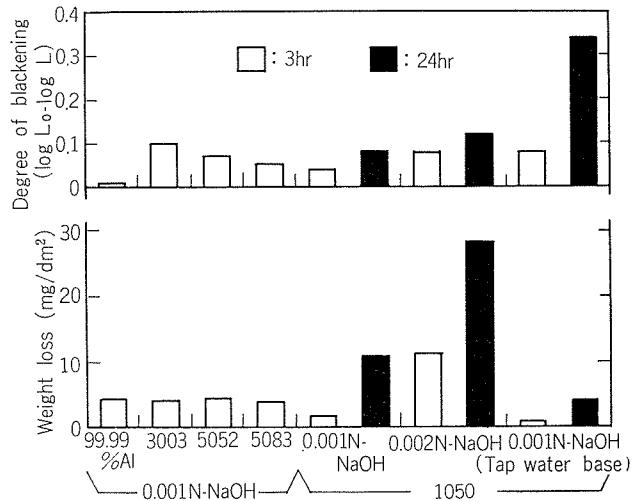


Fig. 10 Interrelationship between weight loss and degree of blackening of various aluminums in dilute NaOH solution,

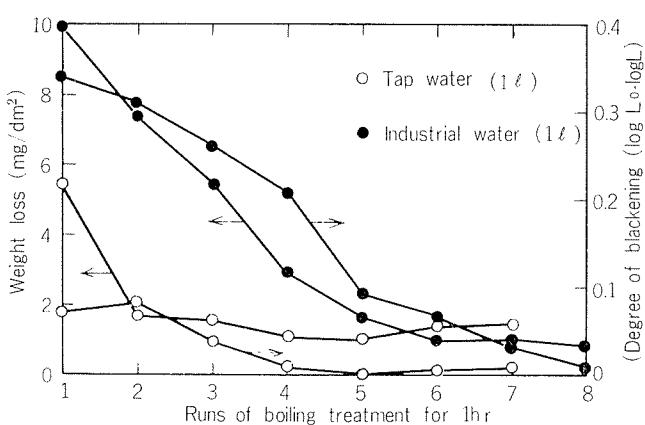


Fig. 11 Interrelationship between weight loss and degree of blackening of 1050 aluminum under boiling treatment.

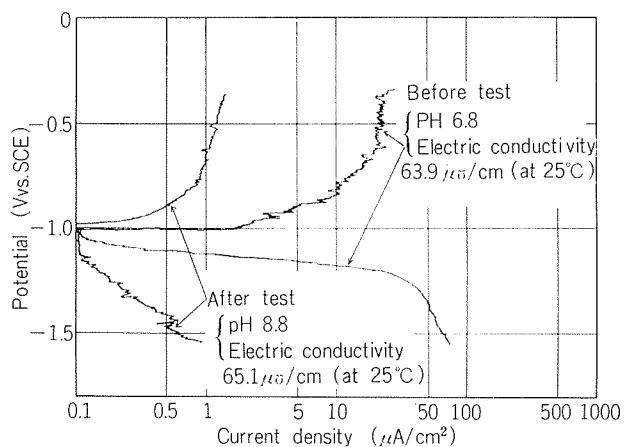


Fig. 12 Comparison of polarization curves of 1050 aluminum in tap water at 95°C before and after boiling treatment.

Table 2 Analysis by atomic absorption spectroscopy of water after boiling treatment for 1050 aluminum (ppm).

Boiling treatment condition Elements	Tap water (1ℓ)		Industrial water (1ℓ)	
	Non-treatment	140cm <sup>2</sup> × 2hr	Non-treatment	210cm <sup>2</sup> × 3hr
Al	0	0.38	2.58	0
Si	3.80	3.80	3.50	7.08
Fe	0.16	0.04	<0.01	0.09
Cu	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01
Mg	0.81	0.77	0.66	16.51
Mn	<0.01	<0.01	<0.01	0.15
Ca	4.00	2.48	3.67	1.72
Na	5.70	5.80	5.60	151
K	0.63	0.66	0.65	8.20

なお、Fig. 12 からも明らかなように、試料の自然電位はいずれも-1.0V付近にあり、pHが上昇していたことも考慮すると、煮沸水中の場合も陰極防食下の場合と同様な条件にあることが推測される。

高温水中におけるアルミニウムの電位変化もすでに判っていることがあり<sup>23)</sup>、このような環境中では、異種金属とのガルバニック作用がしばしば問題にされている。本実験でも、95°Cに保持した水道水およびNaCl水溶中において、多くのアルミニウム材料の電位は-1.0~-1.6Vに変化することが確認された。そしてそれに伴ない、たとえば水道水中の99.99%AlとZnの接触系では89°Cで電位が逆転すること、アルクラド3003合金の場合には皮材の犠牲陽極作用が期待できなくなること、また銅や鉄鋼材料との接触系ではアルミニウムのガルバニック腐食が促進されることなども確認された<sup>24)</sup>。なお、この電位変化は経時的に回復することも判っているが、ここでは48hr後も-1.0Vより貴になることはなく、再び冷却しても同じであった。

### 3.4 黒変皮膜の耐食性<sup>11)</sup>

著しく黒変したアルミニウム試料の表面はわずかに絶縁性を有していたが、Fig. 13 およびTable 3 に示した黒変試料の分極測定および腐食試験結果からは、いずれも黒変皮膜の耐食性が期待できないことが判った。

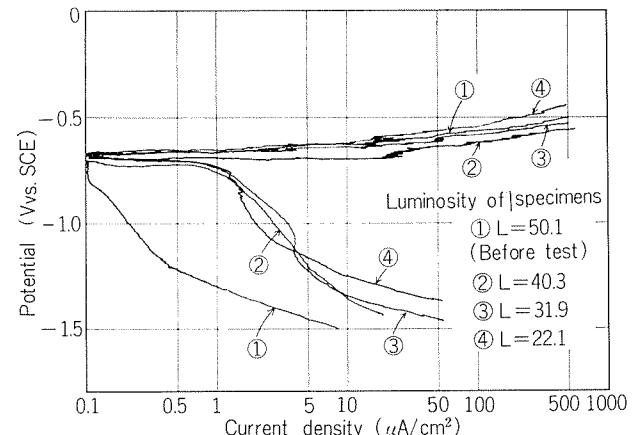


Fig. 13 Effects of the luminosity on polarization curves for 1050 aluminum in 3%NaCl solution.

Table 3 Results of corrosion test of 1050 aluminum blackened under cathodic protection in tap water.

Luminosity of specimens	Corrosion rate (mdd)	
	Immersion test in tap water	Salt spray test
L=49.8 (Before test)	0.23	1.71
L=38.3	1.07	7.02
L=30.5	1.07	9.34
L=21.5	2.25	12.17

## 4. 結 言

アルミニウムの陰極防食についての基礎的なデーターを得ることを目的とし、主に水道水およびNaCl水溶液中の1050合金に対して、Znによる流電陽極法と外部電源法を短期間実施した。

試料表面近傍のpHは試料の電位を卑に分極させるにつれて上昇し、いわゆる過防食によるアルカリ溶解が生じて試料の腐食量も増加した。流電陽極法による実験の結果では、肉眼観察により判定した孔食防止の限界領域における電位とCl<sup>-</sup>濃度の対数値との間にはきわめて良好な直線関係が得られ、従来の孔食電位に関する経験式とほぼ一致していた。全面腐食の領域は、NaCl濃度（電導度）の増加とともに放物線的に広くなっていた。外部電源法による実験結果から、適正な防食電位および防食電流を決定することは困難であったが、後者の値は、水道水およびNaCl水溶液中とも2μA/cm<sup>2</sup>程度と推定された。

ここでは、陰極防食下で生ずる黒変現象についても調査した。その結果、黒変はカソードにおける腐食速度が約100mdd以下でおこり、約10mdd以下では腐食速度に比例して著しくなることが判った。黒変には種々の物質の影響が論じられているが、本調査によれば、とくにMg, CaおよびCuの影響が認められた。

なお、従来からよく知られている孔食周辺および煮沸水中での黒変についても、前者の場合は、アノード溶解部周辺のカソード部（腐食速度が約100mdd以下）で生じるものと考えられるし、また後者の場合は、高温水中においてアルミニウムの電位が大きく卑側（-1.0～-1.6V）に移行することから、いずれも陰極防食下の場合と同じ作用によるものと推測される。

## 文 献

- 1) H.H.Uhlig: *Corrosion and Corrosion Control*, 2nd Ed., John Wiley & Sons, Inc., New York, (1971), 198.
- 2) M. Henthorne : Chem. Eng., 27 (1971), 73.
- 3) 佐藤正壽、佐藤英一：防食技術, 24 (1975), 345.
- 4) 国本 隆、池田栄三、西邑弘：軽金属, 64 (1953), 127.
- 5) D. Altenpohl : Aluminum, 31 (1955), 361.
- 6) 播本寛光、山崎良夫、高橋 透、深尾 武：金属表面技術, 9 (1958), 122.
- 7) 山崎良夫、播本寛光：金属表面技術, 9 (1958), 422.
- 8) 山崎良夫、井上一正、矢野清、播本寛光：金属表面技術, 10 (1959), 376.
- 9) 山崎良夫、播本寛光：金属表面技術, 141 (1963), 165.
- 10) 山崎良夫、播本寛光：金属表面技術, 16 (1965), 250.
- 11) 阿部 隆、相沢浩司、内山利光、磯山永三：金属表面技術, 24 (1974), 254.
- 12) 阿部 隆、相沢浩司、内山利光、磯山永三、村川享男：金属表面技術, 25 (1974), 458.
- 13) C. Wagner: Werkstoffe u. korrosion, 11 (1960), 673.
- 14) 中川雅央：電気防食法の実際，地人書館，東京，(1967).
- 15) T.J.Lennox, M.H.Peterson, J.A.Smith, R.E.Groover : Mat. Prot. Performance, 13 (1974), 31.
- 16) 伊藤伍郎ら：アルミニウムの腐食とその防止，軽金属学会シンポジウム資料，東京，(1976)，54.
- 17) 杉本克久、沢田可信、森岡 進：日本金属学会誌, 34 (1970), 312.
- 18) H. Böhn and H.H.Uhlig : J. Electrochem. Soc., 116 (1969), 906.
- 19) 杉本克久、沢田可信、森岡 進：日本金属学会誌, 34 (1970), 312.
- 20) Z.S.Smialowska : Corrosion, 27 (1971), 223.
- 21) 久松敬弘：防食技術, 27 (1972), 503.
- 22) G.Wranglén: 吉沢四郎、山川宏二、片桐晃共訳、金属の腐食防食序論，化学同人，東京，(1973).
- 23) R.I.Lindberg : Mat. Prot. Performance, 11 (1972), 45.
- 24) 重永光治：未公表.

## Al-Zn-Mg-Cu 系合金の加工熱処理

宇野照生  
馬場義雄

住友軽金属工業株式会社

# Al-Zn-Mg-Cu 系合金の加工熱処理\*

宇野照生\*\* 馬場義雄\*\*\*

## Thermomechanical Treatments of Al-Zn-Mg-Cu Base Alloys

by Teruo Uno and Yoshio Baba

An investigation was carried out to clarify the effect of various final thermomechanical treatments (FTMT) on the mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu base alloys. The results are summarized as follows:

- (1) Al-Zn-Mg-Cu alloy plates processed by FTMT exhibit better combination of strength vs. elongation as well as higher strength than those of conventionally processed plates.
- (2) Sufficient preaging after quenching, warm deformation less than 30% and final aging at slightly lower temperature than that of conventional T6 temper are desirable in obtaining marked improvement in mechanical properties by FTMT.
- (3) 7178 alloy processed by FTMT exhibits better combination of strength vs. elongation than that of 7075 alloy. Yield strength of 7178 alloy plates can be raised up to 70kg/mm<sup>2</sup> by FTMT, but drastic loss of elongation can not be avoided at the region of extremely high strength.
- (4) High purity 7178 alloy processed by FTMT exhibits the same combination of strength vs. elongation as a commercial purity alloy.

### 1. 緒 言

最近高力アルミニウム合金の強靭化法として加工熱処理<sup>1)-6)</sup>（以下TMTと略す）が注目されている。TMTそのものは鉄鋼材料や銅合金を含めてかなりの研究<sup>7)-10)</sup>が行なわれており、特に鉄鋼材料についてはオースフォーム、マルフォーム、アイソフォーム、温間加工等の処理により顕著な強靭化が可能であることが報告されている<sup>7)</sup>が、アルミニウム合金のTMTに関する研究は少ない。アルミニウム合金のTMTは大きく2つに分類でき、その1つは高純合金の使用と特殊な鋳塊処理により等軸微細結晶粒組織を得、主として延性の向上をはかるとするITMT<sup>3), 5)</sup> (Intermediate Thermo Mechanical Treatment) であり、もう1つは焼入後に析出物の存在下または析出の起こるような温度範囲で加工と時効を行ない、均一に分布した高密度の転位と均一かつ微細な析出物を導入することにより主として強度の向上をはかるとするFTMT<sup>2), 4), 6)</sup> (Final Thermo Mechanical Treatment) である。これまでにITMTにより7075合金の延性が改善<sup>3), 5)</sup>されることが、

またFTMTによりAl-Mg-Si系合金<sup>6), 11)</sup>、Al-Zn-Mg系合金<sup>2)</sup>、7075合金<sup>2), 4)</sup>、2024合金<sup>12)</sup>やその他の合金<sup>13), 14)</sup>について顕著な伸びの低下を伴なうことなしにかなりの強化が可能であることが報告されている。このようなFTMTにより高力アルミニウム合金がどの程度まで強化が可能かについては工業上からも極めて興味深い問題である。

実用アルミニウム合金中で最も強度の高いAl-Zn-Mg-Cu系合金についてはDi Russoら<sup>2)</sup>により7075合金のFTMT性が検討されているが、どの程度まで強化が可能かについては必ずしも明確ではない。また7075合金以上の強度を有する7178合金のFTMTについての報告例はない。そこで本研究では7178合金を中心にAl-Zn-Mg-Cu系合金のFTMT性について調べ、この合金系の強化限界、FTMT材の強度と伸びの関係、FTMT条件と強度や組織の関係について検討した。

### 2. 実験方法

実験に使用した合金は小型連鋸設備で鋳塊した7178および7075実用合金と7178高純合金であり、その化学成分をTable 1に示す。これらの鋳塊を460°Cで24hrの均質化

\*軽金属, 26 (1976), 347に発表

\*\*技術研究所

\*\*\*技術研究所 工学博士

Table 1 Chemical composition of specimens

Element Alloy	Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Fe	Si	Al
7178 (c.p)	6.85	2.89	2.20	0.25	0.19	0.26	0.16	bal.
7178 (h.p)	6.71	2.85	2.13	0.21	0.003	0.008	0.006	bal.
7075 (c.p)	5.70	2.69	1.70	0.26	0.27	0.27	0.16	bal.

Table 2 Tensile properties of 7178 and 7075 c.p alloys in several final thermomechanical treatments

Alloy	FTMT tempers			Tensile properties			
	Preaging	Deformation		Final aging	Y. S (kg/mm <sup>2</sup> )	T. S (kg/mm <sup>2</sup> )	
		Temp.(°C)	Deg. (%)				
7178 (c.p) alloy	—	—	—	120°C × 24hr	54.3	63.9	14
	105°C × 4hr	R. T	10	105°C × 24hr	61.4	67.0	10
	90°C × 16hr	R. T	20	120°C × 8hr	65.2	69.8	8
	105°C × 4hr	150°C	20	90°C × 48hr	67.5	71.6	6
	90°C × 16hr	150°C	33	90°C × 48hr	70.2	72.5	5
7075 (c.p) alloy	—	—	—	120°C × 24hr	50.2	59.8	14
	90°C × 16hr	R. T	10	120°C × 8hr	57.0	62.0	12
	90°C × 16hr	150°C	10	90°C × 48hr	60.1	64.9	10
	105°C × 4hr	R. T	20	105°C × 24hr	64.5	67.5	7
	90°C × 16hr	150°C	50	105°C × 24hr	67.5	69.4	4

処理を行なった後に440°Cでの熱間圧延および冷間圧延により厚さ4~2mmの板を作製した。また電子顕微鏡組織観察用の試料として0.5mmの板を別途用意した。

これらの板を480°Cで1hrの溶体化処理後に水焼入(WQと略称)し、室温(約20°C)から105°Cまでの各温度で予備時効(A<sub>1</sub>と略称)を行ない、冷間圧延(CRと略称)または温間圧延(WRと略称)により最大50%の加工を行なった後に90~120°Cの温度で最終時効(A<sub>2</sub>と略称)を行なった。温間加工温度への加熱は所定の温度の油浴内に10min間浸漬することにより行ない、温間加工終了後は水中に浸漬し急冷した。FTMTとしてはQ→A<sub>1</sub>→WR→A<sub>2</sub>、Q→A<sub>1</sub>→CR→A<sub>2</sub>、Q→WR→A<sub>2</sub>、Q→CR→A<sub>2</sub>の4種類について行なったことになる。これらの処理を行なった板の引張性能、強度と伸びの関係、電子顕微鏡組織などについて検討したが、引張試験片の厚さは2mmに統一し、板の圧延方向に平行に採取した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 FTMT条件と引張性能の関係

まず第一に7178および7075実用合金のFTMT条件と引張性能の関係について検討した。代表的な結果を以下に示す。Table 2には7178および7075合金に種々のFTMT

を施した場合の引張性能を示す。両合金共にFTMTを行なうことによりT6処理材に比較して強度の増加は顕著であるが伸びは減少する。強度におよぼす加工前の予備時効処理の影響としては、何らかの予備時効を行った場合が予備時効を行なわない場合よりも強度の増加は顕著であり、特に100°C前後の温度で予備時効を行なうことが望ましい。

Fig. 1には7178実用合金を焼入後に90°Cおよび105°Cで予備時効後に20%冷間加工し、120°Cで8hrの最終時効

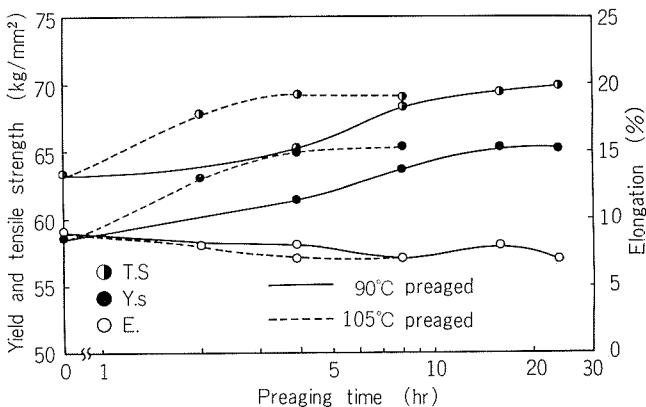


Fig. 1 Effect of preaging time on tensile properties of 7178 (c.p) alloy quenched to 20°C, preaged, cold-deformed by 20 pct. and aged at 120°C for 8hr.

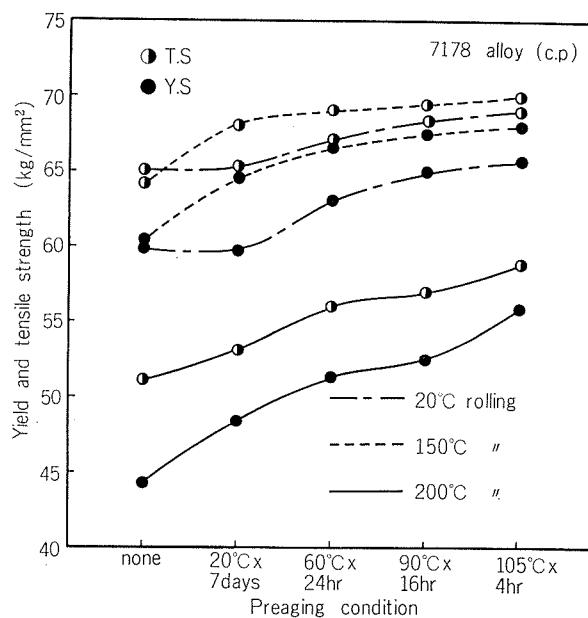


Fig. 2 Effect of rolling temperature on tensile properties of 7178 (c.p) alloy quenched to 20°C, preaged, deformed by 20 pct. and aged at 105°C for 24 hr.

を行なった場合の引張性能の変化を示す。予備時効時間の増加と共に強度は著しく増加するが、さらに予備時効時間を長くしても強度の増加は飽和する傾向にある。このような傾向は 7075 合金でも同様に観察された。

Fig. 2 には 7178 実用合金を焼入後に室温から 105°C の各温度で予備時効した後に室温、150°C および 200°C の各温度で 20% 加工し、150°C で 24hr の最終時効を行なった場合の引張性能を示す。焼入後の加工を 200°C で行なった場合には強度はほとんど増加せず、従って FTMT により著しい強化をはかるには焼入後の加工を室温から 150°C 程度の温度で行なう必要がある。

Fig. 3 には 7178 および 7075 実用合金を焼入後に 90°C で 16hr 予備時効し、150°C で 10~50% 加工した後に 105°C

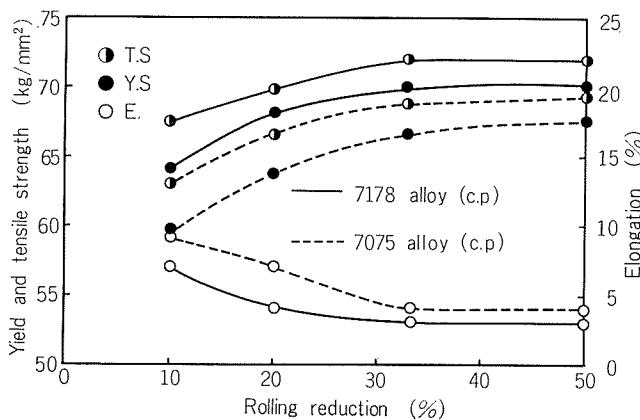


Fig. 3 Effect of rolling reduction on tensile properties of 7178 and 7075 (c.p) alloys quenched to 20°C, preaged at 90°C for 16 hr, deformed at 150°C and aged at 105°C for 24 hr.

で 24hr の最終時効を行なった場合の引張性能を示す。加工度の増加と共に強度は著しく増加するが、33%以上の強加工を行なった場合には強度の増加は飽和する傾向にある。このような傾向は加工温度、予備時効条件などが変化した場合も同様に観察された。

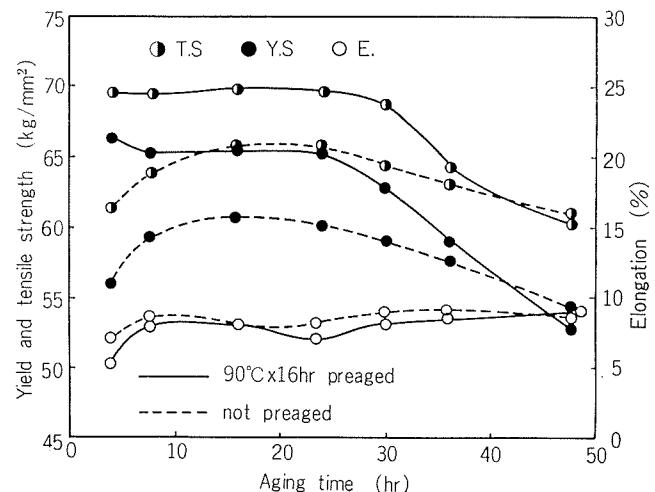


Fig. 4 Effect of final aging time on tensile properties of 7178 (c.p) alloy quenched to 20°C, cold-deformed by 20 pct. and aged at 120°C.

Fig. 4 には 7178 実用合金を焼入後に 90°C で 16hr の予備時効を行なうか又は予備時効を全く行なわずに 20% 冷間加工し、その後 120°C で最終時効を行なった場合の時効特性を示す。Fig. 5 には最終時効を 90°C で行なった場合の結果を示す。120°C および 90°C 時効材共に予備時効を行なった場合が予備時効を行なわない場合より強度は高い。120°C 時効の場合には 24hr 程度以上の時効を行なうことにより過時効状態となり強度は著しく低下するが、90°C 時効の場合には 100hr 程度までの時効を行なっても強度は低下

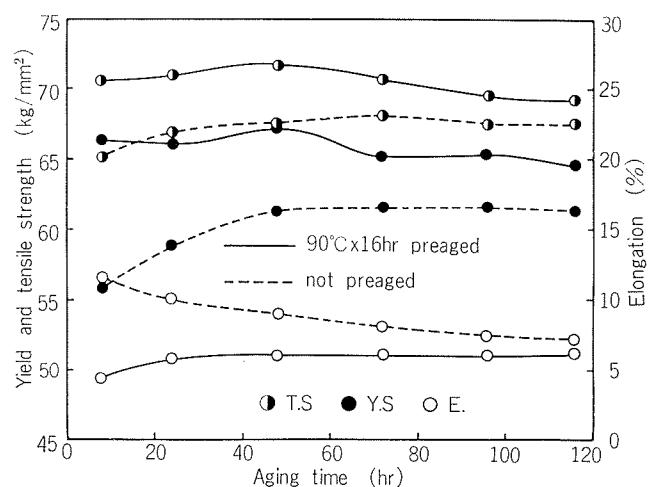


Fig. 5 Effect of final aging time on tensile properties of 7178 (c.p) alloy quenched to 20°C, cold-deformed by 20 pct. and aged at 90°C.

しない。Fig. 4 および Fig. 5 に示される傾向は 7075 合金においても同様に観察された。

以上のように FTMT により著しい強化をはかるには、焼入後に充分な予備時効を行なうことおよび焼入後の加工は室温から 150°C 程度の温度で行なうことが望ましい。最高強度を得るための最終時効条件は焼入後の予備時効や加工の程度により異なるが、90°C で 24~96hr, 105°C で 8~42hr, 120°C で 4~24hr 等の時効処理が必要である。

### 3.2 FTMT 条件と強度と伸びの関係

3.1 の結果を考慮して Al-Zn-Mg-Cu 系合金に種々の FTMT を行なった場合の強化限界、最もよい強度と伸びの関係、強度と伸びの関係の FTMT 条件による変化などについて詳細に検討を行なった。そのために 7178 および 7075 実用合金と 7178 高純合金を焼入し、予備時効なしあるいは室温で 7 日、60°C で 24hr, 90°C で 16hr および 105°C で 4hr の予備時効処理を行なった後に室温から 150°C の各温度で最大 50%までの加工を行ない、90~120°C の温度で最高強度を与えるような最終時効処理を行なった板の強度と伸びの関係を合金別や FTMT 条件別に系統的にまとめた結果を以下に示す。Fig. 6 には 7178 および 7075 実用

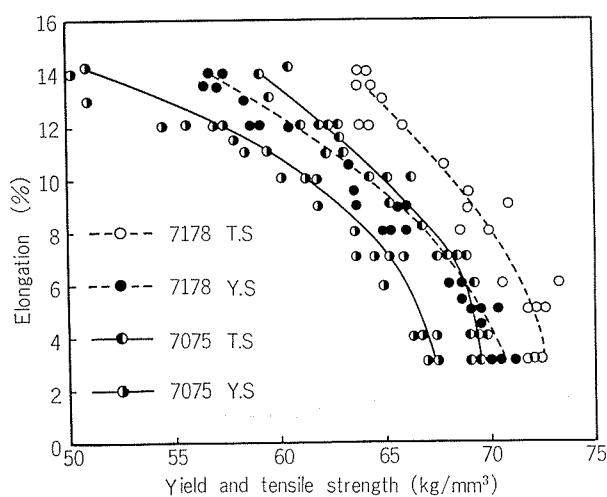


Fig. 6 Best yield and tensile strength vs. elongation curves of 7178 and 7075 (c.p.) alloys processed by FTMT.

合金に種々の FTMT を行なった場合の強度と伸びの関係の最もよいものを選び、合金別に 0.2% 耐力と伸びおよび引張強さと伸びの関係をプロットした結果を示す。これらの結果より本報で行なった範囲では FTMT による強化限界は 0.2% 耐力で 7178 合金は 71 kg/mm<sup>2</sup>、7075 合金は 68 kg/mm<sup>2</sup> 程度であり、これらの合金の T6 処理材に比較して 30% 以上の強度の増加が可能である。両合金共に強度が増加するに従って伸びは低下するが、特に強度の高い領域における伸びの低下が顕著である。0.2% 耐力と伸びおよび引張強さと伸びの関係は 7178 合金が 7075 合金よりかなり優れており、同一強度で比較すると 7178 合金は 7075 合金より伸

びが 2~3% 高く、同一伸びで比較すると 0.2% 耐力が 3~5 kg/mm<sup>2</sup> 高くなる。7178 合金と 7075 合金の T6 処理材の強度差は 4 kg/mm<sup>2</sup> 程度であり、FTMT 材においても両合金間には T6 処理材の場合と同じ程度の強度差が存在する。

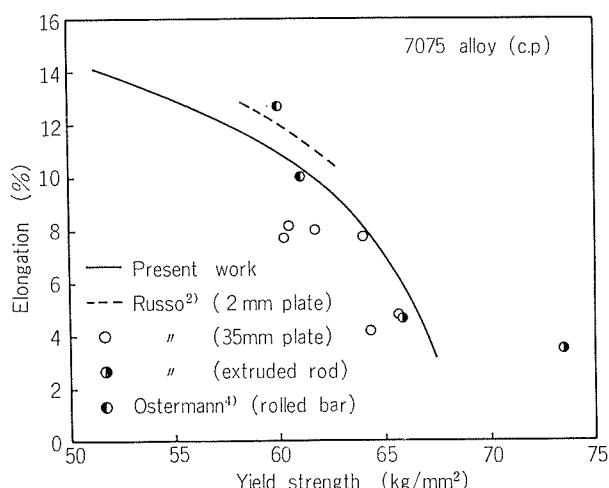


Fig. 7 Yield strength vs. elongation plots of 7075 (c.p.) alloy processed by FTMT by many workers.

Fig. 7 には 7075 実用合金の FTMT 材についてこれまでに報告されている代表的な研究<sup>2), 4)</sup> と本報の結果との比較を示す。

厚さ 2mm の板について比較すると、Di Russo ら<sup>2)</sup>の結果が本報の結果より強度と伸びの関係が若干良い傾向にあるがその差は小さい。また強度の高い領域における顕著な伸びの低下は避けられない。

Fig. 8 には 7178 実用合金に種々の FTMT を行なった場合の強度と伸びの関係を焼入後の加工度別に分類して示す。

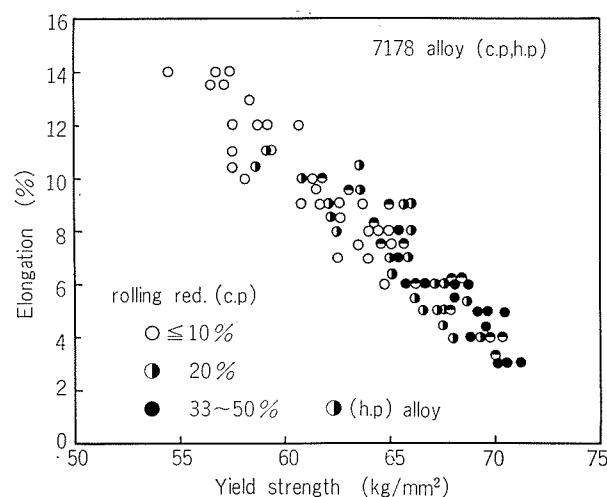


Fig. 8 Effect of rolling reduction on yield strength vs. elongation plots of 7178 (c.p.) and (h.p.) alloys processed by FTMT.

ロットした結果を示す。10% 加工の場合には 0.2% 耐力で  $65 \text{ kg/mm}^2$ , 20% 加工の場合には  $68 \text{ kg/mm}^2$  程度までの強化が可能であるが, 33~50% の強加工を行った場合でも強度の増加はそれほど顕著でなく, 強加工を行なう利点は小さい。Fig. 8 には 7178 高純合金 FTMT 材の強度と伸びの関係を同時に示したが, 高純合金の場合でも FTMT のみを行なう限りは強度と伸びの関係は実用合金とほぼ同じ程度である。

Fig. 9 には Fig. 8 に示した結果と同様なプロットを 7075 実用合金について行なった結果を示す。10% 加工の場合には 0.2% 耐力で  $61 \text{ kg/mm}^2$ , 20% 加工の場合には  $66 \text{ kg/mm}^2$  程度まで強化が可能であるが, 33~50% の強加工を行なう場合でも 20% 加工の場合に比べて強度の増加は小さい。

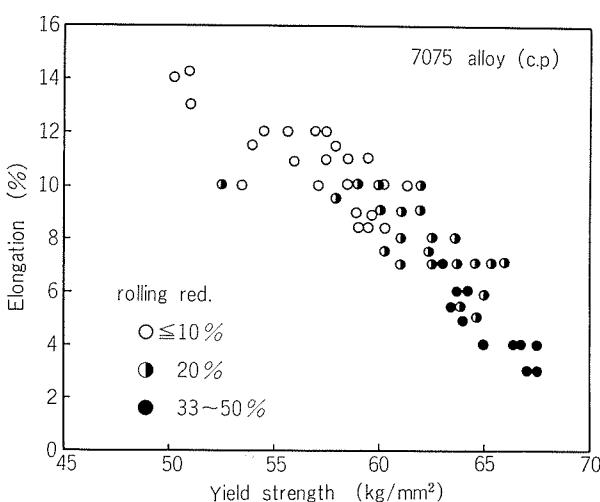


Fig. 9 Effect of rolling reduction on yield strength vs. elongation plots of 7075 (c.p) alloy processed by FTMT.

Fig. 10 (a),(b) には 7178 および 7075 実用合金に種々の FTMT を行なった場合に, 各処理別の最もよい強度と伸びの関係をプロットした結果を示す。両合金共に強度と伸びの関係は  $Q \rightarrow A_1 \rightarrow CR$  又は  $WR \rightarrow A_2$  処理が最も優れており,  $Q \rightarrow CR \rightarrow A_2$  処理が最も悪い。 $Q \rightarrow W \rightarrow A_2$  処理は  $Q \rightarrow CR \rightarrow A_2$  処理よりも優れているが,  $Q \rightarrow A_1 \rightarrow CR$  又は  $WR \rightarrow A_2$  処理に比較してかなり劣る傾向にある。

Fig. 11 (a),(b) には 7178 および 7075 実用合金の FTMT 材の強度と伸びの関係を  $Q \rightarrow A_1 \rightarrow CR \rightarrow A_2$  および  $Q \rightarrow A_1 \rightarrow WR \rightarrow A_2$  の処理別にプロットした結果を示す。両合金共に最終時効前の加工は温間加工を行なう場合が冷間加工を行なう場合よりも強度と伸びの関係は優れているがその差は小さい。

Fig. 10 および Fig. 11 より明らかのようによりよい強度と伸びの関係を得るには加工前の予備時効処理が重要である。

り, 7178 および 7075 合金共に同一伸びで比較すると  $Q \rightarrow A_1 \rightarrow CR$  又は  $WR \rightarrow A_2$  処理の場合が  $Q \rightarrow CR \rightarrow A_2$  処理の場合より 0.2% 耐力が  $5 \text{ kg/mm}^2$  程度高く, 同一強度で比較すると 3 % 程度伸びが大きい傾向にある。

Fig. 12 (a), (b) には 7178 および 7075 実用合金に種々の FTMT を行なった場合の強度と伸びの関係を最終時効温度別にプロットした結果を示す。両合金共にこれらの合金の T6 処理の場合の時効温度である  $120^\circ\text{C}$  よりもやや低い温度で最終時効を行なう場合が強度と伸びの関係は良い傾向にある。

### 3.3 組織観察

Photo 1 には 7178 実用合金および高純合金の T6 処理材のミクロ組織を示したが, 高純合金は実用合金に比較して結晶粒がかなり大きい傾向にある。この傾向は FTMT 材においても同様である。Photo 2 には 7178 実用合金の T6

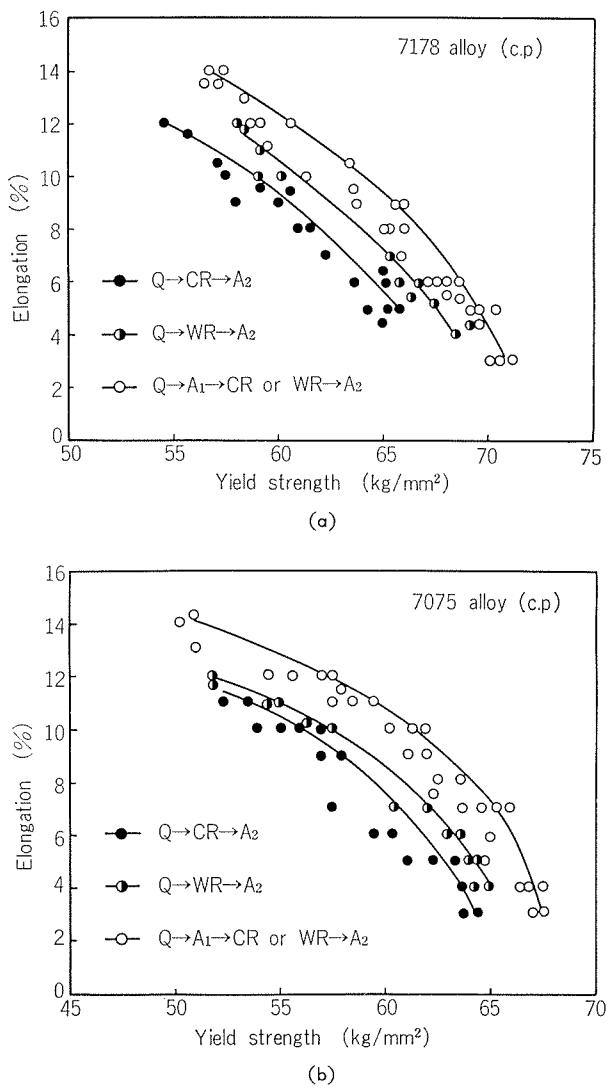
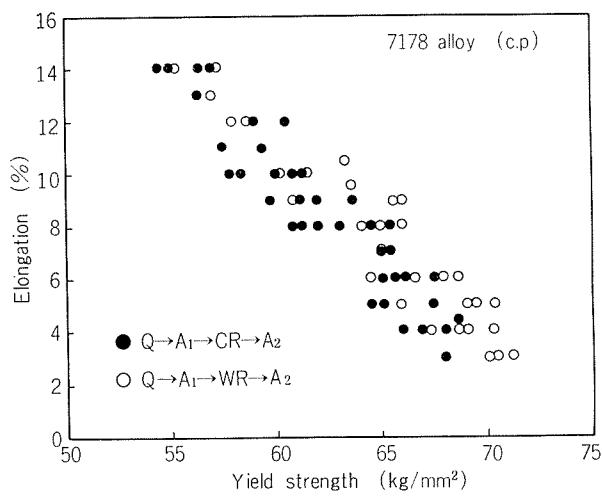
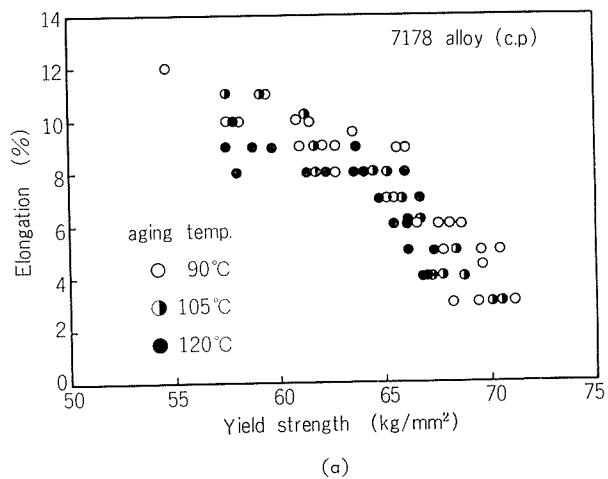


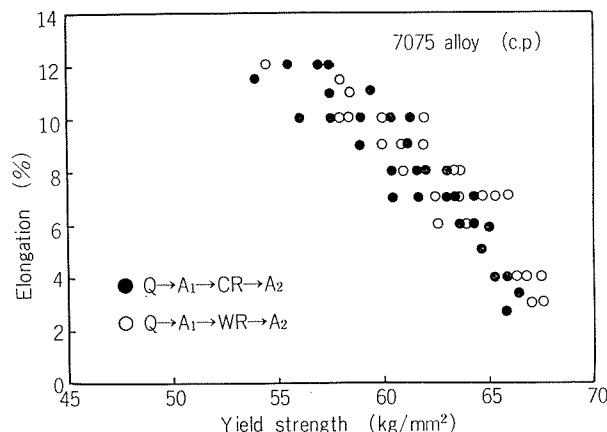
Fig. 10 Best yield strength vs. elongation curves of 7178 and 7075 (c.p) alloys in various FTMT cycles.  
(a) 7178 alloy  
(b) 7075 alloy



(a)

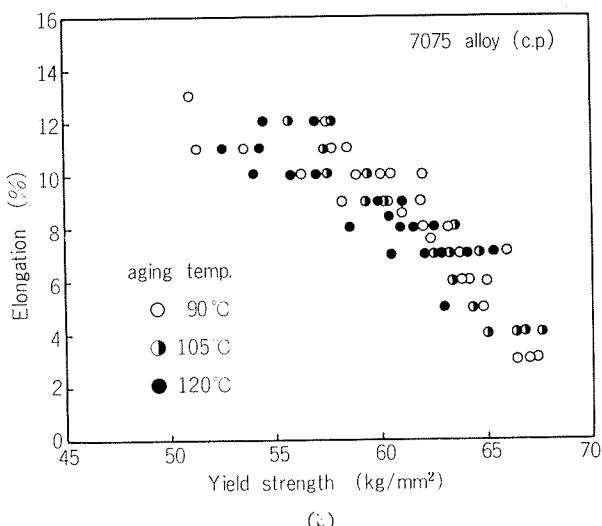


(a)



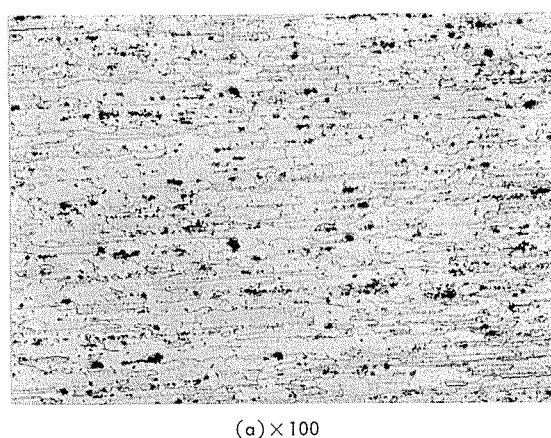
(b)

Fig. 11 Yield strength vs. elongation plots of 7178 and 7075 (c.p.) alloys in Q→A<sub>1</sub>→WR→A<sub>2</sub> and Q→A<sub>1</sub>→CR→A<sub>2</sub> tempers.  
 (a) 7178 alloy  
 (b) 7075 alloy

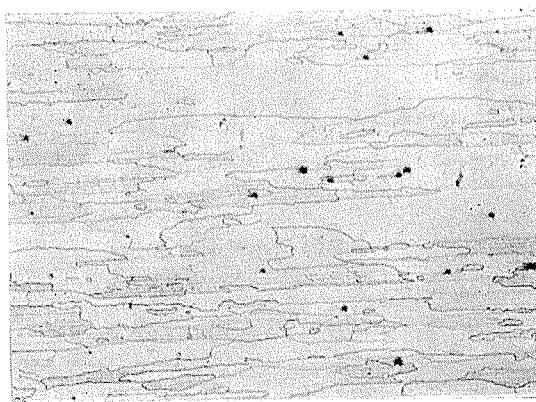


(b)

Fig. 12 Effect of final aging temperature on yield strength vs. elongation plots of 7178 and 7075 (c.p.) alloys processed by FTMT.  
 (a) 7178 alloy  
 (b) 7075 alloy



(a) × 100



(b) × 100

Photo 1 Typical microstructures of 7178 (c.p.) and (h.p.) alloy sheets in T6 temper.

(a) c.p : commercial purity

(b) h.p : high purity

処理材およびFTMT材の透過電子顕微鏡による組織観察結果を示す。Photo 2 (a) は 7178 合金 T6 処理材の組織であり、 $0.05 \sim 0.1\mu$  程度の不溶性化合物と均一かつ微細な $\eta'$ 析出物が観察される。Photo 2 (b), (c) には 7178 合金を焼入後  $90^\circ\text{C}$ で  $16\text{hr}$  の予備時効を行ない、 $20\%$  冷間加工後に  $120^\circ\text{C}$ で  $8\text{ hr}$  の最終時効を行なった場合の転位組織と析出状態を示す。

Photo 2 (d) は焼入後予備時効を行なわずに直ちに  $20\%$  冷間加工し、その後  $120^\circ\text{C}$ で  $8\text{ hr}$  の最終時効を行なった場合の析出状態を示す。Photo 2 (b) に示されるように FTMT 材には焼入後の加工により高密度の転位が導入されているのが観察される。マトリックス内の $\eta'$ 析出物の析出状態は焼入後の予備時効処理の程度により大きく影響され、充分に予備時効を行なう場合には $\eta''$ 析出物は比較的微細であるが、予備時効を行なわない場合には通常の T6 処理材や予備時効処理材に比較して $\eta'$ 析出物はかなり粗大化し、析出物の分散状態も不均一である。これらの傾向は 7075 合金においても同様に観察された。

#### 4. 考 察

7178 および 7075 合金は他の時効性アルミニウム合金と同様に FTMT により著しく強化することが可能である。強度的には焼入後に  $100^\circ\text{C}$  程度の温度で予備時効を行なうことおよび予備時効後の加工は室温から  $150^\circ\text{C}$  程度の温度で行なうことが必要であり、予備時効の加工度は大きいほどよい。特に予備時効の効果は顕著であり、予備時効を行なわない場合に比較して強度の増加が著しいばかりでなく、強度と伸びの関係もすぐれている。Al-Zn-Mg-Cu 系合金の FTMT 材の強度は加工により導入される転位と時効により形成される析出物の複合効果によると考えられるので、FTMT により強化をはかるには予備時効後に適度の加工を行なうことによりマトリックス内に均一に分布した高密度の転位を導入すると共にマトリックス内に析出物を均一かつ微細に分散させる必要がある。Photo 2 に示されるように Al-Zn-Mg-Cu 系合金では焼入後に充分に予備時効を行なう場合には $\eta'$ 析出物は比較的均一かつ微細であるが、予備時効を行なわない場合には $\eta'$ 析出物はかなり粗大化し、その分布状態も不均一である。FTMT 材において観察される予備時効の有無による強度差は $\eta'$ 析出物の析出状態の差に起因すると考えられる。 $\eta'$ 析出物の析

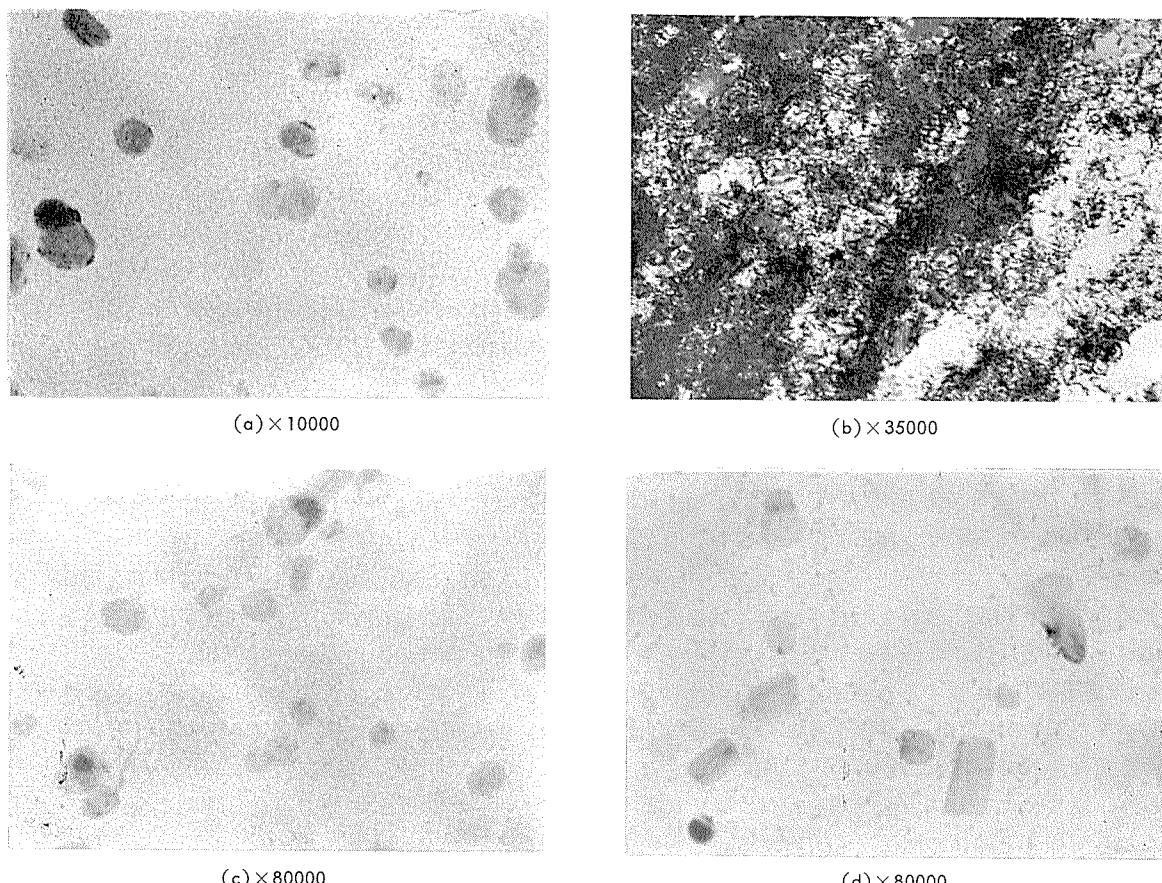


Photo 2 Transmission electron micrographs of 7178 (c.p.) alloy. After quenching, the alloys was  
 (a) aged for  $24\text{ hr}$  at  $120^\circ\text{C}$   
 (b),(c) preaged for  $16\text{ hr}$  at  $90^\circ\text{C}$ , cold-deformed by  $20\text{ pct.}$  and aged for  $8\text{ hr}$  at  $120^\circ\text{C}$   
 (d) cold-deformed by  $20\text{ pct.}$  and aged for  $8\text{ hr}$  at  $120^\circ\text{C}$

出状態に差の生じた理由としては、FTMT のように加工後に時効を行なう場合には析出物は粒内に均一析出するよりも加工により導入された転位上に優先析出すると考えられるが、予備時効の有無により優先析出場所として作用する転位組織に差が生じたためと考えられる。すなわち、予備時効後に加工と時効を行なう場合には、Ostermann<sup>4)</sup>が 7075 合金について報告しているように、加工により導入される転位は比較的均一に分布し明瞭なセル組織は形成されないため、このような場合には最終時効により  $\gamma'$  析出物が個々の転位線を核として析出してもその粗大化が起り難いと考えられる。これに対し予備時効を行なわない場合には加工により導入される転位組織は不均一と考えられ、転位密度の高いセル組織上に  $\gamma'$  析出物が優先析出するためには個々の転位線を核として優先析出する場合よりも析出物は粗大化しやすく、かつその分布も不均一になるとと考えられる。Photo 2 に示される粗大な  $\gamma'$  析出物の不均一分布も予備時効を行なわない場合の転位組織の不均一分布を間接的に示唆していると考えられる。従って FTMT により顕著な強化をはかるには  $\gamma'$  析出物の粗大化と不均一分布を防ぐことが重要なポイントであると考えられる。7178 および 7075 合金共に強度的には焼入後の加工を室温から 150°C 程度の温度で行なうことが望ましく、これ以上の温度で加工を行なう場合に高い強度の得られないのは、温間加工温度への加熱中や温間加工中に粒内や粒界に粗大な析出物を生じたり、加工により導入される転位の回復が生ずるためと考えられる。

焼入後の加工度は大きいほど強度は高くなるが、FTMT の工業的な応用を考える場合には可能な限り低い加工度で高い強度の得られることが望ましい。Fig. 8 および Fig. 9 に示されるように 20% 程度までの加工を行なう場合でもかなりの強化が可能であり、これ以上の加工を行なう場合でも強度の増加はそれほど顕著でないにもかかわらず伸びの低下が大きいことを考慮すれば、強加工を行なう利点はあまりないと考えられる。FTMT による Al-Zn-Mg-Cu 系合金の強化限界は 7178 合金でも 0.2% 耐力で 71kg/mm<sup>2</sup> 程度であり、Fig. 6 よりみる限りこれ以上の強化はかなり困難である。

また実用合金に FTMT のみを行なう場合には強度の高い領域における顕著な伸びの低下は避けられないと考えられる。種々の FTMT で比較すると強度と伸びの関係は Q → A<sub>1</sub> → WR → A<sub>2</sub> 処理の場合が、従来よりこの合金の強化法としてよく行なわれている Q → CR → A<sub>2</sub> 処理よりもかなり優れており、焼入後に充分に予備時効を行なうことにより強度のみならず強度と伸びの関係をも改善することが可能である。

FTMT 材を構造材料として使用する場合には 10% 程度の伸びが要求されるが、10% 伸びで比較すると、7178 および 7075 合金共に Q → A<sub>1</sub> → WR → A<sub>2</sub> 処理材が Q → CR → A<sub>2</sub> 処理材よりも 0.2% 耐力が 5kg/mm<sup>2</sup> 程度高く、従来の強

化法に比べて FTMT の有用性が指摘される。また Q → WR → A<sub>2</sub> 処理材が Q → CR → A<sub>2</sub> 処理材よりも強度と伸びの関係は良いが、これは温間加工温度への加熱中や加工中に析出を生ずるために予備時効と同様な効果を与えるためと考えられる。

以上に示されるような伸びの差は予備時効の程度により生ずる組織の差に起因すると考えられる。予備時効の程度により影響をうける因子としては、(1) 加工により導入される転位の分布状態、(2) 粒内析出物のサイズおよび分布状態、(3) 粒界析出物のサイズおよび分布状態が考えられる。

予備時効を行なわない場合には充分に予備時効を行なった場合に比べて加工により導入される転位の分布状態は不均一と考えられ、それに伴ない最終時効により形成される粒内析出物も粗大化しやすくその分布も不均一である。粒界析出物についても予備時効の程度によりそのサイズや分布状態が変化する可能性は充分に考えられる。これらの要因のうちで伸びの差に対して何が支配的であるかは明らかにできなかったが、組織の不均一性と伸びの低下は何らかの関係があると思われる。

7178 合金や 7075 合金のような Al-Zn-Mg-Cu 系合金の延性や韌性には不純物に起因する第二晶出物の影響が大きいことが報告<sup>15)-17)</sup>されており、高純地金を使用して第二晶出物の量を抑制することにより延性や韌性の向上が可能である。この観点から 7178 高純合金の FTMT について検討したが、強度と伸びの関係は実用合金とほぼ同じであり、不純物の制御のみでは伸びの向上は期待できなかつたが、これは高純合金の結晶粒が実用合金に比べてかなり大きいためと思われる。従って高純合金を使用する場合でもよりよい強度と伸びの関係を得るには ITMT 的な方法<sup>3), 5)</sup>により結晶粒を微細化する必要があると考えられる。

## 5. 結論

Al-Zn-Mg-Cu 系合金の加工熱処理と機械的性質の関係について検討し以下の結果を得た。

(1) Al-Zn-Mg-Cu 系合金板は FTMT を行なうことにより従来からの強化法に比べて強度が優れているばかりでなく強度と伸びの関係も優れている。

(2) FTMT により機械的性質を著しく改善するためには、焼入後に充分に予備時効を行なうこと、焼入後の加工は 150°C 程度までの温度で 30% 以下の温間加工とすることおよび通常の T6 処理の場合の時効温度よりやや低い温度で最終時効を行なうことが望ましい。

(3) FTMT 材の強度と伸びの関係は 7178 合金が 7075 合金よりも優れている。FTMT による強化限界は 7178 合金板でも 0.2% 耐力で 70kg/mm<sup>2</sup> 程度であり、これ以上の強化はかなり困難と思われる。

(4) 高純度の 7178 合金に FTMT を行なう場合でも強度

と伸びの関係は実用合金の FTMT 材とほぼ同じであり、延性の向上をはかるには ITMT のような結晶粒の微細化処理が必要と考えられる。

## 文 献

- 1) 村上陽太郎 : 日本金属学会会報, 13 (1974), 479.
- 2) E. DiRusso, M. Conserva, F. Gatto and H. Markus : Met. Trans, 4 (1973), 1133.
- 3) E. DiSutto, M. Conserva, M. Bratti and E. Gatto : Mat. Sci. Eng, 14 (1973), 23.
- 4) F. Ostermann : Met. Trans, 2 (1971), 2897.
- 5) J. Waldman, H. Sulinski and H. Markus : Met. Trans, 5 (1974), 573.
- 6) 五弓勇雄, 橋本健治 : 軽金属, 17 (1967), 282.
- 7) 田村今男 : 鉄と鋼, 52 (1966), 140.
- 8) 日本金属学会編 : 金属便覧, (1971), 776.
- 9) 五弓勇雄, 橋本健治 : 日本金属学会誌, 31 (1967), 352.
- 10) 五弓勇雄, 橋本健治 : 日本金属学会誌, 31 (1967), 580.
- 11) 金子純一 : 軽金属学会第48回春期大会講演概要, June (1975), 51.
- 12) 宇野照生, 馬場義雄 : 軽金属学会第47回秋期大会講演概要, Nov. (1974), 95.
- 13) D.S. Thompson, S.A. Levy and G.E. Spangler : Aluminium, 50 (1974), 647, 719.
- 14) G. Lütjering und W. Bunk : Aluminium, 50 (1974), 263.
- 15) Joseph. H. Mulhrin and H. Rsenthal : Met. Trans, 2 (1971), 427.
- 16) S.N. Singh and F.C. Flemings : Trans. AIME, 245 (1969), 1811.
- 17) D.S. Thompson : Met. Trans, 6 (1975), 671.

## Polarization Characteristics of Condenser Tubes by Impressed Cathodic Current

Shiro Sato

Shigenori Yamauchi

住友軽金属工業株式会社

# Polarization Characteristics of Condenser Tubes by Impressed Cathodic Current\*

by Shiro Sato\*\* and Shigenori Yamauchi\*\*\*

Mathematical analysis has been made on the polarization characteristics of condenser tubes under cathodic protection by external current. On the assumption that polarization resistance ( $R$ ) is independent of the current density, the polarization along the tube length is correlated with the related factors by the following equation,

$$E = I_0 (\rho R / 2\pi^2 a^3)^{1/2} \cosh \{(2\rho/aR)^{1/2}(L-z)\} / \sinh \{(2\rho/aR)^{1/2}L\}$$

where  $E$  : polarization at distance  $z$  from the tube end (mV),  $I_0$  : external current for one tube (mA),  $\rho$  : resistivity of sea water ( $\Omega\text{cm}$ ),  $R$  : polarization resistance ( $\Omega\text{cm}^2$ ),  $a$  : inside radius of tube (cm),  $L$  : tube length (cm). Polarization resistance of practical condenser tubes,  $R$ , can be derived from the polarization ( $E_0$ ) measured at the tube end under applied cathodic current by using the following equation,

$$R = (2\pi^2 a^3 / \rho) (E_0 / I_0)^2$$

Results of analysis are as follows :

- (1)  $R$  values of practical condenser tubes widely distribute in the range of 500 to 50,000  $\Omega\text{cm}^2$  depending on the surface film of condenser tubes.
- (2) Growth of protective film increases  $R$  value remarkably.
- (3) As the cathodic protection of condenser is largely influenced by  $R$  value, cathodic protection system is recommended to be designed and/or operated taking into account the protective film on the tube surface.

## 1. Introduction

Cathodic protection by external current has been widely applied to the condensers of power plants using sea water. A few anodes are fixed to the water box cover and the protection current flows out from them to the water box, the tube plate and the condenser tubes. Cathodic protection for condenser has three purposes as follows :

- (1) Corrosion protection of water box : Iron or steel water box is generally protected with rubber lining. However, cathodic protection is recommended to be applied to avoid corrosion which is likely to occur at the defect of lining.
- (2) Corrosion protection of the tube plates : As Naval brass tube plates may sometimes suffer dezincification or impingement attack by flowing sea water, it is desirable that cathodic protection is applied. Moreover, in case titanium tubes are used in the air cooling zone of condenser, the galvanic corrosion of Naval brass plates by titanium

tubes can be suppressed by cathodic current.

(3) Corrosion protection of tube ends : Though aluminum brass tubes, which are the most popular condenser tubes in Japan, are well resistant to sea water corrosion, they may occasionally suffer corrosion in some adverse conditions. In particular on the inlet sides of tubes, erosion corrosion is likely to take place due to the vortex of flowing sea water. This corrosion is expected to be suppressed by cathodic protection.

As mentioned above, correct application of cathodic protection for condenser is important for corrosion protection. Nevertheless, it has been likely to be applied without special attention, which may be due to successful operational experiences of condensers under other suitable methods for corrosion protection such as ferrous ion injection. Under the recent trends of widespread use of titanium tubes in the air cooling zone of condenser, serious corrosion problems such as galvanic attack of tube plates and hydrogen absorption of titanium tubes have been experienced under unsuitable application of cathodic protection. Accordingly it seems to be of great importance to investigate the characteristics of cathodic protection for condenser in detail.

Considering the current distribution in condenser water box under cathodic protection, the current

\*A part of this work was presented in the form of preprint at the 1974 Spring Meeting of Japan Society of Corrosion Engineering.

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

\*\*\*Technical Research Laboratories

flow from anodes to water box, tube plate and condenser tubes is governed by the polarization characteristics of metallic surfaces and the ohmic resistance of solution in circuit. Then the controlling factors are considered to be film formation on metallic surfaces, conductivity of cooling water and geometrical arrangement of metallic components of condenser. Among metallic components the bundle of tubes appears to be the most important one because it seemingly has the largest area and the most complicated shape. In one design of cathodic protection system, the cathodic current is divided in the ratio of 1:3.2:60.8 between the water box with rubber lining, the tube plate and the bundle of tubes, respectively. However, the background to justify the above current distribution has been uncertain. According to the results of potential measurement<sup>1)</sup> at the tube plates under the cathodic protection, polarization varies remarkably depending on the surface condition of tubes. Polarization at the tube plate is large enough in case the protective film is well formed on the inner surface of tubes, whereas it is small in case the protective film is not well formed. Therefore it is suggested that polarization characteristics of condenser tubes are the most important factors controlling cathodic protection for condenser.

In this paper, to investigate the operating state of cathodic protection for condenser, the effects of polarization characteristics of condenser tubes on the performance of cathodic protection were mathematically analysed. Polarization resistance of the tube and polarization along the tube length were correlated with the potential measured at the tube end. By using these correlation, polarization resistances of practical condenser tubes were estimated.

## 2. Mathematical analysis of polarization characteristics of condenser tubes.

The polarization along the tube length under cathodic polarization by the external anode is deduced as follows referring Fig. 1. Considering that the magnitude of polarization, E, results from the impressed cathodic current, I, by an external anode, following two equations are conducted

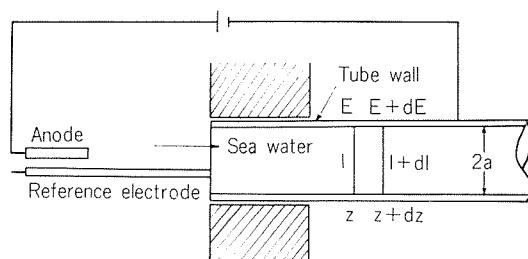


Fig. 1 Schematic diagram of cathodic polarization for a tubular specimen by external current.

$$dI = -E \cdot \frac{2\pi a}{R} \cdot dz \quad \dots\dots(1)$$

$$dE = -I \cdot \frac{\rho}{\pi a^2} \cdot dz \quad \dots\dots(2)$$

where  $a$ =inside radius of the tube(cm),  $\rho$ =resistivity of sea water ( $\Omega$ cm),  $R$ =cathodic polarization resistance( $\Omega$ cm $^2$ ).  $R$  implies the resistance to cathodic polarization as expressed by equation (1) and is regarded to be dependent upon the nature of the film formed on the tube surface. In this sense,  $R$  is considered to be analogous to the concept of polarization resistance proposed by Stern et al<sup>2)</sup>.

Equations (1) and (2) lead to the differential equation

$$\frac{d^2I}{dz^2} = \frac{2\rho}{aR} \cdot I \quad \dots\dots(3)$$

which has as a solution

$$I = A \exp\left(\sqrt{\frac{2\rho}{aR}}z\right) + B \exp\left(-\sqrt{\frac{2\rho}{aR}}z\right) \quad \dots\dots(4)$$

where  $A$  and  $B$  are constants. Similar equations to (1)~(4) were also deduced by Morgan<sup>3)</sup> and Hoshino<sup>4)</sup> who discussed the internal cathodic protection of the large steel pipe carrying sea water.

Introducing the boundary conditions that  $I=I_0$  at  $z=0$  and  $I=0$  at  $z=L$  ( $L$  is the tube length), following solution is obtained

$$I = \frac{I_0 \sinh\left\{\sqrt{\frac{2\rho}{aR}}(L-z)\right\}}{\sinh\left\{\sqrt{\frac{2\rho}{aR}}L\right\}} \quad \dots\dots(5)$$

From equations (1) and (5), following equation is derived

$$E = I_0 \sqrt{\frac{\rho R}{2\pi^2 a^3}} \frac{\cosh\left\{\sqrt{\frac{2\rho}{aR}}(L-z)\right\}}{\sinh\left\{\sqrt{\frac{2\rho}{aR}}L\right\}} \quad \dots\dots(6)$$

This equation manifests the polarization along the tube length. The equation on the magnitude of polarization at the tube end is

$$E_0 = I_0 \sqrt{\frac{\rho R}{2\pi^2 a^3}} \coth\left\{\sqrt{\frac{2\rho}{aR}}L\right\} \quad \dots\dots(7)$$

By using this equation,  $R$  is calculated from the value of  $E_0/I_0$ , that is, the gradient of apparent polarization curve showing the relationship between the total cathodic current impressed and the potential at the tube end. In case the tube length is very large in comparison with its inside radius such as the practical condenser tubes, the term of coth in equation (7) becomes nearly a unity, and  $R$  is shown as follows

$$R = \frac{2\pi^2 a^3}{\rho} \left(\frac{E_0}{I_0}\right)^2 \quad \dots\dots(8)$$

Fig. 2 shows the relationship between  $E_0/I_0$  and  $R$  when  $\rho=25\Omega\text{cm}$ ,  $2a=2.29\text{cm}$ , and  $L=24\text{cm}$  and 1,000 cm or over.

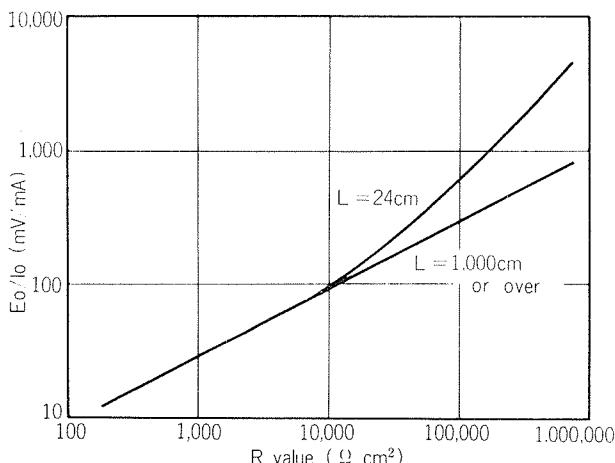


Fig. 2 Relationship between  $E_0/I_0$  and R value.  
where  $E_0$ : Polarization at the tube end  
 $I_0$ : Cathodic current applied for one tube  
L : Length of tube

### 3. Estimation of R values of tubular specimens

Fig. 3<sup>5)</sup> shows the apparent polarization curves at the end of the aluminum brass tube of 24cm length which is fixed in a small water box and

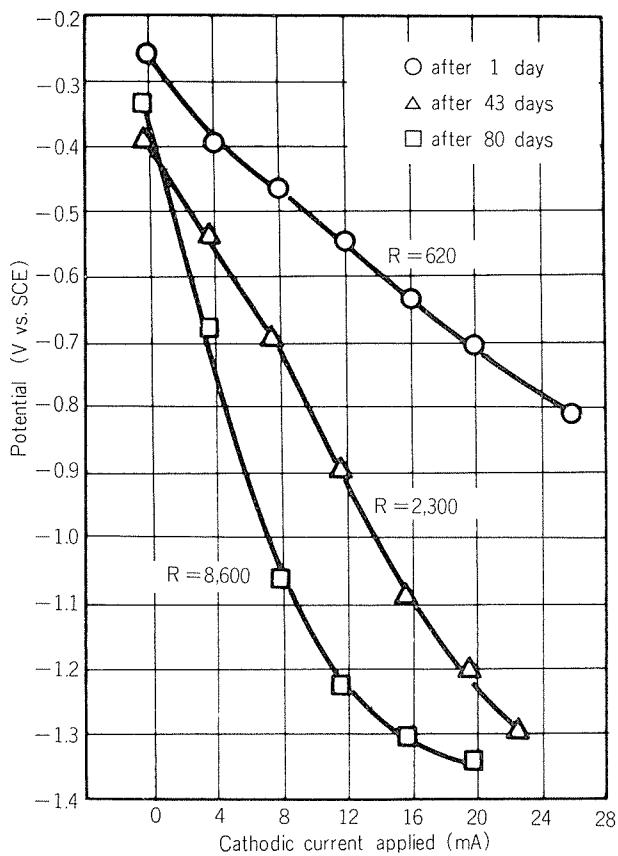


Fig. 3 Apparent cathodic polarization curves, showing the relationship between the potential at the end of aluminum brass tube and the cathodic current applied.<sup>5)</sup>

cathodically polarized by external anode under flowing sea water condition. R values obtained from  $E_0/I_0$  of the curves are also written in Fig. 3. R value is  $620\Omega\text{cm}^2$  after 1 day, increases gradually with the lapse of time, and reaches  $8,600\Omega\text{cm}^2$  after 80 days. This gradual increase of R can be interpreted as showing the steady formation of the protective film on the inner surface of the tube.

According to Tanabe<sup>6)</sup>, who measured polarization curves of aluminum brass sheet specimen in flowing 3%NaCl solution with the anode facing the surface of specimen, polarization resistance is  $190\Omega\text{cm}^2$  immediately after the immersion of the specimen. This value is slightly different from that in Fig. 3. This difference is considered to be based on the difference in the surface preparation of test samples; measurement in Fig. 3 is done as mill finished, whereas measurement by Tanabe is done as polished by emery paper.

### 4. Estimation of R values of practical condenser tubes

Cathodic polarization curve of the condenser in practical service is possible to be measured using the cathodic protection equipment and the reference electrode installed in the vicinity of the tube plate as shown in Fig. 4. This polarization curve shows the relationship between the total cathodic current impressed and the potential at the tube plate or at the ends of the tubes. In this sense, it is called apparent polarization curve. In some condensers, as the reference electrodes are not installed in the water boxes, zinc reference electrodes are temporarily fixed in tubes to measure the potential as

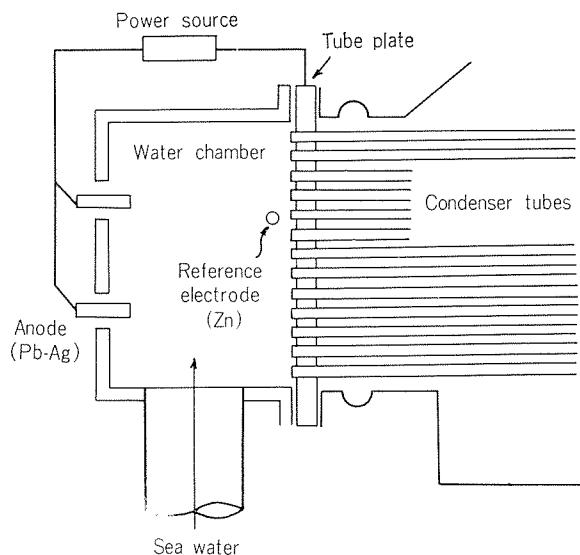


Fig. 4 Schematic illustration of the cathodic protection system for condenser.

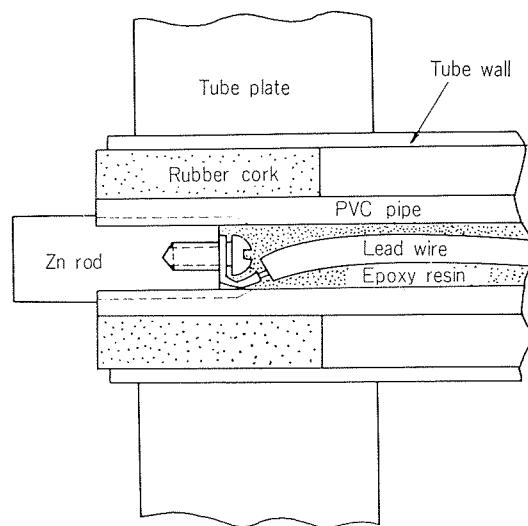


Fig. 5 Referential zinc probe temporarily fixed in condenser tube for polarization measurement.

shown in Fig. 5.<sup>11</sup>

To estimate R value of practical condenser tubes, apparent polarization curves<sup>11</sup> of some condensers in practical service were analysed as follows.

#### Example 1 : C. Power Station No. 1 Unit

Fig. 6 shows the results of polarization measurement at C Chamber. At this unit, ferrous ion

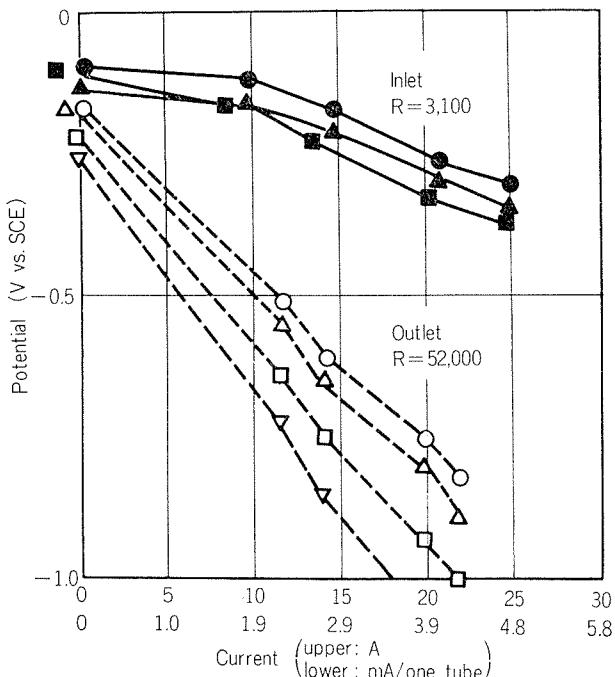


Fig. 6 Apparent polarization curves of practical condenser tubes<sup>11</sup> (C. Power Station, No. 1 Unit, C Chamber, Aluminum brass tubes).

Each symbol in the above stands for the location of reference electrode installed in condenser.

- △●▲ : central zone
- : middle zone
- ▽ : peripheral zone

injection into cooling sea water has not been carried out. Values of  $E_0/I_0$  are calculated disregarding the current flowing into the water box and the tube plate, then R values in Fig. 6 are obtained from them. R value is comparatively small ( $3,100\Omega\text{cm}^2$ ) on the inlet side, while R value is very large ( $52,000\Omega\text{cm}^2$ ) on the outlet side. This result suggests that the protective film on the inner surface of tubes is well formed on the outlet side rather than on the inlet side. In general the flow of cooling sea water in condenser is known to be more turbulent on the inlet side than on the outlet side, therefore it is considered that the protective film hardly forms on the inlet side.

Example 2 : T. Power Station No. 3 Unit and A. Power Station No. 2 Unit

Fig. 7 shows the results at T. Power Station and A. Power Station. At T. Power Station, ferrous ion injection has been carried out and R values on both the inlet side and the outlet side are fairly large. On the other hand, at A. Power Station, where ferrous ion injection has not been carried out, R value is fairly large on the outlet side and is extremely small on the inlet side. These results suggest that protective film formation on the inlet side is difficult when ferrous ion injection is not carried out but is easy when it is done.

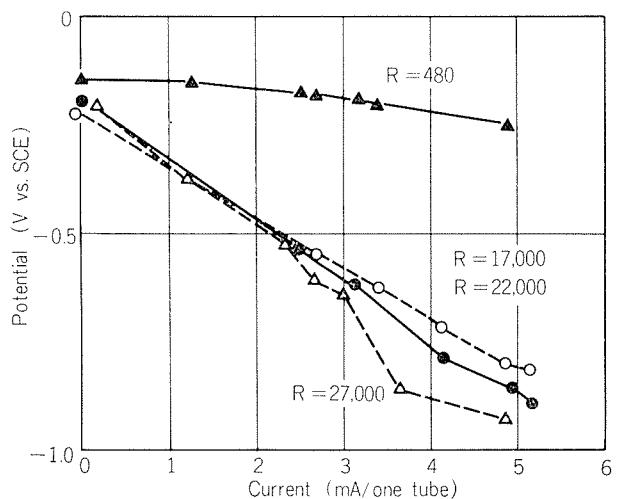


Fig. 7 Apparent polarization curves of practical condenser tubes.<sup>11</sup>

	P. S.	Unit	Chamber	Fe <sup>2+</sup> injection
●○	T.	No. 3	D	inlet carried out
▲△	A.	No. 2	C	outlet not carried out

#### 5. Potential and its distribution in practical condenser tubes

The current capacity of cathodic protection for condenser is designed on the rough basis of experimental value. As mentioned above, however, R value

of the condenser tubes largely varies according to surface conditions of tubes, which depend upon the operating conditions, such as ferrous ion injection and cleaning of inner surface of the tube, and the quality of sea water used (clean or polluted). So, the efficiency of the cathodic protection is considered to vary largely depending on R value of tubes in each condenser. As an example, potential and its distribution along tube length were investigated in detail using the data of cathodic protection at C. Power Station.

The cathodic current density for tubes is designed to be  $150\text{mA}/\text{m}^2$  at No. 1 Unit of C. Power Station. In this case, the area corresponding to the tube length of 30cm is regarded conventionally as the area for protection. Then the cathodic current designed for one tube turns out 3.29mA. The potential distribution along the tube length under the cathodic protection at this condenser can be calculated by using the equation (6). Results of the calculation are shown in Fig. 8. On the inlet side where R is

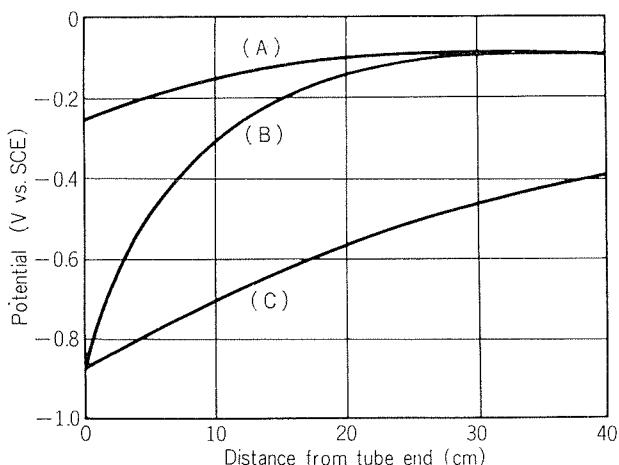


Fig. 8 Calculated potential distribution along tube length.

(C. Power Station, No. 1 Unit, C. Chamber)  
 (A) Inlet,  $R = 3,100\Omega\text{cm}^2$ ,  $I_0 = 3.29\text{mA}/\text{one tube}$   
 (B) Inlet,  $R = 3,100\Omega\text{cm}^2$ ,  $I_0 = 13.5\text{mA}/\text{one tube}$   
 (C) Outlet,  $R = 52,000\Omega\text{cm}^2$ ,  $I_0 = 3.29\text{mA}/\text{one tube}$

small, the magnitude of polarization at the tube end is expected to be no more than 0.16V and the effect of cathodic protection is unsatisfactory as shown by curve (A). In order to increase the polarization at the tube end to the same extent as the outlet side, the cathodic current of 13.5mA is required for one tube, then the capacity of the current source becomes extremely insufficient. Moreover, even if the current is increased to 13.5mA for one tube, the tube length protected satisfactorily is no more than about 5cm as shown by curve (B). On the outlet side where R is large, the magnitude of polarization at the tube end amounts to 0.80V and the effect of cathodic protection is satisfactory to the length of 30cm as shown by curve (C).

As mentioned above, the magnitude of polarization

at the tube end and the tube length protected satisfactorily are strongly influenced by R value of the condenser tubes. Therefore the current capacity of the cathodic protection should not be determined generally, but should be determined taking into account the R value which can be inferred from the expected operating conditions of each condenser and the quality of sea water used.

## 6. Discussion

The equations (1) to (8) are based on the assumption that the polarization resistance, R, is independent of the current density. It is not contradictory to this assumption that the relationship between the cathodic current and the polarization at the tube plate shows an almost straight line at the practical condenser as shown in Fig. 6 and Fig. 7. In some cases, however, it was also found that above assumption can cause the considerable discrepancy between the measured and the calculated polarization along the tube length.

Fig. 9 shows the measured<sup>5)</sup> and the calculated

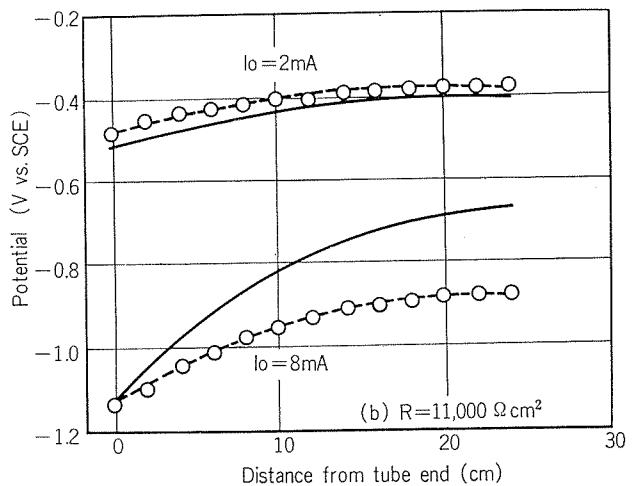
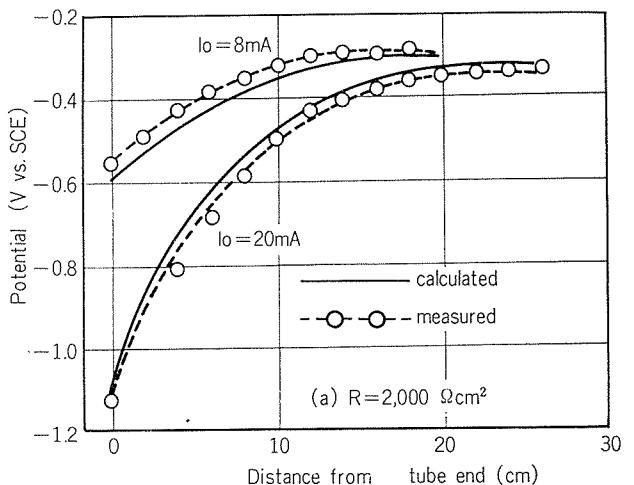


Fig. 9 Comparison between measured and calculated potential distribution along aluminum brass tube.

polarization along the tubular specimens under the cathodic polarization. In case of small R, the discrepancy between the measured and the calculated is negligible as shown in Fig. 9 (a). In case of rather large R, the discrepancy is very small at the small current, whereas it is appreciable at the comparatively large current as shown in Fig. 9 (b).

The discrepancy between the measured and the calculated polarization in Fig. 9 (b) seems to be caused by the assumption that R is independent upon the current density. Fig. 10<sup>(6)</sup> shows the polarization curves of aluminum brass specimen directly

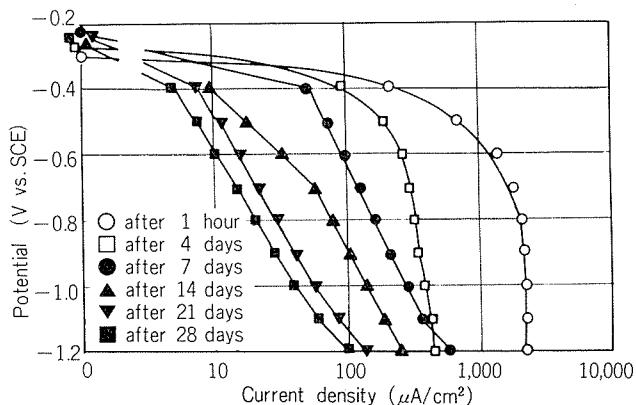


Fig. 10 Cathodic polarization curves of aluminum brass sheet specimen in flowing 3%NaCl solution.<sup>(6)</sup>

faced to the anode, which are plotted by logarithmic horizontal axis. When the current density (horizontal axis) shown in Fig. 10 is plotted by ordinary horizontal axis, it is found that the polarization curve is comparatively approximate to a straight line at the early times of the test and that it becomes apart from a straight line with the lapse of time. Thus, above assumption becomes not necessarily correct, and the appreciable discrepancy between the measured and the calculated polarization seems possible to exist.

This possible discrepancy, which could be caused by the assumption that R is independent of the current density, was discussed as follows referring Fig. 11.

#### (a) Cathodic polarization curve

In case good protective film is formed on the surface of aluminum brass, true polarization curve is likely to show the shape such as the dashed line in Fig. 11 (a). When a tubular specimen is polarized, the magnitude of polarization is  $E_0$  at the tube end and is larger than that at an arbitrary point of tube. In our method, this polarization curve is approximated by linear solid line in Fig. 11(a), and the slope of this solid line is defined to be polarization resistance R. The linear approximation for R seems to be not necessarily satisfactory in some cases.

#### (b) Distribution of the current density flowing into the tube wall.

At the tube end ( $z=0$ ), as the polarization  $E_{\text{true}} = E_{\text{cal.}} = E_0$ , it is evident from the horizontal axis in

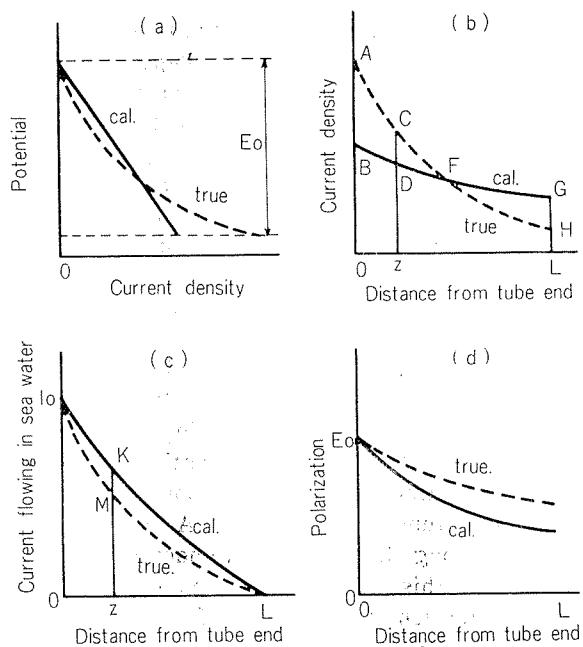


Fig. 11 Schematic consideration as to the possible difference between calculated and true polarization along tube length.

- (a) Comparison of polarization curves
- (b) Comparison of current density along tube length
- (c) Comparison of current flowing in sea water along tube length
- (d) Comparison of polarization along tube length

Fig. 11(a) that the true value of the current density is larger than the calculated value. At the another tube end ( $z=L$ ), the calculated value of current density is larger than the true value because the area surrounded by AHLO in Fig. 11(b) should be equal to the area surrounded by BGLO; both areas are equivalent to the total current  $I_0$ . Therefore the distribution of the current density should be as Fig. 11(b).

(c) Distribution of the current flowing in sea water inside the tube

At the point  $z=0$ , both the true and the calculated value are  $I_0$ , and at the point  $z=L$  both are zero. At an arbitrary point  $z$ , the true and the calculated current are shown as follows in Fig. 11(b).

$$I_{\text{true}} = \text{the area surrounded by CHL}_z \quad \dots \dots \dots (9)$$

$$I_{\text{cal.}} = \text{the area surrounded by DGL}_z \quad \dots \dots \dots (10)$$

Therefore  $I_{\text{cal.}}$  is always larger than  $I_{\text{true}}$ . Thus the distribution of the current should be as Fig. 11(c).

#### (d) Distribution of the polarization

At the point  $z=0$ , both the true and the calculated polarization are  $E_0$ . The polarization  $E$  at an arbitrary point  $z$  is obtained by integrating the current flowing in sea water  $I$ .

$$E = -\rho/\pi a^2 \int_0^z Idz + E_0 \\ = -\rho X/\pi a^2 + E_0 \quad \dots \dots \dots (11)$$

$$\text{where } X = \int_0^z Idz.$$

X in this equation is shown as follows in Fig. 11 (c).

$$X_{\text{true}} = \text{the area surrounded by } I_0 \text{ MzO} \dots \dots (12)$$

$$X_{\text{cal.}} = \text{the area surrounded by } I_0 \text{ KzO} \dots \dots (13)$$

Therefore  $X_{\text{true}}$  is always larger than  $X_{\text{cal.}}$ . Thus the distribution of the polarization should be as Fig. 11 (d). This relation between the true and the calculated polarization is similar to the result shown in Fig. 9 (b).

As mentioned above, in some cases the discrepancy between the true and the calculated polarization is very small, in other cases it is considerably large because of disregarding the dependence of R on the current density. In the latter cases, as concerns the current density,  $i_{\text{true}} > i_{\text{cal.}}$  in the vicinity of the tube end,  $i_{\text{true}} = i_{\text{cal.}}$  at the following part and  $i_{\text{true}} < i_{\text{cal.}}$  behind that. As concerns the polarization,  $E_{\text{true}} > E_{\text{cal.}}$  along all length of tube except the end of tube. Therefore the discrepancy as shown in Fig. 9 (b) could arise. The extent of the discrepancy is dependent upon the extent of the instability of R by different current density. The extent of the dependence of R on the current density is considered to depend on the nature of the film formed on the inner surface of the tube.

## 7. Conclusion

On the assumption that the polarization resistance (R) on the inner surface of the tube is independent of the current density, R value and the polarization along the tube length were mathematically correlated with the related factors, such as the external current, the polarization at the tube end, the resistivity of sea water, inside radius of the tube and the tube

length. By using these correlation, analysis has been made on the polarization characteristics of condenser tubes under cathodic protection by external current.

The main results obtained are as follows:

- (1) R value increases remarkably with the growth of protective film.
- (2) R values of practical condenser tubes widely distribute in the range of 500 to 50,000  $\Omega \text{cm}^2$  depending on the surface film of condenser tubes.
- (3) From above results, the state of the film formation on the inner surface of tubes in each condenser can be estimated by the polarization at the tube plate. This method can be useful for the corrosion control of condenser tubes.
- (4) Cathodic protection of condenser is much influenced by R value. It is effective enough in case of large R, while it is hardly effective in case of small R. Therefore, cathodic protection should be designed and operated considering R value which may be influenced by operating conditions of the condenser and the quality of sea water used.

## References

- 1) Y. Yamaguchi, K. Onda, H. Hirose, S. Sato, Z. Tanabe, M. Shimono and T. Nosedani: The Thermal and Nuclear Power (Karyoku Genshiryoku Hatsudan), 25(1974), 172.
- 2) M. Stern and A. Geary: J. Electrochem. Soc., 104(1957), 56.
- 3) J.H. Morgan: Corrosion, 15 (1959), 417.
- 4) K. Hoshino: Corrosion Engineering (Boshoku Gijutsu), 10 (1961), 193.
- 5) T. Nosedani: Unpublished.
- 6) Z. Tanabe: Sumitomo Light Metal Technical Reports, 8 (1967), 10.

## 油 壓 機 器 用 油 冷 却 器

赤 山 二 郎

住 友 輕 金 屬 工 業 株 式 會 社

## 油圧機器用油冷却器

赤山二郎\*

### Oil Coolers for Hydraulic Equipments

by Jiro Akayama

#### 1. はじめに

アルミニウムおよび銅の材料面よりとらえた熱交換器は、大きな材料市場の一つである。しかるにその型式、構造、用途ならびに呼称は、複雑多岐にわたっているので、市場の大きさにかかわらず一般通念としてとらえにくいのが現状である。一つの分類法によれば熱交換器の市場は次のように大別できる。

- (1) 石油精製、石油化学、一般化学工業等の化学プラント用熱交換器
- (2) 発送電プラント、ガス工業プラント等の公益企業プラント用熱交換器
- (3) 製造装置用熱交換器
- (4) 自動車等車両用熱交換器
- (5) 家電機器用熱交換器

上記各項目毎熱交換器の生産高は、景気動向にもよるが近似している。これら熱交換器のうち、アルミニウムを主体とする熱交換器の我国における年間生産高は、1000億円、銅を主体とする熱交換器は、年間2000億円以上とされている。本稿では上述5項目の熱交換器のなかで、最も広範に用いられ、且つメーカー、ユーザー共に格段に多く、従って、技術的に合理化、規格化の余地が多いとされている製造設備用熱交換器をとりあげてみることにしたが、なかでも型式、構造法などが多岐にわたっている油冷却器について概要をのべる。

#### 2. 油冷却器

油冷却器は、製造設備用熱交換器に包含されるものである。油冷却器は、更に作動油冷却器と、潤油冷却器に大別される。前者は油圧回路や油圧装置の作動油の冷却器であり、後者は、製造設備やエンジンに用いられる潤滑装置の潤滑油の冷却器である。作動油は潤滑油に比べ一般に粘性がひくく且つ仕様温度が低いといった相違点はあるが、本稿でのべる油冷却器としての考え方は殆んど同一であるので重複をさけるため以下作動油冷却器について詳述する。

動力または運動の伝達に流体を用いる場合、多くの損失エネルギーは熱エネルギーに変化し流体の温度が上昇する

油圧回路や油圧装置を設計する場合、作動油の温度を計画値の範囲内におさめることは装置の所期の性能を満足させるうえに重要な問題の一つである。

油圧装置の最近の発達はめざましいものがあり、かつ作動油の温度調整についても油圧回路設計技術者の関心と知識は高度の水準に達しているが、その機器すなわちオイルクーラーの選択および設定は必ずしも適切でなく、従来の慣習にしたがっているかあるいはオイルクーラーメーカーに一任しているかの例が多くみうけられる。

この事は油圧回路の熱交換器のみではなく、潤滑装置の熱交換器も同様で、すべての熱の発生をともなう機器の熱交換器が付加的なものであるという観念と、熱交換器の選定が必ずしも適切でないことに原因があると思われる。従来熱交換器の文献は無数にありそれぞれ権威ある内容をもつものであるが、比較的に熱交換器ユーザーの立場から書かれたものが少ないので、以下その概要をのべる。

#### 3. 油圧回路および油圧機器における 作動油温度調整の重要性

最近の油圧回路および油圧機器においては、その動力損失を最小にするため効率のよい機器が設計製作されており、この動力損失のほとんどが熱エネルギーに変化する。その発生熱量の求め方については本稿の主題でなく、かつ油圧機器技術者のよく知られるところであるので割愛する。一般に油圧機器回路に用いられる作動油の適切温度は油の種類にもよるが40~60°Cが標準である。これは油温の上昇による粘度の低下から潤滑を要する個所では油膜が切れ、漏れを防止すべきところでは油が漏れることによる機能障害を防ぎ、さらに温度上昇による油の劣化、シール材の早期老化、スラッジなどの析出を防止し、蒸気圧の増大によるキャビテーションを防止するためにも作動油の温度制御は重要である。

これらの熱の発生は、原動機から供給されるエネルギーのうち仕事として有効に利用されない部分のすべてに起因し、これが油温の上昇を引きおこすのであるが、通常の油圧装置では発生した熱量の一部は装置の表面から外気中へ自然対流および輻射によって放散され、他の部分が油冷却

\*技術研究所

器によって一般的に強制対流で熱を取り去り温度を制御している。

しかし油圧回路の動力損失が少なく、したがって発生熱量の少ない油圧機器においては、温度上昇もわずかであるので、油圧回路、あるいはタンクよりの自然放熱のみで目的を達することができる。

なお油圧装置には、油冷却器のほかに油加熱器を用いることがまれにおこる。すなわち油圧装置を低温下で運転する場合、起動が困難となり、トルク効率、動力伝達効率が低下し、キャビテーションが発生しやすく、振動の原因となる。その上圧力損失が増大し、シール材の弾性低下などを生じるので作動油を加熱する場合がある。油加熱器も熱交換器としての本質は冷卻器と全く同一である。

#### 4. 油冷却器の仕様の決定

油冷却器の仕様は、その選定に先立ち配慮すべき最も重要な仕事である。以下その内容を項目別に述べる。

##### (1) 要求放熱量

油圧回路および油圧機器の動力損失より誘発される発生熱量と制御すべき温度範囲とから、まず油冷却器の要求放熱量を正確に算出することが重要である。もしこの放熱量の設定が大きすぎた場合、いたずらに容積の大きいかつ高価な油冷却器が採用されることになり、そのうえ過度の冷却が行なわれ作動障害を生じかねない。また放熱量の設定が小さすぎた場合も不具合を生じることは同様である。しかし実際には油圧機器の油タンクおよび配管よりの自然対流、輻射による放熱がおこなわれ、無視しえない熱量である。すなわち油冷却器の場合はこの自然放熱量を考慮することにより油冷却器の実際要求放熱量は減少する。したがって実際要求放熱量は、油圧機器の動力損失より誘発される発生熱量と制御すべき温度範囲とから算出される熱量から自然対流と輻射による放熱量を差し引いたものとしなければならない。

##### (2) 流体の種類

油冷却器の流体には、被冷卻流体である作動油と、冷卻流体である水、海水、空気あるいは冷媒が一般的にあげられる。作動油については油圧機器の設計サイドより決定されているが、特殊な作動油の場合、その物性値（比熱、比重、粘性、熱伝導度）を正確に把握する必要がある。冷卻流体は油圧機器を使用する環境、立地条件、発生熱量、油冷却器に許容されるスペース、油冷却器の価格、騒音、耐久性およびランニングコストなどにより選定されねばならない。冷卻流体の選定にあたって重要なことは、油圧機器の最終使用者の立場に立って、これらの冷卻流体を決定することが重要である。

一般に油冷却器の冷卻流体としては水が使用されているが、これは入手しやすいうことと低廉なことおよび水の伝熱管に対する境膜係数が高いためである。しかし最近のよう

に工場が密集してくると冷卻水の入手が困難な場合がある。また、油圧機器の使用場所によっては水が入手できない場合もある。現在無限に入手することのできる冷卻流体は、海水、空気があげられる。海水を冷卻流体として使用する場合は、立地条件にもよるが腐食性物質を含有しているため油冷却器の腐食に対しては十分注意を払わねばならない。すなわち、材質、構造、保守管理に留意する必要がある。一方空気を冷卻流体として使用する場合は、海水のような腐食はさほど心配はないので、空冷式油冷却器が広範囲に採用されつつある。しかし、空気は冷卻流体として容積当たりの熱容量が小さく境膜係数が低いので、一般に容積が大きくなるという欠点がある上、最近の大気汚染による亜硫酸ガスや硫化水素等による空気側からの腐食についても、材質、構造、保守管理に留意する必要がある。

##### (3) 流体の温度

油冷却器出入口における作動油温度は油圧機器の設計サイドよりも求められるが、冷卻流体の入口温度は、冷卻流体の種類、油圧機器の使用環境、立地条件などを十分考慮して適正温度を決定する必要がある、たとえば冷卻流体に空気を使用する場合、年間平均温度をもって入口温度とした場合、夏期においてはたちどころに容量不足となり、過熱による事故を発生するであろう。同様に国外の亜熱帯、熱帯地域で使用する場合、わが国の夏季の温度をとて設計した結果も不具合を生ずる。さらに冷卻水の場合、地下水、水道水、クーリングタワー等による循環水で設計温度はかかるべきであり、空気の場合も、工場の内外、工場内の温度環境などにより適正温度を決定することは重要である。しかしながら安全サイドに高い温度をとった場合は、過熱といったような性能的な不具合は生じないであろうが、いたずらに容積の大きいかつ高価な油冷却器を使用することになる。というのは、冷卻水（空気）の入口温度を高く設定した場合、作動油と冷卻水（空気）の有効平均温度差が小さくなりこの温度差が冷卻器の伝熱面積に直接影響するため、伝熱面積の大きい、すなわち容積の大きい油冷却器を採用することになるので、温度の設定は慎重かつ正確に行なう必要がある。このことについては設計の項で詳述する。

出口温度については熱交換器の要求放熱量より必然的にも求められる。ここで注意すべきことは、作動油と冷卻流体の入口温度がきわめて接近している場合は両流体の平均有効温度差が僅少となり、伝熱面積の大きい、すなわち容積が大きく、非常に高価な油冷却器となるので注意を要する。

##### (4) 作動圧力

一般に油圧ポンプの吐出圧により定まるが、油冷却器をポンプ吐出側に設置するか、帰路に設置するかでことなってくる。また、その圧力が定常圧であるか変動圧であるかは十分しらべて、油冷却器の最大作動圧力の決定と耐圧強

度の計算をしなければならない。このことは冷却流体側においても同様である。油冷却器の場合その度合にもよるが変動圧が加わる場合、一般的に最大作動圧力の2倍の圧力を設計強度をもとめるべきである。

いま、仮りにその最大作動圧力を実際より極端に低目に算出した場合は、使用中油冷却器が破壊する事故を生じ、逆に高目に算出した場合は抵抗が過大となり所定量の流体が流れず、十分な伝熱面積を有するにもかかわらず冷却がおこなわれず、油圧機器などに不具合を生ずる。

#### (5) 許容圧力差

油冷却器の設計を行なうにあたり温度条件同様最も重要な要素であり、円滑な作動と作動油、冷却流体とともに適正流量をうるため、かつ油冷却器の経済的設計上からも許容圧力差は油圧機器設計サイドからも、また油冷却器設計サイドからも正確にもとめなければならない。この許容圧力差は定格流量との関連において決定されねばならないことは論をまたない。

たとえば許容圧力差を実際よりもかなり高目に設定した場合、作動時所定の流量がえられず作動油の過熱、劣化および油圧機器の不具合を生じる。逆に極端に安全側、すなわち低目に設定した場合、油冷却器の断面がいたずらに大きくなり、両流体の流速低下による総括伝熱係数の低下で要求放熱量の割合に大きなかつ高価な油冷却器を採用することとなるので注意を要する。

#### (6) 定格流量

作動油、冷却流体ともそのポンプおよびファン特性を知悉して、油圧装置全体の回路抵抗をもとめたうえで、許容圧力差とともに適正かつ正確な流量を設定することは、油冷却器の経済設計上および油圧機器の作動油過熱による事故を防止するうえからもきわめて重要なことである。

定格流量を大きく設定することは、油冷却器の経済設計上は好ましいが、反面、ポンプおよびファン容量、価格を過大とし、かつランニングコストをあげる結果となる。逆に流量が少ない場合はその逆となる。したがってこの流量は油圧機器全体系より定まってくるものであるが、さらに油冷却器、ポンプ、ファンの容量、これらのランニングコストを総合的にもとめ、システムとしての最経済設計を行なったうえで設定すべきものである。しかし、たとえ流量の設定は適正であっても、そのポンプおよびファンの特性を知悉せずに流量が設定される場合をしばしば経験するが、これは適正流量が設定されない場合と等しく、過熱、過冷の原因となるので厳につつしまねばならない。

また流量が適正でありかつポンプ、ファン特性を十分知悉していても油冷却器に流れる作動油および冷却流体の流量分布が不均一の場合は、性能は著しく低下するので設計にあたり十分注意する必要がある。

#### (7) 伝熱管の汚れ

油冷却器は長期間使用中伝熱管の汚れによって性能が低下することがある。その汚れ方は、流体の性質、温度、流

速、油冷却器伝熱管の温度、材質、表面状態などにより大きく変化する。汚れ係数は、汚れ方による伝熱の悪化する速さと、清掃の可否、周期、経費、設備費などのつりあいを考え、最も有利となるよう選定すべきである。ただし汚れ係数を含めた油冷却器の性能は、汚れ係数0から設計値まで変動する。したがって、これに関連する自動制御やプロセスは、この変動に対して、能力不足や過負荷のないように計画する。

#### (8) 温度制御範囲および方式

最近の油圧機器の油冷却器は温度制御方式を内部に組入っているものがある。また温度のみならず凍結時等の異常圧に対しては、圧力制御を同時にこなすものもある。一般的には油圧装置システムのなかに全体として温度、圧力制御をおこなう場合が多い。油冷却器内部に制御方式を組込む場合は、特に制御範囲および方式を正確に決定しておく必要がある。温度制御方式を内蔵する油冷却器は、冬季寒冷地において油圧機器を始動する場合でも暖機特性がすぐれているため、油冷却器内にグリース状にかたまとった作動油及び凍結した冷却水が急速に温度上昇し得る利点を有する。配管の一部に制御方式が一般的には採用されているが、この場合は、その作動油の所要の温度あるいは粘性が得られるまで自動的に制御はできるが、油冷却器の中で凍結している冷却水および極端に粘性があがっている作動油の暖氣が十分速い速度で行なわれにくい欠点がある。制御方式として準備すべき条件は申すまでもなく耐久性と正確さである。しかし温度制御方式を油冷却器内部に装着しない場合でも、寒冷時、流体粘度が高い場合の高圧発生を防ぐためバイパスを設けることは重要である。

#### (9) 使用条件

油冷却器の選定にあたっては次の環境条件を十分調査し対策を講ずるべきである。

##### (i) 環境温度

輻射などにより局部的に極端な高温にさらされる場合、その最高露明気温度を適正につかむ必要がある。また夏季最高温度は仮定できても油冷却器の設置場所が室内か室外か、室内の場合の環境温度など十分調査し決定しなければならない。あるいは寒冷地における冷却水の凍結、極端に低い外気なども考慮する必要がある。

##### (ii) 振動、衝撃

油冷却器の漏れ原因の一つに振動、衝撃があげられる。油圧装置あるいは油圧装置を組んだ機械設備で生ずる振動、衝撃の絶対値を適確に把握し、その力に十分耐えられる油冷却器を選定することは重要である。また冷却器の機器に対する固定方法についても十分考慮する必要がある。とくに共振については嚴重な注意を要する。

##### (iii) 腐食環境

一概に冷却水あるいは空気といっても腐食の次元からとらえた場合その内容は千差万別である。たとえば冷却水の場合、水道水、工業用水、循環水（クーリングタワ

一), 海水(清浄海水, 汚染海水)などがあり, 空気の場合も, 昨今の大気汚染の影響をうけ亜硫酸ガスおよび硫化水素などを含有することが多い。油冷却器の使用環境を十分調査し最適な材質, 構造, 型式を選定することが必要である。

#### (iv) 騒音

とくに空冷式油冷却器の場合, 冷却用ファンの運転による騒音は漸次問題となりつつある。一般にはファンの回転数をあげ速度をませば性能は増大するが騒音はひどくなる。また性能のよい油冷却器は一般的に騒音が出やすいともいえるので使用環境を十分考慮して熱性能, 形状, コスト, 騒音のバランスをとる必要がある。騒音公害は今後ますます問題となる傾向にある。

#### (v) 異物

特に空冷式油冷却器の場合空気中の塵埃が多い場所での設置は極力避けた方がよい。どうしても避けられぬ場合は塵埃による目づまりがおこりにくいフィン形状を有する油冷却器を選定すべきである。

### (10) 装着方法

配管応力および振動応力を正確に計算し, 熱応力と振動応力による油冷却器の破損を防止すべく装着方法について設計されなければならない。冬季寒冷地においてよく事故を生じているが水冷式油冷却器には運転休止中水のドレンをはかるため, 必ずドレンポートをもうける必要がある。

### (11) 装着場所

#### (i) 油圧機器の低圧回路に設けることがのぞましいが高

圧回路に設ける場合はサージング圧を含めた十分な耐圧強度を油冷却器にもたせるべきである。

(ii) 空冷式油冷却器においては, 冷却空気がかなり加熱された温度で出てくるが, このような高温空気の処理にあたっては, 付近の機器に当たらないようにするため, あるいは作業環境を著しく悪化しないようにするため, 外部に誘導するなどの対策を講ずる場合もてくる。また冷却空気の流水に対して抵抗となるような障害物のある場所, 方向には設置しないようにすることが必要である。

### (12) 油冷却器の形状, 寸法

油圧機器あるいは油圧機器を用いる設備機械からの制約で, 油冷却器の設置場所および許容形状に制限が加えられる場合が多い。この限定された形状内において設計仕様条件をみたす最も経済的な油冷却器の外形寸法を決定することが重要である。ただし外形寸法の決定にあたり, 伝熱管の熱応力に対しては計算をする必要がある。

## 5. 油圧機器に用いる油冷却器の種類と特徴

油冷却器には多くの種類, 型式があり, それぞれの特徴により適用されている。その分類法としては構造によるもの, 型式によるもの, 呼称法によるものなどがある。本稿では便宜上構造と形状により分類した油圧機器に用いられる代表的な油冷却器の形式を述べる。

なお, 各種油冷却器の標準熱貫流係数を表1に, 容積当たりの伝熱面積を表2に示す。

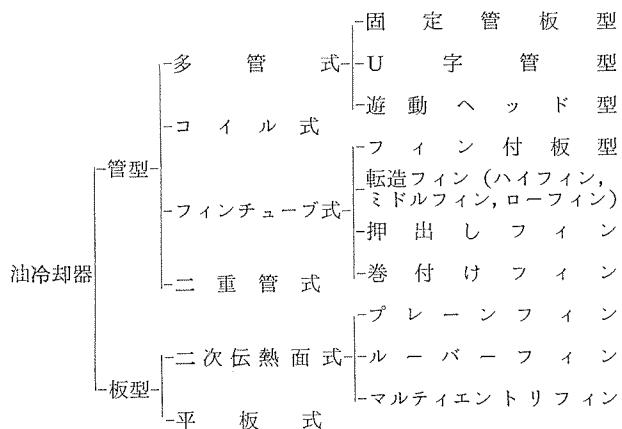
表1 標準熱貫流係数  $K^{(2)}$

熱交換器の種類	流体の種類	熱貫流係数 $K(kcal/m^2h^{\circ}C)$	備考
多管式熱交換器	ガス, ガス	5~30	常圧
	ガス, 液	15~60	
	液, 液	150~1000	
	冷水, 水蒸気	1500~3000	
蛇管式熱交換器	水蒸気, 水	1000~3000	かくはん かくはんせず
	冷水, 温水	730~1400	
	"	500~800	
ひれ付管式熱交換器	ガス, 液	50~80	かくはんせず
	液, 液	300~3000	
二次伝熱面熱交換器	ガス, ガス	20~100	
	液, 液	800~5000	
	ガス, 液	80~200	
平板式熱交換器	ガス, ガス	10~30	
	ガス, 水	20~50	
	液, 水	300~1000	

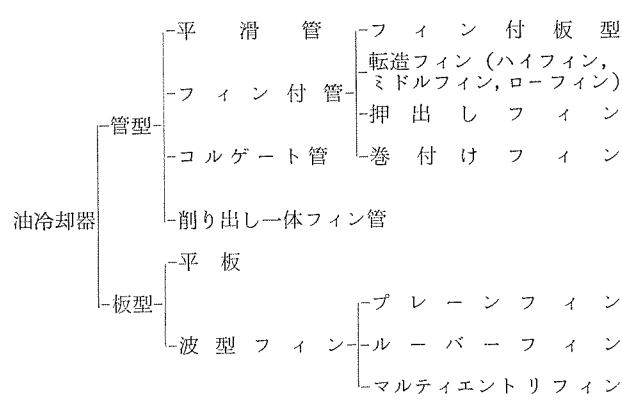
表2 油冷却器の容積当たりの伝熱面積<sup>2)</sup>

熱交換器形式	代表寸法 (mm)	全伝熱面積 (m <sup>2</sup> )	全伝熱面積/容積 (m <sup>2</sup> /m <sup>3</sup> )
多管式熱交換器	胴 径 400 伝 热 管 19φ×2t×184本 長 さ 2000	62	200
蛇管式熱交換器	蛇管中心径 50φ 蛇 管 12.7φ×1.5t 巻 数 50巻 ケース寸法 300φ×1000	3.2	45
ひれ付管熱交換器 (空冷式)	放熱部寸法 476×263×215 管 263×20本 ひれ板厚 0.5 ひれ外径 58φ ひれ管径 28φ	7.4	460
二次伝熱面式熱交換器	放熱部寸法 300×500×50	11.2	2300
平板式熱交換器	平 板 600×200 枚 数 165枚	27	220

## ○構造による分類



## ○管および板型状による分類



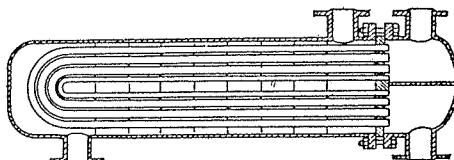
以下各型式の油冷却器の概要を述べる。

## (1) 多管式油冷却器

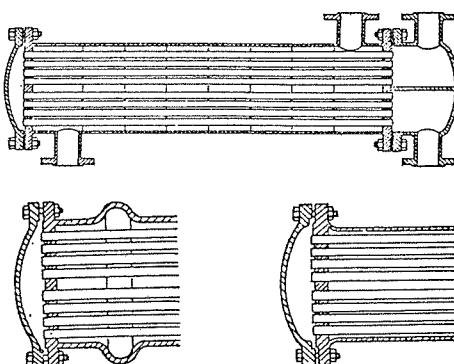
油冷却器として用いられた歴史はコイル式（タンク内にコイルをおさめたもっとも簡単な形式）について古く、現在でもっとも広範に用いられている。構造は簡単であるが形状、重量ともに大で冷却器としての性能は必ずしもよくない。多管式には固定管板型、U字管型、遊動型の3型

式がありそれぞれ得失を有するのでこれを知悉した上使いわける必要がある。

U字管型；熱応力と漏れの点からすぐれているが管内の機械的掃除ができないので必要な場合化学的洗滌をおこなう（図1）。

図1 U字形<sup>1)</sup>

固定管板型；熱応力上問題のない場合にこれを用いる。管内の機械的掃除は可能であるが、胴側はできない（図2）。

図2 固定管板形<sup>1)</sup>

遊動型；熱応力、管内外の機械的掃除の点からみるとっとも実用的であるが、漏れを生じた場合の発見が困難であるので作動油と冷却水が混合することを絶対にさけねばならぬ場合はこの型式は採用しない方がよい。また、

価格もたかい(図3)。

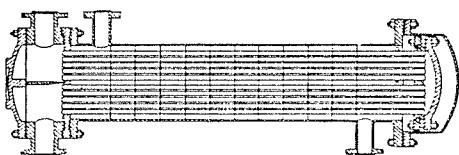


図3 内部遊動ヘッド形<sup>1)</sup>

多管式油冷却器は主として水冷油冷却器として用いられ材料は一般に伝熱管が銅あるいはアルブラック、胴が銅合金または鉄である。

#### (2) コイル式(その1)

対流によるもの。

油冷却器として使用された歴史はもっとも古く、構造簡単でタンク内にコイルを収めた形式が一般的である。この型式は作動油側の境膜係数が小さいため、必要伝熱面積が大となり形状が大きい欠点を有する。しかし価格がやすいこと、簡単に製作できるため現在でも一部使用されている。このコイルの平滑管の代りに転造フィン(ミドルフィン)を採用することにより形状は約 $\frac{1}{3}$ となる。油タンクを冷却器として兼用する場合には適している。コイル式油冷却器は主として水冷油冷却器として用いられる材料は銅である。

#### (3) コイル式(その2)

強制対流によるもの。

構造的には多管式とコイル式とを組合せたもので、コイルには転造フィンが用いられる。両者の長所をとり入れた構造であるため、多管式に比べ一般的に形状は約 $\frac{2}{3}$ 以下となり、軽量で価格も安い。かつ、コイルのため熱応力に対しては完全にフリーであり、漏水に対しても拡管部がなく、ろう付部が最少におさえられているので信頼性がたかい。また、一体フィンのため製品に個体差がなく経年変化もなく、この点実用的な油冷却器といえよう。胴側の機械的掃除は容易である反面、管内の機械的掃除はできないので必要な場合化学的洗滌をおこなう。また水量が油量の半分以下でも十分な流速が確保できるので、冷却水量の少ない場合特に効果的で、コイル式油冷却器は主として水冷油冷却器として用いられる、材料は伝熱管は銅、胴は銅合金あるいは鉄が一般的である。

#### (4) 二重管式油冷却器

内側伝熱管と同心のジャケットを外部にはめ込み、内側伝熱管壁で熱交換がおこなわれる。耐圧部はほとんど円筒で構造は簡単なため高圧でかつ、小容量の冷却器として用いられる。二重管式油冷却器は主として水冷油冷却器として用いられる、材料は伝熱管が銅またはアルブラック、胴が銅合金または鉄である。

#### (5) フィンチューブ式油冷却器

フィンチューブ式には次の種類がある

##### (i) フィン付板型

##### (ii) 転造フィン

##### (iii) 押出しフィン

##### (iv) 卷付けフィン

##### (i) フィン付板型

従来コンパクト型といわれ空冷式油冷却器としての歴史は古い。構造は銅管(円または偏平管)に銅フィンあるいはアルミニウムフィンを挿入拡管したもので、単位容積内の伝熱面積は十分とれて大きいが普通の状態にあっては空気および作動油の流水が層流のため、境膜係数が小さいので総括伝熱係数が小さく、容積的にはさほど小さくならない。価格は生産性のたかい構造のため安いが製品に個体差がある。フィン付板型は主として空冷式油冷却器として用いられる材料は伝熱管が銅、伝熱板が銅またはアルミニウムである。

##### (ii) 転造フィン

転造フィンには、ハイフィン、ミドルフィン、ローフィンがある。一般に空冷式にはハイフィン、水冷式にはミドルフィンまたはローフィンが用いられる。図4にその外観を示す。

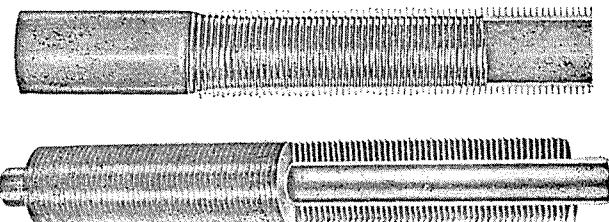


図4 転造フィンチューブ

(上；ローフィンチューブ、下；ハイフィンチューブ)

空冷式に用いられるハイフィンは、二次伝熱面式に比べると熱貫流係数は劣るが単位容積に占める伝熱面積は比較的大きい。フィン付板型に比較してろう付部および拡管部がない一体フィンのため製品に個体差がなく信頼性がたかい。また、二次伝熱面式に比べると総括伝熱係数は劣るが目づまりしやすい環境に対しては、転造フィンの方がはるかにすぐれている。一体フィンのため温度、圧力、振動などによるフィンのずれのない点では、二次伝熱面と同質といえる。伝熱管内に腐食流体が通る場合あるいは空気側に孔あきの危険性のあるとき、強度をます必要があるときは、外部をアルミニウム、内管に銅または鉄の二重管をつくりそのうえでアルミニウム管にハイフィンを成形する二重ハイフィンがよく用いられる。空冷式ハイフィン油冷却器は、目づまりしやすい環境、振動、衝撃のはげしい場所あるいは設備機械で漏洩を特に避ける場合に適している。ハイフィン油冷却器は主として空冷式油冷却器として用いられる、材料はアルミニウム、銅、アルミニウムと銅または鉄の二重管である。

水冷式に用いられるミドルフィンおよびローフィンは、いずれも平滑管に比べ数倍の外表面積を有することと、そ

の液体の粘性により最適のフィン形状と流動方式を採用することにより多管式に比べ、総括伝熱係数がたかくとれるので、油冷却器容積は $\frac{1}{3}$ 以下となり価格が安い。得失は5-(3)強制対流式コイル型油冷却器を参照。

ミドルフィンおよびローフィンを用いた油冷却器は水冷式油冷却器として用いられ材料は伝熱管(転造フィン)が銅で、胴は銅合金または鉄である。

### (iii) 押出しフィン

伝熱管外表面に押出し時、縦方向のフィンをつけるもので、フィン高さの高いものは空冷式に、低いものは水冷式に用いられる。空冷式油冷却器にこのフィンを用いたものは一般に空気側が自然対流式の場合が多い。総括伝熱係数が小さいので極端に容積が大きくなるが、ファンが必要になる利点もある。また熱容量、空気量の大きいかつ、許容圧力損失の極端に小さい場合このフィンが適する。

水冷式油冷却器にこのフィンを用いる場合、伝熱管外表面は転造フィンに及ばないが内面にもうける縦方向フィンは効果がある。特に伝熱管内面に物性値の低い流体(作動油)を流す場合効果的である。押し出しハイフィンを用いた油冷却器は空冷式、ローフィンを用いたものは水冷式油冷却器として用いられ、材料は空冷式がアルミニウム、水冷式伝熱管が銅で、胴は銅合金または鉄である。

### (iv) 卷付けフィン

巻付けフィンにもハイフィンとローフィンがあり、また、伝熱管外表面に巻きつけるものと、内面に巻付けるものがある。ハイフィンの巻付けフィンは空冷式油冷却器として用いられるが頻度はすくない。巻付けフィンは一体フィンに比べ接触熱抵抗が大きく、製品個体差が生じやすいこと、温度により経年変化を生じやすいなどの点から使用頻度が低いと思われるが、一体フィンに比べ価格が安いことは大きな特徴である。もっともこの巻付けフィンは油圧機器以外、たとえば石油プラントなどには多量に使用されており、この巻付けおよび拡管法は非常に厳密なものであり同断できない。ローフィンの巻付けフィンは水冷式油冷却器として用いられるが、転造ローフィンの代りとして用いられるものであり問題点及び利点はハイフィンの場合と同様である。

最近では巻付けハイフィン、ローフィンとも上述の欠点をなくすため巻付け後ろう付けしているものがあるが性能的には非常に改善されるが接合面積が大きいこと、巻付け部間隙が一様でない場合、接合むらが生じるので注意を要する。転造フィンに比べ価格が安い点はすぐれている。

ローフィンの場合、伝熱管内面に波型フィンとして挿入し、ろう付けしたフィンも採用されている。伝熱管内部を通る流体の物性値が小さい場合効果を発揮する。

巻付けフィンを用いた油冷却器は、ハイフィンは空冷式、ローフィン、波型フィンは水冷式油冷却器として用いられ材料は伝熱管にはアルミニウム、銅または鉄、フィンはアルミニウムまたは銅である。図5に各種フィン付き管を示す。

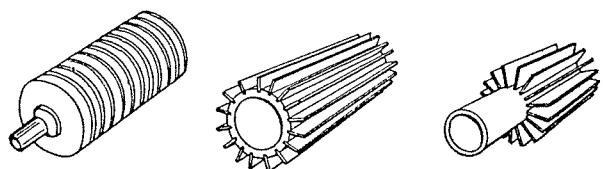


図5 フィン付き管

### (6) 二次伝熱面型油冷却器<sup>5)</sup>

平板と平板の間に伝熱面積および耐圧強度をもつ目的で波型フィンを挿入し、流路を形成する。この各層をつみかさねて放熱部をつければ各種の流動方式を採用することができる。この油冷却器はたいへん軽量かつコンパクトで高い伝熱性能がえられる。すなわち単位容積内の伝熱面積が極端に大きくかつ総括伝熱係数がたかいので、油圧機器の空冷式油冷却器としては最適といえる。しかも波型フィンの形式が多いので流体の種類、使用目的に応じ任意に選択できるうえ、構造上からみても設計上弾力性がたかい。

この油冷却器は、フランジに至るまですべてアルミニウムまたはその合金であり、ろう材もまたアルミニウム合金でろう付けと溶接で金属的に接合された一体のものであるため、振動、耐圧、漏洩、熱応力に対し高い信頼性をもっている。しかも従来のろう付けがフラックスろう付けであったのに対し最近では真空ろう付け、雰囲気ろう付けが開発され、接合時のフラックス残留による腐食問題も解決されつつある。

使用されるフィンにはプレーン、マルティエントリ、パーオレイト、ルーバーフィンがありそれぞれ特徴を有する。

#### (i) プレーンフィン

性能的には細い円管によく似た特徴を有しており、このフィンは主として流体抵抗を小さくしたい場合、あるいは空気中に目つまりを生ずる原因となる塵埃が多い場合に用いる。

#### (ii) マルティエントリフィン

このフィンは伝熱性能を画期的に改善する特徴を有し、大きさの割にたいへん高い性能を有する油冷却器がつくられる。このフィンは一般に油冷却器の作動油側に用いられると同時に塵埃の少ない場所で使用する空冷式油冷却器の空気側フィンとして用いられる(図6)。

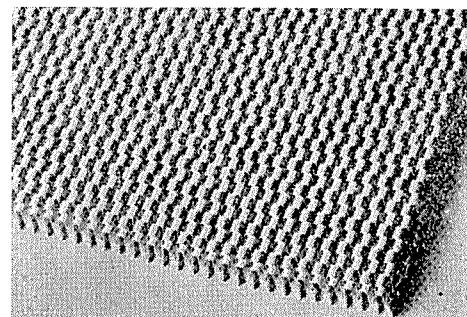


図6 マルティエントリ型フィン<sup>2)</sup>

## (iii) パーホレイトフィン

このフィンは一般的に伝熱通路ではなく、油冷却器の出入口部流体分配部分に用い流体分布を均一ならしめるはたらきをする。

## (iv) ルーバーフィン

マルティエントリーフィンに次いで高い伝熱性能を有し、空冷式油冷却器の多くに用いられている。塵埃の少ない場所で使用する空冷式油冷却器の空気側フィンとして用いられる。

上述の各種フィンは一般に高さ約3mmから13mmで、厚さは0.1mmから0.6mm、ピッチは1時当たり7から20フィンまである。使用目的、すなわち流体の種類、流量、許容圧力損失、環境、性能などにより選択採用する。

二次伝熱面型油冷却器は一般的に空冷式油冷却器として用いられ材質はアルミニウムである。ただし最近では銅および銅合金を用いた二次伝熱面型油冷却器が普及しつつあ

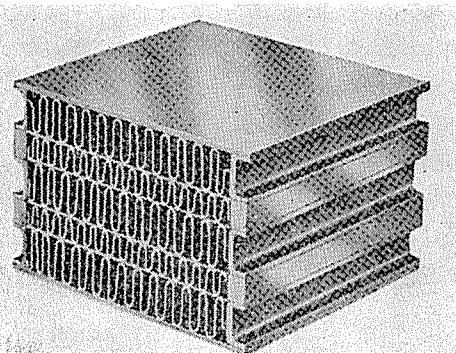


図7 二次伝熱面型油冷却器の要素<sup>2)</sup>

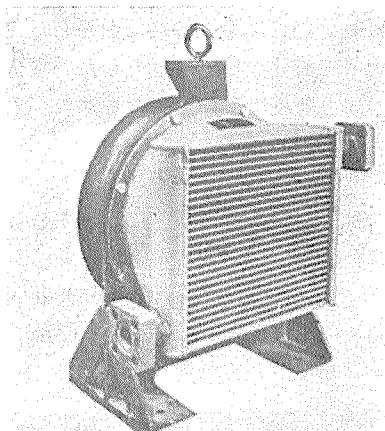


図8 二次伝熱面型油冷却器<sup>2)</sup>

るがこれは水冷式であり、性能的には上述したアルミニウム二次伝熱面型油冷却器と近似しており高い伝熱性能と、耐圧、耐振、漏洩、熱応力に対しても高い信頼性を有する。この型式の油冷却器は一般的に冷却水量が作動油流量に比べ2倍以上の場合に特に適する。なお、図7に二次伝熱面型油冷却器の要素と、図8にそれを用いた油冷却器の例を示す。

## (7) 平板式油冷却器

この冷却器は図9に示すように長方形のステンレス鋼板に流体の通る溝を設け、周囲にパッキンをはさみ多数の鋼板を積み重ねたもので、熱交換する流体は鋼板の両側を交互に流れる。伝熱性能は溝の構造によって異なるが比較的高い総括伝熱係数がえられる。伝熱面積の増減は使用する鋼板の枚数で調整することができる。特徴は必要に応じ分解して両流体とも機械的掃除が可能であることであるが高圧には不適当である。

平板式油冷却器は水冷式油冷却器として用いられ材料はステンレスである。

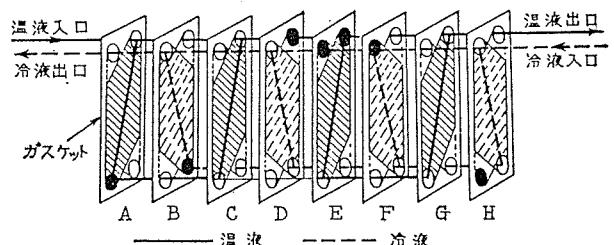


図9 平板式油冷却器<sup>1)</sup>

## (8) 削り出し一体フィン管を用いた油冷却器

押出し型材より塑性加工により成形した一体フィンで塑性加工の点からは転造フィンに類似しており、性能の点からは二次伝熱面型のマルティエントリ、およびルーバーフィンに近似している。すなわち転造フィンとマルティエントリフィンを一体化した伝熱管である。一体フィンのためろう付けの必要はなく、転造フィンに比べ生産速度はやいいうえ油冷却器としての加工性もよい。耐圧、耐振、漏洩、熱応力に対しても信頼性がたかい。

この削り出し一体フィン管を用いた油冷却器は空冷式として用いられる材料はアルミニウムである。

一体フィン管の管幅に製作上限界があるので容量の大きいものは多重管として構造設計する必要がある。図10に油冷却器の一例、図11にチューブの外観を示す。

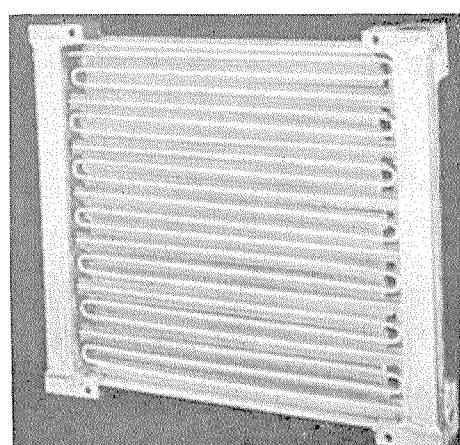


図10 削り出し一体フィンチューブ型油冷却器

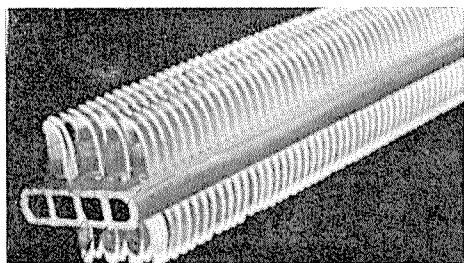


図11 削り出し一体フィンチューブ

### (9) スpiral管<sup>4)</sup>

最近新しい伝熱管として登場してきたもので、伝熱管の内外面にスパイラル状に適當なピッチと深さで溝加工したものであり、伝熱性能と抵抗はそのピッチならびに深さによって変化する。スパイラル溝深さは一般的に深くなるにしたがって圧力損失すなわち摩擦係数は直線的に増大する。伝熱特性もまた深さがますにつれて大きくなるが一定の深さ以上は増加せず摩擦係数のみが増大する結果となる。ピッチについても、ピッチが小さくなるにつれて伝熱特性はますが、あるピッチ以下になると摩擦係数すなわち圧力損失がますのみで伝熱特性は増加しないという結果となる。もっとも上述の特性はレイノルズ数およびスパイラル溝の形状、条数、流体などにより影響をうけ変化するので一概にはいえない。いずれにせよ一般的にスパイラル管を用いた油冷却器は平滑管を用いたものに比べ、圧力損失を増加させることなく伝熱面積すなわち管長を可成り小さくすることができます。しかし流体の性質により適切なスパイラル溝を選択することが重要である。スパイラル管を用いた油冷却器は水冷式に用いられ伝熱管は銅、胴は銅合金または鉄である。

新しい伝熱管でありスパイラル部の内、外からの圧力に対する強度、残留応力、溝部分の汚れなど十分解析する必要はあるが今後の新しい伝熱管として注目に値する。

## 6. 油冷却器の選定

油冷却器は他の熱交換器の例にもれずその選定にあたって注意すべきことは、4項の仕様条件をみたすものを選択することは論をまたないが、その条件が広範多岐にわたるため困難な仕事である。さもなくばいたずらに容積の大きいそして高価で過剰品質な油冷却器を採用することになるか、運転時機械的な事故を生じるか、運転中目づまりを生じるか、腐食事故を生じるか、あるいは過熱、過冷、といった不具合を生じ、ひいては油圧機器に不測の事態を生じる結果となる。5項でのべたごとく油冷却器の種類は十指を超える、それぞれ利害得失を有している。これの選定はまことに重要な仕事といえよう。

### (1) 油冷却器の冷却流体の決定

冷却流体が空冷か水冷かを決定する。水冷の場合冷

却水量と作動油流量の比をしらべる。

- (2) 流体の性質と腐食環境から使用材質を決定する。
  - (3) 要求放熱量、圧力損失、油冷却器の許容形状（制約寸法）の3点から適する油冷却器を一ないし数種類選出する。
  - (4) 選定された油冷却器の中で耐圧力、振動強度、熱応力などの機械的性質について適否をしらべ選出する。
  - (5) 塵埃などの多い目づまりしやすい環境の場合その環境に対する適否をしらべ選出する。
  - (6) 重量制限がある場合それへの適否をしらべ選定する。
  - (7) 保守管理に対して適否をしらべ選定する。
  - (8) 以上の選択で数種類の油冷却器がなお選び出された場合は経済性すなわち価格の低廉な油冷却器を選定することはあらためて説明するまでもなく最も重要な項目の一つである。
  - (9) 価格についても格差がない油冷却器が複数以上で残った場合はファン、ポンプなどの動力消費すなわち圧力損失よりきまつてくる運転経費を比較し決定する。
  - (10) 最後に耐久性についての比較を行う。
- なお上述の要求放熱量、圧力損失に対する選定時はそれぞれの油冷却器が正確かつ豊富な伝熱基礎資料を有していることは必須条件である。また製作にあたっては品質管理体制の充実が重要であることは論を俟たない。

## 7. 油冷却器の機械的設計

油冷却器の耐圧強度は、一般的に気密試験は最大作用圧力で、耐圧強度は定常圧の場合最大作用圧力の1.5倍、変動圧の場合は2倍の加圧試験をおこなうが、この圧力を油冷却器のすべての構成部分（冷却管、胴体、ヘッダー、フランジ）に加えた場合、生じる応力がその材料の耐力以下におさめることが重要である。高圧でも円管の場合にはさほど心配はないが二次伝熱面型と平板式および偏平管を用いたフィンチューブ型の場合は十分注意を要する。

油冷却器の熱応力に対しても特に固定管板式多管型油冷却器の場合は強度計算を厳密におこなう必要がある。

油冷却器の配管より生じる応力に対しても十分強度計算をおこなう必要がある。

振動強度については条件の設定がむずかしく強度計算では算出しにくいので実際の装着方法に於て、所定の振動条件での台上試験で確認できればもっとも確実である。

## 8. 油冷却器の性能

油冷却器の設計に当たっては、まず仕様条件のすべてを満足する油冷却器を選定したあと、次の方法により所要の伝熱面積と圧力損失をもとめ形状を決定するが、4項でのべたごとく熱交換器の実際要求放熱量を決定する場合、油タンク、配管、油冷却器本体よりの自然対流と輻射による影

響を考慮しなければならない。一般に、油タンクに比べ配管および熱交換器の容積は小さいので無視できると考え、油タンクよりの自然対流および輻射による自然放熱量のもとめ方を概説する。

#### (i) 対流による自然放熱量

加熱された平板が室内の冷たい空気にさらされた場合、加熱板近傍の空気密度は、空気自体の密度より小さいので、浮力により加熱板近傍の空気は上方にむかってながれる。この際熱はガス層を通じて伝導され対流によってもたらされる。このように伝導と対流の2つの現象が含まれているが、この現象を自然あるいは自由対流と呼んでいる。垂直加熱板の下端からのある距離 $L$ における局部的上昇空気速度は、壁からの距離 $y$ の増加につれて増し、その距離 $y$ が2~3 mmのところが最大となりその後は $y$ の増加につれて減少する。空気流は底部においては板に横方向から接近し、上部にゆくにつれて板に斜め方向から接近する。いま、空気の運動の認められる範囲を一種の境界層と考えると、板の下端附近では層流であるが、それから上は乱流に遷移する。垂直平板の自然対流熱伝達量を無次元積の関係式としてあらわせば次式のとおりである。

$$N_u = C(Gr \times Pr)^{1/3} \quad (1)$$

$$N_u = ヌッセルト数 = \alpha L / \lambda$$

$$L = 物体の代表長さ m$$

$$\alpha = 热伝達率 kcal/m^2 h^\circ C$$

$$\lambda = 热伝導率 kcal/mh^\circ C$$

$$Gr = グラスホフ数 = g\rho^2\beta(t_0 - t_1)L^3/\mu^2$$

$$g = 重力加速度 m/h^2$$

$$\rho = 流体密度 kg/m^3$$

$$\beta = 流体膨張係数 1/^\circ C (気体の場合 1/(t + 273))$$

$$t_0 = 平板表面温度 ^\circ C$$

$$t_1 = 流体温度 ^\circ C$$

$$\mu = 流体粘性係数 kg/mh$$

$$L = 油タンク垂直平板の鉛直方向長さ m$$

$$Pr = プラントル数 = c_p \mu / \lambda (空気の場合 0.72)$$

$$c_p = 流体の比熱 kcal/kg^\circ C$$

$$\mu = 流体粘性係数 kg/mh$$

$$\lambda = 流体熱伝導率 kcal/mh^\circ C$$

$$C = 定数 (Gr \times Pr = 10^9 \sim 10^{12} の場合 C = 0.129)$$

以上のごとく式(1)より自然放熱量は計算によりもとめられるが、油タンクの自然放熱の現象におけるように、流体が空気の場合でかつ常温常圧のもとにあっては、自然熱伝達率をもとめるには次の簡易式が適用できる。

#### (a) 油タンク垂直面

$$Gr \times Pr = 10^9 \sim 10^{12} の場合$$

$$\alpha_1' = 1.13(\Delta t_1)^{1/3} kcal/m^2 h^\circ C \quad (1)_a$$

$$Gr \times Pr = 10^9 \sim 10^{14} の場合$$

$$\alpha_1' = (\Delta t_1/L) kcal/m^2 h^\circ C \quad (1)_b$$

$$\alpha_1' = 热伝達率 kcal/m^2 h^\circ C$$

$$\Delta t_1 = t_0 - t_1 ^\circ C$$

$$t_0 = 平板表面温度 ^\circ C$$

$$t_1 = 流体温度 ^\circ C$$

この熱伝達率に垂直平板表面温度と流体との温度差を乗じかつその面積を乗じれば所要の垂直平板の自然対流伝達量がもとめられる。

$$Q = \alpha_1' \Delta t_1 A_1 kcal/h \quad (1)_c$$

$$Q = 伝熱量 kcal/h$$

$$A = 全伝熱面積 m^2$$

#### (b) 油タンク水平面の上面

$$Gr \times Pr = 2 \times 10^7 \sim 3 \times 10^{10} の場合$$

$$\alpha_2' = 1.3(\Delta t_2)^{1/3} kcal/m^2 h^\circ C \quad (1)_d$$

$$Gr \times Pr = 2 \times 10^7 \sim 10^5 の場合$$

$$\alpha_2' = 0.34(\Delta t_2/L)^{1/4} kcal/m^2 h^\circ C \quad (1)_e$$

$$Q_2 = \alpha_2' \Delta t_2 A_2 kcal/h \quad (1)_f$$

#### (c) 油タンク水平面の下面

$$Gr \times Pr = 3 \times 10^5 \sim 3 \times 10^{10} の場合$$

$$\alpha_3' = 0.5(\Delta t/L)^{1/4} kcal/m^2 h^\circ C \quad (1)_g$$

$$Q_3 = \alpha_3' \Delta t_3 A_3 kcal/h \quad (1)_h$$

しかしながら、油タンクの場合、その底面は断熱材と考えて差支えない。すなわちタンクの底部には一般に沈殿物があり熱伝導度のわるい断熱層を形成しているからである。

#### (ii) 輻射による自然放熱量

物体はその温度が絶対零度でないかぎり、たえず輻射によって熱を失い、その量はその物体の温度にのみ関係し、その周囲の物体の性質には関係しない。

固体表面から発散する全輻射量は次式によりもとめられる。

$$Q = \varepsilon E = 4.80 \varepsilon (T_0/100)^4 kcal/m^2 h \quad (2)$$

$$T_0 = タンク外壁の絶対温度 t_0 + 273^\circ C$$

$$\varepsilon = 物体表面の輻射率で物体の種類およびその状態によって著しい差異があるが、アルミニウムで 0.05、鉄板で 0.6$$

#### (iii) 热貫流係数（総括伝熱係数）

熱交換器の設計の場合は、伝熱面積 $A$ をどのくらいにするかをもとめることであり、そのため熱貫流係数 $K$ がわかれればよいことは次式より明らかである。

$$Q = KA \Delta \theta_m \quad (3)$$

$$Q = 伝熱量 kcal/h$$

$$K = 热貫流係数 kcal/m^2 h^\circ C$$

$$A = 伝熱面積 m^2$$

$$\Delta \theta_m = 両流体の有効平均温度差 ^\circ C$$

伝換熱量 $Q$ は4-(1)要求放熱量の項で述べた油圧装置の発生熱量と油タンクの自然冷却よりもとめられる実際要求放熱量である。したがって空冷式油冷却器の場合次のように書きなおす。

$$Q = KA \Delta \theta_m = G_0 C_{p0}(t_{o1} - t_{o2}) = G_a C_{pa}(t_{a2} - t_{a1}) \quad (3)_a$$

$$G_0 = 油流量 kg/h$$

$$C_{p0} = 油の定圧比熱 kcal/kg^\circ C$$

$t_{o1}$ =油入口温度 °C $t_{o2}$ =油出口温度 °C $G_a$ =空気流量 kg/h $C_{pa}$ =空気の定圧比熱 kcal/kg°C $t_{a1}$ =空気入口温度 °C $t_{a2}$ =空気出口温度 °C

$$\Delta\theta_m = \frac{(t_{o1} - t_{a2}) - (t_{o2} - t_{a1})}{2.31\log_{10}[(t_{o1} - t_{a2})/(t_{o2} - t_{a1})]} \quad (3b)$$

両流体の有効平均温度  $\Delta\theta_m$  は式 (3b) よりもとめられる。並流および向流型油冷却器の場合式 (3b) で計算された有効平均温度差  $\Delta\theta_m$  を用いればよいが、直流型油冷却器の場合、式 (3b) でもとめられた  $\Delta\theta_m$  に補正係数  $\phi$  を乗じてもとめられる。すなわち補正係数  $\phi$  を乗ずる必要がある。空冷式油冷却器の場合は一般的に  $\phi=0.85$  をとればよい。

上述のごとく有効平均温度差  $\Delta\theta_m$  は対数平均温度差よりも求めなければならない。従来ややもすると油冷却器の設計にさいして、単純に算術平均温度差を用いている例が多いが、両流体の温度差が大きい場合の誤差は無視できない程度大きい値となり交換熱量で、普通 5~10% 減少し油冷却器の能力不足を生ずる結果となる。ただし  $(t_{o1} - t_{a2})/(t_{o2} - t_{a1}) = 1\sim1.5$  の場合は一般的に算術平均温度差を用いても誤差が僅少のため問題がない。

熱貫流係数  $K$  は固体壁の両側における固体と流体との間の伝熱に関する係数すなわち熱伝達係数を  $\alpha_1$  および  $\alpha_2$  とし、その固体壁の熱伝導率を  $\lambda$  とすれば、これらの  $\alpha_1$ ,  $\alpha_2$ ,  $\lambda$  をすべて総括した値であり次式であらわされる。

$$\frac{1}{K} = \frac{1}{\alpha_1} + \frac{t}{\lambda} + \frac{1}{\alpha_2} + R_o \quad (3c)$$

 $t$ =固体壁の厚さ m $R_o$ =固体壁面の汚れ係数

m²h°C/kcal (油の場合 0.0002)

 $\alpha_1$ =流体 1 側熱伝達係数 kcal/m²h°C $\alpha_2$ =流体 2 側熱伝達係数 kcal/m²h°C $\lambda$ =固体壁の熱伝導係数 kcal/mh°C $K$ =熱貫流係数 kcal/m²h°C

空冷式油冷却器の場合の熱貫流係数の値は、空気側の表面を基準伝熱面積と考えるか、あるいは作動油側の表面を基準伝熱面積と考えるかによって異なるが、一般的に基準面は熱伝達係数  $\alpha$  の小なるほうの伝熱面をとる。ただしいずれを採用しても差支えない。したがって空冷式油冷却器の場合、空気側の伝熱面を基準伝熱面積とし、添字  $a$  をつけてかきなおせば次式がえられる。

$$\frac{1}{K_a} = \frac{1}{\alpha_a} + \frac{t A_a'}{\lambda A_w'} + \frac{A_{\varepsilon_a}}{\alpha_o A_{\varepsilon_o}} + R_o \quad (3d)$$

 $\alpha_a$ =空気側熱伝達係数 kcal/m²h°C $\alpha_o$ =油側熱伝達係数 kcal/m²h°C $A_{\varepsilon_a}$ =空気側有効伝熱面積 m² $A_a'$ =空気側一次伝熱面積 m² $A_w'$ =壁表面面積の平均値 m² $R_o$ =汚れ係数 m²h°C/kcal

固体壁が薄い金属の場合、式 (3d) の 2 項は実用上無視できる値となるので、次の簡易式を用い熱貫流係数  $K_a$  がもとめられる。

$$\frac{1}{K_a} = \frac{1}{\alpha_a} + \frac{A_{\varepsilon_a}}{\alpha_o A_{\varepsilon_o}} + R_o \quad (3e)$$

この熱貫流係数  $K_a$  に空気側有効面積  $A_{\varepsilon_a}$  と有効平均温度差  $\Delta\theta_m$  を乘すれば、交換熱量  $Q$  がもとめられる。逆にその型式における油冷却器の所要伝熱面積がもとめられる。

$$Q = K_a A_{\varepsilon_a} \Delta\theta_m \quad (3f)$$

#### (iv) 热伝達係数

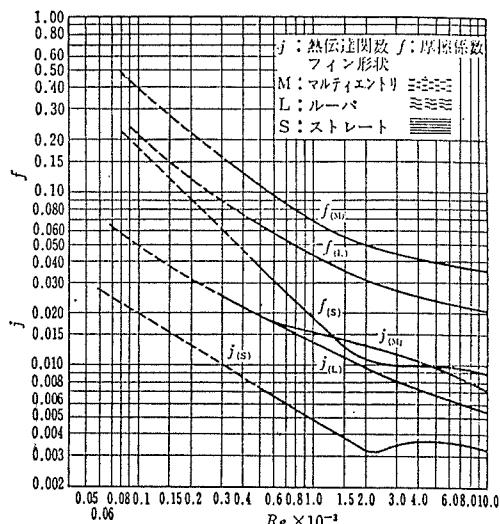
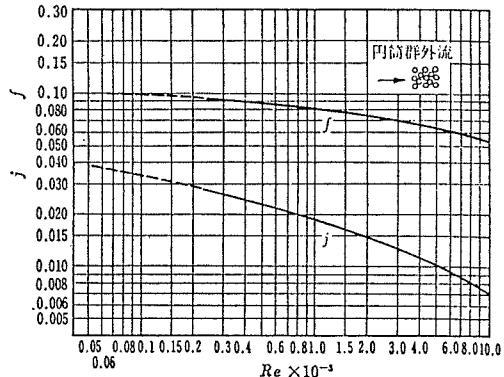
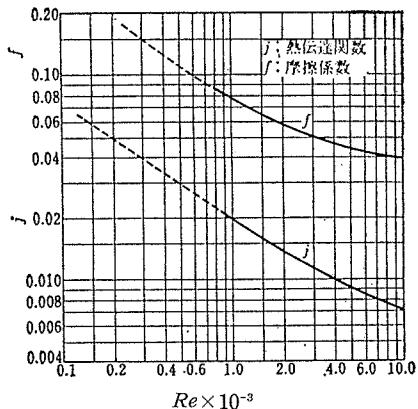
従来の油冷却器の設計に当たっては、この熱貫流係数を両流体の流量あるいは流速を関数として実験的にもとめたものを採用する例が多い。これもありる条件をもとに無数の実験を試みたデータならばそれは信頼性をもしてくれるが、実際問題として不可能に近いことである。とくに油圧機器の場合作動温度が比較的低い場合が多く、かつその温度が 40~60°C という広い範囲にまたがっているので、わずかの作動条件の変化により物性値が変化するため、設計に用いた熱貫流係数の実際値と実際運転時の値との間に差異を生ずる。したがって正確に容量をもとめるためには、固体壁両側における固体と流体との間の伝熱に関する係数すなわち熱伝達係数とその両伝熱面積、および固体壁の熱伝導係数を総括した式 (3d) から計算でもとめなければならない。

熱伝達係数は無次元解析により次式で表わされる。

$$\alpha = \frac{j C_p G_m}{P_r^{2/3}} \quad (4)$$

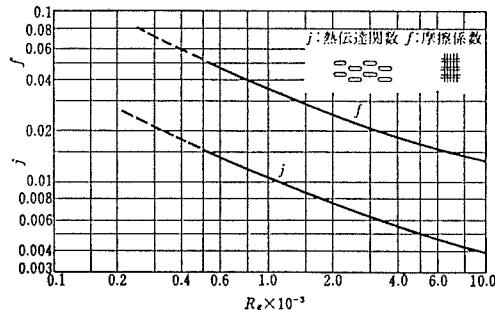
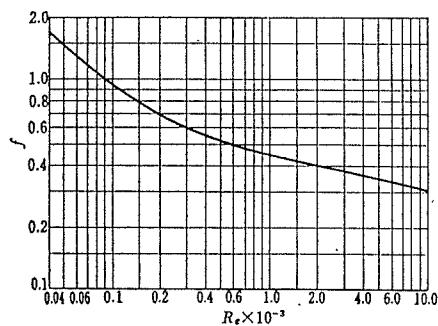
 $\alpha$ =熱伝達係数 kcal/m²h°C $C_p$ =流体の等圧比熱 kcal/kg°C $G_m$ =単位時間、単位面積当たり質量流量 kg/m²h $P_r$ =プラントル数  $= C_p \mu / \lambda$  $\mu$ =流体の粘性係数 kg/mh $\lambda$ =熱伝導係数 kcal/mh°C $R_e$ =レイノルズ数  $= \frac{uD_e}{\nu}$  $u$ =流体の速度 m/h $D_e$ =相当直径 m $\nu$ =流体の動粘性係数 m²/h $j$ =熱伝達関数

上述の熱伝達関数は流体通路の幾何学的形状で決定される値であり、各種フィン形状ごとにレイノルズ数を関数として実験的にもとめなければならない。代表的フィン形状のレイノルズ数に対する熱伝達関数が 図12~図16 に示されている。

図12 二次伝熱面型の代表的フィンの熱伝達関数と摩擦係数<sup>3)</sup>図13 代表的円管群外流の熱伝達関数と摩擦係数<sup>3)</sup>図14 代表的削り出し一体フィンチューブの熱伝達関数と摩擦係数<sup>3)</sup>

以上のごとく仕様条件より流体通路のフィン形状をきめて、同じく仕様よりレイノルズ数を算出し、そのレイノルズ数に対する熱伝達関数を図12より求めると、式(4)より熱伝達係数が計算でもとめられる。さらに式(3)eから熱貫流係数が算出され、式(3)fより所要の伝熱面積と形状がえられる。

なお、仕様条件に対して流体通路のフィン形状をきめる場合、一般的に目づまりしやすい環境あるいは騒音など

図15 フィンチューブ型の熱伝達関数と摩擦係数<sup>3)</sup>図16 シェルチューブ側の摩擦係数<sup>3)</sup>

の関係で抵抗を小さくしたい場合は、ストレートな、しかもフィンピッチのあらい形状を選択し、反対に流体抵抗を大きくとることが可能で、かつ伝熱面積を最小限にしこンパクトな油冷却器を設計したい場合は、流体を乱流にしやすい切欠形状のフィンを用いればよい。

#### (v) フィン効率

二次伝熱面を有する油冷却器（ひれ付管も含む）の伝熱面積を算出する場合、フィン効率を考慮しなければならない。すなわち、二次伝熱面は一次伝熱面に比べ有効伝熱面としての効果が低下するので、その効率を乗じて修正しなければならない。フィン効率は実際の放熱量とフィンが、フィンの根元と同一温度とした場合の放熱量の比であって、フィン高さ、熱伝達係数、熱伝導係数、フィン厚さの関数としてもとめられる。

$$\epsilon_p = \text{フィン効率} = \tanh h / h \quad (5a)$$

$$h = \sqrt{2\alpha/\lambda t}$$

$\tan h = \text{ハイパボリックタンジェント}$

$h = \text{フィン高さ m}$

$t = \text{フィン厚さ m}$

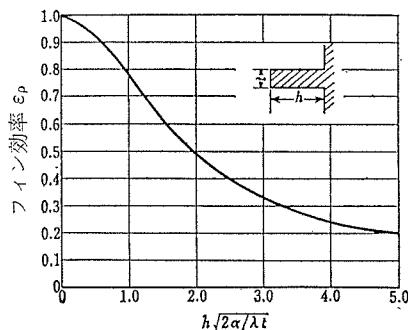
$\alpha = \text{熱伝達係数 kcal/m}^2\text{h}^\circ\text{C}$

$\lambda = \text{熱伝導係数 kcal/mh}^\circ\text{C}$

二次伝熱面型油冷却器のフィン効率を図17に示す。

一次伝熱面積を  $A_1$ 、二次伝熱面積を  $A_2$  とすると有効伝熱面積は次式でもとめられる。

$$A_e = (A_1 + A_2 \epsilon_p) \text{ m}^2 \quad (5b)$$

図17 二次伝熱型油冷却器のストレートフィンのフィン効率<sup>3)</sup>

油冷却器の圧力損失が伝熱面積の算出同様重要なことはすでに述べたが、その算出に当たっても伝熱計算同様流量あるいは流速に対する単純なる圧力損失の実験値にたよることは、設計値と実験値との間に誤差を生じひいては作動油の過熱過冷をもたらす結果となるので、これについてもレイノルズ数  $R_e$  に対し、各流体通路形状ごとにしかも流れを部分的に分けた各セクションごとに求めたのちに次式のごとく総計して全圧力損失を求める。

$$\Delta P = \frac{v^2 \rho}{2g} \left( \frac{4fL}{D_e} + \epsilon_1 + \epsilon_2 \right) \quad (6)_a$$

$\Delta P$  : 圧力損失 kgf/m<sup>2</sup>

$\rho$  : 流体の密度 kg/m<sup>3</sup>

$v$  : 流速 m/s

$f$  : 摩擦係数

$L$  : 通路長さ m

$D_e$  : 流体通路の相当直径 m

$g$  : 重力の加速度 m/s<sup>2</sup>

$\epsilon_1, \epsilon_2$  : 出入口損失係数

一般に  $\epsilon_1 + \epsilon_2 = 1 \sim 1.5$

代表的フィン形状のレイノルズ数に対する摩擦係数が図12に示されている。

圧力損失の計算に当たっては、熱交換器本体のみならず関連する配管抵抗の算出もなおざりにできない。なお、表3に各種流体の汚れ係数を、図18に各種油冷却器の代表的熱貫流係数を示す。

最後に設計手順をまとめると次のとおりである。

まず、自然放熱量をもとめ油圧機器の実際発熱量よりこれを差引くと油冷却器の実際要求放熱量が求まる。

(i) 仕様条件より両流体の有効平均温度差を算出する。

表3 各種流体の汚れ係数<sup>1)</sup>

流体名	汚れ係数 (m <sup>2</sup> h°C/kcal)
市水	0.0002
河水	0.0002
海水	0.0001
冷却塔水	0.0002
作動油	0.0002
滑油	0.0002

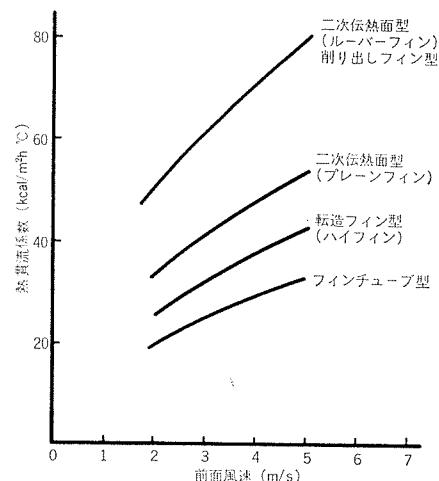


図18 各種油冷却器の代表的熱貫流係数

- (ii) 仕様条件より伝熱面積および各部寸法を仮定する。
- (iii) 仮定した各部寸法と流体の性質および流量より流速を算出しレイノルズ数より熱伝達関数と摩擦係数を求める。
- (iv) 热伝達関数と流体の物性値および流量より熱伝達係数を算出する。
- (v) 热伝達係数と汚れ係数、構成材料の熱伝導係数および伝熱板厚さから熱貫流係数を算出し、交換熱量を求める。
- (vi) フィン効率を求める。
- (vii) 摩擦係数を用い圧力損失を求める。
- (viii) 以上求まった熱交換量、圧力損失の値が、仕様条件を満足しない場合この計算を繰返し行なう。

かくしてえられた油冷却器は、仕様条件を満足する最適なものとなる。

## 9. 結 言

製造装置用熱交換器の中で油圧機器用油冷却器を対象とし、主としてユーザーの立場から概要を述べた。油圧機器の高性能化にともない熱性能はもとより耐食、耐振、耐疲労、耐目づまりなどの信頼性の高いかつ、価格の安い冷却器が要求されている。本稿が油圧機器設計者の油冷却器選定の一助ともなれば幸いである。今後、機会があればプラント関係、自動車、家電関係熱交換器についても述べてみたい。

## 文 献

- 1) 日本機械学会編; 伝熱工学資料、日本機械学会、東京、(1966), 153, 239.
- 2) 油圧技術便覧編集委員会編; 油圧技術便覧、日刊工業、東京、(1976), 483.
- 3) 油空圧便覧編集委員会編; 油空圧便覧、オーム社、東京、(1975), 707.
- 4) 吉富英明、大場一馬、有馬芳雄; 火力原子力発電, 27 (1976), 171.
- 5) 赤山二郎; 本誌, 15 (1974), 186.

## 最近のアルミニウムの連続鋳造法

吉田政博

住友軽金属工業株式会社

# 最近のアルミニウムの連続鋳造法

吉田政博\*

## Recent Development in Continuous Casting Technology of Aluminum Ingot

by Masahiro Yoshida

### 1. はじめに

連続鋳造法の起源は、1840年、Sellers<sup>1)</sup>によって考案された鉛パイプの製造法にまで遡のぼることができる。その後、現在に至るまで様々な装置が開発され、高能率化、大型化、自動化をはかるなど目覚しい発展を遂げてきた。中でも鉄鋼の分野での連続鋳造の進展は著しく、最近ではコンピューターの導入による無人化が進められている<sup>2)3)</sup>。

アルミニウムの連続鋳造は、1942年に発表された VLW Vereinigte Leichtmetall Werke, (西独)の鋳造法、あるいは、時を同じくして発表された Ennor<sup>4)</sup>による鋳造法が今日の水冷鋳型による連続鋳造 (Direct Chill Casting, D. C. 鋳造) の基礎となっている<sup>5)</sup>。アルミニウムの連続鋳造の自動化は、鉄鋼の分野に比較して遅れているが、最近これに関する報告<sup>6)</sup>もみられ、今後この方面的研究も盛んになるものと思われる。

連続鋳造法と並んで歴史的に古い金属の造塊法として、直接溶湯圧延法がある。広い意味では、これも連続鋳造法の一つと考えられるが、溶湯から直接最終製品に近い板、線が製造できることから区別される。直接溶湯圧延法の研究は、1846年、Bessemer が発表したドラムタイプの装置が先駆的なものである。その後、多くの形式が開発されたが操業条件の微妙な変化が品質に大きく影響したため実用化は今一歩という段階にあった。しかしながら、近年の制御技術の発達に伴い盛んに研究が進められ、多くの技術的問題点を克服し、現在では工業的規模にまで発展するに至っている。わが国をはじめ、世界各国で多くの形式の直接溶湯圧延装置が稼動している<sup>7)8)</sup>。

工業的に確立された金属の造塊技術を大別すると上に述べた二つになる。各々の分野で製品の品質向上、量産化のための技術開発が現場技術者、研究者によって現在でも進められており、その内容も多岐にわたっている。ここでは、技術的進歩の一端として、アルミニウムの連続鋳造法、その中でも特に最近注目されている Hot-Top 鋳造法および

電磁場鋳造法を中心に取り上げ、諸文献、特許を参考に概説することにした。

### 2. 生産性向上のための鋳造法

近年、急速に伸びたアルミニウム需要は加工部門の能力増強を促進させ、圧延機の高速度化、押出機のプレス能力アップなど大巾に生産効率の向上が計られた。それに伴い鋳造部門でも生産性向上が叫ばれ、鋳塊寸法の大型化、量産化が進んでいる。

このような背景から、生産性向上を目的とした二、三の鋳造法および鋳造技術について述べることにする。

#### 2.1 完全連続鋳造法

アルミニウムの連続鋳造は半連続鋳造 (Semi-Continuous Casting) が主体であり、鉄鋼で行なわれている完全連続鋳造 (Full Continuous Casting) はあまり普及していない。半連続鋳造が好まれるのは次に挙げる理由による。

(i) 設備が簡単で機構的に柔軟性がある。(ii) 連装の増加が容易で出湯量を増し易い。(iii) 材質の切り換えが容易である。(iv) 設備費、ランニングコストが安価である。しかしながら近年、水平式完全連続鋳造法が開発され、生産量の多い押出用合金を中心に鋳造が行なわれておらず、工業的にも稼動期に入っている<sup>9)-13)</sup>。装置は複数個の保温炉の並列稼動とベルトコンベア、フライングソーラなどの組み合わせが基本となっている。水平連続鋳造で問題となるのは非対称な凝固進行と従来の垂直式連続鋳造よりも重要とされる潤滑である。いずれも鋳塊品質におよぼす影響が大きいため技術面の改良点はこれらに関係するものが多いう<sup>14)</sup>。

図1は代表的な水平連続鋳造用鋳型ユニットを示す。鋳型の構造は従来法と本質的には変わらないが、溶湯浴と鋳型開口部の間の仕切板に工夫が凝らされている。図1.(a)はアルコア社の例を示すが、仕切板の溶湯供給口は下方に位置し、凝固が鋳塊断面で均一に進むよう溶湯が流入する。図1.(b)はカイザー社の例であるが、仕切板は二段に設けられ溶湯の流動を極力抑制している。潤滑剤は鋳型と仕切

\*技術研究所

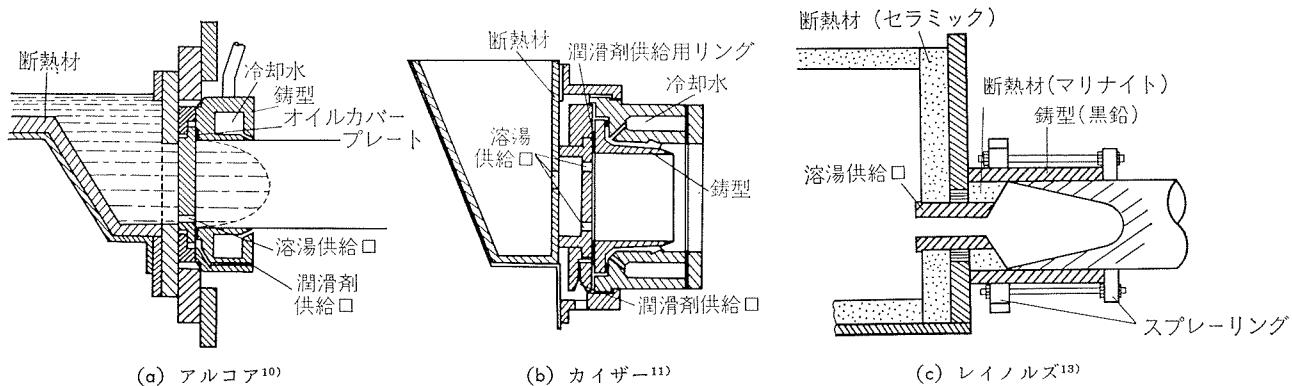


図1 各社の水平連続鋳造用鋳型ユニット

板の境界に設けられた環状リングから鋳塊表面に供給され、表面品質の改善とスムースな引抜きを可能にしている。レイノルズ社のように潤滑剤を用いる代わりに潤滑性の良い黒鉛鋳型を使用する場合もある。

水平連続鋳造は、あとに述べる Hot-Top 鋳造を横型にしたものとみることができ、フロート、ノズルが不要となり、手作業部分が省略化され作業人員が少なくてすむ。また、ピット、鋳塊取出し用クレーンを必要としないため設備がコンパクトになるほか、連続稼動による歩留り向上、平滑な鋳塊表面が得られるなど多くの利点を持っている。

## 2.2 高速連続鋳造法

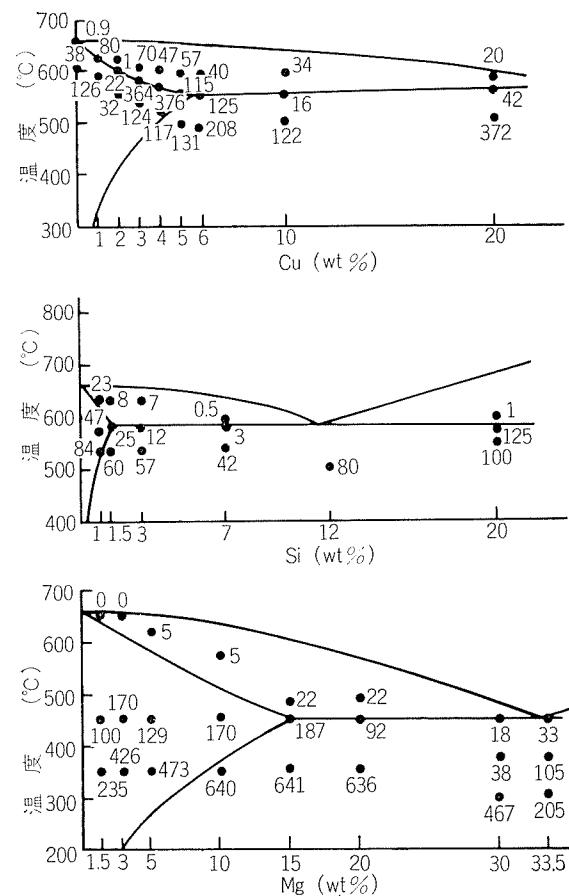
アルミニウムの鋳造速度は、通常、40~150mm/minと低いため、この鋳造速度を上昇させることによってサイクルアップを計り、生産効率を上げることが試みられている。鋳造速度を上げると鋳塊割れが発生し易くなるため従来の鋳造法では自ら限界があり、実現は難しいとされていたが、最近、高速化の検討を行い試験的に成功した実施例があるのでそれを紹介する。

### 2.2.1 鋳造割れの問題

鋳造割れには凝固後、固体内で発生するものと、凝固過程中に発生するものとがあるが、鋳造時に問題とされるのは後者の凝固過程中に発生する熱間割れ (Hot Cracking) である。

鋳造割れの発生機構を解明する重要な因子の一つに固液共存域での強度がある。図2はAl-Cu, Al-Si, Al-Mg二元合金の凝固過程中の高温強度を示す<sup>15)16)</sup>。固液共存域においてもわずかな引張強度が存在し、この材料強度と凝固過程中に発生する収縮応力との差は固液共存域で最も小さくなるため、鋳造割れはこの領域で発生する可能性が大きいとされている<sup>15)</sup>。Bishopら<sup>17)</sup>、小林<sup>18)</sup>は鋳造割れに影響をおよぼす要因として固液共存域の広さのほか、結晶粒度、ガス含有量、合金成分(共晶組成付近は割れが少ない)などを挙げている。

連続鋳造中に発生する鋳造割れは、上に述べた凝固過程中に固液共存域で生ずる微小割れが鋳型冷却、直接冷却による冷却過程で、熱応力のために拡大、進展するものと考えられる。

図2 Al-Cu, Al-Si, Al-Mg二元合金の鋳造冷却過程中的試料の高温強さ<sup>15)16)</sup>ただし 200mm<sup>2</sup>に対する破断応力 kg。

えられている。Moriceau<sup>19)</sup>は材料の破断強度以下の熱応力であっても微小割れの存在によって鋳造割れが発生することを確かめている。また、熱応力解析によって鋳造割れにおよぼす鋳造条件の影響を調べ、鋳造速度の増加によって鋳塊中心部の引張応力は増大し割れ易くなる結果を得ている。Bryson<sup>20)</sup>は鋳造割れと冷却速度の関係を調べ、鋳造割れが生じた鋳塊は鋳塊表皮と中心部での冷却速度に差があり、熱応力によるひずみが大きいことを報告している。

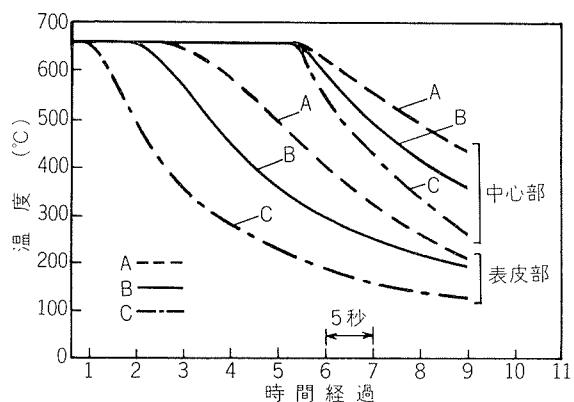


図3 6063合金ビレットの鋳造速度による鋳塊中心部、表皮部の冷却曲線の変化 (Bryson)<sup>20)</sup>

A : 4in/min (割れなし), B : 6in/min (割れが発生しない限界), C : 9in/min (割れ発生)。

図3は6063合金ビレットの鋳造速度を変化させた場合の冷却曲線を示したものである。鋳造速度の増加によって、表皮部の冷却曲線は中心部の冷却曲線より変化が大きく、冷却速度にかなりの差が認められる。このような結果からBryson<sup>20)</sup>、久保田ら<sup>21)</sup>は中心部と表皮部の冷却速度の差が鋳造割れと密接な関係にあることを実験的に確かめ、この冷却速度の差、あるいは比が鋳造割れ発生を知る有用なパラメーターになると報告している。

このように、鋳造割れは連続鋳造中の冷却強度、冷却形態と密接な関係にあるため、鋳造速度の高速化では、これらのことを見計らなければならない。

#### 2.2.2 高速連続鋳造法

図4はBrysonが提案した高速鋳造用の冷却パターンでありDelayed Quench Cooling (D.Q.冷却)と呼ばれるものである。冷却帯は第一冷却帯(鋳型冷却、直接冷却)と第二冷却帯の二つからなり、第二冷却帯はサンプ底部に冷却水が当たるように配置される。鋳造速度が増加すれば

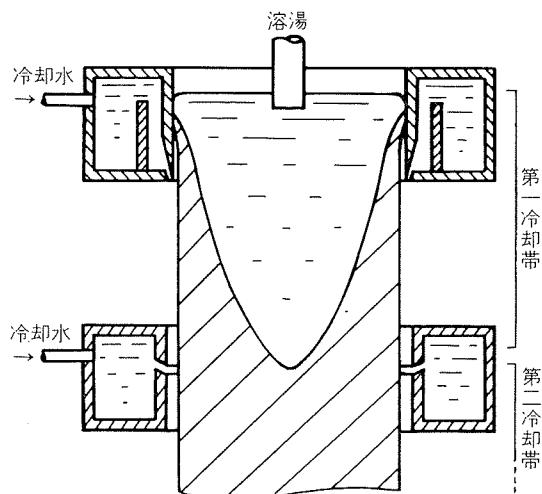


図4 高速鋳造用の冷却パターン、Delayed Quench Cooling<sup>22)</sup>

サンプは深くなるので、第二冷却帯は高速ほど下方に位置することになる。このような冷却パターンによって、凝固が完了する位置(サンプ底部)での鋳塊表皮の冷却速度が増加し、その結果、表皮部の圧縮応力が増大するため鋳造割れの原因となる中心部の引張応力を減少させることができる。この方法では、第一冷却帯の冷却能力を小さくし、第二冷却帯に達するまで冷却速度を低く保つことが重要となる。特許<sup>22)</sup>によれば、直径150mmの6063合金の鋳造の場合、第一冷却帯の冷却水量は30l/min、第二冷却帯の冷却水量は160l/minとしている。

図5は6063合金を高速鋳造用鋳型および従来の鋳型を用いて鋳造速度230mm/minで鋳造した場合の鋳塊各部の冷却曲線を示す。図5(a)と(b)では、中心部が650°Cから600°Cに降下するまでの時間中の鋳塊各部の冷却速度に差が認められ、(a)に示した高速鋳造鋳型の方が鋳塊各部の差が少なく、熱応力によるひずみが小さいことを示している。

Nawataら<sup>23)</sup>は、鋳塊中心部の凝固時間と鋳造速度の関係を調べ、凝固時間が90±10秒の範囲にあるものは鋳造速度が600~700mm/minであっても鋳造割れの発生がなかったと報告している。また、高速用の冷却パターンとしてBrysonの冷却法と全く同様の形態を考えている。関連特許<sup>24)</sup>によると、サンプ深さが(1)式を満たすよう冷却を調

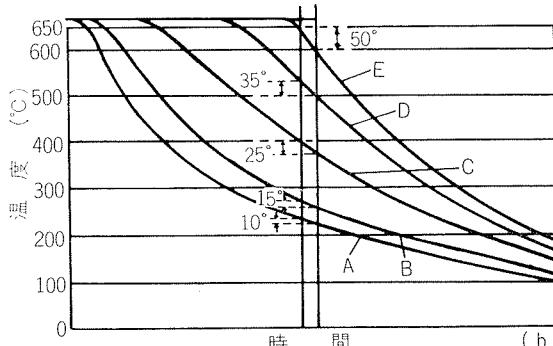
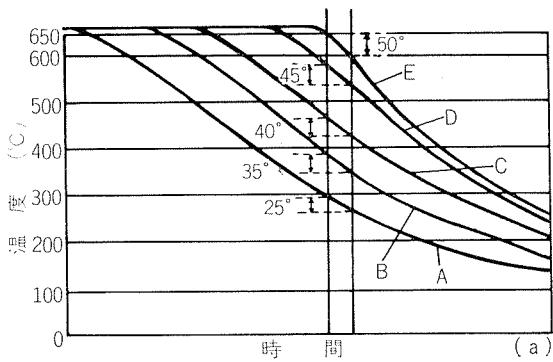


図5 6063合金6インチビレットの鋳塊各部の冷却曲線<sup>22)</sup>

(鋳造速度: 230mm/min)

(a) 高速鋳造用鋳型の場合、(b) 従来の鋳型の場合

A, B, C, D, Eは鋳塊表面からそれぞれ19mm, 25mm, 38mm, 50mm, 75mm離れた位置の冷却曲線。

節することによって鋳造割れのない健全な鋳塊が得られるとしている。

$$Sh = (0.006 \pm 0.0015) V \cdot D \quad \dots(1)$$

ここで, Sh はサンプ深さ(mm), V は鋳造速度(mm/min), D は鋳塊直径(mm) である。図 6 は直径 220mm の 6063 合金のサンプ深さ、鋳造スピードと割れ発生の関係を示したものである。サンプ深さが (1) 式を満たすものは鋳造速度が 1000mm/min 以上となっても鋳造割れは生じていない。

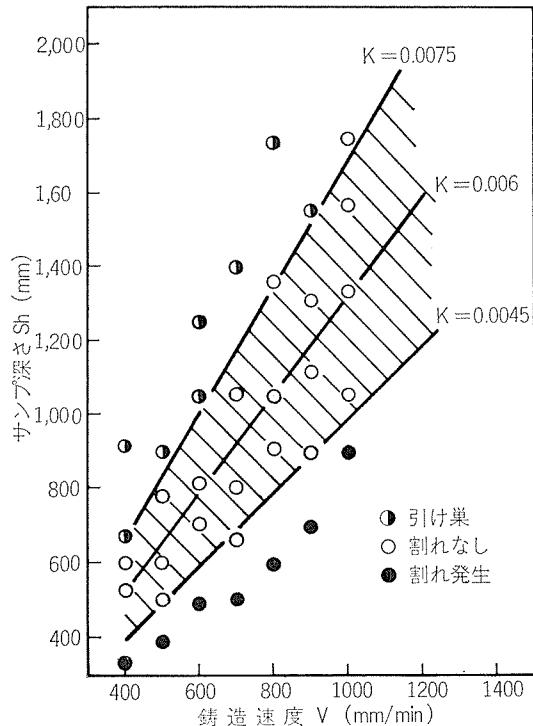


図 6 鋳造割れにおよぼすサンプ深さと鋳造速度の影響<sup>24)</sup>  
6063合金, 直径 220mm。

このように、D.Q. 冷却法のような高速鋳造用の冷却パターンを使用すれば、鋳造速度が増加しても鋳造割れない鋳塊を得ることができるが、組織的には必ずしも良い鋳塊であるとはいえない。Nawata らが報告しているように鋳塊の中央部に金属間化合物が多く発生したり、凝固速度の低下によって結晶粒が大きくなり機械的性質の劣化を招いたりする。しかし、アルミニウムの鋳造速度の高速化は、鋳造作業の自動化、無人化と並んで、重要な課題の一つであり、今後の研究に期待が持たれる。

### 3. 鋳塊表面の改善

近年、溶湯処理技術の進歩、結晶微細化剤の開発によって鋳塊の内部品質は大いに改善された。一方、鋳塊の表面品質も鋳造方法との関連において研究が進められ、数々の新しい試みがなされてきた。ここでは、その幾つかの例を述べることにする。

鋳塊の表面欠陥は、一般的には冷却能力の小さい鋳型冷却部で発生するとされている。これは鋳型部で形成される凝固殻が薄く脆弱であるため、再溶融、静液圧による変形を起こしやすいからである。代表的な表面欠陥としては、発汗、酸化物の巻き込み、鋳型との摩擦によるヒキツリ、鋳型壁との micro-welding、ガス孔、コールドシャットなどがあげられる。従来、鋳塊表面改善の目的のために潤滑剤を供給する方法が用いられ、その供給方法に工夫を凝らすことによりかなり効果を上げている。鋳型に微振動を加えて鋳塊表面が改善されるという報告もある<sup>20)</sup>。しかしながら、これらの方法では、表面欠陥の中でも品質におよぼす影響が大きい発汗現象やこれと密接な関係にある鋳塊偏析を根本的に解決することは難しい。この目的のためには、鋳型内で形成される薄い凝固殻をなくし、直接冷却によって形成される強固な凝固殻のみで鋳造することが重要となる。

#### 3.1 発汗現象と鋳塊偏析

鋳塊表面に発生する発汗の生成機構については、Siebel ら<sup>26)</sup>, Collins<sup>37)</sup>, 小菅ら<sup>38)</sup>の研究がある。発汗はエアギャップの形成による鋳塊表面部の冷却速度の低下のために、鋳塊凝固殻が再溶融を起して発生することが定説となっている。Siebel ら、小菅らは凝固殻基部で生成するというのに対し、Collins はメニスカス近傍の凝固殻先端で生成するとしている。発汗現象は鋳型部の熱伝達と密接な関係にあり、鋳型部の熱伝達を良くし強固な凝固殻を形成することによってある程度防止できる。しかし、鋳型部冷却を過度に強めることは凝固がメニスカスまでおよびコールドシャットと呼ばれる表面欠陥が発生したり、チル層の厚さが増大するため好ましくない。

発汗部は、溶質元素（特に Fe）の著しい偏析を伴うこともよく知られている。このような鋳塊偏析は逆偏析の著しい場合と考えられており<sup>29)</sup>、これは均質化熱処理によつても除去されないとから鋳造後切削によって取り除かれる。逆偏析はいうまでもなくデンドライト形態を示す凝固過程において、デンドライト樹枝間に排出された濃化融液が鋳塊表皮へ押し出されて生ずるものであるが、最近、McCubbin<sup>30)</sup>は鋳塊表面偏析が逆偏析のみならず正偏析によって起こると報告している。すなわち、メニスカス近傍では鋳型壁と収縮によって内側へ傾斜した凝固殻との間に固液共存域があるとし、この領域での凝固方向が凝固殻から鋳型壁方向へ進む場合、正偏析によって鋳塊表面偏析が形成されると説明している。実際の鋳塊においても鋳塊表面のデンドライト組織が明らかに凝固終了端と思われるものや、内側へ収縮した凝固殻の根跡が観察される。

発汗現象、鋳塊偏析のような表面欠陥はいずれも鋳型冷却部で発生している。従って、鋳型冷却を極力なくすことによって表面欠陥は少くなり、従来の連続鋳造に観察されるチル層をなくすことができるなど、鋳塊品質の向上が期待できる。

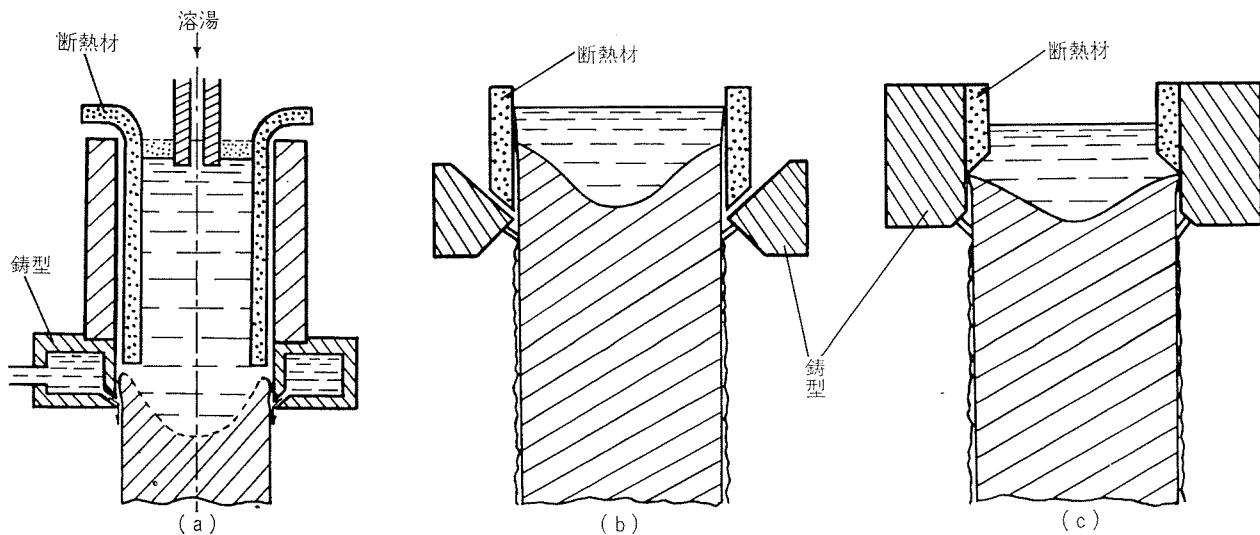


図7 鋳型冷却をなくした鋳造法

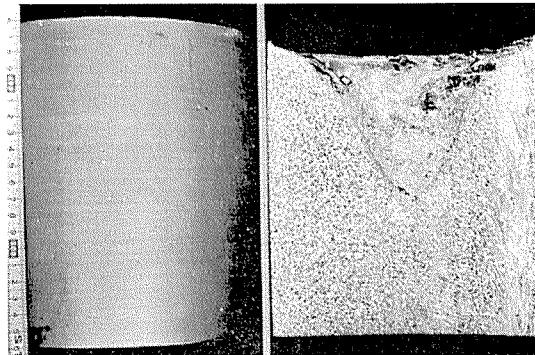
(a) Trapiedによる鋳造法<sup>31)</sup>, (b)(c) Moritzによる鋳造法<sup>32)</sup>

### 3.2 鋳型冷却のない鋳造法

Trapied<sup>31)</sup>は図7(a)に示すような鋳型でCu-Ni合金、アルミブロンズ、アルミブラスの連続鋳造を行っている。Moritz<sup>32),33)</sup>は図7(b),(c)に示すようなグラファイトの断熱鋳型と冷却管とを分離した鋳型や、通常の鋳型に断熱材を内張りした鋳型を用いて表面欠陥のないアルミニウム鋳塊を得ている。この他、似たような鋳造法が幾つか考案されている<sup>34),35)</sup>。しかし、いずれも試験的には成功したもののが生産性の問題、断熱材の寿命が短かいなど工業的に実用化されるまでには至らなかった。特に、断熱材を内張りする図7(a),(c)の型式では、あとでHot-Top鋳造の項で述べるように、断熱材下端部付近に直接冷却による凝固殻先端が来るよう鋳造条件を調節してやる必要があり操業上の問題も多い。

鋳型内湯面高さを低くして鋳造することも鋳塊表面改善に効果がある。この低湯面鋳造の場合、凝固殻の再加熱時間が短くなるほか、未凝固溶湯部の持つ熱容量が小さくなるため、再溶解は起りにくくなる。従って、発汗などの表面欠陥は少なくなり、組織的にもチル層の厚さが薄くなるなど良好な鋳塊を得ることができる<sup>35),36)</sup>。

低湯面鋳造では、湯面レベルのコントロール、鋳塊周囲での均一な冷却、溶湯の均一な配分などに留意する必要がある。このような条件さえ整えば鋳型にほとんど接触することなく鋳造することも可能である。すなわち、直接冷却によって形成された凝固殻上の溶湯部が表面張力のみで保持されるよう鋳造条件を調節することによって達成し得る<sup>37)</sup>。この場合、精密なる湯面調節を必要とするが、筆者ら<sup>38)</sup>は、鋳型を上下させて相対的に湯面高さを調節する方法によって極めて平滑な鋳塊表面を有する鋳塊を得た。図8は、この鋳造方法による1020合金の鋳塊表面とその時のサンプ形状を示す。鋳型冷却がほとんどないため表皮部のチル層は存在せず、鋳塊偏析も従来法より少ない結果を得ている。

図8 湯面調節によって鋳型冷却をなくした鋳塊の鋳塊表面外観  
とサンプ形状<sup>38)</sup> 1020合金、9インチビレット

この方法で矩形型鋳塊を鋳造する場合は、鋳塊周囲で直接冷却による凝固殻高さに差があるため冷却水量、あるいは鋳塊表面と冷却水との衝突点(冷却点)の高さを変えるなどして鋳塊周囲で凝固殻高さが均一になるよう調節する必要がある。

### 3.3 Hot-Top鋳造法

近年、各国のアルミ会社で開発が進められ、すでに実用化されている鋳造法にHot-Top鋳造法がある。この方法は図7(a)のTrapiedの鋳造法をさらに発展させたもので原理的には前節で述べた内容と同様、鋳型冷却をなくすことによって主眼が置かれている。

Hot-Top鋳造は短小な鋳型(通常30mm前後)の上に断熱耐火物製浴を設置し、この浴内に溶湯を保持させて鋳造を行うもので、湯面調節が不要なうえ、酸化物の巻き込みや発汗のない良好な鋳塊が得られる。

#### 3.3.1 Hot-Top鋳型

図9は代表的なHot-Top鋳型を示す。溶湯の供給方法は初期の形式においては上方からノズルによって供給していたが、最近は溶湯供給栓と断熱耐火容器内の湯面レベル

を同じにする水平注湯 (Level Pouring) が主体となり、これらを総称して Level Pour Casting とも称する。

各社の Hot-Top 鋳型の基本的構造は、ほとんど同じであり、短小な鋳型の上にそれより内径の小さな断熱耐火容器 (Hot-Top) を配置し、鋳型上面と断熱耐火容器の間に潤滑剤供給のための工夫が凝らされている。潤滑剤はポンプにより鋳型上部に設けられた細孔、多孔質物質、耐火繊維などを通して最適量が供給され、鋳塊のスムースな下降を助けるとともに良好な鋳塊表面が得られるよう鋳型上部の熱伝達を調節している。VAW 社のように断熱耐火容器の張り出し部直下に生ずるエアギャップが大気圧よりも低いことから、鋳型内壁上部に細かな溝を設け、自動的に潤滑剤を供給する型式もある<sup>39)</sup>。

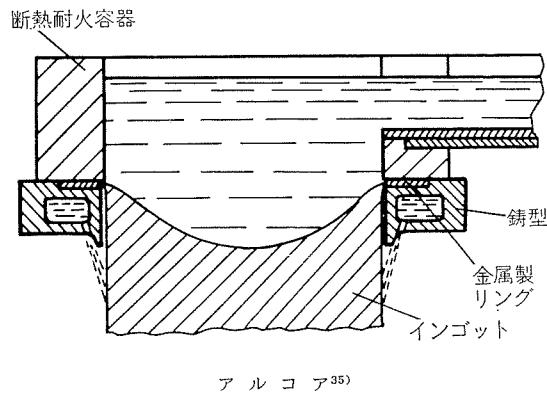
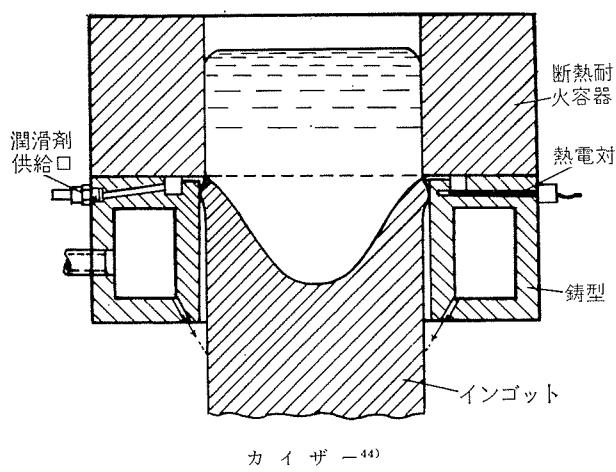


図9 代表的なHot-Top鋳造用鋳型

### 3.3.2 偏析と鋳塊表面

Hot-Top鋳造で一番問題とされるのは、著しい偏析を伴ったリップルが鋳塊表面全体に発生することである。図10は、鋳塊表面に観察される代表的なリップルを示す。リップルの生成機構は Trapped<sup>31)</sup>、Bergmann<sup>40)~42)</sup>によって説明されており、最近では及川ら<sup>43)</sup>の解説がある。すなわち、図11に示すように鋳型で形成された凝固殻が鋳塊と共に下降する際、断熱耐火容器の張り出し部直下でギャップを生成し (a~e 段階)、熱伝達の減少によってついには凝

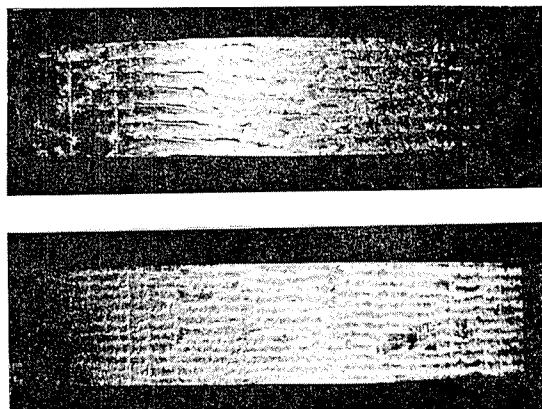


図10 Hot-Top 鋳造において観察される鋳塊表面のリップル (Leoniら)<sup>45)</sup> 直径 110mm, Al-0.5%Mg-0.4%Si 合金ビレット

固殻が破れ (f 段階)，次の新たなリップルが形成される。これを周期的に繰り返すことによって図10に示すようなリップルが形成される。図12は、Hot-Top 鋳塊（直径 9in., 6063合金）の鋳肌近傍の組織とFe, Si, Mg の濃度変化をEPMAによって調べた結果を示したものである。成分元素は、リップルがオーバーラップした部分でピーク値となり、この部分で特に偏析が著しいことを示している。これは図11の c ~ e 段階で、熱伝達不良から凝固速度が低下し、凝固殻近傍の溶質濃度が高くなり、それが、f 段階において流入するためと説明されている。このように、

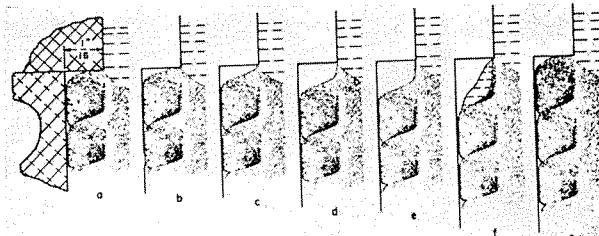


図11 Hot-Top 鋳造における表面リップルの形成機構 (Bergmann)<sup>40)</sup> 6063 合金, 9 インチビレット  
鋳造速度 : 4in/min  
鋳造温度 : 700°C  
周期 (a ~ g) : 1.5秒

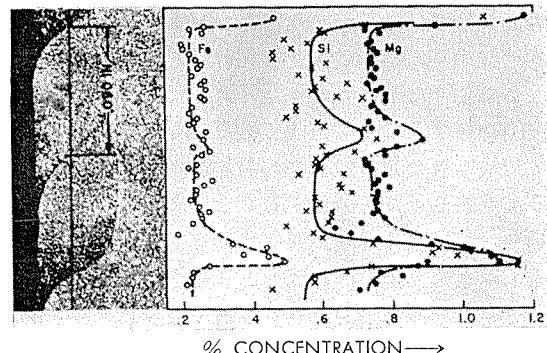


図12 表面リップルの組織とEPMA分析による表面下0.03インチ部分の偏析状態(Bergmann)<sup>40)</sup> 6063 合金, 9 インチビレット

リップル、偏析は凝固殻上部での熱伝達状態と密接な関係にあるため、鋳塊表面改善、偏析低減は鋳型上部の熱伝達を調節することによって達成される。

図13は、断熱耐火容器下部の張り出し量が鋳塊表皮組織におよぼす影響を示したものである<sup>42)</sup>。張り出し量が大きいほどリップルの形成が著しくなり、偏析も内部までおよぶようになる。理想的には張り出しがない方が好ましいが、加工精度の問題、使用中の摩耗による損傷などがあり、鋳型内径より大きくする必要がある。

鋳造速度も鋳塊表面程度に大きな影響をおよぼす。直接冷却による凝固殻が、図9に示すように断熱耐火容器下端に来るよう鋳造速度を調節することによって平滑な鋳塊表面を得ることができる<sup>44)</sup>。また、断熱耐火容器内の湯面レベルもリップル、偏析と関係があり、湯面レベルを低くすると静液圧および熱容量が減少し、鋳塊表皮部の偏析が低減されると報告している<sup>42)</sup>。

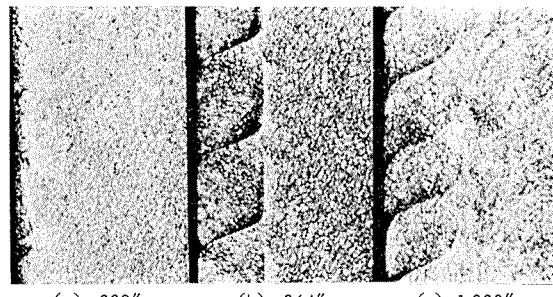


図13 断熱耐火容器の張り出し量がおよぼす組織への影響  
(Bergmann)<sup>42)</sup>

Leoniら<sup>45)</sup>は図14に示すように断熱耐火容器の張り出しを大きくし、さらに勾配をつけることにより、鋳型内の溶

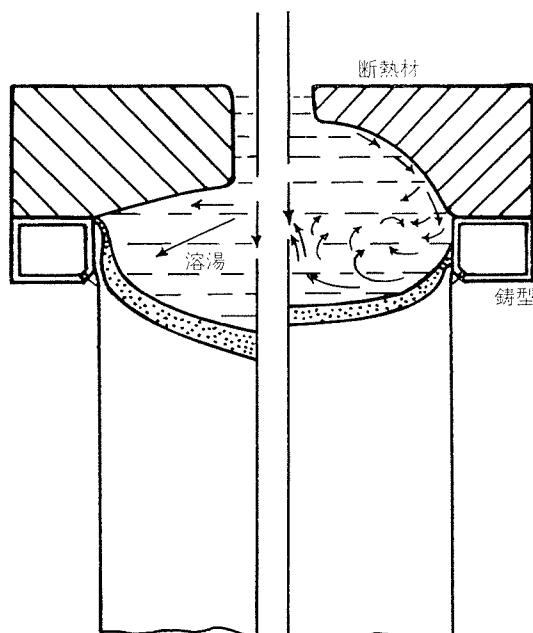


図14 断熱耐火容器下端の勾配がおよぼす凝固殻形状への影響  
(Leoniら)<sup>45)</sup>

湯流動を積極的に起こして、鋳塊組織、鋳塊表面におよぼす流動の影響を調べている。その結果、断熱材の勾配が大きいほど、すなわち、溶湯流動が強いほど組織は微細になり、鋳塊表面のリップルも軽度になると報告している。これは鋳型上部に流入した熱い溶湯が鋳型冷却による薄い凝固殻の形成を抑制したために鋳塊表面が改善されたものである。その他、鋳型と断熱耐火容器との間に金属製リングを挿入し鋳型上部での熱抽出を少なくして偏析、鋳塊表面を改善する考案も出されている<sup>46)</sup>。この場合、リングの材質、厚み、鋳型壁からの張り出し量は鋳造条件に合った最適なものを選択する必要がある。

鋳型と断熱耐火容器の間から供給される潤滑剤によっても鋳塊表面は改善されるが、これは鋳型壁と鋳塊間の潤滑剤の薄膜が鋳型上部の熱伝達を弱めた結果である。

### 3.3.3 凝固殻高さと鋳造条件

Hot-Top 鋳造では、鋳型上部が断熱材で囲まれているため従来の連続鋳造より溶湯部の持つ熱容量が大きい。したがって鋳型冷却による薄くて脆弱な凝固殻は容易に再溶融を起こし、発汗などの鋳塊表面欠陥を生ずるので、Hot-Top鋳造では低湯面鋳造と同様に直接冷却による強固な凝固殻のみで鋳造することが重要となる。この場合、すでに述べたように断熱耐火容器と鋳型との境界部に凝固殻先端が来るよう鋳造条件を調節する。

ここで、直接冷却による上方への凝固距離を考えてみることにする。図15に示すような簡単なモデルを考え、Aを凝固殻の先端、Bを冷却水と鋳塊との衝突点（冷却点）とする。この時の熱伝導基礎式は(2)式で表わされる。

$$\frac{\partial T}{\partial t} + v \frac{\partial T}{\partial z} = \alpha \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad \dots(2)$$

いま、定常状態とし、Z方向の伝導のみを考えると(2)式の左辺第一項、右辺第一項は省略され(2)'式を得る。

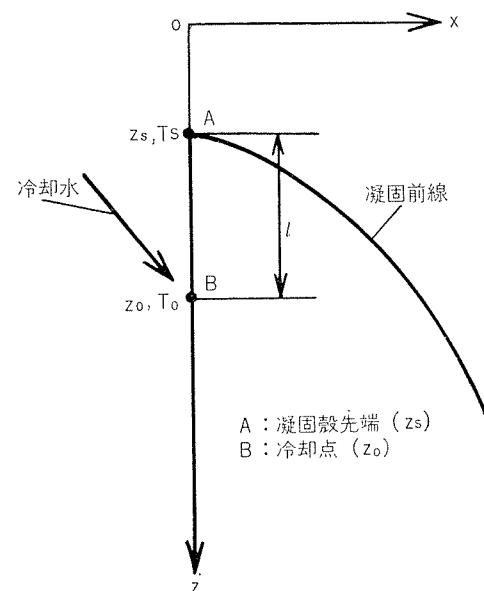


図15 直接冷却による上方への凝固高さ

$$\frac{dT}{dz} = \frac{\alpha}{v} \cdot \frac{d^2T}{dz^2} \quad \dots(2)'$$

$$z=z_0, \quad T=T_0 \quad \dots(3)$$

$$z=z_s, \quad T=T_s \quad \dots(4)$$

$$-\left(\frac{dT}{dz}\right)_{z=z_s} = \frac{v}{\alpha} \left( T_m - T_s - \frac{L}{c} \right) \quad \dots(5)$$

(3)～(5)式の境界条件のもとで(2)'式を解くと、(6)式を得る。

$$z_0 - z_s = \frac{\alpha}{v} \cdot \log_e \frac{T_m - T_0 + L/c}{T_m - T_s + L/c} (= l) \quad \dots(6)$$

ただし、 $\alpha$ ：熱拡散係数 (cm<sup>2</sup>/s)

$v$ ：鋳造速度 (cm/s)

$T_s$ ：凝固温度 (°C)

$T_m$ ：鋳造温度 (°C)

$T_0$ ：冷却点の表面温度 (°C)

$L$ ：凝固潜熱 (cal/g)

$c$ ：比熱 (cal/g°C)

従って、冷却点の鋳塊表面温度を知れば、(6)式によってその点での凝固高さを推定することができる。

図16は鋳造速度を変化させた場合の凝固高さ( $l$ )と鋳塊表面欠陥との関係を示したものである<sup>44)</sup>。鋳造速度が遅過ぎる(a)の場合は、断熱耐火容器の内壁まで凝固が進み、鋳塊

表面には亀裂が発生する。(d)のように、鋳造速度が速過ぎる場合は、鋳型冷却による薄い凝固殻が長くなり発汗などの表面欠陥を生ずる。(b)あるいは(c)のように、鋳型の上端か、それよりわずかに低い所に凝固高さが来るよう鋳造速度を調節した場合は、表面欠陥のない鋳塊が得られる。

Hot-Top鋳造は鋳造作業が簡略化され、少人数の作業員によって高品質の鋳塊が鋳造できる。最近の優れた耐熱材料の開発により断熱容器の寿命は大巾に伸び、コスト的にも従来の鋳造法に十分みあつたものとなっている。現在、この鋳造法によって需要の多い6063合金を中心として、その他2000, 5000, 7000番台の合金も鋳造されている。またLevel Pouringによって多連装化が容易となり、直径8in.ビレットの32連装設備で鋳造を行なっているとの報告もある<sup>39)</sup>。Hot-Top鋳造は、ビレット用の鋳造法として今後ますます採用されるものと思われる。

#### 4. 電磁鋳造法

最近の連続鋳造技術の中で全く新しい鋳造法として脚光を浴びているのがソ連で開発された電磁鋳造(Electromagnetic Casting)である。1960年より各国に特許申請がなされ、日本にはその年の10月に申請されている(昭和50年9月10日、公告)。

電磁鋳造では鋳型を用いないため溶湯は自由表面で凝固

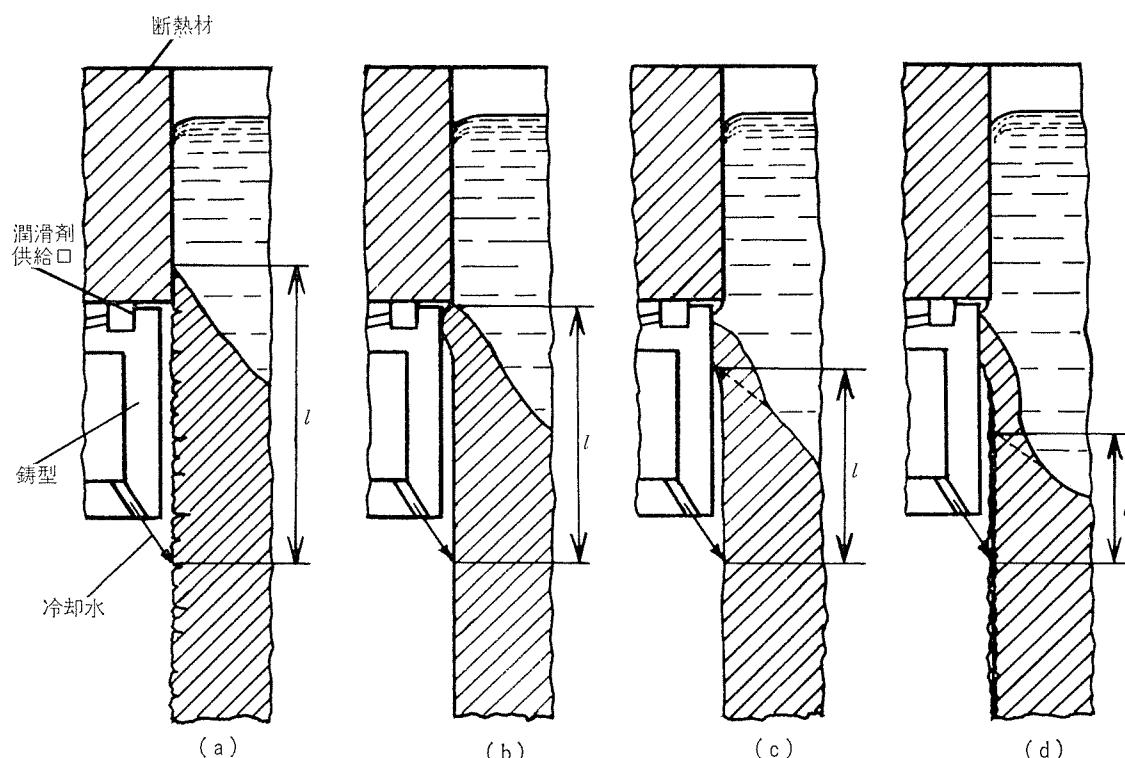


図16 Hot-Top鋳造における凝固高さ、鋳塊表面と鋳造速度との関係<sup>44)</sup>

- (a) : 鋳速速度が遅すぎる場合
- (b) : 最適な鋳造速度の場合
- (c) : 適当な鋳造速度(上限)の場合
- (d) : 鋳造速度が速すぎる場合

し、かなり平滑な鋳塊表面が得られる。また、付随的に発生する電磁攪拌作用により鋳塊組織は微細化され、組織的にも優れた鋳塊を得ることができる。アメリカでは、既にカイザー社、レイノルズ社がライセンスを導入しているのをはじめ、我国でも昭和47年に三菱化成(株)が技術導入を行ないテスト結果の報告もなされている<sup>47,48</sup>。ソ連では、1970年には年間30000tが電磁鋳造によって鋳造が行なわれたといわれ、1971年以降、飛躍的に増大しているようである。

ここでは、電磁鋳造法の概要を諸文献、特許を参考に述べることにする。

#### 4.1 電磁鋳造の原理

原理そのものは古くから知られている誘導加熱と同じであり、誘導加熱では被加熱体中に流れる誘導電流による熱エネルギーを利用するのに対し、電磁鋳造ではコイル電流と誘導電流間に働く電磁気的な反発力を利用するものである。図17に示すように、コイルに交流電流を流すと溶湯中には逆向きの誘導電流が流れ、コイル電流との相互作用によって Fleming の左手則に従う中心向きの電磁力が発生する。この力により溶湯はコイルと相似形の形状に保持され、鋳造が行われる。電磁力は次の Maxwell の電磁方程式を解くことによって得られる。

$$\operatorname{rot} E = -\frac{\partial B}{\partial t} \quad (\text{CGS 電磁単位}) \quad \dots(7)$$

$$\operatorname{rot} H = 4\pi i + \frac{\partial D}{\partial t} \quad \dots(8)$$

$$i = \sigma E \quad \dots(9)$$

$$D = \epsilon E \quad \dots(10)$$

$$H = \mu B \quad \dots(11)$$

ただし、 $E$ ；電界の強さ、 $B$ ；磁束密度、 $H$ ；磁界の強さ、

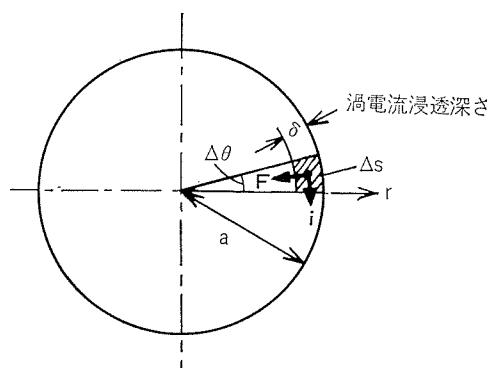
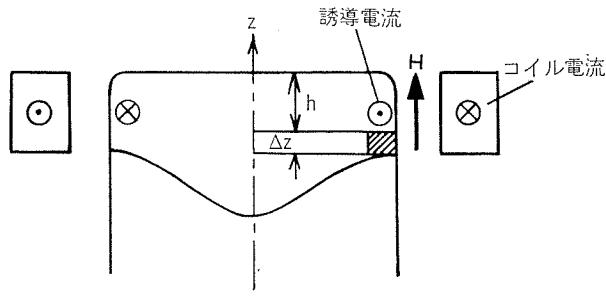


図17 電磁鋳造法の原理図

$i$ ；電流密度、 $D$ ；電束密度、 $\sigma$ ；電荷密度、 $\epsilon$ ；誘電率、 $\mu$ ；透磁率

円柱座標系を考え、 $E = (0, E_r, 0)$ 、 $H = (0, 0, H_r)$ とし、電磁界が一定の角周波数  $\omega$  で変化する場合、(7)～(11)式より(12)式を得る。

$$\frac{d^2 H}{dr^2} + \frac{1}{r} \frac{dH}{dr} - k^2 H = 0 \quad (k^2 = 4\pi\sigma\omega\mu) \quad \dots(12)$$

この式はよく知られた零次の Bessel 方程式であり、その解は容易に得られ、鋳塊表皮部に流れる誘導電流  $i_a$  は結局(13)式となる。

$$i_a = -\frac{\sqrt{2}}{4\pi\delta} \exp\left(\frac{\pi}{4}j\right) \cdot H_a \quad \dots(13)$$

ただし、 $H_a$ ；鋳塊表皮 ( $r=a$ ) の磁界の強さ、 $\delta$ ；電流浸透深さ ( $=\sqrt{2}/k$ ) である。

鋳塊表皮の微小部分  $\Delta v (= \delta \Delta s)$  に働く電磁力  $F$  は(14)式で与えられる。

$$F = i \times B \Delta v \quad \dots(14)$$

(11)式、(13)式を(14)式に代入すると(15)式となる。

$$F = -\frac{\sqrt{2}}{4\pi} \exp\left(\frac{\pi}{4}j\right) \cdot \mu H_a^2 \Delta s \quad \dots(15)$$

$F$  は時間的に変化するため時間平均をとり、単位面積当たりの圧力  $P_m$  を考えると(16)式を得る。

$$P_m = -\frac{\mu H_a^2}{8\pi} \quad \dots(16)$$

(負記号は中心向きであることを示す。)

一方、メニスカスから  $h$  の距離の部分に働く溶湯静液圧  $P$  は、(17)式で与えられる。

$$P = \rho gh \quad \dots(17)$$

ただし、 $\rho$ ；溶湯密度、 $g$ ；重力加速度

従って、鋳造中は電磁圧力と溶湯静液圧が釣り合っている状態であるから、(18)式の関係が成立する。

$$\rho gh = \frac{\mu H_a^2}{8\pi} \quad \dots(18)$$

(16)式では電源周波数、鋳塊寸法、装置の幾何学的要因を含んでいないが、Getselev<sup>48,49</sup>はこれらの関係を考慮した電磁圧力を求める式として(19)式をあげている。

$$P_m = \left( \frac{NI}{l_c} \right)^2 \cdot \theta(\omega_0, \alpha, \beta) \quad \dots(19)$$

ただし、 $N$ ；コイル巻数、 $I$ ；コイル電流、 $l_c$ ；コイル高さ

$\theta$  はコイル形状、電源周波数、鋳塊寸法に係わる関数であり、 $\omega_0$ 、 $\alpha$ 、 $\beta$  は次に示す式で与えられる。

$$\omega_0 = \mu f \kappa r_c^2 \quad \dots(20)$$

$$\alpha^* \approx \frac{l_c}{r_c} \quad \dots(21)$$

$$\beta^* \approx \frac{r_c}{r_w} \quad \dots(22)$$

ここで、 $f$ ；電源周波数、 $\kappa$ ；導電率、 $r_c$ ；コイル半径、 $r_w$ ；鋳塊半径

\*原文では、電流浸透深さを考慮しているがその関与分は小さいので省略した。

図18はコイルが短かい場合 ( $\alpha=0.2$ ) の関数  $\theta$  と  $\omega_0, \beta$  の関係を示したものである。  $\omega_0, \beta$  の増加とともに  $\theta$  の値は大きくなるが、  $\omega_0$  が500を越えると  $\beta$  が変化してもほとんど変わらなくなる。

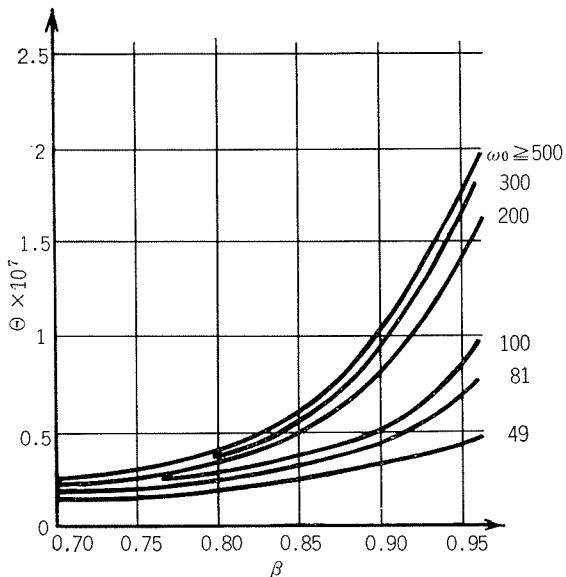


図18 関数  $\theta$  と  $\omega_0, \beta$  の関係,  $\alpha=0.2$  の場合 (Getselev)<sup>49)</sup>

(19) 式は鋳造装置、鋳造条件を同じとすれば

$$P_m = KI^2 \quad \dots(23)$$

となり、溶湯静液圧とのバランスから、結局(24)式を得る。

$$\rho gh = KI^2 \quad \dots(24)$$

(K; 装置の大きさ、電源によって決まる定数)

磁界の強さはコイル電流と比例関係にあるので、(18)式も(24)式の形式に書き改めることができる。

電磁場鋳造においては、(24)式でわかるように、溶湯保持高さが変化した場合それに応じ電磁圧(コイル電流)を変化させないとバランスがくずれ鋳塊寸法に悪影響をおよぼす。従って、極力、湯面変動がないよう鋳造することが重要となる。

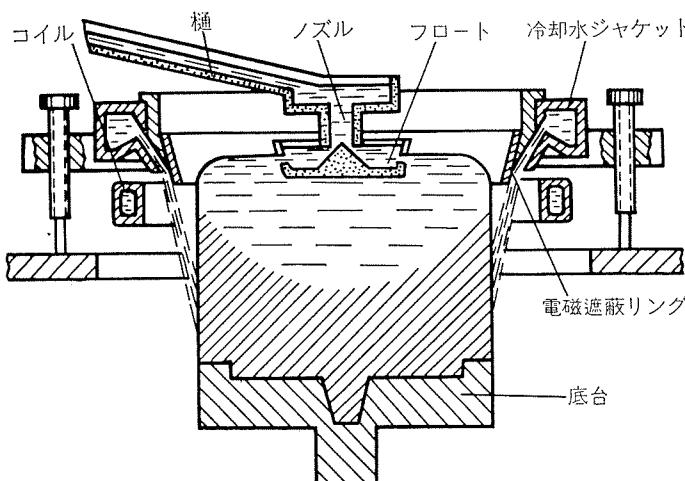


図19 電磁鋳造装置の概略図 (Mochalovら)<sup>50)</sup>

#### 4.2 電磁鋳造装置

電磁鋳造装置は、日本に申請された十件近くにのぼる特許<sup>50)~58)</sup>に詳しく説明されている。その内容の一部は既に三田村ら<sup>47)</sup>が紹介している。

図19は電磁鋳造装置の概略図を示す。コイルによって発生する交番磁場内に供給された溶湯は、電磁圧によって側面が保持され、コルク形状と相似形の溶湯柱を形成する。溶湯柱側面には冷却水が放出され、固化した鋳塊は連続的に引抜かれる。鋳造作業は、従来の連続鋳造法と特に異なった点はないが、鋳造条件は鋳塊側面に現われる固相と液相の境界部分(凝固殻先端)がコイルの中央付近に来るよう調節される。

鋳塊の横断面形状は鋳塊周囲の磁界の強さに影響されるため、定められた形状を維持するにはコイル内の磁界が均一でなくてはならない。コイル巻数が多い場合は比較的均一な磁界となるが、電磁鋳造のように一巻コイルの場合は磁界の不均一を生ずる。特に、コイル結合部分では磁界が弱く、この部分で溶湯が突出し形状欠陥になると指摘しており、これを改善するための工夫が必要となる<sup>54)</sup>。

この他、装置の構造、素材も磁界の不均一を招く要因となるため鋳型デザイン、材質には注意を払う必要がある。構造材は誘電材料であるテクストライト(フェノール樹脂系の商品名)、あるいはガラス繊維が用いられている<sup>52)54)</sup>。

溶湯柱の側面を垂直に保持するには、上方ほど静液圧が小さくなるので、それに応じ電磁圧を減少させなければならない。この目的のために設置されているのが図19の電磁遮蔽リングで、コイルと同軸にコイル高さの中央より上方に配置される。リングは非磁性金属でできており周波数に応じて材質が選択され、50~500Hzでは、アルミニウムあるいは銅が、1000~2500Hzでは比抵抗の高いステンレス鋼が用いられている。装置は、今まで各種の改良が加えられ、構造も簡単になっているが、電磁遮蔽リングは必ず設置されており、電磁鋳造法の重要なポイントの一つといえる。

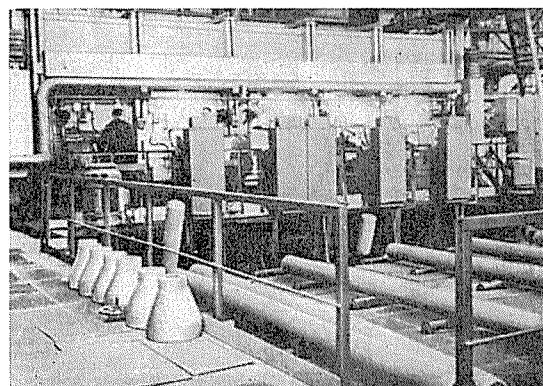


図20 ビレットの工業用電磁鋳造生産設備(Kvasovら)<sup>62)</sup>

### 4.3 電磁铸造における電気的諸条件

Mochalovら<sup>59)</sup>は丸型鉄塊の半径と周波数の関係式として(25)式を与えている。鉄塊半径が小さいほど高い周波数

$$f \geq \frac{1.26 \times 10^7}{r_c^2 \kappa} \quad (\text{Hz}) \quad \cdots (25)$$

ただし、 $r_c$ ；半径 (m),  $\kappa$ ；導電率 ( $\Omega/\text{m}$ )

が必要となり、小断面鉄塊の铸造には適していない。周波数が低くなると電磁力による攪拌作用が増大し溶湯部が不安定となるので周波数は高いほど成形条件は良くなる<sup>49)</sup>。

定められた溶湯高さを保持するのに必要なコイル電流値は(19)式でわかるようにコイル寸法、鉄塊寸法、周波数などによって異なり、周波数は高いほど、コイルと鉄塊との間隙は小さいほど電流値は少なくなる。特許の実施例によれば、直徑345mmのインゴットをコイル内径400mm、コイル高さ40mmの一巻コイルで、電源周波数2500Hzを用いて铸造する場合、コイル電流は3400~3800Aであるとしている。仮に、溶湯保持高さを30mmとすれば、コイル内に発生する磁界の強さは、(18)式より 420 Oe (33000A/m)となる。

湯面レベルの変動は溶湯静液圧に直接影響し鉄塊寸法を変化させるため、従来の铸造法以上に厳密な湯面レベルの調節が重要となる。これに関して、一定の電圧で铸造することは、湯面レベル変動による鉄塊寸法の変化を妨げる働きをし、一つの鉄塊寸法安定化策となる<sup>56)60)</sup>。たとえば湯面が上昇し溶湯静液圧が電磁圧に打ち勝ち、鉄塊横寸法が増大したとすると、その時のコイル系インピーダンスは減少するのでコイル電流（電磁圧）が増大し、横寸法の変化を妨げる。しかしながら、これだけでは決して十分なものではなく、特許<sup>56)</sup>に示されているように、溶湯レベルの変動に応じコイル電流をコントロールする制御機構を組み込む必要がある。电磁铸造では、従来法のように鉄塊形状を規定する鉄型がないため寸法精度を従来並に保障することはかなり難しい問題といえる。図20は工業用电磁铸造装置の铸造時の様子を示しているが、左下の二本の鉄塊のように直線性の悪い鉄塊ができる場合も多いと思われる。

矩形断面鉄塊を电磁铸造で铸造する場合はさらに困難を伴う。すなわち、鉄塊側面の固相と液相の境界線は鉄塊周囲で同一レベルとならないため静液圧が異なり形状を安定に保つことが難しい。これを改善するために冷却水供給ジャケットを複数個に分割し鉄塊周囲で水量、圧力が調節できる型式<sup>52)</sup>や、冷却水を鉄塊表面に直角に放出しその位置を変化させうる型式<sup>58)61)62)</sup>などが考えられている。このような方法により厚さ300mm、幅1500mm以上の鉄塊が铸造されている<sup>51)61)62)</sup>。コイルは通常一巻コイルで一つの電源に接続されているが、矩形大型コイルあるいは多連装用円形コイルの場合は図21のよう半巻コイル二つを向き合わせ、二つの電源から逆位相の電流を供給する形式もある<sup>52)63)</sup>。

大型コイルの場合はこのような形式の方が電気的には有利としている。

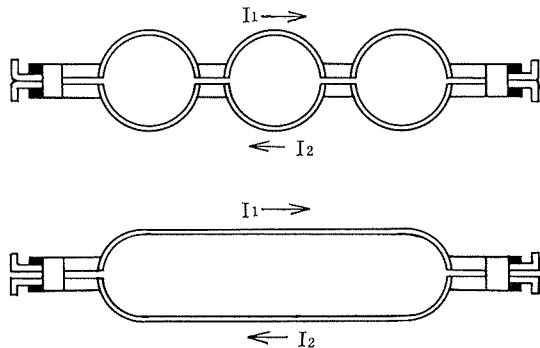


図21 大型コイルの場合の電流供給方法<sup>52)63)</sup>  
電流  $I_1$ ,  $I_2$  は別系統から供給され、逆位相である。

### 4.4 鑄造条件と鉄塊品質

电磁铸造法と従来法との大きな相違点は次の三つである。

- (i) 鉄型壁面と鉄塊表面が接触しない。
- (ii) 溶湯の凝固は電磁力の攪拌を伴って起こる。
- (iii) メニスカスから冷却点までの距離がかなり短かい (40~60mm)。これらは、凝固形態、鉄塊組織、偏析に影響をおよぼし电磁铸造による鉄塊の品質特性を特徴づけている。电磁铸造による鉄塊の組織、機械的性質については、既に多くの解説があるが<sup>37)59)</sup> 61)65)~67)，中でも Dobatkinら<sup>64)</sup>による解説が詳しい。

図22は直徑350mmのD16合金 (Al-4.4% Cu-1.6% Mg-0.6% Mn-0.7% Fe-0.5% Si) を电磁铸造法および従来法でそれぞれ铸造した場合の鉄塊内部の温度分布を示したものである。表皮部での温度勾配の違いが顕著であり、电磁铸造の方が冷却速度が速く急冷効果が大きい。电磁铸造鉄塊の表皮部の組織が微細化されるのは、この急冷効果によるも

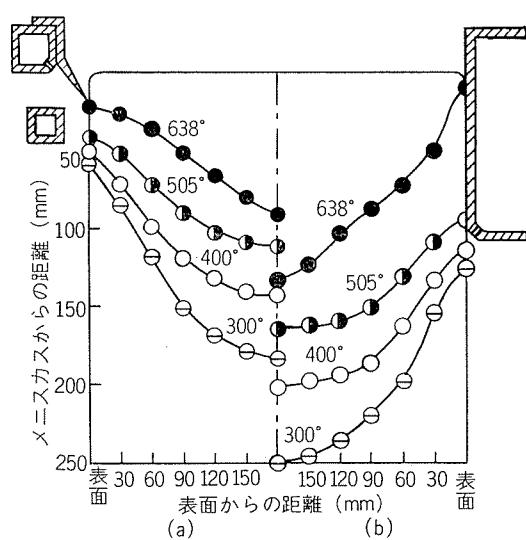


図22 直径350mm、D16合金 (Al-4.4% Cu-1.6% Mg-0.6% Mn-0.7% Fe-0.5% Si) の鉄塊内温度分布(Dobatkinら)<sup>64)</sup>  
(a) 电磁铸造法, (b) 従来法

のであるが、付随的に発生する電磁攪拌作用によってより一層促進される。

サンプ深さは従来法よりかなり浅く凝固界面は鋳型近傍ではほぼ直角に交わり、以後中心まで単調に変化している。

Dobatkinら<sup>64)</sup>は鋳塊組織におよぼす周波数の影響を調べ、2500Hzの方が500Hzより表皮部の結晶粒が細かく均一な組織が得られたとしている。ただし、合金の種類によっては周波数の影響が少ないものもある。

図23は直径350mmのD16合金鋳塊の機械的性質におよぼす鋳造温度の影響を示したものである。鋳造温度が700°Cの場合、従来法より中心部で引張強さ、伸びが低下しており、この傾向は鋳造温度が下がるとともにさらに強まっている。この理由として電磁攪拌作用によってサンプ内溶湯の温度が低下するためと説明されており、電磁鋳造では従来法より鋳造温度を10~20°C高くすべきだと指摘している。720°Cまで鋳造温度を上げると全断面にわたって密度、引張強さ、伸びが増加するが、さらに740°Cまで上げると逆に引張強さ、伸びは低下するようになる。溶湯保持高さは40mmより25mmの方が良い結果となっている。

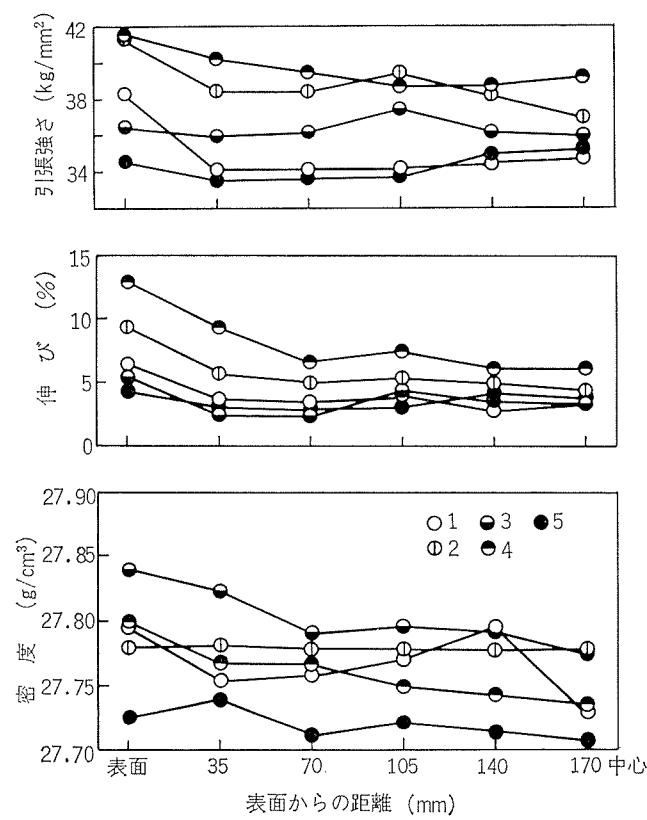


図23 直径350mm、D16合金の機械的性質におよぼす鋳造温度の影響 (Dobatkinら)<sup>64)</sup>

- 1: 鋳造温度 700°C (電磁鋳造, h=40mm)
- 2: " 720°C (" "
- 3: " 740°C (" "
- 4: " 720°C (電磁鋳造, h=25mm)
- 5: " 700°C (従来法)

図24は機械的性質におよぼす鋳造速度の影響を示したものである。鋳造速度が増すと表皮部で引張強さ、伸びが増大し、中心部との差が顕著になる。従来法によてもこの傾向は認められるが、電磁鋳造では表皮部の改善が著しいため一層明瞭となっている。

従来法による鋳塊の表皮部に現われる数ミリにもおよぶ逆偏析は電磁鋳造ではみられないが、弱い正偏析、逆偏析が極表皮に観察される。その厚さは1mm以下であり鋳塊偏析の点では大巾に改善される。

鋳塊表面が極めて平滑であることは電磁鋳造法の大きな特徴であるが、表面欠陥が皆無というわけではない。溶湯柱側面に形成される酸化スケールの巻き込みや、酸化スケールが原因となる孔などの欠陥が発生するとしている<sup>64)</sup>。Dobatkinらは電磁鋳造に関する今後の研究課題の一つとしてこの酸化スケールを取り上げている。電磁場鋳造においては、酸化スケールが鋳型の役割を果たしているとも言われ、添加剤を用いて酸化スケールの成分を変えることにより、鋳造性が改良される可能性があることを指摘している。

電磁鋳造法が今すぐ、現在の鋳造法にとって代わるものとは思われないが、多くの可能性を秘めた優れた鋳造法であることは確かであり、今後の発展に期待が持たれる。

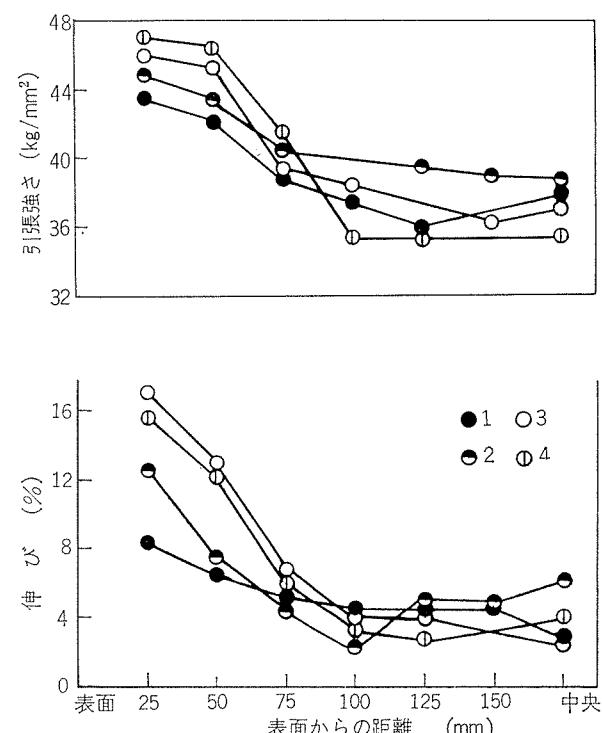


図24 直径350mm、D16合金の機械的性質におよぼす鋳造速度の影響 (Dobatkinら)<sup>64)</sup>

- 1: 鋳造速度 40mm/min
- 2: " 50mm/min
- 3: " 60mm/min
- 4: " 70mm/min

## 5. おわりに

近年の鋳造分野における技術的進歩には著しいものがある。アルミニウムの連続鋳造に限ってもその内容は広範多岐にわたり、それに関連する文献、特許も膨大な数に上っている。それらを全て網羅することは筆者ごときの到底およぶところではないが、その中で最近注目されている Hot-Top 鋳造法、電磁鋳造法は興味ある話題であり、ここではそれらを中心に取り上げた。読者にその概要でもつかんもらえば、筆者の幸いである。

## 文 献

- 1) U. S. Patent, 1908.
- 2) 石本高明、中尾明、竹内幸男、岡隆義、杉田博、大場厚三：日立造船技報、34 (1973), 80.
- 3) 長岡利治、秋葉豊和：住友重機械技報、22 (1974), 50.
- 4) U. S. Patent, 2301027, (1942).
- 5) A. I. Nussbaum : Light Met. Age., 29-6 (1971), 6.
- 6) G. Lucas : TMS Paper, No. A74-60., TMS-AIME, (1974), 635.
- 7) 松沢徹：アルトピア、1 (1971), 69.
- 8) D. Altenpohl : Z. Metallkde., 60 (1969), 678.
- 9) A. Adamec and R. Leder : Metall, 26 (1972), 328.
- 10) R. B. Powers : Light Met. Age, 33-12 (1975), 5.
- 11) H. S. Spaulding : Light Met. Age, 33-12 (1975), 8.
- 12) R. L. Race : Light Met. Age, 33-10 (1975), 14.
- 13) F. L. Wuetting : Light Met. Age, 33-12 (1975), 23.
- 14) U. S. Patent, 3076241, : U. S. Patent, 3885617.
- 15) マグネシウム委員会：軽金属、13 (1963), 207.
- 16) マグネシウム委員会：軽金属、15 (1969), 65.
- 17) H. F. Bishop, C. G. Ackerlind and W. S. Pellini : Trans. AFS, 65 (1958), 247.
- 18) 小林庸男：軽金属、9-3 (1959), 21.
- 19) J. Moriceau : Light Metals 1975 2, TMS-AIME (1975), 119.
- 20) N. B. Bryson : Light Metals 1972 2, TMS-AIME (1972), 429.; Light Met. Age, 30-4 (1972), 11.
- 21) 久保田昌男、北岡山治；第86回日本鋳物協会講演概要，(1974), 113.
- 22) 英国特許；1381166, (1975).
- 23) S. Nawata, M. Kubota and K. Yokota : Light Metals 1975 2, TMS-AIME (1975), 161.
- 24) 日本特公、昭49-48045.
- 25) U. S. Patent, 3338296, (1967).
- 26) G. Siebel, D. Altenpohl and M. Cohen : Z. Metallkde., 44 (1953), 173.
- 27) D. L. W. Collins : Metallurgia, 76 (1967), 137.
- 28) 小菅張弓、水上一郎：軽金属、25 (1975), 207.
- 29) たとえば D. Altenpohl : アルミニウム金属加工学入門、軽金属協会 (1971), 50.
- 30) J. G. McCubbin : Light Metals 1975 2, TMS-AIME (1974), 137.
- 31) G. Trapied : J. Inst. Metals, 92 (1963-64), 305.
- 32) G. Moritz : Z. Metallkde., 56 (1965), 675.
- 33) G. Moritz : Z. Metallkde., 60 (1969), 742.
- 34) 日本特公、昭38-7607 ; 昭43-3689.
- 35) W. J. Bergmann : Aluminium, 51 (1975), 336.
- 36) A. F. Steinegger : Z. Metallkde., 60 (1969), 735.
- 37) 日本特開、昭和50-80923.
- 38) 吉田政博、小出一夫、寺井士郎：軽金属学会第50回春期大会講演概要集, 6.
- 39) E. Lossack : TMS Paper, No. A76-40, TMS-AIME(1976).
- 40) W. J. Bergmann : J. Met. Trans., 1 (1970), 3361.
- 41) W. J. Bergmann : J. Metals, 25 (1973), 23.
- 42) W. J. Bergmann : Z. Metallkde., 64 (1973), 536.
- 43) 及川孝、高橋靖弘 : Al-ある, 5 (1973), 11.
- 44) U. S. Patent, 3612151, (1971); 日本特公、昭49-23740.
- 45) M. Leoni, A. Alti and G. Fortina : Aluminio, 43 (1974), 160.
- 46) U. S. Patent, 3381741, (1968).
- 47) 三田村康三、杉崎英雄、青山堯：軽金属、26 (1976), 208.
- 48) Z. N. Getselev and G. I. Martynov : Magn. Gidroin. (in Russ.), 1 (1968), 150.
- 49) Z. N. Getselev : Magn. Gidroin. (in Russ.), 4 (1972), 152.
- 50) 日本特公、昭46-37267 ; U. S. Patent, 3605765, (1971); 英国特許, 1300938, (1972).
- 51) 日本特公、昭48-59028
- 52) 日本特開、昭48-65118 ; 英国特許, 1329328, (1973).
- 53) 日本特公、昭49-24771 ; 英国特許, 1267466, (1972).
- 54) 日本特公、昭49-24772.
- 55) 日本特公、昭49-26173.
- 56) 日本特公、昭49-37493.
- 57) 日本特公、昭50-27807 ; U. S. Patent, 3467166, (1969); 英国特許, 1157977, (1969).
- 58) 日本特公、昭50-29696.
- 59) P. P. Mochalov and Z. G. Getselev : Tsvetn. Metally (in Russ), 43-8 (1970), 62 ; Sov. J. Non-Ferrous Met. (in Eng.), 11-8 (1970), 60.
- 60) V. I. Dobatkin : Sov. J. Non-Ferrous Met., 12-2 (1971), 61.
- 61) L. G. Berezin and G. S. Safarov : Tsvethn. Met. (in Russ), 4 (1974), 56.
- 62) F. I. Kvasov, Z. N. Getselev and G. A. Balakhontsev : Tsvethn. Met. (in Russ), 4 (1974), 50.
- 63) フランス特許, 72. 05058. (1972).
- 64) V. I. Dobatkin and G. A. Balakhontsev : Splavy Tsve-thykh Metallov (in Russ), 1972, 42 : NTIS Report, AD-759230 (in Eng.), 1973.
- 65) V. A. Livanov, U. S. Shiplov and R. M. Gabidullin : Light Met. Age, 32-12(1974), 8.
- 66) T. R. Pritchett : Light Met. Age, 31-12 (1973), 21.
- 67) G. A. Balakhontsev, U. K. Zinovev, A. B. Devyatkin and V. F. Andreev : Sov. J. Non-Ferrous Met., 11-8 (1970), 62.

## 建築用アルミニウム合金構造部材の強度に関する一実験

中 村 授  
竹 島 義  
小 川 三  
高 橋 郎  
高 和 子

住友軽金属工業株式会社

# 建築用アルミニウム合金構造部材の強度に関する一実験

中村 授\* 竹島義雄\*  
小川三郎\*\* 高橋和子\*\*

## A Study on the Strength of Aluminum Members for Building Construction

by Sazuku Nakamura, Yoshio Takeshima, Saburo Ogawa  
and Kazuko Takahashi

### 1. 緒 言

近年、低層建築においては、プレハブ化および省力化の進んだ、数多くの建築工法が開発されている。軽量ならびに優れた押出加工性と耐食性を活かした、アルミニウム合金材料を用いた建築もその例外ではない。

当社においても、クロスタッド・ハウジング工法を開発し、その一部はすでに沖縄海洋博の諸施設に用い、いっぽうでは、建築基準法第38条にもとづく、建設大臣の一般構造認定を申請中である。

このクロスタッド・ハウジング工法は、今のところ、事務所、店舗等をねらったもので、骨組で全負荷を受け、耐力壁は期待しないという思想で設計されている。柱と梁の仕口はボルト結合であり、柱の下部は鋼製地中梁で互いに連結されて、ワイヤメッシュを有するコンクリートに埋め込まれる。これら仕口および柱固定端の節点は、一般に剛節とはならず軟節となる。

本報は、クロスタッド・ハウジング工法の部材を用いて行なった、一連の強度試験の結果と、軟節構造解析の一例を紹介するものである。

### 2. 供 試 部 材

本試験に供した素材は、クロスタッドM 2型およびM 3型の柱と梁材であり、いずれもアルミニウム合金押出形材で、材質はM 2型のものがZK60-T5、M 3型のものが6061-T6である。それぞれの断面形状と主要寸法を図1および表1に、断面常数を表2に示す。また、素材から採取したJIS 5号引張試験片により求めた引張性質を表3に掲げる。

供試した仕口部は、クロスタッド工法の柱と梁が連結される、仕口部そのもので、形状が図2に、寸法が前出の表1に示すとおりである。使用するM20ボルトは通常ステンレスボルト（中ボルト）で、特に必要な場合に限り高力ボ

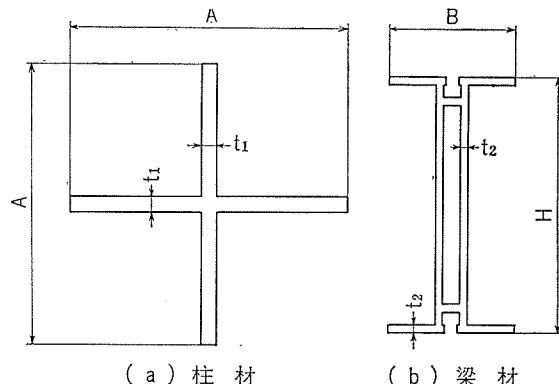


図1 供試素材の断面

表1 供試素材の断面および仕口部の寸法 (単位 mm)

型	A	B	H	t <sub>1</sub>	t <sub>2</sub>	p	l <sub>1</sub>	l <sub>2</sub>
M 2型	180	70	160	10	5	99	40	37
M 3型	220	100	200	12	6	120	47	47

表2 供試素材の断面常数

型	素材	断面積 (cm <sup>2</sup> )	断面三次 モーメント (cm <sup>4</sup> )	断面係数 (cm <sup>3</sup> )	ねじり常数 (cm <sup>4</sup> )
M 2型	柱	35.0	487	54.2	11.5
	梁	22.3	697*	87.1*	50.0
M 3型	柱	51.4	1068	97.1	24.2
	梁	34.9	1866*	186.6*	126.0

\*強軸に関する値。

表3 供試素材の引張性質\*

型	素材	材質	耐力 (kg/cm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/cm <sup>2</sup> )	伸び (%)	継弾性係数** (kg/cm <sup>2</sup> )
M 2型	柱	ZK60-T5	2810	3360	20	7.2×10 <sup>6</sup>
	梁	ZK60-T5	2780	3260	18	—
M 3型	柱	6061-T6	2760	3020	23	6.8×10 <sup>6</sup>
	梁	6061-T6	2470	2770	19	—

\*JIS 5号試験片による。

\*\*マルテンス伸び計により測定。

\*技術研究所

\*\*開発部

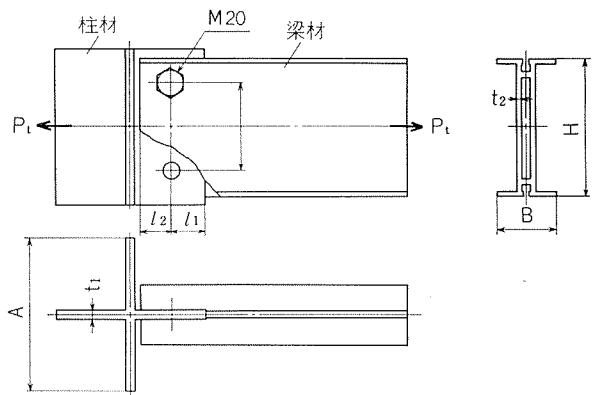


図2 供試仕口部とその引張試験片

ルトとする。これらの標準締付トルクは、それぞれ $1500\text{kg}\cdot\text{cm}$  および  $4900\text{kg}\cdot\text{cm}$  である。

本試験でも軟節度の影響をみるために、一部高力ボルトも使用した。

なお、M 2型およびM 3型のボルト穴の公称直径は、それぞれ 21mm および 20.5mm であるので、本試験ではこれらを採用した。

### 3. 仕口部の強度試験

#### 3.1 仕口部の引張試験

前出の表1および図2に示した引張試験片を、図3のように、万能引張試験機で引張りながら、ダイヤルゲージで変位を測定した。ステンレスボルト結合のM 2型およびM 3型の試験結果を、それぞれ図4および図5に示す。この場合、初期にすべりを生じ、その後、ほぼ荷重と変位が比例関係となり、さらに支圧部の変形が進み、変位が加速的に大きくなつて破断に至る。初期のすべり量は、ボルトとボルト穴のクリヤラランスおよびボルト穴位置の精度に左右されるため、かなりのばらつきがみられる。

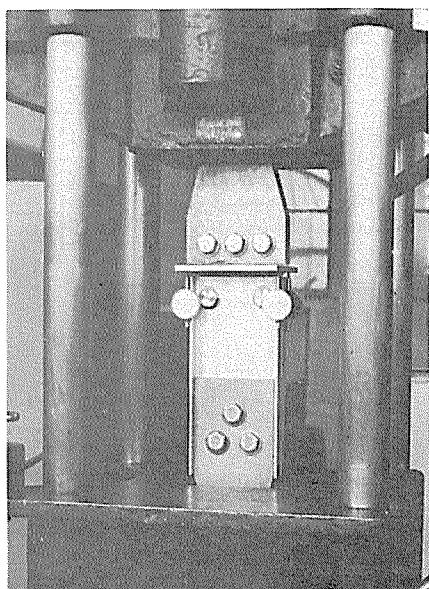


図3 仕口部の引張試験

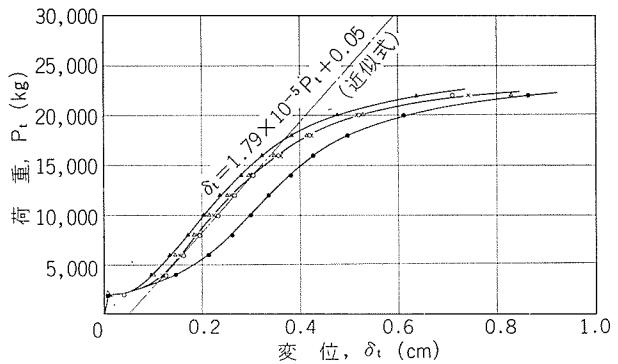


図4 M 2型仕口部の引張荷重と変位の関係

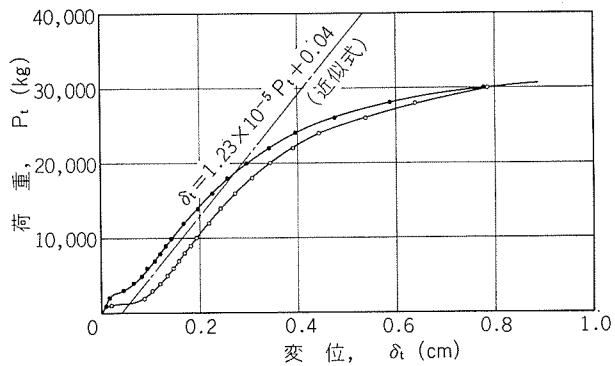


図5 M 3型仕口部の引張荷重と変位の関係

#### 3.2 仕口部の曲げ試験

図6に示す試験片に、ロードセルを介した手巻きウインチで荷重をかけ、荷重点荷重方向のたわみをスケールで測定した。荷重点は回転自由であり、この点の曲げモーメントは存在しない。この試験状況の一例を図7に示す。

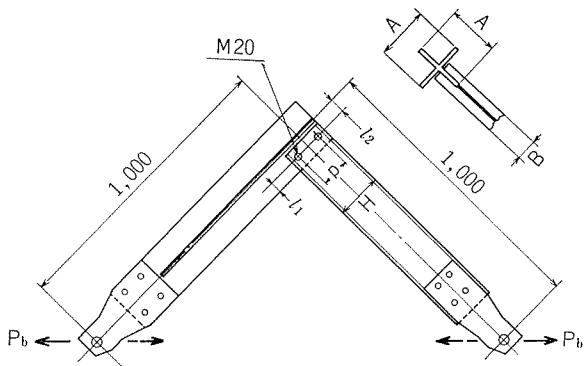


図6 仕口部の曲げ試験片

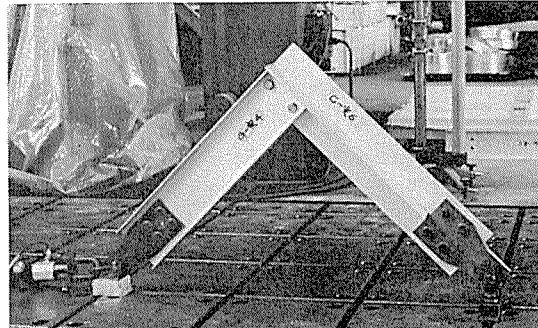


図7 仕口部の曲げ試験

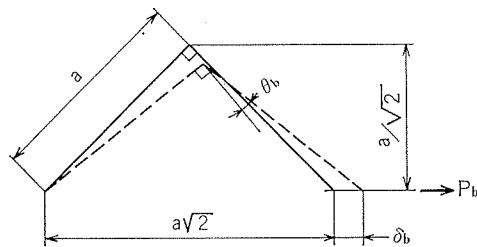


図8 仕口部の曲げ試験における荷重点変位と仕口部角変位

いま、図8に示すように、仕口中心と荷重点との間隔を $a$ とすれば、荷重 $P_b$ 、変位 $\delta_b$ から、仕口部曲げモーメント $M_b$ と角変位 $\theta_b$ [rad]はつきの式で近似される。

$$M_b = P_b \sqrt{a^2 - \frac{1}{4}(\delta_b + a\sqrt{2})^2}$$

$$\theta_b = 2 \operatorname{Arc Sin} \left\{ \frac{1}{2a} (\delta_b + a\sqrt{2}) \right\} - \frac{\pi}{2} = \frac{\delta_b \sqrt{2}}{a}$$

これらの近似式に測定値を代入して求めた仕口部曲げモーメント $M_b$ と、角変位 $\varphi_b$ [deg](=  $\frac{180}{\pi} \theta_b$ )の関係を図9および図10に示す。前者はステンレスボルト接合のM2

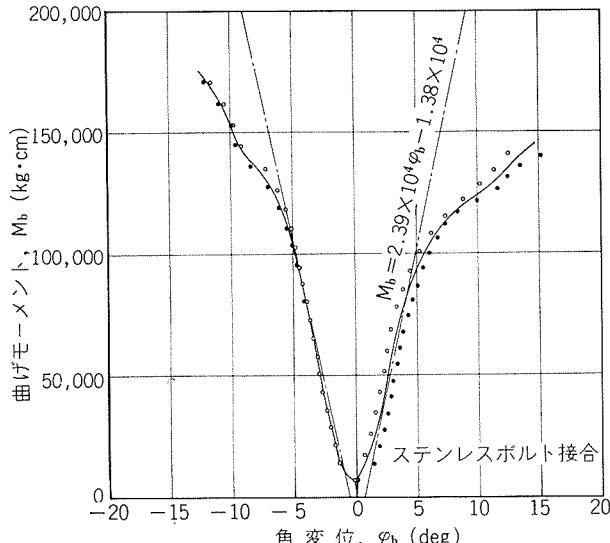


図9 M2型仕口部の曲げモーメントと角変位の関係

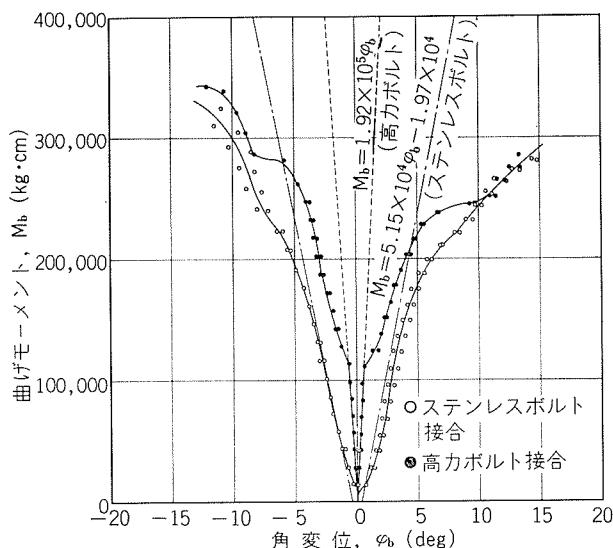


図10 M3型仕口部の曲げモーメントと角変位の関係

型仕口、後者はステンレスボルトおよび高力ボルト接合のM3型仕口のものである。

高力ボルト接合の仕口は、ステンレスボルト接合のそれと異なり、初期に急激な角変位の増大を示さないことがわかる。

#### 4. 平面骨組の水平載荷試験

図11および図12に示す、それぞれM2型、M3型の単位平面骨組に風荷重を想定する水平荷重を手巻きウインチでかけ、荷重点の荷重方向の変位をトランシットで読むとともに、図中に併記した柱の4個所のひずみを測定した。

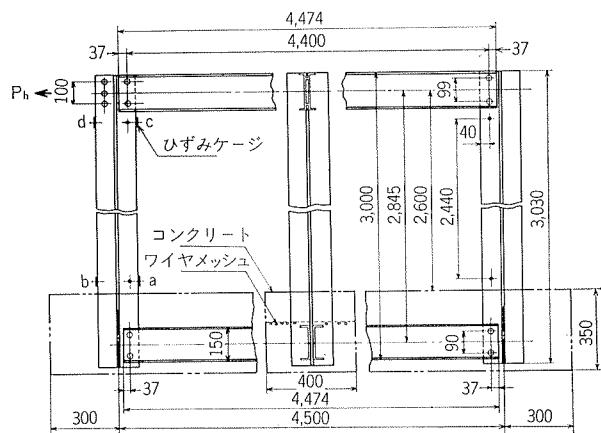


図11 水平載荷試験用M2型平面骨組

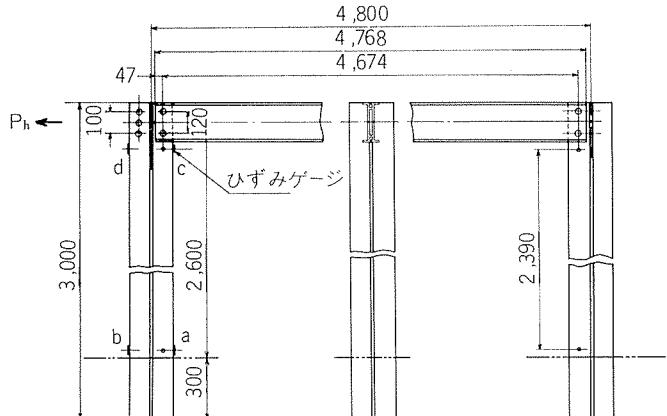


図12 水平載荷試験用M3型平面骨組

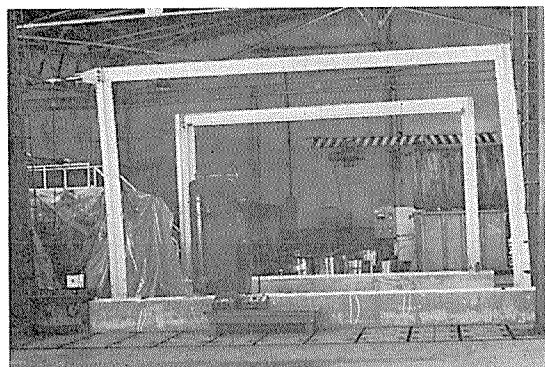


図13 M2型平面骨組の水平載荷試験

M2型は一施工例を模して、図11および図13に示すように、鋼製地中梁およびワイヤメッシュを有するコンクリート柱を固定し、M3型は図14および図15に示すように任意の軟節（不完全固定）度をもたせるため、水平荷重と直角方向に、50mmの間隔をあけて、鋼製ブロック4個を組合わせ、柱を保持した。

M2型およびM3型平面骨組の水平荷重と変位の関係をそれぞれ図16および図17に示す。いっぽう、柱の表皮応力を図18～図20に示す。これらには高力ボルト接合のM3型骨組の結果も加えている。

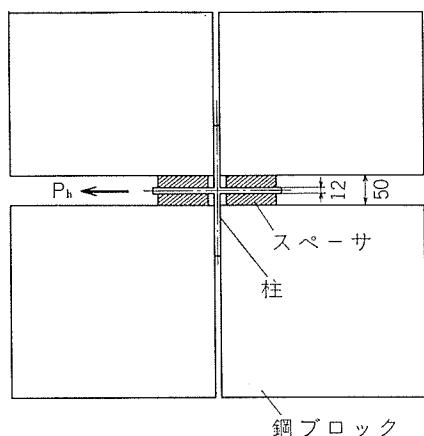


図14 供試M3型平面骨組の柱の固定要領

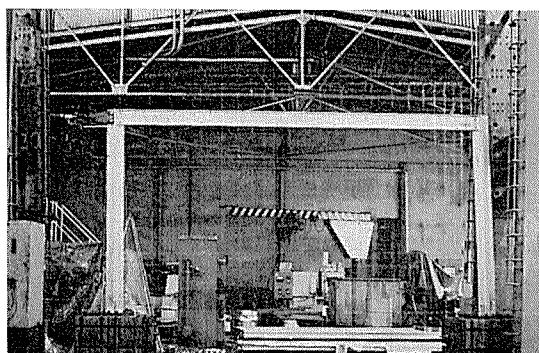


図15 M3型平面骨組の水平載荷試験

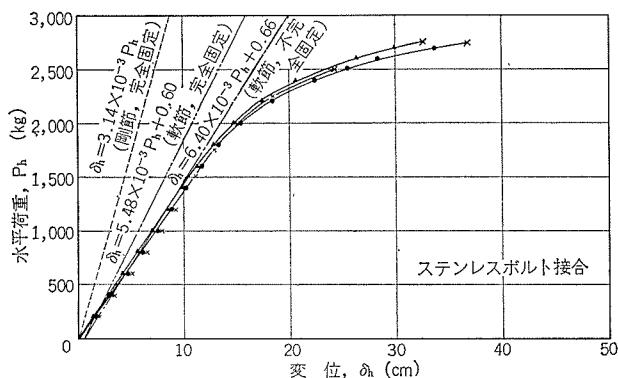


図16 M2型平面骨組の水平荷重と変位の関係

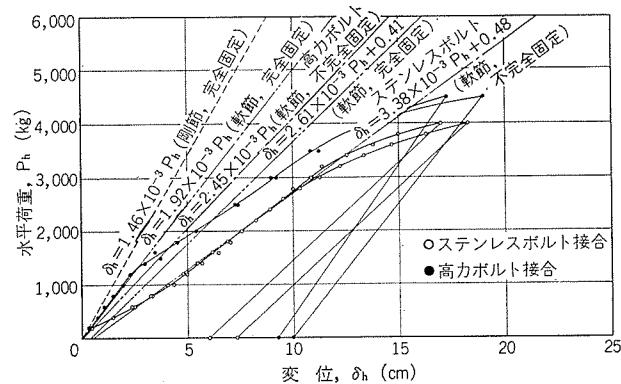


図17 M3型平面骨組の水平荷重と変位の関係

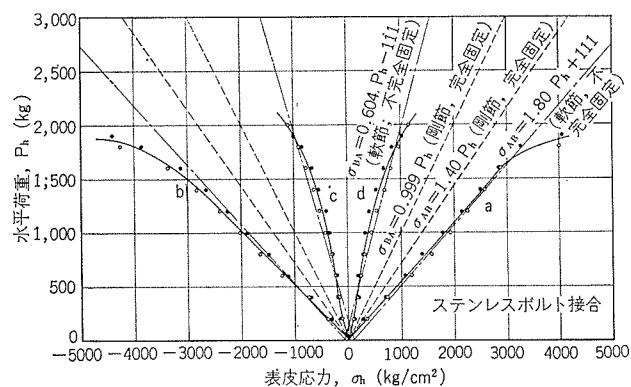


図18 水平載荷時におけるM2型平面骨組の柱の表皮応力

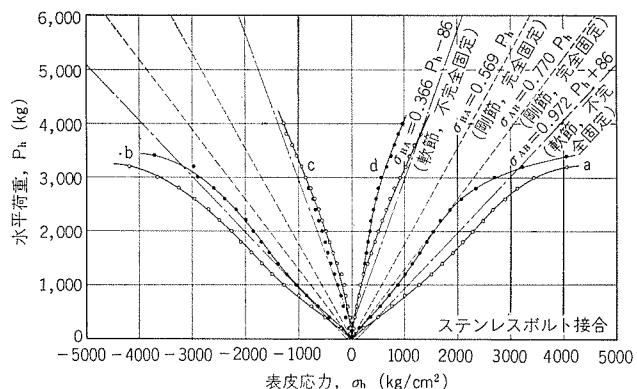


図19 水平載荷時におけるM3型平面骨組（ステンレスボルト接合）の柱の表皮応力

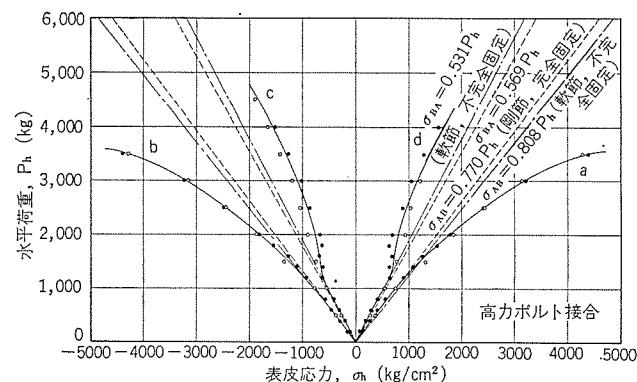


図20 水平載荷時におけるM3型平面骨組（高力ボルト接合）の柱の表皮応力

## 5. 柱材の座屈試験

屋根、積雪等の鉛直荷重を想定して、柱の軸心および偏心座屈試験を、図21および図22に示すように、長柱圧縮試験機で行なった。結果の一例として、M 2型の柱の座屈強さを図23に示す。

図中の実線および破線は、短柱の圧縮試験によって得られた綫弾性係数 E、接線係数  $E_t$  および降伏点 (0.2%耐力とみなす)  $\sigma_y$  をもとに、座屈応力  $\sigma_{cr}$  と細長比  $\lambda$  の関係を、軸心座屈における Euler の式

$$\sigma_{cr} = \frac{\pi^2 E}{\lambda^2}$$

および Tangent Modulus theory

$$\sigma_{cr} = \frac{\pi^2 E_t}{\lambda^2}$$

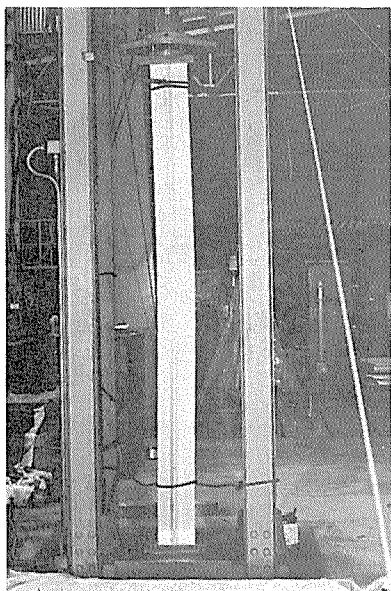


図21 柱材の軸心座屈試験

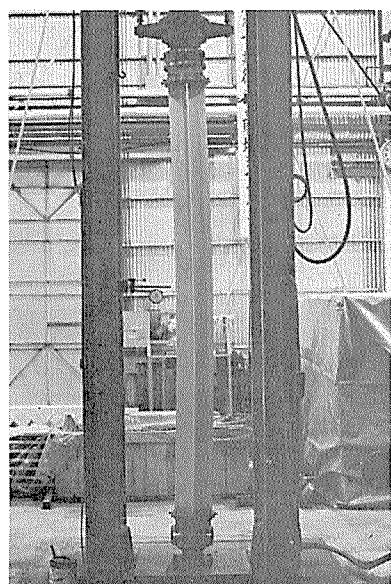


図22 柱材の偏心座屈試験

ならびに、偏心座屈における Ježek の式

$$\lambda^2 = \frac{\pi^2 E}{\sigma_{cr}} \left\{ 1 - \frac{m}{3(\sigma_y/\sigma_{cr}-1)} \right\}^3 \quad (\lambda^2 > \frac{\pi^2 E m^3}{9\sigma_y(3-m)})$$

$$\lambda^2 = \frac{\pi^2 E}{\sigma_y} \sqrt{\frac{\sigma_{cr}(\sigma_y - \sigma_{cr})}{\sigma_y(\sigma_{cr} - \sigma_y)}} \frac{2}{3} m^3 \quad (\lambda^2 \leq \frac{\pi^2 E m^3}{9\sigma_y(3-m)})$$

から求めた推定値である。

ここで、偏心率 m は図心と荷重点の距離、すなわち偏心量を核半径で除したものである。

これら推定値と実測値はかなりの一致を示している。

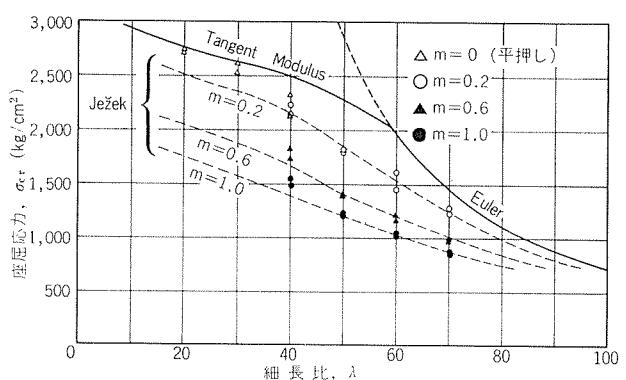


図23 M 2型柱材の座屈強さ

## 6. 軟節骨組構造解析

仕口部引張試験の定常域における荷重  $P_t$  と変位  $\delta_t$  の関係は、 $C_t$  および  $\delta_{to}$  を定数として、

$$\delta_t = C_t P_t + \delta_{to} \quad (1)$$

と近似的に表わすことができる。

供試M 2型およびM 3型の仕口部に対する近似式は、それぞれ図4および図5に併記した。

これら供試仕口の場合、2本のボルトを使用しているので、一つの穴に対する支圧を  $F_t$  とすれば、(1)式から次式を得る。

$$\delta_t = 2C_t F_t + \delta_{to} \quad (2)$$

いっぽう、仕口部の曲げモーメント  $M_b$  と角変位  $\theta_b$  の関係は、D および  $M_{bo}$  を常数として、

$$M_b = D \theta_b - M_{bo} \quad (3)$$

と表わすことができる。

いま、ボルト穴のピッチを p とすれば、

$$M_b = F_t \cdot p$$

$$\theta_b = \frac{2}{p} \cdot \delta_t$$

であるので、(2)式を考え合わせれば、(3)式の常数は、

$$D = \left( \frac{p}{2} \right)^2 \frac{1}{C_t}$$

$$M_{bo} = \frac{p}{2} \cdot \frac{1}{C_t} \cdot \delta_{to}$$

となる。

したがって、ステンレスボルト接合のM 2型およびM 3型の仕口部の軟節度を表わす(3)式は、それぞれ、

$$M_b = 1.37 \times 10^6 \theta_b - 1.38 \times 10^4 \quad (4)$$

$$M_b = 2.95 \times 10^6 \theta_b - 1.97 \times 10^4 \quad (5)$$

となる。ここで、 $M_b$ および $\theta_b$ の単位はそれぞれ [kg·cm] および [rad] である。いっぽう、高力ボルト接合のM3型仕口部の軟節度を表わす式は、仕口部の曲げ試験の結果から直接、近似的に、

$$M_b = 1.10 \times 10^7 \theta_b \quad (6)$$

を得る。これらの式は、すでに、図9および図10に角変位の単位を [deg] として示してある。ステンレスボルト接合の軟節度を示す近似式を、仕口部の曲げ試験の結果から直接求めなかったのは、正の曲げモーメン負荷の結果がややばらついたためである。

つぎに、図24のような、高さ  $h$ 、長さ  $l$  の平面骨組に、水平荷重  $P_h$  がかかる場合、柱および梁の剛さを、それ自身  $K_{AB}$  および  $K_{BC}$  とし、縦弾性係数を  $E$  とすれば、たわみ角法により、それぞれの材端モーメント  $M$ 、節点回転角  $\theta$  および部材回転角  $R$  の関係は、対称骨組、非対称变形として、つぎの式で表わすことができる。

$$M_{AB} = 2EK_{AB}(2\theta_{AB} + \theta_{BA} - 3R_{AB}) \quad (7)$$

$$M_{BA} = 2EK_{AB}(2\theta_{BA} + \theta_{AB} - 3R_{AB}) \quad (8)$$

$$M_{BC} = 2EK_{BC}(3\theta_{BC}) \quad (9)$$

$$M_{BA} + M_{BC} = 0 \quad (10)$$

$$M_{AB} + M_{BA} = \frac{1}{2} P_h \cdot h \quad (11)$$

いま、節点BおよびCを軟接合、節点AおよびDを不完全固定として、それぞれの軟節の式を

$$M_{AB} = -D_A \theta_{AB} \quad (12)$$

$$M_{BC} = -D_B (\theta_{BC} - \theta_{BA}) - M_O \quad (13)$$

と表わすこととする。

(7)～(13)式の連立方程式を解けば、以下の式が求まる。

$$\theta_{AB} = \gamma \left\{ \frac{2E}{D_A} \left( K_{AB} + \frac{3K_{BC}}{1+6\beta} \right) \frac{P_h \cdot h}{4E} - \frac{6EK_{AB}K_{BC}}{D_A(1+6\beta)} \cdot \frac{M_O}{D_B} \right\}$$

$$\theta_{BA} = \gamma \left\{ (1+2\alpha) \frac{P_h \cdot h}{4E} - \frac{6(1+\alpha)K_{BC}}{1+6\beta} \cdot \frac{M_O}{D_B} \right\}$$

$$\theta_{BC} = \gamma \left\{ \frac{1+2\alpha}{1+6\beta} \cdot \frac{P_h \cdot h}{4E} + \frac{K_{AB}}{1+6\beta} \cdot \frac{M_O}{D_B} \right\}$$

$$R_{AB} = \gamma \left\{ \left[ \frac{2}{3}(1+3\alpha) + \frac{1+4\alpha}{1+6\beta} \cdot \frac{K_{BC}}{K_{AB}} \right] \frac{P_h \cdot h}{4E} - \frac{3(1+2\alpha)K_{BC}}{1+6\beta} \cdot \frac{M_O}{D_B} \right\}$$

$$M_{AB} = -\gamma \left\{ \left( K_{AB} + \frac{3K_{BC}}{1+6\beta} \right) \frac{P_h \cdot h}{2} - \frac{6K_{AB}K_{BC}}{1+6\beta} \cdot \frac{EM_O}{D_B} \right\}$$

$$M_{BA} = -\gamma \left\{ \frac{3(1+2\alpha)K_{BC}}{1+6\beta} \cdot \frac{P_h \cdot h}{2} + \frac{6K_{AB}K_{BC}}{1+6\beta} \cdot \frac{EM_O}{D_B} \right\}$$

$$= -M_{BC}$$

ここに、

$$\alpha = \frac{EK_{AB}}{D_A}$$

$$\beta = \frac{EK_{BC}}{D_B}$$

$$\gamma = -\frac{1}{K_{AB} + \frac{6(1+\alpha)K_{BC}}{1+6\beta}}$$

である。

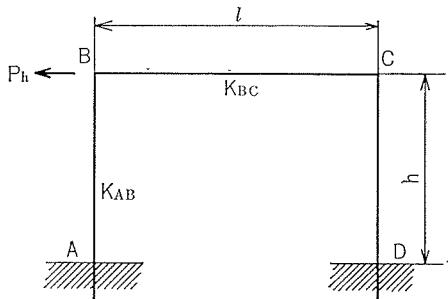


図24 単位平面骨組

節点AおよびDが完全固定の場合は

$$D_A = \infty, \quad \alpha = 0$$

であるので、以下の式が得られる。

$$\theta_{AB} = 0$$

$$\theta_{BA} = \gamma' \left\{ \frac{P_h \cdot h}{4E} - \frac{6K_{BC}}{1+6\beta} \cdot \frac{M_O}{D_B} \right\}$$

$$\theta_{BC} = \gamma' \left\{ \frac{1}{1+6\beta} \cdot \frac{P_h \cdot h}{4E} + \frac{K_{AB}}{1+6\beta} \cdot \frac{M_O}{D_B} \right\}$$

$$R_{AB} = \gamma' \left\{ \left[ \frac{2}{3} + \frac{1}{1+6\beta} \cdot \frac{K_{BC}}{K_{AB}} \right] \frac{P_h \cdot h}{4E} - \frac{3K_{BC}}{1+6\beta} \cdot \frac{M_O}{D_B} \right\}$$

$$M_{AB} = -\gamma' \left\{ \left( K_{AB} + \frac{3K_{BC}}{1+6\beta} \right) \frac{P_h \cdot h}{2} - \frac{6K_{AB}K_{BC}}{1+6\beta} \cdot \frac{EM_O}{D_B} \right\}$$

$$M_{BA} = -\gamma' \left\{ \frac{3K_{BC}}{1+6\beta} \cdot \frac{P_h \cdot h}{2} + \frac{6K_{AB}K_{BC}}{1+6\beta} \cdot \frac{EM_O}{D_B} \right\}$$

$$= -M_{BC}$$

ここに、

$$\gamma' = -\frac{1}{K_{AB} + \frac{6K_{BC}}{1+6\beta}}$$

である。

さらに、節点BおよびCが剛接合の場合は、

$$D_B = \infty, \quad \beta = 0$$

となるので、つぎのような周知の式を得る。

$$\theta_{AB} = 0$$

$$\theta_{BA} = -\frac{1}{K_{AB} + 6K_{BC}} \cdot \frac{P_h \cdot h}{4E} = \theta_{BC}$$

$$R_{AB} = -\frac{2K_{AB} + 3K_{BC}}{3K_{AB}(K_{AB} + 6K_{BC})} \cdot \frac{P_h \cdot h}{4E}$$

$$M_{AB} = \frac{K_{AB} + 3K_{BC}}{K_{AB} + 6K_{BC}} \cdot \frac{P_h \cdot h}{2}$$

$$M_{BA} = \frac{3K_{BC}}{K_{AB} + 6K_{BC}} \cdot \frac{P_h \cdot h}{2} = -M_{BC}$$

いずれの場合も、節点Bの荷重方向のたわみ  $\delta_h$  は

$$\delta_h = h \cdot R_{AB}$$

で与えられる。

いま、供試平面骨組の場合の常数値は表4のようになる。ここで、 $D_B$  および  $M_O$  は、すでに述べた、仕口部の引張、または曲げ試験の結果から求めた(4)～(6)式から得られる。また、 $D_A$  は平面骨組と同様な方法で固定された、柱

表4 軟節骨組構造解析に用いた常数値

常 数	M 2型		M 3型
	ステンレス ボルト接合	ステンレス ボルト接合	高力ボルト 接合
$h$ (cm)	260	260	
$l$ (cm)	450	480	
$K_{AB}$ (cm <sup>3</sup> )	1.88	4.11	
$K_{BC}$ (cm <sup>3</sup> )	1.55	3.89	
$D_A$ (kg·cm)	$2.00 \times 10^7$	$2.50 \times 10^7$	
$D_B$ (kg·cm)	$1.37 \times 10^6$	$2.95 \times 10^6$	$1.10 \times 10^7$
$M_0$ (kg·cm)	$1.38 \times 10^4$	$1.97 \times 10^4$	0

の片持曲げ試験の結果から求めることができる。たとえば M 3 型の柱材の場合、図25のような片持曲げ試験で得られた荷重と変位の関係である 図26において、完全固定としたときの理論バネ常数と、実測バネ常数の差と、曲げスパンの二乗の積である  $2.50 \times 10^7$  kg·cm が  $D_A$  となる。参考までに、M 3 型柱材の片持曲げにおける表皮応力を図27に示す。実測値は、計算値よりわずかに大きい値となっている。

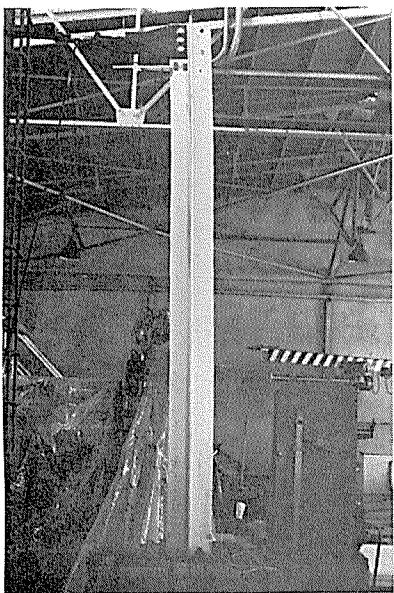


図25 柱材の片持曲げ試験

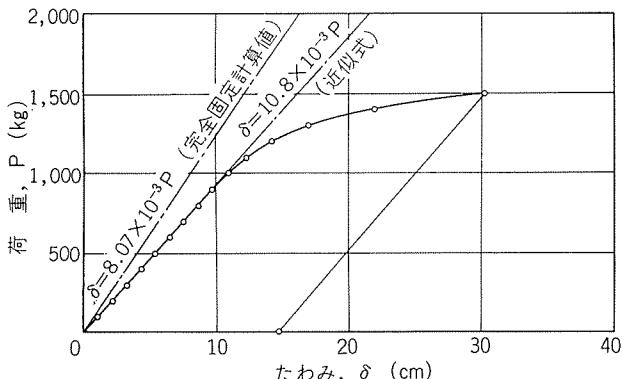


図26 M 3 型柱材の片持曲げにおける荷重とたわみの関係

表4に示した常数値を用いて、前述の軟節解析法で計算した値と、剛節計算値とを実測値との比較で図16～20に併記した。

軟節計算のたわみは、ステンレスボルト接合の場合、実測値と大へんよい一致をみるが、高力ボルトの場合、軟節計算値のほうが実測値より大きい。しかし、高力ボルトの場合、曲げモーメントがある程度大きくなり、すべりを生じた後は、ステンレスボルト（中ボルト）とほとんど同じ挙動を示すので注意を要する。

いっぽう、応力は軟節によって構造全体のモーメント分布と同様、大きく変わることがわかる。

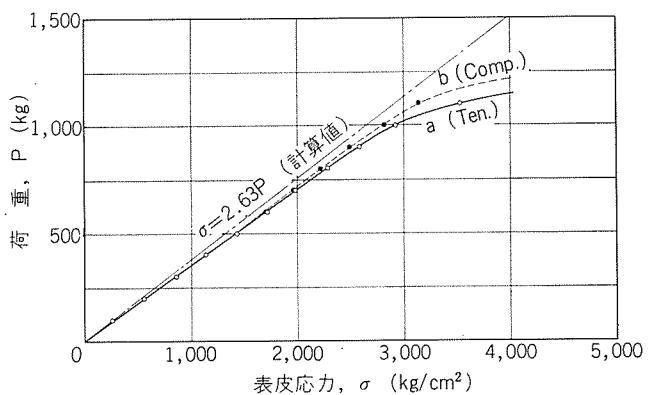


図27 M 3 型柱材の片持曲げにおける表皮応力

## 7. 結 言

建築用アルミニウム合金部材に関する一連の強度試験の結果を紹介した。特に、ボルト接合の仕口、および不完全固定の周辺条件を有する構造の、軟節による影響について検討した。

アルミニウム合金は、縦弾性係数が鋼の  $1/3$  と小さいために、その構造物は、たわみで制約を受けることが多い。したがって、その上軟節によるたわみがさらに加わることは非常に不利である。そこで、軟節骨組構造解析を最も簡単な平面骨組の水平載荷時について行なうとともに、実測値と比較した結果、軟節はその構造物のたわみをかなり増大させることができた。

本報で対象とした構造の節点の一部は、その軟節度を意識的に大きくとっているが、いずれにしても通常の骨組構造の節点は、ある程度の軟節は避けられないので、必要に応じて、軟節構造解析も実施すべきである。

いっぽう、アルミニウム合金骨組構造の場合、今後の課題の一つとして、仕口、固定端等の節点構造の検討を挙げなければならないだろう。

最後に、本実験および解析に、ご協力された、飯島建築設計事務所 飯島俊比古氏に深く謝意を表す。

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-201)

---

## 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質

軽合金、構造、溶接研究室\*

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質

軽合金、構造、溶接研究室\*

## 1. はじめに

Al-Zn-Mg 系合金は鉄道車両をはじめとする各種輸送構造物に多くの実績を残している。ここに述べる ZK141 合金は当社が新たに開発した JIS A7N01 相当の溶接構造用合金で、微量の銅を添加することにより、従来懸念された肉厚方向の耐応力腐食割れ性を著しく改善し、しかも溶接性、押出性の低下も認められないすぐれた性能を有している<sup>1)2)</sup>。

本資料は ZK141 合金の耐応力腐食割れ性、熱処理特性、機械的性質および溶接性についてまとめたものである。

## 2. 耐応力腐食割れ性と熱処理特性

ZK141 合金の肉厚方向の耐応力腐食割れ性は、一般的の JIS A7N01 合金に比べて微量の銅が添加されているために著しく改善された。こうした傾向は T4, T6, T7 材のどれも同様であるが、特に T7 材の耐応力腐食割れ性が最もすぐれている。なお時効硬化性は従来の A7N01 合金と同じである。

## 3. 機械的諸性質

ZK141 合金の引張性質は T4 および T6 材とも JIS H 4000 による A7N01 合金の規格値を十分に満足しており、T7 材も同 JIS による T6 材としての値を満足している。T6 材については、さらに NDS H 4001 の規格値をも満足している。曲げ試験内側半径も JIS H 4000 の規格値よりはるかに小さい。引張強度は低温になるにつれて向上し、高温になるにつれて低下するが、温度依存性は耐力より引張強さの方が大きい。衝撃値は低温になるにつれて低下する。

疲労強度は繰返し回数  $10^5 \sim 10^6$  回の領域では T7 材より

T4 材の方が高いが、 $10^7$  回では両者はほとんど同じ値になる。6mm 厚延板と 25mm 厚延板で平滑材両振りの疲労強度に認められる差は、板厚の影響というより負荷形態の違いによるものと考えられる。

ZK141 合金はクリープ強度も含めて全体的に ZK41<sup>3)4)</sup>, ZK47<sup>5)</sup> 等他の A7N01 合金とほぼ同程度の機械的性質を有しております、Al-Mg 系 A5083 合金より強度的にすぐれている。

## 4. 溶接性

従来より Al-Zn-Mg 系合金は銅を添加すると溶接割れ感受性が増大するとされてきた。しかし、Zr および Ti との共存下では銅添加量が 0.2% 以内であれば実用上ほとんど問題のないことが明らかになった<sup>2)</sup>。ZK141 合金は適量の Zr および Ti を含有するため、溶接性は非常にすぐれている。なお、溶接部の機械的性質は従来の A7N01 合金と同等あるいはそれ以上である。

## 文 献

- 1) 馬場義雄、高島 章： 本誌, 17 (1976), 28.
- 2) 福井利安、杉山禎彦、馬場義雄： 本誌, 17 (1976), 38.
- 3) 寺井士郎、竹内勝治、田中英司、馬場義雄、中村 授： 本誌, 8 (1967), 194.
- 4) 寺井士郎、竹内勝治、杉山禎彦、馬場義雄、福井利安： 本誌, 8 (1967), 249.
- 5) 馬場義雄、中村 授、高島 章： 本誌, 13 (1972), 103.

\*技術研究所

## 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質

## 1) 化学成分

表 1 供試材の化学成分

ZK141	化 学 成 分 (wt%)									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al
標準			0.15	0.35	1.7	0.16	4.5	0.05	0.17	
範囲	<0.30	<0.40	<0.25	0.20-0.9	1.0-2.2	<0.30	3.8-5.0	<0.20	<0.30	残

## 2) 物理的性質

表 2 物理的性質

比 重 (g/cm³)	溶融温度範囲 (°C)	熱膨脹係数 (20-100°C)	熱伝導率 (C.G.S.)	電気伝導度 (IACS %)	
				T 4	T 7
2.77	620~650	$2.36 \times 10^{-6}$	0.33	31	36 ~ 37

## 3) 肉厚方向の耐応力腐食割れ性

表 3 T4 材の肉厚方向の耐応力腐食割れ性

試験法	負荷応力 (kg/mm²)	T4	
		ZK141	比較材 一般 A7N01
促進腐食試験*	10	0 %	0 %
(クロム酸煮沸試験)	15	0	100
	20	20	100

表 4 T6 材の肉厚方向の耐応力腐食割れ性

試験法	負荷応力 (kg/mm²)	T6	
		ZK141	比較材 一般 A7N01
促進腐食試験*	10	0 %	50 %
(クロム酸煮沸試験)	15	10	100
	20	50	100
大気暴露試験 (工場地帯)	10	>660 日	300 ~ 660 日
	15	>660	20~60
	20	360~660	10~40

表 5 T7 材の肉厚方向の耐応力腐食割れ性

試験法	負荷応力 (kg/mm²)	T7	
		ZK141	比較材 一般 A7N01
促進腐食試験*	10	0 %	0 %
(クロム酸煮沸試験)	15	0	30
	20	10	50
NaCl 水溶液	10	>210 日	>210 日
交互浸漬試験	15	>210	60~210
	20	120~210	20~150
大気暴露試験 (工場地帯)	10	>660 日	>660 日
	15	>660	>660
	20	>660	60~100

\*促進腐食試験の評価法

C-リング試験片に割れが認められた直後、無負荷状態にして直角断面のクラック深さを測定する。

$$[\%] = \frac{\text{クラック深さ (mm)}}{\text{C-リングの全肉厚 (1.5mm)}} \times 100$$

# TECHNICAL DATA SHEET

(167)

July 1976

## 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質

### 4) 热 处 理 特 性

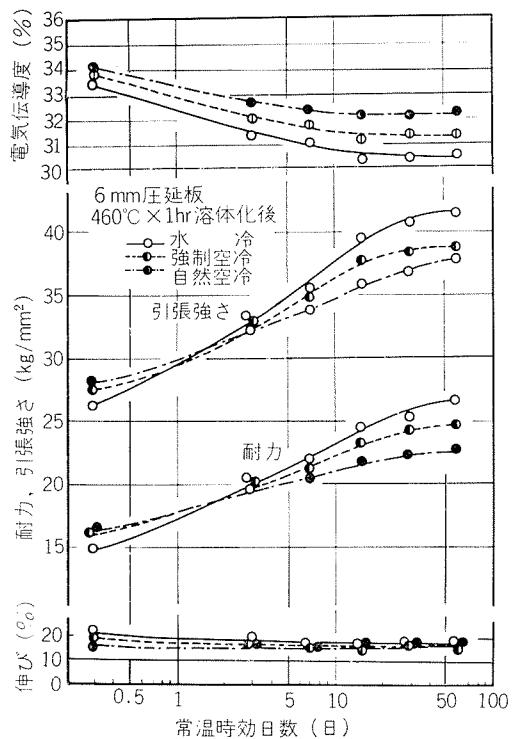


図 1 6 mm 压延板の溶体化処理 (460°C × 1hr) 後の冷却条件と常温時効の関係

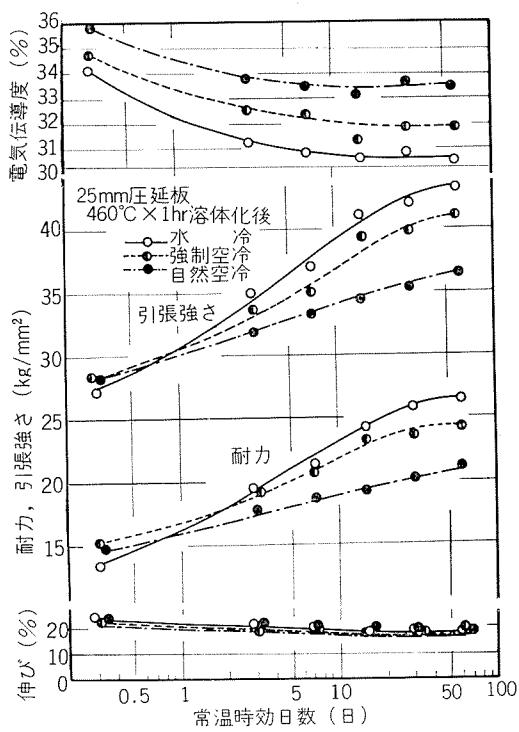


図 2 25mm 压延板の溶体化処理 (460°C × 1hr) 後の冷却条件と常温時効の関係

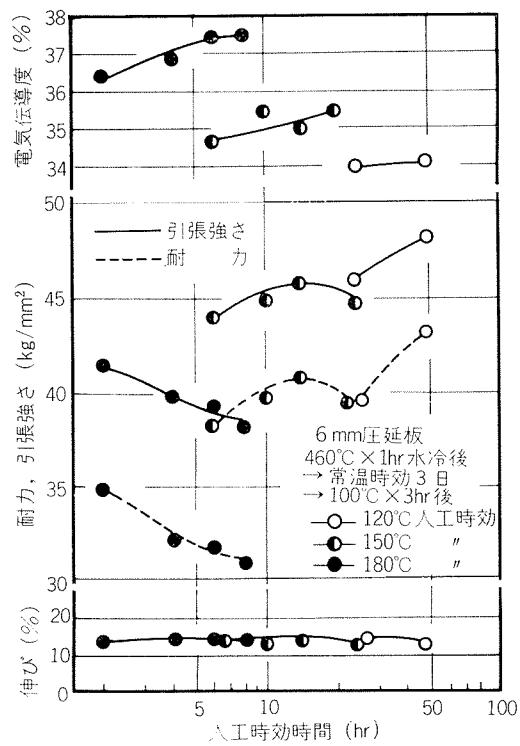


図 3 6 mm 压延板の人工時効曲線

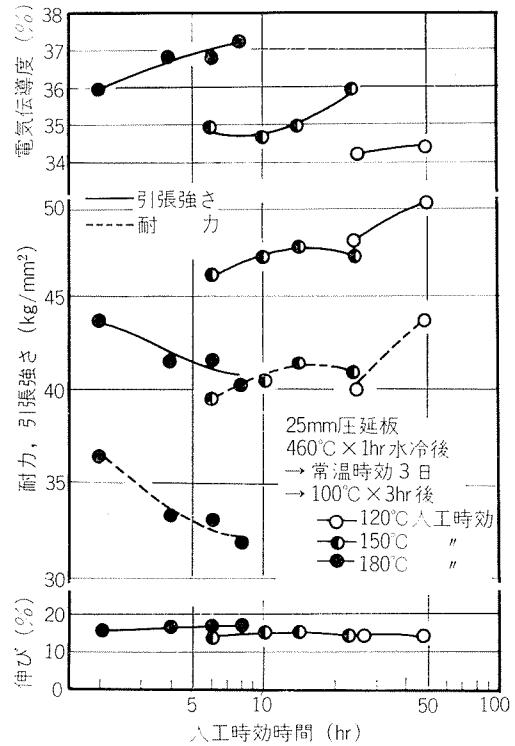


図 4 25mm 压延板の人工時効曲線

(昭和51年7月)

住友軽金属工業株式会社

技術研究所 馬場義雄  
吉田英雄

## 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質

## 5) 引張性質、かたさ、曲げ試験内側半径、衝撃値

表 6 引張性質

試材	質別	熱処理	方 向	引張性質				
				耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	真破断強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	絞り (%)
6mm圧延板*	T 4	460~470°C→水冷 →常温×6~12か月	圧延方向 圧延直角方向	31.7 31.1	45.9 45.2	— —	16 16	— —
	T 7	460~470°C→水冷→常温×3日 →100°C×3~5hr →170~180°C×4~8hr	圧延方向 圧延直角方向	29.4 29.4	37.6 37.5	— —	16 16	— —
	T 7	6mm 圧延板 T7 材と同じ	圧延方向 圧延直角方向	28.9 28.5	36.7 36.9	— —	17 16	— —
	T 7	6mm 圧延板 T7 材と同じ	圧延方向 圧延直角方向	30.3 30.5	38.5 37.8	— —	18 17	— —
20mm圧延板*	T 6	460~470°C→水冷→常温×3日 →100°C×3~5hr →140~150°C×10~15hr	圧延方向 圧延直角方向	37.3 38.0	42.8 43.7	— —	16 16	— —
25mm圧延板**	T 4	6mm 圧延板 T4 材と同じ	圧延方向 圧延直角方向	27.7 27.1	45.4 44.3	54.8 —	16 19	17 —
	T 6	20mm 圧延板 T6 材と同じ	圧延方向 圧延直角方向	38.2 38.3	44.1 43.7	— —	16 17	— —
	T 7	6mm 圧延板 T7 材と同じ	圧延方向 圧延直角方向	31.0 30.4	39.7 38.9	56.0 52.9	18 18	43 39
32mm 圧延板**	T 6	20mm 圧延板 T6 材と同じ	圧延方向 圧延直角方向	37.2 37.7	43.1 43.9	— —	16 16	— —

\*JIS 5号試験片。

\*\*JIS 4号試験片。

表 7 かたさおよび曲げ試験内側半径

試材	質別	かたさ				180°曲げ試験内側半径	
		ブリネル (10/500/30)	ピッカース (5kg)	ロックウェル (Bスケール)	ショア	圧延方向	圧延直角方向
6mm 圧延板	T 4	107	114	64.1	26.5	板厚の 1.5 倍	板厚の 1.5 倍
	T 7	106	108	61.7	26.0	板厚の 1.5 倍	板厚の 2.0 倍
25mm 圧延板	T 4	112	120	68.3	27.0	板厚の 1.5 倍	板厚の 2.0 倍
	T 7	109	116	64.9	27.0	板厚の 1.0 倍	板厚の 1.5 倍

表 8 25mm 圧延板 T7 材の衝撃値

試験温度 (°C)	シャルピー衝撃値 [JIS 4号] (kg·m/cm <sup>2</sup> )			
	L T	L W	W T	W L
常温	3.2	2.3	2.0	1.4
-75	3.1	2.1	1.8	1.4
-196	2.3	1.3	1.3	0.8

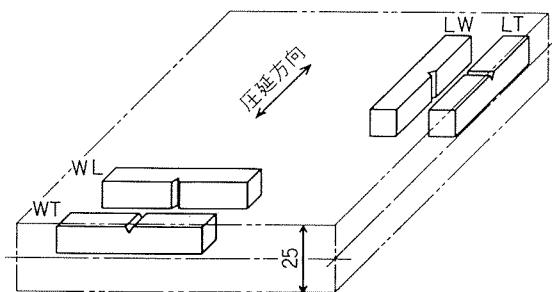


図 5 衝撃試験片採取要領

## 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質

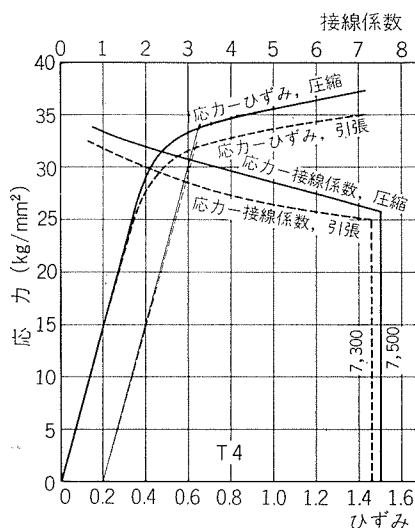


図 6 25mm 压延板の応力-ひずみおよび応力-接線係数線図

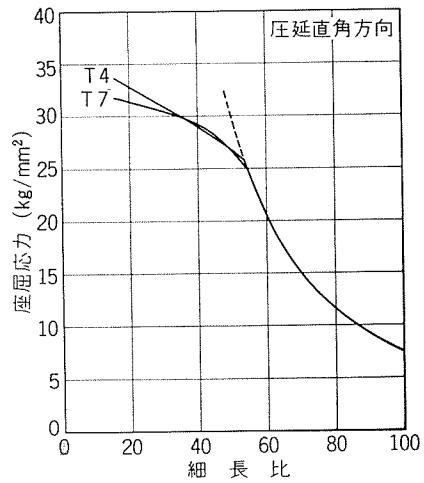
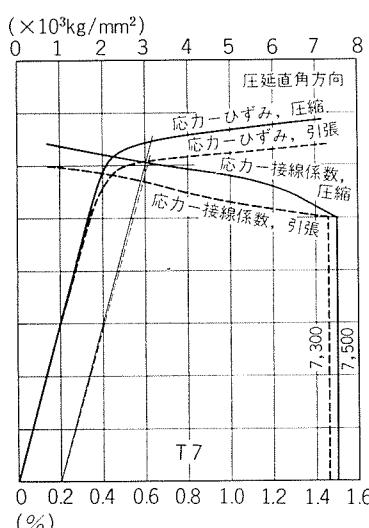


図 7 25mm 压延板の推定座屈曲線

## 6) 低温、高温における引張性質

表 9 6 mm 压延板 T7 材の低温および高温における引張性質\*

試験温度 (°C)	1 hr 保持**			100 hr 保持			1,000 hr 保持		
	耐力 (kg/mm²)	引張強さ (kg/mm²)	伸び (%)	耐力 (kg/mm²)	引張強さ (kg/mm²)	伸び (%)	耐力 (kg/mm²)	引張強さ (kg/mm²)	伸び (%)
-196	35.8	50.8	18	—	—	—	—	—	—
-75	31.5	40.8	16	—	—	—	—	—	—
常温	29.4	37.5	16	—	—	—	—	—	—
100	28.5	32.3	17	28.6	32.7	18	24.8	29.4	18
150	27.2	27.9	20	24.9	25.8	21	21.7	23.0	24
200	22.6	23.6	21	14.2	17.1	30	10.0	13.2	36
250	14.2	15.1	28	10.6	12.0	38	8.5	10.4	47

\* JIS 5号試験片による圧延直角方向の値。

\*\* -196°C やび -75°C の保持時間は 10min。

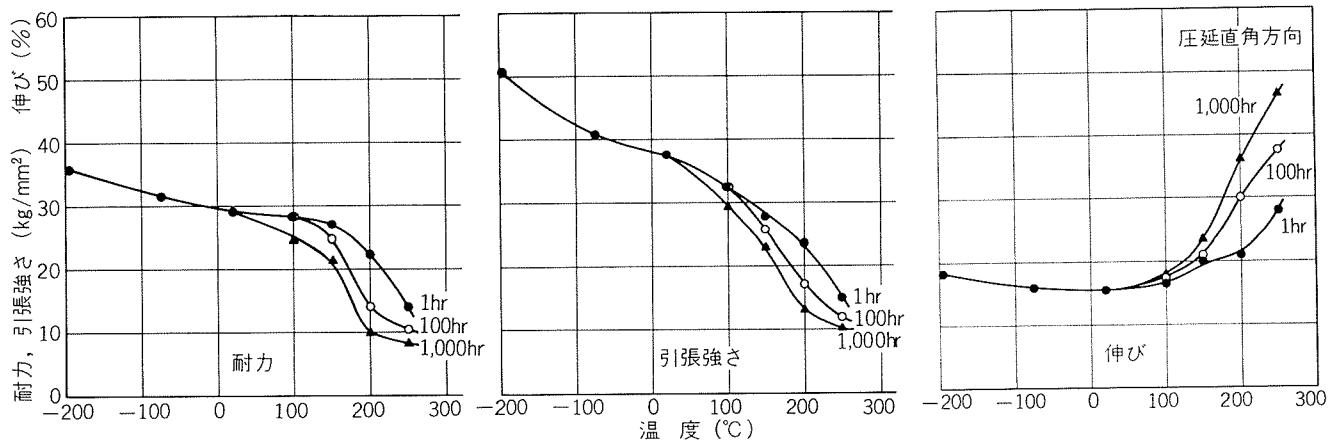


図 8 6 mm 压延板 T7 材の温度と引張性質の関係

## 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質

## 7) 疲 労 強 度

表 10 6 mm 压延板の軸方向疲労強度\*

質別	応力の種類	疲労強度** (kg/mm <sup>2</sup> )					
		圧延方向			圧延直角方向		
		10 <sup>5</sup> 回	10 <sup>6</sup> 回	10 <sup>7</sup> 回	10 <sup>5</sup> 回	10 <sup>6</sup> 回	10 <sup>7</sup> 回
T 4	両振り, R = -1	20.0	16.3	13.2	19.3	15.5	12.7
	片振り引張, R = 0	17.0	11.7	9.7	15.0	10.5	9.0
	平均応力, σ <sub>m</sub> = 20kg/mm <sup>2</sup>	14.5	8.8	8.0	—	—	—
T 7	両振り, R = -1	19.0	14.8	13.6	17.2	14.3	12.8
	片振り引張, R = 0	15.3	11.0	10.5	13.0	10.3	9.6
	平均応力, σ <sub>m</sub> = 20kg/mm <sup>2</sup>	10.3	7.9	7.5	—	—	—

\*繰返し速度 6,900 cpm。

\*\*応力振幅。

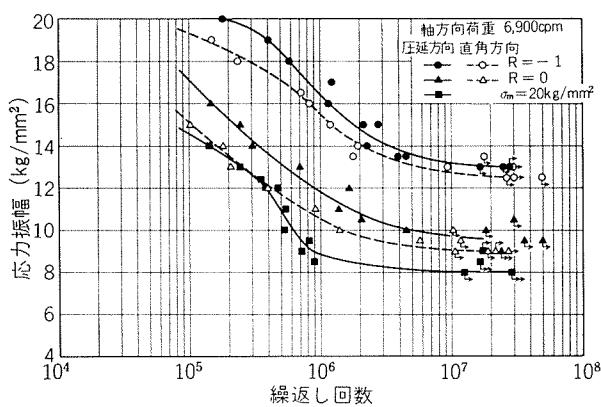


図 9 6 mm 压延板 T4 材の S-N 曲線

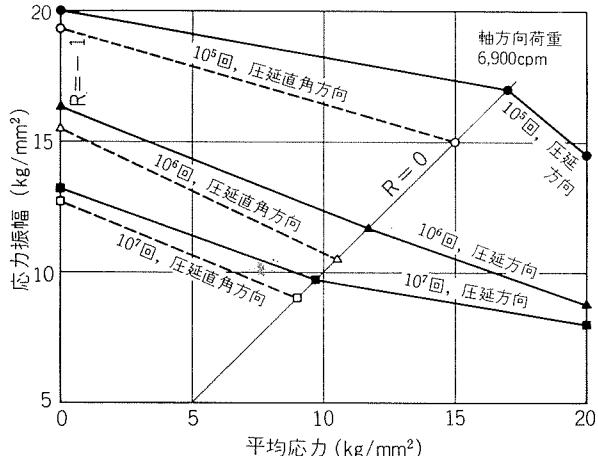


図 10 6 mm 压延板 T4 の疲労限度線図

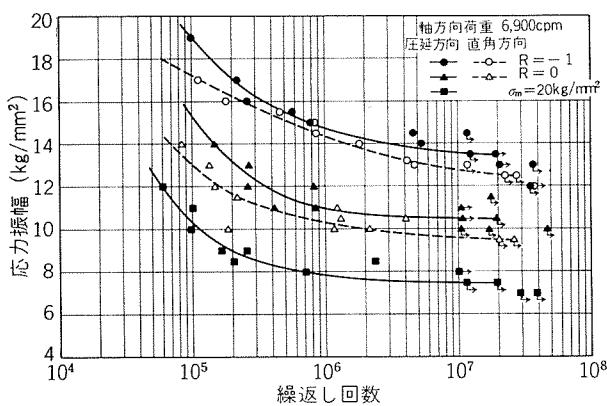


図 11 6 mm 压延板 T7 材の S-N 曲線

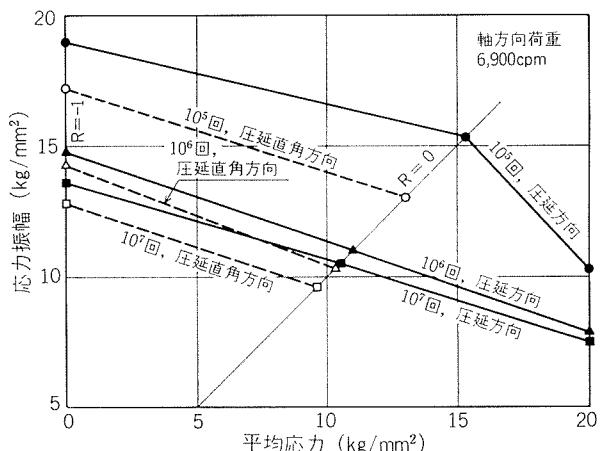


図 12 6 mm 压延板 T7 材の疲労限度線図

## 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質

表 11 6 mm 压延板突合せ溶接継手の軸方向疲労強度\*

質別	応力の種類	疲労強度** (kg/mm <sup>2</sup> )					
		片面溶接継手***			両面溶接継手		
		10 <sup>5</sup> 回	10 <sup>6</sup> 回	10 <sup>7</sup> 回	10 <sup>5</sup> 回	10 <sup>6</sup> 回	10 <sup>7</sup> 回
T 4	両振り, R = -1	13.8	6.7	3.8	—	—	—
	部分両振り, R = -0.5	9.5	5.2	4.0	—	—	—
	片振り引張, R = 0	7.8	4.4	3.5	—	—	—
	平均応力, σ <sub>m</sub> = 10kg/mm <sup>2</sup>	6.9	3.2	2.0	—	—	—
T 7	両振り, R = -1	10.2	6.5	4.2	12.7	7.8	5.5
	部分両振り, R = -0.5	9.6	5.8	3.3	—	—	—
	片振り引張, R = 0	7.1	4.0	3.0	7.6	5.3	4.1
	平均応力, σ <sub>m</sub> = 10kg/mm <sup>2</sup>	7.3	3.9	2.0	7.5	4.1	2.3

\*余盛あり(溶接条件については表12参照)。繰返し速度 6,900 cpm。

\*\*応力振幅。

\*\*\*裏ビードに多少のオーバラップあり。

表 12 6 mm 压延板突合せ溶接継手の溶接条件と引張強さ

継手	溶接条件							引張強さ*** (kg/mm <sup>2</sup> )
	溶接法	溶加材	開先形状	層数	電流 (A)	電圧 (V)	アルゴン流量 (l/min)	
T 4 材片面溶接継手				1層	240~260	26~27	25	29.9
T 7 材片面溶接継手	半自動ミグ	5356*	V 形**	1層	250~270	26~27	25	31.6
T 7 材両面溶接継手				両面各 1 層	240~250 200	27 23~24	25	32.3

\*1.6mmφ。

\*\*開先深さ 5mm, 開先角度 60°。

\*\*\*余盛あり。

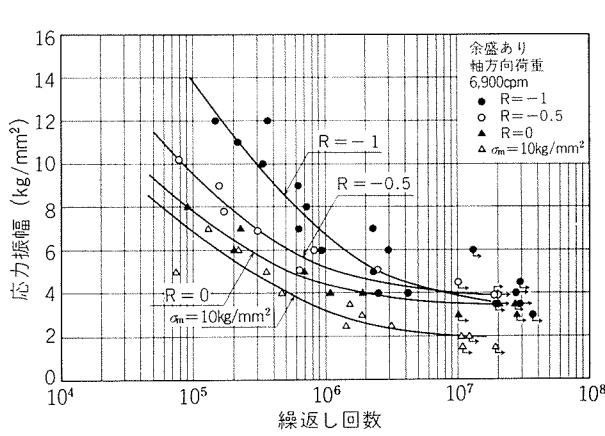


図 13 6mm 压延板 T4 材突合せ片面溶接継手の S-N 曲線

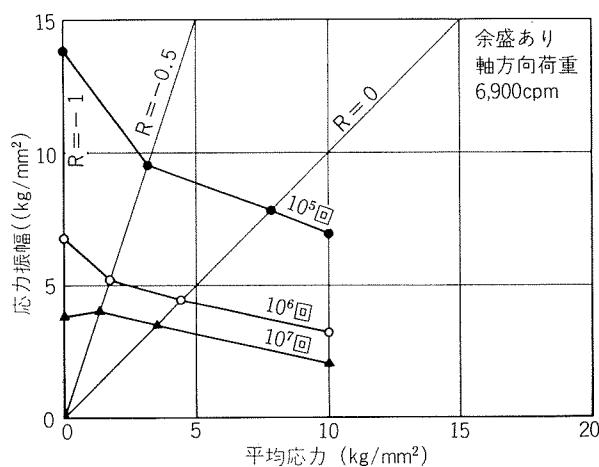


図 14 6mm 压延板 T4 材突合せ片面溶接継手の疲労限度線図



## 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質

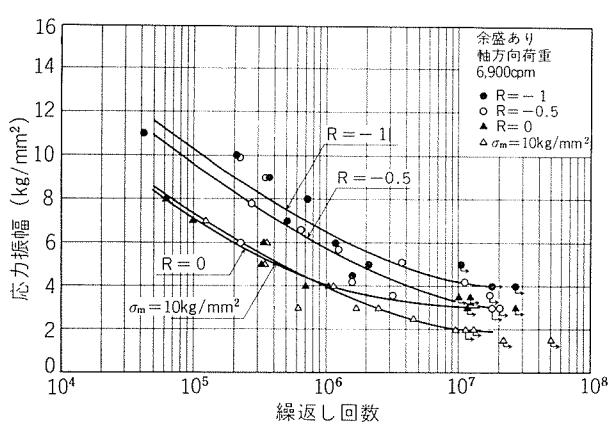


図 15 6mm 厚延板 T7 材突合せ片面溶接継手の S-N 曲線

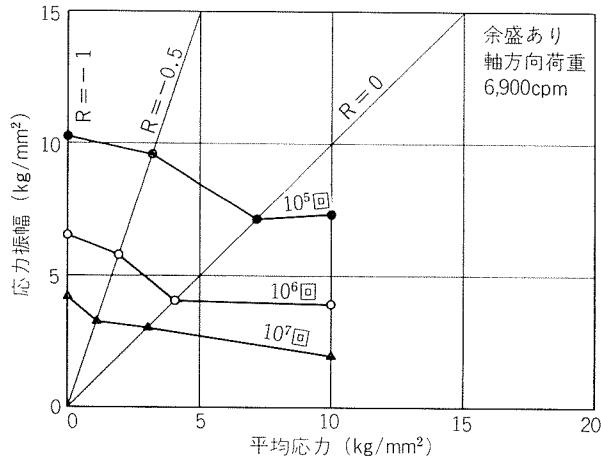


図 16 6mm 厚延板 T7 材突合せ片面溶接継手の疲労限度線図

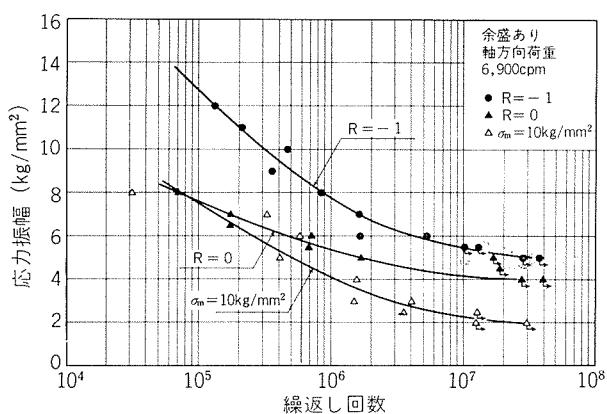


図 17 6mm 厚延板 T7 材突合せ片面溶接継手の S-N 曲線

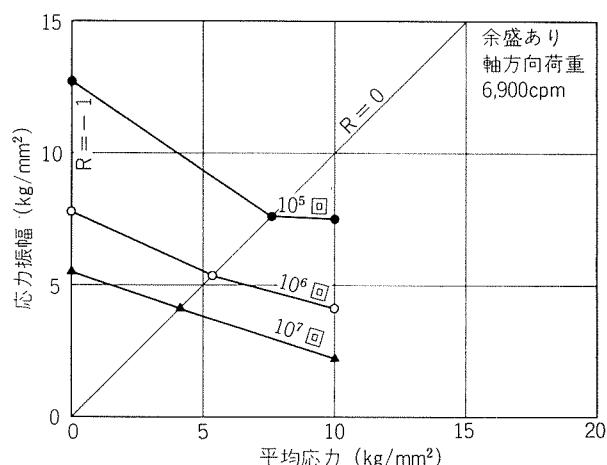


図 18 6mm 厚延板 T7 材突合せ片面溶接継手の疲労限度線図

表 13 25mm 厚延板の回転曲げ切欠疲労強度および切欠係数\*

質別	切欠底の丸み (mm)	形状係数 $\alpha_K$	疲労強度 ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )			切欠係数		
			$10^5$ 回	$10^6$ 回	$10^7$ 回	$10^5$ 回	$10^6$ 回	$10^7$ 回
T 4	$\infty$	1	22.0	18.3	16.0	1	1	1
	1.0	2.0	19.2	14.2	10.0	1.15	1.29	1.60
	0.25	3.5	19.7	10.8	5.0	1.12	1.69	3.20
	0.06	6.5	17.4	6.6	5.0	1.26	2.77	3.20
T 7	$\infty$	1	22.7	17.5	16.0	1	1	1
	1.0	2.0	14.1	11.4	10.0	1.61	1.54	1.60
	0.25	3.5	9.5	6.0	4.0	2.39	2.92	4.00
	0.06	6.5	9.5	6.0	4.0	2.39	2.92	4.00

\*D=15mmφ, d=10mmφ, t=2.5mm, 60°-V 形環状切欠試験片による圧延方向の値。繰返し速度 1,700rpm。

## 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質

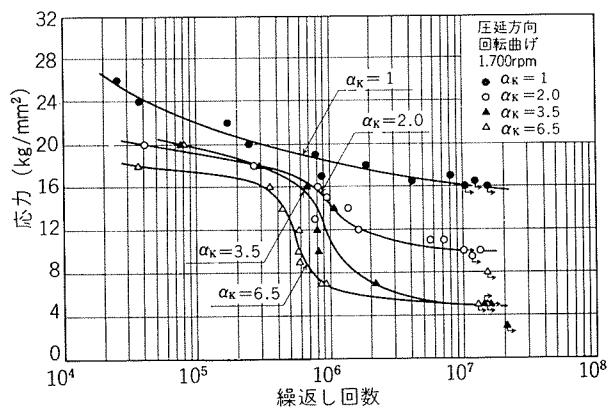


図 19 25mm 压延板 T4 材の S-N 曲線

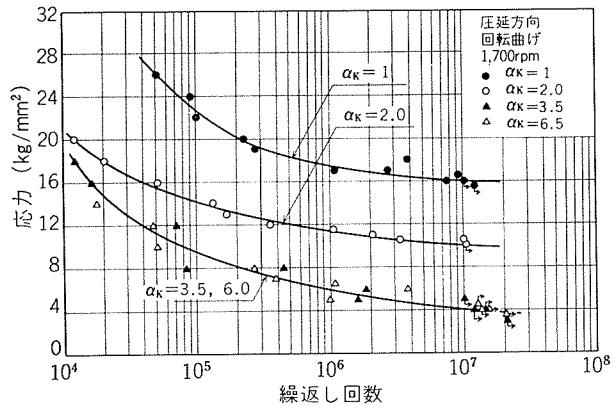


図 20 25mm 压延板 T7 材の S-N 曲線

## 8) クリープ強度

表 14 25mm 压延板 T7 材のクリープおよびクリープ破断強度\*

試験温度 (°C)	クリープ強度 (kg/mm²)				クリープ破断強度 (kg/mm²)			
	0.01%/1,000hr	0.1%/1,000hr	1%/1,000hr	10%/1,000hr	1 hr	10 hr	100 hr	1,000 hr
50	—	25.0	29.0	32.0	36.0	35.0	33.0	30.0
100	—	19.0	22.5	25.0	—	29.0	27.0	22.0
150	6.0	11.0	14.5	18.5	—	—	19.0	14.0
200	—	2.9	5.5	10.0	—	12.0	9.5	6.0
250	—	1.8	2.8	3.8	—	5.9	4.7	3.5

\*圧延方向。

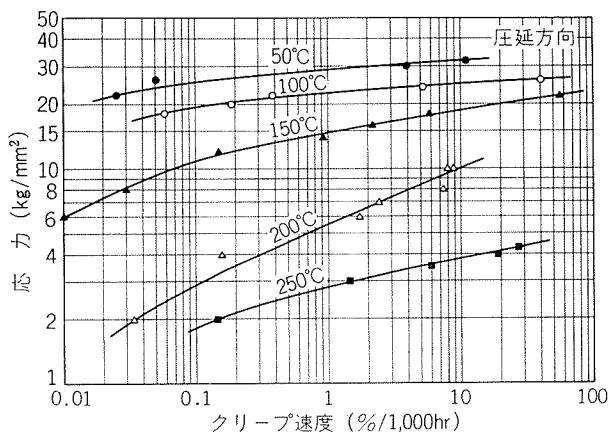


図 21 25mm 压延板 T7 材の応力—最小クリープ速度曲線

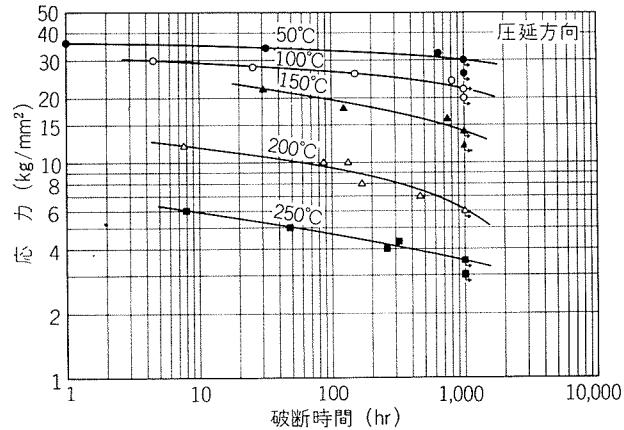


図 22 25mm 压延板 T7 材の応力—クリープ破断時間曲線

## 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質

## 9) 溶接条件

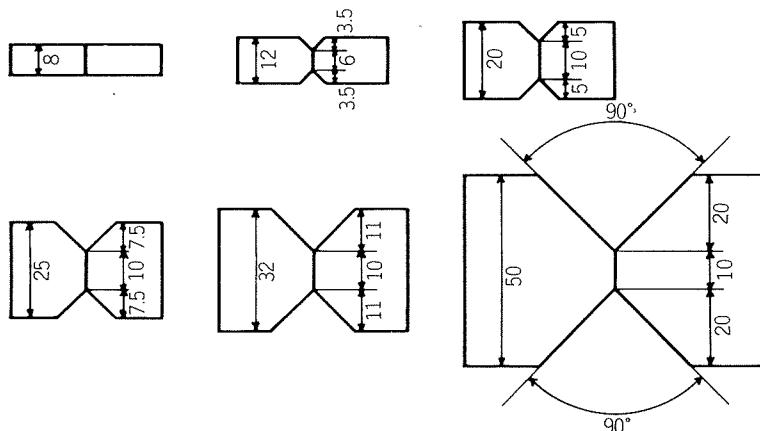
表 15 電極ワイヤの化学成分

溶加材	化 学 成 分 (%)									
	Cu	Fe	Si	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti	Zr	Al
A5356-WY	<0.01	0.18	0.07	4.5	0.08	<0.01	0.06	0.07	<0.01	残
A5556-WY	<0.01	0.12	0.04	4.9	0.74	<0.01	0.09	0.08	<0.01	残
A7N11-WY	<0.01	0.05	0.05	4.8	0.33	1.9	<0.01	0.02	0.09	残

表 16 開先形状および溶接条件

板厚 (mm)	開先* 形状	層数	電極 ワイヤ径 (mm)	溶接条件				ガス流量** (l/min)
				溶接電流 (A)	アーク電圧 (V)	溶接速度 (cm/min)		
8	I形	表 1	1.6	290~320	21~22	80	30	30
		裏 1		300~320	21~23	80	30	
12	X形	表 1	1.6	320~340	22~23	60	30	30
		裏 1		320~340	22~23	60	30	
20	X形	表 1	2.4	430~460	24~25	30	40	40
		裏 1		430~470	25~26	30	40	
25	X形	表 2	2.4	440~480	26~28	30	40	40
		裏 2		440~480	26~28	30	40	
32	X形	表 2	2.4	440~480	28~30	30	45	45
		裏 2		440~480	28~30	30	45	
32	X形	表 1	3.2	560~580	26~28	30	45	45
		裏 1		560~580	26~28	30	45	
50	X形	表 6	2.4	440~480	28~30	30	45	45
		裏 6		440~480	28~30	30	45	

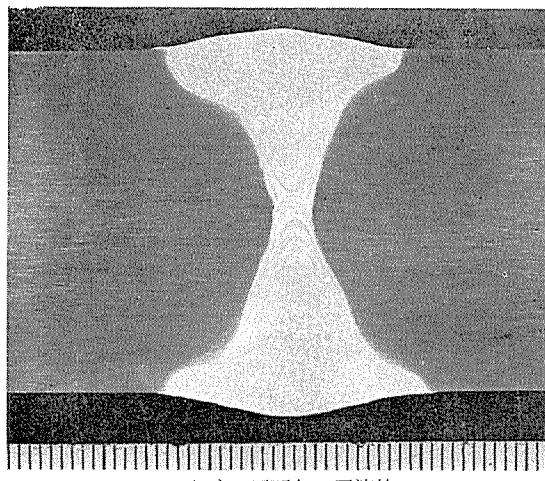
\*開先形状（開先角度は板厚8mmを除きすべて90°）。



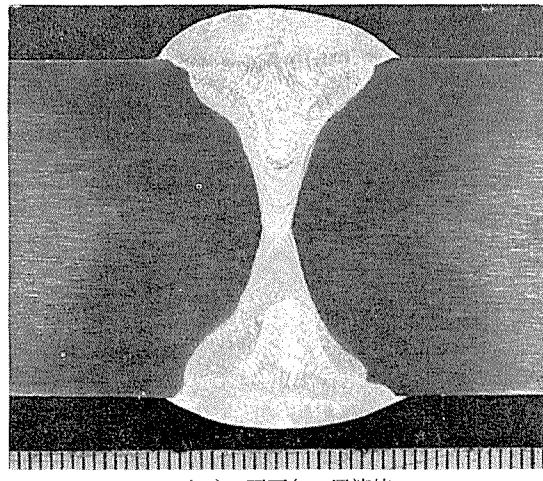
\*\*板厚20mm以上の溶接には二重ノズルを使用。ガス流量は内外ノズルとも同じ。

## 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質

## 10) 溶接部の組織

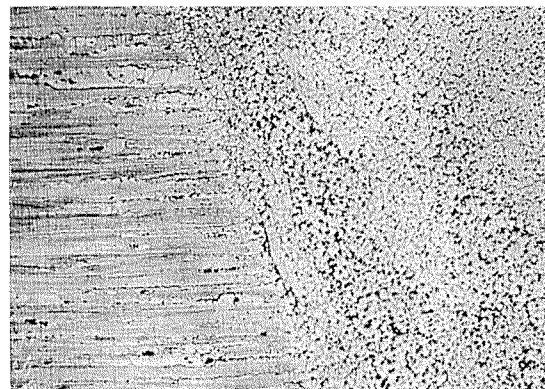


(A) 両面各一層溶接

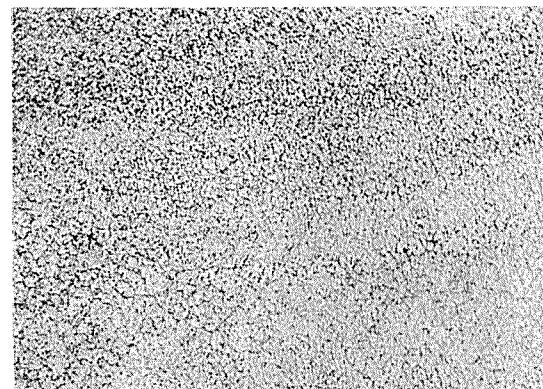


(B) 両面各二層溶接

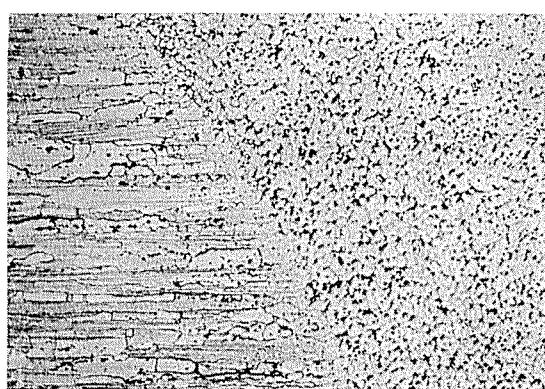
図 23 溶接部のマクロ組織 (厚板 32mm)



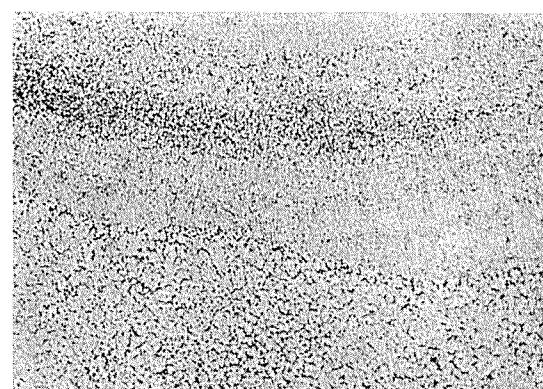
(A) 溶接金属と母材の境界 (12mm圧延板)



(B) 表裏溶接ビードの交叉部 (12mm圧延板)



(C) 溶接金属と母材の境界 (25mm圧延板)



(D) 表裏溶接ビードの交叉部 (25mm圧延板)

図 24 溶接部のミクロ組織 ( $\times 100 \times 7/9$ )

(昭和51年7月)

**住友軽金属工業株式会社**

技術研究所

杉山 順彦  
福井 利安

## 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質

## 11) 溶接部の機械的性質

表 17 突合せ溶接継手の引張性質

板 厚*	試験片** 形 状	余 盛 の 有 無	電 極 ワ イ ャ	引 張 性 質			
				引 張 強 さ (kg/mm <sup>2</sup> )	耐 力 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び*** (%)	破 断 位 置****
8	JIS 5号	あ り	A5356-WY	34.7	21.6	9	H A Z
			A5556-WY	34.7	22.6	7	Bond
			A7N11-WY	35.0	22.9	9	H A Z
	JIS 1号	な し	A5356-WY	32.6	23.1	6	W M
			A5556-WY	35.1	23.9	8	W M
			A7N11-WY	35.4	24.4	9	H A Z
12	JIS 5号	な し	A5356-WY	32.6	—	—	W M
			A5556-WY	34.4	—	—	W M
			A7N11-WY	36.1	—	—	H A Z
	JIS 1号	な し	A5356-WY	35.8	22.5	9	Bond
			A5556-WY	36.6	23.5	11	H A Z
			A7N11-WY	36.6	23.7	12	H A Z
20	JIS 4号	な し	A5356-WY	33.4	23.3	7	W M
			A5556-WY	35.1	24.0	9	W M
			A7N11-WY	36.3	23.3	13	H A Z
	JIS 1号	な し	A5356-WY	33.8	—	—	W M
			A5556-WY	35.5	—	—	W M
			A7N11-WY	36.0	—	—	W M
25	JIS 4号	な し	A5356-WY	33.9	21.6	8	W M—Bond
32	JIS 4号	な し	A5356-WY	34.2	22.6	8	W M—Bond
			A5556-WY	36.3	23.8	9	W M—Bond
			A7N11-WY	36.8	24.3	9	W M
50	JIS 4号	な し	A5356-WY	33.2	21.0	9	W M—Bond
			A5556-WY	33.7	21.5	9	W M—Bond
			A7N11-WY	30.4	17.5	8	W M—Bond
				29.7	16.8	7	W M—Bond
				29.8	19.3	7	W M—Bond

\*厚板には JIS 4号試験片(丸棒)を用いたので、本表の値は突合せ継手の強さに対しては参考値である。

\*\*採取位置

板厚 20, 25, 32mm : 溶接線を横切り板厚方向中央部。

板厚 50mm : 溶接線を横切り板厚方向板面より約22mm内。

\*\*\*G.L. = 50mm

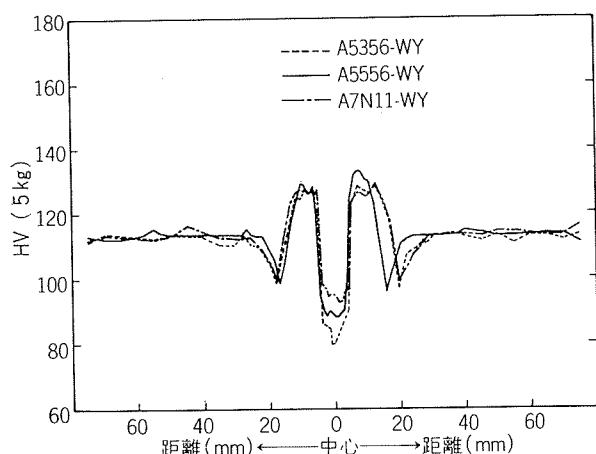
\*\*\*\*破断位置

HAZ : 热影響部, Bond : 母材と溶接金属の境界, WM : 溶接金属

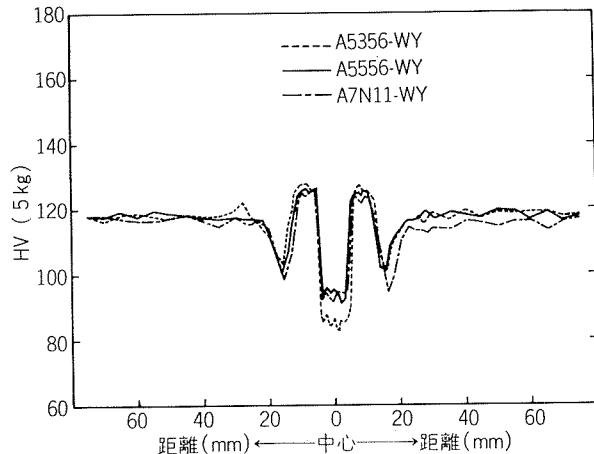
## 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質

表 18 溶接部の曲げ性およびシャルピー衝撃値

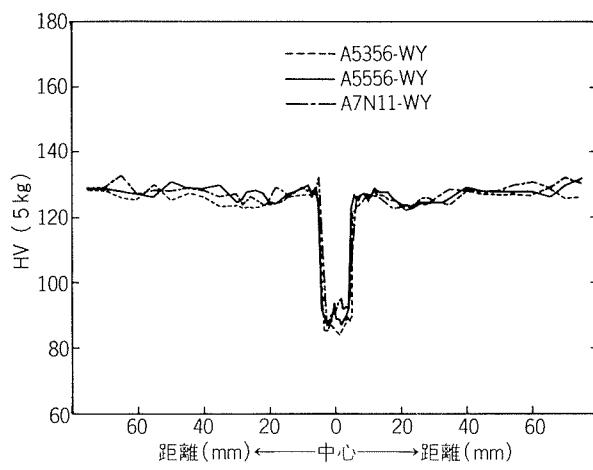
板 厚 (mm)	パ 斯 数	溶 加 材	曲 げ 試 験 結 果	シ ャ ル ピ ー 衝 撃 値 (kg·m/cm <sup>2</sup> )		備 考
				室 温	-196°C	
20	2	A5356WY	R=3.3 t で割れなし	6.4	2.0	n = 5
	4	A5356WY	R=3.3 t で割れなし	6.6	3.3	n = 5
32	2	A5356WY	R=3.3 t で割れなし	5.6	1.8	n = 5
	4	A5356WY	R=3.3 t で割れなし	6.9	2.6	n = 5



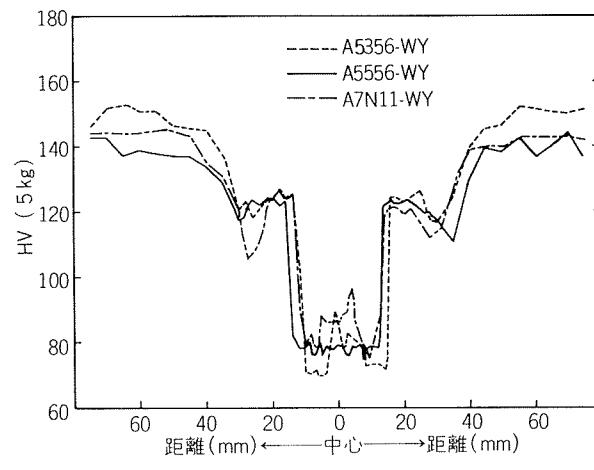
(A) 母材質別 : T7, 板厚 : 8mm



(B) 母材質別 : T7, 板厚 : 12mm



(C) 母材質別 : T4, 板厚 : 25mm



(D) 母材質別 : T6, 板厚 : 50mm

図 25 溶接部の硬さ分布

## 構造用 AlZnMg 合金 ZK141 の諸性質

## 12) 溶接割れ感受性

表 19 T 形すみ肉溶接割れ試験結果\*

質別	板厚 (mm)	電極ワイヤ径 (mm)	溶接条件			割れ率 (%)	試験片枚数
			電流 (A)	電圧 (V)	速度 (cm/min)		
T 6	20	(A5356-WY) 1.6	300	25	40	0	3
	32	(A5356-WY) 1.6	330	27	30	0	3

\* 試験片形状

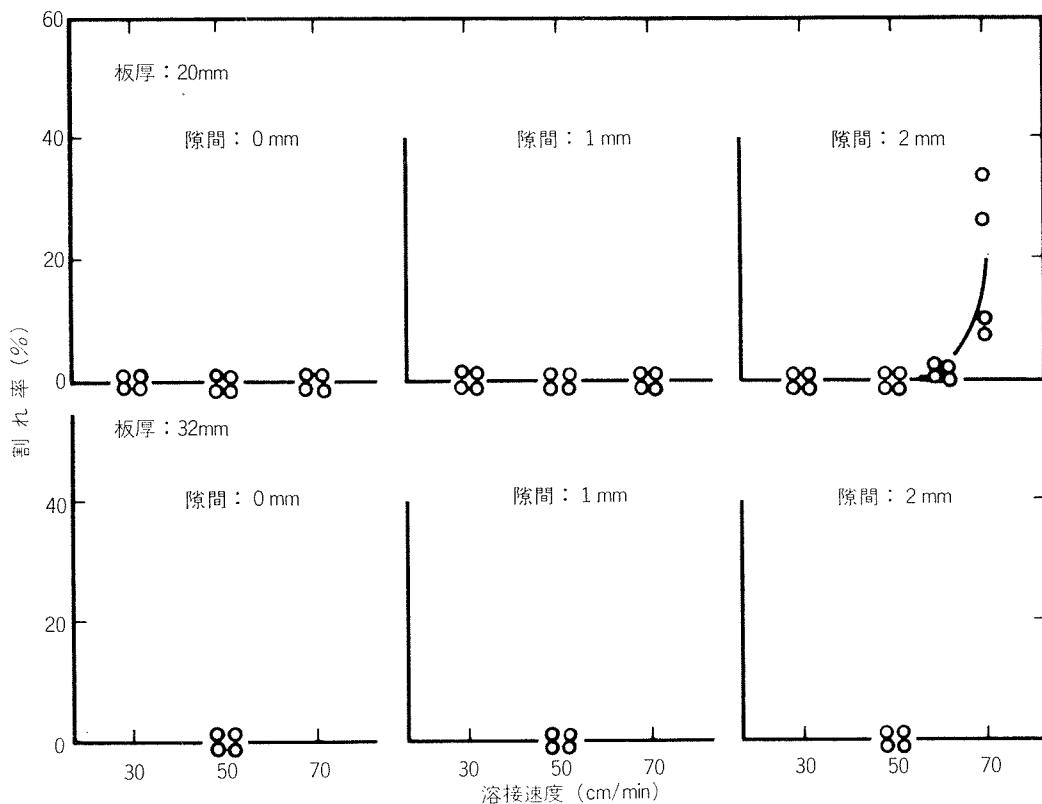
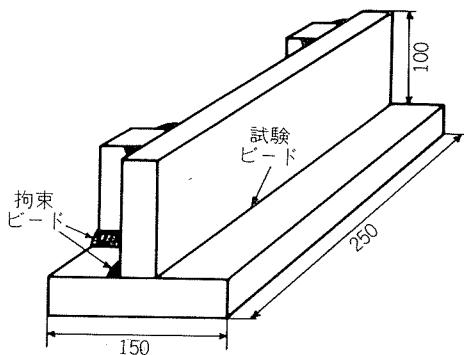


図 26 重ねすみ肉溶接割れ試験結果 (電極ワイヤ : A5356-WY, 1.6mmφ)