

論 文

5182アルミニウム合金溶湯圧延材の鋳造組織及び諸性質*

渡辺 良夫** 森山 勉***
宇野 照生****

Structure and Properties of a Strip Cast
5182 Aluminium Alloy

Yoshio Watanabe, Tsutomu Moriyama and Teruo Uno

住友軽金属工業株式会社技術研究所

5182アルミニウム合金溶湯圧延材の鋳造組織及び諸性質*

渡辺 良夫** 森山 勉***
宇野 照生****

Structure and Properties of a Strip Cast 5182 Aluminium Alloy

Yoshio Watanabe, Tsutomu Moriyama and Teruo Uno

Recently, many studies have been carried out about strip casting process. However, most of them have been concerned with pure aluminium, Al-Fe and Al-Mn base alloys. Few of them have been carried out about Al-High Mg alloy.

In the present study, 5182 aluminium alloy was fabricated by twin roll strip casting process and evaluation tests were carried out compared with conventional DC casting process.

Although some cast defects inherent to strip casting process were observed, 5182 aluminium alloy could be successfully cast by strip casting process. In addition, these cast defects could be minimized by the control of cast conditions and heat treatment after casting.

Strip cast coils were cold rolled to 0.3mm thickness sheets for can end stock and evaluated. Mechanical properties and formability of the sheets by strip casting process were similar to those by conventional DC process. It was suggested that can end stock could be fabricated by the strip casting process.

1. 緒 言

アルミニウムやアルミニウム合金の薄板は、一般にDC (Direct Cill) 鋳造法で鋳造されたスラブを圧延することによって得られるが、溶湯から直接数mm～数10mm厚の板を鋳造する方法もいくつか考案されている^{1)～4)}。Hunter Engineering法³⁾やScal 3C法⁴⁾に代表される双ロール溶湯圧延法もその一つであり、一般的DC鋳造と熱間圧延を組み合わせたプロセスに比べて、設備投資費やエネルギー消費量が少なく、歩留まりが高い等の理由から、近年その利用例が増加している⁵⁾。

このプロセスでは、一対の水冷ロールを回転させ、その間に溶湯を供給して、厚さ数mm～10mm程度の薄板が直接鋳造される。円形のロールを鋳型として用いているため、鋳造中材料はロールと強く接触し、凝固収縮に

伴うエアギャップが形成されにくく、凝固時の冷却速度はDC鋳造と比べて著しく大きくなる。したがって、鋳造組織が微細で、固溶量の多い材料が鋳造でき、この特性に関して、純アルミニウム⁶⁾やAl-Mn系合金⁷⁾あるいはAl-Fe系合金⁸⁾を中心に種々研究が行われている。しかし、鋳造組織に関する報告⁹⁾は少なく、また成形用材料や構造用材料として広く用いられているAl-High Mg合金を扱った例¹⁰⁾もほとんどない。

そこで、本研究では双ロール溶湯圧延法でAl-Mg系の5182合金を鋳造し、その鋳造組織と圧延後の諸性質を調査し、DC鋳造の場合と比較した。

2. 実験方法

実験に用いた5182合金溶湯圧延材とDC鋳造スラブの化学成分をTable 1に示す。溶湯圧延材はFig. 1に示す方式の実機双ロール溶湯圧延機で板厚5.5～7.5mmの広幅コイルに鋳造し、DC材は厚さ500mmのスラブに鋳造した。

上記材料にFig. 2に示す工程で加工熱処理を施し、そ

* 軽金属学会第80回春期大会（平成3年5月、於・名古屋市）にて一部発表

** 技術研究所プロセス研究部

*** 技術研究所金属材料第一研究部

**** 技術研究所プロセス研究部、工学博士

Table 1 Chemical composition of test alloys. (mass%)

| Test alloy | Si | Fe | Mn | Mg | Al |
|-----------------|------|------|------|-----|------|
| Strip cast 5182 | 0.09 | 0.26 | 0.29 | 4.8 | bal. |
| DC cast 5182 | 0.12 | 0.28 | 0.31 | 4.5 | bal. |

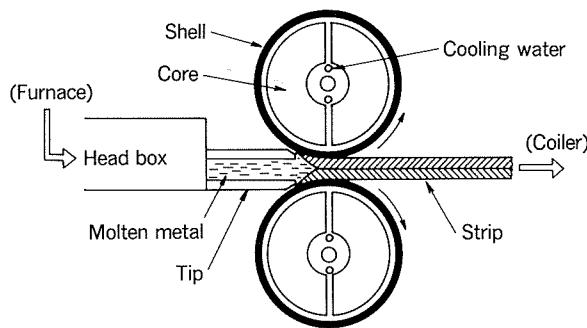


Fig. 1 Schematic diagram of twin roll strip caster.

の特性を下記要領で調査した。

まず、溶湯圧延材とDC材の鋳造組織を比較し、溶湯圧延材については、このプロセス特有の鋳造組織や欠陥も調査した。次に、溶湯圧延材とDC材共に均質化処理を施し、溶湯圧延材は冷間圧延で、DC材は熱間圧延と冷間圧延で板厚2mmとし、400°Cで1h焼純した材料の加工硬化特性を調査した。また、85%の冷間圧延で板厚を0.3mmとした材料の軟化特性を調査すると共に、205°Cで0.3hの熱処理を施し、缶エンド材としての特性を調査した。205°Cの熱処理は缶エンド材の塗装焼き付け処理を想定して実施したものである。なお、溶湯圧延後の均質化処理は500°Cで16hとした。

3. 実験結果及び考察

3.1 凝固組織

Fig. 3 は板厚5.5mmの溶湯圧延材とDC材の代表的な鋳造組織を示す。どちらも圧延面から板厚の1/4内部の組織である。溶湯圧延材のデンドライトや晶出物はDC材と比べて著しく微細であり、急冷されているのが明らかである。

Fig. 4 は溶湯圧延材の板厚方向のDAS (Dendrite Arm Spacing) の分布とDASから推定される¹¹⁾冷却速度を示す。DASは3~4.5 μm程度であり、推定される冷却速度は10~10°C/s前後となる。これに対して、DC材の冷却速度は10~10°C/sであった。また、溶湯圧延材ではDASの分布が板厚中心を最大としてほぼ板厚方向に対称となっており、上下ロールの冷却効果が同一であったことを表している。

Fig. 5 は鋳造方向平行断面の結晶粒組織を示す。溶湯圧延材の結晶粒組織は板厚中心を対象軸として鋳造方向

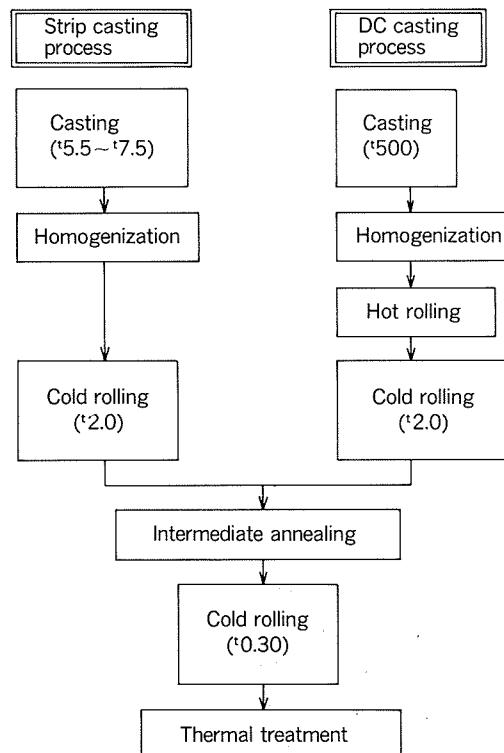


Fig. 2 Fabrication process of test sheets.

にある傾きをもって形成され、この傾きからサンプ長さを推定できる。Fig. 6 と式(1)~(4)はその関係を示す⁹⁾。

$$y = (t_1/2) \tan \phi_1 \quad (1)$$

$$S_1 = S - y \quad (2)$$

$$t_2 = S_1^2 / R + t_0 \quad (3)$$

$$\tan \phi_1 = (t_2 / t_0)^2 \tan \phi_0 \quad (4)$$

Fig. 5 に示した溶湯圧延材は板厚5.5mm、鋳造速度20mm/s、セットバック50mmの場合であり、サンプ長さは式(1)~(4)より10mmとなる。したがって、溶湯がロール間に供給されてから0.5秒で凝固が完了したことになる。また、Fig. 6 から明らかなように、溶湯圧延法では材料が凝固完了位置からロール中心線に移動するまでの間に熱間加工を受けることになる。板厚方向での平均の加工度は式(5)で表され、Fig. 5 の溶湯圧延材では25%となる。ただし、加工は表層で強く、中心部では弱いことがFig. 5 の組織から推定される。

$$\text{red.} = (t_2 - t_0) / t_2 \quad (5)$$

3.2 溶湯圧延法に特有の鋳造組織と欠陥

溶湯圧延材では、DC材にみられない特有の鋳造組織や欠陥がみられた。

3.2.1 エッジクラックとエッジマーク

Fig. 7 (a) は一般の圧延材でもみられるエッジクラックと、これに連続するエッジマークの外観を示す。

エッジクラックは溶湯圧延時の加工によって発生する熱間割れである。

エッジマークはエッジから数10mm内部を起点として

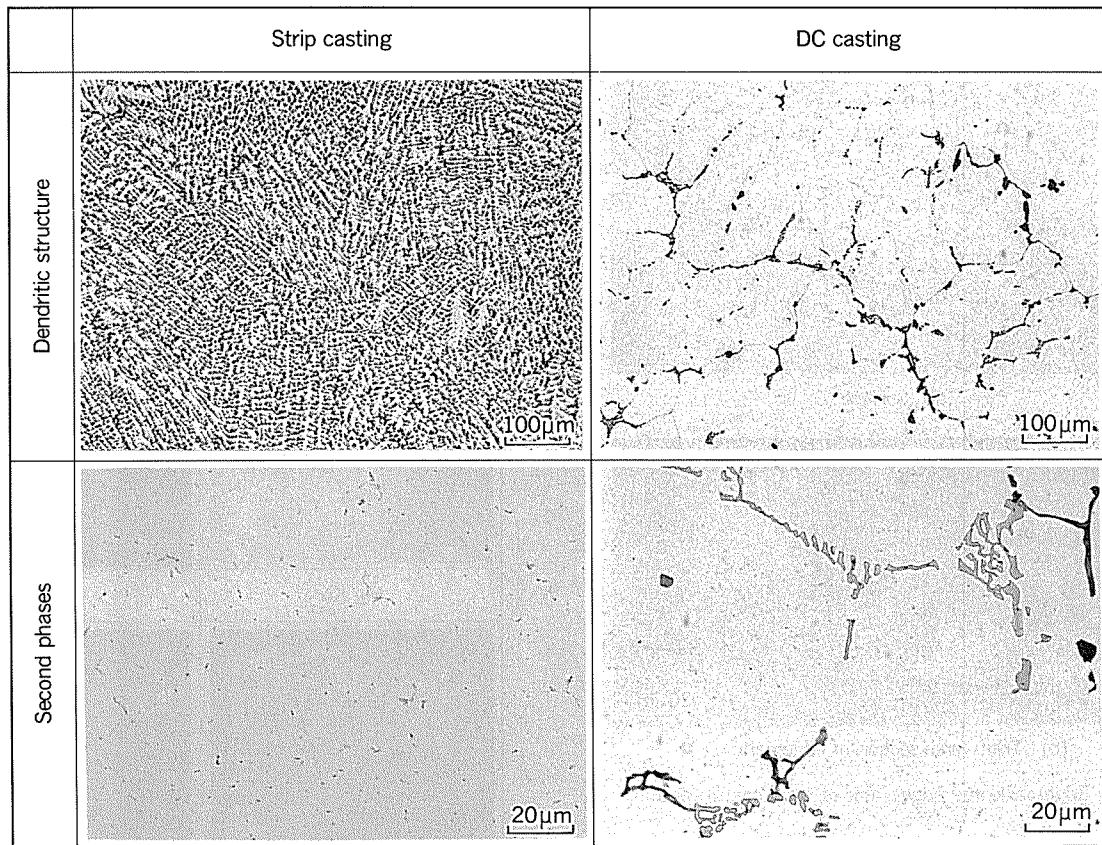


Fig. 3 Microstructure of strip cast and DC cast 5182 alloys in as cast condition.

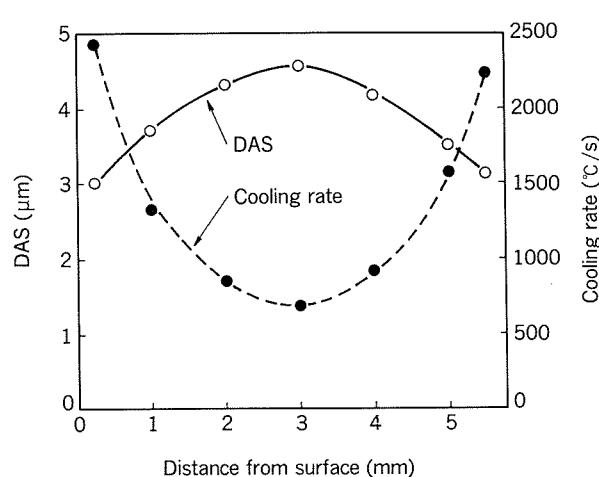


Fig. 4 Dendrite arm spacing (DAS) and cooling rate through thickness of strip cast 5182 alloy.

発生し、鋳造の進行に伴って徐々にエッジに移動し、最終的にはエッジクラックに連続するという現象を繰り返す。また、Fig. 7 (b) に示されるようにエッジマークは Mg の偏析であり、粒界に沿って形成されていた。

3.2.2 中心線偏析

Fig. 8 は板厚方向で最終凝固部となる板厚中心にみられた中心線偏析を示す。Fig. 9 に示す EPMA 面分析結果から明らかなように、偏析成分としては、若干 Fe, Si,

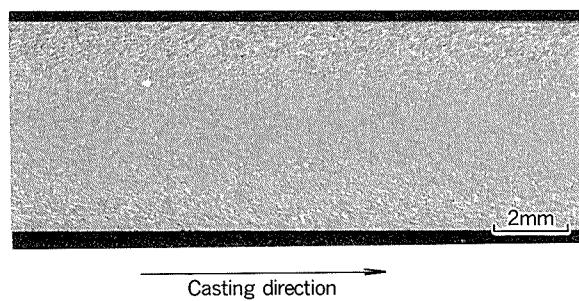
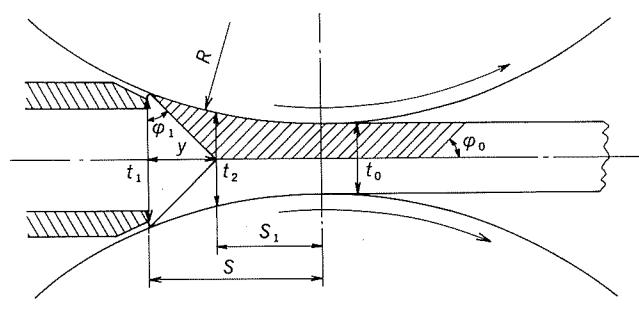


Fig. 5 Grain structure of strip cast 5182 alloy in longitudinal section.



y : Sump length

ϕ_0 : Angle of grain structure

Fig. 6 Schematic diagram showing the process of solidification during strip casting.

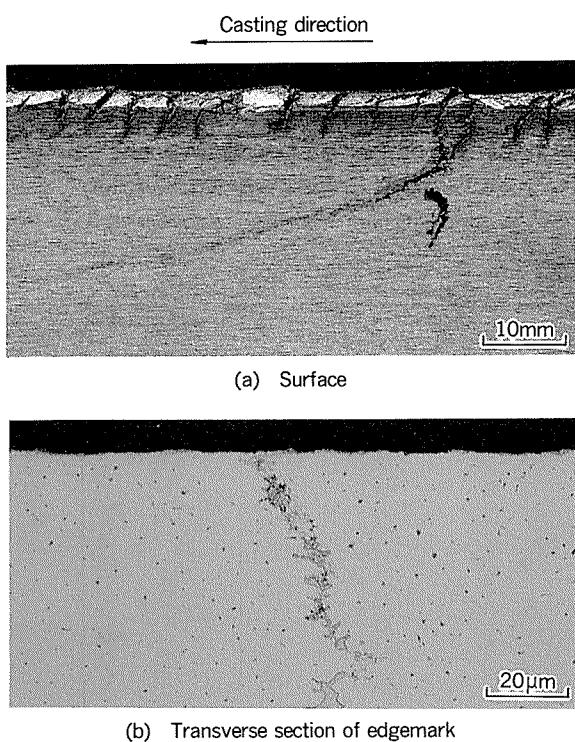


Fig. 7 Edgemark and edgecrack of strip cast 5182 alloy.

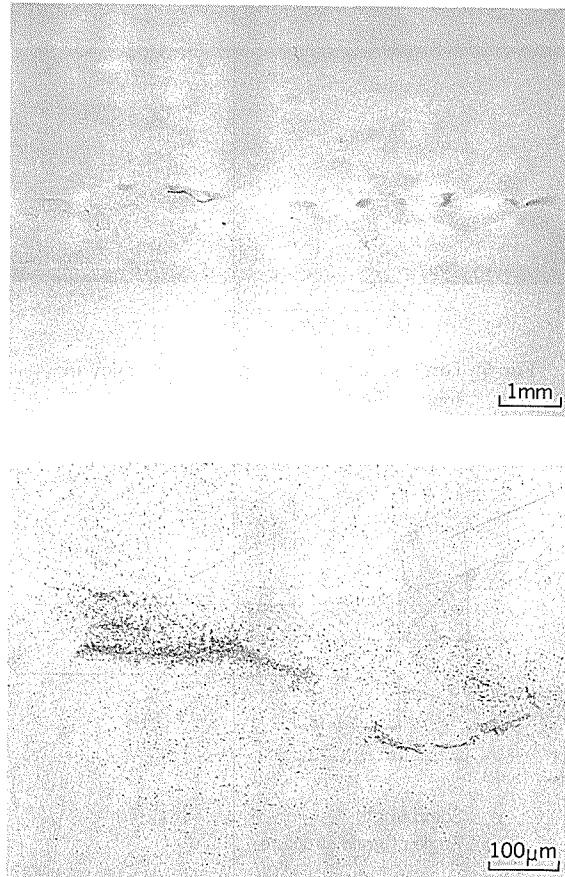


Fig. 8 Centerline segregation of strip cast 5182 alloy.

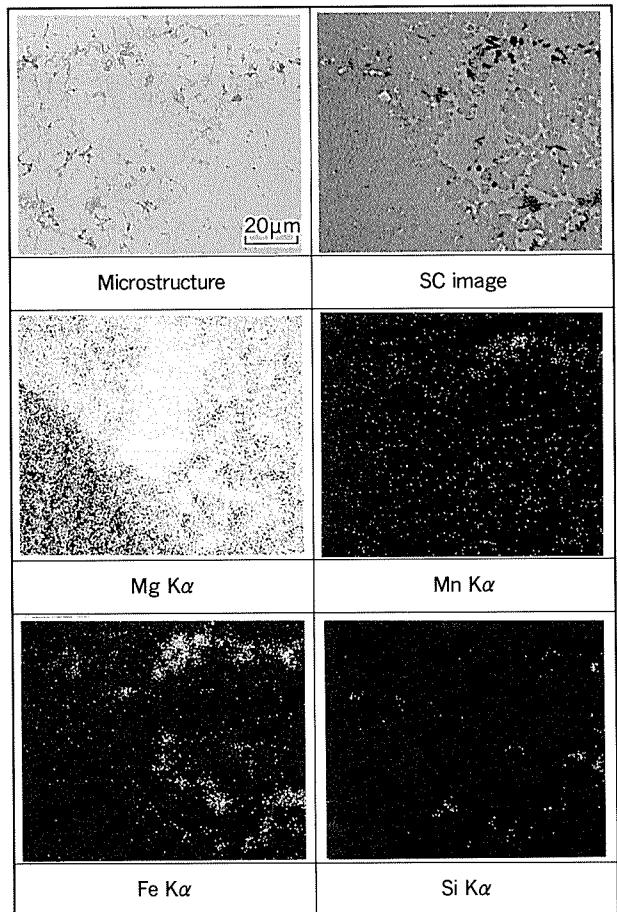


Fig. 9 EPMA analysis of centerline segregation of strip cast 5182 alloy.

Mnを含むが、ほとんどはMgである。特にMgが濃化した部分では β (Al_3Mg_2)相が晶出していると考えられる。

Fig. 10は30°C/hで400°C及び500°Cまで加熱し、8 h保持した後の中心線偏析と、MgのEPMA線分析結果を示す。鋳造状態では顕著な偏析が認められ、Mg量も30%程度まで濃化しているが、500°Cでの熱処理後ではMgの偏析はほとんど認められず、分析されるMg量もマトリックスと同程度まで低下している。ただし、Fe系やMn系あるいはMg-Si系の拡散しにくい化合物は、球状化はするものの周囲と比べて粗大な化合物として残存する。

溶湯圧延法は一種の加圧凝固プロセスであり、加圧によって溶質元素に富んだ溶湯が板厚中心にしみ出すことが中心線偏析の原因と考えられる¹⁰⁾。

この偏析は合金系の溶湯圧延材ではほとんどの場合に認められ⁹⁾¹⁰⁾、抑制することは困難であるが、板厚方向での温度勾配を小さくし、サンプが短くなるように鋳造速度を低下させることによって軽減することができる¹⁰⁾。また、偏析の主成分がMgであるため、Fig. 10に示したように熱処理によって偏析の大部分を拡散溶入させることができるとある。

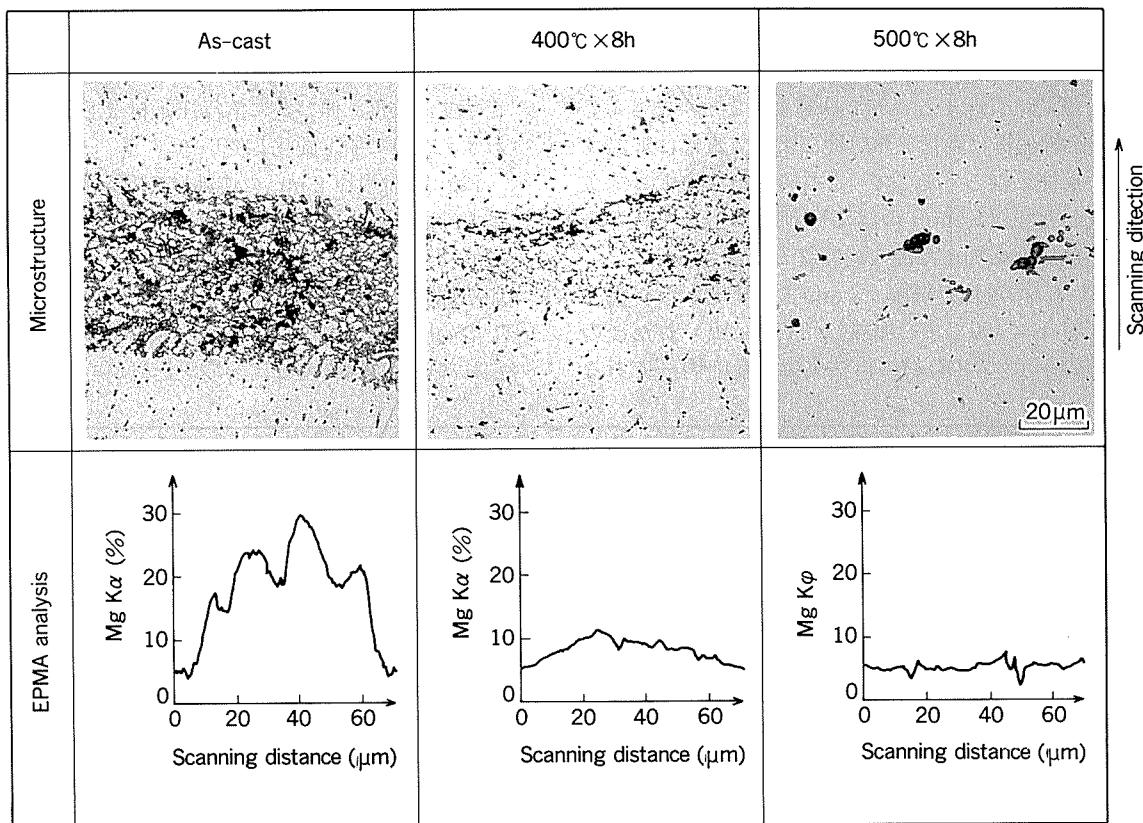


Fig. 10 Effect of homogenization condition on microstructure and Mg concentration of centerline segregation of strip cast 5182 alloy.

3.2.3 その他の铸造欠陥

Fig. 11 は結晶粒微細化材を添加しなかった場合に板面でみられたストリークと、その断面のミクロ組織を示す。この欠陥はエッジマークと同様の Mg の粒界偏析で

あるが、铸造方向に連続し、板面にランダムにみられた。このタイプの欠陥はまだ報告されておらず、発生機構は解明されていないが、湯流れの不均一分布によって板幅方向で局部的に凝固が遅れる部分に発生すると考えられる。

Fig. 12 は铸造方向に連続して材料内部にみられたキャビティを示す。チップ内でのガスや異物の堆積に起因する湯流れ不良が原因として考えられ、キャビティ周囲の組織にも異常が認められる。この欠陥の防止には、脱ガス処理や溶湯ろ過を確実に行うことが有効と考えられる。

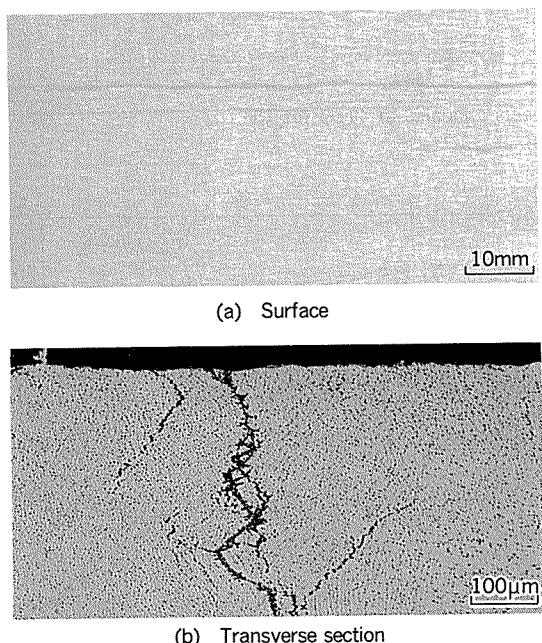


Fig. 11 Surface streak defect of strip cast 5182 alloy.

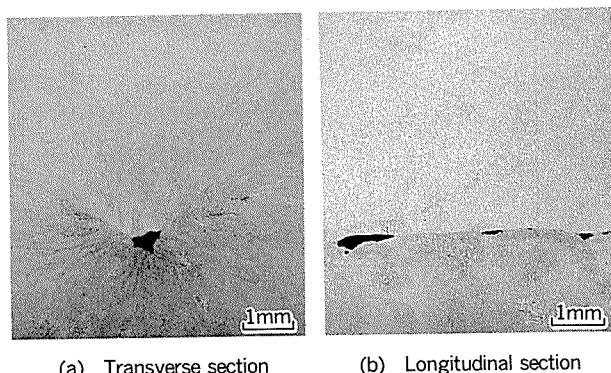


Fig. 12 Cavities observed in strip cast 5182 alloy.

3.3 圧延材の諸性質

上記のように、溶湯圧延材には様々な鋳造欠陥が発生するが、少なくとも偏析ストリーク、キャビティ等は鋳造条件を適切に管理することで抑制することができる。また、中心線偏析は適当な熱処理によって大幅に軽減することが可能となる。そこで、これらの方法によって欠陥を抑制した板厚5.5mmの溶湯圧延材について、さらに圧延・熱処理を加えた後の諸性質を調査した。

Fig. 13 は、均質化処理後、2mmまで圧延した材料を焼鉄（30°C/hで400°Cまで加熱し、1h保持）した後の再結晶組織を示す。DC材の再結晶粒は微細均一である

が、溶湯圧延材では幾分不均一である。

Fig. 14 は板厚2mmの焼鉄材をさらに0～85%の加工度で冷間圧延した後の機械的性質と冷間加工度の関係を示す。強度、伸び共に溶湯圧延材とDC材で差はみられず、同様に加工硬化している。

Fig. 15 は板厚2mmの焼鉄材を0.3mm（加工度85%）まで冷間圧延し、100°C～360°Cの熱処理を施した後の機械的性質と熱処理温度の関係を示す。熱処理時間は1h、加熱速度は30°C/hとした。軟化前と軟化後（280°C以上）で溶湯圧延材とDC材の機械的性質にほとんど差は認められないが、軟化温度は溶湯圧延材が約20°C高い。

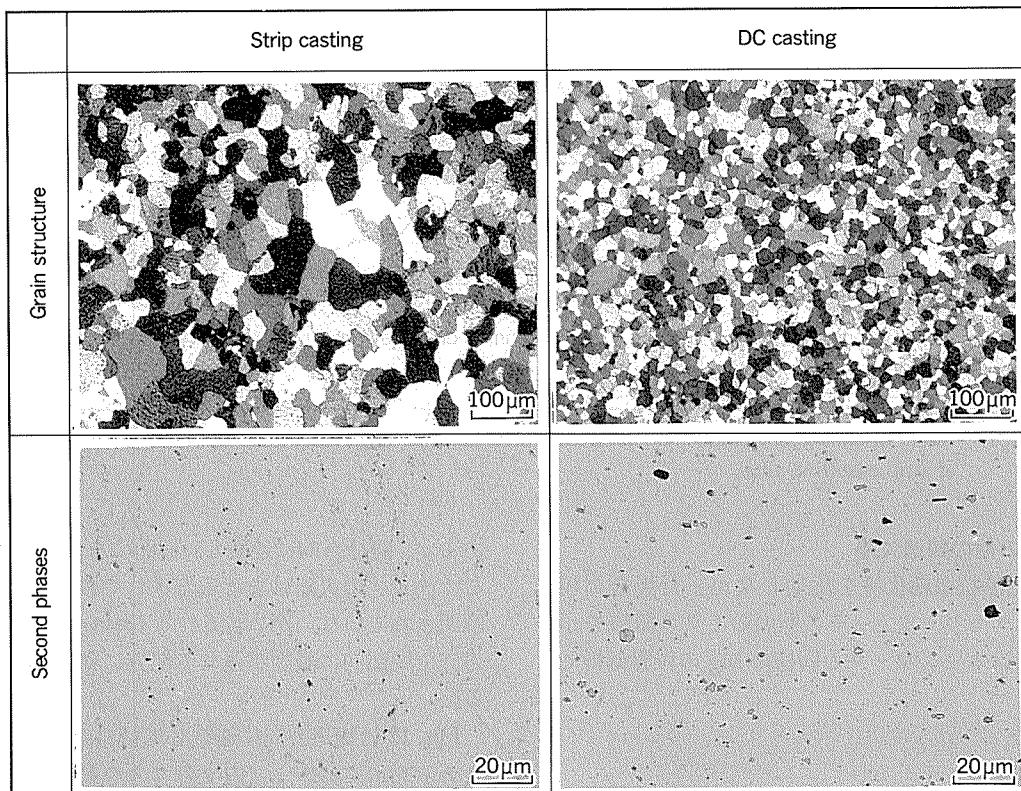


Fig. 13 Microstructure of 2mm thickness sheets annealed at 400°C for 1h.

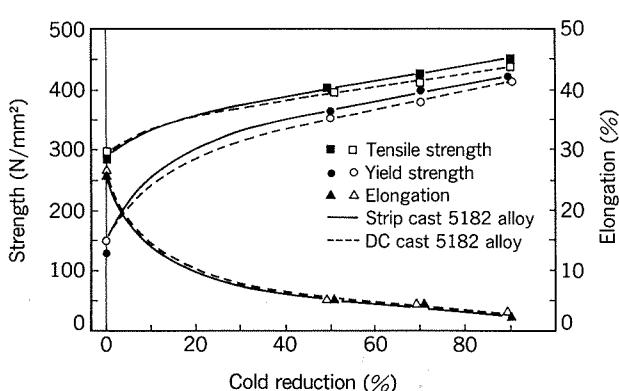


Fig. 14 Effect of cold rolling on mechanical properties of strip cast and DC cast 5182 alloys.

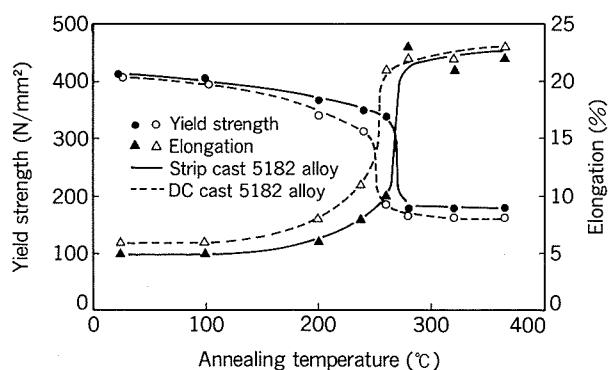


Fig. 15 Effect of annealing temperature on mechanical properties of strip cast and DC cast 5182 alloys (0.3mm thickness sheets cold rolled by 85% reduction).

最後に、冷間圧延で板厚0.3mmとした材料に205°Cで0.3hの熱処理を施し、缶エンド材として調査した諸性質をTable 2に示す。また、ミクロ組織をFig. 16に示す。溶湯圧延材は高強度でDC材と同等の伸び、エリクセン値となっているが、耳率はやや高い。耳率は最終の冷間加工度を小さくすることによってDC材並に抑制することができるが、この場合は強度も低下する。なお、Table 2に示す溶湯圧延材を用いて、缶エンドへの成形を試みたところ、特に割れ等の問題もなく成形が可能であった。

溶湯圧延材はDC材と比べて著しく急冷され、合金元素等の固溶量が多くなる。しかし、主合金元素で、加工

硬化に強く寄与するMgは熱処理によって溶入しやすく、均質化処理後のMgの固溶量に大きな差はなくなり、Fig. 14のように溶湯圧延材とDC材の加工硬化曲線はほぼ同じになったと考えられる。これに対して、拡散にくいMnやFe等の遷移元素の固溶量は熱処理後でもDC材と比べてかなり多かったと推定され、Fig. 15のように軟化温度の上昇がもたらされると共に、205°C程度の低温熱処理を施した場合は回復による強度低下が少なかったと考えられる。また、FeやMn等の固溶量が多い場合はFig. 13のように再結晶粒が不均一になりやすく、立方体方位の成長が抑制されると言われており¹²⁾、このために耳率が高くなつたと考えられる。

Table 2 Properties of 0.3mm thickness sheets after baking (205°C×0.3h)

| Teat sheet | Tensile properties | | | | Erichsen value (mm) | Earing(45°-4) (%) |
|---------------|--|--|--|-------------------|------------------------|----------------------|
| | Tensile direction to the rolling direction | Yield strength (N/mm ²) | Tensile strength (N/mm ²) | Elongation (%) | | |
| Strip casting | 0° | 319 | 392 | 9 | 4.5 | 7.0 |
| | 90° | 306 | 388 | 14 | | |
| | 45° | 298 | 374 | 14 | | |
| DC casting | 0° | 309 | 368 | 9 | 5.0 | 5.5 |
| | 90° | 308 | 375 | 10 | | |
| | 45° | 292 | 359 | 10 | | |

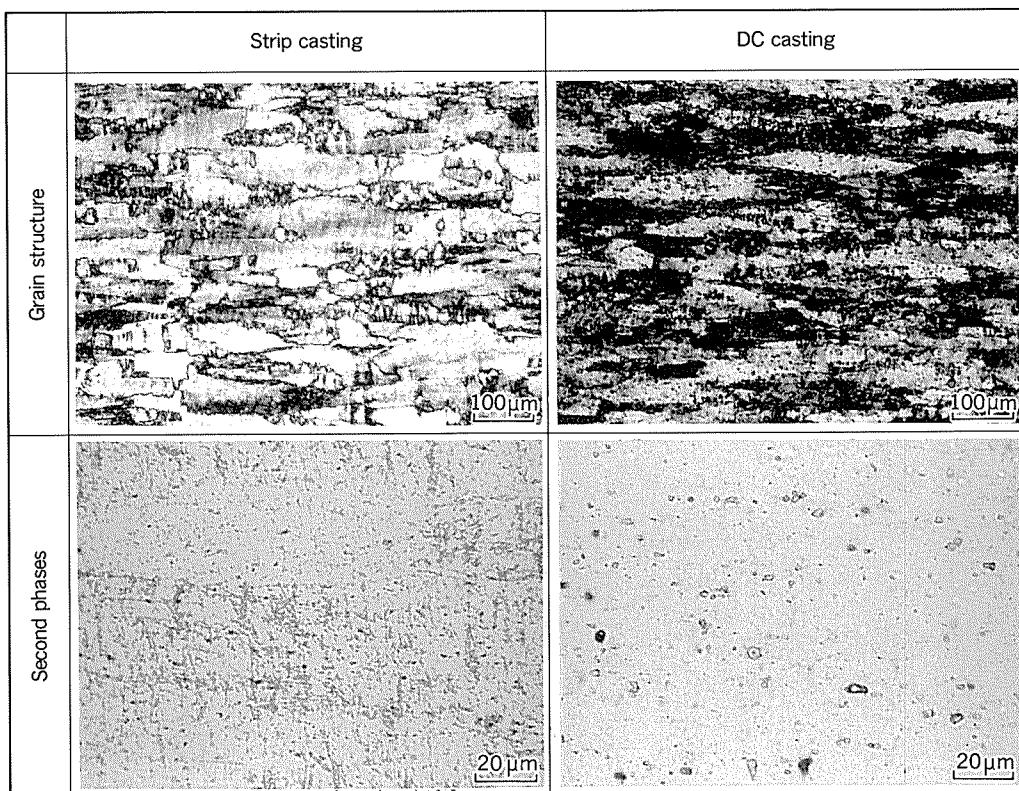


Fig. 16 Microstructure of 0.3mm thickness sheets after baking (205°C×0.3h)

4. 結 言

Al-Mg系の5182合金を双ロール溶湯圧延法で鋳造し、鋳造組織と圧延後の諸性質を調査したところ、次の結果を得た。

(1) 溶湯圧延材の鋳造組織は一般のDC材と比べて著しく微細となるが、DC材ではみられない特有の鋳造欠陥も発生することが明らかになった。

(2) 鋳造欠陥の多くは鋳造条件を適切に管理し、鋳造後に適当な熱処理を施すことによって、抑制あるいは大幅に軽減でき、圧延に支障のない健全な材料を製造することが可能であった。

(3) 板厚0.3mmまで圧延し、缶エンド材としてその特性を調査したところ、一般のDC材と比べて溶湯圧延材は高強度となったが、耳率もやや高くなかった。これらは、鋳造時に強制固溶されたMnやFe等の影響と考えられた。しかし、割れの問題もなく缶エンドに成形することは可能であり、溶湯圧延法によって缶エンド材を製造できる可能性のあることが明らかになった。

文 献

- 1) C. J. Petry : *Light Metal Age*, 33-11 (1975), 34.
- 2) E. A. Bloch and G. Thym : *Metals and Materials*, 6 (1972), 90.
- 3) G. Vassily : *Light Metal Age*, 33-10 (1975), 5.
- 4) P. Crouzet : *Light Metal Age*, 33-10 (1975), 17.
- 5) A. I. Nussbaum : *Light Metal Age*, 49-4 (1991), 8.
- 6) 坂田貢三、吉岡文孝、松添信行、久保木昭：
軽金属学会第62回大会講演概要、(1982), 103.
- 7) E. Nes and S. Sleolden : *Aluminium*, 55 (1979), 319.
- 8) D. Wieser, W. Gruhl, G. Ibe and F. Jeglitsch :
Metall, 40 (1986), 584.
- 9) H. Westengen and E. Nes : *Light Metals 1984*,
TMS-AIME, 1111.
- 10) I. Jin, L. Morris and J. Hunt : *Light Metals 1982*,
TMS-AIME, 873.
- 11) R. E. Spear and G. R. Gardener :
Trans. AFS, 71 (1963), 209.
- 12) K. Ito, K. Lucke and R. Rixen : *Z. Metallkunde*,
67 (1976), 338.

論 文

内面溝付き小径銅管の伝熱性能*

佐藤好生** 野世溪精***
目時寛**** 森田浩之****
鬼頭幸秀****

Heat Transfer Performance of Inner
Grooved Copper Tubes

Yoshio Sato, Tadashi Nosetani, Hiroshi Metoki
Hiroyuki Morita and Yukihide Kito

住友軽金属工業株式会社技術研究所

内面溝付き小径銅管の伝熱性能*

佐藤好生** 野世溪精***
 目時寛**** 森田浩之****
 鬼頭幸秀*****

Heat Transfer Performance of Inner
Grooved Copper Tubes

Yoshio Sato, Tadashi Nositani, Hiroshi Metoki
 Hiroyuki Morita and Yukihide Kito

The recent concern for more compact heat exchanger of room air conditioners is small bore inner grooved copper tubes of such as 7mm O. D., emerging from 9.52mm O. D.. The authors formed the smaller bore tubes of 4mm O. D. with various geometries of the inner grooves. The number of the inner grooves are 29, 40, 50 and 60. The depth of the grooves are 0.1mm and 0.15 mm. The lead angle of grooves ranges from 0 to 23 degree. We studied the heat transfer performance of 4mm O. D. tubes, compared to that of 7mm O. D. inner grooved tube.

(1) Contrary to the lead angle dependency for the heat transfer performance of 7mm O. D. tubes already reported, 4mm O. D. tubes with 0 degree of the lead angle outperformed the tube with the higher lead angle.

(2) The refrigerant pressure drop of all the grooved tubes was approximately 20% at the evaporation and 50% at the condensation higher than those of the smooth tube.

(3) The experimental data of the refrigerant pressure drop ΔP (kPa) of 4mm O. D. and 7mm O. D. tubes could be presented by equation (1) at the evaporation and equation (2) at the condensation;

$$\Delta P = 0.82 \times 10^{-3} G^2 / d_i \quad (\pm 6\%) \quad (1)$$

$$\Delta P = 1.76 \times 10^{-4} G^2 / d_i \quad (\pm 15\%) \quad (2)$$

where, G is refrigerant mass velocity ($\text{kg}/\text{m}^2\text{s}$) and d_i is inner diameter of tube (mm).

(4) To apply 4mm O. D. grooved tubes to the heat exchanger instead of 7mm O. D. grooved tubes, the pass number of distribution for 4mm O. D. tubes may be more than 4 or 5 times that for 7mm O. D. tubes from both points of the heat transfer coefficient and the pressure drop.

1. 緒 言

ルームエアコンの室内器においては、居住空間の有効・快適利用の観点から、小型化・軽量化の要求が強くなっている^{1)~4)}。室内器には銅管とアルミフィンから構成されたクロスフィンチューブ熱交換器が使用されており、

銅管は冷媒側熱伝達率の向上を目的として、内面溝付き管が応用されている。従来、内面溝付き管は外径9.5mmが主流であったが、ここ2~3年で外径7~8mmが主流となってきた。伝熱管を小径化することで得られる効果として、空気側における管の後流域いわゆる死水域の減少及びフィン効率の向上が期待できると報告されている²⁾。また、冷凍サイクル内の冷媒（フロン）充填量の削減が可能となる⁵⁾。実験的には外径4mmの管を使用した例も報告されており⁶⁾⁷⁾、小径管の伝熱特性及び圧力損失に関するデータの蓄積が望まれている。

筆者らは外径4mmの内面溝付き管を試作し、冷媒R-

* 伸銅技術研究会誌, 29 (1990), 233に主要部を掲載

** 技術研究所応用研究部

*** 技術研究所応用研究部、工学博士

**** 伸銅所製造部

***** 伸銅所品質保証部

22の蒸発及び凝縮伝熱特性（管内平均熱伝達率及び冷媒圧力損失）に及ぼす内面溝の条数、ねじれ角及び深さの影響について検討した。また、この結果を外径7mmの溝付き管と比較し、熱交換器における外径4mmの溝付き管の適用性について考察した。

θ : 溝ねじれ角 [°]
 λ : 管摩擦係数 [-]
 ρ : 密度 [kg/m^3]

2. 試験方法

記号

| | |
|------------------------------|---|
| A : 溝断面積 | [mm^2] |
| C_p : 比熱 | [$\text{J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$] |
| d_i, d_o : 管内外径 | [mm] |
| G : 冷媒質量速度 | [$\text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$] |
| h : 溝深さ | [mm] |
| J : 溝条数 | [-] |
| K : 定数 | [-] |
| L : 管長 | [mm] |
| l : 濡縁長 | [mm] |
| ΔP : 冷媒圧力損失 | [Pa] |
| Q : 交換熱量 | [W] |
| S : 管外面積 | [mm^2] |
| T_{ci}, T_{co} : 热源水入出口温度 | [K] |
| T_{si}, T_{so} : 冷媒入出口飽和温度 | [K] |
| T_w : 管壁面温度 | [K] |
| ΔT : 対数平均温度差 | [K] |
| u : 流体速度 | [m/s] |
| W_e : 热源水流量 | [kg/h] |
| W_r : 冷媒質量流量 | [kg/h] |
| α : 管内熱伝達率 | [$\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$] |

2.1 供試管

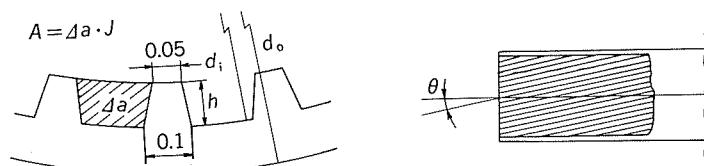
供試溝付き管の仕様を Table 1 に、供試管断面形状の例を Fig. 1 に示す。外径4mmの溝付き管の最大内径は3.4mm、溝深さは0.1mm及び0.15mm、条数は29~60条とし、ねじれ角(8°, 18°及び23°)を有する管及びねじれ角の無い(0°)管について実験を行った。また、外径7mmの溝付き管としては量産タイプとし、その溝深さは0.15mm、条数は60条、ねじれ角は18°である。

2.2 試験装置

試験装置の系統概略を Fig. 2 に示す。試験装置は圧縮機、凝縮器、膨張弁及び蒸発器から構成されたヒートポンプサイクルを用いた。外径4mmの管の性能測定に用いたテストセクションの詳細を Fig. 3 に示す。テストセクションは内管に供試管、外管に樹脂管(内径13mm)を配した二重管式熱交換器であり、厚さ150mm程度の断熱材で覆われている。冷媒と冷却水は対向しており、熱交換有効長さは1200mmである。テストセクションは試験装置のバイパス回路に組み込まれており、装置各部のバルブの開閉により蒸発器あるいは凝縮器として機能する。外径7mmの管の性能測定では、テストセクションの構成は大略同じであるが、熱交換有効長さを

Table 1 Dimensions of test tubes.

| Tube | Inner surface | Outer diameter d_o (mm) | Inner diameter d_i (mm) | Number of grooves J | Lead angle of grooves θ (°) | Groove depth h (mm) | Cross section area of grooves A (mm^2) | Wetted perimeter l (mm) | Mark | |
|------|---------------|---------------------------------|---------------------------------|--------------------------|--|-----------------------------|---|---------------------------------|------|--|
| 1 | Grooved | 4.00 | 3.40 | 29 | 8 | 0.09 | 0.74 | 14.6 | ● | |
| 2 | | | | | | | | | ▲ | |
| 3 | | | | | | | | | ■ | |
| 4 | | | | 40 | 18 | | 0.68 | 16.1 | ○ | |
| 5 | | | | | | | | | △ | |
| 6 | | | | 50 | 0 | 0.09 | 0.62 | 17.7 | ■ | |
| 7 | | | | | | | | | □ | |
| 8 | | | | 60 | 23 | | 0.55 | 19.0 | ○ | |
| 9 | | | | | | | | | △ | |
| 10 | Smooth | | | 50 | 8 | | 0.62 | 17.7 | ● | |
| 11 | Grooved | 7.00 | 6.40 | — | — | | | | ▲ | |



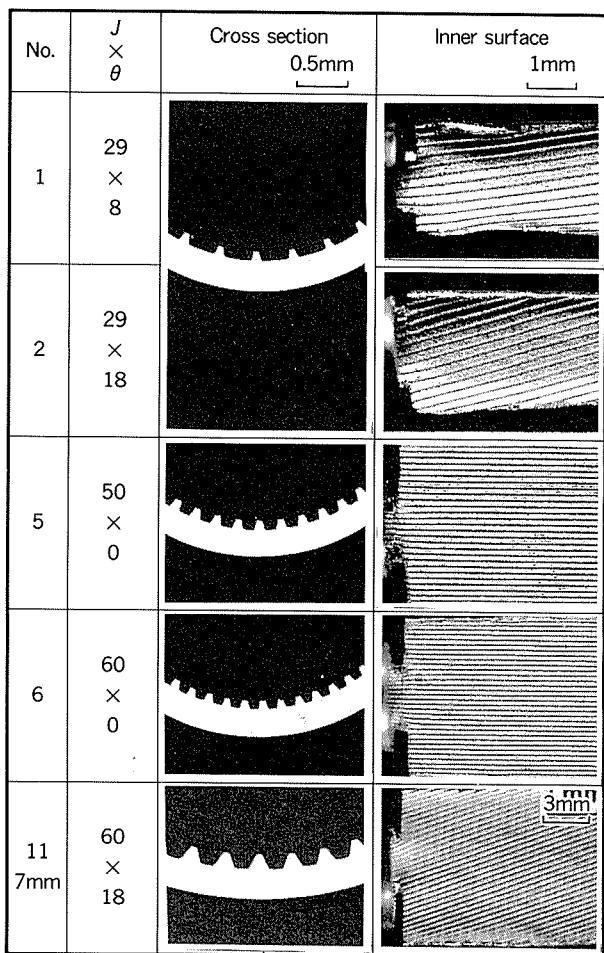


Fig. 1 Inner surfaces of test tubes.

4000mm とした。

冷媒及び冷却水の入口及び出口温度はサーミスタセンサ（互換誤差 $\pm 0.02^\circ\text{C}$ ）によって、また冷媒入口及び出口圧力はブルドン管式精密圧力計によって測定した。冷媒流量は質量式流量計によって、そして冷却水流量は質量法によって測定した。また、供試管の管壁温度測定には電気抵抗法を用いた⁸⁾。これは供試管自体を抵抗温度計とみたて、管壁の平均温度を計測する方法である。

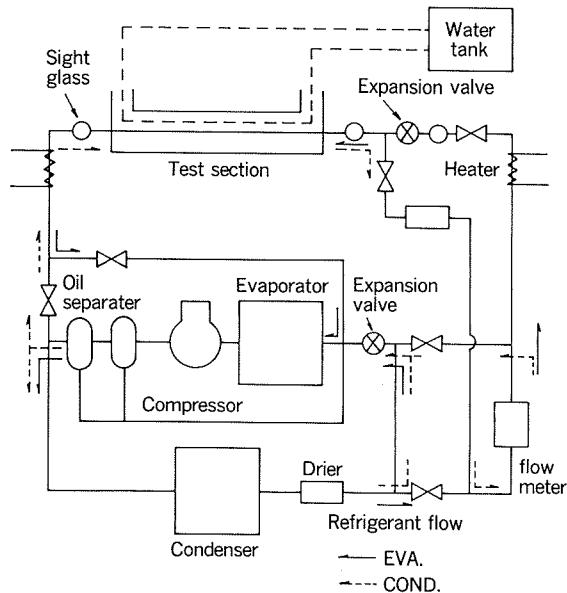


Fig. 2 Schematic diagram of experimental apparatus.

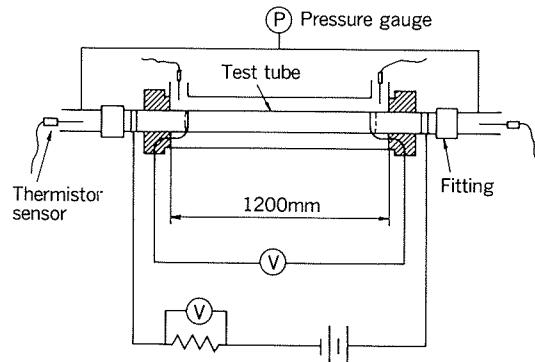


Fig. 3 Detail of test section.

2.3 性能試験

試験条件を Table 2 に示す。供試管入口における冷媒の圧力及び温度は、試験装置の凝縮器における交換熱量及び供試管入口に設置したヒータの出力によって調節した。また、冷媒流量の調節には手動式膨張弁を用いた。

Table 2 Test conditions.

| | Evaporation | Condensation |
|---|-------------|--------------|
| Evaporation pressure (gauge) (MPa) | 0.43 | — |
| Condensation pressure (gauge) (MPa) | — | 1.84 |
| Superheat (K) | 1 (outlet) | 40 (inlet) |
| Subcool (K) | — | 1 (outlet) |
| Mass velocity of refrigerant (kg/(m ² · K)) | 100~400 | |
| Heat flux (kW/m ²) | 11~46 | |
| Water flow rate (l/h) | 240 | |
| Water temperature (K) | 280~300 | 300~320 |

蒸発試験時における出口過熱度及び凝縮試験時における出口過冷却度は1°Cとした。この設定条件は、供試管出口において冷媒を完全に蒸発あるいは凝縮させるためである。テストセクションにおける熱流束は冷却水温度によって調節した。

2.4 試験結果の整理

管内熱伝達率は、水側から求めた交換熱量、冷媒の入口及び出口における圧力相当飽和温度と管壁温度との対数平均温度差及び供試管外表面積から、式(1)によって定義した；

$$\alpha = \frac{Q}{S \Delta T} \quad (1)$$

ここで、 $Q = W_c C_p |T_{ci} - T_{co}|$

$$\Delta T = \frac{T_{si} - T_{so}}{\ln \left(\frac{T_w - T_{si}}{T_w - T_{so}} \right)} \quad (3)$$

3. 試験結果及び考察

3.1 外径4mmの溝付き管の蒸発熱伝達率

外径4mmの管の蒸発熱伝達率と冷媒質量速度の関係をFig.4に、冷媒質量速度300kg/(m²·s)における蒸発熱伝達率と条数、ねじれ角及び溝深さの関係をFig.5に示す。外径4mmの溝付き管の蒸発伝熱特性は、条数、ねじれ角の有無及び溝深さに依存していたが、この内、特にねじれ角及び溝深さの影響が顕著であった。本供試溝付き管は、その伝熱特性の違いから、三種類の群に分類できた。

第1群（ねじれ角有り、溝深さ $h = 0.1\text{mm}$ ；

No.1, 2, 3 及び No.7 の管）

この群に属する管の蒸発熱伝達率は冷媒質量速度

の増加に伴い増加しており、平滑管に対して溝による管内表面積の増加分にはほぼ等しい1.5倍程度の値を示した。

第2群（ねじれ角無し、溝深さ $h = 0.1\text{mm}$ ；

No.4, 5 及び No.6 の管）

この群に属する管の蒸発熱伝達率は冷媒質量速度

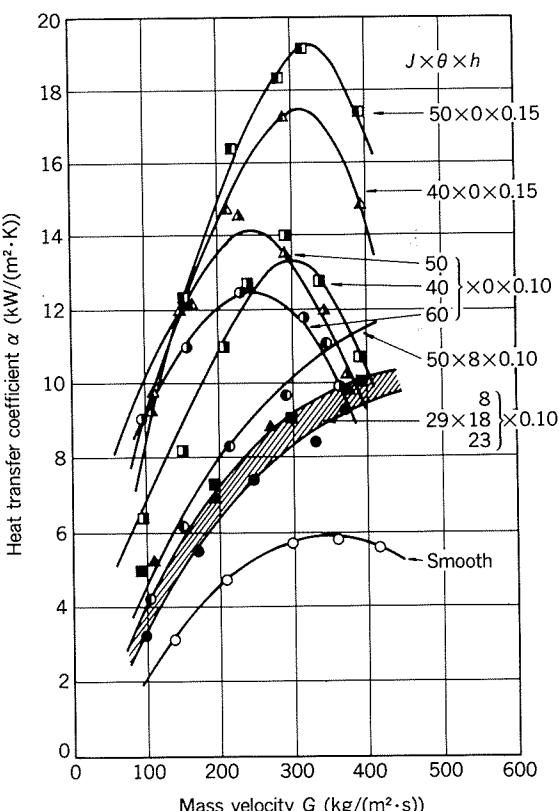


Fig. 4 Experimental results of evaporation heat transfer coefficients.

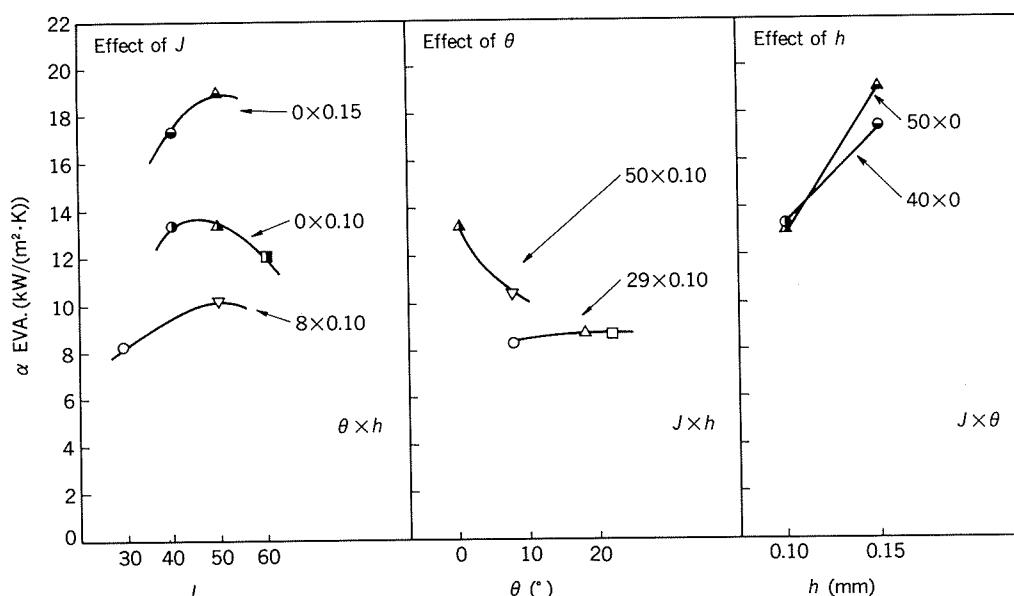


Fig. 5 Effects of J , θ and h on evaporation heat transfer coefficient.

250~300kg/(m²・s)において最大値に達し、それ以上の冷媒質量速度においては低下した。冷媒質量速度300kg/(m²・s)における蒸発熱伝達率は、平滑管のそれの約2倍であった。

第3群(ねじれ角無し、溝深さ $h=0.15\text{mm}$;

No.8及びNo.9の管)

この群に属する管の蒸発熱伝達率は冷媒質量速度300kg/(m²・s)程度において最大値に達し、それ以上の冷媒質量速度においては低下した。冷媒質量速度300kg/(m²・s)における蒸発熱伝達率は、平滑管のそれの約3倍であった。

実験結果から蒸発熱伝達率に及ぼす条数、ねじれ角及び溝深さの影響について考察した。

3.1.1 条数の影響

条数の増加に伴い濡縁長、いわゆる伝熱面積は増大するが、溝断面積は減少する。濡縁長だけが増大するならば冷媒液膜を薄くさせることができ、蒸発の効率を高めることが可能であるが、溝断面積が減少するため冷媒液膜の薄膜化にも限界がある。このため、管底肉厚を条数に応じて薄くする必要があるが、本供試管ではこの配慮はなされていない。溝付き管では、ある条数で濡縁長と溝断面積の関係が熱伝達に関して良好となる、すなわち、蒸発に最適な冷媒液膜厚さ分布が出現すると考えられる。本供試管では第1群から第3群のいずれの群においても、蒸発熱伝達率はおおむね条数50条において最高値に達した。

3.1.2 ねじれ角の影響

ねじれ角を有する管の蒸発熱伝達率は、冷媒質量速度の増加に伴い増加した。しかし、ねじれ角の無い管の蒸発熱伝達率は、冷媒質量速度250kg/(m²・s)以下において、冷媒質量速度の増加に伴いねじれ角の有る管をかなり上回る向上を示したが、250kg/(m²・s)ないし300kg/(m²・s)以上においては冷媒質量速度の増加に伴い低下した。

一般に冷媒質量速度が一定の場合、小径化するにつれて管内二相流は環状流になりやすい、すなわち管底部から管頂部への液の流动が促進されやすくなる。また、従来研究されてきた、主にねじれ角を有する外径のやや大きい溝付き管では、冷媒液が溝に沿って管底部から管頂部へ流动しやすくなる、いわゆる旋回流れが発生することが確認されており⁹⁾、管内面において均一な液膜が形成されやすいため、蒸発熱伝達率が向上すると考えられている。

外径4mmのねじれ角を有する溝付き管では、小径化に伴う管底部から管頂部への液の流动に加えて、溝に沿った旋回流れにより流动抵抗が増大する。このため、管内面を流れる冷媒液膜の厚さが冷媒入側で厚く、冷媒出側で薄くなったり、流れ方向において不均一な分布となり、管内面の溝が全体としては冷媒の蒸発に有効に作用し難くなっていると考えられた。一方、ねじれ角の無い管に

おいては、小径化に付随する管底部から管頂部への冷媒液の流动促進特性が有効に作用し、管内面に一様な厚さの冷媒液膜が形成され、冷媒の蒸発に溝全体が有効に作用していると考えられた。このため、ねじれ角を有する管よりも高い蒸発熱伝達率が得られたと考えられた。しかし、冷媒質量速度の増加に伴って平均液膜がある程度厚くなると、ねじれ角の無い管の液膜は、ねじれ角を有する管の冷媒液膜状態に類似したものとなる。このため蒸発熱伝達率が低下し、結果として、ねじれ角を有する管もねじれ角の無い管もほぼ同等の蒸発熱伝達率を示したと考えられた。

3.1.3 溝深さの影響

溝深さが増加すると、濡縁長いわゆる伝熱面積が増加し、且つ、溝断面積も増加し、冷媒液膜の薄膜化が促進される。このため、第3群の管は第1群及び第2群に比較して高い蒸発熱伝達率を示すと共に、蒸発熱伝達率の低下も第2群より高冷媒質量速度側で出現したものと考えられる。

3.2 外径4mmの溝付き管の凝縮熱伝達

外径4mmの管の管内凝縮熱伝達率と冷媒質量速度の関係をFig. 6に、冷媒質量速度300kg/(m²・s)における条数、ねじれ角及び溝深さと凝縮熱伝達率の関係をFig. 7に示す。溝付き管及び平滑管とも、凝縮熱伝達率は冷媒質量速度の増加に伴い向上した。外径4mmの溝付き管においては、ねじれ角が小さく、溝深さの大きい管が高い凝縮熱伝達率を示した。実験結果から凝縮熱伝達率に及ぼす条数、ねじれ角、溝深さの影響を考察した。

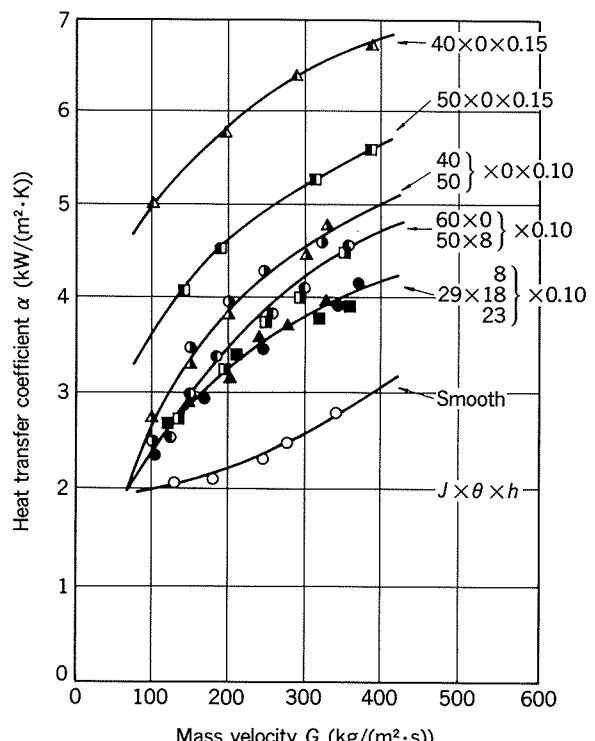
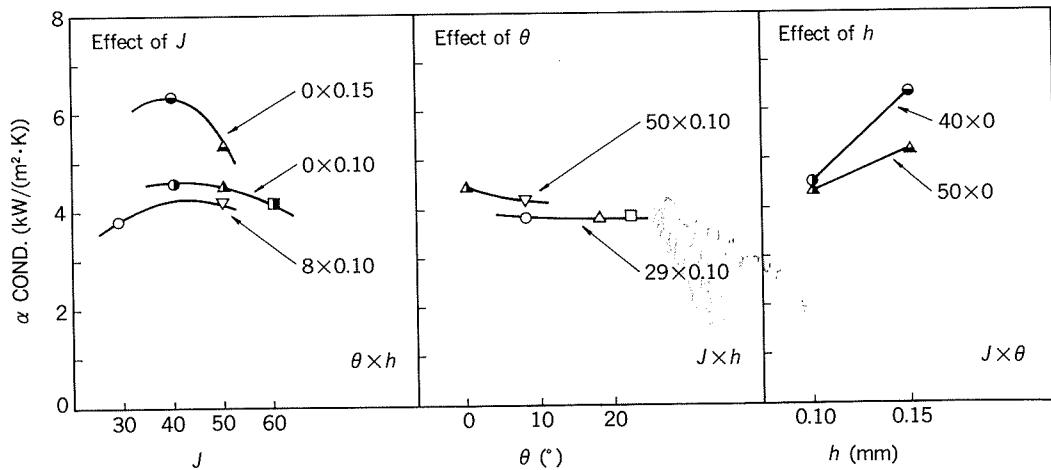


Fig. 6 Experimental results of condensation heat transfer coefficients.

Fig. 7 Effects of J , θ and h on condensation heat transfer coefficient.

3.2.1 条数の影響

供試溝付き管の凝縮熱伝達率は、おおむね条数40条で最高値を示した。溝断面積は条数の増加に伴い減少するため、溝部の液没が顕著となる。すなわち管壁面が露出しづらくなり、凝縮伝熱には不利になるものと考えられた。本供試溝付き管においては、条数40条で溝部断面積が最適になっていると推定された。

3.2.2 ねじれ角の影響

凝縮伝熱時においても、外径9.5mmのねじれ角を有する溝付き管において、凝縮冷媒の旋回流れが発生することが確認されている¹⁰⁾。本試験においては、ねじれ角の無い管がねじれ角を有する管より高い凝縮熱伝達率を示した。ねじれ角が無いことで、凝縮冷媒はねじれ角を有する管の様な旋回流とはならない。このため、凝縮液と管壁との接触流動抵抗は、ねじれ角を有する管の場合より減少し、凝縮液の排出速度が上昇するので、液膜の薄膜化が促進され、凝縮の効率が向上したものと考えられた。

3.2.3 溝深さの影響

溝深さ0.15mmの管は溝深さ0.1mmの管より高い凝縮熱伝達率を示した。溝深さが大きくなると、溝断面積が大きくなり、溝部の液没に至る流量が増加する。同時に濡縁長も大きくなるため薄膜化もしくは管壁面の露出が促進され、冷媒の凝縮が活発になったものと考えられた。

3.3 外径4mmの管の冷媒圧力損失

冷媒圧力損失と冷媒質量速度の関係をFig. 8に示す。外径4mmの溝付き管の圧力損失は、蒸発伝熱時において平滑管の1.2倍程度、凝縮伝熱時において平滑管の1.5倍程度であった。蒸発及び凝縮圧力損失はいずれも質量速度の約2乗に比例した。溝付き管の蒸発圧力損失は次式で表された。

$$\Delta P = 6.0 \times 10^{-4} G^{1.85} \quad (4)$$

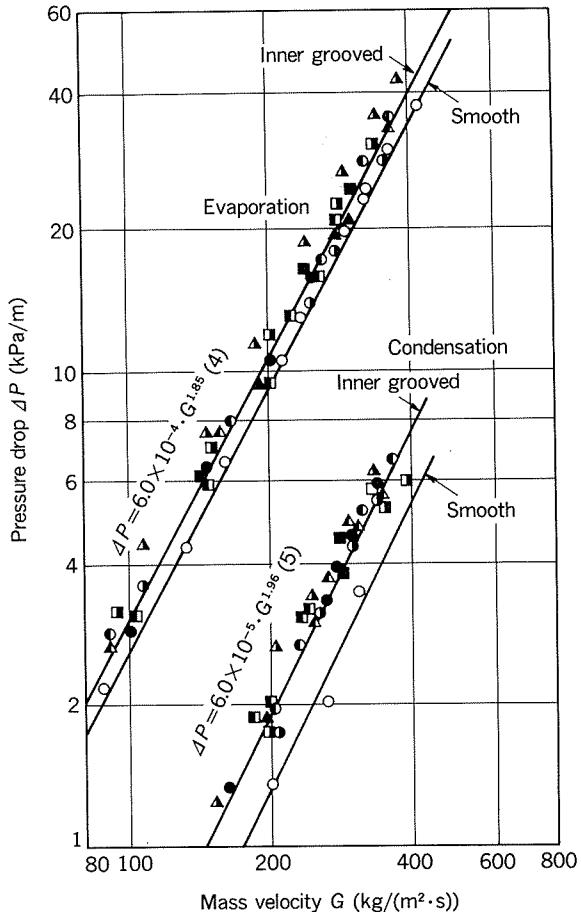


Fig. 8 Experimental results of pressure drops.

一方、凝縮圧力損失は蒸発時に比較して小さく、次式で表された。

$$\Delta P = 6.0 \times 10^{-5} G^{1.96} \quad (5)$$

本試験においては、圧力損失に及ぼす内面形状の影響は小さかった。

4. 外径 4 mm 及び 7 mm の管の溝付き管の性能比較

4.1 熱伝達率の比較

本試験に供試した外径 4 mm 及び 7 mm の溝付き管の蒸発熱伝達率を Fig. 9において比較した。ここで、外径 4 mm の溝付き管については、第 1 群から No.7 (50 条 $\times 8^\circ \times 0.1\text{mm}$) の管を対象とした。第 2 群及び第 3 群に属する管については、蒸発熱伝達率が冷媒質量速度 $250\text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$ 以上で低下し始めるため、熱交換器実機への応用が難しいと考えられる。このため、外径 7 mm の管との性能比較の対象からは除外した。外径 7 mm の溝付き管は、熱交換器実機に広く用いられている量産タイプの管である。外径 4 mm の溝付き管の蒸発熱伝達率は、外径 7 mm の溝付き管のそれよりも優れていた。また、凝縮熱伝達率も冷媒質量速度 $200\text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$ 以上で外径 7 mm の溝付き管よりも優れていた。

4.2 冷媒圧力損失の比較

外径 4 mm 及び 7 mm の溝付き管の冷媒圧力損失を Fig. 10において比較した。外径 4 mm の管の冷媒圧力損失は、蒸発伝熱時に外径 7 mm の管の約 2 倍、凝縮伝熱時には約 3 倍であった。管内流体の圧力損失と管内径の関係は一般に式(6)で表され、変形すると式(9)の様に冷媒質量速度と管内径の関係で表される。

$$\Delta P = \lambda \frac{L \rho u^2}{2d_i} \quad (6)$$

ここで、

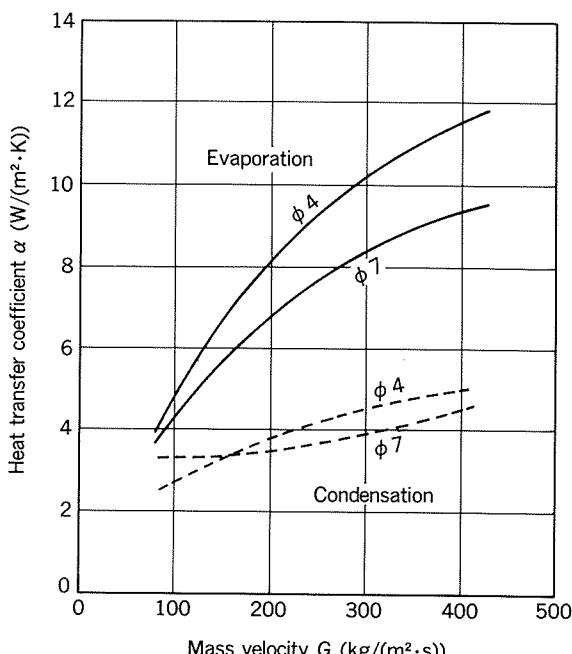


Fig. 9 Comparison of evaporation and condensation heat transfer coefficient between $\phi 4\text{mm}$ grooved tube ($J50 \times \theta 8 \times h 0.09$) and $\phi 7\text{mm}$ grooved tube.

$$u = \frac{G^2}{\rho} \quad (7)$$

$$G = \frac{W_r}{\left(\frac{d_i}{2}\right)^2 \pi} \quad (8)$$

よって、

$$\Delta P = K \frac{G^2}{d_i} \quad (9)$$

式(9)に従って整理した結果を、蒸発圧力損失につき Fig. 11、凝縮圧力損失につき Fig. 12 に示す。蒸発圧力損失は式(10)、凝縮圧力損失は式(11)で整理された。

$$\text{蒸発圧力損失 } \Delta P = 0.82 \times 10^{-3} (\pm 6\%) \frac{G^2}{d_i} \quad (10)$$

$$\text{凝縮圧力損失 } \Delta P = 1.76 \times 10^{-4} (\pm 15\%) \frac{G^2}{d_i} \quad (11)$$

4.3 外径 4 mm の管を応用した熱交換器の分岐

ルームエアコン室内器用熱交換器における分岐については、外径 9.5mm 管使用時には分岐無しであり、外径 7 mm 管使用時には 2 分岐が一般的である。これは管小径化による圧力損失の増大を回避するためである。外径 4

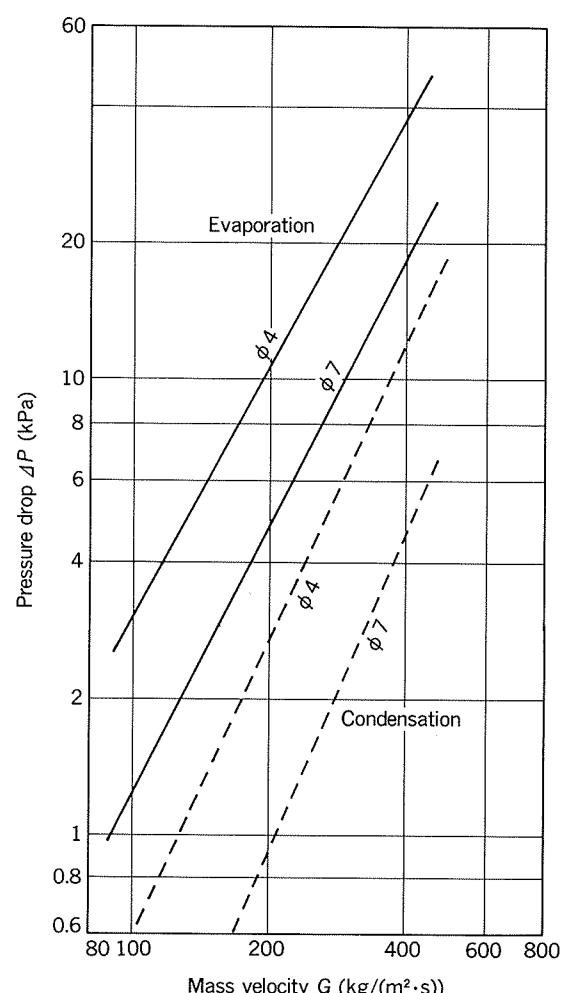


Fig. 10 Comparison of pressure drop between $\phi 4\text{mm}$ grooved tubes and $\phi 7\text{mm}$ grooved tubes.

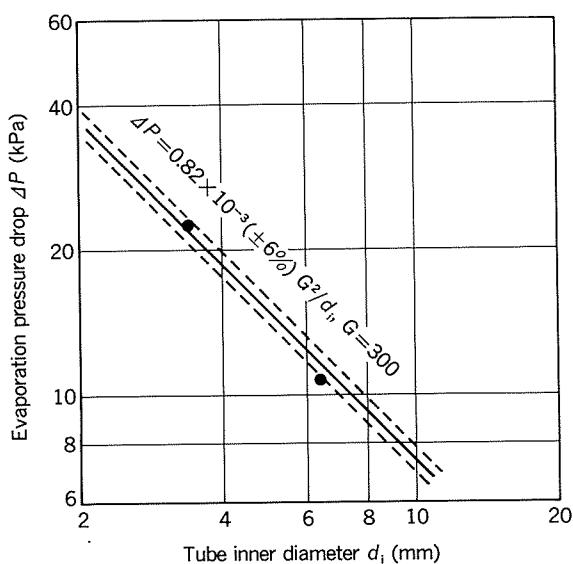


Fig. 11 Relation between evaporation pressure drop and tube inner diameter on $300 \text{ kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$.

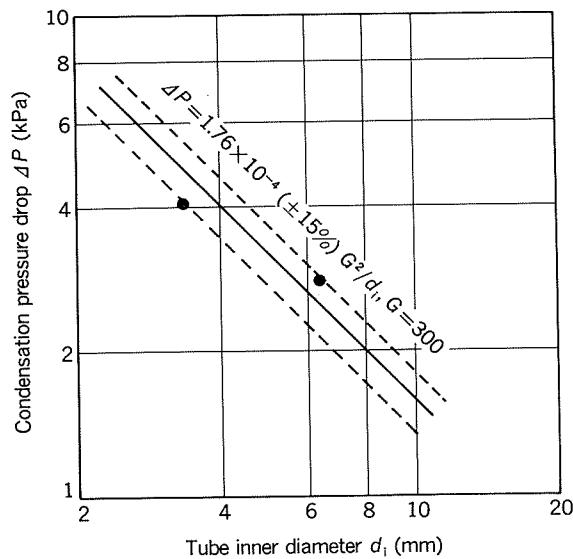


Fig. 12 Relation between condensation pressure drop and tube inner diameter on $300 \text{ kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$.

mm 管熱交換器は圧力損失の点から、さらに多分岐になることは容易に考えられる。外径 4 mm 管熱交換器の最適分岐数について、圧力損失の測定結果をもとに推察した。計算の前提として、

- ① 冷媒質量流量は $30 \text{ kg}/\text{h}$ (外径 7 mm 管熱交換器の 1 分岐当りの冷媒流量で、交換熱量は約 1.4 kW) とした。
- ② 伝熱面積は、外径 7 mm の管 $\times 4 \text{ m}$ (0.088 m^2 外表面積) を基準とした。外径 4 mm の管では管全長 7 m で同等の伝熱面積となる。
- ③ 熱伝達率及び冷媒圧力損失に及ぼす熱流束の影響は無視した。

計算結果を Table 3 に示す。これより、外径 4 mm 管熱交換器においては外径 7 mm 管熱交換器の 1 分岐に対し、4 分岐ないし 5 分岐することで圧力損失が同等とな

り、且つ、熱伝達率も同等となると推定される。しかし、実際の熱交換器においては、多分岐になるほど冷媒の均等分配が、冷房時の室内器では通常二相流であるため、難しくなり、且つ、リターンペンド部の増加に伴い圧力損失も増大するので、この点が外径 4 mm の溝付き管を応用する際の今後の課題となろう。

5. 結 言

外径 4 mm の溝付き管における管内熱伝達率に及ぼす管内面形状の影響に関し調査すると共に、得られた結果をもとに外径 4 mm 管熱交換器の分岐について考察した。

(1) 外径 4 mm の溝付き管においては、条数、ねじれ角の有無及び溝深さに依存して蒸発及び凝縮伝熱特性が支配されており、特にねじれ角及び溝深さの影響が顕著

Table 3 Comparison of the heat transfer performance and pressure drop between the heat exchanger applied $\phi 4\text{mm}$ O.D. grooved tubes ($J50 \times \theta 8 \times h 0.09$) and that applied $\phi 7\text{mm}$ O.D. tubes ($J60 \times \theta 18 \times h 0.15$).

| Tube outer diameter (mm) | Number of distribution | Tube length (m) | Refrigerant mass flow rate (kg/h) | Refrigerant mass velocity ($\text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$) | Evaporation | | Condensation | |
|--------------------------|------------------------|-----------------|-----------------------------------|---|---|---------------------|---|---------------------|
| | | | | | Heat transfer coefficient ($\text{kW}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$) | Pressure drop (kPa) | Heat transfer coefficient ($\text{kW}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$) | Pressure drop (kPa) |
| 7 | 1 | 4 | 30 | 260 | 7.6 | 32 | 3.7 | 11 |
| | 1 | 7 | 30 | 920 | — | — | — | — |
| | 2 | 3.5 | 15 | 460 | 11.8 | 165 | 5.1 | 58 |
| | 3 | 2.4 | 10 | 310 | 10.1 | 58 | 4.5 | 17 |
| | 4 | 1.8 | 8 | 230 | 8.6 | 25 | 3.8 | 7 |
| | 5 | 1.4 | 6 | 180 | 7.3 | 13 | 3.3 | 3 |

であった。

(2) 外径 4 mm の溝付き管においては、蒸発及び凝縮伝熱時共に、ねじれ角の無い管がねじれ角を有する管よりも高い熱伝達率を示した。

(3) 外径 4 mm の溝付き管においては、蒸発及び凝縮伝熱時共に、溝深さ 0.15mm の管が溝深さ 0.1mm の管よりも高い熱伝達率を示した。溝深さが大きくなることで、濡縁長及び溝断面積が増加し、冷媒液膜の薄膜化が促進される。これにより、蒸発伝熱時には蒸発効率が向上したものと考えられ、凝縮伝熱時には溝部の液没に至る流量の上昇及び管壁面の露出が促進され冷媒の凝縮が活発になったものと考えられた。

(4) 外径 4 mm の溝付き管の冷媒圧力損失は、平滑管に比較し、蒸発伝熱時に約 1.2 倍、凝縮伝熱時に約 1.5 倍であった。

(5) 溝付き管の冷媒圧力損失は、管内径と質量速度を用いて次式で整理された。

$$\text{蒸発圧力損失 } \Delta P = 0.82 \times 10^{-3} (\pm 6\%) \frac{G^2}{d_i}$$

$$\text{凝縮圧力損失 } \Delta P = 1.76 \times 10^{-4} (\pm 15\%) \frac{G^2}{d_i}$$

(6) ルームエアコン室内器に外径 4 mm 管熱交換器を用いる場合に、現在主流である外径 7 mm 热交換器とは

ば同等の冷媒圧力損失及び熱伝達率を得るためにには、外径 7 mm 管熱交換器の 1 分岐に対し、4 分岐ないし 5 分岐とする必要があると考えられた。

文 献

- 1) 横野泰之, 石塚 勝, 吉田正一: 日本機械学会熱工学シンポジウム講演論文集 [No.900-39], (1990), 26.
- 2) 濑下 裕, 藤井雅雄: 日本機械学会論文集 B, 53 (1987), 587.
- 3) 青木美昭, 吉越 明, 渡辺吉典, 牧 裕二: 三菱重工技報, 26 (1989), 212.
- 4) 松井 満, 中田春男, 大嶋 進: 第21回空気調和・冷凍連合講演会論文集, (1987), 49.
- 5) 菅野英男, 吉川諒一, 丸山和夫: 三菱重工技報, 28 (1991), 95.
- 6) 鳥越邦和, 川端克宏, 蛭子 毅, 野呂奉弘, 柏木孝夫: 第26回日本伝熱シンポジウム講演論文集 II, (1989), 526.
- 7) 田中博由, 青山繁男, 小間八郎, 安立正明: 日本冷凍協会論文集, 5-3 (1988), 75.
- 8) 佐藤好生, 野世溪精, 森田浩之: 伸銅技術研究会誌, 29 (1990), 233.
- 9) 吉田 駿, 西川兼康, 松永 崇, 中田春男: 第20回日本伝熱シンポジウム講演論文集, (1983), 154.
- 10) 本田博司, 野津 滋, 片山博正, 中田春男: 第22回日本伝熱シンポジウム講演論文集, (1985), 335.

論 文

アルミニウム缶エンド(シェル)の耐圧強度に及ぼす
材料強度及び厚さの影響*

伊 藤 清 文** 土 田 信**

Influence of Material Strength and Thickness on
Buckle Strength of Aluminium Can End Shells

Kiyofumi Ito and Shin Tsuchida

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウム缶エンド(シェル)の耐圧強度に及ぼす 材料強度及び厚さの影響*

伊 藤 清 文** 土 田 信**

Influence of Material Strength and Thickness on Buckle Strength of Aluminium Can End Shells

Kiyofumi Ito and Shin Tsuchida

The purpose of this study is to clarify the effect of material properties on buckling pressure of can end shells. The buckling pressure depends on shell-form, material strength and sheet thickness. In this study, 206 size shells with various material strength and panel height were tested. It is determined that material strength, strain hardening, panel height and sheet thickness affect the buckling pressure. The buckling pressure P_{cr} could be expressed by the following equation;

$$P_{cr} (\text{kpa}) = 23.8t^{2.27} H_p^{0.31} \sigma_{fm}/(\sigma_{0.2}/\sigma_B)$$

where, t : Sheet thickness (mm), H_p : Panel height (mm),

σ_{fm} : Mean flow stress (N/mm^2) $\equiv (\sigma_{0.2} + \sigma_B)/2$,

$\sigma_{0.2}$: Yield strength (N/mm^2), σ_B : Ultimate tensile stress (N/mm^2).

And $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ which means strain hardening factor is recognized to improve the dispersion of this correlation.

1. はじめに

アルミニウム製の缶エンドは、オールアルミニウム缶のみならずスチール製の缶胴を有する缶にも広く採用されている。このエンド用のアルミニウム材をゲージダウンすることは、缶の製造コストを低減するために有効な手段の一つである。しかしながら、エンド材のゲージダウンに際しても缶ボディ材の場合と同様に耐圧強度の低下が伴い、その対策が必要となる。耐圧強度の確保の面からは、エンドの形状の工夫及び材料強度の向上が有効と考えられ、この点においても缶ボディと同様である¹⁾。しかしながら、公表された缶エンドの耐圧強度に関する検討結果はほとんどがエンド形状に関するものであり²⁾、材料要因の影響について詳細に検討された例はほとんど見受けられない³⁾。本報においては、アルミニウム缶エンド(シェル)の耐圧強度に対して影響を及ぼすと考えられる諸因子の内、主として材料要因、すなわち材料強度及び厚さの影響を調査した結果を報告する。

2. 供試材及び実験方法

供試材は材料強度の異なる7種類のA5182P-H39塗装材であり、厚さはいずれも0.285mmとした。それらの材料強度をTable 1に示す。なお、Table 1中の σ_{fm} は耐力 $\sigma_{0.2}$ と引張強さ σ_B の平均値で定義される平均変形抵抗である。

それぞれの材料をFig. 1に示すシェル金型で206サイズ(巻締め後の直径が $2\frac{6}{16}$ インチ)のシェルに成形し、耐圧試験に供した(繰返し数n=3)。耐圧強度はパネルハイド(Fig. 1参照)によっても変化すると考えられたので、これを変更したシェルを成形し、その影響をあわせて検討した。

耐圧試験はFig. 2に示す治具を用いてシェルのシーミングパネル部を拘束すると同時にシールし、液圧バルジ試験機で内圧を負荷して実施した。ただし、この方法で耐圧試験を行ったシェルは、Fig. 3のAのように、多角形状に変形したが、巻締め加工された缶のエンドはFig. 3のBのように、音を伴った瞬間的な飛び移り座屈が一ヶ所にのみ生じた。この座屈形態の差は、シーミング部分の拘束状態の差に起因するものと考えられた。そ

* 軽金属学会第80回春期大会(1991年5月、於・名古屋市)
にて主要部を発表

** 技術研究所金属材料第一研究部

Table 1 Material Strengths.

| No. | $\sigma_{0.2}$ (N/mm ²) | σ_B (N/mm ²) | $\sigma_{fm}^{(1)}$ (N/mm ²) |
|-----|--|------------------------------------|---|
| 1 | 285 | 359 | 322 |
| 2 | 290 | 363 | 327 |
| 3 | 293 | 362 | 328 |
| 4 | 296 | 369 | 333 |
| 5 | 298 | 359 | 329 |
| 6 | 307 | 382 | 345 |
| 7 | 317 | 383 | 350 |

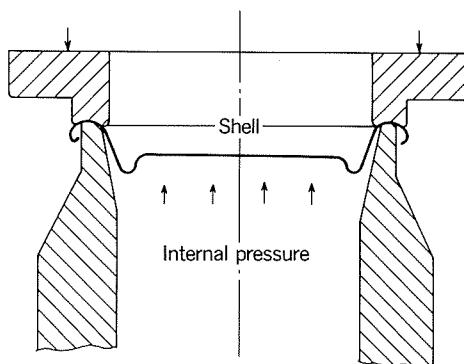
(1) $\sigma_{fm} \equiv (\sigma_{0.2} + \sigma_B)/2$ 

Fig. 2 Test method.

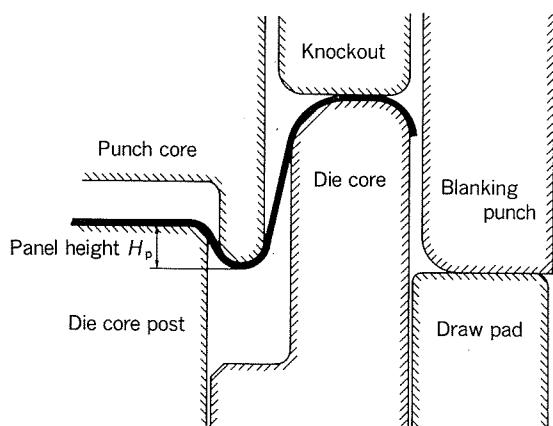


Fig. 1 Shell die.

ここで、シーミング部分の外周部にリング状の拘束治具を取り付けて巻締め加工された缶のエンドの耐圧試験を実施した。その結果は、Fig. 3 の C に示すように、本実験における座屈形態と同様に多角形状となったが、耐圧強度は、シーミング部分を拘束した場合の方が約100kPa大きくなった。このようにシーミング部分の拘束条件によって座屈形態及び耐圧強度に差が生じることが分かったが、材料要因等の耐圧強度に対する影響は定性的に変わらないものとして実験を進めた。なお、本報においては、パネル周縁が多角形状に変形しはじめる圧力を耐圧強度とした。

3. 実験結果及び考察

3.1 パネルハイドの影響

Fig. 4 に耐圧強度とパネルハイドの関係を示す。どの供試材を用いて成形したシェルの耐圧強度 P_{cr} も、パネ

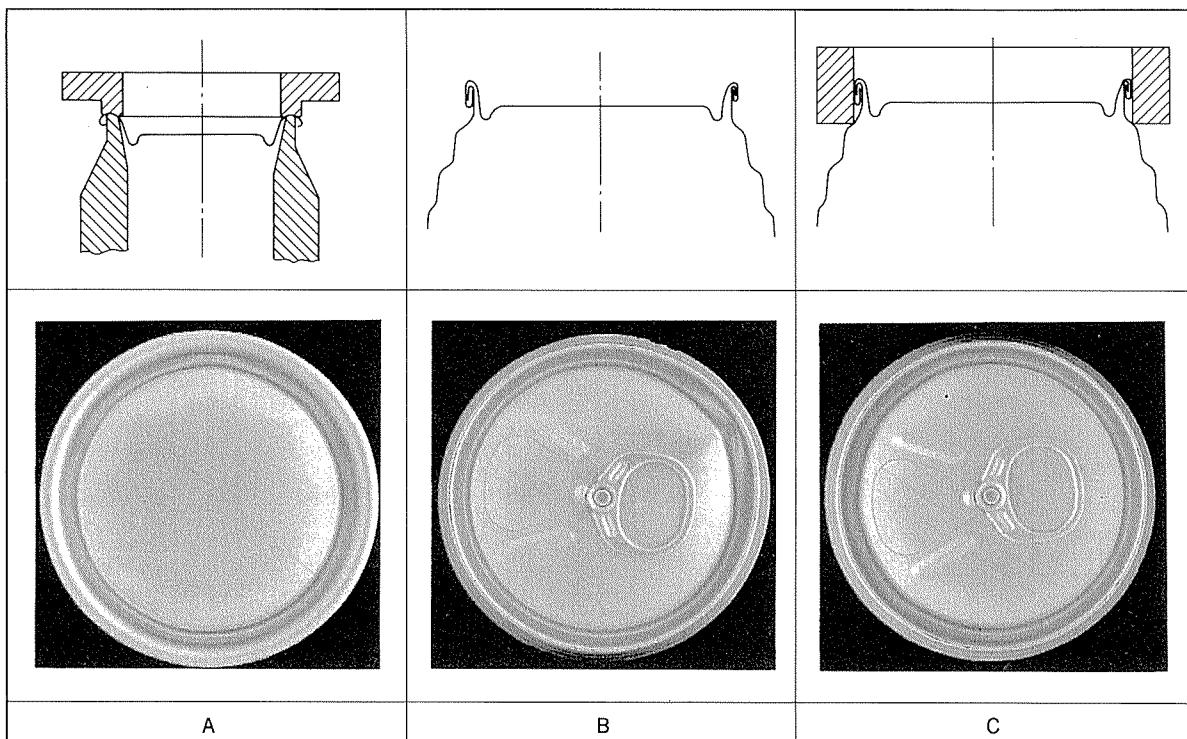


Fig. 3 Buckling forms of shell and ends.

ルハイト H_p が増加するのに従って上昇した。パネルハイドの耐圧強度に対する影響としては、7種類の材料の平均的な値として0.31乗に比例するものと考えることができる。

3.2 加工硬化の影響

Fig. 5 に耐圧強度 P_{cr} と、材料強度 ($\sigma_{0.2}$, σ_B 又は σ_{fm}) と $H_p^{0.31}$ の積の関係を示す。 P_{cr} はどの材料強度に対してもよい相関関係にあるが、平均変形抵抗 $\sigma_{0.2}$ に対しては原点を通る直線で近似できるものと判断された。

Trageser らの報告²⁾によれば、 P_{cr} は耐力 $\sigma_{0.2}$ と相関する。本実験の結果を $\sigma_{0.2}$ で整理すると Fig. 6 に示すようになり、最小自乗法による決定係数 r^2 は0.897であった。 $\sigma_{0.2}$ にはシェル成形による加工硬化分が含まれていないためにばらつきが大きくなっているものと推定された。そこで、加工硬化を表すパラメータとして降伏比 $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ に着目した。降伏比の逆数が直線的に影響するものと仮定すれば、実質的には引張強さ σ_B で整理することになり、Fig. 7 に示すように r^2 は0.943となって、ばらつきが改善される。 σ_B は加工硬化を含む材料強度と考えられるので、このことは、内圧によるシェルの座屈が、缶ボディの場合と同様に加工を受けた部分に生じ、加工硬化も耐圧強度に影響する因子の一つであることを示している。

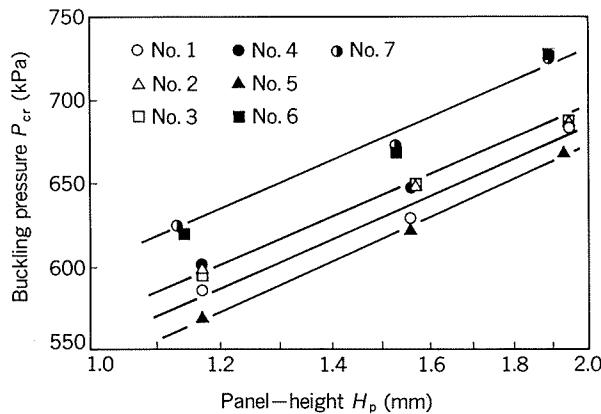


Fig. 4 Relationship between P_{cr} and H_p .

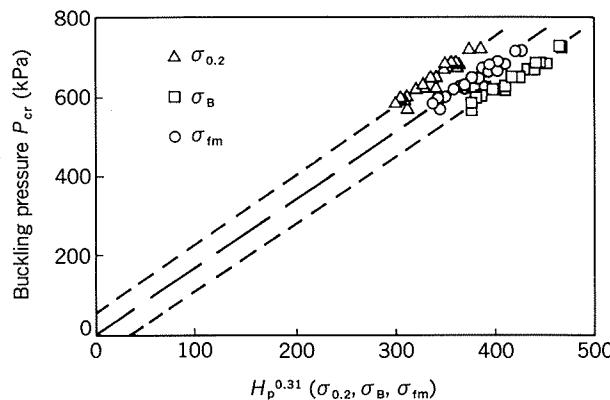


Fig. 5 Influence of material strengths on buckling pressure.

3.3 材料強度の影響

耐圧強度 P_{cr} と材料強度の関係は原点を通る直線で近似することが適当であると考えられた。Fig. 8 には P_{cr} と平均変形抵抗 σ_{fm} の関係を拡大プロットして再掲した。 $\sigma_{0.2}$ の場合と比較して、ばらつきが小さいことが分かる。これは、 σ_{fm} が σ_B と同様にある程度の加工硬化を加味した値となっているためと考えられた。しかし、Fig. 9

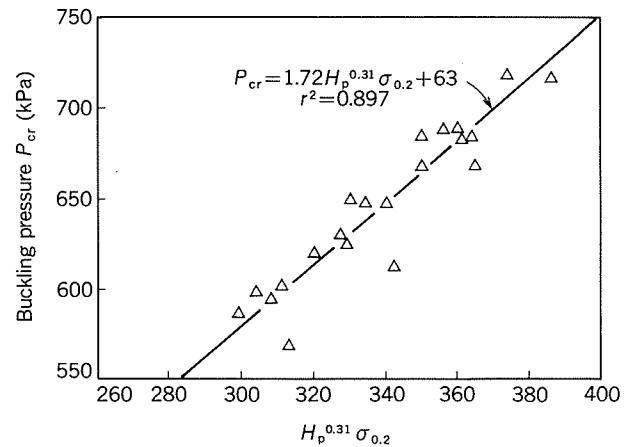


Fig. 6 Influence of 0.2% offset stress on buckling pressure.

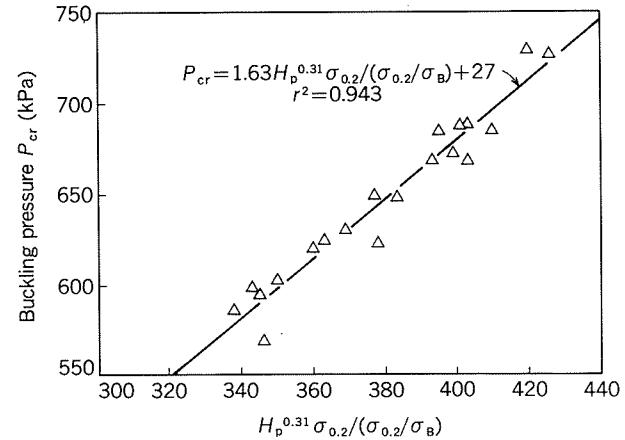


Fig. 7 Influence of yield ratio and 0.2% offset stress on buckling pressure.

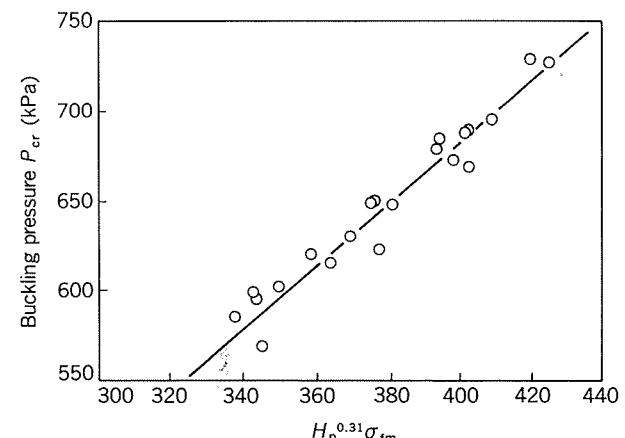


Fig. 8 Influence of mean flow stress on buckling pressure.

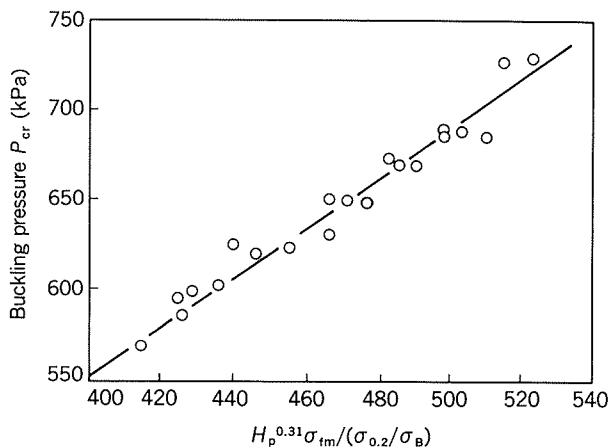


Fig. 9 Influence of yield ratio and 0.2% offset stress on buckling pressure.

に示すように、 σ_{fm} を $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ で除した商との関係の方が、 σ_{fm} との相関におけるよりもばらつきを改善できることが認められた。そこで、 P_{cr} と σ_{fm} との関係について、 $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ を組み入れて表示することとすれば、この場合の P_{cr} は

$$P_{cr} \text{ (kpa)} = 1.38H_p^{0.31} \sigma_{fm} (\sigma_{0.2}/\sigma_B) \quad (1)$$

で近似的に求めることができる。

3.4 材料厚さの影響

材料厚さの影響を調べるために、0.310mm厚さのA 5182-H39塗装板を用いて、0.285mm材と同様の実験を行った。結果はFig. 10に示すように、0.285mm材と同様に、 P_{cr} は

$$P_{cr} \text{ (kpa)} = 1.63H_p^{0.31} \sigma_{fm} / (\sigma_{0.2}/\sigma_B) \quad (2)$$

として近似的に表現することができた。

ここで、缶ボディの場合と同様に、 A 、 B を常数、 t を材料厚さ（mm）とし、 P_{cr} が At^B に比例するものと仮定すれば¹⁾、 $A=23.8$ 、 $B=2.27$ となって、

$$P_{cr} \text{ (kpa)} = 23.8t^{2.27}H_p^{0.31} \sigma_{fm} / (\sigma_{0.2}/\sigma_B) \quad (3)$$

なる式を得ることができる。 $t^{2.27}H_p^{0.31} \sigma_{fm} (\sigma_{0.2}/\sigma_B)$ と P_{cr} の関係はFig. 11に示すとおり、ばらつきの小さい良い相関を示している。

4. まとめ

材料強度、パネルハイド及び材料厚さを変更した206サイズのシェルの耐圧強度を測定し、以下の結果を得た。

(1) 本実験において、シェルの耐圧強度に影響を及ぼす因子は、パネルハイド、材料強度、加工硬化性及び素材厚さであった。

(2) 材料強度のパラメータとしては、耐力と引張強さの平均値で定義される平均変形抵抗 σ_{fm} を採用すれば、これが耐圧強度 P_{cr} に比例するものと見なし得た。このことは、シェル成形によってひずみを生じる程度加工硬化した部分が変形を生じる圧力を耐圧強度と定義しているためと考えられ、缶ボディの場合と同様であると考

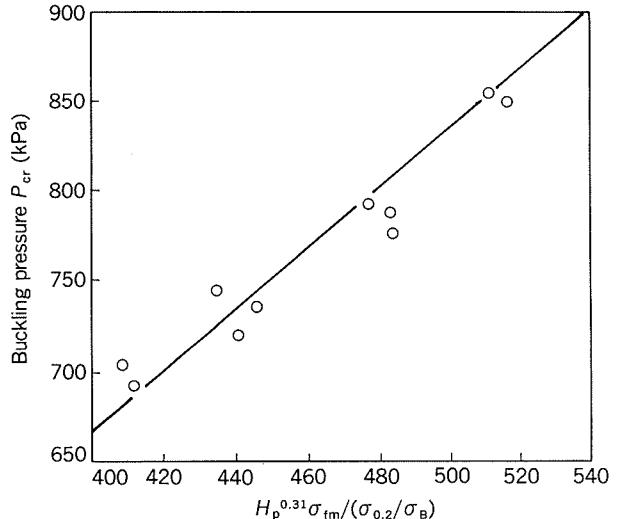


Fig. 10 Buckling pressure of shells made of 0.310mm thickness materials.

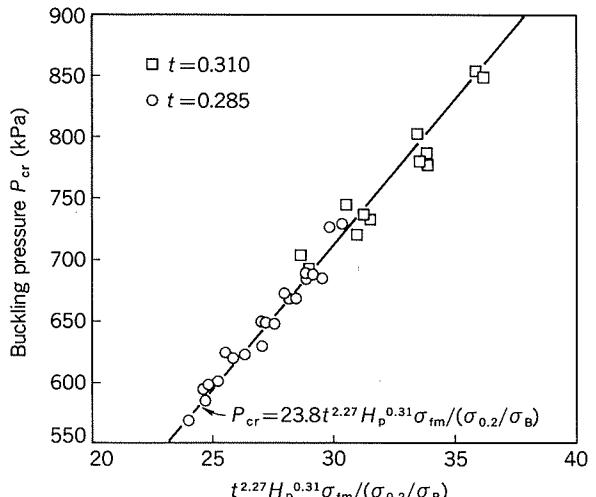


Fig. 11 Relationship between $t^{2.27} H_p^{0.31} \sigma_{fm} / (\sigma_{0.2} / \sigma_B)$ and backling pressure.

えられた。

(3) 加工硬化のパラメータには降伏比 $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ を採用すればよいことが分かった。特に、材料強度として耐力を用いて P_{cr} を整理する場合のばらつきを小さくするのに有効であった。

(4) 本実験においては、素材厚さを t 、パネルハイドを H_p とすればシェルの耐圧強度 P_{cr} は、

$$P_{cr} \text{ (kpa)} = 23.8t^{2.27}H_p^{0.31} \sigma_{fm} / (\sigma_{0.2}/\sigma_B)$$

なる式で近似的に求めることができた。

参考文献

- 1) 伊藤清文、竹島義雄：本誌、29 (1988), 120.
- 2) Andrew B. Trageser and Robert E. Dick : CAN MANUFACTURING TECHNOLOGY, SME, (1988), 1.
- 3) 照田信二、椎名昌一、溝内政文：軽金属学会第81回秋期大会概要、(1991), 225.

論 文

自動車ボディ用 Al-Mg 合金板の
スポット溶接継手の疲労強度*

水 越 秀 雄** 難 波 圭 三***
佐 野 啓 路**

Fatigue Strength of Spot Welded Joints on
Al-Mg Alloy Sheets for Auto Bodies

Hideo Mizukoshi, Keizo Namba and Hiromichi Sano

住友軽金属工業株式会社技術研究所

自動車ボディ用 Al-Mg 合金板の スポット溶接継手の疲労強度*

水 越 秀 雄** 難 波 圭 三***
佐 野 啓 路**

Fatigue Strength of Spot Welded Joints on Al-Mg Alloy Sheets for Auto Bodies

Hideo Mizukoshi, Keizo Namba and Hiromichi Sano

With an increase in the automotive applications of Al-4.5Mg-Cu alloy sheets, the fatigue strength of the spot welded joints has become an important subject. In this report, the influence of nugget diameter, successive spot welding and oxide film of the base metal on the fatigue property of spot welded joints are discussed.

(1) The tensile shear fatigue strength of spot welded joints increased in proportion to the nugget diameter.

(2) The acid cleaning of the base metal was fairly useful as a countermeasures to prevent the degradation of mechanical property of the joints associated with the successive spot welding. The treatment significantly lowers the electric contact resistance of the Al-4.5Mg-Cu alloy, resulting in improvement of the nugget quality.

1. 緒 言

排気ガス等による環境問題から自動車軽量化の要求が高まり、自動車ボディのアルミ化が進みつつある。自動車ボディ材についてはプレス成形性や機械的性質が重要であるが、スポット溶接性もアルミ化への重要な因子の一つであると考えられる。

スポット溶接継手の疲労強度について、自動車用鋼板に関する報告はある¹⁾が、アルミニウム合金板に関する報告は少ない²⁾。スポット溶接は、母材を重ね、溶接箇所に母材両面から電極を当て、板厚方向に加圧・通電し、母材の抵抗発熱によって点状に溶接する方法である。アルミニウム合金板のスポット溶接の問題点は、電極加圧面の損耗が鋼板に比較して激しく、打点数の増大につれて電極損耗が進行し、これに起因する不良ナゲットの発生に付随して継手部の機械的性質が劣化することである³⁾⁴⁾⁵⁾。

筆者らは、主に自動車ボディ用アルミニウム合金板のスポット溶接継手の機械的性質のうち疲労特性に着目して、引張せん断疲労特性に及ぼす①ナゲット径、②連続打点、③母材の表面酸化膜の影響を明らかにしようとした。特に、Al-Mg 系合金においては、表面の酸化膜の存在は、大きな接触抵抗の原因であり電極損耗を促進する重要な因子と考えられるところから、この点に留意して実験を計画した。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材

母材は自動車ボディ用 Al-4.5Mg-Cu 合金板 (O 材)⁶⁾ 及び SPCC 板 (標準調質) である。これらの板厚は 1.0mm であり、その機械的性質を Table 1 に示す。繰返し数 10^7 における軸力疲労強度は、Al-4.5Mg-Cu 合金板について 71N/mm^2 、SPCC 板について 121N/mm^2 であった。

母材表面の酸化膜の影響を明らかにするため、製造のままの Al-4.5Mg-Cu 合金板のほかに、80°C の希酸浴

* 軽金属, 41 (1991), 711 に主要部を掲載

** 技術研究所応用研究部

*** 技術研究所応用研究部、工学博士

Table 1 Mechanical properties of base metals.

| | 0.2% proof stress (N/mm ²) | Tensile strength (N/mm ²) | Elongation (%) | Fatigue strength (N/mm ²) |
|-------------|--|---------------------------------------|----------------|---------------------------------------|
| Al-4.5Mg-Cu | 127 | 272 | 32 | 71 |
| SPCC | 164 | 296 | 50 | 121 |

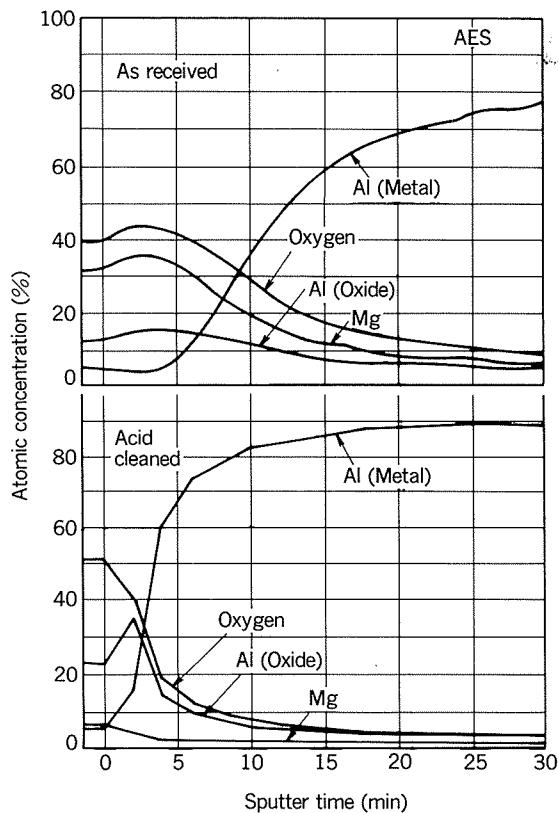


Fig. 1 Distribution of oxygen and other main elements near the surface of Al-4.5Mg-Cu alloy sheets.

に浸漬することにより酸化膜を除去した母材も供試した。Fig. 1 に AES による Al-4.5Mg-Cu 合金板表面の原子濃度とスパッタリング時間の関係を示す。上述の酸洗浄処理により Al-4.5Mg-Cu 合金板表面の酸化層の厚さは、Mg を指標とすれば約 1/5 に減少していることが分かる。酸洗浄処理した Al-4.5Mg-Cu 合金板の接触抵抗値は、製造のままの場合に比べ、約 1/10 に減少した。

これらの母材を用いてスポット溶接継手を作製した。スポット溶接は先端 R100mm の R 形電極を用い、三相・低周波式溶接機で行った。溶接条件を Table 2 に示す。

ナゲット径の影響を明らかにするため、溶接電流を変化させて目標ナゲット径 4 mm～7 mm の溶接継手を作製した。また、各溶接条件において 800 点まで連続して溶接を行い、連続打点の影響についても調査した。なお、連続溶接の打点間隔は 2 秒とした。

スポット溶接継手のナゲット径と引張せん断荷重の関

Table 2 Welding conditions.

| | Base metal ($t=1.0\text{mm}$) | | |
|----------------------|---------------------------------|---------|------------|
| | Al-4.5Mg-Cu | SPCC | |
| Pressure sequence | Force (kN) | Squeeze | 8.62～10.39 |
| | | Weld | 3.14 |
| | Time (s) | Squeeze | 0.3 |
| Welding current (kA) | | Weld | 0.53 |
| | Nugget diameter (mm) | 4mm | 18.0 |
| | | 5mm | 21.2 |
| | | 6mm | 24.7 |
| | | 7mm | 29.1 |
| | | | 9.3 |
| | | | 9.7 |
| | | | 11.5 |
| | | | 16.5 |

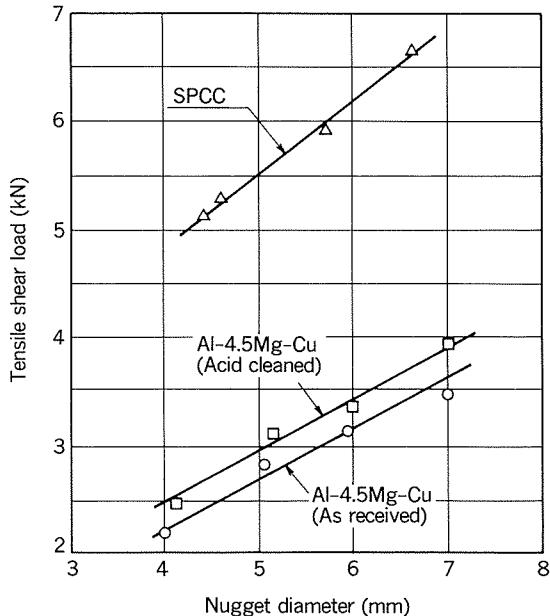


Fig. 2 Influence of nugget diameters on tensile shear load of spot welded joints.

係を Fig. 2 に示す。スポット溶接継手の引張せん断荷重は、ナゲット径の増加と共に増大した。また、酸洗浄処理した Al-4.5Mg-Cu 合金板のスポット溶接継手の引張せん断荷重は製造のままの場合よりも約 10% 大きく、酸洗浄による継手効率の向上がみられた。Al-4.5Mg-Cu 合金板の引張せん断荷重は SPCC 板のほぼ 1/2 であった。

スポット溶接継手の連続打点と引張せん断荷重の関係を Fig. 3 に示す。800 打点の連続溶接により、製造のままの Al-4.5Mg-Cu 合金板の引張せん断荷重は約 30% 低下したが、酸洗浄材の低下は約 12% にすぎなかった。一方、SPCC 板については連続打点による引張せん断荷重の低下はみられなかった。

以上のようにして得られたスポット溶接継手を実験に供試した。

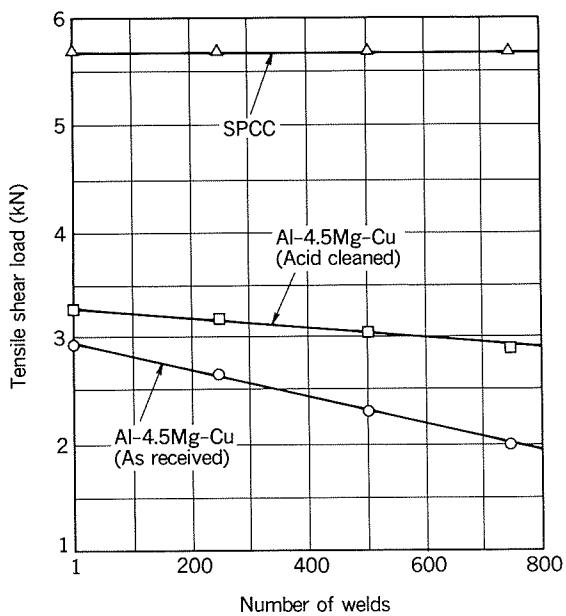


Fig. 3 Influence of number of welds on tensile shear load of spot welded joints.

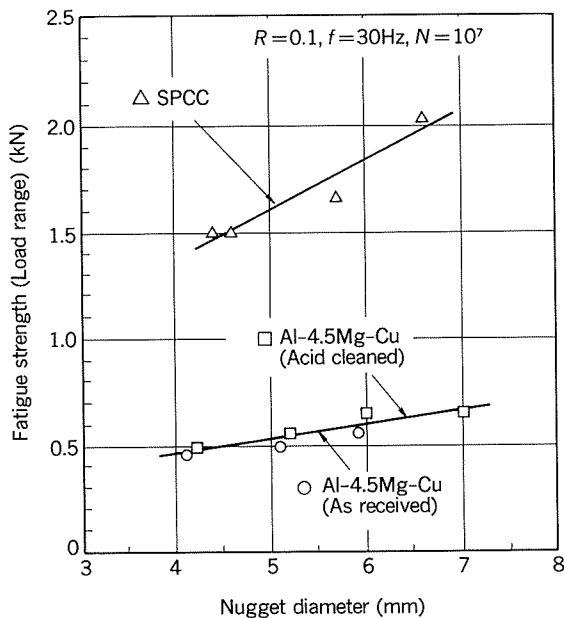


Fig. 5 Influence of nugget diameters on fatigue strength of spot welded joints.

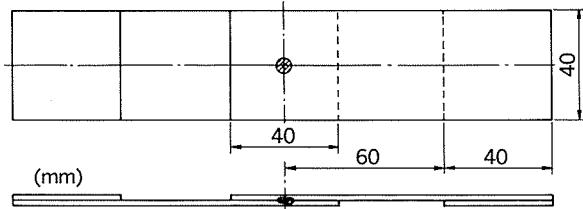


Fig. 4 Shape and size of tensile shear fatigue specimen.

2.2 疲労試験

疲労試験はJIS Z 3138スポット溶接継手の疲労試験方法に準拠して、引張せん断疲労試験を行った。試験片形状をFig. 4に示す。試験には油圧サーボ疲労試験機を用い、最小最大荷重比 $R=0.1$ で行った。繰返し速度については、自動車ホワイトボディの曲げ固有振動数に近い30Hzとした⁷⁾。

3. 実験結果及び考察

3.1 ナゲット径の影響

スポット溶接初期15打点までの継手の、繰返し数 10^7 における疲労強度（荷重範囲）とナゲット径との関係をFig. 5に示す。Al-4.5Mg-Cu合金板及びSPCC板スポット溶接継手の疲労強度は、いずれの材質もナゲット径の増加につれてほぼ比例的に増大し、ナゲット径7mmにおいては4mmの場合にくらべ約40%増大した。なお、SPCC板のスポット溶接継手の疲労強度はAl-4.5Mg-Cu合金板のそれの約3倍であった。

3.2 連続打点の影響

ナゲット径5mmのスポット溶接継手の疲労強度と連

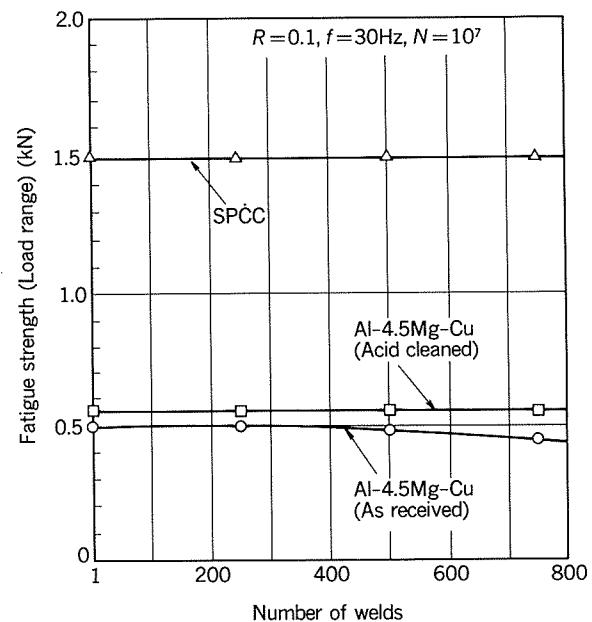


Fig. 6 Influence of number of welds on fatigue strength of spot welded joints.

続打点との関係をFig. 6に示す。酸洗浄処理をしたAl-4.5Mg-Cu合金板及びSPCC板については、800打点の連続溶接による疲労強度の低下はみられなかった。しかし、製造のままのAl-4.5Mg-Cu合金板のスポット溶接継手の疲労強度は、800打点までの連続溶接により約12%低下した。

3.3 母材酸化膜の影響

スポット溶接初期15打点までの継手の疲労強度においてはFig. 5に示したように、母材の酸洗浄の影響はほとんどみられなかった。この段階ではいずれの母材の場合

も電極先端の損耗が生じていなかった。しかし、Fig. 6 に示したように、スポット打点数の増加により、母材の酸洗浄の効果がみられるようになった。製造のままの Al-4.5Mg-Cu 合金板のスポット溶接継手においては、その表面に残留している酸化膜が母材と電極との接触抵抗を増加させ、このため接触面における発熱量が増大する。この場合、母材のピックアップ量は、酸洗浄処理をした場合よりも顕著となり、連続溶接による電極先端の損耗速度が早められる。Fig. 7 に示すような電極表面の凹凸のため電極と母材の接触が不均一となり、半円や空洞を有する形状不良のナゲットが出現しやすくなる³⁾。したがって、母材表面の酸化膜を除去することにより、電極先端の損耗によるナゲット形状不良がかなりの連続打点数になるまで抑制され、その結果引張せん断荷重及び疲労強度の低下度合を減少させることができた。

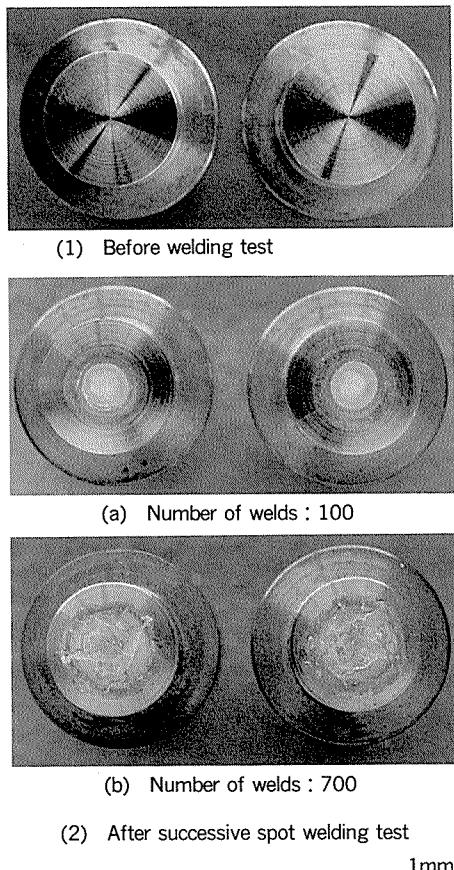


Fig. 7 Appearance of electrode tips deteriorated with number of welds.

3.4 応力集中の影響

破断後のスポット溶接継手疲労試験片外観を Fig. 8 に、断面ミクロ写真を Fig. 9 に示す。スポット溶接継手の疲労試験においては、ナゲット端部の母材に発生した疲労き裂が母材を伝播して破壊に至る。また、D. Radaj らは引張せん断時の FEM による計算結果から、ナゲット端部での応力集中係数 K_{ns} ($= \sigma_{smax} / \sigma_{ns}$) は 1.26 であると報告している⁸⁾。ここで σ_{smax} は最大応力、 σ_{ns} は

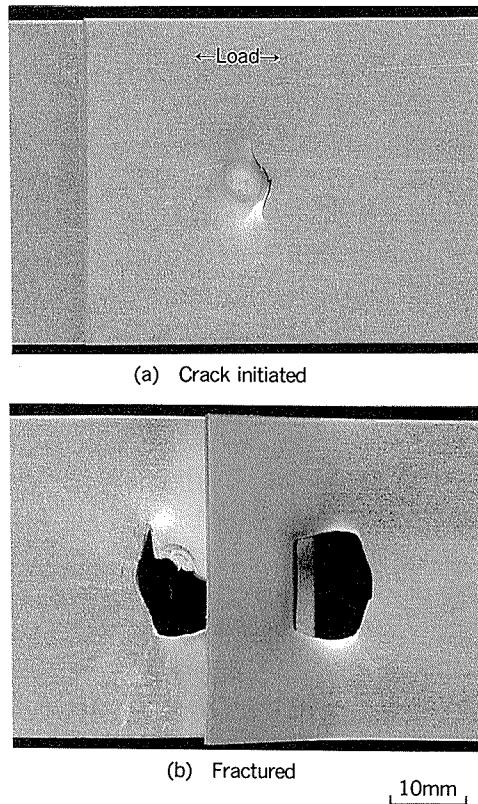


Fig. 8 Sequence of fracture in spot welded joint during fatigue test.

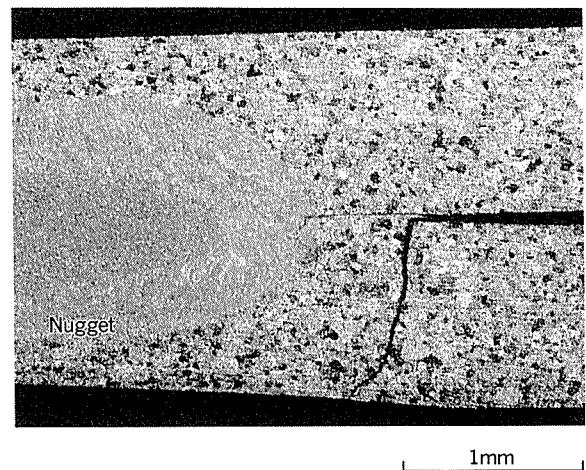


Fig. 9 Micro structure of the vertical cross section for spot welded joint during fatigue test.

公称応力である。したがって、ナゲット周囲の応力集中が疲労強度に影響を及ぼしていると考えられる。

Al-4.5Mg-Cu 合金板及び SPCC 板のスポット溶接継手のナゲット周囲の応力集中度を比較するため、ナゲット軸方向中心線上のひずみ分布を測定した。ゲージ長 1 mm の応力集中測定用ひずみゲージをナゲット端部から 3 mm~50 mm の位置に 10 点貼付し、引張せん断荷重は 980 N とした。

Al-4.5Mg-Cu 合金板及び SPCC 板のスポット溶接

継手の、ナゲット径 5 mm, 荷重 980 N における軸方向ひずみ測定結果を Fig. 10 に示す。Al-4.5Mg-Cu 合金板のスポット溶接継手の引張せん断荷重には前述のように酸洗浄の影響がわずかにみられたが、軸方向ひずみ分布には、酸洗浄の影響はみられなかった。Al-4.5Mg-Cu 合金板のスポット溶接継手の、ナゲット端部から 3 mm の位置におけるひずみは約 1800×10^{-6} であり、ナゲット端部からの距離が増加するにつれて急激に減少して、50 mm の距離においては約 400×10^{-6} となった。一方、SPCC 板のひずみは小さく、Al-4.5Mg-Cu 合金板のそれの $1/2 \sim 1/3$ であった。

8 節点固体要素を用いて FEM 解析を行い、ひずみ測定結果と比較した。計算にあたっては 3 次元有限要素法プログラム COSMOS/M（横河技術情報製）を利用した。Fig. 11 にナゲット近傍の変形形態を、Fig. 12 に Al-4.5Mg-Cu 合金板のスポット溶接継手軸方向の応力分布を示す。ナゲット近傍では、Fig. 11 に示したような変形が生じており、この変形は Al-4.5Mg-Cu 合金板の方が SPCC 材にくらべて大きかった。また、Fig. 12 ではナゲット端部に応力集中がみられ、応力の計算値は測定値とほぼ一致していた。

両対数表示したひずみ分布曲線を Fig. 13 に示す。ひずみ ε とナゲット端部からの距離 L の関係は次式で表

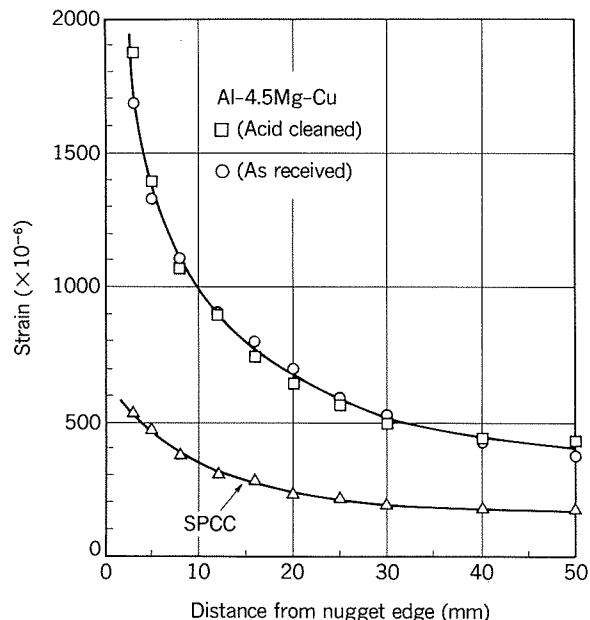


Fig. 10 Strain measured along axial direction.

される。

$$\log \varepsilon = \alpha + \beta \log L \quad (1)$$

式(1)において、 α はひずみ軸との切片すなわちナゲット端部から 1 mm の位置におけるひずみ量を、 β はひずみ分布曲線の傾きをそれぞれ意味する。 β は、Al-4.5Mg-Cu 合金板については -0.55, SPCC 板については -0.44 であり、Al-4.5Mg-Cu 合金板の方が約 20% 大きかった。また、ナゲット端部から 1 mm の位置におけるひずみは、Al-4.5Mg-Cu 合金板について 3350×10^{-6} , SPCC 板について 930×10^{-6} と算出され、Al-4.5Mg-Cu 合金板の方が約 3.5 倍大きい。これは両材質の綫弾性係数の比を超えており、本実験に用いた単点試験片においては、引張荷重に対してナゲット周囲の母材に曲げ変形が生じる。この曲げ変形量は綫弾性係数が小さい Al-4.5Mg-Cu 合金板の方が SPCC 板より大きくな

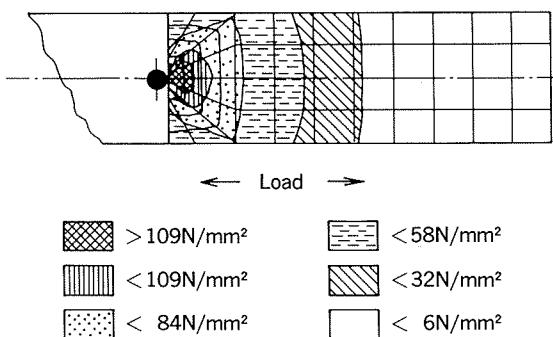


Fig. 12 Calculated stress for spot welded joint under tensile shear by FEM.

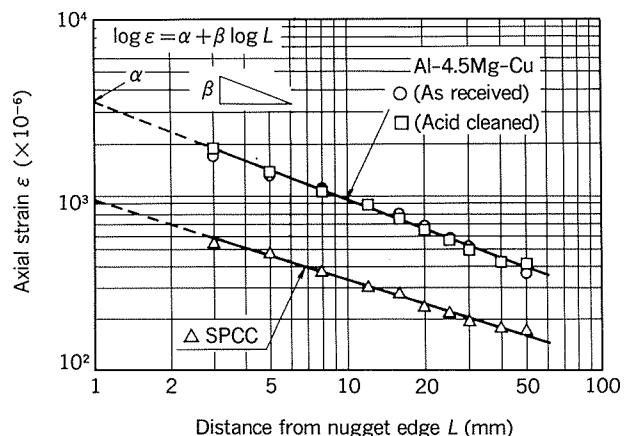


Fig. 13 Relation between measured axial strain and distance from nugget edge.

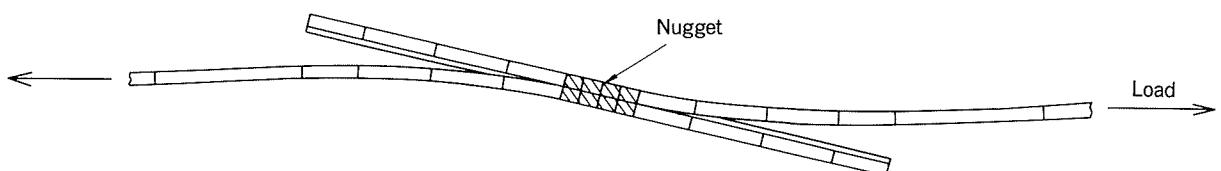


Fig. 11 Deformation pattern for spot welded joint under tensile shear.

る。その結果、両材質の軸方向ひずみ量の比は縦弾性係数比以上となり、それに応じてナゲット周囲の応力集中度が高められると考えられた。

したがって、Al-4.5Mg-Cu合金板のスポット溶接継手のナゲット端部では、SPCC板よりかなり応力集中度が高められ、Fig.5に示したようにAl-4.5Mg-Cu合金板のスポット溶接継手の疲労強度がSPCC板のそれと比較してかなり低下したと考えられた。しかし、応力集中の影響については、疲労き裂発生部近傍のミクロ的な観察等さらに詳細な検討が必要である。

4. 結 言

自動車ボディ用Al-4.5Mg-Cu合金板及びSPCC板のスポット溶接継手の疲労強度を調査した結果、以下のことが明らかとなった。

(1) スポット溶接継手の疲労強度はナゲット径が増大するにつれてほぼ比例的に増大した。

(2) Al-4.5Mg-Cu合金板においては、母材表面の酸化膜を除去することにより接触抵抗値が激減し、これに伴い電極先端の損耗によるナゲット形状不良がかなりの連続打点になるまで抑制され、その結果疲労強度の低下度合を減少させることができた。

参考文献

- 1) 例えば、岩崎紀夫、田中甚吉、樺沢真事、長江守康：日本鋼管技報，91（1981），359.
- 2) 阪口 章：軽金属溶接，17（1979），126.
- 3) 田中一雄、笹部誠二：軽金属溶接，16（1978），402.
- 4) 軽金属協会：自動車のアルミ化技術ガイド・接合編，（1981），17.
- 5) 難波圭三、佐野啓路、水越秀雄、長谷川義文：本誌，32（1991），56.
- 6) 吉田英雄、平野清一：本誌，32（1991），20.
- 7) 飛田幸司、原 寿広、藤瀬一基、木下喜彰：マツダ技報，No.5，（1987），107.
- 8) D. Radaj, Z. Zhaoyun and W. Mohrmann : Engineering Fracture Mechanics, 37 (1990), 933.

論 文

自動車用アルミニウム合金と鋼との接触腐食*

宇佐見 勉** 長谷川 義文**
田部 善一***

Galvanic Corrosion Behavior of the Mild
Steel-Aluminium Alloy Couples Used
in Automotive Applications

Tsutomu Usami, Yoshifumi Hasegawa and Zen-ich Tanabe

住友軽金属工業株式会社技術研究所

自動車用アルミニウム合金と鋼との接触腐食*

宇佐見 勉** 長谷川 義文**
田部 善一***

Galvanic Corrosion Behavior of the Mild Steel-Aluminium Alloy Couples Used in Automotive Applications

Tsutomu Usami, Yoshifumi Hasegawa and Zen-ich Tanabe

The galvanic corrosion behavior of various aluminium alloys coupled to mild steel in a corrosive environment was studied by measurements of galvanic current and weight loss. The results obtained are as follows.

- (1) Data from weight loss during a cyclic corrosion test showed 6061 alloy has best corrosion resistance.
- (2) Weight loss of GC45 alloy coupled to electro-coated mild steel was less than one-tenth that of its alloy coupled to bare mild steel.
- (3) Anodizing and chromate converting of aluminium alloy could not prevent galvanic corrosion effectively. It was more effective for corrosion protection of aluminium alloy to coat mild steel side.

1. 緒 言

地球環境問題を背景とした車体軽量化による燃料効率の向上及びリサイクル可能な材料の使用による資源保存の観点から、自動車へのアルミニウムの使用量は今後大幅に増加することが予想される。しかし、アルミニウム合金を使用するに際して解決すべき課題は多く、その一つに、鋼板との接合部における異種金属接触腐食の問題がある¹⁾。

淡水中では、水のわずかな組成の違いによりアルミニウム合金は鋼に対し、アノードにもカソードにもなりうる²⁾が、塩化物イオンが多量に存在する環境下ではアルミニウム合金の孔食電位は著しく卑になり、鋼に対しアノードとなる。従って、鋼との接触によるアルミニウム合金の腐食は、田園地帯では問題になることはないが、海岸地帯や冬季に路上凍結防止剤を散布する寒冷地帯で

は問題になる。

本報では、鋼板との接合による各種アルミニウム合金の腐食挙動及び表面処理による防食効果について調査した。

2. 実験方法

2.1 試料

試料には、自動車ボディパネルや自動車部品に多く使用されるアルミニウム合金を使用した。化学成分をTable 1に示す。2014合金はT6調質材を、2036合金はT4調質後塗装焼付け硬化したものを使用した。他の合金は、O又はT4調質材のまま使用した。

鋼板には、SPCC-SDを使用した。

それぞれの試料は、特に断らない限りアセトン中で超音波洗浄した後、試験に供した。

2.2 浸漬腐食試験

各種アルミニウム合金板を単独あるいは鋼板と結線し、5.0mass%塩化ナトリウム水溶液に静置した。浸漬温度及び日数は、25°C, 21日と50°C, 10日の2条件とした。試験装置の模式図をFig. 1に示す。試験中あるいは試

* 軽金属学会第81回秋期大会（平成3年11月、於・東京）にて一部発表

** 技術研究所化学研究部

*** 技術研究所

Table 1 Chemical composition of specimens. (mass%)

| | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Zn | Ti | Al |
|---------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| 1050-O | 0.09 | 0.26 | 0.02 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 0.01 | bal. |
| 2014-T6 | 0.70 | 0.34 | 4.34 | 0.75 | 0.57 | 0.02 | 0.08 | 0.03 | bal. |
| 2036 ⁽¹⁾ | 0.33 | 0.36 | 2.40 | 0.21 | 0.42 | 0.04 | 0.05 | 0.02 | bal. |
| 3003-O | 0.24 | 0.61 | 0.13 | 1.06 | 0.03 | 0.00 | 0.04 | 0.01 | bal. |
| 5052-O | 0.08 | 0.25 | 0.01 | 0.02 | 2.59 | 0.20 | 0.01 | 0.01 | bal. |
| 5082-O | 0.07 | 0.18 | 0.03 | 0.10 | 4.91 | 0.06 | 0.00 | 0.03 | bal. |
| GC45-O | 0.07 | 0.08 | 0.31 | 0.15 | 4.08 | 0.04 | 0.01 | 0.03 | bal. |
| 6061-T4 | 0.62 | 0.23 | 0.24 | 0.06 | 1.00 | 0.16 | 0.03 | 0.02 | bal. |
| SG12-T4 | 0.75 | 0.16 | 0.62 | 0.18 | 0.60 | 0.00 | 0.01 | 0.04 | bal. |

(1) : After bake hardening at 165°C for 20min and at 140°C for 40min

験後に、ガルバニック電流、腐食減量及び孔食深さを測定した。

5052合金については、脱脂のみを行ったもののはかエポキシ樹脂を5 µm、1050合金についてはエポキシ樹脂5 µm さらにポリエチレン樹脂を15 µm それぞれ塗装した場合も併せて評価した。

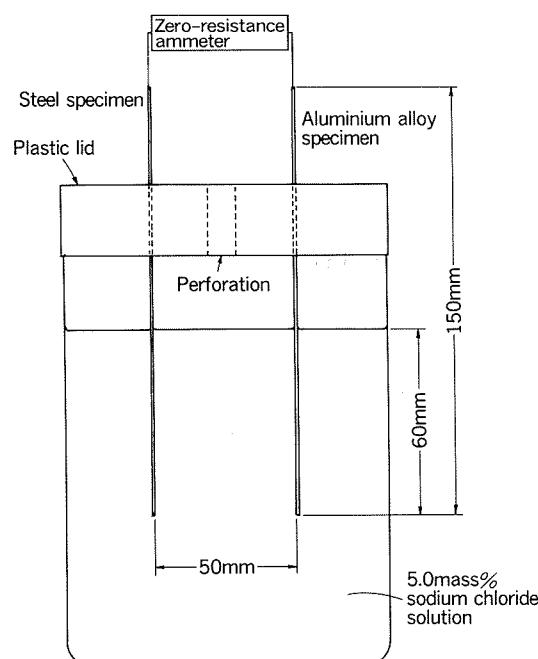


Fig. 1 Apparatus used to measure galvanic current.

2.3 複合サイクル腐食試験

各種アルミニウム合金板と鋼板を Fig. 2 に示すようにプラスチック製ビス・ナットで接合し、複合サイクル腐食試験に供した。以下、これを接合試験片と呼ぶ。アルミニウム合金単独の場合についても併せて試験した。Fig. 3 に示す複合サイクル条件下に20サイクル暴露した後、腐食減量を測定した。

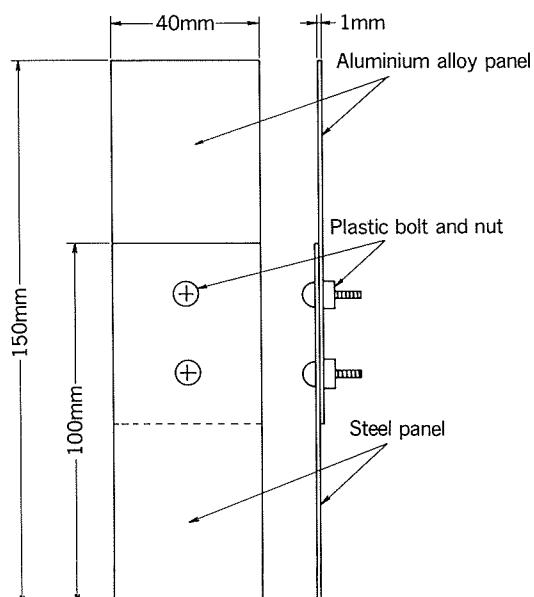


Fig. 2 Configuration of coupled specimen for cyclic corrosion test.

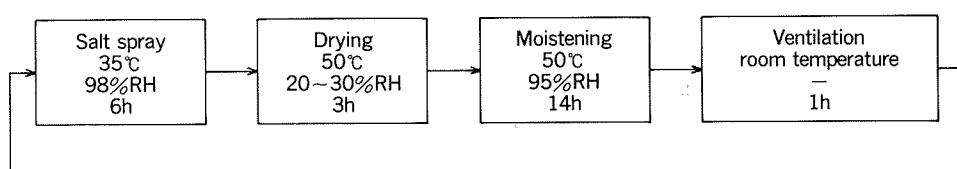


Fig. 3 Cyclic corrosion test procedure.

表面処理の効果を調べるために、硫酸陽極酸化（33 μm 厚さ）後、封孔した GC45 合金とクロム酸クロメート（クロム付着量 140 mg/m²）処理した GC45 合金も同様に評価した。

一方、鋼側の表面処理の効果を調べるために、りん酸亜鉛処理後電着塗装（厚さ 20 μm）した鋼を GC45 合金に接合し、脱脂のみを行った鋼を GC45 合金に接合した場合と比較した。

2.4 腐食減量及び孔食深さの測定

腐食減量は、腐食試験前後における供試材の質量減少を暴露面積で除することにより求めた。なお、アルミニウム合金及び鋼上の腐食生成物の除去は JIS Z 2371 に示された方法に従って行った。

孔食深さは、目視により深い孔食を片面当たり 15 点選び、焦点深度法により深さを測定し最大値を求めた。

2.5 分極曲線の測定

測定は、5.0 mass% 塩化ナトリウム水溶液中でポテンショスタットを用い、電位掃引速度 8.3 mV/min の動電位法で行った。照合電極には飽和カロメル電極を使用した。アルミニウム合金のアノード分極曲線の測定は、アルゴン又は窒素ガスを吹き込んで溶存酸素を除去した状態で、また、鋼のカソード分極曲線の測定は溶存酸素存在下で、それぞれ攪拌しながら行った。

3. 実験結果及び考察

3.1 浸漬腐食試験

アルミニウム合金単独の場合及び鋼板を結線した場合の腐食減量測定から腐食速度を求めた。測定結果を Fig. 4, Fig. 5 に示す。

25°C の溶液中で鋼と結線した場合のアルミニウムの腐食速度は、2036 合金が約 6 mg/(dm² • d)，他の合金は 20 mg/(dm² • d) 前後で大差なかった。鋼の腐食速度は、2036 合金、6061 合金及び塗装したアルミニウム合金と結線された場合に大きかった。

50°C の溶液中で鋼と結線した場合のアルミニウム合金の腐食速度は、6061 合金が約 10 mg/(dm² • d) であり、他の合金のそれは 30 mg/(dm² • d) 前後で大差なかった。鋼の腐食速度は、6061 合金、GC45 合金及び塗装したアルミニウム合金と結線された場合に大きかった。

単独アルミニウム合金の腐食速度は、2036 合金を除き、鋼と結線されたアルミニウム合金の腐食速度のおよそ数十分の一倍から百数十分の一倍であった。

Table 2 に、結線したアルミニウム合金の最大孔食深さ測定結果を示す。25°C における最大孔食深さは、2036 合金が最も浅く、5052 合金が最も深かった。一方、50°C における最大孔食深さは、6061 合金が最も浅く、5052 合金が最も深かった。

次に、ガルバニック電流の測定結果を Fig. 6 に示す。いずれの場合もアルミニウム合金がアノード、鋼がカソード

Table 2 Maximum pit depths on aluminium alloys coupled to steel. (μm)

| alloy | at 25°C ⁽¹⁾ | at 50°C ⁽²⁾ |
|-------|------------------------|------------------------|
| 1015 | 188 | 293 |
| 2036 | 97 | 277 |
| 5052 | 493 | 407 |
| 5082 | 255 | 255 |
| GC45 | 219 | 258 |
| 6061 | 215 | 101 |
| SG08 | 164 | 210 |

(1) : Test duration 21 days

(2) : Test duration 10 days

となり、ガルバニック電流は浸漬時間の経過とともに小さくなってやがてほぼ一定値を示した。しかし、25°C における 2036 合金 (Fig. 6 (b)) のみは浸漬後、数日で極性が逆転し、2036 合金がカソードに、鋼がアノードになった。他のアルミニウム合金が鋼を陰極防食しているのに対し、2036 合金は鋼により陰極防食されるため、2036 合金の腐食速度は、単独で浸漬した場合より小さく、2036 合金と結線された鋼の腐食速度は、他の鋼のそれより著しく大きかった。

ガルバニック電流は、2036 合金 (Fig. 6 (b)) や 5000 系合金 (c) (d) (e) では 25°C より 50°C において、より大きく、6000 系合金 (f) (g) では逆の傾向が認められた。

アルミニウム合金に下塗り塗装のみ行った場合 (Fig. 6 (h)), ガルバニック電流は著しく減少するが、塗膜が破壊された箇所には、孔食が認められた。下塗りの上にさらに上塗り塗装した場合 (Fig. 6 (i)) には、ガルバニック電流はほとんど流れなかった。

25°C 溶液中における鋼のカソード分極曲線と代表的なアルミニウム合金のアノード分極曲線を Fig. 7 に、すべてのアルミニウム合金の孔食電位を Table 3 に示す。ア

Table 3 Pitting potential of aluminium alloys in 5.0 mass% sodium chloride solution.

| Alloy | Pitting potential (mV vs SCE) | |
|-------|-------------------------------|---------|
| | at 25°C | at 50°C |
| 1050 | -816 ~ -777 | -784 |
| 2036 | -605 | -629 |
| 5052 | -733 | -716 |
| 5082 | -760 ~ -752 | -765 |
| GC45 | -712 ~ -704 | -736 |
| 6061 | -712 ~ -711 | -805 |
| SG12 | -687 | -719 |

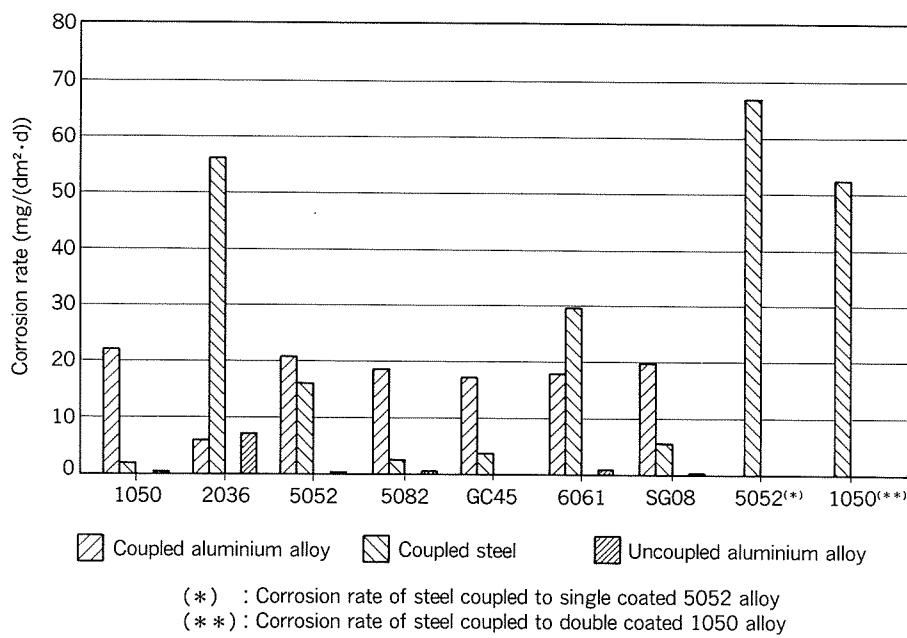


Fig. 4 Corrosion rates from a 21 days test at 25°C in 5.0mass% sodium chloride solution.

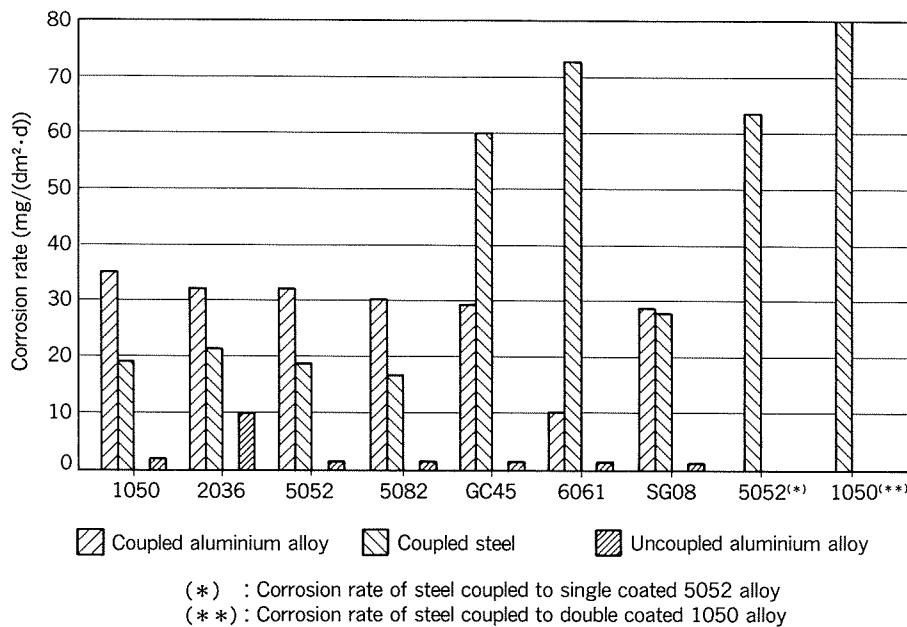


Fig. 5 Corrosion rates from a 10 days test at 50°C in 5.0mass% sodium chloride solution.

ルミニウム合金は、孔食電位より貴な領域ではほとんど分極せず、かつ、この領域では鋼のカソード電流（溶存酸素の限界拡散電流）がほぼ一定のため、2036合金を除き、孔食電位の多少異なるアルミニウム合金と鋼を接触させても腐食速度（ガルバニック電流）は大差ないと予測される。実際、浸漬腐食試験の結果もこの推定を支持している。しかしながら、ガルバニック電流は浸漬中一定であるわけではなく、浸漬時間と共に減少し、やがてほぼ一定値に落ち着くが、その値がアルミニウム合金の種類により異なることを考慮すれば、塩水浸漬直後の分

極曲線の測定のみから腐食速度の序列を推定するのは無理であろう。25°Cにおける6061合金のガルバニック電流は、特に大きく減少することから、もっと長期の浸漬試験を行えば、腐食速度は更に減少したと予想される。

25°Cでは非常に貴な孔食電位を示した2036合金も、50°Cでは6061合金以外の合金と変わらない腐食速度を示すようになる。もっとも、2036合金の腐食速度には接触腐食以外に合金内の局部腐食もかなり寄与していることはFig. 4から明らかであり、他の合金と単純に接触腐食の影響のみを比較するのは難しい。

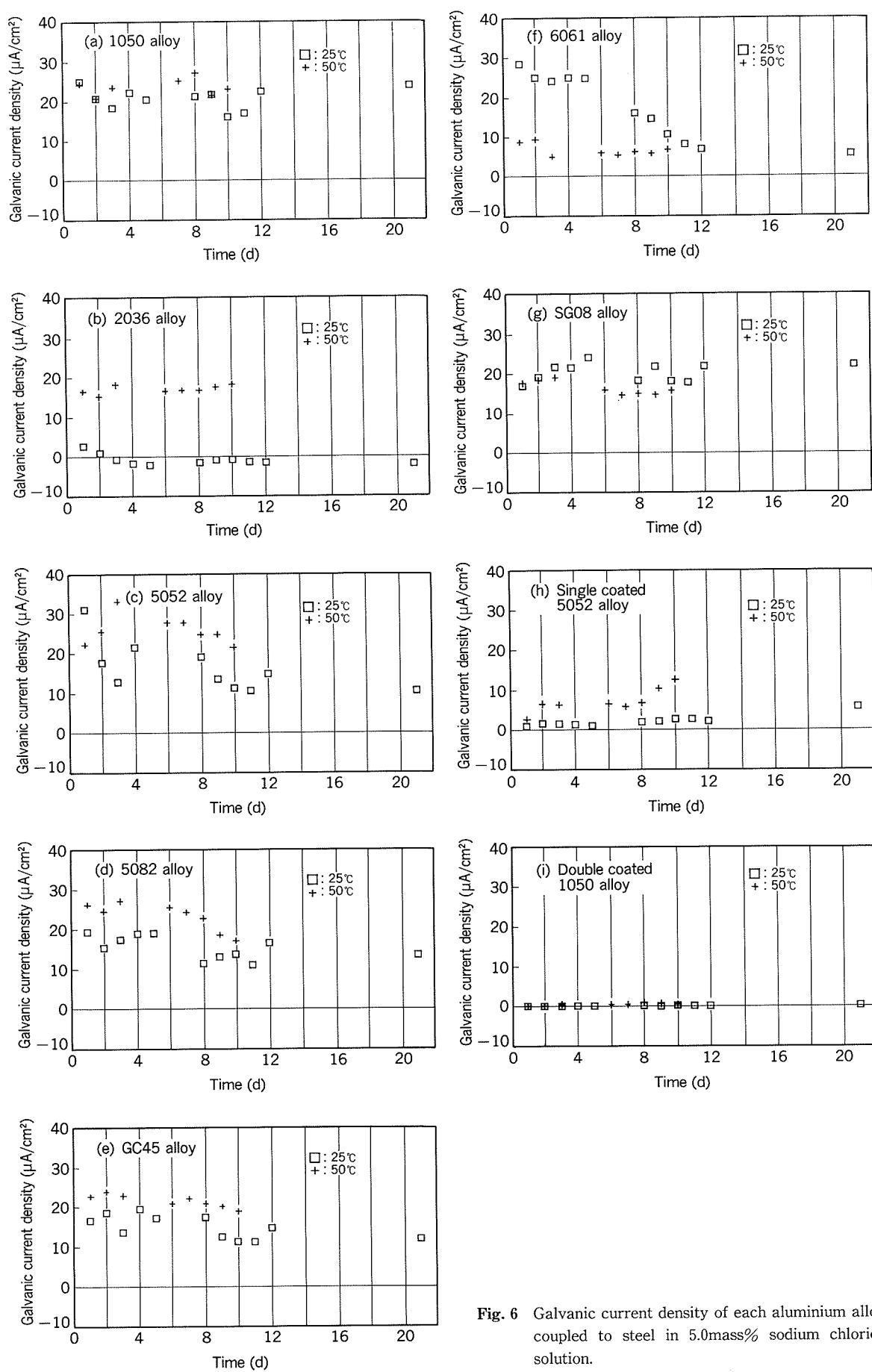


Fig. 6 Galvanic current density of each aluminium alloy coupled to steel in 5.0mass% sodium chloride solution.

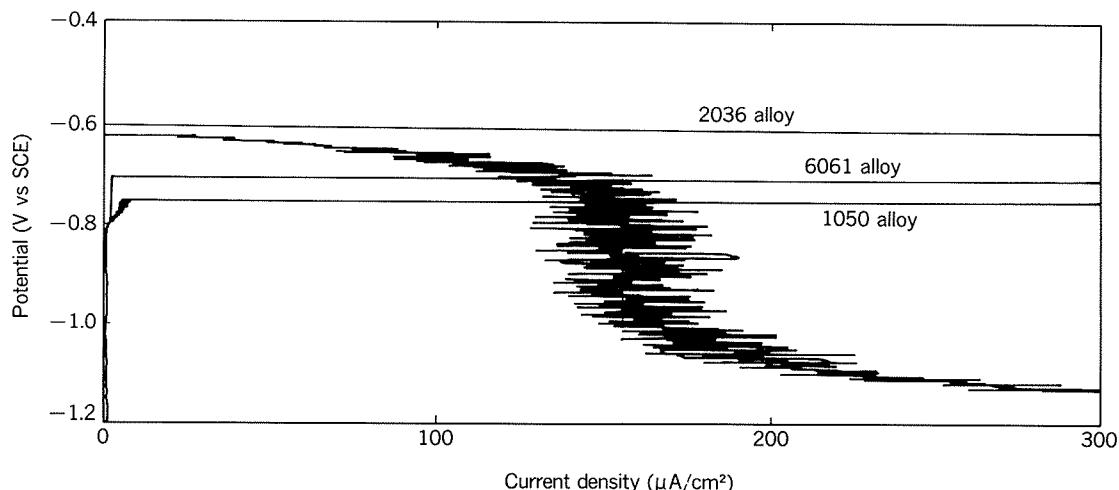


Fig. 7 Cathodic polarization curve of steel and anodic polarization curves of aluminium alloys in 5.0mass% sodium chloride solution at 25°C.

Fig. 8 に、代表的なアルミニウム合金について塩水浸漬によるアノード分極曲線の経時変化を示す。

いずれのアルミニウム合金のアノード分極曲線も、浸漬時間の経過とともに、貴な方向に移行している。しかし、その程度は合金により異なり、6061合金のように貴に大きく移行している合金ほど、浸漬後のガルバニック

電流の減少が大きく、腐食減量は小さい。1050合金のように、あまり移行しない合金はガルバニック電流の減少が少なく、腐食減量が大きい。アノード分極曲線が、貴な方向に移行する理由として、アルミニウム合金の表層及び表面皮膜の化学成分の変化が考えられる。

3.2 複合サイクル腐食試験結果

複合サイクル腐食試験前後の腐食減量の測定結果をTable 4 に示す。Fig. 9 に示すようにアルミニウム合金の孔食は鋼板との接合部に集中しているため、露出部（非接合部）は接触腐食の影響を考慮せず単独試験片と

Table 4 Weight loss data during cycle corrosion test. (mg/dm^2)

| Alloy | Couple | Uncouple |
|---------------------|--------|----------|
| 1050 | 1521.8 | 25.8 |
| 2014 | 3316.5 | 490.0 |
| 2036 | 1909.8 | 162.9 |
| 3003 | 1735.3 | 27.9 |
| 5052 | 1028.9 | 25.2 |
| 5082 | 973.6 | 32.6 |
| GC45 | 1197.4 | 22.7 |
| 6061 | 650.8 | 19.4 |
| SG12 | 1531.3 | 24.4 |
| GC45 ⁽¹⁾ | 107.2 | 22.7 |
| GC45 ⁽²⁾ | | -24.8 |
| GC45 ⁽³⁾ | | -0.4 |

(1) : GC45 coupled to coated steel

(2) : Anodized GC45

(3) : Chromated GC45

- : Weight gain

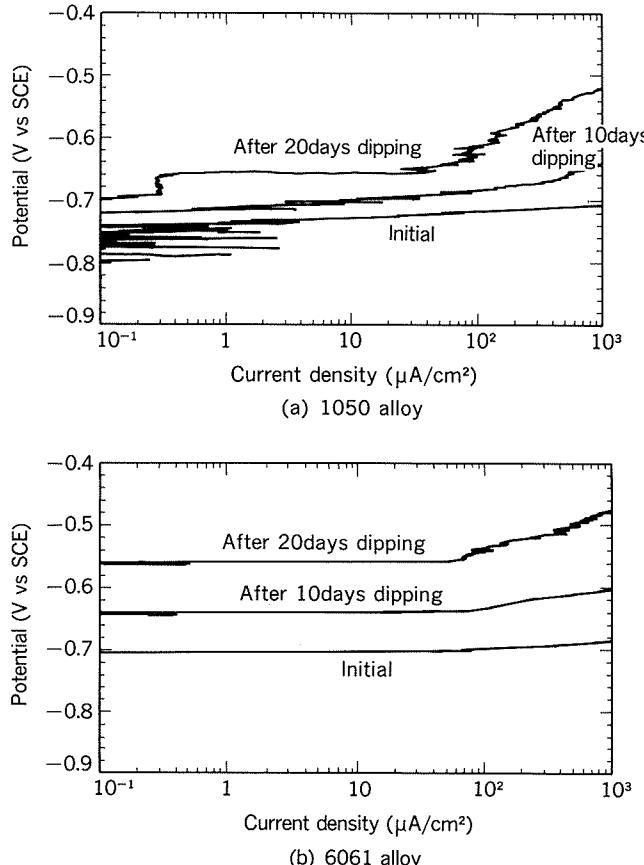
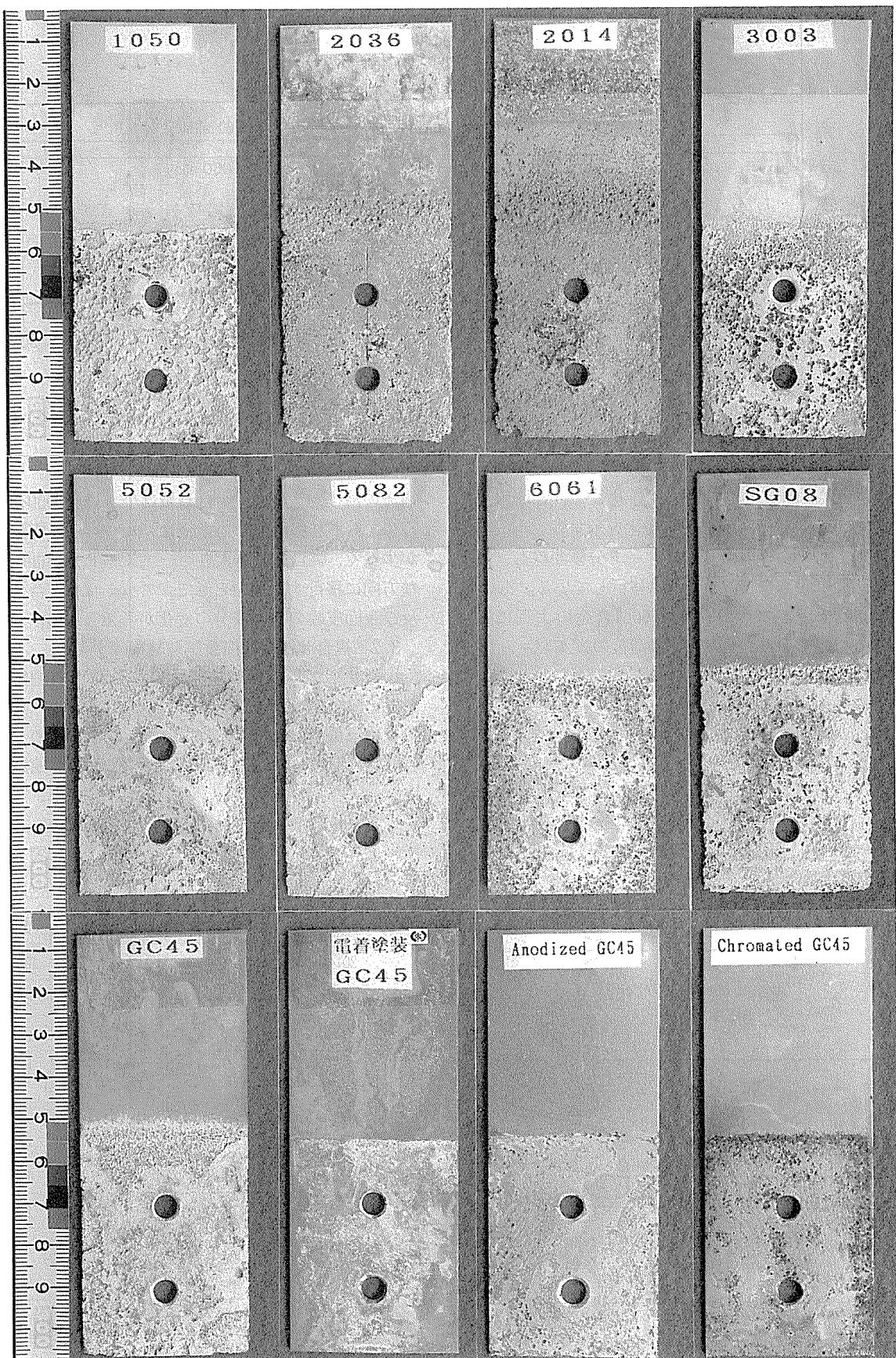


Fig. 8 Anodic polarization curves after dipping in 5.0mass% sodium chloride solution at 25°C.



(*) : Aluminium alloy specimen bolted to electro-coated steel

Fig. 9 Appearance of aluminium alloy specimens after cycle corrosion test.

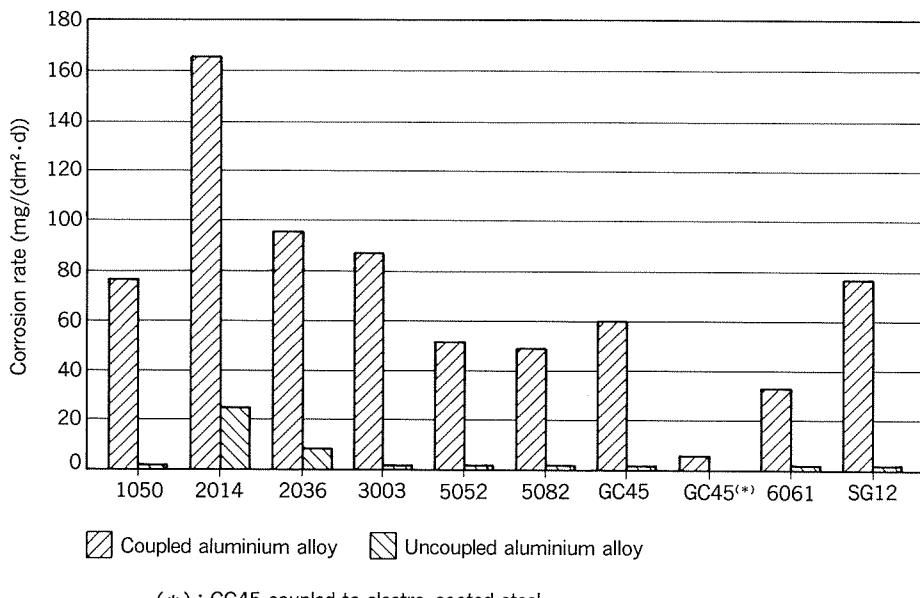


Fig. 10 Corrosion rates from cyclic corrosion test.

同様の腐食挙動を示すと仮定して、接合部における腐食速度を算出した。その結果を単独試験片の腐食速度と併せて Fig. 10 に示す。

単独試験片の腐食減量から合金内の局部腐食は、2000系合金、特に2014合金が激しく、他の合金はほぼ同程度であった。

接合部の減量から耐孔食性は、6061合金がもっとも優れ、以下、5000系合金、SG08合金=1050合金、3003合金、2036合金、2014合金の順であった。

アルミニウム合金をクロム酸クロメート処理あるいは陽極酸化一封孔処理した単独試験片は、外観の変化がほとんどなく、試験片の重量は増加していた。これは、クロメート層や陽極酸化皮膜の水和反応が進行したことによると考えられる。接合試験片の腐食減量を測定する適当な方法がないので定量的な議論はできないが、接合部の孔食は、脱脂のみを行った場合に比べやや軽度であった (Fig. 9)。

りん酸亜鉛処理の後、電着塗装した鋼板を接合したGC45合金の腐食減量は、脱脂しただけの鋼板を接合したGC45合金の腐食減量と比較し10分の1以下であったことから、接合部の腐食は、すきま腐食ではなく、主に接触腐食によると考えられる。

4. まとめ

各種アルミニウム合金と鋼の接触腐食挙動を浸漬腐食

試験と複合サイクル腐食試験により調査し、以下の知見を得た。

(1) 浸漬腐食試験

アルミニウム合金は、孔食電位より貴な領域ではほとんど分極せず、かつ、この領域では鋼のカソード電流がほぼ一定のため、孔食電位の多少異なるアルミニウム合金が鋼と接触しても接触腐食による減量はさほど変わらない。しかし、6061合金のように初期の孔食電位が卑であっても、浸漬時間の経過とともに大きく貴に移行する性質を有する合金は、接触腐食による減量は少ない。また、25°Cの塩水中では、2036合金はカソードとなり、鋼により陰極防食される。2036合金の減量は、主に合金内の局部腐食による。

(2) 複合サイクル腐食試験

接合部の耐孔食性は6061>5000系>SG08=1050>3003>2036>2014の順に、前者ほど良好である。

アルミニウム合金の接合部を防食するためには、アルミニウム合金側を陽極酸化処理あるいはクロム酸クロメート処理するよりも、鋼側に電着塗装することの方が効果的である。

参考文献

- 1) 坂内恒雄、熊本 隆、山本勝也、松田義満：日産技報，No.27, (1990), 29.
- 2) D. R. Gabe and M. Shirkhanzadeh : Br. Corros. J., 15 (1980), 216.

論 文

7475合金の超塑性特性向上に及ぼす高温予備加熱の影響*

吉 田 英 雄**

Effect of Pre-heat Treatment on the
Superplasticity of a 7475 Alloy Sheet

Hideo Yoshida

住友軽金属工業株式会社技術研究所

7475合金の超塑性特性向上に及ぼす高温予備加熱の影響*

吉 田 英 雄**

Effect of Pre-heat Treatment on the Superplasticity of a 7475 Alloy Sheet

Hideo Yoshida

The effect of pre-heat treatment on the superplastic behavior of 7475 aluminum alloy has been investigated with special reference to the role of precipitates which are introduced during heat treatment. Particles which precipitate either during quenching after solutionizing treatment or during annealing for straightening sheets (below 633K) have no effect on the superplastic properties because they can easily be solved into the matrix when heated to high temperature. In contrast, large particles which have coarsened during long term heating at 673 to 713K accelerate the cavitation and hence degrade the superplastic ductility. To improve the superplasticity, pre-heat treatment at 753K for 2h in a salt bath or for 32h in an air furnace before tensile test is effective because the above large particles are solved and cavitation is inhibited during superplastic deformation.

1. 諸 言

7475合金で超塑性特性を得るには、結晶粒を微細にすることが必要である。結晶粒微細化の加工熱処理法としては Rockwell International 社で開発された方法がよく知られている¹⁾が、この方法では673Kで8hの過時効の熱処理後に水焼入れを行い、さらに493Kで温間圧延を行うなど工業的には高度な技術が要求される。このため工業的に量産可能な方法を著者らは開発した²⁾。この方法は前報³⁾で明らかにしたように、673K以上に加熱後炉冷により約1μmの粗大な化合物を析出させた後に強加工度の冷間圧延・急速加熱で微細な再結晶粒を得るプロセスである。

本報の研究では、著者らが開発した加工熱処理法で製造した板に関して、超塑性特性をさらに向上させるためのプロセスを検討する。第一に、結晶粒を微細化させた後の焼入れ方法や矯正方法の影響について検討する。すなわち、焼入れ時の粒界析出の超塑性に及ぼす影響や、焼入れひずみ矯正のために行われるスキンパスや重しをのせて矯正する焼純軟化の超塑性に及ぼす影響を明らかにする。第二に、超塑性変形前の高温での予備加熱処理

が超塑性特性向上に効果的であることが知られている^{4)~7)}ので、その熱処理方法と条件について検討し、その効果を金属組織学的な観点から考察する。

2. 実験方法

本研究では、第一に、超塑性特性向上に及ぼす板製造条件、特に、最終工程での焼入れ方法や矯正方法の影響を明らかにするために、まず、再結晶粒を微細化した1mm厚さの超塑性板を実験用試料として作成した。試料の成分や著者らの開発した加工熱処理法は前報³⁾に同じである。すなわち、工業的に製造した厚み10mmの熱間圧延板を753K-2h炉冷し、加工度90%で冷間圧延した後、ソルトバスで753K-0.3ksの急速加熱及び水冷を行った。この試料のミクロ組織をFig. 1に示す。結晶粒径はL方向で8.1μm、LT方向で8.5μm、ST方向で6.7μmで、平均粒径は7.8μmである。次に、この試料を、ソルトバスで上記の最終熱処理温度(753K)まで再び急熱してから、焼入れ時の冷却速度を水冷、強制空冷、空冷と三段階に変えた場合、さらに焼入れ後の矯正方法としてスキンパスの場合と焼純軟化の場合について、超塑性特性に及ぼす影響を調べた。これらの条件をTable 1に示す。

* 主要部は、軽金属、41(1991), 446に掲載

** 技術研究所金属材料第一研究部、工学博士

Table 1 Quenching rate and straightening method of a superplastic 7475 alloy sheet.

| Process | Solution heat treatment | Quenching rate | Straightening |
|---------|-------------------------|--|-----------------------------|
| 1 | 753K - 0.3ks | → Water quenching ($>10^2\text{K/s}$) | → Skin-pass rolling : 0, 3% |
| 2 | 753K - 0.3ks | → Forced air cooling ($>10\text{K/s}$) | → Skin-pass rolling : 0, 3% |
| 3 | 753K - 0.3ks | → Air cooling (1K/s) | → Skin-pass rolling : 0% |
| 4 | 753K - 0.3ks | → Water quenching | → Annealing : 473K - 1h |
| 5 | 753K - 0.3ks | → Water quenching | → Annealing : 573K - 1h |
| 6 | 753K - 0.3ks | → Water quenching | → Annealing : 633K - 1h |

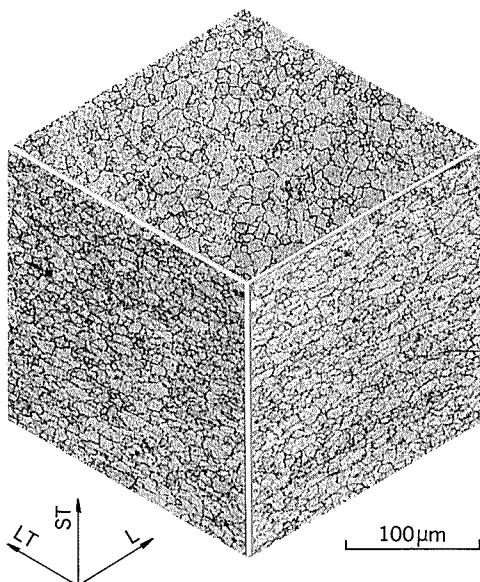


Fig. 1 As-fabricated microstructure of a superplastic 7475 alloy sheet.

第二に、上記と同じ試料を、超塑性変形前に高温で予備加熱処理して、超塑性特性に及ぼす影響を調べた。高温予備加熱の処理方法とその条件を Fig. 2 に示す。加熱はソルトバス内で673~793Kの20K毎に、32h保持後放冷した。なお、773Kに関してはソルトバスと空気炉で加熱して、加熱速度の影響を調べた。ソルトバスは約100K/sで、空気炉は約100K/hの昇温速度であった。また773Kでの加熱保持時間は2, 8, 32hの三条件とした。

高温引張試験は、773Kで初期ひずみ速度 $5.6 \times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ と $5.6 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ で試験した。なお、0.6K/sの速度で773Kに加熱し昇温直後から引張開始までの保持時間(0, 1.2, 2.4ks)の影響も調べた。なぜなら実際の成形では型の温度分布が安定するまで一定時間保持せざるをえず、この保持中に伸びが変化しないかどうかを確認する必要があるからである。

キャビティ量測定のために実施した引張試験方法とその条件は前報で述べたのと同じである³⁾。測定温度はいずれも773K、ひずみ速度は平均で $2.5 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ になるように一定時間後に引張速度を変えている。キャビティ量

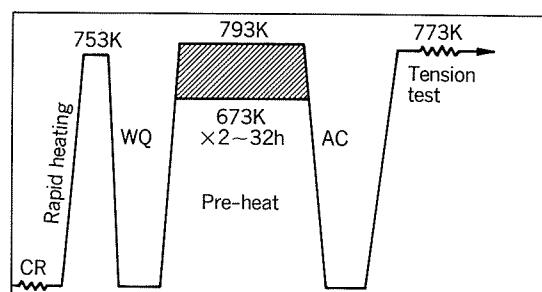


Fig. 2 Process and conditions of pre-heat treatment before tension test at 773K.
(WQ : water quenching, AC : air cooling, CR : cold rolling)

の評価には、試験片の平行部に5mm間隔毎に標点を付け、標点間のひずみ量がほぼ0.6, 1.0, 1.4になる位置で引張りを停止し、試験片中央部あるいはその近傍の引張方向と直角な断面で測定した面積率を用いた。測定は画像処理法で行った。

3. 実験結果

3.1 超塑性特性に及ぼす焼入れ速度・矯正方法の影響

焼入れ速度とその後のスキンパスの超塑性伸びに及ぼす影響を Fig. 3 に示す。この結果から分かるように、焼入れ速度や焼入れ後のスキンパスは超塑性伸びにあまり影響を与えない。引張速度が $5.6 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ の場合では、いずれの冷却速度でも700%前後の伸びが得られた。また、773Kに昇温してから引張開始までの時間が0, 2.4ksと変化しても、ほとんど伸びは変わらなかった。ところが、 $5.6 \times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ の場合には、773Kに昇温してから引張開始までの時間の影響が大きかった。特に、保持なしで引張試験した場合は低い伸びを示した。しかし、773Kで2.4ks保持すると約500%の伸びを示した。

伸びに関しては、焼入れ速度よりも引張温度での保持時間の影響が大きいので、キャビティの生成状況を検討した。Fig. 4 は強制空冷材におけるキャビティ生成に及ぼす773Kでの引張開始までの保持時間の影響を示したものである。2.4ks保持することによりキャビティが大幅に減少していることが分かる。Fig. 3 における $5.6 \times$

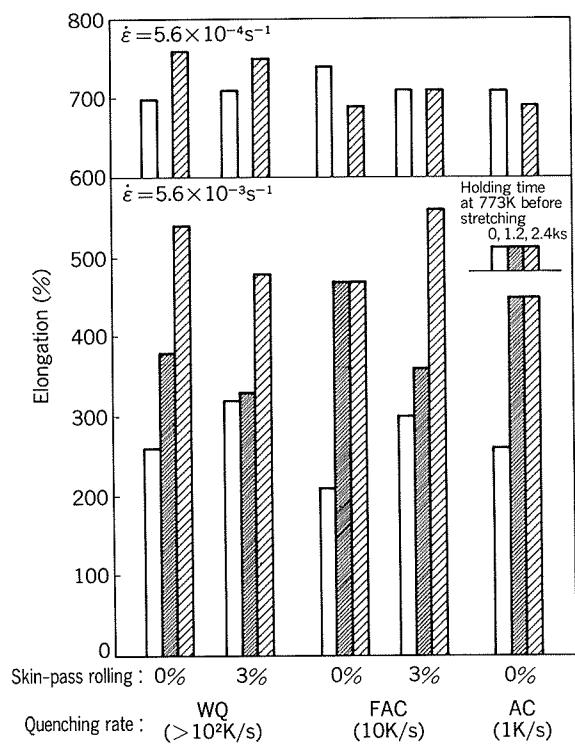


Fig. 3 Effects of quenching rate, skin-pass rolling and holding time at 773K before tension test on superplastic elongation.
(FAC : forced air cooling)

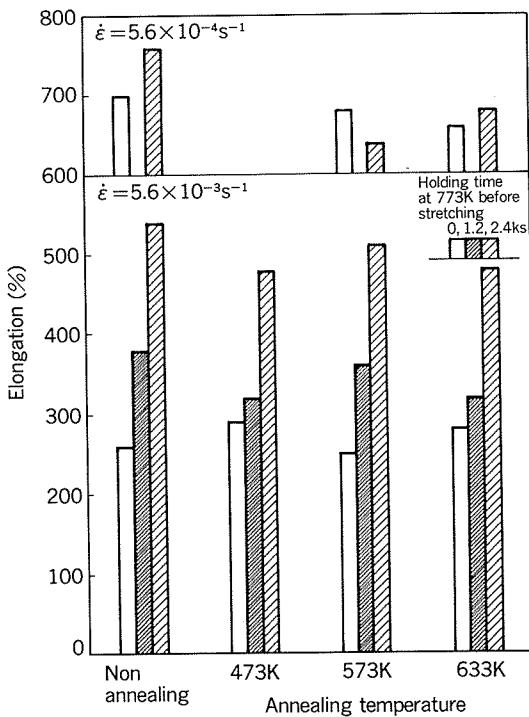


Fig. 5 Effect of annealing temperature and holding time at 773K before tension test on superplastic elongation.

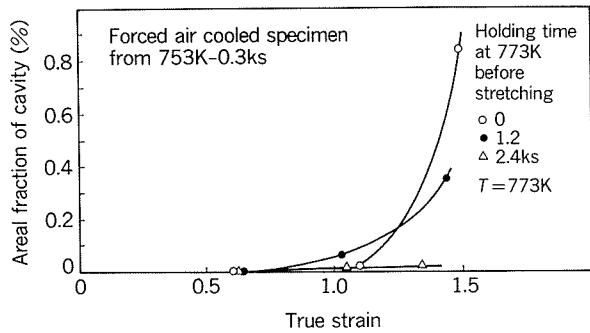


Fig. 4 Effect of holding time at 773K in a forced air cooled specimen on cavitation during superplastic deformation at 773K and $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

10^{-3} s^{-1} の場合に保持時間が長いと伸びが向上するのは、このキャビティの減少と関連があるものと考えられる。

Fig. 5 は、超塑性伸びに及ぼす焼鈍軟化温度の影響を示す。この場合も、超塑性伸びに及ぼす焼鈍軟化温度の影響はみられなかった。むしろ引張開始までの保持時間の影響が大きく、より長時間保持した方が高い伸びが得られた。

以上の結果より、超塑性材を製造する場合、再結晶化後の焼入れ時の冷却速度や矯正方法は超塑性伸びにはあまり影響を及ぼさないことが分かった。

3.2 超塑性特性に及ぼす高温予備加熱処理の影響

(1) キャビテーション

3.1節で示したように、引張試験温度で引張開始まで

保持した方がキャビティが少なく、伸びも向上する傾向があった。このため、むしろ予め高温で加熱すれば伸びが向上することが予想される。Fig. 6 は種々の温度で32h の予備加熱を行った後、773Kで引張試験した場合のひずみ量に対するキャビティ量の増加を示す。ひずみ速度は平均で $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ である。一定のひずみ量でキャビティ量を比較すると、673Kから753Kまでは、温度が高くなるほどキャビティ量は少なくなった。しかしながら、773, 793Kとさらに高温になるとキャビティ量は増加し始めた。

また、773Kで保持時間を2, 8, 32hと変え、加熱方式をソルトバスと空気炉とした時のキャビティ量を比較したのがFig. 7である。例えばひずみ量が1.5の場合についてのキャビティ量を比較すると、キャビティ量が1%以下になるのはソルトバス加熱では2hに対し、空気炉加熱では8h要した。

次に、引張開始までの保持時間を2.4ksとした時の結果をFig. 8に示す。引張開始まで高温で保持することにより、キャビティ量を大幅に減少させることができる。793Kの場合を除いて、ひずみ量が1.5でのキャビティ量は0.3%以下となった。

(2) 超塑性伸び

キャビティ量は予備加熱温度753Kで最も少なくなることが、Fig. 6 から明らかになったので、この温度での予備加熱処理の超塑性伸びに及ぼす影響を調べた。予備加熱時間は2, 8, 32hとし、加熱方式をソルトバスと

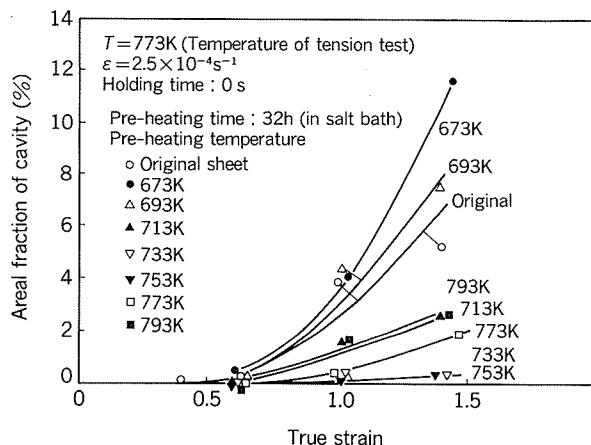


Fig. 6 Effect of pre-heating temperature in a salt bath on cavitation during superplastic deformation at 773K and $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ without holding at 773K before tension test.

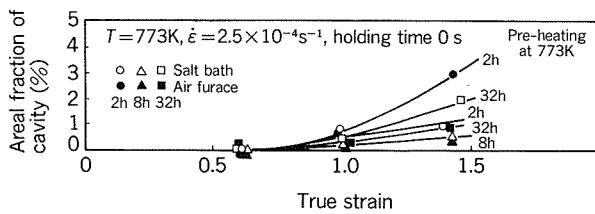


Fig. 7 Effect of pre-heating time in a salt bath or an air furnace on cavitation during superplastic deformation at 773K and $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ without holding at 773K before tension test.

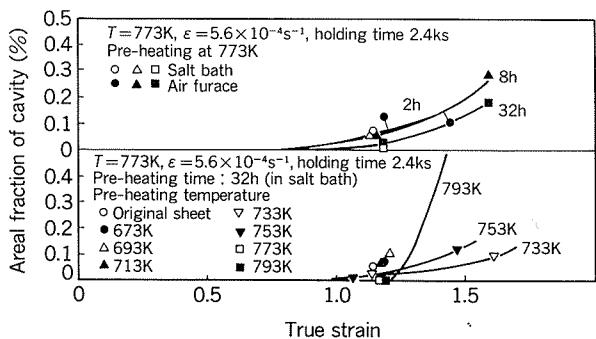


Fig. 8 Effect of the conditions of pre-heat treatment on cavitation during superplastic deformation at 773K and $5.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ with holding at 773K for 2.4ks before tension test.

空気炉とした。Fig. 9 は753Kで予備加熱後、試験温度773K、ひずみ速度 $5.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で引張試験した時の伸びと保持時間の関係である。昇温直後に引張試験しても500%以上の伸びを示した。むしろ引張開始までの保持時間の長いほうが伸びは低下した。昇温の速いソルトバスでは予備加熱時間が長いと伸びは低下し、昇温の遅い空気炉では予備加熱時間が長いと伸びは上昇するといった傾向がみられた。ソルトバスでは2 h、空気炉では32 hの予備加熱をしたものと、昇温直後に引張試験すると約

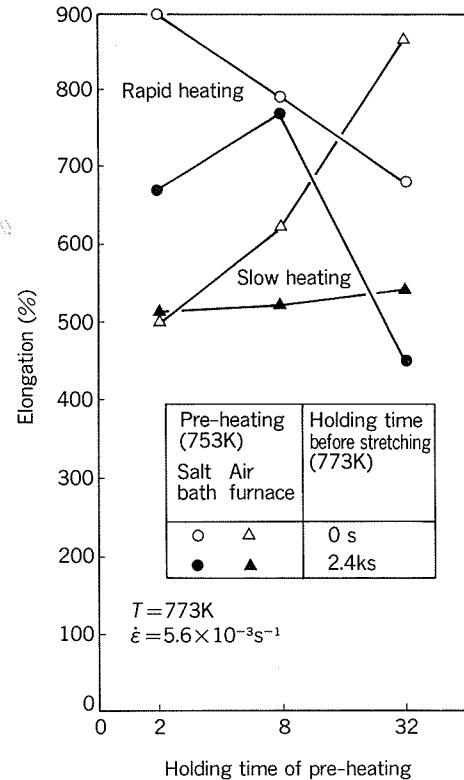


Fig. 9 Effects of heating rate and holding time in pre-heating at 753K on superplastic elongation at 773K and $5.6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

900%前後の伸びを示した。この結果を Fig. 3 と比較すると、高温予備加熱処理により、 $5.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の場合よりも一桁大きな速度で、かつ、伸びも大きくなることが分かった。

4. 考 察

4.1 超塑性特性に及ぼす焼入れ速度・矯正方法の影響

焼入れ速度や焼入れ後のスキンパス、あるいは焼鈍軟化は超塑性伸びにあまり影響を与えない、引張温度での引張開始までの保持時間の超塑性伸びに及ぼす影響が大きいことが分かった。焼入れ速度が小さいと粒界に析出が生じやすく、焼鈍軟化でも粒内・粒界に析出していく。この時の析出状態に関する光顕組織と電顕(TEM)組織を Fig. 10, 11 に示す。焼入れの冷却速度が小さい場合や、焼鈍温度が高くなるほど、粒界析出が多くなり、析出物も大きくなる傾向があった。またスキンパスに関しても、加工ひずみを付加することで粒界析出から粒内析出へと析出形態を変えることが可能であるが、ここで析出するような析出物あるいはそのサイズでは、高温に加熱すると比較的速く再固溶し、超塑性伸びには影響を与えていくものと考えられた。むしろ引張開始まで高温で保持することで超塑性伸びが向上したが、これは引張温度のような高温で再固溶していく析出物が関与してい

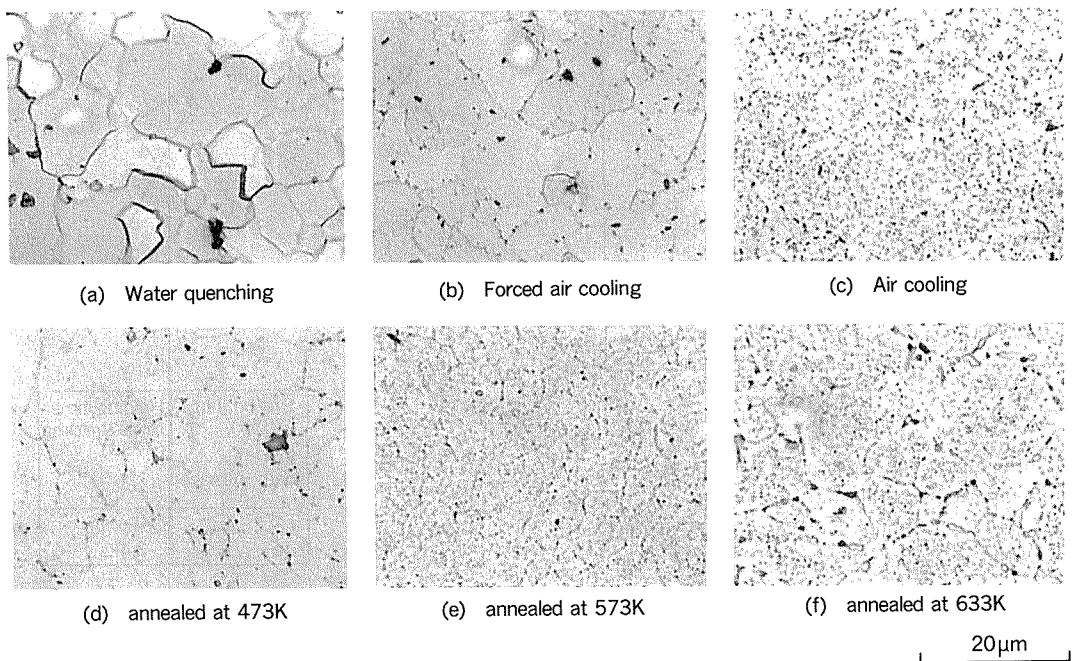


Fig. 10 Effects of quenching rate and annealing temperature on microstructures at L-LT plane.

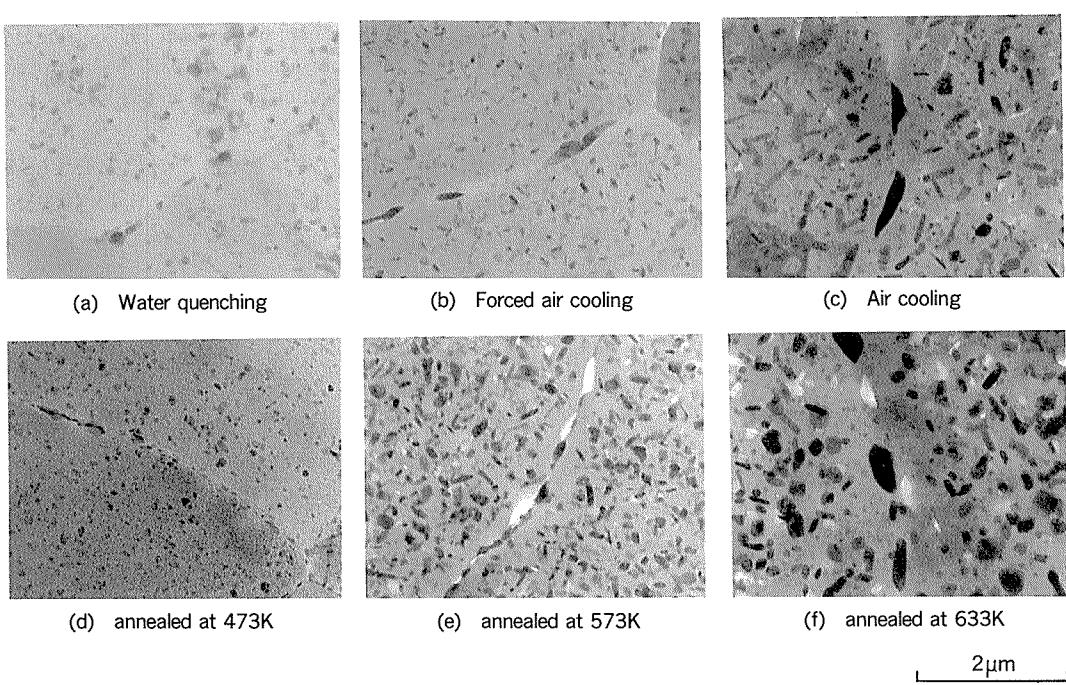


Fig. 11 Effects of quenching rate and annealing temperature on TEM structures at L-LT plane.

ることが考えられる。本研究では、板製造工程の初期段階において、熱延板を高温で再結晶させ、十分に溶体化処理してから炉冷過程で第二相化合物を析出させるプロセスを用いているが、その時点で析出する化合物は数μmに成長し、かつ粒界析出しやすい。この化合物が冷間圧延とその後の再結晶処理でも残存し、その化合物の再固溶の程度が超塑性特性に影響を与えていたものと考えられる。この点に関してさらに次節で検討する。

4.2 超塑性特性に及ぼす高温予備加熱処理の影響

Fig. 12は、Fig. 6に示したキャビティ生成量に及ぼす高温予備加熱温度の影響で、ひずみ量が約1.4の時の断面組織（研磨のまま）を示す。このように一定のひずみ量でキャビティ量を比較すると、673K～753Kまでは温度が高くなるほどキャビティ量は少なくなったが、この事実は第二相の析出と固溶の関係で理解できる。Fig. 13は高温予備加熱後のミクロ組織である。673Kでは

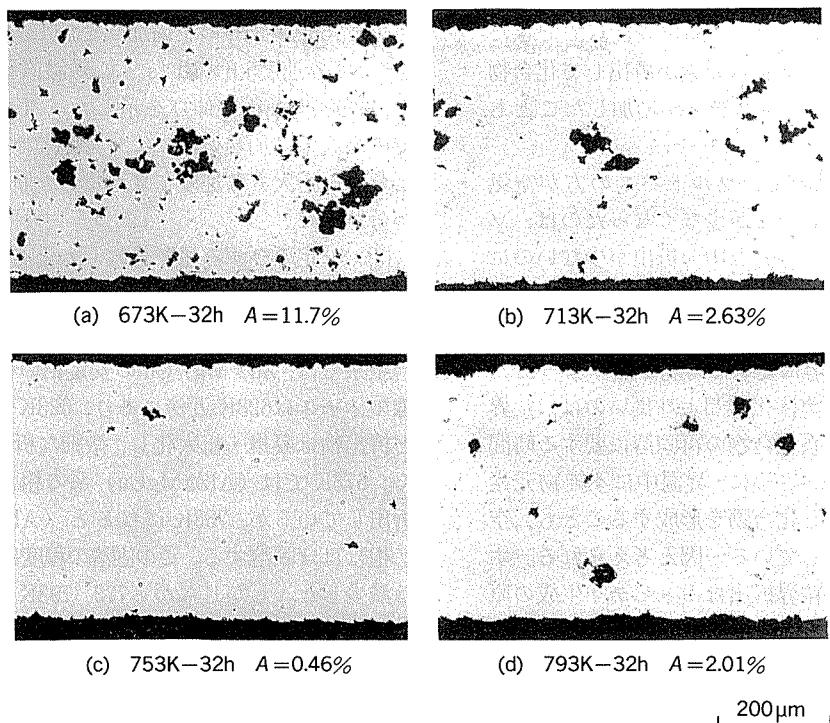


Fig. 12 Effect of pre-heating temperature in a salt bath on cavitation at the strain of approximately 1.4. (A : areal fraction of cavities)

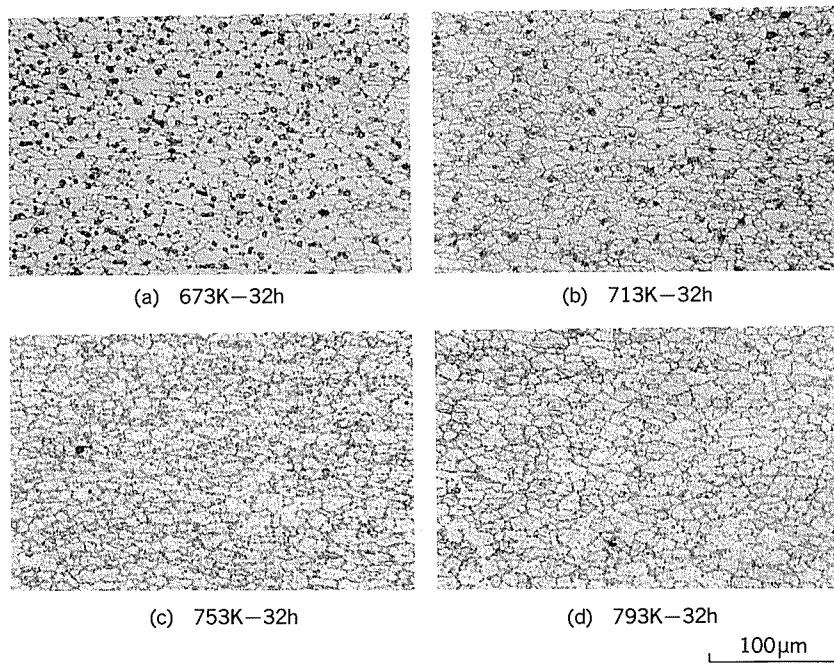


Fig. 13 Effect of pre-heating temperature on microstructures of precipitation and grain size in L-ST plane.

(AlZnMgCu) 系の粗大な第二相粒子が析出しているのが分かる³⁾⁸⁾⁹⁾。一般に、この系の合金では、Zn, Mg, Cu の安定相析出に関する C 曲線のノーズは 623K 近傍にあり¹⁰⁾¹¹⁾、623K より高温になるほど析出物は凝集・粗大化し、微細な析出物は固溶していく。753K になると (AlZnMgCu) 系の第二相はほぼ固溶する。この固溶

の程度に従ってキャビティは減少していくことが分かった。元板にはミクロ組織上は粗大な第二相は観察されないが、キャビティの測定結果から電顕オーダーでは第二相がかなり残存していることが推定される。しかしながら 773, 793K とさらに高温になるとキャビティ量は増加し始めた。これは Fig. 13 からも分かるように 773, 793

Kと高温になると結晶粒がやや大きくなることが原因の一つとして考えられる。さらに、結晶粒成長してできた粒界に再び不純物元素やクロム元素が析出して化合物を形成し、これが起因してキャビティが増加したことも考えられる。

また、773Kでの予備加熱で、ソルトバスの方が空気炉に比べて短時間でキャビティが少なくなったのは、ソルトバスは昇温速度が大きく昇温中の析出が少ないのに対し、空気炉ではゆっくり昇温するために、低温で析出した化合物が昇温中に凝集・粗大化した後再固溶する過程をたどるが、この再固溶に要する時間が長くなつたためと考えられる。通常の溶体化時間より長いのは、粒界析出した(AlZnMgCu)系化合物の再固溶に要する時間が長いためと考えられる。さらに、昇温中に不純物元素やクロム元素が粒界析出し化合物を形成することも、空気炉での加熱時間を長くしている一因と考えられる。すなわちこれらの化合物の粒界析出はキャビティ生成の原因となりうるが、高温での加熱保持中に粒界移動により粒内へ移動するとキャビティは減少して伸びが向上するであろう。これら化合物の粒内への移動に時間がかかるためと考えられる。

引張り開始までの保持時間の長い方が、キャビティが少なくなるのは、室温から引張試験温度までの昇温中の析出が、上述の議論と同様、関与するためと考えられる。

しかしながら、753Kでの予備加熱を施した場合の伸びに関しては、Fig. 9から分かるように引張り開始までの保持時間の長い方が小さくなつた(この時の伸び値はFig. 3の保持時間の長い方の伸びとはほぼ同じであることに注意)が、これは結晶粒成長とその後の超塑性変形中の粒界析出等が原因(ひずみ速度が大きいと粒界析出が生じやすくなることがAl-Li合金で調べられている¹²⁾)と考えられる。

5. 結 言

本研究では超塑性特性を向上させるためのプロセス、特に結晶粒を微細化させた後の焼入れ方法や矯正方法の影響と、超塑性変形前の高温での予備加熱処理方法と条件について検討した。得られた結果は以下のように要約される。

(1) 再結晶化後の焼入れ時の冷却速度や矯正方法は超塑性伸びにはあまり影響を及ぼさなかった。

(2) 超塑性特性に及ぼす高温予備加熱処理の影響では、一定のひずみ量でキャビティ量を比較すると、673Kから753Kまでは温度が高くなるほどキャビティ量は少なくなった。しかしながら、773, 793Kとさらに高温になるとキャビティ量は増加し始めた。また、引張開始まで高温で保持することにより、キャビティ量を大幅に減少させることができた。ソルトバス中753Kでの予備加熱時間が長いと伸びは低下し、空気炉では予備加熱時間が

長いと伸びは上昇した。ソルトバスで753K-2h又は空気炉で753K-32hの予備加熱を施した後、試験温度773K、ひずみ速度 $5.6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で昇温直後に引張試験すると、約900%前後の伸びを示した。すなわち、この条件での高温予備加熱処理により、従来の標準的な引張速度よりも一桁大きな速度で変形でき、伸びも増大することが分かった。

(3) 一定のひずみ量で比較したときのキャビティ量が、673~753Kでは温度が高くなるほど少なくなったのは、第二相の析出と固溶が関係するものと考えられる。この合金系では、Zn, Mg, Cuの安定相の析出に関するC曲線のノーズは623K近傍にあり、623Kより高温になるほど析出物は凝集・粗大化し、微細な析出物は固溶していく。673Kでは(AlZnMgCu)系の粗大な第二相粒子が析出しているが、753Kになると(AlZnMgCu)系の第二相はほぼ固溶する。この固溶の程度に従ってキャビティは減少した。しかしながら773, 793Kとさらに高温になると、キャビティ量が増加し始めたが、これは結晶粒の粗大化に起因するものと考えられる。

(4) 773Kでの予備加熱では、ソルトバスの方が空気炉に比べて短時間でキャビティが少なくなった。これは、ソルトバスは昇温速度が大きく昇温中の析出が少ないのに対し、空気炉では低温で析出した化合物が昇温中に粗大化・凝集化した後、再固溶する過程をたどり、この再固溶に要する時間が長くなるためと考えられる。

本研究は昭和58~60年度の日本航空宇宙工業会の委託研究として実施したことと付記し、謝意を表する。

参考文献

- 1) J. A. Wert, N. E. Paton, C. H. Hamilton and M. W. Mahoney : Met. Trans., 12A (1981), 1267.
- 2) 革新航空機技術開発に関する研究調査,
日本航空宇宙工業会, No.802 (1984), No.901 (1985).
- 3) 吉田英雄 : 本誌, 32 (1991), 151及び228.
- 4) A. K. Ghosh and C. H. Hamilton :
Met. Trans., 13A (1982), 733.
- 5) A. Varloteaux and M. Suery : *Superplasticity in Aerospace-Aluminium*, ed. by R. Pearce and L. Kelly, Cranfield, (1985), 55.
- 6) C. C. Bampton, and J. W. Eddington :
Met. Trans., 13A (1982), 1721.
- 7) C. C. Bampton, A. K. Ghosh and M. W. Mahoney :
Superplasticity in Aerospace-Aluminium, ed. by R. Pearce and L. Kelly, Cranfield, (1985), 1.
- 8) L. F. Mondolfo : *Aluminum Alloys, Structures and Properties*, Butterworths, London, (1976), 311.
- 9) R. Paganitsch, L. Sigl, F. Jeglitch and F. Kunter :
Aluminium, 57(1981), 804.
- 10) J. W. Evancho and J. T. Staley :
Met. Trans., 5 (1974), 43.
- 11) R. R. Sawtell : Aluminium, 60 (1984), E172.
- 12) H. Yoshida, S. Hirano, Y. Baba, T. Tuzuku and A. Takahashi : *4th Int. Al-Li Conf.*, ed. by G. Champier et al., J. de Physique, (1987), C3, 269.

技術資料

使用実績からみたキュプロニッケル
伝熱管の耐食性について*

佐藤 史郎** 永田 公二***
小木曾 昭夫****

Review on the Corrosion Resistance of
Cupronickel Heat Exchanger Tubes
based on the Service Experiences

Shiro Sato, Koji Nagata and Akio Ogiso

住友軽金属工業株式会社技術研究所

使用実績からみたキュプロニッケル 伝熱管の耐食性について*

佐藤 史郎** 永田 公二***
小木曾 昭夫****

Review on the Corrosion Resistance of Cupronickel Heat Exchanger Tubes based on the Service Experiences

Shiro Sato, Koji Nagata and Akio Ogiso

Due to their excellent corrosion resistance, in particular against sea water, cupronickel tubes have been being used as the tubes for heat exchangers, mainly for sea water cooled heat exchangers such as the power plant condensers, the oil refinery condensers, the desalination evaporators and also for the power plant feed water heaters. Based on the investigational reports on copper alloy heat exchanger tubes filed in Sumitomo Light Metal Ind. for over 35 years, a review has been made on the corrosion resistance of cupronickel heat exchanger tubes.

Power Plant Condensers :

Clean sea water ; 70-30 cupronickel tubes have proved excellent corrosion resistance against clean sea water with and without chlorination, whereas aluminum brass tubes sometimes revealed insufficient erosion corrosion resistance against chlorinated sea water under non-dosing of ferrous ion.

Polluted sea water ; In polluted sea water containing trace of sulfide, 90-10 and 70-30 cupronickel tubes have often suffered from severe corrosion. As a result of field corrosion tests, it was inferred that cupronickel as well as aluminum brass was not corrosion resistant against polluted sea water. This was explained by the nature of inside scale formed, which was brittle, non-adherent, rich in sulfide and active as the cathode for corrosion cell.

Ammoniac alkaline condensate ; 70-30 cupronickel tubes have widely been used as the condenser tubes for air removal section of power plant condensers and they have proved excellent resistance to ammoniac alkaline condensate.

Power Plant Feed Water Heaters :

In 1950s, 70-30 cupronickel tubes were generally used for feed water heaters. After about ten years services, the exfoliation corrosion had gradually become to be observed on the outside surface of 70-30 cupronickel tubes. The exfoliation corrosion was attributed to the oxidation induced by the repeated start and stop.

Nuclear Power Plant Steam Separators :

Low finned tubes of 90-10 cupronickel have been used in steam separators of PWR nuclear power plants and, so far, corrosion problem has never been reported.

* NiDI, CDA 共催国際シンポジウム “Application Technology of Cupronickel” (1991年11月, 於・東京及び大阪) にて発表

** 技術研究所, 工学博士

*** 技術研究所金属材料第二研究部, 工学博士

**** 技術研究所金属材料第二研究部

Oil Refinery Heat Exchangers :

In oil refinery, the popular types of corrosion of copper alloy condenser tubes are the general corrosion by sulfide containing sour gas and liquids as the stress corrosion cracking by ammonia. Cupronickel has shown the immunity to stress corrosion cracking as expected. The hot spot corrosion has been observed on 70-30 and, less frequently, 90-10 cupronickel tubes. High temperature and sulfide pollution of sea water are the important factors to cause the hot spot corrosion.

MSF Desalination Plants :

90-10 cupronickel and aluminum brass have been regarded as the standard materials for MSF desalination plants and both alloy tubes have been used satisfactorily in normal operating conditions. For sea water containing sand, 70-30 cupronickel tubes bearing high iron and manganese have often been selected and performed well. Once, however, this alloy tubes used in the heat rejection evaporators had been corroded prematurely by pitting. As a remedy, removing the pre-existing film from as manufactured tubes had been made and the results were satisfactory.

1. はじめに

蒸気タービンの復水器など海水を冷却水とする多管式熱交換器の伝熱管として、鉄入り Cu-Ni 合金（本報ではキュプロニッケルと称することとする）が発明されたのは1938年、英国のBNFによるものとされている。この発明は、適量の Fe を Cu-Ni 合金に添加することにより、海水に対する Cu-Ni 合金の耐食性、とくに耐エロージョンコロージョン性が、改善されることを見出したことに基づいている。それより以前にも Cu-Ni 二元合金は海水耐食性がよいので海水用伝熱管として有望視されてはいたが、耐エロージョンコロージョン性が必ずしも充分でなく、広く採用されるには至らなかった。

含鉄キュプロニッケル管が発明されて以来、まず英国において30%キュプロニッケル管 (Cu-30% Ni-0.5% Fe) が用いられ、その後、米国において、10%キュプロニッケル管 (Cu-10% Ni-1% Fe) が普及するようになった。その間、多くの経験や検討が重ねられた。そして、今日では世界中で10%キュプロニッケルと30%キュプロニッケルが伝熱管として広く用いられるようになっている。

日本では海水用伝熱管として、アルブラック管で知られるひ素入りアルミニウム黄銅管が1932年に実用されるようになり、それ以来今日まで、この管が最も多く用いられてきた。このことはアルミニウム黄銅管とキュプロニッケル管の価格差や我が国の Ni 資源上の問題によっているものと考えられる。我が国では海水用伝熱管としてアルミニウム黄銅管を充分に使いこなすことに努力が重ねられ、紆余曲折を経ながらもほぼその目的を達してきた。そのため、キュプロニッケル管は全面的に広く採用されるには至らず、アルミニウム黄銅管を補完する形で外面側からの腐食が問題になる部分に限って使用されるに止まった。

キュプロニッケル管は高温での強度や耐食性に優れていることから、給水加熱器や湿分分離器等の高温水を取

り扱う熱交換器にも使用され、この方面では安定した実績を残している。

伝熱管としてのキュプロニッケルに関する研究は既に多くの論文や資料によって示されているが、実用機器での使用成績に関する詳しい報告は少ない。

そこで、本報は、住友軽金属における過去30年余にわたる銅合金伝熱管に関する膨大な実使用例の調査報告書の中から、キュプロニッケル管に関するものをとりあげ、実使用例にもとづいてキュプロニッケル管の耐食性を論じようとするものである。

2. 発電用復水器

2.1 汚染海水使用復水器における腐食

1950年代の後半において、日本の大都市の火力発電プラントに使用されていたアルミニウム黄銅管に汚染海水腐食が発生した。Gilbert らによる文献では汚染海水に対するキュプロニッケル管の優位性が喧伝されていた。対策樹立のための腐食試験が東京、大阪、名古屋など汚染海水腐食を生じた発電プラントの試験ユニットで実施された。その結果、少なくとも30%キュプロニッケル管はアルミニウム黄銅管よりも良好な結果を示した。しかし、試験ユニットには研究装置上の欠陥もあり、実使用条件を完全に具現できていなかった。そのため、実機でのフィールド試験では30%キュプロニッケル管に予期せぬエロージョンコロージョンが発生、数か月～1年で漏洩し、汚染海水下ではキュプロニッケル管は耐エロージョンコロージョン性が不充分であることが判明した。その後の研究の進展によって汚染海水用復水器管としてAPロンズ管が登場し、東京、大阪の都市内発電プラント復水器管はAP ロンズ管となり、今日まで使用成績は良好である。その後、多くの使用実績から次第に、硫化水素を含む海水に対して、キュプロニッケル管は適さないことが関係者の間の共通認識となっていた。そして、キュプロニッケル管が汚染海水用の復水器管として本格的に

登場することはなかった。1960年代においてはイタリーと日本だけでこのことを経験し、英国や米国では汚染海水に対してはキュプロニッケル管がよいとの認識があった。しかし、今日ではいくつかの使用経験や研究により、欧米においてもキュプロニッケル管が硫化物を含む海水により孔食を生じるとの認識に至っていると言えよう¹⁾²⁾。

以下に汚染海水中でのキュプロニッケル管の使用事例を紹介する。

2.1.1 事例 1 (出力156MW, 運転開始1959年) :

局部エロージョンコロージョン

復水器にはアルミニウム黄銅管が使用され、1958年7月より通水が開始されたが、冷却水として硫化物で汚染された河海水を使用していたため、運転開始後短期間で管内に孔食を主体とする激しい腐食を生じ、腐食速度は0.4mm／年に達した。さらに空気冷却部に取り付けられた管にはアンモニアを含むドレンによって、隔板部に激しい溝状の腐食、いわゆるアンモニアアタック、を生じかなりの管に漏洩孔を生じた。これらの腐食問題に対処するため、モデルコンデンサーテストにて良好な結果が得られ、かつ当時の内外の論文でも耐汚染海水腐食材料として推奨されていた30%キュプロニッケル管の採用が検討され、1960年8月に実地試験用として100本の管 [$\phi 25.4 \times t 1.245 \times l 9144$ (mm)] が主として空気冷却部に装着された。使用約8か月、通水時間5800時間経過後87本の管を抜管し調査した結果、モデルコンデンサーテスト結果と異なり、管全長にわたって軽い全面腐食と図1に示すような最大深さ0.98mmに及ぶ激しい局部腐食が生じた。腐食深さの値は同時にテストしたアルミニウム黄銅管の最大腐食深さの約2倍であった。このように、30%キュプロニッケル管は海水耐食性について期待した効果を示さなかった³⁾。モデルコンデンサーと実復水器での耐食性の差異について、水質汚染程度の差、管内を流れる冷却海水の乱れの差、貝殻等の異物の詰まりの有無等が考えられた。

以上の経緯により、当器への30%キュプロニッケル管の採用は見合わされ、これに代わって1965年より耐汚染

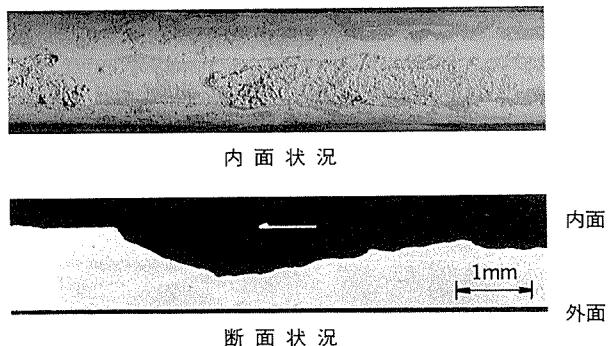


図1 汚染海水使用復水器の30%キュプロニッケル管の腐食外観と断面

海水用銅合金復水器管APブロンズ管に順次取り替えられた。最終的には同地に稼働していた4基のプラントの復水器管すべてがAPブロンズ管に置き換わり、今日までの20年以上にわたって順調に使用されている⁴⁾。

2.1.2 事例 2 (出力250MW, 運転開始1968年) :

スポンジボール洗浄による潰食

当発電所復水器は、アルミニウム黄銅管(7890本)と空気冷却部にニッケルめっきアルミニウム黄銅管(690本)が装着され、1968年に運転が開始されたが、使用開始後1年余りでニッケルめっき管にアンモニアアタックによると思われる漏洩事故が生じた。このため、空気冷却部伝熱管を30%キュプロニッケル管に取り替えた。しかし、その30%キュプロニッケル管に、使用約2年で7本の漏洩管が生じ、残りの管にも図2に示すように、渦電流探傷検査において入口側2~3m範囲に腐食による振れが認められた。抜管調査によると、この部分の内面スケールは、機械的に剥離していたり赤褐色や黄緑色のスケールがまだらに残存したりしており、図3に示すように凹凸の激しいあばた状あるいは半球状腐食が生じていた。そして、その深さは0.5mm以上に達していた。一方、中央~出口部において茶褐色の膜状スケールで覆われ、深さ0.1~0.2mmの軽微な孔食が生じているにすぎなかった。同時に使用されたアルミニウム黄銅管も

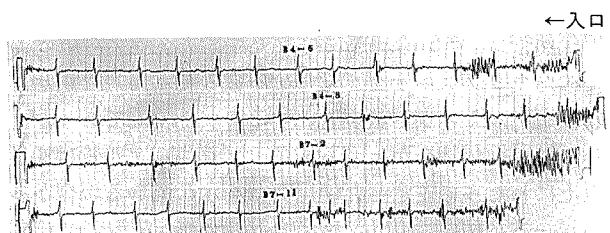
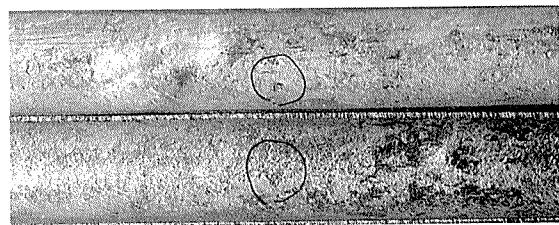
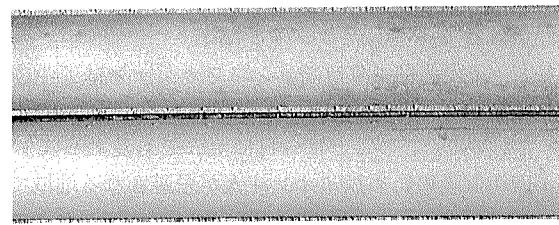


図2 汚染海水使用復水器の30%キュプロニッケル管の渦電流探傷検査



(a) アバタ状腐食（入口部）



(b) 微小孔食（中央部）

図3 汚染海水使用復水器の30%キュプロニッケル管の腐食状況（スponジボール洗浄実施）

キュプロニッケル管と同様、入口2~3m部分に渦電流探傷による連続振れがみられ、汚染海水による腐食を受けていたが、振れの高さは小さく、腐食は浅いものと推定された。

本機器の運用上の特長として、スポンジボール洗浄を実施していた点が挙げられる。洗浄時間は通常2時間×2回/週であったが、真空度低下の大きい6~10月の夏期においては10倍近い高頻度の洗浄が行われた。今日では、本合金に限らず復水器用銅合金管は過剰のスポンジボール洗浄によって激しいエロージョンコロージョンを生じるので、防食上の観点からその使用条件に大幅な制限（例えば1時間×2回/週以下）が加えられている^⑨。

以上の状況より本復水器管に生じた激しい腐食は、スポンジボール洗浄による保護皮膜の剥奪—金属地肌の露出に、海水の汚染が相乗して生じたエロージョンコロージョンと考えられた。一方、ほぼ同期間使用されたアルミニウム黄銅管の入口側の腐食は、鉄イオンを注入していたことも相まって軽微であり、漏洩事故には至っていない。このような両材質の使用実績上の差異は、エロージョンコロージョン発生要因としてのスポンジボール洗浄条件のもとで、汚染海水耐食性に有意な差が存在することを示しているものと考えられる。

2.2 清浄海水使用復水器における腐食

1970年中頃以前に建設された火力発電プラントの復水器伝熱管は、空気冷却部にアンモニアアタック対策として30%キュプロニッケル管（全本数の約5%）を用い、残りをアルミニウム黄銅管とするのが標準的であった。その数は約40基をかぞえる。キュプロニッケル管は20年以上にわたって安定した使用実績を示している場合が多い。一方、同時に使用されたアルミニウム黄銅管に深刻な腐食問題が発生した事例が散見される。すなわち、富マンガン皮膜の形成と皮膜剥離部に生じる局部的なエロージョンコロージョン（悪性エロージョンコロージョン、異常潰食、Malignant Erosion Corrosion）である。統計的な調査から海水の塩素処理とエロージョンコロージョンとの間に相関性のあることが分かった^⑩。そして、 $Mn^{2+} \rightarrow Mn^{4+}$ への酸化と MnO_2 皮膜の形成・剥離が関係ありそうに推測された。悪性エロージョンコロージョンは同時に使用されていた30%キュプロニッケル管では経験していない。このことから、塩素処理清浄海水下では30%キュプロニッケル管はアルミニウム黄銅管より耐食性が優れているものとみなされる。

なお、この悪性エロージョンコロージョンはアルミニウム黄銅管への鉄イオン注入を必要ならしめた最大要因^⑪であって、このことは今日に至っても変わっていない。環境保護のため鉄イオン注入が忌避される地域ではキュプロニッケル管が有望と見なす一つの視点がここに存在する。以下に30%キュプロニッケル管の清浄海水での使用実績のうち、悪性エロージョンコロージョンに対して優れた耐久性を示した事例と異物閉塞下で局部エ

ロージョンコロージョンを生じた事例を紹介する。

2.2.1 事例1（出力156MW、運転開始1963年）

当発電所復水器はアルミニウム黄銅管（12560本）と空気冷却部の30%キュプロニッケル管（340本）よりもなり、1962年7月より通水が始まった。通水開始後間もなく、アルミニウム黄銅管に悪性エロージョンコロージョンが発生し、1年間に100本前後の管が漏洩するという事態を招いた。防食対策として、鉄イオン注入が検討され、1965年8月より0.5ppm×1時間×1回/日の鉄イオン注入が継続して行われた。1966年5月に取り替えられたアルミニウム黄銅管は今日まで20年以上にわたって安定して使用されており、鉄イオン注入が悪性エロージョンコロージョンの防止に対し有効であることが実証された。一方、運転開始時より使用してきた30%キュプロニッケル管はすでに30年近くにわたって使用されており、最近の調査においてもほとんど腐食を受けていないことが判明した。このことは、鉄イオン無注入であった最初の約2年間においても30%キュプロニッケル管には悪性エロージョンコロージョンが生じなかったことを示している。但し、1989年の定期検査時に抜管された30%キュプロニッケル管において、図4に示すように、入口部に限って深さ0.2~0.3mmのエロージョンコロージョン、いわゆるインレットアタック、が生じていた。本腐食は運転開始初期に生じたもので、その後の管理された電気防食下ではその進行は停止しており、実用上問題はない。一般に、30%キュプロニッケル管は他の銅合金に比べて耐エロージョンコロージョン性に優れており、電気防食なしであっても使用可とする考えがあるようだが、本事例をみると限りこの考えは成立せず、アルミニウム黄銅管と同様の電気防食が必要であることを示している。悪性エロージョンコロージョンに対し、30%キュプロニッケ

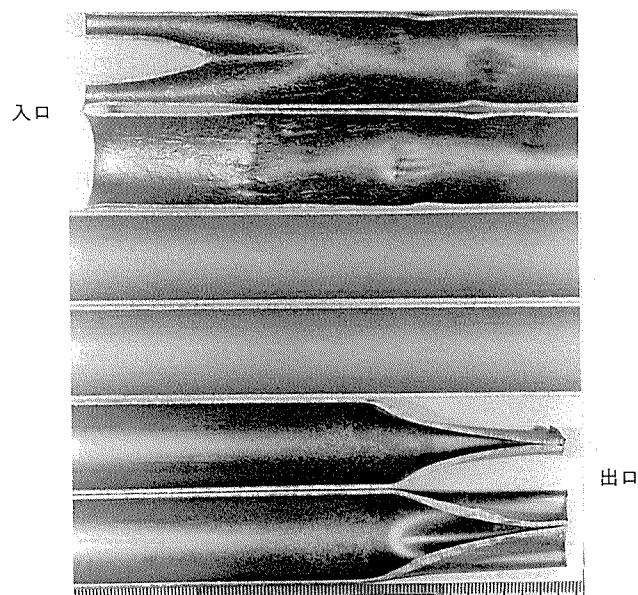


図4 清浄海水使用復水器の30%キュプロニッケル管に生じたインレットアタック

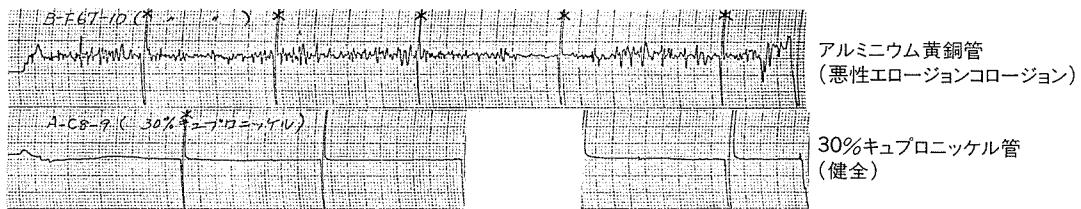


図5 清浄海水（塩素処理、鉄イオン注入なし）使用復水器の復水器管の渦電流探傷検査

ル管がアルミニウム黄銅管より格段に優れていた事例は他にも二、三記録されている。例えば、1966年8月より運転に入ったA発電所のアルミニウム黄銅管に1か年運転後の検査において、管全長に深さ0.4mmに達するエロージョンコロージョンを生じ、図5の渦電流探傷検査結果に示すように30%キュプロニッケル管と耐食性上大差のあることが判明した。直ちに鉄イオン注入（0.5 ppm × 2時間／日）を行った結果、その後1970年9月までの半年毎の検査においてアルミニウム黄銅管の腐食深さは0.5～0.6mmに止まっていることが判明した。しかし、管内面への水酸化鉄スケールの形成に伴う復水器の伝熱性能の低下が新たな問題として生じてきた。この間、空気冷却部で使用された30%キュプロニッケル管の腐食は0.1mm程度に止まっていた。従って、仮に30%キュプロニッケル管が復水器に全面的に使用されていたなら鉄イオン無注入で運転が可能であって、耐食性と伝熱性の両性能を満足することができたものと考えられる。

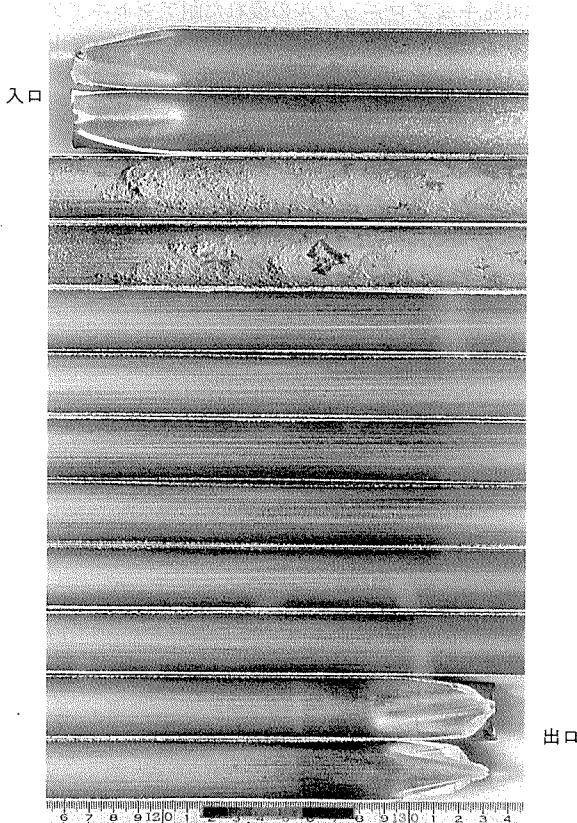


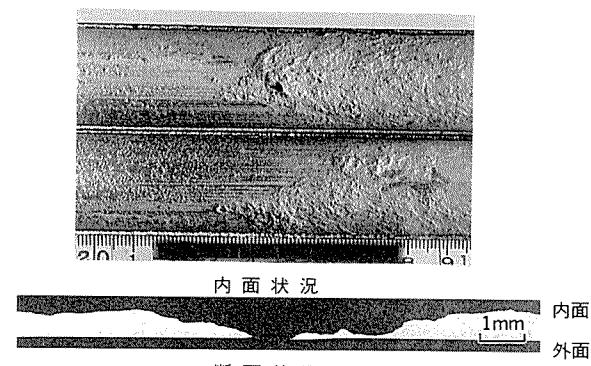
図6 清浄海水使用復水器の30%キュプロニッケル管の腐食状況

2.2.2 事例2（出力156MW、運転開始1962年）：

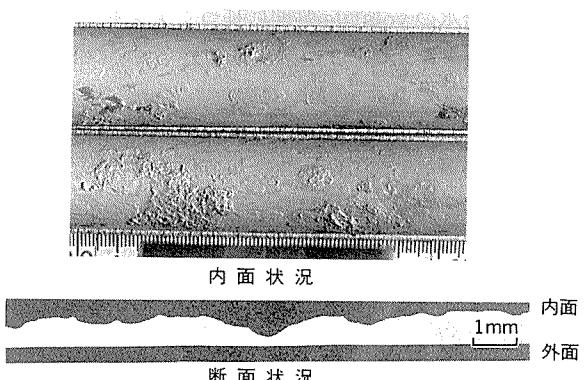
異物の詰まりによる局部エロージョンコロージョン

本発電所復水器管の構成はアルミニウム黄銅管（12500本）と空気冷却部の30%キュプロニッケル管（500本）から成る。運転開始後約20年を経過した1984年にアルミニウム黄銅管1500本（取替率12%）と30%キュプロニッケル管500本（取替率100%）が取り替えられた。使用海水は清浄であり、塩素処理と鉄イオン注入が実施されており、さらに週1回30分の逆洗が行われていた。両合金管の取り替え原因の詳細については不明である。取り替え使用後約1年間で30%キュプロニッケル管に限って8本もの漏洩事故を生じた。

漏洩管の内面は図6に示すようであり、入口端部約200mmを除く入口側約1500mmまでの範囲に腐食が生じており、その形態は図7に示す本合金特有のアバタ状の腐食（Alligator Type Corrosion）と局部エロージョンコロージョンであって、漏洩は後者によって生じていた。



(a) 局部エロージョンコロージョン



(b) アバタ状腐食

図7 図6の腐食部の詳細

腐食部より奥、出口に至る約7000mmの範囲は全く腐食を受けておらず、製管時のプラグ傷さえ残っていた。本来、30%キュプロニッケル管の皮膜はアルミニウム黄銅管のそれより大きい耐流体せん断応力を有し⁹⁾、異物閉塞下でのエロージョンコロージョン（いわゆるデポジットアタック）に対して優れた耐食性を有すると考えられてきた。今回のケースでは異物の閉塞状態との関係で、その周辺の流体せん断応力が本合金皮膜の臨界せん断応力を上回った¹⁰⁾ため、局部エロージョンコロージョンを生じたものであろう。なお、供試管が使用された時に取水口近くで浚渫工事が行われ、このため導水管に着生していた貝類が死滅、脱落し、20%もの復水器管の入口部に貝等の固形異物が閉塞していた時期もあったと報告されている。30%キュプロニッケル管とアルミニウム黄銅管の初期1年間の漏洩管発生比率は8:0、20年後の取替管の比率は100%:12%と、30%キュプロニッケル管の使用成績が著しく劣る。この点については、冷却海水が汚染していた様子がみられないことから、水室構造上管装着場所と異物の閉塞のしやすさとの間に何らかの関係がある、空気冷却部のキュプロニッケル管に特に異物が詰まりやすかったものと推定されている。

2.2.3 事例3（出力156MW、運転開始1963年）

類似の局部エロージョンコロージョン事例が立地の異なる発電所復水器空気冷却部（伝熱管405本）に使用された30%キュプロニッケル管にもみられた。本事例は使用開始後6か年経過した時点での定期検査の渦電流探傷検査で発見されたもので、出口部より約1000mmまでの位置に生じた深さ約0.4mmの局部エロージョンコロージョンであった。同時期使用されたアルミニウム黄銅管にも散発的にエロージョンコロージョン（インレットアタックや異物閉塞による局部エロージョンコロージョン）が生じており、両合金管で腐食発生率に差があるとはみなされなかった。なお、本発電所においては25年以上経過した今日でも残りの30%キュプロニッケル管384本は運転開始当初から引き続いて使用されており、当器における使用実績は満足すべきものと考えられた。

2.3 アンモニアアタック

ボイラーグ給水のvolatile処理に基づくアンモニア成分により復水器の空気冷却部にはアンモニア分が濃縮する。このアンモニア分により銅合金管は激しく腐食する（アンモニアアタック）。このため、復水器の空気冷却部には対策が必要となる。Cu-Ni合金はNi含有量が増大するにつれてアンモニア耐食性が向上し、30%キュプロニッケル管は実用上充分耐食的となる。

我が国の発電プラントの復水器空気冷却部への30%キュプロニッケル管の使用は、1960年にはじまる。30%キュプロニッケル管は1960年代から1970年初頭に運転開始されたプラントにおいて、やや遅れて登場したニッケルめっきアルミニウム黄銅管と競合しながら用いられ、その基数は約40基に及ぶ。その使用実績は極めて良好で、アン

モニアアタックはほとんど受けておらず、この点についてはアルミニウム黄銅管より格段に優れている。なお、1970年頃以降から空気冷却部の管材質として溶接チタン管が標準材料となり、今日に至っている。材質が変更された主たる理由は、プラントの大型化と共に海水無漏洩復水器の出現が強く望まれるようになり、先の事例に示したように海水耐食性が万全でないキュプロニッケル管が忌避されるようになったため、及び、価格の点において溶接チタン管と30%キュプロニッケル管の間にほとんど差がないか、前者が後者よりもいくらか優位にたつようになつたためと考える。

2.3.1 事例1（出力156MW、運転開始1963年1月）

主冷却部にはアルブラック管〔 $\phi 25.4 \times t 1.245 \times l 8645$ (mm), 15135本〕空気冷却部に30%キュプロニッケル管（同上寸法, 405本）とアルブラック管及びテスト材としてニッケルめっきアルブラック管が装着された。運転開始後5年を経過した1968年の定期検査時において空気冷却部よりアルブラック管7本、ニッケルめっきアルブラック管2本、30%キュプロニッケル管1本の計10本が抜管され調査に供された。管外面及び断面状況を図8に示す。ニッケルめっき管30%キュプロニッケル管のいずれも全長にわたって平滑であつて極めて良好な状態にあった。一方、アルブラック管は支持板に沿う溝状の腐食が生じており、その深さは0.3~0.6mmに達していた。最新の調査は運転開始後20年を経過した1983年に行われ、30%キュプロニッケルの優れた耐アンモニアアタック性が確認された。この時点での当器における復水器管の構成は次のようである。

| | |
|----------------|--------|
| アルブラック管 | 13450本 |
| ニッケルめっきアルブラック管 | 1627本 |
| APブロンズ管 | 79本 |
| 30%キュプロニッケル管 | 384本 |

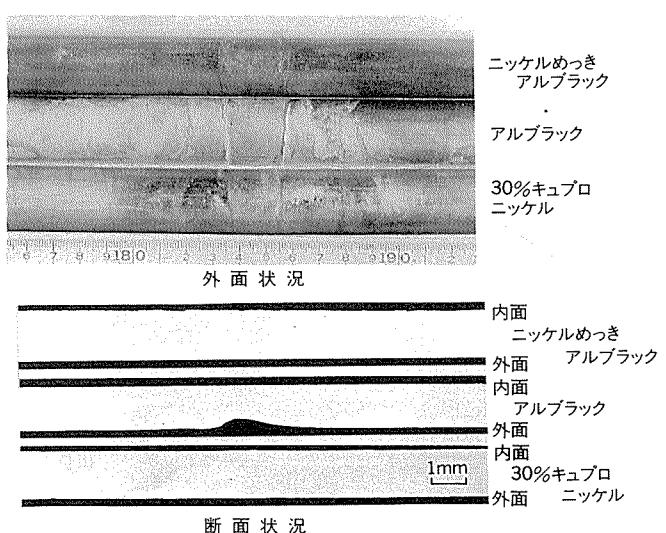


図8 復水器空気冷却部の復水器管のアンモニアアタックの状況

アルブラック管のアンモニアアタック対策としてニッケルめっき管が逐次採用され、今日に至った。30%キュプロニッケル管はほぼ建設当時のまま使用されている。

2.3.2 事例2（出力600MW、運転開始1971年3月）

30%キュプロニッケル管にアンモニアアタックの生じた唯一の例を紹介しておく。当発電所復水器にはアルミニウム黄銅管 [$\phi 25.4 \times t 1.245 \times l 18288$ (mm), 21470本]と30%キュプロニッケル管(同寸法, 1561本)が使用されている。運転開始後約15年を経過した1985年の定期検査において、30%キュプロニッケル管の外面側に図9にみられるような支持板下部での腐食が発見された。このアンモニアアタックは深さ0.2~0.4mmであって、さほど深いものではなかったが、従来経験されていない現象であるため、その後の進行も懸念し翌年の定期検査で125本の管が別の30%キュプロニッケル管に取り替えられた。なお、空気冷却部よりやや離れた位置にあったアルミニウム黄銅管の外面側に図10に示す深さ1.1mmに達する激しいアンモニアアタックが生じていた。このことから、本器における抽気システムに一時期何らかの異常があったことも考えられたが、詳細は不明である。なお、30%キュプロニッケル管の内面側は入口側300mm以内に深さ0.25mm程度のエロージョンコロージョ

ンを生じているが、これを除くと全長に深さ約0.1mmの軽いアバタ状孔食が散見される程度であり、健全な状態にあると考えられた。

2.4 10%キュプロニッケル管の実用化状況

1950年後半、アルミニウム黄銅管が汚染海水による激しい腐食を受けた時に、より耐食性のよい銅合金管の開発を目的として東京湾や大阪湾等の汚染海水を使用していた発電プラント復水器で種々の開発合金について実地試験が精力的に行われた³⁾。10%キュプロニッケル管も候補材料として試験に供されたが、アルミニウム黄銅管を上廻る結果は得られず実用には至らなかった。その後、1970年代にエコロジー上の立場から、防食上必須の処理とみなされていた鉄イオン注入や防汚対策としての塩素処理が禁止～忌避されそうな動きが出てきた。そして、防汚対策としてのスポンジボール洗浄下において鉄イオン注入を必要としない伝熱管材料がモデルコンデンサーにおいて評価された¹¹⁾。10%キュプロニッケル管は、スポンジボール洗浄のもとでエロージョンコロージョンを生じ易いことが判明し、アルミニウム黄銅管の代替材料になり得ないと評価された。

以上のような経緯に加え、我が国においてはアルミニウム黄銅管に対する価格上の不利もあって、米国での主要な復水器管材料である10%キュプロニッケル管は、ついに事業用復水器に採用されなかった。わずかに、1960年前後に自家発電プラントの復水器や石油化学の熱交換器、冷却器に使用された例がある。そのうち、管全長にわたって汚染海水腐食に酷似したアバタ状の孔食が生じ、その一部で肉厚を貫通する漏洩事故に至ったものがみられている。冷却海水は通常清浄であることから取水口近くでの浚渫による一時的な海水汚染が生じ、このため漏洩事故に至ったものと考えられた。

管外面側からの腐食の例として、空気抽出器に使用されアンモニアアタックを受けたものがある。また、石油精製プラントのコンプレッサーフィルターに使用され、1年以内の短期間で外面側より硫化物(ガス中のH₂S: 約4.8%)による全面腐食により漏洩した例がある。

2.5 改良キュプロニッケル管の開発状況

1970年代にCrを含む改良キュプロニッケル管がIN838合金としてINCO社で開発され、Olin社により722合金(Cu-16.5Ni-0.7Fe-0.5Cr)として実用化された。合金成分中のCrを固溶させ耐エロージョンコロージョン性を高めると共に、溶接薄肉管とすることにより価格的にも競争力のある合金管となったとされている。各種の冷却水質で実機試験に供され良好な結果を得たと報告¹²⁾されている。実用化にとって最も関心のもたれる汚染海水耐食性がどの程度まで改善されたか、最新の実機試験結果が待たれる。

当社ではNi含有量10~20%のキュプロニッケル管中のFe量を増加させ、かつ熱処理によってこれを固溶さ

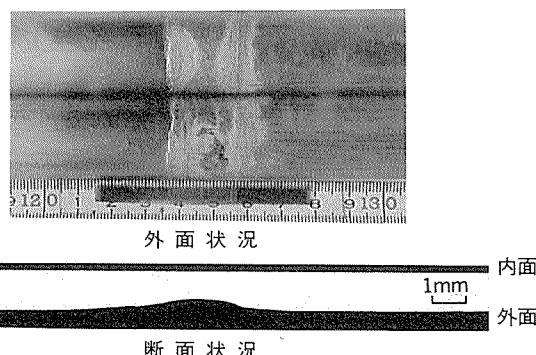


図9 30%キュプロニッケル管に生じたアンモニアアタック(管装着位置: 空気冷却部)



図10 図9の30%キュプロニッケル管と同一復水器で使用されていたアルブラック管に生じたアンモニアアタック(管装着位置: 凝縮部)

せた試作合金管について研究し、Cr添加の場合と同様清浄海水に対する耐エロージョンコロージョン性が向上するとの結果を得た¹³⁾。しかし、Fe、Ni含有量やFeの存在状態（析出、固溶）の如何によらず、微量のイオウイオンを含む海水中では従来合金管と同様孔食を生じ、改善効果はみられなかった。

以下にこれら試作合金管の実機試験結果を簡単に紹介するが、いずれの場合も予期せぬ孔食の発生にみまわれ本格採用に至らなかった。

2.5.1 事例1（出力500MW、運転開始1974年）

清浄海水中の漂砂によりアルミニウム黄銅管がエロージョンコロージョン（サンドエロージョン）を受け、鉄イオン注入によっても防食し得ない実機復水器において、上記高鉄含有キュプロニッケル合金管の防食性能を評価する機会を得た。供試管〔 $\phi 25.4 \times t 1.245 \times l 18000$ (mm)〕は次の成分より成り、Feを固溶さすためにインダクションヒーターにて900°Cに急速加熱し、約4秒保

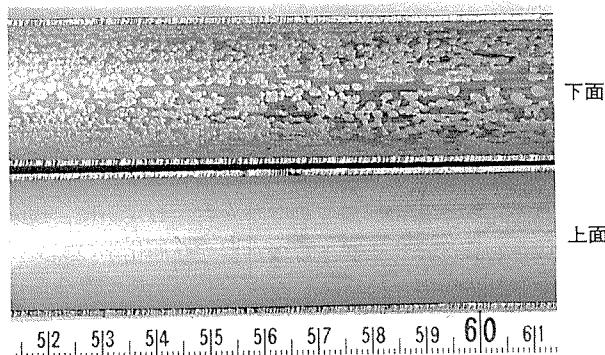


図11 改良キュプロニッケル管（合金B）の復水器実機試験管の内面腐食状況

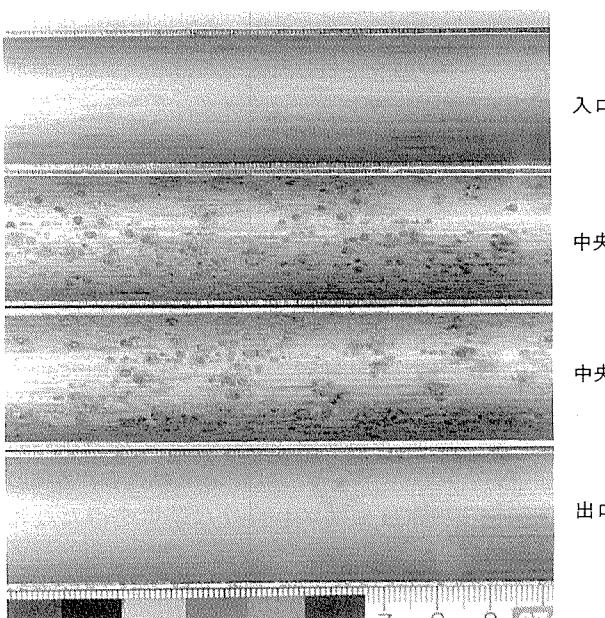


図12 改良キュプロニッケル管（合金C）の復水器実機試験管の内面腐食状況

持後水冷した。磁化率測定によりFeが固溶状態にあることを確認し、実機に装着した。

(A) : Cu-10% Ni-2.1% Fe-0.8% Mn

(B) : Cu-15.2% Ni-2.6% Fe-0.9% Mn

使用1か年後に抜管調査したところ出入口部約1.5~3mは水酸化鉄に覆われ健全であったが、図11に示すように中央部分の下面側に限って緑青色スケールがすじ状あるいは班点状に生成し、その部分に深さ0.1~0.4mmの孔食が多発していた。腐食発生原因として、このような特異な腐食発生状況より、プラント停止中に管に溜まった海水が腐敗したことが考えられた。

2.5.2 事例2（出力450MW、運転開始1975年）

アルミニウム黄銅管が富マンガンスケールの堆積による悪性エロージョンコロージョンを受けた復水器において、改良キュプロニッケル（C）合金（Cu-19.2% Ni-2.7% Fe-1.0% Mn）管を評価する機会を得た。装着1年後に抜管したところ、前記と同様、管の中央部に限って図12に示す汚染海水によるとみなされるアバタ状の孔食（深さ0.15~0.20mm）を生じ、かつ入口部より約1.5m辺りに異物の詰まりによる局部エロージョンコロージョンを生じた。

上記事例1、事例2、の両プラント共、同時に装着試験されていたアルミニウム黄銅管には改良キュプロニッケル管にみられたような汚染海水腐食は生じておらず、キュプロニッケル系合金の弱点を露呈した形となった。

3. 海水淡水化プラント熱放棄部熱交換器

海水淡水化プラントの熱放棄部、熱回収部、ブラインヒーター部と全段階の伝熱管として、10%キュプロニッケル管は標準材料の位置にあり、最も多く使用されている¹⁴⁾。今日のところ重大な腐食事故をほとんど起こしておらず、基本的には要求を満たしているものと考えられる¹⁵⁾。ほとんど唯一の腐食事例として、熱放棄部に使用された10%キュプロニッケル管（Cu-10.2% Ni-1.6% Fe-0.7% Mn）に使用約1か年程度で管の下面側に図13に示すアバタ状の孔食を生じ、その深さが肉厚の約50%に至ったものがある。滞溜海水の腐敗による汚染海水腐食と考えられた。

漂砂を含む海水を用いるプラントでは、サンドエロージョンとして知られるエロージョンコロージョンが発生する。対策として、高鉄・高マンガン入り30%キュプロニッケル管、ヨーコロンCN108（Cu-30% Ni-2% Fe-2% Mn）管、が開発されている。ヨーコロン管の実績の中に、使用初期に重大な腐食が発生した例が二、三ある。以下に中近東MSFプラントのヨーコロン管の腐食事例を紹介する。

当地には1960年初頭よりMSFプラントが建設・運転され、概ね順調に運転されてきた。1980年初めに建設さ

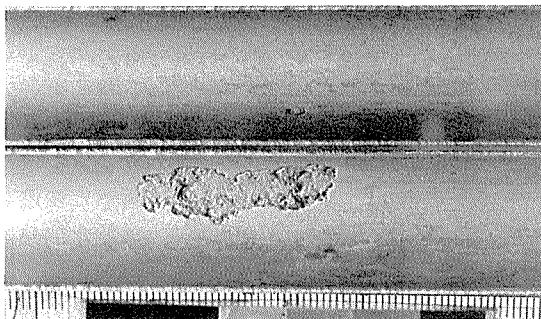


図13 MSFプラント熱放棄部熱交換器10%キュプロニッケル管に生じたアバタ状腐食

れた当該プラントにおいて、海水通水数千時間でヨーコロン管 [$\phi 31.75 \times t 1.22(\text{mm})$] に腐食による海水漏洩事故を生じた。抜管調査の結果、図14に示すようなアバタ状の局部腐食が生じ、この部分で漏洩していた。腐食の直接的な原因は異物の詰まりによる局部エロージョンコロージョンであって、海水が硫化物で若干汚染されていたことが本現象を加速した可能性が大きいと考えられた。本事例における特長的なところを列挙すると次のようである。

- (1) 热放棄部3段のうち第2段に腐食が集中し、最初に海水が流入する第1段は腐食を生じていなかった。なお、第1段と第2段のヨーコロン管の製造者は異なる。
- (2) 第2段の入口側水室には図15に示すように、多量のポリエチレンシートと海草、木片等の異物が流れ込んでおり、約1/3の管はこれらの異物によって入口側が閉塞されていた。一方、第1段の入口側には全くと言っていいほど異物の流入がなかった。
- (3) 取水口周辺の海底層はイオウイオンにより高度に汚染したヘドロが沈積していた。季節によって沖合から風が強く吹くため、海底のヘドロが取海水水中へ取り込まれる可能性があるものと考えられた。

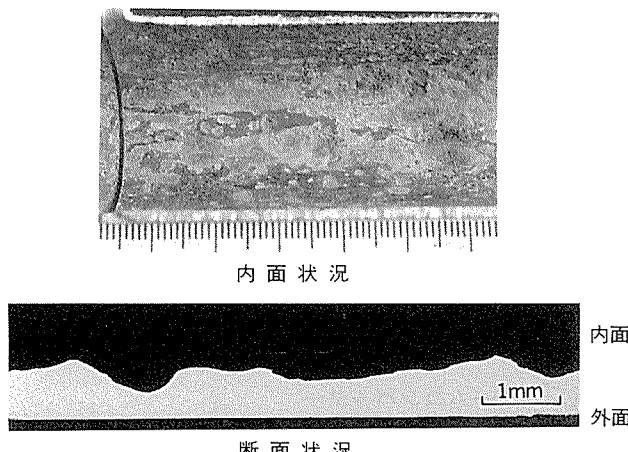


図14 MSFプラント熱放棄部熱交換器ヨーコロン管に生じたアバタ状腐食

(4) 取水海水に対し高度の塩素処理が行われており、排水口でも塩素臭が強く感じられた。また、取水配管は鉄製であり水室まで約500mあり、かつてはここから鉄イオンの溶出があったものと考えられるが、本プラントが建設された頃には鉄イオンの溶出はもはや生じ難い状態になっていた。

本事例における第1段と第2段の腐食の差異に関し、環境側因子—異物の詰まり、海水の汚染、高度な塩素処理等の影響が圧倒的に大きく、材料側因子（内面皮膜の状況）の影響はなかったものとみなされた。

しかし、Cu-Ni系合金管、特にヨーコロン管の耐食性にとって、管製造時の最終焼純により生成するカーボン皮膜は有害なようであって¹⁶⁾、BS規格にはこれを除去しておくことが明記されている。この点でアルミニウム黄銅管の海水耐食性に及ぼす管内面状態の影響¹⁷⁾と異なる。従って、ヨーコロン管の腐食発生要因として次の二つの面から考える必要があると考える。

- (i) 水側の問題として、海水の停滞
- (ii) 管側の問題として、製造時の仕上がりのときの管内面の皮膜、特に受動態皮膜（Passive Film）としてのカーボン皮膜の存在（Passive Filmは孔食を誘発する）

そこでヨーコロン管の海水耐食性に及ぼす内面状態を海水水質との関係で検討した。なお、本実験における管内面皮膜の除去はサンドブラストによっている。初期皮

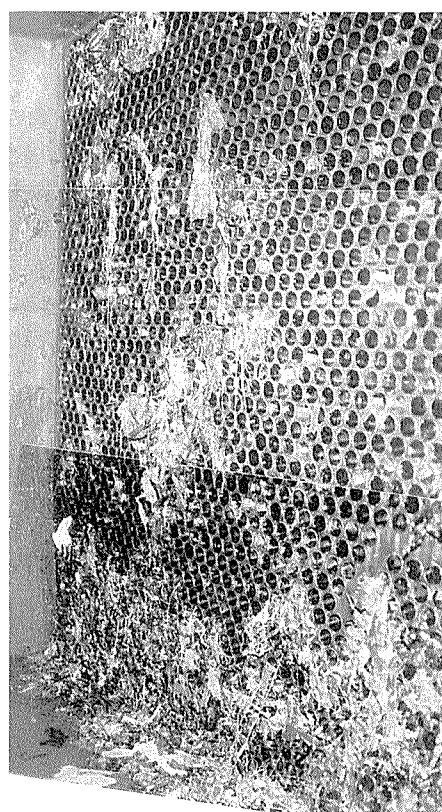


図15 図14と同じMSFプラント熱放棄部熱交換器の海水入口側水室における異物流入状況

膜処理も含め5つの使用環境状態における表面状態（サンドブラスト無・有）の影響をまとめると表1のようである。

表1 ヨーコロンの海水腐食性に及ぼす管表面状態と海水水質の影響

| 供試管内面処理 | 水質 | | ケースA | ケースB | ケースC |
|---------|------|---|------|------|------|
| | 初期皮膜 | 有 | | | |
| サンドブラスト | 無 | × | × | △ | ○ |
| | 有 | × | ○ | ○ | ○ |

○：腐食なし、△：孔食軽微、×：孔食激しい

(1) ケース A : イオウイオンによって汚染した海水の場合

- (i) 管表面の状態如何によらず、材料表面は全面的に緑青色スケールに覆われ孔食が密在して生じる。
- (ii) 鉄イオン注入により予め水酸化鉄皮膜を形成した場合（初期皮膜）、管表面の状態如何によらず、孔食の発生は大幅に抑制される。とくにサンドブラスト処理材では抑制効果大。

(2) ケース B : 塩素処理を行った清浄海水の場合

- (i) 材料表面は薄い茶色スケールに覆われ、サンドブラストなし材ではその中に緑青色の斑点が散在し軽度の孔食を生じる。サンドブラスト処理材には孔食の発生はない。
- (ii) 初期皮膜処理材では、サンドブラスト処理の有無に関わらず孔食の発生はない。

(3) ケース C : 使用初期汚染海水で、引き続き塩素処理を行っている清浄海水の場合

- (i) サンドブラスト処理の有無に関わらず材料表面は褐色皮膜に覆われ、部分的にスケールの盛り上がり部があり、この部分にアバタ状の大型孔食が生じる。
- (ii) サンドブラスト処理材において孔食深さが軽微である。

5条件中3条件でサンドブラスト処理の有効性が認められ、未使用管表面に残存した（何らかの）皮膜が耐食性を低下させる場合のあること、また、本合金管の場合も、鉄イオン注入による初期皮膜形成がアルミニウム黄銅管同様¹⁸⁾防食効果があることが分かる。なお、最近Cignaら¹⁹⁾は、ヨーコロン管の耐食性に及ぼす表面仕上げの影響（“as received”と“abraded”）を検討し、表面状況が影響するのは渦流によるエロージョンコロージョンが生じる場合であり、このときは“abraded”が良好であること、“as received”であっても鉄イオンを注入すれば、鉄イオン無注入の“abraded”より格段に耐食性が向上するとの結果を示し、ヨーコロン管も適当な水質処理下で内面仕上げ状態の如何によらず安定した耐食性を確保できると主張している。

4. 発電用給水・蒸気加熱器

4.1 給水加熱器

1950年代の新鋭火力－再熱式ボイラーによる－において、給水加熱管に10%や30%キュプロニッケル管が使用され、その後モネル管、鋼管、ステンレス管へと変遷していった。このうち、30%キュプロニッケル給水加熱器管において、剥離腐食が発生している。図16に高圧給水加熱器の30%キュプロニッケル管の剥離腐食の外観を示す。本器では年間に100回以上の起動停止が行われたと記録されている。この腐食事例の共通事項として、①プラント建設当初にはみられず、②使用後数年を経てから現れた、③プラントは建設当初の連続運転から年数を経て、（他の新設機の稼働に伴い）peak load用に転用されたものに起きている、ことが挙げられる。再現試験の結果、酸素（O₂）ガスを含む水蒸気中で30%キュプロニッケル管に激しい腐食が発生した。原因は酸化皮膜の生成と金属界面での水素（H₂）ガスの発生による剥離の繰り返し、によるものと考えられた。なお、この腐食は30%キュプロニッケル管に顕著で、10%や20%キュプロニッケル管では軽度であった。

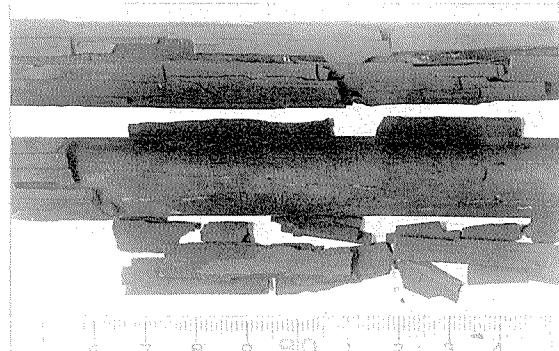


図16 給水加熱器30%キュプロニッケル管外面の剥離腐食

さらに、給水加熱器に使用された10%及び30%キュプロニッケル管のU曲げ部において、図17に示すような粒界に沿う割れが生じ、この部分から高圧水の漏洩を生じた。再現試験において、この割れは高温水あるいは蒸気による応力腐食割れであることが明らかになった²⁰⁾。応力源は管仕上げ時の整直加工とU曲げ加工による残留応力である。キュプロニッケル管だけでなく、モネルメタル管にも高圧給水加熱器中において応力腐食割れを生じることが経験されている^{21) 22)}。事故原因解明後はCu-Ni系合金管についても、残留応力を低減するためにU曲げ後に応力除去焼純を行うことが一般的となつた。

4.2 スチームコンバーター

給水加熱器と同様高温水あるいは蒸気を取り扱う機器としてスチームコンバーターがあり、その伝熱管として30%キュプロニッケル管が使用されている例が多い。本機器において、管外側（160～180°Cのりん酸ソーダ廻

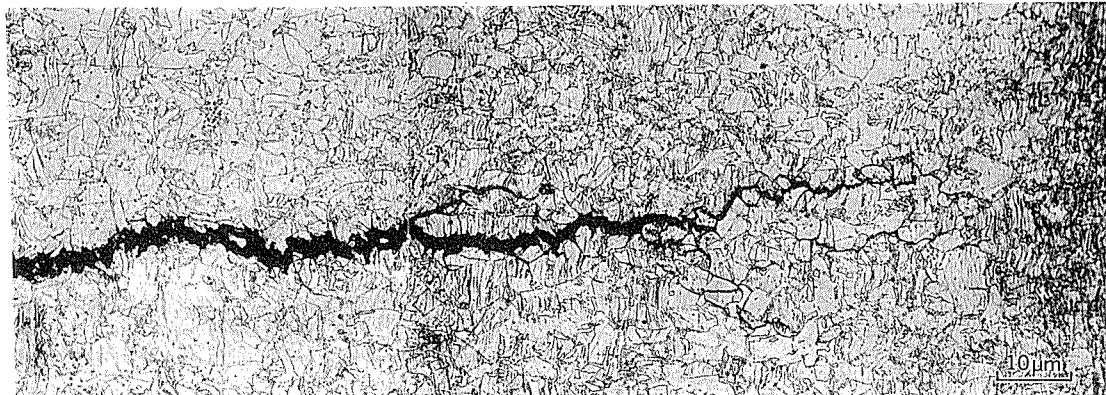
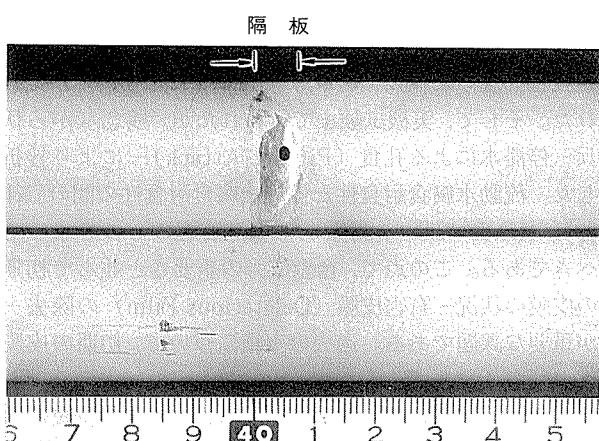


図17 給水加熱器10%キュプロニッケル管の応力腐食割れ

図18 スチームコンバーターの30%キュプロニッケル管
外面の腐食状況図19 スチームコンバーターの30%キュプロニッケル管
外面の隙間腐食状況（使用6か月で124本中5本が漏洩、
減肉は管の上半分に限られていた。）

理した給水, pH10~11) に図18 に示すエロージョンコロージョンや図19 に示す支持板下部でのすき間腐食を生じた例があるが、原因・対策について充分な検討はなされなかった。

4.3 PWR 湿分分離器

加圧水型 (PWR) 原子力発電プラントの湿分分離器に10%キュプロニッケル・ローフィンU曲げ管が使用されており、今日では我が国におけるキュプロニッケル管の最大の市場になっている。使用実績において問題なく順調に使用されている。合金中のFeが析出した場合、管は磁性を有するようになり、定期検査時の渦電流探傷検査に影響する。従って、析出するFe化合物が製品毎に大幅に変わらないよう、Fe含有量を規格下限値近く

に設定し、かつ管理範囲を0.1%以内に定め、さらに焼鈍温度、焼鈍後の冷却にも充分に配慮している。また、最終製品の検査項目に比透磁率を加え、渦電流探傷検査に支障をきたさぬようしている。

5. 製油所熱交換器

海水を冷却水とする製油所の凝縮器 (O. H. Condenser) や各種の冷却器 (Cooler) などの熱交換器に銅合金管が使用されてきた。主にアルミニウム黄銅管が使用されているが、問題点は①プロセス流体 (管外面) の中の硫化物による腐食や、②中和用のアンモニアによる応力腐食割れである。30%キュプロニッケル管はアルミニウム黄銅管より硫化物による腐食に対しては優位性を示していないが、応力腐食割れに対しては大いに優位にある。唯、価格の面から広範に使用されることはない。

製油所の熱交換器では局所的に伝熱管の過熱部を生じる場合があり、熱点腐食、いわゆる “Hot Spot Corrosion”，をみる例が少なくない。図20 は海水熱交換器 (管外面側 : 98% H₂S ガス, 110°C) に使用されたヨーコロン管 (CN 108) に生じたもので、“Hot Spot Corrosion” 特有の金属銅の堆積 (脱ニッケル腐食) がみられる。図21 は工業用水を冷却水とする熱交換器に使用された10%キュプロニッケル管に生じた例で、腐食発生個所は高温流体の入口部に限られ、かつ、管の片半面に激しく生じている。本機器の胴体側温度は60°C程度とさほど高くないが、管内流速が極端に遅く管上面側に空気溜まりが形成され、これに伴い過熱部が生じたものと推定された。

“Hot Spot Corrosion” に関する研究によると、本現象は10%キュプロニッケル管よりも30%キュプロニッケル管の方により生じやすいようであり^{23) 24) 25)}、海水が汚染している場合、より低温で生じる²³⁾と報告されている。いずれにせよ、熱交換器の構造上、過熱部を避けるためになるべく伝熱管の温度分布が均一になるように配慮することが必要である。

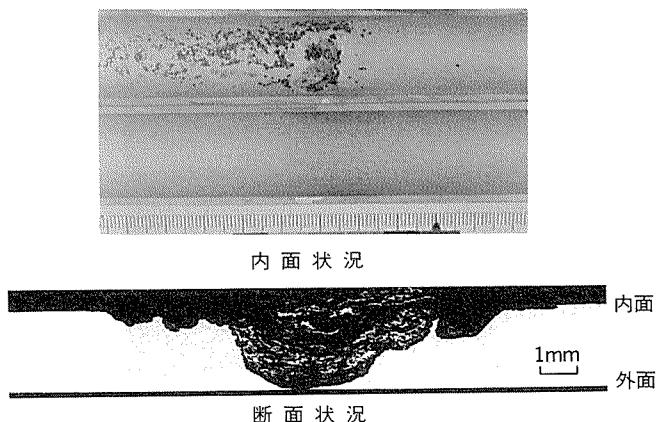


図20 石油精製プラント熱交換器ヨーコロン管に生じた Hot Spot Corrosion

6. 考察

(1) キュプロニッケル管は海水用伝熱管として優れた耐食性を有している。しかし、アルミニウム黄銅管との比較において、耐食性において決定的な長所がなく、高価格である欠点を持つため、国内の発電プラントなどでは標準材料として大量に使用されるには至らなかった。

昨今、チタン管を復水器に採用する例が増してきている。しかし、チタン管は管の価格だけでなく、復水器としての材料及び製造価格もかなり高く、組み立てにアルミニウム黄銅管やキュプロニッケル管を用いる場合よりも多くの時間を要する。ここで、キュプロニッケル管の耐食性を確実なものにし得るならば、チタン管復水器とキュプロニッケル管復水器の実用性について見直す余地があるかも知れない。従来のキュプロニッケル管の耐食性に関する研究・開発がアルミニウム黄銅管との対比において、徹底して行われたとは言えぬところがあり、課題を残していると言えようか。

(2) 復水器管として30%キュプロニッケル管はアルミニウム黄銅管の欠点を補うものとして、空気冷却部用(耐アンモニアアタック性)伝熱管として使用され、かなりの成功を納めた。しかし、汚染されることのある海水(硫化水素を含む)のもとで耐食性が不足しているためチタン管にとって代わられ、今日では空気冷却部用としても使用されることがなくなってきた。

(3) 復水器管への最大の要求の一つは漏洩のないことである。偶発的な漏洩は最も忌避されるところである。アルミニウム黄銅管における偶発的漏洩事故の大半は管内異物の詰まりによる局部エロージョンコロージョン "Local Erosion Corrosion" によるものであるが、この点に関し、キュプロニッケル管はアルミニウム黄銅管より優位にあると考えられてきた。しかし、使用実績において、キュプロニッケル管においても異物の詰まりによるエロージョンコロージョンやインレットアタックやスポンジボールの過剰洗浄によるエロージョンコロージョ

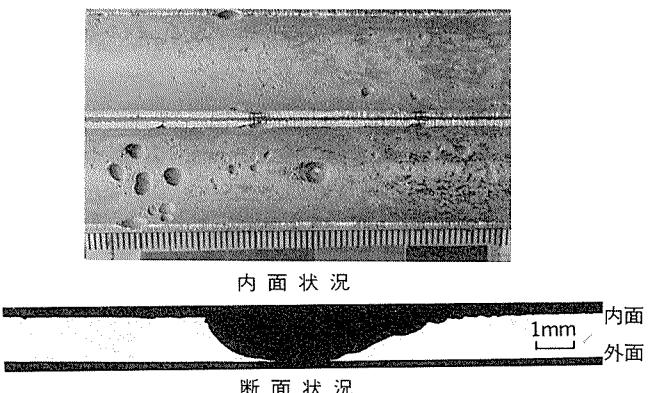


図21 製鉄所の軸受け油冷却器10%キュプロニッケル管に生じた Hot Spot Corrosion

ンなどがいくつか記録されている。つまり、キュプロニッケル管は、アルミニウム黄銅管において完全に避けることが困難視されている局部エロージョンコロージョンによる偶発的な漏洩問題を完全に回避できるだけの耐エロージョンコロージョン性を具備していないものと言わざるを得ない。ここにキュプロニッケル管がチタン管に一步譲らざるを得なかつた事情があるものと考えられる。

(4) Cr, Mo等を添加したり、Feを多量に固溶させ皮膜強化を図った改良キュプロニッケル管に期待がかけられた。そして、実機試験まで行われたが、残念ながら伏兵一停滯水による孔食(Pitting Attack)により挫折した。流動水腐食耐食性と停滯水腐食耐食性の間の二律背反(trade off)の関係の中で、最適のものを求めるべきである。この点で、合金成分の重要さと並んで初期の皮膜の状況-有害皮膜(Deleterious Film)の除去-が重要な課題である。過去の実績について、初期の皮膜への配慮不足が感じられる。再検討が必要であろう。

(5) キュプロニッケルは伝熱管用合金として、韌性が大きく、加工性もよく、必要な強度を有している。とくに、競合材料であるアルミニウム黄銅管に対し、応力腐食割れ不感性、アンモニア耐食性は大きな長所である。10%キュプロニッケル管は銅管に近い展伸性を有するので、加工用原管としては有望と考えられる。

筆者らは発電用復水器管として、伝熱性能を高めた管-管外面の水膜の形成(Inundation)による伝熱阻害を除去した管-を開発中である²⁰⁾。これは工夫された外面ローフィン管の一種である。この管の材料として10%キュプロニッケルは海水耐食性と加工性の面から最も魅力的である。

7. まとめ

鉄入りキュプロニッケル管は海水耐食性が優れていることのため、海水用伝熱管として、復水器管をはじめとして、永年にわたって使用してきた。しかし、我が国

においてはアルミニウム黄銅管の使用が先行し、キュプロニッケル管はアルミニウム黄銅管を補完する立場を占めてきた。住友軽金属における過去30年余に及ぶ調査記録のうち、キュプロニッケル管の耐食性に関する記録をまとめてみた。

(1) 海水耐食性について、キュプロニッケル管の耐食性は海水が清浄なとき、充分に実用的である。しかし、海水が汚染しているときは、耐食性、とくに耐エロージョン性が著しく低下する。

(2) アルミニウム黄銅管でみられた塩素処理海水（清浄下での悪性のエロージョンコロージョンの発生）に対して、キュプロニッケル管は耐食性を有していた。したがって、アルミニウム黄銅管において、耐食性維持のためしばしば絶対必要とされる鉄イオン注入処理は不要である。これは環境保護の観点からは有利である。

(3) 30%キュプロニッケル管はアンモニアに対して耐食性を有する唯一の銅合金であり、復水器の空気冷却部でアンモニアアタックを受けることなく使われてきた。また、キュプロニッケル管は応力腐食割れに対する感受性がない。このことは石油精製プラント伝熱管として、応力腐食割れを生じることがあるアルミニウム黄銅管より有利である。

(4) 海水淡水化プラントは中近東など、砂漠を後背地とする沿岸に立地するものが多い。この場合、サンドエロージョンが一つの重要な障害要因となる。アルミニウム黄銅管よりもサンドエロージョンに強いキュプロニッケル管、特に高鉄・高マンガン入り30%キュプロニッケル，“ヨーコロン”，は有望な合金管として実用されている。しかし、ヨーコロンに限らず各種の改良型キュプロニッケル管も製造時の皮膜の状況と海水の状態によっては初期腐食を受けやすく、その後の耐食性を左右する。安定した初期皮膜の形成が重要と考えられる。最近の研究により初期皮膜は海水の状態（塩素処理の有無、鉄イオン注入の有無、イオウイオンの有無）に大きく依存することがほぼ明らかとなってきた。皮膜について、更に深い理解が必要である。

(5) 生物汚損(Bio-Fouling) 対策としてもキュプロニッケル管、特に10%キュプロニッケル管、は優れている。将来、海洋温度差発電(OTEC)が実用化されるとすれば、海洋環境保全の観点(Environmental Issue)と生物汚損防止(Anti-Bio-Fouling)の観点から特に10%キュプロニッケル管が有望となるかも知れない。

文 献

- 1) B. S. Syrett et al. : NACE-Corrosion '79, Paper No.233.
- 2) R. Francis : Br. Corrosion J., 20 (1985), 175.
- 3) 大津武道、佐藤史郎、大川 瞳：本誌、4 (1963), 304.
- 4) T. Atsumi, A. Ogiso, K. Nagata and S. Sato : Sumitomo Light Metal Technical Reports, 29 (1988), 257.
- 5) 佐藤史郎、永田公二、小木曾昭夫：本誌、11 (1970), 107., 13 (1972), 3.
- 6) 川口 要、恩田勝弘、佐藤史郎、永田公二、下野三樹雄：火力原子力発電、30 (1979), 713.
- 7) 佐藤史郎、大川 瞳：火力原子力発電、26 (1975), 671.
- 8) 佐藤史郎、永田公二：火力原子力発電、29 (1978), 597.
- 9) K. D. Efird : Corrosion, 33 (1977), 3.
- 10) 佐藤史郎：日本金属学会会報、22 (1983), 1046.
- 11) 川辺允志、生島保一、飯島訓司、佐藤史郎、永田公二、山内重徳：火力原子力発電、27 (1976), 569.
- 12) A. S. Toellen and G. A. Anderson : ASME, Joint Power Generation Conference, 1984, Sept. (Toront), Paper No.10.
- 13) S. Sato, K. Nagata and T. Yamada : Proceeding of the Power Conference, Lousanne, Oct.3-5, 1977.
- 14) 佐藤史郎、永田公二：本誌、18 (1977), 11.
- 15) S. Sato and K. Nagata : Proceeding of the Fifth International Symposium on Fresh Water from the Sea, Alghero, May 16-20, 1976.
- 16) E. S. Shone and G. C. Grim : The Institute of Marine Engineers, 98 (1985), Paper No.11.
- 17) 佐藤史郎、永田公二、山内重徳：本誌、20 (1979), 107.
- 18) 安藤秀一、山口 誠、恩田勝弘、佐藤史郎、小木曾昭夫：火力発電、23 (1972), 207.
- 19) R. Cigan, G. Gusmano and M. Zama : Materials Chemistry and Physics, 23 (1989), 311.
- 20) S. Sato and K. Nagata : Proceeding of the Fifth International Congress on Metallic Corrosion, (1974), 480.
- 21) 佐藤史郎、永田公二：本誌、15 (1974), 269.
- 22) S. D. Rahoi, R. C. Scraberry, J. C. Crum and P. E. Morris : ASME Publication, Sept. 1972, Paper No.72.
- 23) R. S. Ben and H. S. Cambell : Proceeding of 1st International Congress on Metallic Corrosion, (1961), 630.
- 24) C. Breckon and P. T. Gilbert : ibid., 624.
- 25) R. Francis : Br. Corrosion J., 22 (1987), 199.
- 26) T. Nosetani, Y. Hotta, S. Sato, et al. : Sumitomo Light Metal Technical Reports. 31 (1990), 54.

技術資料

アルミニウムスラブ鋳造の自動化

林 典 史*

Automation of Alumimium Slab Casting

Norifumi Hayashi

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウムスラブ鋳造の自動化

林 典 史*

Automation of Aluminium Slab Casting

Norifumi Hayashi

This review describes the automatic casting system for aluminium slabs. The most important technology in this system is the molten metal level control in the mould. The control apparatus mainly consists of the level sensor, the actuator and the controller.

The accuracy of the level control almost depends on the accuracy of level sensor. There are many types of level sensor and Pechiney Aluminium Ltd. has introduced the electrical capacity measurement sensor (accuracy $\pm 0.1\text{mm}$) and Swiss aluminium Ltd. (Alusuisse) has introduced the eddy current sensor (approximate accuracy $\pm 0.1\text{mm}$) in the actual plant.

Pechiney and Alusuisse has also developed automatic slab casting sysytem using this level control technology. It is noteworthy that Alusuisse system covers not only process control area but also production schedule control area.

1. はじめに

アルミニウムスラブ連続鋳造法の本格的な自動化技術の開発は、1970年代前半、EMC (Electromagnetic Casting)の技術開発と同時に始められている¹⁾。その成果は、1977年に DC (Direct Chill)鋳造に適用され²⁾、またその翌年には EMC 実用化³⁾に貢献している。この技術により、これまで作業者の“腕”に頼っていた鋳造機運転は、各種センサで鋳造パラメータをマイクロプロセッサに取込むことで、自動的に管理制御されるようになった。そのため鋳造作業の信頼性や安全性が向上し、スラブ品質の安定化が図られるようになった⁴⁾。国内でも、1970年代後半に自動化に関連する特許出願⁵⁾が行われているが詳細な報告はない。

“自動化技術”的具体化は、各プラントの設備状況によって様々であるが、技術の中核をなすものが、鋳型内の湯面レベル制御技術であることは間違いない。なかでも湯面レベル計は最重要センサで、各種の方式が採用、検討されている。本報では、これら湯面レベル制御技術の現状と各装置の問題点を述べるとともにそれを用いた自動鋳込システムの例についても若干紹介する。

2. アルミニウムスラブの湯面レベル制御

2.1 従来の湯面レベル制御法

図1に代表的なアルミニウムスラブの連続鋳造装置を示す。炉から出湯された溶湯は、インライン溶湯処理装置で脱ガス、脱介在物処理が行われ、樋、ノズルを経由して、各鋳型へ分配される。鋳込中、鋳型内の湯面レベルは一定位置に保たれ、品質や作業の安定化が図られる。この時の湯面レベル制御装置としては、図2(a), (b)のようなフロート方式、トップ方式⁶⁾が使用されている。いずれの方式も溶湯より比重の軽い耐火物をフロートとして用いており、図2(a)ではフロートが直接、図2(b)ではフロートからの浮力がてこを介してストップに伝達され、ノズルからの注湯量を制御している。この方式では、ノズル先端と鋳型高さとのセット位置や樋の熱ひずみが問題となり、例えば鋳込中の樋のたわみは湯面レベルを変化させることになる。

2.2 自動湯面レベル制御法

図3に湯面レベル制御装置の基本システムを示す。湯面レベル一定制御は、湯面レベル計で直接湯面位置を検出し、その情報によってアクチュエータ先端のストップを開閉してノズルからの出湯量をコントロールすることにより行われる。この装置では、前記のハード的問題

* 技術研究所 EMC 開発室

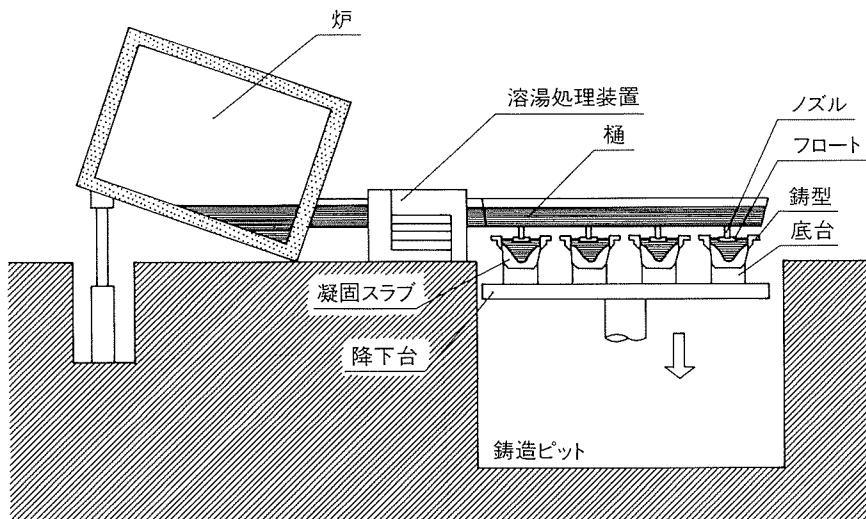
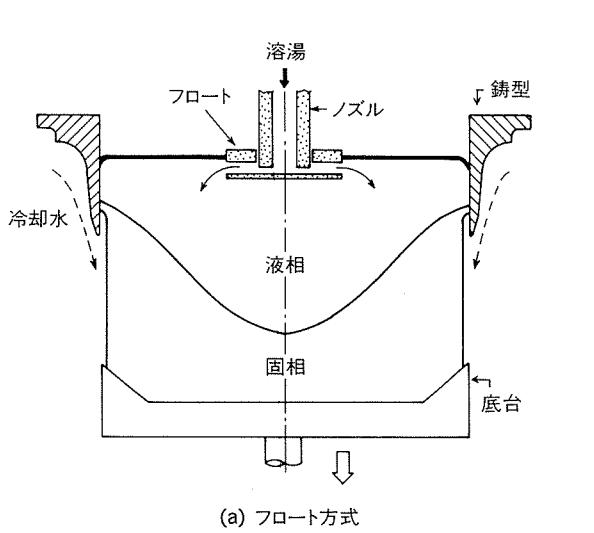


図1 アルミニウムスラブの連続铸造装置



(a) フロート方式

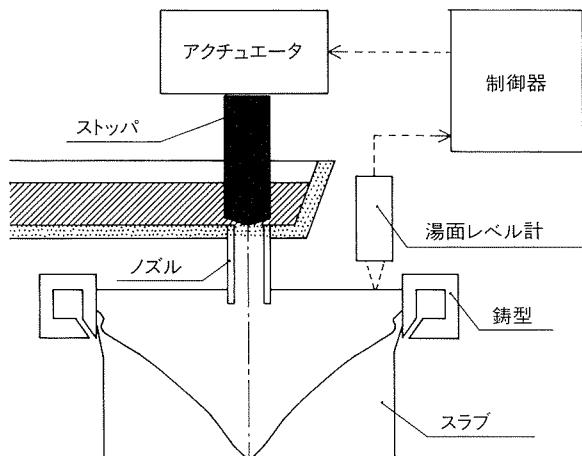


図3 自動湯面レベル制御装置

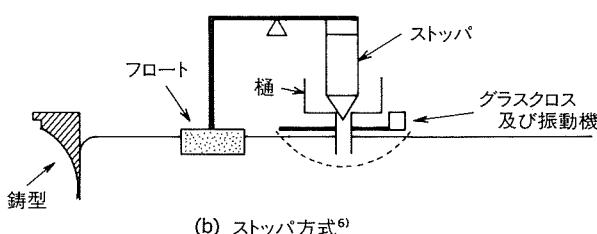
(b) スッパ方式⁶⁾

図2 従来の湯面レベル制御装置

が解決できるほか、鋳込初期の各鋳型間の湯面レベル上昇差を少なくすることも可能である。

3. 自動鋳込装置

本章では、まず自動鋳込装置の中核をなす自動湯面レベル制御構成機器、すなわち湯面レベル計、アクチュエータ、ノズル、制御器について述べ、次いで、自動鋳込に必要なその他の装置について述べる。

3.1 湯面レベル計

3.1.1 接触式

耐火物フロートの浮き沈み量を、差動トランジスタやポテンショなどで電気信号に変換する方法である。この方法では、フロートの断面積が大きいほど浮力が大きくなり感度が良好になるが、溶湯表面の酸化膜のためフロート浮き沈み時の再現性が悪い。断面50mm×70mm×高さ30mmのマリナイトフロートを一旦沈ませて解放した後のレベル再現性を図4に示す。このフロートでは0.5mmのデッドゾーンがあり、また応答速度も0.5~1.0秒かかることが分かる。なお、この測定は電気炉で純アルミニウムを700°Cに維持して行った。

3.1.2 非接触式

静電容量式、渦流式、超音波式、光学式などが挙げられる。市販されている上記装置の標準精度は、超音波式を除くと±0.2mm以下で非常に良好である。

静電容量式は、溶湯表面とセンサ電極との間の静電容量Cを測定して、式(1)により溶湯との距離dを求める方

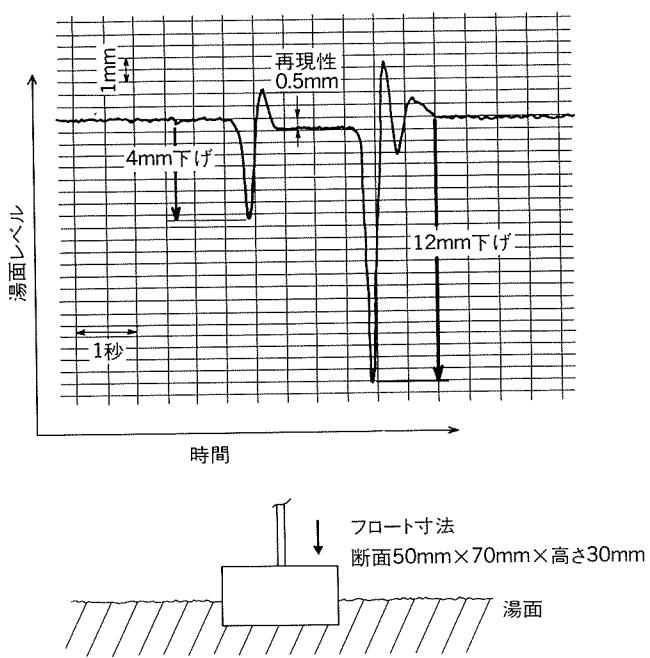


図4 フロート式レベル計の再現性

式である。一般に好霧閉気中では精度は良いが、誘電率 ϵ が鋳造中に生じる水蒸氣や溶湯表面に浮遊している物質の影響を受けやすく、また回路的にも安定化をかかることが難しい⁹⁾とされている。

$$C = \epsilon S / d \quad (1)$$

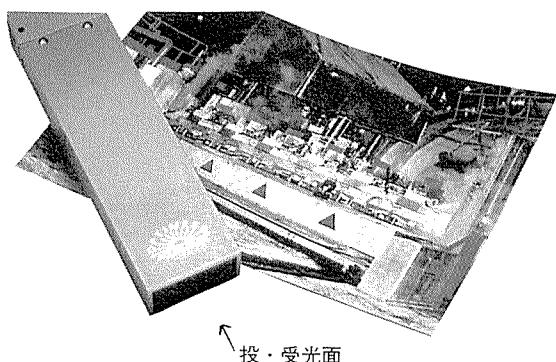
ここで、 S ：電極面積、 d ：距離

渦流式は、センサ先端から溶湯までの距離に伴って変化するセンサコイルのインダクタンス変化を電圧に変換する方式であるが、通常測定距離が短く、DC鋳型の高さ（約100mm）以上を測定するには、従来回路の改良⁸⁾が必要である。またセンサコイルを湯面近くに置くことになるので、コイルインピーダンスの温度補正も考慮する必要がある。

超音波式では、超音波経路での霧閉気温度変化による音速変化や鋳造時の水蒸氣が誤動作の原因となる。価格的には他の非接触センサと比べて安価であるが、精度が悪く±1mm～数mm以内である。

光学式のポジションセンサを用いた変位計⁹⁾は測定距離が長くとれ、センサ自身を温度など周囲の環境の良い位置に設置することが可能であるが、光学系の反射強度が、湯面の揺らぎや溶湯表面の性状によって大幅に変化するため適切な信号補正が必要である。Alusuisse社でも図5¹⁰⁾のような光学式レベル計を開発しているが、溶湯表面の性状はアルミニウム合金の種類によっても異なり、制御のフィードバック信号に用いるためには何等かの信号処理が必要と思われる。

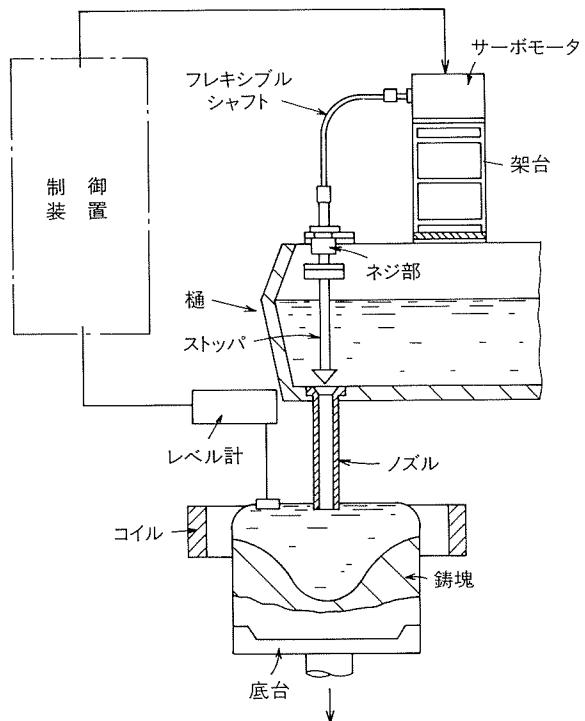
この他、鉄鋼の連続鋳造では、 γ 線式や熱電対式、電極追従式などのレベル計が用いられている¹¹⁾が、渦流式⁸⁾を除くと、いずれもアルミニウムの連続鋳造で使用

図5 Alusuisse社の光学式レベル計¹⁰⁾

できる精度はない。

3.2 アクチュエータ

ストッパの駆動には、位置決め精度の良いステッピングモータ、サーボモータ又は電動シリンダが用いられる。これらの装置からストッパへの駆動伝達機構としては、図2 (b) のようなてこ方式や図6¹²⁾のような直接伝達方式がある。てこ方式ではストッパが外しやすく、駆動部が樋の側部となるため樋予熱、清掃時の作業性がよい。しかし、この方式は、装置の配置上、支点-駆動部間より支点-ストッパ間が長くなりやすく、ストッパの動作量もその分拡大され、位置分解能が悪くなることが懸念される。直接伝達方式では、伝達機構部がない分、てこ式より精度良く制御が可能であるが、駆動部が樋上部となるため、樋の作業時にはこの駆動部を移動させる必要がある。

図6 回転式ストッパ¹²⁾ (EMC適用例)

3.3 ノズル及びストッパ形状

図7のようにストッパ先端を三角形状にした場合のノズル開口面積 A_n を式(2)に示す。

$$A_n = \pi y \tan(\theta/2) \{D - y \tan(\theta/2)\} \quad (2)$$

ここで、 y ：ストッパ開口位置

θ ：ストッパ先端角度

D ：ノズル内径

この時の通過溶湯流量 Q を式(3)に示す。

$$Q = k A_n \sqrt{2gh_T} \quad (3)$$

ここで、 k ：流量係数

g ：重力加速度

h_T ：樋内溶湯高さ

k は、ストッパの先端形状、ノズルとの接触形式、 A_n の大きさによって異なる変数であり、式(3)から単純には Q を求めることができない。参考のため、先端角60°のストッパ及び内径28mmのノズルを用いて線接触型（図7(a)）及び面接触型（図7(b)）とした時の流量係数測定結果を図8に示す。開口面積が少なくなると、面接触型では通過抵抗が大きくなり、 k が減少することが分かる。なおこの測定は、温度700°Cの純アルミニウムで行った。

3.4 制御器

制御は、センサ入力やアクチュエータ出力が容易なシーケンサやPLC（Programmable Logic Controller）で行われる。定常時ストッパは、PID動作¹³⁾で制御され、

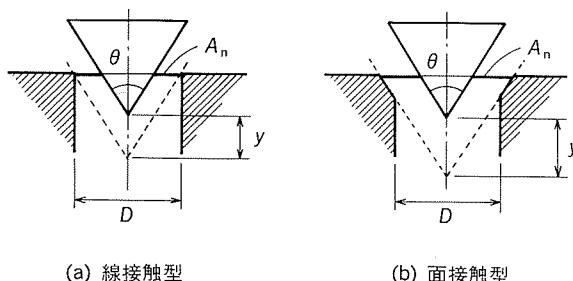


図7 ノズル—ストッパ形状

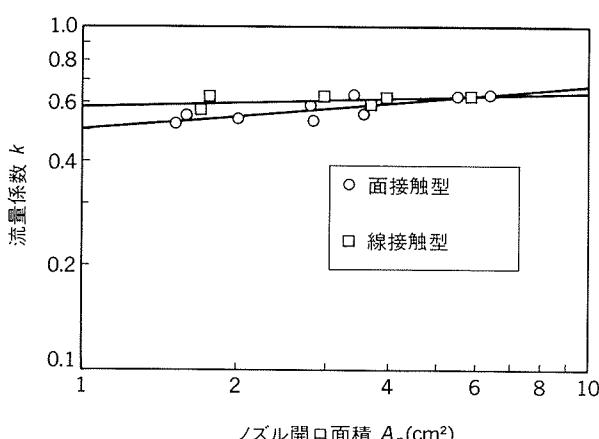


図8 ノズル—ストッパ形状による流量係数

この時の制御定数は各プラント毎で調整が必要である。制御精度は、もちろん制御定数によって左右されるが、最終的には湯面レベルセンサの精度によって決定される場合が多い。

自動湯面レベル制御で最も重要な制御は、鋳込初期の制御で、多連装時に各連装間の湯面上昇を整える工夫¹⁴⁾が必要である。また底台の降下は、最も遅い湯面上昇の型に合わせて開始するのが安全である。

3.5 その他の装置

鋳造のノウハウでもあり、自動化を困難にさせる装置が前掲図2(b)のグラスクロスである。異物除去装置として利用させていたグラスクロスは、考え方を見直され¹⁵⁾、鋳型内湯流れを制御するツールとして最近注目されている¹⁶⁾¹⁷⁾。グラスクロスのメッシュが細かいと、鋳込初期に表面張力のため溶湯が通りにくく、強制振動を行なう必要がある。また定常時にもレベル制御を乱す場合があるので、装置選定には注意が必要である。

その他、バンピング防止底台¹⁸⁾や樋の運搬ツールなども自動化には欠かせない装置である。

4. 自動湯面レベル制御装置及び自動鋳込システムの例

4.1 Pechiney社

VoreppeのResearch Centerで開発されたPechiney社の自動湯面レベル制御技術⁴⁾は、Nogueres, Saint Jean de Maurienne, Lannemezanの工場で順次DC鋳造に実用化⁶⁾され、Tomago Aluminium社にも導入¹⁹⁾されている。図9に装置の概略システム、図10²⁰⁾に外観を示す。湯面レベルセンサは静電容量式で、静電容量 C を一定、すなわちセンサと溶湯を一定距離に維持するためのサーボ機構によりセンサを移動するようになっている。またセンサ部先端は耐火物（Pyrex）でできており、センサ冷却は不要で、測定範囲250mm、精度0.1mmである⁶⁾。ストッパは、図9のようにリニアアクチュエー

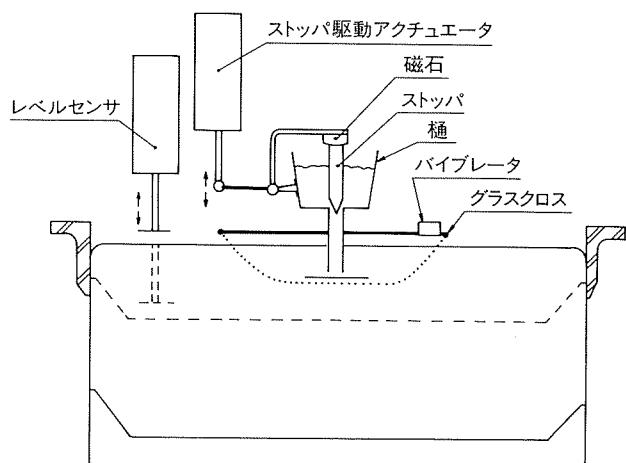
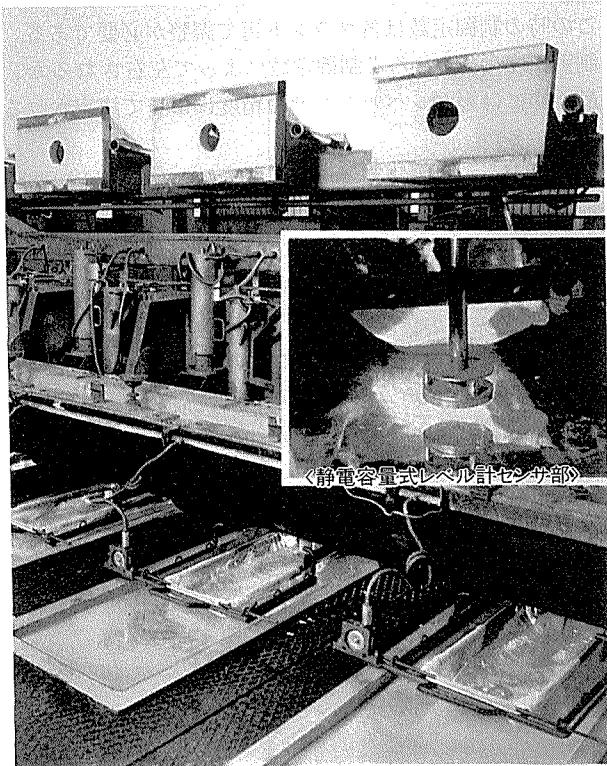


図9 Pechiney社湯面レベル制御装置⁴⁾

図10 Pechiney社装置の外観²⁰⁾

タ+てこ機構により駆動され、磁石で取り付けられているため脱着が容易である。

この自動鋳込装置には樋の予熱装置も一体化されている。装置としてまとまっているが、その分、構造が複雑で寸法も大きくなり、樋運搬用の専用門型クレーンの設置など、スペースの点で配慮が必要である。

図11に、同装置の組み込まれた St.Jean de Maurienne 工場の自動鋳込システム⁶⁾を示す。炉用に 2 台、溶湯処理用に 1 台、湯面レベルコントロール用に 1 台の PLC が使用されており、上位の PLC 管理用 CPU として DEC 社の PDP11/23 が使用されている。PLC と上位 CPU の作業分担を表 1 に示す。PLC では現場装置の状態管理、上位 CPU では作業指示や作業結果のデータ管理が主体であることが分かる。鋳造システムは、①Waiting Phase, ②Data Input, ③Monitoring Phase, ④Casting Phase, ⑤Stop Phase から成り、各々の Phase で次の操作が可能である。

(1) Waiting Phase

炉や処理レーベルなどの設定値調整、鋳造ピット上のツール移動。

(2) Data Input

合金、サイズ、鋳造番号、長さ、炉番号、鋳造本数の入力。

(3) Monitoring Phase

鋳造ピットの状態をモニタし、安全性、品質の状況を確認。

(4) Casting Phase

スタートボタンで脱ガス処理、ロッド添加、炉傾

動が自動スタート。適切な湯面レベルで底台の降下が自動スタートし、安定状態に移行。重大停止時には、炉の出湯停止、ストッパの全閉、センサの引き上げ、降下停止、樋の残湯処理、冷却水の維持が行われ、データは初期化される。

(5) Stop Phase

プリセット前に炉傾動を戻し、スラブが規定長さになるようストッパを開。また、脱ガス装置や、ロッド供給、底台の降下も同時に停止。鋳造終了時に自動的に、設定値、各測定値の最大、最小、平均値、装置の故障リストがプリントアウトされる。

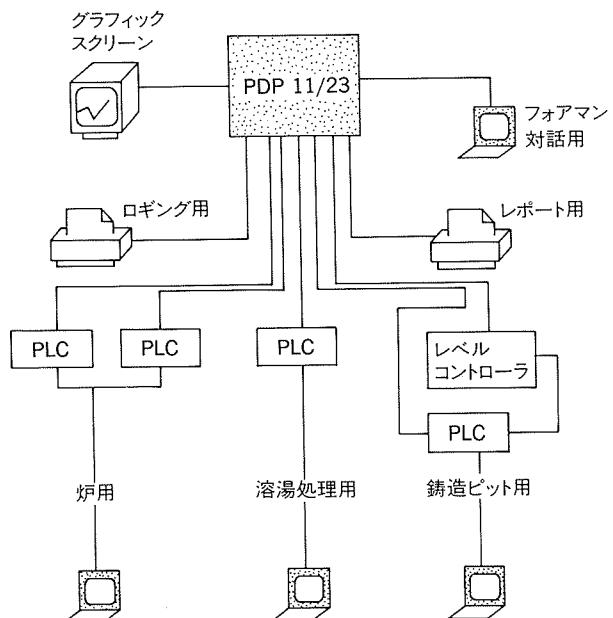
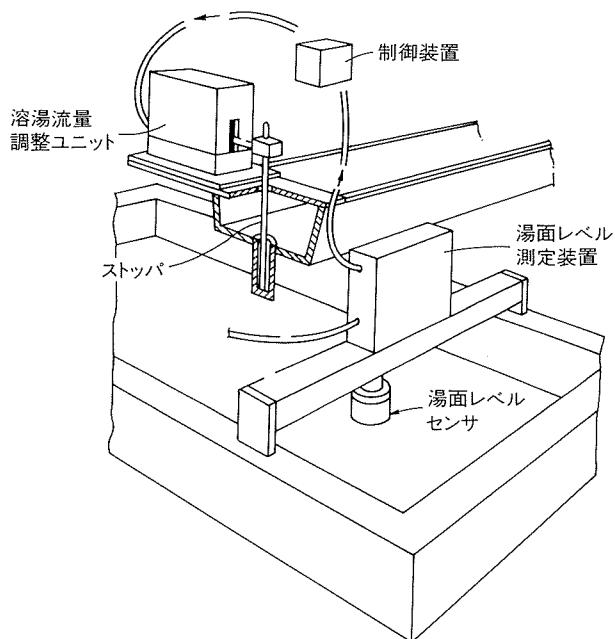
図11 St. Jean de Maurienne工場の自動鋳込システム⁶⁾

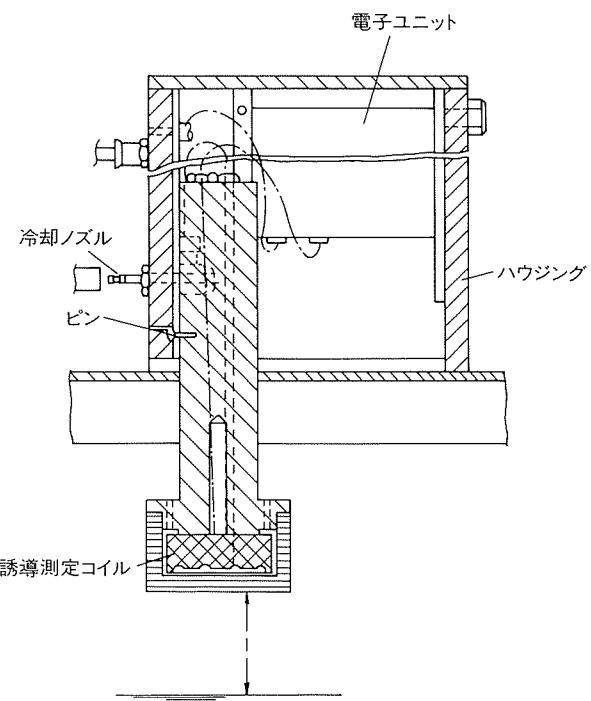
表1 PLC, CPUの作業分担

| | |
|-----|--|
| PLC | <ul style="list-style-type: none"> ・オペレーターからの論理命令の読み込み ・プロセスの論理状態の読み込み ・プロセスの測定値の読み込み ・コントローラーの設定値の修正 ・測定値、設定値、故障状態のスクリーン表示 ・コンピュータ及びコントローラとの対話 |
| CPU | <ul style="list-style-type: none"> ・鋳造パラメータ入力時の対話管理 ・鋳造前 PCL への設定値のテーブル送信 ・測定値、設定値、PLC 故障等の情報受信 ・鋳造中の代表操作値の蓄積 ・オペレーター要求時の設定値のシートプリント ・重大故障前 5 分間の鋳造値自動プリント ・ディスクへの鋳造データの蓄積 ・鋳造レポートのプリント ・種々のファイル管理 ・グラフィックスクリーンの管理 |

図12 Alusuisse社湯面レベル制御装置²¹⁾

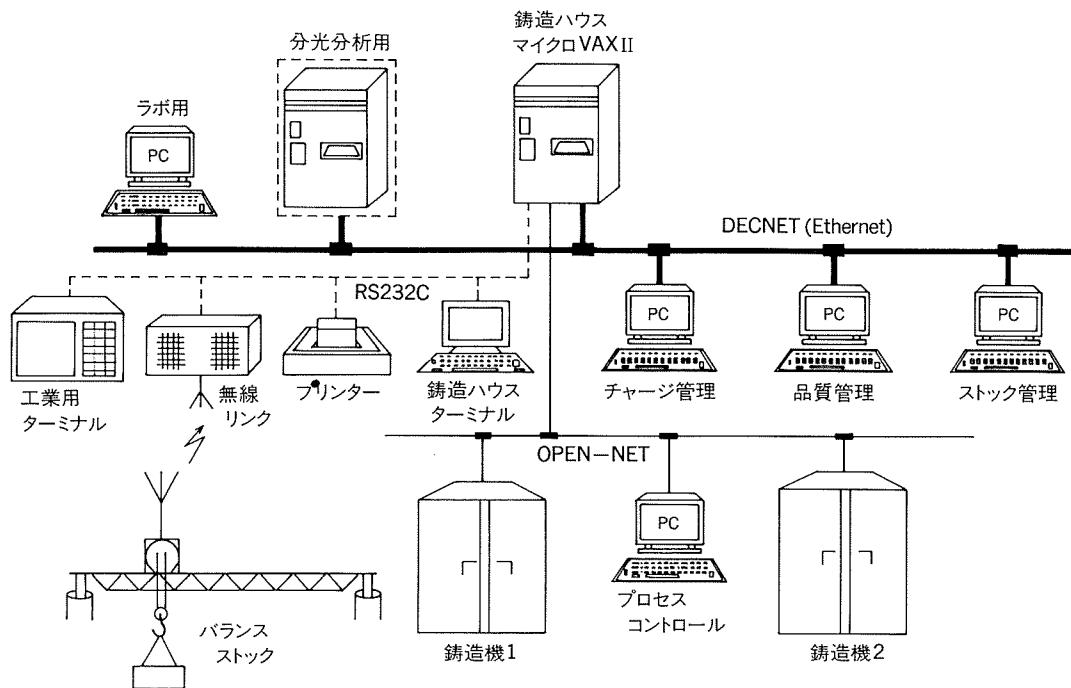
4.2 Alusuisse 社

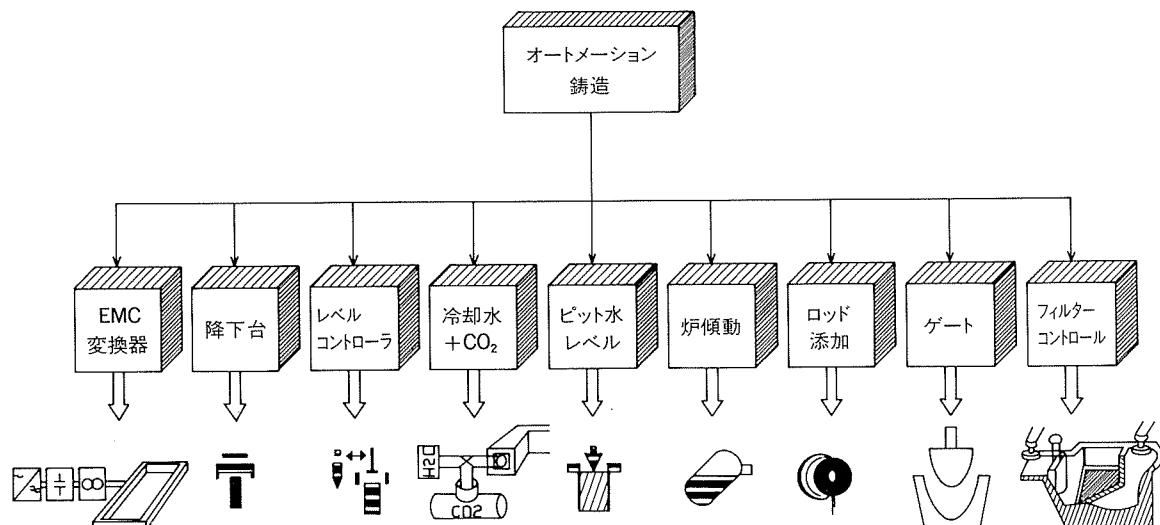
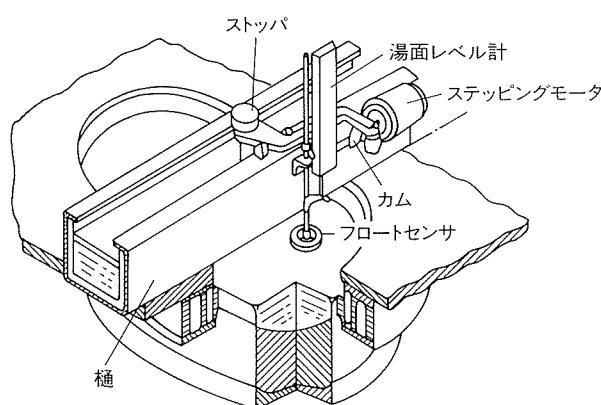
Alusuisse 社ではソ連より技術導入した EMC が動機となり自動湯面レベル制御の開発が進められた²¹⁾。装置を図12、図13²¹⁾に示す。湯面レベル計は渦流式で、比例制御方式が特徴である。センサは、Pechiney 社の追従式に比べて固定式であり、高さ位置を移動する場合には、ピンの差込み位置で調整する。またセンサの電子ユニットは鋳型上部に置かれるので空冷機構が施されている。アクチュエータは、ステッピングモータ+ウォーム機構

図13 Alusuisse社湯面レベル計²¹⁾

である。またこの装置では、溶湯流量の制御をノズル先端で行っているのが興味深い。

Alusuisse 社は、この装置をCIM (Computer Integrated Manufacturing) コンセプトを採用して組込んでいる²²⁾。CIM は、LAN (Local Area Network) をベースにしたシステムであり、同社は、いち早くこの概念を導入している。ハードウェアのレイアウトを図14に示

図14 Alusuisse社CIM化ハードウェアレイアウト²²⁾

図15 Alusuisse社铸造自動化機能²²⁾図16 Kaiser社湯面レベル制御装置²³⁾

す。

このシステムでは顧客からの注文は、各装置の能力に応じて製造条件が割り当てられ、铸造、均質化処理、スラブの切断、面削などの工程が決定される。製造過程ではスクラップを最大限に有効活用するため、分析値の有無などでスクラップ分類が行われ、保管、取出しが容易なシステムとなっている。コンピュータは、それらのデータを記録し、中央と現場ハウスとの LAN でデータの分散化を行う。現場ハウス端末では、ラベル、合金コード、分析番号、重量、サイズ、タイプ（バー、ビレット、スクラップ）が得られるほか、ストック状態やチャージ計算などのデータ処理操作が容易に行える。

一方、铸造機では、湯面レベル制御が主となるプロセスが実行される。この機能を図15に示す。铸造初期徐冷技術の CO₂ プロセスや、炉のゲートコントロールが含まれていることが分かる。铸造中のプロセスデータは、ハードディスクに蓄積されるとともに、LAN によりテープや光ディスクにファイルするため周期的に読み取られる。

4.3 Kaiser 社

Kaiser 社でも Alusuisse 社と同様 EMC 技術に付随して自動湯面レベル制御技術が開発されている。図16²³⁾の湯面レベル計は、フロートを湯面に浮かべてその移動量を検出する方式で、アクチュエータは、ステッピングモータ+カム+减速機を使用している。図16のレベル計用フロートでは、铸造型内表面の酸化膜の乱れ⁴⁾が指摘されており、ノズルを中心にリング状に囲んで、溶湯表面の酸化物流れ込み防止機能を持ち合わせたレベル計用フロートも開発されている²⁴⁾。Kaiser 社では種々のレベル計を検討した結果、铸造初期で +1.3mm、定常時 ±0.6mm 以内の湯面レベル制御精度を達成している²⁵⁾。

5. まとめ

湯面レベル制御技術と、それを用いた自動铸造システム例について紹介した。実際の铸造作業には、ストップバーの脱着、グラスクロスの取替え、樋清掃などこまごまとした作業が数多くあり、湯面レベル制御技術だけでは完全な自動化が難しいのが現状であると思う。今後これらの作業の意義を一つ一つ吟味して完全自動化的铸造工場をめざすことが著者の夢である。同志の皆様に本報が、少しでもお役に立てば幸いである。

参考文献

- 1) H. M. Dillon, G. B. Leconte and D. W. Worlledge : *Light Metal Age*, June (1979), 19.
- 2) J. J. Theler, H. A. Meier, G. B. Leconte : *Light Metals 1977*, TMS-AIME, 271.
- 3) R. Sautebin and W. Haller : *Light Metals 1985*, TMS-AIME, 1301.
- 4) J. Moriceau and P. Heuillard : *Light Metals 1984*, TMS-AIME, 1103.
- 5) 特公昭61-9104

- 6) Serge Sassus : *Proceedings of Ingot Continuous Casting Proces Technology Seminar for Flat Rolled Products*, (1989), 367.
- 7) 工業計測技術大系編集委員会編 : 変位・厚さ測定, 日刊工業(1965), 62.
- 8) 佐野和夫, 安藤静吾, 川瀬芳広, 高橋郁夫, 竹中正樹, 塚井邦夫 : 鉄と鋼, 70 (1984), 1160.
- 9) 市川敏夫 : アンリツテクニカル, 45号(1983), 70.
- 10) スイス ELAG 社カタログ資料
- 11) 牛島清人, 古川良治, 吉田昭紀, 岡島弘明 : 鉄と鋼, 67 (1981), 1059.
- 12) 特公平 2-175057
- 13) 電気学会編 : 制御光学, オーム社(1983), 215.
- 14) 特公平 3-54023.
- 15) George J. Binczewski : *Light Metals 1991*, TMS-AIME, 791.
- 16) Ch. Raffourt, Y. Fautrelle, JL. Meyer and B. Hannart : *Light Metals 1991*, TMS-AIME, 877.
- 17) Bruno Gariepy and Yves Caron : *Light Metals 1991*, TMS-AIME, 961.
- 18) 特開昭 59-113961.
- 19) Bruce A. Hall : *Sience and Engineering of Light Metals 1991*, TMS-AIME, 1035.
- 20) Pechiney 社カタログ資料
- 21) 特開昭 60-158952.
- 22) J. F. Jordan : *Light metals 1990*, TMS-AIME 877.
- 23) 特開昭 57-195572
- 24) 特開昭 58-105017
- 25) D. J. Goodrich, S. Takeda, D. W. Pattee and R. V. Twining : *Light Metals 1990*, TMS-AIME 889.