

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-299)

論 文

Al-Zn-Mg 系合金の機械的性質と破壊様式 に及ぼす冷間加工と時効の影響

宇野照生* 馬場義雄*

Influence of Cold Work and Aging on the Tensile Properties and the Fracture Behaviour of High Purity Al-Zn-Mg Base Alloys

by Teruo Uno and Yoshio Baba

住友軽金属工業株式会社技術研究所

論 文

Al-Zn-Mg 系合金の機械的性質と破壊様式 に及ぼす冷間加工と時効の影響

宇野照生* 馬場義雄*

Influence of Cold Work and Aging on the Tensile Properties and the Fracture Behaviour of High Purity Al-Zn-Mg Base Alloys

by Teruo Uno and Yoshiro Baba

High purity Al-Zn-Mg alloys often exhibit low tensile ductility and typical grain boundary embrittlement occurs if the alloys were aged to maximum strength levels. The influence of cold work and aging on the mechanical properties and the fracture behaviour of high purity Al-6%Zn-1.5%Mg base alloys has been investigated to improve the low ductility of the alloys.

Marked improvement in the ductility of coarse grained alloy can be obtained by proper cold working and aging, and the fracture mode changes from brittle grain boundary fracture to ductile dimple type fracture. These phenomena are observed only in coarse grained alloy but not in Zr-added fine grained alloy. Preaging treatment after quenching is not desirable because of the drastic loss of ductility.

The cause of the marked improvement in the ductility is attributed to the absence of precipitate free zones along grain boundaries and coarse grain boundary precipitates and the precipitation of coarse intermediate precipitates in the matrix.

1. 緒 言

高純度の時効硬化型アルミニウム合金は溶体化処理時に結晶粒が粗大化するため、最高強度を与えるような時効条件のもとでは顕著な粒界破壊が生じ、伸びが著しく低下することはよく知られている。このような粒界破壊は (Zn + Mg) 含有量の高い Al-Zn-Mg 系合金において特に顕著に観察される。Al-Zn-Mg 系合金の粒界破壊については、粒界無析出帶（以後 PFZ と呼ぶ）や粒界析出物等の粒界近傍構造あるいは粒内析出物の性状と関連して、また微量添加元素や熱処理の影響などこれまでにかなりの研究^{1)~9)} が行なわれているが、いまだ高純度合金での有効な粒界破壊防止法はなく、粒界破壊の機構についてもまだ不明な点が多い。このような粒界破壊は工業的には Fe, Mn, Cr, V, Zr 等の遷移元素を添加することにより結晶粒を微細化すればその防止が可能である。しかしながらこれらの元素の添加は合金の光輝性を低下させるため、強度や靭性に加えて光輝性をも要求される場合には適用できない。そこで著者らは高純度 Al-Zn-Mg 合金の粒界破壊の防止法について検討した結果、粒界破壊の防止には焼入後の冷間加工と時効の効果が顕著であり、延性に乏しい粗大結晶粒合金でも

焼入後に適度な冷間加工と時効を行なうことにより伸びの増加が可能であるばかりでなく、破壊様式も粒界破断タイプから粒内破断タイプに変化することを見出したのでその結果を報告する。

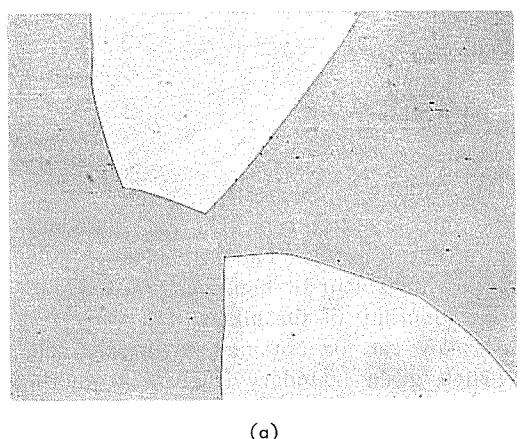
2. 実験方法

実験に使用した合金は高純度地金を使用して溶解鋳造した 3 種類の Al-6%Zn-1.5%Mg 系合金で、結晶粒度を調整するため Zr の添加量を変えている。Table 1 にはその化学成分を示す。これらの合金を 25 mm 厚 × 150 mm 幅 × 180 mm 長さの圧延用鋸塊に切断し、733K で 57.6ks の均質化処理後に 713K で 8~4 mm 厚まで熱間圧延し、その後約 50% の冷間圧延を行ない最終板厚 4~2 mm の板に圧延した。また電子顕微鏡組織観察用として 0.6 mm 板を別途圧延した。このように調整した板を 733K で 3.6ks の溶体処理後にその温度から水焼入し、焼入後直ちにあるいは 373K で最大 86.4ks の予備時効処理後に最大 50%までの冷間加工を行ない、その後 393~453K で最終時効を行なった。上記の処理を行なった試料について引張試験、引張破断面の走査型電子顕微鏡による破面観察、光学および電子顕微鏡組織観察等を行ない、この合金系の機械的性質と破壊様式に及

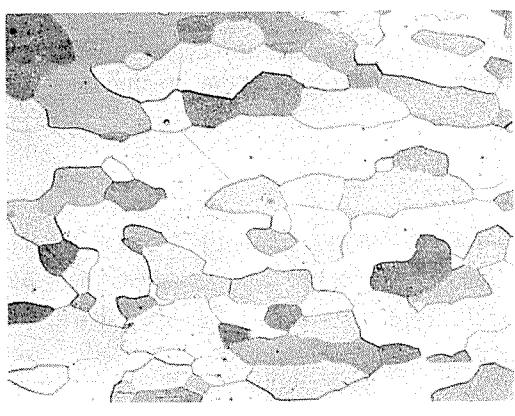
* 技術研究所

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

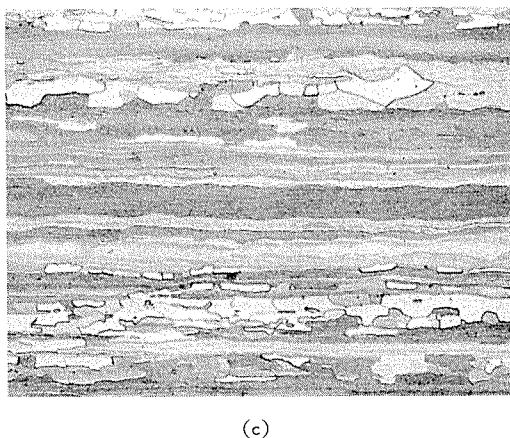
Element Alloy	Zn	Mg	Zr	Cu	Fe	Si
Al-6%Zn-1.5%Mg	5.98	1.47	—	<0.01	<0.01	<0.01
Al-6%Zn-1.5%Mg-0.05%Zr	5.85	1.44	0.05	<0.01	<0.01	<0.01
Al-6%Zn-1.5%Mg-0.15%Zr	5.98	1.51	0.15	<0.01	<0.01	<0.01



(a)



(b)



(c)

Fig. 1 Effect of Zr additions on microstructures of Al-6%Zn-1.5%Mg alloy quenched from 733K. ($\times 100$)
(a) none (b) 0.05%Zr (c) 0.15%Zr

ばす加工と時効の影響について検討した。なお引張試験は厚さ 2 mm の板より平行部幅 12.5mm, 標点距離 50mm の試験片を特に断わらない限り板の圧延方向に平行な方向に採取して行なった。

3. 実験結果

3.1 機械的性質と破壊特性

Fig. 1 には実験に用いた合金を 733K で 3.6ks の溶体化処理後に水焼入した材料の光学顕微鏡組織を示す。Zrを添加しない基合金では結晶粒は著しく粗大化し、平均粒径はおよそ 700 μm 程度である。0.05%Zr を添加した合金の場合には微細な再結晶粒組織であり、0.15%Zr を添加した場合には微細な再結晶粒と未再結晶域の混在した繊維状組織を呈している。このような 3 種類の結晶粒組織を有する合金の機械的性質と破壊様式におけるばす加工と時効の影響について検討した。Fig. 2 には Al-6%Zn-1.5%Mg 合金を 733K で 3.6ks の溶体化処理後に水焼入し、焼入後直ちに最大 50%までの冷間加工を行ない、その後 393K で時効した場合の時効に伴う引張性質の変化を示す。この合金は Fig. 1(a) に示したように結晶粒が粗大なため、焼入後に冷間加工を行なわない場合には最高強度域における伸びは 1%程度にまで低下し、典型的な粒界破壊が生じることが確認された。

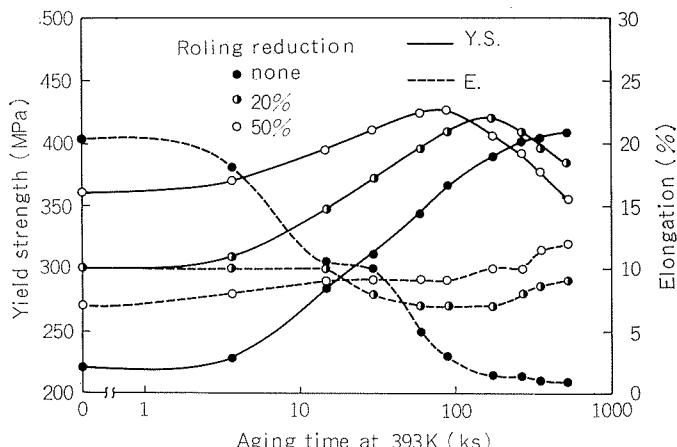


Fig. 2 Effect of cold work on tensile properties of Al-6%Zn-1.5%Mg alloy quenched from 733K, cold-worked and aged at 393K.

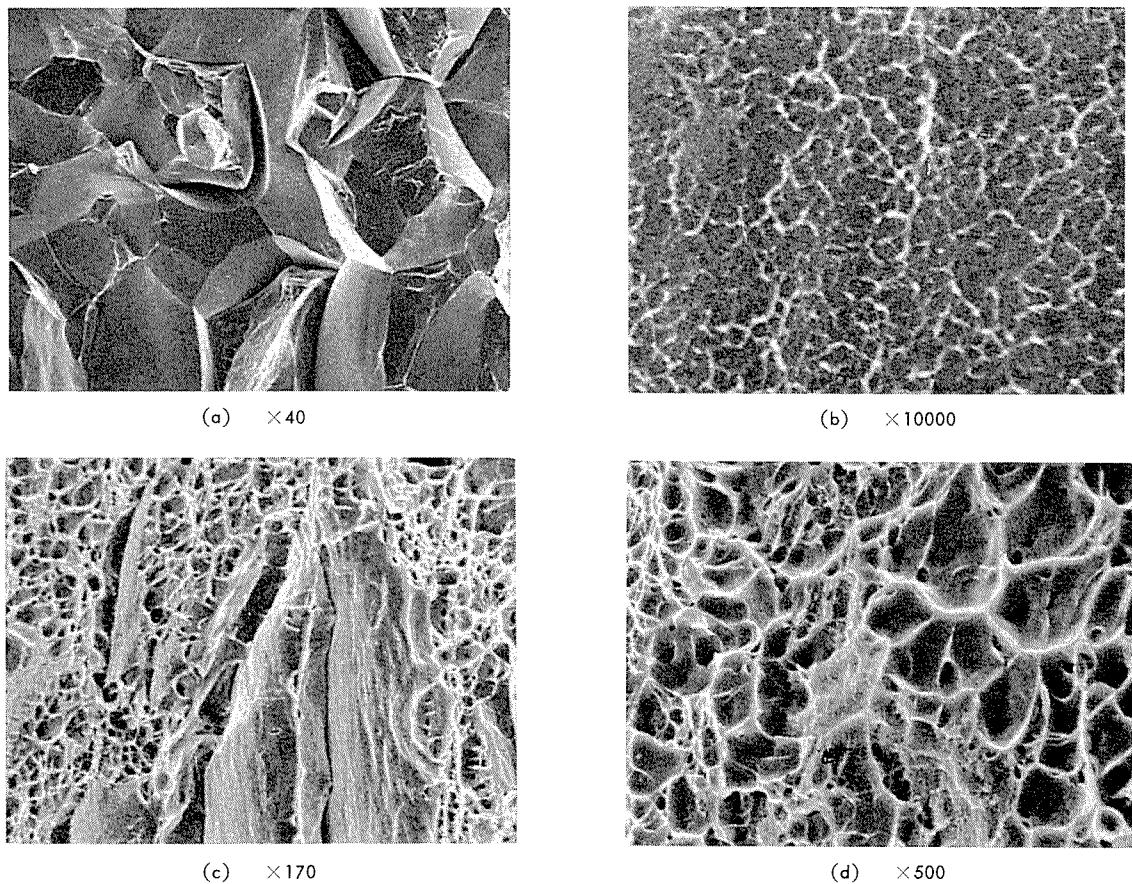


Fig. 3 Scanning electron micrographs of fracture surface of Al-6%Zn-1.5%Mg alloy. After quenching, alloy was (a), (b) aged at 393K for 172.8ks (c) cold-worked by 20% and aged at 393K for 86.4ks. (d) cold-worked by 50% and aged at 393K for 86.4ks.

これに対し焼入後20%および50%の冷間加工を行なった場合には、加工を行なわない場合に比べて最高強度そのものの増加はそれほど顕著ではないが、最高強度域における伸びは7~10%と著しく増加する。また伸びの増加の傾向は20%加工の場合よりも50%加工の場合がより顕著である。

Fig. 3 には走査型電子顕微鏡による引張破断面の破面観察結果を示す。焼入後に冷間加工を行なわない場合には引張破断面は典型的な粒界破断タイプであるが、冷間加工度の増加と共に破面全体に占める粒内破壊で延性的な破面の割合が増加し、50%加工の場合には引張破断面はほぼ完全に粒内破壊で延性的な破面に変化しているのが観察された。このような傾向は**Fig. 2** に示した引張試験における伸びの変化とよく対応している。なお、**Fig. 3 (b)** には**Fig. 3 (a)** に示した典型的な粒界破断面を高倍率で観察した結果を示す。低倍率では完全な粒界破断面と考えられる場合でも高倍率では非常に微細なディンブルが全面に分布しているのが観察された。このことは伸びが著しく低下し完全な粒界破壊を生ずると思われる場合でも、粒界近傍では塑性変形が生じていることを示していると考えられる。

Fig. 2 に示した結果は引張試験片を板の圧延方向と平行方向に採取した場合の結果であるが、圧延方向と直角方向についても同様な伸びの改善は可能である。**Fig. 4** には

Al-6%Zn-1.5%Mg 合金を 733K で 3.6ks の溶体化処理後に水焼入し、焼入後直ちに50%の冷間加工を行ない、その後 393K で時効した板の圧延方向に平行方向 (L 方向) と直角方向 (LT 方向) の引張性質の比較結果を示す。最高強度域における LT 方向の伸びは L 方向より 1~2% 程度小さいが、伸びの改善効果は板の方向性を問わず観察され

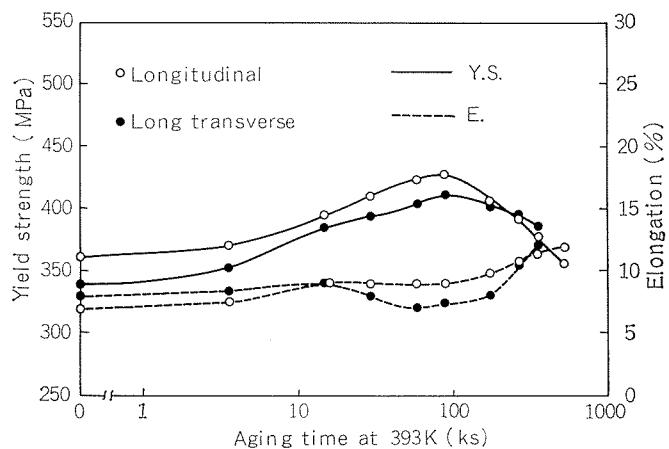


Fig. 4 Comparison of tensile properties between longitudinal and long transverse direction of Al-6%Zn-1.5%Mg alloy quenched from 733K, cold-worked by 50% and aged at 393K.

る。

Fig. 5 には Al-6%Zn-1.5%Mg 合金を 733K で 3.6ks の溶体化処理後に水焼入し、焼入後直ちに最大50%までの冷間加工を行ない、その後 423K で時効した場合の引張性質の変化を示す。

最終時効を 423K で行なう場合でも、焼入後に20%および50%の冷間加工を行なう場合には加工を行なわない場合に比べて最高強度域における伸びの増加が顕著である。また引張破断面についても加工を行なわない場合には完全な粒界破断タイプであるが、加工を行なう場合には粒内破壊で延性的な破面に変化しているのが観察された。これらの傾向は Fig. 2 および Fig. 3 に示した 393K 時効の場合とほぼ同じである。Fig. 6 には Al-6%Zn-1.5%Mg 合金を 733K で 3.6ks の溶体化処理後に水焼入し、焼入後に加工を行なうことなしに直ちに 453K で時効した場合の引張性質を示す。

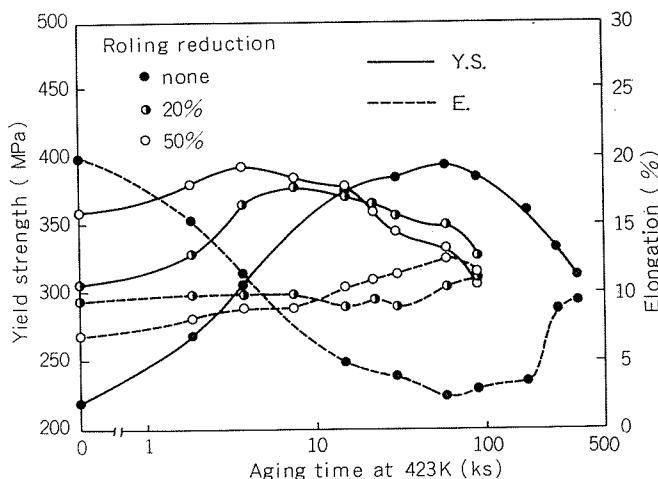


Fig. 5 Effect of cold work on tensile properties of Al-6%Zn-1.5%Mg alloy quenched from 733K, cold-worked and aged at 423K.

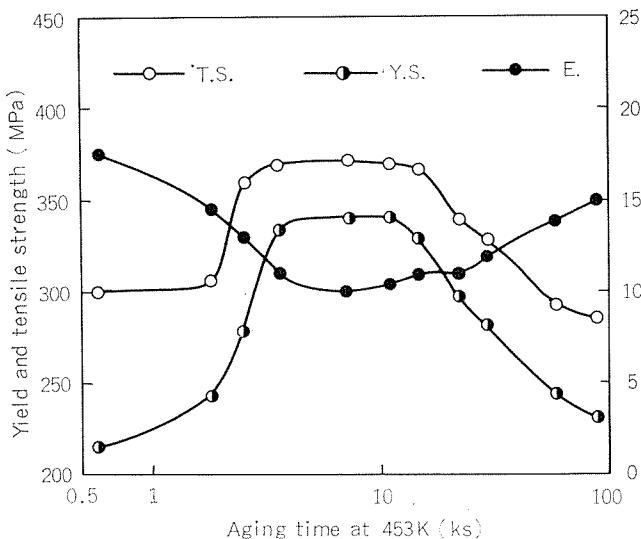


Fig. 6 Tensile properties of Al-6%Zn-1.5%Mg alloy quenched from 733K and aged at 453K.

時効の進行と共に強度の上昇と伸びの低下がみられるが、453K 時効の場合には最高強度域においても 10%以上の大きい伸びを有しており、393K や 423K 時効の場合に観察されたような顕著な伸びの低下の傾向は観察されない。

Fig. 7 および Fig. 8 には Al-6%Zn-1.5%Mg 合金を 733K で 3.6ks の溶体化処理後に水焼入し、焼入後に 373K で最大 86.4ks の予備時効を行なった後に 20% および 50% の冷間加工を行ない、その後 393K で時効した場合の引張性質を示す。Fig. 7 および Fig. 8 に示されるように 373K における予備時効時間の増加と共に最高強度は増加するが、最高強度域における伸びは減少し、引張破断面は粒内破壊で延性的な破面より脆性的な破面に変化することが観察された。以上に示したような加工を間にはさんだ 2 段時効処理的な方法は 7075 合金や 7178 合金のような実用合金の強靭化には極めて有効な処理¹⁰⁾¹¹⁾と考えられるが、本研究のような粗大結晶粒合金の場合には伸びの低下をもたらすので好ましくない処理と考えられる。

これまでに述べた結果は全て結晶粒の粗大な合金について

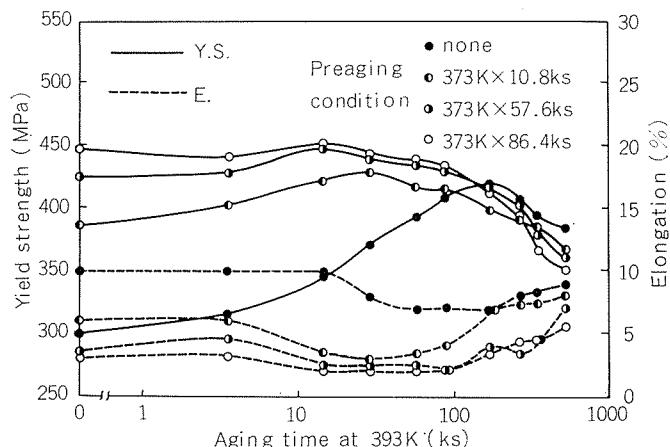


Fig. 7 Effect of preaging time on tensile properties of Al-6%Zn-1.5%Mg alloy quenched from 733K, cold-worked by 20% and aged at 393K.

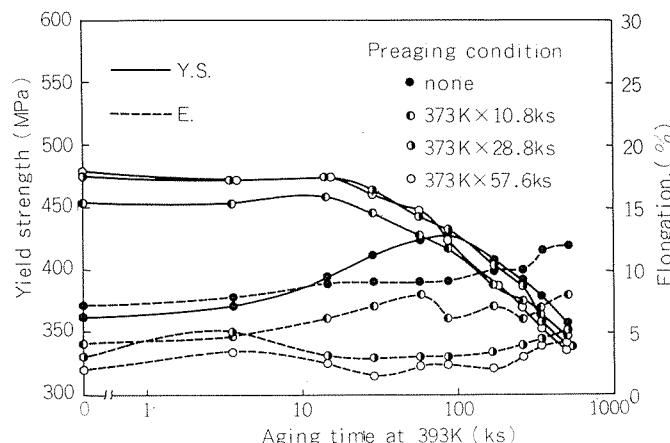


Fig. 8 Effect of preaging time on tensile properties of Al-6%Zn-1.5%Mg alloy quenched from 733K, cold-worked by 50% and aged at 393K.

であるが、0.05%Zr および 0.15%Zr を添加することにより結晶粒を微細化し、実用 Al-Zn-Mg 系合金とほぼ同じ結晶粒組織を有する合金に Fig. 1 の場合と全く同様な処理を行なった場合の引張性質の変化を Fig. 9 および Fig. 10 に示す。Zr を添加した合金では加工を行なわない場合においても最高強度域における伸びは 10% 以上とかなり大きく、Zr を添加しない合金で観察されるような顕著な伸びの低下は生じない。このような合金に Fig. 1 の場合と同様な加工と時効処理を行なった場合には、最高強度域における伸びは加工を行なわない場合よりも低下し、Fig. 2 に示されるような伸びの改善効果は観察されない。以上に述べたように延性に乏しい粗大結晶粒合金でも焼入後に適当な条件のもとで加工と時効を行なうことにより伸びの改善が可能であり、破壊様式も粒界破断タイプから粒内破断タイプに変化するが、延性の改善が可能なのは粗大な結晶粒を有する合金に焼入後直ちに加工と時効を行なう場合のみであり、加工前の予備時効処理は延性の向上には有害である。

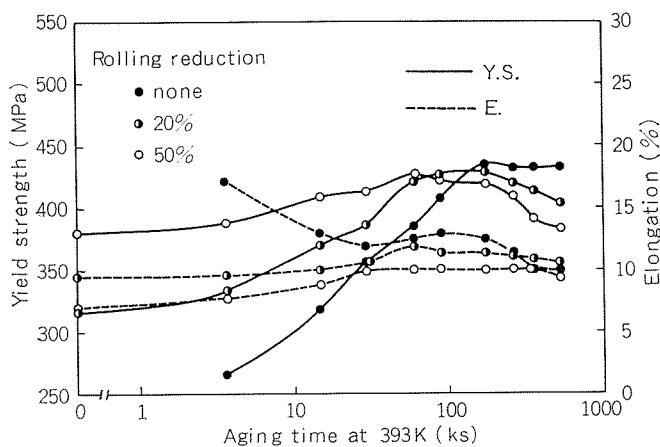


Fig. 9 Effect of cold work on tensile properties of Al-6%Zn-1.5Mg-0.05%Zr alloy quenched from 733K, cold-worked and aged at 393K.

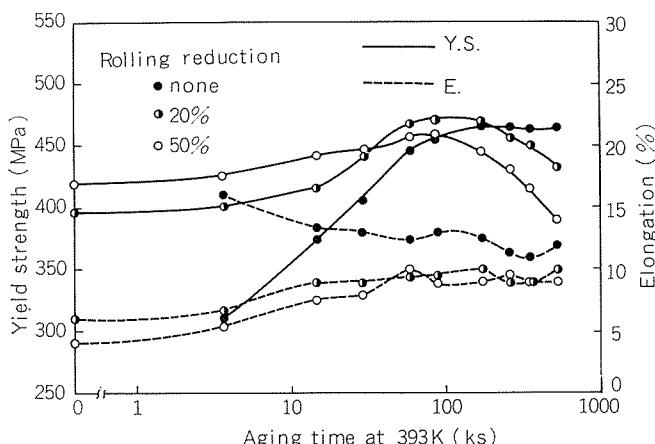


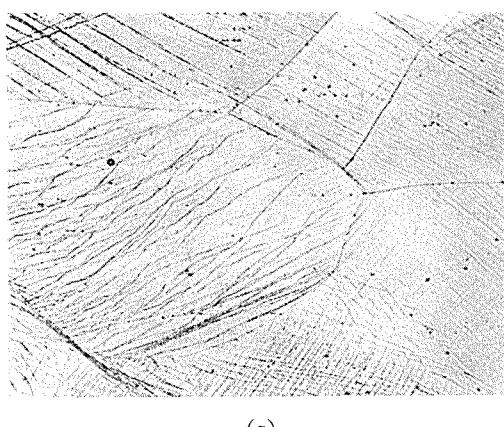
Fig. 10 Effect of cold work on tensile properties of Al-6%Zn-1.5%Mg-0.15%Zr alloy quenched from 733K, cold-worked and aged at 393K.

3.2 組織観察結果

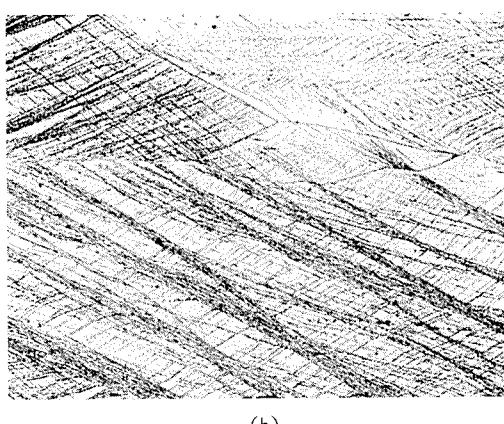
3.1 で述べた機械的性質や破壊様式の加工と時効による変化の機構について検討するため光学および電子顕微鏡による組織観察を行なった。Fig. 11 には Al-6%Zn-1.5%Mg 合金を 733K で 3.6ks の溶体化処理後に水焼入し、焼入後に 20% および 50% の冷間加工を行ない、その後 393K で 86.4ks 時効した場合の圧延方向に平行方向の結晶粒組織を示したが、結晶粒が加工方向にかなり変形されているのが観察される。

焼入後に加工を行なわない場合の一例として Fig. 12 には Al-6%Zn-1.5%Mg 合金を 733K で 3.6ks の溶体化処理後に水焼入し、焼入後直ちに 393K で 172.8ks, 423K で 57.6ks および 453K で 10.8ks の時効を行なった場合の透過電顕組織を示す。393K で 172.8ks および 423K で 57.6ks の時効は粒界破壊の顕著な時効条件であり、453K で 10.8ks の時効は粒界破壊の起り難い時効条件である。いずれの場合にも粒界近傍には顕著な PFZ が存在すると共に粒界析出物は粒内析出物に比べて著しく粗大化しているのが観察される。粒内析出物については時効温度が高くなるに従って粗大化する傾向がある。

Fig. 13 には Fig. 12 の場合と全く同じ熱処理を行った



(a)

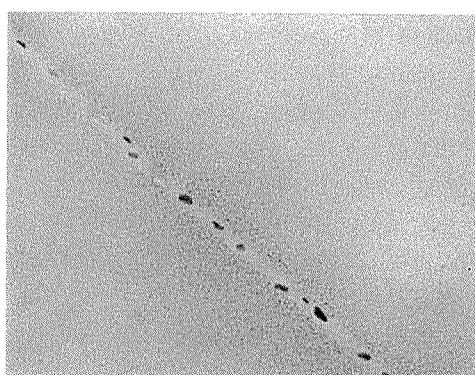


(b)

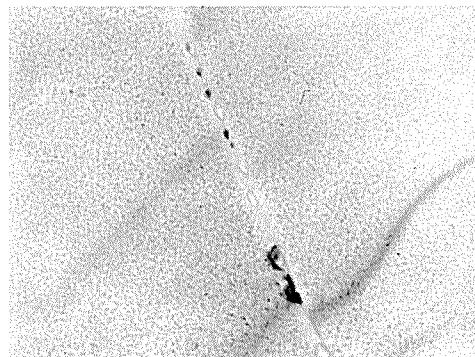
Fig. 11 Effect of cold work on microstructures of Al-6%Zn-1.5%Mg alloy quenched from 733K, cold-worked by (a) 20% (b) 50% and aged at 393K for 86.4Ks. ($\times 100$)

板を引張破断させた後の転位組織を示したが、393Kで172.8ksおよび423Kで57.6ksの時効の場合には顕著なすべり帯が観察される。このようなすべり帯は粒内に整合あるいは半整合の微細な析出粒子が存在し、析出粒子が運動転位により剪断される場合に形成されることが Hornbogen¹²⁾により示されている。これに対し453Kで10.8ks時効した場合にはこのような顕著なすべり帯は観察されないが、これは過時効により粒内析出物が粗大化したためと考えられる。

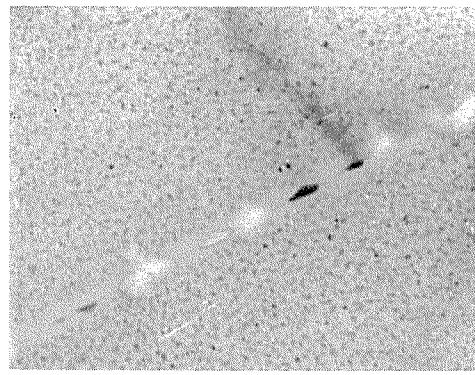
Fig. 14 には Al-6%Zn-1.5%Mg 合金を 733K で 3.6ks の溶体化処理後に水焼入し、焼入後に50%冷間加工した場



(a)

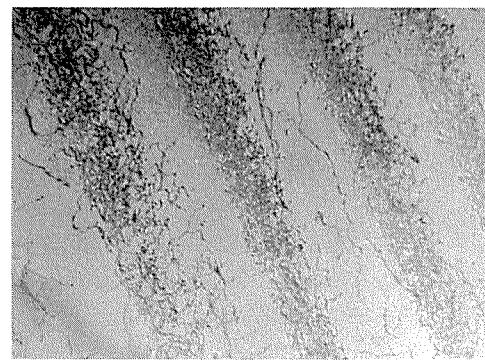


(b)

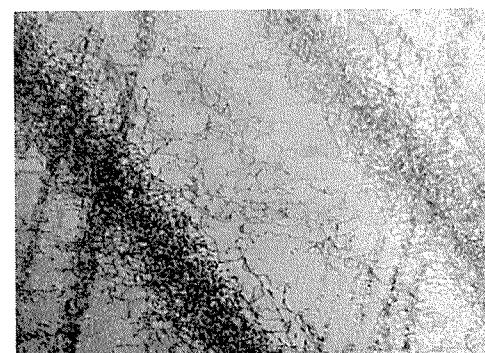


(c)

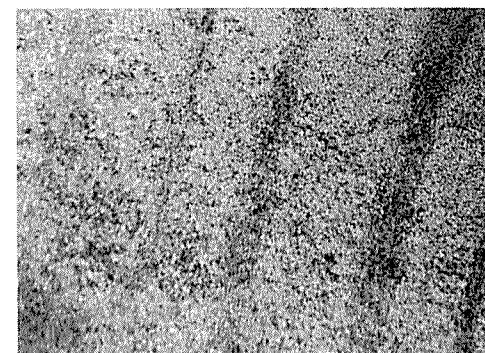
Fig. 12 Transmission electron micrographs of Al-6%Zn-1.5%Mg alloy. After quenching from 733K, alloy was aged at (a) 393K for 172.8ks (b) 423K for 57.6ks (c) 453K for 10.8ks. ($\times 10000$)



(a)



(b)



(c)

Fig. 13 Dislocation structures corresponding to fracture deformation of Al-6%Zn-1.5%Mg alloy quenched from 733K and aged at (a) 393K for 172.8ks (b) 423K for 57.6ks (c) 453K for 10.8ks. ($\times 1000$)

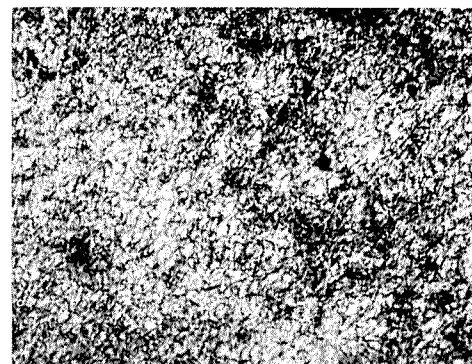


Fig. 14 Transmission electron micrograph of A-6%Zn-1.5%Mg alloy quenched from 733K and cold-worked by 50%. ($\times 10000$)

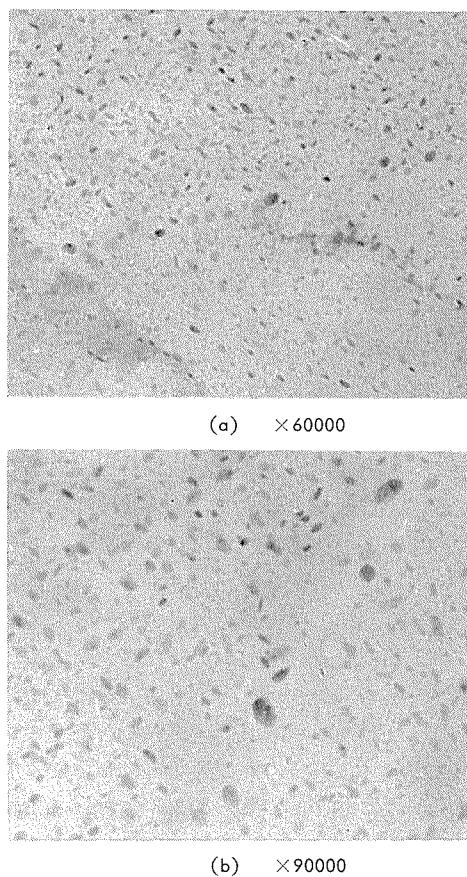


Fig. 15 Transmission electron micrographs of Al-6%Zn-1.5%Mg alloy. After quenching from 733K, alloy was cold-worked by 50% and aged at (a) 393K for 86.4Ks (b) 423K for 7.2Ks.

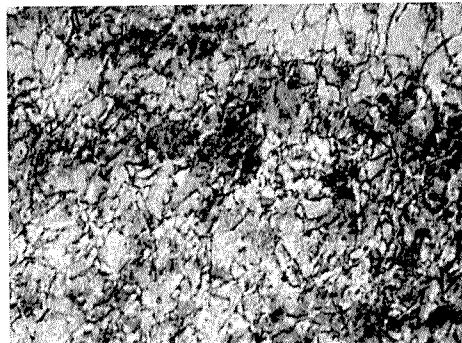


Fig. 16 Dislocation structure of Al-6%Zn-1.5%Mg alloy. After quenching from 733K, alloy was cold-worked by 50% and aged at 393K for 86.4Ks. ($\times 10000$)

合の転位組織を示す。加工により高密度の転位が導入されている。**Fig. 15** には Al-6%Zn-1.5%Mg 合金を 733K で 3.6ks の溶体化処理後に水焼入し、焼入後直ちに 50% の冷間加工を行ない、その後 393K で 86.4ks やび 423K で 7.2ks 時効した場合の析出状態を示す。焼入後直ちに加工と時効を行なう場合には顕著な PFZ の存在は観察されず、粒内析出物はかなり粗大化している。粒界析出物についても、粒内析出物に比べて著しい粗大化傾向は観察されない。

Fig. 16 には Al-6%Zn-1.5%Mg 合金を 733K で 3.6ks

の溶体化処理後に水焼入し、焼入後直ちに 50% の冷間加工を行ない、その後 393K で 86.4ks 時効した場合の転位組織を示す。最終時効材においてもかなり高密度の転位が存在するが、亜粒界の形成の傾向は観察されなかった。

4. 考 察

本実験結果にみられるように延性に乏しい粗大結晶粒合金でも、焼入後に適当な条件のもとで加工と時効を行うことにより伸びの増加が可能であり、破壊様式も粒界破断タイプから粒内破断タイプに変化することが明らかになった。以下に従来の研究や組織観察結果をもとに主として結晶粒の粗大な Al-6%Zn-1.5%Mg 合金の伸びの増加の理由について考察する。Al-Zn-Mg 系合金の粒界破壊を支配する要因としては、(1) 結晶粒度、(2) PEZ の幅、(3) 粒界析出物のサイズ、分布状態、(4) 粒内析出物の性状等が考えられる。粒界破壊に及ぼす結晶粒度の影響としては、最高強度を与えるような時効条件のもとでは結晶粒が大きくなるに従って粒界破壊が起こり易くなり、伸びは著しく低下する。これに対し Mn, Cr, Zr 等の遷移元素を添加して結晶粒を微細化した場合には粒界破壊は起こり難くなり、伸びは著しく増加⁸⁾する。本研究においては Fig. 2 や Fig. 5 のように焼入後に冷間加工と時効を行なっているが、この加工と時効により実質的に結晶粒度が変化し、そのため伸びが増加した可能性が考えられる。しかしながら Fig. 11 や Fig. 16 に示したように、光学および電子顕微鏡観察においても結晶粒の微細化や亜粒界の形成の傾向は観察されない。したがって本研究における伸びの増加は焼入後の加工と時効により結晶粒度が実質的に変化したことによるものではなく、粒界および粒内析出状態が変化したことに関連があると考えられる。

Al-Zn-Mg 系合金の機械的性質や破壊特性におよぶ粒界および粒内析出状態の影響についてはこれまでかなりの研究が行なわれている。PFZ の粒界破壊に及ぼす効果については、Thomas ら¹¹⁾は粒内よりも強度の低い PFZ 内で優先的に塑性変形が進行するためこの領域で割れが形成され、そのため延性が低下することを示唆した。また Varley ら²⁾は粒界への優先析出の結果として生じた PFZ が延性に有害であることを示した。これに対し Ryum ら^{3), 4)}は PFZ 内で優先変形は起こらず、変形は結晶粒内を通る粗大なすべり帯で起きることを示し、このようなすべり帯が粒界にあたる場所では大きい応力集中が生じるが、この際 PFZ が存在すれば粒界に堆積した転位の応力集中を緩和することができ、そのため延性が向上すると考えた。Ryum らの考え方に対し、Sedriks¹³⁾、Abe¹⁴⁾らは引張変形材の透過電顕組織観察により PFZ 内で優先変形の起こりうることを指摘し、むしろ Thomas らの考え方を支持している。また著者らも Al-6%Zn-1.8%Mg 系合金における粒界破壊が主として粒界優先析出の結果生じた機械的に弱い PFZ による

ことを観察⁸⁾している。これらの結果を考慮すれば変形の初期には粒内より強度の低い PFZ 内で優先的に変形の起こることはほぼ確実と思われ、PFZ の存在は延性の向上には有害と考えられる。

粒界析出物については、粒界には粗大な析出物が形成され易いため、これらの粒界析出物は破壊特性にかなりの影響を及ぼすと考えられる。特に溶体化温度からの徐冷や焼入中間処理等により粒界析出物を粗大化させたり、粒界面積に占める粒界析出物の面積割合を増加させた場合には伸びや破壊革性値 K_{IC} が低下し、顕著な粒界破壊が生じることが報告されている⁶⁾⁸⁾が、これは機械的に弱いマトリックスと粒界析出物の界面で割れの形成と伝播が優先的に起こるためと考えられ、したがって顕著な粒界析出は延性の向上には有害と考えられる。

粒界破壊におよぼす粒内析出物の影響としては、粒内を微細な GP 帯で硬化させた場合には Fig. 13 (a),(b) に示すような粗大なすべり帯が形成されやすくなる。このすべり帯が粒界にあたる場所では非常に大きい応力集中が生じ、そのため顕著な粒界破壊が生じると考えられる。これに対し過時効処理により粒内を粗大な中間相で硬化させた場合には Fig. 13 (c) に示すように顕著なすべり帯は形成されないため延性が向上すると考えられる。

以上を要約すると、顕著な PFZ が存在し、粒内を微細な GP 帯で硬化させ、しかも粒界析出が顕著な場合に粒界破壊が最も生じやすくなると考えられる。Al-6%Zn-1.5%Mg 合金を焼入後 393K あるいは 423K で最高強度を与えるような時効条件のもとで時効した場合には顕著な粒界破壊が生じ、伸びが著しく低下するが Fig. 12 に示したように、粒内析出物は微細な GP 帯であり、顕著な PFZ と粒内析出物に比べて著しく粗大な析出物が形成されており、粒界破壊に対する感受性の最も高い組織状態にあるため顕著な粒界破壊が生じたと考えられる。これに対し焼入後 453K で時効する場合には最高強度域における伸びは大きく粒界破壊は生じ難くなるが、453K 時効の場合には 393K あるいは 423K 時効の場合と比べて過時効状態となり、粒内析出物がかなり粗大化するため粒界破壊が生じ難くなつたと考えられる。

Al-6%Zn-1.5%Mg 合金を焼入後直ちに冷間加工と 393K あるいは 423K の時効を行なう場合には最高強度域においても粒界破壊は生じ難くなり、伸びも著しく増加する。Fig. 15 に示したように焼入後に加工と時効を行なう場合には、加工を行なわない場合に比べて顕著な PFZ と粗大な粒界析出物の形成が抑制され、粒内析出物はかなり粗大化している。このように焼入後直ちに加工と時効を行なうことにより粒界破壊の起り難い組織を得ることが可能である。このような組織の得られたのは以下のように考えられる。

粒内析出物については、析出物は粒内に均一析出するよりも Fig. 14 に示したような加工により導入された転位に

優先析出すると考えられるため、GP 帯の形成が抑制され、粗大な中間相の析出が促進されたと考えられる。粒界析出物については、加工後に時効を行なう場合には粒界、粒内を問わず粗大な析出物が形成されると考えられるため、粒界のみに著しく粗大な析出物が形成されることが防止されたと考えられる。PFZ についてはその形成機構として種々の説が提唱されている¹⁵⁾が、PFZ の生因が主として粒界近傍における空孔の枯渇により析出核の形成が困難になるためと考えれば、加工により導入された転位に優先析出したために PFZ の形成が抑制されたと考えられる、以上の結果より本研究において得られた加工と時効による伸びの増加は延性に有害な PFZ の形成の抑制、粒内析出物よりも著しく粗大な析出物の形成の抑制、粒内析出物のかなりの粗大化等に起因すると考えられる。焼入後に加工と時効を行なった場合の強度が加工を行わない場合に比べてそれほど増加しないのは以下のように説明される。すなわち、前者は冷間圧延による加工硬化が付加されているもの Fig. 15 に示したように粒内析出物がかなり粗大化するため析出硬化の寄与が小さくなり、その結果加工を行なわない場合に比べてそれほど強度が増加しないものと考えられる。加工と時効を行なった場合の機械的性質におよぼす加工前の予備時効処理としては、373K における予備時効時間が長くなるにしたがって強度は増加し、伸びは低下する。強度の増加は以下のように説明される。焼入後に予備時効を行なった後に冷間加工を行なう場合には加工により導入される転位はかなり均一に分布し、明瞭なセル組織は観察されないと考えられる¹⁶⁾ため、このような場合には最終時効により析出物が個々の転位線を核として析出してその粗大化が起り難いと考えられる。これに対し予備時効を行なわない場合には加工により導入される転位は不均一に分布すると考えられるため、転位密度の高いセル組織上に析出物が優先析出するため Fig. 15 に示したように析出物が粗大化すると考えられる。したがって予備時効の程度により生じる強度差は粒内析出状態の差に起因すると考えられる。また予備時効時間の増加と共に伸びがしく低下するのは、Welpmann¹⁷⁾が Al-Cu 系合金について報告しているように、予備時効処理により PFZ や粒界析出物が形成されることに関係があると考えられる。

Zr 添加材においては加工を行なわない場合でも最高強度域における伸びは大きく、粒界破壊は生じないが、これは Zr 添加により結晶粒が微細化されたことによると考えられる。

5. 結 言

Al-6%Zn-1.5%Mg 系合金の機械的性質と破壊様式におよぼす加工と時効の影響について検討し以下の結果を得た。

(1) Al-6%Zn-1.5%Mg 合金は最高強度を与えるような時効条件のもとでは顕著な粒界破壊が生じ、伸びは著しく低

下するが、焼入後に適度な冷間加工と時効を行なうことにより伸びが著しく増加するばかりでなく、破壊様式も粒界断タイプから粒内破断タイプに変化する。

(2) このような伸びの改善効果は結晶粒の粗大な合金に焼入後直ちに加工と時効を行なう場合にのみ観察され、Zrを添加し結晶粒を微細化した合金では観察されない。また焼入後の予備時効処理は強度の向上には有効であるが、伸びを著しく低下させる効果がある。

(3) 結晶粒の粗大な合金の加工と時効による伸びの増加は延性に有害な PFZ の形成の抑制、粒内析出物よりも著しく粗大な粒界析出物の形成の抑制、粒内析出物がかなり粗大化すること等に起因するものと考えられる。

文 献

- 1) G. Thomas and J. Nutting: J.Inst. Metals, 88 (1959-60), 81.
- 2) P.C. Varley, M.K.B. Day and A. Sendorek: J.Inst. Metals, 88 (1957-58), 337.
- 3) N. Ryum, B. Haegland and T. Lindveit: Z. Metallk., 58 (1967), 28.
- 4) N. Ryum: Acta Met., 16 (1968), 827.
- 5) S.P. Lynch: Met. sci. J., 7 (1973), 93.
- 6) P.C.T. Unwin and G.C. Smith: J. Inst. Metals, 97 (1969), 299.
- 7) A.J. Cornish and M.K.B. Day: J. Inst. Metals, 99 (0970), 377.
- 8) Y. Baba: Trans. JIM, 11 (1970), 404.
- 9) 藤川辰一郎, 平野賢一: 軽金属, 22 (1972), 199.
- 10) E. DiRusso, M. Conserva, F. Gatto and H. Markus: Met. Trans., 4 (1973), 1133.
- 11) 宇野照生, 馬場義雄: 軽金属, 26 (1976), 347.
- 12) E. Hornbogen: Z. Metallk., 58 (1967), 28.
- 13) A.J. Sedriks, P.W. Slattery and E.N. Pugh: Trans. ASM, 62 (1969), 815.
- 14) M. Abe, K. Asano and A. Fujiwara: Met. Trans., 4 (1973), 1499.
- 15) 藤川辰一郎, 平野賢一: 日本金属学会会報, 10 (1971), 667.
- 16) F. Ostermann: Met. Trans., 2 (1971), 2897.
- 17) K. Welpmann, G. Lütjering und W. Bunk: Aluminium, 50 (1974), 263.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-300)

アルミニウム表面処理材の糸状腐食に関する研究

鈴木敏夫* 池田洋*

A Study of Filiform Corrosion of Coated Aluminum

by Toshio Suzuki and Hiroshi Ikeda

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウム表面処理材の糸状腐食に関する研究

鈴木敏夫* 池田洋*

A Study of Filiform Corrosion of Coated Aluminum

by Toshio Suzuki and Hiroshi Ikeda

In this paper, the effect of surface preparation, pre-treatment and organic coating on the filiform corrosion of aluminum sheet, having relatively thin organic coating (thinner than 10 μm), is examined by some filiform corrosion tests based on ASTM D 2803-70 method.

The results obtained is as follows;

- (i) The greater effect is observed on surface preparation and pre-treatment rather than organic coating.
- (ii) The degree of filiform corrosion tends to increase with increasing of roughness of metal surface.
- (iii) Among the examined pre-treatments, chromate phosphate conversion coating, chromate conversion coating and anodic oxide film have good resistance to filiform corrosion. Non chrome type conversion coating have only a little resistance to filiform corrosion.
- (iv) The effect of organic coating is not apparent. The reason of this is seemed that organic coatings used here are very thin and have no resistivity to the penetration of moisture.
- (v) By ASTM method, only a few filaments are formed, and the degree of filiform corrosion increases with increasing of the acceleration effect of chloride solution. The exposure condition at the growth stage of filament also changes the length and density of filaments.

1. 緒 言

近年、塗装技術の発展に伴い、アルミニウム表面処理材の需要はさらに拡大しつつある。その用途のほとんどは美装を主目的としているため、わずかな腐食でも大きな問題となることが多い。糸状腐食は、その名のとおり無数の糸がからみ合ったような形態を呈する腐食で、有機被覆された鉄、アルミニウム材料などにしばしば観察される。糸状腐食による素地金属の損傷は極めて軽いものであるが、美装を主目的とする用途においては無視できない問題となろう。

糸状腐食は比較的古くから多くの研究者によって調査されてきた。有機被覆された鉄については1950年頃から Van Loo et al.⁽¹⁾, W. H. Slabaugh et al.⁽²⁾, H. Kaesche et al.⁽³⁾などによって調査され、機構的には有機皮膜と素地金属との界面での、活性な糸の頭部とその後方の部分とで形成される通気差電池であるとみなされている。またそれらの報告には、塗膜の通気性、雰囲気の湿度の影響のほか、糸状

腐食の特徴や関与する諸因子についても述べられている。有機被覆されたアルミ材料における糸状腐食についても、Slabaugh et al.⁽⁴⁾, 萩原⁽⁵⁾などによって研究され、それらでは塩素イオンに促進効果があることが示されている。さらに、Slabaugh et al.の一連の調査結果^{(6)~(8)}をもとに、ASTM には有機被覆された金属材料についての糸状腐食試験法⁽⁹⁾も規定された。

このように糸状腐食の反応機構、特徴、要因などについての一般論はほぼ確明されているといえよう。しかし、それらの研究のほとんどは圧延仕上げの表面に比較的厚い(50 μ 程度)有機被覆が施された材料についてのものであり、現在鉄板として広く用いられているような、比較的薄い(10 μ 未満)塗膜厚さの表面処理材についての検討はほとんど行なわれていないようである。そこで本報では、各種の仕上げ面に比較的薄い有機塗装の施された純アルミニウムを対象として、それに発生する糸状腐食に関与する諸因子の影響についての調査結果を示した。

*技術研究所

2. 試料および実験方法

2.1 試料

試料は表面仕上げ、下地処理法、塗装法をそれぞれ変えて、実際の製作ラインで表面処理を施した純アルミニウム板材(1100ないし1070-0.5tmm)である。表面処理後に50^w×100^l(mm)に裁断し、塗装面にクロスカットを入れて供試した。供試材の作成条件はTable 1のごとくである。

2.2 実験方法

腐食試験は、塩水噴霧試験を恒温恒湿試験の組み合わせによるASTM D 2803-70⁽⁹⁾の方法をもとに、その促進効果を変化させた2.2.1の各方法である。さらに、2.2.2のような塗膜、表面の性質についての調査も行なった。

2.2.1 腐食試験

- (i) A法；塩水噴霧試験* 24時間ののち、恒温恒湿試験** 500時間(ASTM方式)。
- (ii) A'法；塩水噴霧試験24時間ののち、大気ばく露試験*** 3か月。
- (iii) B法；室温5%NaCl溶液浸漬60時間ののち、恒温恒湿試験500時間。
- (iv) B'法；室温5%NaCl溶液浸漬60時間ののち、大気ばく露試験3か月。
- (v) C法；室温6N HCl溶液浸漬10秒ののち、恒温恒湿試験500時間。
- (vi) C'法；室温6N HCl溶液浸漬10秒ののち、大気ばく露試験3か月。

ただし

* 塩水噴霧試験の条件は、槽内温度35±2°C、噴霧液5%NaCl水溶液(pH 6.5~7.2)で、その他詳細はJIS Z 2371⁽¹⁰⁾に準拠した。

** 恒温恒湿試験の条件は、槽内温度40±2°C、槽内相対湿度85±10%とした。

*** 大気ばく露試験の条件は、南向、水平からの傾斜30度の架台に塗装面を地面に向けて取り付けることとした。なお、ばく露地は当社技術研究所(名古屋)、試験期間は1978年6月6日~9月5日である。

2.2.2 塗膜および表面性状調査

- (i) 塗膜厚さ；渦流式膜厚計により測定し、結果はμ(ミクロン)で表示した。なお測定は一種の供試材あたり一枚について行った。
- (ii) 化成皮膜成分分析；メチルエチルケトン払しょくにより有機塗膜を除去し、EPMA点分析により測定した。結果はwt% (重量パーセント)で表示した。なお測定は一種の化成処理あたり一枚の試験片について行ない、測定元素は各化成処理に応じて適宜選択した。
- (iii) 表面粗さ；メチルエチルケトン払しょくにより有機塗膜を除去したのち、触針式表面粗さ計によ

Table 1 Condition of surface treatment of samples.

No. of sample	Surface preparation	Pre-treatment	Organic coating
1	Scratch brushing	None	Size + Mat
2	"	"	" + Clear + "
3	Brighten as roll	"	" + "
4	"	"	" + Clear
5	"	"	" + " + Mat
6	"	Chromate phosphate conv. coating	" + "
7	"	"	" + " + Mat
8	"	Non chrome type conv. coating-I	" + "
9	"	"	" + " + Mat
10	"	Anodic oxide film	" + "
11	"	"	" + " + Mat
12	Hair line cut roughening	None	" + "
13	"	"	" + Clear
14	"	"	" + " + Mat
15	"	Chromate phosphate conv. coating	" + "
16	"	"	" + Clear
17	"	"	" + " + Mat
18	"	Non chrome type conv. coating-I	" + "
19	"	"	" + " + Mat
20	"	Anodic oxide film	" + "
21	"	"	" + " + Mat
22	"	Chromate conversion coating	" + "
23	"	"	" + Clear
24	"	"	" + " + Mat
25	Cork hair line cut roughening	None	" + "
26	"	"	" + Clear
27	"	"	" + " + Mat
28	"	Chromate phosphate conv. coating	" + "
29	"	"	" + Clear
30	"	"	" + " + Mat
31	"	Non chrome type conv. coating-I	" + "
32	"	"	" + " + Mat
33	"	Anodic oxide film	" + "
34	"	"	" + " + Mat
35	"	Chromate conversion coating	" + "
36	"	"	" + Clear
37	"	"	" + " + Mat
38	"	Non chrome type conv. coating-II	" + "
39	"	"	" + Clear + "
40	"	Non chrome type conv. coating-III	" + "
41	"	"	" + Clear + "

り表面仕上げ方向に対し直角の方向について測定した。測定倍率は横方向を100倍とし、縦方向は粗さにより5000倍から20000倍の範囲で適宜選択した。その他測定法の詳細はJIS B 0601⁽¹¹⁾ JIS B 0651⁽¹²⁾に準拠し、結果はチャートおよび中心線平均粗さRa(単位：ミクロン)で示した。なお測定は一種の表面仕上げあたり一枚の試験片について行なった。

(iv) 表面拡大写真；メチルエチルケトン払しょくにより塗

膜を除去したのち、走査型電子顕微鏡により撮影した。その際倍率は200倍とし、表面の状態を特徴づけるため適当な傾斜角をつけた。なお撮影は一種の表面仕上げあたり一枚の試験片について行った。

3. 結 果

腐食試験前の各試料の表面拡大写真を Fig. 1 (a)～(d)

に、表面粗さ測定結果を Fig. 2 (a)～(d) に示した。それによれば、表面粗さは、粗面仕上げ>コルクカットヘア仕上げ>ヘア仕上げ>光沢仕上げ、の順であった。

各試料の全塗膜厚さ、表面粗さおよび化成処理等下地剤成分の測定結果は Table 2 のごとくである。

各試料の腐食試験結果を Table 3, 4 に、同一試験法 (A, C, A', C' 法) で試験した代表的試料の外観を Fig. 3 (a)～(d), 4 (a)～(j), 5 (a)～(j) に示した。

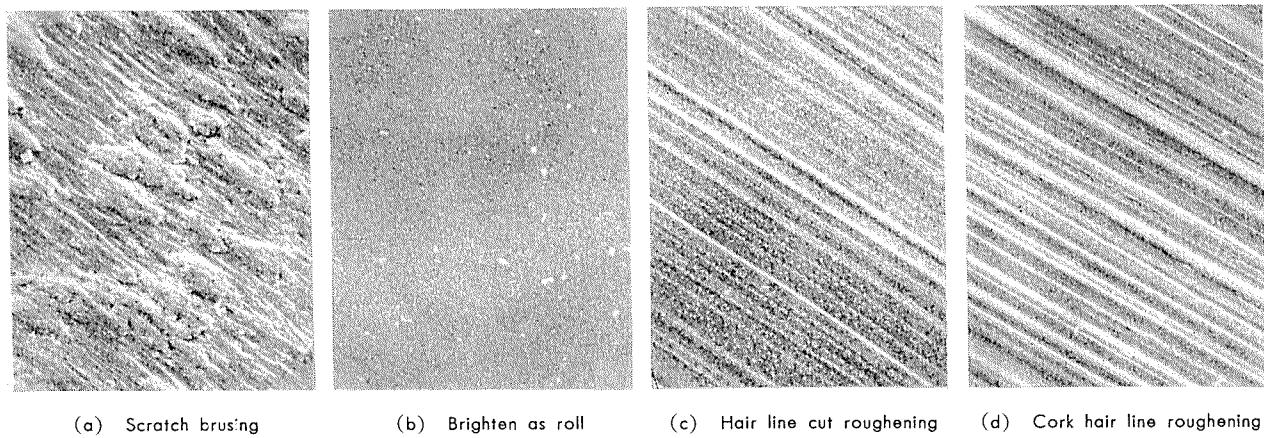


Fig. 1 SME image of sample surface ($\times 200$)

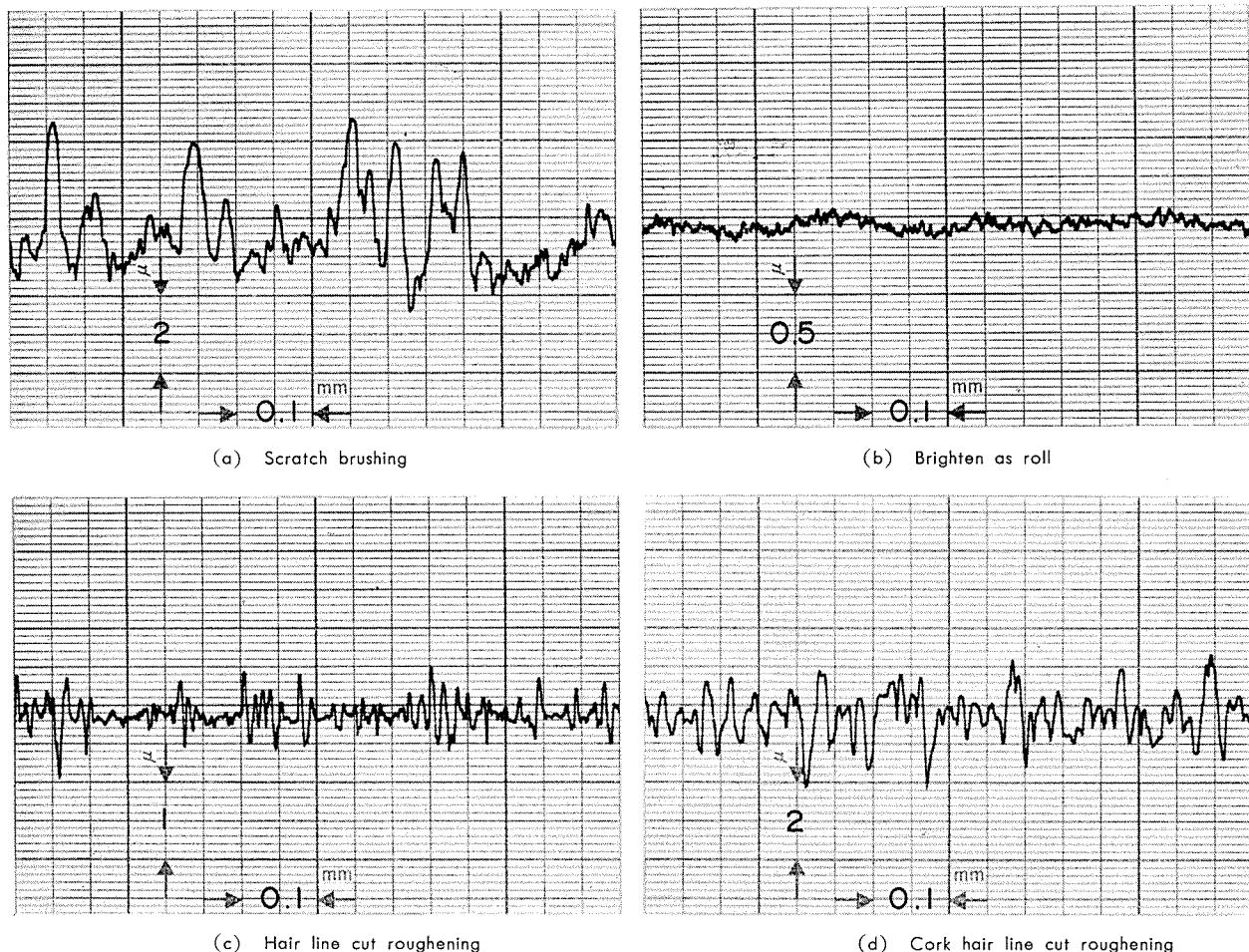


Fig. 2 Results of surface roughness measurement

Table 2 Results of measurements of total film thickness, surface roughness and chemical components of pre-treatment layer.

Surface Preparation	Organic coating	Pre-treatment												Surface roughness Ra (μ)	
		None		Chromate phosphate conv. coating		Non Cr conv. coating-I		Anodic oxide film		Chromate conv. coating		Non Cr conv. coating-II			
		No. of sample	Total film thickness (μ)	No. of sample	Total film thickness (μ)	No. of sample	Total film thickness (μ)	No. of sample	Total film thickness (μ)	No. of sample	Total film thickness (μ)	No. of sample	Total film thickness (μ)		
Scrach brushing	Size + Mat	1	2.0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.95	
	" + Clear	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
	" + " + Mat	2	5.5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
Brighten as roll	" + Mat	3	1.2	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.04	
	" + Clear	4	3.8	6	2.5	8	2.8	10	4.0	—	—	—	—		
	" + " + Mat	5	7.4	7	4.6	9	4.0	11	6.5	—	—	—	—		
Hair line cut roughening	" + Mat	12	3.1	15	3.5	—	—	—	—	22	3.1	—	—	0.17	
	" + Clear	13	2.9	16	3.1	18	3.0	20	3.9	23	2.4	—	—		
	" + " + Mat	14	6.8	17	5.5	19	4.3	21	6.7	24	4.7	—	—		
Cork hair line cut roughening	" + Mat	25	3.1	28	3.0	—	—	—	—	35	2.9	38	0.8	1.0	0.63
	" + Clear	26	2.7	29	3.0	31	3.0	33	4.4	36	2.8	—	—	—	
	" + " + Mat	27	5.6	30	5.1	32	5.0	34	6.4	37	5.3	39	5.0	41	5.8
Chemical components of pre-treatment layer	Cr	—	—	0.17	—	0.00	—	—	—	0.07	—	0.00	—	0.01	
	Ti	—	—	0.00	—	0.03	—	—	—	0.00	—	0.05	—	0.01	
	Zr	—	—	0.00	—	0.02	—	—	—	0.00	—	0.00	—	0.00	
	P	—	—	0.24	—	0.00	—	—	—	0.00	—	0.02	—	0.00	
	S	—	—	—	—	—	4.81	—	—	—	—	—	—	—	

Table 3 Results of filiform corrosion tests. (by Method A', B' and C' test)

Number of Sample	Testing Method											
	Atmospheric exposure*			Method A'			Method B'			Method C'		
	***	Avg. density of filaments (pieces/cm)	Max. length of filament (mm)	Appearance	Avg. density of filaments (pieces/cm)	Max. length of filament (mm)	Appearance	Avg. density of filaments (pieces/cm)	Max. length of filament (mm)	Appearance	Avg. density of filaments (pieces/cm)	Max. length of filament (mm)
12	●	25	2.0	●	24	1.5	●	18	2.0	●	23	2.0
13	●	12	2.5	●	16	1.5	●	13	1.0	●	11	205
14	●	8	1.0	●	8	2.0	●	12	1.5	●	9	1.5
15	●	10	1.0	●	14	1.0	●	6	2.0	●	9	1.0
16	●	4	1.0	●	16	1.0	●	3	1.0	●	4	1.0
17	●	6	0.5	●	13	2.0	●	13	1.5	●	5	1.0
22	●	2	1.0	●	1	0.5	●	4	1.0	●	1	0.5
23	●	2	1.0	●	1	0.5	●	2	1.0	●	1	0.5
24	●	2	0.5	●	2	0.5	●	3	2.0	●	2	0.5
25	●	29	3.0	●	38	4.0	●	48	5.0	●	54	4.5
26	●	34	2.5	●	18	2.5	●	36	2.5	●	27	1.5
27	●	38	1.5	●	23	2.0	●	29	4.0	●	34	2.5
28	●	4	0.5	●	12	0.5	●	6	1.0	●	8	0.5
29	●	5	0.5	●	6	1.0	●	4	0.5	●	7	1.0
30	●	3	0.5	●	7	0.5	●	1	0.5	●	4	1.0
35	●	3	0.5	●	9	0.5	●	5	1.0	●	11	0.5
36	●	3	1.5	●	6	1.0	●	2	0.5	●	5	1.0
37	●	1	0.5	●	4	1.0	●	4	1.5	●	3	1.0

* None of Cl⁻ solution treatment were done. Exposure condition was same as method A' ~ C'.

** Measured only along scribed line.

*** ○ Not corroded ● Slightly corroded

● Corroded

Table 4 Results of filiform corrosion tests. (by Method A, B and C test)

Number of sample	Testing method											
	Humidity chamber exposure*			Method A			Method B			Method C		
	Appearance	*** Av. density of filaments (pieces/cm)	** Max. length of filament (mm)	Appearance	Av. density of filaments (pieces/cm)	Max. length of filament (mm)	Appearance	Av. density of filaments (pieces/cm)	Max. length of filament (mm)	Appearance	Av. density of filaments (pieces/cm)	Max. length of filament (mm)
1	—	—	—	○			—	—	—	●	8	1.5
2	—	—	—	○			—	—	—	●	9	1.5
3	—	—	—	○			—	—	—	●	16	0.5
4	—	—	—	●	1	0.5	—	—	—	●	4	<0.5
5	—	—	—	○			—	—	—	●	1	<0.5
6	—	—	—	○			—	—	—	●	6	<0.5
7	—	—	—	○			—	—	—	●	4	<0.5
8	—	—	—	○			—	—	—	●	4	<0.5
9	—	—	—	○			—	—	—	●	5	<0.5
10	—	—	—	●	1	<0.5	—	—	—	●	4	<0.5
11	—	—	—	○			—	—	—	●	4	<0.5
12	○			○	1	1.0	●	2	2.0	●	7	3.0
13	○			●	2	1.5	●	2	2.0	●	12	1.5
14	○			●	2	<0.5	●	3	1.0	●	9	3.0
15	○			○			●	1	1.0	●	1	1.0
16	○			●	1	2.0	●	1	<0.5	●	2	1.0
17	○			○			●	1	<0.5	●	3	1.5
18	—	—	—	●	1		—	—	—	●	8	0.5
19	—	—	—	○			—	—	—	●	1	0.5
20	—	—	—	○			—	—	—	●	5	<0.5
21	—	—	—	○			—	—	—	●	6	<0.5
22	○			●	1	2.0	○			●	4	1.5
23	○			○			○			●	4	1.5
24	○			○			○			●	4	0.5
25	○			○	1	2.0	●	1	<0.5	●	6	3.0
26	○			●	1	2.5	●	1	1.5	●	6	3.5
27	○			●	1	2.5	●	1	2.5	●	5	5.5
28	○			●	1	<0.5	●	1	2.0	●	4	1.0
29	○			●	2	1.0	●	1	1.0	●	3	1.0
30	○			●	1	0.5	●	1	1.5	●	3	1.0
31	—	—	—	●	4	2.5	—	—	—	●	13	2.0
32	—	—	—	●	2	1.5	—	—	—	●	5	1.5
33	—	—	—	●	1	<0.5	—	—	—	●	5	1.5
34	—	—	—	●	1	1.5	—	—	—	●	4	<0.5
35	○			●	1	<0.5	●	3	2.0	●	7	2.0
36	○			●	1	<0.5	●	2	1.5	●	8	2.5
37	○			○			●	1	<0.5	●	3	2.0
38	—	—	—	●	3	1.0	—	—	—	●	14	2.0
39	—	—	—	●	8	3.0	—	—	—	●	19	3.0
40	—	—	—	●	7	1.5	—	—	—	●	18	2.5
41	—	—	—	●	4	2.0	—	—	—	●	17	4.0

* None of Cl⁻ solution treatment were done. Exposure condition was same as method A~C.

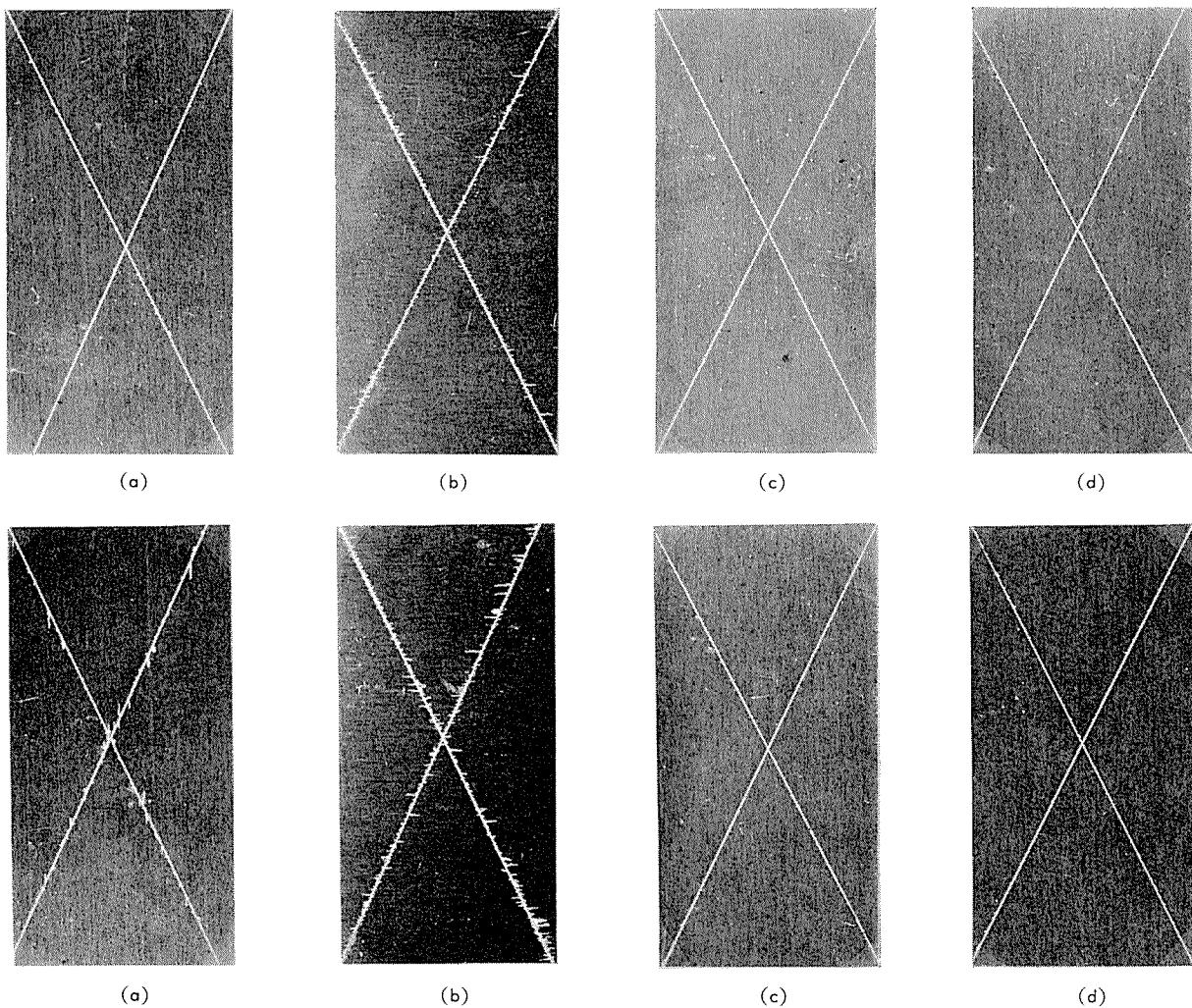
** Measured only along scribed line.

*** ○ Not corroded ● Slightly corroded

● Corroded

Table 3 では糸状腐食の発生状況を糸の最大長さとクロスカットの単位長さあたりの発生数（平均密度）で示したが、外観観察との関連では糸の平均密度のはうがより良好に腐食程度を表現しているようであった。腐食試験の結果より、注目した3工程のうち糸状腐食の発生に大きな影響を及ぼすものは、表面仕上げと下地処理法であった。表面仕上げと糸状腐食の発生度との関係は Fig. 6, 7 のごとく、表面粗さが大であるほど糸状腐食が発生しやすい傾向があ

った。また下地処理法と糸状腐食の発生度との関係をFig. 8, 9 に示したが、それによれば最も発生しにくいものはリン酸クロメート処理で、次いで陽極酸化処理、クロメート処理が良好な耐食性を示していた。公害上の対策から近年開発されつつある非クロム系処理材の耐食性は、無処理材よりは良好であったが上記三者よりは劣っていた。また陽極酸化処理を下地としたものでは有機塗膜のはく離が生じていた。有機塗装法の影響については、Fig. 6 ~ 9 に示

**Fig. 3** Appearance of samples after A' and C' method testing ($\times 1$)Upper (A' method testing); Salt spray 24 hrs \rightarrow Atmospheric exposure 3 monthsLower (C' method testing); 6N HCl dip (RT) 10 sec \rightarrow Atmospheric exposure 3 months

Mark	Surface preparation	Pre-treatment
(a)	Hair line cut	• None
(b)	Cork hair line cut	• "
(c)	"	• Chromate phosphate conv. coating
(d)	"	• Chromate conv. coating

されているように、他の2つの要因に比べてわずかであり、耐食性は、サイズ+クリヤー+マット > サイズ+クリヤー > サイズ+マットの順になっていた。

試験法による腐食程度、形態のちがいも顕著であった。ASTMに規定されているA方式では極めて軽度の糸状腐食が生じたのみであったのに対し、促進効果をより大にしたC方式では全ての試験片に糸状腐食が生じていた。また形態的にも異なり、A方式では極めて細い糸がまばらに発生していたのに対し、C方式ではより太い糸がち密に発生し、腐食生成物も顕著であった。さらにA～C方式の恒温恒湿試験をそれぞれ大気ばく露試験に替えたA'～C'方式の場合 Table 3, 4, Fig. 6～9に示されているように、表面仕上げの影響が少なくなり、下地処理の影響が顕著になっ

た。形態的にもA～C方式に比べ糸の長さにはほとんど変化はないが、密度が密になる傾向があった。またA～C方式に比べ塩化物溶液のちがいによる糸状腐食の発生度の差が少なくなり、そのような処理を施さなくとも腐食の発生が認められた。

4. 考 察

糸状腐食の発生に最も大きな影響を及ぼす要因が、金属一塗膜の界面の性状であることは多くの既往の研究で示されている。本報での調査結果も同様であり、具体的には表面仕上げ法および下地処理法が鉛板用表面処理材の場合の最大の要因といえよう。

金属の表面性状の糸状腐食発生に及ぼす影響については、

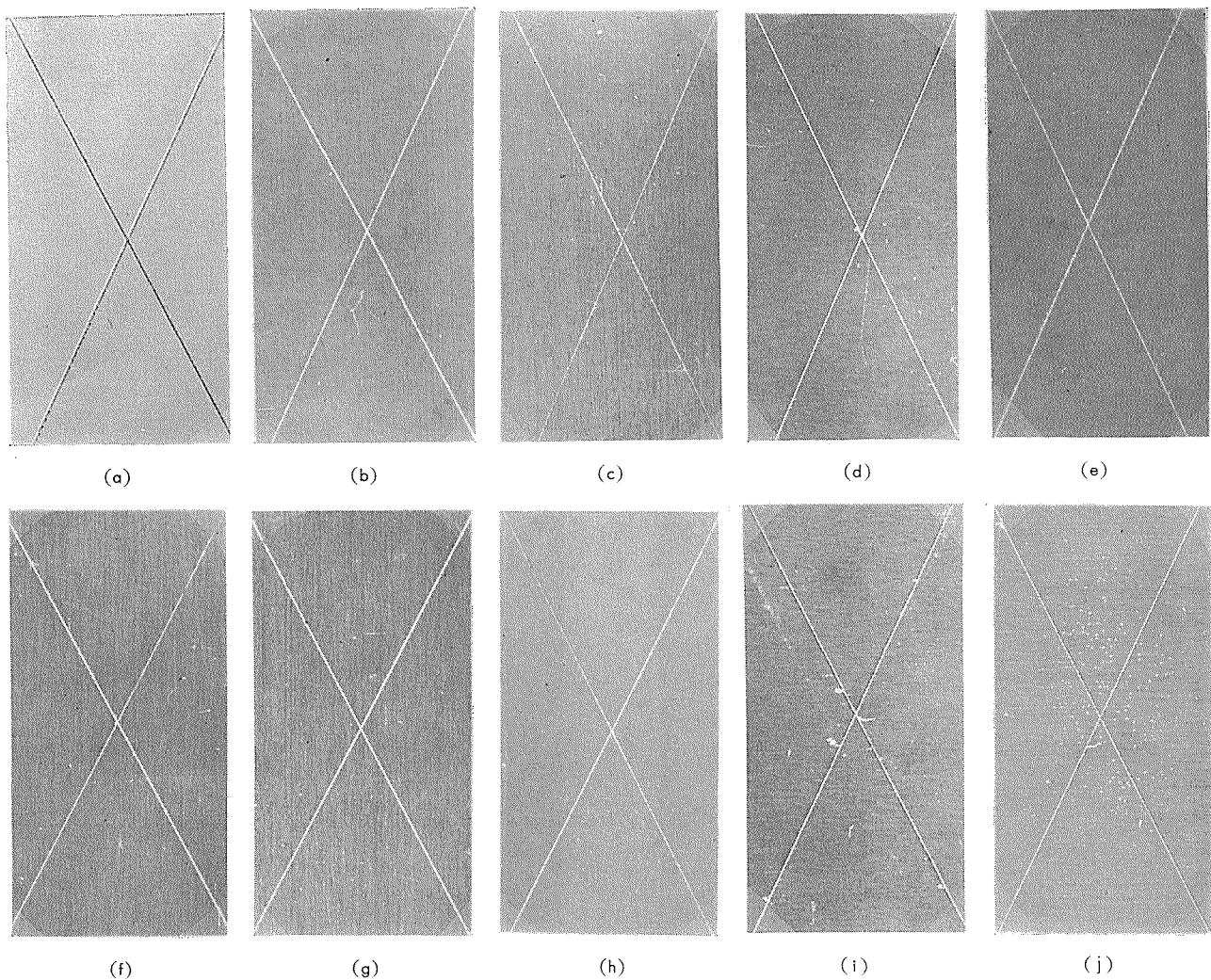


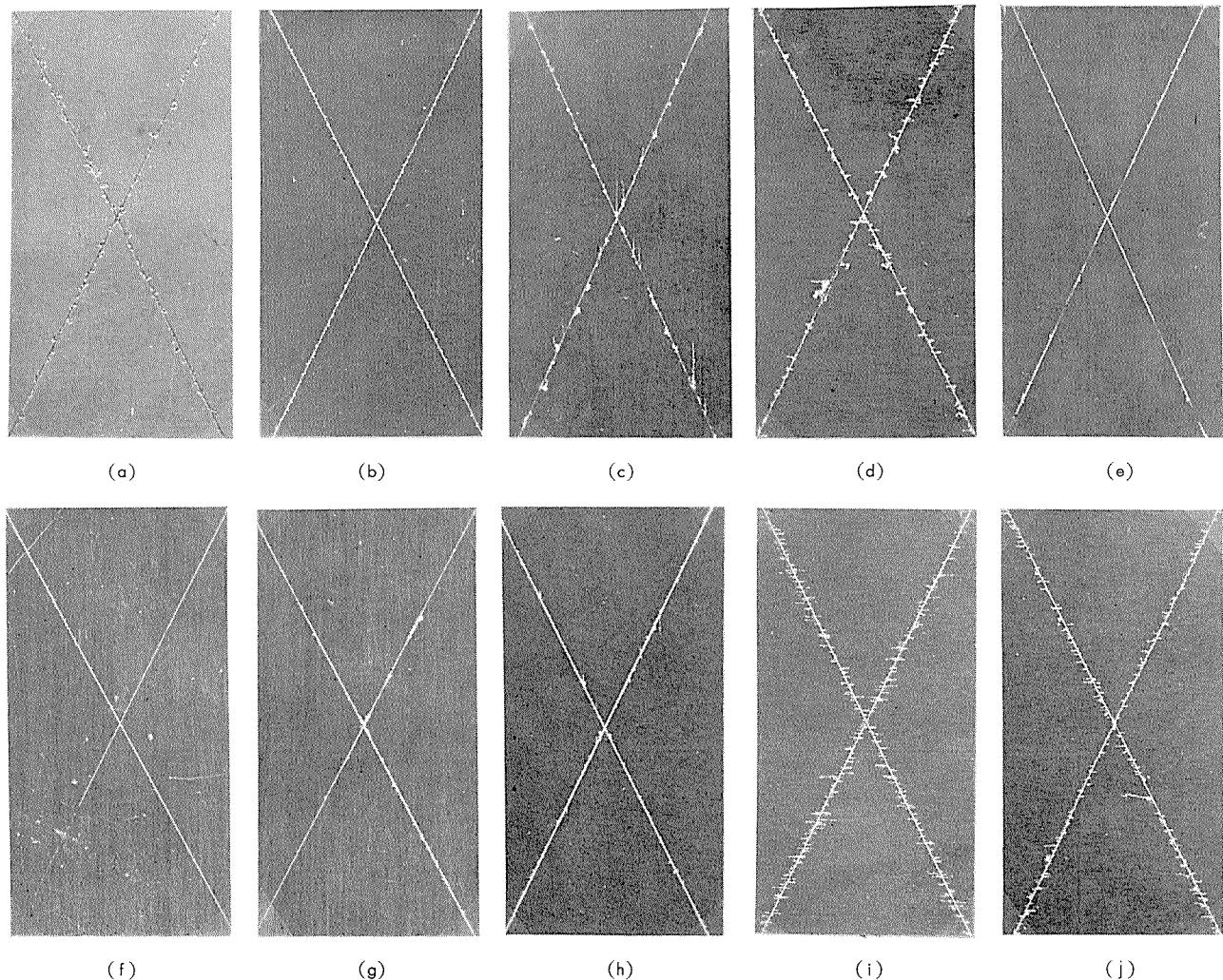
Fig. 4 Apperance of samples after A method testing ($\times 1$)
(A method testing ; Salt spray 24 hrs \rightarrow 40% RH 500 hrs)

Mark	Surface preparation	Pre-treatment	Mark	Surface preparation	Pre-treatment
(a)	Scratch brushing	• None	(f)	Cork hair line cut	• Non Cr conv. coating-I
(b)	Brighten as roll	• "	(g)	"	• Anodic oxide film
(c)	Hair line cut	• "	(h)	"	• Chromate conv. coating
(d)	Cork hair line cut	• "	(i)	"	• Non Cr conv. coating-II
(e)	"	• Chromate phosphate conv. coating	(j)	"	• Non Cr conv. coating-III

Van Loo⁽¹⁾は金属組織には依存せず、圧延方向に成長する傾向があることを指摘しており、Slabaugh⁽²⁾は表面粗さが発生程度の影響を及ぼす傾向があると述べている。本報の結果でも同様に、表面粗さの大なほど糸状腐食は発生しやすく、表面仕上げ方向に成長する傾向が認められた。従来行なわれている塗膜性能試験では微小な部分での微妙な変化を調査することはできず、従って、得られた結果から局部腐食に対する耐食性を推測することは困難である。さらに糸状腐食も金属表面の粗さに比べ数段マクロ的な現象であることを考えあわせると、表面粗さが糸状腐食に影響を及ぼす原因は明らかでない。しかし、現時点で推測するならば、表面での凹凸の存在による腐食性物質の局部的沈積

や、塗膜性能、塗膜／金属界面性状のわずかな変化などが糸状腐食の発生に影響を及ぼしたのだろう。

下地処理剤と糸状腐食との関係についての本報の調査で良好な耐食性を示したのはリン酸クロメート化成処理、陽極酸化処理、クロメート化成処理であった。それらのうち陽極酸化処理については、形成された皮膜が腐食溶液に侵されにくく、水・湿気の透過性も小さく、金属素地との密着性も極めて良好なために、皮膜の欠陥部に糸状腐食の発生源が形成されても糸が成長しにくいのであろう。門柱、扉などに用いられた、厚い陽極酸化皮膜を有する Al-Mg-Si 合金に糸状腐食が発生した例⁽¹³⁾も報じられているが、Slabaugh⁽⁴⁾によれば比較的発生しにくいとされている。†

Fig. 5 Appearance of samples after C method testing ($\times 1$)(C method testing ; 6 N HCl dip (RT) 10 sec \rightarrow 40°C · 85% RH 500 hrs)

Mark	Surface preparation	Pre-treatment	Mark	Surface preparation	Pre-treatment
(a)	Scratch brushing	• None	(f)	Cork hair line cut	• Non Cr conv. coating-I
(b)	Brighten as roll	• "	(g)	"	• Anodic oxide film
(c)	Hair line cut	• "	(h)	"	• Chromate conv. coating
(d)	Cork hair line cut	• "	(i)	"	• Non Cr conv. coating-II
(e)	"	• Chromate phosphate conv. coating	(j)	"	• Non Cr conv. coating-III

ン酸クロメート化成処理でも同様に、水に不溶性の不働態皮膜が形成されることにより良好な耐食性が得られているのである。クロメート化成処理の場合には、含まれているクロムは6価のイオンとして水に可溶であるが、腐食溶液中で自己が3価のイオンになる反応で腐食媒のアルミニウムに対する反応性を低下させるとされており、本報でもその効果が耐食性に寄与したものと推定される。それらに対し近年開発されつつある非クロム系下地処理剤には以上のような防食効果がないために、有機塗膜の密着性には寄与しても糸状腐食を抑制することはできないであろう。

有機塗装法の糸状腐食発生に及ぼす影響が前2者に比べて少ない原因は、本報の調査対象が比較的薄い膜厚のもの

であったため有機塗膜層に不透水性が期待できなかったことによるものと思われる。Slabaugh⁽⁴⁾によれば、0.15mm以上の塗膜では糸状腐食が発生しにくくなる傾向があること、さらにパラフィン系のような不透水性の皮膜の場合には0.15mm以下でもそのような効果があることなどが述べられている。

本報では糸状腐食試験として8種の方法を行ったが、発生する腐食の形態、程度は試験方法に大きく依存していた。既往の研究^{(1)~(4)}によれば、糸の発生、成長は雰囲気中の湿度に大きく依存し、80~95%RHで成長が著しく、それより低い温度では成長が遅く糸の太さも細くなり、飽和湿度では糸の太さは太くなり塗膜のフクレを生じたりすること

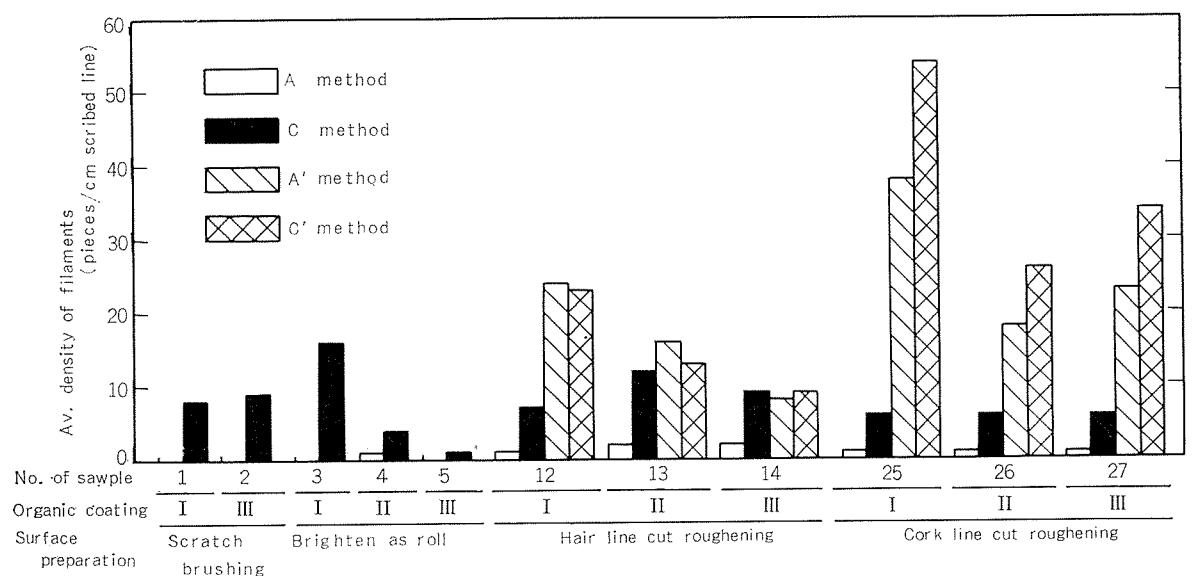


Fig. 6 Relation between avaraged density of filaments and surface preparation of sample
(Pre-treatment : None)
Organic coating ; I Size+Mat, II Size+Clear, III Size+Clear+Mat

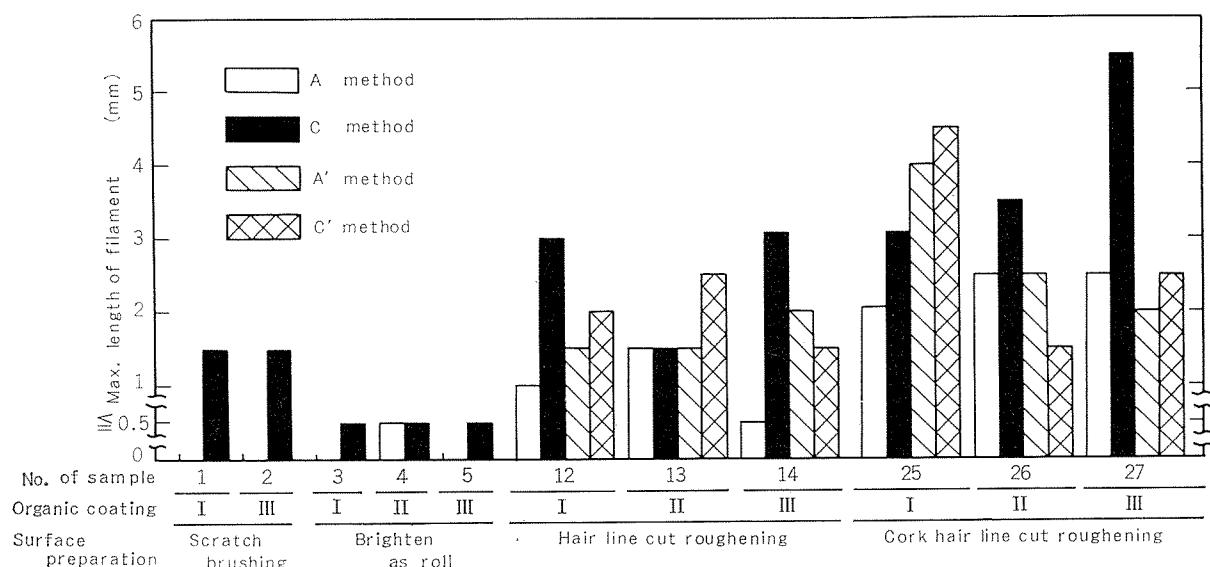


Fig. 7 Relation between maximum length of filament and surface preparation of sample.
(Pre-treatment : None)
Organic corating ; I Size+Mat, II Size+Clear, III Size+Clear+Mat

とが示されている。

ここで用いた8種の方法は、塩化物水溶液による侵食でクロスカット部に糸状腐食の発生源を形成させようとするものであるが、その条件が糸状腐食の発生に大きく影響を及ぼすように思われた。また、糸の成長過程における保持条件は、前述の如く、糸状腐食の発生に及ぼす各要因の影響度や塩化物水溶液処理の促進効果に変化をもたらすことも確認された。

本報の結果から、アルミニウム表面処理材は良好な耐食

性を有するため、ASTM方式の試験では極めて軽度の糸状腐食しか発生しないことがわかった。従って、ASTM方式をそのままのかたちでアルミニウム表面処理材に適用することは、単に糸状腐食の発生の有無を比較的短時間に判定する場合以外には用い難いと思われる。またC方式は塩化物水溶液処理が過酷なため、必要以上に塗膜を劣化させる可能性もあり、現実に発生する糸状腐食とは形状的に異なるようにも思われ、発生程度も顕著すぎるため、相対評価がしにくくなることもある。最も現実に近い形状の得られ

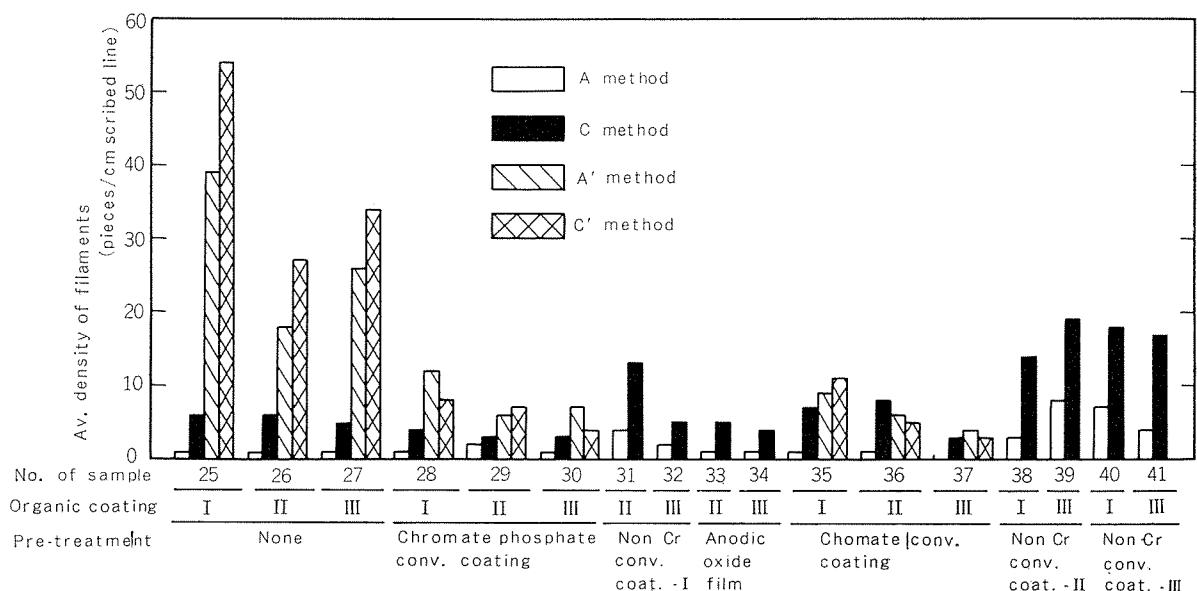


Fig. 8 Relation between averaged dersity of filaments and pre-treatment of sample.
(Surface preparation ; Cork hair line cut roughening)
Organic coating ; I Size+Mat, II Size+Clear, III Size+Clear+Mat

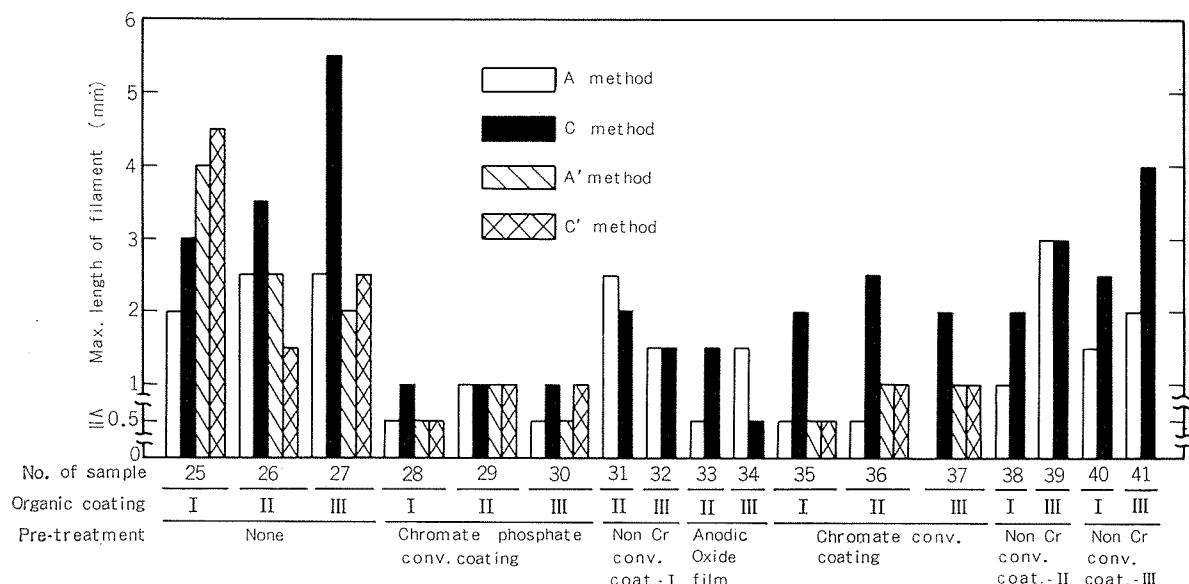


Fig. 9 Relation between maximum length of filament and pre-treatment of sample.
(Surface preparation ; Cork hair line cut roughening)
Organic coating ; I Size+Mat, II Size+Clear, III Size+Clear+Mat

たA'～C'方式でも、試験期間がA～C方式に比べ長期にわたり、ばく露地および期間によって発生状況が大きく変わることがあるという欠点がある。

鉛板用表面処理の技術は陽極酸化処理に始まり、より安価で生産性の良い有機塗装処理へと発展してきた。塗装鉛板の下地処理剤は従来クロメート系、リン酸クロメート系が用いられてきたが、近年公害対策上の問題から非クロム系下地処理剤の開発が急がれている。このような技術的進展とは逆に、今後糸状腐食はより発生しやすい方向に進む

ことも考えられる。従って、今後の下地処理剤、塗装剤の開発にあたっては、糸状腐食に対する考慮することが必要となる。この傾向は、美装上さらに複雑かつ過酷な表面仕上げが要求されるならばさらに強まる事になろう。従って使用する側でも耐食性を考慮した設計が必要となる。また、糸状腐食試験を行なう場合には、その目的、試験片の塗膜性状などを考慮して、適当な発生源形成条件、成長促進条件を決定し、可能ならば複数の試験法を併用すべきであろう。

5. まとめ

銘板用として広く用いられている、比較的薄い塗装処理の施されたアルミニウム板材に発生する糸状腐食に及ぼす表面仕上げ、下地処理、有機塗膜の影響を、ASTM D 2803-70 をもとにした数種の方法で調査し、次のような知見を得た。

- (i) 上記3種の要因のうち糸状腐食の発生に大きな影響を及ぼしたのは表面仕上げと下地処理法である。
- (ii) 表面仕上げについては、表面粗さの大なものほど糸状腐食が発生しやすい傾向がある。
- (iii) 本調査の範囲中、良好な耐食性を示した下地処理はリン酸クロメート化成処理、陽極酸化処理、クロメート化成処理である。近年、公害対策上開発が急がれている非クロム系化成処理には、それらのような耐食性はないが、下地処理のないものよりは良好である。
- (iv) 有機塗膜の糸状腐食発生に及ぼす影響は、本報で用いられたものが比較的薄い膜厚の表面処理材で、塗膜に不透水性が期待できないためか、前2者に比べて少ない。
- (v) 発生する糸状腐食の形態、程度は試験法によっても大きく異なる。ASTM方式では、極めて軽度の腐食が生じるのみであるが、塩化物溶液をより高濃度

の侵食性の大なものにすることでより密な糸状腐食が生じる。また糸の成長過程における保持条件を変えることでも腐食程度は大きく異なり、発生要因の影響度に変化をもたらすこともある。

文 献

- (1) M. Van Loo, D.D. Laiderman and R.R. Bruhn : Corrosion, 9 (1953), 277.
- (2) W.H. Slabaugh and M. Grotheer : Ind. and Eng. chem., 46 (1954), 1014.
- (3) H. Kaesche : Werk. und Korr., 11 (1959), 668.
- (4) W.H. Slabaugh, W. DeJager, S.E. Hoover and L.L. Hutchinson : J.P.T., 44 (1972), 76.
- (5) 萩原理樹：本誌，11 (1970), 49.
- (6) W.H. Slabaugh and G. Kennedy : Official Digest, ODSPA (1962), 1139.
- (7) Northwestern Society for Paint Technology : Official Digest, ODSPA (1963), 1163.
- (8) W.H. Slabaugh and E.J. Chan : J.P.T., 35 (1966), 417.
- (9) ASTM D 2803-70 Standard Method of Test for Filiform Corrosion Resistance of Organic Coating on Metal.
- (10) JIS Z 2371 (1955) 塩水噴霧試験法。
- (11) JIS B 0601 (1976) 表面粗さ。
- (12) JIS B 0651 (1973) 触針式表面あらさ測定器。
- (13) H. Sick : Aluminium, 44 (1968), 476.

D I 缶 加工機における 3004, 1100 および 5052
アルミニウム合金板のしごき加工限界について*

岡 本 正 司** 土 田 信**

Ironing Reduction Limit of 3004, 1100
and 5052 Aluminium Alloy Sheets
in DI Can Body-maker

by Shoji Okamoto and Shin Tsuchida

DI缶加工機における3004, 1100および5052 アルミニウム合金板のしごき加工限界について*

岡本正司** 土田信**

Ironing Reduction Limit of 3004, 1100 and 5052 Aluminium Alloy Sheets in DI Can Body-maker

by Shoji Okamoto and Shin Tsuchida

The ironing reduction limit of 3004 aluminium alloy sheet has been investigated by means of the STANDUN's DI can body-maker. The drawn cups made of 0.4mm sheets are formed to $2\frac{7}{16}$ " in diameter- $5\frac{4}{16}$ " in height can bodies through a redrawing and three stages ironing process.

In this study, the ironing reduction limit has been determined in the first ironing stage after redrawing under the condition of mean punch speed 2 m/sec.

The ideal ironing reduction limit for 3004 alloy has been obtained to be about 48%, but the practical ironing limit falls down to 43% because of the forming instability nearby the cup fringe. Little effect of tempering is observed by reason of fully strain hardening in the redrawing process. In the case of higher reduction, the ironed cup breaks down at the outlet of the ironing die in the ring pattern.

These results are explained by Fukui's theory based on the stress balance between the strength of strain hardened material and the force for the deformation, when the effect of temperature rise during the ironing is taken into consideration.

1100 and 5052 alloy have been also tested on the ironing formability. Consequently, the ideal and practical ironing limit of them are much the same as 3004 alloy.

1. 緒 言

深絞りとしごき加工によって製作されるオール・アルミニウム缶（以下、アルミDI缶と称す。）が、ビールや炭酸清涼飲料用容器として使われるようになってから10年余を経過した。この間、スチールによるDI缶も普及し、また、最近では経済性や外観の特徴などから広く一般容器のDI加工による成形技術が注目され始めている。

アルミDI缶が市場に出るのと前後して、DI缶の成形に関し材料^{1,2)}および加工技術³⁻⁷⁾の面から、すなわち、深絞りとしごき加工性、缶開口部のフランジ成形性、缶体強度、DI加工時に発生する種々の加工欠陥などに関する検討がなされている。しかしながらアルミニウム合金の材質がDI加工に及ぼす影響について、水溶性潤滑油を用いた高速量産型プレスによって検討した例は極めて少ない。

そこで本報では、DI缶量産加工機として普及している米国スタンダード社製のボディメーカーを用いて、アルミニウム合金板のしごき加工におけるポンチ力、加工限界など

を測定し、解析理論から導かれる加工限界との対応について検討し、アルミニウム合金の材質挙動を明らかにした。

2. 供試材 および 実験方法

2.1 供試材

DI缶用素材として一般に用いられている3004合金板と、代表的な器物用アルミニウム合金である1100および5052合金板を供試材とした。調質は各合金とも軟質(O)と硬質(H18またはH19)とし、板厚は0.42mmである。Table 1にその機械的性質を示す。

Table 1 Mechanical properties of materials.

Material	Yield strength 0.2% offset (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)
1100	-O	2.7	9.6
	-H18	15.0	5
3004	-O	7.6	23
	-H19	28.7	3
5052	-O	10.5	25
	-H19	32.0	2

* 軽金属学会 第55回 秋期大会 (53.11) に一部発表

** 技術研究所



Fig. 1 Equipment of DI can body-maker (STANDUN).

2.2 高速 DI 加工機

実験に用いたDI加工機は、米国スタンダム社製ボディメーカー（B-2CAF型、高速横型クランクプレス方式）で、その外観をFig. 1に示す。カッパーにより素板から打抜きおよび深絞り加工を受けたカップの供給を受け、再絞りと3段のしごき加工を1ストロークで行なって、内径52.6 mmのDI缶ボディを1分間に120個成形する。ポンチ速度はおよそ2 m/secである。

使用した工具の配置をFig. 2に示す。Table 2は使用したダイ内径—ポンチ径との間隙とそれに伴なうしごき率を示し、しごきダイは8種類を適宜組み合わせて実験に供した。なお、しごきダイ半角はポンチ力軽減に適した 8° ⁽³⁾とし、また、クーラントは $40 \pm 5^{\circ}\text{C}$ に保たれた20%水溶性エマルジョンである。

2.3 ポンチ力測定方法

クランクプレスにおいてポンチ力の測定を行なう場合、

Table 2 Diameter of used die.

Die	Diameter (mm)	Clearance (mm)	Ironing reduction (%)
Redrawing	53.43	0.39	—
	53.23	0.29	25
	53.13	0.24	37
	53.09	0.22	43
Ironing	53.05	0.20	48
	53.01	0.18	53
	52.99	0.17	58
	52.95	0.15	63
	52.91	0.13	67

ポンチ軸力またはダイ反力を測ることになるが、本加工機ではFig. 2に示すようにロードセルをNo. 2とNo. 3しごきダイ間に組み込み、再絞りダイ、No. 1およびNo. 2しごきダイでのポンチ力をダイ反力で測定することにした。このロードセルはスペーサーとしてダイ保持の役目も果たすため、剛性を強くしたので発生するひずみは小さくなつた。したがつて、ロードセルにはひずみ感度の良い半導体ストレンジージ（共和電業（株）製KSN-2-E4-11、ゲージファクター=109、ゲージ長2mm）を組み込んだものを用い、記録は電磁オシログラフ（三栄測器（株）製FR301型）で行なつた。

ポンチ力の測定はブランク径123 mmより平板絞りされた内径70.6mmのカップを用い、再絞りとNo. 1およびNo. 2しごきダイによる2段のしごき加工について行なつた。再絞り比は1.34、総絞り比は2.34で、再絞りでは約7%のしごき加工を伴つてゐる。なお、2段のしごき加工は、スケ

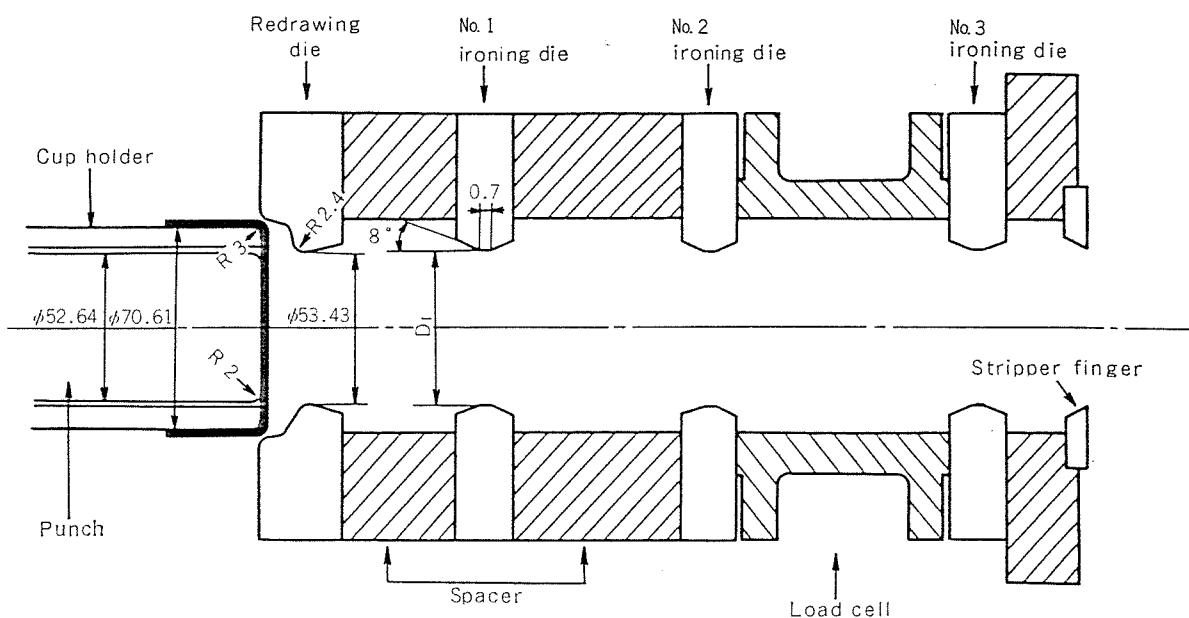


Fig. 2 Tooling assembly.

Table 3 Punch load in DI can body-maker.

			Schedule I	Schedule II	
			Redrawing die	Ironing die No. 1	Ironing die No. 1
				No. 2	No. 2
Cup wall thickness (mm)		0.39	0.29	0.20	0.24
Ironing reduction (%)	1100	7.1	25	31	37
Total ironing reduction (%)	3004	7.1	31	52	43
1100	-O	815	370	420	520
	-H18	880	500	475	630
3004	-O	1245	610	560	930
	-H19	1450	700	600	1020
5052	-O	1300	620	570	835
	-H19	1550	670	580	930
					410

ジュール I として通常用いられるしごき率配分 (No. 1 しごきダイでしごき率 25%, No. 2 のそれは 31%) のものと、スケジュール II として No. 1 しごきダイで強加工を与えた場合について行なった。

2.4 限界しごき率の測定方法

前述した総絞り比 2.34 のカップを用い、1 段のしごき加工を加えた時のしごき限界を求めた。すなわち、前掲した Table 2 のしごきダイを Fig. 2 の No. 1 しごきダイとして配置し、No. 2, No. 3 各しごきダイの位置にはスペーサーを入れた。しごき率は 25, 37, 43, 48, 53, 58, 63 および 67% とそれぞれ変えた。

3. 実験結果

3.1 ポンチ力

ポンチ力測定結果を Table 3 に示す。また、電磁オシログラフにより記録されたダイ反力測定の一例を Fig. 3 に示す。

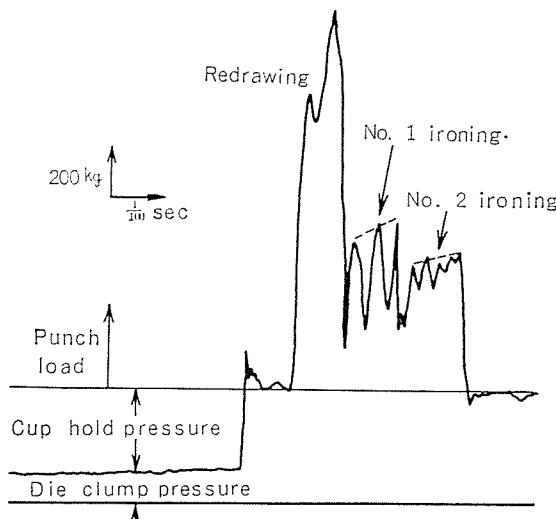


Fig. 3 Punch load pattern obtained redrawing and ironing for 3004-H19 (Die schedule I).

す。ポンチ力の算出は、ダイ反力からダイがセットされた状態でかかるクランプ圧と再絞り時のカップホルダー圧を減じて求めた。なお、No. 1 しごきダイでのダイ反力の振動は、カップが再絞りダイを抜けた後にカップホルダーが振動して、カップホルダー圧の伝達が不連続になったため発生したものである。

深絞りカップのしごき加工では、カップ耳部の加工硬化が最大でポンチ力も最大値を示し、測定値のばらつきは士 3% 程度あった。また、再絞りでは 1100, 3004, 5052 合金と、ポンチ力が素材強度の順に大きくなっているが、しごき加工段階では 3004 と 5052 合金の強度は加工硬化によって類似となるので、ポンチ力もほぼ等しくなったのである。

3.2 限界しごき率

しごき率 25~48% にわたる実験結果を Table 4 に示す。各材料とも軟質、硬質にかかわらずしごき率 43% までは完全にしごけるが、48% のしごき率では Fig. 4 (a) に示すように、いずれも耳部が破断した。さらにしごき率をあげると (しごき率 53~63%) Fig. 4 (b) に示すようにカップ胴部で破断するようになり、しごき率の上昇と共に破断位置はカップ底部に移行する。また、しごき率 67% ではカップ底 R 部で破断する。Fig. 5 に、横軸に破断位置相当の絞り比をとり、縦軸にしごき率をとった時の両者の関係を示す。横軸はカップ胴部破断位置の高さから逆に絞り比を

Table 4 Ironing reduction limit.

Material	Ironing reduction (%)	25	37	43	48
		○ Formable	○ Formable	○ Formable	× Fracture
1100	-O	○○○	○○○	○○○	×××
	-H18	○○○	○○○	○○○	×××
3004	-O	○○○	○○○	○○○	×××
	-H19	○○○	○○○	○○○	×××
5.52	-O	○○○	○○○	○○○	×××
	-H19	○○○	○○○	○○○	×××

○ Formable × Fracture

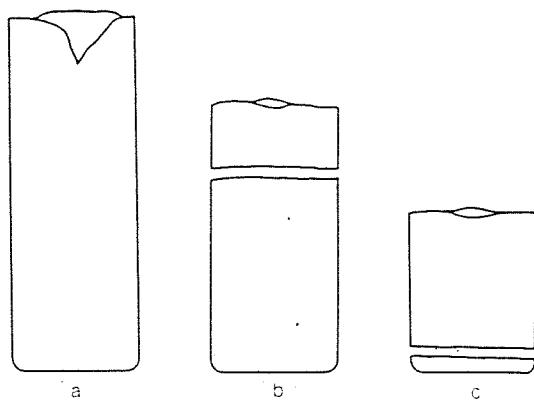


Fig. 4 Typical fracture pattern of ironed cups.

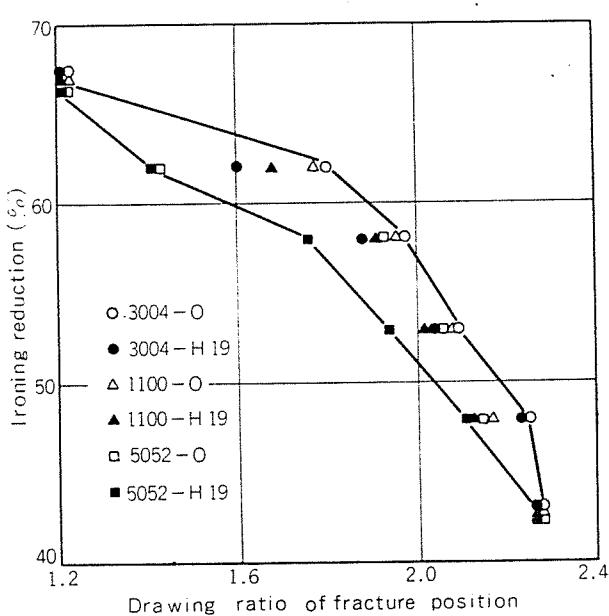


Fig. 5 Fracture position of ironed cups for 3004, 1100, and 5052 alloys.

算出したものである。

それでは、初めから素材ブランク径を小さくしたすなわち絞り比の小さなカップのしごき限界はFig. 5のような向上を示すかという疑問が起こる。そこで3004合金のOおよびH19で、総絞り比1.6で絞った再絞りカップのしごき実験を行った。この場合には、しごき限界は前述の43%と比べて48%まで向上したが、53%では耳切れを発生始めた。

のことより、カッフ耳部ではしごき加工条件が不安定となってしごき限界が低くなることがわかる。

なお、Fig. 5 から見ると、同一材質ではO材の方が破断位置が高く、また1100、3004合金よりも5052合金の破断位置は低くなり、微妙なしごき性の差が現われている。

4. 検討および考察

4.1 解析方法

しごき加工におけるダイ出口応力 P_o ポンチ力 F に関して、福井⁴は材料は等方性で、塑性条件はせん断ひずみエネルギー説に従い、かつ2次元ひずみ状態とみなし、ポンチおよびダイ面での摩擦係数はそれぞれの表面で一定として解析し、(1)および(2)式を提示している。

$$P_o = C_n \left(\frac{T_o}{T} \right)^{\frac{\mu_1 - \mu_2}{\alpha}} \left(1 - \frac{\mu_2 - \mu_1}{\alpha} \right) \int_{Y_o}^{Y_1} Y^n \exp \left(-\frac{\sqrt{3}}{2} Y \frac{\mu_2 - \mu_1}{\alpha} \right) dY \quad \dots(1)$$

$$\text{ここで, } Y = \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \right) \ln \left(\frac{T_o}{T} \right), \quad Y_o = \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \right) \ln \left(\frac{T_o}{T_1} \right)$$

$$F = C_n \sin \alpha (1 + \mu_1 \cot \alpha) \pi \cdot D \cdot \cot \alpha \int_{T_o}^{T_1} Z (-dT) \quad \dots(2)$$

$$\text{ここで, } Z = \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \right)^{n+1} \left\{ \ln \left(\frac{T_o}{T} \right)^n - \frac{P}{C_n} \right\}$$

著者らは、これを用いて P_o と F を算出し実験結果と比較することにした。しごき限界は破断が最大応力説に従うものとし、近似的に P_o が材料のダイ出口における引張強さ σ_B に等しくなった時にカップの破断が起こると仮定して求めた。この場合、材料の塑性曲線を $\sigma = C_n \varepsilon^n$ で近似し、加工前後のひずみを各々 ε_A , ε_B , 加工硬化係数 n および材料定数 C_n をそれぞれ(3)～(6)式で表示した。この場合、(3)～(4)式は深絞り加工が平面ひずみ状態でなされたと仮定した。

$$\varepsilon_A = \frac{2}{\sqrt{3}} \left\{ \ln Dr + \ln \left(\frac{T_p}{T_o} \right) \right\} \quad \dots(3)$$

$$\varepsilon_B = \frac{2}{\sqrt{3}} \left\{ \ln Dr + \ln \left(\frac{T_p}{T_i} \right) \right\} \quad \dots(4)$$

$$n = \frac{\ln (\sigma_B - \sigma_A)}{\ln (\varepsilon_B - \varepsilon_A)} \quad \dots(5)$$

$$C_n = \frac{\sigma_A}{\varepsilon_A^n} \quad \dots(6)$$

記号

T : 任意場所でのカップ側壁の厚み

T_o : しごき加工前の再絞りカップ側壁の厚み

T_i : ダイ出口でのしごきカップ側壁の厚み

T_p : カッピング前の素材の厚み

α : ダイ半角

μ_1 : ダイ表面と素材表面との間の摩擦係数

μ_2 : ポンチ表面と素材表面との間の摩擦係数

P : 任意の位置での材料のポンチ軸方向応力

P_o : ダイ出口での材料のポンチ軸方向応力

F : ポンチ力

n : 加工硬化係数

C_n : 材料定数

$\varepsilon_A(\varepsilon_B)$: 加工前(後)のカップ側壁の対数ひずみ

$\sigma_A(\sigma_B)$: 塑性曲線で、 $\varepsilon_A(\varepsilon_B)$ に対応する応力

Dr : カッフの総絞り比

D : ダイ内径

4.2 解析結果

4.2.1 塑性曲線

3004-O と H19 を計算対象材とし、塑性曲線はひずみ範囲を大きくとる必要から、便宜的に圧延法⁹⁾により求めた。すなわち、0.42 mm 板を圧延後、引張試験を行って 0.2% 耐力を求め、これをその相当ひずみにおける変形抵抗とした。この結果を用い(3)および(4)式からしごき前後のカップ側壁の 0.2% 耐力を計算し、一方ではカップ断面の微少かたさの測定値を 0.2% 耐力に換算して両者の比較を行った。詳細を省略するが、理論計算によるカップ側壁の加工硬化の程度、絞り比の小さな領域を除き、微少かたさから求めた値にかなり良く対応している。

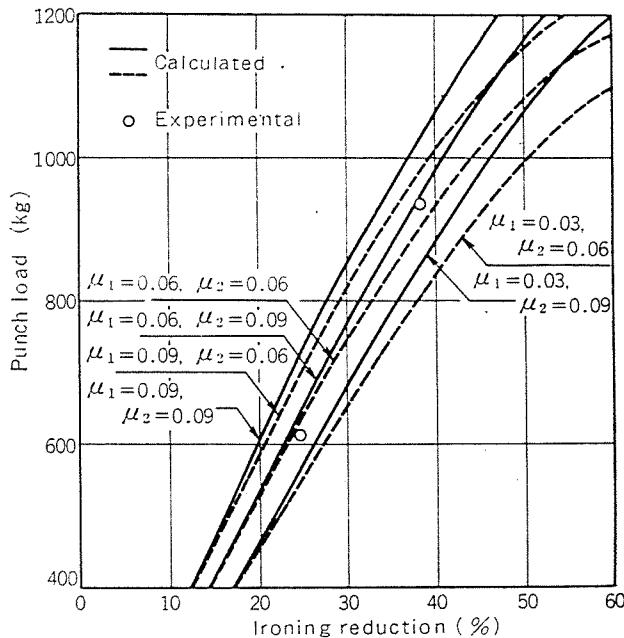


Fig. 6 (a) Relation between punch load and ironing reduction of 3004-O alloy sheet.

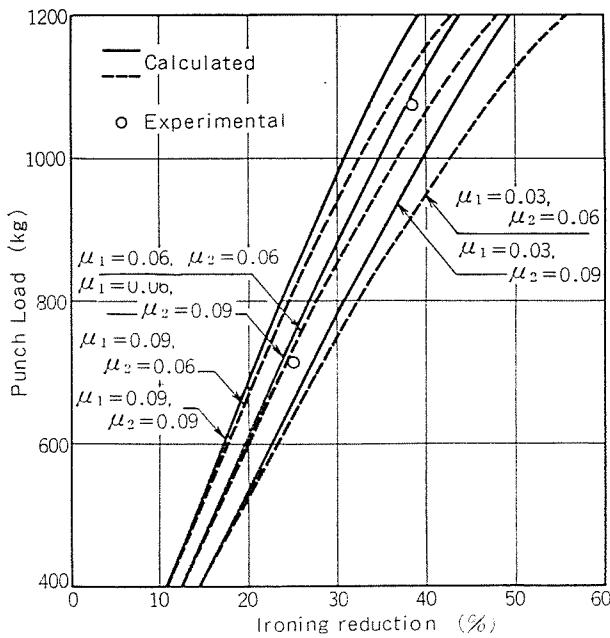


Fig. 6 (b) Relation between punch load and ironing reduction of 3004-H19 alloy sheet.

耐力を求め、これをその相当ひずみにおける変形抵抗とした。この結果を用い(3)および(4)式からしごき前後のカップ側壁の 0.2% 耐力を計算し、一方ではカップ断面の微少かたさの測定値を 0.2% 耐力に換算して両者の比較を行った。詳細を省略するが、理論計算によるカップ側壁の加工硬化の程度、絞り比の小さな領域を除き、微少かたさから求めた値にかなり良く対応している。

4.2.2 ポンチ力に関する考察

しごき率を変えた場合の F の計算結果を Fig. 6 に示す。摩擦係数はダイ側を $\mu_1 = 0.03, 0.06, 0.09$ 、ポンチ側を $\mu_2 = 0.06, 0.09$ に仮定し、総絞り比 $Dr = 2.2$ の位置で計算した。また、しごき加工は非常に高速で行われ、ひずみ速度は 500 sec^{-1} 以上と考えられるので、変形抵抗は静的引張試験における 0.2% 耐力の 10% 増と仮定した。

Fig. 6において、F の実測値も合わせて記録したが、この結果によるとボディメーカーでのダイおよびポンチと材料の間の摩擦係数はそれぞれ $\mu_1 = 0.06, \mu_2 = 0.06 \sim 0.09$ と推定できる。なお、ポンチ表面には摩擦係数を大きくするために、表面あらさ $R_{max} = 1.5\mu$ の網目状加工が施されているので、求めた摩擦係数値はほぼ妥当な値と考えられる。

4.2.3 限界しごき率に関する考察

Fig. 7 はしごき率の増加に伴う F および P_o の計算値を示したものであり、加工を受けた材料のダイ出口の引張強さ σ_B と P_o の交点が、材料の破断するしごき率を表わす。これは $\mu_1 = 0.06, \mu_2 = 0.09$ とした時の $Dr = 2.2$ の位置で

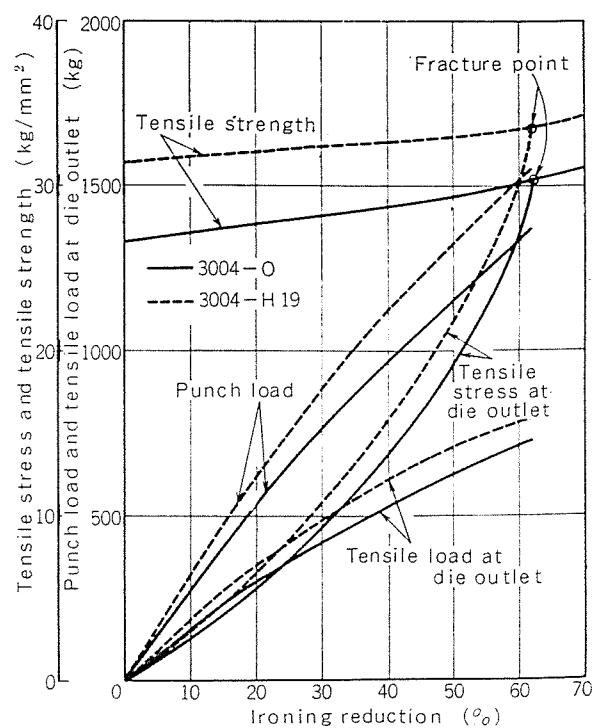


Fig. 7 Calculated stress balance in ironing process of 3004 alloy.

の計算である。Fig. 7 に示すように、しごき後側壁にかかる力はポンチの摩擦力により軽減され、しごき限界が大きく向上しているのがわかる。

Fig. 8 は $Dr=1.2 \sim 2.4$ における限界しごき率計算結果を示す。計算によれば、限界しごき率は 59% ($\mu_1=\mu_2=0.06$) ないし 64% ($\mu_1=0.06$, $\mu_2=0.09$) で、 Dr による差はあまり見られない。調質の違いによる差も Dr の大きい領域ではほとんど無い。

Fig. 8 に前掲の Fig. 5 に示した値もあわせて表示し比較すると、後者のしごき率 48% での耳切れはカップ端の塑性条件の不安定性によって起こっており、3.2 の項のプランク径を小さくしたしごき実験結果も含めて考えるとカップ胴部でのリング状破断とは本質的に異なっているといえるので、加工条件が理想的な状態での限界しごき率は 48% と考えられる。なお、カップ胴部でのリング状破断は、すべてダイ出口でカップ全周にわたって同時に起こっていることを示し、しごき率一定の場合では破断位置に大きな変動が無かった。

のことより、カップ胴部でのリング状破断は、加工熱による材料強度の低下によるものと考え以下の検討を行った。すなわち、しごき加工は高速で行われるので、材料は断熱変形すると仮定すれば、材料の変形仕事による温度上昇は次式で概算される。

$$\Delta\theta = -\frac{\bar{\sigma}}{J \cdot C \cdot \gamma} \ln\left(\frac{T_o}{T_i}\right) \quad \dots\dots(7)$$

ここで、 $\Delta\theta$: 材料のダイ出口での温度上昇 (°C)

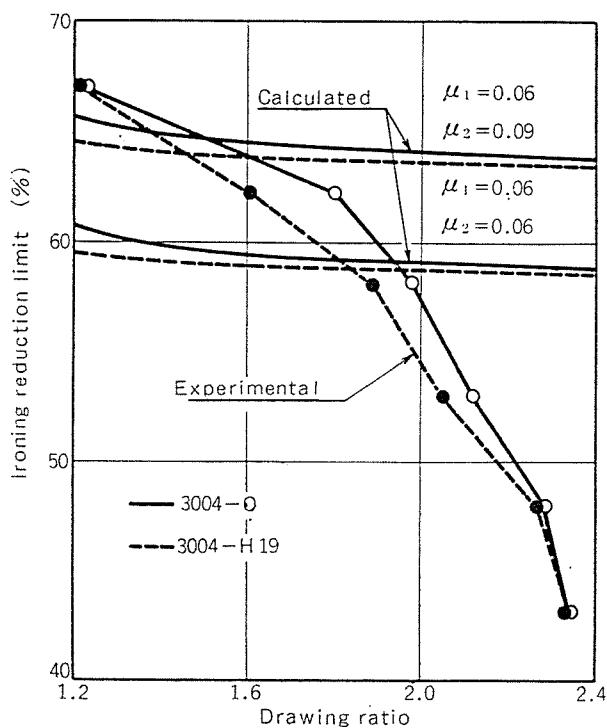


Fig. 8 Calculated ironing reduction limit of 3004 alloy.

$\bar{\sigma}$: 材料の平均変形抵抗 (kg/mm²)

J : 热の仕事当量 (=427 kg·mm/cal)

C : 材料の比热 (=0.23 cal/g·°C)

γ : 材料の密度 (2.7 g/cm³)

これから求められる材料の温度上昇を Fig. 9 に示す。加工後の材料温度はさらに加工前の保持熱と摩擦仕事による温度上昇を加えたものである。いっぽう、3004合金の高温強度は Fig. 10 のように低下するから⁹、Fig. 7 は Fig. 11 のように書き換えられる。この場合、温度上昇はダイ出口近傍のみだから、局部的変形抵抗の低下によるポンチ力への影響は微小と考え無視した。また、しごき加工前のカップの保持熱はクーラント温度の40°C とし、摩擦仕事によ

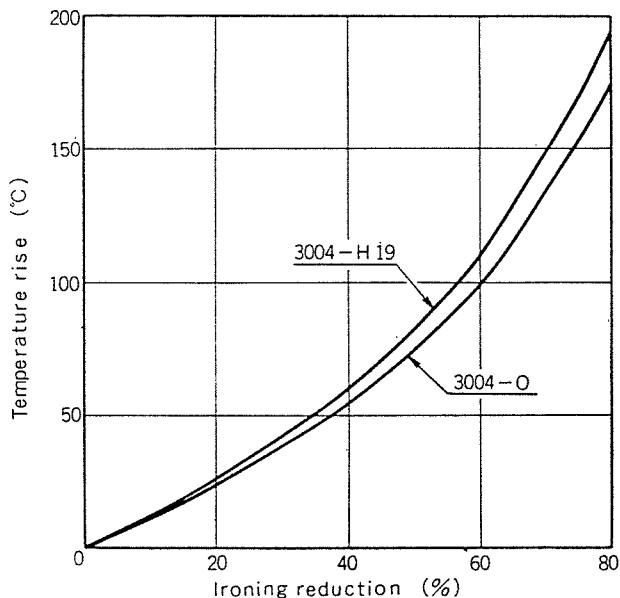


Fig. 9 Calculated temperature rise during ironing for 3004 alloy sheet.

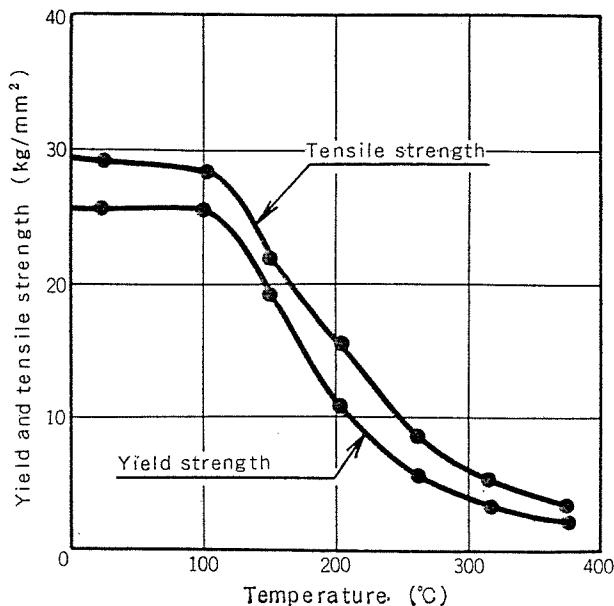


Fig. 10 Tensile properties of 3004-H38 at high temperature.

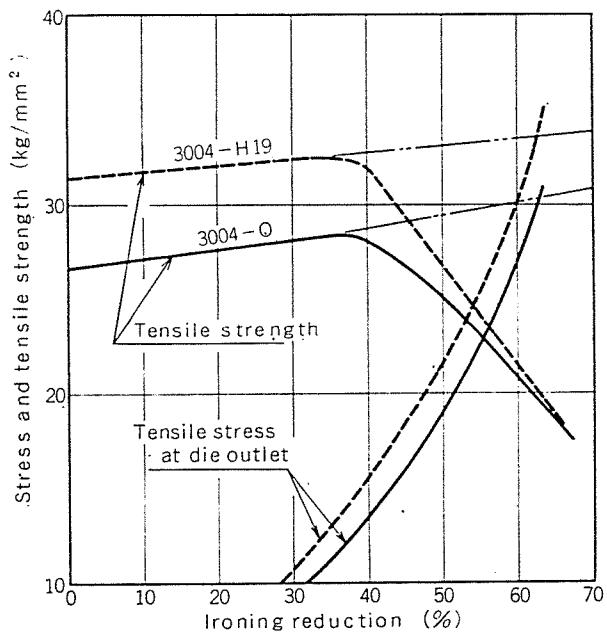


Fig. 11 Calculated stresses in ironing process of 3004 alloy. (Containing temperature effect.)

る発熱はクーラントにより完全に取り除かれると仮定した。

Fig. 11 より、加工熱を考慮した限界しごき率は 3004-O の場合 55%, 3004-H19 の場合は 53% となり、実験においてカップ端部の影響を除いた場合の限界しごき率である 48% にはほぼ近い値となる。また、カップ胴部でのリング状破断は、しごき加工開始時はダイが冷えているので、カップの加工熱はダイに吸収されるが、ポンチストロークが進むにつれてダイへの蓄熱が進み、カップのダイ出口温度が計算値のように上昇し破断するものと考えられる。見方を変えれば、実験において加工熱の影響が現われるまでの領域における限界しごき率は 63% であり、加工熱を考慮しない計算結果と一致している。

5. 結 言

高速量産プレスである D 工缶ボディメーカーを用いて、代表的なアルミニウム合金である 1100, 3004 および 5052

合金の軟質および硬質材のしごき加工性を検討した。また、加工硬化を考慮した福井の理論式に従って解析を行って、実験結果と比較した。得られた結果は次のようである。

- 1) ボディメーカーにおけるポンチ力は、3004-H19, 0.42 mm 板を素板とした内径 52.6mm の缶の成形時において、7% のしごき加工を伴う再絞り段階でおよそ 1450kg である。続く No. 1, No. 2 しごきダイでは、しごき率がそれぞれ 25%, 31% の場合、ポンチ力は各々 700kg, 600kg 前後であった。
- 2) 1100, 3004 および 5052 合金の総絞り比 2.34 の再絞りカップによる実用しごき限界はいずれも 43% である。カップ開口端の加工不安定条件を無視した理想的な加工におけるしごき限界はおよそ 48% である。また、調質の違いによるしごき限界の差は、カップ壁が再絞りによって加工硬化を受けているためほとんど認められない。
- 3) ダイおよびポンチと材料間の摩擦係数は、ポンチ力の解析値と実験結果からみて、それぞれ、およそ 0.06 および 0.06~0.09 とみなされる。
- 4) 3004 合金の理論的限界しごき率は 64% であるが、加工熱によるダイ出口での材料強度の低下を考慮すると、55% 以下に低下し実験結果にはほぼ一致する。

文 献

- 1) 小田部莊二, 川島敏彦 : 三菱金属技報, 19(1974), 35.
- 2) 馬場義雄, 木村 紘, 斎藤莞爾, 河合三弘 : 本誌, 16 (1975), 124.
- 3) G.S.A. Shawki : Sheet Metal Ind., 47 (1970), 885.
- 4) 福井伸二 : 塑性と加工, 12 (1974), 701.
- 5) 西村嘉彦 : 本誌, 12 (1971), 186.
- 6) 大川陽康, 町田輝史, 萩原晴康 : 第23回 塑性加工連合講演会資料, Nov. (1972), 105.
- 7) 阿部英雄, 北村邦雄, 中川吉左衛門, 久々渕英雄 : 川崎製鉄技報, 8 (1976), 42.
- 8) 福井伸二, 工藤英明, 吉田清太, 阿部邦雄 : 東大理工研報告, 8 (1954), 158.
- 9) The Aluminum Association : Aluminum standards and data, 4th Edition, New York (1974), 31.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-302)

アルミニウム合金 5083-O およびその
溶接部における疲れき裂の進展

竹島 義雄*

Fatigue Crack Propagation in Aluminum
Alloy 5083-O and its Butt Weld

by Yoshio Takeshima

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウム合金 5083-O およびその溶接部における疲れき裂の進展

竹島義雄*

Fatigue Crack Propagation in Aluminum Alloy 5083-O and its Butt Weld

by Yoshio Takeshima

Fatigue crack propagation study was conducted on aluminum alloy 5083-O and its butt weld at temperatures in the range of room temperature to -185°C . Center notched plate specimens were cycled under stress ratio $R=0, 0.33$ and 0.5 . Crack propagation rates were experimentally measured and correlated with range of stress intensity factor.

The results obtained are as follows:

- (1) Crack propagation rate decreases as temperature is lowered, but it is almost invariable in the range of $-100\sim -185^{\circ}\text{C}$.
- (2) Crack propagation rate in air is higher than that in nitrogen gas.
- (3) The effect of stress ratio on crack propagation rate in air at room temperature and in nitrogen gas at -160°C was successfully explained by Elber's equation.
- (4) The exponent m of Paris' equation was about 2 at room temperature and about 4 at -160°C .
- (5) Crack propagation rate in base metal depends slightly on stress direction.
- (6) Crack propagation rate in butt weld is higher than that in base metal at room temperature, but they are almost equal at -160°C .

1. 緒言

疲れ破壊は、まず主として応力集中部に局部的にき裂が発生し、これが応力の繰返しとともに成長して、外部荷重に静的にも耐えられなくなったときに最終的な破断が起こる。機械部品では疲れによる破壊の基準としてき裂の発生をとらねばならないことが多いため、き裂の発生しない設計が要求され、疲れ強さとしては S-N 曲線表示による疲れ限度が重要視されてきた。しかしながら、構造物では溶接部などに応力集中源を有しているのが普通であり、繰返し荷重によって比較的早期にき裂が発生するので、き裂の発生をもって破壊と考えることは必ずしも適当ではなく、き裂の進展寿命を考慮した設計が徐々に取り入れられてきている。

アルミニウム合金の疲れき裂進展速度に関する研究は、航空機における Fail safe 設計の採用に関連して、Al-Cu 系および Al-Zn-Mg-Cu 系合金を中心に行なわれてきており、Al-Mg 系や Al-Zn-Mg 系の溶接構造用合金についてはあまり行なわれていないようである。

本報では、一般の溶接構造材としてだけではなく、LNG タンクをはじめとする超低温用途にもすでに多くの実績を残している Al-Mg 系合金 5083-O およびその溶接継手を用いて、常温および低温における定荷重疲れき裂進展試験を行ない、母材と溶接部のき裂進展速度におよぼす温度、応力比等の影響について実験的に検討した。

2. 供試材および試験方法

2.1 供試材

供試材は板厚10mmの5083-Oおよびその突合せ溶接継手である。溶接は5183溶接ワイヤを用いて、全自動ミグによる両面各1パスで行なった。母材と溶接ワイヤの化学成分を Table 1 に、溶接条件を Table 2 に、JIS 5号引張試験片による母材と溶接継手の機械的性質を Table 3 にそれぞれ示す。

2.2 試験方法

試験は油圧形ローゼンハウゼン式疲れ試験機を用いて、定荷重で行なった。繰返し速度は 500 cpm である。試験片は Fig. 1 に示す形状の中央貫通切欠付試験片とした。母材

* 技術研究所

Table 1 Chemical compositions of test materials.

Material	Size (mm)	Chemical compositions (%)									
		Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	B	Al
5083 base metal	10 t	0.03	0.08	0.22	0.65	4.3	0.01	0.17	0.01	—	Bal.
5183 filler wire	1.6 φ	0.02	0.05	0.09	0.70	4.8	—	0.10	0.10	0.003	Bal.

Table 2 Welding conditions.

Welding procedure	Pass No.	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Ar gas flow (l/min)
Full-automatic	1	290~300	24~25	40	30
MIG	2	300	25	40	30

Joint design :

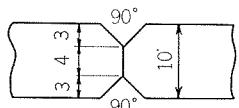


Table 3 Mechanical properties of base metal and welded joint with JIS No. 5 tension specimen (G. L. 50 mm).

Material	Yield strength, 0.2% offset (kg/mm²)	Tensile strength (kg/mm²)	Elongation (%)
Base metal*	16.3	30.9	25
	16.1	31.2	24
Welded joint**	14.8	30.3	17

*Upper figures: Longitudinal direction.

Lower figures: Long transverse direction.

**Without reinforcement.

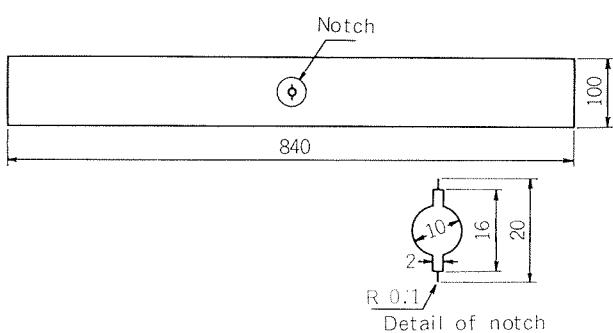


Fig. 1 Dimensions of specimen.

は試験片の長手方向が圧延方向と一致するように採取し、溶接継手は余盛を削除したのち、溶接部中央に切欠を設けた。ただし、母材については圧延方向による差を調べるために、一部は圧延方向と直角の方向にも採取した。

試験温度は常温、0°C、-100°C、-160°Cおよび-185°Cの5温度、公称繰返し応力は0~4kg/mm²、0~8kg/mm²、2~6kg/mm²および4~8kg/mm²の4条件(応力比として

はR=0, 0.33, 0.5の3条件)とし、温度は常温と-160°Cに、応力は0~8kg/mm²と4~8kg/mm²にそれぞれ重点を置いた。常温の試験は大気中で行なったが、それ以外の温度の試験では、Fig. 2に示すように試験片格納槽内に液体窒素を送り込み、これを気化させることによって試験片を所定の温度に冷却した。試験中の温度は試験片に取り付けた銅-コンスタンタン熱電対を用いて検出し、記録をとった。その時間的な変動は±1.5°C程度であった。ここで、試験温度の0°Cは雰囲気の影響を調べるために設定したものであり、これと比較するため、常温試験は0°Cと大差のない冬期に集中して行なった。

き裂長さはクラックゲージKV-25B(共和電業製)を用いて試験片の両面で測定した。得られた繰返し回数とき裂長さの関係から、各き裂長さにおけるき裂進展速度をグラフ上で求め、(1)式¹⁾によって計算される中央き裂平板の応力拡大係数範囲ΔKを用いて整理した。

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \cdot \sqrt{\sec \frac{\pi a}{2b}} \quad \dots \dots (1)$$

ここに、 $\Delta \sigma$ は公称応力の変化量、aはき裂長さの $\frac{1}{2}$ 、bは試験片幅の $\frac{1}{2}$ である。

なお、5083-Oは超低温においても低応力不安定破壊を生じることがないので、き裂の進展とともにき裂前面の塑性域が大きくなり、小規模降伏の範囲を逸脱したのち、ついには全面降伏状態になる。したがって、ΔKによる整理には多少の問題を伴なうが、本報では便宜上、全面降伏以降のデータを削除するにとどめた。

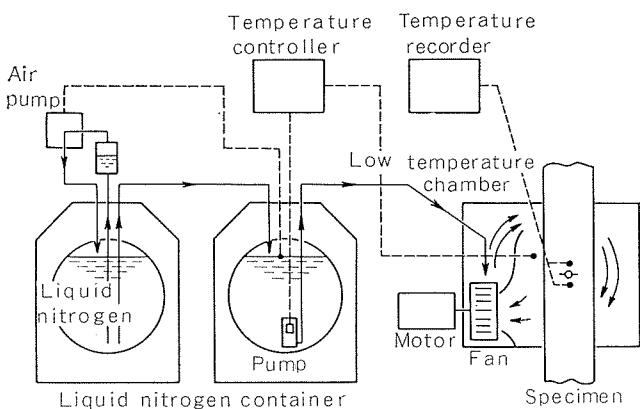


Fig. 2 Low temperature system.

3. 母材についての試験結果および考察

3.1 温度の影響

応力比 $R=0$ のもとでの各温度におけるき裂進展速度を Fig. 3 に、 $R=0.5$ のもとでのそれを Fig. 4 にそれぞれ示す。いずれの場合も、常温におけるき裂進展速度がもっとも速い。 $R=0$ では 0°C , -100°C , -160°C , -185°C と温度が低くなるにつれてき裂進展速度は減少しているが、 $-100^\circ\text{C} \sim -185^\circ\text{C}$ における差はわずかである。 $R=0.5$ で $-100 \sim -185^\circ\text{C}$ のき裂進展速度が逆転していることと、試験結果にはある程度のばらつきが避けられないことを考慮すれば、 $-100 \sim -185^\circ\text{C}$ におけるき裂進展速度にはほとんど差がないと考えられる。

2.2 節で述べたように、試験温度の 0°C は雰囲気の影響を調べるために設定したものであり、温度そのものとしては常温試験の試験温度と大差がない。したがって、 0°C におけるき裂進展速度と常温におけるそれとの間に差があることから、き裂進展速度が温度のみならず雰囲気にも影響されることがうかがえる。すなわち、大気中におけるき裂進展速度は窒素ガス中におけるよりも速い。ただし、この差は $R=0$ では明瞭であるが、 $R=0.5$ ではわずかである。同じ窒素ガス雰囲気中における温度の影響として、 0°C 以下の温度におけるき裂進展速度を比較すると、 0°C と $-100 \sim -185^\circ\text{C}$ におけるき裂進展速度の差は、前述の大気中と

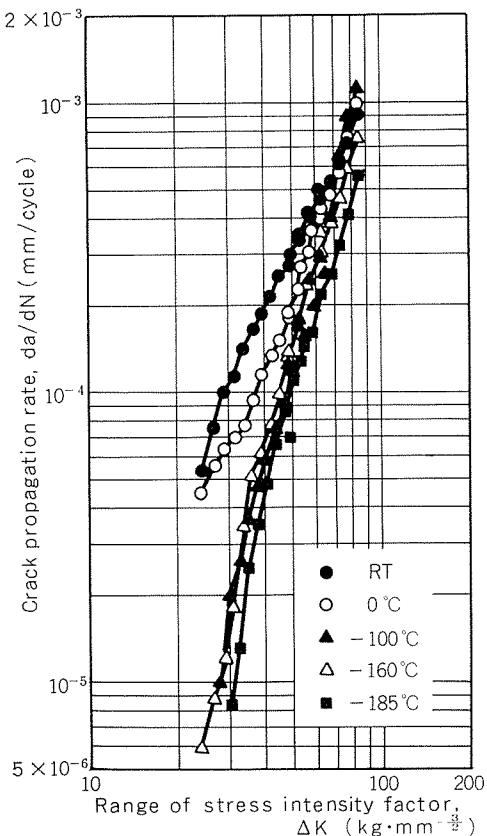


Fig. 3 Effect of temperature on crack propagation rate in base metal under $R=0$.

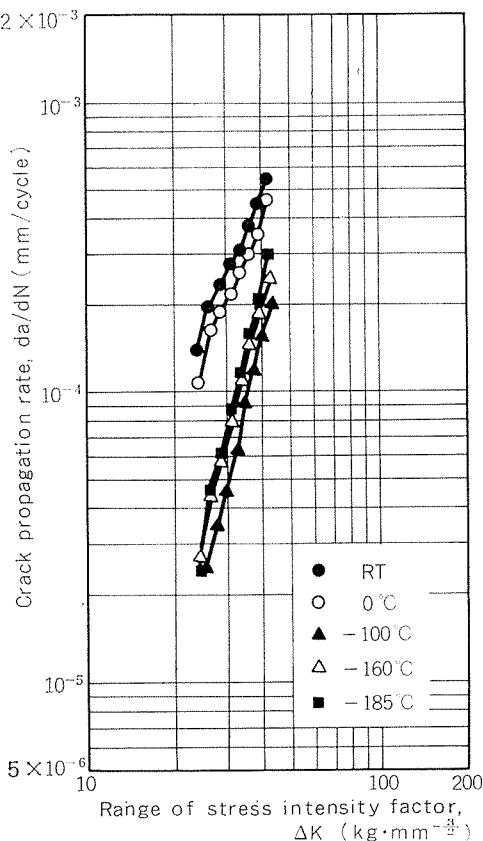


Fig. 4 Effect of temperature on crack propagation rate in base metal under $R=0.5$.

窒素ガス中による差とは逆に $R=0.5$ の場合のはうが大きい。 $-100 \sim -185^\circ\text{C}$ におけるき裂進展速度にはほとんど差がなく、これらが 0°C におけるそれよりも遅いことから考えると、 0°C と -100°C の間には、わずかな温度低下でき裂進展速度がかなり急激に減少するような温度領域が存在するのかもしれない。

5083合金の疲れ強さが低温で向上することはすでに報告されているが²⁾³⁾、著者らが板厚13mmの5083-Oを用いて常温大気中、 0°C 窒素ガス中および $-100 \sim -160^\circ\text{C}$ 窒素ガス中における平滑材の片振疲れ強さを調べた結果⁴⁾では、繰返し回数 $10^5 \sim 10^6$ の領域で、 $-100 \sim -160^\circ\text{C}$ 窒素ガス中における疲れ強さには明瞭な差がみられず、常温大気中におけるそれよりも約50%高く、また、 0°C 窒素ガス中においては常温大気中におけるよりも約10%高い疲れ強さを有していた。この結果は、き裂進展速度に関する本試験結果と定性的によく一致している。

3.2 応力比の影響

常温における各応力比のもとでのき裂進展速度を Fig. 5 に、 -160°C におけるそれを Fig. 6 にそれぞれ示す。いずれの温度においても $\sigma = 0 \sim 4 \text{ kg/mm}^2$ と $\sigma = 0 \sim 8 \text{ kg/mm}^2$ のき裂進展速度は ΔK で整理することによってほぼ同列に評価できるが、 $\sigma = 2 \sim 6 \text{ kg/mm}^2$ および $\sigma = 4 \sim 8 \text{ kg/mm}^2$ のときのき裂進展速度は $\sigma = 0 \sim 4 \text{ kg/mm}^2$ の場合よりも速く、き裂進展速度が応力比によって異なることは明らかである。

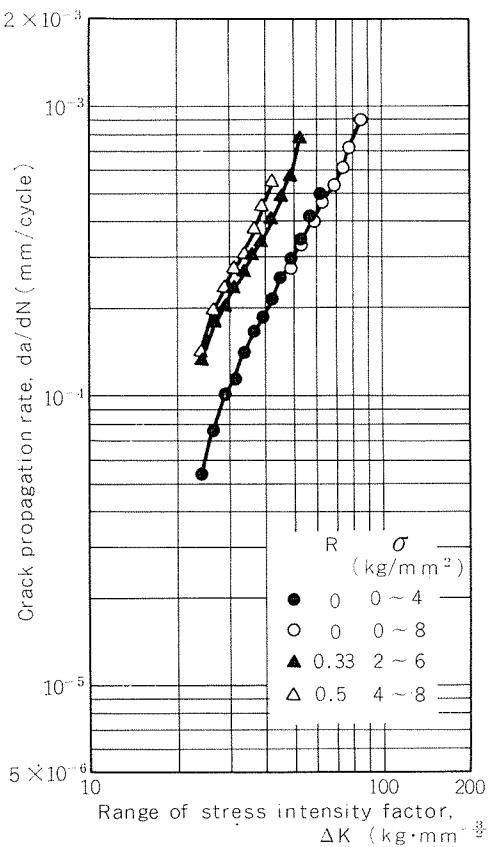


Fig. 5 Effect of stress ratio on crack propagation rate in base metal at room temperature.

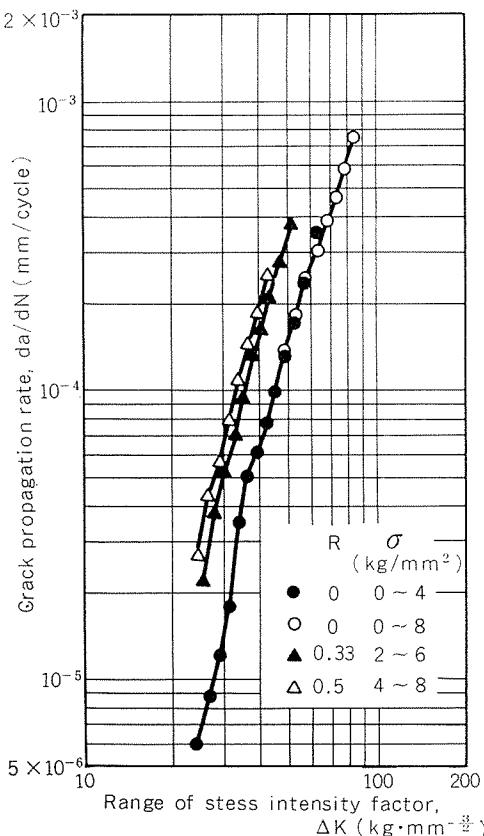


Fig. 6 Effect of stress ratio on crack propagation rate in base metal at -160°C .

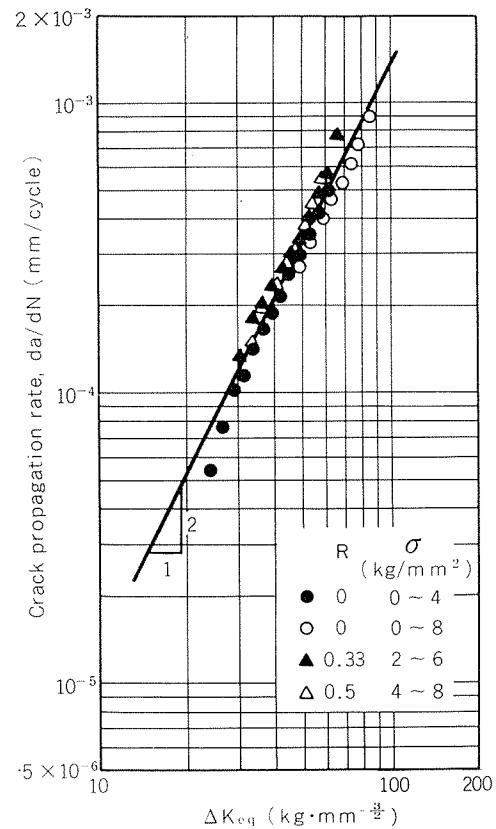


Fig. 7 Relation between ΔK_{eq} and crack propagation rate in base metal at room temperature.

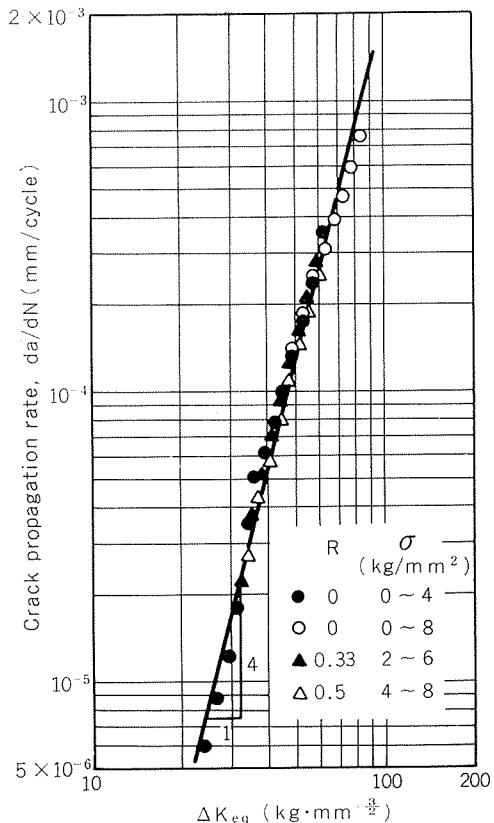


Fig. 8 Relation between ΔK_{eq} and crack propagation rate in base metal at -160°C .

Elber⁵⁾はき裂の開閉挙動に着目し、き裂先端の開口時にのみき裂成長が生じると考えて、 ΔK のうちでき裂先端が開口している範囲を有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} として定義した。Elber の実験によれば、 $-0.1 < R < 0.7$ の範囲内で ΔK と ΔK_{eff} の関係は(2)式で表わされ、応力比によって開口率の異なることが示されている。

$$\Delta K_{\text{eff}} = (0.5 + 0.4R) \Delta K \quad \dots \dots (2)$$

(2)式によれば、 $R = 0$ のときには $\Delta K_{\text{eff}} = 0.5 \Delta K$ となり、 ΔK の $\frac{1}{2}$ がき裂進展に有効であることになる。

本試験においては開口レベルを測定していないので、開口率に関する議論はできないが、き裂進展速度におよぼす応力比の影響を Elber の結果に照らしてみると可能である。ここでは $R \geq 0$ のときの ΔK と等価な $R = 0$ の応力拡大係数範囲 ΔK_{eq} を(3)式で定義し、これを用いて整理してみた。

$$\Delta K_{\text{eq}} = \frac{0.5 + 0.4R}{0.5} \Delta K \quad \dots \dots (3)$$

その結果を Fig. 7 および Fig. 8 に示す。常温、 -160°C とともにデータはそれぞれ一本の直線上に乗っており、き裂進展速度におよぼす応力比の影響は、Elber がき裂の開閉挙動から得た結果にしたがって ΔK を修正することによってうまく整理できることがわかる。

ここで、Fig. 7 および Fig. 8 に示した直線の傾きはそれぞれ 2 および 4 であり、Paris ら⁶⁾によって最初に示された(4)式で表わされるき裂進展速度と ΔK の間の指數関係を適用すれば、指數 m は常温では約 2、 -160°C では約 4 ということになる。

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad \dots \dots (4)$$

ただし、(3)式による ΔK から ΔK_{eq} への換算は、図上では横軸方向のみの平行移動であるから、 0°C については Fig. 3 および Fig. 4 より予想できるように、 $R = 0$ と $R = 0.5$ のき裂進展速度は(3)式によって常温および -160°C ほどにはうまく整理できない。したがって、常温と -160°C における m 値の相違を単純に温度の違いによるとするわけにはいかず、雰囲気の影響もあると考えなければならない。

いっぽう、応力比を平均応力と応力振幅の組合せとして考えたとき、それぞれがき裂進展速度にどのような影響をおよぼすかについては、通常の疲れ強さにおける疲れ限度線図と同様の考え方を用いて、横軸に応力拡大係数の平均値 K_{mean} 、縦軸に応力拡大係数の振幅 K_{amp} をとり、き裂進展速度をパラメータとして $K_{\text{mean}}\text{-}K_{\text{amp}}$ 線図を描けばよい。Fig. 9 および Fig. 10 がそれで、前者は常温、後者は -160°C のものである。図中の破線は(3)式が正しいとした場合の、 $R = 0$ の実験点をもとにした $K_{\text{mean}}\text{-}K_{\text{amp}}$ 線図であり、Fig. 7、Fig. 8 にみられたように実験点と比較的よい一致を示している。Fig. 9 および Fig. 10 よりわかるように、 $R \geq 0$ のもとでのき裂進展速度に対しては K_{mean} よりも K_{amp} ($= \Delta K/2$) のほうがより大きな影響力を有して

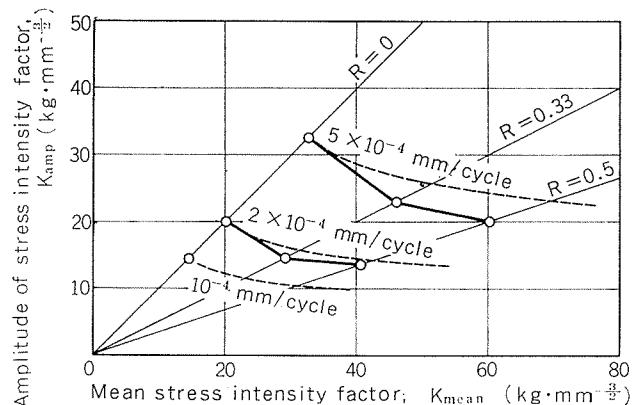


Fig. 9 $K_{\text{mean}}\text{-}K_{\text{amp}}$ diagram for crack propagation rate in base metal at room temperature.

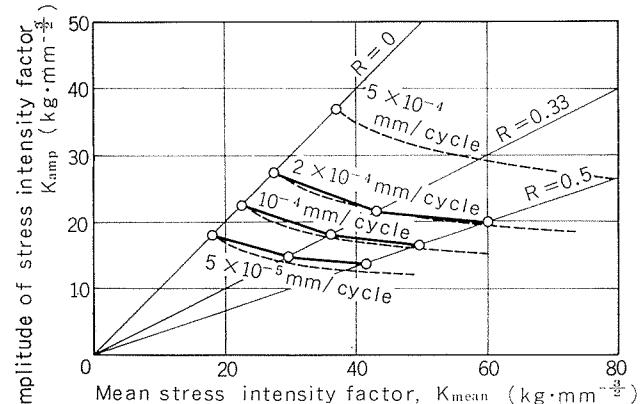


Fig. 10 $K_{\text{mean}}\text{-}K_{\text{amp}}$ diagram for crack propagation rate in base metal at -160°C .

おり、この傾向は R が大きくなるにつれて強くなる。

3.3 圧延方向による差

前節までは圧延方向に採取した試験片によるき裂進展速度について述べたが、圧延方向と直角の方向に採取した試験片によるき裂進展速度を Fig. 11 および Fig. 12 に示す。前者は常温、後者は -160°C における試験結果である。図中には同じ繰返し応力による圧延方向試験片の結果を破線で併記した。き裂進展速度には多少の方向性が認められ、圧延直角方向に負荷を受けた場合のほうが圧延方向に負荷を受けた場合よりも、わずかではあるがき裂進展速度が速いようである。

一般に、非熱処理型アルミニウム合金の静的引張強度は圧延方向と圧延直角方向とでほぼ同等と考えられており、5083合金については、疲れ強さに関しても試験片採取方向による差がほとんどないという結果⁷⁾があるが、切欠引張強さおよびシャルピー衝撃値が試験片採取方向によって明らかに異なる⁸⁾ことから考えても、すべての特性が方向性を有していないわけではない。ここでは、限られた結果からではあるが、疲れき裂進展速度に関してはわずかに方向性があると判断したい。

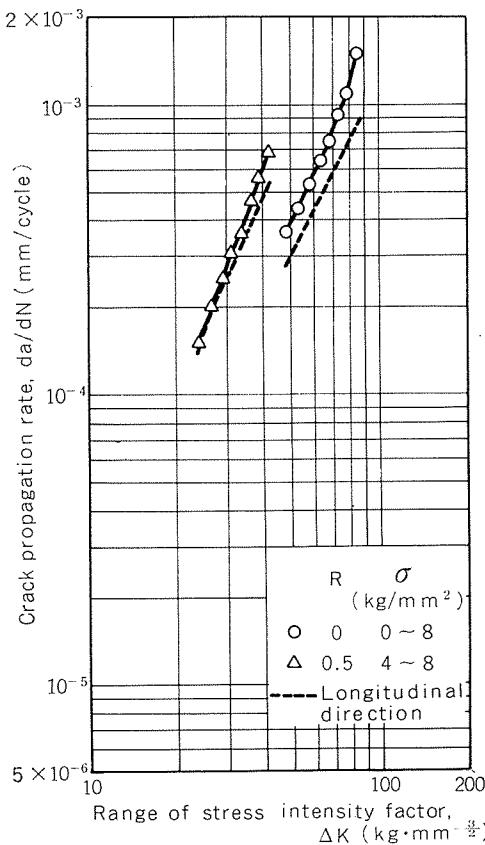


Fig. 11 Crack propagation rate in base metal of long transverse direction at room temperature.

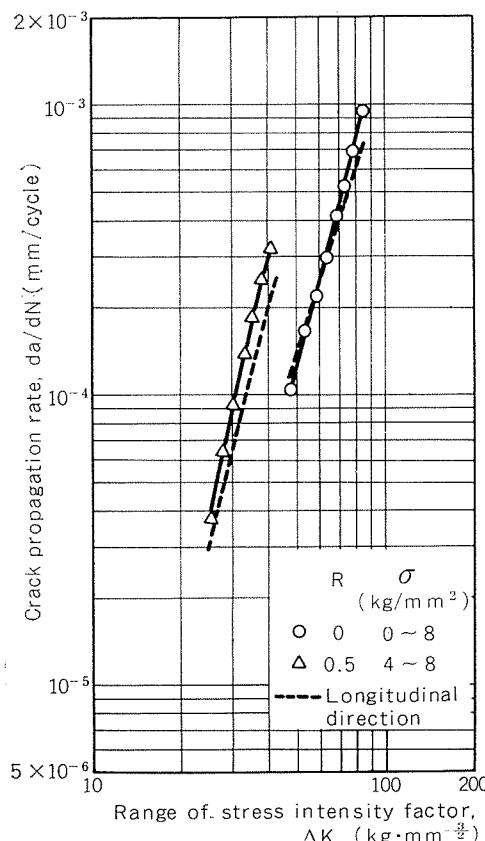


Fig. 12 Crack propagation rate in base metal of long transverse direction at -160°C .

4. 溶接部についての試験結果および考察

4.1 温度の影響

溶接継手を用いた試験では、き裂は溶接部の中央を進展する。 $R = 0$ のものでの各温度におけるき裂進展速度を Fig. 13 に、 $R = 0.5$ のそれを Fig. 14 にそれぞれ示す。溶接部についても母材と同様に、いずれの場合も常温におけるき裂進展速度がもっとも速く、 -100°C と -160°C におけるき裂進展速度にはほとんど差がない。また、 0°C におけるき裂進展速度は常温と -100°C あるいは -160°C の中間にあり、やはり大気中におけるき裂進展速度が窒素ガス中におけるそれよりも速いことを示している。

母材については、雰囲気の違いによると考えられる常温と 0°C におけるき裂進展速度の差は $R = 0$ では明瞭ながら $R = 0.5$ ではわずかであり、同じ窒素ガス雰囲気中の温度の影響と考えられる 0°C と -100°C 以下におけるき裂進展速度の差は逆に $R = 0.5$ の場合のほうが大きかったが、溶接部については、これらの傾向が母材以上に顕著に表われている。すなわち、 0°C におけるき裂進展速度は、 $R = 0$ のものでは比較的 -100°C 以下におけるき裂進展速度に近く、 $R = 0.5$ のものでは常温におけるき裂進展速度とほとんど同じである。したがって、 0°C と -100°C の間にき裂進展速度の比較的急激に変化する温度領域があるとしても、

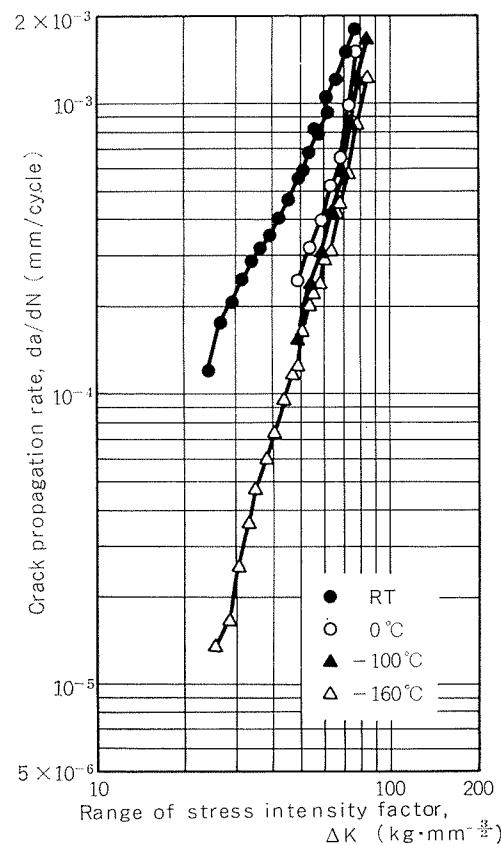


Fig. 13 Effect of temperature on crack propagation rate in butt weld under $R = 0$.

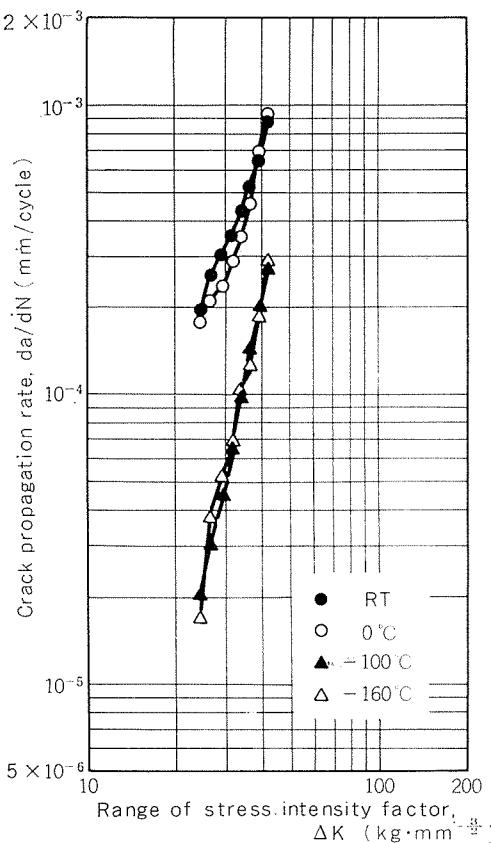


Fig. 14 Effect of temperature on crack propagation rate in butt weld under $R=0.5$.

その変化の程度は特に溶接部の場合応力比によってかなり異なったものであると考えられる。

4.2 応力比の影響

常温における各応力比のもとでのき裂進展速度を Fig. 15 に、 -160°C におけるそれを Fig. 16 にそれぞれ示す。溶接部のき裂進展速度も母材と同様に、応力比が大きいほど速い。

各応力比のもとでのき裂進展速度を(3)式による ΔK_{eq} で整理した結果を Fig. 17 および Fig. 18 に示す。前者は常温、後者は -160°C である。常温と -160°C に関するかぎり、き裂進展速度におよぼす応力比の影響は、Elber の結果にしたがって ΔK を修正することで比較的うまく整理できている。(4)式を適用した場合の指数 m も、母材と同様に常温では約 2、 -160°C では約 4 である。ただし、母材の項でも述べたように、 0°C におけるき裂進展速度におよぼす応力比の影響については、(3)式を用いてもうまく整理できないことが Fig. 13 および Fig. 14 よりうかがえる。

溶接部のき裂進展速度を母材のそれと比較すると、Fig. 17 に破線で示したように、常温においては溶接部のき裂進展速度のほうが速い。いっぽう、Fig. 18 の直線は Fig. 8 の直線とまったく重なっており、 -160°C においては母材と溶接部のき裂進展速度はほとんど同じである。

なお、母材と溶接部とにかくわらず、き裂進展速度には雰囲気、温度、応力比等が互いに絡み合って微妙に影響す

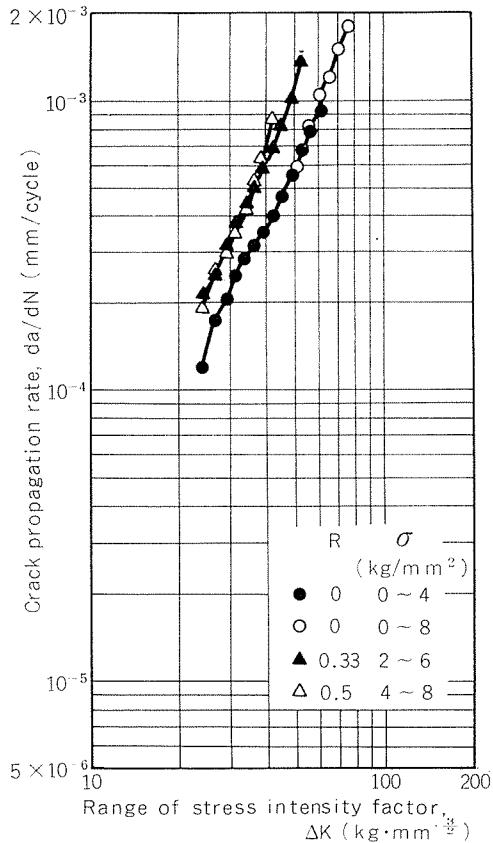


Fig. 15 Effect of stress ratio on crack propagation rate in butt weld at room temperature.

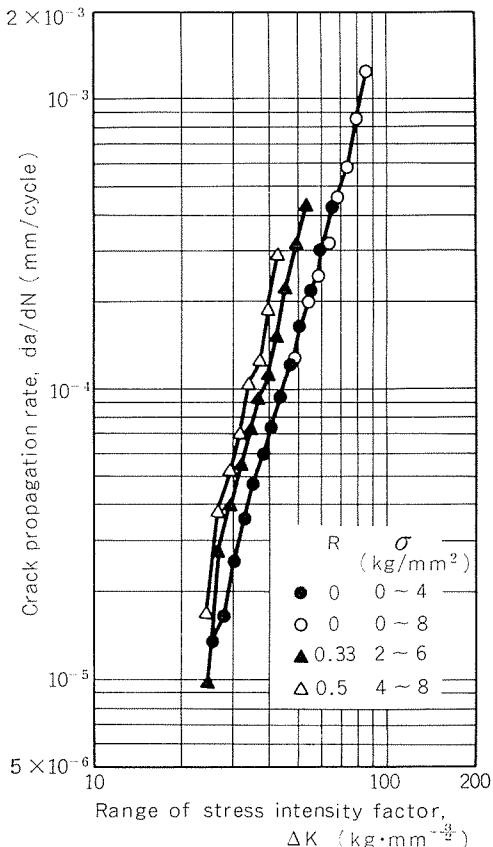


Fig. 16 Effect of stress ratio on crack propagation rate in butt weld at -160°C .

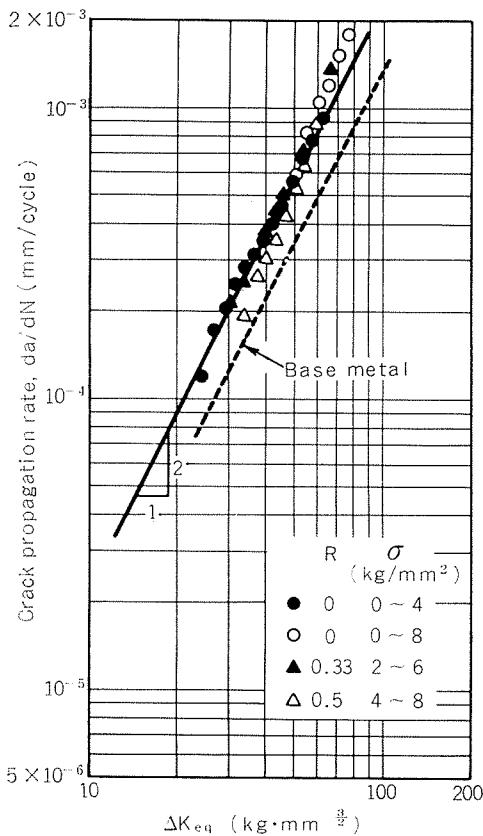


Fig. 17 Relation between ΔK_{eq} and crack propagation rate in butt weld at room temperature.

るようであり、個々の影響をさらに明らかにするには、より多くの試験を行なうとともに、詳細な破面解析が要求されるであろう。

5. 結 言

アルミニウム合金 5083-O およびその溶接継手を用いて常温および低温における定荷重疲れき裂進展試験を行ない、母材と溶接部のき裂進展速度におよぼす温度、応力比等の影響について調査した。得られた主な結果はつぎのとおりである。

(1) き裂進展速度は温度が低くなるにつれて減少するが、 $-100 \sim -185^{\circ}\text{C}$ における差はわずかである。

(2) 大気中におけるき裂進展速度は窒素ガス中におけるそれよりも速い。

(3) き裂進展速度におよぼす応力比の影響は、常温大気中と -160°C 窒素ガス中については、Elberによる有効応力拡大係数範囲の式を用いることでうまく整理できた。

(4) Paris の式の指数 m は、常温では約 2, -160°C では

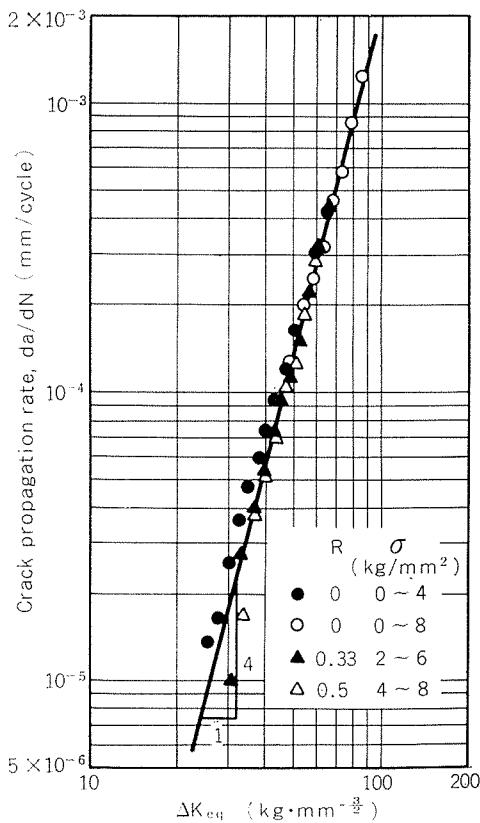


Fig. 18 Relation between ΔK_{eq} and crack propagation rate in butt weld at -160°C .

約 4 であった。

(5) 母材のき裂進展速度は圧延直角方向に負荷を受けた場合のほうが圧延方向の場合よりもわずかに速い。

(6) 溶接部のき裂進展速度は常温においては母材よりも速いが、 -160°C においては母材とほぼ同等である。

文 献

- 1) C.E. Feddersen: ASTM STP No. 410, (1967), 77.
- 2) F. W. DeMoney and G. C. Wolfer: Kaiser Aluminium Interim Project Report, No. MS PR 60-106, (1960), 1.
- 3) J. G. Kaufman and F. G. Nelson: Space Aeronautics, 7 (1962), 91.
- 4) 竹島義雄, 中村 授: 未公表.
- 5) W. Elber: ASTM STP No. 486, (1971), 230.
- 6) P. C. Paris and F. Erdogan: Trans. ASME, Ser. D, 85 (1963), 528.
- 7) 竹内勝治, 田中英司: 住友軽金属技報, 2 (1961), 350.
- 8) 軽金属溶接技術会: 溶接構造用超大形強力アルミニウム合金の開発研究報告書, (1966), 7.

パインX型チューブ冷却器の冷蔵庫における
冷却性能について

知念武廣* 中野功*
平田勝彦* 竹内勝治**

Cooling Performance of "Pine X" Tube
Evaporator in Refrigerator-Freezer

by Takehiro Chinen, Isao Nakano, Katsuhiko Hirata
and Katsuzi Takeuchi

パインX型チューブ冷却器の冷蔵庫における 冷却性能について

知念武廣* 中野功*
平田勝彦* 竹内勝治**

Cooling Performance of "Pine X" Tube Evaporator in Refrigerator-Freezer

by Takehiro Chinen, Isao Nakano, Katsuhiko Hirata
and Katsuzi Takeuchi

For the application of the evaporators with the integral fin tube ("Pine X" tube) to 200 litres class no frost refrigerator-freezers, the effects of some factors of the evaporator, such as coil tube length, coil pitch, fin height and fin spread angle, on the cooling performance are investigated.

The freezer compartment temperature shows a tendency of lowering with increasing coil tube length, coil pitch and fin height.

"Pine X" tube evaporators of 9, 10m tube length (22, 20mm coil pitch) in 203 litres refrigerator-freezer, and also ones of 11.5 to 14.0m tube length (20 to 16 mm coil pitch) in 280 litres show the same cooling performance as cross-fin tube evaporators equipped originally in these refrigerator-freezers. "Pine X" tube evaporator with fin spread angle of 15° shows better cooling performance than ones with fin spread angle of 0° and 27°.

1. 緒 言

家庭用電気冷蔵庫の冷却方式は、直接冷却方式（以下直冷式と称す）と間接冷却方式（以下間冷式と称す）に大別され、各種の形式の冷却器が用いられている。すなわち、直冷式冷蔵庫の場合は、パイプ・オン・シートまたはロール・ボンド方式、間冷式ではステーク・フィンまたはクロス・フィン方式に分類され¹⁾、前者は冷凍室を形成するアルミニウム板に接着その他により冷媒管路を設けたものであり、後者は冷媒管路であるアルミニウム管または銅管にアルミニウム・フィンを機械的に接合しているのが特徴である。

これらの冷却器の製造にはかなりの設備投資、技術、工数等を要するため、著者らはアルミニウム・フィン付き押出管を主体とする熱交換器開発²⁾の一環として、加工が容易で、かつ、性能の優れた冷却器を検討してきた。本報で述べるパインX型チューブは米国 GENERAL ELECTRIC CO. が3~4年前より 400 l 級以上の大型冷蔵庫の冷却器に用いている Integral Fin Tube Evaporator³⁾であり、著者らはこれを 200 l 程度の国産中型冷蔵庫に適用すべく各種の実験を行っている。本報はその一部として、冷却性能に及ぼす管長とコイル・ピッチ、フィン高さ、フィン振り分け角度等の影響を実機試験によって検討し、クロス・フィン冷却器と比較した結果をまとめたものである。

2. 実 験 方 法

2.1 供試冷蔵庫

市販の容量 203 および 280 l の間冷式冷凍冷蔵庫（それぞれ R1 および R2 冷蔵庫と称す）を用い、その詳細を Table 1 に示す。既設の冷却器はクロス・フィン方式であり、外径 8.5mm の銅管と厚さ 0.15 または 0.20mm のアルミニウム・フィンから構成されている。

実機試験は各冷蔵庫からクロス・フィン冷却器とアキュムレータを除去し、その収納スペースにパインX型チューブ冷却器を設置して行った。アキュムレータは G.E. 社製大型冷蔵庫では使用しておらず、かつ、供試冷蔵庫での予備試験において、その有無の影響を比較した結果、冷却性能に差が認められなかったので、本実験では設置しなかった。

なお、霜取りには石英ガラス管ヒータを用い、その設置位置はコイル間中央・長手方向であり、その容量は既設のクロス・フィン冷却器の場合と同じとした。霜取りの時期はコンプレッサの積算運転時間が 8hr 前後になると自動的に行われ、また、冷却用ファンの風速は設置する冷却器により多少の差があるが 1.8~2 m/sec である。

2.2 供試冷却器

供試冷却器として用いるパインX型チューブは Fig. 1 に示す純アルミニウム (A1050-F) のフィン付き押出管を用い、フィン部を 1.65mm 幅にスリット加工して左右 10~30° に振り分け、フィンが内側となるようにコイル状に巻

* 技術研究所

** 技術研究所 工学博士

いたものである。Fig. 2 は本実験で使用した冷却器の1例を示し、管端にフレア・ナットを取り付けて冷凍サイクルに組み込むわけである。

R 1 冷蔵庫の負荷試験における管長とコイル・ピッチの関係を検討するのに用いたパイン X型チューブ冷却器は7種類であり、Table 2 に示すように冷却器の管長は8~10m、コイル・ピッチを15~25mmと変えた。パイン X型チューブのコイル外径を84mmとしたため、収納スペースの関係から高さ76mmの偏平状にして冷却器を製作した。また、冷却器の幅が管長とコイル・ピッチによってそれぞれ異なるので、幅の中央が冷却用ファンの正面となるよう設置し、収納スペースから生じる両端の空隙は発泡スチロール板で埋めた。

R 2 冷蔵庫の無負荷試験で管長の影響を検討するのに用いた冷却器は10種類である。その詳細は省略するが、コイ

ル外径は84mm、管長は7~14m、収納スペースの全幅に冷却器を配置したのでコイル・ピッチは34~12mmと変っている。ただし、Table 1 からわかるように収納スペースの高さ方向におよそ20mmの空隙を生じるので、上下に高

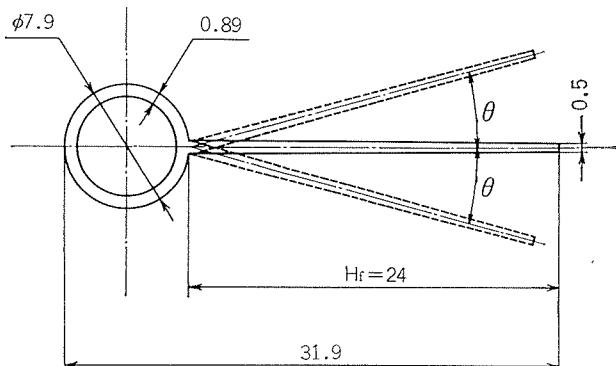


Fig. 1 Dimensions of "Pine X" tube.

Table 1 Details of tested refrigerator-freezers.*

Refrigerator		R 1	R 2
Total volume (l)		203	280
Net volume (l)	Freezer	53	76
	Refrigerator	150	204
Dimensions of volume** occupied by evaporator (mm)		Width 410 (310)	470 (380)
		Height 80 (80)	105 (105)
		Depth 220 (220)	280 (275)
Material of evaporator	Tube	Copper 8.5mmφ×0.35mm ^t	Copper 8.5mmφ×0.35mm ^t
	Fin	Aluminum 0.20 mm ^t	Aluminum 0.15 mm ^t
Volume of accumulator (cm ³)		75	110
Defrost heater (W)		130	240

* Top mount no frost type.

** () shows the dimension of evaporator.

Table 2 Test evaporators for 203 litres refrigerator-freezer (R1).

Type	Pine X evaporator							Cross-fin tube evaporator
Mark	A 1	A 2	A 3	A 4	A 5	A 6	A 7	K 1
Evaporator size (mm)	Width 330	360	410	280	370	410	410	311
	Height 76	76	76	76	76	76	76	80
	Depth 190	190	190	190	190	190	190	218
Coil tube length (m)	8	8	8	9	9	9	10	5.8
Coil size A, B* (mm)	76, 90	76, 90	76, 90	76, 90	76, 90	76, 90	76, 90	—
Coil pitch (mm)	20	22	25	15	20	22	20	—
Coil turns (—)	33	33	33	37	37	37	42	—
Weight (g)	636	636	636	716	716	716	797	625
Inner volume of tube (cm ³)	235	235	235	264	264	264	294	270
Heat transfer area (m ²)	0.69	0.69	0.69	0.78	0.78	0.78	0.87	0.76

* A shows the minor axis, B shows major axis, after flattening integral fin coil of 84mm outer diameter.

さ10mmの発泡スチロール板を挿入した。

フィン高さ、およびその振り分け角度の検討に使用した冷却器は、前者が4種類でそれぞれフィン高さ $H_f=0, 15, 24, 29.5\text{mm}$ とし、後者は振り分け角度 $\theta=0^\circ, 15^\circ, 27^\circ$ と変えた。これらの詳細はTable 3に示し、その他の寸法はTable 2の冷却器A6と同じである。

2.3 試験方法

供試冷蔵庫はJIS C 9607(電気冷蔵庫)の規格にもとづいて恒温室(6m^3)内に設置した。

冷凍室温度の測定位置はその室内底面から天井までの $\frac{1}{3}$ の高さ、冷蔵室ではその内箱開口部底面から天井までの高さの $\frac{1}{3}$ および $\frac{2}{3}$ とし、いずれもその幾何学的中心とした。これらの測定位置は前記JIS規格に準じている。温度測定は直径 $0.32\text{mm}\phi$ C.C. 熱電対と打点式温度記録計を使用した。また、各供試冷却器は冷凍サイクルに組み込んだ後、最適冷媒量の検討を行ってフロン12の充てん量を決定した。

(i) 負荷試験 R1冷蔵庫について、負荷は冷蔵室内のみに水を入れたビーカを適量設置し、実際の使用状態に近い条件で運転して、庫内各部の温度を測定する。まず、冷

蔵庫内を安定させるため長時間にわたって予冷し、次に多湿雰囲気中で扉の間欠開閉作業を機械的に一定時間行った後、直ちに負荷の一部をとりかえた。それ以後、扉を閉じて冷却性能の測定を続行した。温度測定は予冷開始時から行い、扉開閉時途中以降からの1例をFig. 3に示す。冷却性能の比較にはFig. 3における H_1 時の冷凍室温度 T_1 、すなわち、扉開閉により冷却器に着霜した状況下での温度を用いた。

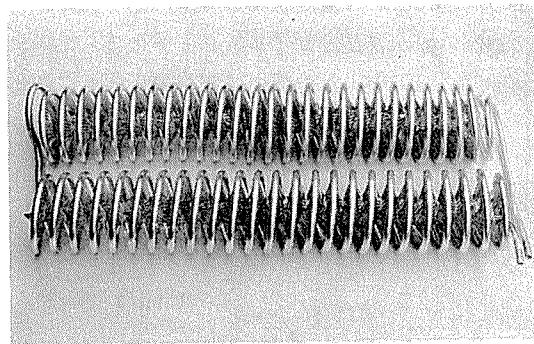


Fig. 2 Appearance of "Pine X" evaporator.

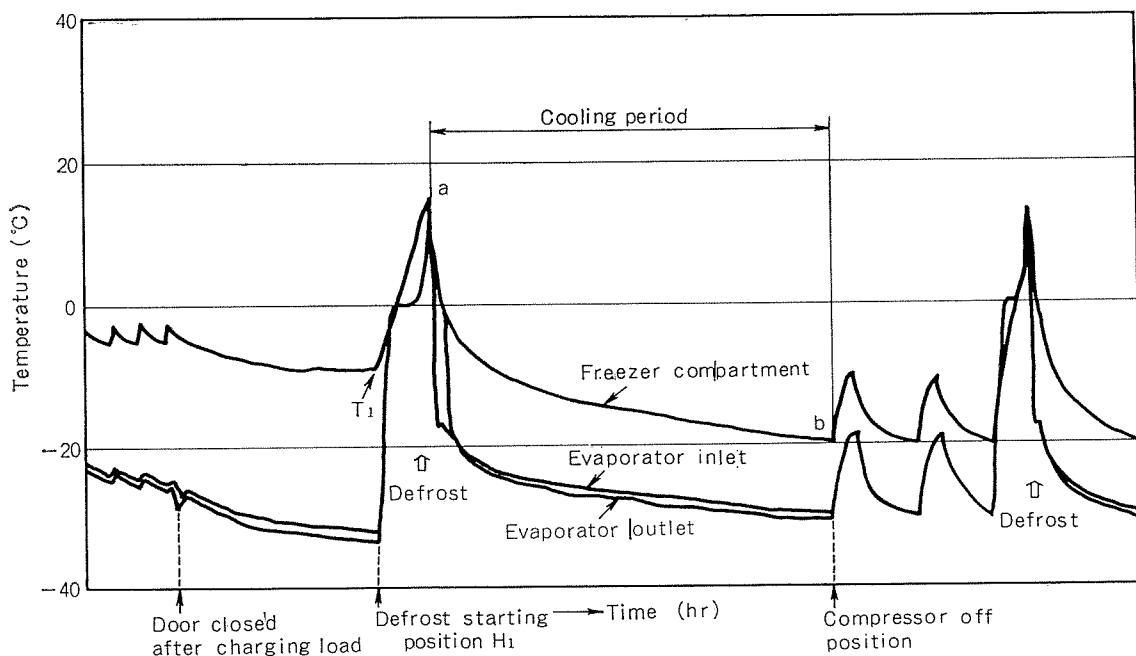


Fig. 3 Typical variation of temperature on load test.

Table 3 Test evaporators for 203 litres refrigerator-freezer (R1).

Type	Pine X evaporator						
Mark	B 1	B 2	B 3	B 4	C 1	C 2	C 3
Fin height (mm)	0	15.0	24.0	29.5	24	24	24
Fin spread angle (°)	—	—	—	—	0	15	27
Weight (g)	488	666	768	847	768	768	768
Heat transfer area (m^2)	0.23	0.56	0.77	0.89	0.77	0.77	0.77

* Dimensions of evaporators are as same as the evaporator A6 in Table 2 except weight and heat transfer area.

なお、フィン振り分け角度の検討にはFig. 3 の a-b 間時間（冷却時間と称す）の長短も評価に用いた。

(ii) 無負荷試験 R 2 冷蔵庫について最大冷却能力を調べるため庫内を空の状態で運転し、冷凍室で達成される最低温度 T_2 を測定した。

3. 実験結果 および 考察

3.1 管長とコイル・ピッチの影響

Fig. 4 にR1 冷蔵庫の負荷試験の場合について、縦軸に T_1 、横軸に管長をとり、コイル・ピッチをパラメータとして示した。コイル・ピッチ一定の場合、管長が増すにつれ、また管長一定の場合はコイル・ピッチが広くなるほど T_1 は低下する。ところで、冷却器の収納スペースを一定とした場合、管長とコイル・ピッチは反比例するので、最適な管長とコイル・ピッチの組み合せが存在することになる。Fig. 4 の破線は、冷却器の収納スペースを一杯に使用した A3, A6, および A7 冷却器の場合を示し、A6, A7 の冷却器の場合に T_1 の最低値が得られた。

Fig. 5 はR2 冷蔵庫の無負荷試験における T_2 と管長の関係を示した。管長が増すにつれて T_2 は低くなるが、管長 11.5m 以上の範囲では一定値をもつ。

なお、Table 4, 5 は購入時のクロス・フィン冷却器との比較において、庫内各部の温度測定結果と冷媒充てん量を示した。表中の t_1 , t_2 は冷蔵室の $\frac{1}{3}$, $\frac{2}{3}$ 高さで測定した温度である。購入時の冷却性能は、R1 冷蔵庫の負荷試験においては T_1 が -11.5°C 、R2 冷蔵庫の無負荷の T_2 は -29°C であった。R1 の負荷試験では A6 (管長 9m, コイル・ピッチ 22mm) および A7 (管長 10m, コイル・ピッチ 20mm) の冷却器が、R2 の無負荷試験では管長が 11.5~14.0 m (コイル・ピッチ 20~16mm) の冷却器が、それぞれのクロス・フィン冷却器と同等の性能を示している。

3.2 フィン高さの影響

Fig. 6 はR1 冷蔵庫の負荷試験における T_1 ならびに伝熱面積を H_f との関係で示した。 H_f が増すにつれて T_1 は低下しているが、これは H_f に比例して伝熱面積が増加しているためである。なお、Table 6 に庫内各部の温度測定結果を示した。冷蔵室温度は冷凍室温度に比べてフィン高さの影響が小さい。

Table 4 Comparison between integral fin tube and cross-fin tube evaporator on load test in 203 litres refrigerator-freezer (R1).

Mark	A 1	A 2	A 3	A 4	A 5	A 6	A 7	K 1
Freezer compartment temperature, T_1^* (°C)	-4.5	-8.0	-10.5	1.0	-8.0	-11.5	-11.5	-11.5
Refrigerator compartment temperature, t_1^{**} (°C)	15.0	12.0	9.0	13.5	13.0	11.0	12.0	15.0
Refrigerator compartment temperature, t_2^{**} (°C)	15.0	12.0	12.0	14.5	12.5	12.0	13.0	17.0
Refrigerant charge (g)	110	110	110	110	110	110	110	145

* $\frac{1}{3}$ height from the base. ** $\frac{1}{3}$, $\frac{2}{3}$ height from the liner.

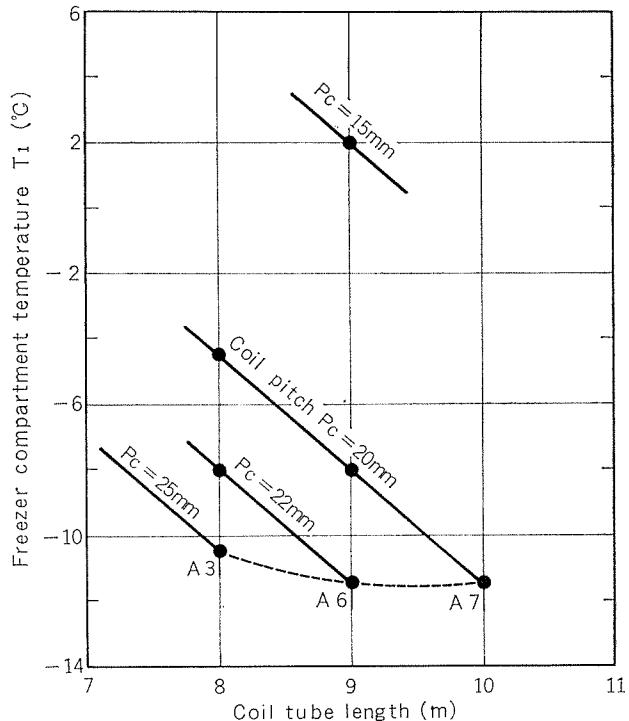


Fig. 4 Relation between coil tube length, coil pitch and freezer compartment temperature on load test in refrigerator-freezer (R 1).

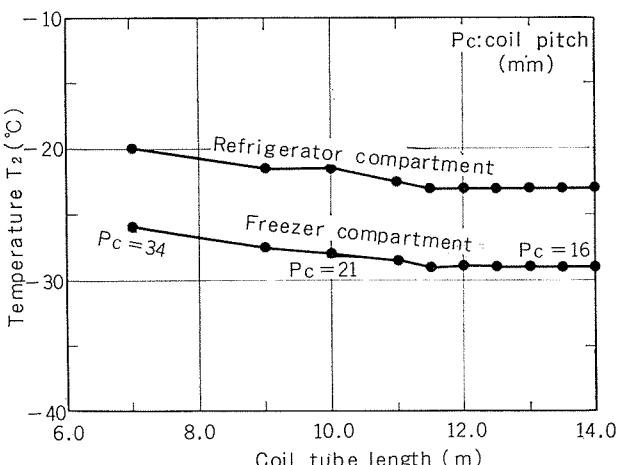


Fig. 5 Relation between coil tube length and freezer compartment temperature on no-load test in refrigerator-freezer (R 2).

3.3 フィン振り分け角度の影響

Table 7 に θ の影響を検討した結果を示した。 T_1 は $\theta = 0^\circ$, 15° , 27° の順に低くなり、冷却時間は $\theta = 15^\circ$, 27° , 0° の順で短かくなっている。これは θ が大きいと空気流路が減少することにより、伝熱に対してフィンが有効に働く反面、着霜によって目詰りしやすくなる。 θ が小さくなると空気流路は確保され、着霜による目詰りはしにくくなるが、いっぽう、伝熱に対してフィンが有効でなくなるためであろう。

以上の結果より、冷凍室温度と冷却時間の両者からみると、 $\theta = 15^\circ$ の場合が 0° , 27° に比べて良好な性能をもつことがわかる。

なお、パイン X 型チューブ冷却器の基礎伝熱性能については、別途風洞試験にて測定中であり、また実機試験ではパイン X 型チューブを国産大型冷蔵庫に適用する検討も進めており、次の機会にこれらを報告したい。

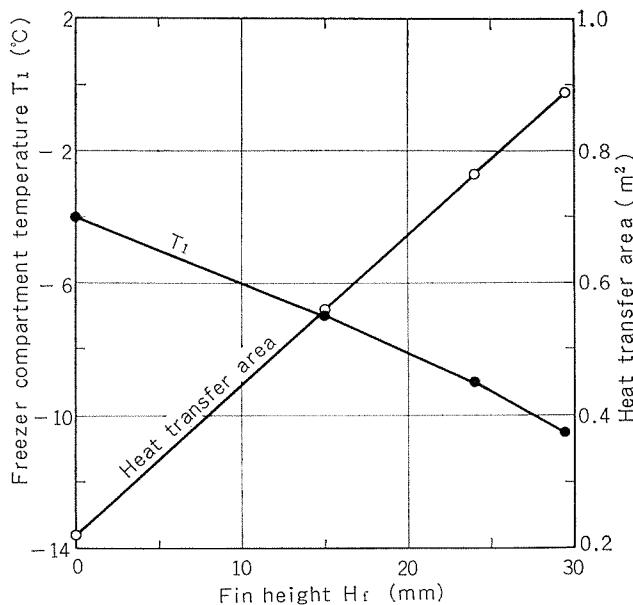


Fig. 6 Relation between fin height and freezer compartment temperature on load test in refrigerator-freezer (R1).

Table 5 Comparison between integral fin tube and cross-fin tube evaporator on no-load test in 280 litres refrigerator-freezer (R2).

Mark	A 8	A 9	A 10	A 11	A 12	A 13	A 14	A 15	A 16	A 17	K 2
Freezer compartment temperature, T_1 * ($^{\circ}$ C)	-26.0	-27.0	-28.5	-28.5	-29.0	-29.0	-29.0	-29.0	-29.0	-29.0	-29.0
Refrigerator compartment temperature, t_1 * ($^{\circ}$ C)	-20.0	-21.5	-21.5	-22.5	-23.0	-23.0	-23.0	-23.0	-23.0	-23.0	-22.5
Refrigerant charge (g)	130	135	145	150	150	150	155	160	160	170	180

* Location of temperature measurement is the same as in Table 4 and Table 6, 7, ditto.

Table 6 Comparison between fin height H_f and freezer compartment temperature on load test in 203 litres refrigerator-freezer (R1).

Mark	B 1	B 2	B 3	B 4
Fin height, H_f (mm)	0	15	24	29.5
Freezer compartment temperature, T_1 ($^{\circ}$ C)	-4.0	-7.0	-9.5	-10.5
Refrigerator compartment temperature, t_1 ($^{\circ}$ C)	11.0	11.5	12.5	11.5
Refrigerator compartment temperature, t_2 ($^{\circ}$ C)	12.0	13.5	12.5	11.5
Refrigerant charge (g)	115	115	120	115

Table 7 Comparison between fin spread angle θ and cooling performance on load test in 203 litres refrigerator-freezer (R1).

Mark	C 1	C 2	C 3
Fin spread angle, θ ($^{\circ}$)	0	15	27
Freezer compartment temperature, T_1 ($^{\circ}$ C)	-8.0	-5.0	0
Refrigerator compartment temperature, t_1 ($^{\circ}$ C)	13.0	16.5	15.0
Refrigerator compartment temperature, t_2 ($^{\circ}$ C)	13.0	16.5	15.0
Refrigerant charge (g)	110	105	110
Cooling period (hr)	6.8	5.5	6.5

4. 結 言

G.E. 社が 400l 以上の大型冷蔵庫に実用化しているインテグラル・フィン・チューブ（パインX型チューブ）を国産中型冷蔵庫に適用するため、冷却性能におよぼす管長とコイル・ピッチ、フィン高さとその振り分け角度等の影響を実機試験によって検討し、クロス・フィン冷却器と比較し、次の結果を得た。

(1) 管長、コイル・ピッチおよびフィン高さが増すにつれて、冷凍室温度は低下する傾向をもつ。フィンの振り分け角度は 15° 前後が適当である。

(2) クロス・フィン冷却器と同じ冷却性能を示したパイ

ンX型チューブ冷却器は 203l の冷蔵庫においては管長 9, 10m (コイル・ピッチ 22, 20mm) であり、208l では 11.5 ~ 14.0m (コイル・ピッチ 20~16mm) のものである。

なお、本実験の一部は当時の開発部坂井 輝茂氏（現住軽伸銅工業株式会社勤務）が担当した。ここに謝意を表する。

文 献

- 1) 竹内勝治、杉山禎彦、伴 又彦、姫野 健、入江宏：住軽金技報，14 (1973), 35.
- 2) たとえば、平田勝彦、竹内勝治：住軽金技報，14 (1973), 191.
- 3) U.S. Patent, No. 3,766,976 (1973).

On the Materials for Desalination Plants and their Problems—Particularly on the Heat Exchanger Tube Materials

Shiro Sato

住友軽金属工業株式会社

On the Materials for Desalination Plants and their Problems—Particularly on the Heat Exchanger Tube Materials*

by Shiro Sato**

After very brief summarization of recent situation of desalination industries, material problems, particularly problems of material selection in the light of corrosion resistance of heat exchanger tubes for MSF plants have been reviewed.

In a recent market of heat exchanger tubes for desalination, 90-10 cupronickel tubes are being selected much more than aluminium brass. However, detailed comparison of corrosion rate of both alloys does not necessarily justify the preference for 90-10 cupronickel under normal operating condition.

Though titanium tubes are successfully penetrating into the tube market of desalination by their said excellent reliability against corrosion, several possibilities of corrosion troubles can be pointed out based on our experiences and investigations. They are crevice corrosion, hydrogen absorption by cathodic protection or by anodic action of connecting dissimilar metal and Galvanic attack against neighbouring metallic components.

Our experimental investigation on crevice corrosion of titanium in MSF brine condition has proved that (1) the critical temperature to cause crevice corrosion is much lower than the published information (2) crevice corrosion can be prevented by close contact with copper alloys within the crevice (3) Ti-0.15%Pd alloy is immune to crevice corrosion.

For the tube plates of heat exchangers of MSF plants, aluminium bronze modified with nickel to have α structure (for example, Alloy C630, known as Alloy E) would be the one of the best selection because of excellent corrosion resistance and strength.

It is considered that our position is not yet enough to standardize the selection and the application of materials for MSF plants. It is expected that the adequate data will be presented in the near future on performances of materials from lot of plants.

1. Introduction

Pioneering works to obtain fresh water from the sea had been made in nineteenth century with the particular interest to get boiler feed water for marine steam engines.

The first engineering success was the development of submerged tube distillation plants for marine vessels in 1880s. In 1956, the basic concept of Multi Stage Flash process (MSF process) has been presented by two British scientists, Silver and Frenkel. In 1957, the first MSF plant having four stages of evaporators was

constructed in Kuwait.

In these twenty years, MSF plants have widely been put into practical service successfully and the increase of capacity of the plants has been being made steadily as shown in Fig. 1.¹⁾ Survey on the desalination plants in the world by OWRT (US Office of Water Research and Technology-formerly named OSW, Office of Saline Water) has revealed that total of plants installed or under construction is 1498 units in number and 371 million ton in capacity per day as shown in Table 1. It is also noted that the nearly fifty percent of plant capacity is in the Middle East countries, such as Iran, Iraq, Bahrain, Kuwait, Oman, Quatar, Saudi Arabia, United Arab Emirates. OWRT survey also has revealed that among the varieties of desalination principles MSF

* This paper has originally been presented to the Bulletin of the Japan Institute of Metals, 17(1978), 575, in Japanese.

** Technical Research Laboratories, Dr. of Eng.

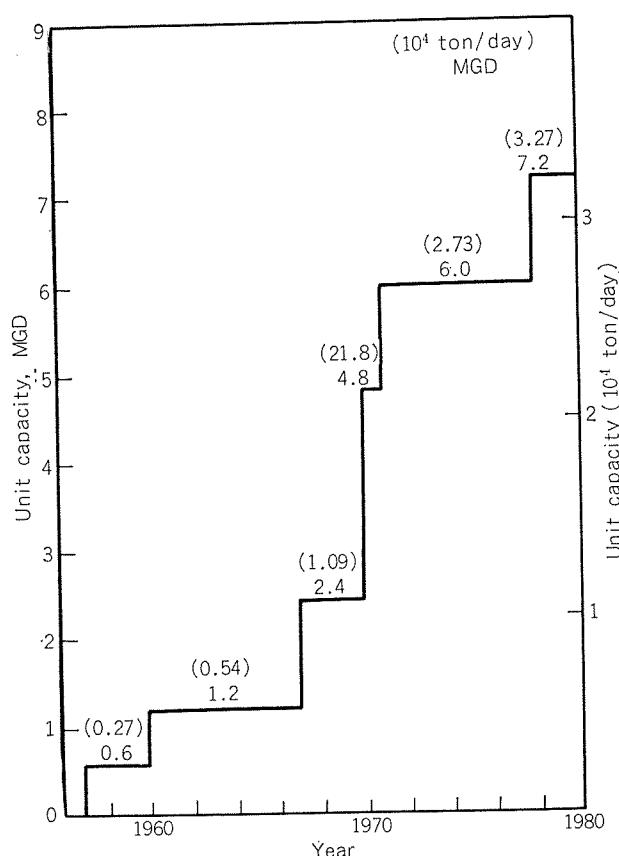


Fig. 1 Unit capacity of MSF desalting plants.¹⁾
(MGD=Mega Gallon per Day)

is the most popular process and have 65 percent of share in capacity.

As the distillation process other than MSF, VTE (Vertical Tube Evaporator) and HTE (Horizontal Tube Evaporator) process have also been used. VCE (Vapour Compression Evaporator) has been modified and applied mainly for the units of small capacity.

On the other hand research and development of membrane process have been being made extensively and some people believe that RO process (Reverse Osmosis process) is promising as alternative to distillation process. However, at present there is no clear evidence to support that RO process is commercially available for large scale plants to treat raw water of high saline content like sea water.

Desalination by freezing has also been investigated but is not regarded as commercially feasible.

As mentioned above, among the variety of desalination process the distillation process particularly MSF process is the predominant process for practical application due to its engineering reliability proved by long service experiences. For MSF plants, one of the most important items is the selection and the maintenance of heat exchanger tubes. There are two main reasons for this—economy and corrosion prevention. Firstly, at the stage of cost estimation the cost of heat exchanger tubes is very important. For example, in the recent case of large MSF plant, about ten percent of total cost is

Table 1 Desalination plants in the world in January 1977. (by US OWRT)

(a) Plant location

Area	Number of plant	Plant capacity (10 ⁴ ton per day)
Arabian Peninsula and Iran	329	182.4
Europe	263	45.1
U. S. A.	481	38.0
Africa	132	31.9
Asia	114	31.8
Rest of world	197	42.0
Total	1498	371.2

(b) Process

Type of process,	Number of plant	Plant capacity (10 ⁴ ton per day)
Distillation	MSF	363
	VTE	100
	HTE	24
	Other	320
Total	807	288.2
Membrane	RO	518
	Other	171
	Total	689
Other	2	0.1
Total	1498	371.2

occupied by heat exchanger tubes. Secondary, it is critically important to avoid failures of heat exchanger tubes by corrosion and related phenomena. Reliability of heat exchanger tubes against corrosion is quite essential requirement particularly for large capacity MSF plants.

It seems reasonable that the investigation of heat exchanger tube materials had been picked up and performed during the period of 1969~1976 as one of the most important items in the research projects of desalination organized by MITI (Ministry of Trade and Industries, Japanese Government). Another good proof of importance of investigation of heat exchanger tube materials was the fact of installation of Material Test Centre by OSW (now, OWRT) of U.S. Government in 1966, where the investigation on the performance of heat exchanger tubes had been made on wide variety of materials.

In this review paper authour would like to present some topics related to the materials, specifically on heat exchanger tube materials of MSF plants.

2. MSF-Multi Stage Flash-Process

Fig. 2 is the schematic drawing of flow of MSF desalination plant of dual purpose which is very popular in the recent desalination market in the Mid East countries. Raw sea water pumped up from water intake flows into the tubes of series of evaporators of heat rejection section to condense the steam at outside

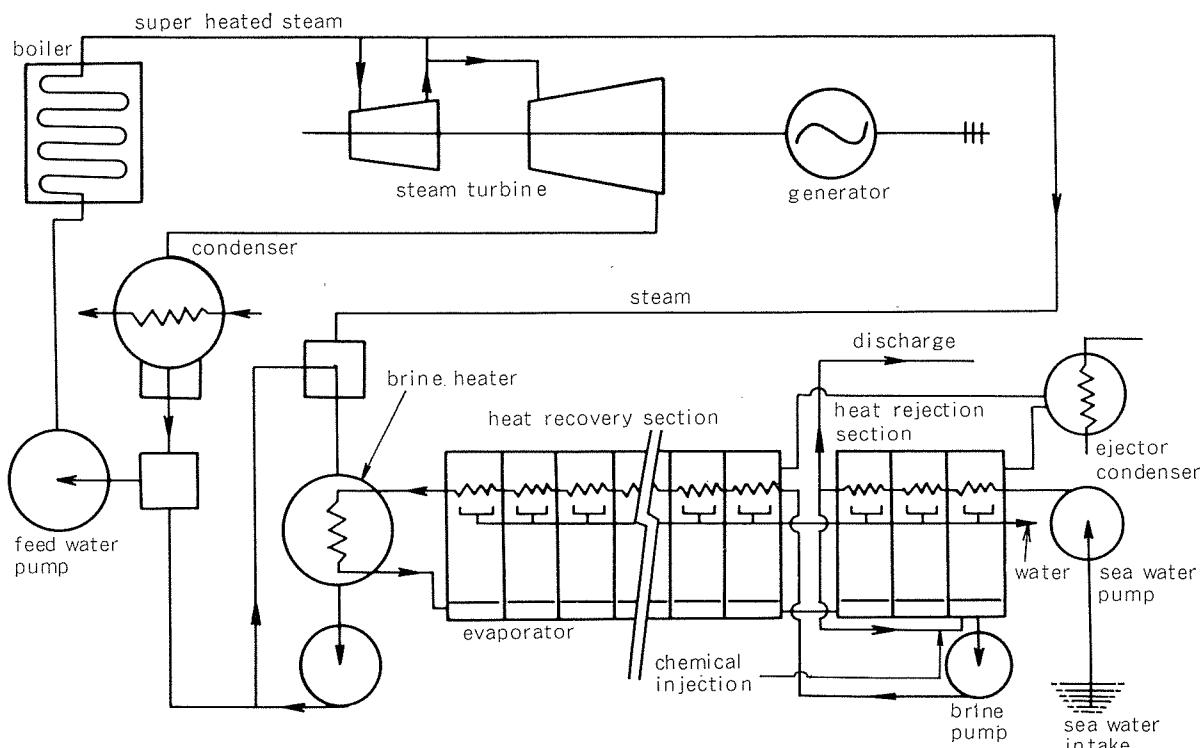


Fig. 2 Flow chart of dual purpose plant, power generating-MSF desalination.

surface of the tubes and sea water is heated. The fraction of sea water passed through the tubes is treated to prevent carbonate precipitation by chemical injection or by acid injection as mentioned later and is degassed and joins with circulating brine. Remaining sea water passed through the tubes is discharged. Circulating brine flows into the tubes of series of evaporators of heat recovery section and gains the heat by condensing the steam. When circulating brine has passed through the first stage of evaporator, it flows into the tubes of brine heater and is heated by steam. Hot brine from brine heater enters the flash chamber of first stage of evaporator. As the pressure of flash chamber is kept below the vapour pressure of incoming brine, flash boiling of brine occurs instantly. Remaining brine flows to the flash chamber of next stage in which pressure is controlled slightly lower than the vapour pressure of incoming brine. Thus, flash boiling occurs in each flash chamber of evaporators and the brine is drawn out from final stage of evaporator of heat rejection stage. Some portion of brine drawn out is discharged and the remaining brine is mixed with feed salt water and used again as circulating brine.

MSF plants can be classified by two criteria—by heat exchanger tube alignment and by water treatment.

2.1 Cross Tube Alignment and Long Tube Alignment

In the design of cross tube alignment, the heat exchanger tubes of evaporators are aligned crosswise against the direction of flow of brine in the flash chambers as shown in Fig. 3 (a). On the contrary, in

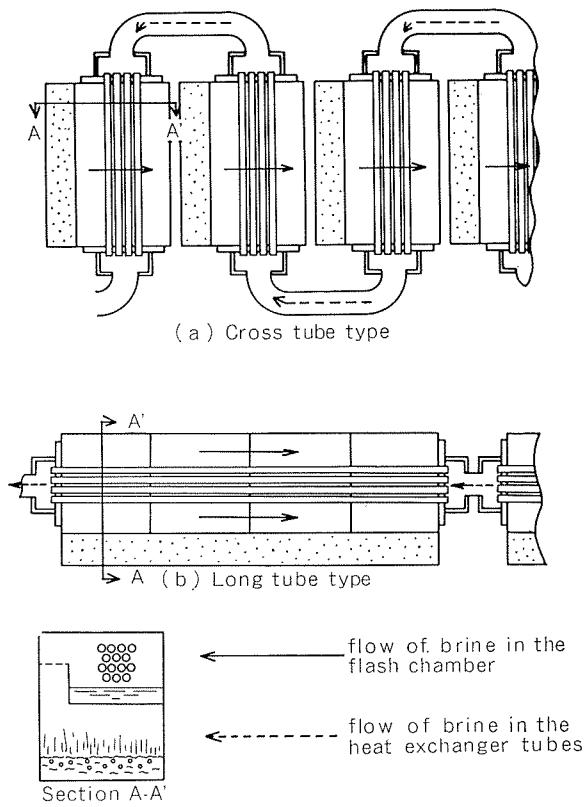


Fig. 3 Schematic representation of heat exchanger tube alignment of cross and long tube design in MSF plants.

the design of long tube process, the heat exchanger tubes are aligned in parallel with the flow of brine in the flash chambers as shown in Fig. 3 (b). During the course of development of the plants, cross tube design has originally been developed and more recently long tube design has been developed. Nowaday, both design are being used widely.

It is recognized that from the view point of easy maintenance of tube bundles cross tube design is superior to long tube design, because in the former an evaporator of each stage has its own shell and water box with shorter length and larger diameter of tubes which make the inspection and maintenance of tube bundle easy.

On the other hand long tube design has economical advantage over cross tube design due to combined shell structures and reduced pumping power for circulating brine. This can be explained as following. In the long tube design the partition walls are inserted against the tube bundle to separate shell side space to be capable of keeping necessary pressure difference between each neighbouring flash chamber. This means that several stages of evaporators can be combined into one tube bundle. So, number of water boxes and shells of evaporators can be much reduced. As a result not only cost of the plant but also pumping power can be saved.

2.2 Scale Prevention by Acid Injection and by Phosphate Injection

To prevent the precipitation of calcium carbonate from the hot brine two different type of process are used, they are acid injection and phosphate injection.

Acid injection is the process to prevent scale formation by lowering pH value temporarily to decompose and remove carbonate and bicarbonate as carbon dioxide gas. After acid injection and removal of carbonate pH value of brine is kept about seven by self recovering reaction or by addition of sodium hydroxide.

In the phosphate injection process, small amount of chemicals mainly composed of tri-poly-phosphate, often known as Hagap, is injected into brine to prevent scale deposition.

It is known that in the former process maximum allowable brine temperature is 121°C but in the latter process it is limited to 93°C. As a result, the former is superior to the latter in thermal efficiency but is more liable to suffer corrosion by accidental sour brine and/or condensate containing carbon dioxide gas.

The latter is known to have advantage of easy operational control.

In the recent papers presented at the 6th International Symposium on Fresh Water from the Sea held at Las Palmas in September, 1978, it was reported that the newly devloped additive named as Belgard E V has successfully proved its usefulness for high temperature application with reduced corrosion rate.²⁾

3. Materials in MSF Plants

As the product of MSF plants is water—the cheapest but the most important substance, the product should be supplied steadily with low cost. This is the reason why the reliability as well as the economy is particularly important for the materials of MSF plants.

Among the organizations operating the MSF plants, Ministry of Electricity and Water of Government of Kuwait -MEW- is, in no doubt, the one of the best of well and long experienced. Experts of MEW reported¹⁾ that MEW has mainly constructed MSF plants of cross tube design and has been operating them successfully with polyphosphate dosing. Table 2 is the list of materials used for various parts of their MSF plants as shown in Fig. 4. It is noted that the heat exchanger tubes of 70-30 cupronickel, aluminium brass and titanium are selected for heat rejection and brine heater, for heat recovery and for ejector condenser respectively.

On the other hand material selection made by a expert of Saudi Arabian organization³⁾ who has many experiences of operation of MSF plants with acid treatment is also analogous to that made by MEW of Kuwait.

Both of them have pointed out that carbon dioxide gas evolved from the brine of the flash chambers often plays important role for increased corrosion of heat exchanger tubes and this type of corrosion is specifically remarkable in the initial stages of evaporators. To prevent the failures by this type of corrosion Saudi Arabian practice is to use more resistant materials for early stages of heat recovery evaporators. For example, for the evaporators of first to sixth stages the use of lining of stainless steel or Monel metal on flash chamber walls and the use of 70-30 cupronickel tubes instead of aluminium brass tubes are recommended.

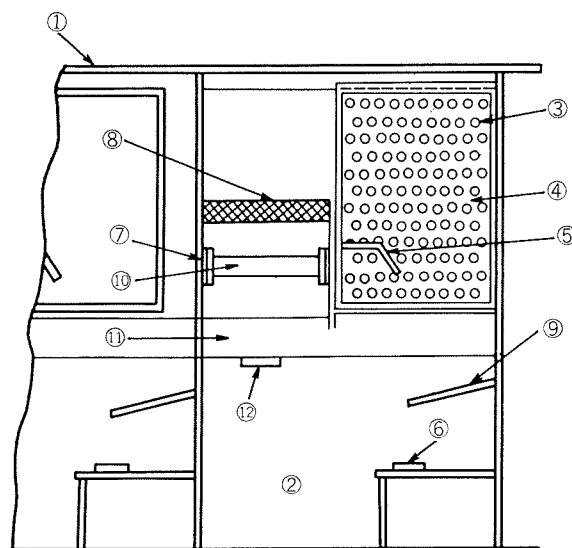


Fig. 4 Cross sectional view of MSF evaporator.
(①~⑫ refer to Table 2)

Table 2 Material selection for MSF plants by Ministry of Electricity and Water of Government of Kuwait.¹⁾ (①~⑫ refer to Fig. 4)

	Parts	Materials
Heat exchanger	① shell of flash chamber	mild steel
	② flash chamber	three coats of epoxy resin paint
	water box { heat rejection heat recovery brine heater	rubber lining, plastic coating or self-vulcanizing rubber paint on steel (thickness: 0.75 mm) four coats of epoxy resin coal tar on carbon steel (thickness 0.13 mm) ibid
	③ heat exchanger-tubes { heat rejection heat recovery brine heater	70-30 cupronickel aluminium brass 70-30 cupronickel
	④ tube plates { heat rejection heat recovery brine heater	Naval brass ibid ibid
	tube supports	carbon steel
	⑤ air baffles	stainless steel (316L)
	⑥ brine orifice plates	ibid
	⑦ air vent orifice plates	ibid
	⑧ demisters	stainless steel (316L or Monel metal)
	⑨ splash plates	stainless steel (316L)
	⑩ air vent pipes	ibid
	⑪ distillate trays and gutters	ibid
	⑫ man holes	ibid
Ejector	shell of ejector condenser	stainless steel (316L)
	condenser tubes	titanium
	condenser tube plates	70-30 cupronickel
Pumps	sea water and brine pumps	stainless steel
	casings for distillate	bronze
	impellers for distillate	stainless steel
	pumps for brine heater drain	ibid
	casings, impellers	bronze
	shafts	stainless steel
	cooling coils for bearings	70-30 cupronickel

4. Heat Exchanger Tubes and their Corrosion

By commonly quoted "rule of thumb" statistics amount of heat exchanger tubes for MSF plants is said to be 80~100 ton per one MGD of plant capacity⁴⁾ and ratio of the surface required for heat exchanger tubing of MSF plants is 10 percent, 85 percent and 5 percent each for heat rejection evaporators, heat recovery evaporators and brine heaters respectively. Following six kinds of materials have been used for heat exchanger tubing of MSF plants;

- (a) Aluminium brass (Cu-22%Zn-2%Al-0.04%As)
- (b) 90-10 cupronickel (Cu-10%Ni-1.0~1.8%Fe)
- (c) High iron bearing 90-10 cupronickel (Cu-10%Ni-1.5%~2.0%Fe)
- (d) 70-30 cupronickel (Cu-30%Ni-0.4~1.0%Fe)
- (e) High iron and manganese bearing 70-30 cupronickel (Cu-30%Ni-1.7~2.3%Fe-1.5~2.5%Mn)
- (f) Titanium (commercial purity, welded)

Generally speaking the prices per unit area of these tubes increase with the order from top (a) to the bottom (f).

Fig. 5 shows the statistical data of material selection of heat exchanger tubes for world's MSF plants in the year of 1971⁵⁾ and 1975⁶⁾. 90-10 cupronickel tubes are being more increasingly used than aluminium brass tubes. Recently, in a project for large MSF plants, decision has been made to use entirely titanium tubes for heat exchangers and large amount of tubes is now under production. Further increasing use of titanium tubes is much expected by titanium industries.

In the most cases, the size of heat exchanger tubes is 25~32 mm in outside diameter, 0.9~1.2 mm in wall thickness for copper alloy tubes and 0.5~0.7 mm for titanium tubes and 9~25 m in length.

Some interesting topics on the heat exchanger tubes are introduced as follows;

4.1 Copper Alloy Tubes^{c)}

In the world market of desalination plants of today the alloys most commonly used for heat exchangers are aluminium brass and 90-10 cupronickel.

Fig. 6 shows the comparison of corrosion rates of aluminium brass, X (mm/y), and 90-10 cupronickel, Y (mm/y), based on the test data made in Japan⁷⁾ and United States⁸⁾ under variety of conditions of brine. Eighty three pairs of data on corrosion rate are very widely scattering from 0.005 mm/y to 0.5 mm/y depending on the variety of brine conditions, temperature, dissolved oxygen, pH and test duration.

Despite the wide variation of corrosion rates, however, ratios of corrosion rate of 90-10 cupronickel (Y) to aluminium brass (X), Y/X, are in the small variation showing 0.5 to 2.0 except six data. Survey on the relationship between corrosion ratios and the conditions of corrosion tests has revealed that, in case of brine temperature higher than 100°C and of dissolved oxygen concentration in brine more than 20 ppb, ratios of corrosion rates, Y/X, are low and the average value is 0.69. In other words, it is noted that, under the

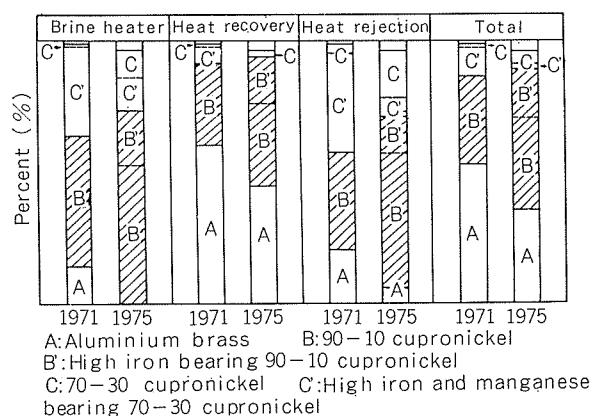


Fig. 5 Selection of heat exchanger tube materials in 1971 by A.D. Little survey and in 1975 by Sumitomo Light Metal Ind.⁶⁾

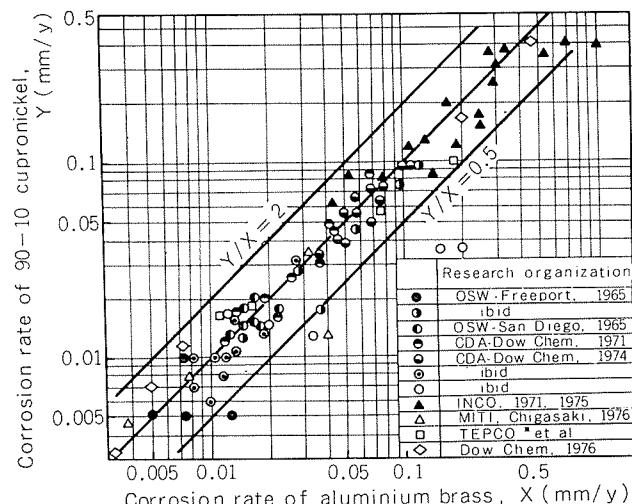


Fig. 6 Comparison of corrosion rates of aluminium brass with those of 90-10 cupronickel in de-aerated brine.⁶⁾
(* Tokyo Electric Power Company)

normal brine condition where dissolved oxygen concentration is less than 10 ppb, the corrosion rates of both aluminium brass and 90-10 cupronickel tubes are in the range of 0.004~0.04 mm/y and no remarkable difference exists between the corrosion resistance of aluminium brass and that of 90-10 cupronickel.

In the desalination plants of Rak On Pai in Hong Kong which has six units of 30,000 ton per day capacity and is known as the world biggest desalination plants now operating, aluminium brass tubes have exclusively been used for every stage of heat exchangers—heat rejection, heat recovery and brine heater—and their service results for more than three years have been known to be almost satisfactory.

Arthur D. Little survey⁵⁾ shows that among the desalination plants in Kuwait, all five plants constructed during the year of 1957~1960 have been using only 70-30 cupronickel tubes for their every stage of heat exchangers but all other fourteen plants constructed during the year after 1965 have been using aluminium

brass tubes for their heat recovery evaporators except those of first and second stages and for the halves of their rejection evaporators.

Referring to the above examples, from the view point of cost saving it seems reasonable to use much more aluminium brass tubes than cupronickel tubes. On the contrary, however, there is a tendency toward selecting 90-10 cupronickel tubes more preferably than aluminium brass tubes as shown in the data of 1975, Fig. 5. This may be explained by two facts that the most of the recent desalination plants have been located in Mid East countries where the reliability to minimize tube failure is prime importance rather than some cost saving and that 90-10 cupronickel tubes are believed to be somewhat more reliable than aluminium brass tubes specifically under corrosive conditions.

Though in the recent desalination plant market there is a trend to select the heat exchanger tubes of high grade materials such as cupronickel or titanium rather than aluminium brass, author has a feeling that the use of expensive heat exchanger tubes does not necessarily be justified to improve the reliability of the plants. In stead, the possible merit to use aluminium brass tubes under practice of proper maintenance and application of suitable countermeasures should not be overlooked.

4.2 Titanium Tubes

At the International Congress on Desalination and Water Reuse in Tokyo sponsored by IDEA in December 1977, two papers regarding the engineering experiences on the application of titanium tubes for heat exchangers of MSF plants have been presented from US and Japan and have drawn particular attention to their quite different experiences.

One was the case⁹⁾ of application of titanium tubes for all heat exchangers of 1.5 MGD capacity of MSF plants in St. Croix in Virgin Island. In this case, the results of application of titanium tubes for ten years have been reported to be quite satisfactory.

Another was the case¹⁰⁾ of experiences of failures by crevice corrosion of titanium tubes used in the high temperature stages of heat recovery evaporators. In this case, titanium tubes have been used for heat exchangers of heat recovery and heat rejection and failed after several months of service.

From above papers, it is clear that, though both plants had been basically identical in design and operational conditions, in the former the titanium tubes were jointed to titanium tube plate by roller expanding and following seal welding but in the later they were jointed only by roller expanding. It is inferred that joint by expanding titanium tubes to titanium tube plate presents a favorable condition to the nucleation and growth of crevice corrosion in hot brine.

Based on the above information, detailed investigations to elucidate the phenomenon of crevice corrosion of titanium tubes in MSF condition are now in progress in our laboratory. Some informative data on the corrosion of titanium heat exchanger tubes including the experiences of power condenser tubes are presented

in the following.

4.2.1 Crevice corrosion¹¹⁾

Fig. 7 shows the crevice corrosion of titanium tube which was obtained in the reproducing test of crevice corrosion at the expanded joints of titanium tube to titanium plate in hot brine. It is clear that titanium metal was corroded by the brine penetrated into the very tight crevice formed by the tube outside surface and tube plate hole.

As a result of our experimental investigation on crevice corrosion of titanium in hot brine, characteristic features of the phenomenon have been clarified as summarized below.

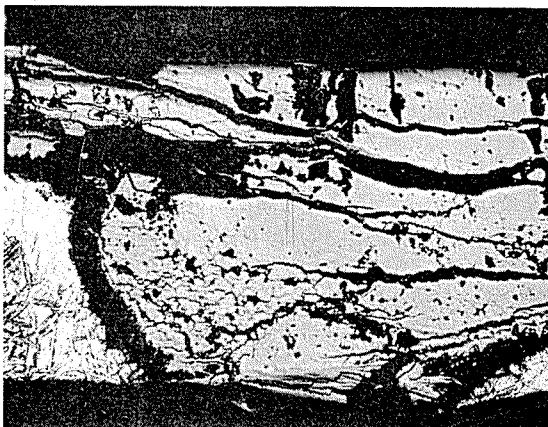
(1) Titanium metal is sensitive to the crevice corrosion in hot brine at the crevice of expanded joint of tube to tube plate of titanium.

(2) Condition for crevice corrosion is shown in Fig. 8. Critical temperature to cause crevice corrosion is 70°C which is much lower than that indicated by Timet¹²⁾ and by IMI.¹³⁾

(3) Existence of oxide film on the surface increases the resistance to crevice corrosion. On the contrary, clean surface such as pickled surface and surface contaminated with chloride (NaCl) is sensitive to crevice corrosion.



× 100



× 100

Fig. 7 Crevice corrosion of titanium at expanded joint of titanium tube to titanium plate in hot brine.¹¹⁾

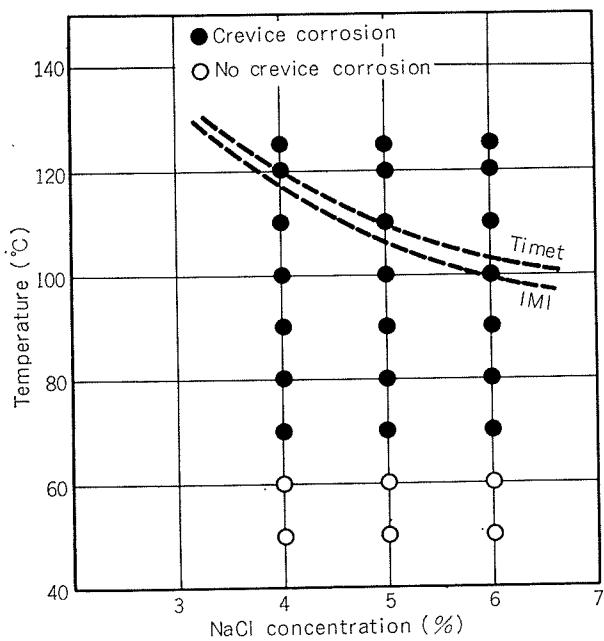


Fig. 8 Effect of temperature and salt concentration of brine on the susceptibility to crevice corrosion of titanium metal at the crevice of expanded joints of titanium tubes to tube plates.¹¹⁾

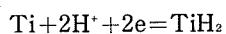
(4) Titanium tubes jointed with copper alloy tube plate are immune to crevice corrosion under MSF brine condition. This can be explained by the enhanced passivation of titanium metal in crevice by copper alloy which plays as active cathode.

(5) As reported previously¹³⁾, titanium alloy containing 0.15% of Pd is immune to crevice corrosion under MSF brine condition.

Recent paper from US¹⁴⁾ reports the successful development of new titanium alloy, Ti-0.3%Mo-0.8%Ni, which has increased resistance to crevice corrosion.

4.2.2 Hydrogen Absorption

Titanium metal is known to absorb hydrogen and to form the precipitation of titanium hydride which embrittle the metal.



$$\text{E} = 0.016 - 0.059\text{pH}$$

Two different types of process for hydrogen absorption are known to occur in the common application. One is the hydrogen absorption into the passivated titanium metal under excessive cathodic polarization and another is the absorption in the course of active dissolution of titanium metal in non oxidizing acidic condition.

Fig. 9¹⁵⁾ shows the micro structure of hydride precipitation at the end of a titanium tube of power plant condenser which was cathodically polarized in sea water by impressed current. Titanium metal in normal sea water indicates the natural potential of 0 ~ +0.3V v.s. SCE and is immune to hydrogen absorption. However it tends to absorb hydrogen when its potential is lowered less than the threshold potential, -0.7V



Fig. 9 Hydrogen absorption to form titanium hydride observed in titanium condenser tube used in sea water under cathodic protection by impressed current with potential -1.0~-1.4V v.s SCE.¹⁵⁾

to S.C.E., due to excessive cathodic protection by impressed current or by sacrificial anode.¹⁵⁾

One typical example of hydrogen absorption under the active dissolution of titanium metal is observed in case of crevice corrosion. In this case, at the anodic sites titanium metal in the crevice is dissolved by acidic solution and hydrogen ion is reduced to hydrogen atom to be absorbed in titanium to form hydride at the cathodic sites.

In addition to the above two cases, in MITI's module MSF plant test other different type of hydrogen absorption has been experienced twice on the titanium tubes used in the heat exchangers of brine heater and of heat rejection of high temperature zone.¹⁶⁾ In this case, needle like precipitations of titanium hydride have been observed in the tube wall at random but the mechanism of hydriding has not yet been known nor has the pass of hydrogen penetration (whether from inside surface or outside surface). One possibility is the direct hydrogen absorption in titanium from strongly deoxidized brine because as shown in Fig. 10 the potential of titanium in brine is exceptionally low. Another possibility is, as proposed by Dr. Togano,¹⁶⁾ the absorption of hydrogen atom or gas evolved by decomposition of ferrous hydroxide known as Schikorr reaction.



4.2.3 Galvanic Corrosion

Generally, titanium metal shows noble potential in oxygenated sea water or brine. As it is more noble than copper alloys, copper alloys connected with tita-

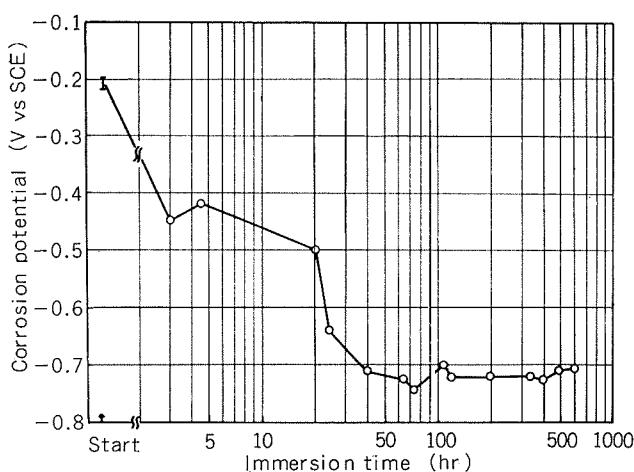


Fig. 10 Changes of corrosion potential of titanium in deaerated sea water at 120°C.⁶⁾

nium metal often suffer Galvanic corrosion in sea water or in brine. Fig. 11 shows an example of Galvanic corrosion of Naval brass tube plate by titanium condenser tubes. Similar examples have been experienced in MSF desalination plants.

As the countermeasure to avoid galvanic corrosion of copper alloy tube plates by titanium tubes the coating on plates by resin and/or the application of suitable cathodic protection have been made and the results have been successful. Regarding the cathodic protection, it is recommended to control the potential at the ends of tubes to be in the range of $-0.45 \sim -0.70$ V (SCE).

5. Tube Plate Materials

With the increase of MSF plant capacity, the cost for tube plates of heat exchangers increases in geometrical progression because the increase of number of heat exchanger tubes requires not only the increase of diameter of plates but also the increase of thickness of plates due to the design requirement.

Thickness of tube plate can be given by TEMA.¹⁷⁾

$$T = \frac{F G}{2} \sqrt{\frac{P}{S}}$$

where, T : thickness of tube plate (m)

F : constants for stationary and floating tube plate, 1.0

G : effective diameter (diameter of gasket) (m)

P : design pressure (MPa)

S : allowable working stress by ASME Code¹⁸⁾ (MPa)

Based on the above, relationships between the diameter and the thickness of tube plates of various materials are given as shown in Fig. 12. For MSF plants saving of weight of tube plates is important for economical and engineering reasons. To reduce the wall thickness of tube plates the selection of high strength materials is necessary.

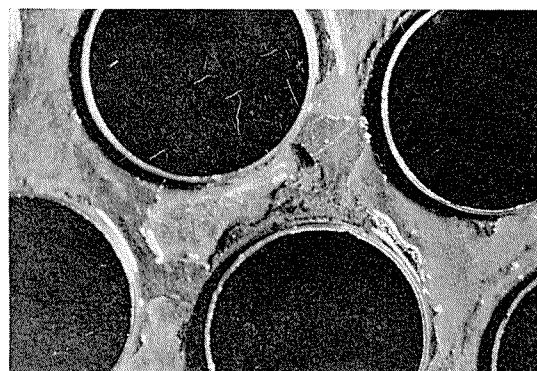


Fig. 11 Galvanic corrosion of Naval brass plate by titanium tubes in sea water.¹⁵⁾

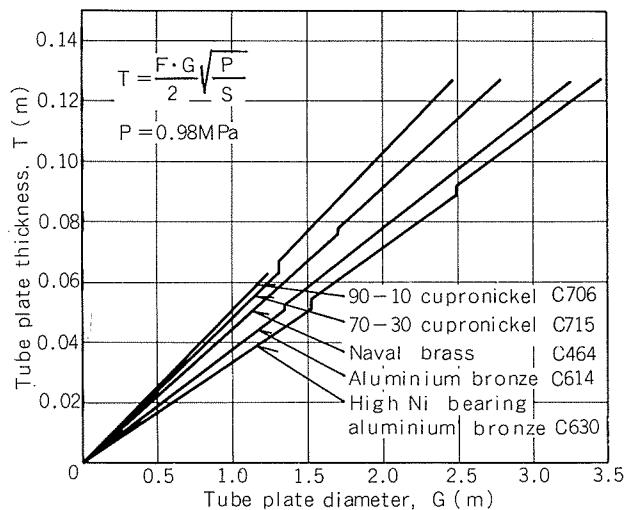


Fig. 12 Effect of tube plate diameter on the tube plate thickness of various tube plate materials under the design pressure, $P=0.98\text{MPa}$ ($=10\text{kg}/\text{cm}^2$), based on TEMA¹⁷⁾ and ASME.¹⁸⁾

Regarding the design to fix the tube plates to the shell of heat exchangers, welding the plate to the shell is attractive enough comparing to the conventional design to fix by bolts and nuts, because of appreciable cost advantage. Tube plate materials possible to weld with shell made of steel is desirable. Naval brass plates have been the most common choice for tube plates. However, aluminium bronze is undoubtedly excellent material for tube plates because it has higher strength and better corrosion resistance than Naval brass and moreover it can be welded with steel.

Though aluminium bronze of $\alpha+\beta$ phase has widely been used, for tube plate of MSF plants aluminium bronzes of α phase and of $\alpha+\epsilon$ phase alloys are considered to be suitable because corrosion resistance against hot brine is the prime importance. It is reported¹⁹⁾ that heavy products of aluminium bronze of $\alpha+\beta$ composition had often encountered with severe dealuminification corrosion along the net work of γ_2 phase produced by eutectoid decomposition of β phase during cooling period after hot working. It should be kept in mind that the larger the aluminium bronze products the

slower the cooling rate and as a result amount of decomposed products by eutectoid reaction increases to give favorable condition for dealuminification corrosion. In case of MSF plants, elevated temperature and high concentration of brine increase the corrosive nature of brine. Furthermore, use of titanium tubes should accelerate the corrosion due to Galvanic effect. Composition and heat treatment should be controlled with enough precaution.

In this sense, aluminium bronze specified as JIS 6161 is not recommendable because the upper range of aluminium content is too much to prohibit β phase and following decomposition ($\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$). Nickel containing aluminium bronze of α phase with finely precipitated κ phase as shown in Fig. 13 such as ASTM C630 and JIS 6280 is seemed to be ideal materials for tube plates of MSF plants due to immunity from dealuminification corrosion and increased strength.²⁰⁾

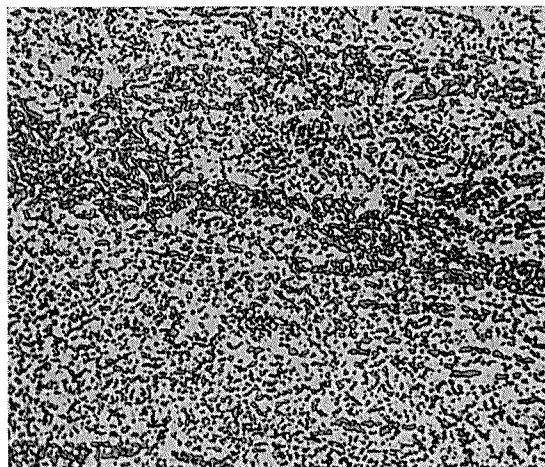


Fig. 13 Microstructure of nickel bearing aluminium bronze C630 (Cu-9%Al-5%Ni-3%Fe) showing the finely precipitating κ phase in α phase matrix.

6. Conclusion

Material problems particularly problems of material selection in the light of corrosion resistance of heat exchanger tubes for MSF plants have been reviewed. Though some MSF plants have been being operated for not short period, available data of service experiences of materials have been limited. From the recent information published, it is suggested that with regard to the corrosion problems of heat exchanger tubes corrosion by condensing steam containing carbon dioxide gas has been the primary problem.

In the market of heat exchanger tubes of MSF plants of today, there are two trends, one is selecting expensive materials to obtain utmost reliability and

another is, on the contrary, toward using less expensive materials to get optimum economy. This is quite controversial but, right now, our position is not easy to forecast market share of various materials in the future.

As the many projects to construct large desalination plants are now in progress, it is expected to have adequate data on the performances of various materials in near future.

References

- 1) M. Abu-Eid and A.G. Fakhouri: *Proc. International Congress on Desalination and Water Reuse*, Dec., Tokyo, (1977), 263.
- 2) G. Spanhaak, M.A. Finan and A. Harris; *Proc. 6th International Symposium on Fresh Water from the Sea*, Sep., Las Palmas, (1978), 2-289.
- 3) T.G. Temperley: *Proc. 4th International Symposium on Fresh Water from the Sea*, Sep., Heiderberg, (1973), 2-221.
- 4) Commodities Research Unit Ltd.: *Copper Studies, CS Market Survey-Desalination*, April 28, 1978.
- 5) E.H. Newton, J.D. Birkett and J.M. Ketteringham: *Survey on Materials Behavior in Large Desalting Plants Around the World*, Arthur D. Little Inc., (1972), 116.
- 6) S. Sato and K. Nagata: *Proc. Fifth International Symposium on Fresh Water from the Sea*, May, Alghero, (1976), 123.
- 7) T. Nakamura, Y. Watanabe, S. Sato and T. Tateishi: *Boshoku Gijyutsu*, 25 (1976), 299.
- 8) A. Cohen and P.F. George: *Materials Protection and Performance*, 13 (1974), No. 8, 26.
- 9) J.A.S. Green, B.W. Gamson and F.W. Wasterbaan: *Proc. International Congress on Desalination and Water Reuse*, Dec., Tokyo, (1977), 359.
- 10) S. Kido and T. Shinohara: *ibid.*, 369.
- 11) S. Yamauchi, K. Nagata and S. Sato: *Extended Abstract for 7th International Congress on Metallic Corrosion*, Rio De Janeiro, (1978), 360.
- 12) Titanium Metals Corp. of America: *Bulletin SC-2, TIMET Titanium Tubing for Surface Condenser, Heat Exchanger Service*, (1974).
- 13) Imperial Metal Ind., : *Titanium Information Bulletin*, (1973).
- 14) L.C. Covington: *Metal Progr.*, Feb., (1977), 38.
- 15) T. Nosetani, M. Shimono, Z. Tanabe, S. Sato, H. Hirose, K. Onda and Y. Yamaguchi: *Sumitomo Light Metal Technical Reports*, 15 (1974), 163.
- 16) H. Togano: *Kinzoku*, July (Special Issue on Titanium), (1976), 30.
- 17) *Standards for Tubular Exchanger Manufacturers Association*, Fourth Ed., New York, (1959), 44.
- 18) *ASME Boiler and Pressure Vessel Code*, Section VIII, (1977), Division 1, 234.
- 19) R.B. Niederberger: *Mod. Cast. Mar.*, (1964), 115.
- 20) S. Sato and Y. Fukuda: *Sumitomo Light Metal Technical Reports*, 8 (1967), 213.

技術資料

アルミニウム合金の静水圧押出*

家田詔夫**

The Hydrostatic Extrusion of
Aluminium Alloys

by Tsuguo Ieda

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウム合金の静水圧押出*

家田詔夫**

The Hydrostatic Extrusion of Aluminium Alloys

by Tsuguo Ieda

1. 緒 言

アルミニウム合金の押出しは、通常、熱間直接押出法でおこなわれており、工業生産規模で稼動している押出機は、国内だけでも数百基に上るといわれている。熱間押出しといってても 500°C 前後の温度での加工であり、鉄鋼や銅と異なり比較的低温度領域であることと、複雑な形状を金型の製作のみで容易に製造できることから、この方法が種々の製品製造に適用されている。

しかし、アルミニウム合金の中には、変形抵抗が小さく変形能が大きいため多様な形状を製作できる 6063 合金のような材質のある一方、7075 合金に代表されるジュラルミン系統とか、マグネシウム含有量の多い合金など、きわめて加工性の悪い材質も存在する。

このような合金にとって、熱間直接押出法は非常に生産性の低い加工法である。これにたいし、コンテナーとビレットの間に摩擦の生じない間接押出法が見直され、既に工業的稼動をおこなっている例¹⁾がある。

以上のように、既存の押出方式が確立されている状況はあるが、静水圧押出法のアルミニウム合金にたいする適用についても、関心が高まっていると考えられる。

静水圧押出法については、研究規模でおこなわれている例が多いにもかかわらず、アルミニウム合金での工業化例はいまだ公表されていない。またこの方式自体も、冷間加工法として高圧力を競う風潮が下火となり、低い圧力で大きい加工度の得られる温・熱間押出しを志向する傾向²⁾³⁾がうかがわれる。

今回、住友重機械工業(株)との共同研究で、1600トン押出機によるアルミニウム合金管の押出しをおこなってきたので、その状況について概説する。

2. 押出し方式の概要

図1は押出し方式の機構を示したものであるが、各方式について簡単に解説する。

* 圧力技術, 17-1 (1979), 46.

** 技術研究所

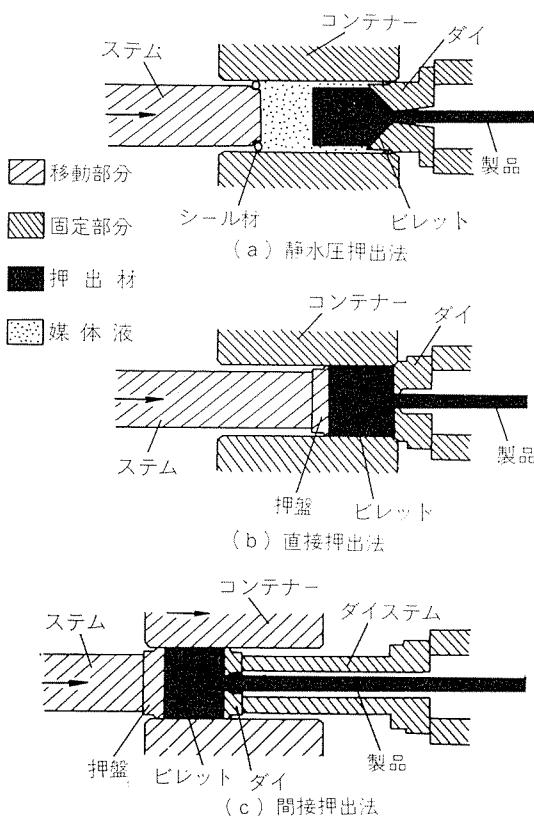


図1 押出方式機構図

2.1 静水圧押出法

本文にて詳説するが、コンテナーとビレットの間に媒体液を装入して押出しをおこなうため摩擦損失がほとんど生じない。またビレットの周囲に静水圧力が負荷されることにより、脆性の大きい材料でもその変形能を高めることができるうえ、潤滑押出しとなるため加工速度の向上が図られる。

2.2 直接押出法

最も多用されている方式で、停止しているダイ、コンテナーにたいし、押出し力を生ずる主ラムがビレットを押す

方式である。この方式では、ビレットとコンテナーの間で相対的なすべりを生じ、摩擦損失として押出し力を減ずることになる。しかしながら、ダイの取扱いが容易であり、機械のアイドルタイムも短い等多くの長所を有する。

2.3 間接押出法

コンテナーとビレットの間の相対的すべりをなくすことにより、押出し力を軽減する方式である。長いビレットを使用できるうえ、押出し全ストロークにわたり材料の流れが均一であるため、押出し材の冶金的組織及び寸法の均一性がすぐれている。

3. 設備の概要

使用押出機は、住友重機械工業(株) — F & P 社(英)製の1600トン横型油圧押出機で、主仕様を表1に、概略機構を図2に示してある。英国の故Greenによって考案されたビレットオーゲメント押出し⁴⁾の可能な、2個のコンテナーを有する押出機である。表1に記してある最高、使用静水圧力は、主ラムの発生力をコンテナー孔断面積で除した数値であり、媒体液圧力を実測した数値ではない。以後用いる静水圧力は、すべてこの換算値を用いている。

表1 1600トン押出機設備仕様

型 式	横型油圧式押出機
容 量 (t)	1600
コンテナー内径 (mm)	124
最 大 静 水 圧 力 (Kbar)	13.3
使 用 静 水 圧 力 (Kbar)	12.4
ラ ム 速 度 (mm/sec)	0~20
最 大 ビ レ ッ ツ 寸 法 (mm)	115φ×500ℓ

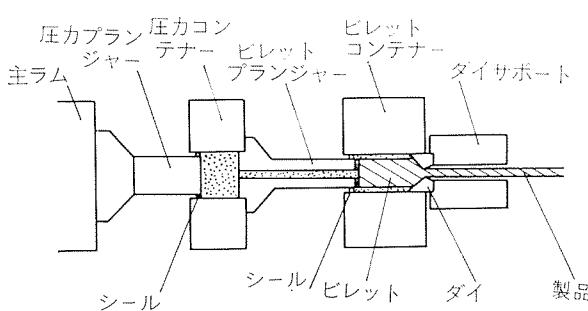


図2 機構図 (1600トン押出機)

図3には、押出機にビレットをチャージしているところを示す。

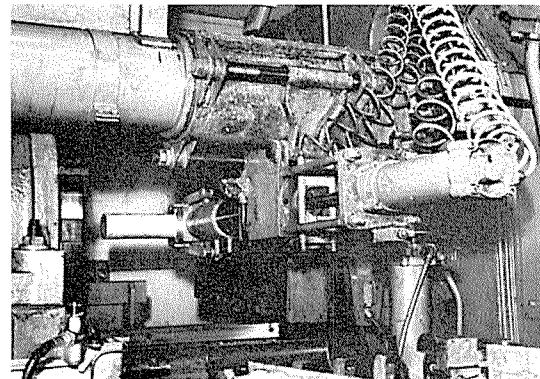


図3 1600トン押出機外観

4. 押出し及び結果

4.1 使用材料

押出しに供した材料は、アルミニウム合金の中では加工性が悪い(特に変形能が小さい)といわれる7075合金と、比較用としての2017合金である。化学成分を表2に、加工性の目安として各押出法での標準的な押出速度を表3に示す。なお使用ビレットには、冷、温間とも押出し前に炉冷軟化処理を施している。

表2 使用材の化学成分と硬度

材質	化 学 成 分 (%)								かたさ HRF
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	
7075	0.08	0.17	1.58	0.02	2.50	0.26	5.80	0.01	62~64
2017	0.29	0.28	3.70	0.46	0.54	0.02	0.10	<0.01	56~58

表3 押出方式と標準押出速度 (m/min)

材 質	押 出 方 式		
	静水圧押出	熱間直接押出	熱間間接押出
7075	100~120	1~2	3~4
2017	100~120	4~5	8~10

4.2 押出圧力

常温及び200°Cの2条件でおこなった押出圧力と押出比の関係を図4に示す。押出比の小さいところでは、押出圧力と対数押出比が直線関係を示しているが、押出比が100をこえる付近よりこの直線関係がくずれてくる。これは、加工熱が大きくビレット加工領域が昇温するため、実際の材料変形抵抗が低下していることによるものと考えられる。すなわち大きい加工度で高速加工をおこなえば、この昇温のためわずかな圧力増大により大幅な押出比向上を望むことになる。

押出圧力を予測する式は種々提唱されている^⑤が、静水圧押出では、次の(1)式でほぼ見当がつけられる。

$$P = K \ln R \quad \dots\dots(1)$$

ここで、P：押出静水圧力、K：変形抵抗値、R：押出比を示す。

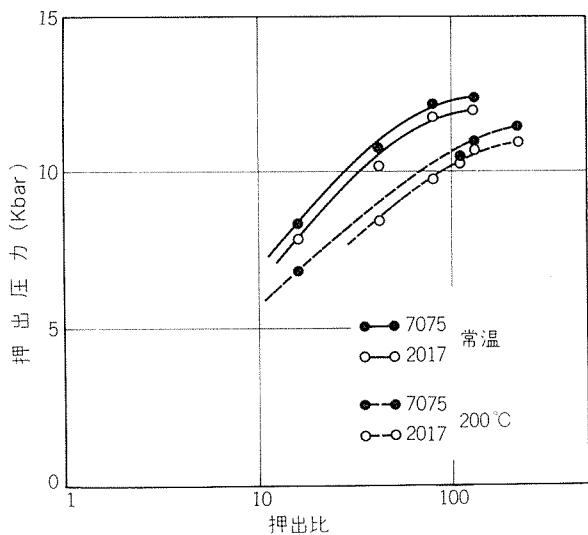


図4 押出比と押出圧力の関係

変形抵抗値を求めるため温度を変えて引張り試験、圧縮試験、カムプラスチメーターによる実験で得られた結果を図5、6、7に示す。表4には静水圧押出圧力測定結果から式(1)にて求めた変形抵抗値Kと、他の方法で求めた数値の代表例を一覧にしている。

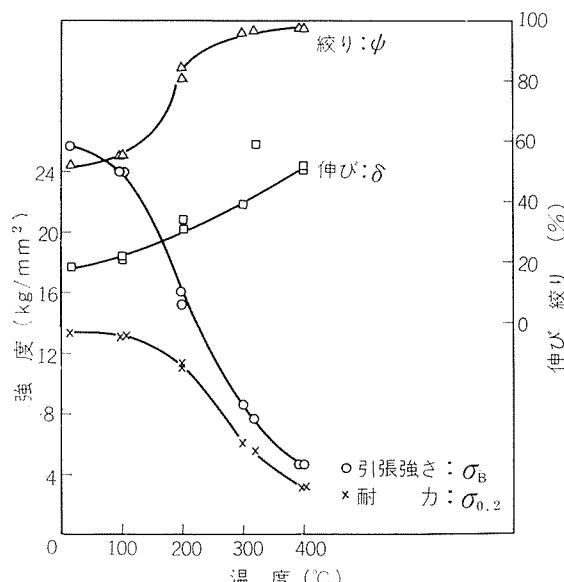


図5 引張り試験結果 (7075)

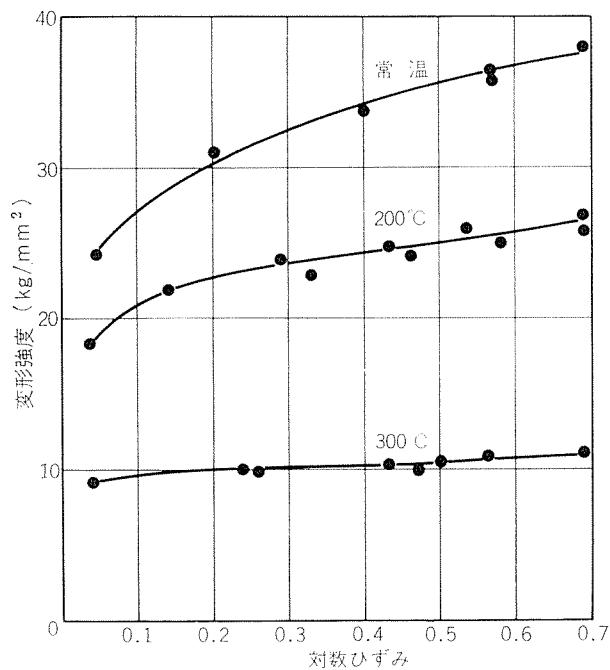


図6 圧縮試験結果 (7075)

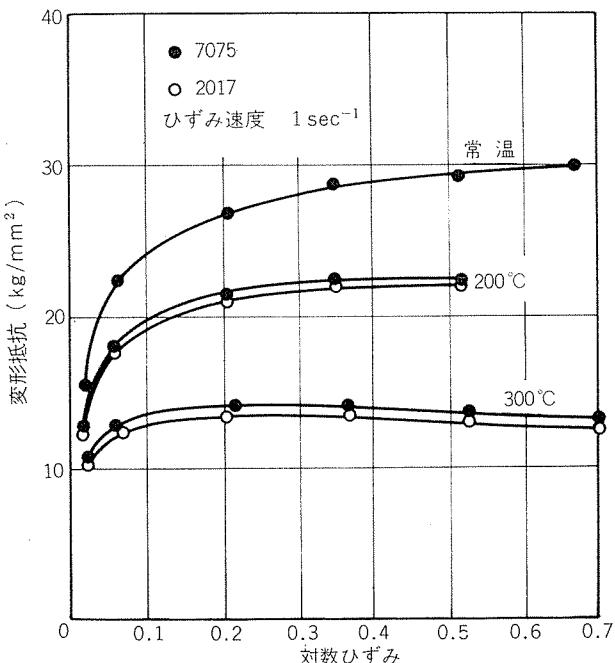


図7 カムプラスチメーターによる変形抵抗測定値

実際の静水圧押出と比べ、どの測定方式も加工度、ひずみ速度が大幅に小さく数値は合わないが、この中ではカムプラスチメーターで求めた変形抵抗値が実際の押出しに最も近い値を示している。静水圧押出のひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 4 \sim 9 \text{ sec}^{-1}$ にたいし、カムプラスチメーター実験でのひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 1 \text{ sec}^{-1}$ であり大きく条件は相違するが、傾向は類似していることから圧力を低下するために温間押出しがいかに有利であるかという目安を得ることは可能である。

表 4 7075変形抵抗値比較表 (kg/mm^2)

温 度	測 定 方 法							
	静 水 圧 押 出			引 張 試 験	圧 縮 試 験	カム プラスト メーター		
	押 出 比	耐 力	ひ ず み	ひ ず み				
	20	50	100	$\sigma_{0.2}$	0.2	0.5	0.2	0.5
常 温	30.4	29.1	26.7	16.0	30.5	35.9	26.5	29.5
200°C	24.7	24.0	23.0	11.2	22.7	25.0	21.2	22.5
300°C	—	—	—	6.2	10.0	10.5	14.2	13.5

4.3 押出材の性質

4.3.1 機械的性質

加工方式の異なる仕上り材の機械的性質を表5に示す。この中で熱間押出材は外径45mm、肉厚5mmであり、抽伸材はこの中の熱間押出材を用い軟化、冷間加工を繰返すことにより、静水圧押出材と同じ外径23.5mm、肉厚1.25mmに仕上げたものである。どの材料も加工終了後表5に示す条件にて熱処理を施している。静水圧押出材は、常温と200°C押出材の間に有意差が認められなかったので一括して表示している。

静水圧押出材は、熱間押出材と比べて若干強度が低く伸びが大きくなっている、十分に冷間加工をうけた抽伸加工材と似た性質を示している。

表 5 加工方式と仕上り材の機械的性質

材 質	加工方式	機 械 的 性 質			
		耐 力 (kg/mm^2)	引 張 強 さ (kg/mm^2)	伸 び (%)	かたさ $\text{Hv } 5\text{kg}$
7075-T6	静水圧押出	52.5	59.0	16	178
	熱間押出	56.0	63.0	9	198
	冷間抽伸	50.0	59.0	12	178
2017-T4	静水圧押出	26.5	44.5	25	—
	熱間押出	32.0	49.0	17	—
	冷間抽伸	26.0	44.5	25	—

7075-T6 : 465°C 焼入後 120°C × 25Hrs 焼戻

2017-T4 : 502°C 焼入

4.3.2 組織

図8には静水圧押出7075-T6材の長手方向断面ミクロ組織を示すが、十分に再結晶した微細組織となっており、熱間押出材のような方向特性は認められない。前項の機械的性質の特徴をよく裏づける組織といえる。

4.3.3 寸法

静水圧押出は、変形状態が一様であることと冷間加工に近いことより、寸法精度の良い製品が得られるといわれている。長手方向の外径、肉厚寸法の分布を図9に示すが、押出し頭部1mを除き安定した数値を示している。この頭部の変動は、ビレットの先端があらかじめテーパー加工さ

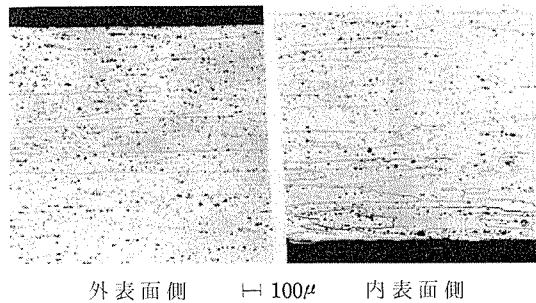


図8 平行断面ミクロ組織

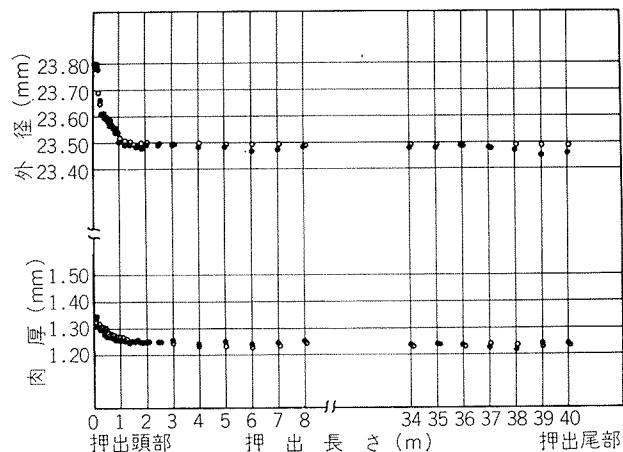


図9 長手方向 外径・肉厚寸法変化

れでいるため正常部と押出加工度が異なっており、寸法に影響の大きい加工熱の発生量が少いことによるものと考えられる。従って加工度の大きい静水圧押出をおこなう場合には、加工熱による寸法変化を見込んだ工具寸法の決定が必要となる。正常部の寸法変動が小さいのは、全長にわたり安定した潤滑押出しが、他条件の変動を許さない短時間でおこなわれていることによるものと考えられる。

管の押出しの場合、最も重要な寸法要素の一つは偏肉である。静水圧押し管の偏肉について公表されたものを見ないが、横型の押出機では通常の押出法と同様な管理が必要となる。

量産時の長手方向の偏肉率分布の代表例を図10に、押出し材頭尾部の偏肉率ヒストグラムを図11に示す。

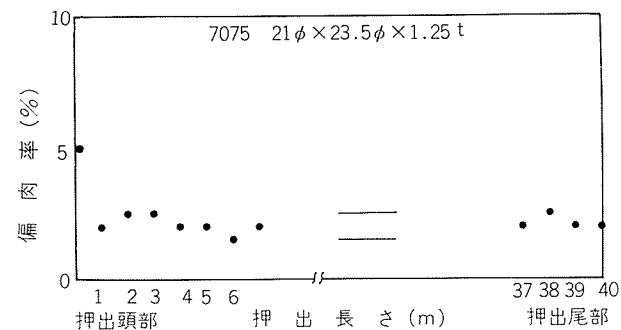


図10 長手方向偏肉率分布

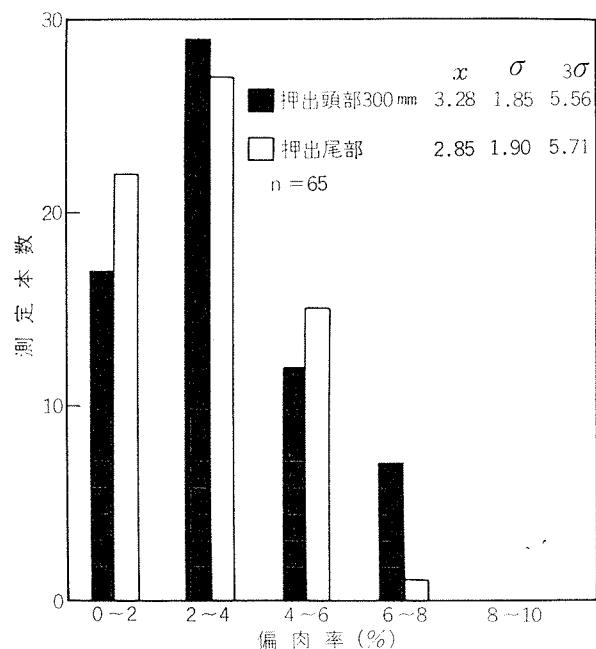


図11 量産時の偏肉率ヒストグラム

この偏肉率は次の式(2)の定義によっている。

$$\text{偏肉率}(\%) = \frac{(\text{最大肉厚} - \text{最小肉厚})}{\text{平均肉厚}} \times 100 \quad \dots \dots (2)$$

長手方向の偏肉率は、押し出し材頭部を除き安定している。量産時の偏肉率は、頭尾部共平均値3%，標準偏差2%であった。たゞし予備穿孔されたビレットの下孔偏心は、1mm以内に管理されている。

偏肉については、通常押出法でも材料、工具、機械面より多くの発生要因があげられている(図12)。ほとんどの要因が静水圧押出にも共通しているが、経験的に見られた横型静水圧押出特有の一現象をとりあげ、次に紹介する。

媒体液中にビレットが浮いた状態で押出されるので、通常押出と異なりビレット中心の維持が必要となる。この中心位置が外れると、ビレットが軸心にたいして傾いて押出され偏肉率が悪化する。この異常押出時のビレット押残りの傾き角度と製品偏肉率との関連について、点数は少いが図13の結果が得られる。これより、押し出し中のビレットの傾きは、この方式特有の一偏肉要因であると考えられる。傾きを発生させる原因として次の2項があげられる。

- (1) ビレットとダイの間の潤滑状態の不均衡
- (2) ビレットの中心位置支持のくずれ

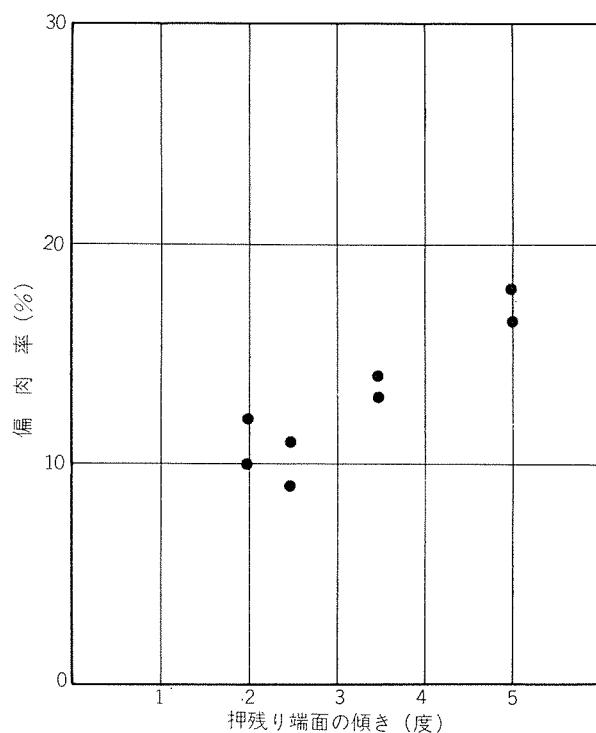


図13 押残り端面の傾きと管尾部偏肉率

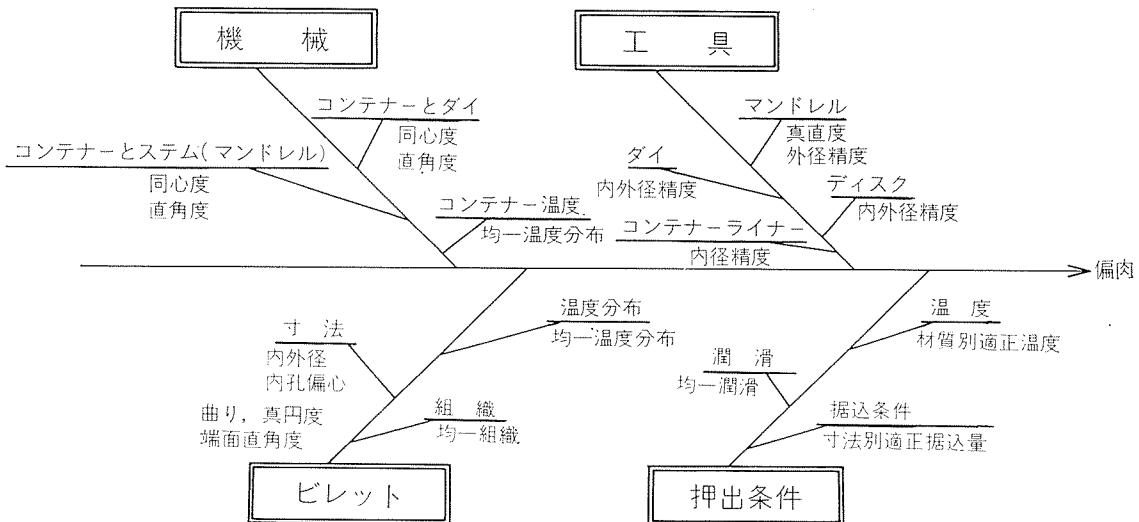


図12 偏肉要因関連図

この原因の裏づけを得るために次の確認をおこなった。(1)について、局部的な焼付きを生ずるときに偏肉悪化が生ずる現象を見るが、押し出し条件そのものが非定常になり、定量的表現をすることができない。(2)については、押し出し途中よりビレット支持をなくしてしまうことにより、図14のように偏肉率に大きく影響のあらわれることから確認できた。

押し出し頭部3mまでは、初期支持条件が寄与して安定した偏肉率を示しているが、その後急激に押し出し材がうねりはじめるとともに偏肉率も悪化する。このとき、偏肉の方向が定まらず、図中矢印で示されるように厚肉方向が旋回する。

以上の現象から、横型静水圧押出機で管を製造する場合このビレット支持に十分配慮することが望まれる。

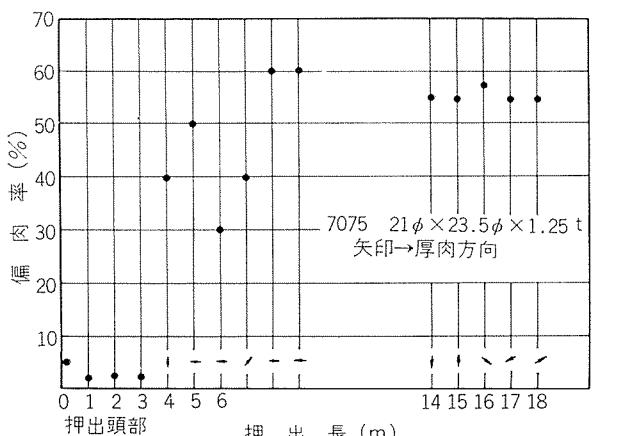


図14 ビレット無支持押出での長手方向偏肉率分布と偏肉方向性

4.3.4 表面性状

静水圧押出管の内外表面粗さは、強制潤滑加工のためそれ程すぐれおらず、最大粗さで外表面3μ、内表面6μであった(図15)。

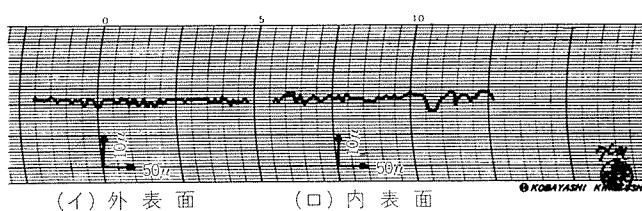


図15 押出管の表面粗さ

この表面性状を改善するためには、次の管理が必要と考えられる。

- (1) 使用ビレットの表面状態と潤滑剤
- (2) 媒体液粘性と使用静水圧力
- (3) ダイ角度と面仕上状態、材質、温度

以上の適正条件が組み合わされたとき、図16(a)のように非常に光沢の良い面が得られ、最大粗さも1μ以下とすることが可能である(図17)。

工業的に量産をおこなう場合には、静水圧押出しのみで最終製品とする表面性状管理条件は、取り扱いをはじめ厳しくなりすぎるので、後工程で1~2パスの抽伸仕上げ加工を付加する方が得策である。

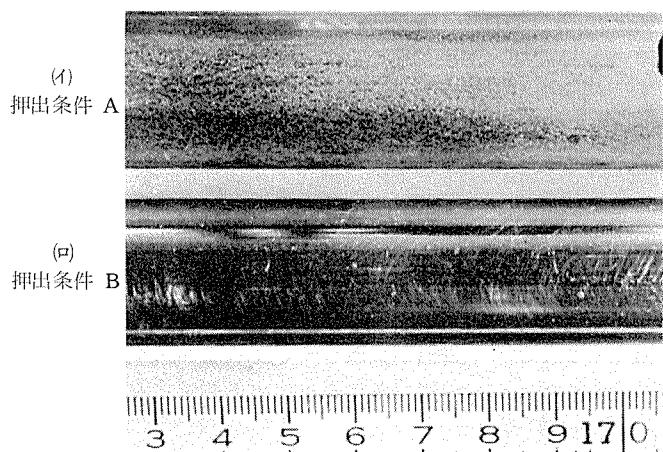


図16 押出条件と管表面外観写真

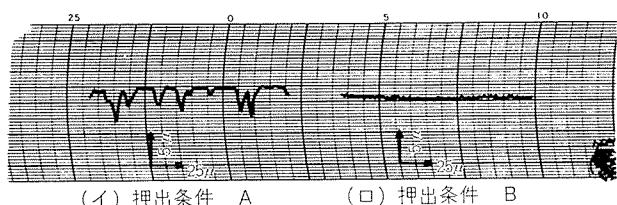


図17 押出条件と管外表面粗さ

5. 高圧媒体液周辺部

媒体液をとり囲む周辺部は、液体が高圧になることから、静水圧押出法が他の押出法と異なり最もトラブルの生じ易いところである。再度この部分の機構と名称を図18に示し詳細解説をおこなう。1600トン押出機のコンテナーは、高圧力を負荷されると膨脹変形するので、この変形に追随し

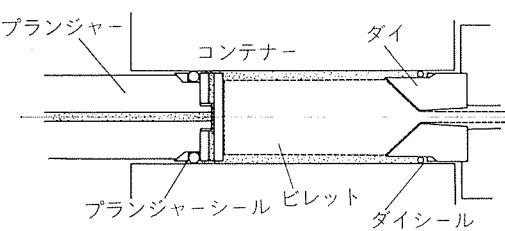


図18 媒体液周辺機構図

媒体液の洩れを防止できるシール部材が要求される。つまり、部材間のクリアランスを小さく維持しようとすると、膨脹変形絶体量の大きい大容量押出機ほど難しさが増すことになる。

5.1 プランジャーシール

この部分のシール方式は、図19に示すように移動シールと固定シールとがある⁷⁾。通常作業では、プランジャーがコンテナーより抜きだされることはほとんどないので、シールは比較的容易な部分である。1600トン押出機のコンテナー孔は、12.4 Kbar の圧力を負荷すると、計算上 0.5mm の内径膨脹を生ずる。すなわち押出サイクルごとに、コンテナー内径が 124 mm から 124.5 mm への寸法変化を繰り返すことになる。この要求に応えるように開発されたシールアセンブリーを図20に示す。移動シールであり、加圧時コンテナー内径膨脹に合わせ、弾性変形範囲内でシールホルダーがマイターリングと O リングを押し抜け、除圧時もとに復帰する方式である。設定を誤ると、コンテナー内面とシールホルダー外面が接触しライナー内面にキズをつける欠点をもつが、適正な条件を見出すと非常に安定したシールとなる。

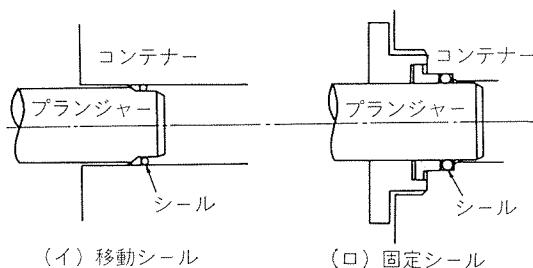


図19 プランジャーシール方式

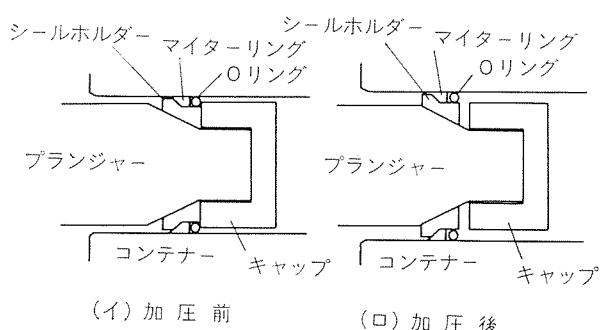


図20 プランジャーシールの加圧前後の状態

5.2 ダイシール

プランジャーシールがコンテナー内での摺動を繰り返すのみであるのに比べ、押残り処理作業等のためサイクルごとにダイをコンテナー外へ抜きだすダイシールは、更に過酷な条件下にある。図21にシール方式を示す。

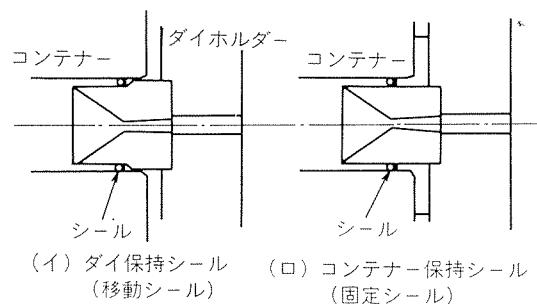


図21 ダイシール方式

幸いアルミニウム合金の場合、温間でも比較的温度が低く、常温で用いるシール材がほとんど流用可能である。ここに配慮を要するのは、ダイとコンテナーの調心度を厳しく維持することと、シール部分の面仕上状況を良くすることである。

5.3 ダイ

静水圧押出では、ダイ外周部に媒体液圧力が作用するので、ダイ寿命が長く安定しているという解説が多い。50 mm 内径コンテナーの小押出機での実験ではそれほど問題にならなかったが、1600トンの押出しでは図22に見られるように、ダイのペアリング部分より放射状のクラックが発生し易いことが判った。使用ダイの材質；かたさは、SKD 61 ; Hs 58~68, SKH 9 ; Hs 70~80 と変化させて押出しているが、一体型式のダイではいづれも 1 本から数本の押出しでクラックを生じている。

多層焼ばめダイ⁸⁾を用いることにより、クラック発生までの押出し数が 100 から 150 程にのびてくるが、通常の押出と比べ非常に短寿命でコスト高の一要因となっている。

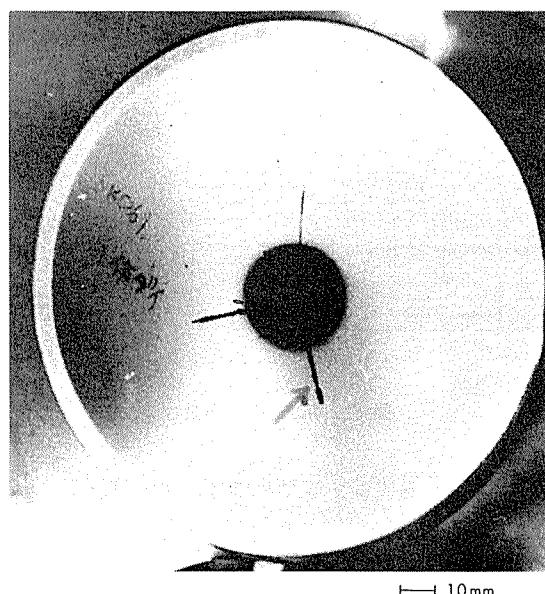


図22 ダイのクラック (1体ダイ)

さらにクラックの発生したダイで押出したアルミニウム合金材の表面は、図23に見られるように長手方向にダイスキズを有し、押出速度の速い静水圧押出では、キズの底部に割れを生じていることが多いからである。

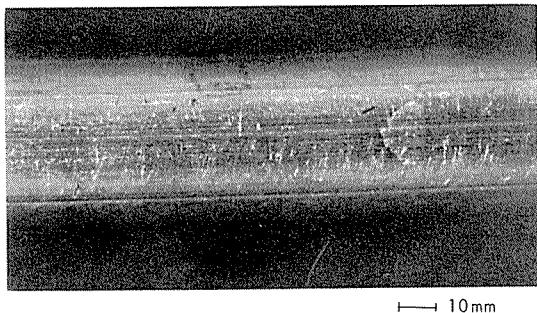


図23 ダイクラックによる製品表面疵

5.4 コンテナー

高内圧をうける容器であり、最大の注意を払うべき工具である。現在3層コンテナーを用いているが、相当長い寿命が期待できる見込みである。シール不良とか作業上のトラブルでコンテナー内面にキズをつけないよう注意を払っている。

5.5 プランジャー

先端部に高い媒体液圧力が作用するが、熱間押出のように先端部のみ高温度になるという局部的な過酷条件はないので、比較的安定した工具である。ただし、通常押出機と比べ径長比が大きいので、偏心荷重をさけるよう正確な調心をおこなうことが重要である。

6. 結 言

静水圧押出法にてアルミニウム合金管を製造する際の技術的問題がかなり明確になってきた。

- 1) 1600トンの押出しでは、加工度の大きいところで押出圧力の増大傾向が弱まる。
- 2) 7075合金のように熱間加工性の悪い材料を 100 m/min 以上の高速度で押出しても品質的には良好なものが得

られる。結晶粒度は細く均一であり、伸びも大きい。

3) 管の偏肉については、薄肉管を1工程で作る方法としては良好であり、工業的利用に十分応じられる。

4) 設備面では、媒体液周辺部分の調心、仕上精度を厳しく管理することが必要である。

5) 工具の中では、予期以上にダイのクラックが生じ易いため、材質、形状の改善が必要である。

静水圧押出工業化の試みが始まってから約10年が経過している。銅管⁹⁾及びアルミー銅複合材¹⁰⁾の製造については、既に工業化された例が報じられているが、アルミニウム合金の場合未だ具体例を聞かない。銅に比べ潤滑が困難であるといわれるが、さきにしるした各治工具の寿命向上、媒体液等消耗品の節減、材料歩留りの向上等にたいする検討を更に推進していくことが、静水圧押出法をアルミニウム合金の工業的製造法として確立するための命題であると思う。

本稿では一部分をしるしたにとどまるが、関心をもたれる方々に多少なりとも参考にしていただけるならば幸いである。

終りに、ご協力いただいた住友重機械工業(株)の関係各位に深く謝意を表します。

文 献

- 1) H. Hayashi: Light Metal Age, 33 (1975), 8.
- 2) M. Seido, S. Mitsugi and D. Oelschlagel: Proceedings of the Second International Aluminium Extrusion Technology Seminar, (1977), 133.
- 3) 山口喜弘、松下富春、野口昌孝: Al. ある, 5 (1975), 11.
- 4) D. Green: 特許公告, No. 43-6386.
- 5) J.M. Alexander: Hydrostatic Extrusion, M & B Technical Library, (1971), 29.
- 6) 家田詔夫: 軽金属学会シンポジウム, (1977), 48.
- 7) J.M. Alexander; *ibid.*, 83.
- 8) 壱岐哲夫、工藤英明: 塑性と加工, 8 (1967), 571.
- 9) H. Pötscheke: Metall, 2, (1977), 145.
- 10) R. Hogland: Metall, 5, (1977), 515.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-224)

自動車へのアルミニウム利用の現状

網 谷 俊 男* 福 井 利 安**
西 村 嘉 彦***

Application of Aluminum for Auto-mobile

by Toshio Amitani, Toshiyasu Fukui
and Yoshihiko Nishimura

住友軽金属工業株式会社技術研究所

自動車へのアルミニウム利用の現状

網 谷 俊 男* 福 井 利 安**
西 村 嘉 彦***

Application of Aluminum for Auto-mobile

by Toshio Amitani, Toshiyasu Fukui
and Yoshihiko Nishimura

1. はじめに

近年、省エネルギーの観点より、自動車の軽量化（アルミニ化）が非常に重要な課題となっている。米国では1985年に27.5マイル/ガロンの燃費が義務づけられ、すでに自動車のアルミニ化の時代に入ったといって過言ではない。例えば、現在、米国の中型乗用車の1台当りのアルミニウム使用量は平均約40kgであり、さらに1980年には90kg/台、1985年には260kg/台に増大すると予想されている¹⁾。

いっぽう、アルミニウム産業にとっては、自動車のアルミニ化は最も魅力ある需要分野である。すでに米国では1977年の時点でアルミニウムの全需要（約580万トン）の23%に相当する約130万トンが自動車を中心とする運輸関係に用いられており、土木建材関係(24%)、缶、包装関係(22%)とともに3大需要の一つになっており、近い将来、最大の需要になるものと期待されている²⁾。いっぽう、我国の場合、もともと小型軽量車が主流であるため、まだ米国に見られるほどのアルミニ化は進んでいないが、近い将来いっそうの軽量化が叫ばれるのは必至であり、高張力鋼、樹脂などとともに、アルミニウムの使用は飛躍的に増大するものと期待されている。

本稿は、自動車のアルミニ化の現状と今後の課題を、主として素材の面からまとめたものである。

2. 軽量化の背景とメリット

自動車軽量化の必要性は以前から大きな問題点として認識され、種々のかたちで検討が進められてきた。特にこの数年、省資源、省エネルギー、安全および環境保護の観点から車両重量の軽減対策が今後の自動車業界の最大課題として取り上げられている。

この車両重量軽減対策の一環として部品のアルミニ化が積

極的に推進されており、以前のエンジン部品を中心としたアルミニウム鋳物から、欧米の一部の車種ではフード等のボディパネルやバンパー等、アルミニウム展伸材が大量に採用されている。車両重量の軽量化が要求される背景を図1に示す¹⁾。

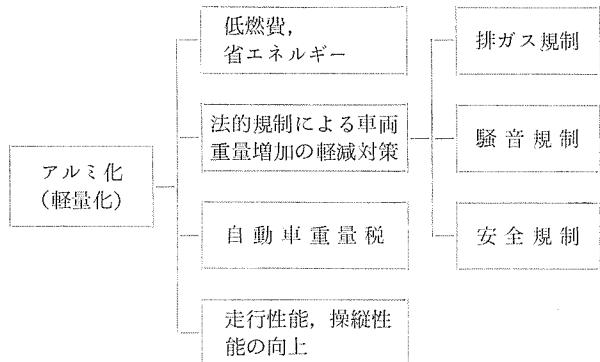


図1 アルミニ化（軽量化）の背景

2.1 低燃費、省エネルギー

この低燃費、省エネルギーは特に米国における自動車部品のアルミニ化を促進している最大の要因である。これの発端は「Energy Policy and Conservation Act of 1975」に規定された「エネルギー法」である。これは乗用車に対して国産車、輸入車を問わず、表1に示すような平均燃費基準が規定されており、各自動車メーカーの年度内の全販売車両の平均燃費がこの基準を満足することが要求されている。（例えば燃費の悪い大型車を販売した場合、燃費基準を満足するためには燃費の良い小型車を数多く販売する必

表1 平均燃費基準

年 度	燃 費 基 準 値, マイル/ガロン(km/l)
1978年型車	18 (7.7)
1979年型車	19 (8.1)
1980年型車	20 (8.5)
1985年型車	27.5 (11.7)

* 技術研究所・開発室、理学博士

** 技術研究所・開発室、工学博士

*** 技術研究所・開発室

表2 車両重量を10%軽量化した場合、耐用期間中(100,000マイル)の燃料節約(SAE)

自動車車種	車両重量(kg)			耐用期間中の燃料節約(ℓ)		
	原重量	10%削減	正味	都市走行 (88,000km)	高速走行 (72,000km)	合計
大型車	23,60	236	2,124	2,230	440	2,670
中型車	1,590	159	1,341	1,630	300	1,930
サブコンパクト	950	95	855	890	180	1,070

表3 1985年型車アルミ使用量、燃費効率予測(SAE)

自動車車種	車両重量(kg)			燃費効率(km/ℓ)			対1974年型車 100,000マイル 走行 燃料節約(ℓ)	
	1974年 型車平均	1985年型車		1985年型車				
		合計	軽減量 (%)	A1使用量	都市走行	高速走行	平均	
サブコンパクト	1,130	790	340(30)	150	10.6	11.6	11.1	3,600
コンパクト	1,450	1,020	430(30)	190	7.7	9.2	8.5	5,400
中型車	1,770	1,240	530(30)	240	6.1	7.6	6.9	6,000
大型車	1,950	1,360	590(30)	260	5.7	6.8	6.3	7,000

要がある。) この基本値を0.1マイル/ガロン下回る毎に、5ドル/台の罰金が科せられる。

車両重量と燃費との関係を図2および図3に示す¹⁾。図2および図3から明らかのように重量軽減とともにあって燃

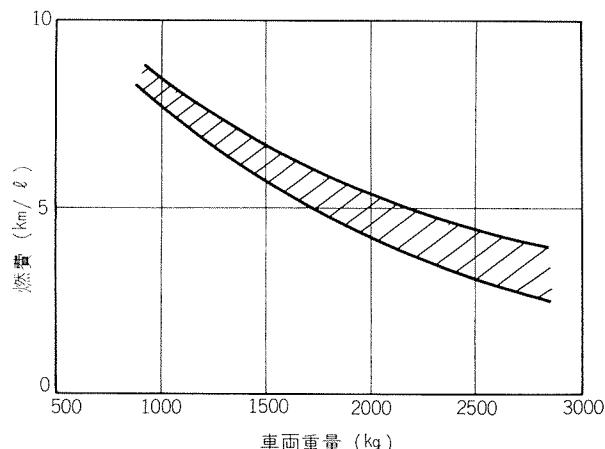


図2 車両重量と燃費との関係(米国)

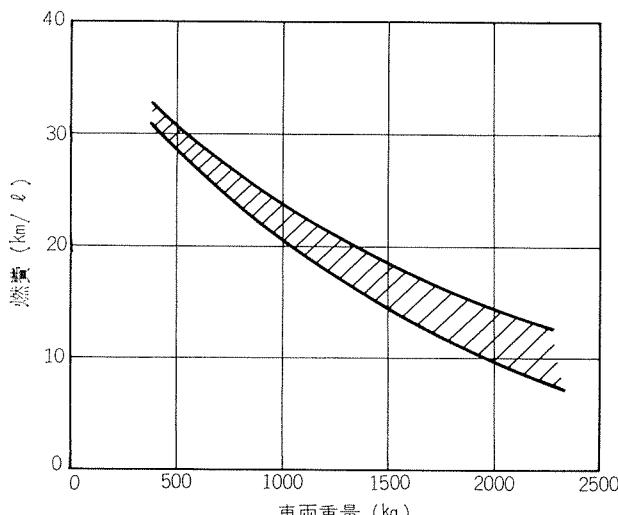


図3 60 km/hr 定地走行燃費(日本)

費は向上する。SAE資料による軽量化と燃費の関係を表2、表3および表4に示す²⁾。

また、米国連邦環境保護庁EPA(Environmental Protection Agency)の調査結果によると、車両走行寿命10万マイル(16万km)の走行で車両重量1ポンド軽量化することにより、1.4ガロンの燃料が節約される。さらにアルミを1ポンド使用することにより一次効果で1.5ポンド、二次効果で0.75ポンドの計2.25ポンド軽量化になる。したがって、アルミを1ポンド使用することにより、 $2.25 \times 1.4 = 3.15$ ガロン/10万マイルの燃料が節約される³⁾。

2.2 法的規制

(1) 排ガス規制 ((米)マスキ法、(日)環境庁告示)

(2) 騒音規制 (昭和50年運輸省令第4号)

(3) 安全規制 ((米)FMVSS 215 安全バンパー)

などがあり、これらの諸規制によって車両重量は規制前に比べて、軽量化対策を実施しない場合、100kg程度増加する。

表4 自動車の耐用期間走行(100,000マイル)アルミの使用による軽量化で節約されるエネルギー量(SAE)

項目	車種	大型車		中型車		サブコンパクト	
		ケースI	ケースII	ケースI	ケースII	ケースI	ケースII
①		5.3	3.4	5.6	3.7	5.1	3.4
②		7.5	4.9	8.0	5.3	7.4	4.9
③		25.3	11.0	27.8	11.8	25.6	10.9
④		91.5	61.1	98.4	65.6	90.6	60.4

項目① 乗用車にアルミ1kgを使用した時のガソリン節約量(ℓ)

② 節約されるガソリンエネルギーはアルミ製造に要したエネルギーの何倍になっているか。

③ 節約されるガソリンのエネルギーは鋼からアルミに代替した時鋼エネルギーを差引いたアルミ製造エネルギーの何倍になっているか。

④ 節約されるガソリンのエネルギーはアルミ再生に要するエネルギーの何倍になっているか。

表5 日本における自動車重量税

車種	自家用	営業用
乗用車(自重0.5t毎)	6,300 円/年	2,800 円/年
トラック(総重量/t毎)		
◦ 2.5 t 超	6,300 円/年	2,800 円/年
◦ 2.5 t 以下	4,400 円/年	2,800 円/年
バス(総重量/t毎)	6,300 円/年	2,800 円/年
小型二輪自動車(定額)	2,500 円/年	1,700 円/年
軽自動車(定額)	4,400 円/年	2,800 円/年

表6 米国ニューヨーク州における自動車重量税

車種	課税内容
乗用車	
◦ 重量 3,500ポンド(1,588kg)以下	100ポンド(45.4kg) につき 0.75ドル
◦ " 3,500ポンド(")超	100ポンド(45.4kg) につき 1.125ドル
トラック	車両総重量 100ポンド (45.4kg)につき 0.70 ドル

表7 米国乗用車 1978年型車へのアルミ採用例 (SAE)

部品名称	車種名称	部品名称	車種名称
フード (インナー・パネル) (アウター・パネル)	Oldsmobile "88" Oldsmobile Toronado Cadillac "C" Body Oldsmobile Cutlass Pontiac "A" Body Buick "A" Body Lincoln Versailles Chevrolet Monte Carlo	ラジエータ サポート部品	Buick "A" Body Pontiac "A" Body
ロード・フロア	Chevrolet Vega Chevrolet Chevette GM "B" Body	ホイール (鋳物)	AMC Pacer " Jeep Ford Pinto " Mustang " Thunder bird " Granada Lincoln Mark IV " Versailles Mercury Monarch Pontiac "A" Body " "B" Body " Sunbird Chevrolet Corvette " Monza 2+2
バンパー	Plymouth Horizon Dodge Omni Ford Fairmont Ford Zephyr	ホイールトリミング	Chevrolet Chevette
バンパー (フェイスバー)	Mercury Bobcat Buick Century	ホイールトリム モールディング	Ford Granade Chevrolet Caprice
バンパー (レインフォースメント)	Lincoln Continental Chevrolet Monza 2+2 Chevrolet Monte Carlo Chevrolet Chevelle Pontiac Grand Prix Pontiac Grand-Am Pontiac Lemans Oldsmobile Cutlass Buick Century Buick Regal	ステアリング ギアボックス	Ford Fairmont Ford Zephyr Chevrolet Chevette
内装モール	Dodge Aspen Dodge Diplomat Chrysler Lebaron	エンジン部品	ピストン エアクリナーケース ファンスペーサー ウォータポンプ オイルポンプ 燃料噴射装置 エアポンプハウ징 ワイヤーハーネス
デッキ・リッド	Chevrolet Monte Carlo Buick Regal	空調部品	コンプレッサー コンデンサコア エバボレータコア マフラー コントロールバルブ
グリル周りモール	GM "B" Body		

2.3 自動車重量税

法的規制の一つに車両重量税があり、省資源、省エネルギーの観点から車両重量の増加を抑制している。表5に我が国における自動車重量税を示し、表6に米国ニューヨーク州における自動車重量税を示す。

3. 海外における自動車部品アルミ化の現状

海外、特に米国では低燃費、省エネルギーおよびこれらに対する法的諸規制に対処するために車両重量の軽量化が真剣に検討されている。具体的な方法は車両寸法の縮少と軽量材料への代替である。

3.1 乗用車

表7に米国乗用車1978年型車へのアルミ採用例を示す。表7から明らかなように、フードに代表されるボディパネルやバンパーといったアルミ展伸材の使用が進展している。表8に部品別アルミ使用量、重量軽減および車両走行寿命期間内に節約される燃料の実績と予測を示す。いずれも、SAEによる資料である。

フードやロードフロアにみられるボディパネルには Rey-

表8 アルミ使用量と重量軽減および燃料節約の実績と予測 (SAE)

	実績		予測
	1977年	1980年	1985年
アルミニウム使用量(ポンド)	100 (鉄物) (トリリム) (空調関係) (バンパー) (ボディシート) (その他)	175 (64) (6) (8) (10) (3) (9)	325 (150~200) (94) (6) (8) (22) (27) (18)
重量軽減(ポンド)	225	396 (339~453)	732 (507~957)
燃料節約 ガロン/10万マイル	310 (1,051~1,404)	1,228 (1,572~2,967)	2,269

nolds 社が開発した2036や Alcoa 社が開発した 6009, 6010 合金が使用されている⁴⁾。プレス成形に関しては、絞り型およびヘム型はアルミ専用である。アウターパネルとインナーパネルの接合はヘムと接着剤の併用が主であり、一部機械的接合も使用されている。塗装に関しては基本的には鋼パーツと同一ラインで処理されており、前処理（化成処理）だけ特殊な配慮がなされている^{5), 6)}。

次に、現在、自動車部材の中でアルミ展伸材として量的に最大のものはバンパーである。アルミバンパーの量的な拡大は1971年米国で公布された安全基準 FMVSS 215 が灯火となった。1973年にGM のベガ、カマロに Reynolds 社で開発されたX7016 形材製全アルミバンパーが採用された。1977年には Ford のピントとボブキャットに採用された。後者の材料は X7029 であり、X7016 に比べて約 20% の強度増加になっており、現在では形材バンパーは全て X7029 が使用されている⁴⁾。

いっぽう、1975年にはアルミ板製バンパーが GM 2+2 サブコンパクトに採用された。ウレタンとの複合バンパーで材料は X7046 である。またこの年にはバンパーレインフォースメントとして同じ X7046 が GM のシボレー、オールズモービルなどに採用されている。なお、この X7046 はその後、応力腐食割れ問題から現在では X7021 が主に使用されている。さらに最近ではアルミバンパーにクロムメッキを施す技術が開発され、Chrysler のニューヨーカー 1979 年型車に採用される予定である。アルミバンパーの今後の趨勢としては板をプレス加工したレインフォースメントとしての使用が主力になると予測される⁶⁾。

次に、アルミホイールに関しては、鉄物ホイールがそのファッショニ性がかわって、この数年飛躍的に増加を続けている。いっぽう、欧米ではアルミ鍛造ホイールが開発されており、その代表的なものは西独の Otto-Fucks 社で開発されたもので鍛造とスピニングで加工される。Benz と Porsche の一部の車種に装着されている。米国では Alcoa 社と Kaiser 社で鍛造ホイールが開発され、主にトラックに採用されている。また最近、Reynolds 社と Kelsey-Hayes

表9 フォードの新型 CL-9000 トラクターのアルミ部品一覧 (AA)

部品名	部品重量(ポンド)
空調装置	(32)
コンデンサー	21
エバポレーター	11
バッテリー支承	(60)
サポート (× 2)	34
架台スペーサー (× 2)	8
ボックス・ステップ (× 2)	18
キャブ構造 (64インチ型)	425
キャブ空気バネ装置	(1,121)
前部調節アーム (× 2)	15
LH 支持ブラケット	18
RH 支持ブラケット	22
後部調節アーム (× 2)	10
前向ブラケット (× 2)	11
後部空気バネブラケット (× 4)	12
前部緩衝器ブラケット (× 2)	3.6
平衡バルブ	4.5
空気バネ・ヒートシールド	1
キャブ傾動ブラケット (× 2)	
エンジン支承	(40)
サポートバー	11
前部架台	7
後部架台アッセンブリー (× 2)	22
フレーム	(530)
サイドレール (× 2)	340
クロスマンバー (× 3)	60
エクステンション・ブラケット (× 2)	130
前車軸	114
前部バンパー	23
燃料タンク	(196)
タンク (× 2)	136
支持ブラケット	60
ハブ／遠心ドラム (× 4)	532
ラジエーター	(49)
サイドメンバー	16
シャッター (アルミブレード付)	26
ファン・スペーサー	1
ファン・ブレード	6
ウォーキングビーム (52in × 2)	198
ホイール (× 10)	690
その他部品	(170)
後部スプリング・ハンガーブラケット	
フロント (× 2)	46
リア (× 2)	30
前部スプリング・シャックル (× 3)	6
ブラケットアッセンブリー (× 2)	10
トランスマッショントラクタ・ギヤシャフト・サポート (× 3)	16
傾動シリンドラー・ヒードシールド	2
マフラー支持ブラケットキャップ	10
クラッチペダル・アッセンブリー	3
アクセルレーター・ペダル	4
油浄化器	18
ヘッドランプ支持ブラケット (× 2)	15
ラジエーターグリル閉口部サイドパネル・ブラケット (× 2)	7
マフラー出口パイプ	3
合計	3171.1

標準部品およびオプショナル部品も含む。

ただし、エンジン部品（ピストン、オイルパン、フライホイール、ハウジングなど）は含まない。

() 内数量は小計。

フォードの新型 CL-9000 トラクタ。

社の共同開発によるアルミ製ホイールが完成し、Chrysler の1979年型車の一部に採用される予定である。

材料は 5454-0 が使用され、現状鋼ホイールと同一製造ラインで製造される。リムのフラッシュバット溶接のみは鋼ホイール用に比べて容量が大きなものが使用されている。この製造方法によるホイールは鋳物や鍛造アルミホイールに比べて軽量性がさらに優れており、生産性や材料歩どまりが良いために価格も安価になる。今後の量的拡大が期待されている。

最後に外装トリム、モールに関しては、現在大半がアルミ化されており、材料は 5252 が主として使用されており、形状的に加工が困難なものについては 5657 が使用されている。製造工程は、コイル→ロールフォーミング→化学研磨→アルマイトであり、モールメーカーは一連のライン設備を所有している。

3.2 トラック、バス

トラック、バスのアルミ化に関しては積載重量（過積防止）の問題から軽量化のメリットが定量的に算出できるため、欧米においては乗用車の場合よりもアルミ化の検討、

実績ともに進展している。アルミ化することにより、最大 30~65% の重量軽減が可能とされており、次のような利点が考えられている^{2), 7)}。

- (1) 積載重量の増加
- (2) 燃費の節減
- (3) 維持費の節約

アルミ化の実施例は数多くみられるが、最近 Ford CL 9000 (トレーラー兼引用トラクタ) に大量のアルミ部品が使用されている。表 9 にアルミ化された部品名称と重量を示す。

4. 適用材料

これまでにもエンジン部品、ホイール等にアルミニウム鋳物が大量に使用されてきた。今後、アルミニウム展伸材の利用が期待されるが、その用途は次の 5 つの分野に大別される。
 a) 車体およびその取付部品 (Body Sheet Panel),
 b) バンパーとその付属部品 (Bumper and bumper system),
 c) 燃料交換器部品 (Heat exchanger), d) 組立ホイール

表10 The Aluminum Association で推奨している自動車用アルミニウム合金

分類	合金名	化 学 成 分 (%)									
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	V	Ti	Zr
ボディーシート	2036	0.50	0.50	2.2~3.0	0.10~0.40	0.30~0.6	0.10	0.25	—	0.15	—
	×2037	0.50	0.50	1.4~2.2	0.10~0.40	0.30~0.8	0.10	0.25	0.05	0.15	—
	5182	0.20	0.35	0.15	0.20~0.50	4.0~5.0	0.10	0.25	—	0.10	—
	6009	0.6~1.0	0.50	0.15~0.6	0.20~0.8	0.40~0.8	0.10	0.25	—	0.10	—
	6010	0.8~1.2	0.50	0.15~0.6	0.20~0.8	0.6~1.0	0.10	0.25	—	0.10	—
バンパー	6061	0.40~0.8	0.7	0.15~0.40	0.15	0.8~1.2	0.04~0.35	0.25	—	0.15	—
	7016	0.10	0.12	0.45~1.0	0.03	0.8~1.4	—	4.0~5.0	0.05	0.03	—
	×7021	0.25	0.40	0.25	0.10	1.2~1.8	0.05	5.0~6.0	—	0.10	0.08~0.18
	×7029	0.10	0.12	0.50~0.9	0.03	1.3~2.0	—	4.2~5.2	0.05	0.03	—
	×7146	0.20	0.40	—	—	1.0~1.6	—	6.6~7.6	—	0.06	0.10~0.18
一般用途	3004	0.30	0.7	0.25	1.0~1.5	0.8~1.3	—	0.25	—	—	—
	5052	0.25	0.40	0.10	0.10	2.2~2.8	0.15~0.35	0.10	—	—	—
	5454	0.25	0.40	0.10	0.50~1.0	2.4~3.0	0.05~0.20	0.25	—	0.20	—
	6061	0.40~0.8	0.7	0.15~0.40	0.15	0.8~1.2	0.04~0.35	0.25	—	0.15	—
	6063	0.20~0.6	0.35	0.10	0.10	0.45~0.9	0.10	0.10	—	0.10	—

表11 ボディシート用アルミニウム合金の諸性能 (The Aluminum Association)

合金名 および 調質	引張性質			疲れ強さ 10^7 回 (ksi)	塗装焼付け後の強度* 耐力 (ksi)			曲げ性 90°	成形性		
	引張強さ (ksi)	耐力 (ksi)	伸び (%)		0% 引張り	5% 引張り	10% 引張り		オルゼン 値 (25.4°)	n 値	r 値
2036-T4	49	28	24	18	29	38	42	½ t	0.36	0.23	0.75
X2037-T4	45	25	25	—	26	32	37	½ t	0.37	0.24	0.70
5182-O	40	19	21	20	18	23	27	½ t	0.39	0.33	0.80
5182**	39	18	23	—	19	25	29	½ t	0.40	0.31	0.67
6009-T4	33	18	25	17	33	38	42	½ t	0.38	0.23	0.70
6010-T4	42	25	24	18	38	43	47	½ t	0.36	0.22	0.70

* 0, 5, 10% 引張り後 177°C で 1hr 焼付け

** Luder line 防止処理

(Fabricated wheel), e) 装飾および構造 (So-called interior and structural component)^⑨。

The Aluminum Association では乗用車のボディシート, バンパーおよびその他の一般用として表10に示すアルミニウム合金を推奨している。

4.1 ボディシート用材料

自動車の軽量化に最も効果的なのはボディシートパネルのアルミニ化であり、自動車関連製品のアルミニ化に際しての最大の目標といって過言ではない。このため、ボディシートパネルのアルミニ化の研究は最も盛んで、例えば1977年の SAE 国際会議では、成形加工、溶接・接合も含めボディシート関係で44件（全体の約70%）の発表があり、すでにアルミニ化が可能な段階に来たことを示している。

ボディシート材に要求される性能は、成形性（ヘミングも含む）、強度（デンタービリティも含む）、溶接性、表面処理（塗装）性、耐食性などである。しかし、アルミニウム合金の一般的な特性として、鋼板にくらべ、ヘミング性、デンタービリティおよびスポット溶接性が劣り、ボディシートパネルのアルミニ化に際しては、アルミ特有の形状、組立て、加工法を余儀なくされることもありうるであろう。

The Aluminum Association (以下 AAと略す。) では

ボディシート材として2036, X2037, 5182, 6009および6010を推奨しており、これらの諸性能をまとめて表11に表す^⑩。これまで米国ではアウターパネルとして 2036-T4, インナーパネルとして 5182-0 が広く用いられてきた。これはアウターパネルには耐へこみ性、インナーパネルには成形性がとくに要求されるためである。しかしその後開発された 6009 および 6010-T4 合金は 2036-T4, 5182-0 よりスポット溶接性が優れている、リュダースバンドが発生しない、耐食性がよい、成形性および強度も良好とのことで、アウター、インナーともに使用でき、スクラップの利用が容易になるとの報告もある^⑪。

弊社ではボディシート材として CV15, GV10, 282S および X278 合金を開発している。これらの合金の機械的性質、成形性、塗装焼付けによる強度変化、耐食性、溶接性などを表12～表15に示す。これらの合金の内、とくに X278 は世界に例を見ないもので 30-30 合金（引張強さが 30 kg/mm² 以上で伸びが 30%）を初めて実現したものであり、ボディシート材としての今後の発展が期待される。

4.2 バンパー用材料

米国でアルミニウムがバンパーのフェイスバーあるいはレインフォースメントに試用されて以来急速に成長し、軽

表12 ボディシート用アルミニウム合金（住軽金）

合 金 名	合 金 系	調 質	引 張 性 質			備 考
			引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	伸 び (%)	
CV15	Al—Cu—Mg—Si	T 4	32	18	26	AA2036, 2002 相当材
GV10	Al—Mg—Si—Cu	T 4	26	15	25	AA6009, 6010 相当材
282 S	Al—Mg	H110	30	15	24	AA5182 相当材
X278	Al—Mg—Zn—Cu	T 4	32	16	30	成 形 性 良 好

表13 ボディシート用アルミニウム合金の成形性（1 mm板）

合 金	エリクセ ン値 (mm)	L D R	曲げ半径 (mm)	n 値	r 値	バ ル ジ 高 さ (mm)			SS マーク
						円 (100φ)	椭円 (94×60)	椭円 (94×40)	
CV15	9.2	2.14	0.6	0.25	0.70	28.6	20.0	14.4	無
GV10	9.4	2.14	0.6	0.22	0.70	28.8	20.6	13.4	無
282 S	9.3	2.14	0.8	0.27	0.76	28.8	19.3	13.8	無
X278	9.8	2.14	0.6	0.30	0.71	30.0	20.2	15.0	無

表14 ボディシート用アルミニウム合金の耐食性および溶接性

合 金	耐 食 性		溶 接 性	
	腐 食 形 態	引張強さの減少率(%)	ス ポ ッ ツ 溶 接	T I G 溶 接
CV15	B—C	3.0	B	B
GV10	A—B	2.0	B	B
282 S	A—B	1.8	A	A
X278	A—B	2.2	A	A

表15 ボディシート用アルミニウム合金の塗装焼付け後の引張性質

合 金	加工度 (%)	加 工 の 儀			加工後150°C × 1hr 加熱			加工後175°C × 1hr 加熱			加工後200°C × 1hr 加熱		
		引張強さ (kg/mm²)	耐 力 (kg/mm²)	伸び (%)	引張強さ (kg/mm²)	耐 力 (kg/mm²)	伸び (%)	引張強さ (kg/mm²)	耐 力 (kg/mm²)	伸び (%)	引張強さ (kg/mm²)	耐 力 (kg/mm²)	伸び (%)
C V15	0	32	18	26	33	20	25	34	22	23	36	29	17
	2	34	25	23	34	24	24	37	29	18	37	33	15
	5	36	28	20	35	27	20	38	32	16	38	35	12
	10	37	34	16	37	31	17	38	32	16	40	37	12
G V10	0	26	15	25	29	16	25	29	19	22	32	27	14
	2	27	20	22	29	22	21	32	27	16	32	29	12
	5	28	23	19	30	24	19	32	29	15	32	30	12
	10	29	27	15	32	26	16	33	29	14	34	32	12
282 S	0	30	15	24	30	15	24	30	15	24	30	15	23
	2	30	19	21	30	16	23	30	16	24	30	15	23
	5	31	22	18	31	18	22	31	17	23	30	11	22
	10	32	28	12	32	20	18	31	19	18	31	19	17
X 278	0	32	16	30	32	16	30	31	15	30	31	15	28
	2	33	19	27	33	18	28	32	18	27	32	18	22
	5	34	25	25	34	22	25	33	22	24	34	22	18
	10	37	30	19	36	25	11	36	25	18	36	24	15

* 0 ~ 10% の引張加工

0 ~ 10% の引張加工 + 1hr 加熱

(1) CV15 合金は塗装焼付時の強度アップの大きいのが特徴。

(2) X 278 合金の強度低下は比較的小さい。

量化の好対象となった。さらに、米国では Safty Act(53/9) および Cost Saving Act (54/9) が実施され、バンパーのアルミ化はいっそう進展するものと思われる。

アルミニウム・バンパー材には押出形材および板材の両方があり、それぞれバンパーのフェイスバーおよびレインフォースメントとして用いられている。バンパー用アルミニウム合金には強度、光輝性（とくにフェイスバーの場合）、成形性、耐食性および溶接性が要求され、とくに前2者が決定的要因である。AAで推奨しているバンパー用アルミニウム合金は 6061, 7016, 7021, 7029、および 7146 である。

これらの合金の諸性能は表16に示すとくである⁴⁾。

フェイスバーの場合、特殊な例外を除き光輝性が要求されるが、現在一般的に適用されている工程は次のとくである。押出形材：押出→機械成形→焼戻し→表面処理。板：軟質材での機械成形→焼入れ・焼戻し→表面処理。表面処理には一般的に化学研磨、アルマイト、クロムメッキ等が採用されている。

弊社ではこれまで押出しバンパー材として ZK160-T5 合金を開発し、対米輸出車に装着された実績がある¹⁰⁾。化研アルマイトで良好な光輝性を有し、かつすぐれた強度、耐

表16 バンパー用アルミニウム合金の諸性能 (The Aluminum Association)

合 金 名 および 調 質	引 張 性 質			硬 さ		引張せん 断強さ (ksi)	疲れ強さ 5×10^8 回 (ksi)	縦弾性 係 数 $\times 1000$ (ksi)	耐 食 性		*** ** 応力腐食 割れ (L<)	
	引張強さ (ksi)	耐 力 (ksi)	伸 び (%)	ブリネル	ロックウ エル				一般腐食 (ksi)	耐食性 割れ (L<)		
				1.6 t (4 D)	12.φ (500 kg)							
6061-T4	35	21	22	25	65	—	25	14	10.0	—	—	
6061-T6	45	40	12	17	95	—	30	14	10.0	B	A1	
7016-T5	52	46	—	16	96	—	29	—	10.2	B	A1	
X7021-O	27	20	18	—	—	—	—	—	10.3	B	A2	
X7021-T61	62	55	13	—	—	71	—	—	10.3	—	—	
X7021-T61*	63	57	13	—	—	—	—	—	—	—	—	
X7021-T5	62	55	15	—	—	—	—	—	10.2	B	A2	
X7146-O	29	22	16	—	—	—	16	—	10.3	—	—	
X7146-T63	61	55	13	—	—	—	37	—	10.3	B	A2	

* 押出形材

** A : 腐食なし, B : わずかのピット, C : 激しいピット, D : 粒界腐食

*** A1 : 実用中割れなし, A2 : 研究室で割れなし (実績は少ない)

表17 バンパー用アルミニウム合金の諸性能(住軽金)

合 金 名 お よび 調 質	合 金 系	引 張 性 質			疲 れ 強 さ 10 ⁷ 回 (kg/mm ²)	耐 応 力 腐 食 割 れ 性	備 考
		引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	伸 び (%)			
ZK160-T5	Al-Zn-Mg	42	37	16	15.7	良 好	フェイスバー
X309-T63	Al-Zn-Mg	43	39	14	—	良 好	レインフォースメント, フェイスバー

応力腐食割れ性を有するよう独特の工夫が施されている。さらに板製バンパー材としてX309-T63合金が開発されている。これらの合金の機械的性質表17に示す。

なお、光輝性および耐候性を有する方法として化学研磨、アルマイトやクロムメッキに替る新しい表面処理も開発されていることを付記しておく。

4.3 热交換器用材料

自動車用熱交換器にはラジエーター、カーヒーター、カーエアコン（コンデンサーおよびエバポレーター）およびオイルクーラーがある。この内、カーエアコン（カーラーも含む）のコンデンサーおよびエバポレーターは我国の場合はほとんどアルミニウム製であり、自動車関連における展伸アルミニウム材の最大の需要先となっている。製法はブレージング法が主流になりつつあるが、その他の機械的拡管法、機械的切削法などもある。オイルクーラーは数量的に限られているが、このアルミ化も進んでいる。

今後のアルミ化の対象はラジエーターおよびカーヒーターである。アルミニウム製ラジエーターの製法としては、

大別して機械的拡管法（Sofica）、接着法（Covrad）、Iso-stress法（UCC）およびブレージング法がある。この内、すでに機械的拡管法（Sofica）およびブレージング法（Behr

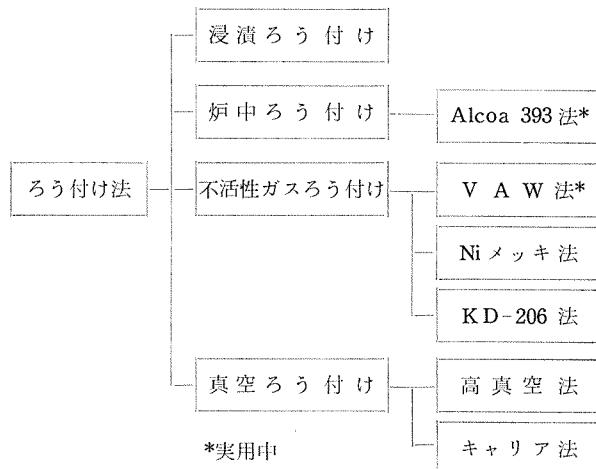


図4 アルミ・ラジエーターを対象として検討されているブレージング方法

表18 ラジエーター用アルミニウム合金と二、三の腐食試験結果

試 料	プロセス	材 料 の 組 合 せ		外 部 腐 食		内 部 腐 食 (通水テスト)* (hr)	備 考
		管	フ イ ン	乾 濡 互 交 試 験 1ヶ月, (mm)	CASS試験 (hr)		
プロトタイプ ラジエーター	フラックス法	(皮) 4000系 (心) 3003	3003	0.70	100	<1,000	—
		(皮) 4000系 (心) 3003	3003	0.24	700	2,000	Zn拡散の効果
	真 空 法	(皮) 4000系 (心) 3003	3003	0.63	200	<1,000	—
		(皮) 4000系 (心) 3003 (皮) 7072	7000 系	0.31	1.000~1.500	2,000~3,000	Zn蒸発問題
	不活性ガス法	(皮) 4000系 (心) 3003	3003	0.54	200~300	<1,000	—
		(皮) 4000系 (心) 3003 (皮) 7072	7000 系	0.14	>1500	>5,000	Zn拡散の効果
実機 ラジエーター	Behr 製	(皮) 4000系 (心) 3203	6951	0.24	450	1,000~1,500	—
	Sofica製	3003	1052	0.05	—	1,000	機械的拡管
	UCC 製	(皮) 7072 (心) 3003		0.05	—	—	シーム溶接

* Cuイオンを含む種の腐食液

など)は欧州を中心に多大の実績がある。我国でも、断続的ではあるが、ブレージング法でアルミ化されたことがある。図4に、現在ラジエーターのアルミ化に適用が検討されているブレージング法をまとめて示す¹¹⁾。

ラジエーターのアルミ化の最大の課題は(カーヒーターも一部同様であるが)、耐食性とコストである。現在の銅製と同等以下のコストでかつ銅製以上の信頼性(とくに耐食性)が要求され、この目標に向って研究開発が進められている。

表18にラジエーターに用いられるアルミニウム材料の組合せと若干の耐食試験結果を示す。とくにブレージング法の場合、内外面の耐食性を考慮した材料の選定が必要である。今後の方向としては外部腐食に対しては7000系(例えば7072)あるいはこれと同等の犠牲陽極作用を有するフイン材の使用、内部腐食に対しては上記材料のクラッド管の使用が本命視されている。しかしながら、7000系の主成分である亜鉛は蒸気圧が高く、例えば真空ろう付けではブレージング中に亜鉛は大部分蒸発し、この犠牲陽極作用が劣下するのみならず、ブレージング炉を汚損する。従って亜鉛を含む犠牲陽極材を使用する場合には亜鉛が蒸発しない雰囲気圧下、例えば不活性ガスブレージング(VAW法)を行なうのが望しい。

4.4 ホイール用材料

アルミ鋳物ホイールはそのファッショニ性の故に人気をはくし、欧米のみならず我国においても爆発的にライン装

着およびアフターマーケット向けとして製造され、1977年我国では220万個以上に達し、この漸増傾向は少くともここ数年は続くものと考えられている。

展伸アルミニウム製のホイールには、リム、ディスクとも板製、リムのみ板製でディスクは鍛造、鋳物製などがある。用いられるアルミニウム合金は5083、5454および6061などであり、この機械的性質を表19に示す。

4.5 装飾および構造用材料

独立構成部品には、外装部品、内装部品、エンジン周り部品、その他種々雑多の機能部品が含まれ、その種類はきわめて多い。AAでは、一般目的用として3004-O、H32、5052-O、H34、5454-O、6061-O、T4、T6、6063-O、T1、T4、T5、T6をリストアップしている⁴⁾。本稿では、弊社で開発されている材料を中心に、各分野ごとの適用材料を述べる。

まず内外装品であるが、光輝性が要求される部分には、5257、5657、5252などが用いられ、その他の一般用には3004、5052などが用いられる。表20に弊社で開発されている光輝合金の諸性能を示す。この種の光輝合金は特殊な圧延仕上面(米国ではTrim finishと称している)を有するよう製造され、アルマイト処理後約7~10μのアルマイト皮膜にされているものが多い。

次にエンジン周り部品では、コンロッド、ロックアームワラッチリリースアイドルカバー、ブレーキ・クラッチ部品、および各種プラケットが対象で、主として鍛造品が用いられる。適用材料はAl-Cu系、Al-Si系、Al-Mg-Si系、Al

表19 ホイール用アルミニウム合金の機械的性質

合金名	調質	引張性質				ブリネル 硬さ	せん断強さ 5×10^3 回	疲れ強さ $\times 1000$	縦弾性係数
		引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (1.6t) 板 (12.7φ)	伸び (12.7φ) 棒				
5454	O	25.5	12.0	22	—	62	16.0	—	7.2
5083	O	29.5	15.0	—	22	—	17.5	—	7.2
6061	T 6	31.5	28.0	12	17	95	21.0	10.0	7.0

表20 内外装用光輝合金の諸性能(住軽金)

合金名 および 調質	Mg含有量 (%)	引張性質			曲げ試験 (180°)	成形加工性			光輝性		備考
		引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)		L D R	エリクセン (mm)	耳率 (%)	化研のままで (%)	硫酸アルマイト 4μ (%)	
A85-H24 —O	0	13.2 6.8	— —	7.7 50	0.5~1T 0T	2.20 2.13	7.6 9.4	13.0 8.0	91.0 91.0	78.0 76.0	1085相当
G O-H24 —O	0.4	15.1 11.0	— —	16 27	—	2.20 2.06	7.8 9.7	— —	87.0 86.0	68.0 67.0	(5N01)
257S-H24 —O	0.6	16.1 12.1	13.8 4.0	15 28	—	2.20 2.10	7.4 9.2	15.0 10.0	91.0 91.0	86.0 82.0	(5N01)
G O8-H24 —O	0.8	15.7 12.6	9.4 4.2	21 25	—	2.20 2.09	7.1 8.7	13.0 7.0	91.0 91.0	84.0 83.0	5657相当
B152S-H24 —O	2.5	23.0 20.0	13.5 8.5	17 22	1T 0.5T	2.26 2.08	7.7 9.0	15.0 7.0	86.0 88.0	69.0 71.0	5252相当

-Zn-Mg-Cu 系などの高力合金でこの成分を表21に示す。表22は機械的性質をはじめとする諸性能をまとめたものである。とくに耐熱性が要求される用途には2024, 2219, 2618とくに後二者が推奨される。これらの10,000時間加熱後の高温強度を表23に示す。

その他、燃料タンク、エアークリーナーケース、エンジンカバー、クラッチカバー、オイルパンなどの絞り製品には、5052あるいは前述のボディシート材（例えば GV10）が用いられる。

4.6 トラックおよびバスに用いられる材料

トラックやバスのように全て営業用に使用され全走行距離も長い場合には、軽量化によるメリットは明確である。

適用される材料は1100（ステップシート）、2117（リベット）、2036, 6009, 6010, (ボディシート), 3003, 3004, 3005（バン型車の内外装）、5005, 5052, 5082, 5182, 6063（バン型車・バスの内外装、キャブ、あおりなど）、6061, 5052（バンパー）、7N01, 7003, 7016, 7146（構造材、バンパー）などである^{2), 7)}。

表21 鍛造用高力合金

合金	化 学 成 分 (%)										備 考
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Al	
2011	0.4	0.7	5.0~6.0					0.30		残	
2014	0.5~1.2	0.7	3.9~5.0	0.4~1.2	0.2~0.8	0.10		0.25	0.15	“	
2017	0.2~0.8	0.7	3.5~4.5	0.4~1.0	0.4~0.8	0.10		0.25	0.15	“	
2018	0.9	1.0	3.5~4.5	0.20	0.45~0.9	0.10	1.7~2.3	0.25	0.05	“	
2024	0.5	0.5	3.8~4.9	0.3~0.9	1.2~1.8	0.10		0.25	0.05	“	Al-Cu
2117	0.8	0.7	2.2~3.0	0.20	0.2~0.5	0.10		0.25	0.05	“	
2218	0.9	1.0	2.5~4.5	0.20	1.2~1.8	0.10	1.7~2.3	0.25	0.05	“	
2219	0.2	0.3	5.8~6.8	0.2~0.4	0.02	0.05~0.15 V	0.1~0.25 Zr	0.10	0.02~0.10	“	
2618	0.1~0.25	0.9~1.3	1.9~2.7		1.3~1.8		0.9~1.2	0.10	0.04~0.1	“	
4032	11.0~13.5	1.0	0.5~1.3		0.8~1.3	0.10	0.5~1.3	0.25	0.05	“	Al-Si
6061	0.4~0.8	0.7	0.15~0.4	0.15	0.8~1.2	0.04~0.35		0.25	0.15	“	Al-Mg-Si
6151	0.6~1.2	1.0	0.35	0.20	0.45~0.8	0.15~0.35		0.25	0.15	“	
7075	0.4	0.5	0.2~2.0	0.30	2.1~2.9	0.18~0.28		5.1~6.1	0.20	“	
7079	0.3	0.4	0.4~0.8	0.1~0.3	2.9~3.7	0.1~0.25		3.8~4.8	0.10	“	Al-Zn-Mg-Cu
7178	0.4	0.5	1.6~2.4	0.30	2.4~3.1	0.18~0.35		6.3~7.3	0.20	“	

表22 高力合金の諸性能

材 質	引 張 性 質				ブリネル かたさ (10/500)	せん断 強さ (kg/mm ²)	疲れ強さ (kg/mm ²)	縦弾性係数 ×1000 (kg/mm ²)	熱膨張係数 ×10 ⁻⁶ (20~100°C)					
	引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	伸 び (%)											
			板 (1.6mm)厚	棒 (12.7mmφ)										
2011-T3	38.5	30.0	—	15	95	22.5	12.5	7.2	22.9					
2011-T4	41.5	31.5	—	12	100	24.5	12.5	7.2						
2014-0	19.0	10.0	—	18	45	12.5	9.0	7.5	23.0					
2014-T4, -T451	43.5	29.5	—	20	105	26.5	14.0	7.5						
2014-T6, -T651	49.0	42.0	—	13	135	29.5	12.5	7.5						
2017-0	18.5	7.0	—	22	45	12.5	9.0	7.4	23.6					
2017-T4, -T451	43.5	28.0	—	22	105	26.5	12.5	..4						
2018-T61	43.0	32.0	—	12	120	27.5	12.0	7.6	22.3					
2024-0	19.0	7.5	20	22	47	12.5	9.0	7.5	23.2					
2024-T3	49.0	35.0	18	—	120	29.0	14.0	7.5						
2024-T4, -T351	43.0	33.0	20	19	120	29.0	14.0	7.5						
2024-T361	50.5	40.0	13	—	130	29.5	12.5	7.5						

表22 (つづき) 高力合金の諸性能

材質	引張性質			ブリネル かたさ (10/500)	せん断 強さ (kg/mm ²)	疲れ強さ (kg/mm ²)	縦弾性係数 ×1000 (kg/mm ²)	熱膨張係数 ×10 ⁻⁶ (20~100°C)	
	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%) 板 (1.6mm厚) 棒 (12.7mmφ)						
2117-T4	30.0	17.0	—	27	70	19.5	10.0	7.2	23.8
2218-T72	33.5	26.0	—	11	95	21.0	—	7.6	22.3
2219-0	17.5	7.5	18	—	—	—	—	7.5	22.3
2219-T42	36.5	19.0	20	—	—	—	—	7.5	—
2219-T31,-T351	36.5	25.5	17	—	—	—	—	7.5	—
2219-T27	40.0	32.5	11	—	—	—	—	7.5	—
2219-T62	42.0	29.5	10	—	—	—	10.5	7.5	—
2219-T81,-T851	46.5	36.0	10	—	—	—	10.5	7.5	—
2219-T87	48.5	40.0	10	—	—	—	10.5	7.5	—
2618-T6	45.0	38.0	10	10	—	—	—	7.2	22.3
4032-T6	38.5	32.3	—	9	120	26.5	11.0	8.0	19.4
6061-0	12.5	5.5	25	30	30	8.5	6.5	7.0	23.6
6061-T4,-T451	24.5	15.0	22	25	65	17.0	10.0	7.0	—
6061-T6,-T651	31.5	28.0	12	17	95	21.0	10.0	7.0	—
6151-T6	33.6	30.0	12	—	—	—	—	7.0	23.2
7075-0	23.0	10.5	17	16	60	15.5	—	7.3	23.6
7075-T6,-T651	58.5	51.5	11	11	150	33.5	16.0	7.3	—
7079-0	23.0	10.5	17	16	—	—	—	7.3	23.6
7079-T6,-T651	55.0	48.0	—	14	145	31.5	16.0	7.3	—
7178-0	23.0	1.05	15	16	—	—	—	7.3	23.4
7178-T6,-T651	62.0	55.0	10	11	—	—	—	7.3	—
7178-T76,-T7651	58.5	51.5	—	11	—	—	—	7.2	—

表23 高力合金の耐熱性 (10,000時間加熱後の高温強度)

試験温度 (°C)	2024-T81, T851			2219-T81, T851			2618-T61		
	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)
24	49.2	45.7	7	46.4	35.2	12	45.0	38.0	10
100	46.4	43.6	8	42.2	33.0	15	43.6	38.0	10
149	38.7	34.4	11	34.5	28.1	17	35.2	30.1	14
204	19.0	14.0	23	25.3	20.4	20	22.5	18.3	24
260	7.7	6.3	55	20.4	15.5	21	9.1	6.3	50
316	5.3	4.2	75	4.9	4.2	55	5.3	3.2	80
371	3.5	2.8	100	3.1	2.6	75	3.5	2.5	120

5. おわりに

一時期、アルミニウムは電力多消費型素材として一部の非難を受けたことがある。事実、地金コストにしめる電力費の比率は非常に大きい、しかしながら、アルミニウムは軽量であるが故に運輸関係、とくに自動車に使用された時、その直接的な省エネルギー効果は大きく、さらに間接的にも、リサイクリングに適する(1/28のエネルギーで再生可能)、加工が容易、耐食性がすぐれるため補修が省略できかつ長期使用が可能など、総合的に見ればアルミニウムを

使用することによる省資源、省エネルギーの効果はきわめて大きい。ただアルミ化による初期のコスト・アップは避けられず、当面まさしく、イバラの道を歩まねばならないであろう。

本報では自動車の軽量化の意義、海外でのアルミ化の現状および適用しうるアルミニウム材料についてとりまとめた。しかしながら、あまりに大きな分野でかつ重要な課題であるが故に、ごく限られた言及しかできなかった。この点、お詫び申しあげるとともに、本稿が関係者に何らかの御参考になれば、筆者の喜びとするところである。

謝辞：本稿をまとめるに際し、（社）軽金属協会および米国の The Aluminum Association, Inc. の資料を多く引用させていただいた。また弊社・技術研究所の各位より有益な助言をいただいた。記して深く感謝の意を表したい。

文 献

- 1) 例えば、The Aluminum Association: Report 12, Use of aluminum in automobiles-Effect on the energy dilemma (1977), J.Panzer: Automotive Engineering Congress and Exposition (1976), A.C. Malliaris, H.Hsia and H. Gould: Automotive Engineering Congress and Exposition (1976).
- 2) G.A. Alison: トラック・バスの軽量化技術講演会資料(1978).
- 3) 軽金属協会資料：自動車へのアルミニウムの使用—省エネルギー効果（昭和53年8月）

- 4) The Alluminum Association: Report T9, Data on aluminum alloy properties and characteristics for automotive application (1978).
- 5) J.L. Abernathy: Automotive Engineering Congress and Exposition (1976).
- 6) Modern Metals 33 [1] (1977) 31.
- 7) 軽金属圧延工業会：アルミ化によるトラック・バスの経済性 (1978).
- 8) 塩田信雄：アルミニウム，No. 575 (1978). 28.
- 9) J.W. Evancho and J.G. Kaufman: SAE paper 770307(1977).
- 10) Y. Baba, T. Fukui, A. Takashima and S. Terai: 6 Internationale Leichtmetalltagung Leoben-wien (1975).
- 11) 金子正文：アルミニウム，No. 573 (1978), 11.