

論 文

人工防食皮膜付(APF)アルブラック管の
海水耐食性と伝熱性*

永田公二** 湯美哲郎***
佐藤史郎** 山口謙****
恩田勝弘*****

Performances of APF Albrac Condenser
Tube Tested in Sea Water

by Koji Nagata, Tetsuro Atsumi, Shiro Sato,
Yoshimi Yamaguchi and Katsuhiro Onda

人工防食皮膜付(APF)アルブラック管の 海水耐食性と伝熱性*

永田公二** 湧美哲郎***
佐藤史郎** 山口謙****
恩田勝弘*****

Performances of APF Albrac Condenser Tube Tested in Sea Water

by Koji Nagata, Tetsuro Atsumi, Shiro Sato,
Yoshimi Yamaguchi and Katsuhiro Onda

APF (Artificial protective Film) aluminium brass tube with organic resin film of 20 μm developed by Sumitomo Light Metal has been expected as highly reliable condenser tube using sea water as coolant. The objective of this study is to evaluate the long life durability of APF tube under the corrosive conditions of cooling water where conventional copper alloy condenser tubes have severely suffered pitting, malignant erosion-corrosion, localized erosion-corrosion and so on. Furthermore, such problems peculiar to organic film as delamination by cathodic protection, accelerated corrosion at the portion of localized peeling of film and biofouling in non-chlorinated sea water have been discussed. Corrosion and durability tests have been continuously made for about 500 days in marine laboratory located at Ise bay.

The results obtained are summarized as follows.

- (1) APF tubes showed the excellent durability under corrosive conditions such as polluted sea water containing 0.03 ppm as S^{2-} , chlorinated sea water of 0.2 ppm as residual chlorine, highly frequent passing of sponge ball and highly turbulent flow of about 8 m/sec around artificial foreign body.
- (2) Blistering of APF film at tube ends under cathodic protection can be partially suppressed by developing the resin and/or controlling cathodic protective condition. To solve better this problem, it is necessary to study not only coating system of APF tube including optimum substrate treatment, kind of resin, film thickness, curing and so on but also protective system of equipment with APF tube, tube plate, water box and so on.
- (3) Corrosion depth at the portion of artificially peeling of APF film was one forth that of plain aluminum brass tube. This result shows that the accelerated corrosion would not progress at the partially peeling portion of APF film.
- (4) Long life of APF film can be expected because the APF film after 500 days' corrosion test did not show the change of molecular weight, the degradation of the protective properties and the adhesive force to substrate.
- (5) Micro and macro biofouling can be removed by sponge ball cleaning. Heat transfer rate of condenser will be kept by both optimum flowing rate of sea water and sponge ball cleaning.
- (6) From an economical and reliable point of view, APF tubes condenser has a large merit, because of thinning of tube wall, high heat transfer rate by high frequency sponge ball cleaning and high flowing rate, prevention of shut-down due to leakage problems during operation and so on.

1. 緒 言

* 主要部は、伸銅技術研究会第23回講演会（昭和58年11月，
於・大阪市）で発表

** 技術研究所，工学博士

*** 技術研究所

**** 中部電力総合技術研究所

海水を冷却水とする我が国発電プラント復水器や各種熱交換器の冷却管には、JJS H 3300 アルミニウム黄銅管が広く用いられてきた。その使用実績は、長年にわたる防食・防汚技術の研究開発の結果、年間1万本使用当りの漏洩本

数が0.5本程度に収まっており¹⁻³⁾、信頼性の高い装置材料とみなしうる。しかし、機器の大型化に伴う高信頼材料、省エネルギーのための高伝熱性、防食・防汚処理の規制に伴うメンテナンスフリーな材料等の諸要求が強くなりつつある。当社では有機樹脂塗膜を復水器管内面に薄くライニングした人工防食皮膜の研究に着手し、昭和48年にフィールドテストを開始し、51年以降実用化に至った⁴⁻⁵⁾。この新しい防食皮膜は、従来の水酸化第一鉄皮膜の防食機能と共に欠ける耐食機能を併せ持つもので、アルミニウム黄銅管に対する上記の諸要求を満足するものとみなされた。使用実績は良好であり、現存までの納入実績は、発電プラント復水器49基、約85,000本、発電プラント熱交換器13基、約20,000本、石油プラント・船舶等熱交換器25基、約80,000本である。このうち全面的に塗装管を採用している機器は14基である。Table 1に内面塗装管（商品名：APFコンデンサーチューブ。以下APF管と称す）の標準的な仕様を示す。

Table 1 Standard specification of APF tube.

Tube alloy	Aluminum brass, AP Broze, Cupronickel
Tube size	Inside diameter: 13.5 to 33mm. Length: max 25m
Kind of APF film	Polyester, Epoxy
Film thickness	20μm for condenser, 30μm for cooler
Resistance of heat transfer rate	Less than $3 \times 10^{-5} \text{ m}^2 \text{ h}^{-1} \text{ °C} / \text{kcal}$ for condenser Less than $10 \times 10^{-4} \text{ m}^2 \text{ h}^{-1} \text{ °C} / \text{kcal}$ for cooler
Polarization resistance	More than $15 \times 10^4 \Omega \text{ cm}^2$

上記納入状況に示したように、APF管は新しいコンデンサーチューブとして定着しつつあるが、解明あるいは解決すべき幾つかの問題が残されている。すなわち、まず使用海水水質と防食・防汚機器運用条件の組合せを考慮したAPF管の適用範囲を明確にすることであり、そのためには次の事項の検討が必要である。

- (1) 塩素処理海水下での塗膜下腐食
- (2) 硫黄イオン汚染海水下での塗膜下腐食
- (3) 異物閉塞下での高流速による塗膜の減耗と潰食の発生⁶⁾
- (4) 高頻度スポンジボール、カーボランダムボール洗浄下での塗膜の減耗

次いで有機樹脂塗膜特有の問題点である次の諸現象を解明しなければならない。

- (5) 陰極防食下での塗膜の膨れ^{7,8)}
- (6) 塗膜極部剝離部分でのガルバニック腐食
- (7) 塩素無処理海水使用下での海洋生物付着

また、APF管の優位性は耐食性からの高い信頼性に加え、原管の薄肉化（1.24→1.0mm）や冷却海水の高流速化（1.8→2.5 m/sec）、及びスポンジボールによる高頻度洗浄、等による伝熱性向上に基く、経済性、更には防食管理面の

簡素化による省力等が期待できることであり、これらの点についても実験室的に確認しておく必要がある。

以上の諸点を解明するため、中部電力株式会社総合技術研究所殿と共同して、同社知多火力発電所構内に設置した海水通水試験装置により昭和54年2月より56年4月に至るおよそ1.5か年間の試験を行った。

2. 実験

2.1 装置

発電所取水路揚水管より流動状態にある海水をポンプで吸い上げ、高さ約4mの鉄構架台上に設けた調整水槽へ導いた。取水海水は塩素処理のされていない生海水である。

調整水槽内で試験条件に応じて水処理を行った海水を、所定流速の得られる一定水頭下にて下降管から水室を経て試験管に導いた。各試験系列には自動式のスポンジボール投入器と回収器が設けられている。海水ライン使用部材として、ポンプ、ケーシング、ストレーナにはステンレス鋼を配管、バルブ、水室には塩化ビニールを用いた。

2.2 供試材

外径25.4mm、肉厚1.0mmのJJS H 3300 C 6871（アルブラッ管）にポリエチレン系樹脂を膜厚20μmを目標にエアスプレー塗装した。一部の試験には、エポキシ樹脂塗装管も供試材とした。供試管長さは、熱貫流率測定用として1,300mm、分極測定用として300mm、付着量測定用として150mmとし、これらを直列に継いで試験に供した。なお、比較材には無塗装のアルブラック管を用いた。

2.3 実験条件

実験条件を一括してTable 2に示す。

要因A～Fは従来の無塗装管が腐食を受ける使用環境であり、APF管における塗膜下腐食の発生と塗膜の減耗について検討した。各要因について2～4水準を設定しTable 3のように割り付けた。塩素処理は調整水槽内で電解法にて実施し、試験管出口の残留塩素が0.2ppmとなるよう調整した。硫黄イオンの添加は硫酸ナトリウムにて行い、計算上、S²⁻として0.03ppmとなるよう調整水槽内へ連続滴下した。スポンジボールとして、タプロゲ社の26mmφ中硬質ボールを用い、これが25mmφに減耗するまで使用した。カーボランダムボールも同社の25mmφで、カーボランダムの一部が脱落するまで用いた。

要因F～Hについては、前記通水試験とは別のラインにて各自独立して検討した。要因は、異物閉塞部での高流速に対する塗膜の耐摩耗性を評価したもので、5mmφの噴出孔を有する塩ビ製の人工異物を供試管内に接着剤にて固定し、これに4.5m H₂Oの水頭を負荷した。この際、噴出孔出口での流速は約7.8m/secとなり、これが供試管壁に衝突する⁹⁾。182日間連続して試験した。なお、比較材は腐食の発生が顕著であったので、36日間で試験を中止した。

Table 2 Factors and levels of various tests to evaluate the durability of APF film on aluminum brass tube in flowing sea water at Ise Bay.

Objective	Factor		Level	Period
Corrosion test, comparing APF with aluminum brass	A	Flowing rate (m/sec)	2, 2.5, 3	492 days
	B	Residual chlorine (ppm)	0.2, None	
	C	Injection of S ²⁻ (ppm)	0.03, None	
	D	Passing of sponge ball (Chance/week) ⁽¹⁾	None, 2, 4, 6	
	E	Passing of carborundum ball (Chance/week) ⁽²⁾	None, 3	
	F	Localized high speed at the throttle of artificial foreign body (m/sec)	7.8	
Peeling off APF film in severe condition	G	Artificial peeling defect by knife (mm)	Width: 1 to 2 Length: 50	90 days
	H	Potential of cathodic protection (mV, SCE)	-550 to -1000	
Cathodic delamination of APF film				120 hr

(1) SB. 6 balls per one chance, (2) CB. 3 ball per one chance, (3) 36 days for plain aluminum brass

Table 3 Test tube served for corrosion test.

Tube No. ⁽¹⁾	Flowing rate (m/sec)	Residual chlorine (ppm)	S ²⁻ (ppm)	Passing of SB (chance per week) ⁽²⁾	Passing CB(chance per week) ⁽³⁾
1 A,B	2	0	0	0, 4	0
2 A,B	2	0	0	0, 4	3
3 A,B	2	0.2	0	0, 4	0
4 A,B	2	0.2	0	0, 4	3
5 A,B	2.5	0	0	0, 4	0
6 A,B	3	0	0	0, 4	0
7 A,B	2	0	0	3, 6	0
8 A,B	2	0	0.03	0, 4	0
9 A,B	2	0	0.03	0, 4	3

Remarks. Size of tube: OD 25.4mm, 1mm thick, 1,750mm long

Tube alloy : JIS H 3300 C6871 (Albrac)

APF film : Polyester (APF-A2)

(1) In Tube A, sponge ball cleaning is none or low frequency

(2) 6 balls per one chance

(3) 3 balls per one chance

要因Gは、APF塗膜にカッターナイフにて幅1~2mm、長さ50mmの疵を付けて金属面を露出させ、試験に供したものである。なお、本試験では塗膜の厚さを10~100μmの範囲で変化させた。試験海水は天然海水と汚染海水であり、流速2m/secにて90日間通水した。

要因Hは陰極防食下での塗膜の膨れ(Cathodic delamination)と防食電位の関係を検討したもので定電位法にて-550~-1000mV(SCE)の範囲で120hrの試験を行った。本試験に供したAPF塗膜の厚さは20μmである。

2.4 実験結果の評価方法

通水試験後、APF塗膜の性能を(1)クロスカット・テープテスト、(2)せん断引張試験、(3)分極抵抗測定、(4)紫外線吸収スペクトル分析(IR)、(5)ゲル透過分析(GPC)、(6)熱貫流率測定等にて評価した。クロスカット・テープテストは、カッターナイフでクロス形に下地に達するまで塗膜に筋疵を入れ、この部分を中心にして10×50mm範囲にスコッチテープを貼り、勢いよくはがして剥離状態を5段階で評価した。せん断引張試験は、供試管から幅5mm、長さ100mmの短冊状試片を切り出し、これに同寸法の厚さ0.5mmのアルミニウム板を接着剤(アラルダイド)を用いて貼り合せ(接着面5×5mm)、小型引張試験機にて測定した。IRおよびGPC分析用試料としては、APF塗膜を約10cm²範囲にわたってナイフで削り落したもの用いた。これを150mlのテトラヒドロフラン(THF)で4hr煮沸、更にホットプレート上で加熱して溶媒を除去し、残留分を分析に供した。GPC分析装置は島津製LC-3A型で、コラムとしてHSG-40, 30, 20, 10の4本を有する。流量速度は1.5ml/minである。

3. 実験結果

3.1 通水試験

昭和54年12月14日から56年4月22日に至る492日間通水した。抜管調査を通水298日後及び492日後の2回実施した。この期間の試験海水水質はTable 4に示すように、昭和55年夏季にDO値が低下して汚染傾向がうかがわれた以外、清浄な海水とみなされた。492日間におけるスポンジボール通過個数は、洗浄頻度の大きい試料から順に、2511個、1068個、830個であった。カーボランダムボール通過個数は623個であった。

Table 4 Sea water analysis of corrosion test.

Sampling test	Sea water temperature (°C)	pH	Conductivity ($\mu\Omega/cm$)	D O (ppm)	Total Fe (ppm)	Total Mn (ppm)	SO_4^{2-} (ppm)	S^{2-} (ppm)
14 May '80	19.0	8.4	43,900	6.3	0.03	0.03	2,500	<0.02
9 July '80	21.8	8.3	43,000	4.6	0.05	<0.01	2,600	<0.02
17 Sep. '80	26.0	8.3	43,700	4.1	0.02	<0.01	2,500	<0.02
19 Nov. '80	19.0	8.1	42,800	6.2	0.05	0.05	2,700	<0.02
14 Jan. '81	8.0	8.3	46,300	7.4	0.04	<0.01	2,800	<0.02

(1) 試験管内面スケール

スポンジボール無洗浄 APF 管内面には、上層部に白色あるいは灰白色のスラッジが厚く、まだらに付着し、下層部には黒色スケールがほぼ一様に付着していた。スポンジボール洗浄 APF 管内面には、黒色スケールと一部に褐色スケールが混在していた。Table 5 は EPMA によるスケール成分分析結果である。白色あるいは灰白色スケールは Si を、黒色スケールは Mn を、褐色スケールは Fe を主成分としている。Si は土砂分、Mn は鞘バクテリアの残渣であると推定される。このような付着物形成傾向は試験海水水質と関係なく同じであつた。ただし、塩素処理系列スケールからは Mn がいずれの層からも多量に検出されており、Mn のソースとして鞘バクテリアに加え MnO_2 (Mn^{++} の塩素による酸化) が考えられる。カーボランダムボール通過管では APF 塗膜の一部が筋状に研削され、その部分が汚染海水系列の場合では腐食され黒色及び緑白色スケールが形成されていた。前者から S, Cu が、後者から Cl, Cu が検出された。黒色スケールは Cu_2S 、緑白色スケールは $Cu_2(OH)_3Cl$ と推定される。

Table 5 Analysis of deposit on APF tubes by EPMA.

Sea water	Color of scale	Element (%)					
		Si	S	Cl	Mn	Fe	Cu
Raw	Grey	76	4.2	0.3	0.7	17.6	1.5
	Brown	12.9	7.9	1.3	22	41.5	15
	Black	4.5	4.5	0.3	69	7.8	13
Cl ₂	Black	0.6	3.0	0.9	61	15.5	20.0
Polluted (S ²⁻)	Black	10.3	6.8	0.7	53.6	22.7	6.0
	Dark green at corroded	0.1	0.9	22	—	—	77
	Black at corroded	5.5	29.5	0.6	—	10	57

一方、無塗装アルブラック管内面には灰白色のスラッジに加え、腐食生成物とおもわれる青白色スケールが斑点状に生じていることが多い。Mn を主体とする黒色スケールの形成は塩素処理系列で顕著であり、無処理系列では殆どみられない。汚染海水系列は激しい腐食を受けており、多量の濃緑色と緑白色の腐食生成物に覆われている。

(2) 腐食状況

APF 管は、カーボランダムボール通過管において APF

塗膜に縦筋状研削部が生じており、この部分において水質によっては、腐食を生じていた。最大腐食深さは 0.07 mm にすぎない。カーボランダムボール無通過管では APF 塗膜は健全で、腐食はみられなかった。すなわち、APF 塗膜は 492 日間にわたって減耗したり、剥離したりすることなく、また、塗膜下における腐食の発生もなかった。

一方、無塗装アルブラック管は、潰食と孔食を受けていた。潰食の発生は流速 3 m/sec および塩素処理系列において顕著であり、最大深さ 0.29mm であった。孔食は汚染海水系列にみられ、最大深さ 0.60mm であった。

腐食深さをカーボランダムボール洗浄の有無で区分し、Table 6 にまとめた。

Table 6 Maximum corrosion depth tested for 492 days.

Sea water for test	Not passing of CB		Passing of CB	
	APF	Aluminum brass	APF	Aluminum brass
Raw	0	0.25	0.02	0.17
Cl ₂ treated	0	0.13	0.07	0.29
S ²⁻ added	0	0.45	0.05	0.60

(3) スケール付着量と熱貫流率

Fig. 1 に代表的系列管についてのスケール付着量と熱貫流率低下率(対未使用新管比)を示す。APF 管の内面付着物は前述のようにスラッジ、スライムを主体とし、その量は海水水質によって若干異なるが 4 ~ 7 mg/cm² である。熱貫流率低下率は 5 ~ 30% であり、塩素処理海水系列で小さく汚染海水系列で大きい。スポンジボール洗浄により付着量および熱貫流率低下率はともにはば半減し、熱貫流率低下率は 10% 以内に収まっている。カーボランダムボールの洗浄効果は大きい (Tube No. 2A, 4A, 9A)。しかし、前述のように APF 塗膜を筋状に研削するので、洗浄頻度は最少限におさえる必要がある。

Fig. 2 に冷却水流速と熱貫流率の関係を示す。供試管を流速 2, 2.5 および 3 m/sec で 298 日間、及び 492 日間通水した後の熱貫流率は、スポンジボール洗浄なしの条件下では、流速とともに低下している。これは流速の増大とともに付着量も増大していることによっており、管内面への各種物質の付着現象が必ずしも単純でないことを示してい

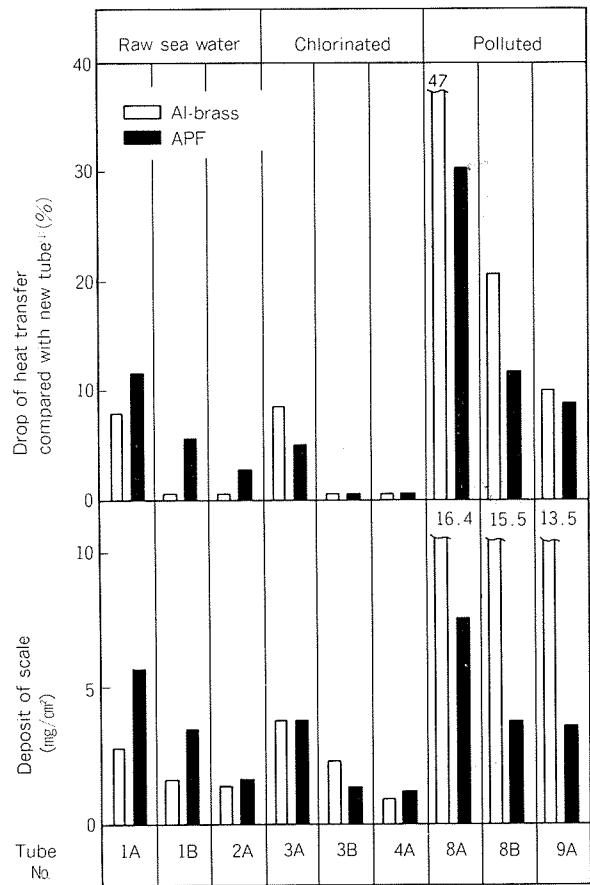


Fig. 1 Fouling of tubes tested in various conditions for 492 days. Flowing rate is 2 m/sec.

(1) Heat trasfer rate of new tube(kcal/m²h°C):
Al-brass: 3132, APF: 2820 to 2880

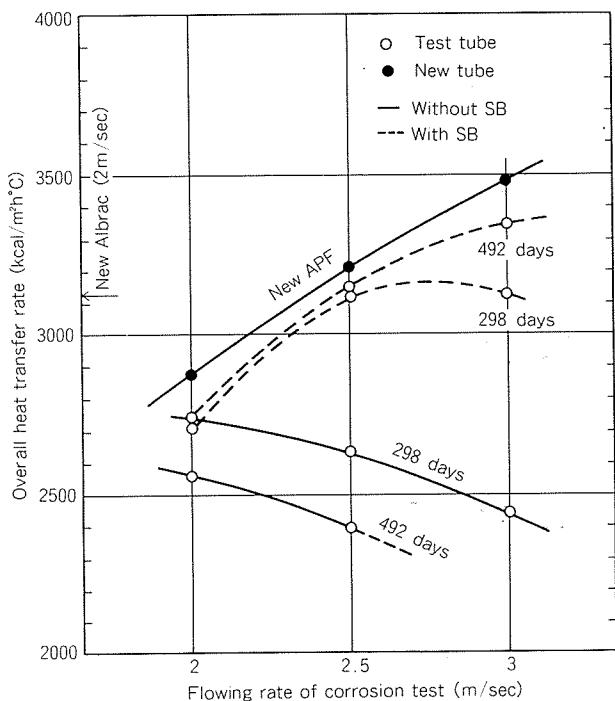


Fig. 2 Heat transfer rate of APF tube tested under the flowing velocity of 2 to 3m/sec in raw sea water.

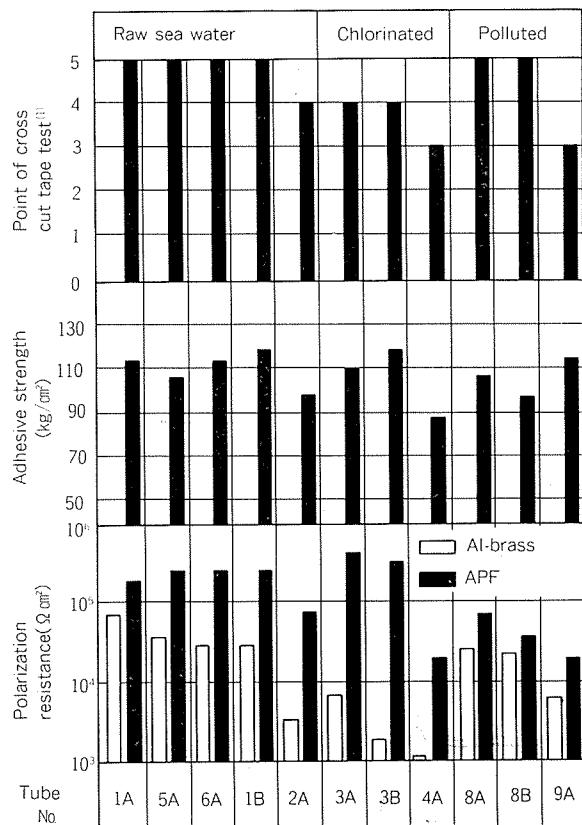


Fig. 3 Protective properties of APF film tested for 492 days.

- (1) Point 5: Good
- Point 4: Few spotted peeling along X cut
- Point 3: Few spotted peeling
- Point 2: Many spotted peeling
- Point 1: Peeling over wide area

る。一方、スポンジボール洗浄下では流速とともに熱貫流率も増大している。APF 塗膜の剥離が本試験の最大流速である 3 m/sec 程度では生じないとから、このような高流速かつスポンジボール洗浄の組合せによる運転が APF 管復水器における一つの基準になると考える。なお、スポンジボール洗浄下でも塗膜上に残存している堆積物は、Mn を主成分とする黒色のスライム状の物質であり、その量は 1.5 ~ 3 mg/cm² におよんでいる。この固く堆積した付着物は、カーボランダムボール洗浄やナイロンブラシ洗浄によって除去可能である。これらの洗浄法を実機運転にいかに組込むかが今後の課題である。

(4) APF 塗膜の防食機能

492 日間通水後の APF 管の分極抵抗、引張せん断応力およびクロスカット・テープテスト点数を代表的系列についてまとめ、Fig. 3 に示した。なお、分極抵抗値については無塗装管の値も併記した。

APF 管分極抵抗値は、各試験条件において無塗装管のそれを 1 ~ 2 柄上回っている。天然海水及び塩素処理海水系列では、カーボランダムボール通過管 (2A, 4A) を除き 25 万 $\Omega \text{ cm}^2$ 以上を維持している。汚染海水系列 (8A, 8B,

9A) およびカーボランダムボール通過系列では4~8万 Ωcm^2 であり、APF新管値(15~30万 Ωcm^2)よりかなり低下している。これらの298日間通水後の検査結果では、このような大幅な分極抵抗値の低下がみられなかったことから、それ以降に生じたAPF塗膜下での腐食の発生や、カーボランダムボール通過による塗膜の局部的研削あるいは減耗等に起因すると考えるべきであろう。

せん断引張試験における破断位置は、必らずしもAPF塗膜とアルブラック管との界面ではなく、アルミニウム板と接着剤との界面で生じたことも多く、得られたデータの信頼性は必らずしも高くない。しかし、カーボランダムボール通過による損傷の大きい試料(2A, 4A)を除くと100kg/cm²程度の値を維持しており、新管値(120~160kg/cm²)に近い。なお、流動海水によるせん断力は異物閉塞下での局所最大流速の場合でも10⁻²kg/cm²以下であり⁶⁾、引張せん断試験で求めた塗膜密着力はこれを大幅に上回っていることがわかる。

クロスカット・テープテストにおいて、カーボランダムボール通過系列(2A, 4A, 9A)は点状剥離を示した。塩素処理系列は、クロスカット線に沿って部分的に点状剥離し、天然海水系列より密着性低下の傾向のあることを示した。なお、汚染海水系列管は健全であった。

(5) APF塗膜の分析

APF塗膜の粉末化傾向をみるとために、50%HNO₃溶液中に試料を浸漬し、塗膜下金属を溶解させAPF塗膜を溶液中に浮上させた。いずれの系列の試料とも膜状を維持しており、粉末化の傾向はみられなかった。

赤外線吸収スペクトル分析結果において、ポリエステル

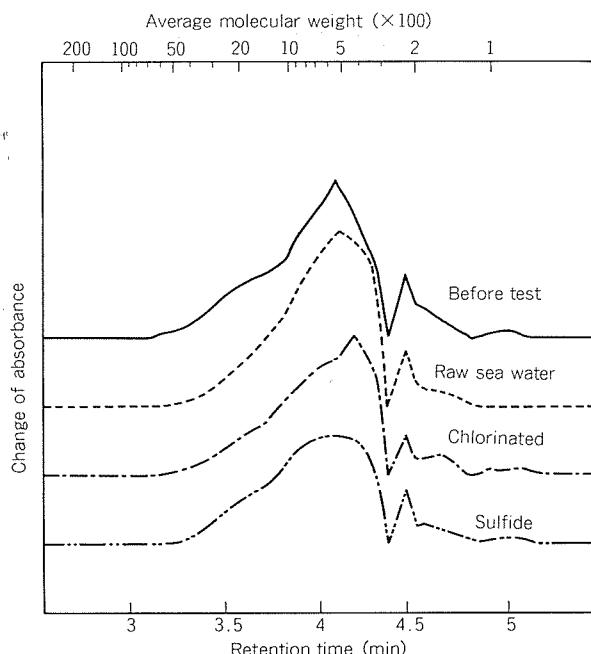


Fig. 4 Gel permeation chromatogram of APF film before and after corrosion test for 492 days.

樹脂特有のエステル結合、多価アルコール基、多塩基酸、脂肪酸等の伸縮振動に伴う吸収帯がみられ、試験前後における変化および試験海水性状による変化等は認められなかった。

Fig. 4にゲル透過クロマトグラム図を示す。各抽出物とも分子量100~4000程度のものが検出され、このうち、分子量500と250程度のダイマーが主体である。この状況は試験前後および試験海水性状によっても変わっていない。従って、塗膜劣化の目安の一つとなる酸化や加水分解による塗膜の低分子化は1.5か年程度の海水通水では生じないものといえる。

3.2 異物閉塞部高流速下での腐食試験

無塗装アルブラック管は、36日間の試験において供試管10本のすべてに局部潰食を生じた。最大腐食深さ0.87mm、平均腐食深さ0.71mmであった。一方、APF管は182日間の長期間の試験にもかかわらず、供試管14本中12本は塗膜が残存し、腐食は生じていなかった。残り2本は塗膜が極めて剥離し、この部分に深さ0.32mm、0.12mmの潰食を生じた。

3.3 人工的塗膜剥離部での腐食

Fig. 5に90日間通水後におけるAPF塗膜の人工的剥離部における腐食深さを塗膜厚さとの関係で図示した。天然海水下の場合、塗膜剥離部は殆ど腐食しておらず、無塗装アルブラック管の最大腐食深さの1/4以下であった。汚染海水では、剥離部分での腐食深さは最大0.12mmであったが、この場合でも無塗装アルブラック管の最大腐食深さ(0.43mm)の1/3以下であった。

このように塗膜管における塗膜の局部的剥離部分の腐食は、通常の塗装物体と異なり、加速度的に進行するものでないことが実証された。この理由は、塗膜部と塗膜剥離部の電位差が小さいことに起因する。また、その腐食深さが無塗装材の腐食深さより大幅に浅いのは、露出面積の違いによる腐食を受ける機会の差および塗膜剥離部が分極抵抗の大きい陰極面で囲まれていること等があげられる。

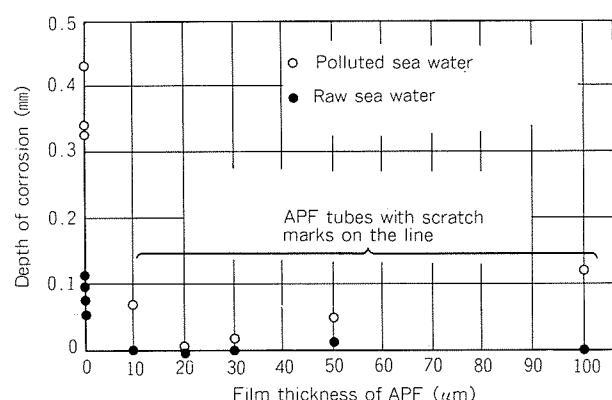


Fig. 5 Depth of corrosion at the artificial scratch marks (width: 1 to 2mm, length: 50mm) of APF tube with various film thickness.

3.4 陰極防食下での塗膜膨れ

Fig. 6 に定電位陰極防食下における防食電流の経時変化を示す。本試験には、今までの試験に供したポリエステル塗膜に加え、陰極防食劣化に耐久性があるといわれているエポキシ塗膜も供した。ポリエステル塗膜の場合、-650 mV (SCE) より卑な電位において急激な電流値の増加がみられ、同時に塗膜の膨れが生じた。-600 mV (SCE) より貴な電位では電流の増加はみられなかった。

一方、エポキシ塗膜では試験時間を 290hr まで延長したが、-1200 mV (SCE) まで急激な電流増加はみられず、

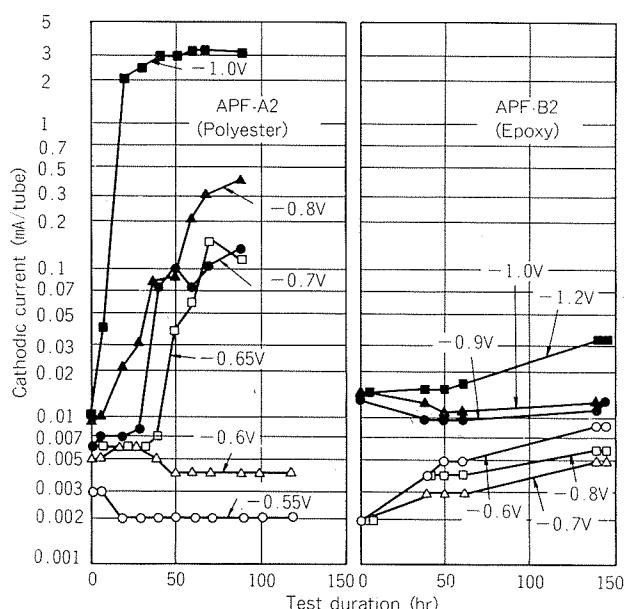


Fig. 6 Changes of cathodic current of APF tubes (APF-A2, APF-B2) under various cathodic potential in flowing sea water of 2 m/sec.

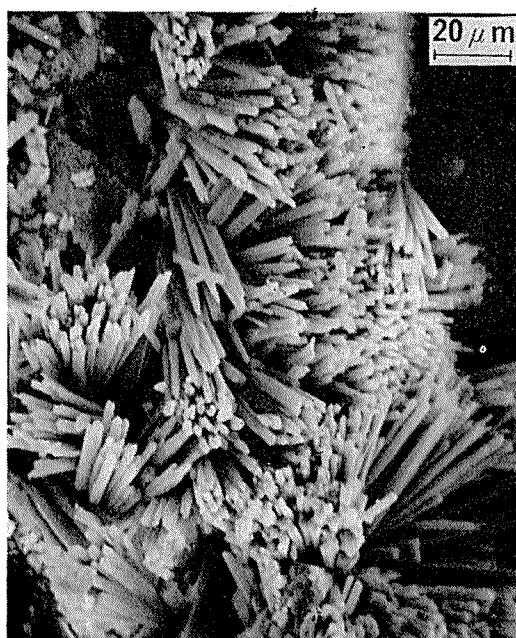


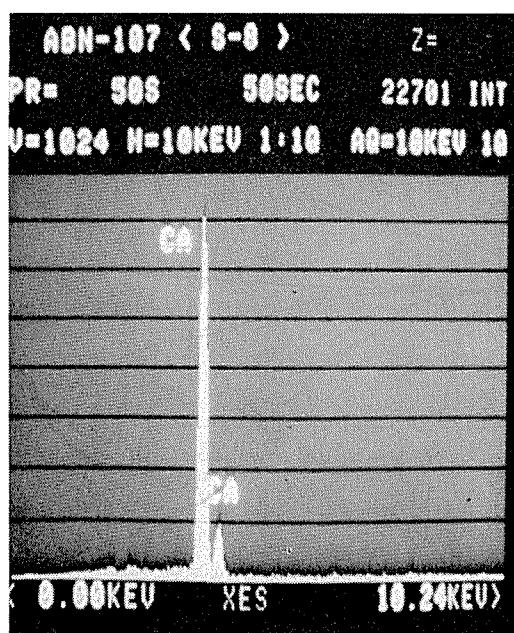
Fig. 7 Alkaline scale beneath the APF film cathodically polarized to -0.7 V vs SCE.

かつ外観上、膨れは観察されなかった。しかし、試験後のクロスカット・テープテストにおいて、-900 mV (SCE) より卑な電位の試験片では面状の剝離を、-700~800 mV (SCE) では塗膜硬化による劣化が生じ、-600 mV (SCE) 試料のみ良好であった。

Fig. 7 に塗膜膨れ下に生成したスケールの外観と EDS 分析結果を示す。生成物は結晶質の CaCO_3 である。これは陰極防食下で生じたアルカリスケールであり、塗膜膨れがいわゆるアルカリ・ソフニング (alkaline softening)⁷⁾ によることを示している。

4. 考 察

APF 管を各種腐食環境下で約 1.5か年の海水通水試験を実施した結果、従来のアルミニウム黄銅管が激しい腐食を受ける硫黄イオン含有汚染海水や塩素処理海水中において安定した耐食性をもつことが明らかになった。さらに、従来の防食皮膜である水酸化鉄皮膜が耐久性を有さない異物閉塞下での局部的高流速 (約 8 m/sec) にも減耗や剝離が皆無に近く、安定した耐久性を示した。一方、APF 塗膜の耐久限界としては、カーボランダムボール通過による研削および陰極防食下でのアルカリソフニングがあげられる。前者は塗膜の硬さ (abrasion) に関連するものであるが、APF 塗膜の場合はポリエステル系、エポキシ系のいずれもカーボランダムボール通過によって研削される。従って、APF 管内面付着物の掃除具の選定、使用条件の設定に当ってはこの点を考慮に入れる必要がある。また極端に厳しい漂砂の混入する海水を冷却水とする場合には、塗料種類および塗膜厚等の仕様決定には注意が必要である。後者のアルカリ・ソフニングについては追って考察を加えるが、陰極反



応により生成するアルカリによって生じる塗膜と下地金属の結合力(adhesion)低下に関連するもので、本現象の発生位置が電気防食が有効に作用する管端部に限られており、腐食発生に直接関与するものではないが解決を計るべき現象と考えられた。

APF 塗膜の寿命については最も関心の持たれるところである。寿命は、塗膜と下地との結合力、防食能としての分極抵抗値および塗膜の低分子化の三点より考えるべきであろう。結合力は流体せん断応力 $3,000 \text{ dyne/cm}^2$ 、分極抵抗値は $20,000 \Omega \text{ cm}^2$ がそれぞれ目安としてあげられる。1.5か年にわたる本試験においては、APF 管はこれらの値を大幅に上回り、かつ GPC や IR 測定によって塗膜の変質のないことが確認された。実機供試材について追跡調査を継続して実施し、寿命推定の資料としている。最長供試材は現在 6か年である。本プラントには約 100 本の APF 管が装着され、約 100 本の無塗装管と性能比較が行われてきた。冷却水は間欠的に硫黄イオン汚染する傾向にあって、無塗装管は使用初期から孔食を受けてきた。このような使用環境下において、APF 管は 6か年使用後の渦流探傷検査においても腐食信号を示しておらず、また抜管材 APF 塗膜の結合力および分極抵抗値は前述の値を十分満足しており、防食能力を有するとみなされた。従って現時点では、APF 塗膜の寿命は 6 年以上といえる。

APP 塗膜の防食能力を電気化学的な面より考察した。**Fig. 8** は APF 管、水酸化鉄皮膜管および無塗装管の高流速人工海水中での分極曲線であり、APF 塗膜は他を大幅に上回る陽分極、陰分極抵抗を示している。**Fig. 9** は陰極反応の流速依存性を示したものである。無塗装管においては流速依存性が大きく、静止状態から流速 7.8 m/sec の間で酸素限界拡散電流が約 2 衍違う。一方、APF 管においては流速依存性は極めて僅かであり、かつ高流速下での酸素限

界拡散電流は無塗装管の静止時の値を 1 衍以上も下回る小さい値である。すなわち APF 管では、冲合からの酸素の供給が十分あったとしても APF 塗膜によって酸素の還元反応は抑制され、腐食は進行しないことになる。事実塗膜下腐食は、硫黄イオン汚染海水や塩素処理海水といった腐食性環境であっても殆ど無視しうる程度であった。しかし、これらの環境下で長時間通水した APF 管の中には分極抵抗値の低下をきたしている試料もあり、今後は塗膜中の各種海水中的イオンの透過速度、塗膜下溶液の組成等も考慮して、APF 塗膜の防食能力を考察する必要があろう。

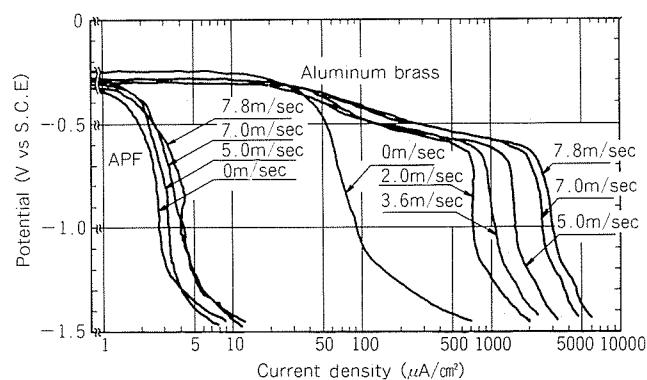
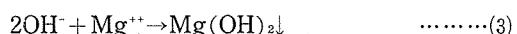


Fig. 9 Effect of flowing rate on the cathodic polarization curves of aluminum brass and APF in synthetic sea water.

次に陰極防食下での塗膜膨れの下部より CaCO_3 が検出され、かつ膨れ内部の pH 値が 12~14 であることから、塗膜の膨れが次式で示す反応によるものであることは明らかである。



これを防止するには、塗膜を通過する H_2O , O_2 及び各種イオンの通過速度を抑制する、アルカリ下での塗膜対金属の結合力を維持しうるよう下地処理を行う、塗膜下溶液を中性に保つよう生成したアルカリを系外に排除する、等の面から検討する必要がある。**Fig. 10** は 4 種類の塗膜の透湿速度を求めたものである。塗料の種類によって塗湿速度が大幅に異なり、エポキシ系塗料である APF-B2' では、本試験に供した APF-A2 の $\frac{1}{4}$, APF-B2 の $\frac{1}{2}$ まで低下している。別途行った陰極防食試験においても、APF-B2' のアルカリ・ソフニングの小さいことが確認された。このように塗膜の透湿性の面から検討し、塗膜の選定・改質を行なうことが考えられる。また防食電流の低減は最も現実的な対策である。最適下地処理法や生成したアルカリ系外への排除に関しては、管板、水室および管端の防食であるから、APF 管熱交換器においては電気防食による防食をやめ、これに代って APF 管管端部についてはプラスチック・インサートによる保護、管板については塗装、水室については塗装またはゴムライニングによる防食といふ方法が考

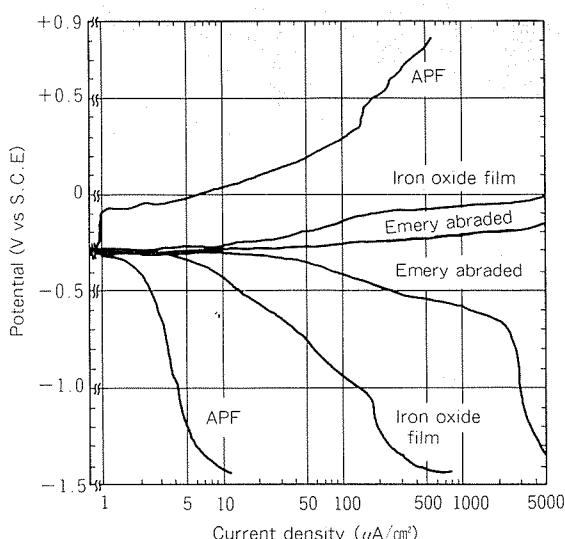


Fig. 8 Polarization curves of aluminum brass with various surfaces at high jet velocity of 7.8 m/sec in synthetic sea water.

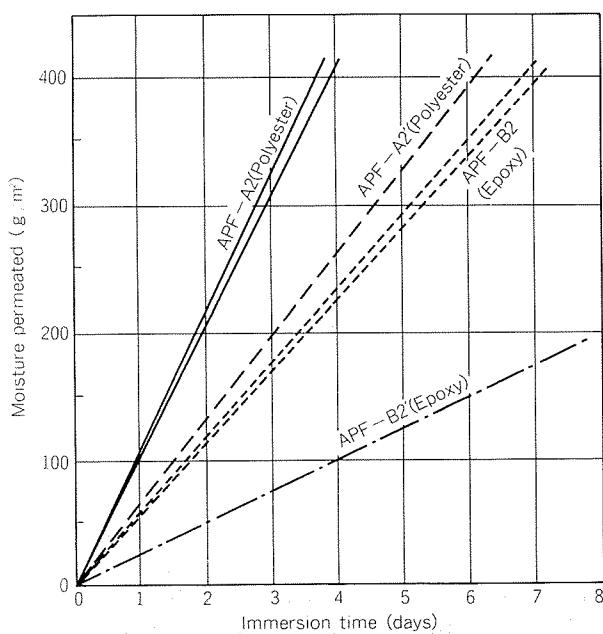


Fig. 10 Permeation of moisture at 40°C through various APF films by cup method of JIS Z 0208. (APF film thickness is 20 μm)

えられる。このような組合せによる機器がすでに一部運転されている。

最後に APF 管の生物汚損による伝熱性能低下について述べる。塩素滅菌を行わない海水を使用した場合には、APF 管内面への海洋生物の付着が旺盛であり、特に管内流速が低下することの傾向は増大する。スポンジボールの高頻度洗浄は付着物除去に有効であって、熱貫流率の低下を初期値の 10% 以内に収めている。スポンジボール洗浄下でも堆積していく付着物の除去法、生物付着に対する限界流速、防汚系塗料の開発が今後の課題と考える。流速アップによる伝熱性能の向上はスポンジボール洗浄下で顕著であった。流速上限はポンプ代との関係で求められるものであるが、APF 塗膜の耐久流速として一応 3 m/sec を提示することができる。

5. まとめ

APF アルブラック管の約 1.5か年間にわたる海水耐久性試験と有機樹脂塗膜特有の問題点を検討し、次の結果を得た。

(1) APF アルブラック管は、従来の無塗装管が耐食性不十分な次の環境下において、良好な耐食性をもつ。

硫黄イオンを含む汚染海水、塩素処理海水、
高頻度のスポンジボール通過、固定型異物閉塞。

(2) APF 塗膜上に付着するスライム質の海洋生物は、
スポンジボール洗浄で除去され、伝熱性能は維持された。

(3) 1.5か年間の海水通水後の APF 塗膜の物質変化および分極抵抗値や下地との密着力等の防食機能劣化は殆ど認められず、APF 塗膜の寿命として長期間が期待できる。

(4) 隣極防食下で生じるアルカリによる塗膜膨れは、塗料の選定や電気防食条件で緩和された。完全な膨れ防止のためには、下地処理、塗料、膜厚、後処理を含めた塗装系の見直し、あるいは機器全体としての防食法の見直しが必要である。

(5) 局部的塗膜剥離部での腐食速度は、無塗装管の $\frac{1}{4}$ 程度であり、一般の塗装物体で経験される塗膜剥離部での加速度的な腐食は生じないことが実証された。

(6) APF 管復水器の利点は、耐食性向上によるプラント運転中の漏洩事故防止、薄肉原管の使用 ($1.24\text{ mm} \rightarrow 1.0\text{ mm}$) による省資源、冷却海水の高速化による伝熱性の向上、防食保守の簡単化等経済性および信頼性の面で大きい。

文 献

- 佐藤史郎：日本金属学会会報, 22 (1983), 1046.
- S. Sato, K. Nagata and S. Yamauchi, 本誌, 24 (1983), 118.
- 永田公二, 小木曾昭夫, 佐藤史郎：火力原子力発電, 34 (1983), 1421.
- 佐藤史郎, 永田公二, 小木曾昭夫：本誌, 18 (1977), 80.
- 永田公二, 小木曾昭夫, 佐藤史郎：火力原子力発電, 32 (1981), 577.
- 渥美哲郎, 永田公二, 佐藤史郎：本誌, 25 (1984), 74.
- 佐藤 靖：防錆・防食塗装技術, 工学図書株式会社 (1981) 63.
- 前田重義, 浅井恒敏, 岡田秀弥：防食技術, 31 (1982), 268.

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

論 文

航空機用2024合金薄板の連続熱処理に関する研究*

宇野照生** 吉田英雄**
馬場義雄***

Studies on Continuous Heat Treatment
of 2024 Sheet for Aerospace Applications

by Teruo Uno, Hideo Yoshida and Yoshio Eaba

住友軽金属工業株式会社技術研究所

航空機用2024合金薄板の連続熱処理に関する研究*

宇野照生** 吉田英雄**
馬場義雄***

Studies on Continuous Heat Treatment
of 2024 Sheet for Aerospace Applications

by Teruo Uno, Hideo Yoshida and Yoshiro Faba

Continuous heat treating process of 2024 and alclad 2024 sheets for aerospace applications was investigated from fundamental and practical viewpoint. As the main difference between continuous heat treating process and conventional process is solution conditions, effect of solution conditions on some properties of the alloys was investigated. The alloys could be solution-treated by short time solution treatment. Excellent mechanical and metallurgical properties for aerospace applications could be obtained.

According to mass production tests, the alloy sheets processed by continuous heat treating line exhibited comparable properties with those processed by conventional quenching furnace. Especially, continuous heat treating process was effective to suppress alclad diffusion in thin alclad sheet.

1. はじめに

2000系および7000系高力アルミニウム合金の主要な用途は航空機材であり、薄板、厚板、鍛造材、押出材等の製品形状で広範囲に使用され、その特性上から高品質と信頼性が必要とされるため^{1,2)}、その製造には高度の技術と厳格な品質管理が要求される。

航空機用高力アルミニウム合金の製造には通常 Federal 規格や Military 規格 (MIL規格) が適用されるが、特に熱処理については MIL 規格³⁾ に合金や製品形状に応じて溶体化処理温度、溶体化処理時間、析出処理条件等の熱処理条件が規定されている。

高品質の航空機用高力アルミニウム合金を製造するにはその目的にあった熱処理設備⁴⁾ を使用する必要があり、既述⁵⁾したように、バッチ式塩浴炉、水平式空気炉、連続式焼入れ炉等の種々の形式の焼入れ炉が使用されている。

薄板の焼入れについては、近年、連続式焼入れ炉がかなり使用されるようになってきた。このライン構成は従来の連続焼鉄炉 (CAL) に水焼入れおよび乾燥装置を設置したものであるが、板厚0.3~3mm程度の薄板コイルの焼入れ処理が可能であり、バッチ式焼入れ炉に比べて生産性、焼入れコスト、品質等がすぐれている。

一般に薄板の連続焼入れ炉においては、そのライン構成

上から溶体化処理時間が短かく(2~8min)、必ずしも MIL 規格に規定された溶体化処理時間を満さないが、同規格によれば、熱処理された板の機械的性質と物性値が合格すればよいとされている。

前報⁵⁾では、7075合金とアルクラッド7075合金について、薄板の連続焼入れの問題点とその工業化について報告した。本研究においては、7075系合金とならぶ代表的な航空機用高力アルミニウム合金である2024合金とアルクラッド2024合金について、薄板の連続焼入れを行う場合の諸問題を同様に調査して、その工業化について検討した。

なお、Table 1にFederal 規格^{6,7)}に規定されている2024

Table 1 Mechanical property limits (minimum) for 2024 and alclad 2024 sheets, specified by Federal spec. QQ-A-250/4E, 5E.

Alloy	Temper	Thickness (mm)	Tensile strength (kg/mm ²)	Yield strength (kg/mm ²)	Elongation (%)
2024	T4	0.25~0.51	43.6	28.1	12
		0.53~6.32	43.6	28.1	15
	T3	0.20~0.23	44.3	29.5	10
		0.25~0.51	45.0	29.5	12
		0.53~6.32	45.0	29.5	15
Alclad 2024	T4	0.25~0.51	40.8	25.3	12
		0.53~1.57	40.8	25.3	15
		1.60~3.25	42.9	26.7	15
	T3	0.20~0.23	40.8	27.4	10
		0.25~0.51	41.5	27.4	12
		0.53~1.57	41.5	27.4	15
		1.60~6.32	43.6	28.1	15

* 軽金属学会第61回秋期大会(昭和56年11月、於・東京)で発表

** 技術研究所

*** 技術研究所 工学博士

合金およびアルクラッド2024合金薄板の機械的性質規格値を示し、Table 2にはMIL規格³⁾に規定されている2024系合金の熱処理条件を示す。

Table 2 Heat treatment conditions for 2024 and alclad 2024 sheets, specified by MIL-H-6088F.

〔1〕 Solution temperature : 488-499°C				
〔2〕 Solution time :				
Thickness (mm)	Soaking time (min)			
	Salt bath		Air furnace	
	Min.	Max. (Alclad)	Min.	Max. (Alclad)
0.41 & under	10	15	20	25
0.43 - 0.51	10	20	20	30
0.53 - 0.81	15	25	25	35
0.84 - 1.60	20	30	30	40
1.63 - 2.28	25	35	35	45
2.31 - 3.15	30	40	40	50
3.17 - 6.35	35	45	50	60

〔3〕 Maximum quench delay time :				
Thickness (mm)	Up to 0.41	0.43-0.79	0.81-2.28	2.31 & over
Max. time (sec)	5	7	10	15

2. 供試材と実験方法

連続焼入れ炉により焼入れする場合と従来のバッチ式炉により焼入れする場合の最も大きな違いは溶体化処理時間の大小にある。一般に後者により焼入れする場合には、MIL規格に定められた溶体化処理時間を十分に確保することが可能であるが、前者により溶体化処理と焼入れを行う場合には、生産性向上、焼入れコストの低減等の観点からMIL規格に定められた溶体化処理時間よりも著しく短かい時間で処理することが必要とされる。

そこで、2024系合金の連続焼入れを検討するにあたり、まず短時間の溶体化処理により十分に溶体化され良好な性能が得られるか否かを、塩浴炉を使用して実験室的に基礎調査を行った。

実験に使用した材料はFederal規格に準じて工場製作した2024合金およびアルクラッド2024合金冷間圧延板であり、Table 3にその化学成分を示す。

このような素材を使用し、機械的性質や冶金的性質における溶体化処理条件や焼入れ条件の影響について調査し経済的な連続焼入れの可能性を検討した。熱処理は全てM

IL規格に準じて行った。次に基盤調査の結果を参考にして2024系合金薄板の連続焼入れ炉による工業化試験を実施し、その諸性能を評価した。

3. 実験結果

3.1 溶体化処理時間の影響

まず初めに、諸性能におよぼす溶体化処理時間の影響について検討した。そのため、板厚2.5mmの2024合金冷間圧延板を494°Cで最小1minから最大60minの溶体化処理を行い、焼入れ遅れ10sec以内で水焼入れし、7日以上室温時効してT4材とした。Fig. 1にはT4板の機械的性質におよぼす494°C溶体化処理時間の影響を示す。溶体化処理時間が増加するにつれて引張強さおよび耐力は著しく増加するが、溶体化処理時間が5min以上になると強度がほぼ一定となる。伸びの傾向も強度とほぼ同様であった。溶体化処理時間がMIL規格(板厚2.5mmでは最小30min)に比べて著しく短かい場合でも、Federal規格に定められた2024合金T4材の機械的性質を十分に満しており、5min程度の短時間溶体化の場合でも安定した機械的性質を得ることが可能となる。

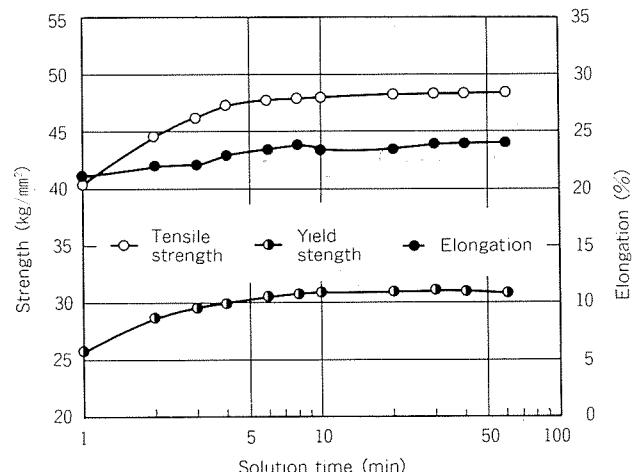


Fig. 1 Effect of solution time on tensile properties of 2024-T4 sheet.

次にアルクラッド2024合金の機械的性質と溶体化処理時間の関係について検討するため、板厚2.5mmの冷間圧延板を前項と全く同じ熱処理を行い、T4材とした。Fig. 2には機械的性質におよぼす494°C溶体化処理時間の影響を示す。アルクラッド2024合金でも、2024合金と同様に短時

Table 3 Chemical composition of test alloys. (wt. %)

Alloy	Element	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
2024		0.09	0.18	4.5	0.60	1.5	<0.01	0.01	0.02	Rem.
Alclad 2024	(Core)	0.08	0.17	4.4	0.57	1.6	<0.01	0.01	0.02	Rem.
	(Cladding)	0.13	0.24	0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.01	<0.01	Rem.

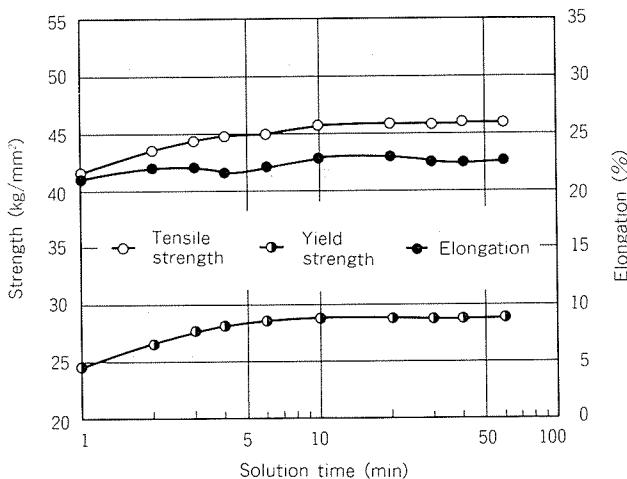


Fig. 2 Effect of solution time on tensile properties of alclad 2024-T4 sheet.

間の溶体化処理により Federal 規格に定められた機械的性質が安定して得られた。

Fig. 3 には 2024 合金 T 4 材の疲労特性における溶体化処理時間の影響を示す。溶体化処理時間が短かい場合でも、MIL 規格通りの長時間溶体化処理を行った場合と疲労特性は同等であることが確認された。アルクラッド 2024 合金についても同様な傾向が観察された。

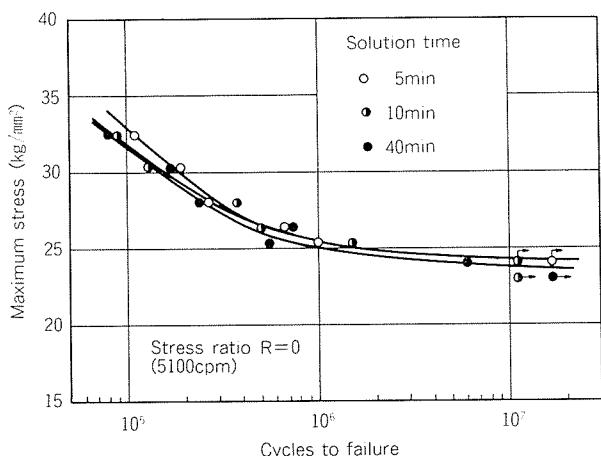


Fig. 3 S-N curves of 2024-T4 sheet.

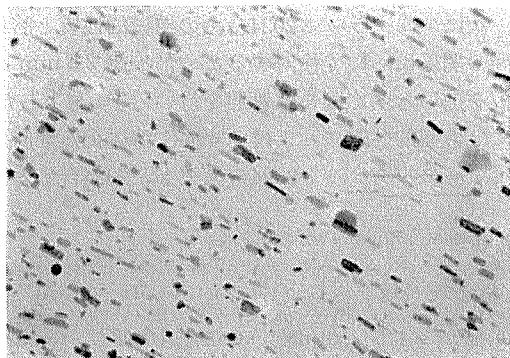


Fig. 4 Transmission electron micrographs of 2024 alloy after solution treatment at 494°C and water quenching. ($\times 10000$)

Fig. 4 には、板厚 2.5mm の 2024 合金冷間圧延板を 494°C で溶体化処理後に水焼入れした T4 材の透過電子顕微鏡組織を示す。5 min 程度の短時間の溶体化処理でもほぼ完全に溶入化されており、粒内には Mn 系の不溶性化合物のみが分布しているのが観察される。

以上に述べたように、短時間の溶体化処理によりほぼ完全に溶入化され良好な機械的性質が得られるが、冶金的性質、ミクロ組織等についても良好な性能の得られることが確認された。

3.2 溶体化処理温度の影響

板厚 2.5 mm の 2024 合金冷間圧延板を 460~499°C の範囲の各温度で 5 min 溶体化処理し、焼入れ遅れ 10sec 以内で水焼入れした後に 7 日以上の室温時効を行い、T4 材とした。Fig. 5 には T4 材の機械的性質における溶体化処理温度の影響を示す。溶体化処理温度が高くなるにつれて引張強さおよび耐力は増加するが、溶体化処理温度が 490°C 以上になるとほぼ一定となる。伸びの傾向も強度とほぼ同様であった。

アルクラッド 2024 合金についても、Fig. 5 に示した 2024 合金とほぼ同様な傾向が観察された。

2024 系合金では、短時間の溶体化処理を行った場合でも、溶体化処理温度が MIL 規格内 (488~499°C) では Federal

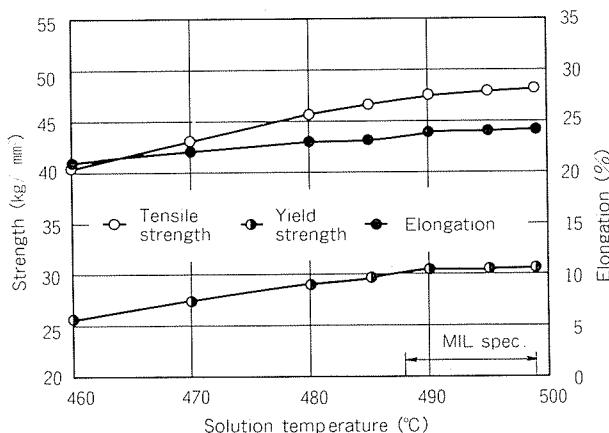
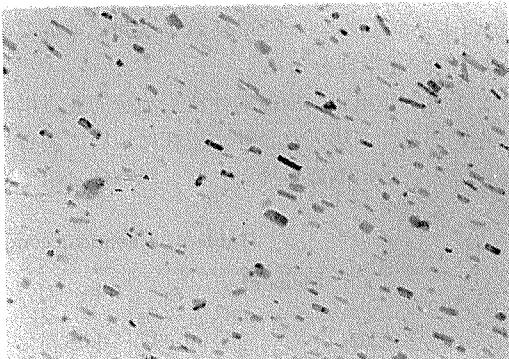


Fig. 5 Effect of solution temperature on tensile properties of 2024-T4 sheet.



規格に定められた機械的性質を十分に満すことが可能であるが、機械的性質の安定性の観点から 490°C 以上の温度で溶体化処理することが望ましい。

冶金的性質は、溶体化処理温度、焼入れ遅れ時間等の熱処理条件が MIL 規格内では良好であった。ただ、溶体化処理温度が MIL 規格の上限をこえると顕著な共晶融解を生じることがあるため、連続焼入れの工業化に際しては溶体化処理温度を厳しく管理することが必要とされる。

3.3 焼入れ遅れの影響

板厚 2.5 mm の 2024 合金冷間圧延板を 494°C で 5 min 間溶体化処理を行い、焼入れ遅れ時間を最大 40 sec まで変化させて水焼入れし、7 日以上の室温時効を行い、T4 材とした。Fig. 6 には T4 材の機械的性質における焼入れ遅れ時間の影響を示す。焼入れ遅れ時間が増加するにしたがって強度、伸び共に低下するが、焼入れ遅れ時間が MIL 規格（板厚 2.5 mm の場合には 15 sec 以内）の範囲では、機械的性質がほとんど低下せず、Federal 規格に定められた規格値を満している。

アルクラッド 2024 合金についても、Fig. 6 に示した 2024 合金とほぼ同様な傾向が観察された。

2024 系合金では、短時間の溶体化処理を行う場合でも、

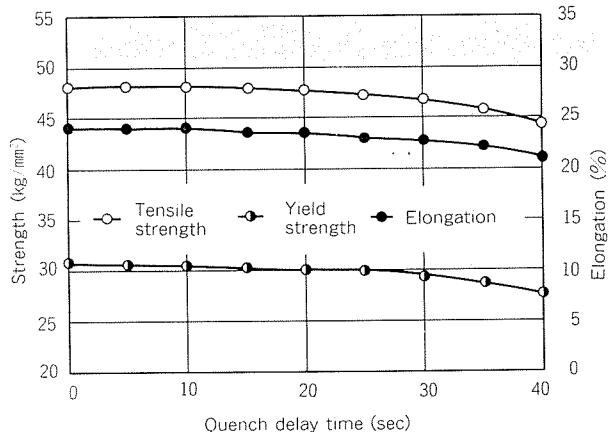
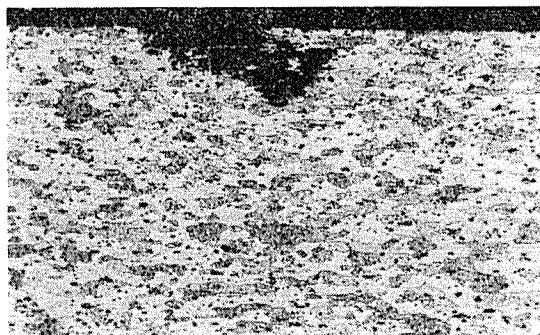


Fig. 6 Effect of quench delay time on tensile properties of 2024-T4 sheet.



(a) Quench delay 10sec

焼入れ遅れ時間が MIL 規格内の場合には良好な機械的性質を得られるが、このような傾向は溶体化処理温度や溶体化処理時間が変化した場合にも同様であった。

冶金的性質については、焼入れ遅れ時間が長くなると粒間腐食を起こし易くなる問題があるため、焼入れ遅れ時間と粒間腐食の関係について検討した。板厚 2.5 mm の 2024 合金冷間圧延板を Fig. 6 に示した場合と全く同じ条件で熱処理して T4 材とし、MIL 規格に準じて粒間腐食試験を行った。Fig. 7 には、粒間腐食深さ、腐食形態および焼入れ前の板の温度と焼入れ遅れ時間の関係を示す。焼入れ遅れ時間が長くなるにしたがって、腐食深さは深くなり、腐食形態はピッティングタイプから粒間腐食タイプに変化するが、焼入れ遅れ時間が MIL 規格内の場合には、0.1 mm 程度の完全にピッティングタイプの腐食であり、顕著な粒間腐食は起こらない。MIL 規格には粒間腐食に関する明確な判定基準は規定されないが、0.1 mm 程度の粒間腐食は実用上問題がないとされているため⁸⁾、焼入れ遅れ時間が MIL 規格内の場合には、本研究結果から考えて粒間腐食性には差支えないと考えられる。Fig. 8 には、焼入れ遅れが 10 sec および 25 sec の場合の粒間腐食試験後のミクロ組織を示す。

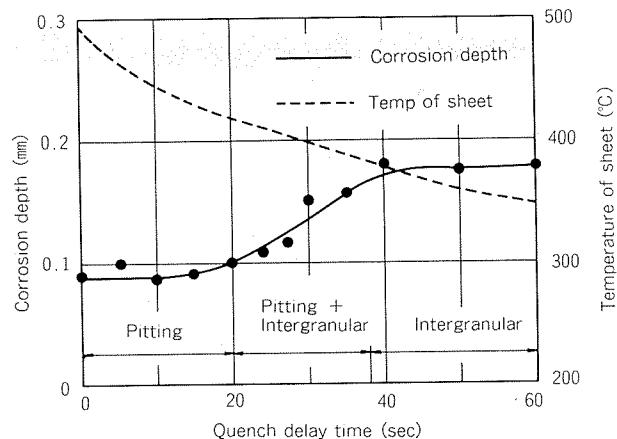
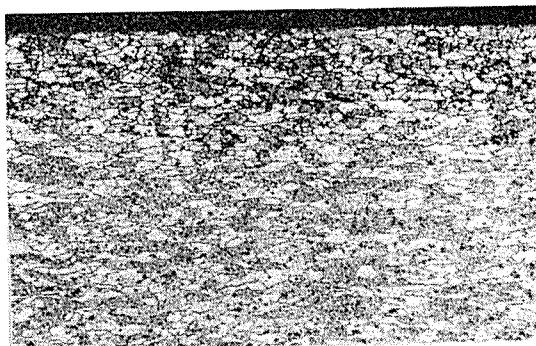


Fig. 7 Effect of quench delay time on intergranular corrosion depth of 2024-T4 sheet.



(a) Quench delay 30sec

Fig. 8 Microstructures of 2024-T4 sheet after intergranular corrosion test. ($\times 100$)

アルクラッド 2024 合金についても、焼入れ遅れ時間が MIL 規格内の場合には粒間腐食性は良好であった。なお、以上のような傾向は、溶体化処理温度、溶体化処理時間、板厚等が変化した場合にも同様に観察された。

3.4 アルクラッド薄板の拡散

アルクラッド 2024 合金極薄板を MIL 規格に準じて溶体化処理する場合には、芯材成分がクラッド層に拡散して耐食性が低下する問題を生じやすい。芯材成分のクラッド層への拡散は溶体化処理条件、特に溶体化処理時間が大きく

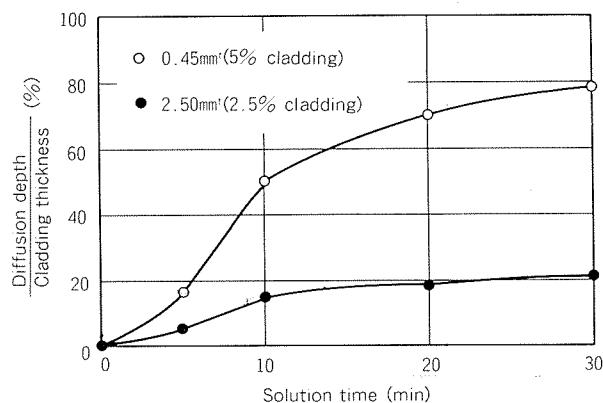


Fig. 9 Effect of solution time on al clad diffusion of al clad 2024-T4 sheets.

影響するため、拡散の防止には短時間で溶体化処理することが必要とされる。そこで、板厚 0.45 mm と 2.5 mm のアルクラッド 2024 合金冷間圧延板を 494°C で最大 30min まで溶体化処理時間を変え、焼入れ遅れ 5sec で水焼入れした T4 材の拡散状況を調査し、Fig. 9 に示した。

溶体化処理時間が長くなるにしたがってクラッド層への拡散は促進されるが、2.5 mm 板の場合にはそれほど顕著な拡散は生じない。これに対し 0.45 mm の極薄板では、MIL 規格通りの溶体化処理を行うと、顕著な拡散が生じるが、溶体化処理時間が短かい場合にはこのような傾向は観察されない。Fig. 10 には 0.45 mm 極薄板の顕微鏡組織の一例を示す。

以上のように、短時間の溶体化処理をすると、MIL 規格に規格に定められた長時間の溶体化処理を行う場合のような芯材成分のクラッド層への顕著な拡散は観察されず、ほぼ良好な冶金的性質の得られることが確認された。

3.5 工業化試験

板厚 2.5 mm の 2024 合金およびアルクラッド 2024 合金冷間圧延板を用い、連続焼入れ炉およびバッチ式塩浴炉を使用して工場試作した場合の諸性能を調査し、連続焼入れ方式により良好な性能が得られるか否かについて検討した。

Fig. 11 には工業化試験に使用した連続焼入れ炉のライ

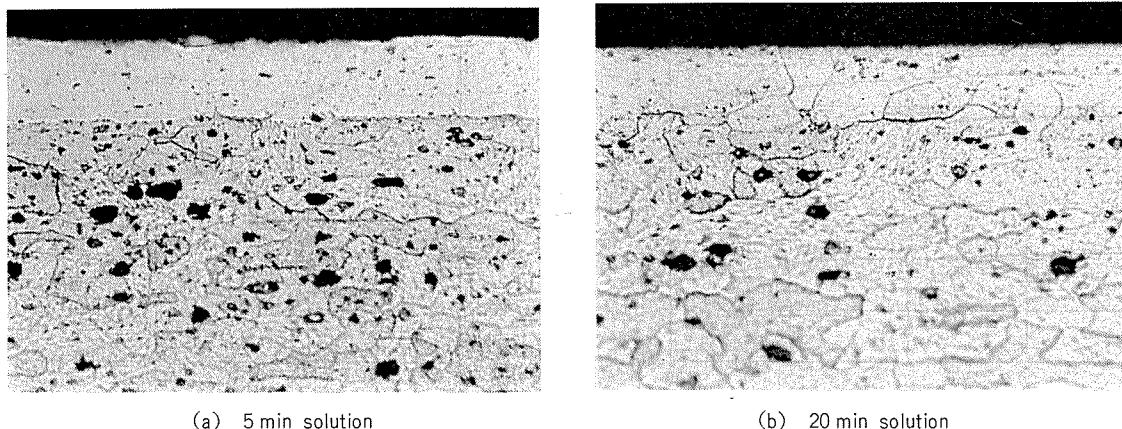


Fig. 10 Microstructures of al clad 2024 alloy sheet after solution treatment at 494°C. ($\times 400$)

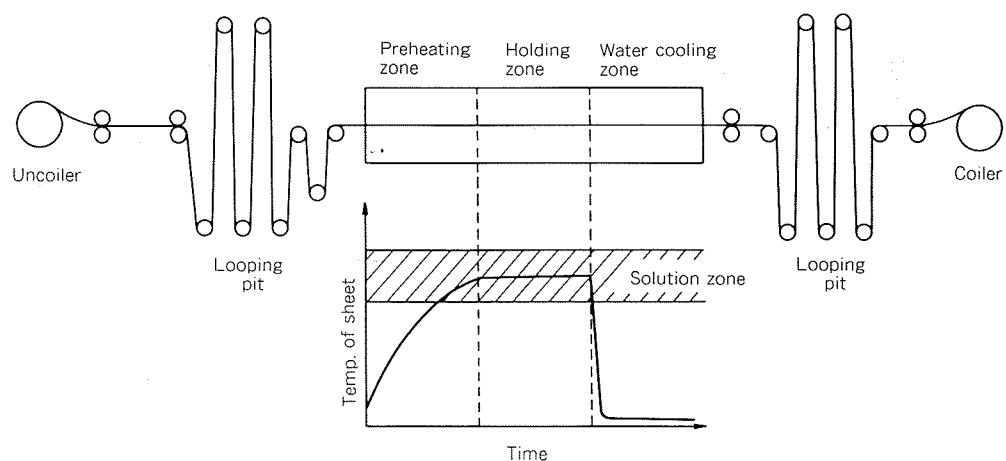


Fig. 11 Outline of continuous quenching line.

ン構成を示す⁵⁾。この焼入れ炉では、圧延された薄板コイルを巻き戻し、予備加熱ゾーンで板の両面に熱風を強制的に吹きつけることにより所定の溶体化処理温度まで急速昇温し、保持ゾーンで溶体化処理温度に短時間保持し、次に冷却ゾーンで焼入れ遅れやソフトスポットを出さないように水冷シャワーにより焼入れされる構成となっている。

溶体化処理条件は、連続焼入れ炉では494°Cで7minの短時間、塩浴炉では494°Cで30minの長時間の溶体化処理を行った。

Table 4には機械的性質の比較結果を示す。連続焼入れ炉で短時間の溶体化処理を行った場合でも、その機械的性質は塩浴炉により長時間の溶体化処理をした場合と同等であり、冶金的性質や他の諸特性もほぼ同等であった。

Table 4 Tensile properties of 2024 and alclad 2024 sheets processed by continuous quenching line and salt bath.

Alloy	Temper	Quenching furnace ⁽¹⁾	Tensile strength (kg/mm ²)	Yield strength (kg/mm ²)	Elongation (%)
2024	T4	C. Q.	47.8	30.6	24
		S. B.	47.8	30.9	23
		—	(>43.6)	(>28.1)	(>15)
	T3	C. Q.	48.5	33.7	19
		S. B.	48.7	33.5	20
		—	(>45.0)	(>29.5)	(>15)
	T4	C. Q.	45.6	29.6	23
		S. B.	45.9	29.5	23
		—	(>42.9)	(>26.7)	(>15)
Alclad 2024	T3	C. Q.	46.5	32.5	18
		S. B.	46.3	32.7	18
		—	(>43.6)	(>28.1)	(>15)

(1) C. Q. : Continuous quenching

S. B. : Salt bath

() : Federal specification

また、アルクラッド2024合金極薄板を連続焼入れ炉により焼入れした場合には、芯材成分のクラッド層への顕著な拡散は生じなかった。

以上のように、連続焼入れを行う場合でも従来法と比べて遜色のない優れた性能の得られることが確認された。

4. 考 察

2024系合金は短時間溶体化処理による連続焼入れ法によっても従来法と同等以上の性能が得られた。すなわち溶体化処理時にCu, Mg, Si等の強化に寄与する添加元素を可能な限り溶入化させ、焼入れ後の室温時効により析出させることが必要で、Fig. 4に示したように、短時間の溶体化

処理によりほぼ完全に溶入化し、長時間溶体化処理の場合と有意差は観察されない。

2024系合金において、連続焼入れ法によりすぐれた機械的性質が得られるのは、この合金系の析出相が短時間の高温加熱により容易に溶入化されるためである。したがって、連続焼入れ時の溶体化処理時間については析出相の溶入化に必要な最小限の時間を確保すればよい。しかし、溶体化処理前の素材の析出状態や溶入化に必要な時間は、均質化処理条件、熱間圧延条件、中間焼鈍条件、冷間圧延加工度等の素材の製造条件により変化するため、連続焼入れを行う場合には素材の製造履歴を考慮して最適の溶体化処理時間を見定す必要があり、最小限5min程度以上の溶体化時間が必要とされる。

溶体化処理温度については、MIL規格には488~499°Cの溶体化処理温度が規定されているが、短時間溶体化処理の場合には強度の安定化をはかるため、490°C以上で溶体化処理する必要がある。また、溶体化処理温度が上限を越えると共に晶界解離を生じることがあり、2024系合金は7075系合金より許容される溶体化処理温度域がかなり狭いため、実操業にあっては加熱保持温度を厳重に管理する必要がある。

溶体化処理後の焼入れについては、焼入れ遅れ時間がMIL規格内の場合には良好な機械的性質や冶金的性質が得られるが、これは焼入れ遅れが小さいと板の温度降下が小さく、水冷前に粒界や粒内に析出が生じていないためと考えられる。また、連続焼入れ法はその方式から考えて従来のバッチ式焼入れ法に比べて焼入れ遅れやソフトスポット等の不安定要因が多いため、品質安定化をはかるにはシャワー冷却条件の制御が重要である。

品質面では短時間の溶体化処理による連続焼入れ法によってもすぐれた特性を得ることが可能であり、しかも、従来のバッチ式焼入れ法に比較して生産性が高く、焼入れコストが低いため、今後薄板の熱処理には連続焼入れ法が多用されると考えられる。

5. 総 括

航空機用2024系合金薄板を連続焼入れ炉により焼入れする場合の諸問題を調査し、その工業化について検討して以下の結果を得た。

(1) 2024合金およびアルクラッド2024合金は短時間の液体化処理により溶入化が可能であり、熱処理条件を適切に選べば連続焼入れを前提とした短時間の溶体化処理によっても航空機材料として適用可能な高品質材料を得ることができる。

(2) 基礎調査結果にもとづき、連続焼入れ法による工業化試験を行ったが、従来法に比べて同等以上の高品質材料の製造が可能なことを確認した。また、連続焼入れ法はアルクラッド合金極薄板の拡散防止に有効であることを確認

した。

連続焼入れ法は従来法に比べて生産性、焼入れコスト等の面ですぐれているばかりでなく、製造された材料の品質も従来法と比べて遜色ないため、今後薄板の焼入れ法として多用されると考えられる。

文 献

- 1) 馬場義雄, 宇野照生, 吉田英雄: 本誌 21 (1980), 34.
- 2) 宇野照生, 馬場義雄: 軽金属, 29 (1979), 360.

- 3) MIL-H-6088F, Heat treatment of aluminum alloys, (1981).
- 4) American Society for Metals: *Aluminum*, Vol. III, (1967), 307.
- 5) 宇野照生, 吉田英雄, 馬場義雄: 本誌, 25 (1984), 16.
- 6) Federal specification QQ-A-250/4E, Aluminum Alloy 2024, Plate and Sheet, (1971).
- 7) Federal specification QQ-A-250/5E, Aluminum Alloy Alclad 2024, Plate and Sheet, (1971).
- 8) American Society for Metals: *Aluminum*, Vol. I, (1967), 142.

論 文

アルミニウム冷間タンデム圧延機の
板厚制御のための線形モデルと特性解析*

星野郁弥** 杉江明士**
前川行弘**

A Linear Model and Characteristic
Analysis for Thickness Control of
Aluminum Cold Tandem Mills

by Ikuya Hoshino, Akio Sugie and Yukihiro Maekawa

アルミニウム冷間タンデム圧延機の 板厚制御のための線形モデルと特性解析*

星野 郁弥** 杉江 明士**
前川 行弘**

A Linear Model and Characteristic Analysis for Thickness Control of Aluminum Cold Tandem Mills

by Ikuya Hoshino, Akio Sugie and Yukihiro Maekawa

Improvements in thickness control of cold tandem mills have been motivated by the increasing stringent quality requirements especially for strip of aluminum. This paper presents a linear model of aluminum cold tandem mills for thickness control, and describes the effect of various factors, such as rolling speed, deformation resistance and coefficient of friction, on the characteristics of the plant.

The results obtained are as follows :

(1) The presented linear model is exceedingly simple and agrees well with the experimental results of the actual plant in simulation test.

(2) Mutual interaction between strip thickness at each stand and interstand tension has been analyzed by this model.

(3) Stationary gain of the plant is dependent on deformation resistance and coefficient of friction, but independent on rolling speed. However, dynamic characteristics of interstand tension is dependent on rolling speed. So, to design a good performance thickness control system, it is necessary to consider not only deformation resistance and coefficient of friction but also rolling speed.

1. はじめに

冷間圧延機の板厚制御技術は、圧延機制御の主要技術としてその高性能化が進められてきている。また、最近のアルミニウム圧延材の薄肉化の傾向は、さらに板厚精度に対する要求を増してきており、板厚制御のより一層の改善が望まれている。

板厚制御における問題点の一つに板厚と張力の相互干渉があり、この相互干渉性はタンデム圧延機において特に顕著になる。これに対し、Longmuir¹⁾, Bryant²⁾, Edwards³⁾らは、静的な非干渉化手法により、制御対象を定常状態で見掛け上、1入力1出力系として板厚制御を行った。しかし、この手法は張力変動の過渡状態など非定常時における相互干渉に対処しておらず、完全な非干渉化を実現するに至らない。

一方、近年の著しい制御理論の進歩は、従来の1入力1

出力系から、多入力多出力系の取扱いを可能なものとした(多変数制御理論)⁴⁾、産業界でもその適用を試みる例が増してきている^{5),6)}。冷間タンデム圧延機の板厚制御についても、典型的な多変数制御系として現代制御理論によるアプローチがなされた報告⁷⁾はあるが、今日までのところ実用化された例はない。実用化にあたってのポイントは、信頼性があり、かつ、シンプルな制御対象のモデルを作成することにあり、被圧延材の違い等による制御対象の特性変化について十分に検討しておくことが必要となる。

本報では、アルミニウム冷間タンデム圧延機に関して、多変数制御理論に基づく板厚制御のためのモデルを作成した。そして、圧延速度等の圧延条件の相違が制御対象の特性変化に及ぼす影響について検討した。

2. 冷間タンデム圧延機の線形モデル

2.1 冷間圧延機の概要

対象とした冷間圧延機⁸⁾は Fig. 1 および Table 1 に示したように 2 タンデムである。シングルスタンダード圧延機との

* 昭和56年度塑性加工春季講演会（昭和56年5月21日、於・相模原市）にて一部発表

** 技術研究所

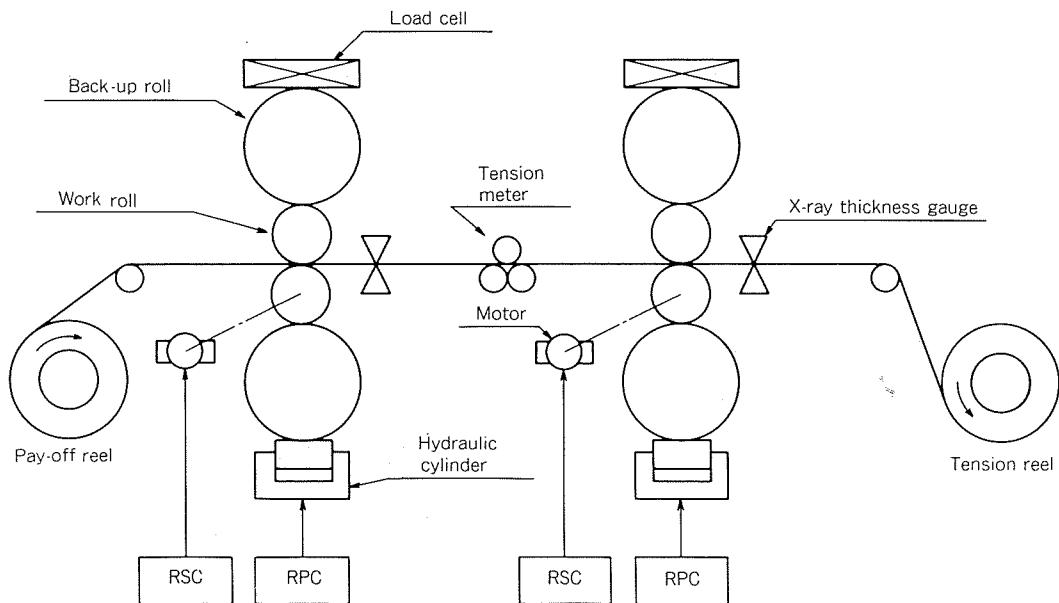


Fig. 1 Schematic diagram of the two-stand cold tandem mill.

RPC : Roll position controller
RSC : Roll speed controller

Table 1 Main specifications of the cold mill.

Type	4 high 2 stand tandem mill
Work roll	485 mm ϕ × 1,620 mm
Back-up roll	1,230 mm ϕ × 1,620 mm
Main motor	#1 2 - 1,680 kW
	#2 3 - 1,370 kW
Roll speed	#1 Max. 1,080 m/min
	#2 Max. 1,530 m/min

制御上の大差な違いは、スタンド間張力を No. 1 スタンドおよび No. 2 スタンドのロール速度と圧下量のバランスで制御しなければならない点にある。

各スタンドの出側板厚およびスタンド間張力は、おのおのX線板厚計、張力計により測定可能である。また、各スタンドの圧延荷重はロードセルにより検出される。

圧延機の制御目的は、目標とされる板厚を得ることにあるが、安定な操業のためには張力制御も同時に行う必要がある。その際の操作量は、各スタンドの圧下位置とロール速度である。圧下位置およびロール速度は、それぞれマイナーラップの制御系 (RPC : Roll Position Controller, RSC : Roll Speed Controller) により調整される。

2.2 記号

本報で用いた記号は次のようにある。ただし、右肩の添字(i)はスタンド番号を示す。

$h_f^{(i)}$: スタンド出側板厚 (mm)

$h_b^{(i)}$: スタンド入側板厚 (mm)

$\sigma_f^{(i)}$: スタンド出側張力 (kg/mm²)

$\sigma_b^{(i)}$: スタンド入側張力 (kg/mm²)

σ_1 : スタンド間張力 (kg/mm²)

$S^{(i)}$: ロールギャップ (mm)

$V^{(i)}$: ロール速度 (m/min)

$V_f^{(i)}$: 出側板速度 (m/min)

$V_b^{(i)}$: 入側板速度 (m/min)

$f^{(i)}$: 先進率

$b^{(i)}$: 後進率

$P^{(i)}$: 圧延荷重 (kg)

$k_f^{(i)}$: 出側材料変形抵抗 (kg/mm²)

$k_b^{(i)}$: 入側材料変形抵抗 (kg/mm²)

$k_m^{(i)}$: 平均変形抵抗 (kg/mm²)

$\mu^{(i)}$: 摩擦係数

$M^{(i)}$: ミル定数 (kg/mm)

L : スタンド間距離 (mm)

E : 圧延材料のヤング率 (kg/mm²)

2.3 基礎理論式

板厚、張力等の圧延現象を表わす基礎式は次のようになる。

(1) 出側板厚

$$h_f^{(i)} = S^{(i)} + \frac{P^{(i)}}{M^{(i)}} \quad \dots\dots(1)$$

(2) スタンド間張力

$$\frac{d}{dt} \sigma_1 = \frac{1000}{60} \frac{E}{L} (V_b^{(2)} - V_f^{(1)}) \quad \dots\dots(2)$$

(3) 圧延荷重 (本報では Sone の式⁹⁾を使用)

$$P^{(i)} = P(h_b^{(i)}, h_f^{(i)}, \sigma_b^{(i)}, \sigma_f^{(i)}, k_m^{(i)}, \mu^{(i)}) \dots\dots(3)$$

(4) 材料速度

$$V_f^{(i)} = (1 + f^{(i)}) V^{(i)} \quad \dots\dots(4)$$

$$V_b^{(i)} = (1 + b^{(i)}) V^{(i)} \quad \dots \dots (5)$$

(5) 先進率（本報では Bland & Ford の式¹⁰⁾を使用）

$$f^{(i)} = F(h_b^{(i)}, h_f^{(i)}, \sigma_b^{(i)}, \sigma_f^{(i)}, k_b^{(i)}, k_f^{(i)}, \mu^{(i)}) \quad (6)$$

(6) 体積速度

$$V_b^{(i)} h_b^{(i)} = V_f^{(i)} h_f^{(i)} \quad \dots \dots (7)$$

一方、制御系設計の立場からモデルに要求されることは、

(1) 対象の特徴を正確に表わしていること

(2) シンプルであること

である。上述の基礎式は圧延荷重等に関して非常に複雑な非線形方程式を含んでいるため、直接適用することは得策ではない。また、多変数制御理論の応用にあたっては、状態方程式と呼ばれる線形モデルで制御対象を記述することが、その第一ステップとなる。次節では、この状態方程式について述べる。

2.4 状態方程式

圧延機全体の入出力関係を図示するとFig. 2 のようになる。入力は操作可能な量（操作量）として速度制御系および圧下制御系で構成されるアクチュエータへの指令値 ($U_v^{(i)}, U_s^{(i)}$)、出力は制御される量（制御量）として板厚 ($h^{(i)}$) とスタンド間張力 (σ_i) である。

状態方程式はプロセスの入力と出力の関係を線形方程式で表わしたものであり、以下では、圧延プロセス部とアクチュエータ部とにわけて説明する。

状態方程式の決め方は、物理的な意味をもった理論式の線形化などによる解析的な方法と、実験的に制御対象の入出力を観測して決める方法（同定法）¹¹⁾がある。本報では、圧延プロセス部については、基礎理論式を用いた解析的な方法で、アクチュエータ部については実験データにより決定した。

圧延プロセス部は、前節で述べた(1)～(7)式で記述されるが、それらをある定常値の近傍で線形化および無次元化した結果をまとめると次のようになる（導出方法は付録参照）。

$$\frac{d}{dt} \sigma_1^* = M_1 \sigma_1^* + M_2 S^{(1)*} + M_3 V^{(1)*} + M_4 S^{(2)*} + M_5 h_b^{(2)*} + d_1 \quad \dots \dots (8)$$

$$h_f^{(1)*} = \varepsilon_1 \sigma_1^* + \varepsilon_2 S^{(1)*} + d_2 \quad \dots \dots (9)$$

$$h_f^{(2)*} = \varepsilon_3 \sigma_1^* + \varepsilon_4 S^{(2)*} + \varepsilon_5 h_b^{(2)*} + d_3 \quad \dots \dots (10)$$

ただし、

σ_1^* ：スタンド間張力の変動（無次元量）

$S^{(i)*}$ ：ロールギャップの変動（無次元量）

$V^{(1)*}$ ：No. 1 スタンドロール速度の変動（無次元量）

$h_f^{(i)*}$ ：出側板厚変動（無次元量）

$h_b^{(2)*}$ ：No. 2 スタンド入側板厚変動（無次元量）

$d_1 \sim d_3$ ：変形抵抗変動等の外乱（無次元量）

$M_1 \sim M_5$ ：変形抵抗等の圧延条件に依存したパラメータ

$\varepsilon_1 \sim \varepsilon_5$ ：タ（付録参照）

である。なお、上記の数式モデルにおいて、ロール速度の変動を No. 1 スタンドのみに限定した理由は、No. 2 スタンドがキースタンド^{*1)}であり、その速度変更は、直接板厚や張力に影響を及ぼさないと考えたことによる。

(8) 式は、スタンド間張力変動が 1 階の微分方程式で表され、ダイナミクスを有することを示す。また、スタンド間張力は、速度のみでなくロールギャップの影響も受けることがわかる。

(9), (10) 式は、ロールギャップと張力が板厚変動に及ぼす影響を示しており、板厚と張力の間に相互干渉があることがわかる。なお、No. 2 スタンド入側板厚変動は、スタンド間の材料移送時間だけ遅れた No. 1 スタンドの出側板厚変動であり、次式が成立する。

$$h_b^{(2)*}(t) = h_f^{(1)*}(t - \tau) \quad \dots \dots (11)$$

t ：時刻

τ ：スタンド間材料移送時間

アクチュエータは、Fig. 2 に示したように、速度制御系と圧下制御系で構成される。それぞれの数式モデルは、ステップ応答波形から以下のようない次系で表わした。

$$\frac{d}{dt} V^{(1)*} = -\delta V^{(1)*} + \delta U_v^{(1)*} \quad \dots \dots (12)$$

$$\frac{d}{dt} S^{(i)*} = -\eta S^{(i)*} + \eta U_s^{(i)*} \quad \dots \dots (13)$$

*1 タンデム圧延機において、各スタンドのロール速度はあるスタンド（キースタンド）を基準に、すべてのスタンドでマスフローが一定となるように定められる。すなわち、No. 2 スタンドの速度に対して、No. 1 スタンドの速度を次式で定める。

$$V^{(1)} = \frac{1 + f^{(2)}}{1 + f^{(1)}} \frac{h_f^{(2)}}{h_f^{(1)}} V^{(2)}$$

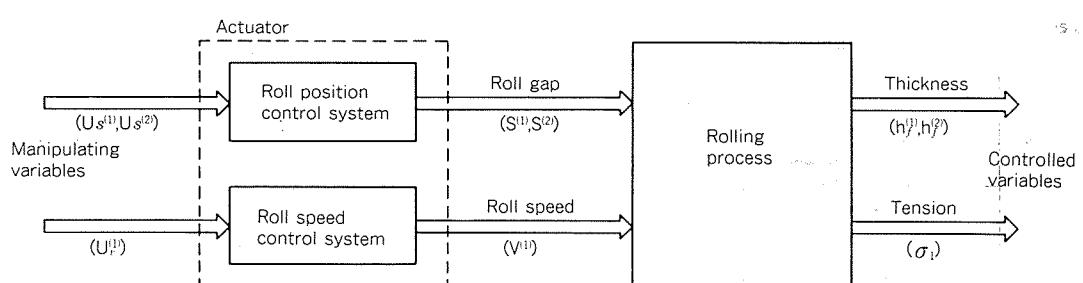


Fig. 2 System diagram of the plant.

ただし、

$U_v^{(1)*}$: No. 1 スタンド速度変更指令値 (無次元量)

$U_s^{(i)*}$: No. i スタンドギャップ変更指令値 (無次元量)

δ : 速度制御系の応答性を表わす定数 (時定数の逆数)

η : 圧下制御系の応答性を表わす定数 (時定数の逆数)

である。

(8)～(13)式にて圧延機全体の線形モデルが示された。これらをまとめて行列表現すると次のようになる。なお(8), (10)式におけるNo. 2 スタンド入側板厚変動の影響 (M_5 , ε_5 の項) については、それぞれ外乱 d_1 , d_3 に含まれるものとして省略した。すなわち, $d'_1 = d_1 + M_5 h_b^{(2)*}$, $d'_3 = d_3 + \varepsilon_5 h_b^{(2)*}$ とした。

$$\frac{d}{dt} \begin{pmatrix} \sigma_1^{*} \\ S^{(1)*} \\ V^{(1)*} \\ S^{(2)*} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} M_1 M_2 M_3 M_4 & \sigma_1^{*} \\ 0 - \eta & 0 & 0 \\ 0 & 0 - \delta & 0 \\ 0 & 0 & 0 - \eta \end{pmatrix} \begin{pmatrix} S^{(1)*} \\ V^{(1)*} \\ S^{(2)*} \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ \eta & 0 & 0 \\ 0 & \delta & 0 \\ 0 & 0 & \eta \end{pmatrix} \begin{pmatrix} U_s^{(1)*} \\ U_v^{(1)*} \\ U_s^{(2)*} \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} d'_1 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix} \quad \dots\dots(14)$$

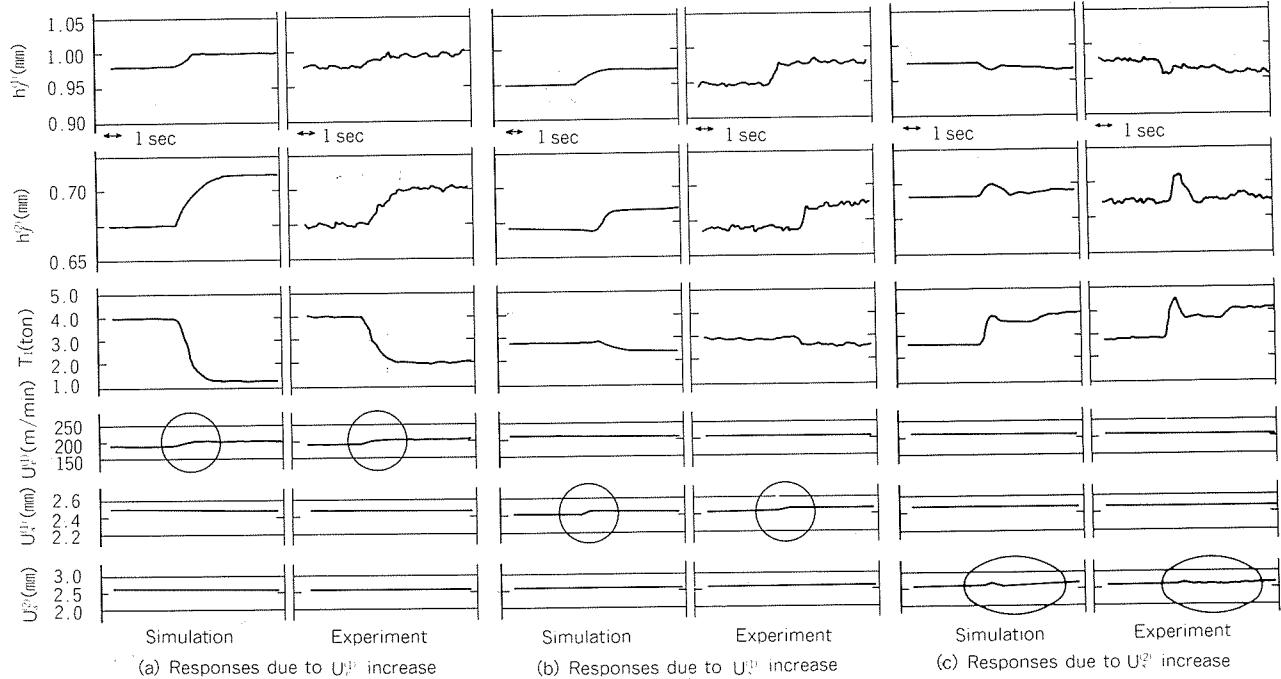


Fig. 3 Comparisons of the simulation result and the experimental result.

Table 2 Comparisons of the steady state values.

Test	Change of input	Steady state output value before/after input change						
		Simulation or Experiment	h_f^(1) (mm)		h_f^(2) (mm)		T_1 (ton)	
			Before	After	Before	After	Before	After
Fig. 3 (a)	$U_v^{(1)} (+6.2\%)$ 198→211 m/min	Simulation	0.980	1.000	0.675	0.712	4.00	1.13
		Experiment	0.980	0.995	0.675	0.694	4.00	1.85
Fig. 3 (b)	$U_s^{(1)} (+5.7\%)$ 2.437→2.491 mm	Simulation	0.950	0.974	0.670	0.685	2.80	2.65
		Experiment	0.950	0.975	0.670	0.685	2.80	2.60
Fig. 3 (c)	$U_s^{(2)} (+2.3\%)$ 2.548→2.607 mm	Simulation	0.975	0.966	0.690	0.694	2.60	3.90
		Experiment	0.975	0.960	0.690	0.690	2.60	4.00

- (2) $U_s^{(1)}$ を増加(ロールギャップ開)させると、まず $h_f^{(1)}$ が増加し、 T_1 も少し増加する。 $h_f^{(2)}$ は少し減少する。 $h_f^{(1)}$ の変化が No. 2 スタンドへ到達すると、 $h_f^{(2)}$ が増加し、 T_1 は減少する。(Fig. 3 (b))
- (3) Fig. 3 (c) は、 $U_s^{(2)}$ をふらつき気味に変動させた時の応答で、このような場合でもシミュレーション結果は実験結果とよく一致している。

3. 制御対象の特性解析

2章で導出した線形モデルの最大の特徴は、板厚と張力の相互干渉性およびスタンド間張力のダイナミクスによって生じる過渡状態を考慮していることにある。一方、板厚制御系の設計に際しては、圧延速度等の圧延条件の違いによるプロセスの過渡特性と定常特性の両者の変化を把握しておくことが必要とされる。

そこで本章では、まず、①導出した線形モデルを用いて、スタンド間張力の過渡特性および板厚と張力の相互干渉性について考察する。ついで、②影響係数の概念を用いて、入出力間の定常特性について検討する。

3.1 ブロック線図による制御対象の表現

14), 15) 式で示した状態方程式をブロック線図で表現すると、Fig. 4 のようになる。図中の記号 ($M_1 \sim M_4$, $\varepsilon_1 \sim \varepsilon_4$) は、制御対象の特性を表わすパラメータであり、本報では、圧延プロセスパラメータと呼ぶ。

ブロック線図よりスタンド間張力変動のダイナミクスは、ロールギャップと速度を入力とした時定数が $|1/M_i|$ の1次系であることがわかる。いわゆる、板厚と張力の相互干渉性はロールギャップから張力への干渉と、張力から板厚への干渉から構成されている。

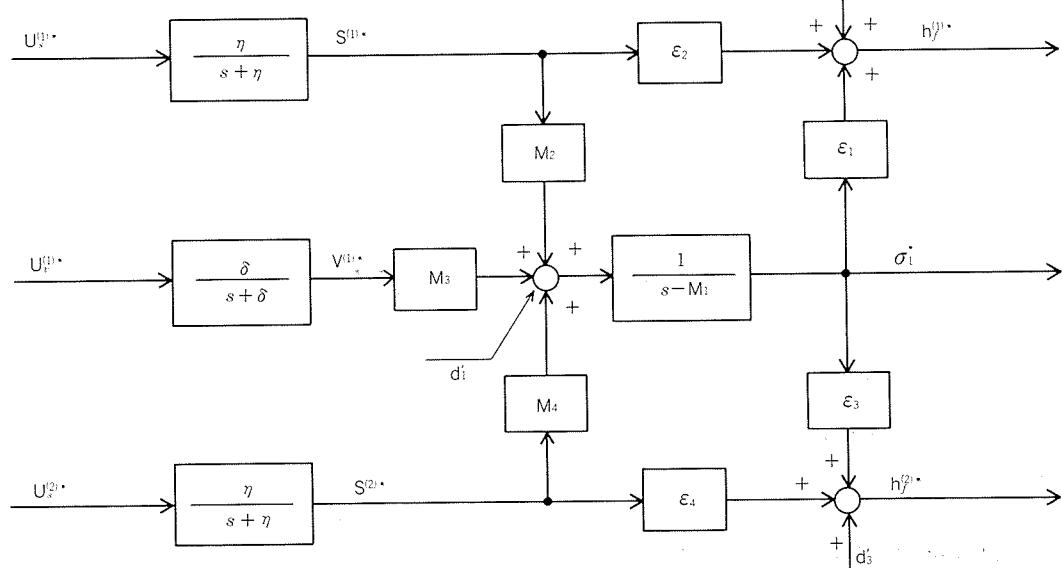
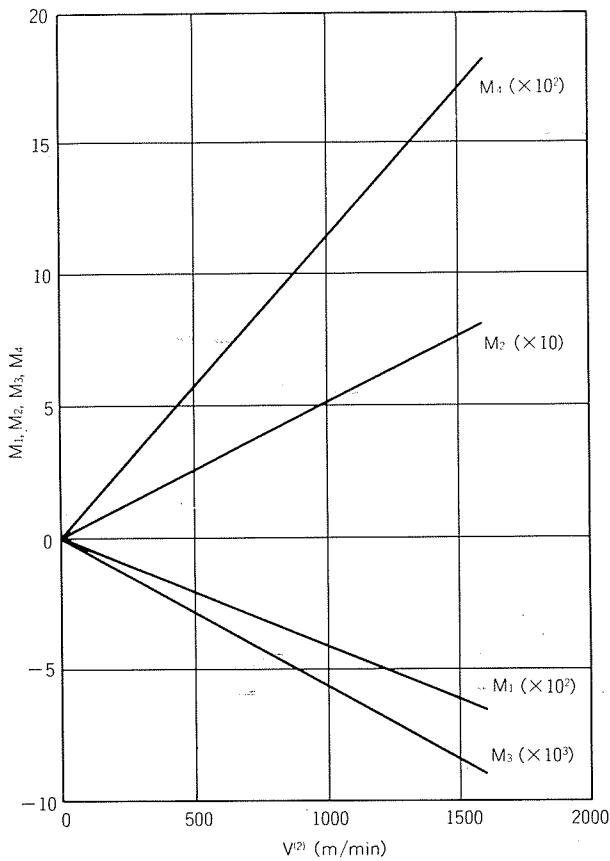
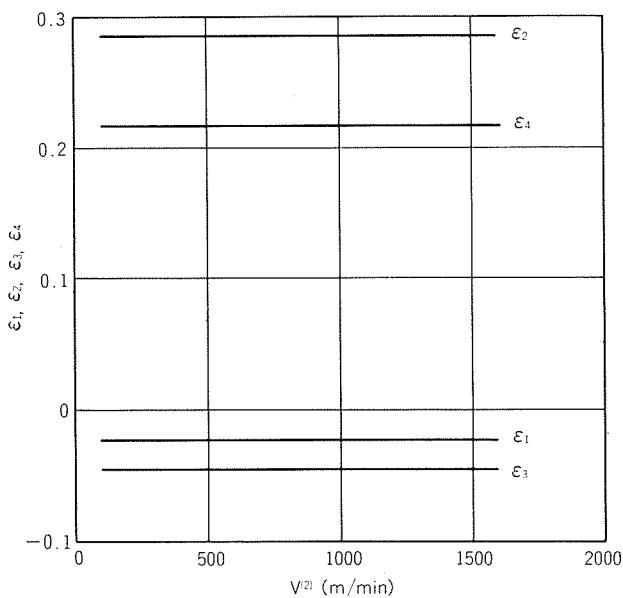


Fig. 4 Block diagram of the plant.

Fig. 5 Dependence of $M_1 \sim M_4$ on $V^{(2)}$.Fig. 6 Dependence of $\varepsilon_1 \sim \varepsilon_4$ on $V^{(2)}$.

(2) 速度が変化しても、 $M_2 \sim M_4$ の相対値は変化しない。すなわち、各操作量がスタンド間張力へ影響する割合は一定である。

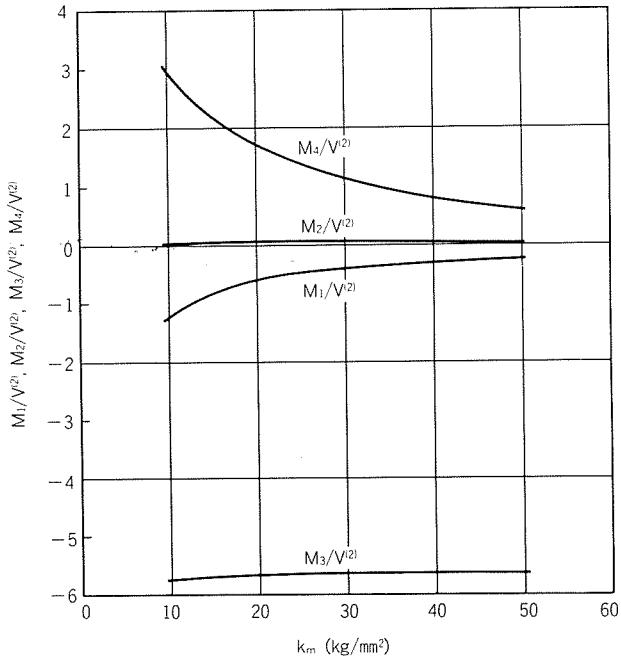
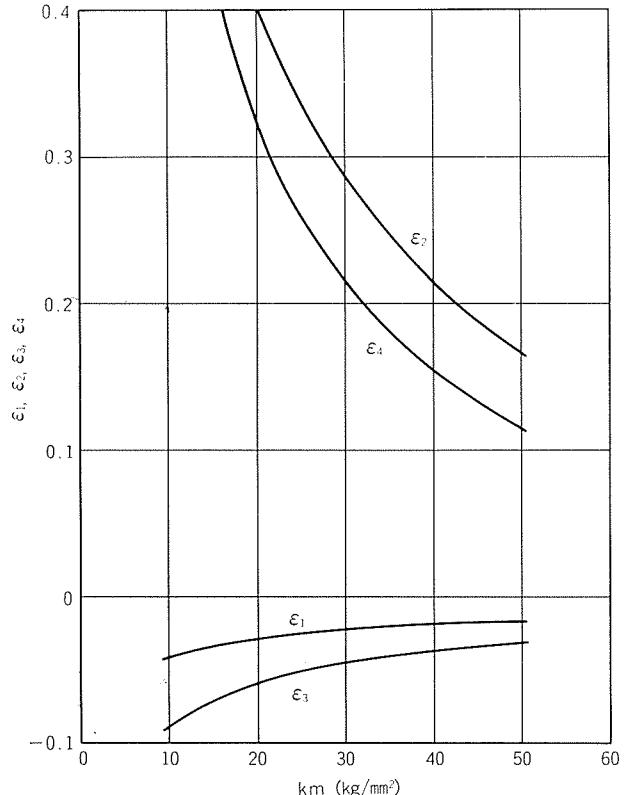
(3) $\varepsilon_1 \sim \varepsilon_4$ は速度に依存しない。このことは、ロールギヤップおよびスタンド間張力が変化したときの板厚変動量は、圧延速度が変っても同じであることを示している。

3.2.2 変形抵抗依存性

平均変形抵抗 (k_m) の違いによる、圧延プロセスパラメータの変化を、Fig. 7 と Fig. 8 に示す。

結果をまとめると次のようになる。

(1) k_m が大きくなると $|M_1|$ は小さくなる。すなわち、変形抵抗が高いほど、スタンド間張力変動系の時定数は大きくなる。

Fig. 7 Dependence of $M_1/V^{(2)} \sim M_4/V^{(2)}$ on k_m .Fig. 8 Dependence of $\varepsilon_1 \sim \varepsilon_4$ on k_m .

(2) k_m が大きくなると, $|M_4|$ は $|M_3|$ に対して相対的に小さくなる。また, $|M_1|$ は非常に小さい。すなわち, 変形抵抗が高いと, スタンド間張力変動に対しては No. 1 速度変更指令が, 他の操作量に比べて, より支配的になることを示す。換言すれば, ロールギャップからスタンド間張力への干渉性が小さくなるといえる。

(3) $\varepsilon_2, \varepsilon_4$ は $\varepsilon_1, \varepsilon_3$ に比べて k_m に大きく依存し, $|\varepsilon_1|, |\varepsilon_3|$ は k_m の増加につれて $|\varepsilon_2|, |\varepsilon_4|$ に対する比が相対的に大きくなる。このことは, 張力の板厚への干渉性が, 変形抵抗の大きな材料の圧延において, より無視できない問題となることを示唆している。

3.2.3 摩擦係数依存性

摩擦係数 (μ) の違いによる, 圧延プロセスパラメータの変化を, Fig. 9 と Fig. 10 に示す。Fig. 7 及び Fig. 8 の結果と比較すればわかるように, 摩擦係数の増加による圧延プロセスパラメータの変化は, 変形抵抗の増加による変化に一致している。したがって, 摩擦係数依存性についても変形抵抗依存性と同様の結論が得られる。

なお, Fig. 10において, さらに μ を大きくすると, $\varepsilon_2=0$ あるいは $\varepsilon_4=0$ となるところがあるが, それは, ギャップを変化させても板厚が変化しないことを意味しており, 圧延理論でいうところの最小板厚となる点である。

3.2.4 従来の解析結果との比較

Fig. 5 ~ Fig. 10 の結果から以下のことがわかる。

- (1) $|M_2|, |M_3|, |M_4|$ の比較では, $|M_3|$ がもっとも大きく, ついで $|M_4|$ が大きい。 $|M_2|$ は非常に小さい。このことは, スタンド間張力に対しては, No. 1 速度がもっとも大きく影響しており, No. 1 ギャップは殆ど影響しないことを示す。また, No. 2 ギャップは No. 1 ギャップに比べてスタンド間張力に大きく影響する。
- (2) $|\varepsilon_3|$ は $|\varepsilon_1|$ に比べて大きい。すなわち, スタンド間張力は, No. 1 板厚より No. 2 板厚に大きく影響する。

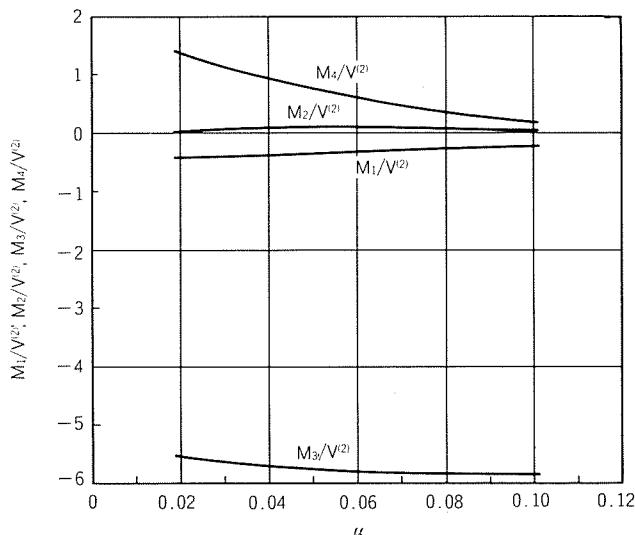


Fig. 9 Dependence of $M_1/V^{(2)} \sim M_4/V^{(2)}$ on μ .
($k_m = 30 \text{ kg/mm}^2$)

(1), (2) の結果は既知の事実であり, 例えば, (1) については美坂¹²⁾, (2) については鈴木¹³⁾によって報告されている。また, タンデム圧延機の制御において, スタンド間張力を下流側のロールギャップで制御する例¹⁴⁾や, 板厚を入側張力で制御する例¹⁵⁾があるが, (1), (2) の結果がその理論的背景の一つである。

3.3 影響係数による特性解析

3.3.1 影響係数の導出

影響係数¹²⁾とは, ある定常状態から微少な変化によって新しい定常状態に移行する際の, 各種の変化量間の相互関係のことであり, 例えば, ロールギャップを微少変化させた時の, ギャップ変化量 ($S^{(1)*}$) と板厚変化量 ($h_f^{(1)*}$) の比を, ロールギャップから板厚への影響係数と呼ぶ。

本節では, 操作量 ($U_s^{(1)*}, U_v^{(1)*}, U_s^{(2)*}$) から制御量 ($h_f^{(1)*}, \sigma_1^*, h_f^{(2)*}$) への影響係数を求めた。この値は制御対象の出入力間の定常特性 (ゲイン特性) を表わすものであり, 制御系設計の際の重要な指針となる。

Fig. 4 のブロック線図からわかるように $U_s^{(1)*}$ から $h_f^{(1)*}$ への影響は, 直接パス (ε_2 を通るパス) と張力変化を通して影響するパス (M_2, ε_1 を通るパス) がある。すべてのパスを考慮した影響係数を行列を用いて以下のように表わす。

$$\begin{pmatrix} h_f^{(1)*} \\ \sigma_1^* \\ h_f^{(2)*} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} e_{11}e_{12}e_{13} & U_s^{(1)*} \\ e_{21}e_{22}e_{23} & U_v^{(1)*} \\ e_{31}e_{32}e_{33} & U_s^{(2)*} \end{pmatrix} \dots \quad (16)$$

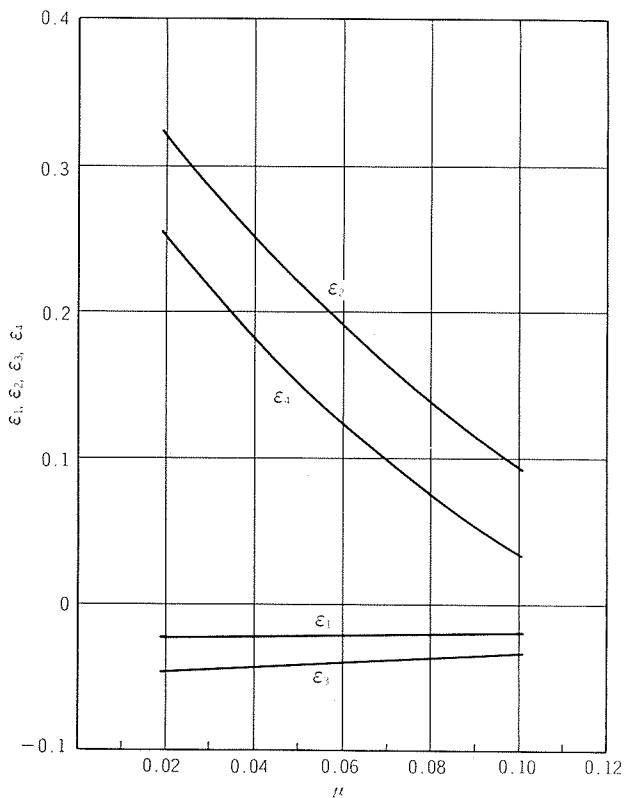


Fig. 10 Dependence of $\varepsilon_1 \sim \varepsilon_4$ on μ .
($k_m = 30 \text{ kg/mm}^2$)

本報では、行列 $[e_{ij}]$ を影響係数行列と呼ぶ。影響係数行列は、次のようになる。

$$[e_{ij}] = \begin{pmatrix} \varepsilon_2 - \varepsilon_1 \frac{M_2}{M_1} & -\varepsilon_1 \frac{M_3}{M_1} & -\varepsilon_1 \frac{M_4}{M_1} \\ -\frac{M_2}{M_1} & -\frac{M_3}{M_1} & -\frac{M_4}{M_1} \\ -\varepsilon_3 \frac{M_2}{M_1} & -\varepsilon_3 \frac{M_3}{M_1} & \varepsilon_4 - \varepsilon_3 \frac{M_4}{M_1} \end{pmatrix} \dots\dots(17)$$

影響係数行列の求め方は、Fig. 4 のブロック線図において、ラプラス演算子 (s) を 0 として、 $U_s^{(1)*}$, $U_v^{(1)*}$, $U_s^{(2)*}$ から $h_f^{(1)*}$, σ_1^* , $h_f^{(2)*}$ へのすべての経路をみればよい。なお、影響係数は 2 定常状態間の関係であり、過渡状態については議論できないことに注意する必要がある。

3.3.2 影響係数計算結果

影響係数は (17) 式によって表わされるが、Fig. 5 と Fig. 6 の結果より、 M_2 , M_3 , M_4 と M_1 の比、および ε_1 , ε_2 , ε_3 , ε_4 が速度に依存しないことから、次のことがわかる。

(1) 影響係数は速度に依存しない。すなわち、圧延速度が変化してもロールギャップおよび No. 1 速度の板厚とスタンド間張力への影響度は一定である。

Fig. 11, Fig. 12 及び Fig. 13 は、影響係数の変形抵抗依存性を計算したものであり、以下に結果をまとめる。

(2) k_m の違いにより、 e_{ij} ($i=1 \sim 3$, $j=1 \sim 3$) は大きく変化する。すなわち、変形抵抗の違いにより操作量から制御量への影響度が大きく変化する。このことは、板厚制御を考える際に変形抵抗の違いを考慮して設計する必要があることを示唆している。

(3) k_m が大きくなると、 $|e_{11}|$, $|e_{13}|$, $|e_{31}|$, $|e_{33}|$ は $|e_{12}|$, $|e_{32}|$ に対して相対的に減少する。すなわち、変形抵抗の高い材料に対してはロールギャップよりも No. 1 速度変化が板厚に及ぼす影響が大きい。

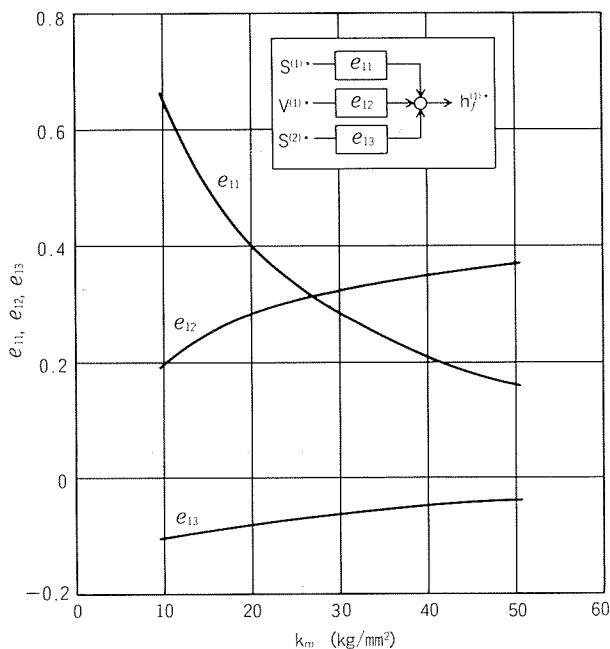


Fig. 11 Dependence of e_{11} , e_{12} , e_{13} on k_m .

(4) $|e_{21}|$, $|e_{22}|$, $|e_{23}|$ を比較すると $|e_{22}|$ が最も大きく、 k_m が大きいほどその傾向が増す。すなわち、スタンド間張力変動に対しても No. 1 速度変化が支配的であるという 3.2.2 項の結果 (2) と一致する。

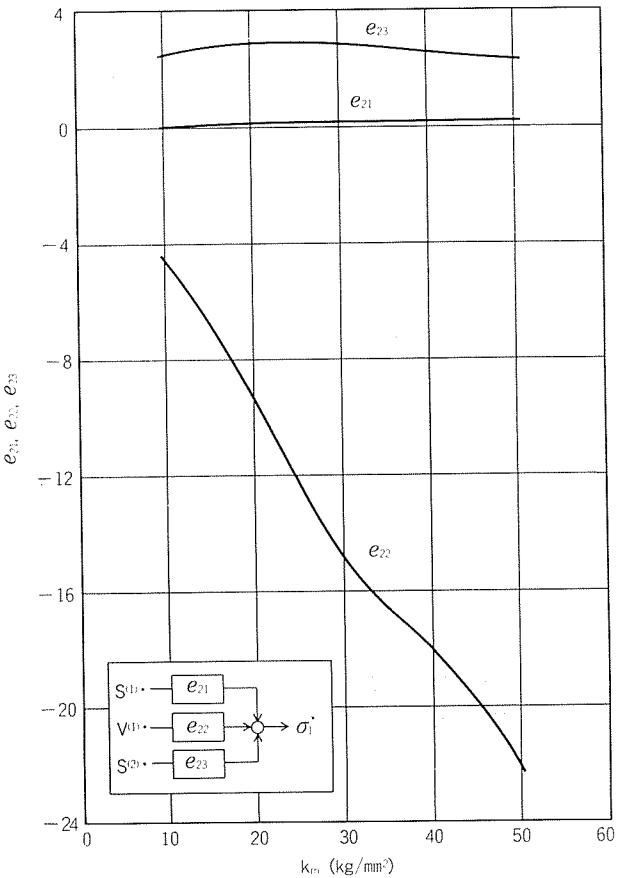


Fig. 12 Dependence of e_{21} , e_{22} , e_{23} on k_m .

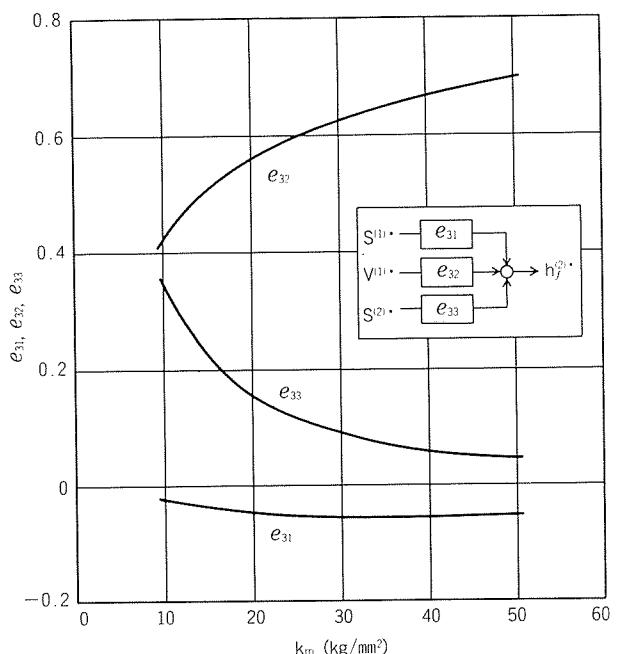


Fig. 13 Dependence of e_{31} , e_{32} , e_{33} on k_m .

なお、3.2.3項の結果から容易にわかるように、影響係数の摩擦係数依存性についても変形抵抗依存性と同様のことといえる。

4. まとめ

アルミニウム冷間タンデム圧延機の線形モデルを開発し、圧延速度等の圧延条件の違いが制御対象の特性に及ぼす影響について検討し、次の結論を得た。

(1) 開発した線形モデルは実機の実験結果とよく一致しつつ非常にシンプルである。

(2) 開発した線形モデルによって、各スタンドの板厚とスタンド間張力の相互干渉機構を明らかにできる。すなわち、相互干渉性はロールギャップから張力および張力から板厚への干渉で構成される。

(3) 2定常状態間の関係を表わす影響係数によると、制御対象の入出力間ゲイン特性は、変形抵抗と摩擦係数に大きく依存するが、圧延速度には依存しない。

(4) しかし、過渡状態も含めた線形モデルでは、スタンド間張力変動のダイナミクスは1次系で表わされ、その時定数は圧延速度に反比例する。

(5) したがって、高性能な制御系の設計を目的とする場合は、変形抵抗や摩擦係数の違いのみでなく、圧延速度の変化を考慮する必要がある。

文 献

- 1) A.G. Longmuir : *Proc. 4th IFAC/IFIP Inter. Conf. on Digital Computer Application to Process Control*, Zürich, (1974), 25.
- 2) G.F. Bryant, J.D. Higham : *Automatica*, 9 (1973), 453.
- 3) W.J. Edwards : *Automatica*, 14 (1978), 429.
- 4) 伊藤正美, 木村英紀, 細江繁幸 : 線形制御系の設計理論, 計測自動制御学会, (1978).
- 5) 計測自動制御学会 : 実例にもとづく多変数制御に関する研究発表会資料, (1978).
- 6) 古田勝久, 汐月哲夫, 中村佳則, 朝香和彦 : 計測自動制御学会第21回学術講演会予稿集, (1982), 285.
- 7) 山田 武, 木村英紀 : 計測自動制御学会論文集, 15(1979), 647.
- 8) 馬場武明, 永田修身, 武田幸保, 大久保正男 : 塑性と加工, 16 (1975), 114.
- 9) 日本鉄鋼協会編 : 圧延理論とその応用, (1969), 65.
- 10) 同上, 44.
- 11) 相良節夫, 秋月彰雄, 中溝高好, 片山徹 : システム同定, 計測自動制御学会, (1981).
- 12) 美坂佳助 : 塑性と加工, 8 (1967), 188.
- 13) 鈴木 弘 : 塑性加工(改訂版), 裳華房, (1980), 114.
- 14) 小泉明宏, 美坂佳助, 近藤勝也, 田島 滋, 西村和成 : 昭和57年度塑性加工春季講演会講演論文集, (1982), 45.
- 15) 吉田 博, 伊藤 康, 他 : 第29回塑性加工連合講演会講演論文集, (1978), 85.

付 錄

(8)～(10)式で示した線形モデルの導出方法を以下に示す。各スタンド出側板厚は(1)式で表わされる。したがって、ある定常状態からの微少変動(Δ で表わす)を考えると以下のようになる。

$$\left. \begin{aligned} \Delta h_f^{(1)} &= \Delta S^{(1)} + \frac{1}{M^{(1)}} \Delta P^{(1)} \\ \Delta h_f^{(2)} &= \Delta S^{(2)} + \frac{1}{M^{(2)}} \Delta P^{(2)} \end{aligned} \right\} \quad (A-1)$$

(3)式で示したように圧延荷重は、入側板厚・出側板厚・入側張力・出側張力等の関数であるが、スタンド間張力と出側板厚およびNo.2スタンド入側板厚の変動のみを考えると次のようになる。

$$\left. \begin{aligned} \Delta P^{(1)} &= \beta_1 \Delta \sigma_1 + \beta_2 \Delta h_f^{(1)} \\ \Delta P^{(2)} &= \beta_3 \Delta \sigma_1 + \beta_4 \Delta h_f^{(2)} + \beta_5 \Delta h_b^{(2)} \end{aligned} \right\} \quad (A-2)$$

ただし、

$$\left. \begin{aligned} \beta_1 &= \frac{dP^{(1)}}{dV_1} = \frac{dP^{(1)}}{d\sigma_f^{(1)}}, \beta_2 = \frac{dP^{(1)}}{dh_f^{(1)}} \\ \beta_3 &= \frac{dP^{(2)}}{d\sigma_1} = \frac{dP^{(2)}}{d\sigma_b^{(2)}}, \beta_4 = \frac{dP^{(2)}}{dh_f^{(2)}}, \beta_5 = \frac{dP^{(2)}}{dh_b^{(2)}} \end{aligned} \right\} \quad (A-3)$$

である。(A-1), (A-2)式より

$$\left. \begin{aligned} \Delta h_f^{(1)} &= \bar{\varepsilon}_1 \Delta \sigma_1 + \bar{\varepsilon}_2 \Delta S^{(1)} \\ \Delta h_f^{(2)} &= \bar{\varepsilon}_3 \Delta \sigma_1 + \bar{\varepsilon}_4 \Delta S^{(2)} + \bar{\varepsilon}_5 \Delta h_b^{(2)} \end{aligned} \right\} \quad (A-4)$$

となる。ここに、

$$\left. \begin{aligned} \bar{\varepsilon}_1 &= \frac{\beta_1}{M^{(1)} - \beta_2}, \bar{\varepsilon}_2 = \frac{M^{(1)}}{M^{(1)} - \beta_2} \\ \bar{\varepsilon}_3 &= \frac{\beta_3}{M^{(2)} - \beta_4}, \bar{\varepsilon}_4 = \frac{M^{(2)}}{M^{(2)} - \beta_4}, \bar{\varepsilon}_5 = \frac{\beta_5}{M^{(2)} - \beta_4} \end{aligned} \right\} \quad (A-5)$$

である。

(A-4)式の各変数を定常値で無次元化すると次のようになる。

$$\left. \begin{aligned} h_f^{(1)*} &= \frac{\sigma_1}{h_f^{(1)}} \bar{\varepsilon}_1 \sigma_1^* + \bar{\varepsilon}_2 S^{(1)*} \\ h_f^{(2)*} &= \frac{\sigma_1}{h_f^{(2)}} \bar{\varepsilon}_3 \sigma_1^* + \bar{\varepsilon}_4 S^{(2)*} + \frac{h_f^{(2)}}{h_f^{(2)}} \bar{\varepsilon}_5 h_b^{(2)*} \end{aligned} \right\} \quad (A-6)$$

ただし、ギャップ変動($\Delta S^{(1)}, \Delta S^{(2)}$)の無次元化は、それぞれの出側板厚($h_f^{(1)}, h_f^{(2)}$)で行った。

(A-6)式で、(A-2)式で考慮しなかった変形抵抗等の変動を外乱(d_2, d_3)とすると、本文に示した(9), (10)式が求まる。各係数は次のようである。

$$\varepsilon_1 = \frac{\sigma_1}{h_f^{(1)}} \bar{\varepsilon}_1, \varepsilon_2 = \bar{\varepsilon}_2, \varepsilon_3 = \frac{\sigma_1}{h_f^{(2)}} \bar{\varepsilon}_3, \varepsilon_4 = \bar{\varepsilon}_4, \varepsilon_5 = \frac{h_f^{(2)}}{h_f^{(2)}} \bar{\varepsilon}_5 \quad (A-7)$$

(2)式で示されたスタンド間張力についても同様に、ある定常値からの微少変動を考えると以下のようになる。

$$\frac{d}{dt} \Delta \sigma_1 = \frac{1000}{60} \frac{E}{L} (\Delta V_b^{(2)} - \Delta V_f^{(1)}) \quad (A-8)$$

また、(4), (5)式より

$$\left. \begin{aligned} \Delta V_f^{(1)} &= (1 + f^{(1)}) \Delta V^{(1)} + V^{(1)} \Delta f^{(1)} \\ \Delta V_b^{(2)} &= (1 + b^{(2)}) \Delta V^{(2)} + V^{(2)} \Delta b^{(2)} \end{aligned} \right\} \quad (A-9)$$

(7)式より

$$\begin{aligned}\Delta b^{(2)} &= \frac{h_f^{(2)}}{h_b^{(2)}} \Delta f^{(2)} + \frac{(1+f^{(2)})}{h_b^{(2)}} \Delta h_f^{(2)} \\ &\quad - \frac{h_f^{(2)}}{h_b^{(2)}} \frac{(1+f^{(2)})}{h_b^{(2)}} \Delta h_b^{(2)}\end{aligned}\quad (\text{A}-10)$$

である。(6)式に示した先進率についても、(A-2)式と同様に考えると、次のような。

$$\left. \begin{aligned}\Delta f^{(1)} &= \alpha_1 \Delta \sigma_1 + \alpha_2 \Delta h_f^{(1)} \\ \Delta f^{(2)} &= \alpha_3 \Delta \sigma_1 + \alpha_4 \Delta h_f^{(2)} + \alpha_5 \Delta h_b^{(2)}\end{aligned}\right\} \quad (\text{A}-11)$$

ただし、

$$\left. \begin{aligned}\alpha_1 &= \frac{df^{(1)}}{d\sigma_1} = \frac{df^{(1)}}{d\sigma_f^{(1)}}, \quad \alpha_2 = \frac{df^{(1)}}{dh_f^{(1)}} \\ \alpha_3 &= \frac{df^{(2)}}{d\sigma_1} = \frac{df^{(2)}}{d\sigma_b^{(2)}}, \quad \alpha_4 = \frac{df^{(2)}}{dh_f^{(2)}}, \quad \alpha_5 = \frac{df^{(2)}}{dh_b^{(2)}}\end{aligned}\right\} \quad (\text{A}-12)$$

である。No.2スタンドはキースタンドであるので $\Delta V^{(2)} = 0$ とし、(A-9)～(A-12)式を(A-8)式に代入すると次式を得る。

$$\begin{aligned}\frac{d}{dt} \Delta \sigma_1 &= \frac{1000}{60} \frac{E}{L} \left\{ \left(V^{(2)} \frac{h_f^{(2)}}{h_b^{(2)}} \alpha_3 - V^{(1)} \alpha_1 \right) \Delta \sigma_1 \right. \\ &\quad \left. - V^{(1)} \alpha_2 \Delta h_f^{(1)} - (1+f^{(1)}) \Delta V^{(1)} \right. \\ &\quad \left. + \left(V^{(2)} \frac{(1+f^{(2)})}{h_b^{(2)}} + V^{(2)} \frac{h_f^{(2)}}{h_b^{(2)}} \alpha_4 \right) \Delta h_f^{(2)} \right. \\ &\quad \left. + \left(V^{(2)} \frac{h_f^{(2)}}{h_b^{(2)}} \alpha_5 - V^{(2)} \frac{h_f^{(2)}}{h_b^{(2)}} \frac{(1+f^{(2)})}{h_b^{(2)}} \right) \Delta h_b^{(2)} \right\} \quad (\text{A}-13)\end{aligned}$$

(A-13)式に(A-4)式を代入し、無次元化することにより本文に示した(8)式が得られる。ただし、各係数は次のようになる。また、(8)式では、(A-11)式で考慮しなかった変形抵抗等の変動を外乱(d_1)として考えた。

$$\left. \begin{aligned}M_1 &= \frac{1000}{60} \frac{E}{L} \left(V^{(2)} \frac{h_f^{(2)}}{h_b^{(2)}} \alpha_3 - V^{(1)} \alpha_1 - V^{(1)} \alpha_2 \frac{h_f^{(1)}}{\sigma_1} \varepsilon_1 \right. \\ &\quad \left. + V^{(2)} \frac{(1+f^{(2)})}{h_b^{(2)}} \frac{h_f^{(2)}}{\sigma_1} \varepsilon_3 + V^{(2)} \frac{h_f^{(2)}}{h_b^{(2)}} \alpha_4 \frac{h_f^{(2)}}{\sigma_1} \varepsilon_3 \right) \\ M_2 &= -\frac{1000}{60} \frac{E}{L} V^{(1)} \alpha_2 \frac{h_f^{(1)}}{\sigma_1} \varepsilon_2 \\ M_3 &= -\frac{1000}{60} \frac{E}{L} (1+f^{(1)}) \frac{V^{(1)}}{\sigma_1} \\ M_4 &= \frac{1000}{60} \frac{E}{L} \left(V^{(2)} \frac{(1+f^{(1)})}{h_b^{(2)}} \varepsilon_4 + V^{(2)} \frac{h_f^{(2)}}{h_b^{(2)}} \alpha_4 \varepsilon_4 \right) \frac{h_f^{(2)}}{\sigma_1} \\ M_5 &= \frac{1000}{60} \frac{E}{L} V^{(2)} \frac{h_f^{(2)}}{\sigma_1} \left(\frac{(1+f^{(2)})}{h_b^{(2)}} \varepsilon_5 + \frac{h_f^{(2)}}{h_b^{(2)}} \alpha_4 \varepsilon_5 + \alpha_5 \right. \\ &\quad \left. - \frac{(1+f^{(2)})}{h_b^{(2)}} \right)\end{aligned}\right\} \quad (\text{A}-14)$$

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-360)

論 文

90/10 Cupronickel Two-Phase Thermosyphons*

by Takehiro Chinen** and Tadashi Nisetani**

住友軽金属工業株式会社技術研究所

90/10 Cupronickel Two-Phase Thermosyphons*

by Takehiro Chinen** and Tadashi Nisetani**

Due to its good mechanical properties and experimentally verified compatibility with water, 90/10 Cupronickel has growth potential to be qualified as excellent container material for water thermosyphons and water heat pipes. An experimental investigation was performed to apply thin wall 90/10 Cupronickel in closed two-phase water thermosyphons with small tilt angle to heat recovery at 100 to 250°C. Although "striking" instability occurred in a certain range depending upon fill ratio, heat input and operating temperature, an appropriate fill charge permitted us to operate the thermosyphon stably in the above mentioned temperature range.

1. Introduction

The simple structure of a closed two-phase thermosyphon is very promising from the economic point of view and highly interesting from the technical aspect. Different from the capillary heat pipe, the thermosyphon must be applied where the evaporator section is located below the condenser section in terrestrial heat recovery units. For this reason, the two-phase thermosyphon is known as a gravity assisted wickless heat pipe with a liquid reservoir at the bottom. Vapor generated at the evaporator section by heating the working fluid rises up the tube and condenses at the condenser section. The condensate returns to the evaporator section by gravity as the falling film. The closed two-phase thermosyphon is subject to the same operating limits for the maximum heat transport rate as a heat pipe except for the wick limit. Instead of the wick limit, limits governed by liquid film dryout and bumping or other flow oscillation with striking sounds^{1,2)} are encountered in the thermosyphon.

There exist previous experiments dealing with the vertical two-phase closed thermosyphon^{1,3,4,5)}. Imura et al.¹⁾ reported on the heat transfer coefficients and bumping phenomenon accompanied by "striking" sounds of the vapor liquid mixture in the thermosyphon as a function of the fill ratio of the working fluid. The effect of inclination of the two-phase thermosyphon on the heat transport performance and/or the above-mentioned limits have been experimentally investigated by

Nguyen-Chi and Abhat⁶⁾, Nguyen-Chi and Groll⁷⁾, Prenger and Kemme⁸⁾, Hahne and Gross⁹⁾ and Negishi²⁾. In spite of these reports, little is presently known of the critical design information of the inclined two-phase thermosyphon, particularly in the higher temperature range of more than 100°C.

The purpose of this report is to describe results of comprehensive experiments which were conducted using 90/10 Cupronickel two-phase closed thermosyphons with pure water as its working fluid for heat recovery applications at 100 to 250°C. Comparative performance was also examined using naphthalene and Dowtherm A. 90/10 Cupronickel is widely used as condenser tube material in thermal power plants. Advantages of this copper alloy over pure copper are higher mechanical properties and excellent weldability. The former advantage allows the design of a single tube container (not bimetal container of copper-inside and steel-outside) at the operating temperature of 250°C. The latter enables easy and high-quality filling method.

2. Experiment

2.1 Thermosyphon

Chemical compositions and mechanical properties of the container materials used in this test are given in **Table 1** and **2**, respectively. According to ASME Boiler and Pressure Vessel Code

Table 1 Chemical compositions of the containers. (%)

Alloy	Cu	Ni	Fe	Mn	Zn	Pb	P
Cupronickel	88.08	9.64	1.49	0.73	0.031	0.003	<0.001
Copper	R	—	—	—	—	—	0.025

* This paper has been presented at the 5th International Heat Pipe Conference, 14 to 18 May, 1984, Tsukuba, Japan.

** Technical Research Laboratories.

Table 2 Mechanical properties of the containers.

Alloy	Temper	Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)
Cupronickel	Annealed	13.4	37.2	44
Copper	Annealed	6.0	25.8	49

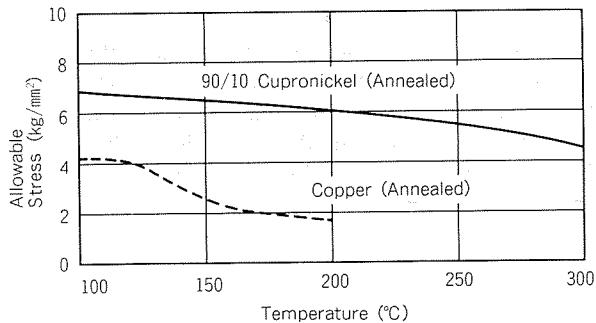


Fig. 1 Allowable stresses of 90/10 Cupronickel and copper.

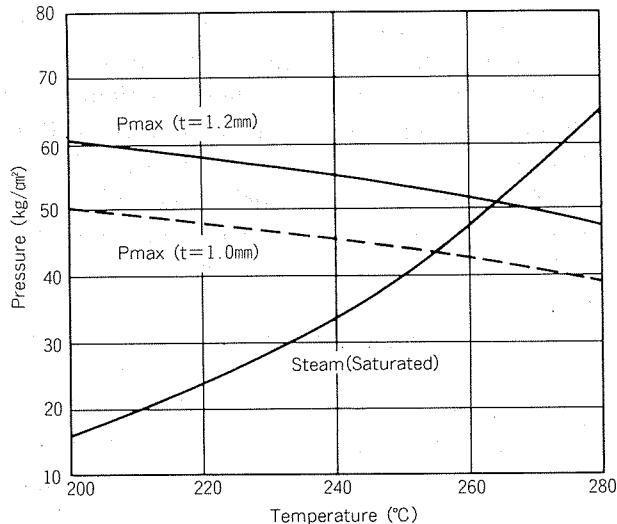


Fig. 2 Saturated pressure of water versus wall thickness of 90/10 Cupronickel.

SECTION VIII (1978), design stress of about 5.5 kg/mm² at 250°C is allowable (See Fig. 1). This allowable stress permits us to fabricate a water thermosyphon operated at 250°C with a wall thickness of 1.2 mm (See Fig. 2). In Fig. 2, the allowable pressure P_{max} is expressed by the following equation.

$$P_{\max} = \frac{200 \cdot \sigma \cdot t}{D_o - 0.8t} \quad \dots \dots \dots (1)$$

where, P_{max}: Allowable pressure (kg/cm²)
 σ : Allowable stress (kg/cm²)
 t : Wall thickness (mm)
 D_o : Outer diameter (mm)

Dimensions of a wickless thermosyphon and an axially grooved heat pipe used in this test are shown in Table 3, and the cross section of the latter in Fig. 3.

Table 3 Dimensions of test tubes.

Type	Wickless (Cupronickel)	D-grooved (Copper)
Outer diameter (mm)	25.4	25.4
Inner diameter (mm)	23.0	Crest: 21.60 Trough: 22.80
Grooves		
Width (mm)	—	0.70
Depth (mm)	—	0.60
No. of starts	—	50
Inner surface (m ² /m)	0.072	0.125
Total length (mm)	2070	2070
Evaporator (mm)	1000	1000
Condenser (mm)	1000	1000

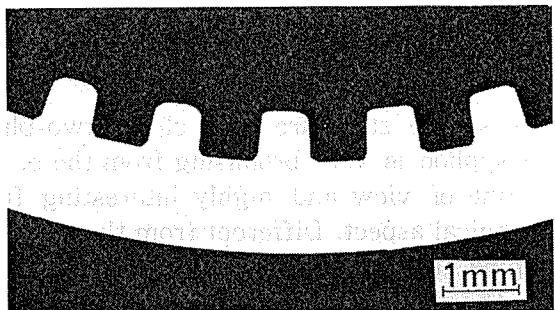


Fig. 3 Cross section of D-grooved heat pipe.

2.2 Experimental Apparatus and Procedure

The experimental set-up is illustrated in Fig. 4. The evaporator and condenser sections were 1000 mm long. The adiabatic zone was 70 mm long. Heating was provided by a sheathed electrical heating coil (4.8mm O.D.) wrapped uniformly with the pitch of 20mm around the 900mm long evaporator section. The maximum output of the heating coil was 3kW at 200V a.c. The heating load was stepwise increased from 0.5kW to 3.0kW in increments of 0.5kW or 1kW by a set-up transformer through a well-calibrated wattmeter. To improve the heat transmission between the heating coil and the thermosyphon, the test section

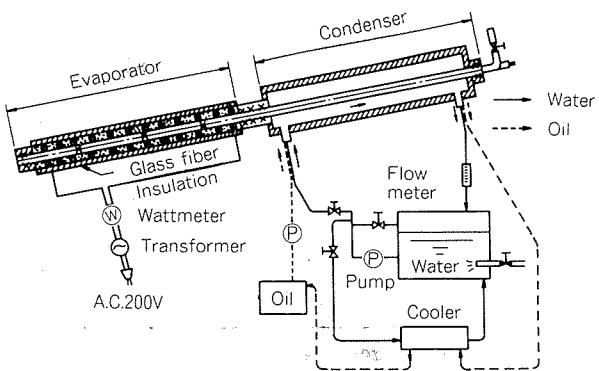


Fig. 4 Schematic drawing of experimental apparatus.

was molded with a high thermal conductivity cement (THERMON T63). Cooling was provided by water or silicon oil through a copper jacket with 41mm O.D.

Twenty-two Chromel-Alumel thermocouples (JIS: K type) were soldered on the outer surface of the thermosyphon as shown in Fig. 5. The working fluid temperature in the evaporator section and the vapor temperature in the condenser section were monitored using platinum resistance thermometers. Combined with the cooling water flow rate, the inlet and outlet water temperatures of the jacket or the oil cooler were measured by a digital multi-thermometer to confirm the heat balance between the evaporator and the condenser sections.

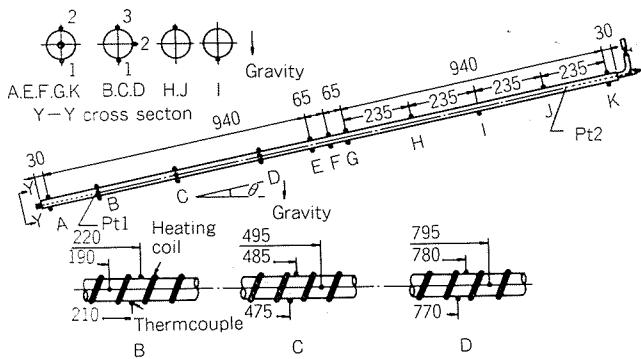


Fig. 5 Schematic drawing of tilted thermosyphon with thermocouple locations.

Prior to operation, the thermosyphon was thoroughly cleaned with Freon 11. After a given amount of the working fluid was filled, then the non-condensable gas was evacuated by "boil-off" method and vacuum pump. The cooling water or silicon oil was firstly fed to jacket. Secondly the electric current was introduced to the heating coil. Parameters considered and their range of variation are listed in Table 4.

Table 4 Parameters and their range of variation.

Fluid	Parameter	Wickless	D-grooved
Water	Fill ratio, ⁽¹⁾ V(%)	20, 40, 60, 70	20, 40, 60
	Operating temperature, ⁽²⁾ T _{HP} (°C)	80 to 250	80 to 200
Naphthalene	Fill ratio, V(%)	45, 60, 70	20, 40
	Operating temperature, T _{HP} (°C)	200 to 350	200 to 350
Dowtherm A	Fill ratio, V(%)	40, 60, 70	20, 40, 60
	Operating temperature, T _{HP} (°C)	200 to 350	200 to 350

(1) The ratio of fill charge volume to evaporator inner volume.

(2) Working fluid temperature in the evaporator (P_{T1} in Fig. 5).

(3) Inclination angle from the horizontal, θ=10°.

3. Experimental Results

3.1 Water Thermosyphon

The temperature difference between the evaporator and the condenser sections ΔT_m is defined as follows:

$$\Delta T_m = \frac{T_A(1,2) + T_B(1,2,3) + T_C(1,2,3) + T_D(1,2,3)}{13} + \frac{T_E(1,2) - T_G(1,2) + T_H + T_J + T_K(1,2)}{7} \dots\dots(2)$$

where, T_A, T_B, ..., T_E: Wall temperature of the evaporator section (°C)

T_G, T_H, ..., T_K: Wall temperature of the condenser section (°C)

Subscripts stand for measuring locations shown in Fig. 5. The relation between the temperature difference ΔT_m and the heat input Q at an operating temperature T_{HP} of 80°C are given in Fig. 6. The inclination angle was 10° and the fill

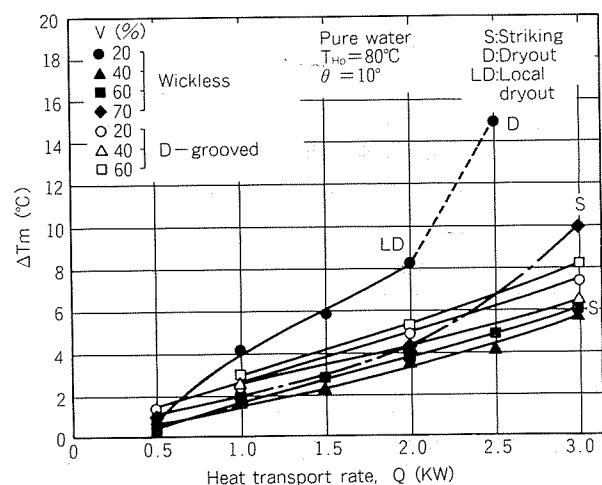


Fig. 6 Heat transport rate versus temperature difference.

ratio was varied. The fill ratio is the ratio of fill charge volume to inner volume of the evaporator zone. The temperature distributions along the length at a heat input of 2.0kW are plotted in Figs. 7 and 8. The abbreviation LD in Figures corresponds to local dryout, defined when a rise in the maximum temperature at point D and/or C compared with point B exists between a range of 20 to 50°C such as in Fig. 7. Above this temperature range, the abbreviation D for dryout is affixed.

Fig. 6 suggests that a low fill ratio water thermosyphon is not recommended. At an operating temperature of 80°C, the thermosyphon with a fill ratio of more than 40% presented almost the same performance as a D-grooved heat pipe. When a heat input of 3.0kW was supplied to the

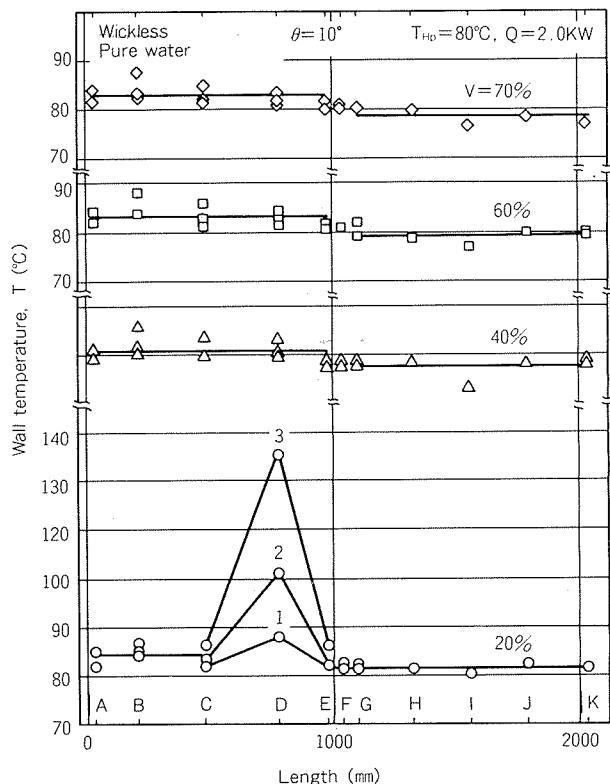


Fig. 7 Temperature distribution along 90/10 Cupronickel thermosyphon.

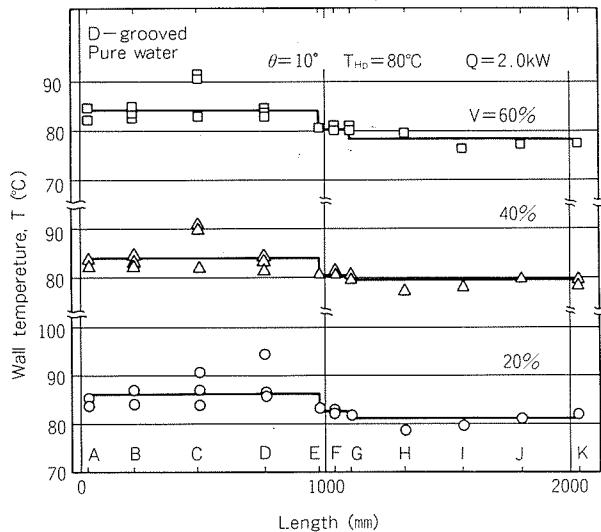


Fig. 8 Temperature distribution along D-grooved heat pipe.

thermosyphon with a fill ratio of 60%, a shock sound and mechanical vibration occurred which seemed to be generated by striking or hammering of water droplets on the condenser end of the thermosyphon. Here, we call this unstable state striking phenomenon. A remarkable decrease in the critical heat input for this phenomenon, from 3kW to 1kW, occurred with increase in fill ratio by 10%, from 60% to 70%. The sound frequency at a fill ratio of 70% and a heat input of 3kW reached 60 counts/min.

As far as the fill ratio is concerned, previous studies^{1,2)} showed that a slightly larger amount of the working fluid at a given operating condition triggered the striking phenomenon in a two-phase thermosyphon. Also in our test with fill ratios of 60 and 70%, as the operating temperature of the thermosyphon was increased without any change of the heat input to a temperature of about 100°C, the striking phenomenon completely disappeared.

The relations between the temperature difference and the heat input at operating temperatures of 200 to 250°C are given in Fig. 9. The inclination angle was 10° and the fill ratio was varied. The temperature distributions along the length at heat inputs 2.0kW are plotted in Figs. 10 and 11. With higher operating temperature, a

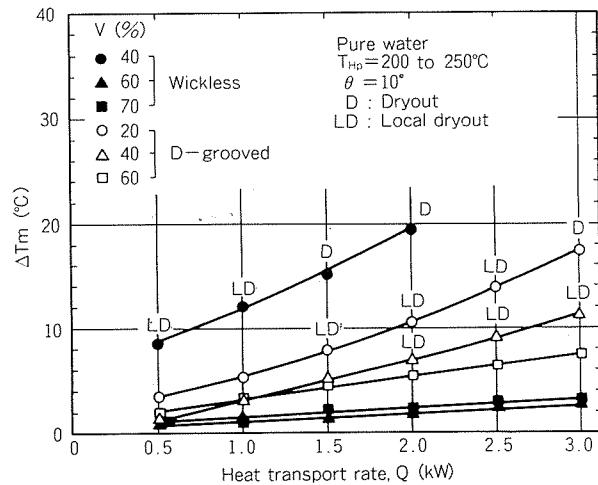


Fig. 9 Heat transport rate versus temperature difference.

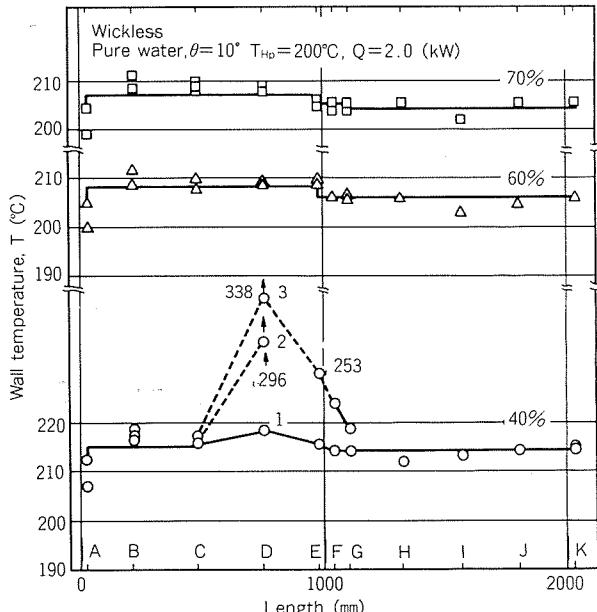


Fig. 10 Temperature distribution along 90/10 Cupronickel thermosyphon.

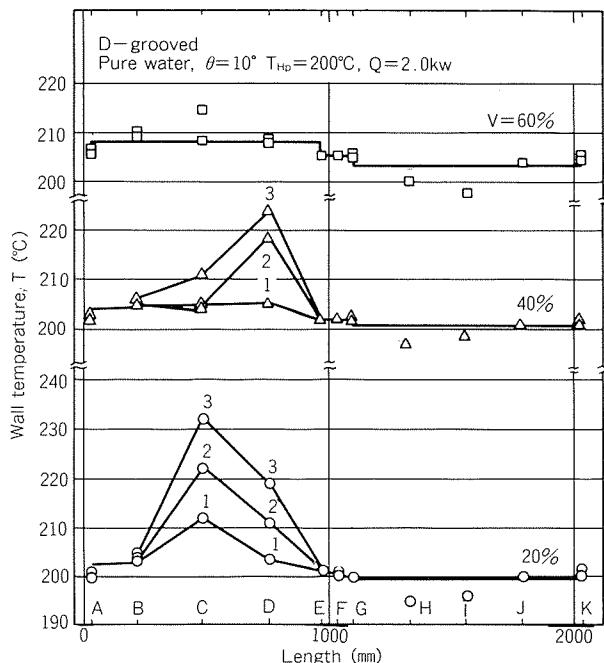


Fig. 11 Temperature distribution along D-grooved heat pipe.

higher fill ratio was necessary. In the case of a fill ratio of 40%, local dryout occurred even at a heat input of only 1.0kW. Therefore, the experiments at lower fill ratio were stopped. At a fill ratio of more than 60%, heat transport performance was remarkably improved.

As the operating temperature was increased, the D-grooved heat pipe with a fill ratio of less than 40% tended to dryout locally.

The overall heat transfer rate U was calculated by the following equation¹⁰⁾:

$$U = Q / (A \cdot \Delta T_m) \quad \dots\dots(3)$$

where, U : Overall heat transfer rate
($\text{kW}/\text{m}^2 \text{ °C}$)

Q : Heat transport rate or heat input
(kW)

A : Inner surface area of the evaporator or the condenser (m^2)

ΔT_m : Temperature difference defined by Equation (2)

The overall heat transfer rates of the thermosyphon and the D-grooved heat pipe are shown in Figs. 12 and 13. Except for the data with the striking phenomenon, the overall heat transfer rate of the thermosyphon at a inclination angle of 10° was between 7 to 13 $\text{kW}/\text{m}^2 \text{ °C}$ and was nearly independent of the operating temperature. However, the overall heat transfer rate of D-grooved heat pipe seemed to decrease with an increase in operating temperature.

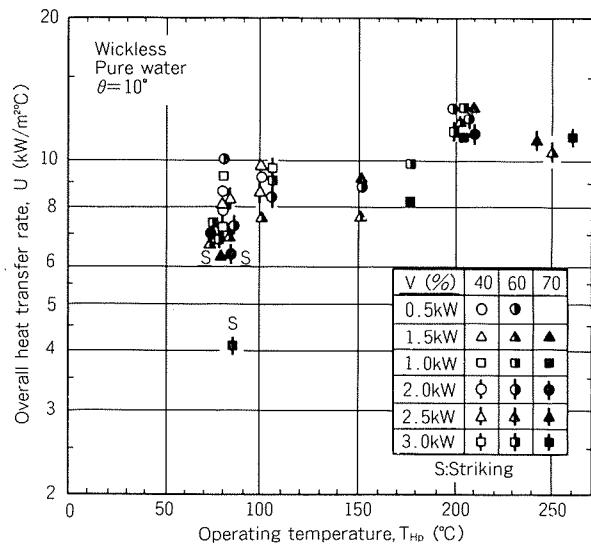


Fig. 12 Operating temperature versus overall heat transfer rate.

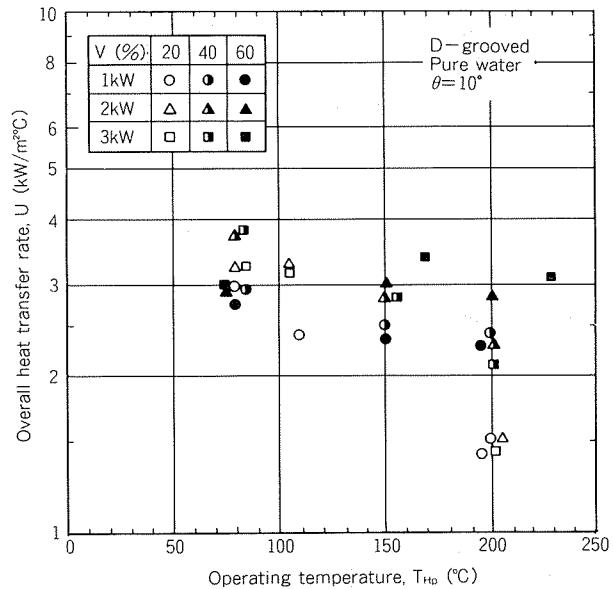


Fig. 13 Operating temperature versus overall heat transfer rate.

When the heat transfer enhancement due to the axial grooves is evaluated, the difference in area ratio (inner/outer) must be taken into account. The overall heat transfer rate per unit length in the D-grooved heat pipe was nearly equal or slightly inferior at high temperature to that of the thermosyphon. Consequently, with water as the working fluid, the simple thermosyphon was estimated as the better heat transport device. However, the axial grooves were fairly helpful in controlling both dryout and the striking phenomenon.

3.2 Naphthalene and Dowtherm A Thermosyphons

The relations between the temperature difference and the heat input for naphthalene and Dowtherm A thermosyphons are given in Figs. 14 and 15, respectively.

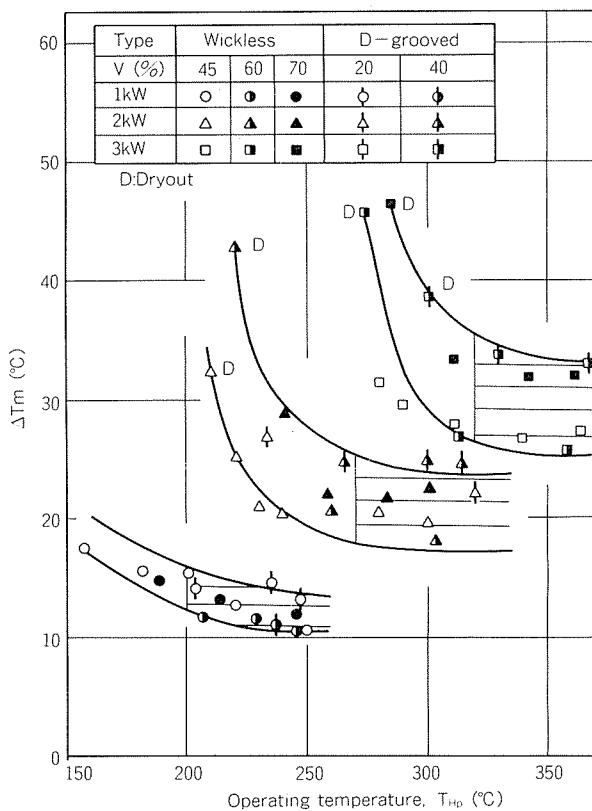


Fig. 14 Operating temperature versus temperature difference.

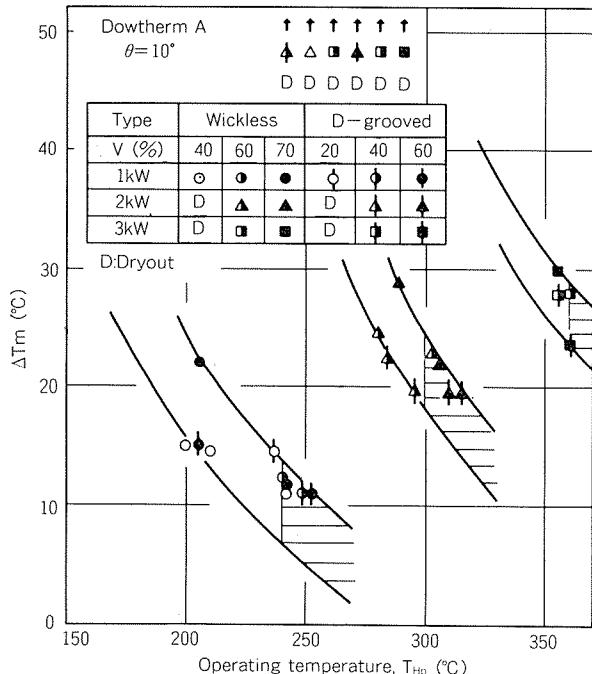


Fig. 15 Operating temperature versus temperature difference.

14 and 15, respectively. A very sharp increase in the axial temperature difference was a noticeable characteristic when the operating temperature dropped below the maximum operating temperature. Roughly speaking, the maximum operating temperature $T_{HP(cr)}$ depended upon the heat input Q :

$$\text{Naphthalene : } T_{HP(cr)} = 60Q + 140 \quad \dots(4)$$

$$\text{Dowtherm A : } T_{HP(cr)} = 60Q + 180 \quad \dots(5)$$

where, $T_{HP(cr)}$: Maximum operating temperature for dryout (°C)

Q : Heat input (kW)

In the case of naphthalene, Equation (4) was satisfied for fill ratios between 45 and 70%. Equation (5) of Dowtherm A is recommended for fill ratios of more than 60%.

The overall heat transfer rate in both cases ranged between 1 and 1.5 kW/m²°C, being one seventh to one tenth of that of the water thermosyphon. In addition to the case for water, grooves did not enhance the heat transfer for naphthalene and Dowtherm A.

4. Application

Based on the above-mentioned results, the heat exchanger of 280kW capacity using 90/10 Cupronickel water thermosyphons was installed to recover heat from the waste gas from an annealing furnace of aluminum sheets and to dry the wet aluminum sheets after water-quenching. Fig. 16 illustrates the heat recovery system. The

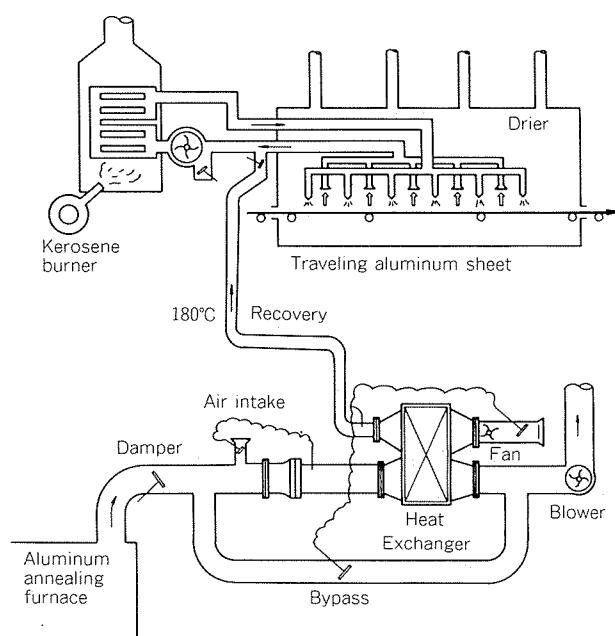


Fig. 16 Heat recovery system from aluminum annealing furnace.

heat exchanger consists of 135 tubes of 90/10 Cupronickel thermosyphon with a spiral-integral aluminum fin.

The gas discharge from the source annealing furnace ranges between 4,500 and 6,700 Nm³/h with temperature fluctuation between 170 and 350 °C, depending upon the annealing or tempering condition of the aluminum sheets. On the other hand, the drier needs fresh air with a constant temperature of 180°C and a flow rate of 2,700 to 5,000 Nm³/h. During low temperature discharge, heat in drier is supplied by a kerosene burner. To meet these requirements without violation of the mechanical limit concerning the allowable pressure of the 90/10 Cupronickel water thermosyphon, a bypass duct for discharge and fresh air intake are provided in the evaporator side of the heat exchanger.

With respect to the compatibility of 90/10 Cupronicke land pure water, non-condensable gas was not detected and no deterioration of the heat transfer performance of the thermosyphon at the operating temperature of 230°C was detected for more than one year. Oil consumption has been reduced by about 60%.

5. Summary

Thin wall 90/10 Cupronickel tube was developed as a suitable material for water thermosyphons operated in the temperature range of 100 to 250°C because of its superior mechanical properties and its experimentally verified compatibility with water.

90/10 Cupronickel closed two-phase thermosyphon were investigated as a function of fill ratio and operating temperature. They exhibited excellent heat transfer performance at small inclination angle in the temperature range of interest.

References

- 1) H. Imura, H. Kusuda, J. Ogata, T. Miyazaki and N. Sakamoto: Trans. of Japan Soc. Mech. Eng., **45** (1979), 712.
- 2) K. Negishi: ISAS Research Note, RN212. (1983), 106.
- 3) M. Shiraishi, K. Kikuchi and T. Yamanishi: *Advances in Heat Pipe Technology (4th IHPC)*, Pergamon Press, (1981), 95.
- 4) W.K. Ho and C.L. Tien: *ibid.*, (1981), 451.
- 5) T. Fukano S. J. Chen and C. L. Tien: *ASME - JSME, Thermal Engineering Joint Conference, Vol. I*, (1983), 95.
- 6) H. Nguyen Chi and A. Abhat: *3rd IHPC*, (1978), 49.
- 7) H. Nguyen Chi and M. Groll: *4th IHPC*, (1981), 147.
- 8) F.C. Prenger and J.E. Kemme: 15th AIAA Thermophysics conference (1980).
- 9) E. Hahne and U. Gross: *4th IHPC*, (1981), 125.
- 10) S.W. Chi: *Heat Pipe Theory and Practice*, McGraw-Hill, New york, (1976), 69.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-361)

論文

高純度アルミニウム箔の電解エッチング中に
おける交流インピーダンス*

林 美 克**

AC Impedance on High Purity Aluminum
Foil During Electrolytic Etching

by Yoshikatsu Hayashi

住友軽金属工業株式会社技術研究所

高純度アルミニウム箔の電解エッチング中に おける交流インピーダンス*

林 美 克**

AC Impedance on High Purity Aluminum Foil During Electrolytic Etching

by Yoshikatsu Hayashi

The etching of high purity Al foil in HCl solution was investigated. Pits formation mechanism and pits morphology was studied by the use of AC impedance measurements in the frequency range 5 Hz ~50kHz and SEM.

Bath temperature affects morphology in a striking manner. The Cole-Cole diagram of impedances reflects the influence of bath temperature and shows the marked difference of the reaction mechanism between the 60°C bath and the lower temperature bathes. Inductive semicircles suggest the participation of an absorbed intermediate in this reaction.

1. 緒 言

電解コンデンサー用高純度アルミニウム箔は通常、電解エッティングにより表面積拡大を行った後、バリヤー型アルマイト皮膜を化成させる。箔のエッティング性は結晶方位、純度、表面の酸化状態などの材料要因およびエッティング条件に強く支配され、材料製造業者および電解箔製造業者それぞれの立場で最適条件を設定しているが、その技術的内容の詳細は殆ど公表されていない。

高純度アルミニウム箔の電解エッティング機構に関するアプローチは、(1)種々の電解条件下でエッティング処理した表面の Morphology (形態) を SEM または TEM で観察し、静電容量との関係を調査する¹⁾、または、(2)電気化学的手法によりピットの生成機構を解析する²⁾ことが一般に行われている。

本報ではピット生成機構を検討するため、定電位電解下の交流インピーダンス測定を行った。化成後、数VのDCバイアスをかけて測定する静電容量測定はACインピーダンス法の一種であるが、この場合には電流が殆ど流れないため、インピーダンスの容量成分のみが測定される。一方、素箔を電解エッティング溶液中で電解中にACインピーダンス測定を行う場合には反応電流が流れるため、反応機構に関する情報を得ることができる。

高純度アルミニウム箔の電解エッティングに対し、このような手法を用いた文献は見当らないため、陽極酸化等他の

反応に対して用いられるACインピーダンスの解析例を参考にして、電解条件とピット形態およびインピーダンス図(Cole-Cole図)との関係を考察した。

2. 実験方法

2.1 供試材

104μm厚さの電解コンデンサー用99.99%純度のアルミニウム箔を10⁻³Torrの真空中で、550°Cで34hr焼純した後、20×100mmに切断し、10×10mmを残してポリエチレン・テープによりマスキングした。この試片を前処理を行うことなく測定に供した。

2.2 電気化学測定方法

1N HCl溶液を用い、液温10~60°CにおいてPt板を対極、Ag/AgCl電極を参照電極として定電位電解を行い、高速デジタル・ボルトメータによりデータサンプリングをした後、プロッタ上に電流*i*一時間*t*曲線を作図した。

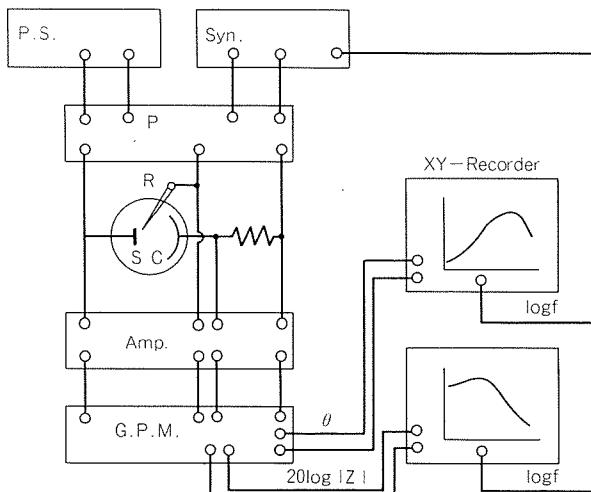
ACインピーダンスは定電位電解時に10mV_{p-p}の正弦波交流を重畠し、交流成分のみを分離増幅し、利得位相計でインピーダンス|Z|と位相角θを測定した。測定値はXYレコーダに作図後、プロッタでデジタイズし、デスクトップ・コンピュータを用いてプロッタ上にCole-Cole図を作図した。なお、インピーダンスは電解開始1min後に50kHzから測定を開始し、5Hzまでを2min間で走査した。Fig.1にブロック図を示す。

2.3 SEM観察

電解3min後の表面のピット形態をSEMで観察した。

* 金属表面技術協会 第68回講演大会にて発表(1983年10月5日、於・諫訪市)

** 加工品開発室(当時、技術研究所勤務)



P.S. : Power supply S : Sample
 Syn. : Synthesizer C : Counter electrode
 P : Potentiostat Amp. : Amplifier
 R : Reference electrode G.P.M. : Gain phase meter

Fig. 1 Block diagram of apparatus for AC impedance measurements.

3. 実験結果

3.1 電気化学測定

Fig. 2 に定電位電解時の代表的な $i-t$ 曲線を示す。経時とともに i の増加は次第になだらかになって定常値に達する。電解電位が貴となるほど i の増加速度 di/dt が大きく、また定常値も大きくなつた。Fig. 3 は電解開始 1 ~ 3 min 間の i 値を電位 E に対しプロットした、擬定常状態下的分極曲線を示す。 i が 40 mA/cm^2 より大きな領域では $\log i-E$ は直線関係をもち、液温が高いほど分極曲線は less noble 側へ移行した。電位が貴な場合、曲線の分極抵抗が大きくなるのは、ピット生成時に何らかの皮膜が表面に生成することにより Al^{3+} イオンの拡散が抑制されるためと考えられる。

Fig. 4 は 10°C 液温中での AC インピーダンスの Cole-Cole 図を示す。 E が $-0.76 \sim -0.70 \text{ V}$ の領域では第 I 象限および第 IV 象限に半円が現われた。半円 I は高周波数領域

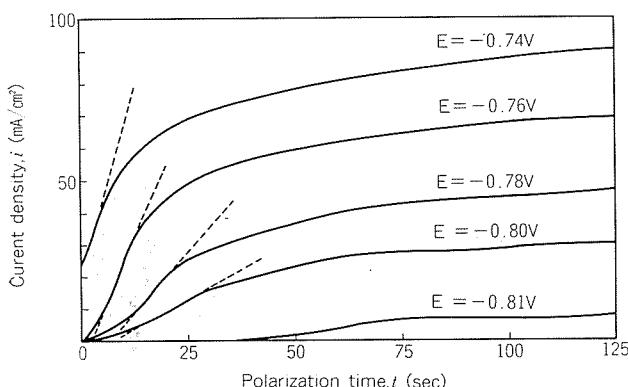


Fig. 2 Current density-time curves in 1N HCl at 45°C .

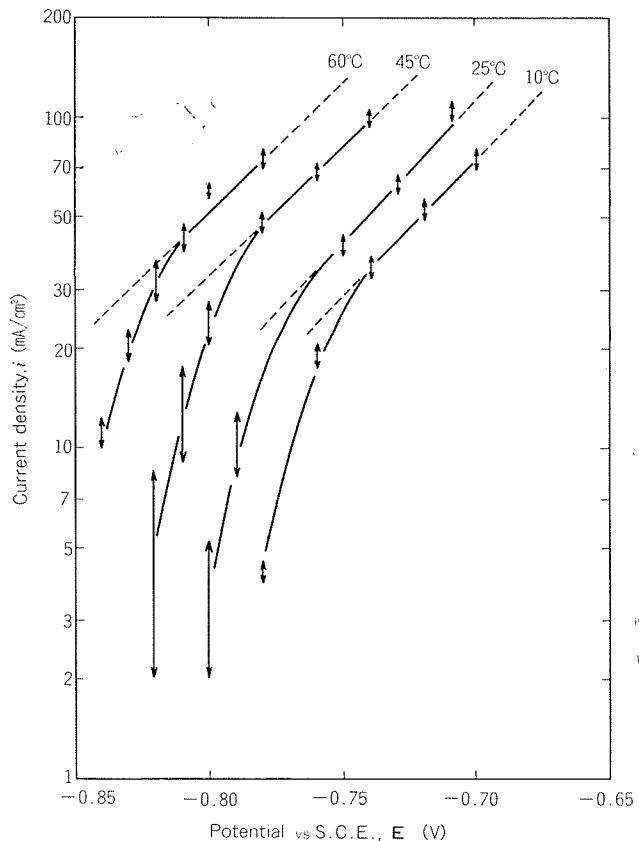


Fig. 3 Current density-potential curves measured by potentiostatic method in 1N HCl.

での測定で現われ、分極 ΔE が大きくなる(貴な電位)ほど、その径が小さくなつた。半円 II は低周波数領域で現われ、 ΔE が大きくなるほどその径が小さくなる。なお、図において、各点は特定周波数におけるベクトルインピーダンス Z を表わす。

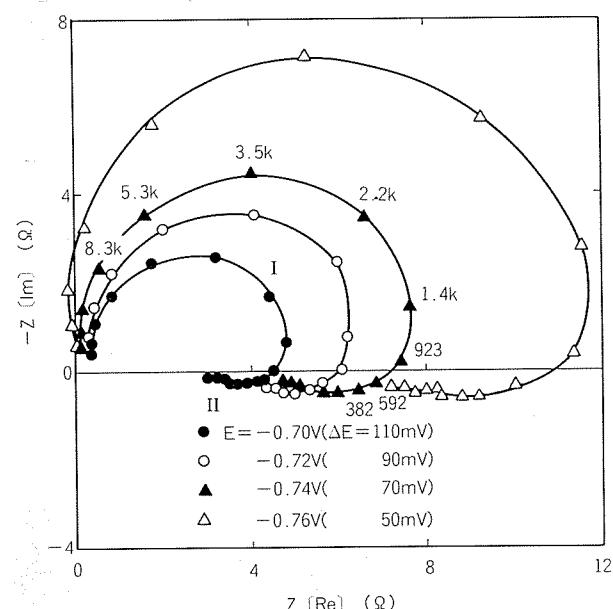


Fig. 4 Cole-Cole diagrams measured under potentiostatic conditions in HCl 10°C .

Fig. 5 は液温45°C中での Cole-Cole 図を示す。 ΔE が大きいと10°Cの場合と同様二つの半円 I, II が現われたが、 ΔE が 20 mV の場合には半円 II が第 I 象限に現われ、 ΔE が 30 mV では過渡的様相を呈した。Fig. 6 は液温 60°C の

場合を示し、全電位領域にわたり他の液温におけるのと明らかに異った様相をもち、 ΔE が大きな場合、半円 I, II の他に第 IV 象限に径が大きい半円 III が現われ、この半円は半円 I 同様 ΔE が小さくなるにつれて径が大きくなる。

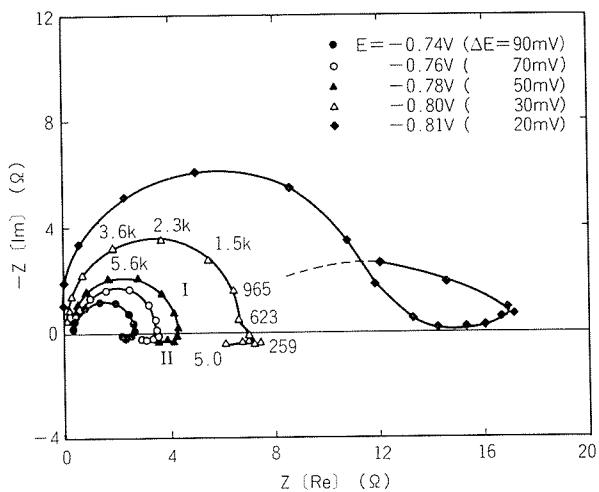


Fig. 5 Cole-Cole diagrams measured under potentiostatic conditions in 1N HCl, 45°C.

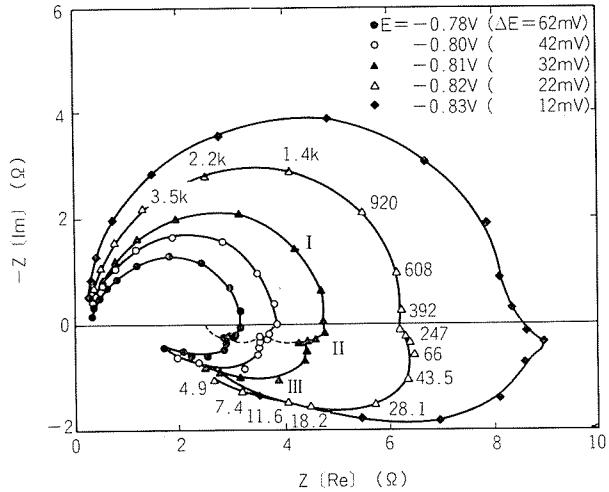
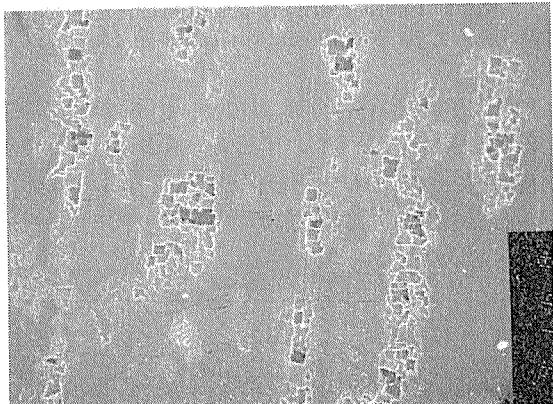


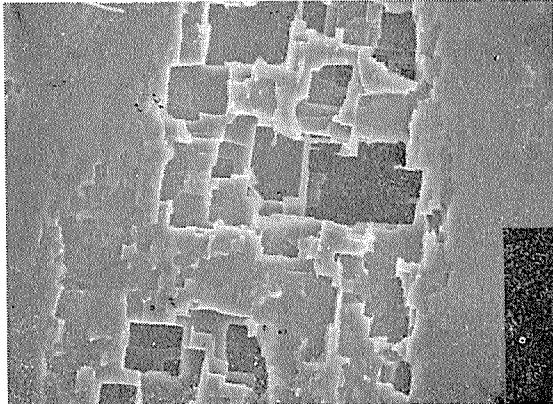
Fig. 6 Cole-Cole diagrams measured under potentiostatic conditions in 1N HCl, 60°C.

3.2 ピット形態

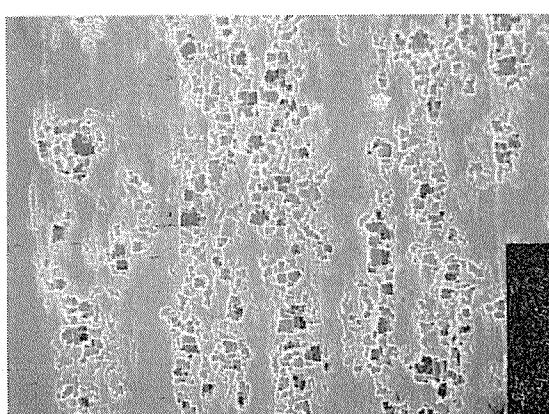
Fig. 7~9 に電解 3min 後の表面の SEM 写真を示す。



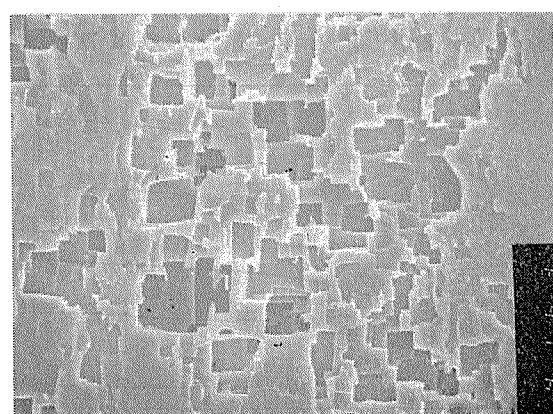
(a) $E = -0.76V$ ($\Delta E = 50mV$)



20μm



(b) $E = -0.70V$ ($\Delta E = 110mV$)



20μm

Fig. 7 SEM of etched surfaces. (1N HCl, 10°C, 180 sec)

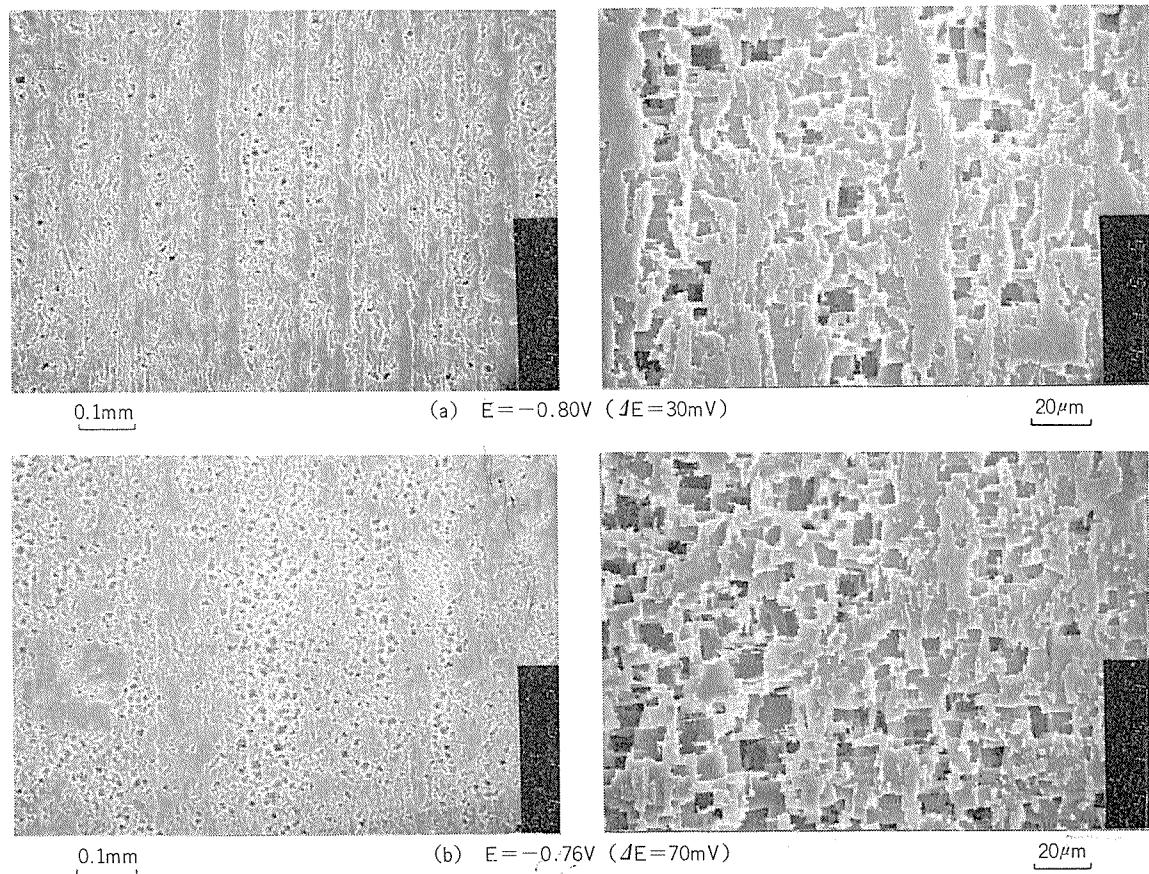


Fig. 8 SEM of etched surfaces. (1N HCl, 45°C, 180 sec.)

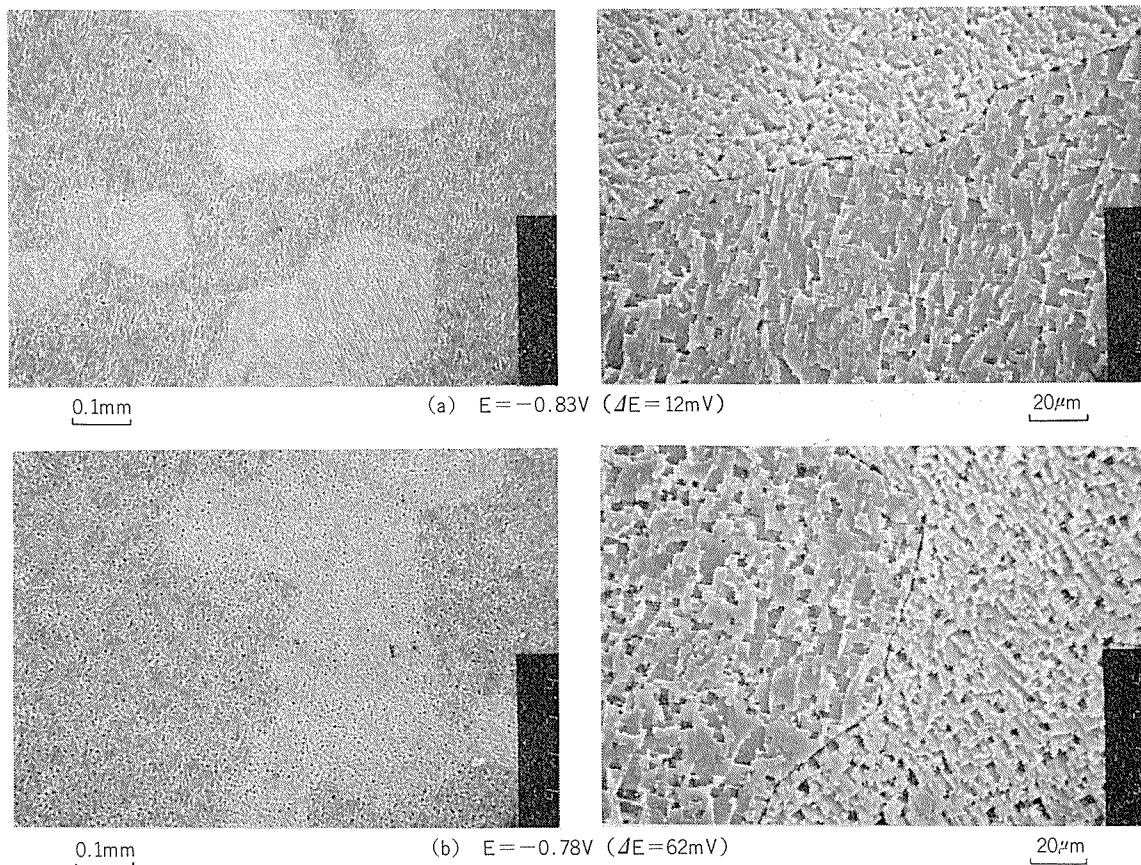


Fig. 9 SEM of etched surfaces. (1N HCl, 60°C, 180 sec.)

10°Cでは、四角状の facet pit が箔の圧延方向に沿って並んでおり、 ΔE が大きくなるにつれてその密度が増加し、ピットの大きさは 10~20 μm であった。45°Cの場合はピット密度が増加して $\Delta E=70$ mV では殆ど全表面ほぼ均一に生成していた。ピットの大きさは 10°C の場合より小さく、5~10 μm であった。

60°Cにおけるピット形態は前 2 者と明らかに異って結晶面が現われ、圧延条痕に沿ったピットは認められなかった。ピットの大きさはさらに小さく、2~4 μm である。ピットの進行方向は各結晶面によって異なり、Fig. 9 で白くみえる部分はピットが斜めに成長している結晶面である。

4. 考 察

Fig. 7~9 から明らかなようにピット形態に対し液温が大きく影響しており、定性的には液の化学反応性に基づくものと考えられる。箔の表面には圧延油残渣と焼鈍時の酸化皮膜から成る表面皮膜が存在するが、この皮膜は欠陥が多く、ミクロ的にみて不均一である。

化学反応性の小さい低温溶液の場合、ピットの開始は欠陥部、主に圧延条痕に沿って生じることが予想される。皮膜が不均一なのでピット密度は低く、個々のピットは大きくなつて過剰溶解が生じる。その結果、静電容量は大きくならない。この溶液では、分極を大きくすると電流密度が大きくなるため、電極界面の温度が局部的に上昇するので、高温溶液と同様にピット密度が高くなる。一方、高温溶液では化学反応性が大きいため箔を浸漬直後、表面皮膜は溶解されて非常に薄くなる。したがって、材料内部の不純物や結晶方位の方がピット密度を左右しやすくなる。表面皮膜に比べて材料内部の不純物分布ははるかに均一であるので欠陥密度が高く、したがってピット密度が高くなる。高温溶液中でのエッチングにより結晶方位が現われる原因是、方位により溶解速度が異なるためと考えられる。

液温によるピット形態の違いを電気化学的に考察するため、Fig. 2 における電解初期の i の増加速度 di/dt を E に対してプロットすると、Fig. 10 に示したように、液温による違いが明瞭に現われた。今インダクタンス L をもつコイルの両端に電圧 E を印加した場合を考えると、電流の増加速度は $di/dt=L^{-1} \cdot E$ で表わされるので、箔の電解エッチングにおいても初期過程では L 成分が支配的であるといえる。Fig. 10 の傾きから L を求めると、10°C, 45°C の場合それぞれ 160H, または 18.2H となる (H : ヘンリー)。

次に Fig. 4~6 の Cole-Cole 図と Fig. 7~9 の SEM 写真を比較すると、下記のことが推定される。

- (1) 半円 I は $\text{Al} \rightarrow \text{Al}^{3+} + 3e$ で示される活性化支配反応であり、電荷移動抵抗 Z_p と界面 2 重層容量 C_d の並列等価回路で表わされる。 ΔE が大きくなるにつれて、 i が大きくなり、したがって半円 I の径が小さくなる。
- (2) 半円 II は中間体吸着物の電気化学反応であり、 L 成

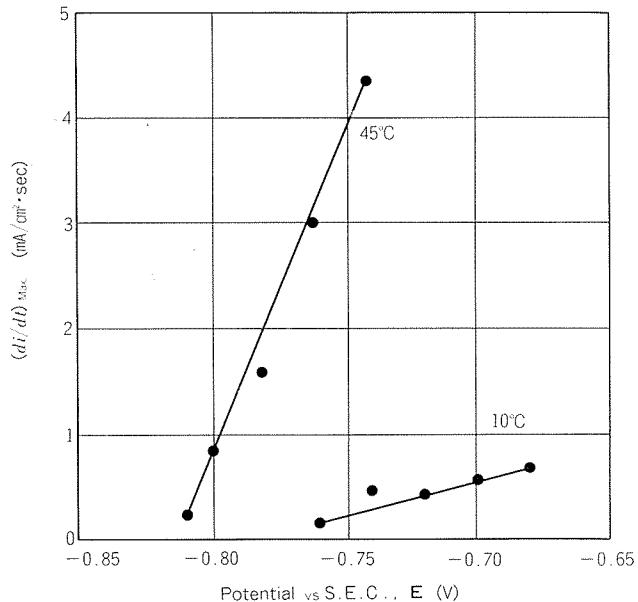


Fig. 10 Relationship between $(di/dt)_{\text{Max.}}$ of current density-potential curves and potential.

分を含む等価回路で表わされる。 ΔE が大きくなるにつれて化学溶解反応が大きくなるため、皮膜が弱くなり、ピット密度が大きくなる。

(3) 半円 III は中間体吸着物の特定結晶方位面上での化学溶解反応を表わす。この皮膜はピット活性点の数を電解エッチング中一定に保つ働きをする。

半円 I について検討すると、次のようである。Fig. 11 は i と並列抵抗 R_p の逆数との関係をプロットしたもので、

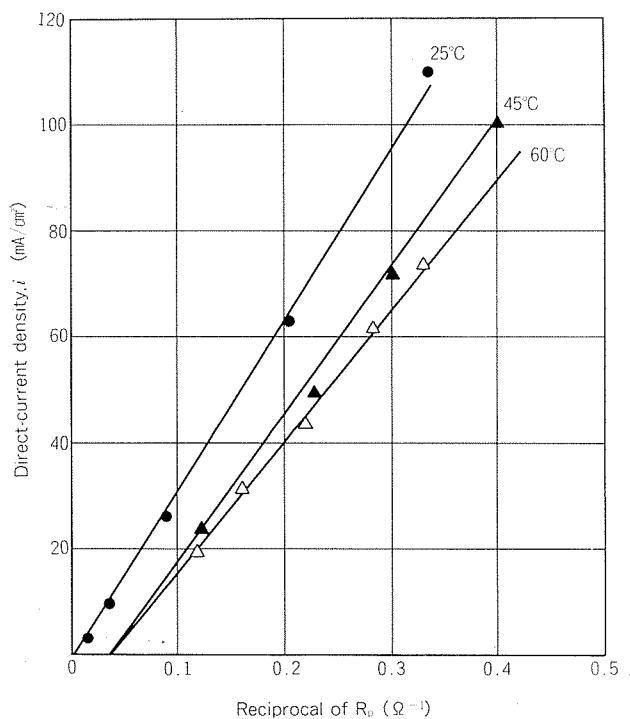


Fig. 11 Relationship between direct-current density and reciprocal of R_p .

いずれの液温の場合にも直線関係が得られた。電気化学反応が活性化支配反応である場合、ACインピーダンス測定から求められた R_p と i は、Appendixに示したように、 $i = RT/zF\alpha R_p$ で表わされる。Fig. 11から傾きを求めるとき、25°C, 45°Cおよび60°Cの場合にそれぞれ36mV, 28mV, 26mVとなった。Alが3価溶解をし、 $\alpha=0.5$ と仮定すると前記の傾き $RT/zF\alpha$ は40mVとなるはずである。液温が高いほど理論値との偏りが大きくなつたのは、本反応が単なる活性化支配反応ではないことを表わしている。事実、Cole-Cole図では第I象限における半円Iに加えて、第IV象限にも半円が現われた。Fig. 11において45°C, 60°Cの場合、原点を通らないのは、試料を浸漬した時点、無電解状態で化学皮膜が試料表面に生成し、この皮膜が固有の抵抗をもつためと考えられる。

半円IIについて、Witら³⁾がほう酸塩水溶液のバリヤー型アルマイド皮膜の生成反応において、また、Lorenzら⁴⁾が酒石酸塩水溶液中のバリヤー型アルマイド皮膜の生成反応において観察し、また、春山ら⁵⁾はインヒビターを含んだ硫酸水溶液中の鉄の化学溶解反応において、同様の誘導性半円の出現を報告している。Epelboimら^{6,7)}は硫酸水溶液中の鉄のアノード溶解反応において測定したインピーダンスを解析し、Fig. 12の等価回路を示した。彼らに

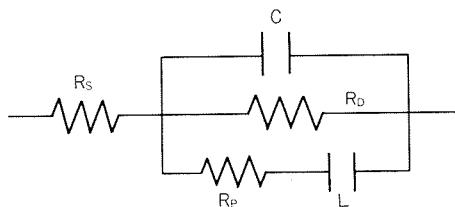
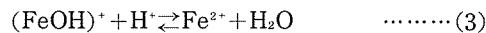
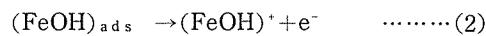


Fig. 12 Equivalent circuit for anodic dissolution of iron⁶⁾.

よれば鉄のアノード溶解は下記メカニズムによって生じる。



ここで、(1)式の反応では吸着した OH^- イオンが金属Feと反応して触媒化合物 $(\text{FeOH})_{\text{ads}}$ を生成する。(2)式では $(\text{FeOH})_{\text{ads}}$ は格子から離脱し、 $(\text{FeOH})^+$ イオンとなる。(3)式では、 $(\text{FeOH})^+$ は Fe^{2+} イオンとして溶液中へ移行する。誘導性インピーダンスの成因は $(\text{FeOH})_{\text{ads}}$ の被覆率が経時変化することによる。アルミニウム箔について、 Cl^- イオンを含む水溶液中でも不動態化領域が存在することをFickelscherは認めている⁸⁾ので、本実験の場合も酸化物中間体が存在するものと推定できる。ピット密度が貴になるにつれて高くなるのは、中間体の被覆率が電位とともに小さくなるためと考えられる。

半円IIIについては明確ではないが、プロパギルアルコールを含むFeの腐食反応において、カソードおよびアノード両反応が存在する場合に二つの誘導性半円が現われる⁶⁾ことから、本実験の場合もAl表面においてカソード反応とアノード反応、または反応速度の異なる二つのアノード反応が生じているのであろう。Fig. 9から明らかなように、60°Cエッチングでは結晶面が現われていることから、結晶面によるアノード反応の大きさの違いが、半円IIと半円IIIを生じたものと考えられる。Fig. 9の表面からのSEMで白く見える結晶面と黒く見える結晶面ではピットの進行方向が異なっており、前者はピットが箔表面に対し直角方向からやや偏った角度で厚さ方向に発達しているのに対し、後者では直角方向であるものの表面溶解が多いために厚さ方向にはあまり発達していない。電解コンデンサー用エッチド箔の製造においては特殊な電解条件下で、(100)方位を優先溶解させて箔厚方向に貫通したピットを生成させることが行われている。本報の実験条件ではエッチング時間が短かく、かつ片面エッチングであるために、貫通ピットは生成しなかった。

45°C以下と60°Cの場合でピット形態が大きく異なるのは化学溶解反応(Feのアノード溶解の場合の(3)式の反応)速度の差が大きく、結晶面の電位差が大きく異なっていると考えられる。

5. まとめ

電解コンデンサー用高純度アルミニウム箔を1N HCl中で定電位電解エッチングを行い、得られたピット形態とインピーダンスからピット生成メカニズムを考察した。結果はつきのようにまとめられる。

(1) 電解温度はピット形態に大きく影響する。55°C以下の場合は、箔の圧延方向に沿ったFacet pitとなり、分極が大きくなるにつれてピット密度が高くなる。ピットの大きさは10°Cの場合10~20μm, 45°Cの場合5~10μmであった。60°Cの場合には、箔の結晶方位の違いによりピットの成長方向が異なりランダムピットとなる。ピットの大きさは2~4μmであり、分極によるピット密度の変化は小さい。

(2) 定電位電解下のDC測定では、電解初期の過渡状態においてのみ、液温による*i*~*t*曲線の変化が観察された。初期段階では電気化学反応は誘導性成分を含む。一方、AC測定では定常状態で周波数依存性を調べることにより、ピット形態と対応づけられる。45°C以下の場合にはCole-Cole図で第I象限および第IV象限に半円が現れ、前者はAlの活性化支配電気化学溶解に、後者は中間体吸着物の電気化学反応に基づくものである。60°Cの場合には、この他に第IV象限に半円IIIが現われる。この半円は、化学溶解反応速度が大となる結果、結晶面の電位差が大きくなり、結晶面によって反応速度の差を生じるためと考えられる。

文 献

- 1) 例えば, M.S. Hunter : J. Electrochem. Soc., 117 (1970), 1214; R. Bakish and R. J. Kornhaas : *ibid.*, 6 (1968), 192.
- 2) 例えば, N.F. Jackson : Electrocomponent Sci. and Tech., 2 (1975), 33; C.K. Dyer and R.S. Alwitt : J. Electrochem. Soc., 128 (1981), 300; K. Vu Quang and F. Brindel : *ibid.*, 130 (1983), 1248; H.J. de Wit, C. Wijenberg and C. Crevecoeur : *ibid.*, 130 (1983), 770.
- 3) H.J. de Wit, C. Wijenberg and C. Crevecoeur : *ibid.*, 126 (1979), 779.
- 4) J. Bessone, C. Mayer, K. Jüttner and W. Lorenz : Electrochimica Acta, 28 (1983), 171.
- 5) 春山志郎, 水流徹, 阿南正治 : 防食技術, 27 (1978), 449.
- 6) I. Epelboin : Metalloberfläche, 27 (1973), 113.
- 7) I. Epelboin and M. Keddam : J. Electrochem. Soc., 117 (1970), 1052.
- 8) H. Fickelscher : Werk. u. Korros., 33 (1982), 146

Appendix

AC インピーダンス法により求めた分極抵抗 R_p と直流電流 i との関係式の導入を次に示す。

微小 AC 過電圧 η_D を直流過電圧 $\bar{\eta}_D$ に重畠させたときの全過電圧 η_D は次式で与えられる。

$$\eta_D = \bar{\eta}_D + \eta_D \quad \dots \dots \dots (1)$$

ここで, $\eta_D = |\eta| \cdot \exp(j\omega t)$ であり, η は AC 過電圧の振幅, $j^2 = -1$, ω は角速度で $\omega = 2\pi f$ である。

η_D と活性化電流 I_D は Butler-Volmer の式から次のようにになる。

$$I_D = I_0 [\exp(\alpha \eta_D zF/RT) - \exp(-(1-\alpha) \eta_D zF/RT)] \quad \dots \dots \dots (2)$$

ここで, I_0 は交換電流密度, α は転移係数, F はファラデー定数, z は荷電数, RT はガス定数と絶対温度の積である。

(1) 式を (2) 式に代入すると,

$$I_D = I_0 [\exp(\alpha \bar{\eta}_D zF/RT) \cdot \exp(\alpha \eta_D zF/RT) - \exp(-(1-\alpha) \eta_D zF/RT) \cdot \exp(-(1-\alpha) \eta_D zF/RT)] \quad \dots \dots \dots (3)$$

$|\eta_D| \ll RT/zF$ の場合 (AC インピーダンス測定では $|\eta_D| \approx 10$ mV), η_D を泰イラー展開し, 第 2 項以降を省略すると,

$$I_D = I_0 [(1 + \alpha \bar{\eta}_D zF/RT) \exp(\alpha \bar{\eta}_D zF/RT) - \{1 - (1-\alpha) \bar{\eta}_D zF/RT\} \exp(-(1-\alpha) \bar{\eta}_D zF/RT)] \quad \dots \dots \dots (4)$$

(2) 式から

$$\bar{I}_D = I_0 [\exp(\alpha \bar{\eta}_D zF/RT) - \exp(-(1-\alpha) \bar{\eta}_D zF/RT)] \quad \dots \dots \dots (5)$$

(5) 式を (4) 式に代入し,

$$I_D = \bar{I}_D + [\alpha \bar{I}_D + I_0 \exp(-(1-\alpha) \bar{\eta}_D zF/RT)] \quad \dots \dots \dots (6)$$

$I_D = \bar{I}_D + I_D$ であるので,

$$I_D = [\alpha \bar{I}_D + I_0 \exp(-(1-\alpha) \bar{\eta}_D zF/RT)] \bar{\eta}_D zF/RT \quad \dots \dots \dots (7)$$

電荷移動のインピーダンス Z_D は次式により与えられる。

$$Z_D = \bar{\eta}_D / \bar{I}_D = RT/zF [\alpha \bar{I}_D + I_0 \exp(-(1-\alpha) \bar{\eta}_D zF/RT)] \quad \dots \dots \dots (8)$$

自然電極電位では $\bar{\eta}_D = 0$, $\bar{I}_D = 0$ があるので,

$$Z_D = RT/zF I_0 \quad \dots \dots \dots (9)$$

一方, $\bar{\eta}_D \neq 0$ のときには,

$\bar{\eta}_D \gg RT/zF$ の場合

$$Z_D = RT/zF \alpha I_0 \exp(\alpha \bar{\eta}_D zF/RT) \quad \dots \dots \dots (10)$$

一方, (5) 式から

$$\bar{I}_D = I_0 \exp(\alpha \bar{\eta}_D zF/RT) \quad \dots \dots \dots (11)$$

(10) 式と (11) 式から

$$Z_D = RT/zF \alpha \bar{I}_D \quad \dots \dots \dots (12)$$

電荷移動反応が律速過程の場合 $Z_D = R_p$, また \bar{I}_D を i と書き替えると,

$$i = RT/zF \alpha R_p \quad \dots \dots \dots (13)$$

$-\bar{\eta}_D \gg RT/zF$ の場合も同様に導かれる。

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-281)

技術資料

アルミニウム・ビール缶の強度に関する技術資料

斎藤莞爾* 福田康廣*
平田勝彦*

Technical Information on the Structural
Strength of Aluminium Beer Can

by Kanji Saito, Yasuhiro Fukuda and Katsuhiko Hirata

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウム・ビール缶の強度に関する技術資料

斎藤莞爾* 福田康廣*
平田勝彦*

Technical Information on the Structural Strength of Aluminium Beer Can

by Kanji Saito, Yasuhiro Fukuda and Katsuhiko Hirata

1. まえがき

アルミニウム缶が昭和46年に我が国に始めて登場して以来、その需要は同年が3,300万缶であったが、昭和57年には約20億缶と順調に伸びており、現在では炭酸飲料缶の30%以上、ビール缶の95%以上がアルミ化されている。このようなアルミニウム缶の発展は缶製造技術及び薄板製造技術の進歩、さらにはアルミニウムの缶用材料としての適応性によるものであろう。また、スクラップの回収価格の面を生かしたリサイクリングが進めばアルミニウム缶の需要はさらに伸びるものと期待される。

以上のように、飲料缶、特にビール缶の普及とそのアルミ化率の増加は著しいものがあるが、缶用材料の薄肉化もしくは缶の軽量化は製造原価低減の見地より常に要望される問題である。そこで、本報告では市販されている国内・外のオールアルミニウム・ビール缶計25種類について、その動向を調査し、さらに現行缶形状で薄肉化がどの程度まで可能であるか、検討した結果をまとめて参考に供したい。

2. 缶形状と薄肉化

薄肉化を指向するためには、缶底およびネックの形状を検討する必要がある。図1はアルコア社の資料により缶底改善例を示す。すなわち、1970年代における一般にコンベンショナル型と称される缶底形状（以下、Cタイプと略称）から、現在の我が国市販缶に見られるV型の缶底形状（以下、

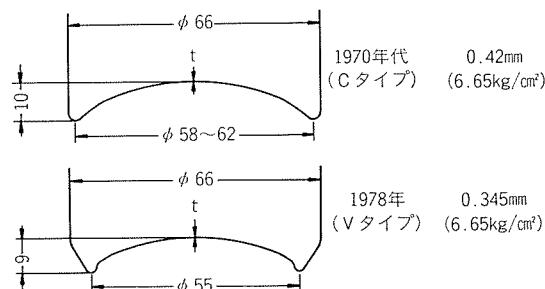


図1 缶底形状の改善²⁾

Vタイプと略称）に変えると、缶底耐圧強度 6.65 kg/cm^2 に耐える缶底厚さ（使用素材板厚）は 0.42 mm から 0.345 mm にとおよそ 18% 薄肉化可能であるとしている¹⁾。昭和47年当時、我が国ビール缶はCタイプで板厚 0.42mm を使用していたが、現在は後述するようにVタイプで、その板厚は 0.345~0.415mm である。また、缶底耐圧強度に及ぼす缶底形状（C, Vタイプ）と材料板厚・強度の関係については4章で詳しく述べるが、現在、我が国では缶底耐圧強度について 7.5 kg/cm^2 以上が要求されており、Vタイプ缶底形状を改良してさらに向上させる試み^{2,3,4)} もなされている。

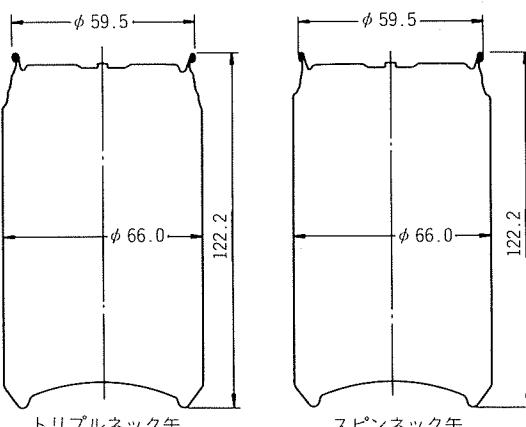
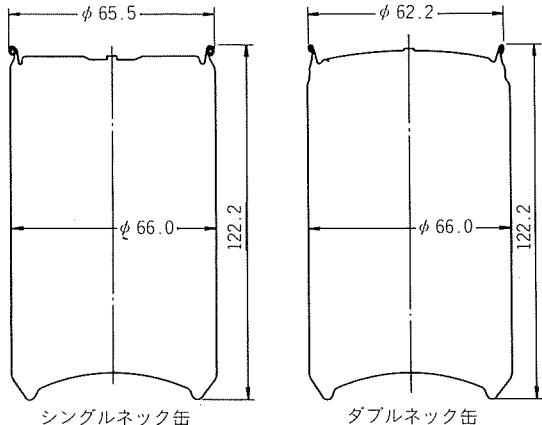
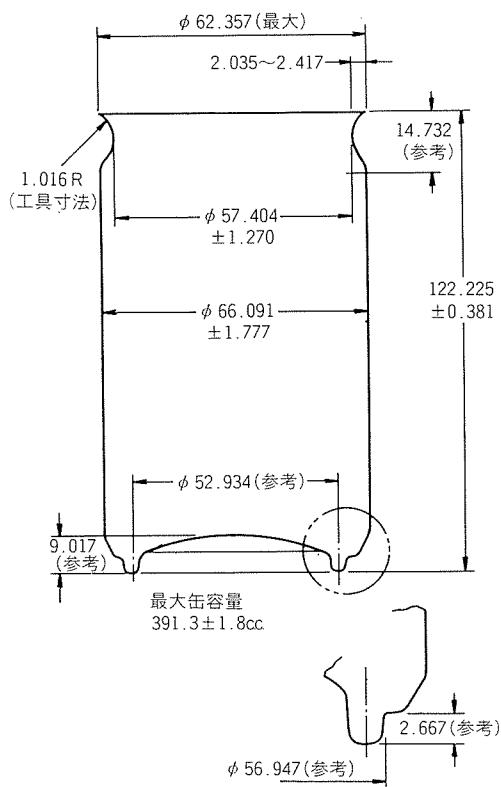


図2 各種ネック缶

* 技術研究所

缶蓋取付部のネック形状もシングルネックから図2に示したようなダブルネック、トリプルネックおよびスピinnネックへと変わりつつあり、缶蓋を小径化することによって缶の軽量化を計る努力がなされている。缶に要求される性能には、前述の缶底耐圧強度の他に軸荷重強度があり、一般に150kg以上に耐えることが要求されている。ダブルネックおよびトリプルネック缶はシングルネック缶に比して軸荷重強度が低いことが欠点である。このため、図3に示すような積み重ね性に改良を加えたスピinnネック缶⁵⁾、あるいは、従来のプレス加工方式の短所を補い、かつ缶蓋の小径化による缶重量の軽減および軸荷重強度の向上という二つの目的を同時に達成する検討⁶⁾も行われている。

図3 スピinnネック缶の例⁵⁾

3. 国内・外ビール缶調査結果

3.1 調査した市販ビール缶

国内・外ビール缶の缶底耐圧強度および軸荷重強度を測定し、缶の寸法形状との関係を求めて缶軽量化検討の資料

表1 供試ビール缶の概要

生産国	銘柄区分	厚さ		使用材料	
		位置	測定値 (mm)	区分	合金
日本	A~J 10銘柄	缶底	0.130~0.415	胴	3004系
		缶壁	0.130~0.150	蓋	5082系: 6銘柄 5182系: 4銘柄
		缶蓋	0.332~0.367	タブ	5082系: 6銘柄 5182系: 4銘柄
米国	K~R 8銘柄	缶底	0.310~0.354	胴	3004系
		缶壁	0.125~0.134	蓋	5082系: 4銘柄 5182系: 4銘柄
		缶蓋	0.265~0.335	タブ	5082系: 3銘柄 5182系: 5銘柄
デンマーク	S~V 4銘柄	缶底	0.344~0.354	胴	3004系
		缶壁	0.126~0.136	蓋	5182系
		缶蓋	0.286~0.330	タブ	5182系
オーストリア	W 1銘柄	缶底	0.370	胴	3004系
		缶壁	0.130	蓋	5082系
		缶蓋	0.350	タブ	5082系
イギリス	X 1銘柄	缶底	0.350	胴	3004系
		缶壁	0.125	蓋	5182系
		缶蓋	0.335	タブ	5182系
フィリピン	Y 1銘柄	缶底	0.410	胴	3004系
		缶壁	0.135	蓋	5082系
		缶蓋	0.354	タブ	5082系

とするため、国内5社10銘柄、国外11社15銘柄、計25銘柄の市販オールアルミニウム缶の調査を行った。入手した缶の概要を表1に、詳細を付録に示す。

(1) 使用材料 缶胴材はいずれも3004合金系であるが、国内ビール缶の場合にはSi, Cu, MnおよびMgが国外のものに比して多い。缶蓋材は、国外では5182合金が5082合金よりも多く使用されているのに対し、国内では国外と逆の傾向が見られる。タブ材についても缶蓋材と同じ傾向である。

(2) 各部の厚さ 缶底部の厚さは主として国内ビール缶が0.38~0.41mm、国外のものは0.33~0.36mmであり、後者は前者より薄肉化の傾向が強い。缶壁部の厚さもそれぞれ0.13~0.15mm、および0.12~0.14mmであり、国外ビ

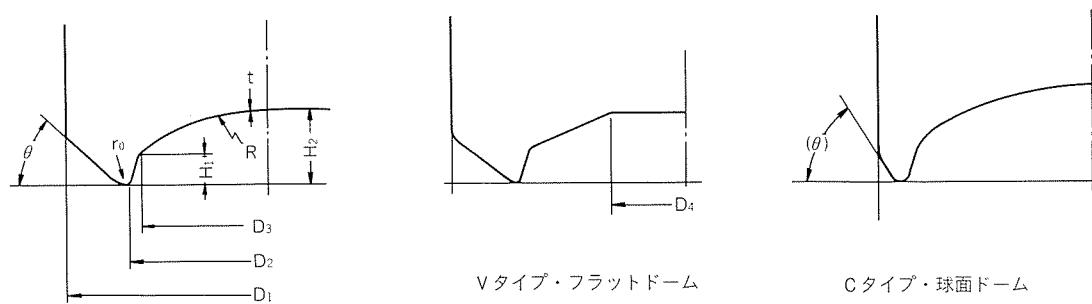


図4 缶底部の各部記号

表2 缶寸法と形状

生産国	銘柄区分	缶高さ H (mm)	缶底厚さ t (mm)	外径 D ₁ (mm)	ボトム径 D ₂ (mm)	ドーム径 D ₃ (mm)	フラット部径 D ₄ (mm)	ボトム高さ H ₁ (mm)	ドーム高さ H ₂ (mm)	ドーム曲率 半径 R (mm)	ボトム曲率 半径 r ₀ (mm)	ボトム角度 θ (度)	ボトム形状	ドーム形状
日本	A	121.9	0.400	66.0	53.0	47.0	—	4.8	9.5	60.1	1.0	41	V	球面
	B	121.8	0.410	66.0	53.0	47.0	—	5.0	9.5	61.8	1.1	45	"	"
	C	122.4	0.415	66.0	52.8	46.6	—	4.5	9.0	55.2	1.3	45	"	"
	D	122.4	0.395	66.0	52.4	46.4	—	4.5	10.0	47.1	1.8	50	"	"
	E	122.1	0.400	65.9	52.4	47.2	—	4.5	9.5	63.0	1.0	45	"	"
	F	122.2	0.390	65.9	52.8	47.0	—	5.0	10.0	58.2	1.0	45	"	"
	G	122.4	0.405	66.0	52.8	47.8	25.0	2.8	8.0	—	1.1	49	"	フラット
	H	93.0	0.349	66.0	52.6	48.6	26.0	3.0	8.5	—	1.3	50	"	"
	I	93.2	0.395	65.8	52.2	48.8	26.2	3.0	8.5	—	1.0	48	"	"
	J	93.0	0.345	66.0	52.6	48.4	26.2	3.0	9.2	—	1.0	50	"	"
米国	K	122.7	0.335	66.0	54.8	49.5	—	4.0	10.0	60.6	1.3	48	"	球面
	L	122.2	0.354	65.7	54.6	49.5	—	3.5	7.8	62.9	1.0	45	"	"
	M	122.7	0.340	66.0	55.0	50.0	—	4.5	9.5	62.7	1.0	49	"	"
	N	133.8	0.335	62.4	55.0	50.4	—	2.8	9.5	58.0	1.0	48	"	"
	O	133.8	0.340	62.7	54.8	50.2	—	2.8	10.0	56.2	1.0	50	"	"
	P	133.8	0.335	63.0	54.8	50.4	—	2.8	9.2	59.6	1.0	48	"	"
	Q	132.0	0.310	63.0	54.6	55.0	—	3.0	9.5	57.1	1.0	(68)	C	"
	R	132.0	0.312	63.0	58.6	55.0	—	3.0	9.5	55.6	1.0	(67)	"	"
デンマーク	S	115.6	0.345	66.0	55.0	49.8	—	3.8	9.5	61.0	1.0	52	V	"
	T	158.2	0.354	65.8	58.8	54.5	—	3.3	10.0	55.4	1.0	50	"	"
	U	153.6	0.344	65.8	58.8	54.4	—	3.3	10.0	60.0	1.0	50	"	"
	V	115.6	0.353	65.7	55.0	50.4	—	4.5	10.0	57.2	1.0	48	"	"
オーストラリア	W	129.2	0.370	65.8	55.2	50.0	—	3.8	9.5	58.0	1.3	48	"	"
イギリス	X	115.7	0.350	66.0	55.0	50.6	—	3.8	9.5	58.5	1.3	48	"	"
フィリピン	Y	123.0	0.410	65.9	52.4	46.0	—	4.0	9.5	53.6	1.3	50	"	"

ール缶の方が薄い傾向が認められた。缶底部の厚さは国内ビール缶が 0.33~0.37 mm の範囲にあるが、国外のものは 0.26~0.35 mm の範囲に広く分散している。

(3) 缶底形状 国内・外ビール缶とも V タイプ・球面ドームが主流を占めている。図 4 に示すように缶底形状を区分すると、V タイプ・球面ドーム缶 19 銘柄、V タイプ・フラットドーム缶 4 銘柄および C タイプ・球面ドーム缶 2 銘柄となる。詳細は表 2 に示した。

3.2 缶底耐圧強度

3.2.1 実験方法

缶底耐圧強度の測定は、供試ビール缶の缶底部と図 5 に示す手動液圧バルジ試験機（最大負荷圧力 150 kg/cm²）を用い、取付け部の詳細を図 6 に示す。缶底耐圧強度はビール缶の内側に油圧をかけてビール缶の底部が音を伴って座屈する瞬間の圧力を圧力計で読み取り、5 缶づつ実施してその平均値を用いた。

負荷途中の各位置における応力の測定はクロス型ひずみゲージ（共和電業製 KFC-2-D16-23）を貼り、加圧と除圧に伴う缶底部のひずみを測定し、使用内圧時および座屈に

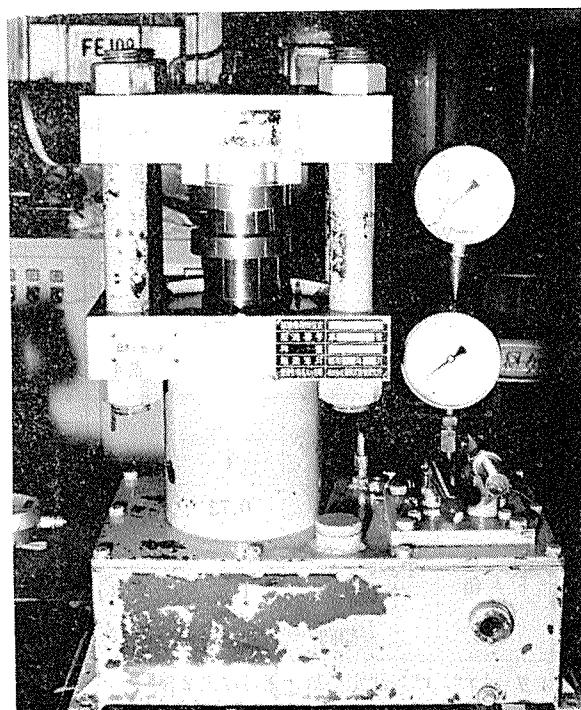


図 5 手動液圧バルジ試験機

至る迄の応力状態を検討した。供試缶はVタイプ(銘柄A)およびCタイプ(銘柄Q)各球面ドーム缶とした。

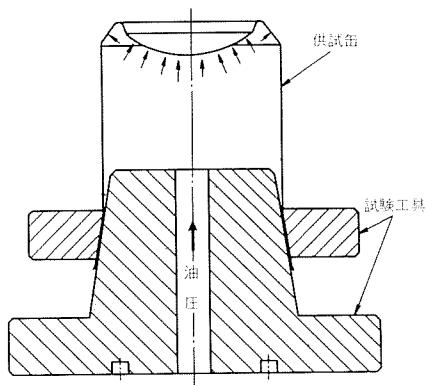


図6 供試缶の取り付け状況

表3 供試ビール缶の缶底耐圧強度と軸荷重強度

生産国	銘柄区分	缶底耐圧強度 (kg/cm²)	軸荷重強度 (kg)
日本	A	8.7	210
	B	8.7	218
	C	9.0	240
	D	9.3	221
	E	8.8	241
	F	8.6	248
	G	7.7	245
	H	6.6	228
	I	6.6	243
	J	6.8	231
米国	K	7.5	124
	L	6.9	158
	M	7.6	164
	N	7.2	179
	O	7.1	143
	P	6.8	171
	Q	4.3	169
	R	4.3	141
デンマーク	S	7.4	150
	T	6.0	175
	U	6.3	150
	V	7.4	153
オーストラリア	W	7.7	170
イギリス	X	7.1	163
フィリピン	Y	9.0	198

3.2.2 缶底耐圧強度測定結果

缶底耐圧強度を表3に示す。現在の主流であるVタイプ・球面ドーム缶19種類について、缶底耐圧強度Pe(kg/cm²)と缶底厚さt, ドーム径D₂その他各因子との関係を回帰分析した結果を表4に掲げた。

表4より、PeにはD₂, D₃およびtが大きく影響を及ぼすことがわかる(記号は図4参照)。図7はtを0.335~0.354mm, 0.395~0.415mmと大別して、PeとD₂の関係を示したものであり、これからPe·D₂²⁻¹¹とtの関係を求め

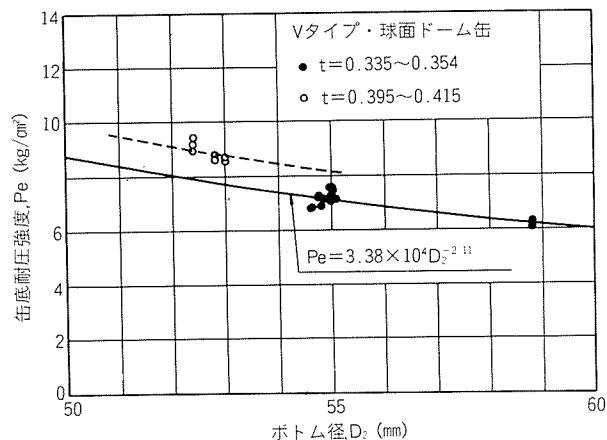


図7 缶底耐圧強度Peとボトム径D₂の関係

(実線はt=0.335~0.354に対して示す。 $r^2=0.73$)

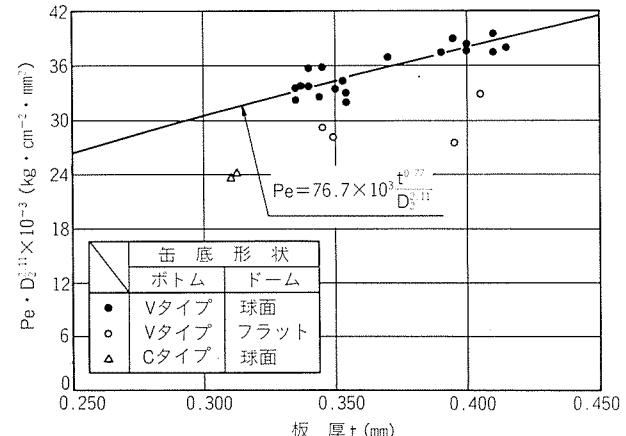


図8 Pe · D₂²⁻¹¹と板厚tの関係

(実線はVタイプ・球面ドームに対して示す。 $r^2=0.80$)

表4 缶底耐圧強度Peと各因子の関係

対象	(y)	係数	因 子 子 (x)									
			t	D₁	D₂	D₃	H₁	H₂	R	r₀	θ	
球面ドーム・ Vボトム缶	Pe	r²	0.72	0.11	0.85	0.91	0.50	0	0.08	0.19	0.16	
		a	30	4.8×10^{-4}	9.6×10^6	1.3×10^5	4.1	7.3	62	7.4	2.4×10^2	
		b	1.4	2.3	-3.5	-2.5	0.5	0	-0.5	0.3	0.9	
		(傾向) ⁽²⁾	→	→	→	→	→	→	なし	なし	なし	

注(1) $y=ax^b$, r^2 : 決定係数。記号は表2参照

(2) →→: 因子の増加でPeの増加。→→→: 因子の増加でPeの減少。実線は $|r^2 \cdot b| \geq 0.7$, 点線は $0.7 > |r^2 \cdot b| \geq 0.25$, $|r^2 \cdot b| < 0.25$ では傾向なしとした。

たところ、Vタイプ・球面ドーム缶に対して次の式が得られた(図8参照)。

$$Pe = 76.7 \times 10^3 \frac{t^{0.77}}{D_2^{2.11}} \quad \dots\dots\dots(1)$$

ただし、 $r^2 = 0.80$

なお、図8にはフラットドームおよびボトムCボトム缶の測定値をプロットしたが、(1)式の値より低く、缶底形状差異によるものであろう。

3.2.3 薄肉球殻としての検討

前述したように、ビール缶の缶底部は大半が球面ドームであり、薄肉球殻とみなされる。薄肉球殻の耐圧強度⁷⁾については、従来よりKármánや林などの理論式、徳川の実験式があるが、ここでは林の理論式および徳川の実験式をとりあげ、実測値との比較を試みた。

(1) 林の理論式との比較

林の理論式は次の仮定のもとに得られている。座屈前は一様圧縮状態にあり、両端を固定された球殻の一部のみが急に座屈し、分岐座屈する。この場合、座屈を起こす圧力(耐圧強度) Pe' は次式で表わされる。

$$\frac{Pe' R^2}{2Et^2} = \frac{7 - \nu}{60(23 - 9\nu)} \alpha + \frac{4}{3(1 - \nu^2)\alpha} \dots\dots\dots(2)$$

ただし、R: 曲率

t: 缶底板厚

E: 縦弾性係数 (7000kg/mm²)

ν : ポアソン比 (1/3)

β : ドーム半角

$$\alpha = \frac{R\beta^2}{t}$$

とする。

図9は供試ビール缶の寸法諸元を用いて(2)式から Pe' を計算し、実測値 Pe と比較したものである。図によると、(2)式による理論値の方が実測値よりも大きい。この原因は

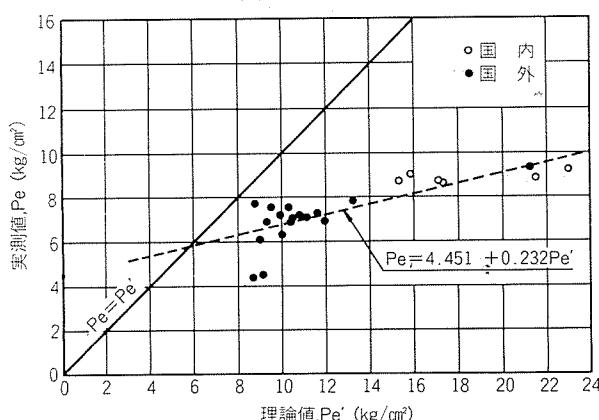


図9 Pe と Pe' の関係 ($r^2=0.61$)。

(2)式の場合、球殻の支持条件が固定端であるのに対し、ビール缶の球面ドーム部の支持条件は自由端に近い状態になっているためと考えられる。なお、図中の実線は $Pe = Pe'$ を示し、破線は Pe と Pe' の関係の回帰曲線を参考までに示した。

(2) 徳川の実験式との比較

徳川の実験式は(3)式のようである。

$$Pe'' = 16.7 \cdot E \left(\frac{t}{2R} \right)^{2.5} \dots\dots\dots(3)$$

ただし、R: 曲率

t: 缶底板厚

E: 縦弾性係数 (7000kg/mm²)

(3)式を使用して得られた耐圧強度 Pe'' と実測値 Pe を比較したのが図10であり、かなり一致している。

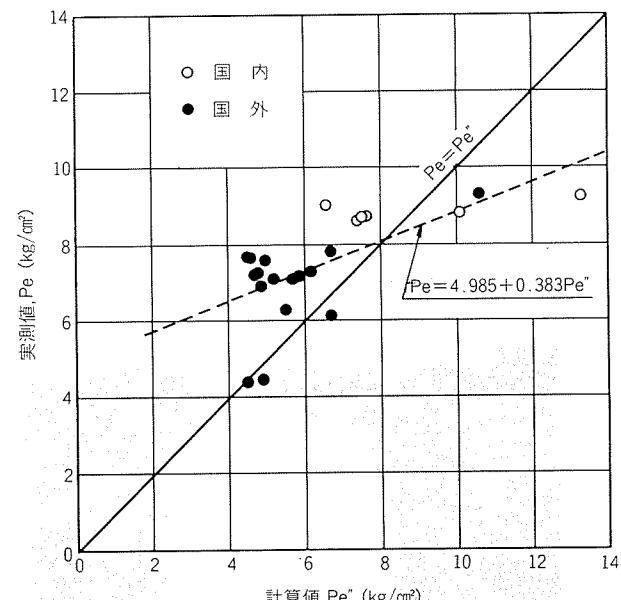


図10 Pe と Pe'' の関係 ($r^2=0.43$)。

3.2.4 負荷による缶底部の応力

図11には銘柄A缶とQ缶について負荷圧力(内圧)と応力の関係を示す。

両者の缶底形状の違いは最大圧縮応力の発生位置とその大きさに現われている。すなわち、銘柄A缶(Vタイプ・球面ドーム缶)の場合はボトム部で、その大きさは-20kg/mm²であるのに対し、Q缶(Cタイプ・球面ドーム缶)ではドーム部端部で-10kg/mm²程度と、前者の1/2に過ぎない。後者の耐圧強度は前者に比べてかなり低く、座屈形態が異なっている。図12にAおよびQ缶の座屈状況を示す。

なお、参考までに測定した銘柄別充てん圧力を表5に示す。

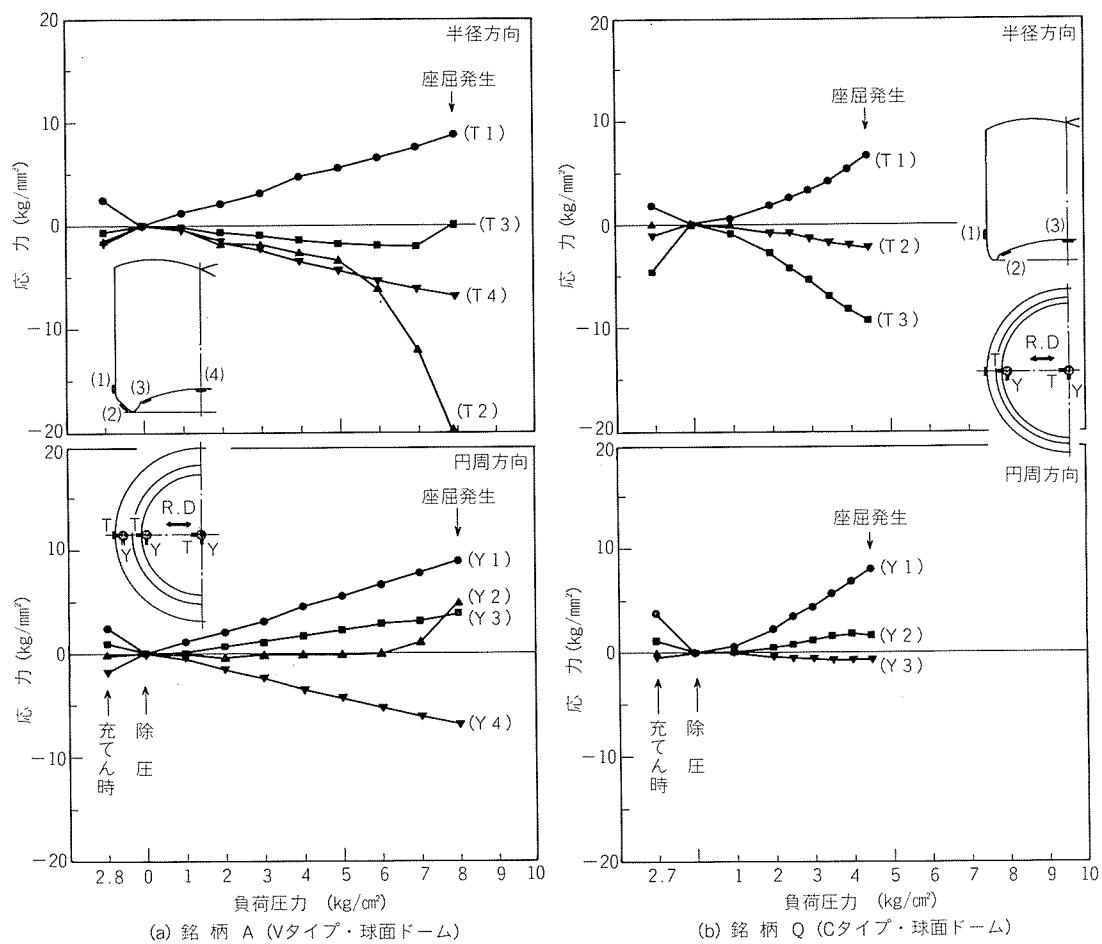


図11 負荷による缶底部の応力

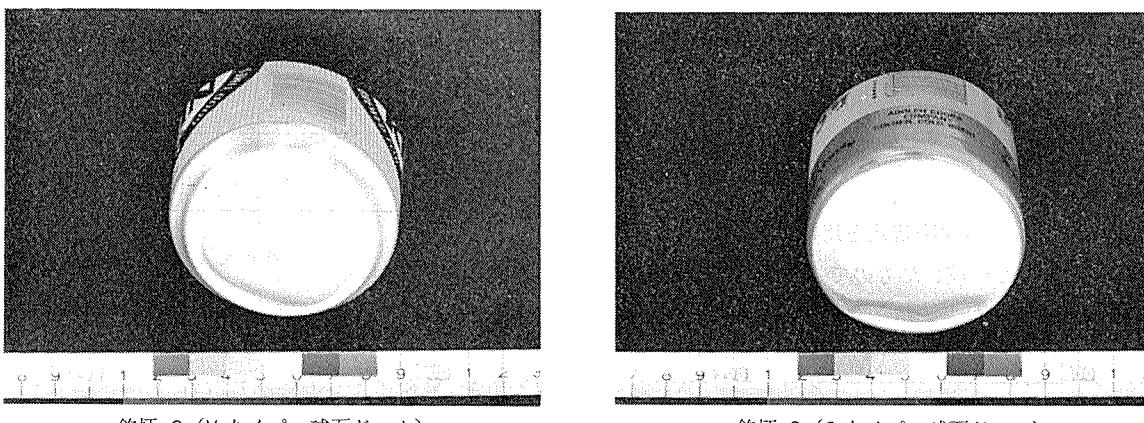


図12 座屈後の缶底外観

表5 銘柄別充てん圧力(測定値)

生産国	銘柄	充てん圧力 (kg/cm²)	缶底耐圧強度 (kg/cm²)	安全率
日本	A	2.8	8.7	3.1
	C	2.9	9.0	3.1
米国	K	2.9	7.5	2.6
	Q	2.7	4.3	1.6
デンマーク	T	2.5	6.0	2.4
イギリス	X	2.7	7.1	2.6
フィリピン	Y	2.7	9.3	3.4

3.3 軸荷重強度

圧縮試験によりビール缶が座屈する最高荷重を軸荷重強度とし、25銘柄について3缶づつ測定した。軸荷重強度は前掲の表3に示し、また図13に壁厚との関係で図示した。

国内ビール缶は規定の150kgをはるかに超える200kg以上の軸荷重強度をもつたに対し、国外ビール缶は一般に低く200kg以下であった。中でも、ダブルネック缶(K缶)は124kgと最も低い。

座屈位置は国内ビール缶が主に缶底部から壁部へ移行す

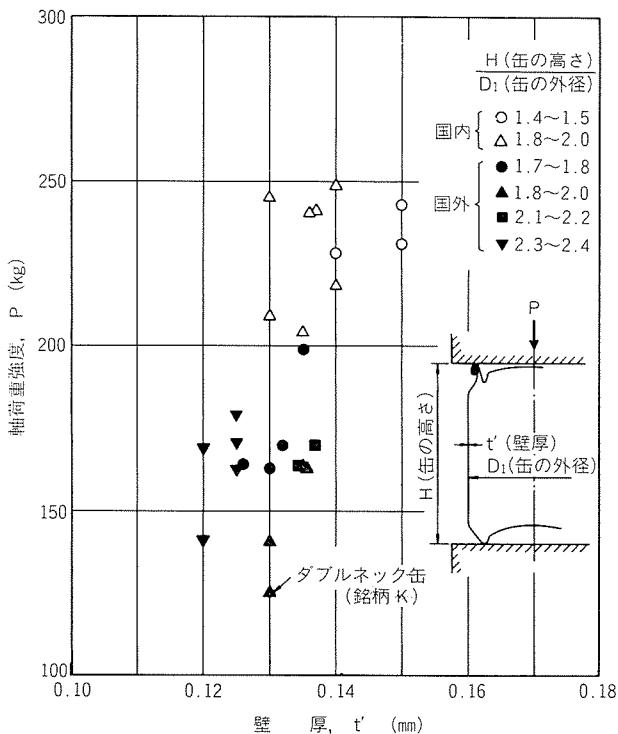


図13 軸荷重強度と壁厚の関係

る部分、国外ビール缶は胴部が殆どを占めていたが、一部のものはネック部に発生した。これらは胴部壁厚と関係があり後者が前者より薄肉化されているためであろう。

4. 缶底形状と薄肉化

前章で国内・外ビール缶の缶底耐圧強度と缶底厚さおよびボトム径 D_2 の関係を明らかにしたが、素材の強度との関係は明らかにできなかった。そこで、304S(3004合金相当)およびX344合金(3104合金相当、高強度DI缶用材料)を用い、素材板厚と缶底耐圧強度の関係を202缶の場合について検討した。

供試材の板厚は0.32~0.415mmの範囲に変え、代表的引張性質とD1成形後印刷焼付処理に相当する熱処理(205°C × 10min空冷)を施した場合の値を表6に示した。

表6 供試材の引張性質⁽¹⁾

材質	引張性質(素材)			205°C × 10min熱処理後 ⁽²⁾		
	耐力 (kg/mm²)	引張強さ (kg/mm²)	伸び (%)	耐力 (kg/mm²)	引張強さ (kg/mm²)	伸び (%)
304S-H19	29.32	30.80	3	27.39	30.73	6
X344-H19	34.73	35.34	3	34.83	37.03	6

注(1) 機械的性質はJIS 5号試片(圧延方向に平行)で測定。

(2) 热処理は高速熱風炉で実施。

缶の成形はスタンダム社製ボディメーカー(B-2CAF)を用いて202缶($\phi 52.5\text{mm} \times 134\text{mmH}$)サイズで行い、缶耐圧強度は上記熱処理後測定した。

図14にCおよびVタイプの缶底形状をもつ場合の耐圧強度と板厚との関係を示す。前章における国内・外ビール缶は211缶($\phi 66.0\text{mm}$)サイズであるため、便宜上、(4)式により平均耐圧強度を算出して比較に用いた。この場合、 P_{eT} は202缶、 P_e は211缶の耐圧強度であり、後者を国内ビール缶の平均耐圧強度 8.7 kg/cm^2 とすると(4)式から前者は 11.0 kg/cm^2 となる。

$$P_{eT} = P_e \times \frac{211\text{缶の外径}}{202\text{缶の外径}} \quad \dots\dots(4)$$

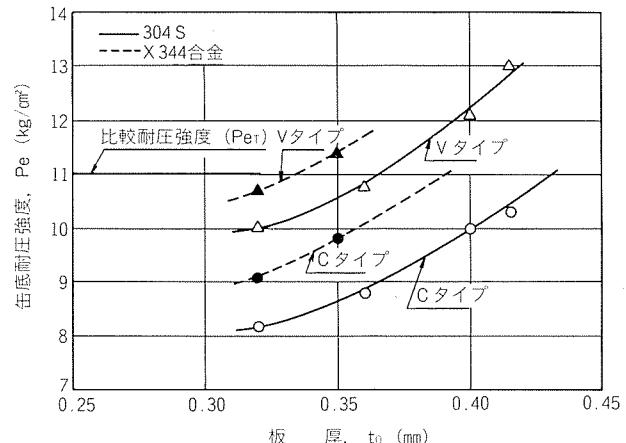
図14 板厚と缶底耐圧強度の関係
(202缶, 205°C × 10min 热処理後)

図14から各缶底形状で耐圧強度 11 kg/cm^2 を満足する板厚を求め、202缶の標準であるCタイプで304Sという組合せを基準とし、薄肉化を検討すると図15が得られる。すなわち、X344合金を使用することにより304Sの場合より7または9%の薄肉化が、また缶底形状をVタイプにすれば22%の薄肉化が計れる。

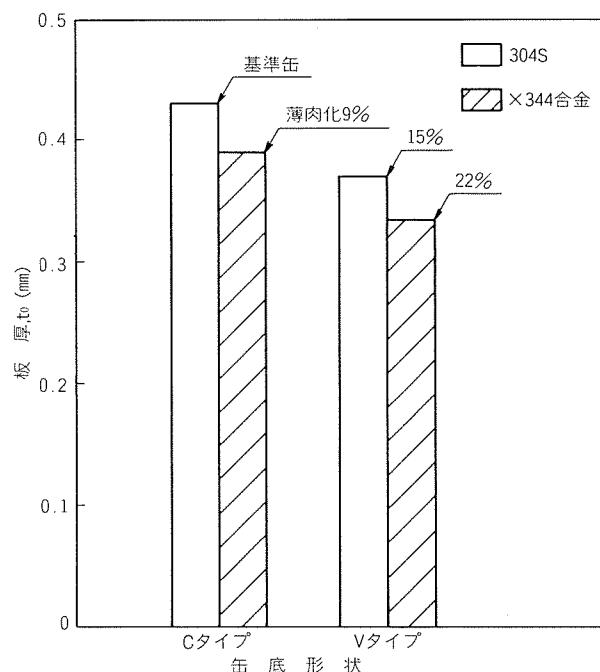


図15 薄肉化の推定

本実験は清涼飲料缶である202缶の例のみを示したが、ビール缶(211缶)の場合も全く類似の傾向が得られている。304Sより高強度材であるX344合金のビール缶への適用が望ましい。

5. まとめ

市販されている国内・外オールアルミニウム・ビール缶25種類について、化学成分、形状寸法、缶底耐圧強度、軸荷重強度等を調査し、次の結果を得た。

- (1) 使用材料は缶胴材が3004合金系、缶蓋材は国外ビール缶では、5182合金が5082合金より多く使用されている。
- (2) 缶底部厚さから推定すると、国外ビール缶の方が薄肉化されている。
- (3) 缶底形状はVタイプ、ネック形状はシングルネックが殆どを占めていた。ダブルネック缶は国外ビール缶に一例のみ見うけられた。

(4) 缶底耐圧強度および軸荷重強度は国外ビール缶の方が一般に低く、これは薄肉化のためと推定される。

さらに、202缶について素材板厚と缶底耐圧強度の関係を求め、薄肉化との可能性を明らかにした。本資料がオールアルミニウム・ビール缶の発展にお役に立てば幸いである。

文 献

- 1) ALCOA社 カタログ : *Aluminium Can Sheet Presentation (1981)*.
- 2) 平田、斎藤、福田 : 特許申請中.
- 3) Reynold社 : 日本特許 特公 昭57-55851.
- 4) Metal Box社 : 日本特許 特公 昭59-500125.
- 5) Modern Metals : Jan. (1984), 54.
- 6) 斎藤、福田 : 特許申請中.
- 7) 林 純(編) : 軽構造の理論とその応用、日本化學技術連盟, 315.

付録. 供試ビール缶の引張性質と化学成分

生産国	銘柄区分	位置	厚さ (mm)	引張性質 ⁽¹⁾			化学成分 (wt%)								
				耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	区分	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
日本	A	缶底 缶壁 缶蓋	0.400 0.135 0.355	29.21	32.05	6	ボディ材 エンド材 タブ材	0.25 0.10 0.10	0.44 0.18 0.20	0.17 0.02 0.03	1.04 0.10 0.12	1.06 4.43 4.92	0.02 0.06 0.09	0.04 0.01 0.02	0.020 0.01 0.03
	B	缶底 缶壁 缶蓋	0.410 0.140 0.355	27.72	30.12	6	ボディ材 エンド材 タブ材	0.22 0.09 0.10	0.43 0.17 0.20	0.15 0.02 0.08	1.02 0.09 0.12	1.15 4.02 4.92	0.01 0.05 0.09	0.04 0.02 0.02	0.027 0.01 0.03
	C	缶底 缶壁 缶蓋	0.415 0.136 0.240	29.82	33.01	5	ボディ材 エンド材 タブ材	0.18 0.09 0.09	0.40 0.19 0.18	0.29 0.06 0.03	1.00 0.11 0.26	1.33 4.39 4.73	0.01 0.09 0.05	0.07 0.02 0.01	0.020 0.03 0.01
	D	缶底 缶壁 缶蓋	0.395 0.130 0.353	31.83	34.28	5	ボディ材 エンド材 タブ材	0.15 0.09 0.10	0.26 0.17 0.18	0.15 0.02 0.06	0.94 0.11 0.12	1.28 4.63 4.92	0.01 0.07 0.10	0.04 0.02 0.03	0.038 0.01 0.03
	E	缶底 缶壁 缶蓋	0.400 0.130 0.343	33.27	36.01	5	ボディ材 エンド材 タブ材	0.20 0.00 0.00	0.39 0.19 0.18	0.26 0.06 0.01	0.97 0.11 0.40	1.45 4.39 4.61	0.01 0.02 0.11	0.05 0.06 0.01	0.025 0.03 0.01
	F	缶底 缶壁 缶蓋	0.390 0.137 0.345	31.46	33.96	5	ボディ材 エンド材 タブ材	0.30 0.10 0.09	0.36 0.19 0.18	0.25 0.02 0.03	0.97 0.10 0.26	1.42 4.49 4.73	0.01 0.10 0.05	0.06 0.01 0.01	0.027 0.03 0.01
	G	缶底 缶壁 缶蓋	0.405 0.140 0.367	27.60	29.98	4	ボディ材 エンド材 タブ材	0.19 0.18 0.09	0.40 0.19 0.18	0.17 0.02 0.03	0.96 0.24 0.26	1.20 4.51 4.72	0.02 0.04 0.05	0.06 0.02 0.01	0.024 0.02 0.01
	H	缶底 缶壁 缶蓋	0.349 0.138 0.340	28.12	30.27	2	ボディ材 エンド材 タブ材	0.06 0.16 0.09	0.38 0.17 0.18	0.15 0.02 0.03	0.99 0.24 0.26	1.09 4.38 4.73	0.01 0.03 0.05	0.03 0.01 0.01	0.023 0.01 0.01
	I	缶底 缶壁 缶蓋	0.395 0.150 0.367	31.67	33.92	3	ボディ材 エンド材 タブ材	0.00 0.39 0.00	0.40 0.18 0.18	0.25 0.02 0.06	0.99 0.24 0.12	1.40 4.06 4.92	0.01 0.04 0.10	0.04 0.02 0.03	0.022 0.01 0.03
	J	缶底 缶壁 缶蓋	0.345 0.150 0.332	27.84	30.50	4	ボディ材 エンド材 タブ材	0.18 0.18 0.00	0.39 0.17 0.18	0.15 0.03 0.02	0.93 0.22 0.41	1.21 4.60 4.23	0.01 0.01 0.11	0.03 0.02 0.02	0.011 0.02 0.02
	K	缶底 缶壁 缶蓋	0.335 0.130 0.330	26.55	28.78	4	ボディ材 エンド材 タブ材	0.18 0.10 0.18	0.36 0.17 0.08	0.11 0.05 0.04	0.00 1.24 0.02	1.04 4.52 4.86	0.01 0.02 0.00	0.05 0.02 0.02	0.036 0.02 0.02
米国	L	缶底 缶壁 缶蓋	0.354 0.130 0.325	29.54	22.04	5	ボディ材 エンド材 タブ材	0.16 0.11 0.11	0.38 0.21 0.10	0.17 0.02 0.04	0.95 0.26 0.02	1.14 4.51 4.82	0.01 0.02 0.01	0.07 0.01 0.00	0.019 0.00 0.02
	M	缶底 缶壁 缶蓋	0.340 0.134 0.335	28.50	31.30	4	ボディ材 エンド材 タブ材	0.18 0.11 0.10	0.38 0.19 0.17	0.12 0.03 0.03	0.01 1.31 0.22	1.08 4.68 3.77	0.01 0.01 0.00	0.06 0.01 0.00	0.020 0.02 0.01
	N	缶底 缶壁 缶蓋	0.336 0.126 0.326	29.77	31.96	3	ボディ材 エンド材 タブ材	0.18 0.08 0.07	0.39 0.21 0.16	0.12 0.02 0.01	0.98 0.27 0.02	1.04 4.58 4.42	0.01 0.02 0.00	0.04 0.02 0.00	0.020 0.02 0.01
	O	缶底 缶壁 缶蓋	0.340 0.125 0.322	29.86	31.47	4	ボディ材 エンド材 タブ材	0.18 0.14 0.07	0.37 0.23 0.16	0.11 0.04 0.01	0.98 0.28 0.02	1.06 4.59 4.42	0.01 0.02 0.00	0.06 0.04 0.00	0.029 0.01 0.01
	P	缶底 缶壁 缶蓋	0.335 0.125 0.320	30.72	32.78	4	ボディ材 エンド材 タブ材	0.21 0.10 0.07	0.40 0.23 0.19	0.13 0.03 0.01	0.93 0.29 0.02	1.16 4.46 4.47	0.01 0.02 0.00	0.06 0.02 0.01	0.024 0.01 0.01
	Q	缶底 缶壁 缶蓋	0.310 0.126 0.266	28.01	30.20	4	ボディ材 エンド材 タブ材	0.16 0.14 0.09	0.36 0.17 0.16	0.11 0.01 0.05	0.95 0.07 0.35	1.08 4.43 3.91	0.01 0.10 0.03	0.04 0.00 0.02	0.029 0.01 0.01
	R	缶底 缶壁 缶蓋	0.312 0.126 0.268	24.02	26.11	4	ボディ材 エンド材 タブ材	0.15 0.11 0.09	0.33 0.21 0.16	0.19 0.01 0.05	0.87 0.08 0.35	0.87 4.57 3.91	0.00 0.00 0.03	0.03 0.00 0.02	0.022 0.01 0.01
	S	缶底 缶壁 缶蓋	0.345 0.126 0.330	31.24	33.74	4	ボディ材 エンド材 タブ材	0.21 0.09 0.10	0.46 0.23 0.25	0.14 0.02 0.03	0.97 0.34 0.31	0.95 4.54 3.96	0.01 0.01 0.00	0.03 0.01 0.01	0.035 0.01 0.01
	T	缶底 缶壁 缶蓋	0.354 0.136 0.288	26.17	28.53	4	ボディ材 エンド材 タブ材	0.21 0.11 0.07	0.37 0.24 0.23	0.11 0.03 0.01	0.92 0.27 0.24	0.86 3.69 3.79	0.00 0.00 0.00	0.02 0.01 0.01	0.029 0.01 0.01
	U	缶底 缶壁 缶蓋	0.344 0.135 0.286	31.40	30.04	4	ボディ材 エンド材 タブ材	0.17 0.09 0.07	0.36 0.25 0.23	0.15 0.02 0.02	0.96 0.24 0.24	0.97 3.44 3.73	0.01 0.00 0.00	0.06 0.01 0.01	0.033 0.01 0.01
	V	缶底 缶壁 缶蓋	0.353 0.130 0.288	29.35	32.22	4	ボディ材 エンド材 タブ材	0.18 0.07 0.07	0.41 0.25 0.23	0.13 0.02 0.01	0.92 0.23 0.24	1.03 3.73 3.79	0.01 0.00 0.00	0.03 0.01 0.01	0.054 0.01 0.01
オーストリア	W	缶底 缶壁 缶蓋	0.370 0.130 0.350	29.73	32.23	5	ボディ材 エンド材 タブ材	0.29 0.10 0.12	0.35 0.18 0.10	0.18 0.06 0.06	0.96 0.06 0.10	1.04 4.30 4.63	0.03 0.06 0.05	0.03 0.00 0.00	0.015 0.01 0.01
イギリス	X	缶底 缶壁 缶蓋	0.350 0.125 0.335	28.14	30.53	4	ボディ材 エンド材 タブ材	0.17 0.12 0.09	0.37 0.21 0.22	0.12 0.03 0.03	0.00 1.32 0.27	1.02 4.39 4.03	0.01 0.00 0.00	0.05 0.01 0.01	0.025 0.02 0.01
フィリピン	Y	缶底 缶壁 缶蓋	0.410 0.135 0.354	30.12	32.62	4	ボディ材 エンド材 タブ材	0.14 0.08 0.08	0.28 0.16 0.14	0.15 0.01 0.01	0.02 1.12 0.01	1.09 4.41 4.97	0.01 0.07 0.11	0.01 0.00 0.00	0.042 0.01 0.01

注 (1) 缶胴部より引張試験片を採取し、引張試験を実施。

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-282)

技術資料

急速凝固粉末アルミニウム合金の最近の動向

犬丸 晋* 山内重徳*
渋江和久* 佐野秀男*

Recent Trends of Rapidly Solidified
Aluminum P/M Alloys

by Susumu Inumaru, Shigenori Yamauchi,
Kazuhisa Shibue and Hideo Sano

住友軽金属工業株式会社技術研究所

急速凝固粉末アルミニウム合金の最近の動向

犬丸 晋* 山内重徳*
渋江和久* 佐野秀男*

Recent Trends of Rapidly Solidified Aluminum P/M Alloys

by Susumu Inumaru, Shigenori Yamauchi,
Kazuhisa Shibue and Hideo Sano

1. はじめに

最近、急速凝固アルミニウム粉末を固化した合金の実用化研究が米国で行われている。たとえば、Alcoa 社の耐力腐食割れ性(耐 SCC 性と略す)に優れた Al-Zn-Cu-Mg-Co 合金、あるいは、473~573K での高温強度に優れた Al-8Fe-4Ce 合金が航空機に使用される水準に達している。アルミニウム合金の浴湯を 10^2 K/sec 以上の冷却速度で急速凝固させると、デンドライトアームスペーシング (DAS と略す) は細くなり、添加元素の固溶限が増加する。そのため、溶解铸造プロセス (I/M 法と略す) による合金の従来の組成範囲を大巾に越えた合金の製造が急速凝固粉末プロセス (P/M 法と略す) では可能となる。したがって、航空機、自動車をはじめとする輸送機器の軽量化による省エネルギー効果、また、VTR 等の家庭電気機器、通信機器

の小型軽量化等に要求されるアルミニウム合金の機械的性質の向上が可能となるので新用途が期待される。

我が国では、P/M アルミニウム合金の研究が緒についたばかりであり、今後、精力的な研究が望まれる。そこで、本解説では、P/M アルミニウム合金について、急速凝固の効果、製造プロセス、合金の開発状況ならびに今後の動向について述べる。

2. アルミニウム合金における急速凝固の効果

铸造材の冷却速度は製造プロセスにより著しく異なる。図 1 に各プロセスの冷却速度と DAS との関係を示した。砂型铸造では、冷却速度は約 10^{-1} K/sec、DC 鑄造法(Direct Chill Casting) で製造された圧延あるいは押出用鉄塊では、 $10^0 \sim 10^1$ K/sec である。

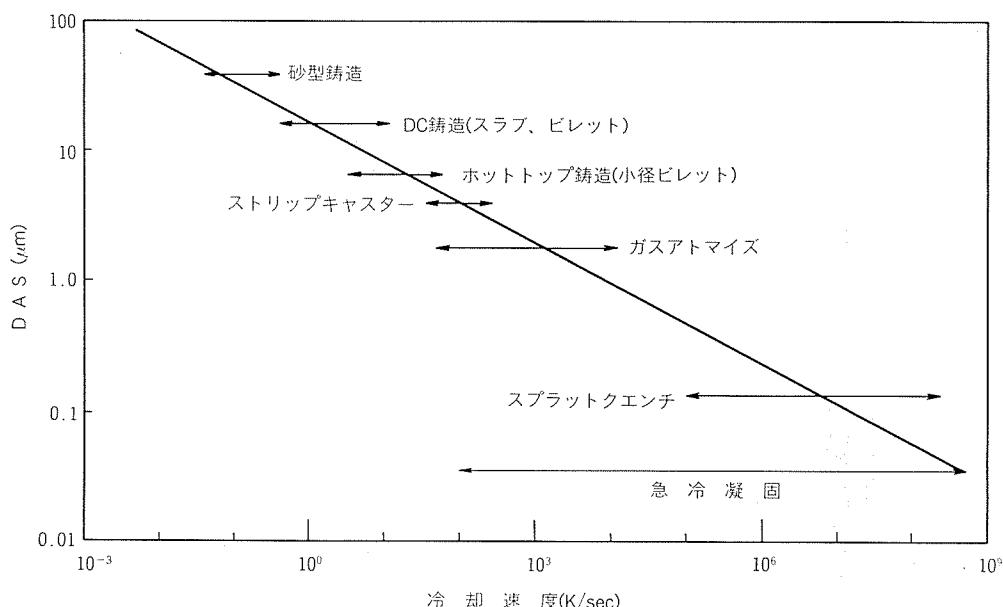


図 1 各種の凝固プロセスと冷却速度ならびに DAS の関係

* 技術研究所

急冷凝固によるガスマスクローラー法では $10^2 \sim 10^4$ K/sec, 単ロール, 双ロール等のスプラットクエンチ法では $10^5 \sim 10^8$ K/sec の冷却速度が得られる。このような急冷凝固では、以下のような効果が期待できる。

2.1 急冷凝固による金属組織の改善

(1) DAS の微細化

DAS と冷却速度 R との関係については、多くの実験がある。(1) 式は Matyja らの報告¹⁾から求めたものである²⁾。

$$\log R_c = -3.1 \log x + 5 \quad \dots\dots(1)$$

ここで x : DAS (μm) R_c : 冷却速度 (K/sec)

冷却速度の増加とともに DAS は微細となり、添加成分の偏析の少い均一な金属組織が得られる。また、DAS を細かくすることにより、凝固組織の均質化処理の時間も短縮できる³⁾。

(2) 添加成分の固溶限の拡大

平衡凝固と比較し、急冷凝固では、表 1 に示す⁴⁾ように添加成分の固溶限が大幅に拡大する。

表 1 急冷による添加成分のアルミニウムへの固溶限の増加⁴⁾

添加成分	平衡状態での最高固溶限 (Wt. %)	最高固溶範囲 (Wt. %)
Cr	0.8	10 ~ 12
Cu	5.7	33 ~ 34
Fe	0.04	8 ~ 12
Mg	17.4	34 ~ 37
Mn	1.8	11 ~ 17
Ni	0.04	2.6 ~ 15.4
Si	15.6	10 ~ 16

I/M 合金は平衡に比較的近い徐冷凝固であるが、急冷凝固では添加成分の固溶限は平衡状態と比較して大幅に拡大する。たとえば、Fe のアルミニウムへの固溶度は平衡凝固の 250 倍、Cu では 6 倍にも拡大する。しかし、固溶限は冷却速度の影響を著しくうけ⁵⁾ 3×10^4 K/sec 程度の冷却速度では、Fe の固溶限は約 3 倍程度である。一般に、急冷凝固では、添加成分を従来の I/M 法と比較して、多量に添加でき、さらに、添加成分の均一な金属組織が得られ、新しい合金の開発が可能となる。

(3) 金属間化合物の微細化

アルミニウム合金の性質を支配する冶金学的因素として第二分散相の形態とその分布状態が重要である。I/M 法では、この分散相を次の三種類に分類している⁴⁾。

- 1) 鋳造中に晶出する Si, Fe のような不純物を含む $0.1 \sim 10 \mu\text{m}$ の大きさの金属間化合物
- 2) 製品の結晶粒粗大化の防止に効果のある Cr, Mn あるいは Zr に富む $0.05 \sim 0.5 \mu\text{m}$ の大きさの金属間化合物
- 3) 溶体化・時効析出処理でマトリックスを強化するた

めの Cu, Mg あるいは Zn に富む析出化合物

一方、P/M 法では、凝固中に結晶核が生成・成長する十分な時間が与えられないこと、添加成分の固溶限が拡がることから生成される金属間化合物は微細になる。I/M 法で不純物として取扱われる Fe は P/M 法では有効な合金元素とみなすことができる。

以上のように、DAS、固溶限および金属間化合物は冷却速度の影響を受ける。また、鋳造材あるいはアトマイズ粉末の大きさも冷却速度と関係があり、大きいものほど冷却速度は遅く、小さい粉末ほど冷却速度は速い。図 2 に、DC 鋳塊の直径、アトマイズ粉末の粒径と DAS、金属間化合物の大きさおよびその間隔、押出品の結晶粒度との関係を示した。

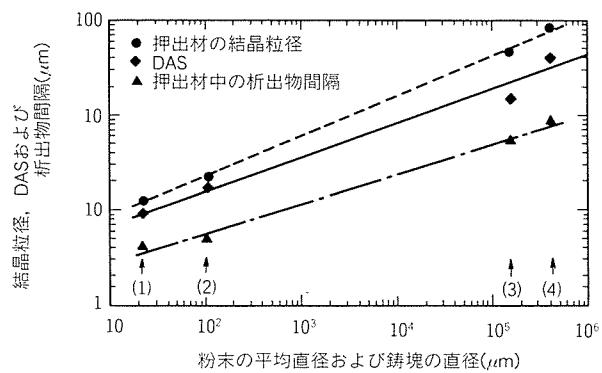


図 2 鋳塊直径ならびに粉末の粒径と DAS、結晶粒径、析出物間隔との関係⁴⁾

- (1) : 325 メッシュ以下が 85% の粉末
- (2) : 325 メッシュ以下が 24% の粉末
- (3) : φ150mm の鋳塊
- (4) : φ400mm の鋳塊

2.2 P/M 法による合金の機械的性質の改善

(1) 強度の向上

添加成分の固溶限が拡大することによる固溶体強化、微細な金属間化合物による分散強化、微細な結晶粒による強化等で、P/M 合金の強度の向上が期待される。また、熱的に安定な金属間化合物の晶出による耐熱強度の向上や、さらには複合強化も可能である。

(2) 弾性係数の増加

Cr, Si, Mn, Li, Ti などの元素をアルミニウム中に固溶させると弾性係数が増加する。なかでも、Li はアルミニウムへの固溶限が広く、Al₃Li 相が析出するので、高弾性係数のアルミニウム合金が得られる⁶⁾。

(3) 韧性の向上

I/M 法の場合、7075 合金の韌性を向上するため高純度の地金を使用し、Fe, Si 量を少なくした 7475 合金が、最近、航空機に使われている⁷⁾。このように粗大に晶出した Fe や Si の晶出物は脆く、低い応力の下でもき裂の起点となったり、その成長を助長したりする。

しかし、P/M法では2.1項で述べたように、FeやSiの晶出物はマトリックス中に1μm以下非常に小さな粒子として分散するので、き裂の起点とはなりにくい。

(4) 耐SCC性の向上

晶出物が1μm以下と非常に細かいこと、結晶粒が細かいことにより耐SCC性が向上する。

3. 粉末製造プロセス

高性能のP/Mアルミニウム合金を製造するためには粉末の製造プロセスが最も重要である。P/M用粉末には、次の三点が要求される。

1) 急冷凝固組織であること。

2) 粉末の表面が清浄であること。

酸化皮膜や水酸化アルミニウム皮膜が薄く、水分が付着していないこと。

3) 粉末の粒度が適切であること。

一般に、ガスマトマイズ法では、粉末の粒径が細かいほど、冷却速度が大きいが、取扱い時の粉じん爆発の観点からは、粒径が大きいほど安全である。図3にアルミニウム粉末の爆発に及ぼす粒径の影響⁸⁾を示した。また、密度の高い圧縮成形品を得るには、適切な粒度分布を持った粉末でなければならない。

以上の要求に応えるため、多くの粉末製造プロセスが開発されつつある。表2に、主なプロセスをあげたが、ここでは、最も代表的なガスマトマイズ法、遠心噴霧法及び回転カップ法等について述べる。

3.1 ガスマトマイズ法

ガスマトマイズ法は溶融金属の流れに、その周囲からガスジェットを衝突させて溶融金属を細かく噴霧し、また、

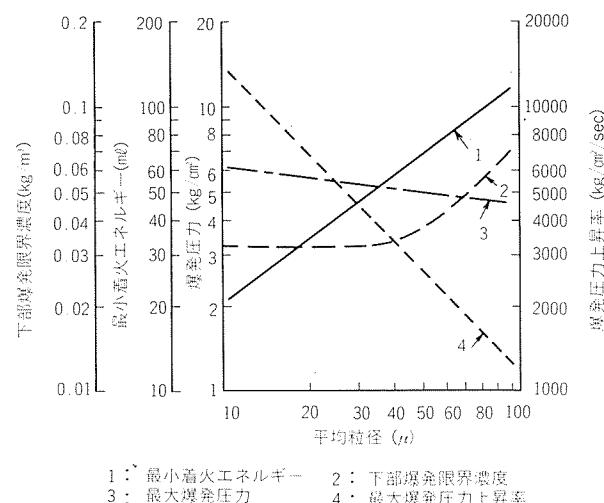


図3 爆発に及ぼすアルミニウムの粒径の影響⁸⁾

このガスの冷却作用により凝固させるものである。Seeらは⁹⁾、図4に示したガスマトマイズ過程での溶融金属の分裂モデルを提案している。すなわち図の第1ゾーンは溶融金属の一次分裂(リガメントの生成)、第2ゾーンはリガメントの分裂、第3ゾーンは粒子の凝固の段階を表わし、この三段階を経て、溶融金属は粉末となる。ここで、注目すべきことは、溶融金属がガスジェットの焦点bより上方で分裂していることである。これは、第1ゾーンではガスジェットにより真空状態になるためで、溶融金属が円錐状に広がり、この円錐の周辺部から溶融金属の分裂が生じている。

一方、Grantら¹⁰⁾はハルトマンのショックウェーブを応用し、USGA法(Ultrasonic gas atomization)を開発しており、この方法では、高速のガス衝撃波(Mach 2~3,

表2 急冷アルミニウム粉末製造プロセス

製造方法	粉末の平均粒径(μm)	冷却速度(K/sec)	特徴	備考
ガスマトマイズ 不活性ガス	エアーアトマイズ Subsonic	50~100	10 ² ~10 ³ 涙滴状・酸化皮膜	Alcoa
	Ultrasonic	50~120	10 ² ~10 ³ 球形	実験室規模
		40~80	10 ³ ~10 ⁵ 球形	MIT
遠心噴霧	70~80	10 ⁴ ~10 ⁵	球形・ヘリウムガス	Pratt & Whitney
回転電極	100~150	10~10 ²	炉の耐火材による汚染がない	Nuclear Metals
回転カップ	20~300	10 ³ ~10 ⁵	冷媒に水または有機物使用	Battelle
双ロール	フレーク状	10 ⁴ ~10 ⁷	超急冷粉・ロールにMo使用	MIT
単ロール	帯状またはフレーク状	10 ³ ~10 ⁷	超急冷	Battelle
アトマイズロール	フレーク状	10 ⁴ ~10 ⁷	超急冷粉・アトマイズにエアー使用	Alcoa

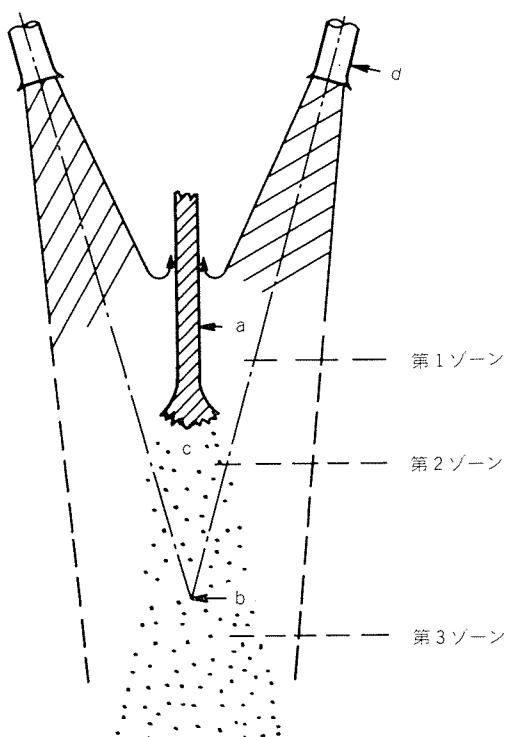


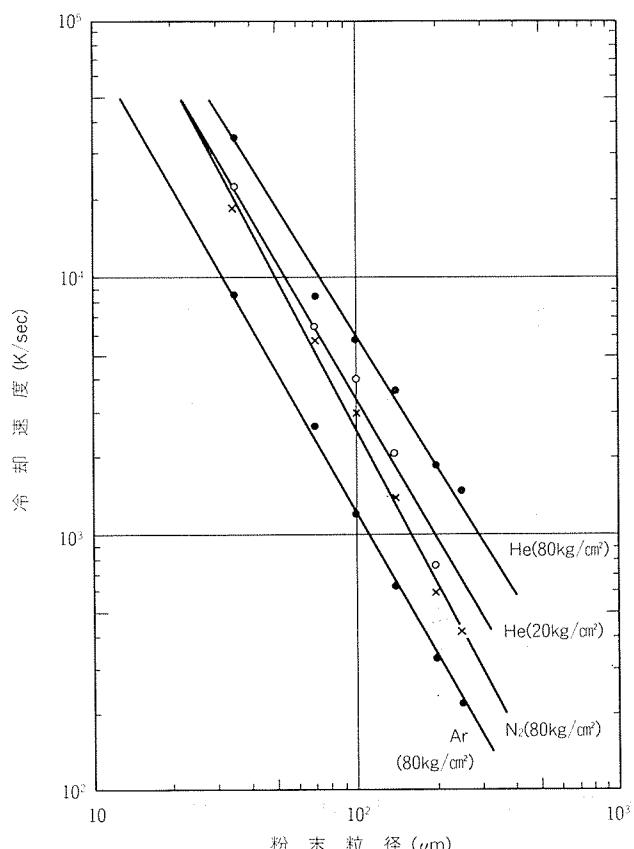
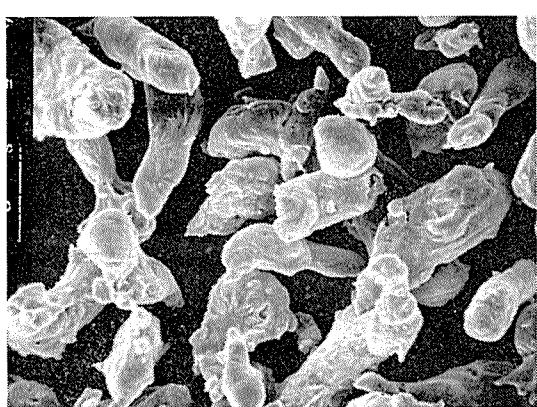
図4 ガスアトマイズによる溶融金属の分裂。

(a : 溶融金属, b : ガスジェットの焦点,)
c : 噴霧, d : ガスジェット)

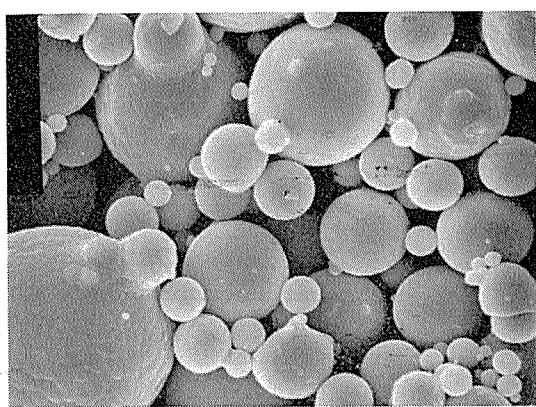
20,000~80,000 cps) によるため、アトマイズ過程が一段階となる。一般のガスアトマイズ法 (Subsonic gas atomization) と比較して、USGA 法は粒径が細かく、粒度分布の幅が狭く、冷却速度が大きい。また、粉末へのガスのトラップが少ない等の利点がある。

噴霧ガスとしては、空気あるいは不活性ガス (Ar, He) が用いられる。Alcoa 社では、エアーアトマイズ法で製造したアルミニウム合金粉末を用いて P/M 合金の研究開発を行っている。エアーアトマイズ法は量産性に優れ、低コストであるが、空気中の酸素とアルミニウム微粉とが急激に反応し爆発を起こす危険があるので、徹底した安全管理が必要である (図3 参照)。また、エアーアトマイズ法で

は凝固過程で空気中の酸素により、粉末の表面に酸化皮膜が生成する。その厚さは 50~100 Å である。また、粉末の形状は酸化皮膜のため不規則な涙滴状となる。一方、不活性ガスは高価であるが、爆発の危険がないことから、実験室規模のアトマイズによく使われる。不活性ガス中でも、アルミニウム液滴は若干酸化されるが、その酸化皮膜は 50 Å 以下と薄く、また粉末の形状は表面張力の影響を受けて球状となる。He ガスは、図5 に示したように冷却効果が最も大きく²⁾ これは He ガスの熱伝導度が大きいためである。図6 にエアーアトマイズ粉末と不活性ガスアトマイズ粉末の走査型電子顕微鏡写真を示した。

図5 粉末粒径と冷却速度との関係²⁾

(a) エアーアトマイズ粉末



(b) 不活性ガスアトマイズ粉末

図6 ガスアトマイズ粒末の走査型電子顕微鏡写真

3.2 遠心噴霧法

米国のPratt & Whitney社で開発されたRSR法¹¹⁾(Rapid Solidification Rate)が最も有名である。図7にRSR装置を示した。溶融金属を高速回転(20,000 rpm以上)している円盤に滴下し、遠心力で溶融金属を噴霧する。この噴霧された液滴に高速のHeガスを衝突させ冷却する方法である。同社ではこのプロセスで製造した粉末を用いて、耐熱性合金Al-8Fe-2Moを開発している。

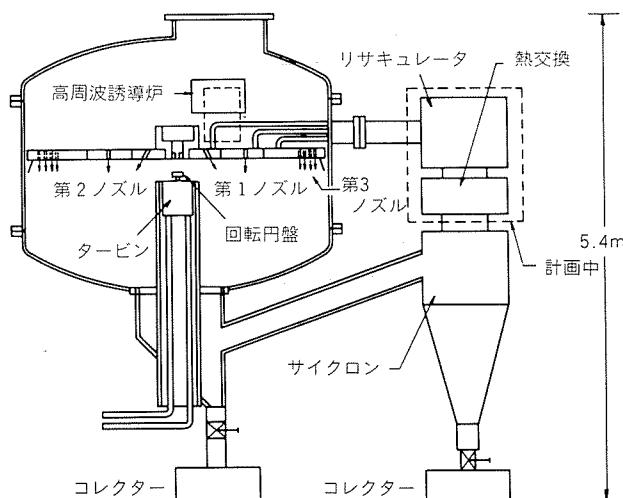
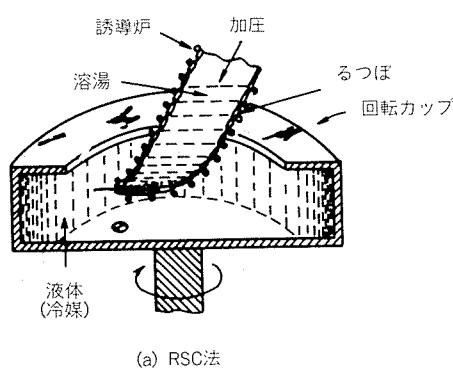


図7 RSR遠心噴霧法¹¹⁾

3.3 回転カップ法

高速で回転するカップの内壁に、水あるいは有機溶剤の薄い液膜を遠心力により形成させ、その中に溶融金属を噴出し急冷凝固させる回転カップ法(Rapid Spinning Cup: RSCと略す)¹²⁾を図8(a)に示した。図8(a)では、溶融金属の供給はノズル状の坩堝で高周波誘導加熱により溶解した金属をガスで加圧して行っている。(b)では、金属ロッドの先端を局部的に加熱溶解し、液滴で供給している。後者は、Pendant Drop Spinning Cup法(PDRSC法と略す)と呼ばれている¹²⁾。PDRSC法では、坩堝を用いないため坩堝材からの不純物の汚染がない。

しかし、冷媒として用いた液体の除去を慎重に行う必要がある。



(a) RSC法

3.4 その他の急冷粉末製造法

前述した急冷凝固法の他に、種々の方法が開発されている。

図9のREP法(Rotating Electrode Process)はNuclear Metals社で開発されたプロセスで、高速回転する金属ロッドと非消耗の電極との間でアーキを発生させ、ロッドを溶解し、遠心噴霧する方法である。同社では、これによりTiやFe粉末を量産している¹³⁾。また、非消耗電極であるタンゲステンの汚染を防ぐために、プラズマアークを用いたPREP法(Plasma REP)がTiやNi基合金の粉末製造に使用されはじめている。

図10のローラーアトマイズ法¹⁴⁾は、回転する双ロールの間に溶融金属を噴出させ、回転ロールによって溶融金属中にキャビテーションを起こし、噴霧する方法である。

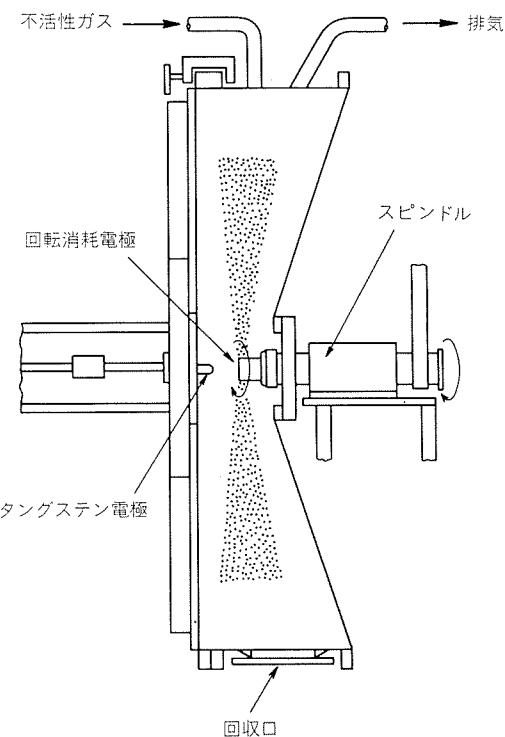
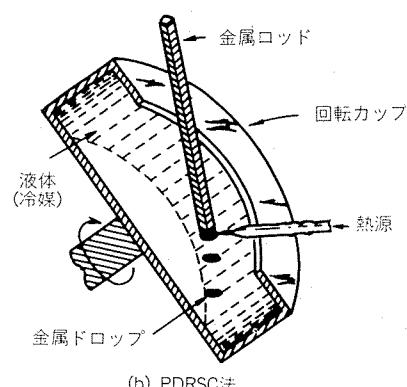
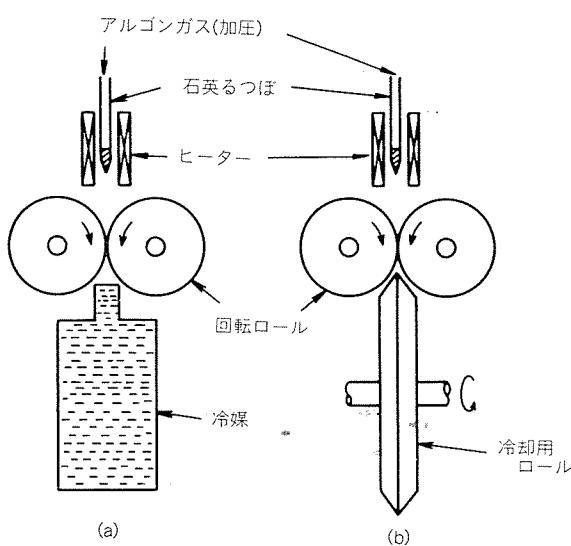


図9 REP法¹³⁾



(b) PDRSC法

図8 回転カップ法¹²⁾

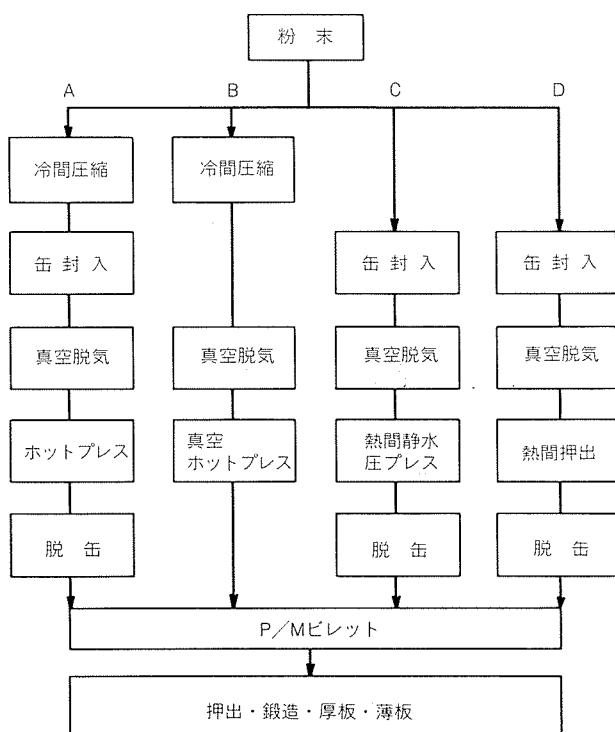
図10 ローラー アトマイズ法¹⁴⁾

その他に、ガスマトマイズ法と回転ロールとを組合せた方法が、Alcoa 社¹⁵⁾や Sheffield 大学(英国)¹⁵⁾などで研究されている。

これらの粉末製造プロセスは、多くが未完成な技術で今後、量産性も併せて検討する必要がある。

4. 粉末の固化方法

P/M アルミニウム合金の代表的な製造工程を図11に示した¹⁶⁾。

図11 アルミニウム粉末の固化の工程¹⁶⁾

4.1 真空脱気(脱ガス処理)

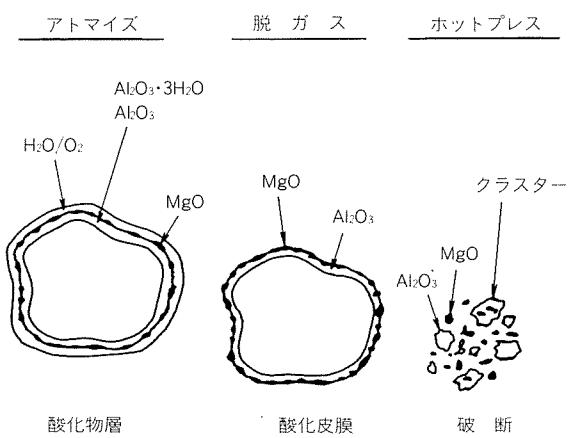
一般に粉末の表面には、酸化物・水酸化物・水分・酸素などが付着しており、これらの含有量・分布状態が P/M アルミニウム合金の性能に影響する。

図11の真空脱気は、水分・酸素などの除去を目的とするものであり、固化の工程の中で最も重要である。

Kimら¹⁷⁾は P/M 7091 合金の成形各工程におけるエアーアトマイズ粉末表面の酸化皮膜等の挙動について詳細な検討をしている。表3に7091合金に含まれる酸化物の種類と形態を、図12に各工程での粉末表面の酸化物の模式図を示す。アトマイズ直後の粉末は、結晶質の酸化マグネシ

表3 7091合金の酸化膜の同定と形態¹⁷⁾

工 程	酸化物の形態	酸化物の同定	備 考
アトマイズ (粉 末)	酸 化 層	· Al ₂ O ₃ · Al ₂ O ₃ ·3H ₂ O · MgO	(1) 5~10 nm (2) 結晶質 MgO を含む 非晶質層 (3) H ₂ O/O ₂ 層でおおわ れている
冷間圧縮	同 上	同 上	(1) ある程度、酸化膜が 破壊
脱 ガス (520°C /6h)	表面酸化膜	· Al ₂ O ₃ 膜 · 結晶質 (MgO, ZnO, r-Al ₂ O ₃ , MgAl ₂ O ₄)	(1) ~4 nm (2) MgO と Al ₂ O ₃ は、同 量存在。他は少量 (3) 540°C /7d で脱ガスす ると、MgAl ₂ O ₄ が支 配的
ホットプレス (520°C)	破 壊 さ れ た 酸化膜の集合	同 上	(1) Al ₂ O ₃ (<0.2μm) (2) Al ₂ O ₃ -MgO クラスター (<0.2μm) (3) 結晶質 MgO (<20nm)
鍛 造 (400°C 64%)	ス ト リ ン ガ ー	同 上	(1) Al ₂ O ₃ (<0.1 μm) (2) クラスター (<0.1 μm) (3) 結晶質 MgO (<20nm)

図12 アトマイズ、脱ガス、ホットプレスの各工程の
7091粉末表面の酸化物の形態の変化を表わす
模式図¹⁷⁾

ウムを含んだ非晶質の酸化アルミニウム層と、その外側の水/酸素層でおおわれている。脱ガス処理をすると、水酸化物層は蒸発消滅するが、酸化マグネシウムと酸化アルミニウム層は増加する。このときの酸化物層の厚みは40Å以下とされている。さらにホットプレスにより、酸化マグネシウムは分散し、酸化アルミニウム層は破壊される。図13に、冷間圧縮、ホットプレス、鍛造後の酸化皮膜の変化を模式的に示した。なお、酸素量については、アトマイズ直後の粉末で0.6wt%，脱ガス処理(520°C × 6h)後では0.3wt%に減少するとされている。

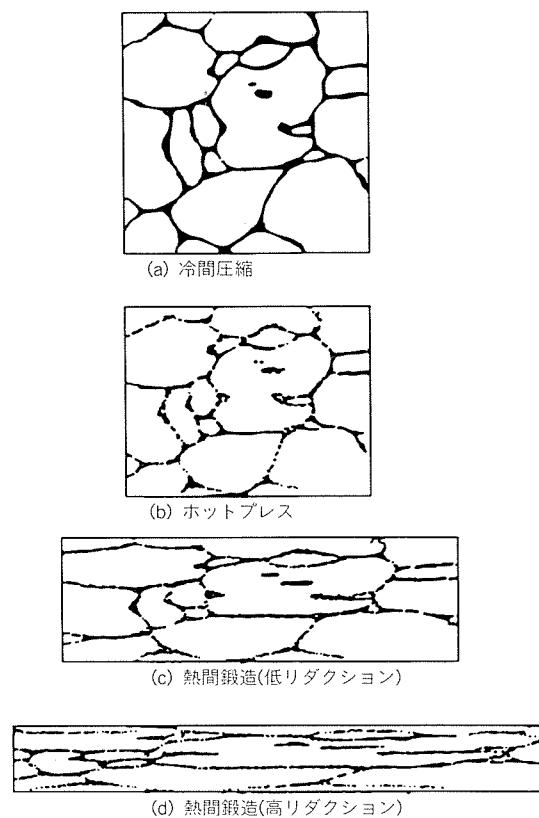


図13 冷間圧縮・熱間加工における粉末の酸化皮膜の挙動模式図¹⁷⁾

高温・長時間の脱ガス処理は粉末を焼鈍することになり、急冷凝固の効果を減じることになる。そこで、種々の脱ガス処理法が提案されている¹⁸⁾。

4.2 热間押出法

図11のD工程で示されている熱間押出法はよく用いられる。一般にアルミニウム粉末の表面には、前述した酸化アルミニウムを主成分とする酸化皮膜があり、固化(焼結)を阻害する。熱間押出法では粉末が互いに接触し押出中に酸化皮膜が破れて圧着するので優れた性能が得られる。この方法では押出品の表面に残った真空封入のためのアルミニウム缶を切削除去しなければならず、また押出品の形状も棒・条・管など比較的単純なものに限られる欠点がある。

4.3 HIP(熱間静水圧)法

複雑な形状の製品を固化する方法として熱間静水圧(Hot Isostatic Press・略称HIP)が注目されている。図14にその方法を示した¹⁹⁾。しかし、本プロセスで製造されたアルミニウム合金の性能に関する報告はほとんどない。アルミニウム粉末の表面には酸化皮膜があるため、HIP処理のみでは粉末間の接合が十分に行われず、高強度を得るにはHIP処理の後でさらに鍛造、押出等の熱間加工を行うことが必要であるともいわれている。しかし、この方法によればNear Net Shapeなどの成形固化が可能であり、将来技術として今後、研究される必要がある。

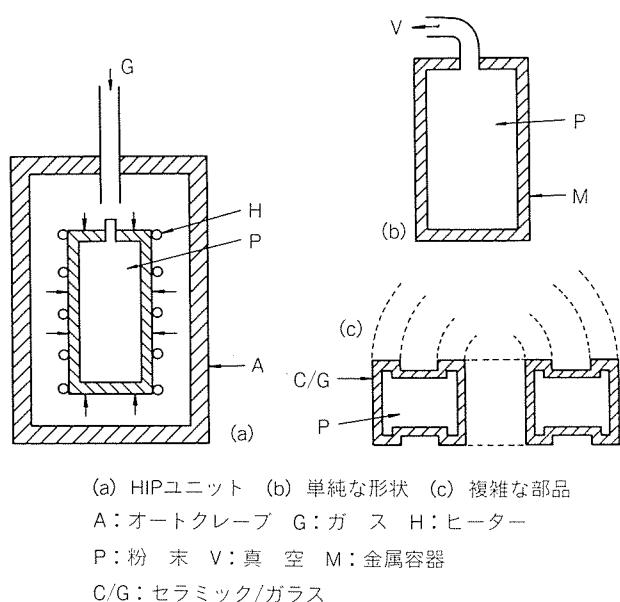


図14 HIP成形固化法の模式図¹⁹⁾

5. P/Mアルミニウム合金

以上のプロセスを用いて、現在、多くのP/Mアルミニウム合金の開発研究が米国で行われている。以下、代表的な合金について紹介する。

5.1 耐SCC性に優れた高強度合金

I/Mによる7075合金などは耐SCC性を改善するため、過時効処理(T73)を施して使用している。7075合金のT6処理みなみ強度とT73みなみの耐SCC性を併わせて持つ合金がP/M法で開発され²⁰⁾、実用化の段階に達している。表4に耐SCC性に優れた高強度合金の試作化学成分の例を、表5にその性能をあげた⁴⁾。

P/M合金に含まれるコバルトは急冷凝固により0.1μm以下の非常に微細な CO_2Al_9 の金属間化合物となり、マトリックス中に分散する。そのため、図15に示したようにP/M合金の結晶粒はI/M合金に比較して著しく細かくなっている²⁰⁾。

表4 高強度合金(P/M, I/M)の化学成分¹⁾ (Wt. %)

合 金	Zn	Mg	Cu	Si	Fe	O	Mn	Cr	Ti	Zr	Co	Al
P/M	X7090	7.7	2.5	1.0	<0.12	<0.15	0.35	—	—	—	1.5	Bal.
	X7091	6.3	2.5	1.5	<0.12	<0.15	0.35	—	—	—	0.4	Bal.
	MR64	7.0	2.3	2.0	—	—	—	0.1	—	0.2	0.2	Bal.
I/M	7075	5.6	2.5	1.6	0.40	0.50	—	0.30	0.23	0.20	—	Bal.
	7050	6.2	2.3	2.3	0.12	0.15	—	0.10	0.04	0.06	0.12	—

表5 高強度合金の諸性質(P/M, I/M)⁴⁾

合 金	密 度 (g/cm ³)	引 張 性 質			弾性係数 ×1000 (kg/mm ²)	破壊靱性 K _{Ic} (kg/mm ²)	応力腐食割れ SCC (kg/mm ²)			
		引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	伸 び (%)						
P/M	X7090-TE71	L	2.85	62.6	59.0	10	7.5	L-T 103	<32	
		T	—	59	55.6	4	—	—	—	
	X7091-TE69	L	2.82	59	54.1	13	7.4	L-T 116	≈32	
		T	—	55.6	50.6	9	—	—	—	
I/M	MR64	TX76	ST	—	61.2	56.2	6	—	—	≈32
		TX73	ST	—	60.1	50.6	9	—	—	≈32
	7075-T6	L	2.80	65.4	58.3	12	7.3	L-T 77	<7	
		ST	—	56.2	50.0	9	—	—	—	
	7075-T73	T	2.80	51.2	44.3	13	7.3	L-T 113	>32	

L : 長手方向, T : 直角方向, ST : 厚さ方向

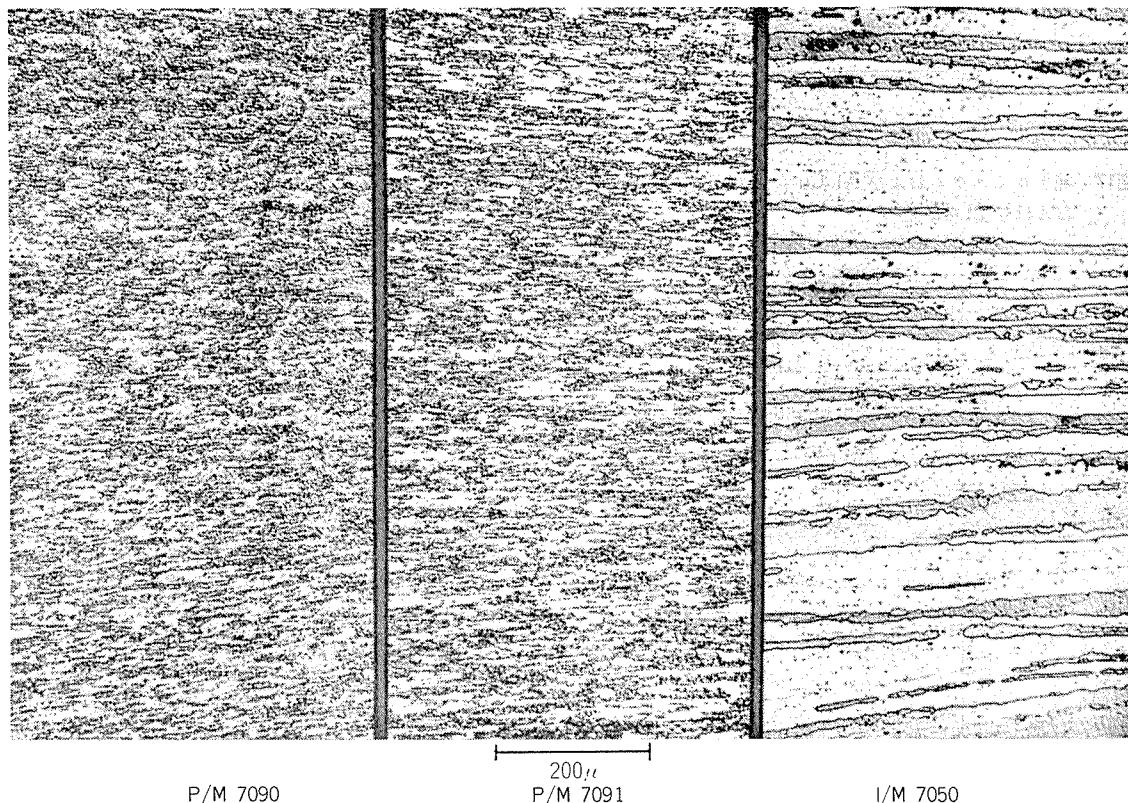
図15 耐SCC合金(Al-Zn-Mg-Cu)の型鍛造品のミクロ組織²⁰⁾

図16は自然環境に長期間放置したときの耐SCC試験結果を示したもので、7090および7091合金はいずれもI/M 7075および7050合金に比較して耐SCC性が優れている。

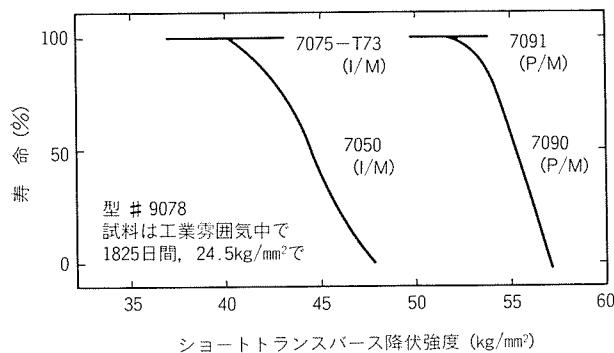


図16 粉末合金の耐応力腐食性比較
(薄肉ウェーブフランジ型鋳造材)²⁰⁾

5.2 低密度・高弾性・高強度合金

リチウムは密度 0.53g/cm^3 と軽い金属であるが、空気中で容易に酸化するので、純金属のリチウムとしては構造材

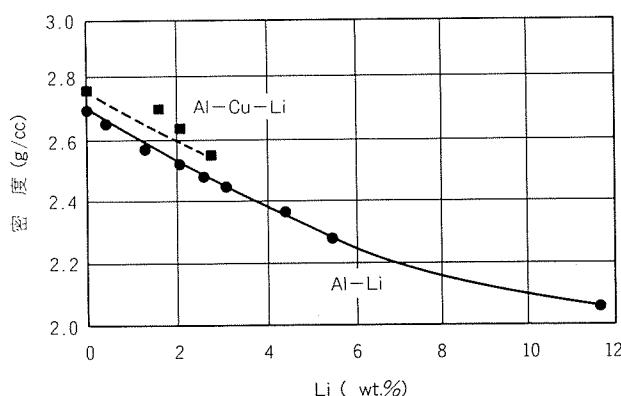


図17 純アルミニウムおよびAl-Cu合金の密度に
およぼすLiの影響²¹⁾

料に使用できない。このリチウムをアルミニウムに合金成分として添加すると、密度は図17のように減少し²¹⁾、弾性係数は図18のように増加する²²⁾。

Al-Li系合金についても、P/M法の他にもI/M法での製造研究が行われており、表6にI/M法とP/M法とでAl-Li合金を製造するときの両者の長・短所を示した。表7はAl-3%Li-X系合金の化学成分とその機械的性質を示した²¹⁾。

Rockeed社とNASAの共同研究によると、航空機の機体重量はAl-Li系の合金を使用することにより9.6~15.9%軽くなり、燃料消費量は2.6~8.4%節約できる²²⁾。

しかし、この合金系は酸化しやすい等の製造上の困難さ、展伸性に劣ること、あるいは韌性に欠けること等の欠点があり、これらを改善することが望まれている。

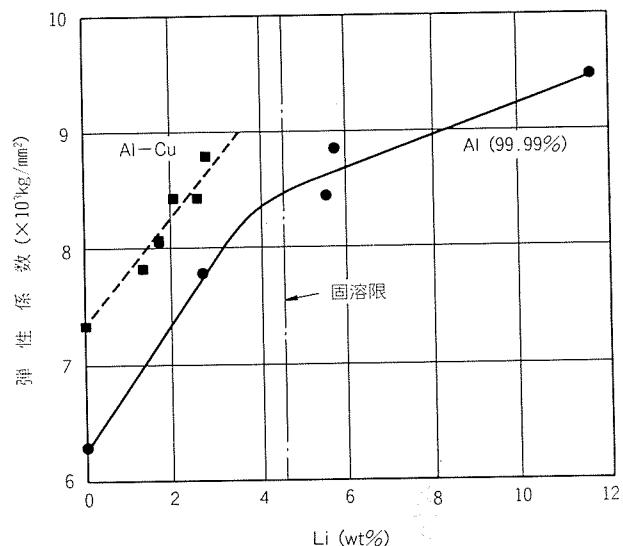


図18 純アルミニウムおよびAl-Cu合金の弾性係数に
およぼすLiの影響²²⁾

表6 Al-Li合金の製造プロセス(P/M, I/M)による利害得失

製造プロセス	利 点	欠 点
P/M	<ul style="list-style-type: none"> (1) 合金組成に自由度大きい (化学成分、量、範囲) (2) 金属組織の制御が容易 	<ul style="list-style-type: none"> (1) 製造コストが高い (2) 比較的生産規模が小さい (3) 鋳塊が小さい (製品の大きなものが製造困難: 大板)
I/M	<ul style="list-style-type: none"> (1) 製造コストが安い (2) 大きな鋳塊が製造可能 (3) 既存の標準的な製造設備が利用出来る 	<ul style="list-style-type: none"> (1) 鋳造が難しい。(Liの酸化) 特殊鋳造設備が必要 (2) 合金組成の自由度がP/M法より小さい (化学成分、量、範囲)

表7 Al-3Li-X合金 (P/M, I/M) の機械的性質²¹⁾

合 金		密 度 (g/cm ³)	引 張 性 質			
			弾性係数 ×1000 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	伸 び (%)
P/M	Al-2.3Li-1.4Cu-1.0Mg-0.1Zr	2.54	—	50	42.0	7.4
	Al-3.4Cu-3.2Li-1.1Mg-0.6Mn	2.54	8.7	59.5	58.1	5.1
	Al-3.1Cu-2.5Li-1.7Mg-0.6Mn	2.59	8.5	49.3	38.1	10
I/M	Al-3.5Mg-2.7Li-0.3Mn	2.50	8.2	53.5	46.4	2.1
	Al-3.5Mg-2.6Li-0.14Zr	2.50	—	54.5	43.1	7
	A-3Li-1.3Mn	2.50	—	38.1	34.9	1.4
	Al-2.8Li-0.3Mn	2.49	—	39.8	25.6	7
	Al-2.8Li-0.14Zr	2.49	8.2	48.4	44.2	4
	Al-5.2Mg-2.7Li-0.2Zr	2.45	—	55.9	43.1	5.5
	Al-3Li-2Mg-0.2Zr	2.46	8.6	51.0	40.3	3

5.3 耐熱性合金

従来のI/M法のアルミニウム合金は200°C以上では、強度が著しく低下する。古くは、酸化アルミニウム(Al₂O₃)などの熱的に安定なセラミックス粒子をP/M法によりマトリックス中に分散したSAP(Sintered Aluminum Powder)が研究されていたが^{23,24)}、実用化されるまでには至らなかった。

最近ではAl-8%Fe-X系の合金が急冷凝固法で研究されており、実用化の段階に達している²⁵⁾。表8に、その例⁴⁾を示した。Al-8%Fe-4%Ce合金がAlcoa社から発表されており²⁴⁾、最も実用化に近い合金である。用途としては、高価なチタニウム合金の代りに、小型タービンのインペラへの適用等が考えられており、200~300°Cで使用し、軽

量化あるいはコストメリットがあるものと期待されている。セリウムは高価な金属であるので、他の安価な添加成分の研究が必要である。

5.4 耐摩耗性合金

アルミニウム合金の耐摩耗性は一般に鉄鋼に比較して著しく劣っている。しかし、けい素を多く含むAl-Si系の合金が優れた耐摩耗性を持っていることは既によく知られている。I/M法では凝固時、けい素が40~100μmの大きさで晶出するので熱間、冷間加工性が著しく悪く、しかも、被切削性(切削面の粗度、工具の摩耗)に劣る。

一方、Siを15~30%添加したP/Mアルミニウム合金は、Si初晶も数μm以下と非常に微細であり、熱間加工性、切削加工性が良好で、耐摩耗性に優れている。図19にI/M

表8 P/M耐熱アルミニウム合金の高温強度(開発研究段階の合金)⁴⁾

合 金	粉末プロセス	試 験 条 件		引 張 性 質		
		温 度 (°C)	保持時間 (h)	引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	伸 び (%)
Al-8Fe	ズプラットクエンチ	25	—	58.3	51.3	5
		232	100	28.5	26.6	9.6
		343	100	17.6	15.1	12.3
Al-8Fe-1Zr	スプラットクエンチ	25	—	56.4	53.6	2.4
		232	100	42.4	38.5	7.1
		343	100	23.4	20.7	13.0
Al-8Fe-3.4Ce	エアーアトマイズ	25	—	56.1	45.4	9.0
		232	1000	40.3	37.5	6.0
		343	1000	17.9	15.5	7.0
Al-8Fe-3.4Ce	遠心噴霧 (RSR)	25	—	50.1	48.2	6.7
		204	1000	46.0	43.7	7.0
		343	100	22.6	20.4	10.0
Al-11.6Fe-1.4Cr	スプラットクエンチ	25	—	56.1	—	0
		232	0.5	38.3	36.1	3.5
		343	0.5	17.6	15.2	8.3

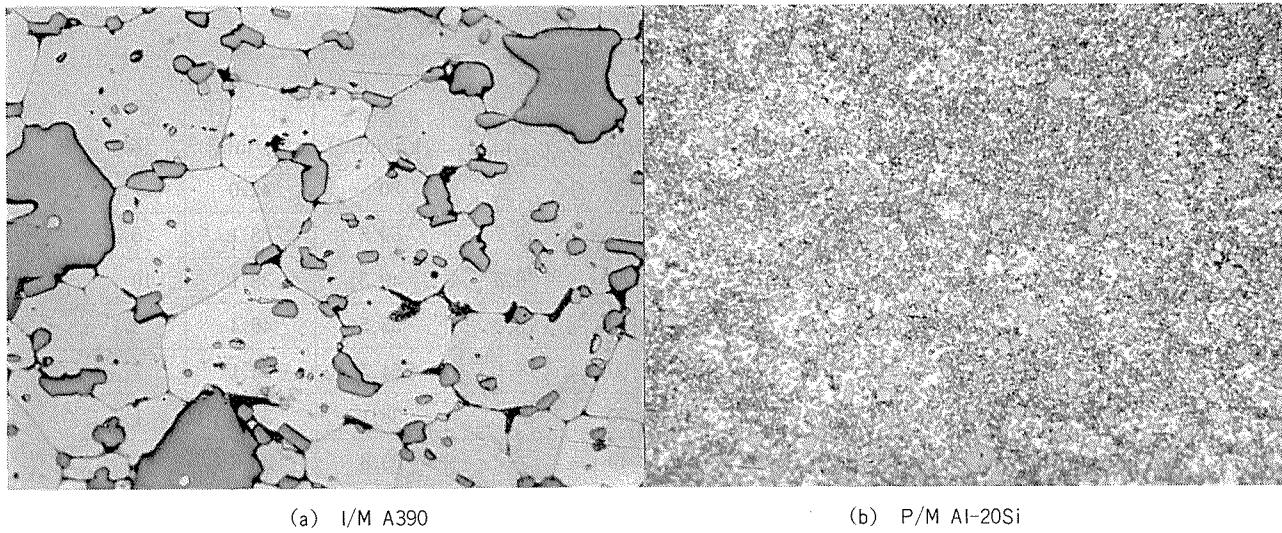


図19 Al-Si系合金のP/M材とI/M材とのミクロ組織(×400)

ならびにP/M Al-Si合金のミクロ組織を示した。このP/M合金は今後、自動車のピストン、あるいは家電製品の耐摩耗性部品等に採用される可能性がある。

6. おわりに

急冷凝固の特長を利用したP/Mアルミニウム合金の開発の現状をI/M合金と比較しながら述べた。P/M合金の研究の現状と問題点および今後の研究の課題をまとめると次のとおりである。

(1) 急冷凝固粉末の製造技術が確立していない。実験室規模では高性能のアルミニウム粉末が得られているが、量産性に富み、安全性が高く、コストの安い粉末の製造プロセスの開発が望まれる。

(2) 固化技術では、押出法、HIP法等の種々の方法が研究されているが、煩雑で高コストである。低コスト固化技術の開発が望まれる。

(3) 合金の開発についても米国では、航空機・宇宙機器を対象とした比較的コストの高い合金の研究が多いが、我が国では自動車、家電、電子機器等に使用できる低コストの民需用合金開発を行う必要がある。

なお、紙数の関係から、炭化けい素、窒化けい素、アルミナ、ジルコニア等のセラミックス粉末とアルミニウム粉末を混合固化した「複合P/Mアルミニウム合金」ならびに、アルミニウム以外の金属粉末、たとえばマグネシウムをアルミニウム粉末に機械的に混合合金化した「メカニカルアロイ」についての解説は割愛させていただいた。

文 献

- 1) H. Matyja, B.C. Giessen and N.J. Grant; J. Inst. Met. **99** (1968), 30.
- 2) 渋江, 山内, 犬丸: 本誌, **25** (1984), 81.
- 3) M. Cohen, B.H. Kear and R. Mehrabian: Proc. Int. Conf. on Rapid Solidification Processing, II, Claiter's Publishing Division, Baton Rouge, LA, (1980).
- 4) T.E. Tietz and I.G. Palmer: *Advances in Powder Technology*, ASM (1981), 189.
- 5) 西村 尚: 軽金属, **34** (1984), 115.
- 6) K.K. Sankaran and J.E. O'Neal: *Aluminum-Lithium Alloys II*, TMS-AIME (1983), 393.
- 7) 馬場, 宇野, 吉田: 本誌, **21** (1980), 34.
- 8) 川北公夫: 粉粒体のトラブル対策, 日刊工業新聞社, (1980), 215.
- 9) J.B. See and G.H. Johnson: Powder Tech., **21** (1978), 119.
- 10) V. Anand, A.J. Kaufman and N.J. Grant: Proc. Int. Conf. on Rapid Solidification Processing, II, Claiter's Publishing Division, Baton Rouge, LA, (1980), 273.
- 11) R.G. Bourdeau, C. Adam and E.V. Reuth: Proc. 4th Int. Conf. on Rapidly Quenched Metals, Japan. Inst. Met. (1981), 35.
- 12) Metal Powder Report, **39** (1984), 106.
- 13) Nuclear Metals 社資料
- 14) H. Ishii, M. Naka and T. Masumoto: Proc. 4th Int. conf. on Rapidly Quenched Metals, Jpn. Inst. Met. (1981), 35.
- 15) R.E. Maringer: SAMPE Quarterly (July, 1980), 30.
- 16) Metal Powder Report, **39** (Mar. 1984).
- 17) Y-W. Kim, W.M. Griffith and F.H. Froes: ASM Metals Congress on "New Developments for Aluminum Applications", (Philadelphia, PA, October 1-6, 1983), 163.
- 18) J.R. Pickens: J. Mater. Sci., **16** (1981), 1437.
- 19) T.E. Miles and J.F. Rhodes: Proc. Int. Conf. on Rapidly Solidification Processing, Claiter's Publishing Division, Baton Rouge, LA, (1978), 347.
- 20) Alcoa Green Letter: *Wrought Aluminum P/M Alloys X7090 and X7091*, (1982).
- 21) D. Webster: *Aluminum-Lithium Alloys*, TMS-AIME (1980), 228.
- 22) W.E. Quist, G.H. Narayanan and A.L. Wingert: *Aluminum-Lithium Alloys II*, TMS-AIME (1983), 313.
- 23) R. Irmann: Metallurgia, **46** (1952), 125.
- 24) A.S. Bufford and N.J. Grant: Trans. ASM, **60** (1967), 305.
- 25) P.P. Millan Jr.: J. Metals, **35** [3] (1983), 76.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-283)

技術資料

鉄道車両用大型押出形材の現状について*

佐藤 武男**

Recent Development in Large Extrusion
Profile for Railway Cars

by Takeo Satoh

住友軽金属工業株式会社技術研究所

鉄道車両用大型押出形材の現状について*

佐藤 武男**

Recent Development in Large Extrusion Profile for Railway Cars

by Takeo Satoh

1. まえがき

近年、鉄道車両の性能向上、搭載機器の性能増大に伴う重量増加の吸収、動力費ならびに諸設備費の低減を目的とした車両の軽量化は急速に展開した。すなわち、山陽電気鉄道に最初の全アルミニウム合金製車両が出現した昭和37年以降、地下鉄や東北・上越新幹線車両等々と全アルミニウム合金製車両が誕生して約2,700両に達し、新しい時代を迎えたといつても過言ではなく、今後、益々増加していくことが期待されている。

この間、車両製作コストの低減と軽量化を目的とした大型広幅形材の利用については、車両メーカー、ユーザーにおいて車両組立の能率向上に役立てるための車体構造の設

計改善が進められ、また、材料メーカーでは強度特性や押出性の向上に寄与する材質改善や大型形材のより広幅化、薄肉化等を含めた高品質化への挑戦が行われ、技術進歩と相俟って、札幌地下鉄車両を初め日本国有鉄道203系通勤形電車等に多く見られるように、構体の側構造や屋根等に大型広幅形材を採用した車両が続々と出現した。さらに最近では、山陽電気鉄道3050系電車、京阪電気鉄道6000系車両および帝都高速交通営団銀座線試作車等におけるように、側・屋根構造はもとより床をも大型広幅の中空形材とし、しかも19mにおよぶ車長にそのまま使用する長尺形材を採用した全断面形材利用構体車両が出現してきている。(図1～2参照)

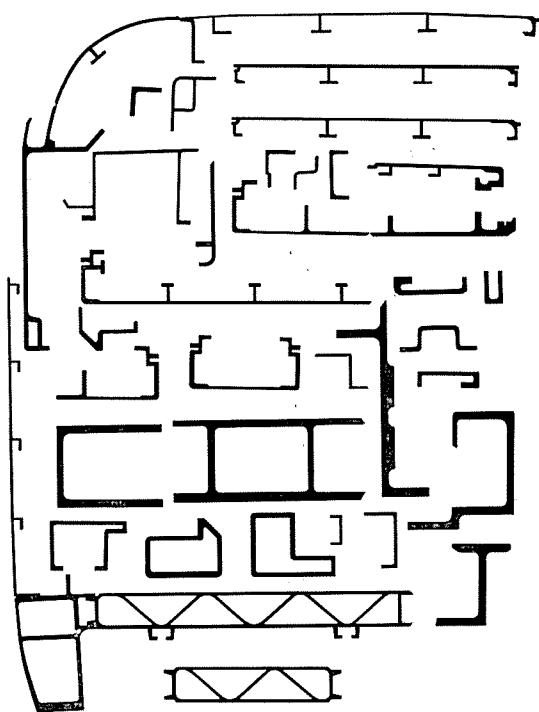


図1 京阪電鉄6000系車両に使用された大型形材
(川崎重工業㈱提供、軽金属車両委員会資料より転載)

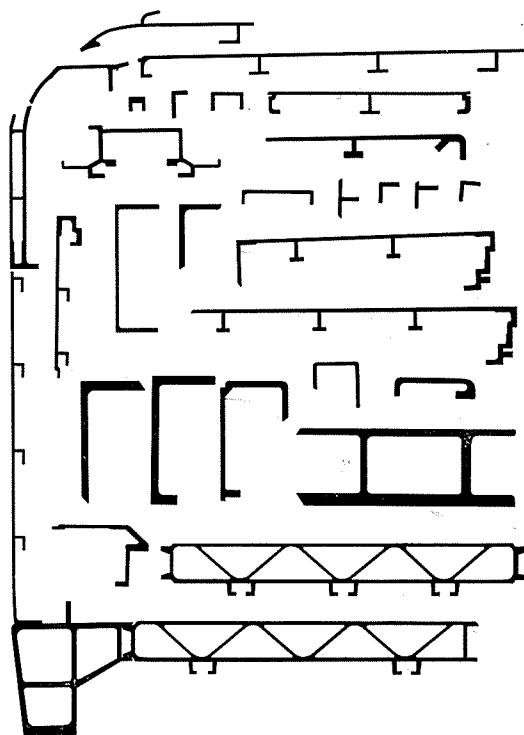


図2 営団地下鉄銀座線試作車に使用されている大型形材
(帝都高速度交通営団提供、軽金属車両委員会資料より転載)

*一部を、アルミニウム、No. 639(昭和58年11月)に掲載 ** 軽金属押出開発(株) 常務取締役 品質保証部長 兼 業務部長

これらの方針は、自動溶接の大幅な採用により組立作業の合理化が可能となるので、車両組立の生産性を飛躍させる役割を果していることはもちろん、軽量化による車両の高性能化に大いに寄与している。

鉄道車両への大型押出形材の利用は、1969年と1974年に西独で開催された「アルミニウム鉄道車両に関する国際シンポジウム」に見られるように早くから欧米において進められた。とくに欧洲ではアルスイス社、VAW社等の材料メーカーは車両メーカーと一緒に大型押出形材の用途拡大に取組んでおり、今日のアルミニウム合金製車両発展の礎を築いてきたものであり、アルスイス社の大型押出機による大型形材生産の殆どは鉄道車両需要であると見られている。

軽金属押出開発株式会社（以下、KOKと称す）においても車両用薄肉広幅形材の生産技術の確立に早くから積極的に取組み、とくに広幅形材は角型コンテナ押出しによるため、初期段階では押出過程におけるメタルフローの実験的解析などダイス設計のための技術確立や、適正押出条件を把握する各種試験、コンテナ・ライナの改良に関する検討等が行われた。とくに、大型広幅形材を東北・上越新幹線200系車両へ適用するため、早くから各種の試験・試作が各社との連携のもとに精力的に続けられた。当初の試作段階では、薄肉のため押出しにおいて各種の困難に打当ったが、これらの障壁を打破して技術力も確実に前進し、量産過程に入るにつれて技術レベルも長足の進歩を遂げて品質的にも安定した製品を得ることが可能となった。その意味においては、同車両用材料の生産はKOKにとって、まさに画期的なものであったということができる。

以下に鉄道車両用大型押出形材の生産技術の進歩について概要を記述する。

2. 車両用大型広幅形材の薄肉化への挑戦

鉄道車両、その他の分野に使用される大型形材はKOKの9,500 Tonの押出力をもつ横型油圧駆動押出機によって生産されるが、この押出機には430, 500, 600 mmの各丸型コンテナおよび280×700 mmの角型コンテナがあり、広幅押出形材を初めとして多様な需要に対応できる体制をとっている。

(1) 最近、軽量化を目的とした押出形材のより薄肉化は従来にも増して要求の度合が加速している。これに対し、材料メーカーは各種の技術開発を進めており、小型押出機の分野では静水圧プレスその他の導入により薄肉精密用押出形材等が生産されている。これらの押出形材の場合は小量品に限定されることとなるが、一部のユーザーからは、「9,500 Ton 押出機は小型押出機の数倍の力をもつのに、何

故、より薄肉の大型押出形材が生産できないか」という質問も多い。

押出機による形材等の大きさや肉厚等を含めた製造範囲を左右する大きなファクタとしては押出力と面圧（押出力を使用コンテナ断面積で除した値）がある。

押出力 9,500 Ton は、我が国ではもちろん、世界でも油圧駆動によるアルミニウム合金用押出機としては類が無い最大級のものであるが、これは飽くまでもステムを介して伝達される最大の付加荷重の大きさであり、実際に押出変形で問題となるのはビレット単位面積に作用する力（面圧； kg/mm², Ton/cm²などで表示）である。例えば、2,000 Ton 押出機において直径 180mm のビレットを使用すれば、面圧は 79 kg/mm² であるが、直径 250 mm の場合には 41 kg/mm² となる。アルミニウム合金の押出しでは、軟質合金でも 50 kg/mm² 以上の面圧を要するため、面圧から見たコンテナ（ビレット径）の選定が重要となる。

このように、小型押出機による薄肉形材の押出しが、小さなコンテナ径を用いて面圧を高くすることにより得られるものである。図3～5にKOKの9,500 Ton 押出機のコンテナ直径と面圧を中心・小型押出機と比較して示した。

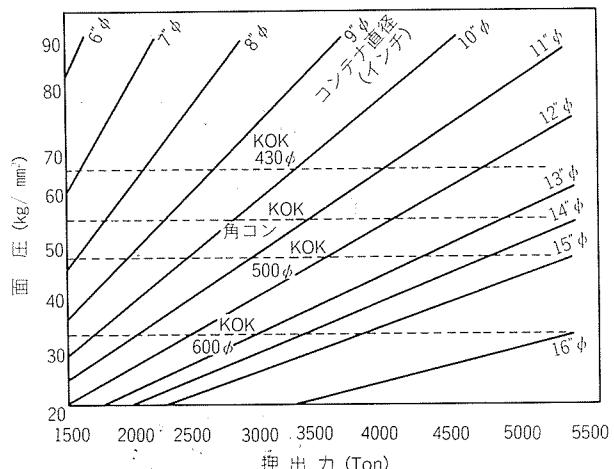


図3 押出力、コンテナ直径および面圧との関係

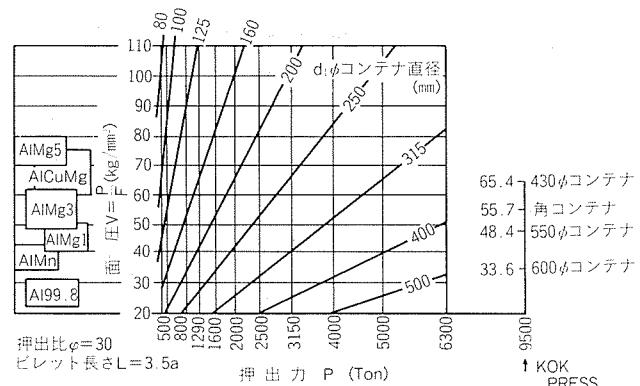


図4 押出力およびコンテナ直径と面圧

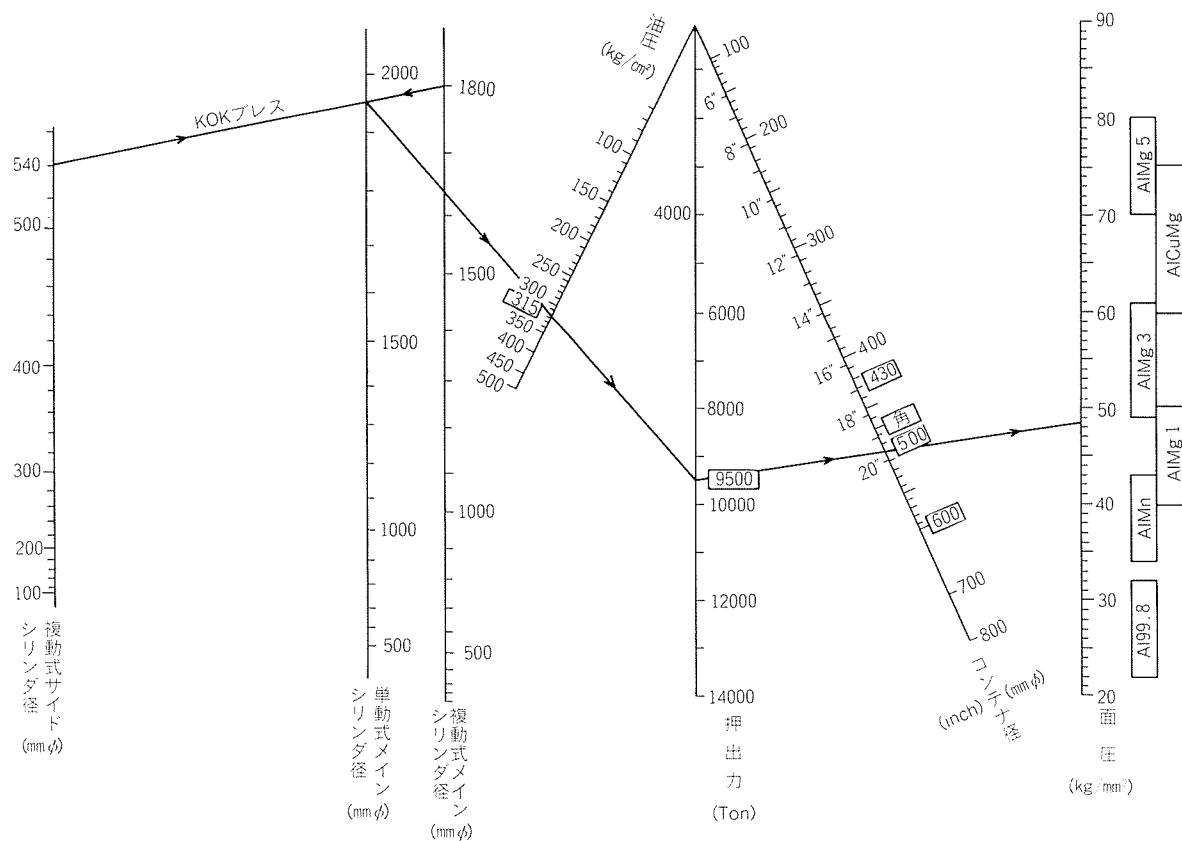


図5 押出機の主能力関係図表

9,500 Ton 押出機の面圧は下記のようにコンテナ直径が大きくなると急激に小さくなり、600mm ϕ コンテナの場合は430mm ϕ コンテナの約 $1/2$ 程度の面圧しか得られず、薄肉化はコンテナ直径が大きくなるほど困難さを増すこととなる。

430mm ϕ コンテナ	65.4 kg/mm ²
500mm ϕ コンテナ	48.4 kg/mm ²
600mm ϕ コンテナ	33.6 kg/mm ²
角型 コンテナ	53.0 kg/mm ²

また、低面圧の場合、押出比の高いものは押出しが難しくなり、かつ長いビレットを使用できない（ビレットが長いと、ビレットとコンテナ間の摩擦による圧力損失によってダイ表面での面圧が一層低下するため）。

(2) 押出しにおける最小肉厚を左右する第二の大きな要因としてはアルミニウム合金の種類（材質）がある。

1970年代初期のアルミニウム合金製車両には、当時船舶などの溶接構造として実績のあったAl-Mg系合金(5083)の中型形材が軒けたや側板等に多く使用された。これらはMgを多く含有するため押出性が極めて悪く、かつ薄肉化が困難であった。例えば、幅500 mm程度の角型コンテナ押出しによる最小肉厚は6.5 mm程度となって薄肉化が期待できない。したがって、その殆どは面圧の高い430mm ϕ コンテナによる押出しのため、当然外接円も制約を受け、最大幅350mmで最小肉厚4 mm程度となっている。

その後、Al-Zn-Mg系三元合金の開発により薄肉化はさらに前進した。熱処理型合金なので、母材強度だけでなく溶接強度も5083や6061合金よりも高く、さらに押出加工性が優れているため比較的薄肉の大型広幅形材が得られる等の特徴を有している。とくに7003合金は7N01合金よりMgを若干低くし、溶接性と強度を低下させることなく押出性をより向上させた低Mg含有量のAl-Zn-Mg系合金であり、7N01合金とともに東北・上越新幹線、札幌地下鉄車両等多くの車両に肉厚3 mm程度の広幅薄肉形材が大量に使用された実績をもつ。

しかし、車両の軽量化のための一層の薄肉化の要請はもちろんのこと、押出性、材料強度、溶接性および耐食性に優れた材料の開発が要望されてきた。一方、欧州においてAl-Mg-Si系の6005A合金が開発され、床材等の強度メンバ材料として広幅中空形材が生産されたのを機に、我が国でもAl-Mg-Si系6N01合金がJIS化された。6N01合金は押出性が6063合金と同等であることから車両にも早速採用され、より薄肉の広幅形材の生産が可能となった。山陽電気鉄道3050系電車の例では、側板が幅507mmで肉厚2.5mm、床材には幅558mmの広幅薄肉形材が使用された。また、中空の大型広幅形材が側ぱり、軒けた、床材等にも多く使用され、構体の組立コストの合理化に寄与するとともに、単位車長当たり230~270 kgの軽量車両が実現するようになった。

このように、車両に用いられるアルミニウム合金広幅形材は、構体部位によって強度、溶接性、耐食性などの関連からそれぞれ異っており、とくに外板用広幅形材に対する薄肉化の要請が強い。材料メーカーとしてもこれに応えて合金の開発を進め、強度、溶接加工性等はもちろん、押出性の優れたものに遂次移行してきている。

これらの合金は材質により変形抵抗が異なるため、表1に示したように押出性が大きく影響を受ける。5083合金等は7075合金と同様に押出速度も0.5m/min以下の場合が多く、また広幅形材では角型コンテナ押出しとなるので薄肉ほど押出比が高くなり、コンテナ・ライナに過剰の負荷がかかりるので最小肉厚も制限を受けている。反面、7003合金や6N01合金は変形抵抗が小さく、押出もその分だけ軽減されるので、最小肉厚は表2の実績に示すように数段薄肉のものが押出し可能となる。最近の角コンテナ押出しによる最小肉厚（標準）を表3に示した。

表1 アルミニウム合金の相対押出性

合 金	押 出 性
1100	150
1200	150
2014	20
2017	20
2024	15
3003	90
3203	90
5052	60
5083	20
6061	60
6063	100
6N01	90
7003	60
7N01	40
7075	10

注. カイザー社マニアルによる。ただし、7003, 7N01, 6N01はKOKで追記した。

表2 広巾薄肉形材の実例

部 材	形 状	材 質	外接円 (mm)	肉 厚 (mm)
屋根		6063	616	2.2
		6063	488	2.2
		6063	495	2.2
		6N01	567	2.5
側板		6N01	553	3.0
側柱		6N01	518	3.5
		6N01	406	3.5
		6N01	518	3.5
床		6N01	557	3.2
		6N01	557	3.2

表3 角コンテナ押出しによる最小肉厚（標準）

材 質	ソリッド形材 (角コンテナ) (mm)	ホロー形材 (mm)	最大外接円 ⁽³⁾ (mm)
6063	2.5	3.2 ⁽¹⁾ (P.H)	500~620
6N01	2.5	3.2 ⁽¹⁾ (P.H)	"
6061	3.0	4.0 ⁽¹⁾ (P.H)	"
7003	3.0	4.0 ⁽²⁾ (M)	"
7N01	4.0	6.0 ⁽²⁾ (M)	"
5083	6.5	7 ⁽²⁾ (M)	"

備考：最小肉厚は形状に支配される要因が多いいため、上記より更に薄肉化が可能な場合もあるので、個別に協議をお願いしたい。

注. (1) P.H……ポートホールダイスによるもの（主として角コンテナ押出しによるもの）

(2) M……マンドレルによるもの（主として430mmφ, 500mmφコンテナ押出しによるもの）

(3) ホロー形材の最大外接円は(1)についてはソリッド形材外接円の70%。ただし、高さの低いもので対称形のものは約90%。

また(2)マンドレルによるホロー形材の最大外接円は押しコンテナ直径の約60%。

(3) 肉厚に影響する第三の要因として、形材の形状との関係がある。一般に対称形のもので、薄肉部の一部にリブを付けた形状はより薄肉化が可能であり、欧州の車両用広幅形材に多くの例を見ることができる。

一般には、押出形材の外接円が大きくなれば押出可能な最小肉厚も当然に厚くなる。薄肉になると、ダイスマーク等の表面欠陥が増加するほか、平面度、ねじれ、曲りなどが悪くなるのが通例であり、大型押出形材ではメタルフィードの小さい差でも寸法に与える影響が大きい。また、トング面積が大きいため、面圧変動が小型押出機の場合と比べてより大きな変動としてダイスの撓みに現われ、これによる寸法変化が大きい。とくに、大型押出形材の薄肉部が最大製作範囲の近くにあると、均一なメタルフローが困難なため、この傾向は著しくなる。すなわち、コンテナ内の加圧時のメタルは軸方向中心部において最も流れやすく、コンテナ壁近くではその摩擦の影響を受けて流れにくい。したがって均一なメタルフローは望めずかつコンテナ直径が大きくなるにつれて不均一性が大きくなる。このような状態においては、コンテナ壁近くに薄肉部が配置された大型押出形材のメタルフローの調節は難しくなる。

また、図6に示すような非対称な大型押出形材で薄肉部を含むような場合には、メタルのA部への過剰な流れとB部への流れ不足をバランスさせる心要がある。部分肉厚の厚いほどダイスのペアリングを長くとり、ペアリング摩擦力によって形材のどの部分も同一速度で流出させるようなペアリング設計と、断面形状の重心位置がダイスの中心となるようにダイスを製作するのが通例である。大型押出形材の場合にはそのメリットを活かすためコンテナ壁一杯にレイアウトされた非対称形状を要求されることが多く、こ

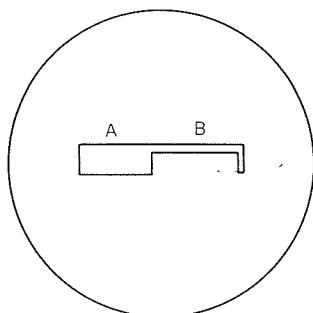


図6 厚肉と薄肉の共存形材

の点からも困難さが一段と増す。

(4) 第四の要因としてダイスがある。押出しとは、必要とする形状の孔を持つダイスにビレットを押しつけ、ダイス孔と同様の形材なり管・棒を得る生産手段であるが、ダイス製作技術が押出材の寸法精度を大きく左右する。

大型押出機に用いられるダイス設計においては小型押出機のそれと異り、ダイスも当然大きく、かつ強度を確保するために厚みも格段と厚くなる。中空形材の押出しに使われるポートホール・ダイスの例では、ボルスタ等の補助工具を含めた一体アセンブリの重量が3Ton近くになることがある。ダイス製作における孔型加工は、ワイヤカット放電加工機等の進歩とともに加工精度、加工速度も著しく向上し、製作期間の短縮化も可能になってきている。

とくに、ワイヤカット放電加工機は1985年頃からCNCに移行するに及んで制御技術が一段と高度化し、ワイヤをある角度に傾けながら加工するテーパカット機能、加工条件を極間状態に応じて最適制御するなどの高度な技術も最近開発され、高精密ダイスの製作に寄与している。

ダイス設計では大型ダイスの場合、トンゲ比が同じでも当然トンゲ面積が大きく、これによって生ずるダイスの撓みは大きいものとなる。ダイスは図7に示したように加圧下において撓むか、あるいはケーピングを起こし、これが微妙にメタルフローに影響を及ぼす。とくに大型広幅形材で薄肉の場合には極端に影響し、形材の波打ち現象を引き起したり、または流れを完全に停めて、いわゆる「つまり」を生じる場合もある。高圧力を必要とする硬質合金では、しばしばこれらが問題となる。対策としては、ダイスの後

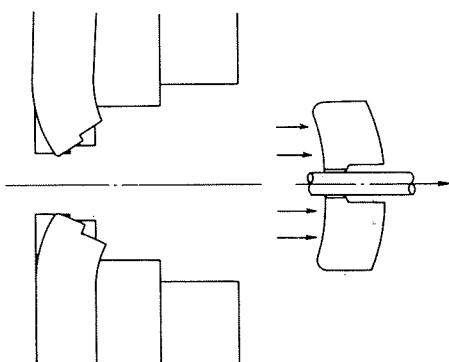


図7 ダイスの撓み

部にダイス孔より少し大きめの孔を設けたバッカやボルスタ等の補助工具を用いて撓みを防止することが必要であるが、このような影響を考慮して、ダイス設計または修正の時点では、ペアリング形状をあらかじめ撓んだ状態において正常なペアリング状態が得られるようする設計方法もある。しかし、大型ダイスの場合にはダイス面圧の変化により撓み量も変化するので、後者によると押出しに不安定な要素を含むこととなる。

これらのボイド部はダイス側より見た場合、片持梁となって細く深く入江状に入り込んだものとなる。ダイスの破損率も増大し、歩留りも低下するので納期、価格面に影響することはもちろん、製作不可能な場合もあるので事前に十分打合せることが必要である。

押出しにおいては、製品の寸法、形状などを所期の目的のものとするため、通常、ダイスの手直し作業が押出時に行われ、この作業は小型押出機においても多年の経験を必要とする分野で、押出技術上最も難しいものの一つである。

一般には、新しいダイスの試験押しを行い、押出品の形状寸法を測定してダイスに所要の修正を加えて本生産に移行するが、技術的に難しい形状の場合には十数回の修正が行われることも少くない。とくに、大型ダイスの場合には小型ダイスと異りペアリングも長いものが多く、その修正には手やすりや電動やすり等が用いられる。修正に当っては一般にチョークやリリーフがつきやすく、そのため押出形材の出方不良の原因となったりするので、高度の熟練が要求される。

一般に小型ダイスにおいても共通していることであるが、軟質合金と半硬質合金はダイス修正によって比較的容易にメタルフローを調節できるが、硬質合金で少し複雑な形状の場合にはこの調節が非常に困難となる。後者はメタルとダイスのペアリングの摩擦が軟質合金にくらべて非常に大きく、小さなペアリングの変化に対しても大きく影響するためである。とくに5083合金等の硬質合金では押出性の低さもさることながら、このメタルフローの調節が非常に困難である。そのため、このような押出性の低い硬質合金の場合には、肉厚の変化のさせ方などについて事前の形状設計の段階でユーザーと十分打合せることが望ましい。

(5) 次にストレッチングについて触れてみる。最近、小型押出機の多くはプラー牽引により多孔押出しの頭の不揃いの防止と、曲りの少ない材料のテーブルへの配列を可能にしており、従ってストレッチ工程も無人化されたものが多く出現してきている。

しかるに、大型形材の場合は断面形状がはるかに大きいためにプラーの牽引効果も期待薄である。また、押出された形材はダイスを通過後強制冷却されるが、その過程においてメタルマスのアンバランスによる収縮から部分的な変形を生じやすく、曲り、反りや形状崩れの原因となりやすい。

一方、材料を急速に冷却させることは機械的強度との関

係から重要であり、とくに Al-Zn-Mg 系や Al-Mg-Si 系合金では冷却速度が材料強度を大きく支配するため、形状崩れ防止と相反したものとなる。

また、冷却後、ストレッチャーにより引張矯正を行うが、この場合も形材の薄肉部と厚肉部の混合したものは、薄肉部が厚肉部よりストレッチ効果を受けやすいために薄肉部の方向に反りが生じやすく、曲りの原因となってくる。

形状の複雑な、トング比の大きく、深い入江状を有した広幅薄肉形材等においては、ストレッチ作業によって形材の軸方向に対しサドリング現象を生じて変形しやすい。とくに図8に示したように、最近の車両用広幅形材に見られるような断面形状のものでは、A部のみが優先して伸びることによりB部が変形して曲り、反り（蛇行）となって現われてくる。また、軒けた、長けた等の大きな曲面を有するものは、ストレッチによって曲面が平板化しやすい。

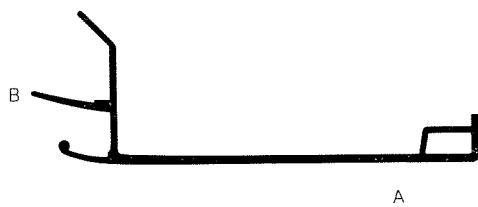


図8 シルバーアウト軒けた材

従って、均一なストレッチ効果を与えるための方策として、形材の形状に適合した上型、下型の専用治具をそのつど製作して用いている。

しかし、広幅形材では、これらの専用治具でも攔みきれない複雑な形状のものもある。また軒けた、長けた等の車両用形材では、車両に組込んだ後の車両自重による攔みを考慮して、車両取付前の形材は一方向のみのソリ（キャンバ）しか許容されない（木造住宅において、屋根自重の攔みを考慮した鳴居の取付と同じ考え方），という車両特有の要求がある（図9参照）。しかも、最近使用されているこれら大型形材は、車長20mに近い車両にそのまま1本通

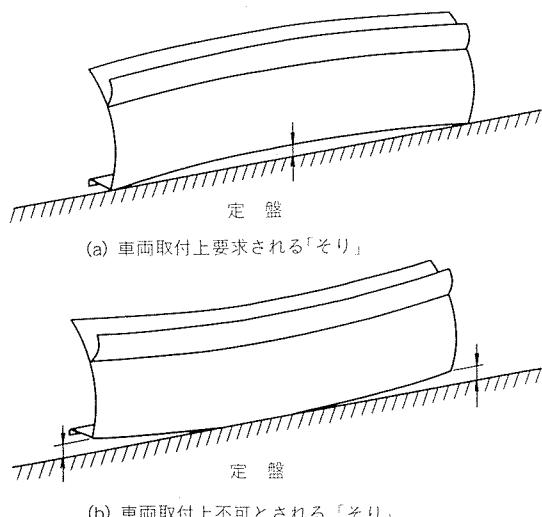


図9 車両に使われる形材の「そり」

しで組込まれるものが多くなっており、形材全長にわたって均一なキャンバ精度の保証等、従来経験のなかった技術を必要とされてきている。

(6) 次に、広幅形材の形状矯正について述べる。

小型押出機によって生産されるサッシを初めとする小型形材の殆どは、押出後、ストレッチャによる引張矯正のみで正規の断面形状が得られるものが多く、さらに冷間でロールによる形状矯正工程を必要とするものは少い。

一般に、押出時の形状崩れは、押出時のメタルフローを均一に調整して形状崩れを防止するためのペアリング設計によって対策がとられる。しかし、大型形材の場合はダイスが大きいために、ダイスの攔みや押出しによってビレットが段々短くなってくる場合のダイス面へのメタルフローの角度が異ってくることや、押出時の加工熱によるビレット温度の上昇によるフローの変化等が影響し、ダイス設計のみでは対応しきれないものとなっている。また前述のように、冷却時や引張矯正時の形状崩れを起しやすく、とくに車両の屋根、軒けた等のRの付いた部材では規定のRを外れると接続が不可能に近いため、これらの大型形材の殆どは冷間ロール矯正を行うのが常である。

この冷間ロール矯正は、工数増加の大きな要因となる。常温時効の速い三元合金等の場合は、機械的強度が向上して矯正作業をさらに困難にするとともに、矯正加工によって二次的に長手方向の曲り、反りを誘発助長する場合もある。また、ロール当り部の僅かのひずみが乱反射を生じ、商品価値を損う場合もある。これらの形状矯正は品質、納期、コスト面で最も問題となる点であり、如何にロール矯正を少くし、合理化を図るかが車両用大型形材生産上の大きな隘路となっている。

押出し時の形状保持対策としては、小型押出機と同様に形材に適合した各種の専用キャニスターを用いて押出時出口側の誘導による崩れ防止を図っており、また、ストレッチャにおける対策としては前述のような専用治具を用いる等を進めている。

ロール矯正は一般に図10に示すように、形材の被矯正面を二つのロール支点にあづけ、その中間を別のロールで突いて、スプリングバックを考慮した変形を与えて矯正する方法が行われている。前述のように、1本の押出長のなかでメタルフローやダイスの攔み等の影響により押出頭部、

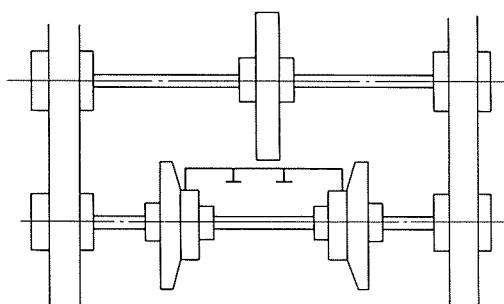


図10 ロール矯正法

中央部、後部における形状の崩れがそれぞれ異って、その度合も一定の傾向を有していないため、矯正のためのロール・リダクションやロールを当てる位置、角度を1本のなかでそれぞれ変えて対応してやることが必要である。また、矯正対象箇所によっては支点の設定位置、角度等が微妙に影響してくるため、経験と熟練を要するとされている。従って、ロール・フォーミングのようにタンデム・ロールスタンドによる自動連続パス矯正処理がなかなか困難な分野である。

トングの深い箱状の形材（車両の端ぱり用形材等）の平坦度矯正にはロールを矯正面に当てるために軸傾斜方式や多軸連結方式ロール等を開発し、能率の向上と製品品質、精度の向上に努力している。しかし、最近の車両用大型形材に要求される平坦度、断面寸法精度、曲りはもちろん表面の美麗度の要求は益々厳しくなり、とくに、アルミニウムの素地をそのまま生かした無塗装車両等では、ロール矯正による当り面の僅かなロールマークやそのための乱反射は車両の美観を損うものとして問題視される場合も少くない。従って、これら矯正技術は薄肉広幅になるほど高度のものが必要となる。

我々の経験では、対称形の薄肉形材は非対称のものよりも矯正負荷を相当軽減することが可能である。また、軟質合金の広幅薄肉材は相当のフレキシビリティをもつて車両組立の際にたるき材、柱等に沿って曲率を自由に操作することができ、ロール矯正を省略することによって矯正時のひずみも無く、見映えの良い形材を使用することができるのでないかと推考している。とくに、今後の無塗装車両の側板などの外観向上対策として、一考の余地があるのではないかと判断している。

3. 車両用広幅中空形材

従来、鉄道車両への押出中空形材の利用は、窓部等の一部に小型中空形材が採用されていたにすぎなかった。一方、海外では早くから幕板部、側ぱり等に軽量化と車体剛性の強化を目的として大型広幅中空形材が一部に使用されていったが、ここ数年その趨勢は6005A合金の開発とともに急速に進展し、パリ地下鉄MI79型およびMF77形式車における車体台枠、側ぱり、幕板部等への広幅中空形材の大幅な採用はアルミニウム合金製車両としてのヌーベルバーグであったといえる。

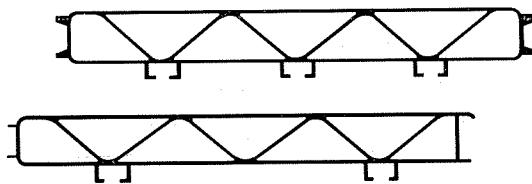
我が国においても、一部車両メーカー、材料メーカーにおいて早くから大型中空形材の利用の検討が続けられていたが、米国では6061合金の中空形材が多く、T6処理によるコストアップと肉厚もそれほど薄肉化が期待できないこと、また、6063合金は押出性の点から相当の薄肉中空形材が得られるが、構体剛性強度において今一つ不満である、などの理由により広幅中空形材の車両への利用が足踏み状態にあった。

前述したように、欧州における6005A合金の開発と車両

への利用の拡大とともに、我が国でも6N01合金の車両への適用が進められた。6N01合金は過剰Siの組成をもつ中强度のAl-Mg-Si系合金で押出性が優れ、比較的薄肉広幅ソリッド状形材はもちろん、中空形材の押出しができ、かつ押出時の強制空冷により焼入れが可能である。KOKとしても、本合金での最小肉厚の追求、押出時の焼入れ特性等についての試作・試験を行い、押し出し加工面では6063合金と同等の良好な押出性を有するため、前掲の図1～2に示したように従来のものより相当の薄肉広幅形材と中空形材の生産が可能なことが確認された。

ただ、本合金はAl-Si-Mg系のなかでも焼入れ感受性が高い方なので、プレス焼入れ時の強制空冷に当って、さらに冷却能力を増加することにより所要の機械的性質を満足していることが確認されている。

6N01合金による大型中空形材を最初に採用した山陽電気鉄道3050系電車の床材には、図11に示す広幅多孔中空形材が使用された。引続いて、京阪電気鉄道6000系電車、帝都高速度交通営団銀座線01系試作車、日本国有鉄道203系通勤電車等の幕板、床等に使用され、その使用比率は表4のとおりとなっている。



6N01合金、角コンテナ押し出し
巾558mm
肉厚3.2mm(上・下の板)

図11 山陽電気鉄道3050型電車床材

表4 中空形材の使用比率

	山陽電鉄3050系車 ⁽¹⁾	営団地下鉄銀座線試作車両 ⁽²⁾
形材／全アルミ材	78.8%	90%以上
中空形材／全アルミ材	50.7%	—
中空形材／全形材	64.3%	—

注。(1)川崎重工業㈱提供、軽金属車両委員会資料LR-4-1による。

(2)帝都高速度交通営団提供、同上資料LR72-1による。

図11に示した床材は幅558mmで上下板面間に七つの中空部を有する薄肉中空形材であり、製品長19mに及ぶ長尺材をそのまま長手方向に連続溶接して床を組立てるため、形材の曲り、捩れ、上下板面の平坦度、断面寸法精度等がそのまま完成車両の精度に影響するので、要求品質は当然厳しいものとなる。

押出しあはポートホール・ダイスによる角型コンテナ押し出しどなるが、ダイス構造も床材に七つの中空部を形成するため、当然これに相当する細いマンドレル・コアを持った複雑で、かつダイス幅一杯に孔を切った構造となる。高圧力下での押し出しにおいては、僅かのダイスの撓みやメタル

フローによるマンドレルの引張りや曲げ等が形材の寸法精度に複雑な影響を及ぼしやすく、これが形材の形状崩れや肉厚の変動をきたすこととなる。また極限での押出力を受けるため、とくに、使用されるダイスは大型であるため、鋼塊が大きいほど表面に比べて中央部の鍛錬効果が劣るわけであるが、反面、ダイスに要求される強度は、中央部である程大きな撓みを受けるため最も苛酷な条件を満足しなければならない、という相反するものとなっている。

ホローダイスにおける応力解析としては、雄型のマンドレル、ポートにかかる応力の最大値がそれぞれ 130kg/mm^2 、 155kg/mm^2 という報告や、ソリッドダイスの場合の約2倍の応力が負荷される例もある。そのため、ダイスの撓みによる肉厚の変動はもちろん、ダイス破損等、極めてきびしい条件下にあるのが実状で、我々材料メーカーとしてはこれらの工具寿命の点からのコスト低減対策と、より複雑な形状の広幅中空形材の製作範囲の拡大、及び高品質化に取り組み努力している。なお、大型ダイス鋼材や熱処理に関する業者の方の絶大なる関心と協力を併せて要望したい。

4. 車両用硬質合金中空形材

中空形材は、一般にはポートホール・ダイスを用いるため、押出された形材は必ずメタルの溶着部を有する。従って、この方法は溶着の容易な軟質および半硬質の合金に限定され、硬質合金中空形材の製造には継目無管の押出しと同様にマンドレルを用いることとなる。この方法は中空形材の内径および形状を決定するマンドレルをビレット内部に貫通させて中空形材を製造するので(図12参照)、メタ

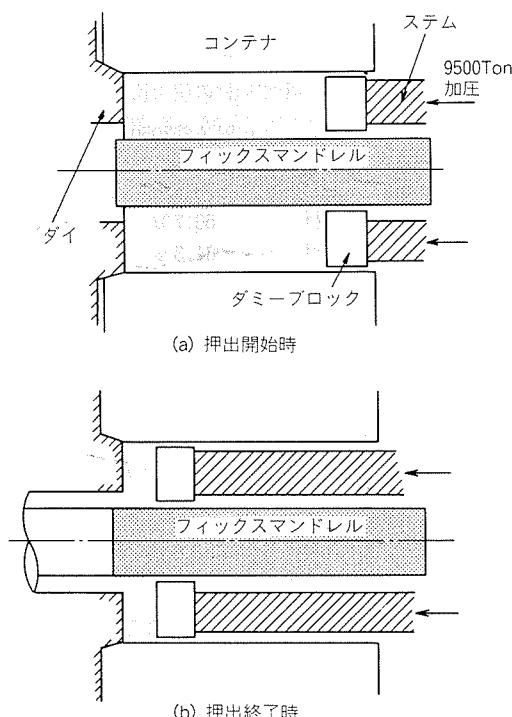


図12 マンドレル法

ルの溶着部(ウエルド・ライン)が無く、融着性に乏しい硬質合金の中空形材の製造に適している。

しかし、中空形材のマンドレル押出しは管の押出しと異り、形材の形状や肉厚が非対称な場合には硬質合金のメタルフローの調節が困難で偏肉が出易い。また、薄肉材の製造が難かしく、中空形材の外接円が小さく、かつ中空部の形状が単純なものに限られるなど制約がある。しかし、これらの制約を乗り越え、如何に製作範囲を拡大するかに早くから挑戦しており、現在、この分野での見るべき成果を得つつある。

車両に使用された一例としては、東北・上越新幹線車両の7N01合金の大型中空形材の枕はりや、5083合金の下台受けはり等がある(図13参照)。枕はりは車両構体重量を

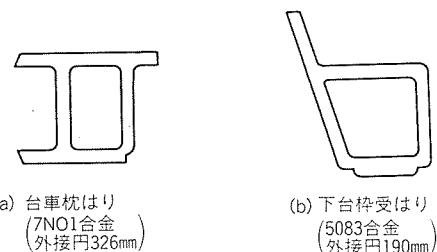


図13 マンドレル法による中空形材

車軸に受けるので最も信頼性を要求される重要な部材であり、しかも形状、肉厚が非対称であるためマンドレル押出しで偏肉が出やすく、それが曲りやねじれを誘発することとなる。これの解決については、当初、数回におよぶ工具の設計変更を行うなどして、高精度・高品質の製品が得られたものである。

また、下台受けはりについては、東北・上越新幹線962型試作電車の当初のモックアップの段階では中空形材を用いず、二つの形材を溶接で接合して中空部を形成する方式をとっていた。これを途中からマンドレル法により5083合金中空形材の生産が十分可能で、また、試作品も精度を確保することができたため、採用されたものである。

同法による硬質合金中空形材は他の用途面でも多く生産されているが、まだ形状的な制約が大きく、需要分野の拡大を目的として更に一層の技術的研鑽を積んで行く所存である。

5. 広幅薄肉大型材押出しのための角型コンテナライナの強度向上について

広幅形材の押出しは角型コンテナ(図14参照)と呼ばれる加熱された耐圧容器にビレットを装入し、ステムによってダミー・ブロックを介してビレットに圧力を負荷し、所定の孔形状を有するダイスによって広幅形材が製作される。

この場合、最も問題になるものの一つにコンテナライナがある。後述するように、角型コンテナは高圧力の苛酷な条件で押出しが繰返されるため、ライナに再々割れが発生

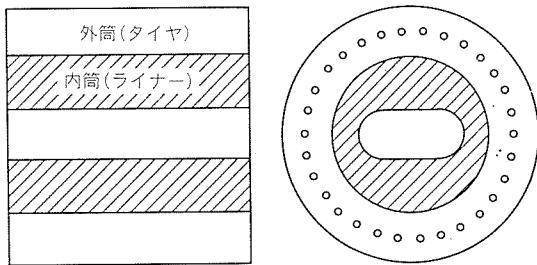


図14 角型コンテナ

する。その対策について検討を続けてきたが、以下に述べるように現在ライナを4個のセグメントにより分割構成されたものを試作し、押出しを行っている。これの使用により従来と比べてより薄肉広幅形材の押出しが可能となり、かつ従来よりも相当長寿命となることが期待されている。

(1) 押出しに使用されるコンテナの構造 アルミニウム合金押出用コンテナは、一般に丸孔のものが使用されているが、広幅形材の押出しへには形材の幅を大きくするため前述のように角型コンテナが使用される。

これらのコンテナには、ライナ（内筒）とタイヤ（外筒）を焼嵌めによって組合せた二重筒、または三重筒のものがあり、ビレットの温度がコンテナ内部で低下すると押出しが不可能になるため、ビレットの加熱温度近くまで常時加熱保持されている。この加熱方式は種々あるが、大型押出機のコンテナの場合には外周部より誘導加熱する方式によって加温するのが普通である。

(2) 押出時におけるライナへの力のかかり方 コンテナのライナは押出時のビレットの圧力によって拡がる力を受け（図15(a)参照）、その力がある限界を越えると当然割れることとなる。従って、コンテナが安全に使用されるためには、前もってコンテ内部に縮めようとする力を与えておき、押出し中に発生する大きな張りの力を打消すようにすることが必要となる。その方法としては一般に焼嵌めをした丸型コンテナは図15(b)のようにライナに縮めよう

とする力が、またタイヤ側には張りの力が発生している。この方法で組合せたコンテナで押出しを行うと、図15(a)と図15(b)を重ね合せた力がコンテナ内に作用することになる（図15(c)参照）。ライナの張りの力の大きさは、図15(c)の方が図15(a)の状態より相当小さく、それだけコンテナは安全に使用することができるところとなる。

しかし、広幅形材の押出しへは前述のように角型コンテナに依存しなければならず、また硬質合金で薄肉の広幅形材はそれだけ大きな押出圧力を必要とするため、角型コンテナのライナに大きな負荷がかかり、非常に苛酷な状態で使用されることとなる。さらに、角型コンテナは丸孔コンテナと異り両端にR部を有しているため、圧力が負荷された状態でのR部における応力分布はRの先端部において最大となり、応力振幅の繰返しによる疲れ破壊が大きな問題となる（図16参照）。従って、この応力集中や押出時の摩耗に抗し得る性質を必要とするため、高温時にも比較的高い硬さを保持することが望ましいが、硬さがあまり高くなると韌性を失うこととなる。

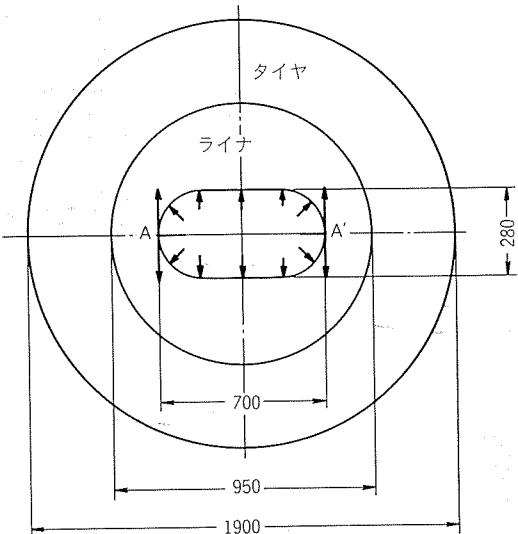


図16 角型コンテナの押出時の応力状態

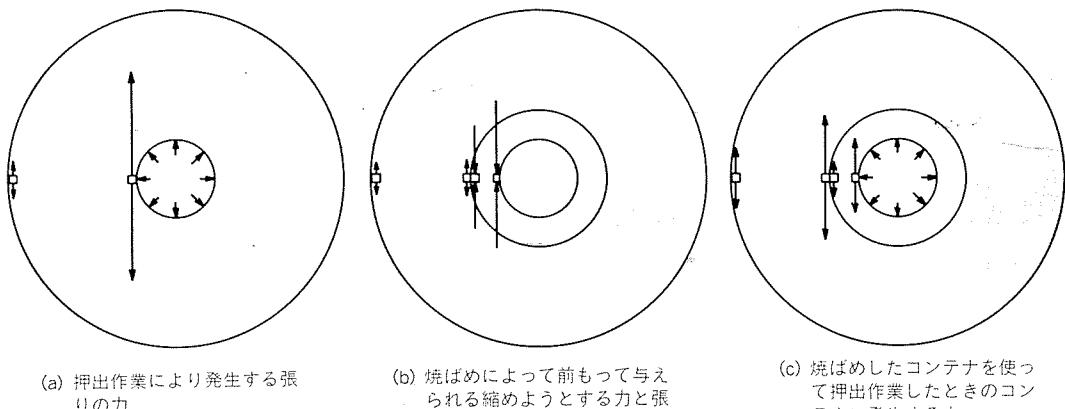


図15 コンテナに押出時に作用する力

（矢印は張りの力か縮めようとする力の方向を示し、また矢印の長さはその力の大きさを示す。日立金属技術資料による。）

コンテナライナの破損を防ぐために、タイヤにライナを収容して防止するが、ライナを保持する焼嵌めによる圧縮応力をライナに均等に伝えるためには、正確な焼嵌めが必要で、かつ押出時のライナの引張応力をライナ材料の弾性限内に抑えるためにはタイヤとライナとの関係が重要となる。

KOKにおいては硬質合金で、かつ薄肉の押出比の高い広幅形材の角型コンテナによる生産が多いため、過去にライナの割れ破損が数回発生している(図17参照)。しかも、ライナの交換修理は1回当り3,000万円にも及ぶため、ライナ寿命は最も大きな問題である。この解決策として、鋼材メーカーの協力を得て光弾性実験などによる応力分布の検討や鋼材組成などの研究が進められてきた。一例として応力負荷時の光弾性写真を図18に示した。

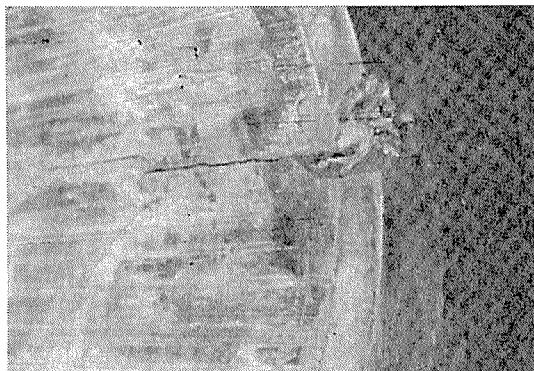


図17 ライナの割れ状況

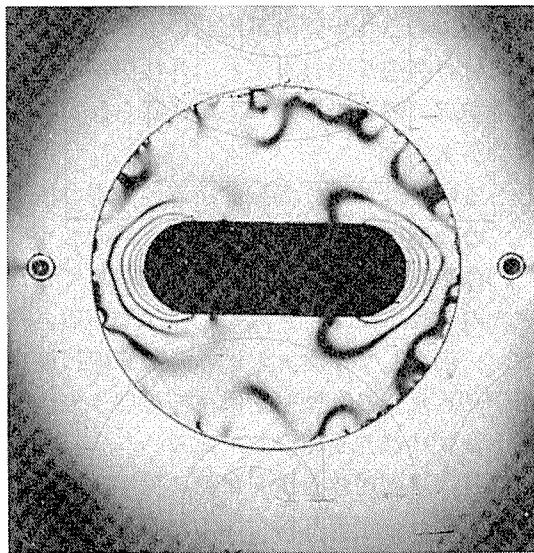


図18 光弾性による綱模様写真

(3) 新角型コンテナライナの試作 上述のように、角型コンテナは丸孔コンテナと異なり、使用時の熱応力、押出時の三次元的な応力振幅の繰返し等を考慮した適正なライナ形状と寸法、焼嵌め方法、鋼材組成や押出時のコンテナ温度管理、押出時の圧力負荷等の適正操業条件面で、多くの技術的課題を持っているが、KOKでは従来の一体式

ライナに代えて図19に示す分割セグメント方式に一部改造して生産に供している。

本方式の特徴は、四つのセグメントを組合せてライナを構成し、かつその外周を中間筒と外筒のタイヤで焼嵌めしたものである。応力集中を分散化し、また応力振幅を小さくすることにより寿命の向上を計ろうとするもので、現在2年を経過しており、この間、車両用の広幅薄肉の屋根材や、床材としての広幅中空形材等の押出しに使用して全く異常が見られない。

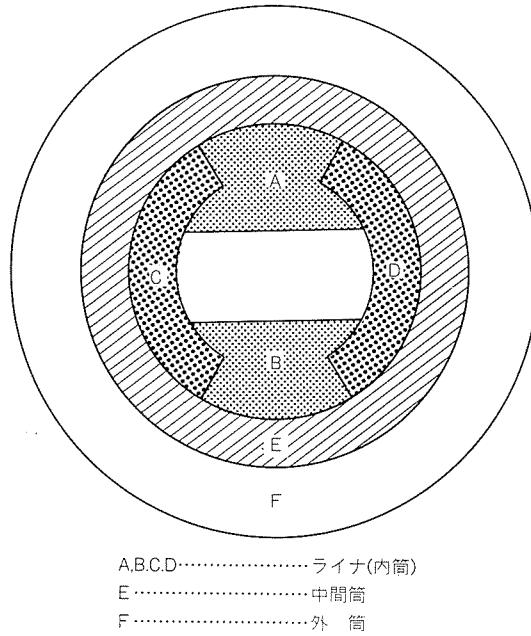


図19 新角型コンテナ

6. 車両用テーパー形材

押出しはダイスのオープニング寸法によって肉厚が決定され、全長にわたって同一肉厚の形材や管を得るのが、通常である。特殊な方法として押出し中にダイスを特殊機構により分割開放することによりステップ段付形材が航空機用材等で生産されている例がある。しかし、このステップ段付押出法は押出し中にダイスを逐次分割するため、押出長手方向に対し増肉段付形状のものしかできない。

そこで、KOKでは、押出長手方向に対し片側(管の場合内径側)が増肉 \leftrightarrow 減肉、または減肉 \leftrightarrow 増肉(または、これらの複数の組合せ)が自由にできるテーパ状形材やテーパ付管等の押出技術の開発を進めてきた。この原理はステップ・シリンダを利用してテーパマンドレル・サイクル押出しを行い、ダイスとマンドレルの先端のテーパ・チップの相対位置を制御することにより所要肉厚を変化させるものである。

図20は9,500 Ton大型押出機の機構と関係図を示す。ここで各シリンダの働きについて説明すると、ピアシング・シリンダ④はマンドレル⑫の動きを支配する働きをし、またメイン・シリンダ①は圧力をかけてステムを前進させる

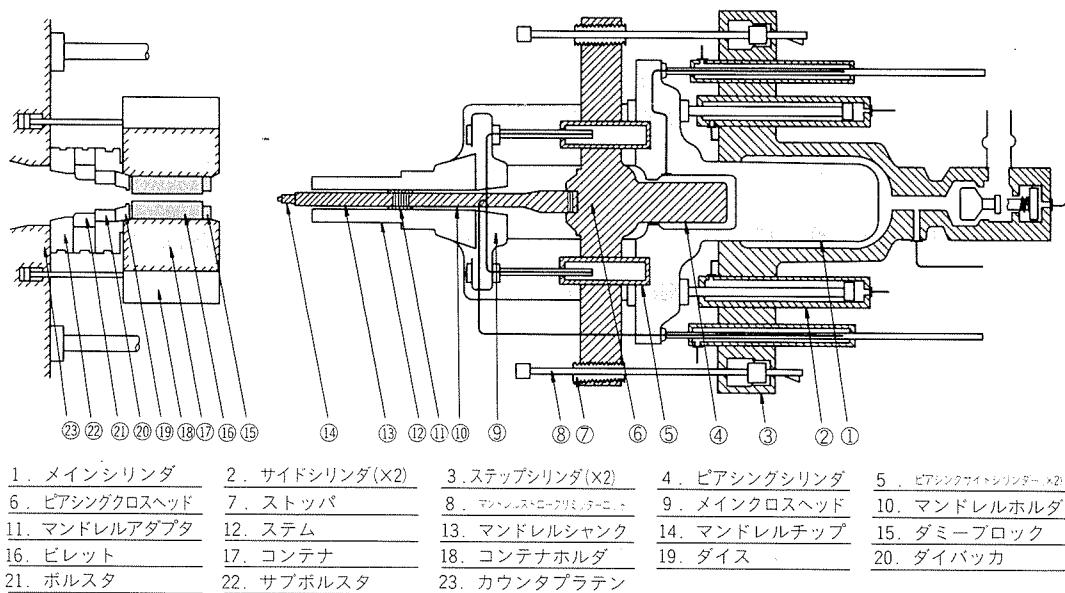


図20 9,500 Ton 押出機の概略図

ことによって押出しを行う働きをする。ステップ・シリンダ③は押出中にマンドレルの位置を制御する場合に使用されるもので、テーパ状形材やテーパ管の押出しがこのシリンダの働きによって実現可能となる。

テーパ状形材やテーパ管の押出しひにおいては、ダイス⑯とステム⑰、ダイスとマンドレル先端のテーパ・チップ⑭のそれぞれの相対位置を制御することが重要な技術となる。そのためには、ステムやマンドレルの必要位置の情報をあらかじめ与えておき、その信号に従ってステップ・ポンプからステップ・シリンダに油が注入されてマンドレルが作動する特殊なステムとマンドレルの位置制御検出装置を用い、これらの位置を正確に検出しながら押出しを行う方法で、実用化可能となっている。このような機構によって、ダイスとステム、ダイスとチップの相対位置が正確に定まるの

で、押出管や形材のテーパの開始点や終了点および形状を制御することができ、マンドレル先端に装着したチップ形状に対応したテーパ状管や形材の製造ができるわけである。ただし、管の場合は内面テーパ、形材の場合は片側のみテーパとなる。

KOK ではこの技術を利用して早くよりアルミニウム合金製石油掘管の試作を進め、試作品を完成した。石油掘管は継手強度の面より両管端を増肉し、中央部では減肉となる形状のテーパが使用されるため、このテーパ押出法を用いたわけである。さらに、外側（外径側）を増肉させるため、押出後抽伸を施すことによって内径を一定とし、成形加工して製造することができる。テーパ形材についても試作に成功し、図21に示すような単純な断面をもつテーパ状形材が製造可能である。

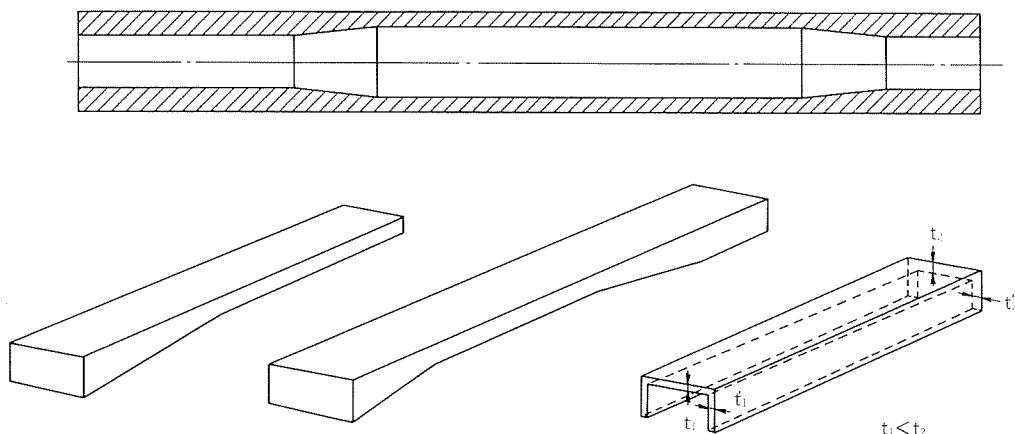


図21 内面テーパ管およびテーパ形材

車両用構造材として必要な部分は増肉し、必要強度を確保したテーパ状形材が使用可能な部分も多いと考えられるので、今後、さらに製造範囲の拡大と実用化に向けて努力する所存であり、需要面から多くの方のご要望やご意見を頂戴できれば幸いである。

7. おわりに

アルミニウムの材料価格は鋼材に比し相当の割高となるが、材料費の超過分を大型押出形材の採用により、車両製作コストの下げる工数および溶接線長の短縮による溶接ひずみ取り工数の削減、さらに機械的締結の混用や治具の効率化が計れる。したがって総合的な車両工作費の合理化と本来の目的である車両の軽量化の見地から、大型押出形材を全面的に採用したアルミニウム合金製車両は世界の趨勢でもあり、今後、加速度的に増大して行くものと期待して

いる。

しかし、高強度のスキン・ステンレス板を用いた軽量車両も相当数出現してきており、これとの競争も激しくなってきており、今日、材料メーカーにおいてもより一層の信頼性の確立、材料精度の向上等、課せられた責務は重い。

本報においては、大型押出形材の車両への適用の現状について述べた。さらに、まだ商品化されていないテーパ形材についても触れて、その実用化について推進していく予定であり、今後識者のご協力を賜れば幸甚である。

KOK は技術開発の歴史も浅く、その内容も貧しいため参考になることも少なく、また、筆者の理解不足により不備な点も多々あったことをお詫び申し上げる。

最後に、本報をまとめるに際して、軽金属車両委員会報告書及び同委員会資料その他から一部引用させて頂いたので、謝意を表する。