

論 文

アルミニウムの溶解・鋳造における結晶粒度検査方法\*

吉田政博\*\* 渋江和久\*\*  
犬丸晋\*\*

Grain Refinement Evaluation Test in  
Aluminum Melting and Casting

by Masahiro Yoshida, Kazuhisa Shibue and Susumu Inumaru

## アルミニウムの溶解・鋳造における結晶粒度検査方法\*

吉田政博\*\* 渋江和久\*\*  
犬丸晋\*\*

## Grain Refinement Evaluation Test in Aluminum Melting and Casting

by Masahiro Yoshida, Kazuhisa Shibue and Susumu Inumaru

A rapid and simple grain size test which had been developed by Farrior et al was applied to a grain refining evaluation test of refiners and structure control of DC casting of aluminum. This simplified grain size test (SG test) consists only of a steel ring mold and a refractory brick, and the sample requires no polishing or cutting for observation of the grain.

Following results were obtained.

- (1) SG test could be used to evaluate the effects of adding various refiners and the grain size.
- (2) The grain size obtained by SG test relatively corresponds with that of DC cast ingots. This test was very useful for a practical method of testing optimum grain refinement of each grain-refining system.
- (3) A standard grain size chart was drawn up to simulate the grain size of the ingot in production. This chart was composed of twelve grades and the relation between the grade (G) and the standard grain size (SG,  $\mu\text{m}$ ) was expressed by the following equation ;  
$$GS = \exp[0.354(G+12)]$$

### 1. 緒 言

鋳塊の結晶粒度は、鋳塊から試料を切り出し、施盤切削後マクロエッティングにより検出、観察するのが一般的であるが、この方法は実操業に絡んだ実験の場合、結果を得るまでの時間が長く、かなりの工数を必要とする。特に、インラインによるロッド状結晶粒微細化剤添加法が普及する今日では、炉前で結晶粒度を判定する検査法が望まれている。また、実験室規模の結晶粒微細化に関する実験を行なう場合も、鋳型に鋳込んだ試料は位置による結晶粒度の差および結晶粒径の大きなばらつきなどから、結晶粒度の代表値の選択に問題を生ずる場合がある。アルミニウム鋳塊の結晶粒度を判定する方法としては、再現性があり、簡便かつ迅速な検査法が良い。

この目的に対しては Farrior ら<sup>1,2)</sup> が考案した方法や Kirby ら<sup>3)</sup> が試験した方法がある。しかし、実用性の点から Farrior らの方法の方が扱い易く優れている。この方法は、Simplified Grain Size Test (以下、SG テストと略す) と呼ばれ、金属リングと耐火レンガを使用するだけの簡単なものであり、結晶粒微細化剤そのものの有効性を判

定する方法として考案されたものである。

本報告では、DC 鋳造法における結晶粒度検査方法、特に、その迅速性に着目し、炉前検査法として SG テストが利用できるかを検討した。また、結晶粒度判定に際しての便宜を計るために、標準結晶粒度図を作成し、実操業に適用したのでその結果を報告する。

### 2. 実験方法

#### 2.1 SG テスト

金属リングは、Fig. 1 に示す外径 80mm、内径 70mm、高さ 25mm の耐熱鋼製であり、内面は試料を取り出し易いようにテーパーが付けられている。耐火レンガとしては、通常の炉内張り用断熱レンガ SK32, SK34 や溶融シリカブロックあるいはキャストブルブロックなど種々の耐火物が使用できる。結晶粒度検査方法の手順は、i) 金属リングを所定の温度に予熱された耐火レンガ上に置き、溶湯をリング内に注ぎ込む。ii) 1 ~ 2 分後、凝固が完了したら試料を取り出し、水で冷却する。レンガと接触した試料底面を無面削のままマクロエッティングを行ない結晶粒を観察する。マクロエッティング液としては、ここでは Tucker 氏液を用いた。溶湯注入から結晶粒度を検出するまでに要する時間は、4 ~ 6 分である。

\*軽金属学会、第61回秋期大会 (56. 11) に一部発表

\*\*技術研究所

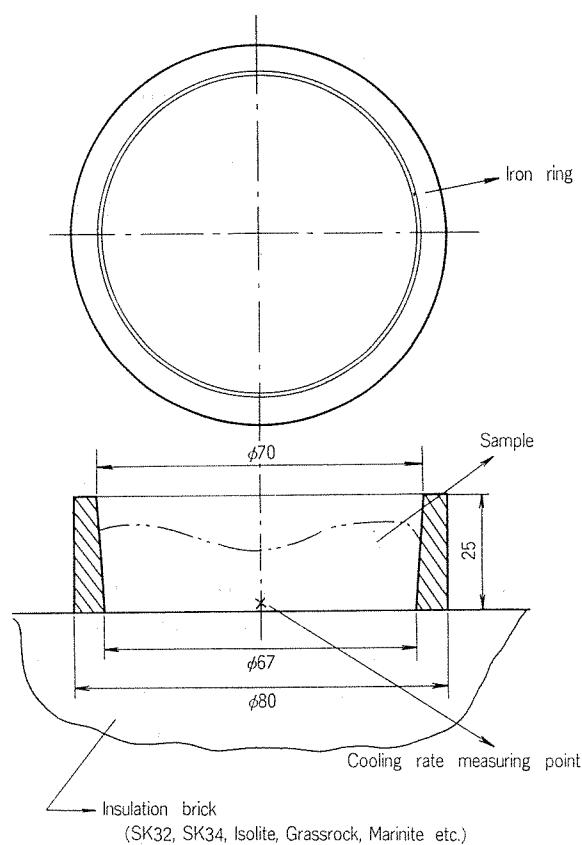


Fig. 1 Simplified grain size test (SG test).

まず、基礎試験として、試料底面の結晶粒径が均一になり、再現性良くテストが実施できる条件を把握するための簡単な実験を行なった。すなわち、耐火レンガ温度、金属リング温度、耐火レンガ材質、注湯方法などを種々変化させ、市販の代表的な結晶粒微細化剤の微細化効果調査した。なお、Fig. 1 中の熱電対は、この時に冷却速度を測定するために用いたものである。

## 2.2 標準結晶粒度図の作成

SG テストを実操業の炉前結晶粒度検査方法として適用する場合、標準となる結晶粒度図があれば、現場作業者が結晶粒度を判定する上で迅速化が計られ便利である。

そこで、Table 1 に示すように、99.9% アルミニウム地

Table 1 Experimental procedure for drawing up standard grain size chart.

Base metal	99.9% Al	
Grain refiner	Al-5% Ti-1% B, 3/8"φ rod type	
Amount of added grain refiner	0.01% ~ 1%	
Casting temperature	700°C	
SG test	Brick	SK-34 refractory brick
	Brick temp.	150°C
	Etching	Tucker's reagent

金にロッド状 Al-5% Ti-1% B 合金を溶湯量に対して 0.01 ~ 1% の範囲で種々添加した SG テスト試料を総計約 30 種類铸造した。これらを、結晶粒度図作成のための標準試料とした。標準結晶粒度図は結晶粒径が 100 μm から 5 mm までの 12 グレードから成る。各々のグレードに対する結晶粒径代表値および粒径範囲は Table 2 に示すとおりである。

## 2.3 現場への適用

SG テスト試料の結晶粒度と実際の DC 鋳塊の結晶粒度との比較および SG テスト法が炉前検査として使用できるかを検討するために、次の 3 種類の実験を行なった。Table 3 にその実験手順を示した。

まず、実験室規模で 99.75% アルミニウム地金に Al-5% Ti-1% B 母合金を溶湯量に対して、0.06 ~ 1% 添加し、6 種類の直径 8 in. の DC 鋳塊を造塊した。SG テスト試料は、1 ドロップ当たり、鋳込初期と末期の 2ヶ所から採取し、造塊後のインゴットの当該部マクロ組織と比較した。SG テストでは、耐火レンガとして炉内張り用 SK34 レンガを用い、レンガ温度は室温、100 および 200°C の 3 種類について行ない、レンガ温度の影響も合わせて調査した。結晶粒径の測定は、切断法により平均直径を算出して行なった。

現場への SG テストの応用として、直径 10 in. の 6063 合金ビレット造塊の場合および厚さ 500mm、幅 1000mm の 1050 合金スラブ造塊の場合の 2 つのケースにつき、同法を炉前結晶粒度検査法として実際に適用し、結晶粒度を標準結晶粒度図により判定した。

直径 10 in. 6063 合金ビレットの場合は、Al-5% Ti-1% B 母合金が溶湯量に対して 0.1% 炉内添加されている。なお、フィルターは今回使用しなかった。SG テスト試料は鋳込初期から 10 分間隔毎に 6ヶ採取した。

Table 2 Grain size grade and standard grain size.

Grade	Standard grain size (μm)	Range of grain size (μm)
1	100	80 ~ 120
2	140	120 ~ 150
3	200	150 ~ 250
4	300	250 ~ 350
5	400	350 ~ 500
6	600	500 ~ 700
7	1000	700 ~ 1200
8	1500	1200 ~ 1700
9	2000	1700 ~ 2500
10	3000	2500 ~ 3500
11	4000	3500 ~ 5000
12	5000	>5000

Table 3 Industrial application of SG test.

Size	Metal	Grain refining and SG test sampling
8"φ billet	99.75% Al	Test billet (6 drops) Grain refiner; Al-5%Ti-1% B (0.06~1%) Sampling ; 2 pieces/drop
10"φ billet	6063 alloy	Grain refiner; Al-5%Ti-1% B (0.1%) Sampling ; every 10 minutes (6 pieces/drop)
500×1000 slab	1050 alloy	Filter ; tube filter Grain refiner; Al-5%Ti-1% B (0.1%, rod) Addition of rod; before and after tube filter Sampling ; before and after tube filter

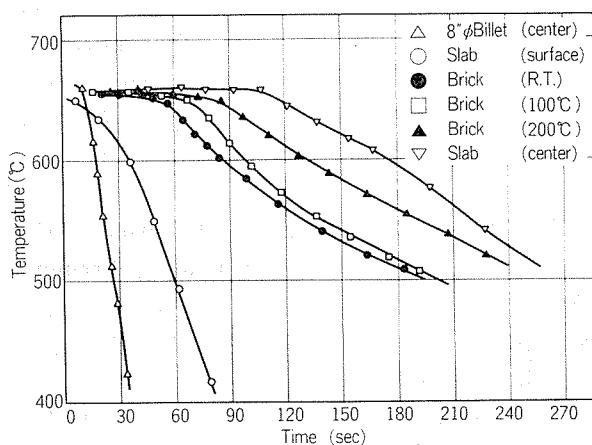


Fig. 2 Cooling curves of DC cast ingots and SG test samples.

500 mm × 1000 mm の 1050 合金スラブの場合は、ロッド状 Al-5%Ti-1% B 合金を樋内へインライン添加しており、フィルターとしてチューブフィルターが使用された。ロッドの添加は、フィルターの入側および出側の 2 つのケースに分けて実施し、それぞれの場合について、フィルター前後、ロッド添加位置前後から SG テスト試料を採取した。また、インライシロッド添加方式における Ti および B 量の推移を調べるために分析試料も適宜採取した。

### 3. 結果および考察

#### 3.1 SG テストのテスト条件および有効性

Fig. 2 は、SK34 耐火レンガ温度を変化させたときの SG テスト試料底部（レンガ面）の冷却曲線を示している。図中には、比較として直径 8 in. のビレットおよび厚さ 500 mm、幅 1000 mm のスラブの冷却曲線も示した。SG テストにおける試料底部の冷却速度は、耐火レンガ温度の上昇とともに減少し、2 ~ 9 °C/sec の値を示した。これは実験

塊の冷却速度の変動範囲内（1 ~ 20 °C/sec）にある。

レンガ温度は 300 °C を越すと、結晶粒度のばらつきが生じ易くなり、再現性に欠けるため、300 °C 以下で実施するのが良い。

耐火レンガは表面が平坦であれば通常の炉内張り用レンガで充分使用可能である。以後の実験では SK34 耐火レンガを主に使用した。

金属リングは、温度上昇とともに試料外周部の結晶粒がやや粗大化するが、レンガ温度に比べ結晶粒度におよぼす影響は小さい。

溶湯の注湯は金属リングの内側壁に沿って、ゆっくり入れた方が結晶粒度のばらつきが少なくなる。

上述の点に留意して SG テストを実施すれば、観察面全体の結晶粒度が揃った試料を得ることができ、再現性良く実施できる。

Fig. 3 は市販の Al-5%Ti-1% B、Al-5%Ti-0.2% B のロッド状結晶粒微細化剤および Al-5%Ti-1% B のワッフル状結晶粒微細化剤の微細化能を SG テストにより調査した結果を示す。地金は 99.9% アルミニウムを用い、微細化剤の添加量は溶湯量に対して 0.1 および 0.3% である。

写真から明らかなように、試料底面全体の結晶粒径はほぼ揃っており、微細化剤の添加量、種類およびメーカーにより微細化能の差がはっきり表われているのがわかる。このように、SG テストは微細化剤の適切な添加量の決定や微細化剤そのものの微細化効果を評価する手段として使用

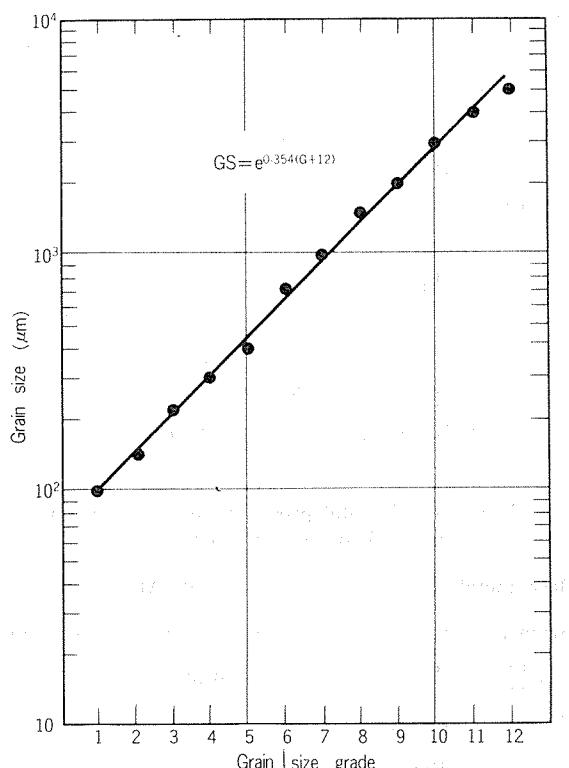


Fig. 4 Relation between the grain size grade (G) and the grain size (GS) in the standard grain size chart.

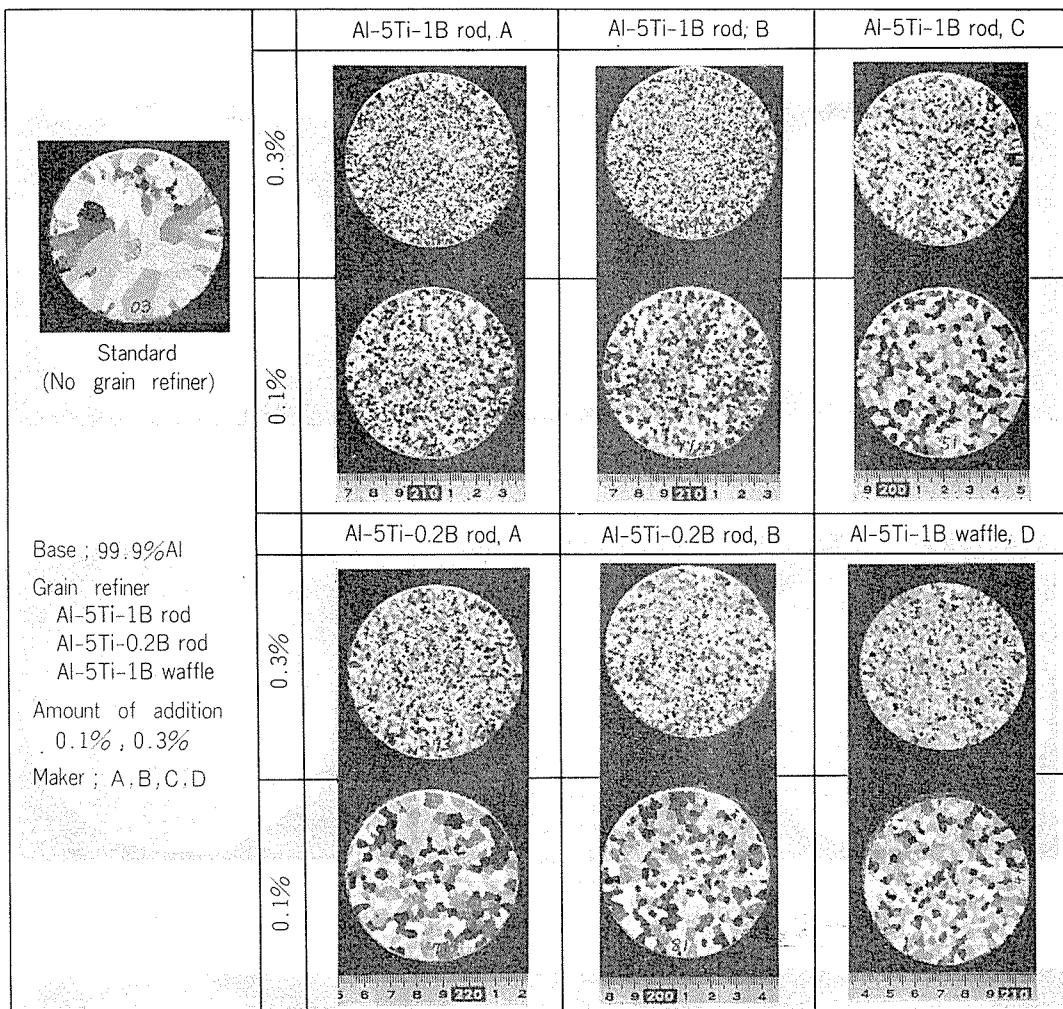


Fig. 3 Evaluation of the grain refinement by SG test.

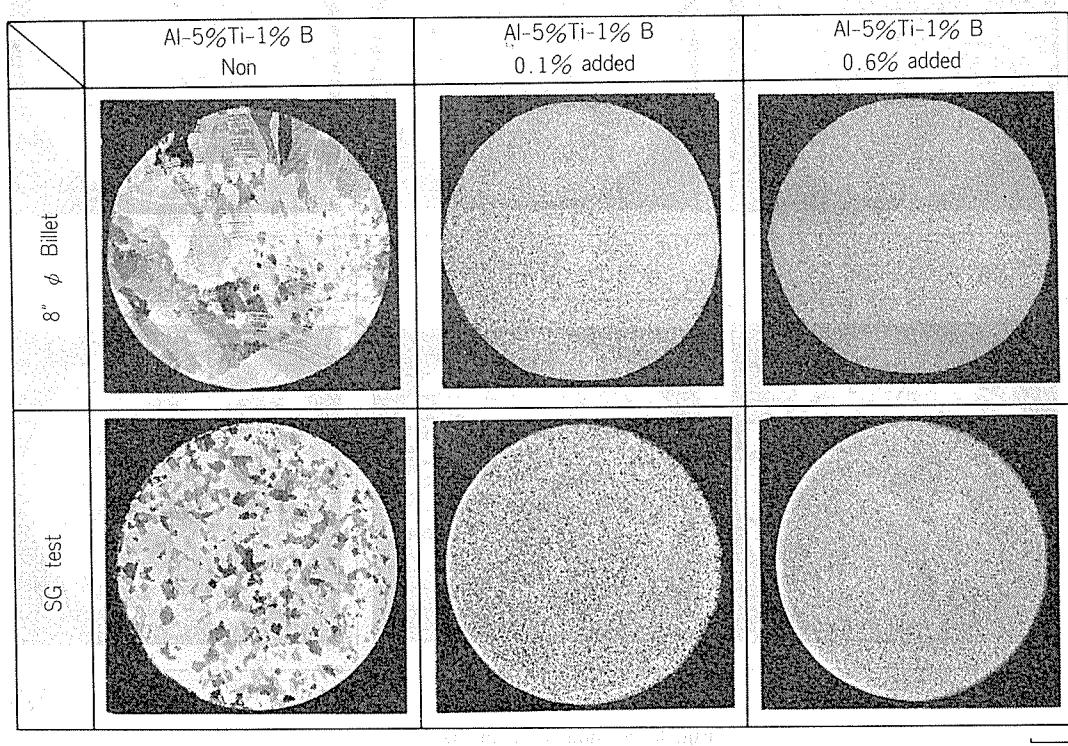


Fig. 6 Comparison of SG test samples and 8 in. DC billets.

1cm

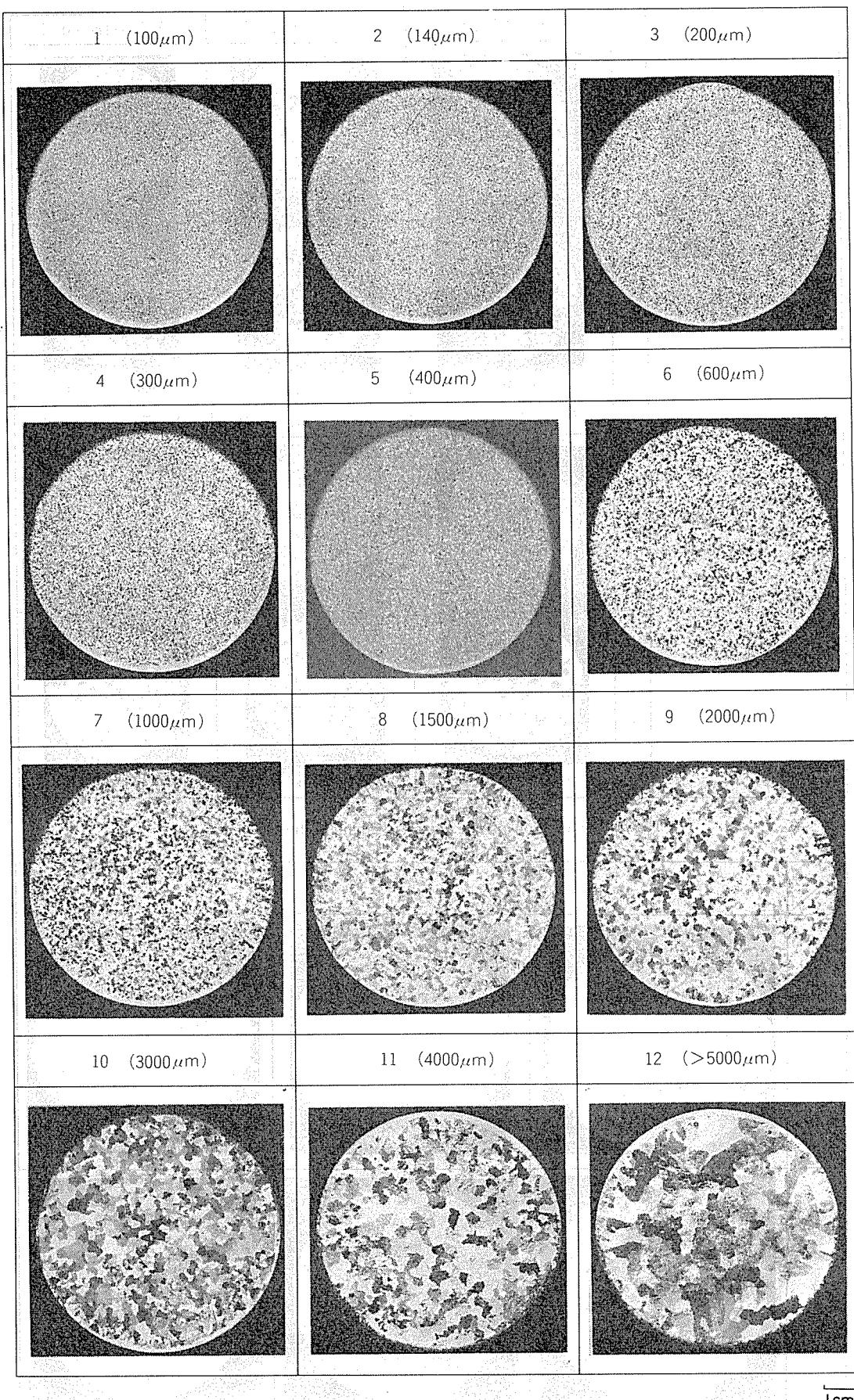


Fig. 5 Standard grain size chart.

でき、ユーザーにおける微細化剤の受入れ検査にも利用できるなど、その応用範囲は広いと思われる。

### 3.2 標準結晶粒度図

先に Table 2 で示した結晶粒グレードと標準結晶粒径との関係は、片対数紙の横軸にグレードを、縦軸に結晶粒径  $100\mu\text{m}$  をグレード 1, 5 mm をグレード 12 として割り振ったもので、これをグラフ化すると Fig. 4 に示す実線のようになる。その関係は結晶粒径を  $GS (\mu\text{m})$ 、グレード  $G$  とすると次式で表わされる。

図中の黒丸は、作成した SG テスト試料の中から、この直線に乗るような試料を選択し、その試料の平均結晶粒径の実測値をプロットしたものである。

**Fig. 5** に、このようにして得られた標準結晶粒度図を示す。この粒度図を現場に置き、炉前検査における結晶粒度の評価、判定手段とすることによって実操業での鉄塊品質管理に役立つほか、微細化剤に関する実験を行なうに当っても有用である。

### 3.3 現場への応用 I

**Fig. 6** は、直径 8 in. ビレットの DC 鋳造において、結晶粒微細化剤の添加量を種々変えた場合の鋳塊マクロ組織と SG テスト試料の比較を示したものである。鋳塊マクロ組織は比較し易いように、SG テスト試料と同サイズのマスキングプレートを用い観察している。したがって、鋳塊の一部の領域のみが示されている。

微細化剤の添加量増加により、連鉄塊、SGテスト試料共に結晶粒が微細になり、両者は良い対応を示している。

**Table 4** は、連鉄塊および SG テスト試料の結晶粒径測定結果と Fig. 5 に示した粒度図による目視観察でのグレード評価の結果である。表中の括弧内の数字がグレードを示している。目視観察によっても、粒度図を用いることにより平均結晶粒径を推定することができ、それは実測値と比較的良い一致を示している。レンガ温度の影響は、既に述べたように結晶粒径にあまり影響していないことがわかる。

いっぽう、微細化剤を添加しないプランク材で明らかのように、連鎖牌では羽毛状島が御察されるが、SGテスト

**Table 4** Mean values of measured grain size. (mm)

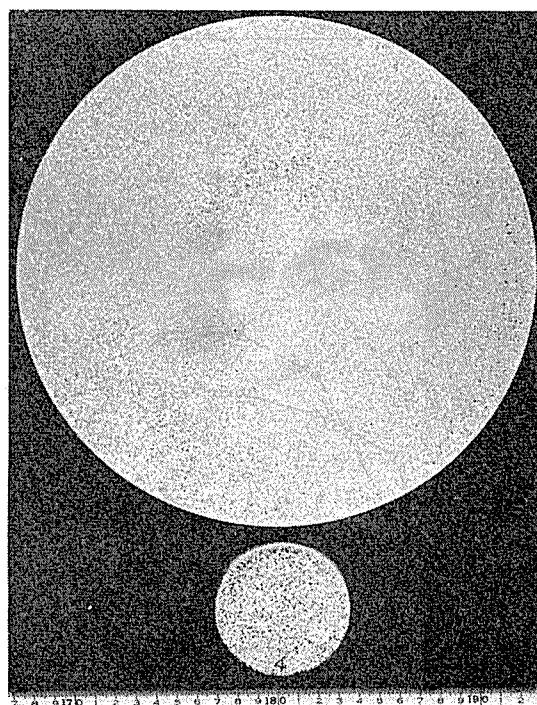
		Amount of added grain refiner (mm)					
Material		0%	0.06%	0.1%	0.2%	0.6%	1.0%
S G test sample	Brick (R.T.)	2.51 (9)	0.49 (6)	0.29 (4)	0.21 (3)	0.14 (2)	0.09 (1)
	Brick (100°C)	2.23 (9)	0.43 (5)	0.31 (4)	0.23 (3)	0.12 (1)	0.10 (1)
	Brick (200°C)	2.18 (9)	0.46 (5)	0.31 (4)	0.21 (3)	0.13 (2)	0.11 (1)
	Billet (8"φ)	feathery crystal	0.34 (4)	0.26 (3)	0.22 (3)	0.11 (1)	0.08 (1)

( ) ; grain size grade.

試料では全く観察されない。羽毛状晶は、連続鋳造時、高温度勾配の部分や Hot Top 鋳造など静かな注湯をした場合など、特殊な状態で発生する組織であり、SG テストでは羽毛状晶の発生を予想することは難しいと思われる。連鋳塊の羽毛状晶の発生傾向を調べる方法としては、Kirby ら<sup>3)</sup>の報告もあるが、実用的ではない。

実際のDC鋳塊では、鋳塊表皮のチル層、サブサーフェスバンドと呼ばれる柱状晶帶、粒状晶、羽毛状晶など様々な鋳塊組織が混在している。したがって、SGテスト試料の結晶粒度が連鋳塊の鋳塊組織を代表しているといつても、あくまで粒状晶の特定領域のみについて成立つわけで、鋳塊全体には当てはまらないことに留意する必要がある。特に、鋳塊サイズが大きくなるにつれて、この問題が出てくる。

Fig. 7 は、Al-5%Ti-1% B 母合金を 0.1% 添加した直径 10 in. の 6063 合金ビレットのマクロ組織とこのスライスの位置に対応する時点で採取した SG テスト試料を示している。連鉄塊のマクロ組織は半径方向で差違が認められ、表層部で最も細かく、中間部分でやや粗大化し、中心部では羽毛状晶が発生している。SG テスト試料のグレードは 4 であり、これは連鉄塊の粗大粒状晶部の結晶粒度に相当しており、位置的には鉄塊表皮と中心との中間領域である。なお、この例ではワッフル状微細化剤を炉内添加しており、鋳込初期から終わりまでの Ti および B 量の変化はほとんどなかった。これに対応して、連鉄塊マクロ組織および SG テスト試料の結晶粒度も鋳込経過による差は認められなかった。



**Fig. 7** Macrostructure of 10"φ 6063 alloy billet and SG test sample.

### 3.4 現場への応用Ⅱ

最近、微細化剤添加方法は、従来のバッチ式炉内添加から、ロッドによるインライン添加に移りつつある。インライン添加法では、添加直後の溶湯が铸造されるため、炉内添加法でよく経験されるTiおよびBの沈降現象がなく、従来法より添加歩留、微細化効果は優れている。しかしながら、いっぽうでは、未溶解ロッド混入の危険性や铸塊長手方向での不均一な微細化、さらに過剰な微細化に成り易いなどの問題点を有しており、最適添加方法の検討が必要となる。特に、ロッド添加位置と溶湯処理プロセスとの位置関係は重要であり、溶湯処理プロセスの前で添加するか、後で添加するかは最終製品の品質に大きな影響をおよぼすため、微細化剤の種類、添加量は慎重に選択されなければならない。実操業の炉前結晶粒検査法としてSGテストが適用できれば微細化剤に起因する製品欠陥の発生を未然に防止する有用な手段となる。そこで、1050合金スラブ造塊において、ロッドをチューブフィルターの入側添加および出側添加した2つの場合についてSGテストを適用した。

ロッドはAl-5%Ti-1%B合金を用い、添加量は0.1%を一定とした。

Fig.8は、チューブフィルター入側にロッド添加した場合のTiおよびB量の铸込経時変化を調べたものである。ロッド添加前(炉内溶湯)ではTiが40 ppm、Bが0 ppmであったものが、添加後急激にTiおよびB量が増加し、それぞれ100 ppm、10 ppmに達する。しかしながら、チューブフィルターを通過すると、TiおよびB量とも減少し、入側に比べTiが20~30%、Bが40~50%低下している。これが、 $TiB_2$ 粒子として除去されたことは容易に

推定できる。また、TiおよびBの推移をみると、溶湯中のTiおよびB量が安定するのに、この例ではフィルター前で铸込長さにして600~800 mm必要である。フィルター通過後では、铸込長さ1000 mmを越えても、まだTiおよびBとも増加傾向がある。ロッド添加法では铸込初期のTi、B量の安定化をはかる必要がある。

ロッドをフィルターの出側に添加した場合はTiおよびB量が安定するまでの時間がFig.8に比べ短縮され、またフィルターを通過しないため添加歩留も向上する。

Fig.9は、ロッドをフィルターの入側で添加した場合(ケースI)およびフィルターの出側で添加した場合(ケースII)において、溶湯の微細化程度を知るために炉前検査法としてSGテストを適用した結果を示している。SGテスト試料は保温炉およびフィルターとロッド添加の前後から採取した。スラブのマクロ組織は、铸塊表皮から70mm内部の領域をFig.6と同様にマッキングプレートを用いて観察した。

ケースIの場合、グレード9の保温炉溶湯は、ロッド添加によりグレード5に微細化され、フィルター通過後、僅かに粗大化しグレード5~6になった。この変化の状況は、Fig.8に示したTiおよびB量の変化と一致している。造塊後のスラブマクロ組織は、Fig.7で述べたように铸塊内部で組織差があるが、実際に製品の品質に大きな影響をおよぼすのは面削面近傍、すなわち、铸塊表皮から100 mm程度までの領域であり、この領域のグレードは5となっており、SGテスト試料と一致している。

ケースIIの場合、グレード9の保温炉溶湯は、フィルター入側の樋内でも同様グレード9であり、フィルターを通してロッド添加されるとグレード4~5に微細化されスラブに造塊される。スラブ当該部のグレードは4となっていた。ケースIIでは、ロッド添加後フィルターを通過しないため、Ti、Bが減ぜられることなく造塊され、スラブマクロ結晶粒もケースIに比べ細かくなっている。

このように、SGテストはDC铸造における結晶粒度の炉前検査法として充分使用可能であることがわかる。同法は、実操業において水素ガスレベルの炉前チェックが実施されているのと同様、日常の結晶粒度の管理にも適用することができ、安定した铸塊品質を得るための一手段となる。

### 4. 結 言

結晶粒度を簡便、迅速に検査できる簡易結晶粒検査方法(SGテスト)が実操業に適用し得るかを検討し、以下のような結果を得た。

- 1) SGテストは、適正な条件を選択すれば再現性良く、迅速に結晶粒度が判定でき、結晶粒微細化に関する各種の実験の結晶粒度検査法として利用できる。
- 2) 実操業での結晶粒検査の便宜をはかるために、SG

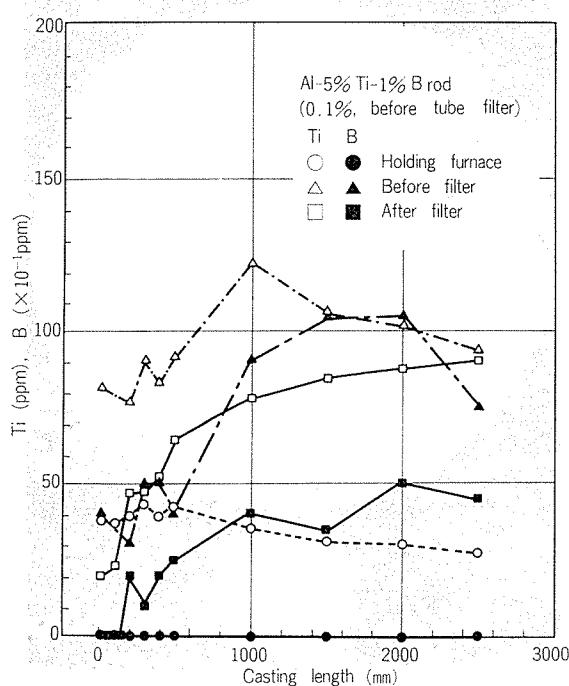


Fig. 8 Variation of Ti, B contents in 1050 alloy slab casting.

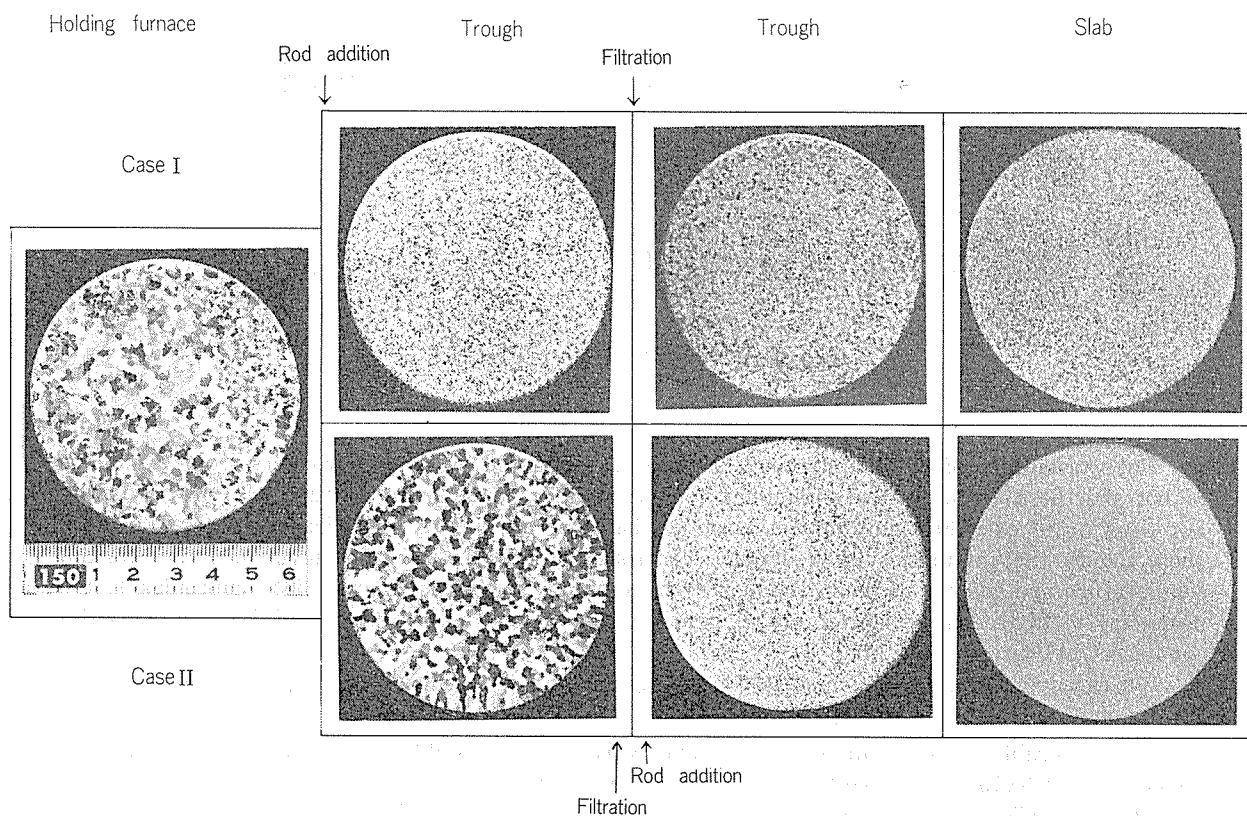


Fig. 9 Variation of grain refining in DC cast process with tube filter and rod type grain refiner (1050 alloy).  
Case I ; rod addition → filtration, Case II ; filtration → rod addition.

テスト試料による標準結晶粒度図を作成した。これは12段階から成り、結晶粒径をG S ( $\mu\text{m}$ ) グレードをG とすると、 $GS = \exp[0.354(G+12)]$  の関係がある。

3) 実鋳塊のマクロ結晶粒度とSGテスト試料の結晶粒度とは比較的良い一致を示した。また、インライン式ロッド添加法にSGテストを適用し、炉前検査法として使用可能であることがわかった。

## 文 献

- 1) G. M. Farrior, D. C. Brillhart and A. R. Burkart: *Proceedings of the second international aluminum extrusion technology seminar*, 1 (1977), 229.
- 2) G. M. Farrior, D. C. Brillhart and A. R. Burkart: *Light metal age*, 6 (1978), 11.
- 3) J. L. Kirby and S. A. Levy: *Light Metals 1978*, 381.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-335)

---

## 30% キュプロニッケル鋳塊の熱間加工性\*

永田公二\*\* 佐藤史郎\*\*

## Hot Workability of Cast 30% Cupronickel

by Koji Nagata and Shiro Sato

---

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# 30% キュプロニッケル鋳塊の熱間加工性\*

永田公二\*\* 佐藤史郎\*\*

## Hot Workability of Cast 30% Cupronickel

by Koji Nagata and Shiro Sato

Hot workability of 30% cupronickel has been investigated by several workers from view point of hot shortness by impurities and embrittlement at intermediate temperature. The cracks during hot working of cast 30% cupronickel, however, has been frequently experienced to occur in work shop, though the impurities of ingots are controlled within the tolerable level and the working temperature are adequately kept. To solve the cracking problems of cast 30% cupronickel, it is necessary to investigate such factors as grain size of ingot, residual stress of ingot and heating conditions prior to hot working.

We can get the following results concerning the crack sensitivity of high purity cast 30% cupronickel during hot working.

- (1) Tolerable limits of impurities to hot working are established by hot forging test as follows; Pb : 0.015%, Bi : 0.0004%, S : 0.002%, C : >0.16%.
- (2) Cast alloy with fine grain less than 0.6 mm has excellent hot workability over a range of 850 to 1000°C.
- (3) Cast alloy decreases remarkably in ductility, when the specimens are annealed above 600°C under the stressed in tension. This is due to the formation of cavity or micro crack at grain boundaries during annealing. Such annealing embrittlement is accelerated with increasing in grain size.
- (4) Cast ingots produced in work shop are liable to suffer the annealing embrittlement during heating prior to hot working, because they have relatively high tensile residual stress of max. about 15 kg/mm<sup>2</sup> in addition to large grain size of several tens mm in length. It is considered that the cracking of cast alloy during hot working in work shop is due to the proceeding of micro crack by annealing embrittlement to macro crack.
- (5) It is proposed that grain refining of cast ingot is necessary to prevent the annealing embrittlement and to improve the hot workability. Limit of grain size of ingot is presented to be 2 mm, though this value can be determined from the connection with the residual stress level in ingot.

### 1. 緒 言

30% キュプロニッケルはすぐれた海水耐食性に加え溶接性、加工性にもすぐれていることから、海水や高温度のブラインを取り扱う発電プラントや蒸発式海水淡化プラント等の機器の構成材料として、板、管等の形状で多量に使用されている。本合金の熱間加工は高温での変形能からみて、通常の  $\alpha$  固溶体銅合金と同様困難なものとはみなされないが、板や管を製造する工場において、鋳塊を熱間加工した際割れを経験することが少くない。本合金の熱間加工性を阻害する要因として、まず不純物、過熱、鋳塊欠陥等があげられる。このうち許容不純物に関する報告は比較的

多く、特にホットショットネスを生ぜしめる Pb, Bi については各々 120~250 ppm<sup>1), 2)</sup>, 10~20 ppm<sup>1), 4)</sup> と報告されている。また C, S, O, の有害性を指摘した報告<sup>1), 5)</sup>もあり、C および S の許容量として各々 200 ppm が提示されている<sup>1)</sup>。なお、S については 750 ppm まで許容できるとの報告もある<sup>6)</sup>。局部溶解に関しては、熱間加工割れを生じる上限温度について筆者が検討した結果、固相線温度 1240°C を大巾に下廻る 1050°C でも溶融割れの生じることを確認した。これは本合金鋳塊における極めて大きい成分偏析によるものであった。鋳塊欠陥と熱間脆性的関係について報告したものはみられない。本合金の溶解、鋸造が他の銅合金に比べ高温で行なわれることから健全な鋸造組織が得られ難く、引巣、ガス孔、酸化物等の非金属介在物が割れの起点になることが予想される。筆者が比較的欠陥の多い落込

\*伸銅技術研究会誌 18 (1979), 216.

\*\*技術研究所 工学博士

鋳造インゴットと欠陥の極めて少ない連続鋳造インゴットから各々小試片を切出し熱間加工試験した結果、両者とも割れを生ぜず、鉄塊の差異を評価するに至らなかった。

熱間脆性の機構として提示されているものに、他の $\alpha$ 固溶体銅合金と同様の中間温度脆性がある。30%キュプロニッケルの中間温度脆化域として700~1100°Cが報告されている。更に本合金の中間温度脆性におよばず不純物量、変形速度、結晶粒径等の影響についても詳細な検討がなされている<sup>3), 4), 6)-9)</sup>。中間温度脆性は溶接時の熱影響部での割れ機構に対しよく適合するが、筆者が対象にしている鉄塊を熱間加工した際に生じる割れに対しては、発生条件即ち温度範囲、変形速度が大幅に異っており、本機構が直ちに適合するものではないと考えられる。

筆者が製造工場で経験してきた30%キュプロニッケル鉄塊の熱間脆性においては、鉄塊の不純物量は前記許容値を下回っており、加工温度も900°Cと局部溶融の生じる温度を下回りかつ中間温度脆性域を上回るものであることから、すでに提示された熱間脆性に関する機構から直ちに上記鉄塊の熱間割れの原因を明らかにするのは困難であった。

筆者らは冷間加工による残留応力を有する $\alpha$ 銅合金を焼鈍したときに焼鈍脆化と称される脆化現象の生じることを経験している<sup>10), 11)</sup>。本現象は焼鈍時の昇温過程において残留応力の緩和が生じる際、再結晶前の粒界上に空洞を生じることによるものであり、再結晶前の結晶粒径の増大とともに本脆化現象は加速される。鉄塊の結晶粒径は著しく粗大であるので、鉄塊にあるレベル以上の残留応力が存在するならば、鉄塊を熱間加工温度まで昇温する過程において、前述の焼鈍脆化機構によって結晶粒界に空洞を生じ、この部分が以後の熱間加工時にマクロ的な粒界割れに進行することが考えられる。しかしながら従来このような観点から熱間脆性を取扱った報告はない。本研究においては鉄塊の結晶粒径と熱間脆性との関係を焼鈍脆化現象の観点から検討を加え、併せて従来必ずしも見解の一一致をみていない熱間脆性におよばず不純物量についても検討し、30%キュプロニッケル鉄塊の熱間加工の条件を材料面から明らかにすることを目的とした。

## 2. 試料および実験方法

不純物の影響を検討する為の試験にはTable 1に示す成分よりなる40mm $\phi$ ×300mm $\ell$ の円柱状鉄塊を用いた。これらの鉄塊は、高純度の地金を所定量配合し、高周波電気炉にて溶解して得られたものである。C量については黒鉛棒を溶湯中に浸漬させ、その時間によって含有量を変化させた。

許容量以下の不純物を含む試料の熱間加工性を評価する為の試験には、9"φの大型インゴットから、Fig. 1に示すような結晶粒の異なる鉄塊試料を切出し用いた。なお試料Dは鉄塊ではなく熱間押出棒より採取したものである。さらに化学成分はTable 1のA~Dである。

熱間鍛造試験に供した試片の寸法は25φ×25hmmである。

用いた試験機は落槌式衝撃圧縮機である。試験片を850~1000°Cの電気炉に保持後取出しアンビル上に置き25Kgまたは50Kgのハンマーを高さ1~3mより落下させた。平均歪速度は1.41~2.45/Secであり、加工量は20~70%である。なお炉の取出しから鍛造試験終了までの時間は5秒以内であり、温度低下は大きくない。

引張試験は室温および700~1000°Cの範囲について行なった。高温試験においては試験片をチャック部を含めて電気炉中に保持し、各試験温度で約10分間保持後引張速度100%/分( $1.7 \times 10^{-2}$ /Sec)で破断まで引張った。

固定曲げ試験にはFig. 1に示す結晶粒径の異なる試料より、200 $\ell$ ×24 $w$ ×5 $t$ mmの板状試片を採取し、これを所定の曲率半径にて曲げ、外周側に引張応力を付加した。付加された最大引張応力は8kg/mm<sup>2</sup>である。試片を固定した状態で300~1000°Cにて最長2時間まで焼鈍した。焼鈍は、昇温速度ができるだけ大きくなるよう、所定温度に保持した大型の塩浴炉中にて行なった。焼鈍後引張応力の付加された側での割れ発生状況を観察するとともに、室温にて引張試験に供し、引張特性値の変化量によって焼鈍脆化の程度を評価した。

鋳造方式の異なる2種類の9"φ鉄塊についてSacksの穿孔法を用いて残留応力を測定した。供試インゴット(9"φ×330 $\ell$ mm)を機械加工によって外径221mm、内径57mmの厚肉円筒に成形し、インゴット外表面の180°隔った外表面2ヶ所に直交ひずみゲージ(株共和電業製KFC-5-D16-

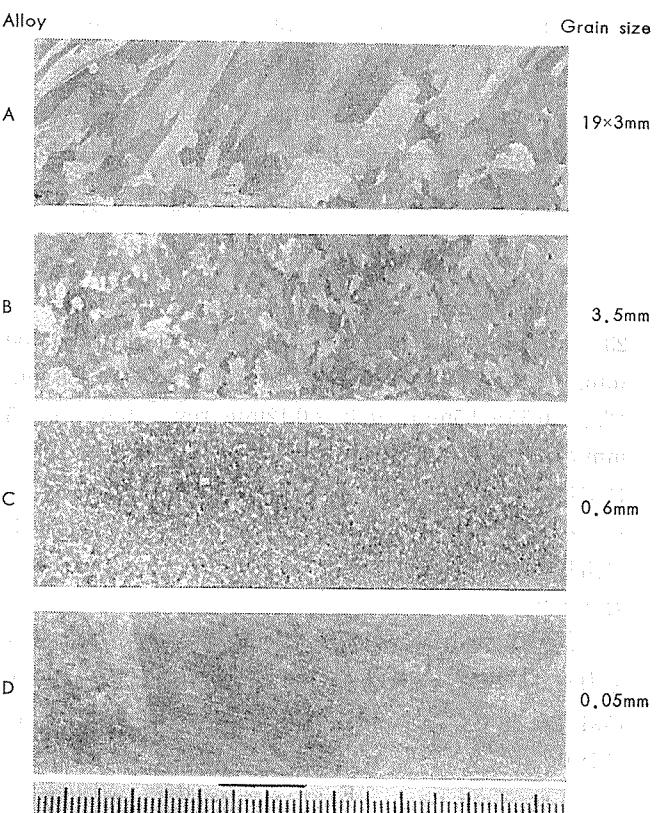


Fig. 1 Macrostructure of alloys served for hot ductility tests.

Table 1 Chemical composition of specimens.

Alloy	Composition (wt %)									
	Cu	Ni	Fe	Mn	Pb	Bi	C	S	O	Si
3-1	68.45	30.15	0.75	0.70	<0.001	<0.0002	0.02	0.002	0.0004	0.03
Pb-1	68.57	29.86	0.77	0.72	0.004	<0.0002	0.02	0.002	0.0006	0.05
Pb-2	68.25	30.68	0.75	0.70	0.015	"	0.04	--	--	--
Pb-3	69.25	29.75	0.76	0.75	0.026	"	0.02	--	--	--
Pb-4	69.48	29.72	0.82	0.71	0.033	"	0.03	0.003	0.0004	0.03
Pb-5	68.44	29.74	0.75	0.71	0.054	"	0.04	"	--	--
Bi-1	68.45	30.35	0.75	0.70	<0.001	0.0002	0.02	0.002	0.0004	0.02
Bi-2	68.52	30.26	0.75	0.68	"	0.0004	--	--	--	--
Bi-3	68.50	30.14	0.75	0.69	"	0.0008	--	--	--	--
Bi-4	68.48	30.10	0.75	0.70	"	0.0018	--	--	--	--
C-1	68.50	29.80	0.81	0.78	<0.001	<0.0002	0.03	0.002	--	0.01
C-2	68.50	30.01	0.75	0.71	"	"	0.04	--	--	0.01
C-3	68.48	29.86	0.75	0.71	"	"	0.05	--	--	0.01
C-4	69.02	29.79	0.72	0.72	"	"	0.09	--	--	0.02
C-5	68.56	29.99	0.64	0.76	"	"	0.16	--	--	0.04
S-1	68.56	29.81	0.74	0.71	<0.001	<0.0002	--	0.002	0.0006	0.02
S-2	68.50	29.63	0.75	0.69	"	"	--	0.006	0.0005	--
S-3	68.41	29.99	0.76	0.69	"	"	--	0.014	0.0003	--
S-4	68.58	29.92	0.74	0.69	"	"	--	0.026	--	--
S-5	68.71	29.73	0.75	0.72	"	"	--	0.060	--	--
A	65.24	30.68	2.02	1.99	<0.001	<0.0002	0.03	0.002	0.0009	0.02
B	65.07	30.93	2.07	1.75	"	"	0.03	0.002	0.0008	0.01
C	65.10	30.89	2.06	1.86	"	"	0.01	0.002	0.0005	0.03
D	65.33	30.46	2.04	1.97	"	"	0.03	0.003	0.0006	0.02

23) を貼付した。ひずみゲージ貼付位置は自由端より 100 mm, 中ぐり切削長さ 220mm, 切削条件回転数 23~56 rpm, 切込量 0.55~2.5mm, 送り量 0.12mm/rev であり, 径で 5 mm 削除する毎にひずみ測定を行なった。なおひずみ測定に際しては非測定中のインゴット端面に貼付したひずみゲージをダミーとして用い, 測定中のインゴットを液体窒素で冷却することによってダミーとの温度差を土 2 °C 以内におさえた。

測定されたひずみ変化量から次式に従って各方向の残留応力を計算した。なお計算に際し, まず中空部の断面積 A に対する  $\lambda$ ,  $\theta$  をプロットし, この図にもとづき  $d\lambda/dA$  より  $d\theta/dA$  を読みとった。

$$\text{軸方向 } \sigma_z = \frac{E}{1-\nu^2} \left\{ (A_b - A) \frac{d\lambda}{dA} - \lambda \right\}$$

$$\text{円周方向 } \sigma_t = \frac{E}{1-\nu^2} \left\{ (A_b - A) \frac{d\theta}{dA} - \frac{A_b + A}{2A} \theta \right\}$$

$$\text{半径方向 } \sigma_r = \frac{E}{1-\nu^2} \left\{ \frac{A_b - A}{2A} \theta \right\}$$

$$\lambda = \zeta_z + \nu \zeta_t$$

$$\theta = \zeta_z + \nu \zeta_t$$

$$E = \text{ヤング率 (15,000 Kg/mm}^2)$$

$$\nu = \text{ポアソン比 (0.33)}$$

$$A_b = \text{中空部を含む全断面積}$$

$$A = \text{中空部の断面積}$$

$$\zeta_z = \text{外表面における軸方向ひずみ変化量}$$

$$\zeta_t = \text{外表面における円周方向ひずみ変化量}$$

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 不純物量と熱間脆性の関係

Table 1 に示した微量不純物を含む試料について, 热間鍛造試験を行なった。歪速度は 2.45/sec であり, 加工量

は40~50%である。試片側面の割れ発生の程度によって4階級に分けて評価した。なお各試料について予め常温で鍛造を行ない、鋳造欠陥による割れの生じない試料についてのみ本試験に供した。各元素に関する含有量と鍛造温度の関係をFig. 2に示す。Pbは0.026%以上、Bi 0.0008%，Sは0.006%以上で明瞭な割れが生じ、許容量として一応 Pb : 0.015%, Bi : 4 ppm, S : 20 ppmとみなされた。この値を公表された値と比較するとPbについては同程度であるが、Biについては約半分、Sについては1桁近く小さい値である。一方Cについては試験に供した0.16%までは明瞭な割れはみられず、0.04%以下では全く割れを生じなかった。仮りに0.04%を許容値と見なすとしても、公表された値の約2倍である。なおCについて常温での引張特性を検討したところ、Fig. 3に示すように、C量0.04%以上で引張強さの増大とのび値の低下が認められた。本試験結果も考慮しC量の許容値を0.02%と考えた。

### 3.2 結晶粒径と熱間脆性の関係

Table 1に示した結晶粒径の異なる4試料(A, B, C, D)について高温引張試験、熱間鍛造試験および固定曲げ焼鈍

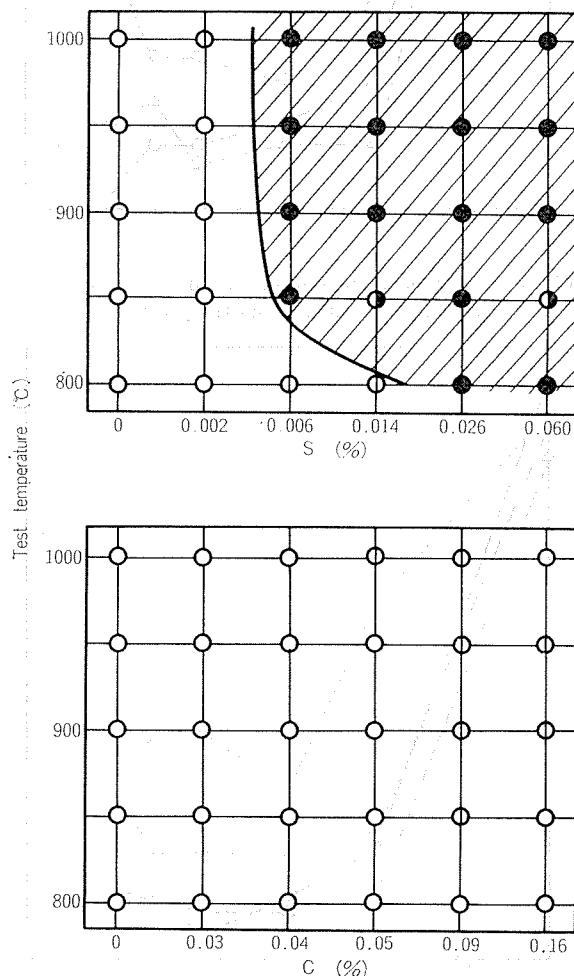


Fig. 2 Effect of impurities contents on the crack sensitivity of cast 30% cupronickel by forging test at elevated temperature.  
● severely cracked, ○ macro crack, □ none

試験を行ない、結晶粒径と熱間脆性の関係を検討した。

#### (1) 高温引張試験

中間温度脆性が生じ難いとみなされる700°C以上の高温において引張試験を行なった。結果をFig. 4~6に示す。引張強さに対する結晶粒径の影響は700°C以下の温度域で

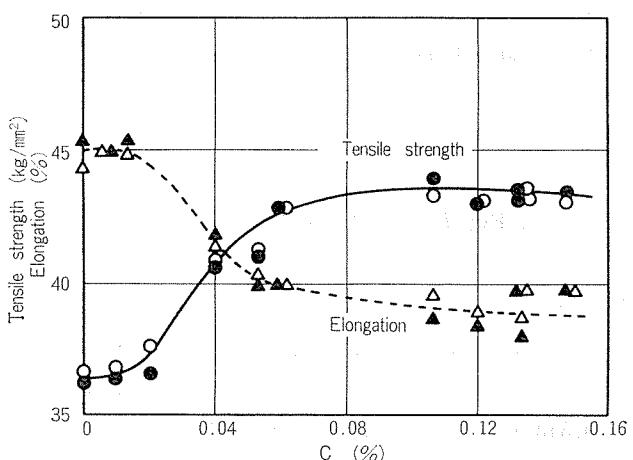


Fig. 3 Effect of carbon content on the tensile properties of 30% cupronickel at room temperature.

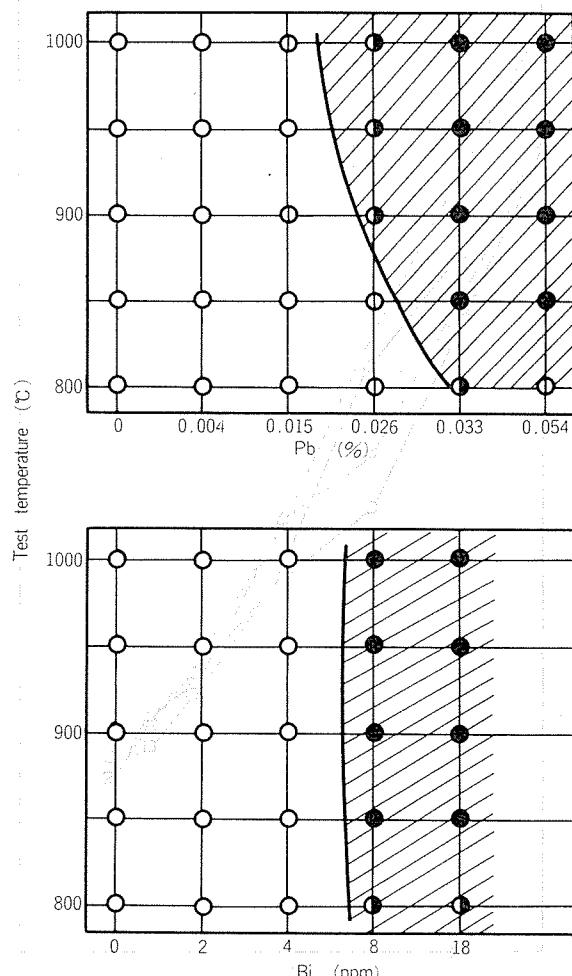


Fig. 4 Effect of lead content on the tensile properties of 30% cupronickel at room temperature.  
● severely cracked, ○ macro crack, □ none

わずかにみられ、細粒ほど高引張強さを示している。800°C以上においては結晶粒径の影響はみられない。のびおよび絞り値は常温ではいずれの試料とも十分大きいものであるが、試験を行なった700°C以上において著しく減少し、結晶粒径の増大とともにのびあるいは絞り値は減少する傾向にある。粗大粒試料Aののび値は、細粒試料Dの $\frac{1}{5} \sim \frac{1}{10}$ であり、800~1000°Cでののび値は2~4%と極めて小さい。破断はいずれも粒界に沿うものであった。

## (2) 熱間鍛造試験

鍛造試験における割れ発生状況を試験温度と加工度の関係でまとめFig. 7に示した。粗大粒試料AおよびBは室温では割れを生じることなく十分大きく変形したが、鍛造温度が高くかつ加工度が大きい場合マクロ的な割れを生じた。一方、細粒試料CおよびDは試験した範囲の条件では、マクロ割れは生じなかった。本試験結果から鋳塊の結晶粒径を0.6mm程度の細粒に管理すれば、熱間加工割れを生じないと考えられた。

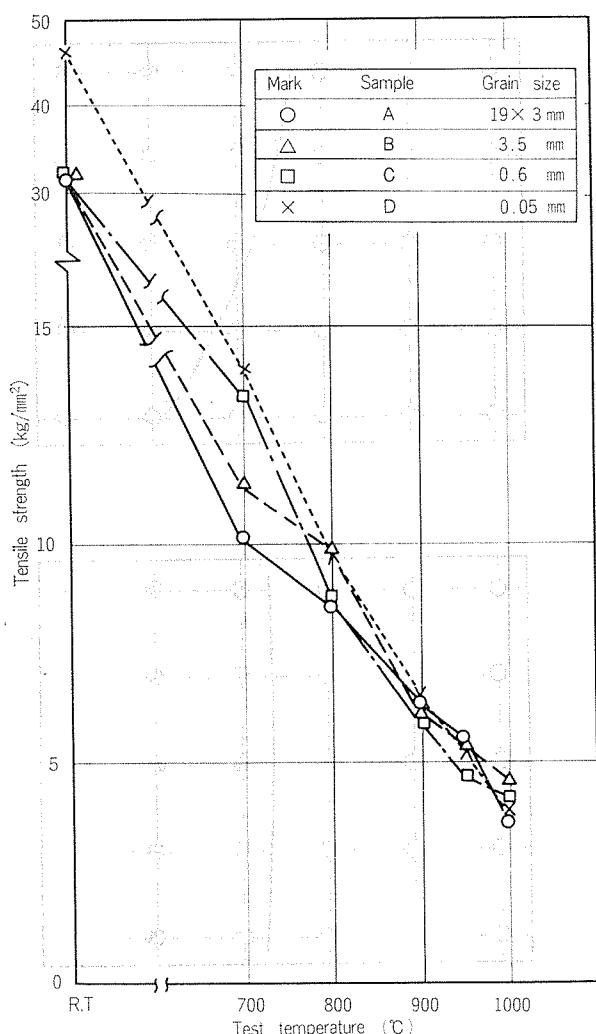


Fig. 4 Effect of grain size of cast 30% cupronickel on tensile strength at various temperature.

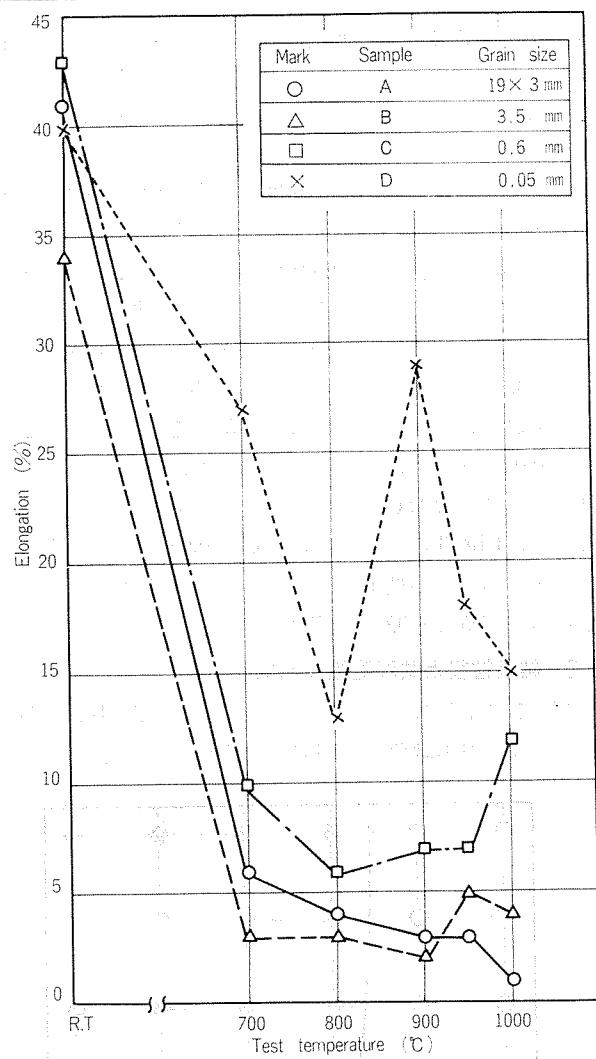


Fig. 5 Effect of grain size of cast 30% cupronickel on elongation at various temperature.

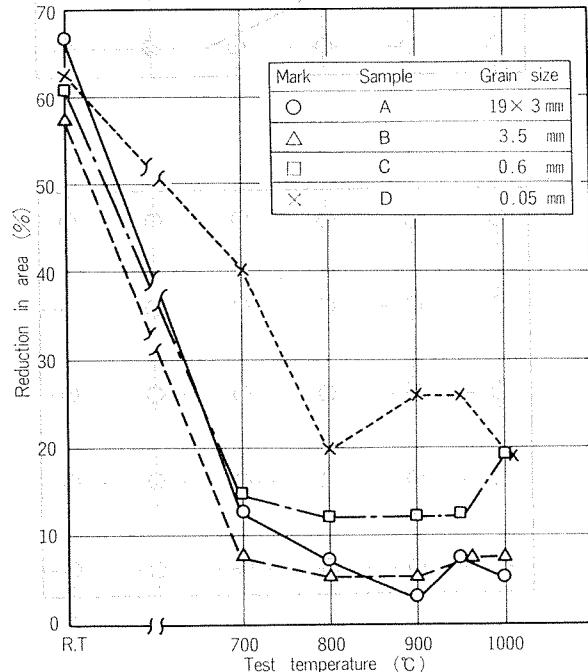


Fig. 6 Effect of grain size of cast 30% cupronickel on reduction in area at various temperature.

## (3) 固定曲げ焼試験

固定曲げ法により引張応力を付加した状態で最高 700°C、最長30分の焼鈍を行なった。割れ発生の状況を焼鈍温度と時間によって整理し Fig. 8 に示した。割れ発生の状況は、焼鈍後室温で引張試験を行なった際の試験片表面（曲げ加工により引張応力の付加された側）に生じた割れおよび断面ミクロ組織観察により見出した割れによって順位付けた。なお、このような割れは圧縮応力の作用していた側の面で

は観察されなかった。粗大粒試料 A および B は、600°C 以上で 5~10 分間以上焼鈍した場合割れを生じ、高温かつ長時間の焼鈍により割れ発生は顕著になった。割れはいずれの場合も粒界に沿うものであり、同時に粒界上に多数の空洞が観察された。細粒試料 D は、試験した範囲の条件では割れを生じなかった。以上のように本合金における焼鈍脆化発生の下限温度は 600°C あり、かつ結晶粒径依存性の極めて大きい現象であることが明らかになった。

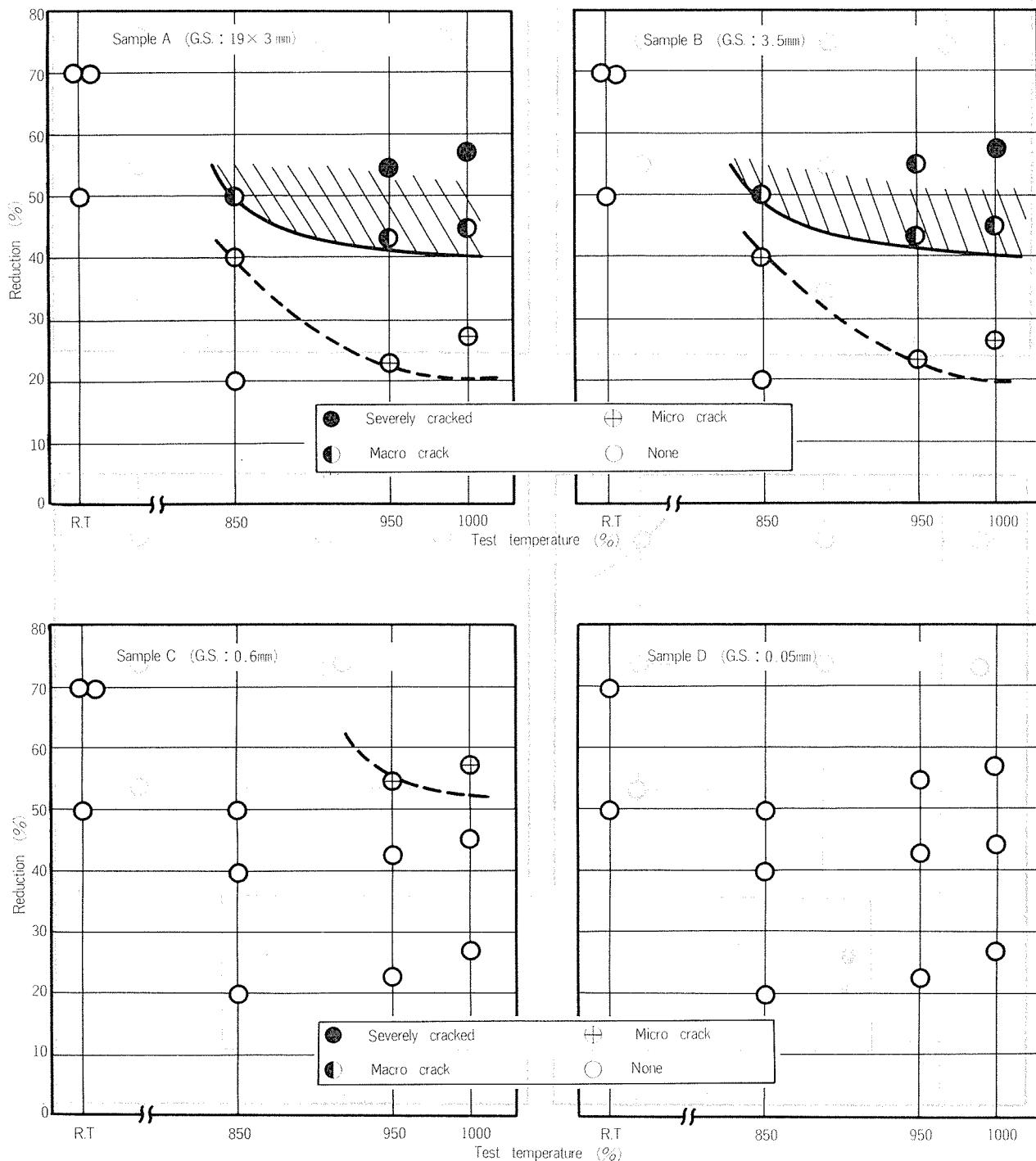


Fig. 7 Effect of test temperature and reduction on the crack sensitivity of cast 30% cupronickel by hot forging test.

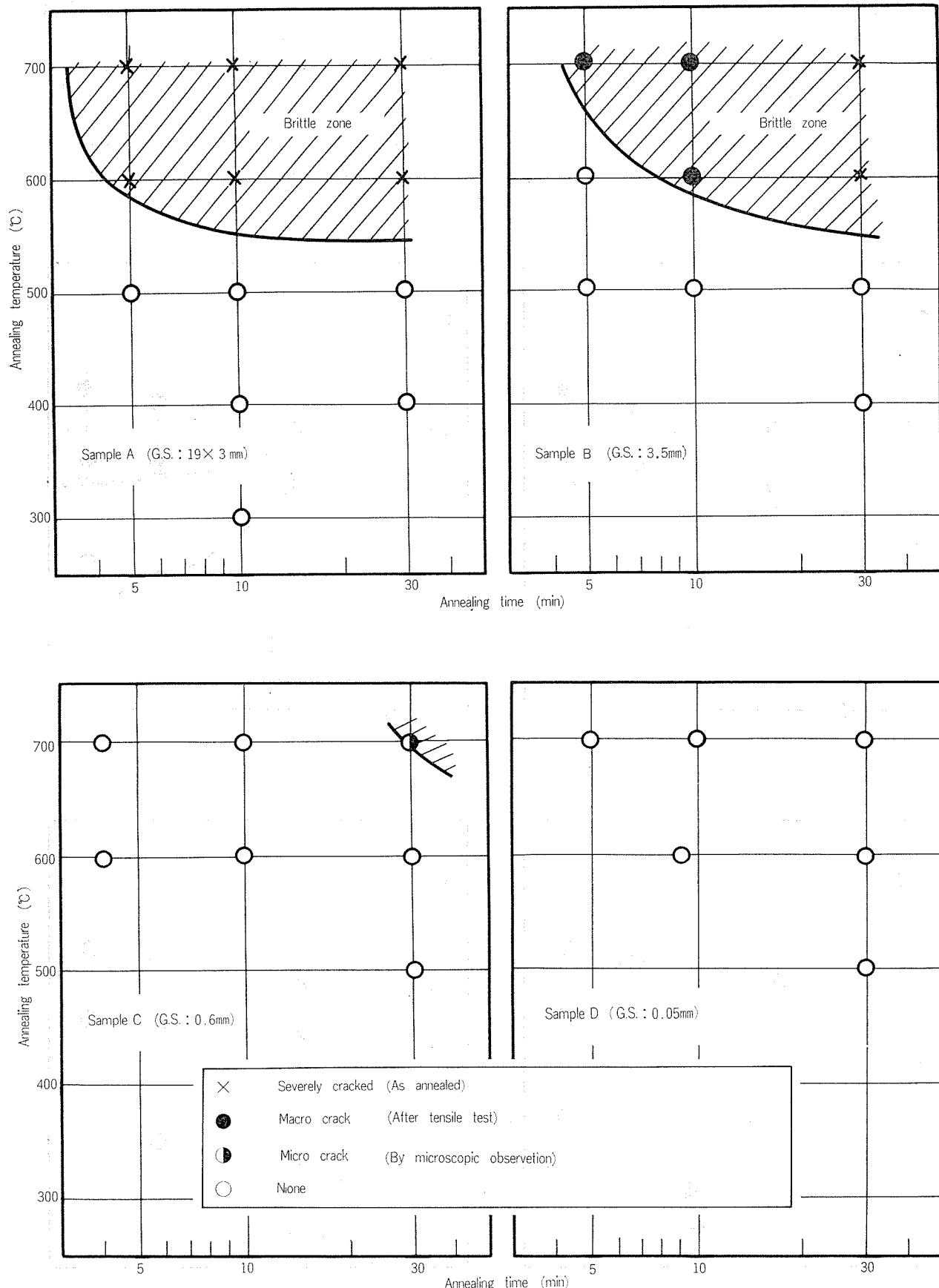


Fig. 8 Effect of annealing temperature and time on the crack sensitivity of stressed samples during annealing.

固定曲げ法により引張応力を付加した状態で 800~1000°C で 2 時間の焼鈍を行なった。焼鈍後の室温引張試験における伸びおよび巾収縮を Fig. 9 に示す。結晶粒径の小さい試料 D においては焼鈍に伴なう特性値の変化はほとんどみられない。試料 A~C については結晶粒の粗大化とともに焼鈍による特性値の低下が大きくなる。例えば、最も粗大な粒径を有する試料 A では、焼鈍なし即ち鉄物のままの状態で約 40% の伸びであったのが、800~1000°C での焼鈍により 12~15% の伸びまで低下している。試料 C では焼鈍による伸びの低下がさほど大きくない。本結果から焼鈍脆化を招かない限界の粒径が試料 C の 0.6 mm あたりにあると考えられた。Fig. 10 に焼鈍材引張試験後の破面写真を示す。粗大粒程延性破壊に特有の dimple パターンの割合が減少している。

以上述べた固定曲げ焼鈍試験による粒界割れの発生は、鍛錬材においてみられるのと同様、付加した引張応力が焼鈍により緩和される際、粒界すべりを伴って進行しその結果として粒界上に空洞や粒界割れを生じることによるものと考えられた。そして結晶粒径が大きいため本現象が著しく加速されたものと考えられた。本試験結果は鉄塊を単に焼鈍しただけでも、その粒径と残留応力値によっては割れの生じることのあることを示すものであり、熱間脆性を考える上で極めて重要な現象と考えられた。

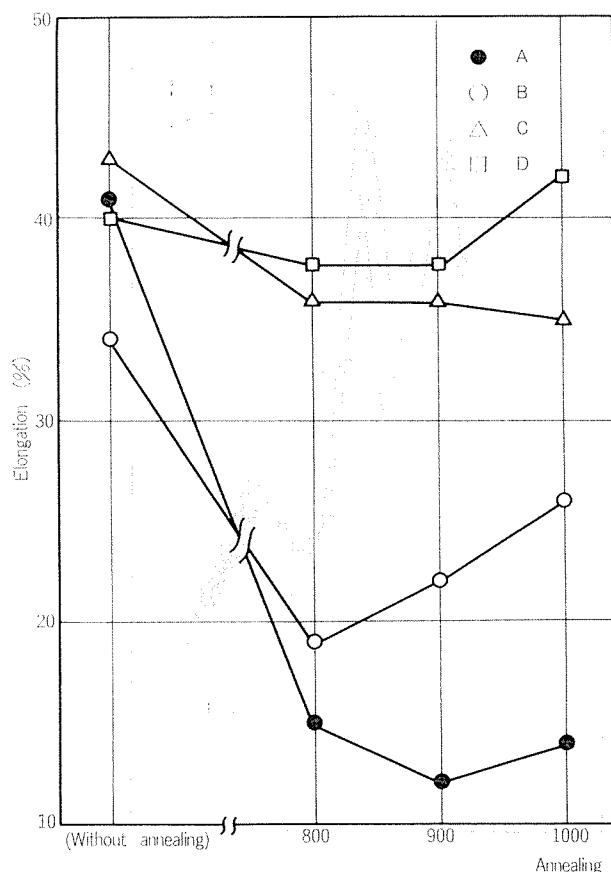


Fig. 9 Effect of annealing temperature on the ductility of stressed samples.

### 3.3 大型鉄塊の焼鈍および熱間押出試験

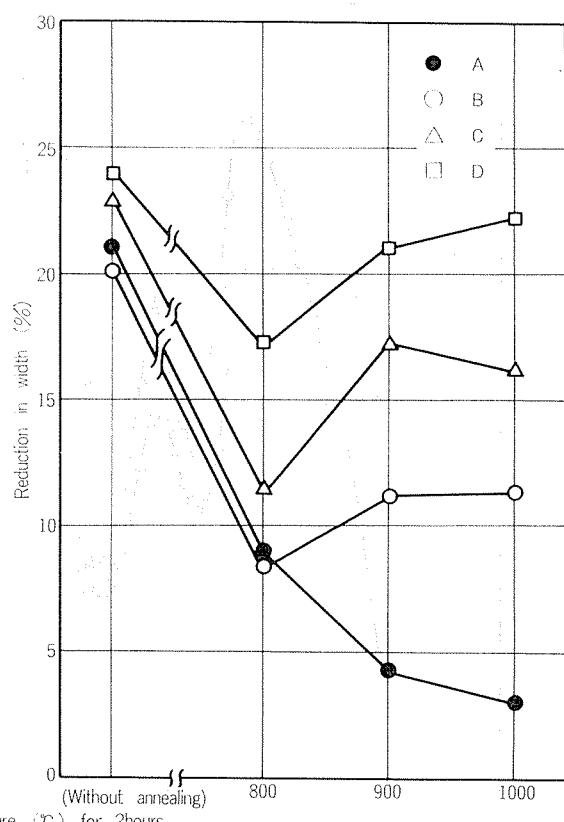
製造工場において造塊した 9"φ 鉄塊について焼鈍試験および熱間押出試験を実施した。供試材の化学成分は Table 1 に示したものとほぼ同様であり、Pb, Bi, S, C, O 等は熱間加工性を阻害することのない低い水準にある。

#### (1) 鉄塊の残留応力測定

鋳造方式の異なる 2 種類の 9"φ 鉄塊について、Sacks の穿孔法を用いて行なった残留応力測定結果を Fig. 11 に示す。鋳造方法の如何によらずほぼ同様の残留応力分布を示し、かつ同程度の残留応力値を示した。最大引張応力値は外表面から約 50 mm 中心寄りの位置にあってここでは軸方向に 14~18 Kg/mm<sup>2</sup>、円周方向に 7~12 Kg/mm<sup>2</sup>、半径方向 3 Kg/mm<sup>2</sup> である。このような残留応力値は、3.2 (3) に記した固定曲げ試験において付加した応力値が 8 Kg/mm<sup>2</sup> であり、この程度の応力値で結晶粒径によっては容易に焼鈍割れを生じることを考え併すと、極めて大きい値であるといえる。

#### (2) 烧鈍試験

9"φ 鉄塊から長さ 20mm の円柱を採取し、これを 800°C まで約 2 時間で昇温させ、1 時間保持後水冷した。本試験を縦割り、カラーチェックしたところ、主として外周部に近い粒状晶部において粒界に沿う割れが多数みられた。鉄込みのままおよびこれを焼鈍したものについて、室温で引張試験した結果の一例を Table 2 に示す。粒径の大きい柱状晶部において焼鈍後の伸びが著しく低下している。ま



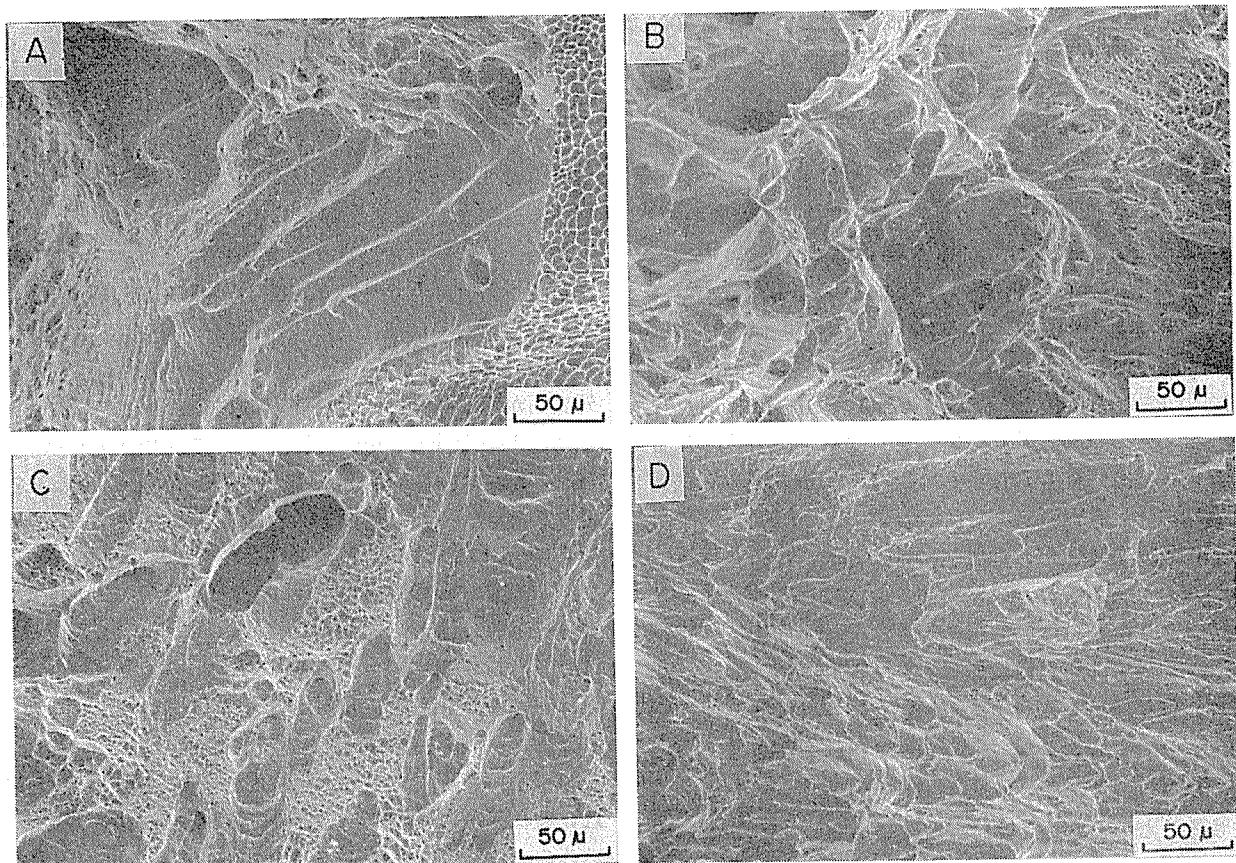


Fig. 10 Fracture surfaces of samples which were annealed at 800°C for 2 hours in stressed condition and then stretched at room temperature.

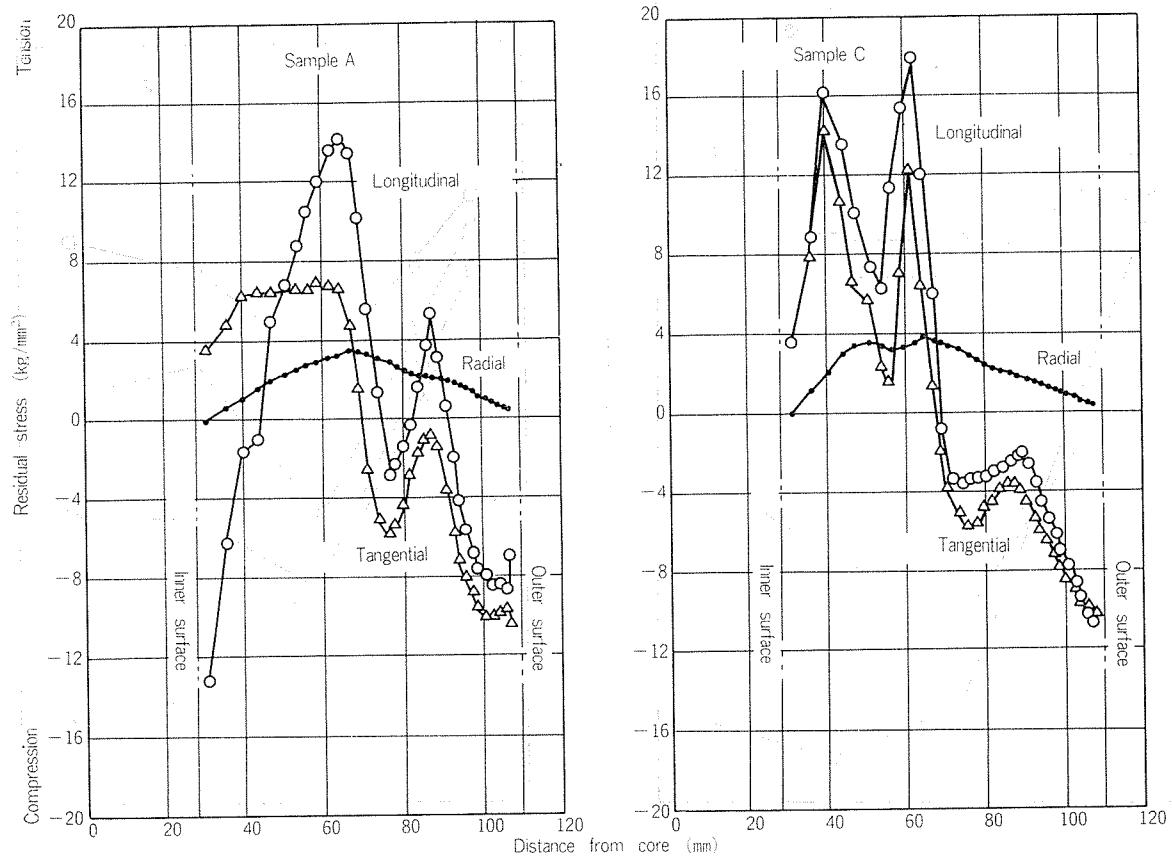


Fig. 11 Distribution of residual stress in 9"φ billets.

Table 2 Tensile properties of 30% cupronickel ingot at room temperature.

Alloy	Position of sampling	Structure	Grain size (mm)	Condition	Proof stress (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)
A	30mm from outer surface	Columnar	35×5	As cast	12.0 13.9	34.8 35.4	42 48
				Annealed at 800°C	11.0 12.5	14.9 19.6	4 3
				As cast	12.5 11.5	35.3 34.1	46 44
				Annealed at 800°C	12.5 11.5	35.4 20.5	32 16
B	70mm from outer surface	Granular	7~10	As cast	11.9 12.5	33.8 34.5	52 43
				Annealed at 800°C	11.4 12.5	36.3 36.2	42 50
				As cast	11.9 12.5	33.8 34.5	52 43
				Annealed at 800°C	11.4 12.5	36.3 36.2	42 50
C	50mm from outer surface	Granular	0.5~2				

た粒状晶部においても粒径の大きい試料の場合にはのび値の低下がみられるが、粒径が0.5~2mm程度と小さい試料では焼鈍によるのび値の低下がみられない。以上の焼鈍試験結果は鉄塊に内在する残留応力を考慮した場合、3.2(3)に示した焼鈍脆化試験結果とよく一致しており、大型鉄塊においても焼鈍脆化現象の生じることを示したものである。

### (3) 热間押出試験

焼鈍脆化の生じやすい粗大粒組織よりなる9"φ鉄塊を製造工場にて930°Cに加熱後管状に押出した。押出管の外表面に縦方向に沿って細い筋が観察された。筋部の断面ミクロ組織をFig. 12に示す。再結晶粒界とは無関係に割れが蛇行しながら進行しており、割れ以外に空洞の連なりも観察される。このような割れは、鉄塊加熱時に粒界に生じた割れが、押出加工時に圧着されないまま欠陥として残存したものであると推定された。

本試験結果を考慮して3.2(1)および3.2(2)に示した高温引張試験および熱間鍛造試験結果をいま一度見直すと、これらの試験結果は単に結晶粒径と熱間加工性との関係のみを示すものではなく、加工試験に至るまでの加熱過程での脆化現象も同時に含むものと考えられる。なぜならばこれらの試験に供した小型試験片はいずれもかなり大きい残留応力を有する9"φの大型鉄塊から採取されたものであり、25mmφ×25mm程度にまで成形しても残留応力は完全には除去されておらず、結晶粒径によっては焼鈍脆化を生じる可能性を有しているからである。従って3.2(1)および(2)において示した粗大粒試料程高温延性に欠けるという結果は、粗大粒試料程焼鈍脆化しやすいという3.2(3)の結果と同一原因によるものと考えられる。鉄塊の熱間加工性を評価するに際して鉄塊の残留応力値と加熱による焼鈍脆化の発生を十分考慮しておくことが重要であり、鉄塊の製造法、寸法、金属組織等により同一成分よりなる場合でも得られる結果は異なる。なお3.1の許容不純物量の決定に供した鉄塊は実験室にて溶製した小型のものであり、その結晶粒は微細な粒状晶を主体にするもので焼鈍脆化の感受性を有しない。

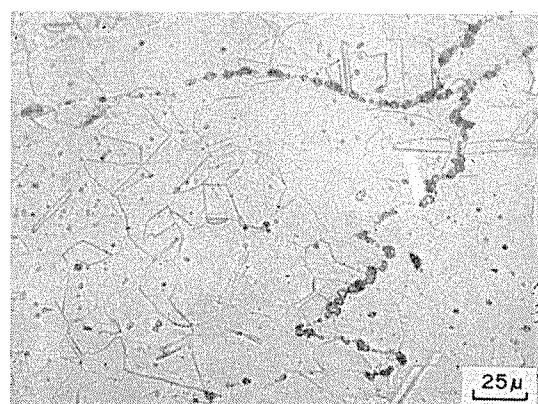


Fig. 12 Microstructures of crack on tube extruded from ingot with large grain size.

#### 4. まとめ

30%キュプロニッケル鉄塊の熱間加工時に生じる脆化の原因を解明する為に、微量不純物の影響および結晶粒径の影響を検討した。得られた結果は次のようにある。

(1) 热間加工性に対する不純物の許容量は次のようにある。Pb : 0.015%, Bi : 0.0004%, S : 0.002%, C は 0.16% まで熱間加工性を阻害しない。

(2) 鉄塊の熱間での変形能は結晶粒径が 0.6 mm 以下と微細な場合極めて大きく、850~1000°C の鍛造試験において割れを生じることなく 50~60% の変形が可能である。

(3) 引張応力を付加した状態で 600°C 以上で焼鈍した場合、焼鈍中に粒界に沿う空洞あるいはミクロ割れを生じ、機械的性質の低下を招く。本現象は粒径の粗大化とともに加速される。

(4) 製造工場の熱間加工時に経験される脆化現象は、鉄塊組織が粗大であることおよびかなり大きい残留応力が存在することから、焼鈍脆化した部分がその後の加工により更に進展したものと考えられる。

(5) 热間脆性の防止は焼鈍脆化を防止することによって

可能であり、この為には鉄塊組織の微細化が極めて有効である。許容しうる結晶粒径は本実験においては 2 mm 程度とみなされるが、この値は残留応力値により変動する。

#### 文 献

- 1) R.V. Foulger and E. Nicholls : Metals Technology, (1976), Aug., 366.
- 2) R.J. Jackson, D.A. Edge and D.C. Moore : J.I.M., 98 (1970), 193.
- 3) J.P. Chubb et. al. : J. Metals, (1978), March, 20.
- 4) S.A. Gavin et. al. : Metals Technology, (1978), Nov., 397.
- 5) M. Cook and E. Davis : J.I.M., 76 (1950), 501.
- 6) B.J. Reid and J.N. Greenwood : Trans. A.I.M.E., (1958), Aug. 503.
- 7) R.W. Evans and F.L. Jones : Metals Technology, (1978), Jan. 1.
- 8) J.P. Chubb and J. Billingham : Metals Technology, (1978), March, 100.
- 9) D.F. Lupton and J.R. Thompson : J.I.M., 100 (1972), 352.
- 10) 佐藤史郎, 永田公二 : 日本金属学会誌, 35 (1971). 493.
- 11) 佐藤史郎 : 住友軽金属技報, 8 (1967), 2.

技術資料

難加工アルミニウム合金およびその二, 三の加工実例\*

木村 紘\*\* 千田 憲雄\*\*  
吉田 英雄\*\*

Low Workable Aluminum Alloys  
and Their Hot Workability

by Hiroshi Kimura, Norio Chida and Hideo Yoshida

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## 難加工アルミニウム合金およびその二, 三の加工実例\*

木村 紘\*\* 千田 憲雄\*\*  
吉田 英雄\*\*

## Low Workable Aluminum Alloys and Their Hot Workability

by Hiroshi Kimura, Norio Chida and Hideo Yoshida

### 1. 緒 言

アルミニウム材料の塑性加工には、その用途に応じて、圧延、押出鍛造、引抜き、プレス加工などの方法がある。最近のようにアルミニウム材料が広範囲に使用され、より高い性能が要求されるようになると、通常の加工の方法では生産ができないか、あるいは生産性が極めて悪い場合がしばしばある。この加工の難しさは次のような場合に生じることが多い。

- 1) 材料の変形抵抗が大きくて、加工ができても極めでし生産性が悪いか、あるいは工具に亀裂が入って事实上加工ができない場合。
- 2) 材料の変形能が乏しいために、通常の加工条件では材料に亀裂がはいりやすく、歩留りを低下させる場合。
- 3) 工具との摩擦が大きく、工具の摩耗が激しい場合または材料が工具に焼付いて製品の表面状況が著しくそ

こなわれる場合。

その他に形状が複雑なために工具の設計が難しく加工できない場合もあるが、ここでは、特に1), 2)についてアルミニウム材料の材料特性と関連させて解説する。なお3)については材料そのものの物性も大きな因子ではあるが、それ以上に加工方法および潤滑の因子が大きいために取扱わないことにする。また、圧延、押出の実例について述べ、その加工性を改善するための対策についてもあわせて述べる<sup>1)2)</sup>。

### 2. 変形抵抗

#### 2.1 成分の影響

いずれの金属にも共通することであるが、純金属に比較すると、合金元素を添加した場合、変形抵抗は増大する。常温と350°Cにおける純アルミニウムおよび、2, 3の合金

表1 アルミニウムおよびアルミニウム合金焼鈍材の室温および350°Cにおける引張耐力<sup>3)</sup>

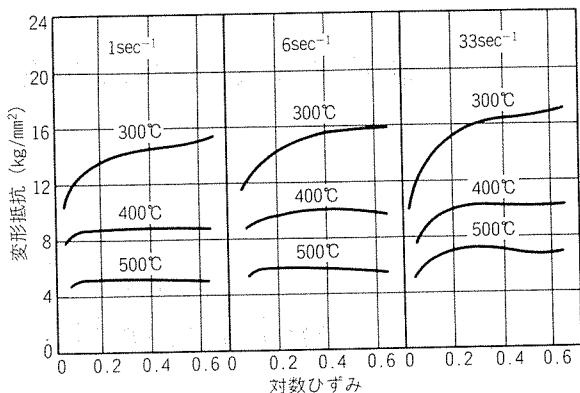
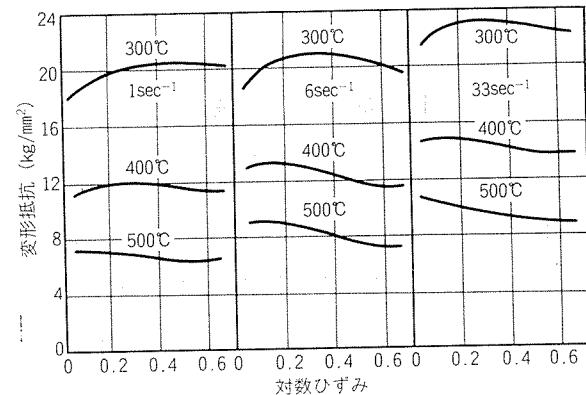
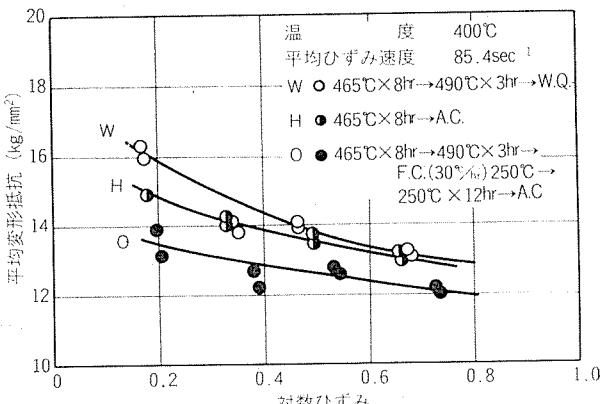
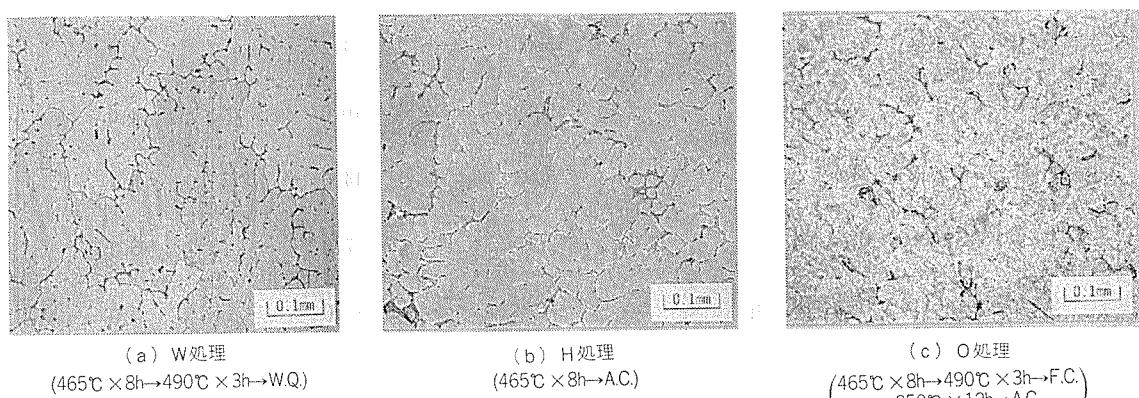
合 金 の 种 類 (相当 JIS 名称)	引張試験における耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )		
	室 温	350°C	
99.0%Al	1200	3.7	1.6
Al-1.2%Mn	3203	4.3	1.9
Al-0.8%Mg	5005	4.2	1.9
Al-2.5%Mg	5052	10.0	4.0
Al-4.5%Mg-0.7%Mn	5083	14.6	5.1
Al-4.1%Cu-0.6%Mg	2017	7.0	5.2
Al-5.7%Zn-2.6%Mg-1.6%Cu	7075	10.0	5.0

\*塑性と加工, 19 (1978), 261 に投稿  
塑性加工学会第65回シンポジウムにて発表  
\*\*技術研究所

の引張試験における耐力を表1に示した<sup>3)</sup>。通常の引張試験ではひずみ速度が小さいので、この数値を実際の加工に適用するわけにはいかないが、材料間の比較には十分使用できる値である。この表からわかるように、Mgがふえると耐力は上昇し、Al-4.5%Mg-0.7%Mn合金(5083)の場合は純アルミニウムの場合の3~4倍となっている。5083は耐食性にすぐれ、また30kg/mm<sup>2</sup>程度の引張強度を有し、構造用材として広く使用されている。しかし、この金属の変形抵抗は高力アルミニウム合金のAl-Cu-Mg系合金(2017-ジュラルミン)、Al-Zn-Mg-Cu合金(7075-超々ジュラルミン)に匹敵する値を示して加工性が悪い。図1,2はAl-2.5%Mg(5052)とAl-4.5%Mg-0.7%Mn(5083)との変形抵抗を調べた結果であり、Mg量による変形抵抗の差が明らかである<sup>4)</sup>。

## 2.2 鋸造組織

塑性加工の第一工程は、鋸造組織から加工組織への変化を伴う。したがって、難加工という現象の一つは、鋸造組織から加工組織への変化が容易に行かない得るか、困難であるかによっても比較できる。一般にアルミニウムの鋸塊は、半連続鋸造法によって製造されているので、鋸塊時の非平衡凝固によるマクロおよびミクロ的な偏析に伴う加工性の問題を考慮する必要がある。ここでは変形抵抗の比較的大きい2017(Al-4.5%Cu-0.6%Mg-0.5%Mn)の鋸塊の変形抵抗と組織の関係について述べておく。図3は本合金を完全析出させた場合(図中Oにて表示)、完全固溶させた場合(図中Wにて表示)、およびそれらの中間の状態(図中Hにて表示)の三種の熱処理を行なった材料の平均変形抵抗を示したものである<sup>4)</sup>。図によってわかるように、変形抵抗は完全析出させた場合が最も小さく完全固溶させた場合が最も大きい。図4に各熱処理後の組織を参考のために示す。この事実はAl-Mg系合金の場合と同じく固溶体硬化の現象であって、難加工合金の場合でも、適当な熱処理によってかなり変形抵抗を低下させることを示している。難加工材の分類には入らないが、Al-Mg-Si系合金の押出性を改善するHO処理<sup>5)</sup>もこの原理に基づくものである。

図1 5052合金の変形抵抗<sup>4)</sup>図2 5083合金の変形抵抗<sup>4)</sup>図3 2017合金の平均変形抵抗と熱処理条件<sup>4)</sup>図4 2017合金の鋸塊の熱処理による顕微鏡組織の変化<sup>4)</sup>

### 3. 変形能

#### 3.1 成分の影響

変形能を評価する場合、ねじり試験が一般に用いられる。熱間ねじり試験においては温度上昇による試験値の補正等注意深い検討が必要である<sup>6)</sup>。

アルミニウムおよびアルミニウム合金のねじり試験については種々のデータがあるが、試験条件等によって実験値が相違するので、定量的な比較はむずかしい。しかし、材料間の相対的な比較には十分使用できると考えられる。ここでは、一例として図5に熱間ねじり試験の結果を示す<sup>7)</sup>。図より明らかのように、加工性のよい3003に比べて、Mg量の多い5056, 5083は変形能が低い。また高力アルミニウム合金である2014, 7075などもかなり低い変形能を示し、3003のおよそ1/3となっている。

つぎに、微量添加元素の影響について述べる。まず、チタニウムおよび硼素であるが、これらの元素の微量添加はアルミニウムの鋳塊組織の微細化に効果がある。一般に変形能は結晶粒が微細になればなる程増大する傾向をもつが、アルミニウム合金の場合でも結晶粒径を10μm程度にまで微細化するとある温度範囲とひずみ速度では超塑性現象を示す様になる。この場合は成分的な影響というより、むしろこれらの添加物により組織的変化が起きたためといった方がよいであろう。このように成分そのものの直接的な効果よりも間接的な効果が大きい場合がある。Al-Mg系合金に対する微量ナトリウム、Al-Si合金に対する微量スズなど、低融点金属が結晶粒界に薄い膜状で存在する場合には、熱間ぜい性破壊の傾向をもつものが多い。なおAl-Mg系合金に対する微量ナトリウムによる熱間ぜい性破壊はビスマスの添加によって防止できることが報告されている<sup>8)</sup>。

#### 3.2 鋳造組織

2.2で述べたように、鋳造組織には非平衡凝固による溶質原子の偏析および強制固溶とが認められる。この様な材料を鋳塊の成分の均質化を行なわずに熱間加工を実施すると、結晶粒界における破壊現象を示し熱間ぜい性の一因となる。

鋳造組織を改善するために、一般には鋳塊を均質化処理しているが、高力合金においては特に重要な意味をもつものと考えられる。鋳造組織の均質化処理条件が変形能にどのような影響を及ぼすかを調査した実験結果を図6, 7, 8に示す。図6はA-U6MGT合金(Al-6%Cu-0.3%Mn-0.3%Mg)に均質化処理を施した場合と施さない場合について熱間ねじり試験を行い変形能を調べたものである<sup>9)</sup>。これから明らかのように均質化処理が変形能の改善に大きな影響を持っていることがわかる。また、図7, 8はAl-Zn-Mg-Cu系合金であるZergal 4(Al-6.38%Zn-2.13%Mg-0.91%Cu)に対するGattoの実験の一部である<sup>10)</sup>。図7は450°C×15hr+480°C×24hrで鋳塊に均質化処理を施した

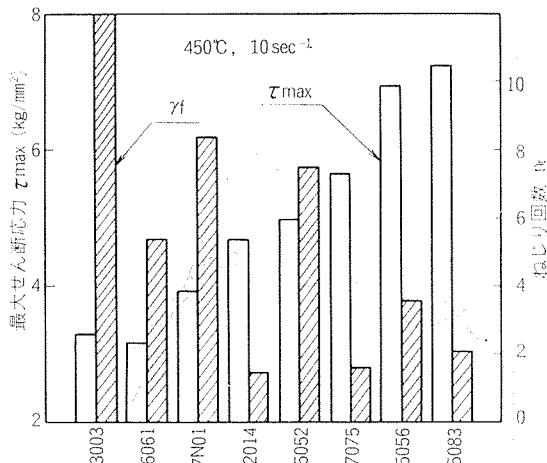


図5 アルミニウム合金のねじり試験結果<sup>7)</sup>

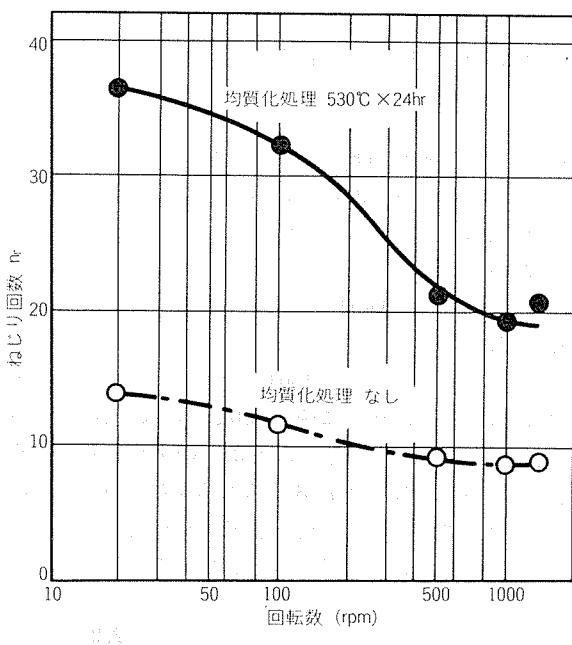


図6 A-U6MGT合金の変形能に及ぼす均質化処理の影響  
(変形温度 450°C)<sup>9)</sup>

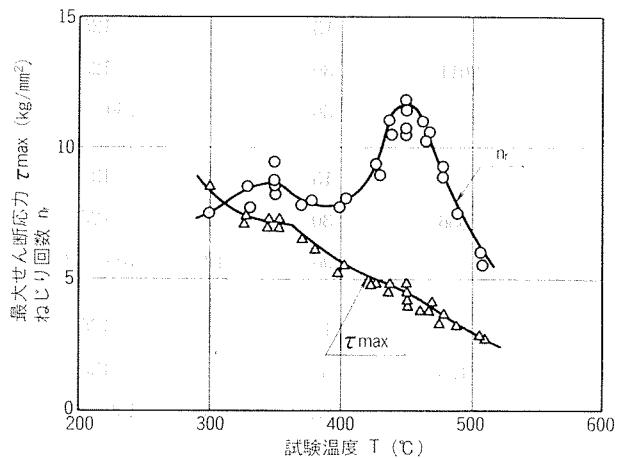


図7 Zergal 4 の  $n_r$  および  $\tau_{max}$  と T の関係<sup>10)</sup>

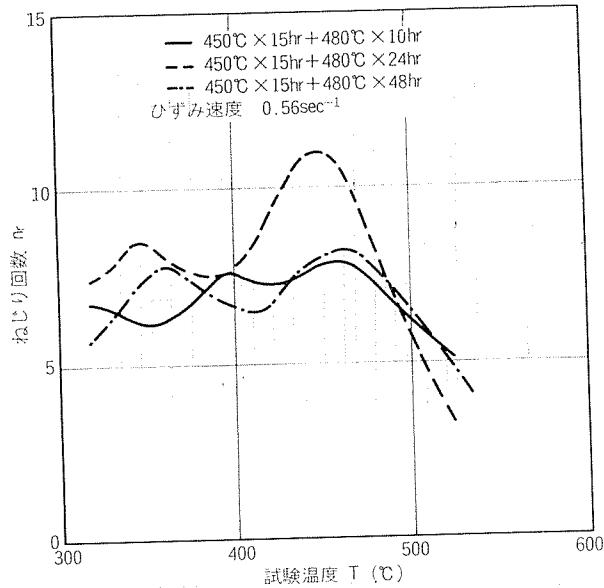


図8 Zergal 4 の nr-T 曲線に及ぼす均質化処理条件の影響<sup>10)</sup>

のち、各温度（300～500°C）で熱間ねじり試験を実施した場合の変形抵抗と変形能の変化について調査したものである。変形能についてはこの温度域で二つのピークを示している事がわかる。

この現象について Gatto は詳細な電顕組織的な検討を行ない、本系合金の動的回復と加工における再結晶現象によるものとしている。図8は450°C×15hr の均質化処理を行なったのち、さらにそれに続く480°C の均質化処理の時間を変えた場合、ピークを示す温度がどのように変化するかを調べたものである。図7, 8から明らかなように、この種の合金に対して適当な均質化と加工温度を選択することによって変形能を上昇させ得ることがわかる。

## 4. 加工実例

### 4.1 热間圧延

圧延製品に要求されるのは、所定の寸法、形状、表面および材料性質（プレス性、強度など）である。これらが容易に得られない場合が圧延における難加工と考えてよからう。

まず、変形抵抗の高い場合であるが、この場合は圧延荷重が高くなるため、1パスあたりの圧下率を低くする必要がある。無理に圧下をかけると面圧が高いため表面が焼きついたり、ロールのたわみなどにより耳ひずみが発生して形状不良となる。変形能の低い場合には各種の割れが発生する。2, 3の合金を圧延した結果の一例を表2に示した。割れはほぼ三つの形態に分類できることがわかった。その三つの形態を図9に示すように便宜上A, B, Cの三つのタイプに分類した。タイプAの割れは、いわゆる Alligatoring (Lamination) と称するもので高力アルミニウム合金に認められる。タイプBの割れは Broken Edge で、Al-Mg系合金によく認められる。タイプCは内部割れでタイプAへ発展する場合もある。これらの割れはある温度範囲で起り、圧延温度が高すぎても、低すぎても起るようである。また、圧下率については、当然予想される様にある圧下率以上で起りやすい。図10はAl-10%Mg合金について、タイプAの発生範囲を示す図である<sup>11)</sup>。

圧下率が高いほど、圧延温度が高いほど、スラブ厚が厚いほど起りやすいことを示している。これらの圧延割れの対策としては、材料の成分、熱処理、圧延温度、圧下率、スラブ厚を適正にすることは勿論であるが、タイプAに対してはスラブの先端および後端のいわゆる Fish tail の凹部から発生することが多いので、先端、後端のカットも有効である。

表2 圧延温度と圧延割れ

合金種類	圧下率 (%)	パス回数	圧延温度 (°C)	割れ有無	圧下率 (%)	パス回数	圧延温度 (°C)	割れ有無
2011	15	1	125	無	15	1	500	無
	30	1	125	タイプA	30	1	500	無
	50	3	150～125	タイプA, C	67	3	500～370	無
5056	15	1	125	無	15	1	500	無
	30	1	125	無	30	1	500	無
	96	12	150～125	タイプB	67	3	500～400	無
7178	15	1	125	無	15	1	500	タイプC
	30	1	125	無	30	1	500	タイプA
	83	8	150～125	タイプB	—	—	—	—

\* 素材寸法は、30mm厚さ×38mm幅×300mm長さである。

また、圧延温度 250°C, 375°Cでは、すべての材質で割れ無であった。

タイプBに対しては、圧延機全体をシースくるんで圧延するシース圧延法、圧延材のエッジに変形能の大きい異材を接着して圧延するエッジ接着法、および圧延機を改良し側面から拘束を加えて耳割れを防ぐエッジ拘束圧延法などが提案されているが、いずれも問題が多いようである。縦パスの途中にエッジングを行うことなどが実操業でとられている対策である。

#### 4.2 熱間押出

アルミニウム合金の熱間押出における難加工の例として、割れおよび焼きつきによる表面むしれの例について述べる。図11はAl-5%Mg合金(5056)のMg量をかえた場合の限界押出速度を示したものである<sup>12)</sup>。限界押出速度以上では

製品に割れが発生する。図より、Mg量の増加とともに急激に押出速度が落ちることがわかる。

図12は高ケイ素アルミニウム合金を押出した場合の表面むしれの様子である<sup>13)</sup>。図に示すように、表面状態をA, B, C, Dの4段階に分類し、Al-18%Si-1%Cu合金およびAl-18%Si-2%Cu-1%Mg合金の押出後の表面状況を判定すると、表3のようである。なお、表3のa, b, cおよびx, y, zは初晶ケイ素粒度を変えたものである。表3より初晶ケイ素粒度が小さいものほど表面状況が良いことがわかる。参考のため、図13にa, b, cの鉄塊の状態における顕微鏡組織を示す。

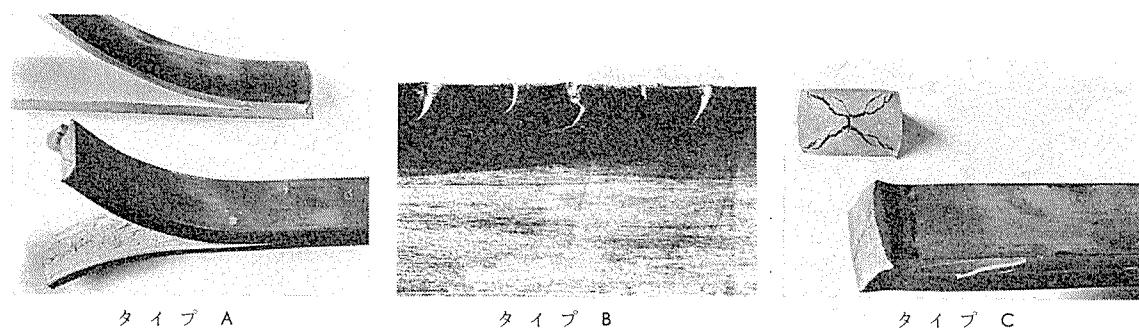


図9 アルミニウム合金圧延割れ形態

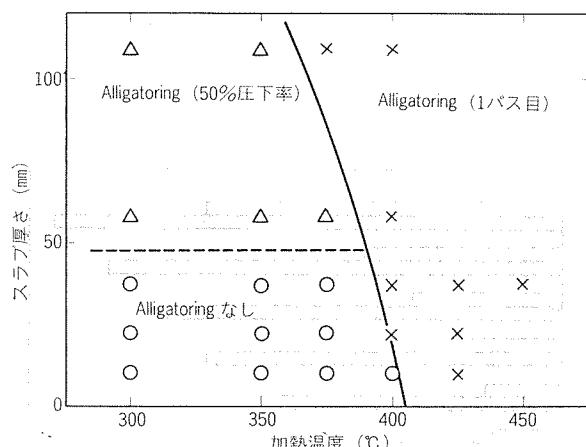


図10 圧延割れの範囲 (Al-10%Mg)<sup>11)</sup>

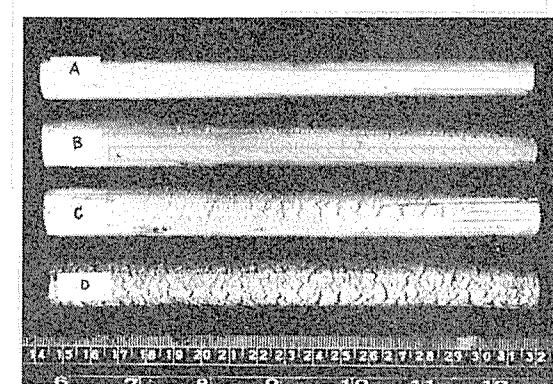


図12 高ケイ素アルミニウム合金の押出表面状態<sup>13)</sup>

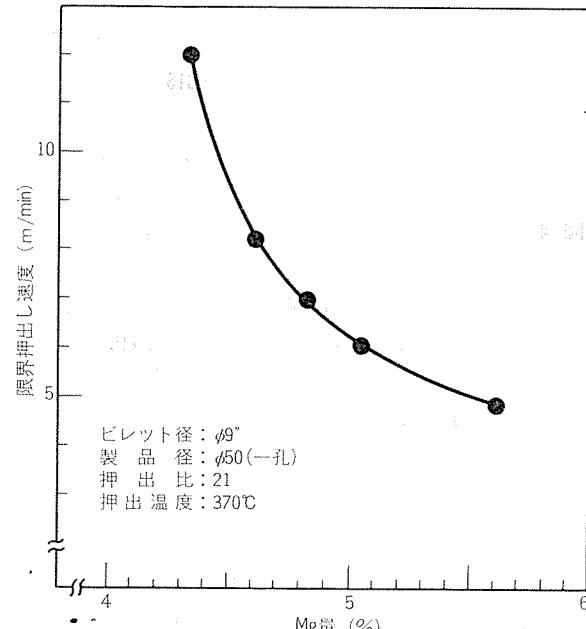
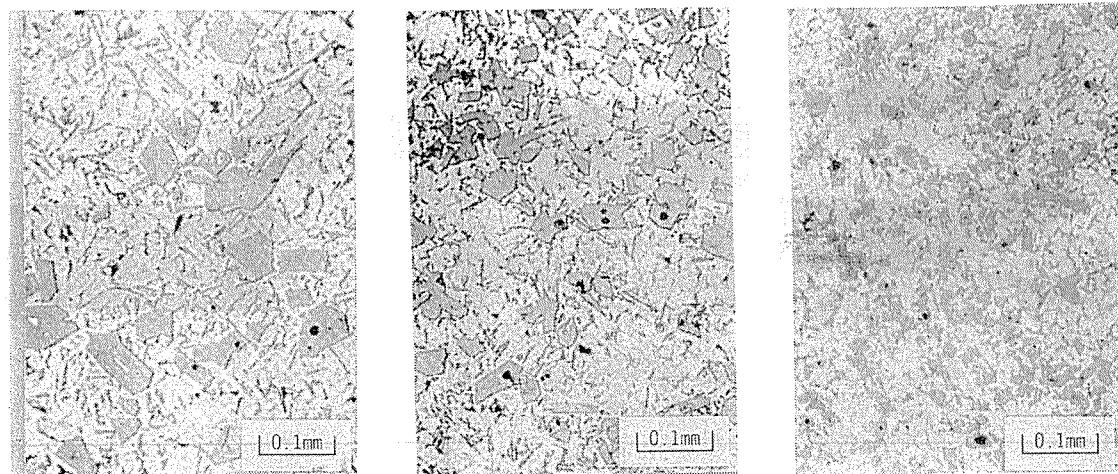


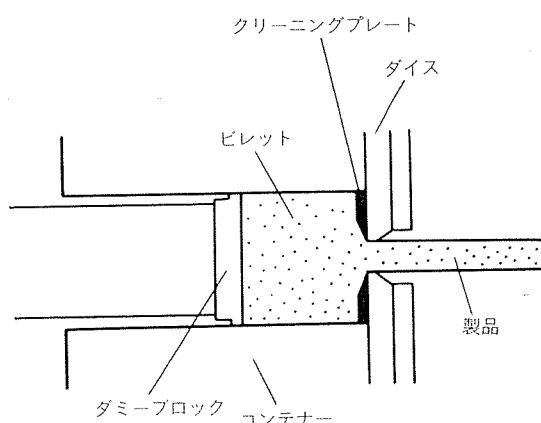
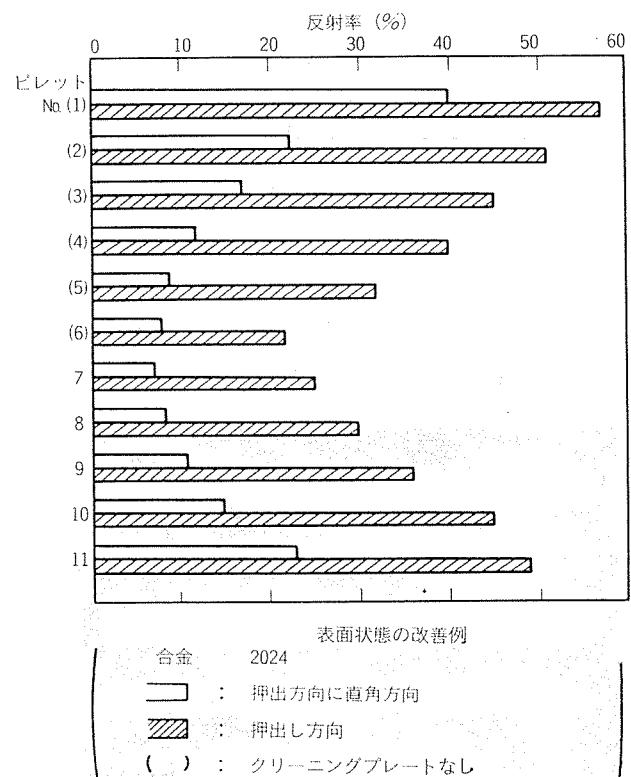
図11 5056合金のMg量と限界押出し速度<sup>12)</sup>

表3 高ケイ素アルミニウム合金の押出材表面状態とSi粒径<sup>13)</sup>

合 金 名	合金マーク	Si 粒 径 ( $\times 10^{-2}$ mm)	押 出 速 度 (m/min)		
			0.9	1.8	2.7
Al-18%Si-1%Cu	a	15 ~ 25	A	A	B
	b	25 ~ 40	A	B	C
	c	35 ~ 55	B	B	C
Al-18%Si-2%Cu-1%Mg	x	15 ~ 25	A	A	B
	y	25 ~ 40	A	B	C
	z	35 ~ 55	B	B	D

図13 高ケイ素アルミニウム合金の鋳塊組織<sup>13)</sup>

表面状態を改善する手段として興味ある方法が最近報告された。クリーニングプレート押出法とよばれるもので原理は図14のようである<sup>14)</sup>。すなわちクリーニングプレートをビレットとダイスの間に挿入し、そのクリーニング効果でベアリングの表面状況を適切な状態に保とうとするものである。この方法による表面状況の改善例を図15に示す<sup>14)</sup>。図において、クリーニングプレートのない通常押出で(1)~(6)まで押出し、7以降でクリーニングプレート押出を行なうと表面状況が改善されていく様子がよくわかる。

図14 クリーニングプレート押出し法の説明図<sup>14)</sup>図15 クリーニングプレート押出し法による表面状態の改善例<sup>14)</sup>

## 5. 結 言

以上難加工と考えられるアルミニウム合金について、変形抵抗、変形能および加工の面から取りあげ概説した。高力合金の場合、熱間加工が困難であるのに、マトリックスよりも低溶融の共晶成分が結晶粒界に偏析することにより変形能が低下することにある。

ここで取りあげなかった合金以外にもB<sub>4</sub>Cを分散させたボラール合金あるいは高B合金等、アルミニウムに固溶しない成分の多い合金系もあるが、これらの合金については分散元素の均一、微細分散が加工性を改善させる一方策と考えられる。

なお、加工中における組織の動的回復度および再結晶等によるひずみの解放に関する機構がどの程度変形抵抗および変形能に寄与するか明らかでない。今後これらの機構を定量的に把握することが必要になってきている。

## 文 献

- 1) 寺井士郎、吉田英雄、千田憲雄：塑性と加工，19 (1978), 261.
- 2) 寺井士郎、木村 紘：塑性加工学会第65回シンポジウム講演前刷集, 57.
- 3) 住友軽金属工業株式会社編：アルミニウムハンドブック, (1972), 25.
- 4) 千田憲雄、木村 紘、馬場義雄：住友軽金属技報, 19 (1978), 3.
- 5) Suchovresky, I : Aluminum, 38 (1962), 295.
- 6) 堀内 良、金子純一, Elsebai, S. : 日本金属学会誌, 34 (1970), 108.
- 7) 金子純一：軽金属学会第11回シンポジウム講演前刷集, 18.
- 8) Talbot, D.E.J., Ramsley, C.E. : Met. Trans., 8A (1977), 1149.
- 9) Coupry, J. : Rev. de L' Aluminium (1976), 259.
- 10) Gatto, F : Alluminio (1975), 531, Light Metal Age (1976), 18.
- 11) 前義治、竹内 庸：軽金属, 27 (1977), 326.
- 12) 林 洋正：未公表。
- 13) 寺井士郎、馬場義雄：住友軽金属技報, 5 (1964), 18.
- 14) Y. Kobayashi, S. Okaniwa : Proceedings of the Second International Aluminum Extrusion Technology Seminar 129.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-248)

---

## アルミニウムと塗膜の密着性

関 谷 仁 司\*

### Adhesion of Coatings to Aluminium Surface

by Hitoshi Sekiya

---

住友軽金属工業株式会社技術研究所



一方真空中の固体(S)を液体(L)で濡らすときの付着の仕事 $W_A$ は次のDupréの式で示される。

$$W_A = \gamma_{LV} + \gamma_s - \gamma_{SL} \quad \dots \dots \dots (2)$$

$W_A$  : 付着の仕事

$\gamma_s$  : 真空中固体の表面張力

$\gamma_{LV}$  : 液体の表面張力(飽和蒸気中)

$\gamma_{SL}$  : 固体/液体の界面張力

飽和蒸気中の固体の表面張力 $\gamma_{sv}$ は真空中の固体上に液体蒸気層が吸着したときの自由エネルギーの減少量 $\pi$ により次式で表わされる。

$$\gamma_s = \gamma_{sv} - \pi \quad \dots \dots \dots (3)$$

(1), (2), (3)より付着の仕事 $W_A$ は次式であらわされる。

$$W_A = \gamma_{LV} (1 + \cos\theta) + \pi \quad \dots \dots \dots (4)$$

一般に $\pi$ はフッ素樹脂などの低エネルギー表面ではゼロに近いが、金属や金属酸化物などの高エネルギー表面では無視できない。しかし接触角 $\theta$ は付着の仕事 $W_A$ に関する値として重要である。(4)式はもし液体が基材上である接觸角をもつならば、 $\pi=0$ を仮定して、液体の接着仕事 $W_A$ は $\cos\theta$ と直線関係にある事を意味している。

低エネルギー表面の例として Barbarisi<sup>3)</sup>はポリエチレンにクロム酸処理をしたときのエポキシ接着剤の接觸角と接着強度の関係について図3に示す結果を報告している。

一方実際の塗膜の形成過程では溶剤が蒸発し高粘度化し、さらに焼付時には高温で塗料樹脂が溶触している状態になる事は塗料の濡れを考察する上で今後検討しなければならない問題と思われる。

### 3. 塗膜の内部応力

塗料の硬化過程ではシンナーの蒸発や架橋反応などにより塗膜の体積が減少する。塗膜が固体表面に密着している場合、塗膜の体積変化は塗膜内の内部応力として残り、塗膜の付着力を低下させる原因となる。内部応力が塗膜の接着力より強い場合には塗膜剥離の現象としてあらわれる。

A. Saarnak<sup>4)</sup>らはこの内部応力の発生の原因と湿度等の内部応力におよぼす影響について述べている。塗膜の内部応力の大きさ $\sigma$ はフックの法則より次のようにあらわされる。

$$\sigma = E \epsilon \quad \dots \dots \dots (5)$$

$\sigma$  : 塗膜中の内部応力

$E$  : 塗膜の弾性率(ヤング率)

$\epsilon$  : 拘束されている寸法

また内部応力は次のような要因で決定される。

#### (1) 乾燥と硬化

溶剤などの蒸発により体積は減少し、塗膜の硬化はヤング率の増大を伴う。また硬化反応も一般には体積変化を伴っている。

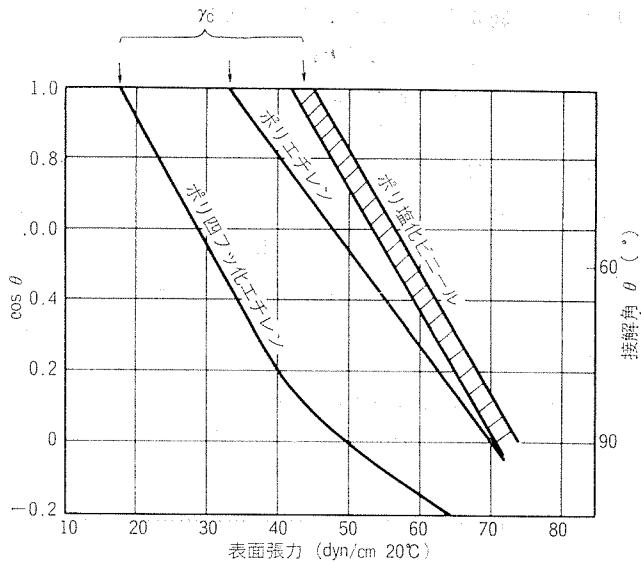


図2 各種ポリマーの臨界表面張力

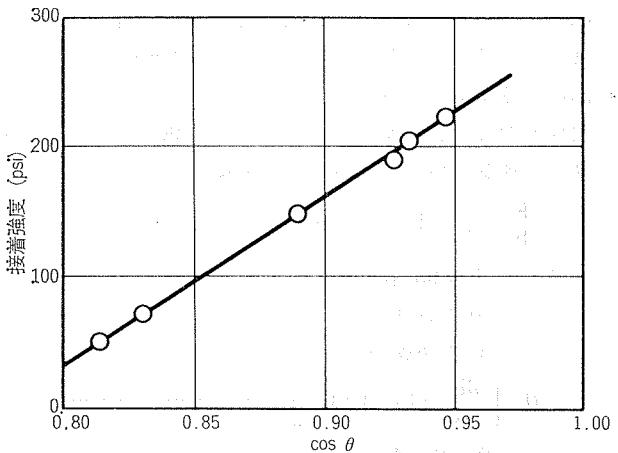


図3 ポリエチレンとエポキシ接着剤の接着強度と $\cos\theta$ の関係

#### (2) 温度

塗膜の弾性率は温度に依存する。内部応力は高温では減少し低温では増加する。また加熱硬化後の冷却時の塗膜と基材の熱膨張係数の差による熱ひずみの量はかなり大きな影響をあたえる。

#### (3) 湿度

高湿度の条件では塗膜中に水分子が吸収され体積が増加するとともにヤング率も低下する。低湿度の条件下ではその逆の傾向となる。

#### (4) 塗膜成分

塗料成分中に低分子物質を添加するとヤング率は低下する。顔料やフィラーは逆の効果を示す。

A. Saarnak らは尿素樹脂—不乾性アルキド樹脂塗料の内部応力が、硬化剤の量、硬化時間、相対湿度、水浸漬、紫外線照射などでどのような影響をうけるかを実験した。

実験結果を図4-1～4-4に示す。内部応力は反応の初期に急激に増大し2週間後に最大に達した。また水に浸漬すると水の吸収により内部応力は緩和され、乾燥すると次第に増大する。また紫外線を照射すると塗膜内劣化により内部応力は減少した。

S.G.Crollは<sup>5)</sup>ポリスチレンラッカーをアルミニウム・銅・ステンレス鋼などに塗装し塗膜の厚さと自然剥離の関係から各種基材の濡れ特性と付着の問題を論じている。

塗膜が厚くなるに従って塗膜の内部応力は増大し、それは界面において塗膜を剥離する方向の力として働く。界面での接着の仕事がそれ以上の場合、塗膜は基材に接着しているか、塗膜の厚さがある限界を越えたときにはついに自然剥離の現象が発生する。この関係は次式で示される。

$$\gamma_A \leq U_R t_P \quad \dots \dots \dots (6)$$

$\gamma_A$ ：界面での接着の仕事

$U_R$ ：塗料の単位体積当たりに貯わされた内部ひずみ

$t_P$ ：剥離が起こる塗膜の厚さ

$U_R$ は与えられた塗料について一定で測定可能である。また  $t_P$  は塗膜の厚さを変えて自然剥離現象を観察すれば実験的に知る事ができる。

内部応力と接着強度の関係において、90°剥離強度およびせん断強度について次の関係がある。

$$\frac{F}{b} = \gamma_A - U_R t_c \quad \dots \dots \dots (7)$$

F : 90°剥離強度

b : 試験片の幅

$t_c$  : 塗膜の厚さ

$$\sigma = \left[ \frac{\partial K}{t_c} (\gamma_A - U_R t_c) \right] \quad \dots \dots \dots (8)$$

$\sigma$  : せん断強度

K : 塗料の容積に関する係数

液体の付着の仕事  $W_A$  と固体の付着の仕事  $\gamma_A$  は物理量としてちがった意味をもつ。もし(3)式の  $\pi$  がある値をとったときは  $W_A$  と  $\gamma_A$  は基材と塗料の組合せで異なり、 $W_A$  と  $\gamma_A$  の関係は複雑である。

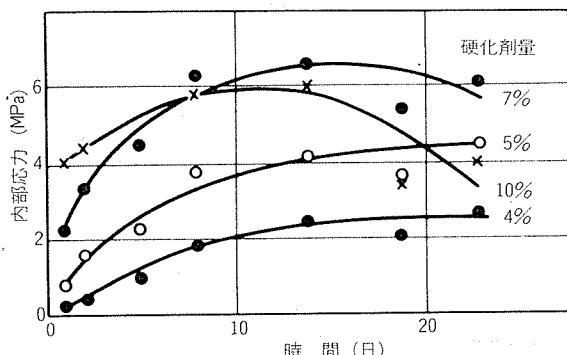


図4-1 4種の塗料の内部応力の経時変化

S.G.Crollの実験は、濃度25%にトルエンで希釈されたポリスチレンラッカーでの自然剥離厚さ  $t_P$  を求めた。実験結果を表1に示す。また同じ基材に対してキシレン、1プロモナフタレン・水などで接触角を測定し、接触角と自然剥離の膜厚  $t_P$  との関係を求めた。1プロモナフタレンと水の結果を図5、6に示す。

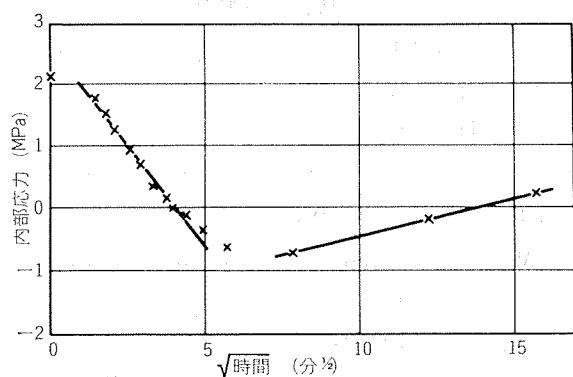


図4-2 水に浸漬した場合の内部応力の変化

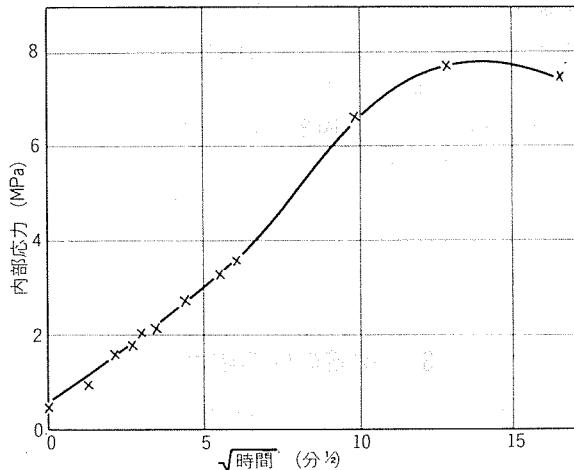


図4-3 水に浸漬後、乾燥した場合の内部応力の変化

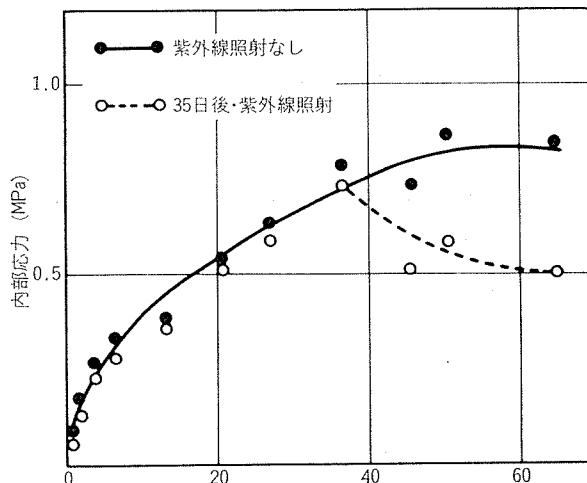


図4-4 内部応力に及ぼす紫外線照射の影響

また液体の付着の仕事  $W_A$  は(4)式より  $\pi = 0$  を仮定して求めさらに  $\gamma_A$  との関係をプロットしたものが図7である。ここから  $\cos\theta$  と  $t_P$  の間には相関性がみられ、また  $W_A$  と  $\gamma_A$  の間にも直線関係のある事がわかる。このことから接着力は水素結合や極性基に基づく力よりロンドンの分散力が支配的であるとしている。ただし水の接触角のデータは図6に示すように直線関係がなく、水素結合や極性基の力が支配的である。

塗料の乾燥過程で塗膜の収縮が著しい塗料としてニトロセルロースラッカーと不飽和ポリエチレン塗料の内部応力について井上<sup>6)</sup>が解説している。それによるとニトロセルロース系塗料を基材から剥離すると瞬間に0.2~0.5%の線収縮を起こす。これをガラス転移点  $T_g$  以上の温度になると10%以上も収縮する。最初の収縮については、ニトロセルロースのヤング率  $E_1$  を  $500 \text{ kg/cm}^2$  とすると  $\epsilon = 0.3\%$  で、(5)式より内部応力は  $150 \text{ kg/cm}^2$  に達する。熱硬化性塗料の場合は硬化によるひずみも加われる。逆に可塑剤の添加は内部応力を減少させる。

表1 各種基材に対するポリエチレンラッカーの自然剥離厚さ ( $t_P$ )

基材	$t_P (\mu\text{m})$	$\gamma_A (\text{J/m}^2)$	$r_s^d (\text{J/m}^2)$
銅	7.0	1.1	0.06
アルミニウム	14.0	2.2	
F G S	18.0	2.8	0.11
スズ	19.5	3.1	0.10
ステンレス鋼	22.0	3.5	0.11
ガラス	24.0	3.8	
ステンレス鋼(乾燥)	25.0	3.9	0.11

(注) トルエン25%溶液の  $U_R = 157 \text{ KJ/m}^2$

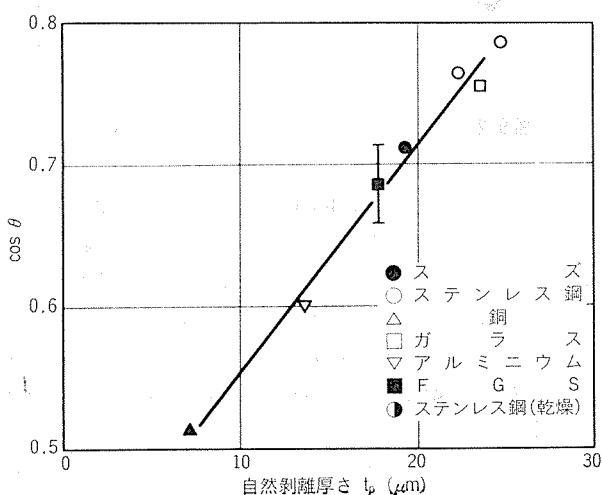


図5 1プロモナフタレンの接触角と  $t_P$  の関係

#### 4. 表面汚染と脱脂・化成皮膜処理

ジュースや清涼飲料などのアルミニウム缶は内面塗装はエポキシ系塗料の下塗りとビニル系塗料を上塗りする場合とビニルオルガノゾール塗料を一回塗りする場合がある。内面塗膜は耐内容物性の点からアルミニウム表面に十分接着する必要がある。

塗膜の接着強度は表面汚染を除去する脱脂と化成皮膜処理の程度に左右される。ここでは Al-Mg 系合金の5052材に対して脱脂剤とクロム量を変えてビニルオルガノゾールの接着強度を測定した実験結果を述べる。

脱脂剤としてはノンエッチングタイプからエッチングタイプまで脱脂力のちがう4種のものを使った。化成皮膜処理は日本ペイントのアロジン401/45を使いクロム量は0~50 mg/m<sup>2</sup>まで変えた。

塗装前の素材の表面の外観を走査型電子顕微鏡(SEM)で観察した。化成皮膜処理前の脱脂剤としてエッチングタイプとノンエッチングタイプを使用した場合の外観の比較を図8に示す。エッチングされた表面は表面が荒れた状態にあり、前処理がより完全になされていると推定できる。

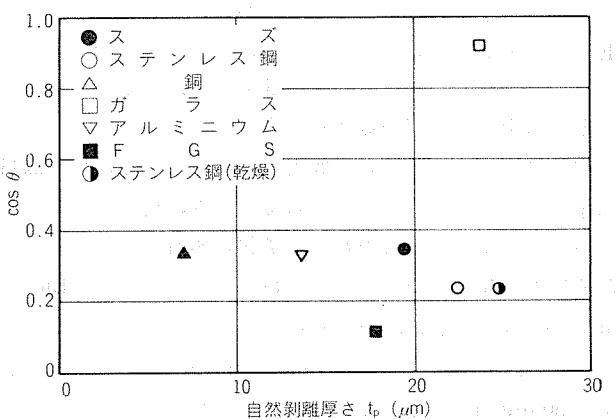


図6 水の接触角と  $t_P$  の関係

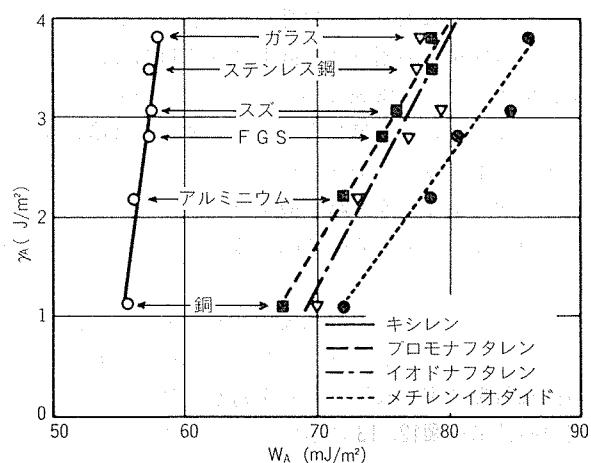


図7 付着の仕事 ( $W_A$ ) と接着の仕事 ( $\gamma_A$ ) の関係

またオージュ電子分光分析(AES)による解析結果を図9に示す。アルミニウム、酸素、クロムの深さ方向の濃度分布が示されている。ここから化成皮膜の厚さは100~150Åであることがわかる。また炭素は化成皮膜表面で最も高い濃度を示すがさらに下層ではその濃度が減少してゆく。しかし化成皮膜の内部にまで表面と同じような高濃度の炭素が存在しているものが見られる。この処理材は接着強度が極端に低く塗膜性能上も問題となつたものである。このことは化成皮膜の前の脱脂工程で表面汚染カーボンが残されたままでいる、次の工程で化成皮膜中に汚染カーボンが残されたままで存在し接着強度低下の大きな原因になるものと考えられる。

次に脱脂剤の影響を図10に示す。ここに脱脂剤Aはエッティングタイプで脱脂力が最も強く、B C Dと脱脂力は低くなる。脱脂剤Dはノンエッティングタイプである。接着強度はビニルオルガノゾル塗装後にポリアミド系接着剤で塗膜側を接着し90°剥離の接着強度を測定した。

ここからわることは脱脂力の強いAが接着度が高く、二次物性としての温水処理による接着強度の低下も少ないということである。また脱脂力の弱いものでは温水処理による強度低下がかなりあることがわかる。これらは先のAESの結果からもわかる化成皮膜の表面および内部に存在する汚染カーボンが接着強度を低下させ、温水処理がさらに悪影響を及ぼしていると考えられる。

次にクロム量すなわち化成皮膜の厚さによる影響を図11に示す。クロム量ゼロすなわち脱脂のみの材料は接着強度が著しく低く、化成皮膜処理は塗膜の密着性を向上させるために大きな効果のあることがわかる。クロム量は10mg/m<sup>2</sup>以上ではほぼ同程度の接着強度を示す。温水処理後の接着強度の比較ではクロム量10mg/m<sup>2</sup>のものが最もよく20から50mg/m<sup>2</sup>まで増加するに従ってわずかではあるが低下する傾向にある。

## 5. 酸化皮膜の構造変化

アルミニウムは大気中で自然酸化皮膜を形成する。また塗料の密着性を高め耐食性を向上させる目的で、クロメート皮膜やアルマイド皮膜を形成させる方法が実際におこなわれている。これらの酸化皮膜を熱処理すると塗料などの密着性が低下することが知られている。

高温雰囲気中で形成された酸化皮膜とポリエチレンの接着性についての阿部<sup>7</sup>らの興味ある報告がされている。90μのアルミニウム箔に流動パラフィンなどの油を塗布し、高温雰囲気中で加熱処理した後にポリエチレンと接着した。そしてアルミニウムとポリエチレンを剥離し、剥離した界面の接触角を測定し破壊の位置を考察した。

実験の結果を図12、13に示す。高温雰囲気中の酸化皮膜の厚さは雰囲気の温度が上昇するとともに増加する。また塗布した油分は、接着前の素材の接触角の変化でみると

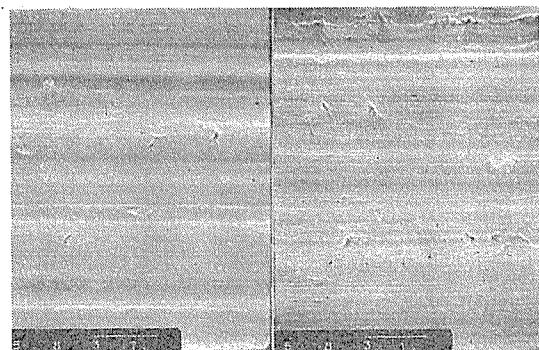


図8 脱脂剤の差によるアルミニウム表面の外観

(SEM 1000倍, 左ノンエッチング, 右エッチング型脱脂剤)

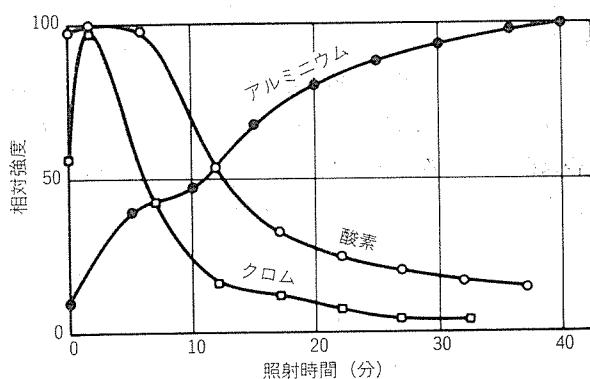


図9-1 化成皮膜のオージュ電子分光分析 (Al, Cr, O)  
(照射時間 7 分が深さ 100Å に相当)

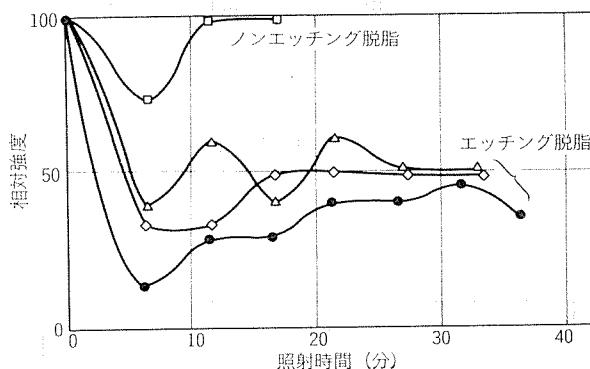


図9-2 化成皮膜のオージュ電子分光分析 (C)

加熱処理によって揮散し、400°C × 5時間以上の加熱条件では接触角はゼロとなった。またポリエチレンとの剥離強度は加熱温度の上昇とともに低下し、その際の剥離界面の水の接触角は低下することがわかった。これはポリエチレンの剥離は酸化皮膜が厚くなるに従ってポリエチレンの凝集破壊よりも酸化皮膜内部の破壊が支配的となることを意味している。

次にクロメート皮膜を加熱処理して塗膜の密着性にどのような影響をおよぼすかを実験した結果を述べる。実験は5052材にアロジン401/45処理をした。クロム量は20mg/

$\text{m}^2$ である。その後 $150\sim220^\circ\text{C}$ で10分間電気煩中で熱処理をし缶材用のビニルオルガノゾル塗料を塗装した。

加熱処理温度の接着強度に及ぼす影響を図14に示す。加熱温度が $200^\circ\text{C}$ 以上で接着強度が大きく低下することがわかる。

接着強度試験後の剥離界面を走査型電顕(SEM)により観察した。外観写真を図15に示すが、剥離界面の状況は空焼き条件によりかなりちがってくる。すなわち空焼きしな

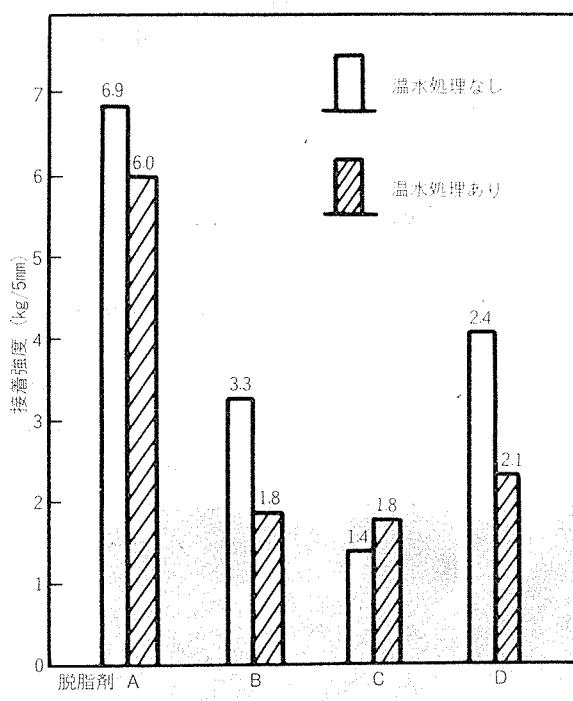


図10 脱脂剤による影響

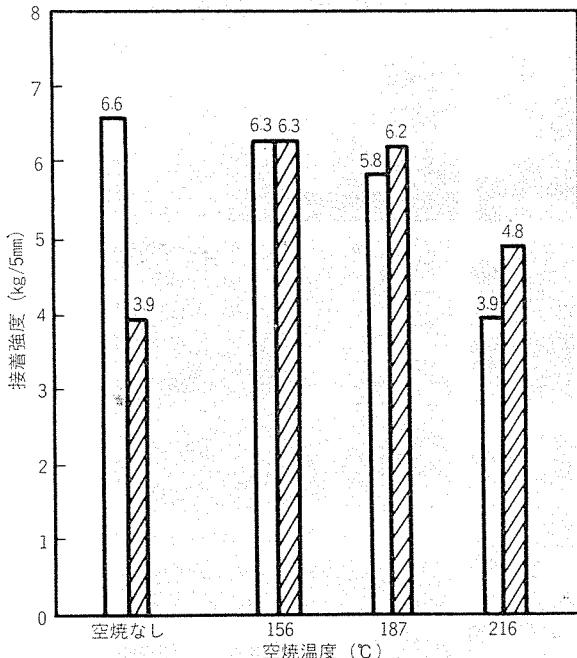


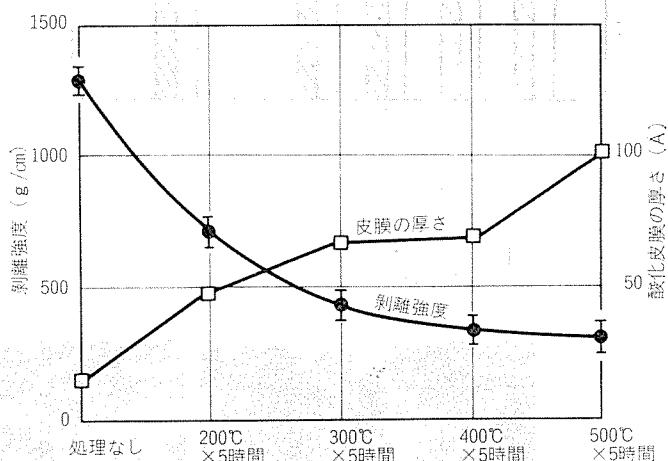
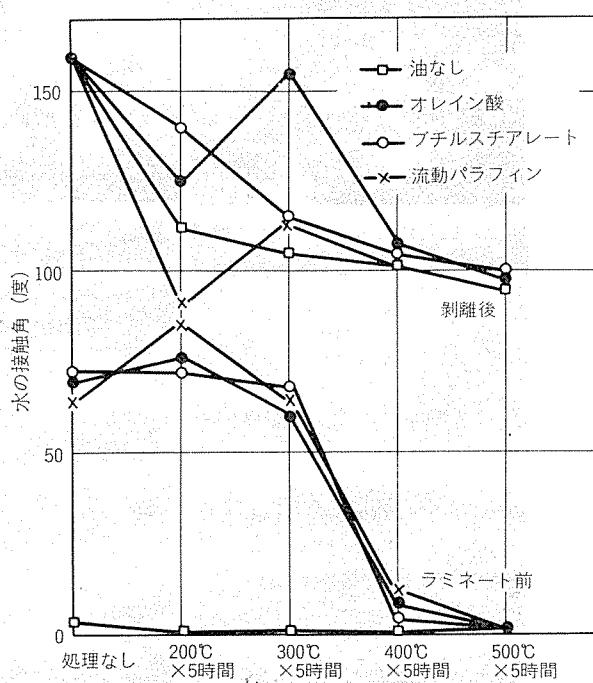
図11 クロム量による影響

(脱脂剤D使用, 温水処理有)  
無は図10と同じ

いものはアルミニウム側の剥離面に塗膜の接着にかかわる凹凸が多く見られるのに対し、空焼きしたものは同じ塗膜の接着の凹凸の密度が小さい。このことから前者では主として塗膜内の凝集破壊が生じており、後者では塗膜と化成皮膜の界面破壊が生じているように見える。

次に剥離界面の塗膜側に対するAl, Cr, Pの付着をマイクロアナライザー(EPMA)によって測定した。これは剥離が塗膜内か塗膜と化成皮膜との界面かまたは化成皮膜内部で起っているのかを確認する目的のものである。結果を図16に示す。

空焼きの有無によってAlの強度がかなり異なっており、空焼なしの方が大きい。P, Crは強度が小さく明確な判断は

図12 高温空開気中で生成した酸化皮膜の厚さと  
ポリエチレンの剥離強度図13 ラミネート前およびポリエチレン剥離後の  
アルミニウム表面の接触角

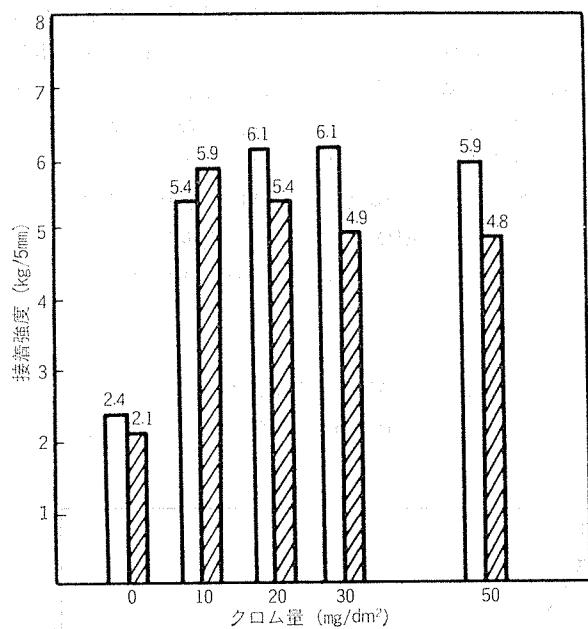


図14 空焼温度の影響  
 (脱脂剤 D, クロム量 20 mg/m<sup>2</sup>, 空焼時間 10分, 温水処理の有無は図10と同じ)

できない。塗膜側に Al が検出されることについては次のような推察が考えられる。a. 化成皮膜を構成する表面層アルミニウム化合物と内部層のクロム化合物との間の凝集破壊。b. 化成皮膜と金属アルミニウムの凝集破壊。

アロジン401/45による化成皮膜はリン酸クロム酸型の皮膜であり XPS などの解析結果では図17に示すような構造をもっている<sup>8)</sup>。しかし浸漬法で実験室的に皮膜を生成させた場合とはちがい、工業的にスプレー法で生成した皮膜は前掲の図9-1 からもわかるように皮膜組成物、特にアルミニウムの存在量と存在位置に差がある。図16から考えられることは、工業的につくった化成皮膜におけるアルミニウムが、水和物の形で存在しているとき、空焼きの有無により皮膜中の安定性が異なるために生じた差であろう。

## 6. 結 語

塗膜と基材の接着力は、イオン結合や共有結合など原子間に働く力よりも分子間に働く Van der Waals 力とよばれる力によるといわれる。これは分子が 3~5Å に近づくとき最大になる。Zisman は接着の現象をポリマーが基材表面に拡散し、塗料と基材の極性基が互いに接近する第一段階と、ポリマーと基材の分子間力が 5Å 以内に達して

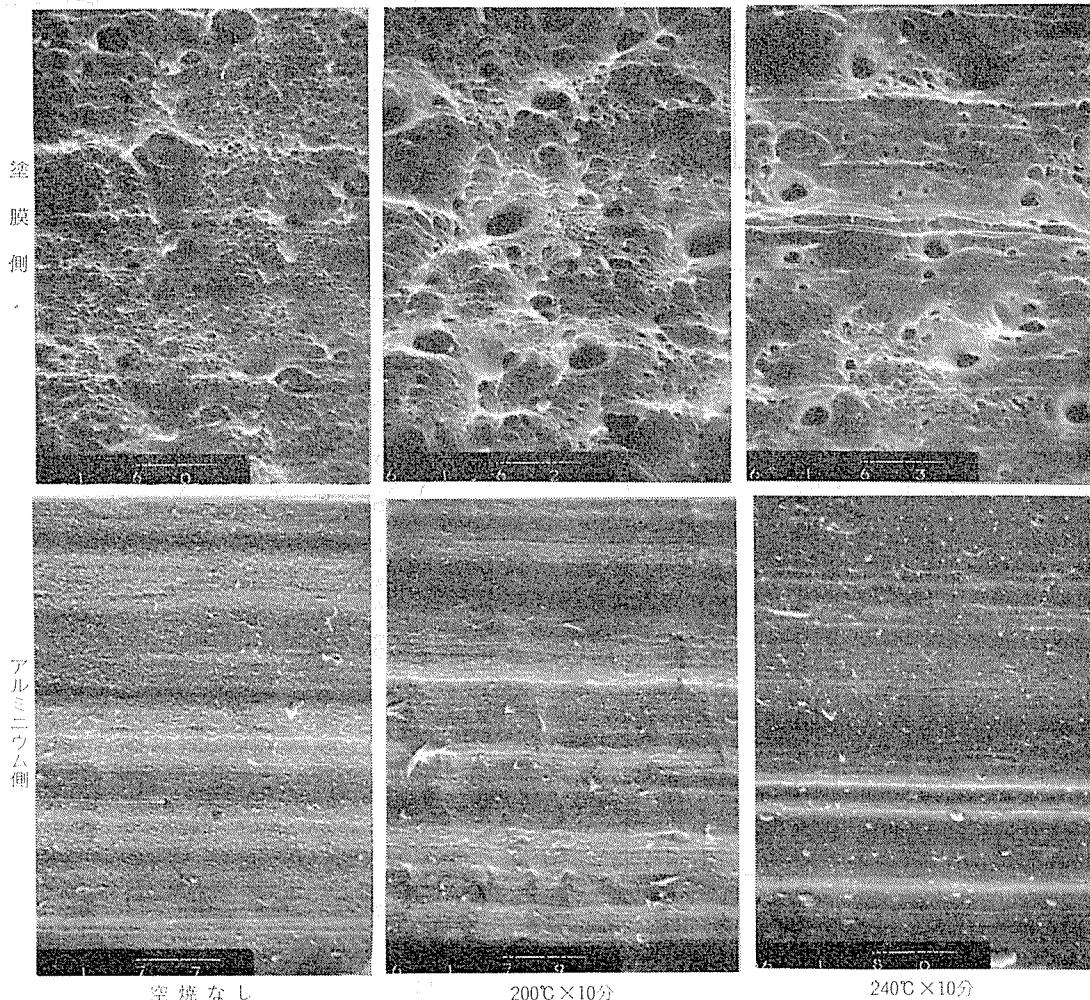


図15 空焼条件と剥離界面の外観 (SEM 1600倍)

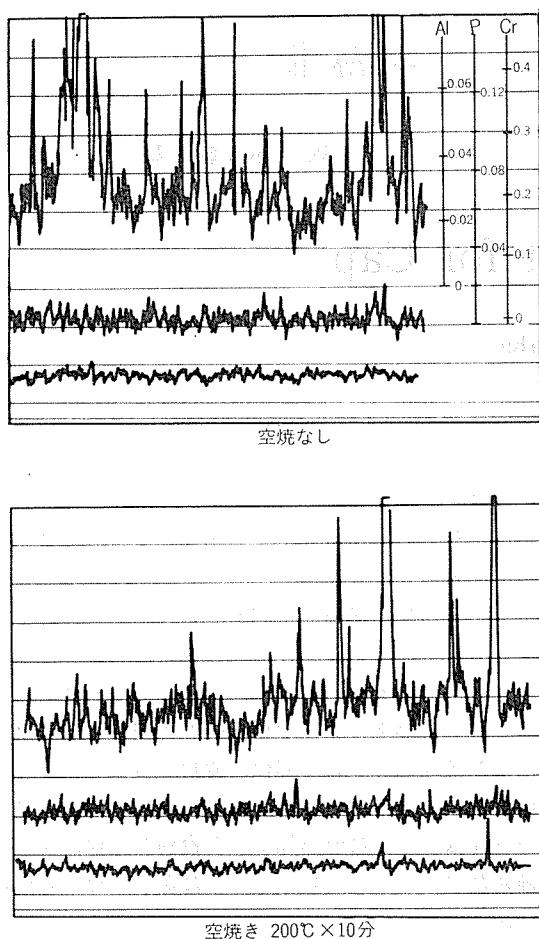


図16 剥離界面の塗膜側のEPMA分析  
(表面を1.5mmスパッターしたチャート)

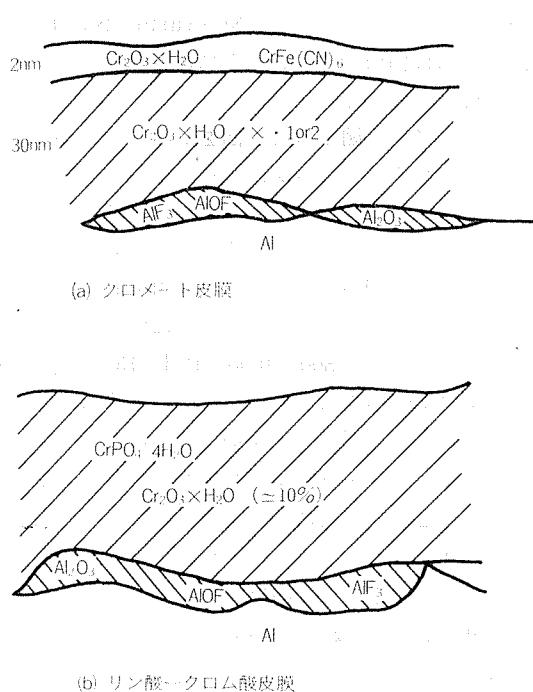


図17 化成皮膜の構造<sup>8)</sup>

Van der Waals 力または水素結合力が働いて吸着平衡に達する第二段階とにわけて説明している。従って塗膜の接着力を高めるためには塗料溶液が基材表面を十分濡らす事が不可欠である。

しかし接着強度として測定される実際の強度は、接着理論の分子間力から計算される数値よりはるかに小さく1~10%程度といわれている。このような理論と実際の接着強度のちがいは、基材表面の汚染や塗膜の内部応力などの要因が接着強度に大きく影響している事を示している。

いくつかの文献および缶用塗料の実験の結果から、アルミニウムの表面に塗装する場合には次のような点を考慮する必要がある。

- (1) 十分な接着強度を得るために塗料溶液が、基材表面に十分濡れる必要がある。
- (2) 塗料成分としての樹脂・硬化剤顔料・可塑剤などの比率、乾燥・硬化のための加熱冷却条件は塗膜の内部応力に影響を与え、接着強度低下させる要因になる。
- (3) 塗膜形成後の湿度や光による塗膜劣化は塗膜の内部応力を緩和する。
- (4) アルミニウム板の表面は圧延油その他の有機物で汚染されており、このことが接着強度を大きく低下させる。脱脂剤で表面をエッチングすると接着強度は改善される。
- (5) 化成皮膜の密着性を改良する。ビニルオルガノゾル塗料の場合クロム量としては10mg/m<sup>2</sup>で十分な接着強度が得られた。

(6) アルミニウムを加熱処理すると酸化皮膜が形成される。温度が高いほど皮膜は厚くなるが同時にポリエチレンをラミネートした場合、接着強度は低下する。

(7) クロメート皮膜も加熱処理により特性に変化が起こる。加熱後のビニルオルガノゾル塗装においてその接着強度が低下する。これは化成皮膜中の結晶水が加熱により脱水反応を起こすことにより皮膜の特性が大きく変化したためと思われる。

塗装の場合だけでなく、接着剤を使った複合材、プラスチックフィルムのラミネートなど、アルミニウムとポリマーの接着を考える場合には以上のような点を十分考慮したうえで樹脂の選定・表面処理・加熱処理の条件などを決定する必要がある。

## 文 献

- 1) W.A. Zisman; Advances in Chem. Series, 43 (1964), 1.
- 2) W.A. Zisman; J. Paint Technol., 44 (1972), 564.
- 3) M.J. Barbarisi; Nature, 215 (1967), 383.
- 4) A. Saarnak, E. Nilsson and L.O. Kornum; J. Oil. Col. Chem. Assoc. 59 (1976), 427.
- 5) S.G. Croll; J. Oil. Col. Chem. Assoc., 63 (1980), 200.
- 6) 井上幸彦; 塗料及び高分子, 誠文堂新光社, (1963), 259.
- 7) 阿部 隆, 内山利光, 磯山永三; 軽金属, 23 (1973), 266.
- 8) J. A. Treverton, N. C. Davies; Metals Technology, Oct. (1977), 480.

## キャップ用アルミニウム薄板

馬場義雄\*

## Aluminum Sheet for Cap

by Yoshio Baba

---

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# キャップ用アルミニウム薄板

馬場義雄\*

## Aluminum Sheet for Cap

by Yoshio Baba

### 1. はじめに

西暦1850年代にスクリューキャップが、1890年代に王冠が生れて以来、この二つのクロージャーとしての重要性はいささかも失なわれておらず、その寿命の長さは驚くべきことである。現在もこのスクリューキャップと王冠がクロージャーとして果す役割は非常に大きなものであるが、今日のパッケージング形態の大きな発展に伴い、必然的に新しいタイプのクロージャーが開発されてきた。近年クロージャーとしてもっとも発展の著しいものは、ピルファープルーフキャップ (Pilfer Proof Cap), ティヤーオフキャップ (Tear Off Cap) あるいはリップキャップ (Lip Cap) 等に代表されるアルミニウム製クロージャーである。

クロージャーとしてのアルミニウムの歴史はかなり古く、1897年に Goldstein の発明による Goldy Closure がそのはじまりと言われている<sup>1)</sup>。アルミニウムの持つすぐれた成形加工性と耐食性さらに食品内容物との適合性および印刷塗装性などがクロージャー素材として適しているからであろう。これまで主として工業純アルミニウムあるいは Al-Mn 系の 3003 合金がクロージャー素材として利用されていたが、最近では、Al-Fe-Si 系あるいは Al-Mg-Mn (Cr) 系のクロージャー用合金がいろいろ開発され、各種用途に使われている。アルミニウム製クロージャーは、その時代の要求、用途に合わせた密封性、簡便な開栓、開封性あるいはすぐれたディスプレイ効果のゆえに今後ますます発展して行くことが期待される<sup>2)</sup>。ここでは主としてピルファープルーフ性を持つ新しいアルミニウム製キャップの特徴ならびにその材料特性について解説する<sup>3,4)</sup>。

### 2. アルミニウム製キャップの特徴

アルミニウムをキャップ材料として用いる主な理由は、材料が衛生的で商品の品質保持に十分な密封性を持つこと、内容物を取り出すための開栓、開封が容易であること以外に、最近では (1) ピルファープルーフ性、(2) 加工、作業性ならびに (3) 装飾、ディスプレイ効果があげられる。アル

ミニウム製キャップの用途は、酒、ウイスキー、ドリンク剤のシールを主とした食品、飲料用と、どちらかというと装飾性を必要とし、とくにピルファープルーフ性は必要としない万年筆、化粧品用等に大別される。

まず、アルミニウム製キャップの第一の特徴であるピルファープルーフ性とは、一般に泥棒よけあるいは詰替防止等と訳され、食品あるいは飲料メーカーが中味を壜に詰め、シールした後商品購入者が開栓、開封するまで、メーカーの元詰保証が行なえることを意味している。このピルファープルーフ性はすぐれた成形加工性と容易な開栓、開封性を兼ね備えたアルミニウム製キャップだからこそ持ち得たものといえよう。

アルミニウム製キャップの第二の特徴として、加工、作業性の良いことが挙げられる。キャップへの成形加工には、後程くわしく述べるが、適当な強度と深絞り性のすぐれた特殊なアルミニウム薄板が用いられる。最近では耳率 2% 以下のノンイヤリングシート (Non-earing Sheet) が使用され、とくに耳切屑の少ないことによる歩留りの向上と省資源にも役立っている。一般に、キャップメーカーでつくられたキャップには、図 1 および図 2 からも明らかなごとくスリットは入れられているが、ねじは切られておらず、エンドユーザのシール時に壜のねじれに合わせてシーリングマシンにてキャップにねじが切られる。このキャップを総称してロールオン P.P. キャップ (Roll-on Pilfer Proof Cap) と呼んでいるが、このキャップに使用するシーリングマシンの能力は現在 800~1000 BPM (Bottle per Minute) 程度のものが開発されている。このようにアルミニウムキャップの場合、高速シールが可能であり、しかも一工程でピルファープルーフ性を持たせたシールとなるため、エンドユーザとして非常に作業性の良いキャップと言うことができよう。

アルミニウム製キャップの第三の特徴として装飾、ディスプレイ効果があげられる。商品のイメージアップをはかるためにキャップのディスプレイ効果を高めることが考えられるが、これには美麗な多色印刷の可能な金属キャップが適しており、なかでもいろいろな加工が容易であるアル

\*技術研究所 工学博士



図1 FS08合金製ピルファープルーフキャップ  
(シーリング前)



図3 アルミニウム製ピルファープルーフキャップ

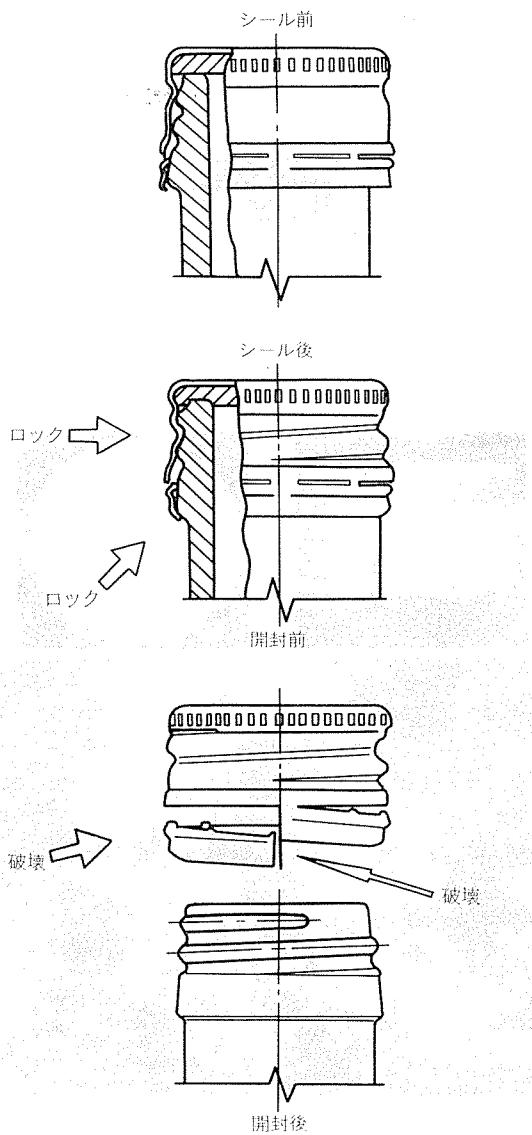


図2 ピルファープルーフキャップ(開封前後)

ミニウム製キャップが最適である。図3に各種のキャップを示したが、キャップのディスプレイ効果をうまく利用している例として酒のパッケージングがあげられる。この場合、とくにキャップ丈の長い、いわゆるステルキャップの側面には商品名あるにはメーカーが浮彫りにされて、その表面を研磨してアルミニウムの地金の色を露出させている。すなわちキャップ自身に施されたコーティングの色の中にアルミニウムの銀白色が輝き、すばらしいディスプレイ効果といえよう。

### 3. キャップ用アルミニウム板

キャップ用アルミニウム板の種類と特徴を表1に示す。FS109 (FS08) は Al-Fe-Si 系の合金で、現在わが国のピルファープルーフキャップの代表的な材料として広く使用されている。この材料と製造法は当社の特許<sup>5)</sup> (日本国特許第 926286 号) であり、それぞれの特徴については次項でくわしく述べる。303S は Al-Mn-Fe 系の合金で、半硬質の引張強さが  $14 \sim 16 \text{ kg/mm}^2$  程度のノンイヤリングシートである。FS109 よりも強度が少しずれているので、ガス圧のかかるドリンク剤オロナミン C とかコカコーラのピルファープルーフキャップに使用されている。FS109 にくらべて開栓トルクが高く、キャップがあけ難いといった問題については、キャップの構造 (ミシン目、ブリッジ幅等) と材料の引き裂き強さをコントロールすることにより解決されている。303S ノンイヤリングシート 製造法についても当社の特許<sup>6)</sup> (日本国特許第 620147 号) があり、鉄とケ

表1 キャップ用アルミニウム板の種類と特徴

種類		主要化学成分実績値 (wt. %)							特徴、用途	
当社	JIS (AA)	Fe	Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti		
FS109 (FS08)	(8011)	0.87	0.56	0.03	0.01	0.01	0.00	0.01	開栓容易、ガス圧のかからないドリンク 剤、洋酒のPPキャップ、酒冠頭	
303S	3003	0.60	0.28	0.15	1.2	0.01	0.00	0.01	開栓容易、オロナミンCのPPキャップ	
A5S	3105	0.38	0.14	0.11	0.42	0.50	0.01	0.02	中強度ノンイヤ、食品、飲料用	
GF08	—	0.53	0.11	0.07	0.43	0.80	0.00	0.09	中強度ノンイヤ、食品、飲料用	
GF14	—	0.37	0.10	0.01	0.36	1.4	0.00	0.04	高強度ノンイヤ、食品、飲料用	
52S	5052	0.25	0.10	0.02	0.01	2.5	0.22	0.00	高強度ノンイヤ、食品、飲料用	
A30	1100	0.60	0.15	0.07	0.01	0.00	0.00	0.02	医薬用	
A370	—	0.14	0.07	0.07	0.00	0.00	0.00	0.01	光輝性良好、化粧品用	
G0	5N01	0.16	0.08	0.09	0.02	0.35	0.01	0.01	光輝性良好、化粧品用	
257S	5N01	0.08	0.06	0.08	0.00	0.50	0.00	0.01	光輝性優秀、化粧品用	
G08	(5657)	0.08	0.06	0.01	0.02	0.80	0.02	0.02	光輝性優秀、万年筆、化粧品用	

イ素の量比、鋳塊均質化処理および中間焼鉱をきめこまかくコントロールすることによりきわめて品質の安定したキャップ用板が生産されている。FS109よりも強度が1~2 kg/mm<sup>2</sup>高く、限界絞り比も、2.00~2.05で少し高いのが特徴であるが、図4からも明らかなごとく、結晶粒度が50~60μmで約2倍の大きさを示している。この結晶粒度については現状でとくに問題となることはないが、最近の新設備、連続焼鉱炉(CAL)を用いれば30μm程度の結晶粒度の板も容易に製造することができる。

A5SはAl-Mn-Mg系の合金で、引張強さ16~18kg/mm<sup>2</sup>の半硬質では耳率2%以下のノンイヤリングシートであるが、引張強さ20~25kg/mm<sup>2</sup>の硬質では耳率が3~5%になる。コカコーラあるいはペプシコーラのピルファープルーフ材として使用される。GF08はAl-Mg-Fe系の合金で、引張強さ18~20kg/mm<sup>2</sup>の半硬質では耳率2%以下のノンイヤリングシートである。0.24mm-H14材の限界絞り比2.00、エリクセン値5.0mmで、食品、飲料用のスクリューキャップあるいはピルファープルーフキャップとして使用される。GF14および52Sは引張強さ25~30kg/mm<sup>2</sup>程度のノンイヤリングシートとして食品、飲料用に使用される。図5は板厚0.24mmの52S合金板を用いた米国製のリップキャップで、内外面に6~7μmのクリヤー塗装が施されており、調質は硬質に近いものと推定される。

以上、主としてピルファープルーフ性を必要とするキャップ用アルミニウム板について説明したが、つぎにどちらかというと装飾性を重視したキャップ材について説明する。A370およびG0合金は比較的純度の高いアルミニウム地に微量の銅あるいはマグネシウムを添加した材料で、電解研磨あるいは化学研磨後アルマイト等の表面処理で良好な光輝性が得られるところから化粧品のキャップに利用され

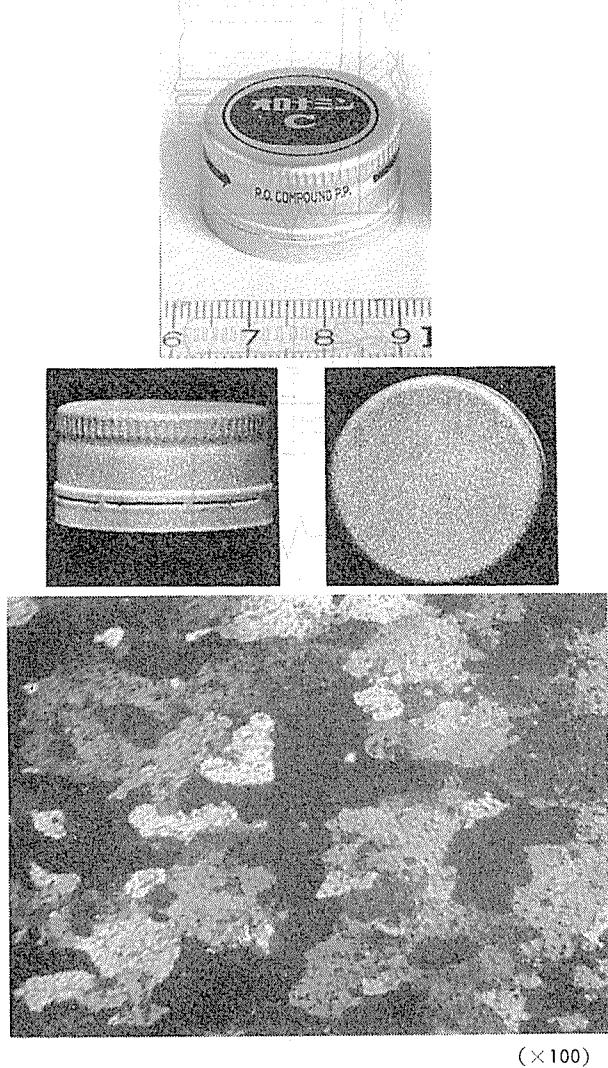


図4 303S合金製ピルファープルーフキャップの外観、マクロ組織およびミクロ組織

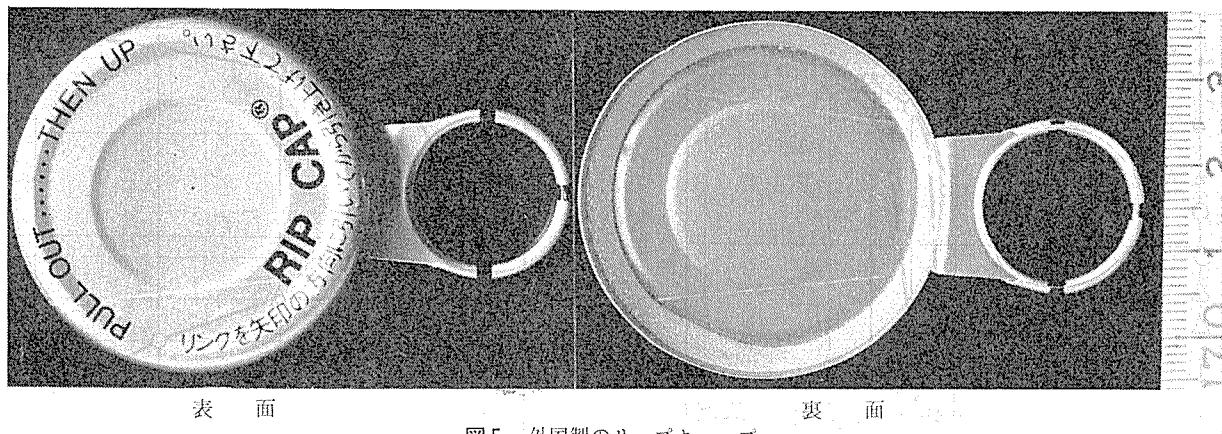


図5 外国製のリップキャップ

ている。さらに純度の高いアルミニウム地金を使用して光輝性を改良するとともにマグネシウムを0.5~0.8%添加して強度を向上せしめた257SおよびG08合金が化粧品はもとより万年筆キャップやライターケースなどに使用されている。

#### 4. ピルファーブルーフキャップ用 FS109 (FS08)

FS109はアルミニウム地金に鉄とケイ素を合計で約1.5%添加して、深絞り成形加工の際に発生する耳を極端に小さくし(耳率2%以下のノンイヤリングシート)、板全域での機械的性質と耳率のバラツキを少なくしたのが最大の特徴である。さらに、キャップの開栓、開封性を重視して合金成分の管理を厳格にしたノンイヤリングシートFS08もこれに含まれるので、ここでは両者をまとめてその特徴ならびに諸性質を紹介する。

FS109(FS08)は非熱処理型の展伸材で、標準の化学成分は、鉄0.8~0.9%、ケイ素0.5~0.6%であり、0.25%以下のチタンあるいは0.05%以下のホウ素のうち少くとも一種以上を含み、必要に応じて0.2%以下の銅を含む合金に50%以上の冷間加工を加えてつくった当社の特許製品である。この材料は、主に冷間圧延を行ない加工硬化したH1n、およびH1nをさらに安定化処理したH3n調質板としても供給されている。

製造方法は使用目的に応じて種々の条件で管理されているが、代表的な板厚0.25mm-H14調質材について一例を紹介する。すなわち、連鉄塊を580°Cで長時間の均質化処理を行なった後、540°Cから強制冷却工程を入れて3~6mm厚さまで熱間圧延し、260°C以下で終了する。この板を360°Cで中間焼鈍を行なった後0.35mm厚さまで冷間圧延し、再度360°Cで焼鈍後0.25mm厚さまで冷間圧延して仕上げる。このようにしてつくられたH14板の耳率は全て2%以下で引張性能のバラツキも少ない。図6は3ヶ月間にわたり2度工場製FS109-H14板について、引張強さと伸び値の推移を調べた結果である。引張強さは $13.5 \pm 1.0$  kg/mm<sup>2</sup>で、伸び値は4~10%の範囲内におさまっている。

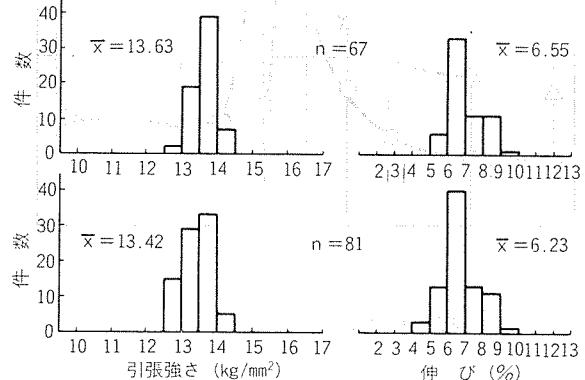


図6 工場製FS109-H14板の引張性能のバラツキ

図7には代表的なFS109薄板についての加工硬化と軟化特性を示す。引張強さは軟質で10 kg/mm<sup>2</sup>、半硬質14 kg/mm<sup>2</sup>、硬質で18 kg/mm<sup>2</sup>程度の材料であり、通常キャップ材として使用されるH14調質では、印刷乾燥焼付相当処理(200°Cで10分間加熱し、常温まで放冷することを1サイクルとし、5回繰返す)後でも強度の変化はほとんどない。この処理後の性能を△で示す。図8にはFS109-H14薄板について、低温加熱後ならびに印刷乾燥焼付相当処理後の成形性を示す。H14板の限界絞り比エリクセン値は低温加熱処理により著しく向上し、耳率はいずれも2%以下できわめて安定した材料である。表2には、FS109-H34板(H14板を200°Cで10min加熱したもの)を0~30%冷間圧延し、圧延方向に対して0°、90°、45°の方向へ引き裂いた時の最高荷重を板厚で除した値を引きちぎれ強さとして示したが、全体に低い値で、しかも加工度の増加とともに引きちぎれ強さが減少していることがわかる。このFS109板は多くのAl-Fe-Si系の化合物が微細、均一に分布することにより引きちぎれ性すなわち開栓性が良くなるとともに、図9からも明らかなごとく、再結晶粒度が非常に微細(25μm)になり、成形加工後の肌あれ、フローマーク欠陥の発生がなく、きれいな印刷面が得られる。

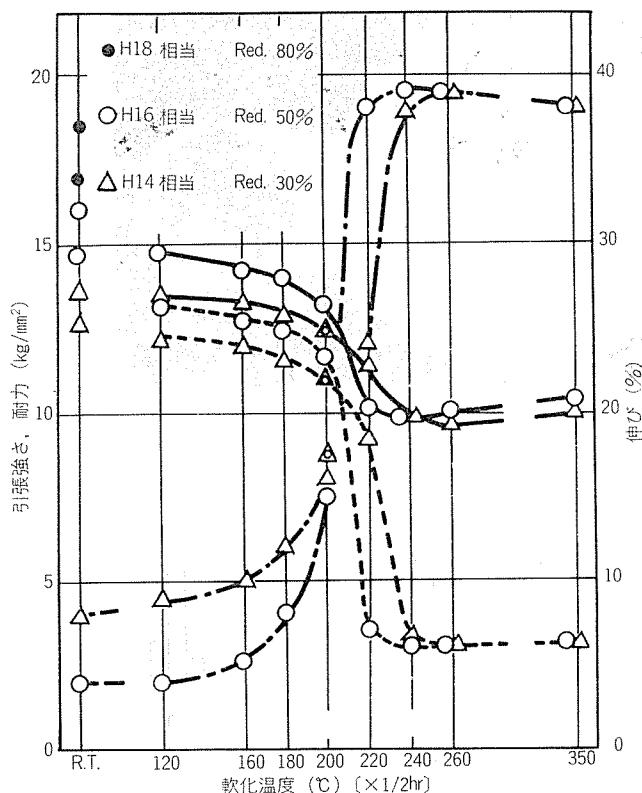


図7 FS109板の加工と軟化特性

表2 FS109-H34板の弱加工後の引きちぎれ強さ  
(kg/mm²)

加工度 %	0°	90°	45°
0	6.2	6.0	5.9
3	6.1	6.2	6.2
5	6.0	6.3	6.1
10	5.9	5.5	5.6
20	5.6	5.0	5.4
30	5.2	4.4	4.8

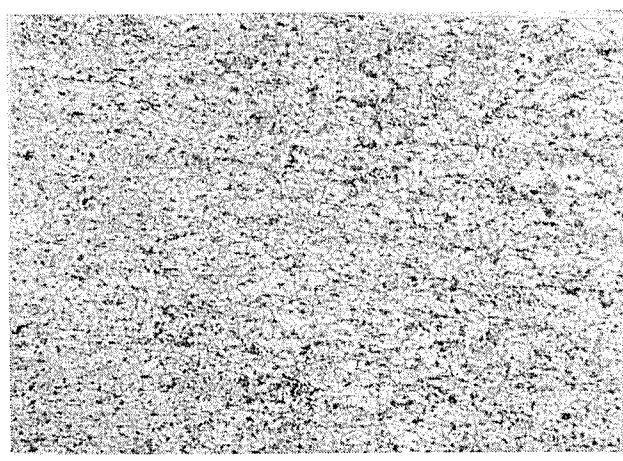
 $\times 100$ 

図9 FS109薄板のミクロ組織

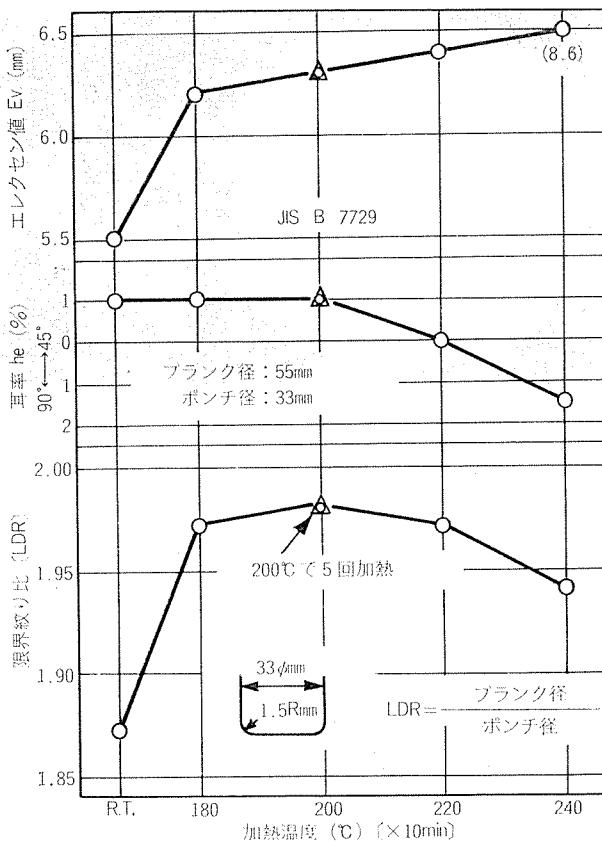


図8 FS109-H14薄板の成形と加熱温度の関係

以上を要約すると、FS109 (FS08) 合金は従来の工業用純アルミニウム (1050あるいは1100) よりも鉄とケイ素量を多くし、 $(\text{Al}+\alpha, \beta[\text{Al}-\text{Fe}-\text{Si}])$  領域で強制冷却圧延することにより製造したノンイヤリングシートで、つぎに示すような特徴を有するとともに、とくに品質安定性の面で卓越している。

(1) 鉄とケイ素の均一分散と熱間加工組織の微細化により、深絞り加工の際のフローマークの発生が少い。

(2) 深絞り耳が小さく、とくに板幅、長手方向で耳率のバラツキが少い。板全域で耳率 2 %以下のノンイヤリングシートである。

(3) 深絞り性にすぐれている。板厚 0.25mm のキャップ材の限界絞り比は 1.95~2.00 である。

(4) 再結晶粒は微細 (約 25μm) で、超深絞りでも肌あれしない。

(5) ピルファープルーフキャップ開栓性(ひきちぎれ性)が良い。Al-Fe-Si 系化合物の破壊特性によるものと思われる。

(6) その他、圧延加工性、強度、耐食性、印刷性などの点でも工業用純アルミニウムにくらべて全然遜色ない。

## 5. む　す　び

主としてピルファープルーフ性をもつアルミニウム製キャップの特徴ならびにその材料特性について解説した。これまで Al-Fe-Si 系の FS109 (FS08) 合金がそのすぐれた開栓、開封性ゆえに一般的なピルファープルーフキャップ材としてもっとも多く用いられてきたが、今後はマンガンあるいはマグネシウムを添加して強化したアルミニウム合金製のキャップがビール、炭酸飲料のように内部にガス圧のかかるものへ数多く使われるものと思われる。

最近競合材として、プラスチック製のピルファープルーフキャップがテスト・マーケティングの段階に入ったとも伝えられているが<sup>⑦)</sup>、アルミニウムのもつ諸特性を最大限に生かしたこのピルファープルーフキャップは消費者保護等の社会の要請により将来ますます発展していくことが期待される。この時代の流れに適応した、より良い性能のキャップ材料をより安く提供するよう今後とも大いに努力したい。

最後に、PPキャップ材 FS08 と 303S の開発にあたり、終始ご協力いただいた日本クラウンコルク(株)の関係各位に深く感謝します。

## 文　献

- 1) J. A. Lake, A. B. McKee and R. C. Reed : *Aluminum* vol. II, edited by Kent R. Van Horn, ASM (1967), 597.
- 2) 渡辺 彰：アルミニウム No. 517 (1973), 24.
- 3) 馬場義雄、河合三弘：金属 Vol. 48 No. 11 (1978), 20.
- 4) 馬場義雄、齊藤莞爾：塑性と加工 Vol. 21 No. 231 (1980), 283.
- 5) 馬場義雄、小川 真、前原利彦：特許公報昭 52-6684 (1977).
- 6) 寺井士郎、馬場義雄、近藤宏則：特許公報昭 44-29578 (1969).
- 7) 永島道弘：PACKS (パックス), 第25巻, 第3号 (1981), 74.

## 熱交換器用アルミニウムフィン材についての最近の状況

斎藤莞爾\* 土田信\*  
関谷仁司\*\* 前田利徳\*\*\*

## Recent Information on Aluminium Fin Stocks for Heat Exchangers

by Kanji Saito, Shin Tsuchida, Hitoshi Sekiya  
and Toshinori Maeda

---

# 熱交換器用アルミニウムフィン材についての最近の状況

斎藤莞爾\* 土田信\*  
関谷仁司\*\* 前田利徳\*\*\*

## Recent Information on Aluminium Fin Stocks for Heat Exchangers

by Kanji Saito, Shin Tsuchida, Hitoshi Sekiya  
and Toshinori Maeda

### 1. はじめに

熱交換器用プレートフィン材はアルミ価格の高騰から、コストダウンの目的で、薄肉で高強度の材料に変わりつつあるが、一方ではヒートポンプ式あるいはファンコイルユニットなどのオールシーズンタイプのエアコンに使用される材料のように耐食性、加工性などに優れた高品質の塗装フィン材、さらには省エネルギーの点から表面の水濡れ性を改良したフィン材が多くのユーザーによって採用される傾向が顕著に見られる。

プレートフィンの加工方法は大別して2種類ある。一つは張り出し加工によるプレートフィンの加工方法で、4工程の張り出し加工→孔あけ→バーリング加工→フレア加工が連続的に行われることによって製造されるバーオーク型フィンがその代表であり、他の1つは、パンチ・バーリング→しごき→しごき→リフレアとしごき加工を主体とするプレートフィンの加工方法である。塗装フィン材は前者の張り出し加工により加工される。本解説では最近のフィン材の傾向を中心に、プレートフィンの加工方法とここで使用される材料および塗装フィン材CCシリーズについて説明する。

### 2. 張り出しフィン（バーオーク型フィン）

#### 2.1 無塗装フィン

張り出しフィンは表1に示すようなO, H111, H22という軟質で、伸びがあり、エリクセン値の高い材料が選ばれるのが通例である。表1に示すA30-O, A100-H111, A50-H22は当社で製造される張り出し加工用フィン材のなかの代表的材料であり、要求される材料強度、耐食性によって適正材料を選択する。

図1および図2には研究室所有のフィンプレス試験装置で成形可能なバーオークフィン形状と加工工程図を示す。図に示したフィン形状はフィン内径8.3φ、フィンピッチ25.4 mmで、フィン高さ及びコルゲーション高さは可変であり、それぞれ0~3 mm, 0~2 mmと各々独立して調整可能な構造を持つフィンプレス型により作られる。

一般にフィンは4回の絞り加工とパンチ・バーリング加工、リフレア加工によって製造される。コルゲーションは、フィンの第4絞り加工時に同時に加工されることが多い。熱効率を上げるために、コルゲーション高さは通常2 mm程度にされる。コルゲーション高さを2 mmとし、この加工条件で表1に示すバーオークフィン用材料(板厚0.12 mm)がどの程度のフィン高さが得られるかを図1, 2に示す試験装置で調査したのが表2に示す限界フィン高さである。

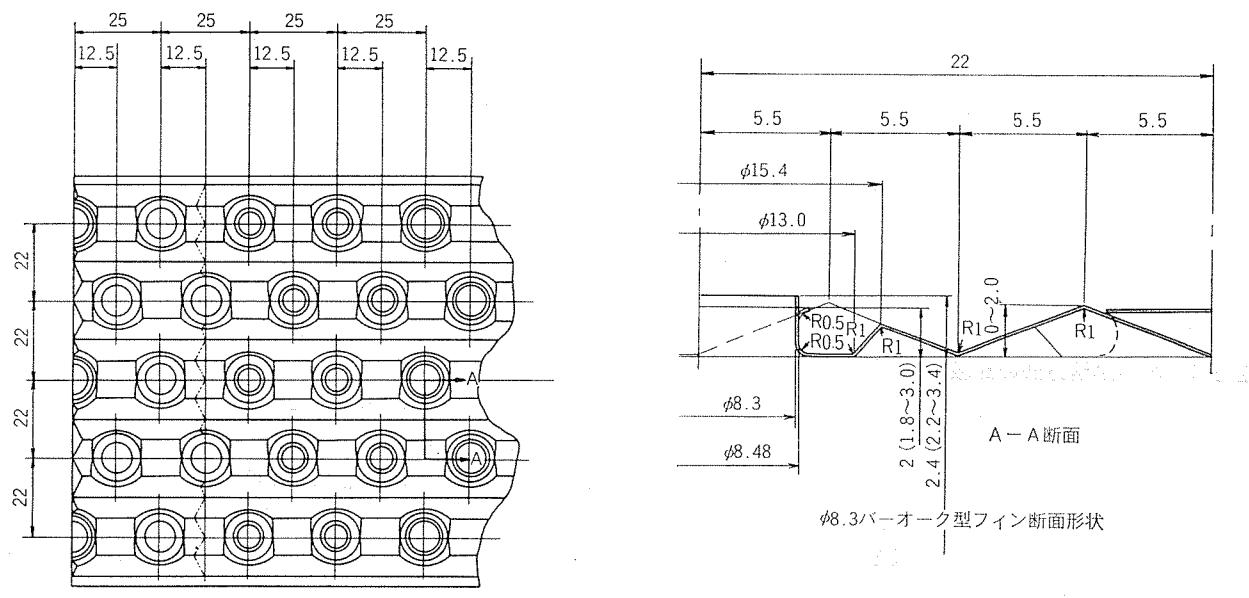
表1 フィン用材料の代表的化学成分、機械的性質及びエリクセン値

フィン の種類	材 料			化 学 成 分 (%)										機 械 的 性 質			エリク セン値 (mm)
	当社 記号	AA 呼称	質別	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al	耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	
張り出し フィン	A30	A1100	0	0.16	0.61	0.08	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	—	R	3.2	9.0	40	9.5
	A100	A1200	H111	0.10	0.71	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.02	—	R	4.0	10.1	37	9.0
	A50	A1050	H22	0.11	0.30	0.01	0.01	0.01	<0.01	<0.01	0.01	—	99.55	12.6	13.2	20	7.0
	しごき フィン	FK03	—	H26	0.09	0.29	0.07	0.01	0.04	<0.01	<0.01	0.01	0.11	R	17.2	18.5	5

\*技術研究所

\*\*住軽アルミ箔

\*\*\*技術管理部 技術管理課



φ8.3バーオーク型フィン形状

図1 φ8.3バーオーク型フィン

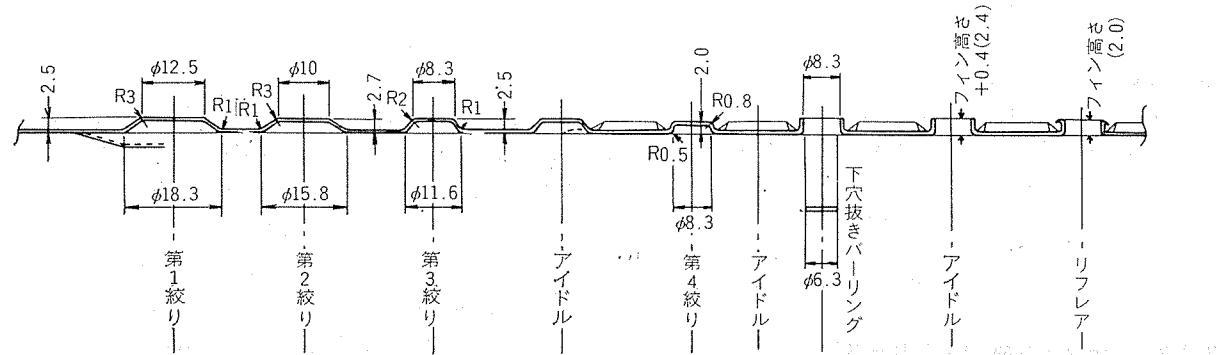


図2 φ8.3バーオーク型フィン加工工程

A30-O は伸びがあり、エリクセン値も最も高く、フィン高さは使用型の限界を越える 3 mm 以上であるが、A100-H111 となると A30-O に比し、強度が上がるためエリクセン値もやや落ち、限界フィン高さも 2.8 mm になる。これが A50-H22 となると限界フィン高さは 2.4 mm となり、表 2 に示す材料の中では最も成形性が劣るが、強度と耐食性に秀れるため現在大量に使用されている。

表2 5列フィン加工試験結果

材料	限界フィン高さ (mm)
A30-O	>3.0
A100-H111	2.8
A50-H22	2.4

コルゲーション高さ 2.0mm

カラー内径 8.3φ

板 厚 0.12mm

## 2.2 塗装フィン材

フィン材用の表面処理は対象とする機種によって異なる。オールシーズンタイプのエアコンについては冬の暖房時にアルミニウム表面にできた腐食生成物が白粉として飛び出して過去に大きな問題となったことがある。それ以来、防食性の点から化成皮膜処理や浸漬塗装などの方法で白粉防止の対策がとられてきており、現在では白粉問題はほとんど発生していないようである。

冷房専用の機種についてはオールシーズン型ほど腐食の条件は厳しくないため、従来より防食処理は特に行なっていない。ところが最近になってクーラーの小型化と省エネルギーの点から空調メーカー各社ではフィン形状の改良、フィンピッチ、送風機の改良等の努力がなされている。そして省エネルギー、冷房能力向上のためにフィン表面の水濡れ性を改良することによって大きな効果ができることが確認されている。これはフィン表面の水濡れ性改良により表面に水滴ができず通風抵抗が少なくなるためである。

水濡れ性を改良する方法としてはフィン成形、組立後に浸漬塗装をしたり、ペーマイト処理をする方法等が採用されており、いくつかの特許も提出されている。

以上のようにフィン材に要求される表面特性は大きく分けて防食性と水濡れ性改良の二点である。当社でこのたび開発した塗装フィン材“CCシリーズ”はこれらの要求を満たすためのものである。表面処理の方法はフィン成形加工の前のアルミニウムコイルの段階で塗装をするプレコートタイプで、従来より行なわれてきている組立後の表面処理液の管理や公害対策等の問題点を解決し、さらに冷房能力向上、省エネルギー型エアコン用のフィン材として十分その機能を発揮するものである。

### 2.2.1 表面処理方法の比較

フィン材表面処理方法は、工程上からは組立て後にユニットで処理するものと成形前にプレコートするものに、機能面からは防食タイプと水濡れ改良タイプに、また、処理方法としてはクロメート型化成処理、ペーマイト処理、塗装等に分かれる。これらの特徴を表3に示す。

塗装フィン材“CCシリーズ”はいろいろな表面処理と比較して次のような特長を持っている。

- (i) クロメート処理の公害対策、ペーマイト処理の液管等組立て後の処理の問題を解決した。
- (ii) “CCシリーズ”はコイルコートにより有機皮膜を形成するために、非常に薄い有機皮膜を均一に付けることができる。従って組立て後の浸漬塗装に比べ塗料が節約できる上に熱伝導の点からも有利である。
- (iii) コイルコートであるために塗料がえが容易で小ロット生産にも適している。
- (iv) 加工性の良好な塗膜の場合プレス油省略の可能性もある。

### 2.2.2 塗装フィン材“CCシリーズ”

#### (1) CC処理工程

CC処理の工程は アルミニウムコイル→脱脂→水洗→有機皮膜塗布→乾燥→焼付けであり、コイルフォームで連続的に処理される。

先ずアルミニウム表面に付着している圧延油、汚れ等は脱脂、水洗によって除去され、次の塗装工程で清浄な表面に皮膜剤を塗布する。塗布はロールコートで行なうため浸漬塗装等に比べて均一な塗膜が形成される。乾燥、焼付けは正確な温度管理のオープンで行なわれるため、浸漬塗装などによる焼付温度の不足による問題やベーパーウォッシュの現象などによる問題が全くなく、十分な性能を持つ塗膜の形成が可能である。

#### (2) CCシリーズの種類と特徴

CCシリーズにはオールシーズンタイプを対象として耐食性を重視したCC101、CC251と、水濡れ性の改良を目的としたCC201、CC301の4種類である。それぞれの特徴を表4に示す。また、表5にはCCシリーズと化成皮膜処理、ペーマイト処理および他社処理材の性能試験結果を示す。CC処理の皮膜そのものは無色透明であるが、清涼感を持たせ又材料管理を確実にするために薄い透明ブルーに着色している。塗料および着色材は公害上問題のないものを使用している。

#### (3) 水濡れ性改良の意味

エネルギーコストの高騰に伴ない省エネルギー型のエアコンの開発は空調業界あげての目標となっている。冷房能力を高めるためにフィンの面積を広げ、またデザイン的に小型化の傾向にあることを背景に、フィンピッチは従来よりもさらに狭くなる傾向にある。この際問題となるのがフィン材の表面に水滴が結露し、フィン材の間でブリッジを形成し、通風抵抗を著しく増加するという問題である。

フィン材の間隔が十分広い場合にはフィン材表面は撓水性であっても結露水は球状になって落下する。しかし最近のようにフィンピッチが狭くなった場合にはブリッジを形成する。これを防ぐためにはフィン材表面を親水性にし、フィン材表面に薄い水膜が形成され結露水はフィン下部よ

表3 フィン材処理法の比較

工程上の分類	処理の種類	防食性	水濡性	特徴
組立て後の処理	塗装	○	○ × (注 <sup>1</sup> )	液管理がむずかしく、また塗料の持ち出しが多い。形状が複雑なため、均一な塗膜が得られない。塗料の乾燥が内部で不十分になる可能性が大きい。
	ペーマイト処理	×	○	水濡れ性に優れる。液管理がむずかしく処理時間も長い。耐食性が劣る。
	クロメート処理 (化成処理)	○	× (注 <sup>2</sup> )	耐食性は良好である。白粉対策として使用実績がある。クロムの公害対策が必要。
プレコート方式	塗装	○	○ × (注 <sup>1</sup> )	均一でうすい塗膜が可能。焼付条件も一定であり、品質が安定している。塗料換えが容易でいろいろな機能のフィン材が可能。
	ペーマイト処理	×	△	処理時間が長く量産には向かない。液管理がむずかしい。プレス油により水濡れ性は低下する傾向がある。
	クロメート処理 (化成処理)	○	× (注 <sup>2</sup> )	耐食性は良好で、白粉対策として使用実績がある。公害対策が必要。加工性に難点がある。

(注1) 塗料の種類による。

(注2) 処理の直後は親水性であるが、経時に撓水性となる。

り自然落下するようにしなければならない。

通風抵抗について親水性表面、撓水性表面およびドライエアで比較した実験の一例を図3に示す。ここで $U_f$ は前面での風速、 $\Delta P$ は通風抵抗、 $\Delta P_0$ は $U_f$ が1.0 m/sの時のドライエアの通風抵抗を示す。この様に撓水性表面がドライエアと比較して著しく通風抵抗が増すのに対して親水性表面はドライエアに近い通風抵抗であることを示している。

通風抵抗の低下はフィンピッチを小さくしてクーラーの小型化が可能ばかりでなく、ファンモーターの小型化による騒音防止にも繋がる。

表4 表面処理アルミニウムの種類と特徴

分類	処理名	表面処理剤	特徴
撓水性タイプ	CC101	熱可塑性樹脂	昭和52年より実用化されており、耐食性・加工性に優れているが、耐ブロッキング性・耐トリクレン性に難点がある。
	CC251	熱硬化性樹脂	CC101の改良タイプでトリクレン性・ブロッキング性・耐熱性に優れている。
親水性タイプ	CC201	熱硬化性特殊樹脂	トリクレン性・耐熱性・ブロッキング性に優れるが、フィン形状によってはプレス成形性にやや難点がある。 乾燥時の接触角は大きいが、湿润時には完全な親水性表面となる。
	CC301	熱硬化性樹脂	加工性、耐ブロッキング性、耐トリクレン性および耐食性に優れている。
比較	Bt-712	クロメート化成処理	従来より使用されており、ブロッキング、トリクレンなど作業性は良好であるが、プレス成形性および公害対策面で難点がある。処理直後は親水性であるが、経時に撓水性表面となる。

表5 CCシリーズの性能と他の処理方法との比較

項目	処理名	CCシリーズ				他の方法		
		CC101	CC201	CC251	CC301	Bt 712 (化成皮膜)	ペーマイト	他社材
1 耐食性	塩水噴露試験 <sup>(1)</sup>	500Hr	200Hr	300Hr	300Hr	100Hr	50Hr	100Hr
2 水濡れ性	水接觸角	そのまま 83°	102°→40°	73°	28°	80°	5°	64°
	プレス油 トリクレン脱脂	—	—	—	46	—	90	58
3 耐ブロッキング性	水浸漬法	撓水	全面濡れ	撓水	全面濡れ	撓水	全面濡れ	全面濡れ
	(実績)	問題あり	良好	良好	良好	良好	良好	良好
4 プレス成形性	皮膜密着性	良好	やや劣る	良好	良好	やや劣る	やや劣る	—
	摩擦係数 (プレス油無)	0.32/0.30	0.50/0.37	0.50/0.28	0.43/0.33	—	—	—
5 耐トリクレン性	80°C×5min	25%	2%	5%	5%	0%	0%	-11% (膨潤)
	(浸漬重量減) 80°C×60min	40%	3%	9%	12%	0%	0%	-15% (膨潤)
6 耐熱性 (外観)	300°C×1min	淡褐色	ほとんど変化なし	ほとんど変化なし	淡褐色	ほとんど変化なし	—	ほとんど変化なし
	400°C×1min	茶褐色	〃	〃	茶褐色	退色	—	〃
7 均一性	表面処理時	均一	均一	均一	均一	色ムラ生ずる	均一	均一
8 毒性	溶出有無	無	無	無	無	クロム溶出	無	無

注. (1) 白錆発生5%以内。

(2) 化成処理後、室温乾燥直後は全面濡れるが経時により撓水する。また加熱乾燥した場合は撓水する。

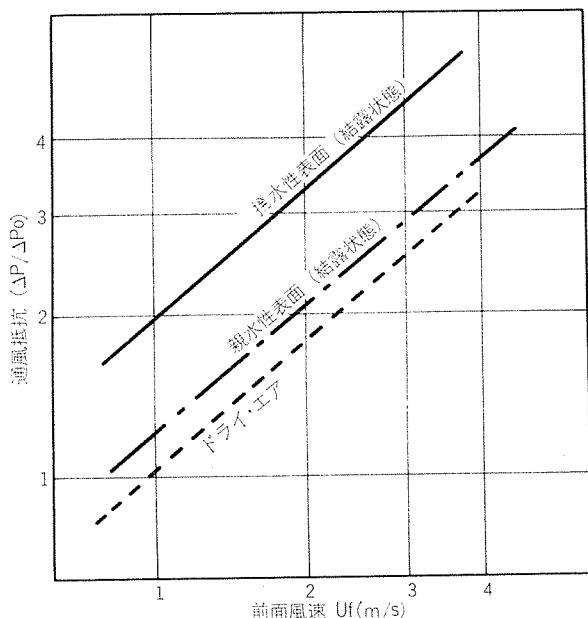


図3 通風抵抗におよぼす親水性表面の効果

## (4) CC201, CC301 の水濡れ性

CC シリーズの水濡れ性を接触角、結露法、水浸漬法および落下水滴法で試験した。試験方法は次の通りである。

- (i) 接触角 試験片の表面に純水 0.02 ml の水滴をマイクロシリンジで静かに接触させ 15 秒後の接触角を拡大投影機で測定した。
- (ii) 結露法 図4 に示す装置で試験表面に結露させ、結露の状況および水滴の落下状況を観察する。
- (iii) 落下水滴法 図4 に示すような装置で水平面上にあら量の水滴を静かに置き、試験片を 60°, 90° 傾けた時に落下する水滴の量の最小値を測定する。
- (iv) 水浸漬法 試験片を水に 10 秒浸漬後引き上げ、水のはじき状態を観察する。

CC シリーズの水濡れ性についての試験結果を表6、図5および図6 に示す。親水タイプの CC201, CC301 は水浸漬法において表面が十分水に濡れる。特に CC301 は落下水滴法、結露法においても優れた親水性を示すことが判る。CC201 については親水性が良いにもかかわらず、落下水滴法の結果が悪く水膜形式が CC301 より劣る。しかし、実機運転時の水膜形式を考えれば CC201 の親水性も十分使用可能と考えられる。また優れた親水性から注目されているペーマイト処理についてはプレス油塗布後の親水性はトリクレン脱脂をしても元のように回復しない。これは表面に形成した酸化皮膜であるペーマイト ( $\gamma$ -A10-OH) は非常に活性な表面であり、プレス油を吸着した後はトリクレン脱脂でも除去できない。従って結果的に撥水性表面に近づいたためと考えられる。

なお CC シリーズの親水性タイプは現在 2 種類であるが、CC201 の初期水濡れ性の改良、ペーマイト並みの親水性を持ったものなどを開発研究中である。種々の検討を経た後新タイプとして追加して行く予定である。

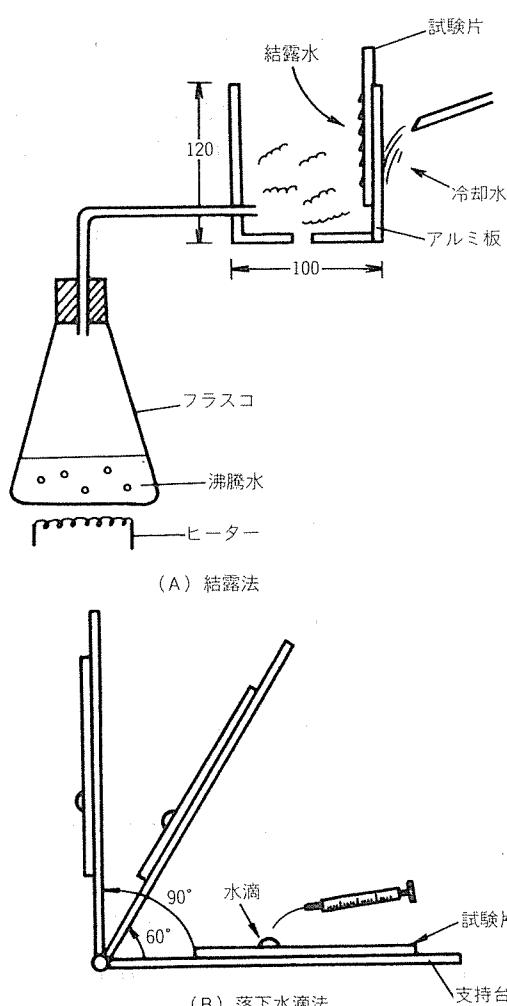


図4 水濡れ性試験方法

## (5) CC シリーズの成形性

塗装フィン材の成形性は表面に形成された  $1\mu$  程度の塗膜の性質に大きく左右される。塗膜の滑り性を評価するため行った動摩擦係数の試験結果を図7 に示す。プレス油の有無によって滑りの状態がかなり違うが、CC 処理材の成形性には次の様な一般的傾向がある。

- (i) CC101 塗膜の滑り性は最も良好である。既に 5 年間の使用実績があるが、プレス成形時のトラブルは殆んどない。無処理の材料と比較して限界フィン高さは飛躍的に増加する。
- (ii) CC201 親水性処理材であり、塗膜には有機成分と並んで親水性を保つために無機成分が含まれているため、滑り性は悪くプレス油をつけても CC101 並みの滑り性は得られない。従って加工度の低いフィン加工にしか適用されない。
- (iii) CC251 熱硬化性樹脂を使用しているため塗膜は硬く、無潤滑時の滑り性は CC101 より劣るが、プレス油の塗布された加工時には CC101 並みの滑り性に改善される。
- (iv) CC301 塗膜の性質上 CC101 に次いで加工性は良好である。フィンプレス時には CC101, CC251 並みの

表6 CC シリーズの水濡れ性（接触角・結露法・水浸漬法）

分類	処理の種類	接 触 角		結 露 法		水 浸 漬 法	
		そのまま	プレス油	そのまま	プレス油	そのまま	プレス油
CC シリーズ	CC101	--	--	×	×	×	×
	CC201	116°	--	△	△	○	○
	CC251	76°	--	×	×	×	×
	CC301	32°	46°	○	○	○	○
他 の 方 法	ペーマイト	13°	100°	--	--	○	○
	他 社 材	64°	50°	○	○	○	○

(注1) プレス油塗布後トリクレン脱脂5分。

(注2) 結露法、水浸漬法の評価 ○ 良く濡れる △ 水濡れやや劣る × 濡れない

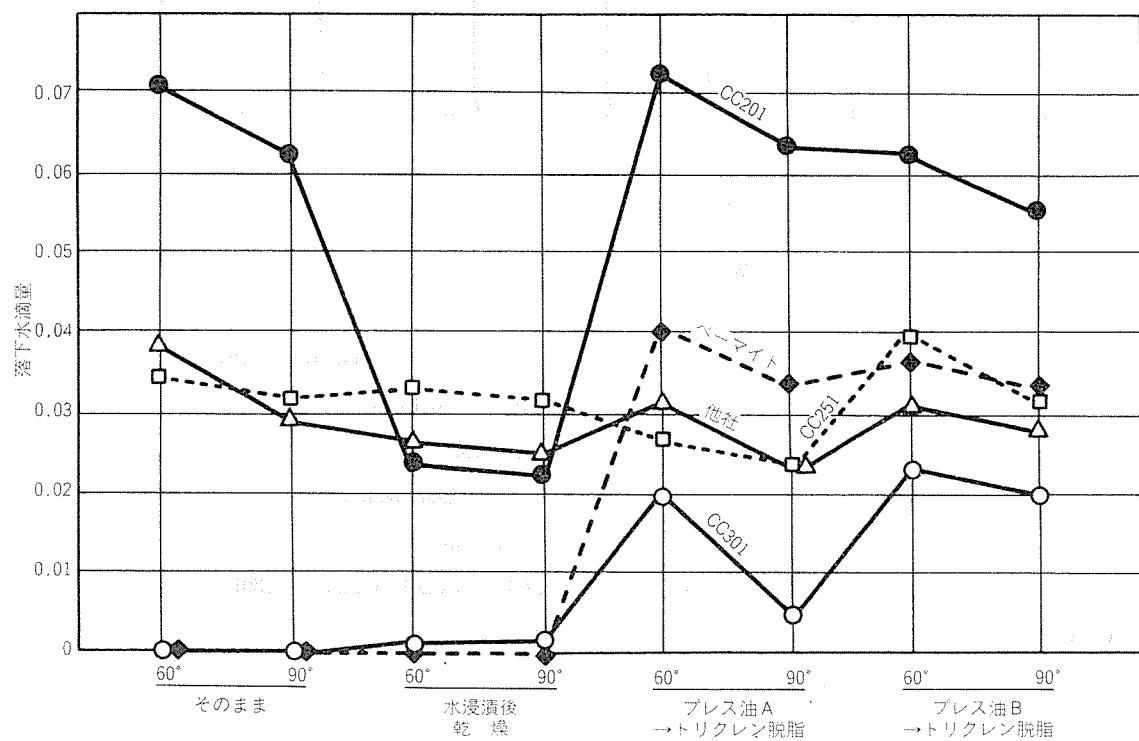


図5 CC シリーズの水濡れ性（落下水滴法）

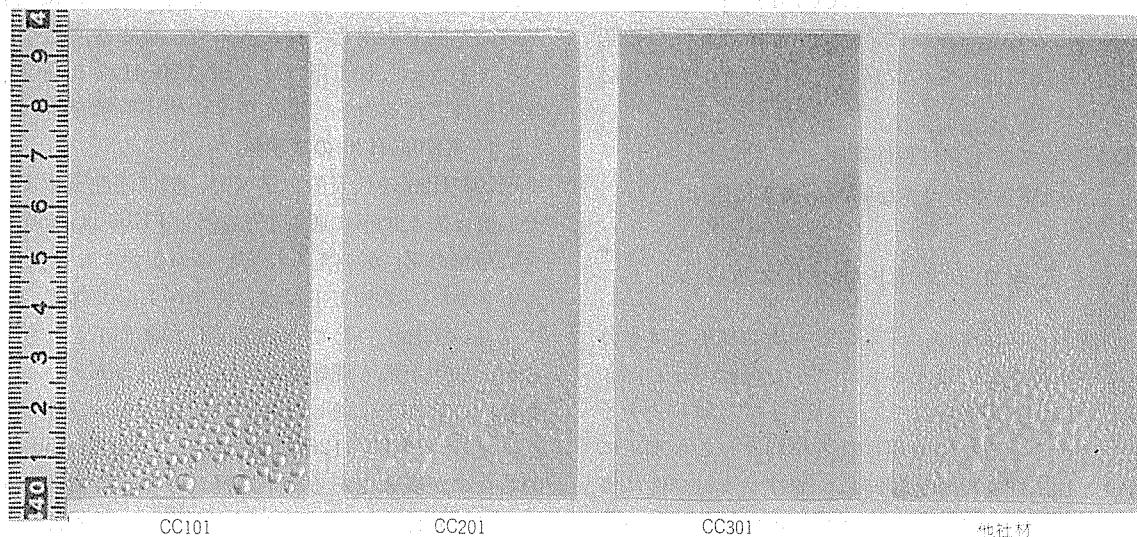


図6 結露法による水濡れ性の比較

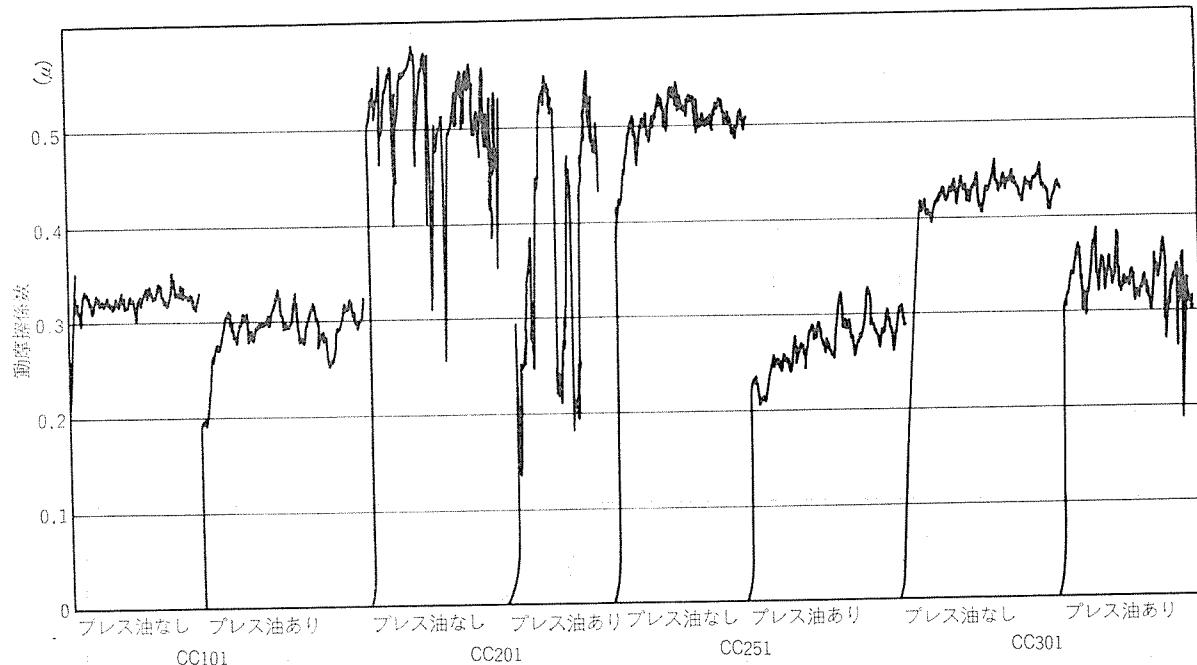


図7 塗装フィン材の動摩擦係数

表7 製作標準仕様

項目		仕 様
材質一質別		純アルミニウム—O, H22, H24
板 厚		0.08 ~ 0.15mm
板 幅		1320 mm 以下
アルミニウム	コイル	75, 150, 200, 300, 508 φ
	单 重	2 kg/mm 以下
C C 处理	皮 膜 剤	CC101, CC201, CC251, CC301
	皮 膜 量	1 μm
	色 調	透明ブルー

加工性が得られる。

塗装フィン材の成形性についてはCC101以外に実績がないため実機による量産試験によってプレス成形性の確認を行うとともに塗料面からの改良研究を今後とも進める必要がある。

#### (6) CCシリーズフィン材製作範囲

CCシリーズの現在製造可能な範囲を表7に示す。

### 3. しごきフィン（ドローレスフィン）

フィンの薄肉化に伴ない、従来の張り出し加工では十分なフィン高さを得がたいことから、フィンの壁部をしごき加工することによって必要なフィン高さを得た新しいタイプのフィンである。これに使用される材料はしごき加工に適した強度と加工性を持つと同時に、伸びフランジ性に優れ、フラットリング、リブに代表される各種のコルゲート加工で良好な成形性と形状凍結性を持つことが必要である。

硬質フィン用材 FK03-H26 はこのような要求を満たすべく、当社の持つ特許（公告昭和39-24205, 同39-24206）に基づいて開発実用化されたもので、従来から広く使用してきた張り出し加工用フィン材 A50-H22 と同等以上の耐食性、加工性を有し、既に多くの使用実績を持っている。

#### 3.1 FK03-H26 の成形性

FK03-H26 の代表的化学成分、機械的性質およびエリクセン値は表1に示す通りであるが、FK03 は A50 の化学成分に微量の Zr が加えられているのが大きな特長である。しごきフィンの加工工程はコルゲーション加工一パンチ・バーリング加工一しごき加工一しごき加工という工程であるが、加工上最も問題となる工程はパンチ・バーリング工程で、この加工に適した材料は伸びフランジ性が良い材料と言える。FK03-H26 の伸びフランジ性を A50-H26 と比較したのが表8である。下穴径（ピアシング径）を変えることにより伸びフランジ率を変化させて限界伸びフランジ率を求めた。伸びフランジ率は次の式によって表わされる。

表8 単発しごきバーリング試験結果

材 料	諸性質	下穴径 (ピアシング径, mm)	伸びフランジ率 (%)	フィン高さ (mm)	加工結果 (1000 カラー 部個数による目視結果)
FK03-H26 板厚 0.10 mm	5.5	50.9	2.17	5%割れ	
	5.6	48.2	2.10	0% "	
	5.7	45.6	2.02	0% "	
	5.8	43.1	1.95	0% "	
	5.9	40.7	1.87	0% "	
A50-H26 板厚 0.10 mm	5.5	50.9	2.17	46% "	
	5.6	48.2	2.10	25% "	
	5.7	45.6	2.02	14% "	
	5.8	43.1	1.95	0% "	
	5.9	40.7	1.87	0% "	

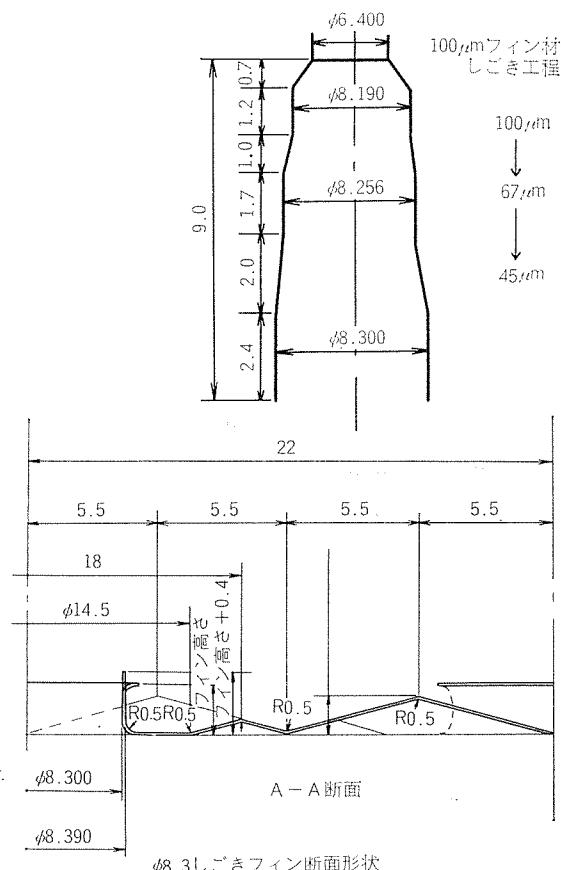
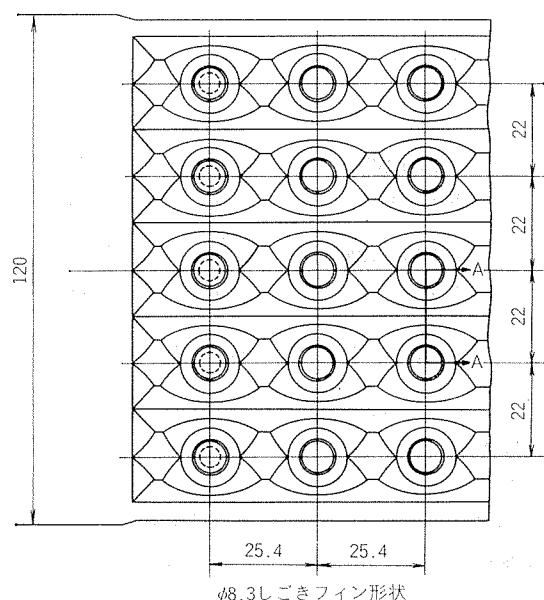
$$\text{伸びフランジ率} = \frac{d_f - d_o}{d_o} \times 100 (\%)$$

$d_o$  : 下穴径(ピアシング径)

$d_f$  : フィン内径(本試験では  $8.3\phi$ )

この試験に使用したポンチ及びダイの形状を図8に示す。これらのポンチ、ダイを使用することにより1ストロークのプレス加工で2回のしごき加工を加えることが可能である。このポンチ、ダイは後述のフィンプレス型にも使用されている。フィン加工では伸びフランジ性ばかりでなく、

コルゲーション部の成形性が問題となるため、5列のしごきフィンプレス型によってフィン成形性を調査した。フィン形状及び加工工程を図9、10に示す。しごきフィン型はフィン内径  $8.3\phi$ 、フィンピッチ  $25.4$  mmで、下穴径(ピアシング径)を  $5.7$ ,  $5.9\phi$  と2種類変えたものを用意した。加工結果は表9に示すがコルゲーション部に割れ発生は無く、伸びフランジも表8の結果同様 FK03-H26 は A50-H26 に比べ極めて伸びフランジ性が良く、しごきフィン用材料として適していることが判る。

図8  $\phi 8.3$  しごきフィン用工具形状と  $100\mu\text{m}$  フィン材しごき工程 $\phi 8.3$  しごきフィン形状図9  $\phi 8.3$  しごきフィン

### 3.2 FK03 の耐食性

しごき加工用フィン材料は使用板厚が0.10~0.115mmとバーオーク型フィン材料と比べると薄く、又しごき加工によって形成されたフィン部は壁厚が45~50μmと極めて薄いため、耐食性が張り出しフィン以上に問題となる。表10, 11に塩水噴霧試験、交互浸漬試験、全浸漬試験の試験方法及び試験結果を示すが、しごきフィン材料FK03-H26は従来の張り出し加工用材料A50-H22と比べ同等もしくはそれ以上の耐食性を有している。

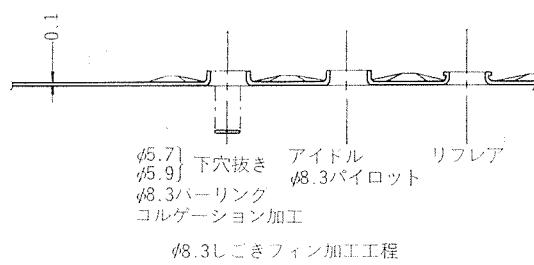


図10 Ø8.3しごきフィン加工工程

表9 5列フィン加工試験結果

諸性質 材 料	下穴径 (ピアシング径, mm)	伸びフランジ率 (%)	フィン高さ (mm)	加工結果(1000カーラー 部個数による目視結果)
FK03-H26	5.7	45.6	2.10	0%割れ
	5.9	40.7	1.87	0% "
A50-H26	5.7	45.6	2.10	13% "
	5.9	40.7	1.87	0% "

表10 耐食性比較試験方法

名 称	試 験 内 容	備 考
塩水噴霧試験	5% NaCl 溶液 (PH6.8, 35°C) 噴霧	ASTM B117 JIS Z 2371
交互浸漬試験	3% NaCl 溶液 (PH3 酢酸調整, 40°C) 30分浸漬 ↓ 熱風により 30分乾燥 ↑	ASTM B192
全浸漬試験	(1) 水道水 室温	
	(2) 水道水 40°C	
	(3) 3%NaCl 溶液 室温	
	(4) 3%NaCl 溶液 40°C	

表11 A50-H22 と FK03-H26 材の耐食性比較

材 料	試験期間 (日)	耐食試験による重量減少値 (mg/cm <sup>2</sup> )							
		塩水噴霧	交互浸漬	全 浸 漬					
				水道水 室温	水道水 40°C	3%NaCl 室温	3%NaCl 40°C		
A50-H22 0.12mm板厚	7	0.011	0.496	0.003	0.011	0.003	0.240		
	15	0.091	0.749	0.006	0.014	0	0.306		
FK03-H26 0.10mm板厚	7	0.037	0.529	0.010	0.036	0.006	0.206		
	15	0.050	0.860	0.021	0.020	0.009	0.263		

### 4. おわりに

当社のフィン材は既に多くの需要家の皆様からその安定した生産と優れた品質に対して高い評価を受け、幅広く御使用いただいている。新機種、新加工技術などの開発に伴なう新素材の御要求についても、常にこれに対応できる技術と体制を整え、その成果は長い歴史を持つ当社の誇りとするところである。

本解説では最近における熱交換器用プレートフィン材の動向について説明したが、熱交換器部門はアルミニウムの大きな需要分野であり、オイルショック後の高騰するアルミニ価格にも拘らず着実に需要は伸びており、今後ともその拡大は期待される。当社としてもユーザーの御期待に沿うべく高品質のフィン材の開発に努力していきたいと考える。

## アルミニウム合金漁船の現状と二, 三の技術資料

竹内勝治\* 杉山禎彦\*\*  
中村授\*\* 菅野次郎\*\*\*  
横山正義\*\*

## The Present Situation and Technical Informations of Aluminium Alloy Fishing Boats

by Katsuzi Takeuchi, Yoshihiko Sugiyama, Sazuku Nakamura,  
Jiro Sugano and Masayoshi Yokoyama

# アルミニウム合金漁船の現状と二、三の技術資料

竹内勝治\* 杉山禎彦\*\*  
中村授\*\* 菅野次郎\*\*\*  
横山正義\*\*

## The Present Situation and Technical Informations of Aluminium Alloy Fishing Boats

by Katsuzi Takeuchi, Yoshihiko Sugiyama, Sazuku Nakamura,  
Jiro Sugano and Masayoshi Yokoyama

### 1. はじめに

我が国における全アルミニウム合金船の建造は昭和28年の塔載漁艇(5.57トン)2隻に始まり、初期の頃は毎年数隻程度であった。昭和29年の海上保安庁15m巡視艇“あらかぜ”(16トン)、最高速力48ノットを出した昭和35年の魚雷艇10号、また、最近では昭和55年の大型高速旅客艇“シーホーク2”(519.94トン)等が著名であり、日本小型船舶検査機構に昭和54年度末に登録されている検査対象船は2,000隻を超えている<sup>1)</sup>。

このように、海上保安庁の巡視船(艇)、防衛庁艦艇、高速救命艇、水中翼船、ホーバークラフト等アルミニウム合金船の実績が増加し、500トン級の高速客船が建造されるようになったが、最近2~3年来、注目を浴びているのが漁船である。すなわち、香川県の(株)藤本造船鉄工所が昭和52年12月に底曳き網漁船“金昆羅丸”(4.9トン)を建造したのを契機としてアルミニウム合金漁船が全国的に広まり、現在、40数か所の造船所が建造の実績をもち、その総数は100隻余となっている。このような動向の中に、アルミニウム合金高速艇等を在来から建造してきた造船所と、新たにアルミニウム合金漁船を手掛けようとする造船所との間には技術格差があるわけで、健全な発展を望むためには漁船に適した設計なり工作法の普及が必要と考えられる。当社はこのアルミニウム合金漁船の開発段階より積極的に活動を行なってきたので、この機会に、設計に必要な材料に関する技術資料と経験した問題点をまとめてご参考に供したい。以下においては、漁船の現況、使用材料と強度、設計例、施工例(カットモデルの試作)、応力測定、き裂と対策、腐食調査結果などについて述べる。

### 2. 漁船の現況とアルミニウム合金漁船の利点

図1は最近10年間の海水漁船の動向を示す。漁船総隻数は毎年増加の傾向をもち、動力漁船、とくにFRP動力船が著しい比率で伸び、無動力漁船が漸減している。トン数別では3トン未満が大半を占め、ついで3~5トン未満、10トン以上、5~10トン未満の順である。

表1は昭和55年12月末における海水漁船の統計で、総数は43万隻弱、うち動力漁船が40万隻強、残りの3万隻弱が無動力漁船である。動力漁船の48.5%はFRP船であり、

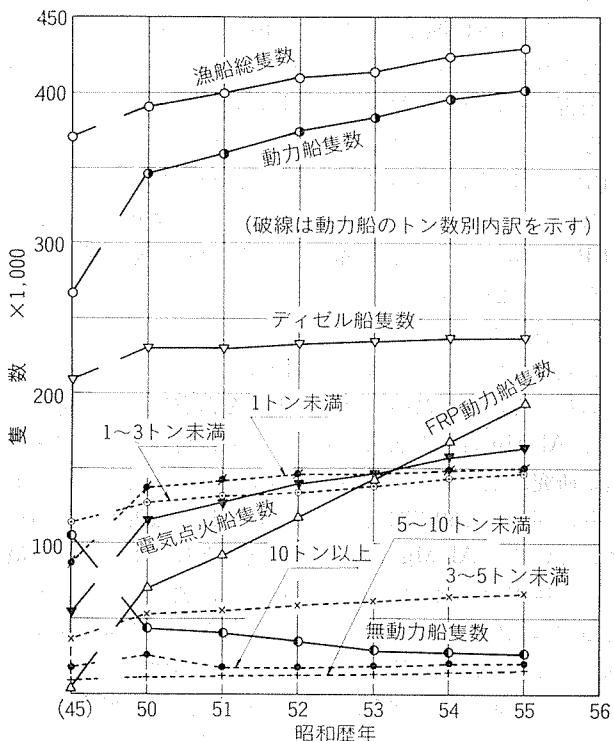


図1 海水漁船勢力推移

\*技術研究所 工学博士

\*\*技術研究所

\*\*\*高松営業所

表1 昭和55年12月末現在海水漁船（水産庁漁船統計表より抜すい）

区分	分	総 数		鋼 船		木 船		FRP 船	
		隻 数	%	隻 数	%	隻 数	%	隻 数	%
動力漁船	計	401,350	100	9,791	2.4	197,003	49.1	194,556	48.5
	0~0.9トン	149,328	37.2	123	0.1	85,561	57.3	63,644	42.6
	1~2.9トン	148,131	36.9	79	0.1	67,467	45.5	80,585	54.4
	3~4.9トン	67,408	16.8	263	0.4	30,025	44.5	37,120	55.1
	(5トン未満小計)	(364,867)	(90.9)	(465)	(0.1)	(183,053)	(50.2)	(181,349)	(49.7)
	5~9トン	15,896	4.0	357	2.2	7,592	47.8	7,947	50.0
無動力漁船	計	27,504	100	—	—	17,887	65.0	9,617	35.0
	0~0.9トン	24,344	88.5	—	—	15,318	85.6	9,026	93.9
	1~2.9トン	2,012	7.3	—	—	1,618	9.1	394	4.1
	3~4.9トン	582	2.1	—	—	524	2.9	58	0.6
	(5トン未満小計)	(26,938)	(97.9)	(—)	(—)	(17,460)	(97.6)	(9,478)	(98.6)
	5トン以上	566	2.1	—	—	427	2.4	139	1.4
合 計		428,854	100	9,791	2.3	214,890	50.1	204,173	47.6

前年の168,046隻、43.5%と比べて木船（前年は215,916隻、55.9%）に近づいている。なお、鋼船は2.4%で前年（2,235隻、0.6%）より増加している。

以上のように、海水動力漁船の現状は木船の減少、鋼船の微増、隻数の増加をFRP船で埋めているわけである。FRP船は工法の簡易さと量産性、軽量性、耐食性、船型の美麗さ、および関係者の努力によって木船の代替として成長してきた。アルミニウム合金漁船は昭和40年代の始めに2、3の造船所で建造されたのは事実であるが、当時余り注目されなかったのはFRP船の発展期に直面したためかも知れない。

しかし、FRP漁船は誕生して10年余、前掲の図1に示したように毎年およそ1万隻ずつ増加してきたが、建造時の公害、近い将来における廃船時の処理の難しさ等が問題点として最近認識され始めた。いっぽうにおいて、このFRP漁船に代わる新しいもの、という要求も出ている。したがって、アルミニウム合金漁船は木船よりも、むしろFRP船の市場をどの程度蚕食できるかが今後の動向となる。昭和24年8月に関係官庁、学識経験者、造船・軽金属関係者をもって「船舶用軽金属委員会」が設立された。その設立趣旨<sup>2)</sup>は、当時の諸外国におけるアルミニウム合金の利点を活用した船質改善の実状を考慮し、船舶材料としてAl-Mg合金を活用促進するため、材料・工作法・構造の研究、機器・機関部品などの試作研究を行なうことであり、現在まで32年間運営されて17回目の報告書<sup>3)</sup>が刊行されている。Al-Mg合金使用の利点としてあげられた第一は船体重量軽減に伴う機関の重量減、載荷重量増、上部構造物に使用することによって重心点を下げる復元性能の向上等であり、更に使用範囲が拡がれば船体主要寸法の変更および推進性能の向上、燃料消費量の節減が図れる、第二は非磁性の金属であるため、磁気羅針儀付近の構造機器に利用して航海の安定性を高め得る、第三は鉄鋼と同じく

不燃性であるから不慮の災害を少なくすることができます。

船舶のアルミ化に対する考え方そのまま漁船のアルミ化に適用できるのは当然である。

当時は鋼船のアルミ化が対象であったが、FRP漁船と比較してのアルミニウム合金漁船の利点は、次のようにある。

(1) FRP漁船より軽量であるから高速化することができる。

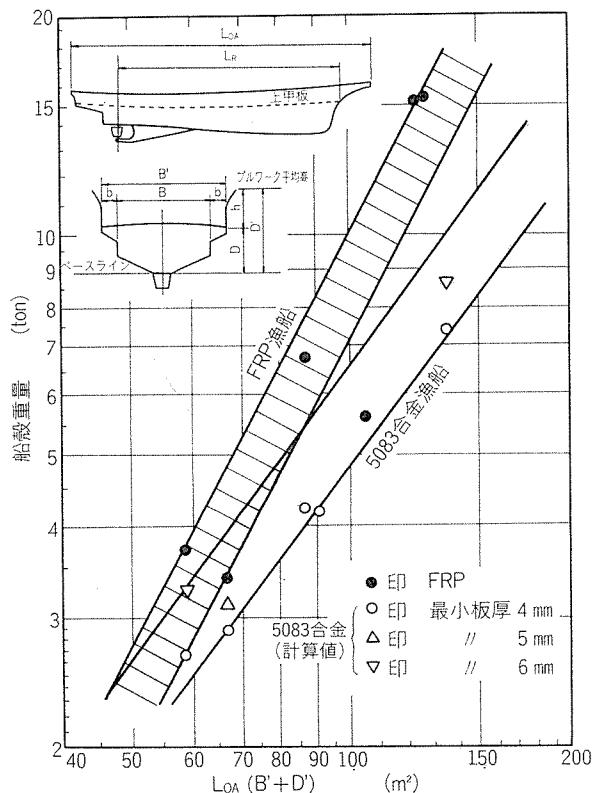


図2 アルミニウム合金漁船とFRP漁船の船殻重量比較  
(アルミニウム合金船委員会)

表2 船舶用アルミニウム合金展伸材の化学成分と製造区分

J I S 呼 称	化 学 成 分 (%)									J I S 規 格 製 造 区 分 <sup>(1)</sup>			
	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Cr	Ti	Al	板 (H4000)	押出形材 (H4100)	押出管 (H4080)	押出棒 (H4040)
5052	2.2~2.8	<0.25	<0.10	<0.10	<0.10	<0.10	0.15~0.35	—	残部	○	○	○	○
5454	2.4~3.0	"	"	"	0.5 ~1.0	<0.25	0.05~0.20	<0.20	"	○	○	○	×
5083	4.0~4.9	<0.40	"	"	0.40~1.0	"	0.05~0.25	<0.15	"	○	○	○	○
5086	3.5~4.5	"	<0.50	"	0.20~0.7	"	"	"	"	○	×	×	×
6061	0.8~1.2	0.40~0.8	<0.7	0.15~0.40	<0.15	<0.25	0.04~0.35	<0.15	残部	○	○	○	○
6063	0.45~0.9	0.20~0.6	<0.35	<0.10	<0.10	<0.10	<0.10	<0.10	"	×	○	○	○

注. (1) ×印は規格なし。

表3 アルミニウム合金展伸材の使用例

区 分	適 用 合 金 <sup>(1)</sup>	素 材 形 态
船 艛 外 板	5083, 5052, 5086, 5454	板
竜 骨, 肋 骨	5083, 5454	板, 形
甲 板	5083, 5052, 5086	板
舷 窓	6063, 5052, 5454	形
マ ス ト	6063, 6061, 5454, 5083	管, 板, 形
煙 突	5052, 5086, 5083	板
舷 梯 等	5052, 5083, 6063, 6061	板, 形, 管

注. (1) 市場性, 強度等の面より最初に記した合金を優先とする。

き, 漁獲物の鮮度が落ちない。また, 燃料の節減がはかれる。図2はFRP漁船とアルミニウム合金漁船の船殻重量を比較<sup>4)</sup>したものであり, 後者のほうが大型船になるにつれて有利なことがわかる。

(2) 廃船時に資源を再利用することができ, しかもスクラップ価格が高い。FRP漁船は廃船にする場合の適切な処理方法が現在未確立である。

(3) 耐食性がすぐれている。FRP漁船が廃船となる問題点の一つに心材として使用した木材の腐食がある。なお, アルミニウム合金漁船は無塗装の部分があっても差支えない。

(4) 低温特性, 耐衝撃性がすぐれている。

以上の経緯と利点から中小造船所がアルミニウム合金漁船の建造に関心を示され始めたが, 問題となるのは溶接施工技術である。昭和54年当初, (社)小型船舶工業会所属の企業数は1,100社で, そのうちアルミニウム合金船を改修できる企業はわずか20社程度であった。しかし, 昭和56年度末において, アルミニウム溶接技術検定委員会で実施しているJIS Z3811による溶接技術検定に合格し資格を取得した企業は44社, これらの他に大企業で既に手がけているものを加えれば57社に達した<sup>1)</sup>。これらの動向と関連して昭和53年12月に, アルミニウム合金漁船の健全な発展と漁船に適した正しい設計法, 工作法の研究と普及に当面的を絞った「アルミニウム合金船委員会」が(社)軽金属溶接構造協会と船舶用軽金属委員会によって設立された。前述した船舶用軽金属委員会は高度の性能を追求するのに対して, この委員会は比較的小規模の設備で経済的にアルミニウム合金船を建造する技術を検討しようとするもので, す

でに第1回の「アルミニウム合金製漁船調査報告書」が昭和55年12月に刊行<sup>4)</sup>された。

なお, (社)小型船舶工業会によるアルミニウム合金船講習会は昭和55年以降各地で開催されている。また, アルミニウム合金船の法定耐用年数は従来の実績が認められて, 昭和54年3月31日付大蔵省令第16号でそれまでの5年から鋼船と同じ9年となった。

### 3. 漁船用アルミニウム合金

#### 3.1 構造用材料

(1) 合金の種類と調質 漁船に使用される構造用アルミニウム合金は強度, 溶接性, 耐食性および市場性の見地からAl-Mg系合金5083, 5086, 5454, 5052およびAl-Mg-Si系合金6063および6061が主として用いられ, その化学成分とJIS規格製造区分を表2, 使用例を表3にそれぞれ示す。

一般的にいえば, 船殻は5083合金板の溶接構造(強度面で差支えない場合は5052合金板, 肋骨等は板曲げ加工もしくは5083や5454合金押出形材), 舷窓やマスト等は6063合金押出材である。

5083合金は主として軟質(O), または熱間圧延上り, あるいは押出のまま(以上H112), 6063合金は押出後急冷後焼もどし処理(T5), または焼入れ焼もどし処理(T6)したものを使っている。

Al-Mg-Si系合金の調質と熱処理条件を表4~5にそれぞれ示す。表4に表すH112, およびH材の溶接継手の強度は後述するようにO材の値に, また, 表5に示すT5, T6処理材の溶接継手の強度はT4材の値と類似になることに留意されたい。また, Al-Mg系合金の場合, 冷間加工後焼なましを必要とするときは表5に示す加熱温度を用い, 特に残留応力の除去を必要とするときは250~400°Cの範囲における加熱が望ましい。

(2) 物理的性質 設計上必要な物理的性質は下記の値を用い, 特に材質個々の数値を必要とする場合は表6による。

$$\begin{aligned} \text{縦弾性係数} &= E = 7,200 \text{ kg/mm}^2 \\ \text{横弾性係数} &= G = 2,750 \text{ kg/mm}^2 \\ \text{ポアソン比} &= \nu = 0.33 \end{aligned}$$

表4 Al-Mg合金の調質記号

記号	定義	説明
H112	製造のまま	特に調質の指定なく製造された状態を示す。 押出のまま、熱間圧延のままで、調質を受けない材料がこれにあたる。
O	焼なましにより最も軟かい状態となったもの。	焼なましにより完全に再結晶した状態を示す。 熱処理合金の場合は、焼なまし温度より緩かな冷却を行ない、焼入れの効果を完全に防止することが必要である。(表5参照)
H	H1n	nは2, 4, 6, 8の数字で示され、加工硬化の程度を示す。 すなわち、8は硬質別、4はOと硬質材の中間(1/2硬質)の加工硬化状態であることを示す。2, 6はそれぞれOと1/2硬質、1/2硬質と硬質の中間の加工硬化状態であることを示す。
	H2n	加工硬化させたものに適度の焼なましをしたもの。
	H3n <sup>(1)</sup>	冷間加工を行ない、さらに安定化処理したもの

注. (1) Al-Mg合金は冷間加工したままのH1nの状態で長時間放置すると耐力がわずかに低下し、伸びが増加する。  
このような経年変化を防止するため、冷間加工後130~170°Cで加熱を行なう。この加熱を安定化処理という。

表5 热処理条件(調質記号, O, T4, T5, T6)

合 金	焼なまし条件 <sup>(1)</sup>	焼入れ条件 <sup>(3)</sup>	焼もどし条件 <sup>(4)</sup>
5052 5454 5083 5086	340~410°C空冷 または 炉冷	—	—
6061 6063	340~410°C空冷 または 炉冷 <sup>(2)</sup>	515~550°C水冷 515~525°C水冷	170~180°C×8 hr 約 175°C×8 hr

注. (1) この焼なましを施したものは、いずれも調質記号がOとなる。  
 (2) 热処理材を焼なましする場合は、約410°Cに加熱し、1 hr以上その温度に保持する。冷却は260°Cまでは28°C/hr以下の速度で行なうことが望ましい。  
 (3) 烧入れ後、通常4日間程度の常温放置で時効を完了する(調質記号-T4、特に需要家において規定の条件でT4処理したものとT42という)。  
 (4) 烧入れ後、焼もどし処理したものをT6処理という(特に、需要家において規定の条件でT6処理したものをT62という)。  
 T5処理は高温加工から急冷し、焼もどし処理したもので、6063合金など高温加工(押出)後の冷却で焼入れ効果が得られやすい合金に適用される。

表6 物理的性質

材 質	比 重 $\rho$	綫弾性係数 E (kg/mm <sup>2</sup> )	横弾性係数 G (kg/mm <sup>2</sup> )	熱伝導度 25°C (C G S)	導電率 20°C (IACS %)	線膨張係数 20°C (10 <sup>-6</sup> /°C)	ポアソン比 $\nu$
5052(全質別)	2.68	7.150	2.700	0.33	35	—	—
5454-O	2.69	7.250	2.750	0.32	34	—	—
5083-O	2.66	"	"	0.28	29	24	0.33
5086(全質別)	"	7.150	2.700	0.30	31	—	—
6061-T6	2.70	7.050	2.650	0.40	43	—	—
6063-T5	2.69	"	"	0.50	55	24	0.33

$$\text{線膨張係数 } \alpha = 0.000024/\text{°C}$$

$$\text{比 重 } \rho = 2.7$$

(3) 機械的性質 標準的な機械的性質は表7に示す。これらの値は製造方法、厚さや形状の相違などを考慮した平均値である。

(4) 溶接継手の機械的性質 5083-O, 4 mm板を代表例として、その自動ミグ溶接条件を表8、突合せ、十字す

み肉、前面すみ肉および側面すみ肉各溶接継手の機械的性質を表9~12<sup>(5)</sup>にそれぞれ示す。また、表13は異材質板との組合せも含む自動ミグ突合せ溶接継手の機械的性質を示す。

(5) 耐食性 Al-Mg系合金は耐海水性にすぐれおり、実用上は無塗装でも差支えないが、一般に多少の孔食を生じやすい。表14はAl-MgおよびAl-Mg-Si系合金を

表7 標準的機械的性質<sup>(5)</sup>

材質	引張性質				ブリネルかたさ (10/500)	せん断強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	疲れ強さ <sup>(2)</sup> (kg/mm <sup>2</sup> )
	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	板(1.6mm厚) 棒(12.7mmφ)			
5052-O	19.5	9.0	25	30	47	12.5	11.0
	-H32	23.0	19.0	12	60	14.0	12.0
	-H34	26.5	22.0	10	68	15.0	12.5
5454-O	25.5	12.0	22	—	62	16.0	—
	-H112	“	12.5	18	62	16.0	—
5083-O	29.5	15.0	—	22	—	17.5	—
	-H321	32.5	—	16	—	17.5	16.0
5086-O	26.5	12.0	22	—	—	16.0	—
	-H32	29.5	21.0	12	—	—	—
	-H34	23.0	26.0	10	—	19.0	—
	-H112	27.5	13.5	14	—	—	—
6061-T4	24.5	15.0	22	25	65	17.0	10.0
	-T6	31.5	28.0	12	95	21.0	10.0
6063-T5	19.0	15.0	12	—	60	12.0	7.0
	-T6	24.5	22.0	12	73	15.5	7.0

注. (1) 展伸材の標準値を掲げたもので、製造方法、厚さや形状の相違などを考慮した平均値である。

(2) 回転曲げ、 $5 \times 10^8$ 回、10,000 rpm.

表8 5083-O, 4mm板の自動ミグ溶接条件

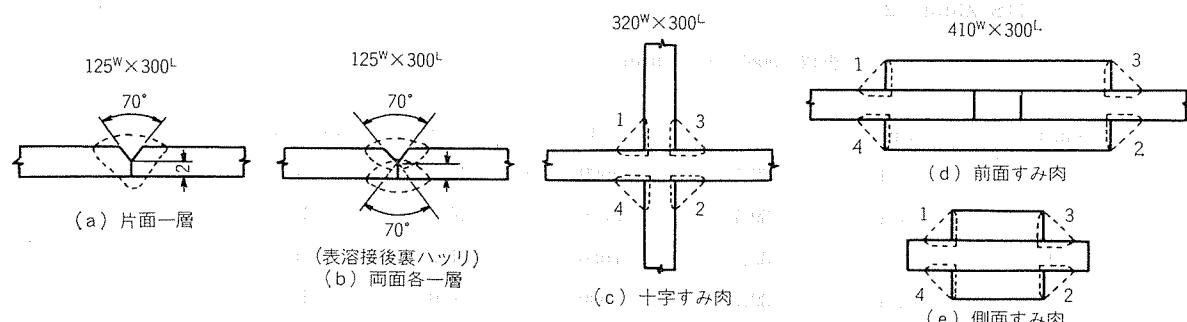
継手の種類	条件	溶接電流 (A)	アーク電圧 (V)	溶接速度 (cm/min)	アルゴンガス流量 (ℓ/min)	裏当て条件
(1) 突合せ継手	片面一層	180	20	70	25	溝付銅板
	両面各一層	160	19	80	“	—
(2) 十字すみ肉 継手	脚長 4.3mm	180	20	100	“	—
	“ 5.1mm	“	“	80	“	—
	“ 5.9mm	“	“	60	“	—
前面すみ肉継手 (脚長4.1mm)	—	180	20	100	“	—
	—	—	—	—	—	—
側面	(2)	“	“	“	“	—

注. (1) 突合せ継手 ( $70^\circ$ , ルート面 2 mm, 層間温度: 常温, トーチ角度:  $23^\circ$ , 圧延方向に平行溶接)

(2) 十字, 前面, 側面すみ肉 (層間温度: 常温, トーチ角度:  $20^\circ$ , 圧延方向に平行溶接)

試料角度:  $45^\circ$

溶接方法



(3) 電極ワイヤ: A5183-WY, 1.2 mmφ

表9 5083-O, 4 mm板突合せ継手の機械的性質

溶接の種類	試験片採取方向	余盛の有無	引張性質			継手効率(%)	破断位置
			引張強さ(kg/mm <sup>2</sup> )	耐力(kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)		
(母材)	(圧延方向に平行)	—	(31.3)	(15.5)	(24)	—	—
	(圧延方向に直角)	—	(31.0)	(16.2)	(23)	—	—
片面一層溶接	圧延方向に直角	有無	30.6	15.0	16	98.7	母材
			29.0	15.1	13	93.5	溶着金属
両面各一層溶接	圧延方向に直角	有無	31.4	15.3	20	101.3	母材
			29.4	15.2	14	94.8	溶着金属

注. (1) JIS Z2201, 5号試験片, 3点の平均値。

表10 5083-O, 4 mm板十字すみ肉継手の強さ<sup>(1)</sup>

目標脚長(mm)	実測脚長(mm)	幅(mm)	破断荷重(kg)	引張強さ <sup>(2)</sup> (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ <sup>(3)</sup> (kg/mm <sup>2</sup> )	破断位置
4	4.3	39.8	5460	32.4	>22.4	止端部から 60mm
	4.2	“	5490	32.5	>23.0	“
	4.3	39.7	5270	—	21.6	溶着金属
	4.3	“	5470	—	22.0	“
	4.3	“	5360	—	22.0	“
5	5.0	39.7	5430	32.3	>19.2	止端部から 20mm
	5.1	“	5420	32.2	>18.7	“ 20mm
	5.1	“	5450	32.4	>18.8	“ 40mm
	5.0	39.8	5240	31.0	>18.4	“ 30mm
	5.1	39.7	5440	32.2	>18.7	“ 60mm
6	5.9	39.8	5470	32.4	>16.3	止端部から 30mm
	6.0	39.7	5500	32.7	>16.2	“ 30mm
	5.8	“	5360	31.9	>16.3	“ 80mm
	5.9	39.8	5300	31.4	>15.8	“ 45mm
	5.9	39.7	5400	32.1	>16.1	“ 15mm

注. (1) JIS Z3131, 4号試験片。

(2) 原断面積より算出。

(3) 十字すみ肉計算式にて算出。

表11 5083-O, 4 mm板前面すみ肉継手の強さ<sup>(1)</sup>

目標脚長(mm)	実測脚長(mm)	幅(mm)	破断荷重(kg)	引張強さ <sup>(2)</sup> (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ <sup>(3)</sup> (kg/mm <sup>2</sup> )	破断位置
4	4.1	39.6	5500	32.8	>23.7	止端部から 8mm
	4.1	39.6	5380	32.0	>23.2	“ 10mm
	4.0	39.6	5340	31.8	>23.6	“ 13mm
	4.2	39.6	5420	32.3	>22.8	“ 10mm
	4.2	39.6	5410	32.2	>22.8	“ 10mm

注. (1) JIS Z3131, 2号試験片。

(3) 原断面積より算出。

(3) 前面すみ肉計算式にて算出。

表12 5083-O, 4 mm板側面すみ肉継手のせん断強さ<sup>(1)</sup>

目標脚長(mm)	実測脚長(mm)	幅(mm)	破断荷重(kg)	引張強さ <sup>(2)</sup> (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ <sup>(3)</sup> (kg/mm <sup>2</sup> )	破断位置
4	4.1	39.7	8600	27.0	>18.5	母材切削部
	4.1	39.7	8720	27.4	>18.8	“
	4.1	39.8	7680	24.2	>16.5	“
	4.1	39.8	8590	27.0	>18.4	“
	4.1	39.6	8320	26.2	>17.9	“

注. (1) JIS Z3132, 2号試験片。

(2) 原断面積より算出。

(3) 側面すみ肉計算式にて算出。

表13 アルミニウム合金板の自動ミグ溶接による機械的性質

母材の組合せ	電極ワイヤ	溶接継手の引張性質			継手効率(%)	曲げの効果
		引張強さ(kg/mm <sup>2</sup> )	耐力(kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)		
5052-H32 と 5052-H32	5183	20.3	10.3	19	85.5	良
	5356	21.1	10.7	19	86.0	良
5052-H32 と 5083-H113	5183	20.9	11.3	14	85.5	良
	5356	21.5	12.2	13	88.0	良
5052-H32 と 5086-H112	5183	20.9	11.1	15	85.5	良
	5356	21.5	11.9	15	88.0	良
5052-H32 と 6061-T6	4043	21.0	12.7	12	86.0	良
	5183	20.8	16.6	16	85.0	良
	5356	21.4	11.8	15	88.0	良
5083-H113 と 5086-H113	5183	30.7	15.3	16	89.5	良
	5356	28.8	14.7	14	84.0	良
5083-H113 と 6061-T6	4043	22.7	13.6	8	61.0	不可
	5183	22.2	13.6	9	65.0	良
	5256	22.8	13.9	9	66.0	良
5086-H113 と 5086-H112	5183	27.4	11.6	22	94.5	良
	5356	27.3	13.2	18	94.0	良
5086-H112 と 6061-T6	5183	22.5	12.6	11	78.5	良
	5356	22.5	12.5	15	88.0	良
6061-T6 と 6061-T6	4043	21.1	12.7	12	67.5	良
	5154	21.0	9.0	13	67.0	不可
	5356	21.3	13.5	13	68.0	良

注. (1) 試験片の板厚 9.5mm, 3層溶接 (60°-V開先, 裏当金付き)。

(2) 継手効率は低強度側の母材の値を基にして計算した。

表14 海水浸漬試験における最大孔食深さ (ALCAN社)

(単位 mm)

試験場所	Harber Island				Halifax				Esquimalt			
	1年	2年	5年	10年	1年	2年	5年	10年	1年	2年	5年	10年
材質												
5052-H34	0	0	0	0	0.13	0.50	0.15	0.30	0.40	0.15	0	0.13
5056	0.25	0.25	0.13	0.70	0	0	0.25	0.60	0.50	0.03	0	0.28
5083	0.40	0.33	0.15	0.25	0.10	0.58	0.40	0.55	0.73	0.95	1.18	1.38
5154	0.30	0.23	0.13	—	0	0.30	0.38	—	0	0	0.08	—
6061-T4	0	0.33	0.05	0.35	0.30	0.45	0.53	0.83	0.38	1.25	0.50	0.70
6061-T6	0.90	0.60	1.50	2.38	0.90	1.08	1.08	1.35	0.75	0.63	2.00	2.90
6063-T6	0.75	0.38	0.35	1.45	0.70	0.85	1.65	2.38	2.33	3.15	4.13	2.63

注. 5454 合金の耐食性は 5154 合金とはほぼ同様である。

海水中に浸漬したときの孔食深さを示す。試験場所による孔食深さの相違も認められ、恐らく海水温度、汚染度、付着生物などの違いによるものであろう。なお、腐食速度は時間の経過につれて急激に減少する。

これらの合金を用いる場合、通常では板厚に腐食代を見込まない。むしろ、溶接施工時に発生するひずみを考慮して計算値より板厚を大きくとるのが普通で、溶接施工上からは最小板厚 4 mm 程度とすることが望ましい。また、溶

接以外の接合方法を用いる場合は隙間腐食に注意する必要がある。

### 3.2 最小強度と許容応力

小型船舶の構造設計は軽構造小型船体暫定基準<sup>6)</sup>、高速艇基準素案<sup>7)</sup>、鋼船規則<sup>8)</sup>等に準拠して、使用材料の耐力には JIS 規格の最小耐力値を用いる。これらの基準等には安全率として、耐力に対して 1.5 が採用されている。また、鋼船用に定められた規則では、耐力（降伏点）比 24/13

表15 板材の最小強度<sup>(1)</sup>と許容応力

合 金 <sup>(2)</sup>	質 別	板 厚 (mm)	最小引張強度 (kg/mm <sup>2</sup> )		許容引張応力 <sup>(3)</sup> (kg/mm <sup>2</sup> )	溶接の場合の 許容引張応力 (kg/mm <sup>2</sup> )
			引 張 强 さ	耐 力		
5052	O	全寸法 (75 以下)	18	6.5	4.3	
	H12, H32	" (12 以下)	22	16	10.7	
	H14, H34	" (" )	24	18	12	4.3
	H112	4 以上 13 以下	20	11	7.3	
		13 を超え 75 以下	18	6.5	4.3	
5454	O	全寸法 (50 以下)	22	8.5	5.7	5.7
5083	O	0.5 を超え 40 以下	28	13	8.7	
	H32	2.9 を超え 12 以下	31	22	14.7	
	H112	4 以上 6.5 以下	29	13	8.7	8.7
		6.5 を超え 40 以下	28	13	8.7	
5086	O	全寸法 (50 以下)	25	10	6.7	
	H32	" (12 以下)	28	20	13.3	
	H34	" (" )	31	24	16	6.7
	H112	4 以上 13 以下	25	13	8.7	
		13 を超え 25 以下	25	11	7.3	
6061	T4	全寸法 (6 以下)	21	11	7.3	
	T6	" (" )	30	25	16.7	4.2 <sup>(4)</sup>

注. (1) JIS H 4000-1978 による (抜すい)。

(2) JIS 表示 A○○○○P, 例 A5052P-O。

(3) 耐力/1.5。

(4) ASME Boiler and pressure Vessel Cord, Sec. VII, Div. 1 による。

表16 押出形材の最小強度<sup>(1)</sup>と許容応力

合 金 <sup>(2)</sup>	質 別	試験箇所の厚さ (mm)	断面積 (cm <sup>2</sup> )	最小引張強度 (kg/mm <sup>2</sup> )		許容引張応力 <sup>(3)</sup> (kg/mm <sup>2</sup> )	溶接の場合の 許容引張応力 (kg/mm <sup>2</sup> )
				引張強さ	耐力		
5052	H112	—	—	18	6.5	4.3	4.3
	O	—	—	(25以下)	6.5	4.3	
5054	H112	130 以下	200 以下	22	8.5	5.7	5.7
	O	"	"	"	8.5	5.7	
5083	H112	130 以下	200 以下	28	11	7.3	7.3
	O	38 以下	"	"	12	8	
		38 を超え 130 下下	"	"	11	7.3	
6061	T4	—	—	18	8.5	5.7	4.2 <sup>(4)</sup>
	T6	(全寸法)	—	27	25	16.7	
6063	T5	12 以下	—	16	11	7.3	—
	T6	12 を超え 25 以下	—	15	"	"	
		25 以下	—	21	18	12	3.0

注. (1) JIS H 4100-1978 による。

(2) JIS 表示 A○○○○S, 例 A5052S-H112。

(3) 耐力/1.5。

(4) 表15参照。

および 縦弾性係数の比 21,000/7,200 の修正をする必要がある。

表15は板材、表16は押出形材について JIS 規格最小(引張)強度と許容応力をそれぞれ示す。Al-Mg 系合金溶接継手の許容応力は軟質の値を用いるのは、3.1 項(1)でも若干

触れたように、圧延または抽伸などによって強度が向上していても、溶接時の入熱によって継手の周辺が焼きなまされるためである。Al-Mg-Si 系合金の T4, T5, T6, などの熱処理材も同様に熱影響を受け、ASME 圧力容器規格<sup>(9)</sup>ではつぎのように規定している。

表17 機械的性質および座屈係数の最小値 (ALCOA社)

区分	材質	厚さ (mm)	引張強さ (kg/mm²)		圧縮 (kg/mm²)		せん断 (kg/mm²)		ペアリング性質 <sup>(1)</sup> (kg/mm²)		座屈係数 <sup>(2)</sup>		
			引張強さ	耐力	耐力	せん断強さ	せん断耐力	ペアリング強さ	ペアリング耐力	B (kg/mm²)	D (kg/mm²)	C	
板	5052-O	0.15~7.62	17.6	6.7	6.7	11.2	3.9	35.2	13.4	7.3	0.028	159	
	5052-H112	6.4 ~12.7	19.7	11.2	10.5	11.2	6.3	39.4	19.0	11.8	0.058	124	
	5052-H112	12.7~76.2	17.6	6.7	6.7	11.2	3.9	35.2	11.2	7.3	0.028	159	
	5052-H32	0.43~50.8	21.8	16.2	14.8	13.4	9.1	43.6	27.4	16.9	0.099	107	
	5052-H34	0.23~25.4	23.9	18.3	16.9	14.1	10.5	47.8	30.9	19.5	0.123	100	
	5083-O	1.3 ~50.8	28.1	12.7	12.7	17.6	7.0	56.2	25.3	14.3	0.078	121	
	5083-H113	3.2 ~50.8	30.9	21.8	20.4	18.3	12.7	56.2	35.2	23.8	0.167	91	
	5083-H321	3.2 ~50.8	30.9	21.8	20.4	18.3	12.7	56.2	35.2	23.8	0.167	91	
	5083-H32	1.3 ~6.3	31.6	23.9	22.5	18.3	14.1	59.8	38.0	26.5	0.195	86	
	6061-T4	0.25~76.2	21.1	11.2	11.2	14.1	6.3	44.3	18.3	12.7	0.065	128	
	6061-T6	"	29.5	24.6	24.6	19.0	14.1	61.9	40.8	28.1	0.185	68	
押出棒 形材	5083-O	全寸法	26.7	11.2	—	—	—	—	—	—	—	—	
	5083-H112	"	28.1	16.9	—	—	—	—	—	—	—	—	
	6061-T4	全寸法	18.3	11.2	9.8	11.2	6.3	38.7	18.3	11.0	0.052	128	
	6061-T6	"	26.7	24.6	24.6	16.9	14.1	56.2	39.4	26.9	0.142	63	
	6063-T5	12.7以下	15.5	11.2	11.2	9.1	6.3	32.3	17.6	12.3	0.053	103	
	6063-T6	3.1 以下	21.1	17.6	17.6	13.3	9.8	44.3	28.1	19.7	0.109	81	
	6063-T6	3.2~12.7	21.1	17.6	17.6	13.4	9.8	44.3	28.1	19.7	0.109	81	

注. (1) ベアリング応力  $\sigma_b$  およびベアリングひずみ  $\epsilon_b$  は板厚  $t$ , 孔径  $d$ , 荷重  $P$ , 孔の変形量  $\delta$  とすれば,

$$\sigma_b = P/dt, \quad \epsilon_b = \delta/d$$

で表わされる。残留ひずみ 2%を生じるベアリング応力をベアリング耐力, 最大(破壊)応力をベアリング強さという。

(2) 弹性座屈はオイラー式で表わせられるが, 塑性座屈範囲, すなわち, オイラー曲線との交点(細長比  $\lambda = C$ )までの座屈応力を次式で表わす例がある。

$$\sigma_{cr} = B - D\lambda$$

ただし,  $\sigma_{cr}$  は座屈応力であり,  $\lambda \leq 20$  までは  $\sigma_{cr} = \sigma_{0.2}$  とする。

表18 アルミニウム合金板(板厚 12mm)の軸方向疲れ強さ

材質	引張性質 <sup>(1)</sup>			応力条件 <sup>(2)</sup>	疲れ強さ <sup>(3)</sup> (kg/mm²)			
	引張強さ (kg/mm²)	耐力 (kg/mm²)	伸び (%)		10⁵回	2×10⁵回	10⁶回	2×10⁶回
5083-O	32.2 (28~36)	16.1 (13~20)	25 (>16)	R = -1	—	15.2	11.5	10.4
				R = -0.5	13.0	11.9	9.7	9.1
				R = 0	10.0	8.9	7.2	6.8
				$\sigma_m = 10 \text{ kg/mm}^2$	"/"	8.4	6.5	6.2
6061-T4	26.0 (>21)	20.8 (>11)	26 (>16)	R = -1	14.2	12.6	9.8	9.1
				R = -0.5	13.5	12.0	8.8	7.8
				R = 0	—	9.7	6.9	5.9
				$\sigma_m = 10 \text{ kg/mm}^2$	—	9.6	6.2	5.3
6061-T6	33.1 (>30)	30.9 (>25)	20 (>10)	R = -1	—	14.7	11.0	9.9
				R = -0.5	15.1	13.0	8.9	7.7
				R = 0	—	9.6	7.1	6.2
				$\sigma_m = 10 \text{ kg/mm}^2$	—	9.5	6.1	5.2

注. (1) ( ) 内は JIS H4000 の規格値を示す。ただし、6061 合金は板厚 6mm 以上の規定がないので参考までに 0.5~6mm 板の値を示す。

(2)  $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ , ただし, R: 応力比,  $\sigma_{max}$ : 最大応力,  $\sigma_{min}$ : 最小応力

$$\sigma_m = (\sigma_{max} + \sigma_{min})/2 \quad \sigma_m: \text{平均応力}$$

(3) ローゼンハウゼン型疲労試験機 (500 cpm), 試験片幅 50mm (圧延方向に平行に採取), 応力振幅  $\sigma_a$  で示す。

$$\sigma_a = (\sigma_{max} - \sigma_{min})/2$$

すなわち、6061-T4, T6材溶接継手の最小引張強さは16.9 kg/mm<sup>2</sup>, 6063-T6材のそれは12.0 kg/mm<sup>2</sup>で、耐力は規定されていない。許容応力はそれぞれ4.2および3.0 kg/mm<sup>2</sup>と定められており、表15~16にはこの値を採用した。

圧縮強度(耐力)は引張のそれと殆んど同じであるが、加工硬化材および熱処理材の一部で多少の差がある。表17は米国ALCOA社の資料<sup>10)</sup>で、最小圧縮耐力を引張強度と共に示した。

なお、表17には、せん断耐力およびせん断強さ、ベアリング耐力およびベアリング強さ、塑性座屈の範囲における座屈係数も併記した。これらの定義については表17の脚注を参照されたい。

### 3.3 疲れ

アルミニウム合金は鉄鋼と異なり疲れ限度が存在しないとみなされているが、S-N曲線の傾きは繰返し数N=10<sup>6</sup>をこえるとかなり水平に近くなり、この傾向はAl-Mg系合金軟質材において著しい。疲れ強さはN=10<sup>7</sup>の値を用

いるのが通常であり、設計ではこれが鉄鋼の疲れ限度に相当するものとして扱われている。

表18は大型試験片の軸方向疲れ強さ<sup>11), 12)</sup>を示したもので、この場合は安全率1.3をとって許容疲れ強さを求めればよい。表19は小型試験片<sup>12)</sup>について同様に示すが、前者より試験速度が高速(6,600 cpm)なため、安全率は1.5程度をとることが望ましい。

溶接継手の軸方向疲れ強さは5083-O材を表20<sup>11)</sup>, 5086-O材を表21<sup>12)</sup>にそれぞれ示す。余盛のある場合の疲れ強さは余盛の形状が影響するが、およそ母材の50%であり、JIS X線透過試験で分類されるA~C級のブローホールが疲れ強さに及ぼす影響は少ない。同様なことは余盛仕上げした場合にもいえるが、疲れ強さは母材の60%程度、余盛を削除すると80%前後となる。溶け込み不良や目違いは疲れ強さに及ぼす影響が大きいので注意を必要とする<sup>13)</sup>。

図3~4は縦軸に応力振幅σ<sub>a</sub>、横軸に平均応力σ<sub>m</sub>をとり、表19~21の値を用いて作成した疲れ限度線図である。また、表22は米国ALCAN社の許容疲れ強さ<sup>14)</sup>を参考まで

表19 アルミニウム合金板(板厚 6~6.5mm)の軸方向疲れ強さ

材質	引張性質 <sup>(1)</sup>			応力条件 <sup>(1)</sup>	疲れ強さ <sup>(2)</sup> (kg/mm <sup>2</sup> )		
	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)		5×10 <sup>5</sup> 回	10 <sup>6</sup> 回	10 <sup>7</sup> 回
5454-O (板厚 6.5mm)	24.2 (22~29)	11.2 (>8.5)	27 (>18)	R=-1	12.6	12.0	11.1
				R=0	7.5	7.2	6.6
				σ <sub>m</sub> =12 kg/mm <sup>2</sup>	6.0	5.6	5.0
5083-O (板厚 6.5mm)	30.6 (28~36)	15.7 (13~20)	25 (>16)	R=-1	14.1	13.4	12.1
				R=0	8.5	8.2	7.5
				σ <sub>m</sub> =12 kg/mm <sup>2</sup>	7.5	7.2	6.6
5086-O (板厚 6mm)	25.8 (25~31)	13.5 (>10)	30 (>18)	R=-1	13.5	12.9	12.0
				R=0	7.5	7.2	6.6
				σ <sub>m</sub> =12 kg/mm <sup>2</sup>	6.6	5.9	5.2

注. (1) 表18の脚注参照。

(2) パイプロフォア型疲労試験機(6,600 cpm), 試験片幅25mm(5086板のみ圧延方向に直角, 他は平行に採取), 応力振幅で示す。

表20 5083-O, 12mm板ミグ溶接突合せ継手<sup>11)</sup>の軸方向疲れ強さ

余盛	溶接線	溶接状態 <sup>(2)</sup>	疲れ強さ (kg/mm <sup>2</sup> )			
			R=0		σ <sub>m</sub> =10 kg/mm <sup>2</sup>	
			10 <sup>6</sup> 回	2×10 <sup>6</sup> 回	10 <sup>6</sup> 回	2×10 <sup>6</sup> 回
溶接のまま	荷重方向に直角	外観欠陥なし	—	—	3.5	3.2
		外観欠陥なし <sup>(4)</sup>	4.5	4.0	4.0	3.5
		アンダーカット <sup>(5)</sup>	4.2	3.9	2.8	2.5
現場仕上げ <sup>(3)</sup>	荷重方向に直角	目違ひ <sup>(6)</sup>	2.5	2.3	1.9	1.7
		外観欠陥なし <sup>(4)</sup>	5.3	5.0	4.4	3.8
		外観欠陥なし	—	—	5.5	4.9
機械仕上げ <sup>(7)</sup>	荷重方向に平行	外観欠陥なし <sup>(4)</sup>	5.3	5.0	4.4	3.8
		外観欠陥なし	—	—	5.5	4.9

注. (1) 母材は表18参照。

(2) ブローホール JIS B級。

(3) ディスクサンダーで削除。

(4) 板厚減少4%以下(平均2%)。

(5) 板厚減少6%以下(平均5%)。

(6) 目違ひは板厚の $\frac{1}{15}$ 、約3.2mmとした。

(7) シェーバー仕上げ、板厚減少はほぼ零。

表21 5086-O, 6mm 板ミグ溶接突合せ継手の軸方向疲れ強さ<sup>(1)</sup>

余 盛	疲 れ 強 さ ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )								
	R = -1			R = 0			$\sigma_m = 8 \text{ kg}/\text{mm}^2$		
	5×10 <sup>5</sup> 回	10 <sup>6</sup> 回	10 <sup>7</sup> 回	5×10 <sup>5</sup> 回	10 <sup>6</sup> 回	10 <sup>7</sup> 回	5×10 <sup>5</sup> 回	10 <sup>6</sup> 回	10 <sup>7</sup> 回
(母 材)	(13.5)	(12.9)	(12.0)	(7.5)	(7.2)	(6.6)	(—)	(—)	(—)
余盛有り	6.7	6.2	4.9	5.1	4.8	4.1	4.1	3.7	2.8
余盛削除	13.1	12.3	9.7	7.6	7.0	5.7	6.8	6.0	4.7

注. (1) 母材は表19参照。

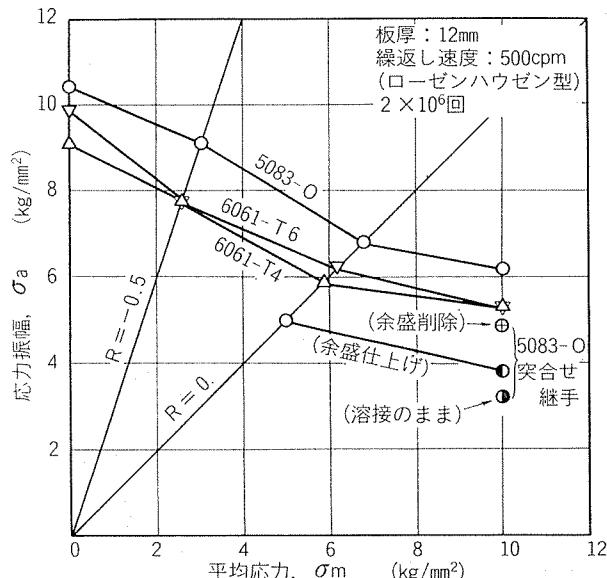


図3 疲れ限度線図(表18, 20参照)

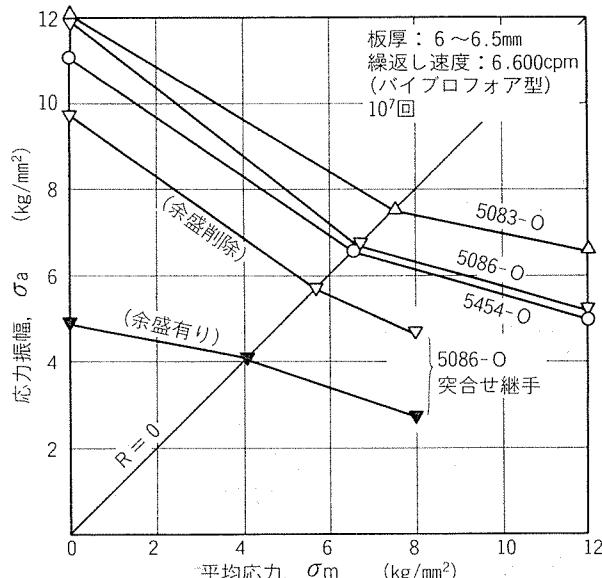


図4 疲れ限度線図(表19, 21参照)

表22 5052, 5083, 5454, 6061, 6063 合金の許容疲れ強さ  
(ALCAN社)

溶 接 条 件	疲れ強さ (10 <sup>7</sup> 回) (kg/mm <sup>2</sup> )
母材の応力：	
製出のまま	5.6
突合せ溶接(余盛あり)	2.1
横方向すみ肉溶接	1.4
ステッチ溶接及び他の断続溶接部	1.1
すみ肉溶接部の応力：	
連 続 溶 接	1.4
断 続 溶 接	1.1

- 注. (1) 繰返し数 10<sup>7</sup>回で破壊しない応力振幅である。この値は耐力の 60%までの最大応力を耐える。  
 (2) 余盛の良好でないもの、また凹形の角などは疲れ強さをこれより低くとる。  
 (3) この値に平均応力を加えたものが、静的許容応力をこえてはならない。

に示す。

#### 4. アルミニウム合金漁船設計例

構造設計基準としては、前述したように軽構造小型船体暫定基準<sup>6)</sup>、高速艇基準素案<sup>7)</sup>、あるいは鋼船規則 CS 編<sup>8)</sup>が

用いられる。ただし、鋼船規則の場合は材料常数の差による修正が必要で、例えば断面係数に対する修正係数は5083合金板を用いる場合 1.85 (降伏応力の鋼材との比)、板厚に対するそれは 1.36 (降伏応力比の平方根) である。

軽構造小型船体暫定基準と高速艇基準素案の設計思想は同じであるが、船殻外板についていえば水圧の算定式が異なり、小型漁船の場合は前者で設計した板厚のほうが、後者のそれより一般に大きくなる。特に後者は高速艇ということから船側の板厚がかなり小さい値となる。

軽構造小型船体暫定基準と鋼船規則を比較した場合、船底外板はほぼ同じ板厚、船側外板は後者によるほうが一般に大きくなる。

以上のように用いる基準によって船殻外板の厚さに差を生じるわけであるが、現状からみるとアルミニウム合金漁船の設計は軽構造小型船体暫定基準か鋼船規則に従うのがよいと考えられる。後者によって設計した5083合金製 13.5 トン型底曳網漁船および 14.4 トン型運搬船配置図と中央切断図を図5~8 に、主要諸元を表23に示す。これらは 3.1 項で述べたように溶接を必要とする部材の最小板厚を 4 mm としており、強度上からは過剰品質になるとしても溶接ひずみを許容範囲内に抑えるためである。いっぽう、構造上では肋骨、肋板等の骨組を、隔壁を介する部分でも極力滑

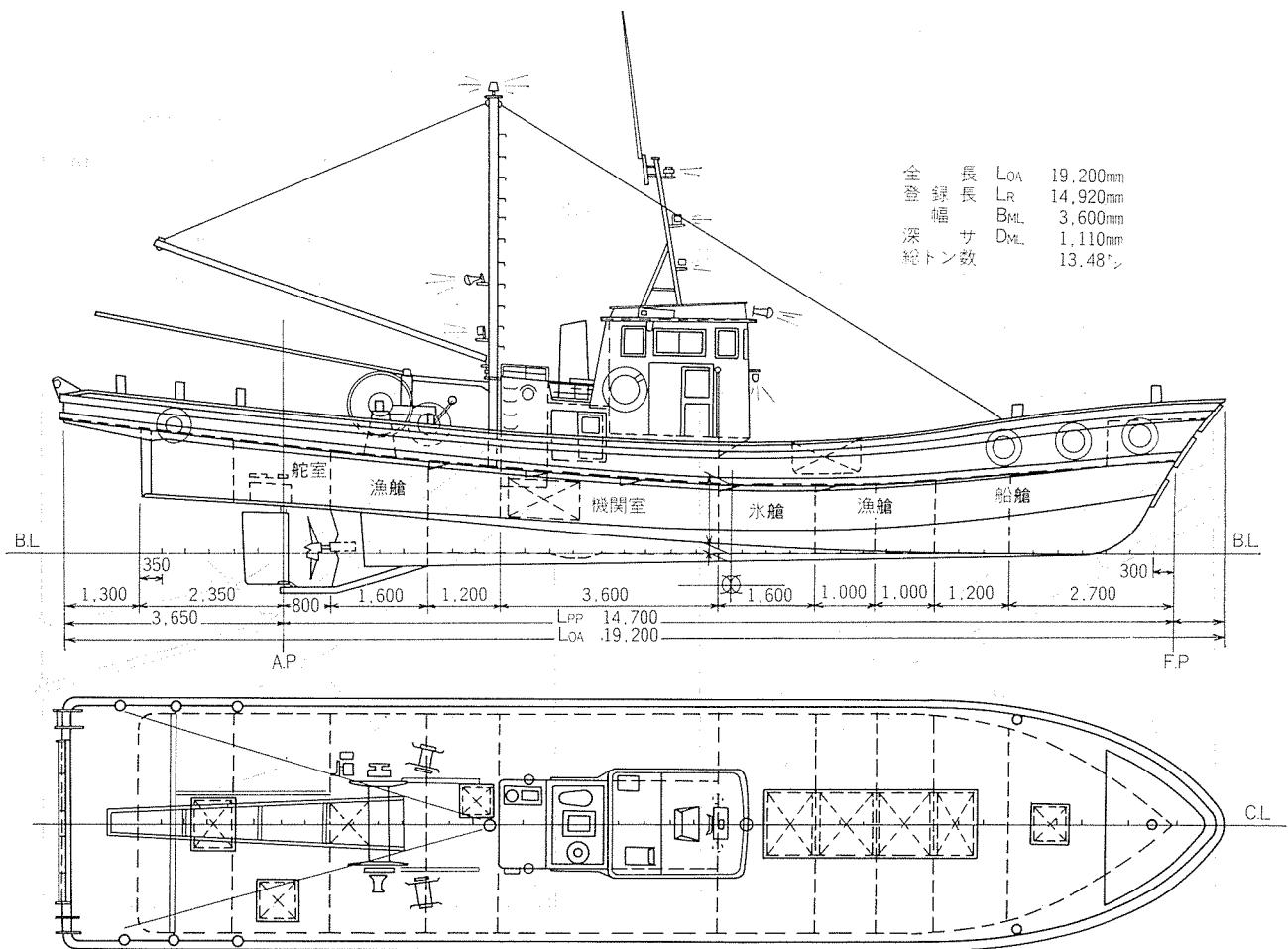


図5 13.5トン型底曳網漁船の一般配置図

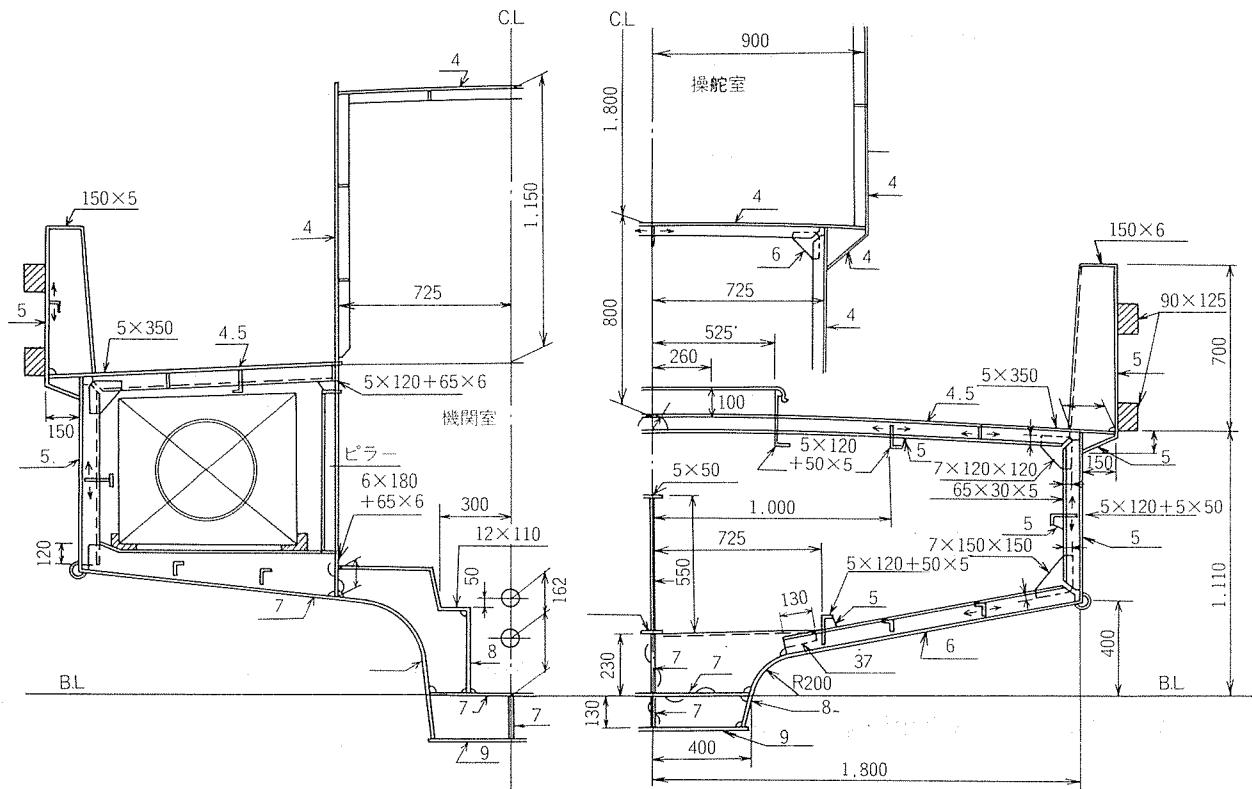


図6 13.5トン型底曳網漁船の中央切断図

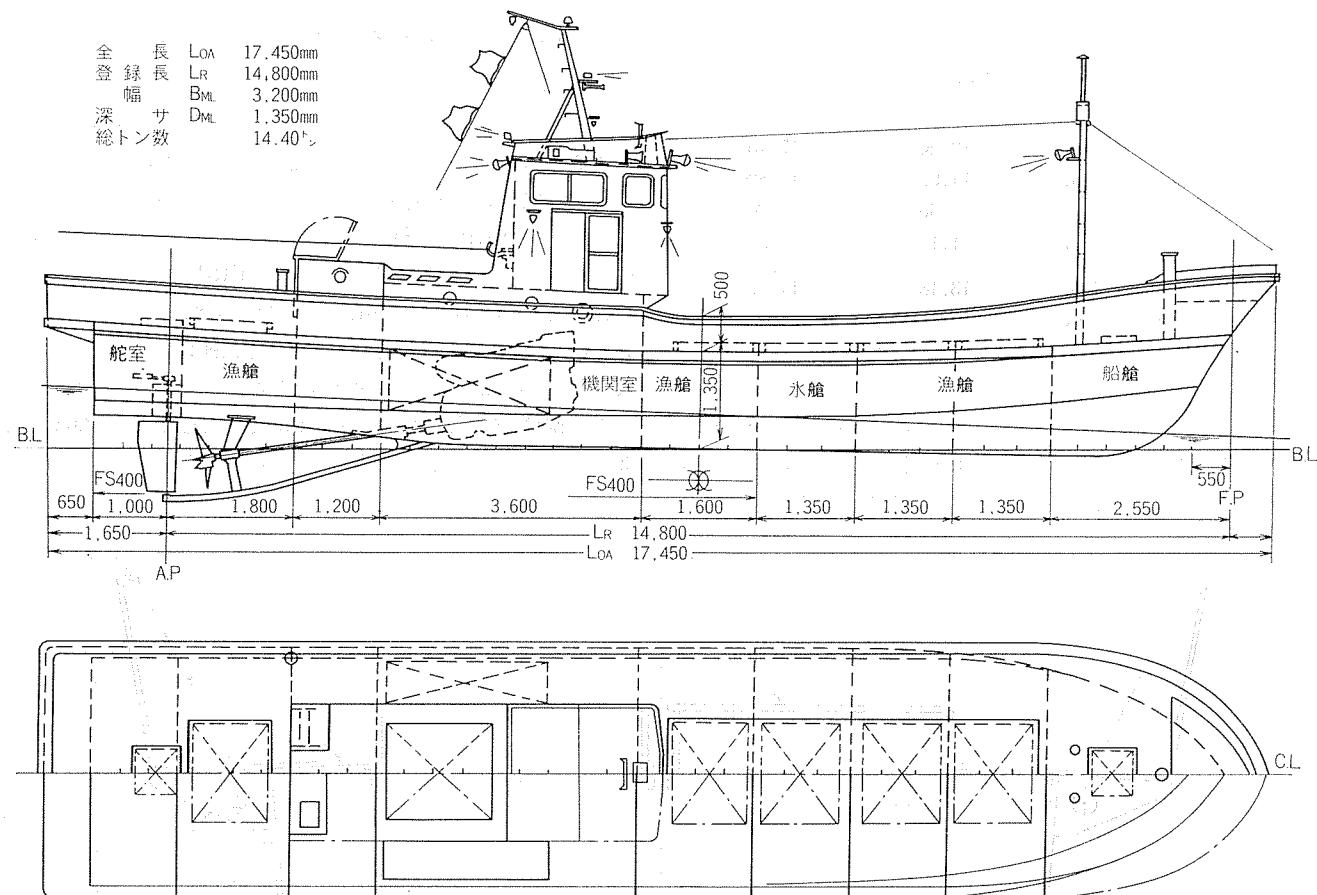


図7 14.4トン型運搬船の一般配置図

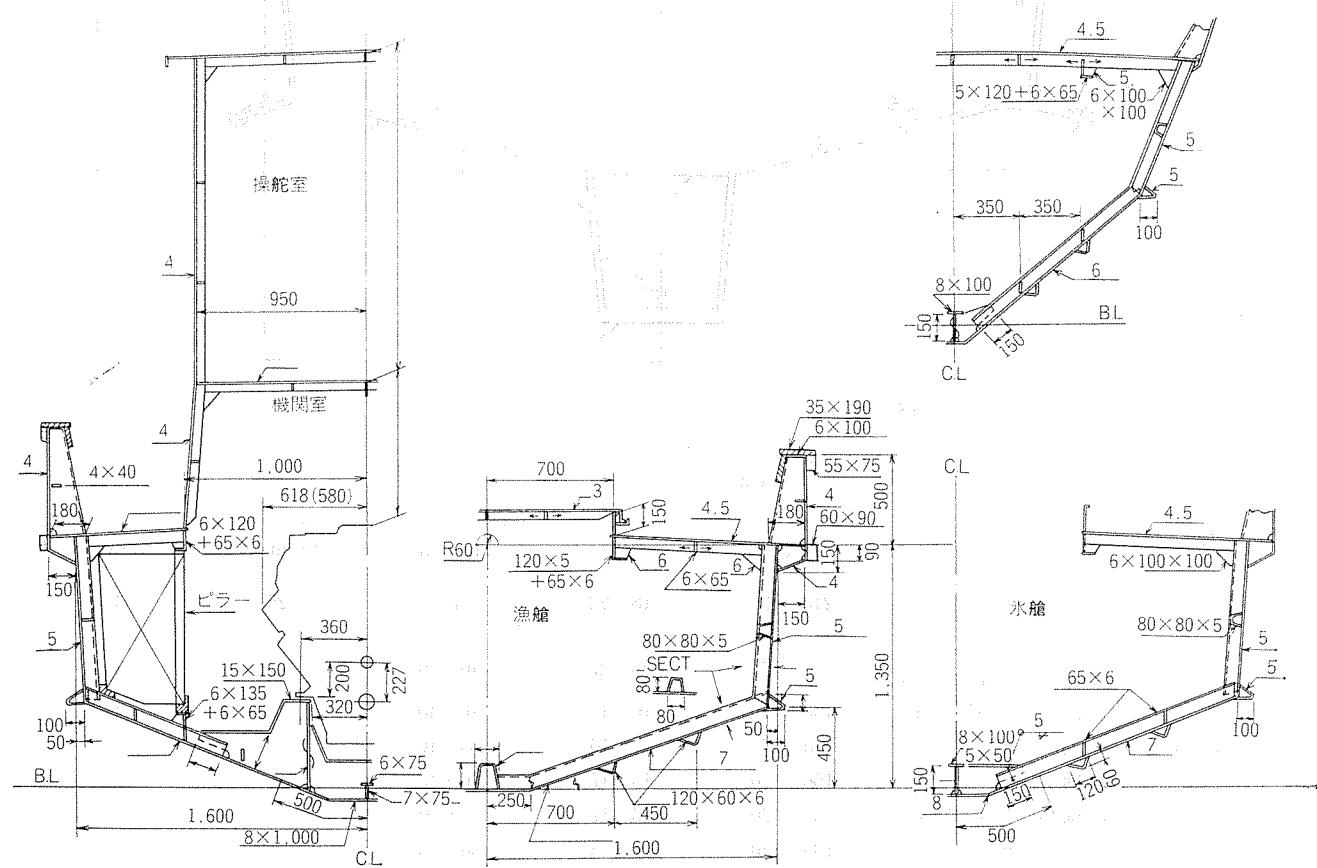


図8 14.4トン型運搬船の中央切断図

表23 5083 合金製漁船主要諸元

区分 諸元	13.5トン 底曳網漁船	14.4トン 運搬船
全長 (m)	19.20	17.45
長さ (登録) (m)	14.92	14.80
幅 (m)	3.60	3.20
深さ (m)	1.11	1.35
総トン数 (計画) (Ton)	13.48	14.40
最大速力 (kt)	20	24

らかに連結し、負荷の伝達が不連続にならないよう配設されている。なお、軽構造小型船体暫定基準と高速艇基準素案による設計例は別の資料を参考<sup>15)</sup>いただきたい。

## 5. アルミニウム合金漁船溶接施工例

漁船には一本釣、底曳網、いか釣漁船その他があるが、アルミニウム合金船委員会で検討<sup>4)</sup>を行なった4.9トン型一本釣アルミニウム合金漁船の漁槽部実物大のカットモデル(長さ 1.25 m)の溶接施工を試みた。この漁船は全漁連の依頼により FRP 船研究会が長崎県用として設計した FRP 標準船に相当するものである。その FRP 船は登録長  $L_R = 11.50\text{m}$ , 型幅  $B = 2.20\text{m}$ , 型深  $D = 0.84\text{m}$ , 全長  $L_{OA} = 14.20\text{m}$ , 速度  $V = 20\text{kt}$ , 船殻重量 3,690kg であるが、これを同委員会が高速艇基準素案によってアルミニ化を検討すると、5083-O板、最小板厚 4 mm として船殻重量 2,620kg, 29% の軽量化がはかれたという漁船である。

(1) 中央切断図と使用材料 中央切断図と板厚構成を

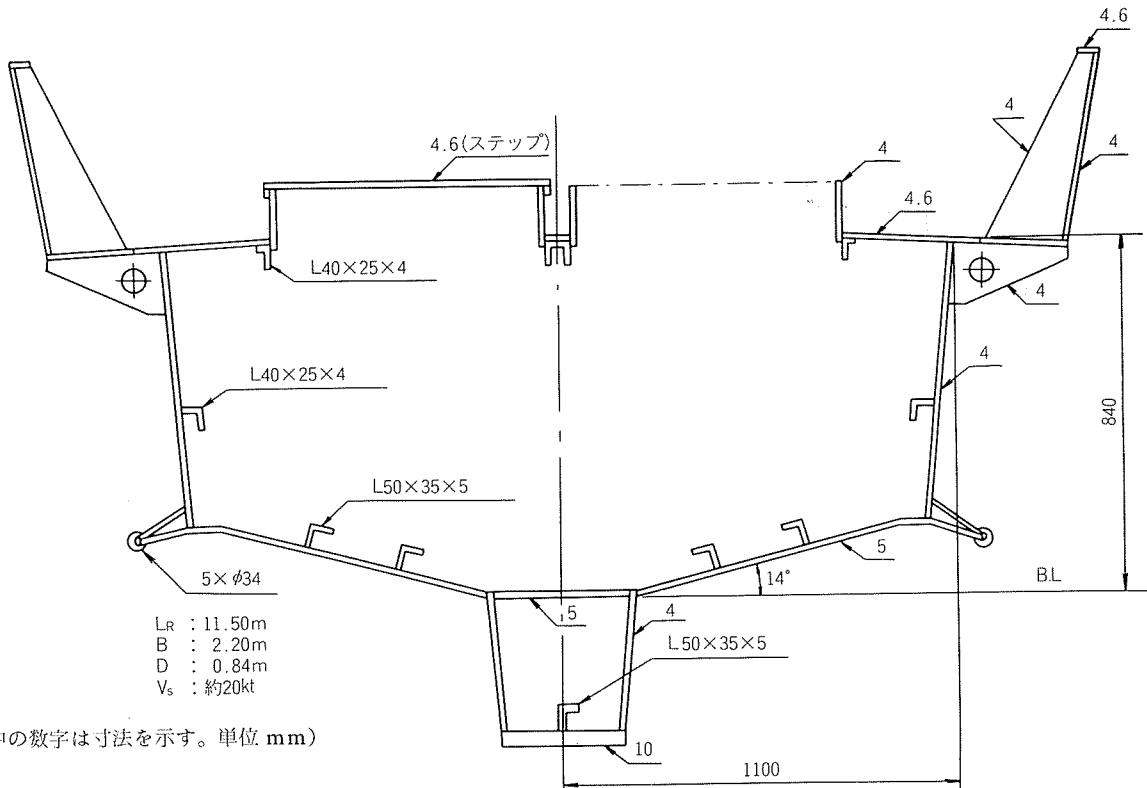


図9 4.9トン型一本釣漁船の中央切断図および板厚構成

表24 溶接条件

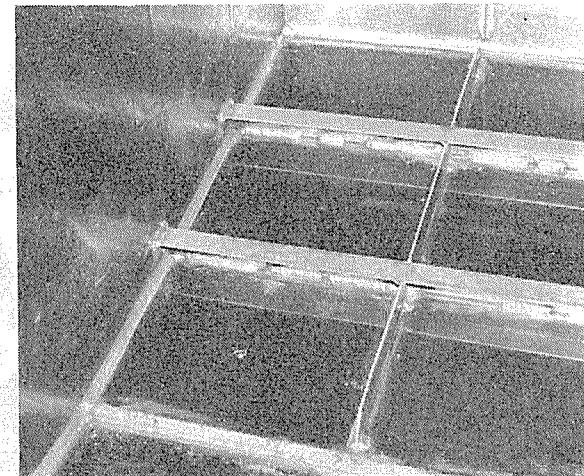
溶接条件	溶接の種類	溶接電流 (A)	アーク電圧 (V)	溶接速度 (cm/min)	アルゴンガス流量 (l/min)	電極ワイヤ溶接棒 (mm)
自動ミグ	かど溶接 (キール底板と側板の表側)	210~230	18~22	70	25	1.2
	すみ肉溶接 (キール底板と側板の内側)	230~250	25~27	40~50	25	1.6
	下向すみ肉溶接	150~170	16~17	40~45	"	1.2
	立向 "	140~160	15~16	35~40	"	"
	横向 "	150~170	16~17	40~45	"	"
	下向突合せ溶接	150~170	16~17	45~50	"	"
半自動ミグ	立向 "	130~150	14~16	50~60	"	"
	下向突合せ溶接	146~160	—	18~22	12	3.2
手動ティグ	—	—	—	—	—	—

図9に示す。

甲板に板厚4.6mmの5052-H112合金ステップ材を用いた他は、すべて5083-O、合金板厚4mm板を主体とし、船底外板およびキール底は6または10mm板を用いた。なお、縦通材は押出形材である。

(2) 成形加工 各部材は定尺素材から切断によって荒取りした後、シャー、バンドソーおよび丸鋸等を用いて所要寸法に仕上げた。いっぽう、溶接組立は定盤上で行なうこととし、キールの設置台や寸法調整治具等も製作した。これらの溶接組立前に要した作業工数は治具や取付具の製作工数も含め9.7工数であり、また、所要寸法に仕上げた際の使用材料の総重量は243kgであった。

(3) 溶接施工 溶接は主として半自動ミグ溶接(ブル式)で行ない、キール底板と側板の表側溶接は自動ミグ溶接、ハッチコーミングおよびハッチ蓋の溶接等には手動ACティグ溶接を用いた。開先の前処理は現場作業を考慮して溶剤脱脂とし、酸化皮膜の除去は行なわなかった。溶加材はA5183-WY- $\phi$ 1.2および $\phi$ 1.6(ミグ溶接)または同じくBY- $\phi$ 3.2(ティグ溶接)を用い、溶接条件を表24に示す。



a) 隔壁と船底外板

組立は定盤上で特殊な治具を用いず、締付工具と仮付け溶接によって行ない、その順序は次のようにある。

キール→隔壁→縦通材・フレーム→船底・船側外板→甲板梁→甲板→ブルワーク→ハッチ→ビルジキール

なお、すみ肉溶接の種類および寸法、その船体構造部材に対する適用は鋼船規則に準じたが、すみ肉溶接の脚長は薄板側の板厚ないしその1.2倍程度までを目安とした。ま

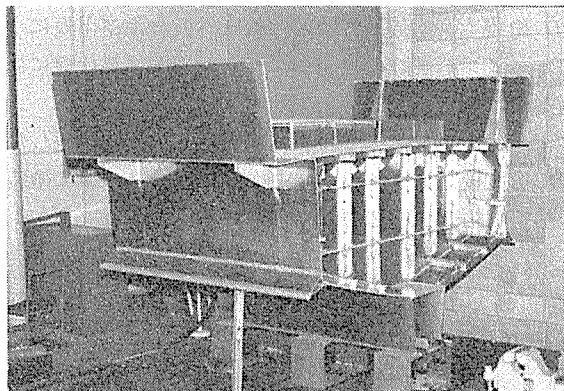
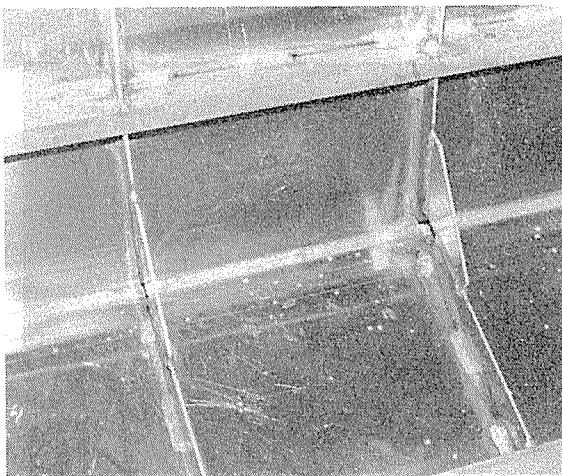
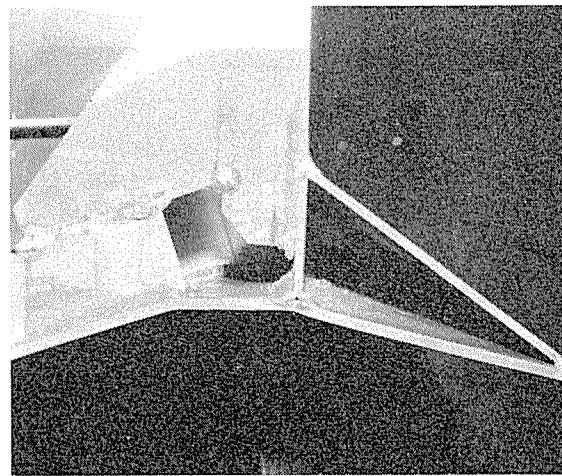


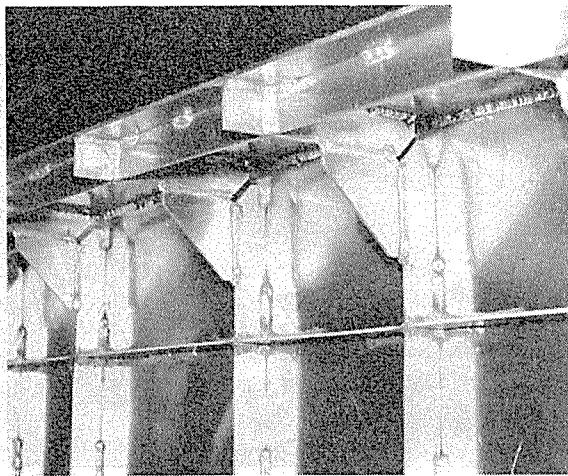
図10 溶接組立後の外観



b) 船底外板と船側外板



c) 隔壁と甲板



d) ビルジキール

図11 主要部の溶接施工

た、必要な箇所は廻し溶接を丁寧に行ない、クレータ処理も配慮した。

溶接組立後の外観を図10、主要部のそれを図11に示す。

このカットモデルにおける溶接長は 158 m、溶接作業は 1名で、所要工数は仮付け溶接と若干のひずみ取り作業を含め 8.7 工数であった。使用した溶接材は  $\phi 1.2$  電極ワイヤが 10.2kg,  $\phi 1.6$  が 0.2kg,  $\phi 3.2$  溶接棒が 0.2kg、また、アルゴンガス量は 16m<sup>3</sup> である。

(4) 塗装 塗装は外舷部、船底外板および甲板について日本ペイント(株)のアルミニウム船標準塗装仕様に従って行なった。

まず、塗装面をスチールウールで磨き、溶剤を浸したウエスで拭拭後、プライマー、中塗り、上塗りの順に塗装した。塗料は粘度 20~25 秒(室温、フォードカップ No. 4)で

測定)に調整し、塗装はエアスプレーガン(ノズル径 1.5 mm、空気圧 5 kg/cm<sup>2</sup>)により吹付け距離 25~30cm で行なった。所要工数は前処理、マスキングの工程も含め約 3 工数であり、塗装仕様を表25に示す。

なお、電気防食のための陽極材料は外板に溶接した 5083 合金製ボルト(直径 12 mm)を介して取つけたが詳細を省略する。

以上を要約すると、4.9トン型一本釣漁船の魚槽部 1.525 m を施工するのに要した工数は 21.4 工数、正味使用材料 243kg、溶接長 158m、溶接材 10.6kg、アルゴンガス 16m<sup>3</sup> であり、不馴れた弊技術研究所の作業者 1 名による試作例であるが施工の目安となるものと考えられる。

参考までに各造船所で建造中の漁船の数例を図12~16に掲げた。

表25 塗装条件

塗装部	プライマー	中塗り	上塗り
外 舷	ビニレックス 110A/P, 7μ	ビニレックス船底 1, 100μ	ビニレックススマリン, 40μ
船 底 外 板	"	"	FRP 船底, 70μ
甲 板	"	エポキシプライマー, 200μ	エポキシフイニッシュ, 80μ

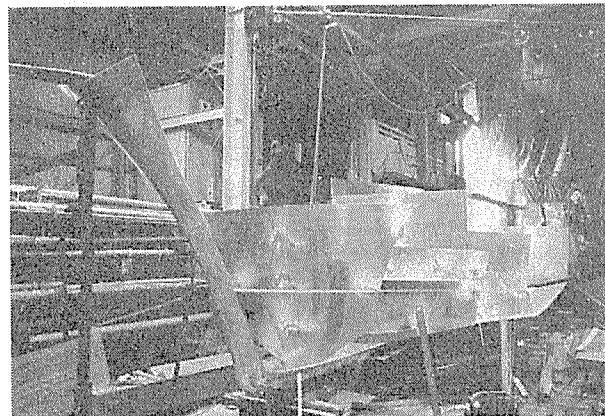


図12 建造中の“安宝丸”——4.9トン型巻網漁船  
(角松田造船所)

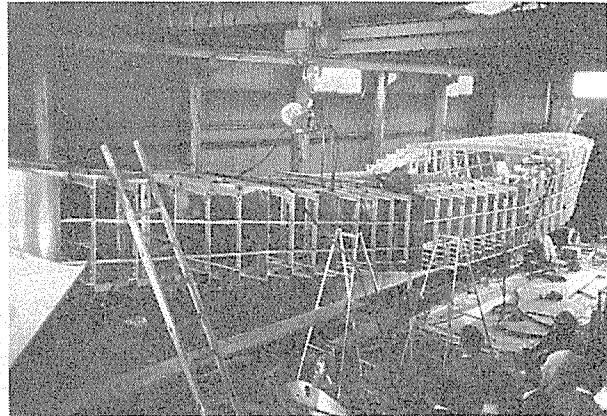


図14 建造中の“たどつ”——19.5トン型実習船  
(株)藤本造船鉄工所

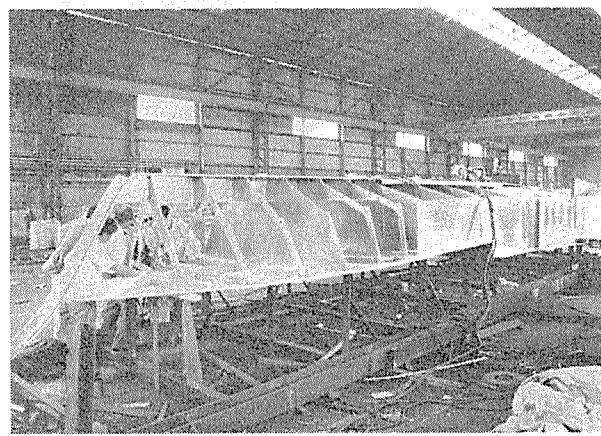


図13 建造中の“七宮丸”——4.9トン型一本釣漁船  
(角七宮工業所)

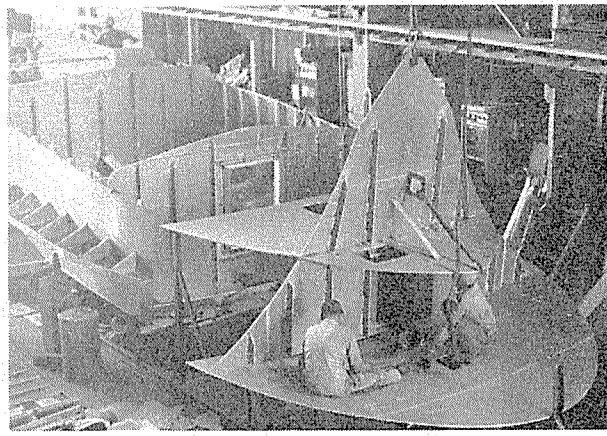


図15 建造中の“大和丸”——19.7トン型底曳漁船  
(株)江部造船所)

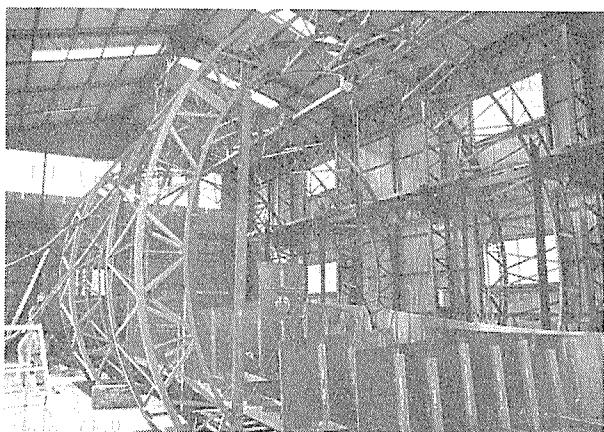


図16 17.5トン型底曳網漁船“勢漁丸”——(角)富岡造船所  
(回転軸工法)



図17 供試アルミニウム合金漁船の外観

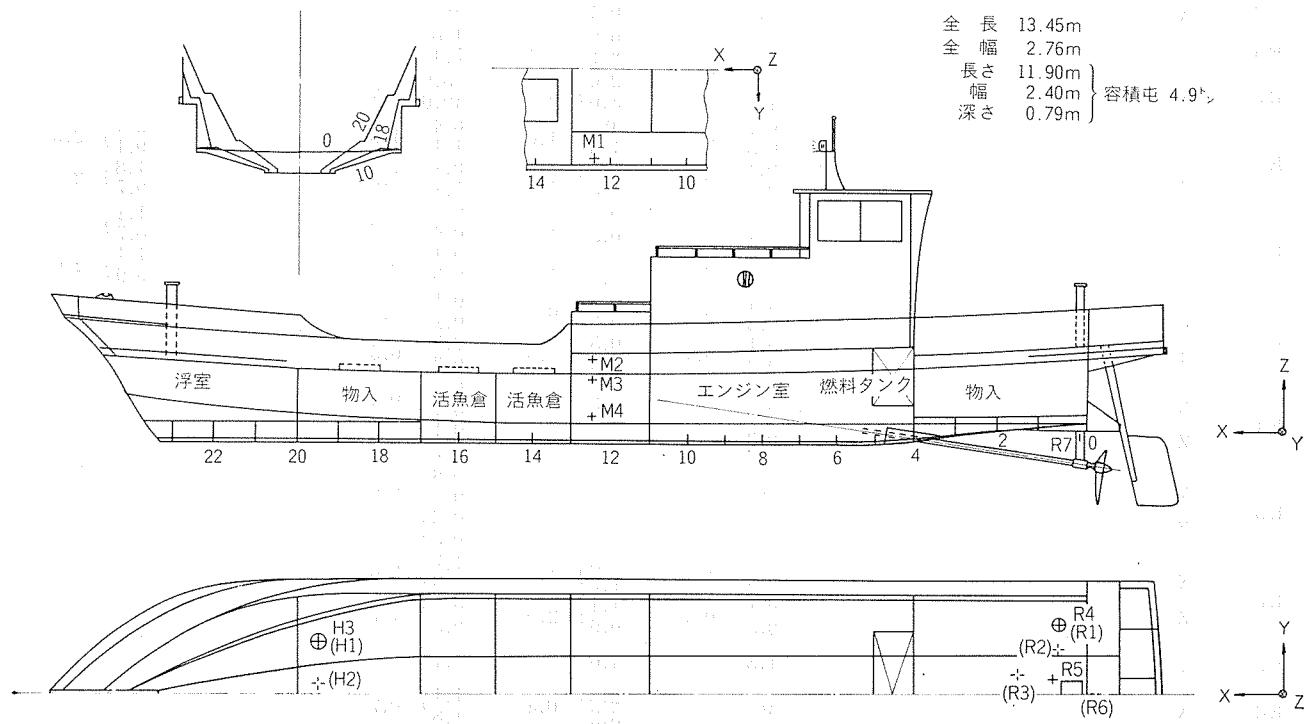


図18 供試アルミニウム合金製漁船一般配置図

表26 実航走試験における応力

(単位 kg/mm<sup>2</sup>)

位置		エンジン起動	急発進	高速走行(19~20ノット)			急停止	後進		
No.	方向			直進	右旋回	左旋回				
H1	X	0	+1.4) -0.5)	1.9	+2.1) -1.1)	3.2	+2.0) -1.1)	3.1		
	Y		+1.2) -0.5)	1.7	+2.1) -1.1)	3.2	+2.6) -0.5)	3.1		
H2	X		-0.3) -0.5)	0.2	-0.5	-0.5				
	Y		+0.3) -0.5)	0.8	-0.5	-0.5				
H3	X		-0.4) -3.7)	3.3	0) -1.6)	1.6	-0.5) -2.1)	1.6		
	Y		-0.4) -3.7)	3.3	0) -1.6)	1.6	-0.5) -2.1)	1.6		
M1	X		-0.5	-0.5	0	0	-0.4	-0.4) -0.7)	0.3	
	Y		-0.5	-0.5	0	0	-0.1	-0.1) -0.9)	0.2	
M2	Z		-0.9 -0.7		-0.4 -0.1	-0.5 -0.5				
M3	X		-0.5	-0.5	-0.5	-0.5				
	Z		-0.5 -0.3) -0.5) +0.2)	0.2 0.2 0.2 0.3	-0.1 +0.7	0 +1.1	-0.3) -0.4) -0.8) +0.5)	0.1 0.1 1.3 0.4		
R1	X		+0.3) -0.7)	1.0	+0.5) -0.5)	1.0	+0.5) -0.5)	1.0		
	Y		-0.3) -0.9)	0.6	+0.5) +0.5)	1.0 1.0	-0.5)			
R2	X	+0.7) -1.2)	1.9	+0.4) -0.3)	0.7	+0.8) -0.1)	1.2	+0.4) -0.4)	0.8	
	Y	+2.0) -2.5)	4.5	+0.1) -0.8)	1.5	+1.3) -2.2)	3.5	+1.2) -1.2)	2.4	
R3	X	0	0	0	0	0	+0.1	0)	0.1	
	Y		0	0	0	0	+0.4	0)	0.4	
R4	X		-0.5) -1.1)	0.6	+0.4) -0.1)	0.5	+0.4) -0.1)	0.5		
	Y		-0.5) -1.1)	0.6	+0.1) -0.4)	0.5	+0.1) -0.4)	0.5		
R5	X		-0.5 -0.5	-0.1 -0.4	0 0	0 0				
	Y									
R6	X		-3.2) -6.0)	2.8	-6.0) -8.1)	2.1	-1.8) -7.4)	5.6		
R7	Z		+1.0) -1.0)	2.0	+9.0) +5.0)	4.0	-5.0) -10.0)	5.0		
E1	X		-0.1) -0.5)	0.4	0) -1.6)	1.6	+0.4) -1.1)	1.5	+2.4) +0.1)	2.3
	Y		-0.4) -0.5)	0.1	0) -1.6)	1.6	+0.1) -1.1)	1.2	+1.8) -0.7)	2.5
E2	X		0) -0.4)	0.4	+0.5) +0.5)	1.0	+0.4) +0.1)	0.9	+1.1) +1.1)	1.8
	Y		0) -0.1)	0.1	+0.5) -0.5)	1.0	+0.1) -0.5)	0.6	+1.1) -0.9)	2.0
E3	X		+0.4) +0.3)	0.1	+0.5) +0.3)	0.2	+0.1) -0.1)	0.2		
	Z		+0.1) +0.1)	0.4	+0.5) -0.3)	0.8	+0.3) -0.3)	0.6		
E4	X		+0.3	+0.3	+0.4) -0.1)	0.5				
	Z		-0.3	-0.3	+0.1) -0.7)	0.8				
E5	Y		0	-0.1	+0.8) +0.3)	0.5				
	Z		0	-0.4	+0.3) -0.3)	0.6				
E6	X		+0.7) -0.5)	1.2	+2.5) -1.7)	4.2	+1.7) -1.3)	3.0		
	Z		-0.1) -0.5)	0.4	+1.1) -0.9)	2.0	+0.9) -0.8)	1.7		
E7	Y		+1.8	+4.6	-1.1					
E8	X		0	-2.8) -3.2)	0.4	-1.1) -1.8)	0.7			

注. 表示方法は〔最大応力〕全振幅 〔最小応力〕であり、応力値が1個しか記入されていないのはほとんど変動しないことを示す。  
なお、空欄は測定せず。

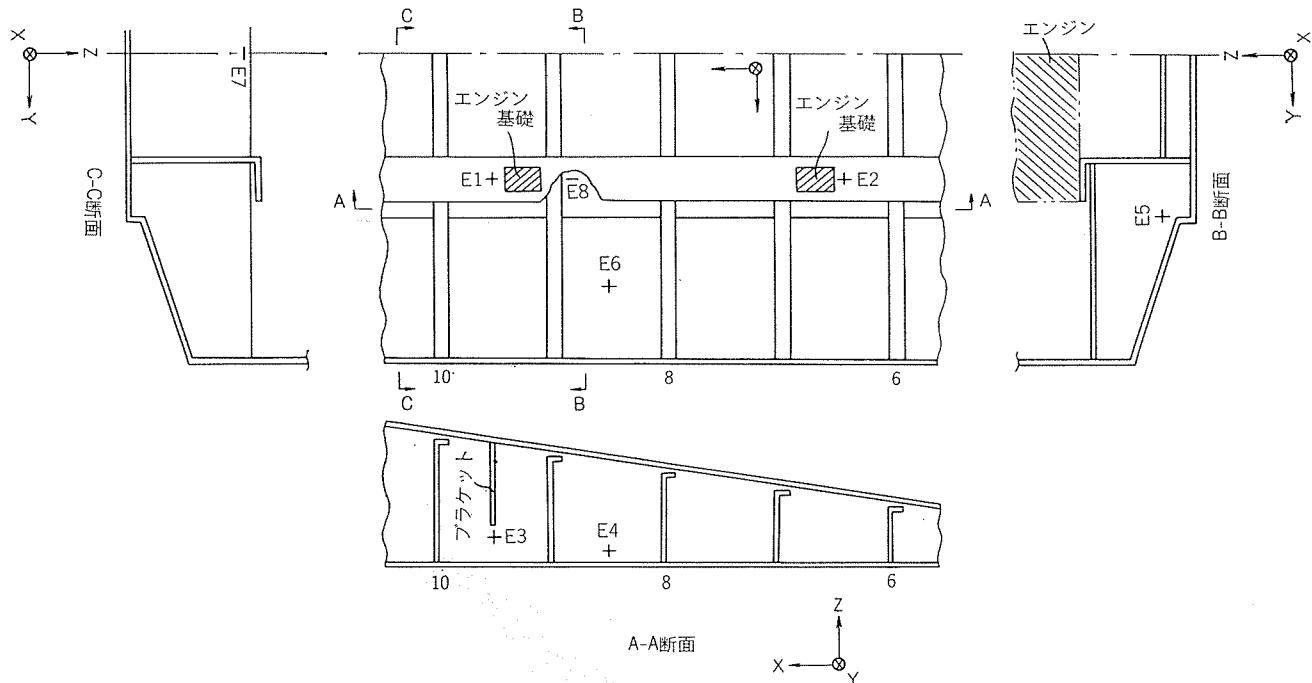


図19 エンジン室のひずみ測定位置

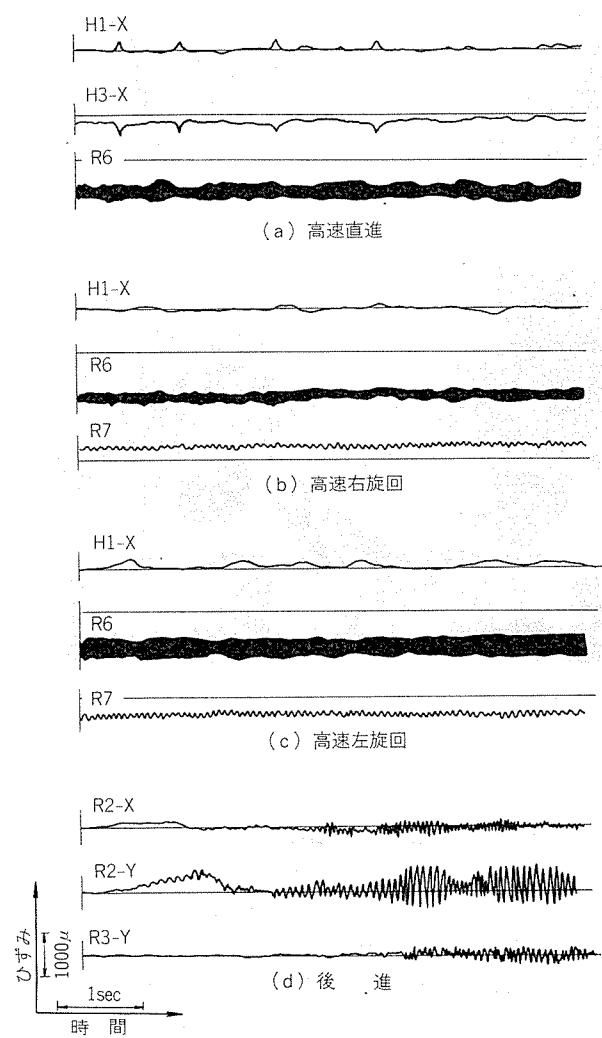


図20 ひずみ波形例

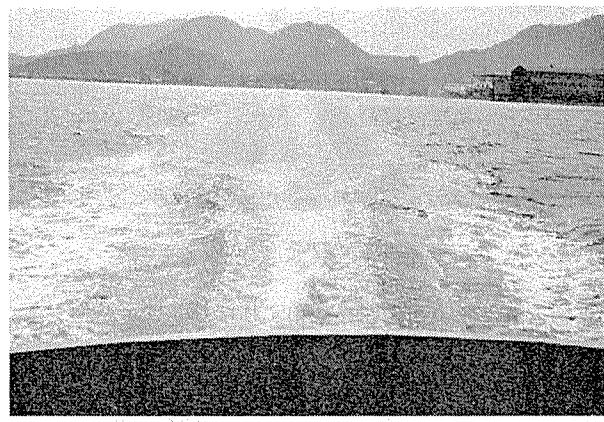


図21 供試漁船の造波状況

## 7. き裂とその対策例

アルミニウム合金漁船の船殻外板その他に発生するき裂は鋼船の場合と同様であり、繰返し水圧あるいはエンジンやプロペラで誘起される船体振動によって生じる。最近2～3年間に経験したとき裂の発生例数件をまとめると、そのき裂発生位置は応力集中の場所に限られ、溶接施工上の不備（例えば溶接終始部の処理不良、特にすみ肉溶接部の端部に荷重がかかる場合のまわし溶接の欠陥）に起因することもあるが、設計が不適当であったがためにき裂が生じた例が比較的多い。以下に2、3のき裂発生例とその対策を述べる。

(1) 構造上不連続な部分に応力集中がおきてき裂が発生した代表例を図22にまとめて掲げた。図中に示したように、き裂はいずれも肋骨の端あるいは、その溶接部から発生し進展している。

隔壁板あるいは直交する肋骨を介する場合でも、他の肋

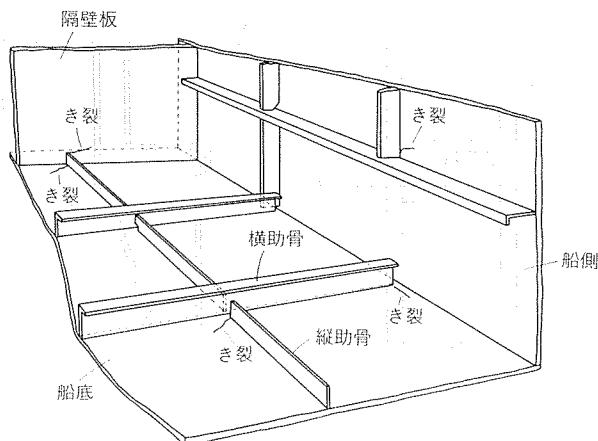


図22 船殻外板と隔壁板のき裂の例

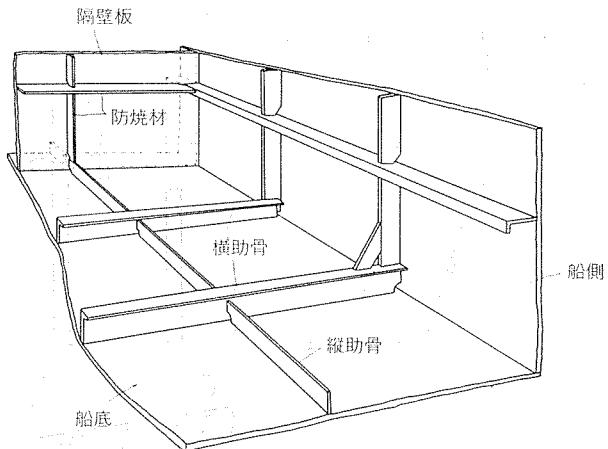


図23 船内構造のよい例



図24 き裂発生の例



図25 改造の一例

骨と結ぶことで不連続性を緩和すれば、き裂が発生することはない。例えば、図22を図23のような構造にすれば、き裂はまず生じないと考えられる。それに近い実例として、8.9トン型5083合金漁船の船内外観を図24と図25に示す。前者はき裂(図中の矢印)発生後に仮溶接補修したもので、後者は改造後である。改造後は肋骨が前述のようにうまく結ばれているが、横肋骨を追加したため、その心距が必要以上に小さくなっていることは否めない。

(2) 船殻外板でき裂が生じやすい部位は、パンチングを受ける中央断面より船首に近い部分、エンジン・ベッド近傍およびプロペラによる水圧を受ける船尾の部分である。

図26は4.9トン型底曳網漁船エンジン架台付近の施工中の写真であるが、応力集中に対して十分配慮された設計となっている。

(3) 別のき裂の例としてスタンチューブ根元に生じたものを図27に示し、プロペラ軸の振動が主原因と考えられた。設計時にスタンチューブの根元とプロペラの距離を小さくすること、スタンチューブの取付を剛とすることで防げた事例である。

以上のように設計時に留意すべき点が多いわけであるが、万一、き裂が発生した場合、可能な限りすみやかに補修する必要がある。外板などの場合、き裂を含む部分を十分に

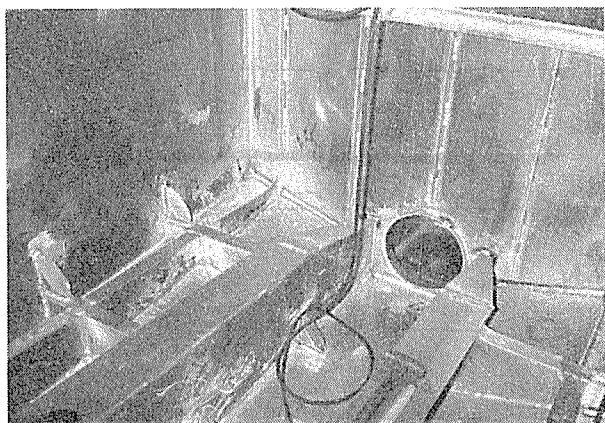


図26 4.9トン型底曳網漁船“福寿丸”的エンジン架台（施工中）

削りとり、共材で同じ寸法の埋め板を作り、裏側より溶接することが望ましいが、小型漁船では不可能に近い。そこで補修方法の例を図28および図29に示す。前者は船殻内部からの作業が不可能な場合に適用されるもので、き裂の両先端に進展止めの穴を開けたあと、外側からパッチを当てて周辺をすみ肉溶接する方法である。この方法は信頼性に乏しいことと、パッチが海水の抵抗を増すのが欠点である。後者は船殻内部からの作業が可能な場合で、き裂の両先端に穴明けを施し、き裂に沿って約60°の開先をつけた後、

裏金を内部から当ててすみ肉溶接し、最後にき裂全長にわたりて補修溶接を行なう方法である。



図27 スタンチューブ根元のされつ  
(矢印、仮補修溶接後)

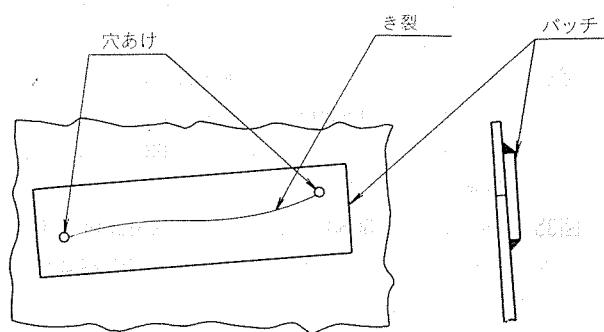


図28 パッチ当て補修の例

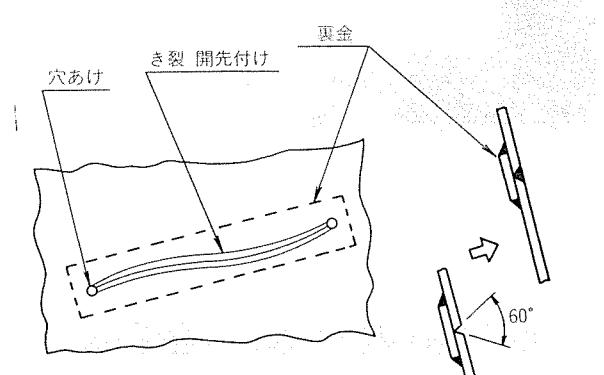


図29 裏金当て補修の例

## 8. 腐食調査結果と防食

アルミニウム合金漁船における腐食の問題は最近ほとんど見受けられず、使用材料の選定、塗装技術の向上、陰極防食法の確立等によるところが大きい。しかし、防食に関して適切な処理が施されていない場合には、腐食による問題が発生する可能性があり、現在でも散見される例は異種金属との接触部における腐食である。また、漁船の防食方法はその環境から船体の場所によって異なる。数隻のアルミニウム合金漁船について2~3年前から追跡調査を実施しているが、以下に腐食例と防食について述べる。

(1) 船殻外板の場合 船殻外板、特に船底は海水浸漬下での腐食であるが、同材質のアルミニウム合金が使用されていれば前掲の表14で示したように無塗装でも腐食量(孔食)は少なく、また塗装により実質的に腐食がおきない状態となる。このような状況下では隙間腐食が発生するような構造でない限り問題がおきない。図30は昭和43年1月から10年間大阪港一別府間および大阪港内(後半5年余)で使用された250トン型アルミニウム合金製船の船側外観である。使用材料は5052合金板であり、表面に肌荒れ状の腐食がみられるが、激しい孔食ではなく、十分に使用に耐えることを示している。

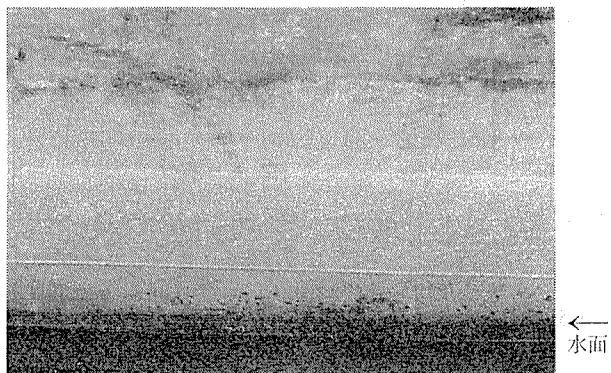


図30 10年間使用した250トン型アルミニウム合金製船の  
船側吃水線近傍(外板は5052合金、塗装は最初に  
1回のみで塗装は補修されていない)

しかし、漁船には通常アルミニウム青銅やステンレス鋼のプロペラ、シャフト、その他ボルト等の部品類が使われており、これらの金属とアルミニウム合金との間で自然電極電位の差によりアルミニウム合金側に接触腐食が生じる。海水中における自然電極電位は表27に示す値であるが、ア

表27 海水中における自然電極電位

材 料	自然電極電位 (mV) 飽和カロメル電極基準
ネーバル黄銅	-200 ~ -300
ステンレス鋼 (SUS 304)	+100 ~ -100
アルミニウム青銅鋳物	-200 ~ -270
圧延鋼材	-450 ~ -650
5083~5052合金	-670 ~ -800

ルミニウム合金の腐食速度は接触する金属の種類や流速によって異なる。図31の分極曲線の例にみられるように、静止状態と航走状態では腐食電流にかなりの差があり、後者の場合における腐食速度は著しい。本船の場合<sup>16)</sup>であるが、アルミニウム合金鋳物のAC4Cの接触腐食により、後者の浸水部が航走時間に比例して腐食量が増加した例があり、図32に腐食後の外観を示す。

このような浸水部における接触腐食は陽極材料による陰極防食により防止するわけで、腐食電位を自然電極電位より低い値にすることによって解決される。陽極材料の自然電極電位は通常-1.0~-1.1V(vs. SCE)であるが、防食時の腐食電位は-0.8~-0.9V(vs. SCE)が適している。陽極材料としては亜鉛合金、アルミニウム合金、マグネシウム合金が市販されているが、漁船用には前2者が使用されている。マグネシウム合金の場合は被防食材との電位差が大きいので過防食となりやすい。図33は陰極防食の例で、3年間経過後のものであるが、顕著な腐食は全く認められない。

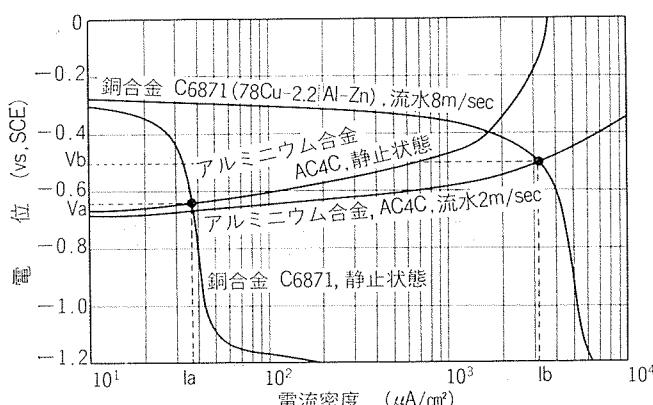


図31 海水中における銅合金とアルミニウム合金の分極曲線

- I<sub>a</sub>: 静止状態での接触腐食電流
- I<sub>b</sub>: 流水下での "
- V<sub>a</sub>: 静止状態での接触腐食電位
- V<sub>b</sub>: 流水下での "

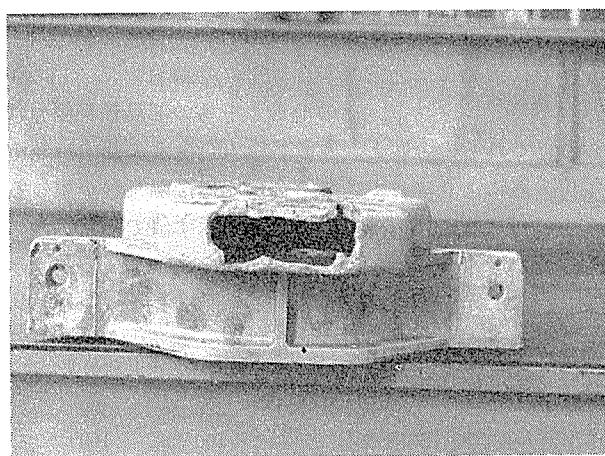


図32 アルミニウム青銅製プロペラによるアルミニウム合金鋳物AC4C(クラッチケース)の接触腐食例  
(木船、進水8か月後)

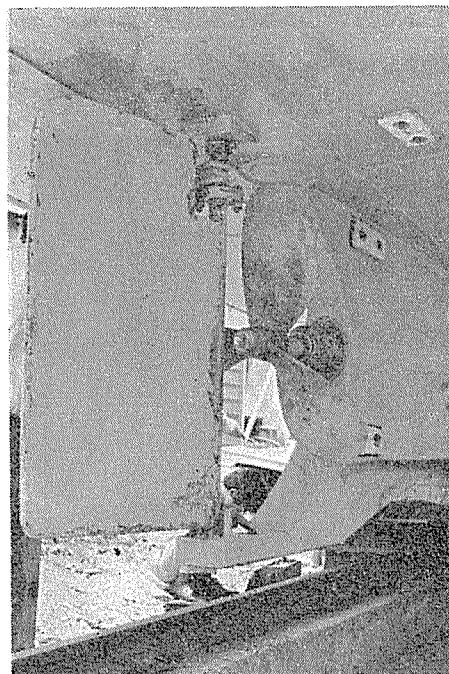


図33 4.9トン型 5083合金漁船の防食例  
(進水3年後、陽極材料はアルミニウム合金系  
“商品名: ALAP”を使用)

(2) 上部構造の場合 上部構造の腐食は潮風や間欠的な海水の浸入によるもので、海洋性霧潤気による腐食である。このような場合もアルミニウム合金の選定が適切であれば実用上の問題は発生しないが、美観の保持や孔食発生防止のため塗装される場合が多い。

図34は進水3年後の4.9トン型5083合金漁船の操舵室前面の外観で、外板は50~60μの船用塗装が施されている。窓枠は10~20μのクリヤー塗装された6063合金形材で、軽微な腐食が発生している。

図35は鋳鉄鋳物と5083合金板との接触腐食例である。写真等は省略するが、アルミニウム合金鋳物舵輪とその銅合金製キャップ、鋼製またはステンレス鋼製ボルトとアルミニウム合金との接触腐食等、艤装時における不注意に起因するものが過去に認められた。異種金属と接触する場合

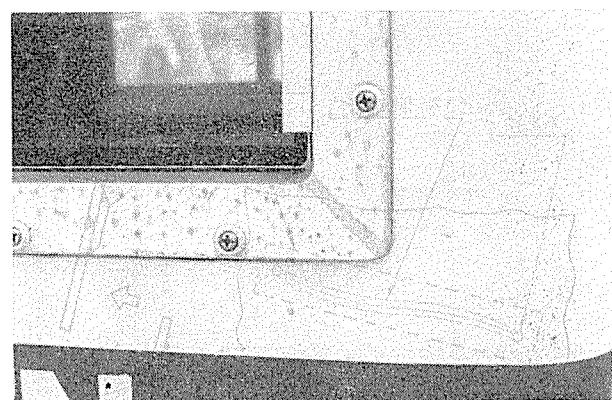


図34 4.9トン型 5083合金漁船の操舵室前面の腐食例  
(進水3年後、窓枠は6063合金形材)

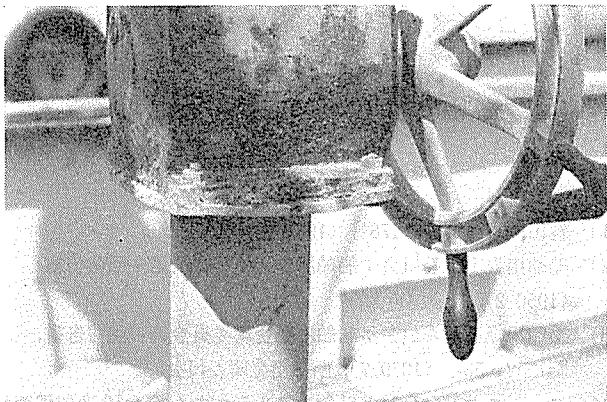


図35 4.9トン型 5083 合金漁船における鉄鉄鉄物（ギヤーボックス）と 5083 合金受板との接触腐食例  
(進水 3年後)

は、絶縁物を介するか、または接触部に塗装を施すことが必要である。

(3) 船艤内の状況 図36は4.9トン型 5083合金漁船の定期3年後の活魚槽内面を示す。海水に浸漬されていても進水的に洗浄される内面は、変色する程度で孔食がほとんど



図36 4.9トン型 5083 合金漁船の活魚槽内面（進水 3年後）

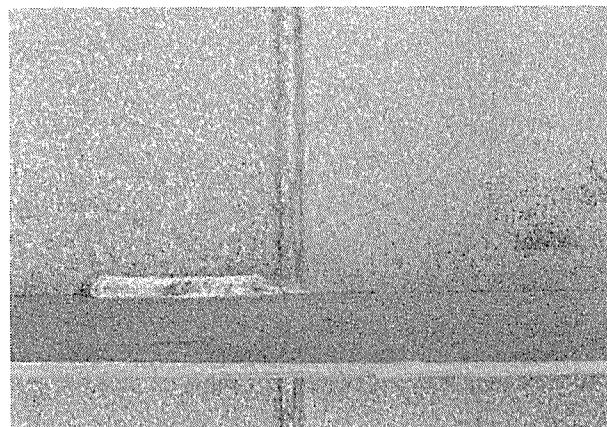


図37 250トン型アルミニウム合金製船の内壁  
(図30と同じ、無塗装)

ど発生していない。

図37は前述した船の内壁を示す。10年間余ほど洗浄されずに使用されていたわけであるが、浅い孔食が認められる程度で問題がない。

なお、清水タンクや燃料タンク内は無塗装で用いられる場合が多いが、後者の場合、海水が微量混入して長期間保持されたときに激しい腐食を生じたこともあるので注意が必要である。

## 9. おわりに

アルミニウム合金漁船の経緯と現状、使用材料と強度、また、我々が最近までに経験した設計例、溶接施工例、応力測定、発生したき裂例とその対策、腐食調査結果と防食等をまとめてご参考に供した。今後の発展のために留意事項をまとめると次のようである。

(1) 船体外板その他に発生するき裂は過去の数例によると不適当な設計が主原因で、溶接施工の不備による場合もあったが、いずれも応力集中する場所に限られていた。対策は比較的容易ともいえるが十分ご検討を頂きたい。

(2) 上部構造には艤装時の不注意によって散見される接触腐食の問題がある。重要な腐食とはならないが、外見上から好ましくない場合が多い。

(3) アルミニウム合金漁船に適した船型の開発が必要である。現在の船型は木船またはFRP船の延長にあり、押出材の活用などを折り込んで工数削減を図る意味からも重要なテーマと考えられる。

なお、参考までにアルミニウム合金漁船の強度もしくは健全性に関する事例を紹介する。昭和56年10月22日午前9時頃、和歌山県の有田川河口付近で台風24号を避けて箕島新港へ回航中の5083合金製13.5トン型底曳網漁船が、12mを越す高波を2度続けて受けた転覆した。約40分後に岸近くまで打ち寄せられ、乗員2名は船につかまって救助された。破損状況は図38、39に示すようにマスト、操舵室、舵およびプロペラが被害を受けたが、船体は岸近くに

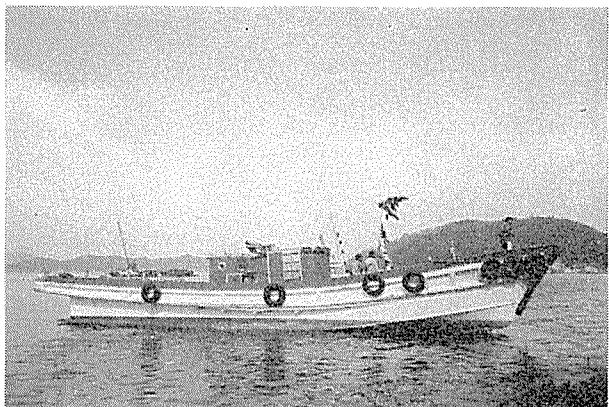


図38 台風下で12mを超える高波を受けて転覆した 5083 合金製 13.5トン 型底曳網漁船“金比羅丸”  
(転覆後の外観、マストおよび操舵室の破損)

打ち寄せられた時の打痕がチャイン部に2か所あるのみで、



a) チャイン部における凹み(打痕)



b) 舵およびプロペラ軸の破損

図39 金比羅丸の被害状況

溶接部を含め全く異常がないといって差支えなかった。このため、地元ではアルミニウム合金漁船に対する評価が、この遭難によって逆に高まったという由である。

## 文 献

- 1) 森田静泓：ある，178号（1981-5），17.
- 2) 船舶用軽金属委員会：船舶用軽金属委員会第一回報告書（1950-2），軽金属協会.
- 3) 船舶用軽金属委員会：船舶用軽金属委員会第17回報告書，昭和52～53年（1979-7），船舶用金属委員会.
- 4) アルミニウム合金船委員会：アルミニウム合金製漁船調査報告書（1980），14，軽金属溶接構造協会.
- 5) 杉山禎彦：軽金属溶接，19（1981），No. 12, 535.
- 6) 運輸省：小型船舶安全規則に関する細則，付属書2.
- 7) (財)舟艇協会，(社)強化プラスチック接合協会：高速艇基準草案並びに作成資料（1979）.
- 8) 日本海事協会：鋼船規則，CS編小型鋼船（1980-11）.
- 9) ASME : Boiler and pressure vessel code, Sec. VIII, Div. I (1974), American Society of Mech. Engr.
- 10) ALCOA : Structural handbook (1960), Aluminum Company of America.
- 11) 竹内勝治，田中英司，中村 授，蓑田和之，住友軽金属技報，13（1972），218.
- 12) 竹島義雄：未公表.
- 13) 竹内勝治：軽金属溶接，4（1966），184, 240, 290.
- 14) ALCAN : Strength of Aluminium (1965), 15.
- 15) 住友軽金属技術研究所：アルミニウム合金製小型船舶設計施工ハンドブック，（1980-4），または文献4) 参照.
- 16) 田部善一：未公表.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-252)

## 高伝導度銅合金の高温特性

竹島義雄\* 永田公二\*\*

## Mechanical Properties of High Conductivity Copper Alloys at Elevated Temperature

by Yoshio Takeshima and Koji Nagata

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# 高伝導度銅合金の高温特性

竹島義雄\* 永田公二\*\*

## Mechanical Properties of High Conductivity Copper Alloys at Elevated Temperature

by Yoshio Takeshima and Koji Nagata

### 1. はじめに

鉄鋼連続鋳造用等の鋳型、抵抗溶接用電極、電子機器配線用電線等に銅あるいは銅合金が使用されてきた。これらの材料には高強度と高伝導度が同時に要求され、とりわけ高温での機械的性質が使用時の性能や寿命を支配することが多いことから、高温強度を改良するための検討がなされている。当社では Zr 及び Si を少量添加したジルコニウム入りクロム銅を開発して C08 と名付け、主として抵抗溶接用電極 (JIS Z 3234 2 種相当) としてご使用いただいている。本資料は C08 と從来からの代表的な高伝導度銅合金について、高温における引張性質、疲労強度及びクリープ強度を測定し、データ・シートとしてまとめたものである。

### 2. 供試材

供試材は C08 とりん脱酸銅、銀入り銅、クロム銅及びひ素入りジルコニウム銅の計 5 種類である。りん脱酸銅及び銀入り銅については冷間加工後低温焼鈍を行い、C08、クロム銅及びひ素入りジルコニウム銅については溶体化処理→冷間加工→時効処理を行って各試験に供した。最終寸法はいずれも 16~20mm $\phi$  の丸棒である。供試材の化学成分、常温における機械的性質及び電気伝導度を材料ごとに表 1~10 に示す。

### 3. 試験方法

#### 3.1 引張試験

引張試験は常温~500°C の範囲にわたって行った。用いた試験片は平行部 10mm $\phi$ 、標点距離 35mm の棒状試験片である。高温試験では試験温度まで昇温後、約 20 分間保持した後に試験を行った。

#### 3.2 疲労試験

疲労試験は小野式回転曲げ疲労試験機 (容量 10 kg·m, 繰返し速度 1700 rpm) を用いて、常温と 300°C の 2 温度で行った。300°C の試験では昇温中及び昇温後約 30 分間を無荷重で運転した後に、所定の曲げモーメントを負荷した。

#### 3.3 クリープ試験

クリープ試験はレバー形単式引張クリープ試験機 (容量

3 ton, レバー比 1:20) を用いて 300°C で行った。昇温後の均熱時間は約 20 時間とした。得られたデータは応力と一定の全ひずみあるいは破断を生じるまでの時間との関係を示す Design Data 線図及び応力-最小クリープ速度線図に整理した。

### 4. 試験結果

各試験結果は材料ごとのデータ・シートとして図 1~20 に示すが、これらについて要点を述べればつきのとおりである。

#### 4.1 高温引張性質

りん脱酸銅及び銀入り銅の非熱処理型合金は 400~450°C 以上で著しい強度低下と延性的向上がみられる。クロム銅は温度の上昇について、強度と延性がほぼ一様に低下している。C08 及びひ素入りジルコニウム銅はクロム銅と類似の傾向であるが、延性的低下が比較的小ない。特に C08 は 400°C 以上においても高強度と高延性を維持しており、中間温度脆性の兆候が認められない。

#### 4.2 疲労強度

非熱処理型合金及びクロム銅は 300°C における疲労強度が常温のそれに比べて低下している。一方、C08 及びひ素入りジルコニウム銅は常温と 300°C における疲労強度にそれほど大きな差異がみられず、300°C においても高い疲労強度を有している。

#### 4.3 クリープ強度

各供試材の 300°C におけるクリープ強度の序列は同温度における疲労強度の序列と同じであるが、その優劣は疲労強度の場合よりも一層顕著であり、C08 のクリープ強度は他の材料に比べてはるかに高い。

### 5. むすび

C08 はりん脱酸銅はもちろんのこと、既存の高伝導度銅合金である銀入り銅、クロム銅及びひ素入りジルコニウム銅に比べ、すぐれた引張強度、疲労強度及びクリープ強度を有している。また、中間温度脆性を示さないことも C08 の特長の一つである。したがって、C08 を鋳型や電極として使用した場合、使用中の変形及び割れの危険性は小さくなり、長寿命が期待できる。

\*技術研究所

\*\*技術研究所 工学博士

## 高伝導度銅合金の高温特性

## 1) C08 (ジルコニウム入りクロム銅)

表1 化学成分

材 料	化 学 成 分 (%)					
	Cu	Cr	Zr	Fe	Si	Pb
C08(ジルコニウム入り) クロム銅	試 材 規 格	99.20 —	0.70 —	0.06 —	0.02 —	0.02 —
						0.00

表2 機械的性質及び電気伝導度

材 料	調 質	耐 力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	絞 り (%)	硬 さ (ロックウェルB)	電気伝導度 (% IACS)
C08(ジルコニウム入り) クロム銅	溶体化処理 →50%冷間加工 →時効処理(475°C × 3hr)	49.8	54.1	23	66	82	80

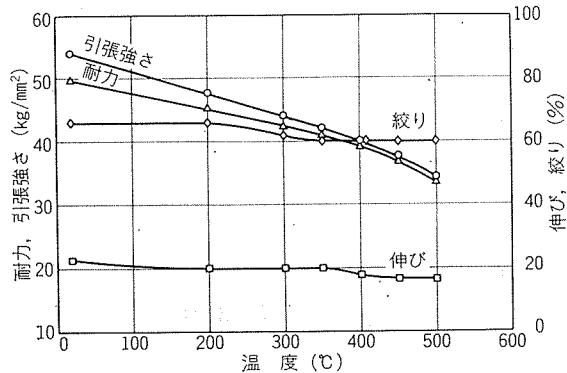


図1 C08 の引張性質と温度の関係

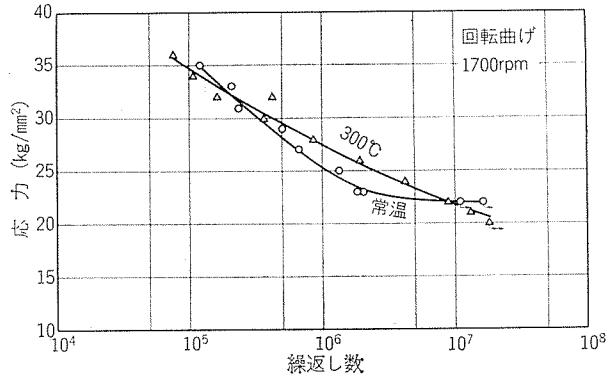


図2 C08 のS-N線図

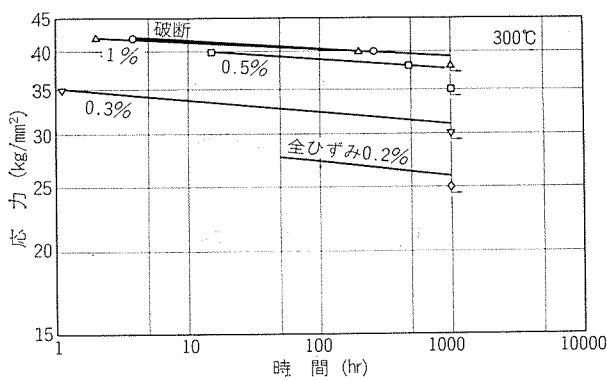


図3 C08 の Design Data 線図

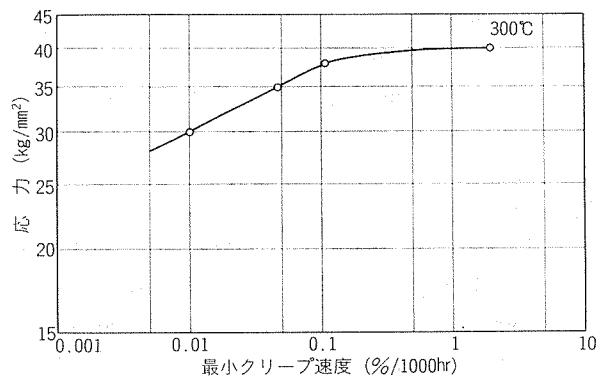


図4 C08 の応力—最小クリープ速度線図

(昭和57年4月)

住友軽金属工業株式会社

技術研究所 竹島義雄  
永田公二

## 高伝導度銅合金の高温特性

## 2) りん脱酸銅

表3 化学成分

材 料		化 学 成 分 (%)				
		Cu	P	Fe	Si	Pb
りん脱酸銅	試 材	99.96	0.021	0.02	0.00	0.00
JIS C1220		≥99.90	0.015~0.040	—	—	—

表4 機械的性質及び電気伝導度

材 料	調 質	耐 力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	絞 り (%)	硬 さ (ロックウェルB)	電気伝導度 (% IACS)
りん脱酸銅	焼鍔 (500°C × 0.5hr) →50%冷間加工 →焼鍔 (225°C × 0.5hr)	35.6	36.0	20	79	55	84

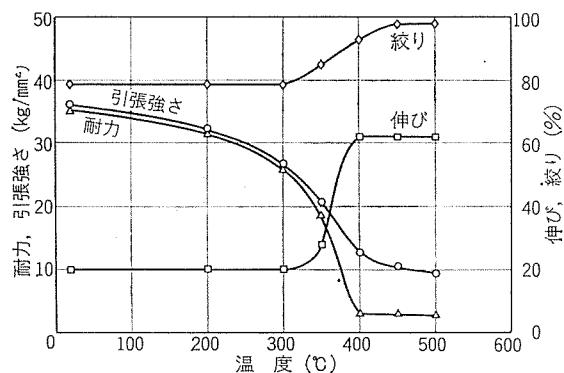


図5 りん脱酸銅の引張性質と温度の関係

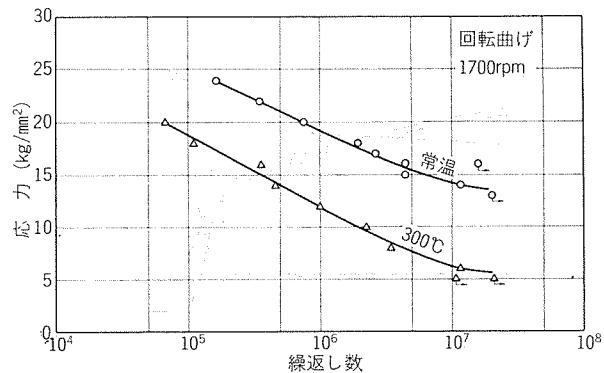


図6 りん脱酸銅のS-N線図

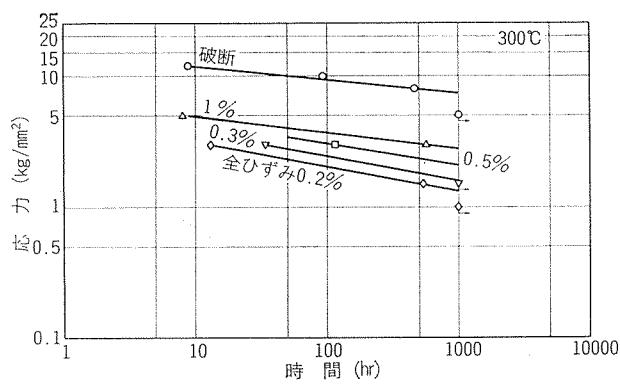


図7 りん脱酸銅のDesign Data 線図

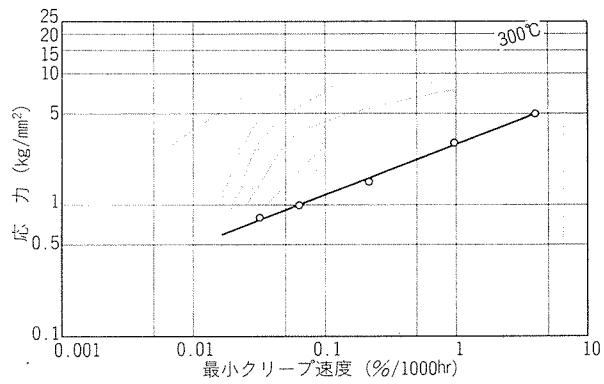


図8 りん脱酸銅の応力一最小クリープ速度線図

(昭和57年4月)

住友軽金属工業株式会社

技術研究所 竹島義雄  
永田公二

## 高伝導度銅合金の高温特性

## 3) 銀入り銅

表5 化学成分

材 料		化 学 成 分 (%)				
		Cu	Ag	Fe	Si	Pb
銀入り銅	試 材	99.87	0.16	0.01	0.00	0.00
	ASTM C11600	≥99.90	≥0.085	—	—	—

表6 機械的性質及び電気伝導度

材 料	調 質	耐 力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	絞 り (%)	硬 さ (ロックウェルB)	電気伝導度 (% IACS)
銀入り銅	焼鉄 (500°C × 0.5hr) →50%冷間加工 →焼鉄 (250°C × 0.5hr)	34.5	35.2	18	59	55	100

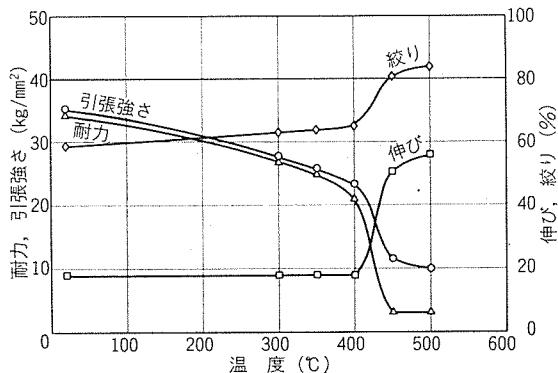


図9 銀入り銅の引張性質と温度の関係

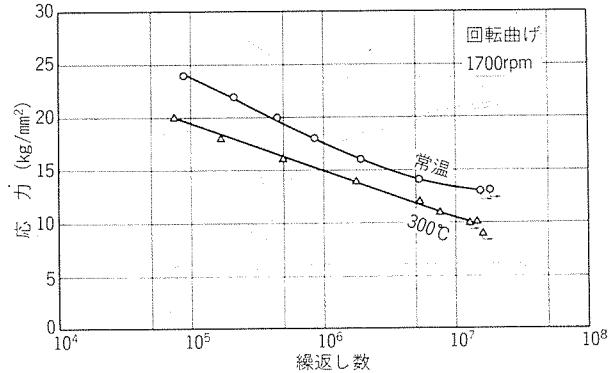


図10 銀入り銅のS-N線図

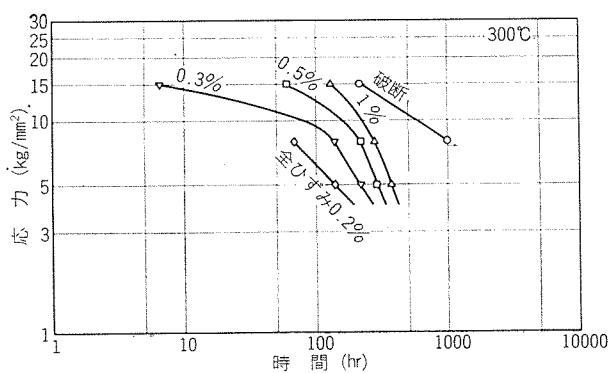


図11 銀入り銅のDesign Data 線図

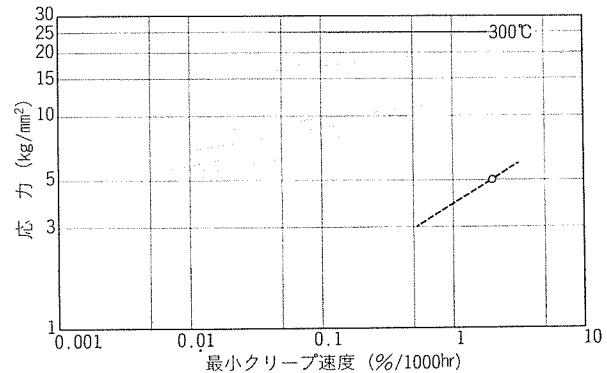


図12 銀入り銅の応力一最小クリープ速度線図

(昭和57年4月)

◆ 住友軽金属工業株式会社

技術研究所

竹島義雄  
永田公二

## 高伝導度銅合金の高温特性

## 4) クロム銅

表7 化学成分

材 料	試 材	化 学 成 分 (%)				
		Cu	Cr	Fe	Si	Pb
クロム銅	ASTM C18200	98.86	0.85	0.04	0.01	0.00
		≥99.5	0.6~1.2	≤0.10	≤0.10	≤0.05

表8 機械的性質及び電気伝導度

材 料	調 質	耐 力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	絞 り (%)	硬 さ (ロックウェルB)	電気伝導度 (% IACS)
クロム銅	溶体化処理 →50%冷間加工 →時効処理(450°C × 3hr)	45.1	50.4	26	69	80	87

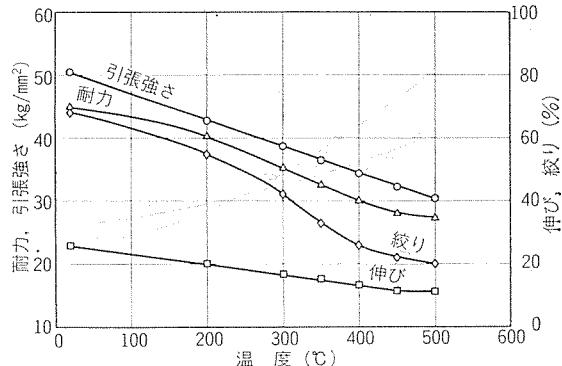


図13 クロム銅の引張性質と温度の関係

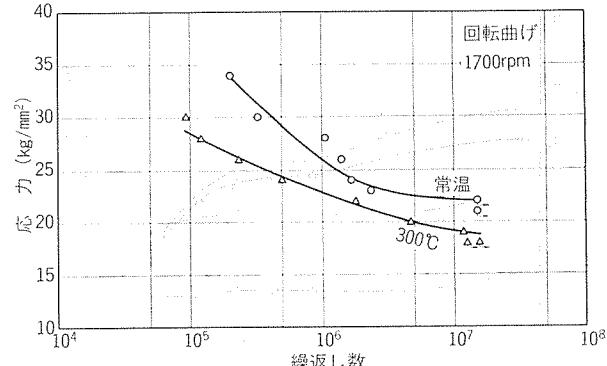


図14 クロム銅のS—N線図

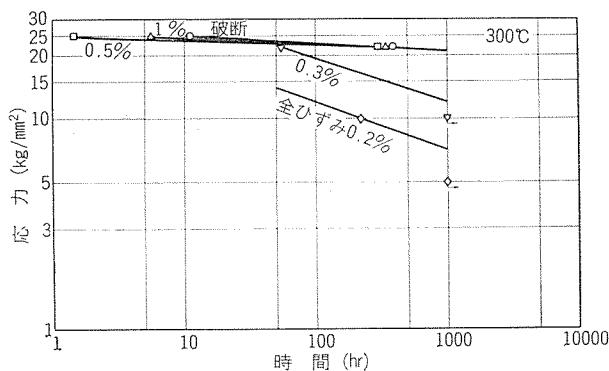


図15 クロム銅のDesign Data 線図

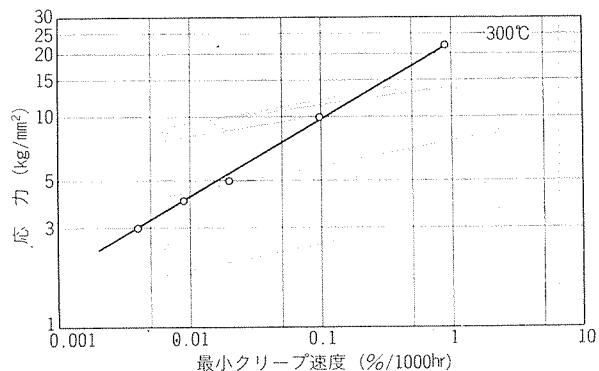


図16 クロム銅の応力—最小クリープ速度線図

(昭和57年4月)

住友軽金属工業株式会社

技術研究所 竹島義雄  
永田公二

## 高伝導度銅合金の高温特性

## 5) ひ素入りジルコニウム銅

表9 化学成分

材 料		化 学 成 分 (%)					
		Cu	Zr	As	Fe	Si	Pb
ひ素入り ジルコニウム銅	試 材	99.38	0.44	0.14	0.01	0.00	0.00
	規 格	—	—	—	—	—	—

表10 機械的性質及び電気伝導度

材 料	調 質	耐 力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	絞 り (%)	硬 さ (ロックウェルB)	電気伝導度 (% IACS)
ひ素入り ジルコニウム銅	溶体化処理 →50%冷間加工 →時効処理(400°C × 3hr)	40.1	44.7	18	44	68	88

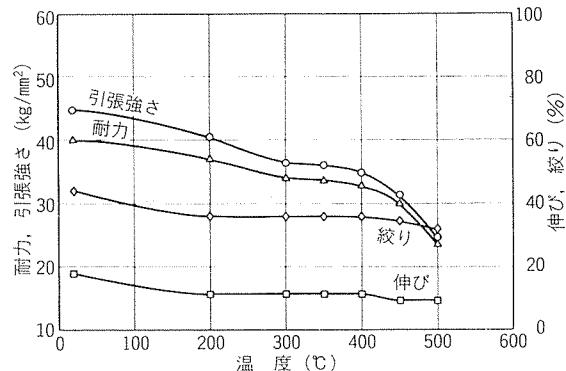


図17 ひ素入りジルコニウム銅の引張性質と温度の関係

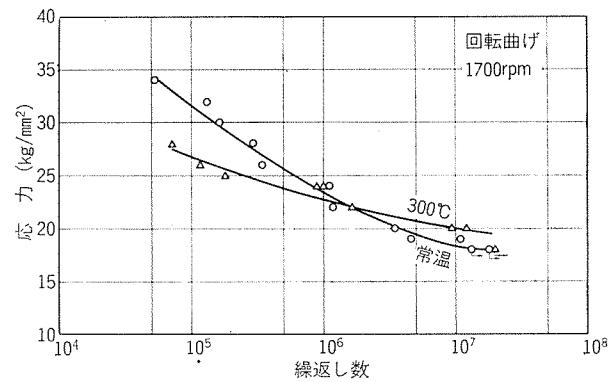


図18 ひ素入りジルコニウム銅のS-N線図

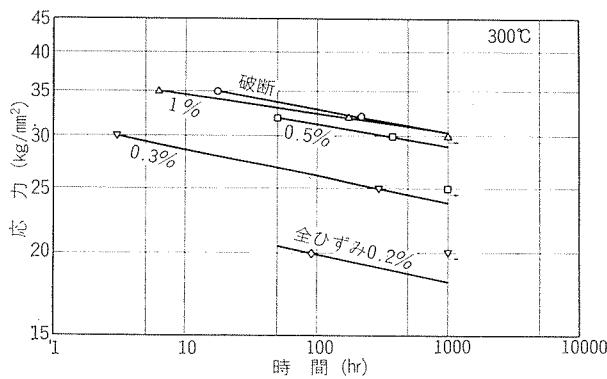


図19 ひ素入りジルコニウム銅のDesign Data 線図

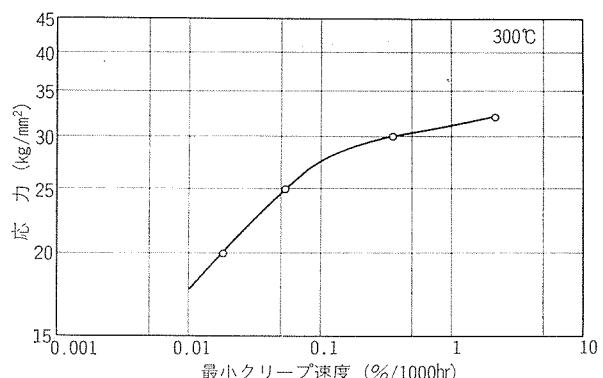


図20 ひ素入りジルコニウム銅の応力ー最小クリープ速度線図

(昭和57年4月)

住友軽金属工業株式会社

技術研究所

竹島義雄  
永田公二