

論 文

アルミニウム黄銅復水器管のフジツボ
付着下の腐食*

永田公二** 須藤久治***
田部善一*** 川辺允志****
加戸隆介***** 橋高二郎*****

Corrosion Behaviour beneath the Attachment of
Barnacle on Aluminium Brass Condenser Tube

Koji Nagata, Kyuji Sudo, Zen-ichi Tanabe,
Atsushi Kawabe, Ryusuke Kado and Jiro Kittaka

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウム黄銅復水器管のフジツボ 付着下の腐食*

永田公二** 須藤久治***
田部善一*** 川辺允志****
加戸隆介***** 橋高二郎*****

Corrosion Behaviour beneath the Attachment of Barnacle on Aluminium Brass Condenser Tube

Koji Nagata, Kyuji Sudo, Zen-ichi Tanabe,
Atsushi Kawabe, Ryusuke Kado and Jiro Kittaka

Aluminium brass condenser tubes suffer from ring-like corrosion accompanied intergranular corrosion beneath the barnacle attached. Immersion tests of aluminium brass sheet with barnacles were performed under various conditions such as the alive conditions of barnacle, sea water condition (aerobic or anaerobic) and immersion time in order to make clear the corrosion mechanism. Ring-like corrosion was successfully reproduced in the specimens with dead barnacle and/or after death of barnacle regardless of sea water conditions. The intergranular corrosion process is considered as follows.

1) A barnacle dies. 2) Body is decomposed. 3) Oxygen inside the wall is consumed. 4) Inside the wall anaerobic condition is formed. 5) Inside the wall sulphate reducing bacteria is grown. 6) Sulphate in the seawater is reduced to S^{2-} inside the wall. 7) S^{2-} is transferred to the contact edge between outer lamina of wall and outer lamina of basis. 8) Local cell between inside part of the wall (anode) and outside of the wall (cathode) is formed. 9) Anode area suffers intergranular corrosion peculiar to corrosion morphology by seawater containing S^{2-} .

1. 緒 言

海水を冷却水とする復水器管として、アルミニウム黄銅管が広く使用されている¹⁾が、最近、アルミニウム黄銅管内面にフジツボを始めとする生物が付着し、これに起因する腐食を経験することが多くなってきた。復水器管内面に海生々物が付着しやすくなった理由として、(1)復水器管の生物汚損対策として従来から実施されてきた塩素処理が環境規制のため、十分に実施できなくなった。

(2) 防食対策としての鉄注入によって管内面に鉄皮膜が形成され、銅合金の有する生物滅菌作用が隠蔽される傾向にある。(3) 火力発電所ピークロード運転の一般化により起動停止が増加し、このため、管内冷却海水停止の機会が増加し、各種の海生々物が付着しやすくなつた等、を挙げることができる²⁾。

フジツボ付着に伴い、生じる可能性のある腐食機構とその形態を列挙すると次のようである。

(1) 流体せん断応力の増大によるフジツボ周辺の保護皮膜の破壊（潰食）

(2) フジツボ付着部とその周辺部における酸素、あるいはイオン濃度の濃淡による電池形成（隙間腐食）

(3) フジツボの排泄物、分泌物によるフジツボ直下での液性（pH、酸、アンモニア）の変化（全面腐食）

* 第32回腐食防食討論会（昭和60年8月、於・札幌市）にて発表

** 技術研究所金属材料研究部、工学博士

*** 技術研究所金属材料研究部

**** 栗田工業株式会社（当時関西電力株式会社）

***** 北里大学水産学部、農学博士

(4) フジツボの死滅による軟体部の分解に伴う嫌気性霧囲気の形成→硫酸塩還元細菌の増殖→イオウイオンの生成(汚染海水腐食)

この内、(1)はフジツボ付着特有の現象というより一般的の“固体物”閉塞部下流でも見られる、いわゆる、デポジットアタック^{3,4)}であるので、本報の対象外とした。

実機復水器アルミニウム黄銅管に生じ、本報にて研究対象とする腐食形態をFig. 1に示す。腐食はフジツボ付着直下で発生したもので、輪郭に沿ってリング状に、フジツボ底盤下では放射状に、また、中心部で点状に侵食されており、どの部分も粒界腐食を伴う点に特徴がある。このような特異な形態の腐食の発生に対し前記の(2)~(4)の腐食機構のうち、いずれがより支配的であるかを明らかにする必要がある。まず、(2)は、いわゆる、“隙間腐食”である。ステンレス鋼については辻川ら⁵⁾によりフジツボ付着下での腐食が酸素濃淡電池によることが実証されているが、銅合金、少くともアルミニウム黄銅においてはその表面皮膜の特性上、酸素濃淡電池による腐食は生じ難いとするのが通説である。一方、イオン濃淡電池は銅合金において一般的な腐食機構と考えられているが、この場合、異物付着直下がカソードに、その周辺がアノードになるのでこのような機構が支配的である場合にはFig. 1に示した腐食形態にはならない。この点については確認しておく必要がある。(3)については、フジツボの排泄物は外套腔に出されるが、蓋の開口部を通じて殻外に放出

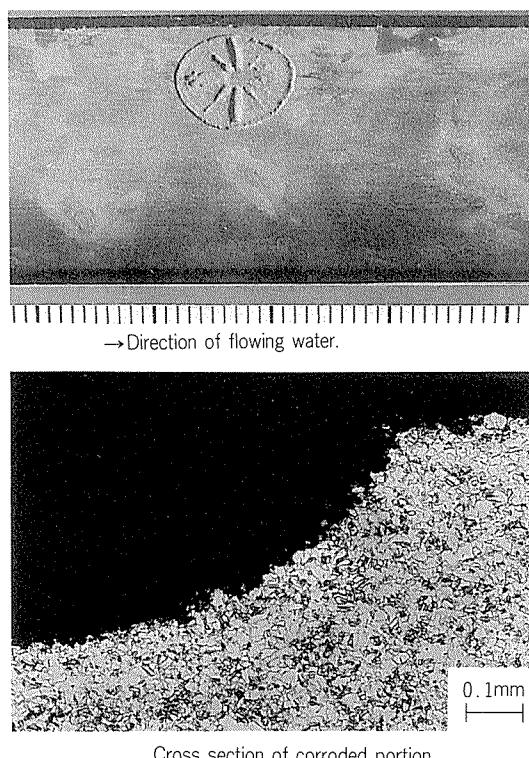


Fig. 1 Morphology of the ring-like corrosion under the barnacle, which was found on aluminium brass condenser tube in-service.

されるため、その影響がフジツボ直下にまで及ぶとは考えられない。フジツボ底盤は炭酸カルシウムを主体とし、その下面には接着物質としてキノン交錯結合蛋白といわれるセメント物質が存在する⁶⁾。これらの物質がフジツボ付着下の液性を変化させると考えられない。Fig. 1に示したように、フジツボ直下の腐食が粒界腐食を伴うものであって、アルミニウム黄銅の海水中での粒界腐食がイオウイオン存在下でのみ生じることから、(4)項が本報の現象に係わっている可能性が大きいと推定される。しかし、このようなフジツボ付着直下におけるリング状の特異な腐食は、実機のアルミニウム黄銅復水器管でしばしば経験されているにもかかわらず、その生成過程、特に硫化物が関与するであろう過程に関しては詳細な検討が行われていない。

本報では、フジツボをアルミニウム黄銅板上に養生させた後、人工的に死滅させる等の幾つかの条件下での生物実験を行い、フジツボの生死とアルミニウム黄銅の腐食発生との関係を調査した。その結果に基づき、生態学的観点も加味して腐食機構の考察を行った。

2. フジツボの構造と付着形態

タテジマフジツボの縦断面を模式的に示すとFig. 2のようである。殻は炭酸カルシウムからなる周殻と底盤によって構成され、その内部に軟体部が存在する。軟体部は上部の蓋板(楯板と背板)を介して流入する海水によって常に浸されている。周殻と底盤はともにFig. 3に示すように内層と外層の二層の板が隔壁によって繋がった構造になっている。ただし、底盤縁辺部は外層のみが存在し、しかも、Fig. 2のAで示すように外周へ向って厚さが薄くなっている。また、底盤の中心部は付着初期に形成された部分であるため、Fig. 2のBで示すように一

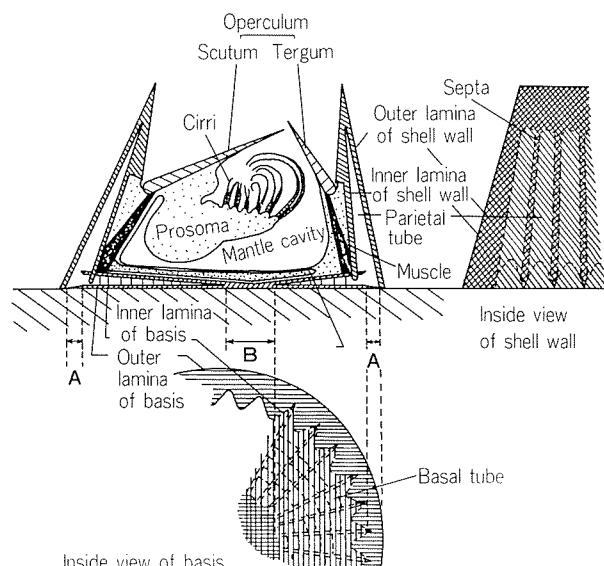


Fig. 2 Diagram of the structure of *Balanus amphitrite*.

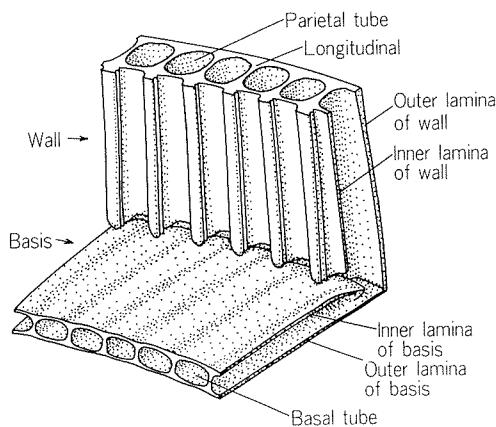


Fig. 3 Inner view of a piece of removed wall (lateral) and basis in barnacle.

層構造で厚さが薄く、中心部以外にもところどころ放射状に内層の存在しない一層構造の部分が存在する。したがって、底盤の縁辺部及び中心部では放射状に炭酸カルシウムの厚さの薄い一層構造の部分が存在することになる。フジツボ直下において、アルミニウム黄銅に生じた腐食は前述のように、底盤縁辺部及び中心部において放射状に存在する一層構造の部分に対応するものと考えられる。周殻と底盤の連結部においては、Fig. 3 に示すようにいずれの内層も鋸歯状構造となり、両内層が歯車のように噛合った状態となっているが、両内層の噛合せは完全ではなく、隙間が存在している。このことは殻内部の液状物が隙間を通して容易に底盤縁辺部の一層構造の部分に到達し得ることを示しており、仮りに殻内部の液状物がイオウイオンを含む場合には、この一層構造の不完全部を通じ、その下部のアルミニウム黄銅が汚染海水腐食（粒界腐食）を受けることになる。

3. 隙間腐食実験

アルミニウム黄銅は異物付着下隙間部での腐食が生じないといわれている。この点を確認するために、テフロンとの人工隙間について海水浸漬実験を行った。Fig. 4 に隙間の構成を示す。試料はアルミニウム黄銅板とアルミニウム合金5052板である。77日間天然海水に浸漬した後、テフロンシートとの接触面を観察した。アルミニウム黄銅板面には腐食痕が見られなかった。5052板にはFig. 5 に示すように最大深さ0.65mmに達する局部腐食がテフロンシート外周に近い個所にのみ発生し、テフロンシート接触面以外には顕著な局部腐食を生じていなかった。

以上の結果から、アルミニウム黄銅には少くとも酸素濃淡電池の形式に関係する隙間腐食の発生はないと結論付けられた。

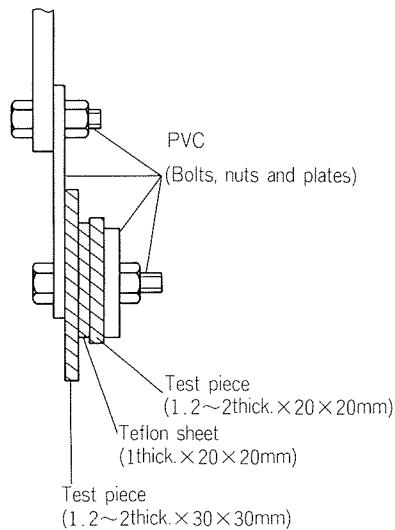


Fig. 4 Schematic illustration of the specimen for crevice corrosion.

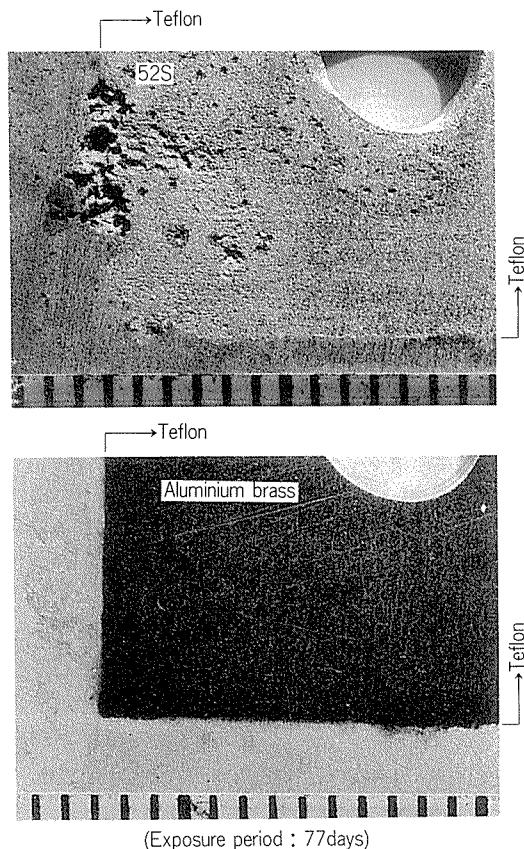


Fig. 5 Result of the crevice corrosion test.

4. フジツボ付着直下での腐食実験

4.1 実験方法

1984年5月から1.5か月間、 $2.7 \times 7.6\text{cm}$ のアルミニウム黄銅板を天然海水中に浸漬し、タテジマフジツボを付着させた。ついで、試片上にできるだけ均一にフジツボが付着した状態になるように間引き、陸上水槽の流水中で1984年9月まで飼育した。

これらのフジツボを試片単位で Table 1 に示す 4 種類の状態、すなわち、(1) 活きた状態、(2) 死滅させた後、殻内に軟体部を残存させた状態、(3) 死滅させた後、軟体部を殻外に取り出し、周殻と基盤を残存させた状態、(4) 死滅させた後、軟体部、周殻とも除去し、基盤のみ残存の状態に、それぞれ調整した。これらのフジツボ付着試片を好気性と貧酸素性の 2 種類の海水水槽に浸漬した。浸漬期間中、毎日一回アルテミア幼生を給餌したが、フジツボ死滅後は取止めた。浸漬は 9 月 17 日より 20 日間と 60 日間としたが、その間、適時海水を補給し、20 日目、

Table 1 Test conditions
(a) Barnacles

Sample No.	Barnacles		
	Alive or dead	Body	Shell wall
1	Alive	Exist	Exist
2	Dead ⁽¹⁾	Exist	Exist
3	Dead ⁽¹⁾	Removed	Exist
4	Dead ⁽¹⁾	Removed	Removed

(1) frozen to death at -20°C

(b) Sea water

Water tank	Sea water
Aerobic	Bubbling air
Anaerobic	Removing oxygen ⁽¹⁾ and then covering the water surface with plastics film

(1) Bubbling nitrogen gas and adding sodium sulfite

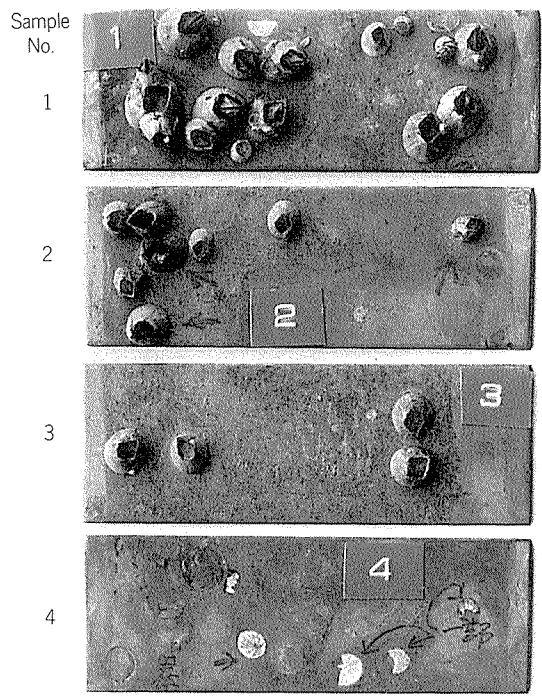


Fig. 6 Appearance of four kinds of aluminium brass plate attached with alive/dead barnacles.
Sample No. of 1 to 4 is the same as shown in Table 1.

40 日目には全量換水した。浸漬期間中、水質(DO, COD, pH, NH₄⁺, S²⁻)、水温、酸化還元電位を測定した。20 日間浸漬後の試片の外観の一例を Fig. 6 に示す。

浸漬終了後、試片を水槽から引上げ、直ちにフジツボ殻内及び周辺の pH、試片の自然電位を測定した。自然電位の測定には擬似マイクロチップを用いた。その後、フジツボをカッターナイフで取除き、試片表面及び取除いたフジツボ裏面を EDX 分析に供した。試片は酸洗後、スケール下部での腐食発生状態を観察し、代表個所についてミクロ組織観察を行った。

4.2 実験結果

4.2.1 暴露環境

水質測定結果を Fig. 7 に示す。好気性水槽の海水の DO は 5 ~ 8 mg/l、貧酸素性水槽の DO は徐々に低下し、10 日目以降ではほぼ 0.2 ~ 0.6 mg/l であった。水温は 10 ~ 21 °C、pH は 8.0 ~ 8.5、COD は 0.6 ~ 3.2 mg/l、NH₄⁺-N は 0.01 ~ 0.46 mg/l で、これらは両水槽に差異はなかった。酸化還元電位は好気性水槽では初期(換水直後も)110 mV で、その後、240 mV まで増加し、貧酸素性水槽では好気性水槽より 20 ~ 30 mV 低い値を示したが、大きな差とは言い難かった。S²⁻ は一時期を除き 0.02 mg/l 以下で、清浄海域での値と同程度であった。

4.2.2 暴露中のフジツボの状況

貧酸素性水槽では、DO が 1 mg/l 以下に低下した 3 日

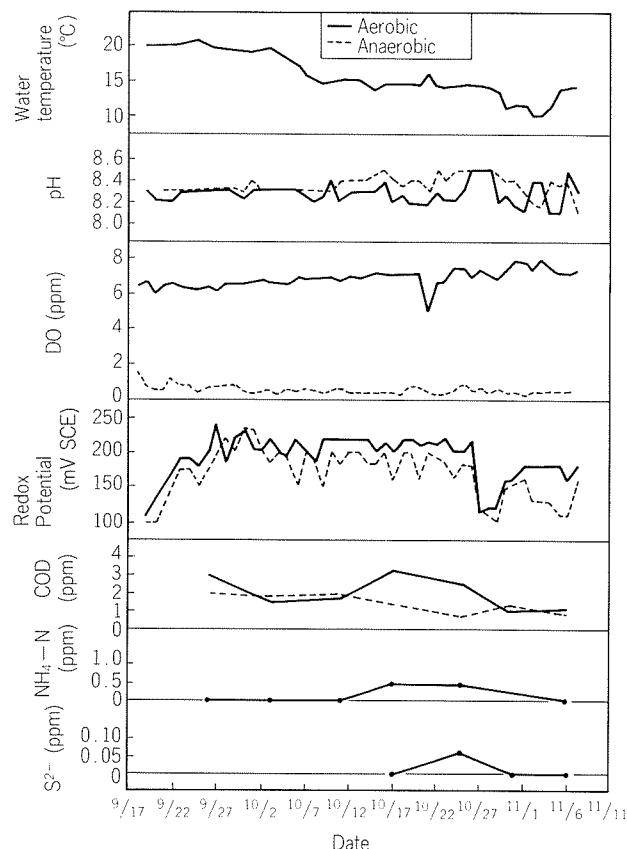


Fig. 7 Result of analysis of seawater in the water tanks.

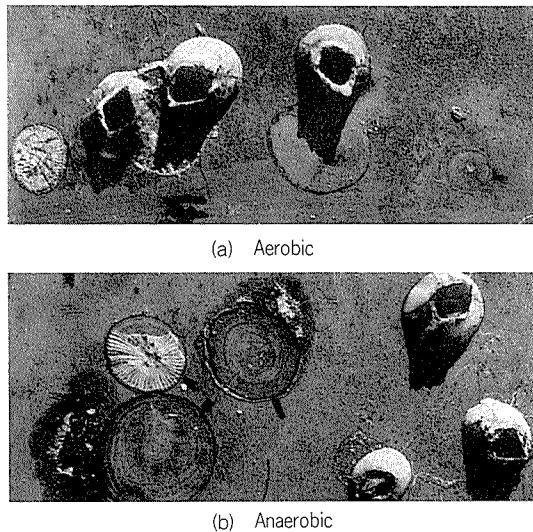


Fig. 8 Appearance of sample 1 after exposing to aerobic/anaerobic sea water for 60 days.

目にフジツボが死滅した。好気性水槽でも25日目から死に始め、35日目で全部死滅した。

4.2.3 暴露終了後の外観

Fig. 8 に60日間浸漬後のサンプル1の外観の一例を示す。フジツボの一部は、その基盤を含めカッターナイフで除去してある。

試片表面は全体に黄褐色～灰褐色を呈していた。各試片には2～15個のフジツボが付着しており、その大きさは最大で径9.5mm、高さ5.5mmであったが、大半のものは径5～8mm、高さ3mm前後の小型のものであった。軟体部を残存させたサンプルにおいても、蓋板の脱落や軟体部の脱落が認められるものがあった。軟体部が殻内に残っている場合には軟体部の色が黒灰色となり、腐敗臭がした。底盤のみを残存させた貧酸素性海水浸漬試料では、それが脱落して付着痕のみが観察される場合が多くかった。60日後には、緑青が底盤に付着したものやFig. 8 に示したように基盤に沿ったリング状の凹みの生じた個所が観察された。

4.2.4 暴露終了直後のフジツボ殻内及び周辺のpH

フジツボ殻内及び周辺のpHは最低5.8、大半が6.8～7.2であり、フジツボ殻内と殻外との間に大差は認められなかった。これは排泄物の影響が試片上に及ぼないこと並びに、セメント物質の影響もないことを裏付けている。

4.2.5 暴露終了直後のフジツボ殻内及び周辺の電位

20日及び60日間浸漬試片のフジツボ殻内及び周辺の自然電位は特例を除けば、-250～-300mV SCE程度で、銅合金の海水中での自然電位として普通のものであった。

4.2.6 フジツボ剥離後試片の状況

フジツボ付着痕を数か所～十数か所選び、フジツボを除去した後、各試片の腐食状況を目視観察した。20日間浸漬後の試料において、フジツボ基盤の裏面は白色を呈するものが多いが、外周に近い部分ではリング状あるいは

点状に黒色を呈するものがあった。この黒色模様は、海水中の酸素が少かった貧酸素性海水水槽に浸したサンプル2に多かった。一方、アルミニウム黄銅板上でもフジツボ基盤痕にフジツボ周殻外層の内側にリング状の黒色スケールがみられ、更に、このスケールの下に白色スケールの生成している場合もあった。スケール除去後、この部分に最大0.05mmの深さの腐食が認められた。60日間浸漬試片の外観状況をTable 2に示す。フジツボの生・死に關係なく、これを含むサンプル1、2では、貧酸素性海水はもとより好気性海水でもフジツボ基盤下にリング状に黒色スケールの生成と腐食がみられた。一例をFig. 9に示す。腐食は粒界腐食を伴うもので、その深さは20日間浸漬の場合より進行しており、最大0.1mmに達していた。なお、生体を予め取除いたサンプル4を貧酸素性海水水槽に浸した場合にはフジツボ基盤下に緑青を生じていた個所がみられたが、腐食は生じていなかった。

Table 2に基づき、腐食発生傾向を整理しTable 3に示した。サンプル1はフジツボ生存状態にて試験したものであるが、フジツボは貧酸素性海水においては浸漬後数日で、好気性海水においては浸漬後25～35日でそれぞれ全て死滅したため、結果的にはサンプル2、すなはち、始めから死滅した軟体部を殻内に存在させたものと同一条件であったとみなされた。軟体部の存在しないサンプル3、4において3か所に腐食を生じていたが、これは

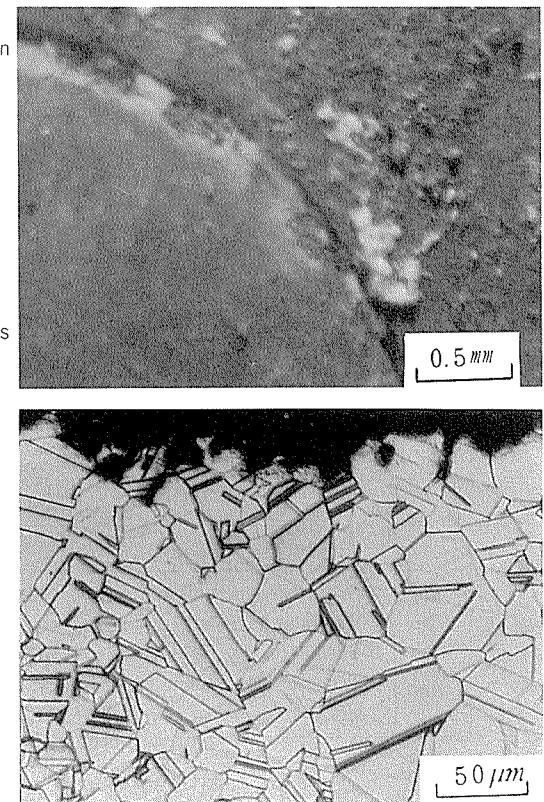


Fig. 9 Appearance and cross section of corroded portion along the wall.

Table 2 Scale and corrosion of the aluminium brass plate after removing barnacles. (After 60days exposure)

Name of sample	Name of barnacle	State of barnacle	Anaerobic				Aerobic						
			Scale		Corrosion		Name of sample	Name of barnacle	State of barnacle	Scale		Corrosion	
			Along the wall	Under the basis	Along the wall	Under the basis				Along the wall	Under the basis	Along the wall	Under the basis
1	A	●	●	○	●	○	1	A	○	○	○	○	
	B	○	●	○	●	○		B	○	⊕	○	○	
	C	○	⊕	⊕	⊕	⊕		C	●	○	●	○	
	D	●	●	○	●	●		D	●	○	●	○	
	E	●	●	○	●	○		E	●	⊕	○	○	
	F	●	●	○	●	○		F	●	⊕	●	○	
	G	●	●	○	●	○		1	○	○	○	○	
	H	●	●	○	●	○		2	○	○	○	○	
	I	○	⊕	○	●	○		A	○	○	○	○	
	J	●	●	○	●	⊕		B	●	●	●	○	
2	A	○	●	○	○	○	2	C	●	●	●	○	
	B	○	○	○	⊕	○		D	●	●	●	○	
	C	○	⊕	⊕	⊕	○		E	●	○	○	⊕	
	D	○	⊕	⊕	⊕	○		F	●	●	●	○	
	E	○	⊕	⊕	⊕	○		G	●	●	●	○	
	F	○	●	●	○	○		1	○	●	●	○	
	G	○	●	●	⊕	○		イ	○	⊕	○	○	
	1	○	●	●	⊕	○		A	○	○	○	○	
	2	○	●	●	⊕	○		B	○	○	○	○	
	3	○	●	●	⊕	○		C	○	○	○	○	
3	4	○	●	●	⊕	○	3	D	○	○	○	○	
	5	○	●	●	⊕	○		E	○	○	○	○	
	イ	○	●	●	⊕	○		F	○	○	○	○	
	ロ	○	●	●	○	○		G	○	○	○	○	
	1	○	●	●	○	○		1	○	○	○	○	
	2	○	●	●	○	○		2	○	○	○	○	
	3	○	●	●	○	○		3	○	○	○	○	
	イ	○	●	●	○	○		4	○	○	○	○	
4	A	○	○	○	○	○	4	A	○	○	○	○	
	B	○	○	○	○	○		B	○	○	○	○	
	イ	○	○	○	○	○		C	○	⊕	○	○	

	State of barnacle	Scale				Corrosion	
		○	○○	⊕	●		
●	Body with operculum	○	As metallic colour			None	
○	Wall and basis left	○○	Tarnish film of brown				
○	Basis left	⊕	Tarnish film of black-brown				
○	Trace of attachment left	●	Black scale deposited				
○		●	White and black scale deposited				
			Slightly roughening				
			Occured				

Table 3 Occurrence rate⁽¹⁾ of corrosion.

Sample No.	Aerobic		Anaerobic	
	After 20days	After 60days	After 20days	After 60days
1	1 / 8	3 / 6	3 / 14	9 / 10
2	0 / 6	4 / 7	4 / 8	5 / 12
3	0 / 6	0 / 7	1 / 4	1 / 4
4	1 / 9	0 / 7	0 / 13	0 / 2

(1) Number of barnacles under which corrosion occurred
Number of barnacles on the plate

浸漬試験開始までの養生期間に天然海水中または陸上水槽での飼育中に死滅し、腐食を生ぜしめていたものと考える。Table 3 にみる限り、腐食の生じたのはサンプル 1, 2 であって、CaCO₃の底盤が付着しただけのものや、軟体部の存在しないフジツボにおいては腐食は生じなかった。これは死滅した軟体部の存在が腐食に関係していることを示すものである。また、海水中の溶存酸素量についても、貧酸素性海水における方が腐食を生じやすい傾向にあった。20日間浸漬試料より60日間浸漬試料の方が腐食深さも大きくなり、また発生率も高くなっていた。腐食が発生したサンプル 1, 2 について、フジツボの大きさと腐食の発生との関係を検討したが、両者に相関は認められなかつた。これらをまとめると次のようになる。

(1) 裸内に軟体が存在する場合には、生・死を併わせ71例中29例(40%)にフジツボ底盤縁辺部に接した位置にリング状に粒界腐食を伴う腐食がみられた。一方、軟体を含まない場合には、21例中2例(10%)に、底盤だけの場合には31例中1例(3%)に腐食がみられたにすぎなかつた。

(2) フジツボが生きており、殻内の海水が好気性であった20日間浸漬サンプルでは22例中4例(18%)に腐食が発生したにとどつた。殻内に死滅した軟体が残留し、殻内海水が貧酸素性になったと思われるサンプルでは49例中25例(51%)に腐食がみられた。浸漬期間が60日の場合には死滅した軟体が残留している35例中21例(60%)に腐食がみられ、20日の場合より腐食発生率が高かつた。

(3) フジツボ直下腐食の発生条件は次のようにある。

A : 海水の好気性・貧酸素性によらず殻内に死滅したフジツボを含む場合

一方、次の条件下では腐食は生じない

B : 軟体が生きている場合

C : 海水中の酸素の多寡に関係なく、殻内に軟体を含まない場合

D : 底盤のみ残存する場合

4.2.7 緑青及び腐食発生部のスケール分析

殻内に残された死滅していたフジツボの中味、その底部に腐食を生じたフジツボ底盤の裏面及びリング状に黒色スケールを形成していたアルミニウム黄銅腐食部の

EDX 分析結果を Fig. 10 に示す。

フジツボ殻内に残存していた軟体部にはClが強く検出され、Na, Ca, Mg, S, P等も検出された。これらは海水成分に由来するものと考えられた。なお、内蔵にはZnも検出されたが、フジツボは海水中のZnを蓄積することが知られている^{7,8)}ので、これが関与したものであろう。フジツボ底盤裏面の白い部分からCaが強く検出されたが、これは底盤の主成分であるCaCO₃に由来するものと考えられる。底盤裏面の黒色スケールからCa以外にCuとSが強く検出され、Clもかなり強く検出された。アルミニウム黄銅表面の黒色スケールからもCuとSが強く検出されたことから、このスケールがフジツボ裏面に転写したものと推定される。なお、金属表面の黒色スケール下部には白色スケールがみられたが、これからはCu, Clが検出され、塩基性塩化銅を生成していたものと考えられる。

腐食部以外のサンプル表面のうち、フジツボ直下の黄褐色部、暗褐色部、赤褐色部とともにCuが最も強く検出されるとともにZnも検出され、Clは僅かに認められる程度であった。フジツボ非付着部にはCuが強く検出され、Zn, Ca, Siが検出されたのみで、ClやSは軽微であった。

5. 考 察

フジツボを付着させたアルミニウム黄銅板を海水に浸漬させたところ、実際の復水器管に生じるのと同様、周殻外層内側下部に、リング状の腐食が粒界腐食を伴う形で生じた。粒界腐食部の黒色スケールからはCu, Sが強く検出され、これはCu₂Sの生成によるものと考えられた。このスケールは硫化物汚染海水下のアルミニウム黄銅に生成するスケールであり、フジツボ直下のこれと接するアルミニウム黄銅表面が極めて強い腐食性の環境になっていたことを示している。黒色スケールの下部に存在した白色スケールからはCu, Clが強く検出され、Cu₂(OH)₃Clを生成していたものと推定された。この腐食生成物は本合金の海水中での一般的な腐食生成物であるが、特に海水が硫化物で汚染している場合に観察される。以上のスケール生成と腐食形態並びに Table 3 にまとめたフジツボ生体の生死と腐食発生の因果関係から、フジツボ付着下での腐食はフジツボの死滅による汚染海水腐食であつて、フジツボが生きている間に生じる排泄物による腐食あるいは底盤下部での隙間腐食ではないと結論された。実際の復水器管にみられる腐食現象は、たまたまフジツボが死滅して、軟体部が殻内に残留していた個所に限つて生じているのであろう。事実、一本のアルミニウム黄銅管に多数のフジツボが付着している場合でも、フジツボ付着直下に腐食が生じているのは必ずしも多くない。

有機物の分解過程は、有機物を (CH₂O)₁₀₆(NH₃)₁₆H₃PO₄で表わした場合次の3段階の順に生じ、最終段階

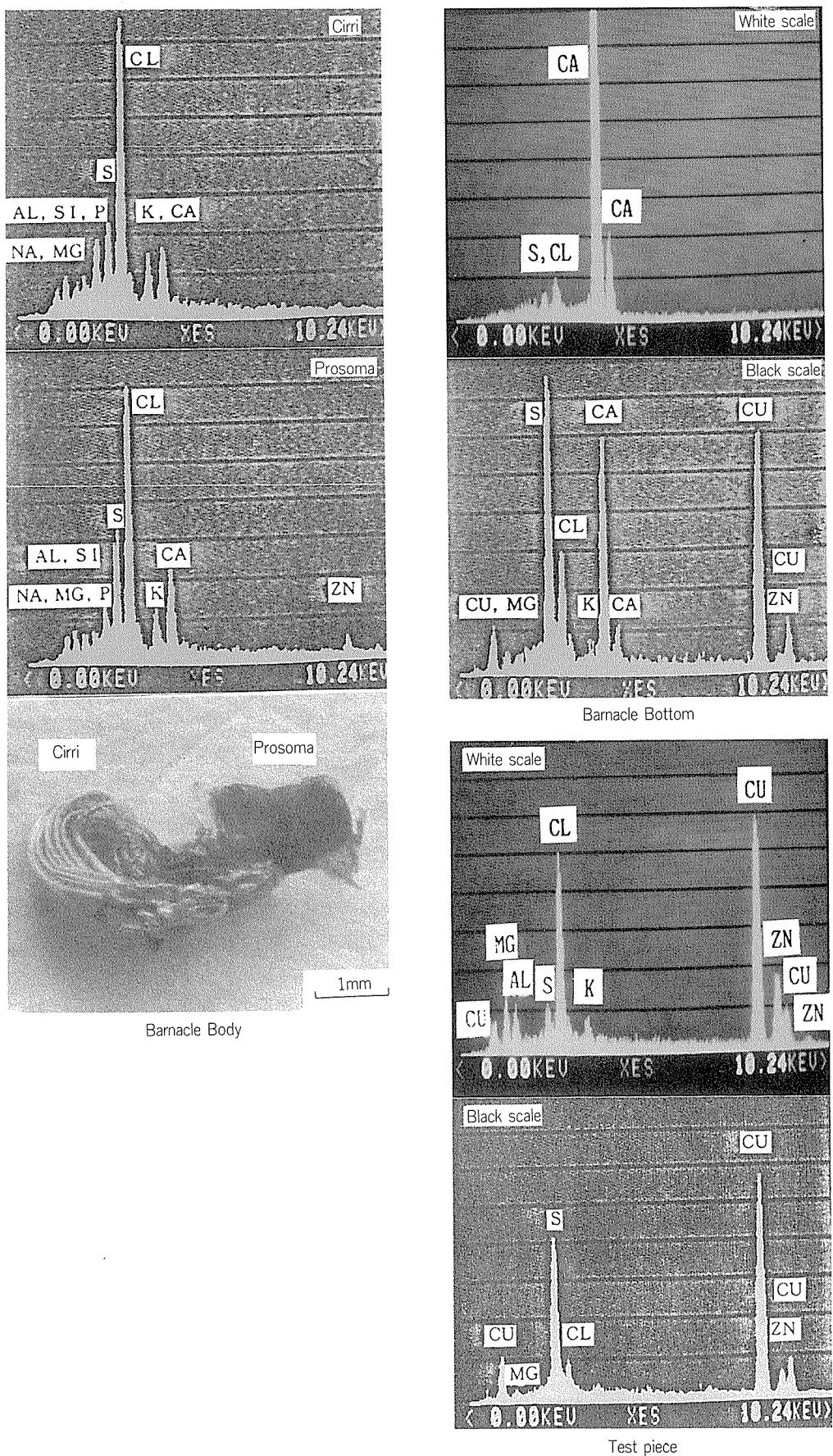


Fig. 10 Result of EDS analysis of corroded test piece.

にて SO_4^{2-} の酸化により S^{2-} が発生する⁹⁾。

- (1) $(\text{CH}_2\text{O})_{106}(\text{NH}_3)_{16} \text{H}_3\text{PO}_4 + 138\text{O}_2 \rightarrow 106\text{CO}_2 + 122\text{H}_2\text{O} + 16\text{HNO}_3 + \text{H}_3\text{PO}_4$
- (2) $(\text{CH}_2\text{O})_{106}(\text{NH}_3)_{16} \text{H}_3\text{PO}_4 + 84.8\text{HNO}_3 \rightarrow 106\text{CO}_2 + 42.4\text{N}_2 + 148\text{H}_2\text{O} + 16\text{NH}_3 + \text{H}_3\text{PO}_4$
- (3) $(\text{CH}_2\text{O})_{106}(\text{NH}_3)_{16}\text{H}_3\text{PO}_4 + 53\text{SO}_4^{2-} \rightarrow 106\text{CO}_2 + 53\text{S}^{2-} + 16\text{NH}_3 + 106\text{H}_2\text{O} + \text{H}_3\text{PO}_4$

Eiford ら¹⁰⁾は動物性大型海生々物を10%含む静止海水中のpH, アンモニア, 硫黄イオン濃度を約30日にわたって連続測定し, 試験開始後直ちにpH値の低下を, 次いでアンモニア濃度の上昇, 5日間経過頃から硫黄イオンの急激な上昇を観察した。この測定結果は前述の有機物の3段階にわたる分解過程での生成物とよく一致している。海水中の酸素の欠乏は試験開始3日目頃よりはじまったということであり, この頃より嫌気性の硫酸塩還元バクテリアの作用が活発になり硫黄イオンが生成されはじめたのであろう。

フジツボが死滅すると殻内で軟体の腐敗がはじまり, まず好気的分解が行われるが, 殻内の酸素が消費され尽すと, 殻外からの酸素の拡散は蓋板によって妨害されることと相俟って嫌気的雰囲気となり, 殻内に存在する有機物を利用して硫酸塩還元細菌が増殖し, 殻内の海水中の SO_4^{2-} を還元して S^{2-} を生成させる。死滅したフジツボの軟体部腐敗後の殻内の海水中には, 多量の硫酸塩還元細菌が存在することが確認されている¹¹⁾。生成した S^{2-} は殻内の海水中を拡散していくが, 最初に周殻外層内側の底盤縁辺部の炭酸カルシウムの極めて薄い一層構造部分

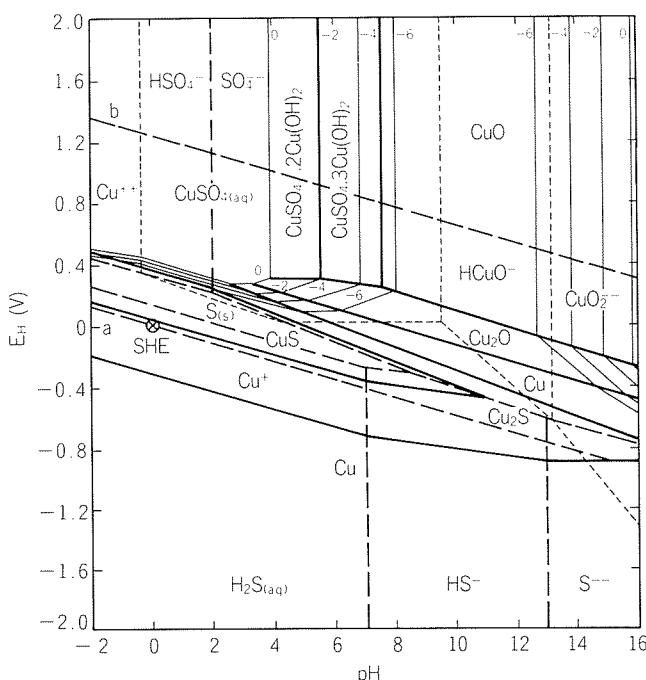


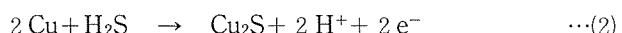
Fig. 11 Potential-pH equilibrium diagram for the copper-sulfur-water system at 25°C, for unit activities of the sulfur ligands. (Duby¹²⁾)

を侵し, 硫化物汚染水腐食を発生させるものと考えられる。なお, 実際の復水器管でみられるリング状以外の放射状及び中心部点状の粒界腐食については, 底盤の中心部は炭酸カルシウムの厚さが薄く, また, 放射状に伸びた一層構造を示す部分が存在するため, S^{2-} の金属面への浸透が容易に進行しやすいためであると考えられる。

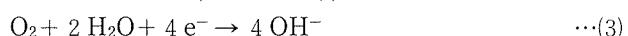
Fig. 11に $\text{Cu}-\text{S}-\text{H}_2\text{O}$ ($S=10^{-1} \sim 10^{-4}\text{mol/l}$)系のpH-電位図¹²⁾を示すが, いわゆる, 汚染海水における嫌気的雰囲気での腐食生成物は Cu_2S であることが分る。

本腐食におけるアノード部は, 腐食発生位置からみてフジツボ直下部であり, アノード反応としては初期の好気的雰囲気では下記の式(1), 後期嫌気的雰囲気では下記の式(2)と考えられる。他方, カソード反応はフジツボ周殻外側の周辺部で生じ, その反応は式(3)で示される酸素還元反応と考えられる。上記アノード, カソード反応の分極曲線を模式的に示すとFig. 12のようである。

●アノード反応 (フジツボ内)



●カソード反応 (フジツボ外)



したがって, フジツボ直下という小さいアノードが, その周辺の大面積のカソードに取囲まれるといった腐食環境が形成されることになる。しかも, 海水中の酸素量は豊富で式(3)は活発に進行するので, フジツボ内の S^{2-} 量が本腐食反応を律速することになる。しかし, 密閉に近いフジツボ内で生成される S^{2-} 量には限界があるため, 腐食も際限なく進行するとは考えられない。実際, 本腐食による穿孔事故は報告されておらず, 今後も穿孔に至ることはないものと推察される。

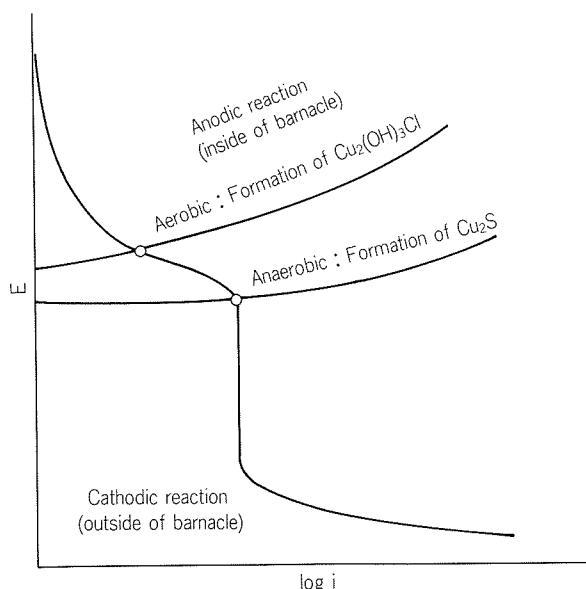


Fig. 12 Graphical presentation of corrosion reaction of aluminium brass in the anaerobic and aerobic conditions.

6. 結論

フジツボを付着させたアルミニウム黄銅板の海水浸漬実験により、実際の復水器管のフジツボ付着直下に発生するものと同じ粒界腐食を再現させることができた。さらに、この腐食の発生進行過程として次のものが考えられた。

フジツボの死滅→フジツボ殻内での軟体部の分解による溶存酸素の欠乏→嫌気的雰囲気の発生→硫酸塩還元細菌の増殖→ S^{2-} の生成→周殻外層内側底盤縁辺部への S^{2-} の拡散→フジツボ下部をアノード、周殻外側をカソードとする局部電池の形成→アノード部に Cu_2S の生成。

最後に本実験にあたって御協力、御援助を賜った関係各位に深謝する。

文 献

- 1) 永田公二、小木曾昭夫、佐藤史郎：火力原子力発電、34 (1983), 1421.
- 2) 川辺允志：腐食と対策事例集、海文堂 (1985), 118, 287.
- 3) 佐藤史郎、永田公二：火力原子力発電、29 (1978), 597.
- 4) 渥美哲郎、永田公二、佐藤史郎：本誌、25 (1984), 74.
- 5) 辻川茂男、紫田俊明、篠原正：防食技術、33 (1984), 454.
- 6) 加戸隆介：フジツボ類の生活史、電気化学協会海生生物懇談会 (1983), 31.
- 7) G. Walker, P.S. Rainbow, P. Foster & D.J. Crisp : *Marine Biol.*, 30 (1975), 57.
- 8) G. Walker, P.S. Rainbow, P. Foster & D.L. Holland : *Marine Biol.*, 33 (1978), 161.
- 9) J.P. Riley and G. Skirrow : *Chemical Oceanography*, vol 1, Academic Press (1965), P623.
- 10) K.D. Efird and T.S. Lee : *Corrosion*, 35 (1979), 79.
- 11) 加戸隆介、橋高二郎、安井勝美、勝山一郎：昭和61年度日本水産学会春季大会講演要旨、(1986), 155.
- 12) P. Duby : *The Thermodynamic Properties of Aqueous Inorganic Copper Systems*, INCRA Series on the Metallurgy of Copper IV, New York, (1977), 48.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-405)

論 文

アルミニウム箔の形状測定*

高橋伸幸** 武藤伸之**
阿部智一*** 小池国義***

Flatness Measurement of Aluminium Foil Strip

Nobuyuki Takahashi, Nobuyuki Mutoh,
Tomokazu Abe and Kuniyoshi Koike

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウム箔の形状測定*

高橋伸幸** 武藤伸之**
阿部智一*** 小池国義***

Flatness Measurement of Aluminium Foil Strip

Nobuyuki Takahashi, Nobuyuki Mutoh,
Tomokazu Abe and Kuniyoshi Koike

An advanced shapemeter has been developed to measure the flatness of aluminium foil strip. The shapemeters have been installed in the finishing mill and the separator in ISEZAKI Works of Sumikei Aluminium Foil Co, Ltd.

The shapemeter gives the distortion to aluminium foil strip by the air jet pressure and detects the distribution of the vertical displacement of the strip across the strip width using traversed eddy current distance sensor and displays the flatness shape. The air jet type shapemeter is simple, not expensive and stable compared with the others.

1. はじめに

高品質化の要求に伴い、帯板もしくは箔の形状をインラインにて非接触で計測する要望が強くなっている。顕在する歪のみが計測対象の場合は、光学式^{1,2)}、渦流式³⁾、静電容量式等の方式が考えられ、比較的容易に計測が可能である。しかし、顕在する歪のみばかりでなく潜在する歪、すなわち、板幅方向の張力分布が計測対象の場合には装置も大がかりなものとなり、金額も大きなものとなる。

本報において、アルミニウム箔（以後、箔と称する）の形状測定に採用した方式は、ノズル噴流により箔幅方向の一点をたわませ、ノズル及び変位センサーを箔幅方向に走査させて、そのたわみ量から箔の形状を評価するものであり、ノズル技術及び渦流変位センサーの応用技術を組合せて開発した安価な装置となっている。

本形状計は、まだ開発段階のものであるが、当社関連の箔工場において箔圧延機及びセパレータに設置して1年以上の実績を有し、箔形状評価に大きく寄与している。

2. 測定原理と形状計の構成

2.1 測定原理

2本のロールで支持された箔に、ノズル噴流による外力 F が加わった場合の力の釣合関係を Fig. 1 に示す。
ノズル噴流による外力 F は式(1)で近似される。

$$F = P(D/2)^2 \pi C(P, g) \quad \dots\dots(1)$$

ここに、 P : ノズルの背圧

D : ノズル口径

C : 補正係数

g : ノズルと板との間隙

Fig. 1 の幾何学的関係から力の釣合は式(2)で示される。

$$F = 2DT\sigma \sin \phi \quad \dots\dots(2)$$

ここに、 T : 箔厚

ϕ : バスラインと箔とのなす角

たわみ量 h は式(1), (2)及び Fig. 1 の関係から式(3)で示される。

$$h = l/2 [(2DT\sigma/F)^2 - 1]^{-0.5} \quad \dots\dots(3)$$

この関係から、張力が小さく、外力 F が大きい程、たわみが大きくなることが分かる。

次に、箔幅方向の任意の位置 x における伸び $Al(x)$ は、

* 第2回産業における画像センシング技術シンポジウム(昭和62年7月2~3日、於・東京)で発表。

** 技術研究所プロセス研究部

*** 住鉄アルミ箔㈱生産技術部

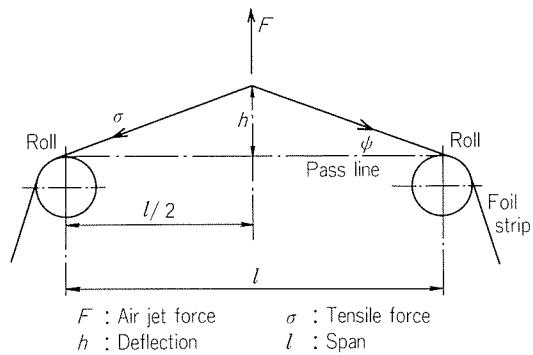


Fig. 1 Force balance.

Fig. 1 の関係から式(4)で示される。

$$\Delta l(x) = 2(h^2(x) + l^2/4)^{0.5} - l \quad \dots\dots(4)$$

ここに, $h(x)$: 箔幅方向位置 x におけるたわみ量

形状を表わす指標として伸び差率 $\Delta\varepsilon$ が用いられる⁴⁾。この値は一定区間 l における基準位置 (通常, 箔幅中央) と最大伸び差を示す位置 (単純形状では箔端となる) での伸びの差 ($\Delta l(x) - \Delta l(x_0)$) の l に対する比率で定義される。従って, 式(4)から $\Delta\varepsilon$ を求めると式(5)で表わされる。

$$\Delta\varepsilon = (\Delta l(x) - \Delta l(x_0))/l = 2 \{h^2(x) - h^2(x_0)\}/l^2 \quad \dots\dots(5)$$

ここに, x_0 は基準位置を表している。

この式からロールスパン l を大きくした方がたわみ量の測定感度が向上することが分かる。また, 形状パターン及び準定量的な品質管理を目的とした形状モニターとして本形状計を考える場合には, 式(5)の変換をせず, たわみ分布として測定した方が直感的に分かり易い。このため, 本報では形状表示としてたわみ分布を示すこととした。

2.2 形状計の構成

ノズル噴流式形状計は, 次の4部から構成されている。

- (1) エアーノズル, 湧流変位センサー及び位置検出ヘッドからなるセンサーブロープ部
- (2) 走査モーター駆動回路, 湧流変位センサートランステューサーからなる中継部
- (3) エアーレギュレーター, フィルタ, 及び圧力計センサーからなる圧力計ユニット部
- (4) パソコン, A/Dコンバータ, D/Aコンバータ, 及びプリンターからなる信号処理部

本形状計の信号処理ブロック図を Fig. 2 に示す。

箔たわみ分布を測定する渦流変位センサー及びノズルをマウントしているセンサーブロープの箔幅方向への走査は, シンクロナスマーター及びブーリー駆動系を用いて行っている。走査速度は, 1.2m/min である。

Fig. 3 はセンサーブロープ部の概念図を示す。

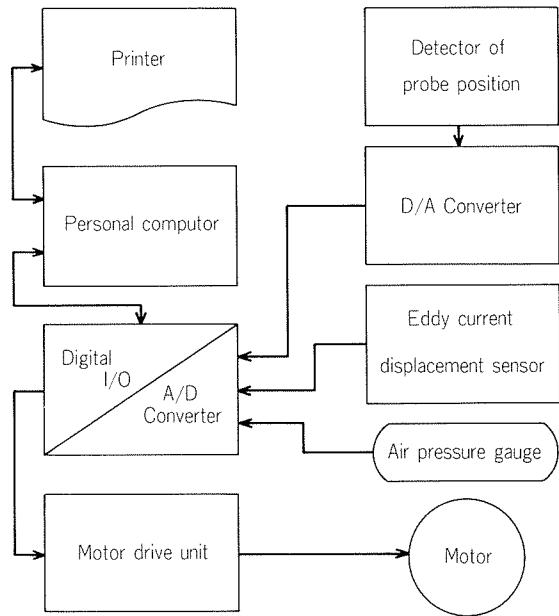


Fig. 2 Block diagram of air flow type shapemeter.

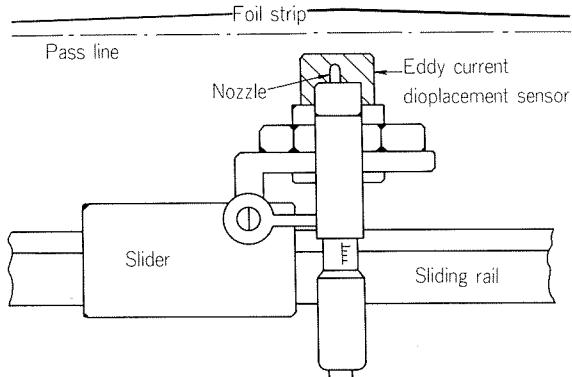


Fig. 3 Sensor arrangement.

3. 形状測定結果及び考察

3.1 形状測定ルーチン

形状測定は, まず条件をキーボードから入力し, センサー位置信号をモニターしながらセンサーブロープ部を走査し, 原点を検出してから測定を開始する。測定した結果は, コンピューターに取込まれ, たわみ分布として処理される。Fig. 4 に形状測定ルーチンを示す。

形状測定のフローは, (1) 条件入力ルーチン, (2) 測定サブルーチン, (3) 信号処理ルーチン, (4) 形状表示ルーチン, 及び(5) プリンター出力ルーチン, からなる。特に, 信号処理は箔幅方向のたわみ分布をバーグラフ表示にするため, 66区分 (1区分は, 箔幅25mmに相当) のブロックデータ化を行い, 位置により分割された各区分毎の平均値を求め, たわみ分布とするものである。パスラインと走査ラインの平行度のずれから生じる渦流変位センサーと箔表面との間隔の相違の影響をなくすために, あらかじめ求めたパスラインデータのブロックデータ

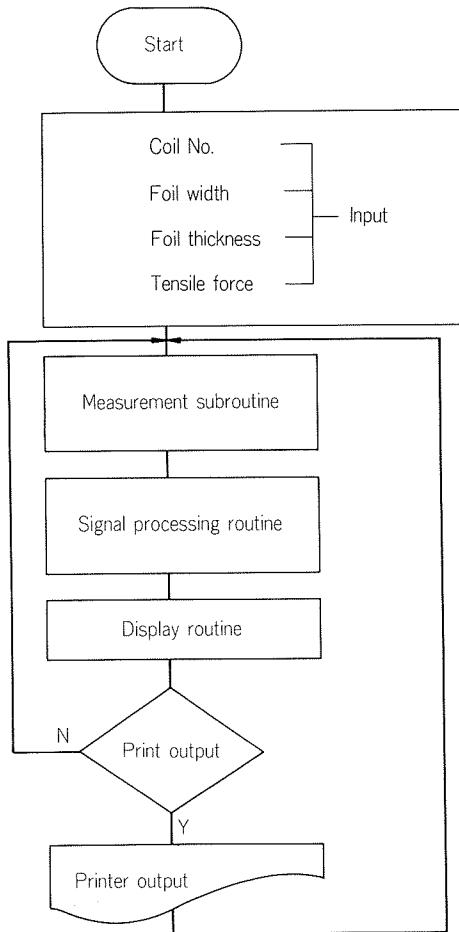


Fig. 4 Routine of measuring the flatness shape.

タを前述の測定データから減ずることがなされる。なお、本報でいうパスラインは、Fig. 1に示した。

3.2 パスライン

センサーパロープ走査系と箔パスラインの関係は理想的には平行であるが、実際にはかなりの精度で左右の平行バランスを合せてもロールクラウンの影響がある。

Fig. 5は、ノズル噴流によるたわみを与えず、渦流変位センサーのみで箔パスラインを測定した例である。Fig. 5 (a)は、センサー出力にフィルターをかけないで測定した原波形である。縦軸は変位、横軸は箔幅方向を示す。Fig. 5 (b)は、偏心ノイズを除去するため、センサー出力に5Hzのローパスフィルターをかけたものである。比較のため、ノズル噴流を与えたときのたわみ分布も図示した。Fig. 5 (b)の2本の線は、箔の同じ位置を2度測定したときの値であり、これから、パスラインの変動誤差は±0.05mmであることが分かった。Fig. 5 (c)はパスラインデータのブロックデータを図示したもので、渦流変位センサーとパスラインとの間隔は、オペレータ側がドライブ側より大きくなっているが一定の傾きでなく、複雑な形状を示している。

3.3 ロール偏心による振動ノイズ

Fig. 5 (b)のように、5Hzのローパスフィルターをか

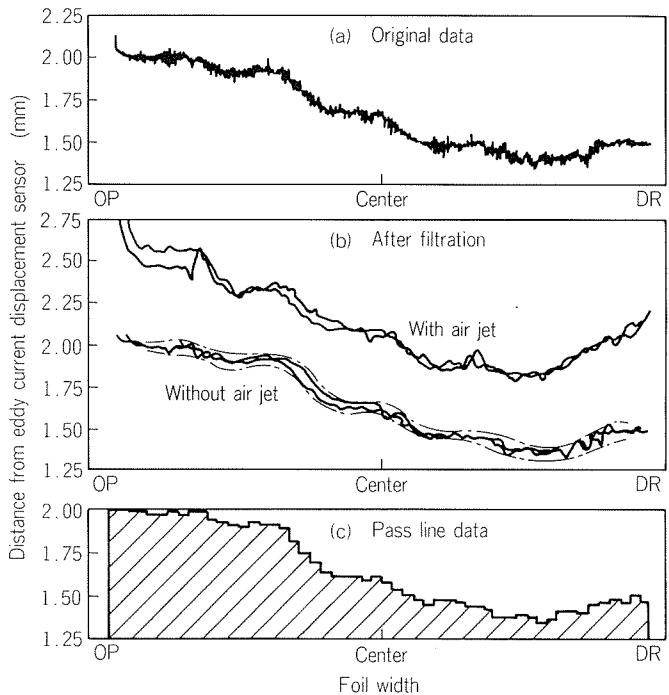


Fig. 5 Vertical displacement distribution of Foil strip.

けることにより、振動ノイズはほとんど除去されるが完全ではない。そこで、条件によるノイズの変化を調べた。

Fig. 6は同一コイルについてローパスフィルターを用いて測定した場合で、Fig. 6 (a), (b)はライン張力の影響を、Fig. 6 (b), (c)はライン速度の影響であり、それぞれ上側がノズル噴流を加えたとき、下側はノズル噴流を加えないときのパスライン測定結果を示す。この実験により以下のことが判明した。

- (1) 張力が低いほうが振幅は大きく、フィルター後のノイズも大きくなると推定される。
- (2) 振動ノイズの振幅は、ライン速度の影響を受けない。このノイズの周波数は、ライン速度増加につれて増加する。

3.4 実際の形状測定

(1) 3.1項に示したルーチンに従って測定した例をFig. 7に示す。Fig. 7 (a)は、ノズル噴流を加えず測定したものの、パスラインの影響が除去されているのが分かる。また、Fig. 7 (b), (c)より、ノズルエア圧が高い方が全体的によくなっていることが分かる。

(2) 形状が安定した部分での箔コイルの形状計出力の時間的変化をFig. 8に示す。ここでは、比較的安定した同一パターンの形状出力が得られており、安定な圧延においては、形状の急激な変化がみられない。したがって、計測サイクルの遅い本形状計においても十分に実用的な形状計測ができると推定される。

(3) セパレーター入側に設置した形状計出力とコイルからの離れ際形状(Fig. 9参照、目視観察)の例をFig. 10に示す。Fig. 10より、実際の箔形状と形状計出力がよく

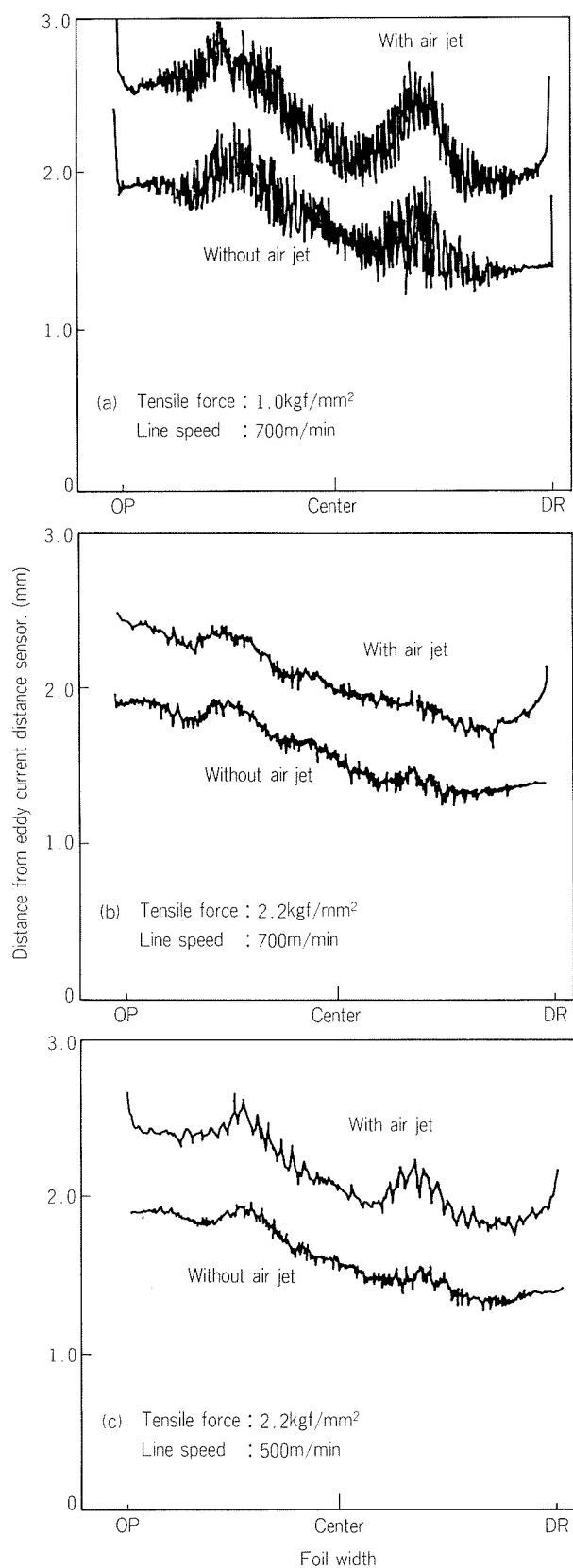


Fig. 6 Influence of tensile force and line speed on vibration noise.

対応しているのが分かる。

(4) 同一箔コイルの同一場所を、圧延機出側とセパレーター入側にて測定した例をFig. 11に示し、両者は定性

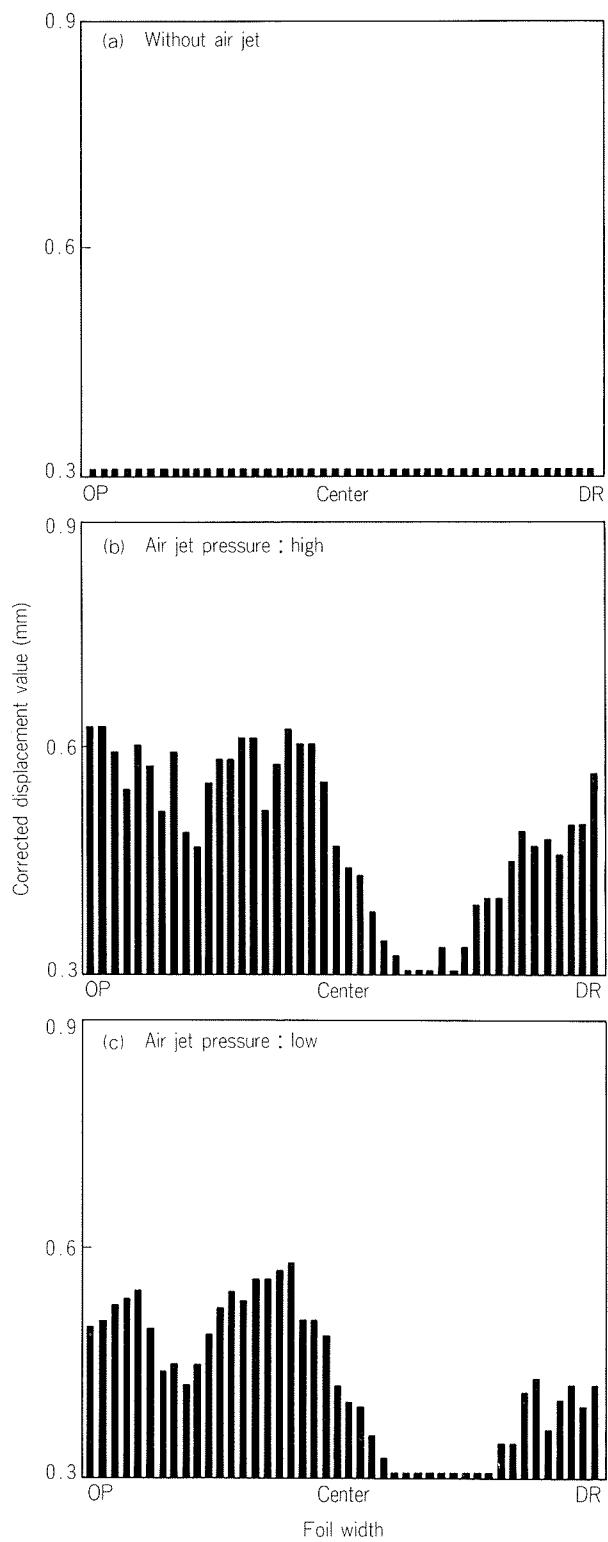


Fig. 7 Measurements of flatness shape.

的によく一致している。

(5) なお、圧延機出側に設置した形状計出力は、パスライン基準たわみ量の平均値よりのずれ量を表示した。

4. ま と め

任意のロールスパン間を走行するアルミニウム箔の形状、すなわち、近似的にその張力分布を評価する方法に

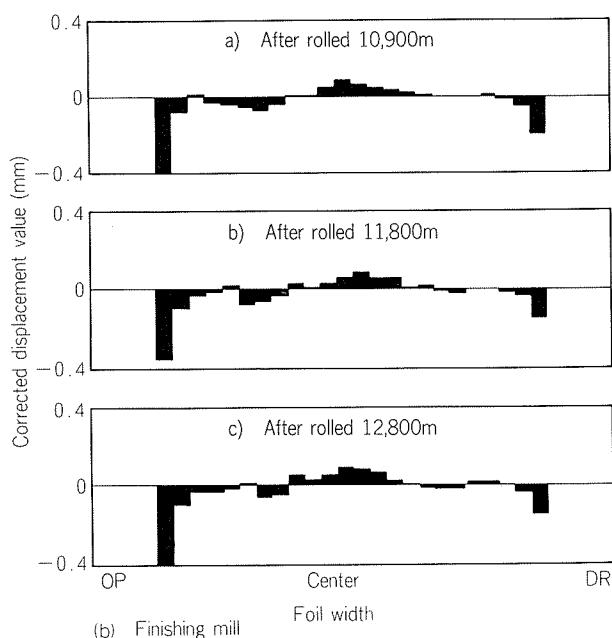
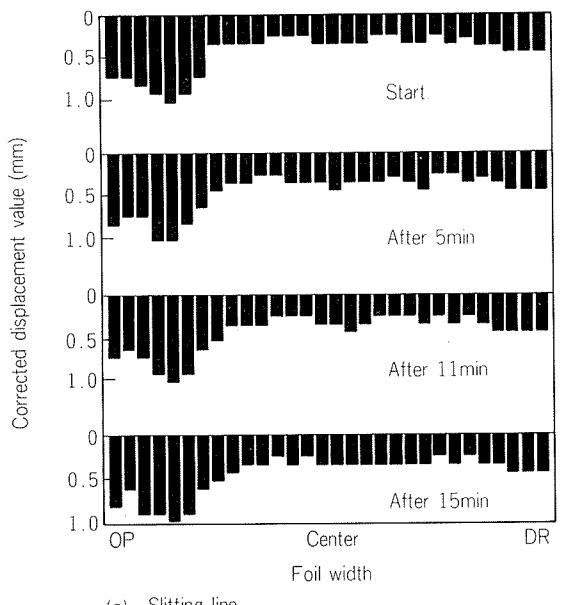


Fig. 8 Trace of shapemeter output.

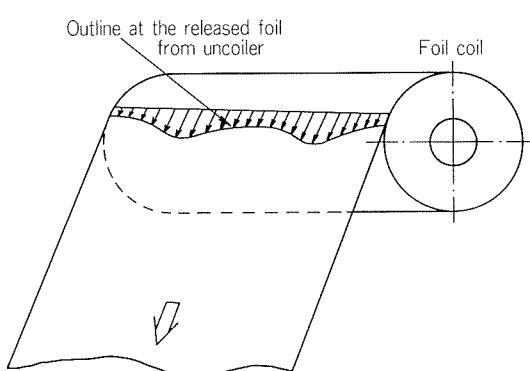


Fig. 9 Shape of outline at the released foil from uncoiler.

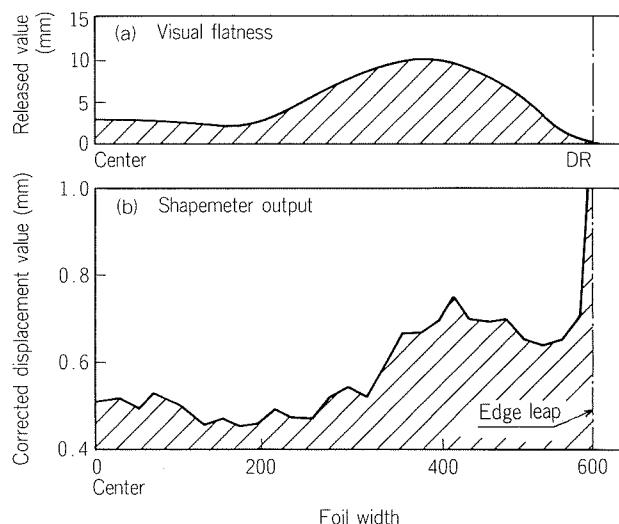


Fig. 10 Comparison of shapemeter output and visual flatness.

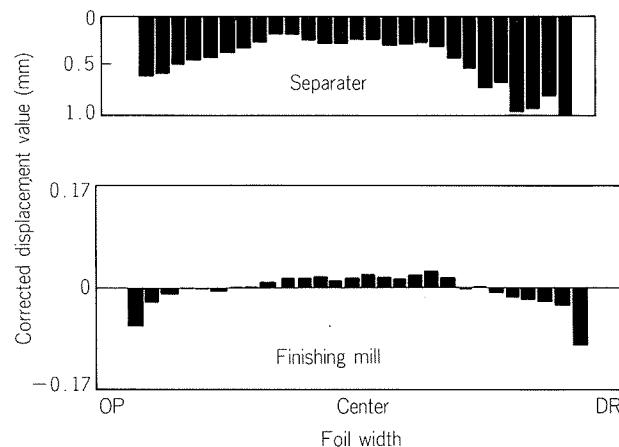


Fig. 11 Comparison of shapemeter outputs.

おいて、ノズル噴流式変位計測法は非常に有効であり、安価に計測装置が実現できることが分かった。今後検討すべき項目として、

- (1) アルミニウム箔のエアーわみ量と張力の関係の定量化
- (2) 端部だれの影響確認とその補正方法
- (3) たわみ力の増加方法
- (4) 計測時間の短縮化

があり、信頼性向上にむけて研究を進める予定である。

文 献

- 1) 豊田利夫, 小笠原昭宣, 松原俊郎, 中村覚: 鉄と鋼, 70 (1984), 1071.
- 2) 川口清彦, 稲田清崇, 川畑友明: 鉄と鋼, 70 (1984), 1078.
- 3) 武藤伸之, 野世溪精, 直江正久, 武田幸保, 大久保正男: 本誌, 26 (1985), 5.
- 4) 社団法人日本鉄鋼協会編: 板圧延の理論と実際, (1984), 96.

論文

Application of Aluminum Honeycomb Sandwiches and
Extrusions in a Convertible

Part 2. Production of a Platform*

Keizo Namba**, Takeaki Baba**, Yoshio Takeshima**,
Hiromichi Sano**, Koji Tobita***, Toshihiro Hara***,
Kazuki Fujise*** and Yoshiaki Kinoshita***

Application of Aluminum Honeycomb Sandwiches and Extrusions in a Convertible

Part 2. Production of a Platform*

Keizo Namba**, Takeaki Baba**, Yoshio Takeshima**,
Hiromichi Sano**, Koji Tobita***, Toshihiro Hara***,
Kazuki Fujise*** and Yoshiaki Kinoshita***

The all-aluminum platform composed of dash-and floor-panels by honeycomb sandwiches and framework by extrusions was studied in order to obtain the weight-reduced convertible with high rigidity. Alloys and dimensions of extrusions and honeycomb sandwiches for the platform were selected by referring their mechanical properties and rigidities. In addition, experimental results on jointed structural elements were adopted to the design of the platform structure. The platform completed by the production process studied achieves the required precision, where aluminum materials occupy above 95%, and weighs only 117kg, which is much lighter than that of a similar type of platform by steel.

1. Introduction

Weight reduction of automobiles in order to reduce fuel consumption and improve performance is a pressing need nowadays. Approaches involving design, use of various lightweight materials, and downsizing by use of high strength materials have already been carried out without compromising quality features such as safety, performance, function and comfort.

Aluminum has been studied^{1~5)} as the most effective material to achieve major weight savings because aluminum is light-weight, workable, corrosion-resistant, etc.

The purpose of this study is to obtain a weight-reduced convertible with high rigidity, as mentioned in Part 1.⁶⁾ In order to achieve the goal, the structures for the convertible using the all-aluminum platform composed of applied aluminum honeycomb sandwiches dash and floor-panels and an applied extrusions framework have been studied.

In Part 1, we showed that the prototype made of the aluminum honeycomb platform performs well. In this paper, authors describe materials and

experimental results on jointed structural elements for the platform, and its production process.

2. Materials for platform

2.1 Aluminum extrusions, sheets and plates for framework and parts

Aluminum extrusions were selected as materials for the framework of the platform as described in Part 1 due to the following reasons:

(1) The structural members for the framework are, at first, required to possess the cross-sectional shapes' and sizes (such as cross-sectional area, second moment of area and section modulus) which are designed so that the members may bear the specified loads. In addition, the members must possess a function in their cross-sections to assemble various floor-panels and parts in producing the platform. Aluminum materials can easily and precisely be extruded to these members with complicated cross-sections meeting such requirements. Those members can also be made from aluminum sheets or plates by forming and welding processes similar to the processes presently applied to steels, but these production facilities will demand a considerable expenditure. On the other hand, aluminum extrusions can be fabricated by a simple tool of an extrusion die.

* This paper was presented at the International Congress of the SAE, Detroit, Michigan, February 23-27, 1987

** Technical Research Laboratories, Applied Technology Dept.

*** Mazda Motor Corp. Technical Research Center

As a typical example showing those important characteristics, an extrusion for a side-sill used in this study is shown in **Fig. 1**. As shown in **Fig. 1 (b)**, the side-sill is connected with floor-panels by the bezel attached to the one side and these thus construct the main structure in the platform. This side-sill is designed not only to bear the specified loads but also to possess a function to assemble floor-panels, other members and parts.

(2) Many aluminum alloys for extrusions are age hardenable. Pre-forming for assembly such

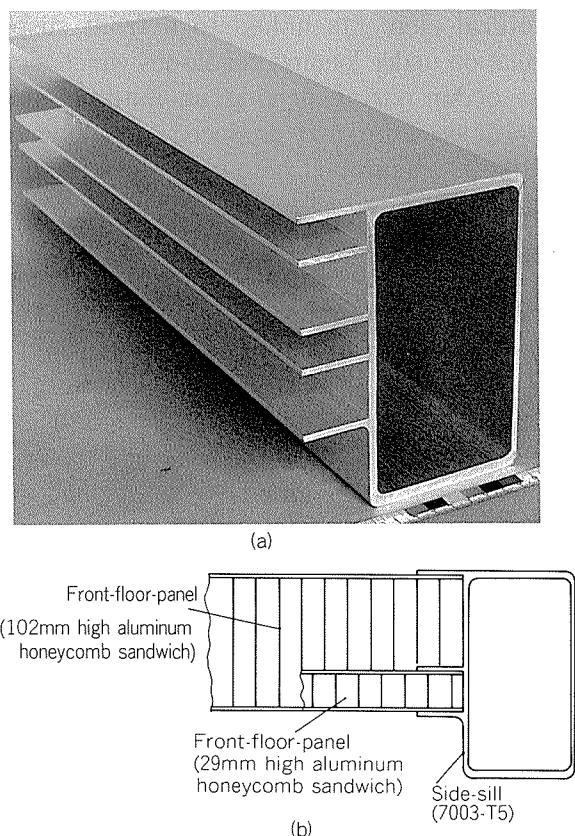


Fig. 1 Typical example of aluminum extrusion used for the side-sills of the platform.

as bending forming is therefore done to as extruded materials, when they are soft and have good formability. Then, after reaching the specified mechanical strength in the final aged temper, the extrusions can be assembled to the framework.

In the present study, Al-Mg-Si alloy 6N01-T5 and Al-Zn-Mg alloy 7003-T5, specified in JIS H 4100, were used for framework materials according to their characteristics of extrudability, formability, weldability and mechanical strength.

5083-O sheets and plates were used for parts and brackets of the platform. This material was selected because of mechanical strength, formability, weldability and a record of good performance when used in structural members.

Typical tensile properties of these materials and their welded joints are shown in **Table 1**.

2.2 Aluminum honeycomb sandwiches for floor-panels.

For floor-panel materials of the platform, honeycomb sandwiches were selected in consideration of their rigidity and lightweight. As the materials for honeycomb sandwiches, aluminum alloys were selected because of their formability to honeycomb core foil and to face sheets.

The dimensions and mechanical strengths of aluminum honeycomb sandwiches used are shown in **Table 2**. These dimensions were determined by the following studies.

Weight, flatwise-tensile and compressive strengths, and shear strength of aluminum honeycomb sandwiches were estimated by Eqs. (1)-(5) shown in the **Appendix⁷⁾**, and honeycomb core material, cell size and foil thickness were selected.

Bending and torsional rigidities of an aluminum honeycomb sandwich can almost be predicted by

Table 1 Typical tensile properties of materials used and their welded joints.

Base metals			Welded joints				
Alloy	Tensile strength (N/mm ²)	Yield strength (N/mm ²)	Filler metal	Welding process	Reinforcement	Tensile strength (N/mm ²)	Yield strength (N/mm ²)
6N01-T5	272	238	5356	DCRP MIG	On	193	131
					Off	193	118
7003-T5	343	290	"	"	On	312	217
					Off	292	188
5083-O	308	156	"	"	On	301	148
					Off	280	137

Table 2 Dimensions of the aluminum honeycomb sandwiches used and their typical strengths.

Dimensions			
Panels		Floor-panel	Dash-panel
Honeycomb core	Material	5052-H18	5052-H18
	Cell size (mm)	9.5	9.5
	Foil thickness (μm)	50	50
	Height (mm)	100	27
Face sheet	Material	5052-H34	5052-H34
	Thickness (mm)	1	1
Height of aluminum honeycomb sandwich (mm)		102	29
Strengths measured according to MIL standard (N/cm ²)			
Flatwise compressive strength	Shear strength		
	Longitudinal (L)	Transverse (W)	
98	65	37	

Eqs. (6) and (7) shown in the Appendix⁷⁾. Thus, in order to obtain the following values set up as the rigidity target of the platform as shown in Part 1,

$$\text{Bending rigidity} : 1.0 \times 10^3 \text{kN}\cdot\text{m}^2,$$

Torsional rigidity : $0.7 \times 10^3 \text{kN}\cdot\text{m}^2/\text{rad}$, the core heights for the floor and dash-panels were determined to be 100 mm and 27 mm, respectively, by referring Eqs. (6) and (7), using FEM (finite element method) shown in Part 1 and also by experimental results on the test specimens of aluminum honeycomb sandwiches with various core heights attached to frames. The experimental results have been omitted here. The thickness of the face sheet then selected was 1 mm.

2.3 Others

Other materials used for the platform were 5356 filler metals of 1.6 mm – 3.6 mm diameters and 5056 rivets of 4 mm diameter. Epoxy adhesive made by T company was selected after investigation of about 30 kinds of adhesives. Adhesives were tested for points of curing at room temperature, clearance fillability and qualities similar to MM MA-132 Type 1-Class 2.

3. Jointed structural elements for platform and their strength

Studies on platform structures with mechanical

strength enough to bear the specified loads for an automobile body were also carried out in dealing with the design. The platform, however, possesses many jointed structural elements whose strengths are difficult to be predicted because a platform composed of floor-panels and framework is an unprecedented type of automobile body. Therefore, before the design, various jointed structural elements were selected and their specified-load-bearing capacities were investigated using test models. Their structures were thus improved.

This section shows some of studies on the jointed structural elements linked to a front suspension installation under loading conditions which simulated those occur during driving an automobile. The platform designed and produced by applying these results, as mentioned below, could withstand the specified loading tests.

3.1 Jointed structural elements in framework

Joints of a front-frame-reinforcement and a front-frame beneath a front-suspension-housing, and a front-hinge-pillar and a side-sill, as shown in Fig. 6, are typical examples of jointed structural elements in the framework. The following are experimental results on the latter joint.

When a T-type joint composed of hollow section extrusions is subjected to bending moment, higher bending stress on the flange adjacent to the web occurs than nominal bending stress⁸⁾, where a hollow section front-hinge-pillar applied loads is supported by a hollow section side-sill in the framework.

Therefore, the unifying of stress distribution on the flange of a front-hinge-pillar was studied by changing the flange thickness (rigidity) of a side-sill.

The test material was 6N01-T5 alloy. The cross-sections of a front-hinge-pillar and a side-sill measured 90 mm × 60 mm with 4 mm thickness and 150 mm × 75 mm with 5 mm thickness, respectively, where only the thicknesses of the side-sill flange welded to the front-hinge-pillar were changed into 5mm, 10 mm and 20 mm. Test models were produced by DCRP MIG welding these members.

The test model and the arrangement of loading tests are shown in Fig. 2. When static loads P of 0 to 3920 N were applied to the front-hinge-pillar at the point shown in Fig. 2, the strains occurring on the flanges of the front-hinge-pillar and the side-sill were measured. The measured locations are also shown in Fig. 2.

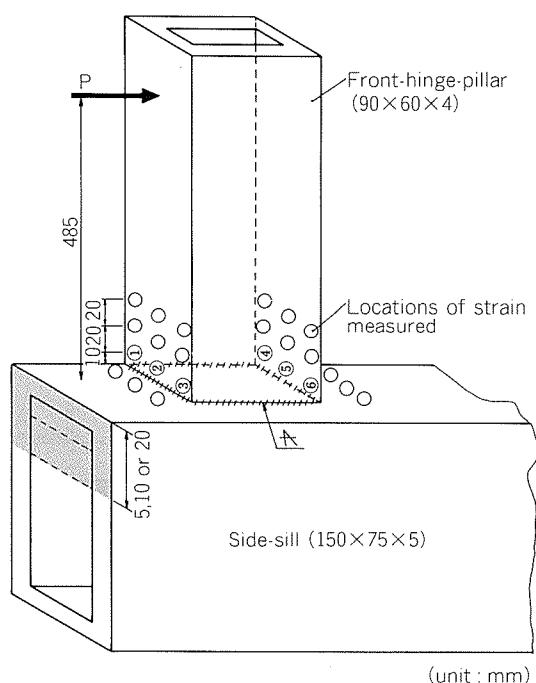


Fig. 2 Schematic representation of jointed structural model of the front-hinge-pillar and the side-sill, loading point and locations of strain measured.

The results showed that the strains at the middle of the front-hinge-pillar flange (measured locations 2, 5) are lower and the strains on the flange adjacent to the webs (measured locations 1, 4 and 3, 6) are locally higher when the side-sill flange thickness is thinner, that is, 5 mm. However, as the side-sill flange thickness is increased to 10 mm and 20 mm, the differences between the strains at both locations decrease. The difference is hardly observed especially in the case of 20 mm thickness.

The typical relationship between different second moments of area of the side-sill flanges and strains near welds on the front-hinge-pillar flange is shown in **Fig. 3**, where the load is 1470 N.

The strain at the middle of the front-hinge-pillar flange, location 2, increases almost linearly with logarithm of second moment of area of the side-sill flange, while the strains on the flange adjacent to the web, locations 1 and 3, decrease. Then the difference between both strains becomes smaller and the strain distribution on the flange is unified. The strains approach the calculated strain value of 372×10^{-6} , which is equivalent to the nominal bending stress.

The results were used to determine the size and shape of members for the framework. The jointed structural element of the front-hinge-pillar and the side-sill shown below could bear the specified static and dynamic load tests.

3.2 Jointed structural elements in floor-panels and framework

A joint between a dash-panel and a front-frame is a typical example of a jointed structural element in the panels and framework of the platform. No reports could be found about joint structures between an aluminum honeycomb sandwich and an extrusion and so the mechanical strength of this type of jointed structural element is unknown.

Therefore, since the beginning of this study, the specified-load-bearing capacity of the joint structure was investigated on various test models. **Fig. 4** shows one of test models, its dimensions and composition. In **Fig. 4**, the face sheet 4 was rivbonded to the front-frame base 2' by 5056, 4 mm diameter rivets with 30 mm pitch and adhesive. The test model was supported at the edge members 2 and dynamic loads P_v and P_H shown in **Table 3** were applied to the model at the locations in **Fig. 4**. For all dynamically loaded models, the stress ratio $R (=P_{min}/P_{max})$ was 0.1 and the frequency was 250 cycles/min.

Before dynamically loading, all models were statically loaded and displacement of the model was measured at the loaded location. Then, the linear relationship between the load and the displacement was obtained until $P_v = 1205$ N and $P_H = 1793$ N. The test model was also strong enough to bear the specified-dynamic-loads shown in **Table 3**.

The results were applied to the joint structure of a dash-panel and a front-frame in the platform shown below.

Similarly the methods of attaching a parking-brake-lever, a seat and a seat belt to the floor-panel were studied. An example of the test model is shown in **Fig. 5**. This attaching arrangement could bear the specified loads (though details of

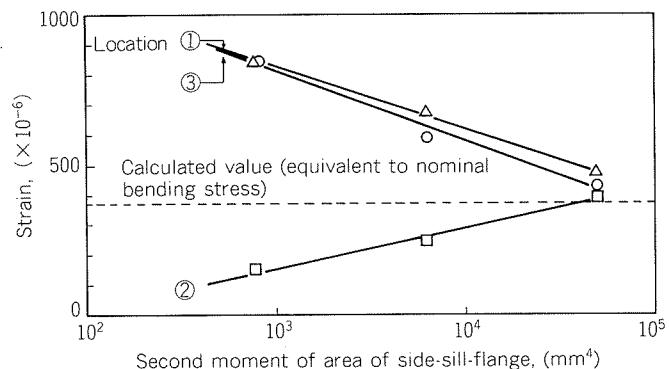


Fig. 3 Relationship between second moment of area of the side-sill-flange and strain on the front-hinge-pillar-flange. ($P = 1470$ N)

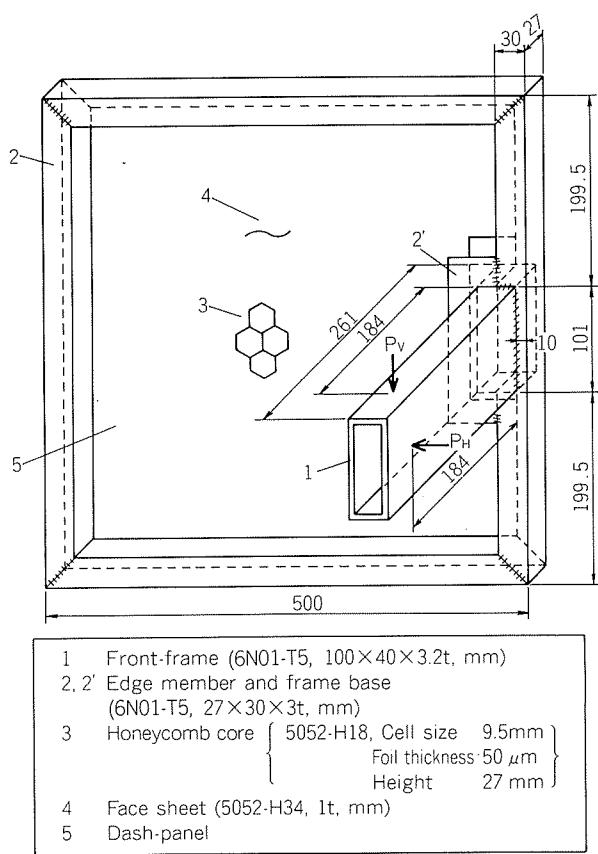


Fig. 4 Schematic representation of jointed structural model of the dash-panel and the front-frame, and loading points.

Table 3 Test conditions for a jointed structural model of the dash-panel and the front-frame.

Loading direction	Loading step	Maximum load P _{max} (N)	Minimum load P _{min} (N)	Load range ΔP (N)	Number of cycles
P _V	First	804	80	724	50,000
	Second	1,205	121	1,084	
P _H	First	1,196	120	1,076	50,000
	Second	1,793	179	1,614	

the study have been omitted here) and the arrangement was applied to the platform.

4. Production process of platform

4.1 Designed platform

The structure of the platform was determined by FEM, by referring to the results obtained above and by investigating performance of several platforms produced experimentally for the structural studies and by comparing or confirming the performance with designed values. In addition, the production processes (i.e. assembling of floor-panels,

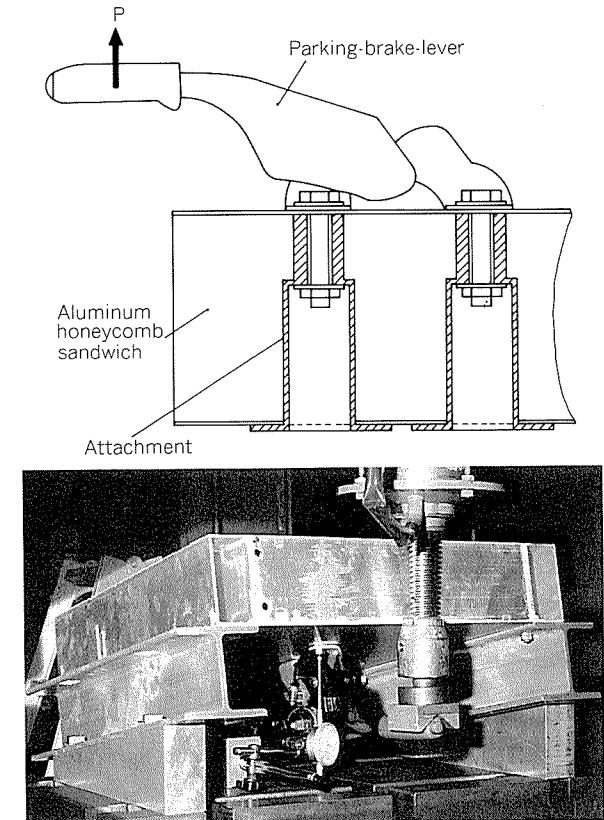


Fig. 5 Test model of the parking-brake-lever-attachment.

joining of frames and members, assembling of parts such as suspension-housings and brackets, and assembling of the framework to floor-panels) were studied and those results were also reflected in the design of the platform.

Finally, the platform shown in Fig. 6 was designed. The main composition is shown in Table 4 with the materials. Aluminum materials used for the platform were all rolling stocks.

4.2 Welding procedure for production of platform

In this study, it was decided to adopt the following available joining processes for production of the platform: AC TIG and DCRP MIG arc weldings, adhesive bonding and riv-bonding. Therefore, peculiar joining processes were not developed. joinings for the framework and for the framework and floor-panels were carried out by TIG and MIG arc welding processes, respectively.

Before the welding, various effective means to reduce and control residual stresses and distortion were examined particularly in order to achieve the required precision. Adopting of adhesive and riv-bondings results partly from the reduction and the control.

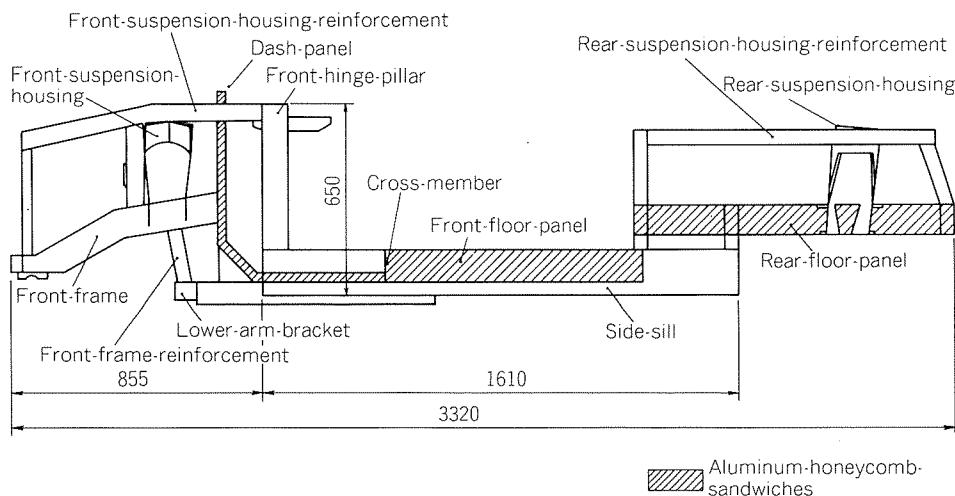


Fig. 6 Schematic representation of the designed platform and the main composition.

Table 4 Main composition of the platform and its materials.

Panels	Front and rear -floor-panels Dash-panel	Honeycomb core : 5052-H18 foil Face sheet : 5052-H34 sheet Edge member : 5083-O sheet and 6N01-T5 extrusion
Frames and members	Side-sills Cross-members for dash and floor-panels	7003-T5 extrusion
	Front-frames and front-frame-reinforcements Front and rear-suspension-housing-reinforcements Radiator-support-members Front-hinge-pillars etc.	6N01-T5 extrusion 5083-O sheet and plate
Parts and brackets	Front and rear-suspension-housings Engine-mount and lower-arm-beam-brackets etc.	5083-O sheet and plate 6N01-T5 extrusion

The concrete means used are as follows :

Designs

(1) Reduction of fillet welded joints, joint design for a minimum amount of weld metal.

(2) Adopting intermittent welding.

Procedures

(1) Estimating the amount of distortion by experiment and then presetting members, preparing joints and selecting welding conditions.

(2) Suitable welding and assembling sequences, and dividing work into subassemblies.

(3) Restrained assembly methods such as restraint apparatuses for assembling floor-panels, suspension-housings and tack welding.

In addition, excessive distortion was removed

by mechanical methods.

Also, the platform structure seems to be inherently essential in preventing residual stresses and distortion. That is, the floor-panels of aluminum honeycomb sandwiches have high enough rigidity to prevent distortion and buckling. The framework that is thus produced has also reduced residual stresses and distortion because of its decreased welding length.

4.3 Production process of platform

Figs. 7 and 8(a), (b) show, respectively, the production processes of the platform and the typical steps in that process.

First, the aluminum honeycomb sandwiches for floor and dash-panels, frames and members such as side-sills, cross-members and front-frames, parts such as suspension-housings and brackets, were produced.

Next was the assembly of the floor and dash-panels. The floor-panel connected to the dash-panel was assembled and the right and left sides were put in the bezels attached to the side-sills as shown in **Fig. 1 (b)** and they were adhesive-bonded. The assembly of the front-floor-panel was next. The right and left, front and rear, sides were also put in the bezels of side-sills and cross-members, respectively, and they were adhesive-bonded. The butting portions of the side-sills and the cross-members were MIG-welded. After that, the clearances between these panels and the bezels which the panels had been put in were filled with adhesive. The clearance-filling conditions of the adhesive had been investigated prior to these processes and the results were applied.

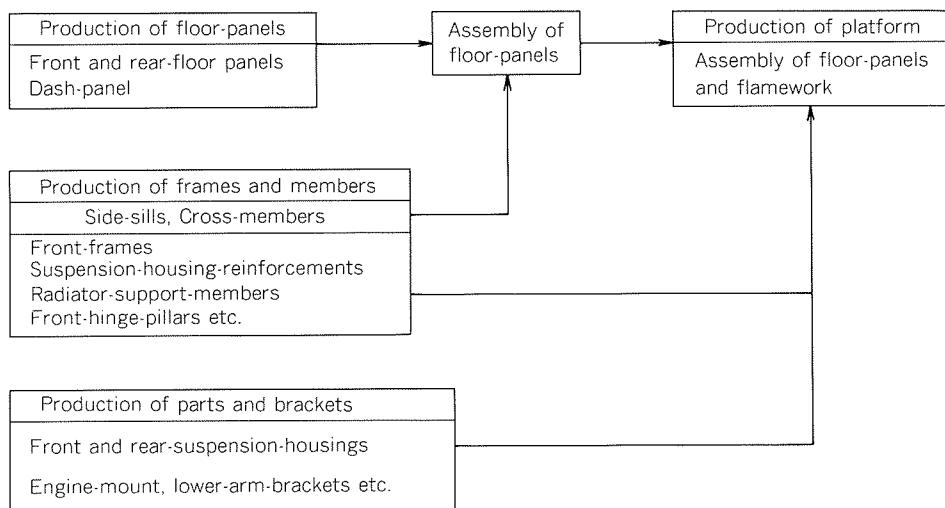
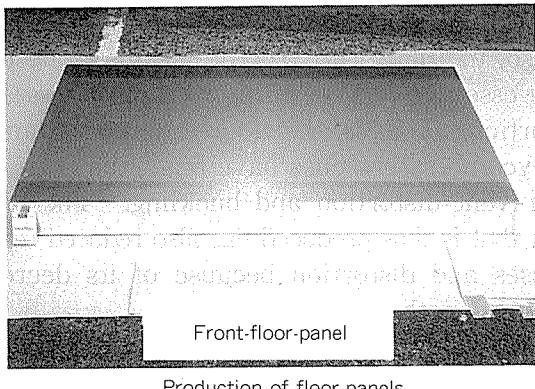
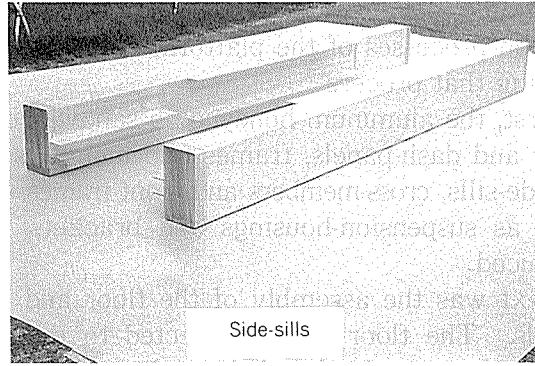


Fig. 7 Production process of the platform.

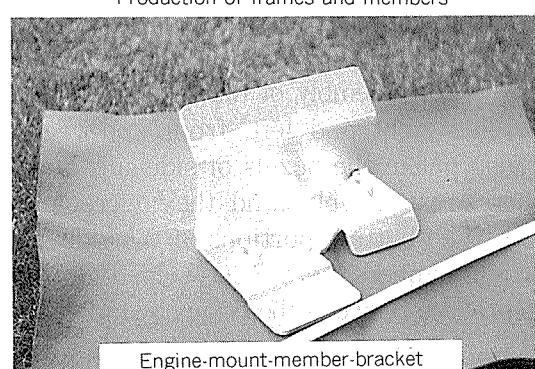


Production of floor-panels



Side-sills

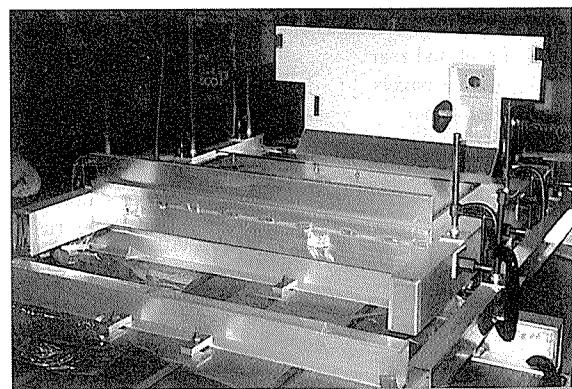
Production of frames and members



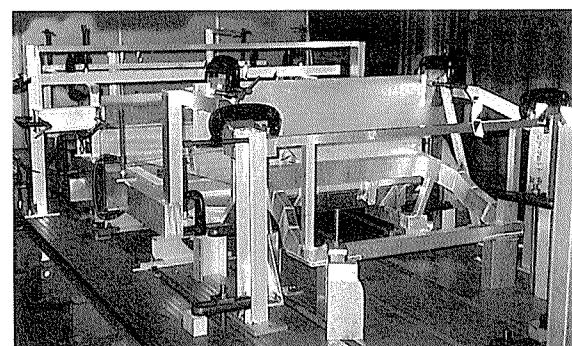
Engine-mount-member-bracket

Production of parts and brackets

Fig. 8(a) Typical steps in production process of the platform.



Assembly of floor-panels



Assembly of floor-panels and framework

Fig. 8(b) Typical steps in production process of the platform.

The floor-panels and the framework of frames and members, parts and brackets, were assembled by welding, adhesive and riv-bondings, and the platform was completed.

Finally, measurements of the dimensions, visual examinations and penetrant tests of the welds, were carried out on the completed platform.

4.4 Platform complete

The appearance of the completed platform and

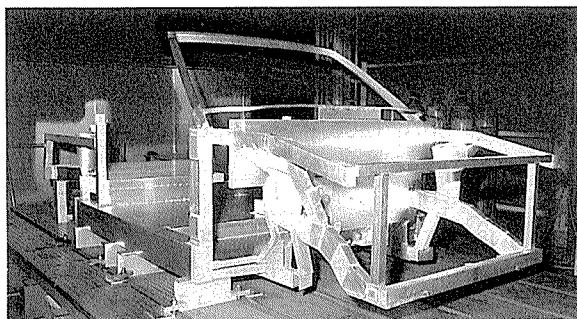


Fig. 9 Appearance of the platform complete.

Table 5 Dimensions of the platform complete and comparison of the measured values with the designed values.

Items	Designed values (mm)	Measured values (mm)
Length	Overall length	3,320
	Front-floor-panel	1,610
Overall width	1,510	1,509~1,510.2
Height at front-hinge-pillar	650	649.7~651
Front-suspension-housing space	1,028	1,027.8
Rear-suspension-housing space	1,093	1,093.2

the dimensions, the composition and weight, are shown in **Fig. 9**, **Table 5** and **Fig. 10**, respectively. The size of the platform is 3320 mm long, 1510 mm wide and 650 mm high, and the platform achieves the required precision. **Table 5** shows that the completed platform has remarkably precise dimensions in spite of its welded structure. The precision seems to be the result of various means (as shown above) and the inherent structure of the platform. The platform weighs only 117 kg. The platform is composed of more than 95 % aluminum materials by weight and is literally an all-aluminum automobile body.

The platform was subjected to the specified load-bearing tests for an automobile body as well as rigidity and shaker tests. And the platform could successfully be assembled to the prototype of a convertible. The platform and the prototype of a convertible show performance beyond what was expected (as described in Part 1).

5. Conclusions

The all-aluminum platform composed of applied aluminum honeycomb sandwiches dash and floor-panels and an applied extrusions framework was studied in order to obtain the weight-reduced convertible with high rigidity. This paper describes the production process of the platform. The results

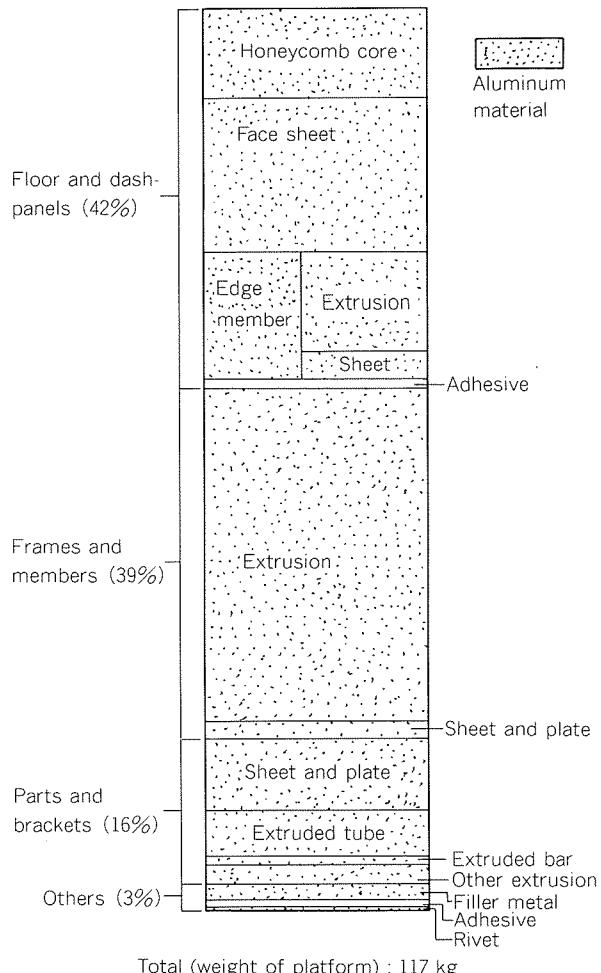


Fig. 10 Composition of the platform and its weight.

can be summarized as follows :

(1) Aluminum extrusions for the framework, dimensions of aluminum honeycomb sandwiches for the floor-panels, their mechanical properties and the necessity of applying these materials to the platform are explained. Experimental results on typical jointed structural elements used for the platform are shown.

(2) The platform completed by the production process described (where aluminum materials occupy above 95 %) achieves the required precision and weighs only 117 kg.

Acknowledgements

The authors wish to acknowledge the valuable contributions made by many colleagues.

Also thanks are due to Managing Director, M. Matsui, General Manager of Technical Research Center, Mr. A. Muneto, former manager of this project, in Mazda Motor Corporation and Managing Director, Dr. S. Sato, General Manager of

Technical Research Laboratories in Sumitomo Light Metal Industries, Ltd. for their encouragements throughout this project.

REFERENCES

- 1) H. E. Burst, H. P. Bäuerle and W. F. Thull : *The All-Aluminum Auto Body - A Study Based on the Porsche 928*, SAE Tech. Paper Ser. 830094, (1983).
- 2) M. R. Seal : *The Viking VII -A Lightweight Research Vehicle*, SAE Tech. Paper Ser. 850101, (1985).
- 3) D. Kewley, Ph. D : *The BL Technology ECV3 Energy Conservation Vehicle*, SAE Tech. Paper Ser. 850103, (1985).
- 4) H. W. Grove and C. Voy : *Volkswagen Lightweight Concept Vehicle Auto 2000*, SAE Tech. Paper Ser. 850104, (1985).
- 5) Ein gemeinsames Entwicklungsprojekt von Audi und Alcoa : Neue Technologien für die Automobilgeneration 1995, (1985).
- 6) K. Tobita, et al : Sumitomo Light Metal Tech. Rep. 28 (1987), 126.
- 7) Y. Takeshima and K. Hirata : Sumitomo Light Metal Tech. Rep. 27 (1986), 50.
- 8) F. Manag, O. Bucak : *Aluminum Weldments II*, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, (1982), III. 13.

Appendix⁷⁾

One of the authors has already shown the following Eqs. (1) – (5) in order to estimate weight and strengths of aluminum honeycomb sandwiches⁶⁾.

Net density of an aluminum honeycomb core, ρ_c (gr/cm³) is given by Eq. (1),

$$\rho_c = 7.2 \cdot (t/b) \quad (1)$$

where, t and b are the foil thickness (mm) and the cell size (mm), respectively.

Weight of an aluminum honeycomb core per m²,

W_c (kg/m²) is given by Eq. (2),

$$W_c = \rho_c \cdot h = 7.2 \cdot (t/b) \cdot h \quad (2)$$

where, h is the core height (mm).

Weight of both face sheets per m², W_f (kg/m²) is given by Eq. (3),

$$W_f = 5.4 \cdot t_f \quad (3)$$

where, t_f is thickness of the face sheet (mm).

Weight of an aluminum honeycomb sandwich per m² is nearly the total of W_c and W_f .

Flatwise-compressive strength of aluminum honeycomb sandwiches, σ_c (N/mm²) is the smaller of the values calculated by Eq. (4-1) or (4-2),

$$\sigma_c = 8/3 \cdot \pi \sqrt{E \cdot \sigma_y / (1 - \nu^2)} \cdot (t/b)^2 \quad (4-1)$$

$$\text{or } \sigma_c = 8/3 \cdot \sigma_y \cdot (t/b) \quad (4-2)$$

where, E, σ_y and ν are Young's modulus (N/mm²), yield strength (N/mm²) and Poisson's ratio of an aluminum honeycomb core, respectively.

Longitudinal or transverse shear strength of aluminum hoheycomb sandwiches, τ_{cL} or τ_{cW} (N/mm²) is the smaller of the values calculated by Eq. (5-1) or (5-2),

$$\tau_{cL} = \pi \sqrt{3.09 \cdot E \cdot \sigma_y / (1 - \nu^2)} \cdot (t/b)^2 \quad (5-1)$$

$$\tau_{cW} = \pi / \sqrt{3} \cdot \sqrt{3.09 \cdot E \cdot \sigma_y / (1 - \nu^2)} \cdot (t/b)^2 \quad (5-1)$$

$$\text{or } \begin{cases} \tau_{cL} = 2/\sqrt{3} \cdot \sigma_y \cdot (t/b) \\ \tau_{cW} = 2/3 \cdot \sigma_y \cdot (t/b) \end{cases} \quad (5-2)$$

In addition, second moment of area and polar moment of inertia of aluminum honeycomb sandwiches, I (mm⁴) and J (mm⁴) can almost be predicted by Eqs. (6) and (7), respectively,

$$I = 1/12 \cdot B \cdot (H_0^3 - H_I^3) \quad (6)$$

$$J = 2(B - 2H_0) \cdot H_0^2 \cdot t_f \quad (7)$$

$$\text{or } J = 2B \cdot H_0^2 \cdot t_f \quad (7)$$

where, B and H_0 are width (mm) and height (mm) of aluminum honeycomb sandwiches, respectively, and $H_I = H_0 - 2t_f$ (mm).

論 文

噴霧ロール法を用いた急冷凝固
Al-Fe 二元合金の機械的性質*

佐野秀男** 渋江和久***
山内重徳*** 犬丸晋****

Mechanical Properties of the Rapidly Solidified
Al-Fe Binary Alloys by Atomization-Rolling Process

Hideo Sano, Kazuhisa Shibue,
Shigenori Yamauchi and Susumu Inumaru

噴霧ロール法を用いた急冷凝固 Al-Fe 二元合金の機械的性質*

佐野秀男** 渋江和久***
山内重徳*** 犬丸晋****

Mechanical Properties of the Rapidly Solidified Al-Fe Binary Alloys by Atomization-Rolling Process

Hideo Sano, Kazuhisa Shibue,
Shigenori Yamauchi and Susumu Inumaru

Recently, Al-Fe base alloys are being developed for high temperature applications by means of rapid solidification process. In the previous study on the Al-Fe binary alloys by gas atomization it was revealed that the mechanical properties were much influenced by the cooling rate, and authors suggested that higher strength could be obtained by ultra rapid solidification. In this work, Al-Fe alloy flakes solidified at the cooling rate of $10^5 \sim 10^7$ °C/sec by atomization-rolling process were consolidated, and the mechanical properties and microstructures of these alloys were evaluated in comparison with the alloys by gas atomization. Results were as follows;

- 1) Al-2~10wt%Fe alloys by atomization-rolling process had higher strength at room temperature than the alloys by gas atomization.
- 2) Al-8wt%Fe alloy by atomization-rolling process had higher elevated temperature strength up to 350 °C than the alloy by gas atomization. In both Al-8wt.%Fe alloys, softening phenomenon was observed at 400 °C annealing treatment, and hardness of the alloy by atomization-rolling process was higher than that by gas atomization process at 550 °C annealing treatment.
- 3) Al-8wt.%Fe alloy by atomization-rolling process had finer dispersoids than that by gas atomization process. The dispersoids were identified to Al_3Fe or Al_6Fe .
- 4) Higher strength of the alloys by atomization-rolling process was attributed to the fine dispersion of Al-Fe intermetallic compounds due to the higher cooling rate than gas atomization process.

1. 緒 言

最近、急冷凝固法を利用したアルミニウム粉末冶金が注目され、その中でも高耐熱性を目的としたAl-Fe系合金の研究が活発に行われている¹⁾。著者らは不活性ガスアトマイズ法により製造したAl-Fe二元粉末合金の機械的性質に及ぼす冷却速度の影響を明らかにし²⁾、冷却速度が 10^5 °C/sec 以上である超急冷凝固法を用いれば

* 軽金属学会第70回春季大会(昭和61年5月15日、於・広島市)
で一部発表

** 技術研究所プロセス研究部

*** 技術研究所金属材料研究部

**** 技術研究所開発室

本系合金の耐力及び引張強さがさらに向上する可能性のあることを類推した。

本報では、超急冷凝固法である噴霧ロール法により製造したAl-Fe二元合金(Fe量2~10wt.%)のフレークを押出成形し、その組織並びに機械的性質を調査するとともに、不活性ガスアトマイズ法によるものと比較した。なお、本報で用いたフレークの組織と硬さ等については別報³⁾を参照されたい。

2. 供試材及び実験方法

フレークは噴霧ロール法により製造したAl-Fe二元

系で、Fe量を2~10wt.%までそれぞれ変えたものであり、その冷却速度は $10^5\sim 10^7\text{C/sec}$ と推定された³⁾。

これらのフレークを金型により外径63×高さ120mmに圧縮成形し、圧縮密度は約75%とした。圧縮体はアルミニウム円筒容器(外径68×内径64×高さ125mm)に封入後、加熱しながら容器内を真空度 10^{-5}mmHg 以下まで排気し、400°Cで1hr保持した。圧縮体は押出温度400°C、押出速度1m/minの条件で、直径18mm(押出比15)の丸棒に間接押出した。

比較に用いた不活性ガスアトマイズ法による粉末押出材はArガスアトマイズした粒径 $297\mu\text{m}$ 以下の粉末を本報と同様に加工した直径18mmの押出材である。以下、フレーク押出材をフレーク材、粉末押出材を粉末材と呼ぶこととした。

各供試材は常温の引張性質を測定し、試験片は平行部径10mm、標点距離35mmとした。Al-8wt.%Fe合金は250°C並びに350°C×1hr保持後の高温引張性質を測定するとともに、100~550°Cで1hr及び100hrで加熱後のビッカース硬さ(荷重10kg)を測定して耐熱性を評価した。組織は光学顕微鏡及び透過型電子顕微鏡(以下、TEMと呼ぶ)により観察した。後者の試料は、硝酸:メタノール=1:2の電解液(液温-20°C)を用いてジェットポリッシュ法により作成した。

3. 実験結果

3.1 引張性質及び硬さ

フレーク材と粉末材の引張性質に及ぼすFe量の影響をFig. 1に示す。Fe量の増加につれてフレーク材、粉末材の両者とも引張強さが向上し、伸びは低下した。フレーク材は粉末材より引張強さが $4\sim 6\text{kgf/mm}^2$ 高く、

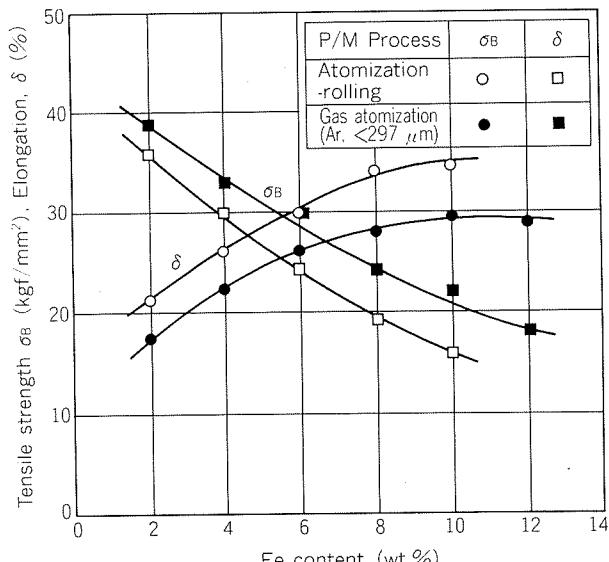


Fig. 1 Effect of Fe content on the mechanical properties of extruded Al-Fe binary alloys.

逆に伸びは数%低い。

Al-8wt.%Fe合金の高温引張性質をFig. 2に示す。フレーク材は常温から250°Cまで粉末材よりも高い耐力及び引張強さをもつが、350°Cにおいては両者の差が小さくなる。伸びはフレーク材が粉末材よりも低いが、350°Cにおいては逆になっている。

Al-8wt.%Fe合金について、100~550°Cで1hr及び100hr加熱後のビッカース硬さをFig. 3に示す。フレーク材、粉末材とともに約400°Cを超えると硬さが低下した。フレーク材の硬さは粉末材よりも高く、両者の差は550°Cにおいても認められた。

3.2 組織観察

Fig. 4にAl-8wt.%Fe合金について押出のままと、それを400°C並びに500°Cで100hr加熱後の顕微鏡組織を示す。フレーク材は粉末材よりも組織が微細であるが、高温で加熱した場合にはいずれも分散粒子が粗大化し、500°Cで顕著であった。

Al-8wt.%Fe合金のTEM写真をFig. 5に示す。押出のままの場合、分散粒子の平均粒径を画像解析により測定すると、フレーク材は $0.1\mu\text{m}$ 、粉末材では $0.2\mu\text{m}$ であった。Fig. 6はフレーク材を300°C~500°Cで各々100hr加熱後のTEM写真を示す。分散粒子の粗大化は300°Cでは生じていないが、400°C以上において認められ、500°Cでは顕著であった。この分散粒子の粗大化は

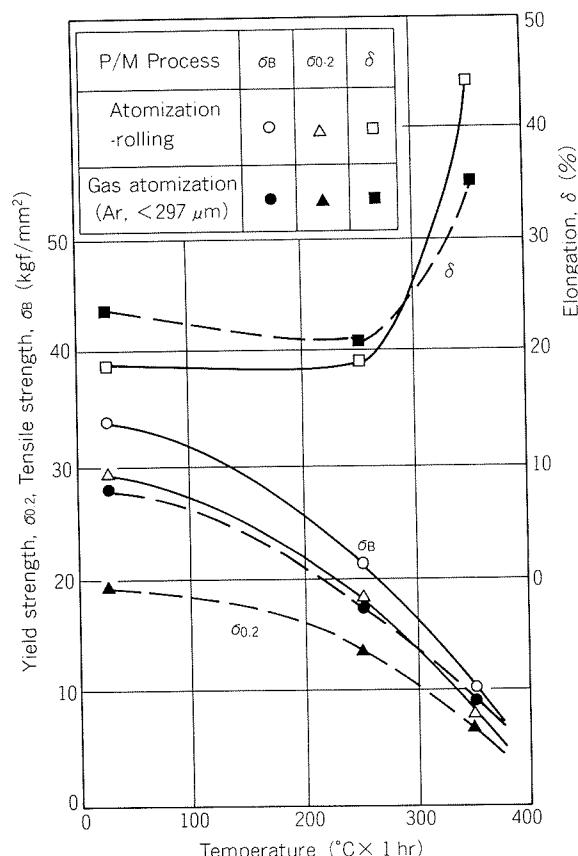


Fig. 2 High temperature mechanical properties of extruded Al-8wt.%Fe alloys.

Fig. 4 の加熱による硬さの低下と対応している。

フレーク材の分散粒子を電子線回折により同定したところ、 Al_3Fe 及び Al_6Fe であり、前者を **Fig. 7** に、後者を **Fig. 8** に示した。

4. 考 察

フレーク材と既報²⁾の各種粉末材について凝固時の冷却速度と引張強さの関係を整理すると、**Fig. 9** のよう

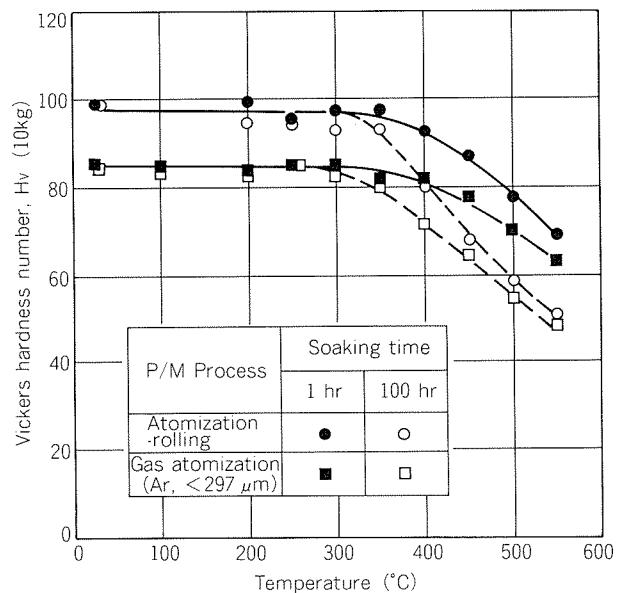


Fig. 3 Relationship between annealing temperature and hardness of extruded Al-8wt.%Fe alloys.

ある。冷却速度が高くなるにつれて引張強さは向上し、冷却速度 $10^5 \sim 10^6 \text{ }^\circ\text{C/sec}$ を超えるとほぼ飽和する傾向をもつ。一方、製造のままのフレーク及び粉末について冷却速度と硬さの関係を整理すると **Fig. 10** のようである。硬さは冷却速度が高くなるほど向上した。このことから、

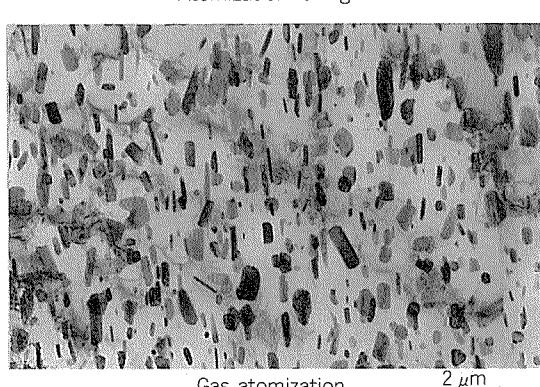
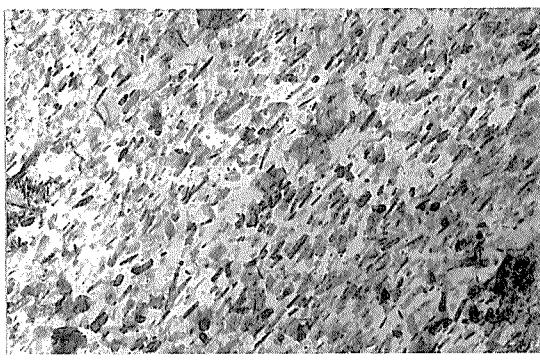


Fig. 5 TEM structures of extruded Al-8wt.%Fe alloys.

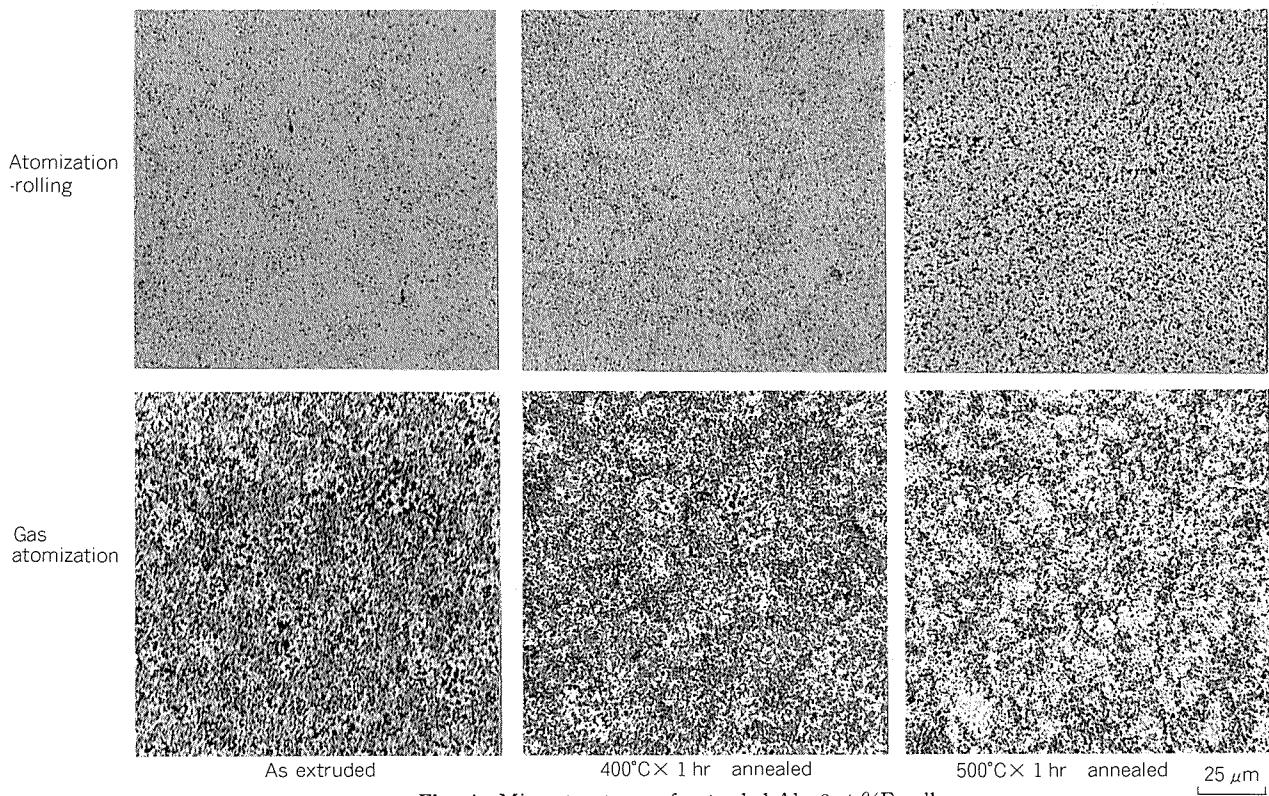


Fig. 4 Microstructures of extruded Al-8wt.%Fe alloys.

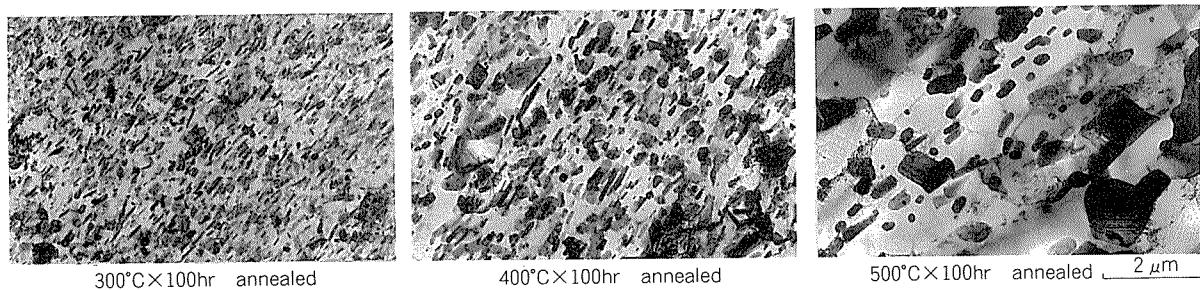


Fig. 6 TEM structures of extruded Al-8wt.%Fe alloy by atomization-rolling process.

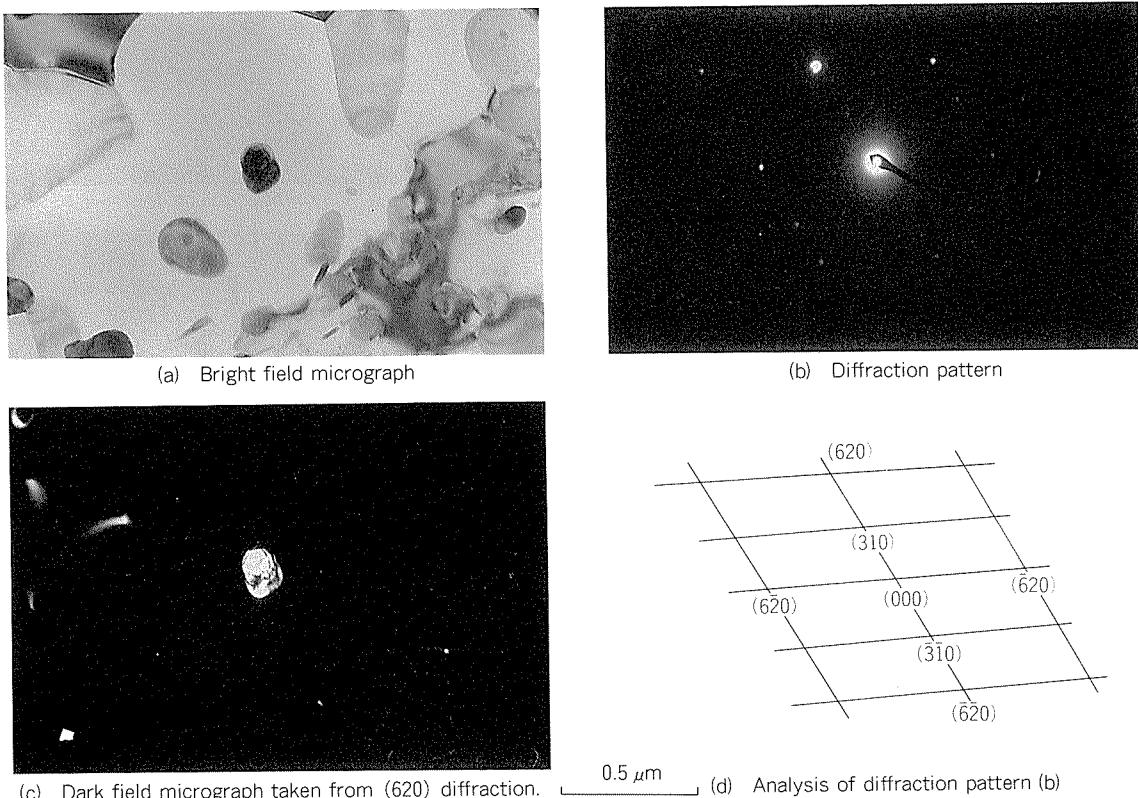


Fig. 7 TEM structures of as-extruded Al-8wt.%Fe alloy showing Al_3Fe compound.

Fig. 9において冷却速度が 10^5°C/sec を超えると引張強さがそれほど向上しないのは押出時の加熱と関係があるものと推測される。これを確認するため、フレーク及び粉末を各温度で 2 hr 加熱後の硬さを Fig. 11 に示す。両者とも 400°C を超えると硬さが低下し、その割合は粉末よりフレークの方が大きい。 400°C で押出した場合、加熱によってフレーク材の硬さはかなり低下し、粉末材との硬さの差が小さくなるので、Fig. 9 に示した傾向が得られたものと考えられる。押出時の強度低下を防ぐには、より低温で押出を行う必要がある。

なお、著者らの実験結果⁴⁾によると、Al-2~10wt.% Fe 合金の Ar ガスアトマイズ粉末の押出材の場合、耐力と化合物の分散状況の関係は Fisher-Hart-Pry の式⁵⁾によく適合した。そこで、これらのデータに本報の Al-8wt.%Fe 合金フレーク材を加えて図示すると Fig. 12 のようになる。フレーク材も粉末材の延長線上にあり、こ

のことからフレーク材の耐力が高いのは化合物がより微細に分散したためであるとみなすことができる。

5. 結 言

超急速冷凝法である噴霧ロール法により製造した Al-Fe 二元合金 (Fe 量 2~10wt.%) のフレークを押出成形し、その組織並びに機械的性質を調査し、不活性ガスアトマイズ法によるものと比較した。得られた結果は次のようである。

- (1) Al-2~10wt.%Fe 合金のフレーク押出材は粉末押出材よりも高い常温引張強さを示した。
- (2) Al-8wt.%Fe 合金フレーク押出材は常温から 350°C までの範囲において粉末押出材よりも高い引張強さを示した。両者の常温の硬さは、 400°C 以上の加熱により低下したが、 550°C 加熱においてもフレーク材が粉末材

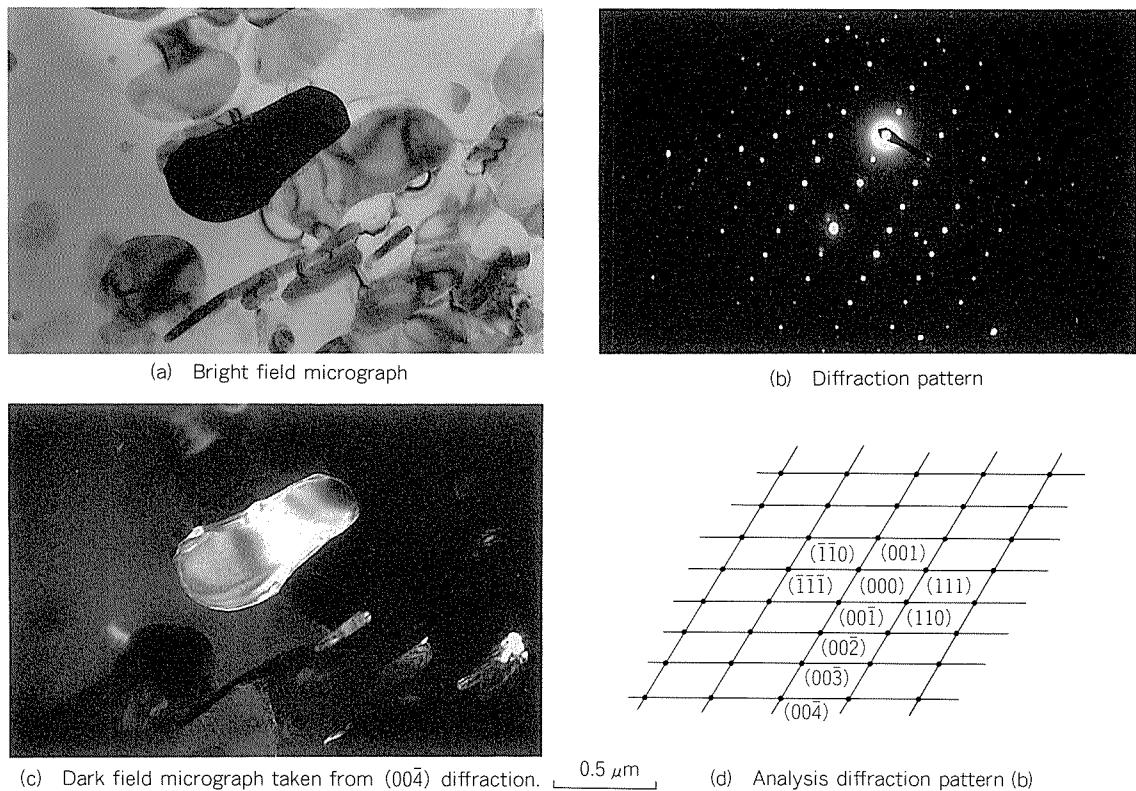
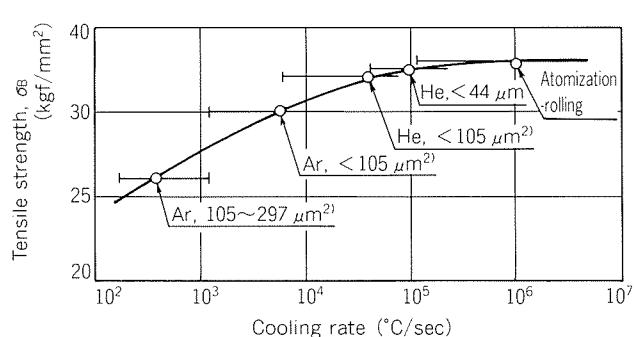
Fig. 8 TEM structures of as-extruded Al-8wt.%Fe alloy showing Al_6Fe compound.

Fig. 9 Effect of cooling rate on the tensile strength of extruded Al-8%Fe alloys.

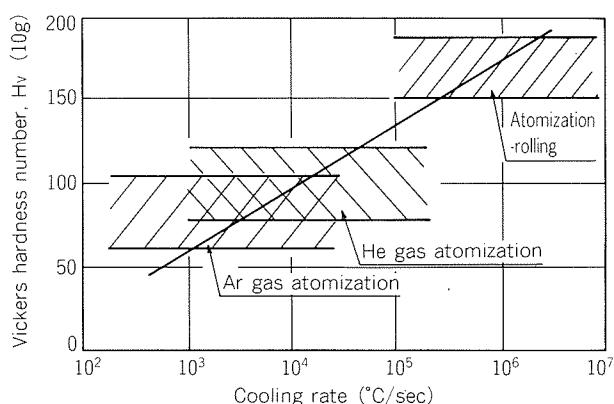


Fig. 10 Effect of cooling rate on the Microvickers hardness of Al-8wt.%Fe alloys.

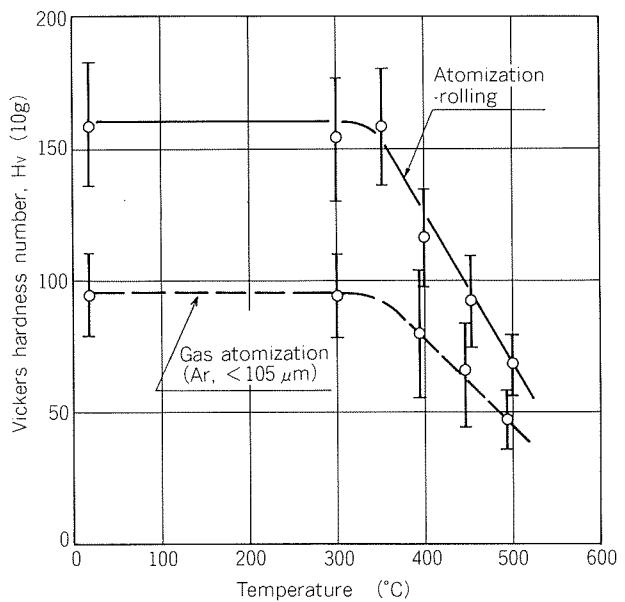


Fig. 11 Relationship between annealing temperature and Microvickers hardness of Al-8wt.%Fe alloys.

よりも高かった。

(3) Al-8wt.%Fe 合金のフレーク押出材は、粉末押出材よりも微細な粒子が分散しており、これらは Al_3Fe あるいは Al_6Fe と同定された。

(4) フレーク押出材が粉末押出材よりも高い強度を示したのは、噴霧ロール法の冷却速度がアトマイズ法よりも大きく、Al-Fe 系金属間化合物が微細に分散したことによる。

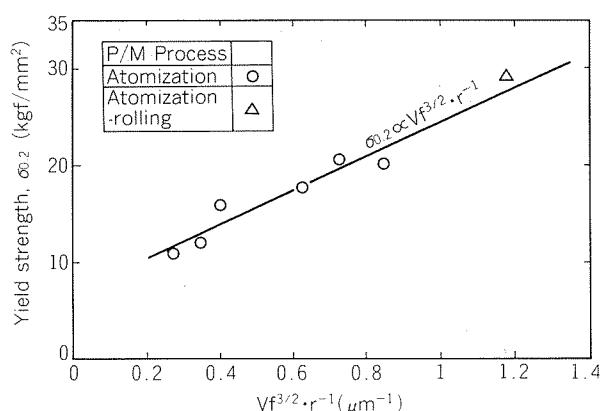


Fig. 12 Relationship between $Vf^{3/2} \cdot r^{-1}$ and yield strength of Al-Fe alloys.

本研究は、昭和58年度産業活性化技術研究開発費補助金制度に基づき、アルミニウム粉末冶金技術研究組合の下で実施したものである。関係各位に謝意を表する。

参考文献

- 1) R. G. Bourdeau, C. Adam and E. V. Reuth : Proc. 4th Int. Conf. on Rapidly Quenched Metals, (Sendai, 1981), 155.
- 2) 渋江和久, 佐野秀男, 山内重徳, 犬丸晋: 本誌, 26 (1985), (1985), 75.
- 3) 渋江和久, 佐野秀男, 山内重徳: 本誌, 28 (1987),
- 4) 渋江和久, 佐野秀男, 山内重徳: 軽金属, 投稿中.
- 5) Fisher, J. C., E. W. Hart and R. H. Pry : Acta Metall., 1 (1953), 336.

論文

噴霧ロール法による超急冷凝固 Al-Fe 合金フレーク*

渋江和久** 佐野秀男***
山内重徳** 犬丸晋****

Rapidly Solidified Al-Fe Alloy Flakes by
Atomization-Rolling Process

Kazuhisa Shibue, Hideo Sano,
Shigenori Yamauchi and Susumu Inumaru

住友軽金属工業株式会社技術研究所

論 文

噴霧ロール法による超急冷凝固 Al-Fe 合金フレーク*

渋江和久** 佐野秀男***
山内重徳** 犬丸晋****

Rapidly Solidified Al-Fe Alloy Flakes by Atomization-Rolling Process

Kazuhisa Shibue, Hideo Sano,
Shigenori Yamauchi and Susumu Inumaru

Al-2, 4, 6, 8 and 10%Fe alloys were rapidly solidified by means of atomization-rolling process which was a combined process of gas atomization and single roller. Microstructure, lattice constant and hardness of the rapidly solidified flake were investigated in comparison with the gas-atomized powder.

The results obtained were as follows;

- (1) Microstructure of the flake was finer than that of atomized powder. From the cell spacing of the flake, cooling rate was estimated at $10^5 \sim 10^7 ^\circ\text{C/sec}$.
- (2) The lattice constant of Al-Fe alloy flake decreased with the Fe content, and reached to the constant value beyond 4% of the Fe content. The solubility of Fe was estimated at 1.4% in the flake containing Fe more than 4%.
- (3) Hardness of Al-Fe alloy flake increased with the Fe content. It was higher than that of gas-atomized powder.

1. 諸 言

急速冷凝固アルミニウム粉末の製造方法としては、ガスアトマイズ法が最も一般的であり¹⁾、その冷却速度は $10^3 ^\circ\text{C/sec}$ のオーダーであり、微細粉末の場合でも $10^4 ^\circ\text{C/sec}$ 程度である²⁾。そこで、アルミニウム粉末合金の性能をさらに向上させるためには、冷却速度がより高い実用的な粉末製造プロセスの開発が必要であり、遠心噴霧法³⁾、双ロール法⁴⁾、単ロール法⁵⁾などがあるが、いずれも実用化には至っていない。超急速冷凝固合金が得られる実用的な方法として、溶湯の噴霧と単ロールによる冷却とを組合せた粉末製造プロセス(以下、噴霧ロール法と称す)がある。この方法の特長として、(1)ガスアトマイズ法よりも冷却速度が大きい、(2)溶湯を霧化させて出湯量の厳密な制御を必要としない、(3)双ロール法のようにロ

ール間隔の厳密な制御を必要とせず、(4)得られる超急速冷凝固体がフレーク状であるため取扱いが比較的容易である、(5)微細粉末と比較して粉塵爆発の危険性が小さいこと、などがあげられる。

本報では、AlにFeを2, 4, 6, 8及び10%と変えて添加したAl-Fe合金フレークを噴霧ロール法で製造した。そのフレークの凝固組織、格子定数及びビッカース硬さを調査し、ガスアトマイズ粉末の場合と比較検討した。

2. 実 験 方 法

噴霧ロール装置の模式図を Fig. 1 に示した。AlにFeをそれぞれ2, 4, 6, 8及び10%添加し、アルゴンガス雰囲気において高周波溶解後、液相線より $150 \sim 200 ^\circ\text{C}$ 高い温度からストップバー操作でつぼ下部から出湯した。アトマイザーから噴出するアルゴンガスによって溶湯を直ちに霧化して、液滴を水冷回転ロールに衝突させ、フレークを得た。このとき、出湯孔径は3 mm、アルゴンガス圧力は 2kgf/cm^2 、ロール周速は 37m/sec とした。

* 軽金属学会第70回春期大会(昭和61年5月15日、於・広島市)にて一部発表

** 技術研究所金属材料研究部

*** 技術研究所プロセス研究部

**** 技術研究所開発室

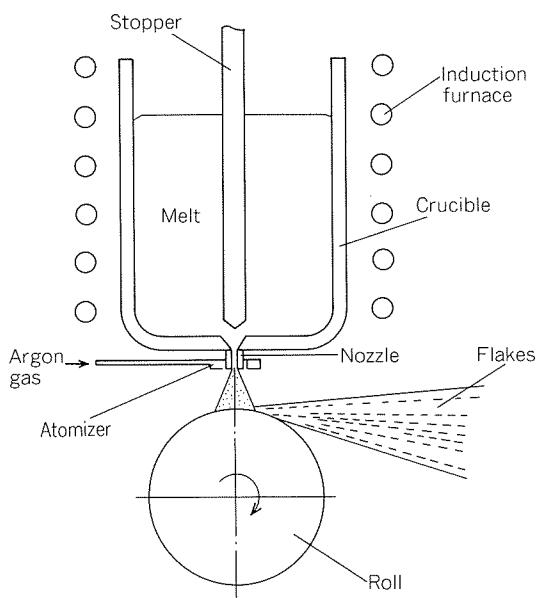


Fig. 1 Schematic diagram of atomization rolling equipment.

また、比較に用いたアルゴンガスアトマイズ粉末は既報²⁾の方法で作成した。

製造したフレークは外観を観察するとともに、金属組織を光学顕微鏡及び透過型電子顕微鏡(以下、TEMと称す)により、また、ガスアトマイズ粉末は光学顕微鏡及び走査型電子顕微鏡(以下、SEMと称す)でそれぞれ観察した。TEM用試料は硝酸：メタノール=1:2の電解液(液温-20°C)を用いてジェットポリッシュ法にて作成した。

フレーク及びガスアトマイズ粉末のX線回折は、Cu-k α を用いて加速電圧40kV、電流30Aで行った。

また、フレーク及びガスアトマイズ粉末の断面硬さをビッカース硬さ試験機(荷重10g)を用いて測定した。

3. 実験結果

3.1 組織

(1) フレークの形状 Al-8%Fe合金フレークの外観を代表例としてFig. 2に示した。フレークの寸法は、幅1~10mm、長さ5~30mm、厚さ10~100μmであった。

(2) 光学顕微鏡組織 Al-8%Fe合金フレークとガスアトマイズ粉末の組織をFig. 3に示した。前者は、晶出物がそれぞれ明瞭でないが、後者では、針状の晶出物がみられた。

(3) TEM及びSEM Al-6, 8及び10%Fe合金フレークの代表的なTEM組織をFig. 4に示した。6%Fe以下の合金の場合、粗大な晶出物は見受けられず、微細なセル状組織を呈していた。Al-8%Fe合金では、粒状の晶出物とその周囲に放射状に伸びたセル状組織が観察

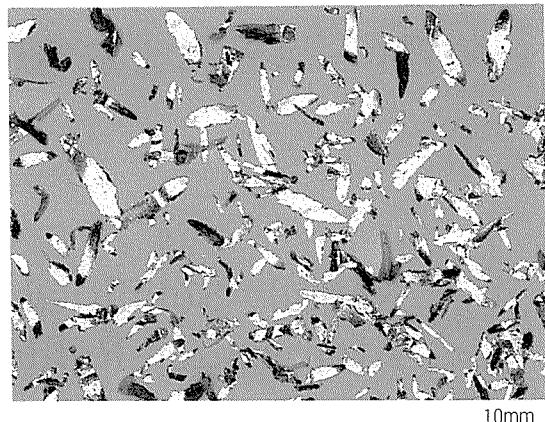
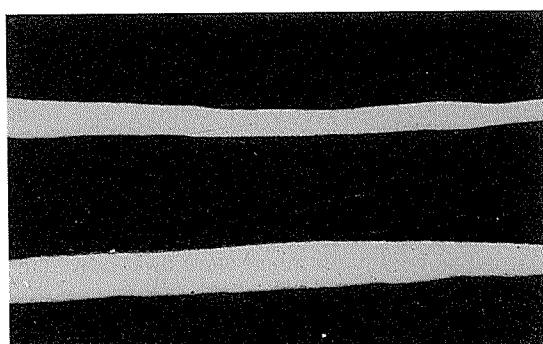
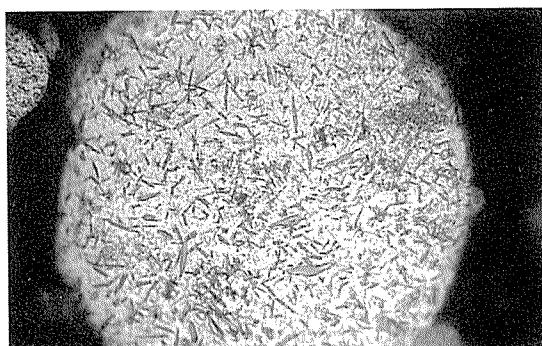


Fig. 2 Appearance of Al-8%Fe flakes.



(a) Flake



(b) Powder

Fig. 3 Cross section of Al-8%Fe flake and powder.

された。また、Al-10%Fe合金の場合、粒状の晶出物がクラスター状に凝集し、その周囲は同様にセル状組織がみられた。本実験における2ないし10%のFe添加ではセル間隔は0.2~0.8μmであった。

Al-2%Fe合金フレークとアトマイズ粉末の微細組織をFig. 5に示した。いずれもセル状組織を示し、セル間隔は前者が0.5μm、後者では2.5μmであった。同様にFig. 6に示すAl-8%Fe合金の場合、フレークにおいては直径1μm以下の粒状晶出物と微細なセル状組織とがみられた。アトマイズ粉末では、晶出物は前者の場合よりも大きく、その直径は1~4μmであった。

Al-8%Fe合金フレークにおいてみられた粒状晶出物の電子線回折結果をFig. 7に示した。この晶出物はAl₃Fe

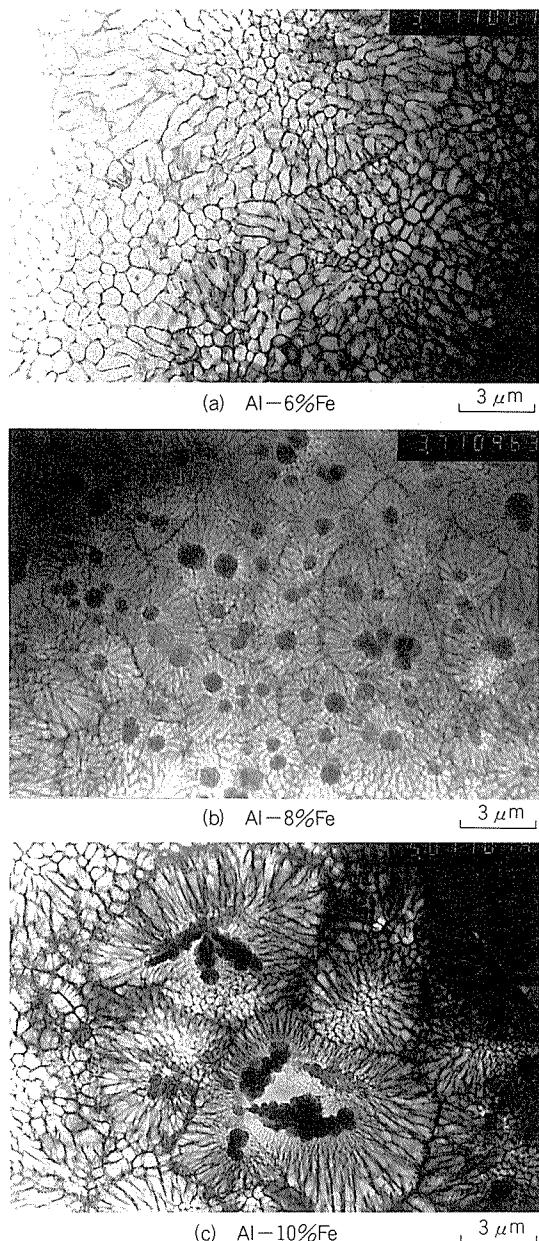


Fig. 4 TEM of Al-Fe flakes.

と同定された。

3.2 X 線回折

Al-10%Fe合金フレークのX線回折パターンをFig. 8に示した。 α -Alの他に Al_3Fe のピークがみられたが、 Al_6Fe あるいは浅見ら⁶⁾が提示している Al_mFe のピークは不明であった。また、これらのいずれにも該当しないピークが $d = 3.61\text{Å}$ 及び 1.74Å の位置にみられたが、これらを同定することはできなかった。

X線回折により求めたフレークとアトマイズ粉末の α -Alの格子定数とFe量の関係をFig. 9に示した。フレークの格子定数は純アルミニウム(99.9%Al)の値より小さく、Fe量4%以上においては、 4.046Å の一定値を示した。一方、アトマイズ粉末の場合はFe量にかかわらず、格子定数が純アルミニウムとほぼ同じであった。

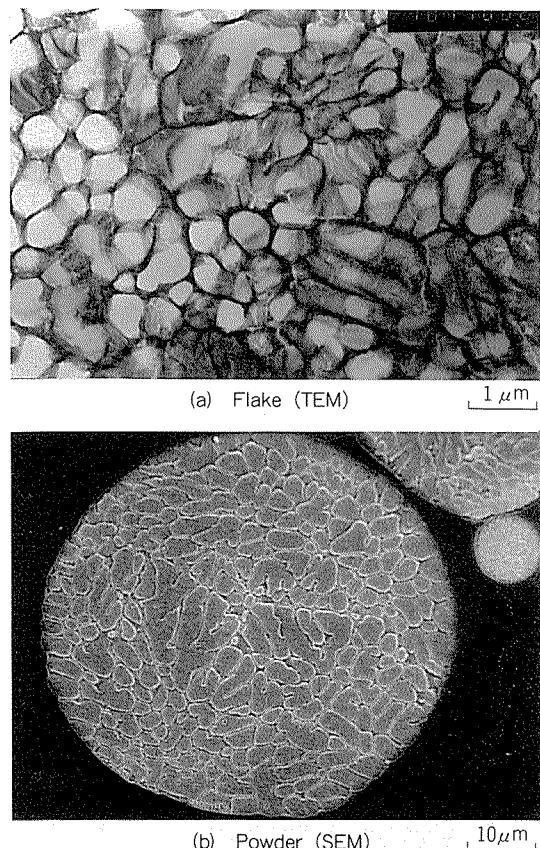


Fig. 5 Cellular structure of Al-2%Fe alloy.

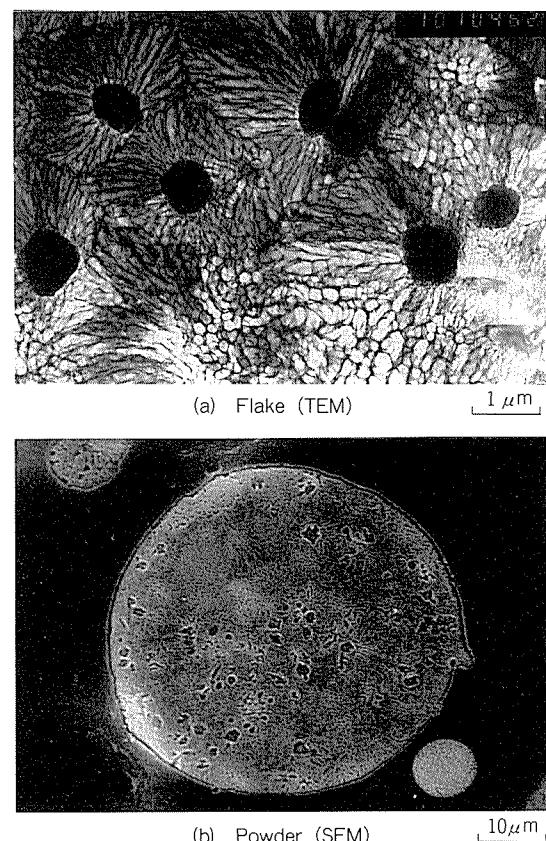


Fig. 6 Structure of Al-8%Fe alloy.

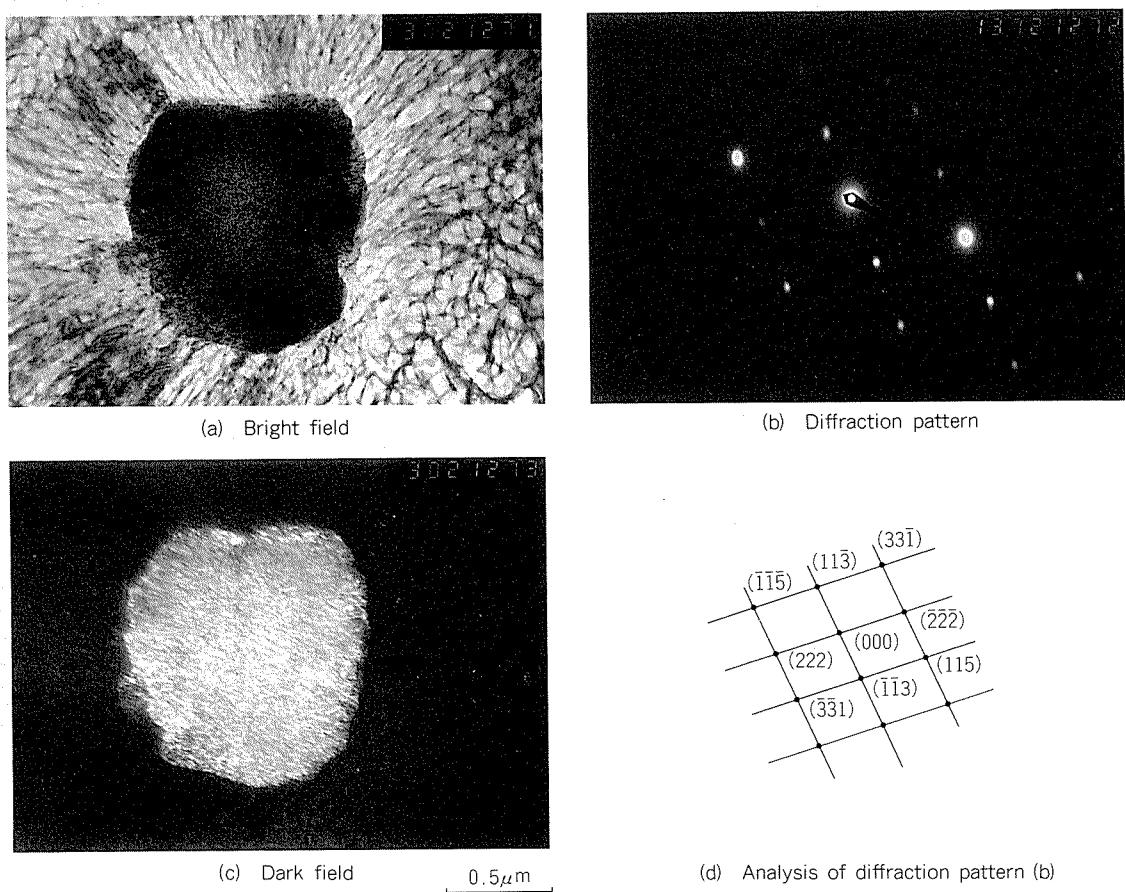


Fig. 7 TEM of Al-8%Fe flake showing Al_3Fe compound: (a) Bright field micrograph, (b) Diffraction pattern, (c) Dark field micrograph taken from (115) diffraction, and (d) Analysis of diffraction pattern (b).

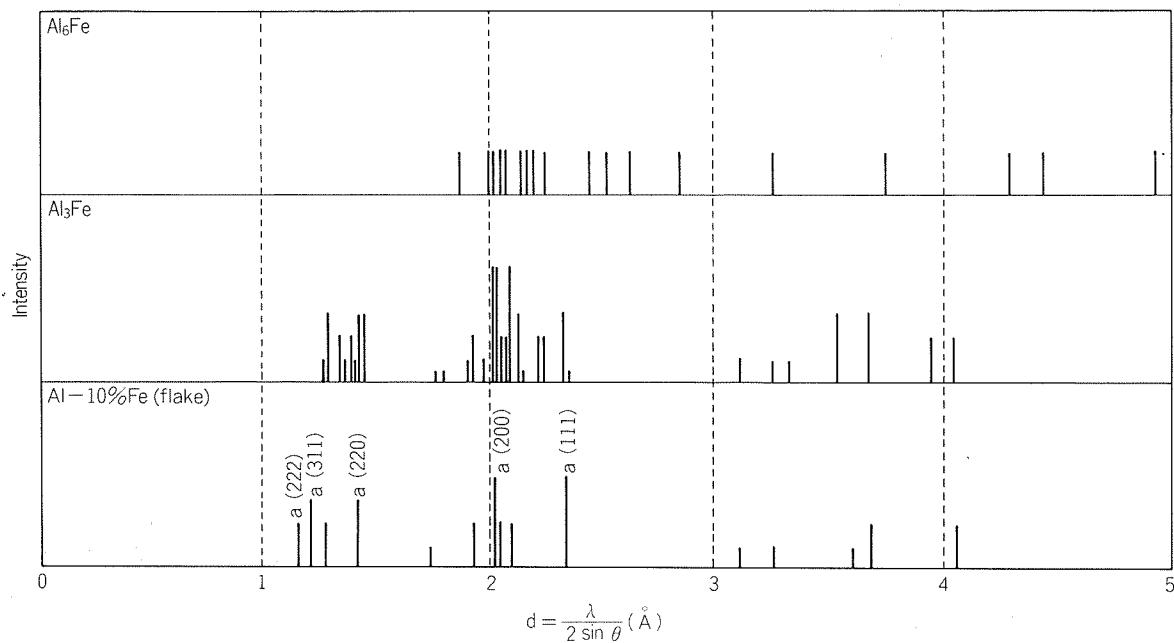


Fig. 8 X-ray diffraction intensity of Al-10%Fe flake.

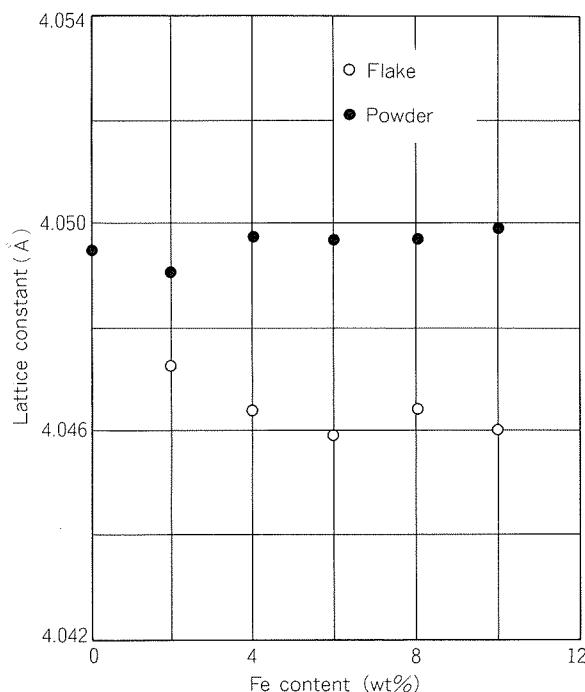


Fig. 9 Relationship between Fe content and lattice constants of Al-Fe alloy.

これらのことから、フレークは Fe を強制固溶しているが、アトマイズ粉末では強制固溶がほとんど生じていないと推定された。

3.3 ピッカース硬さ

フレークとアトマイズ粉末の Fe 量とピッカース硬さの関係を Fig. 10 に示した。フレークの硬さは Fe 量とともに高くなるが、アトマイズ粉末ではその傾向が著しくない。いずれの組織においても、前者の硬さは後者よりも高かった。

4. 考 察

急冷凝固における冷却速度を直接測定することは困難であり、一般に、凝固組織におけるセルサイズから冷却速度を推定する関係式が用いられている²⁾。本報におけるフレークのセル間隔 0.2~0.8 μm から冷却速度を算出すると、 $8 \times 10^5 \sim 1 \times 10^7 \text{ }^\circ\text{C/sec}$ となる。

一方、Kavesh⁷⁾は、回転する冷却円筒上で金属が凝固する場合の凝固体の厚さと冷却速度の関係を求めている。この関係に従えば、厚さ 10~100 μm のフレークの冷却速度は $10^5 \sim 10^7 \text{ }^\circ\text{C/sec}$ となる。この値は上述の凝固組織から求めたものとよく一致した。

Al-8%Fe 合金のフレークにみられた粒状の晶出物は Al_3Fe であった。これは、Al-8%Fe 合金粉末において比較的大きい “primary intermetallic” は Al_3Fe であるとする Boettinger ら⁸⁾の結果と一致した。また、本報においては Al_6Fe を検出することができなかったが、別報のようにフレークを押出成形すると Al_3Fe とともに Al_6Fe

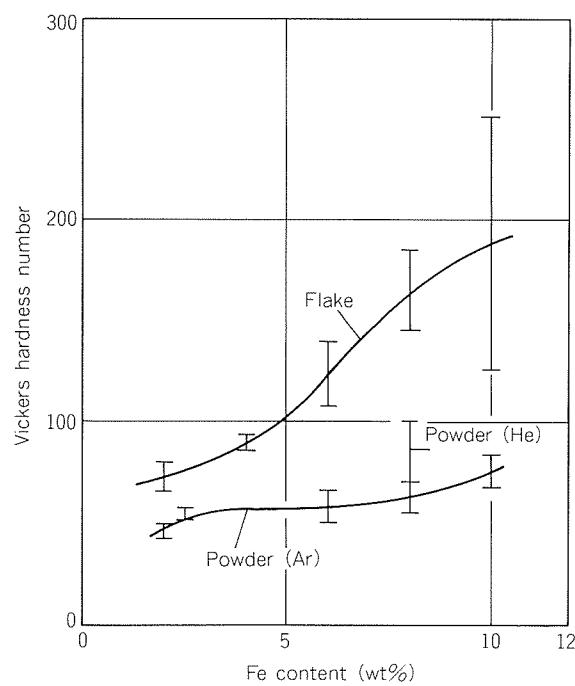


Fig. 10 Relationship between Fe content and hardness of Al-Fe alloy.

が確認されている⁹⁾。このことから、フレーク中にも Al_6Fe が存在していた可能性が類推される。

本報において Fe 量が 4 %以上になると α -Al の格子定数は 4.046 Å まで低下したので、Fe の強制固溶が生じたものと推測された。Tonejc ら¹⁰⁾が報告した格子定数と固溶量の関係を用いて、本報の Fe の固溶量を求めるところ 1.4 %となる。Al-Fe 合金を急冷凝固したときの Fe の固溶量については、1 %前後とする報告^{11,12)}、及び 8~10% あるいは 10% 以上とするもの^{10,13,14)}等がある。本報の結果は、Fe の強制固溶量はあまり多くないとする市野瀬ら¹¹⁾、横田ら¹²⁾あるいは Boettinger ら⁸⁾の結果に近いものである。

Fig. 9 から Fe 4% 以上になると、その固溶量はほぼ一定とみなせる。一方、Fig. 10 によれば、フレークの硬さは Fe 4% 以上においても Fe 量とともに高くなっている。フレークの硬さの向上は、Fe の強制固溶によるものでなく、主として Fe を含む化合物の分散によるものであると考えられる。

5. 結 言

噴霧ロール法により Al に Fe を 2, 4, 6, 8 及び 10% 添加した Al-Fe 合金フレークを製造し、そのフレークの凝固組織、格子定数及びピッカース硬さを調査してガスアトマイズ粉末の場合と比較検討し、次の結果を得た。

- (1) Al-Fe 合金フレークの晶出物、セル組織はガスアトマイズ粉末より微細であった。冷却速度をセル間隔から推定すると $10^5 \sim 10^7 \text{ }^\circ\text{C/sec}$ である。

(2) Al-Fe合金フレークの格子定数はFe量の増加とともに小さくなり、Fe量4%以上ではほぼ一定となつた。このときのFeの固溶量は1.4%と推定された。

(3) Al-Fe合金フレークの硬さはFe量の増加とともに向上し、ガスアトマイズ粉末よりも高い値をもつ。

本研究は昭和58年度産業活性化技術研究開発費補助金制度に基づき、アルミニウム粉末冶金技術研究組合の一環として実施したものである。ここに関係各位に対して謝意を表する。

参考文献

- 1) Metals Handbook 9th ed, Vol. 7, Powder Metallurgy (1984), 125.
- 2) 渋江和久, 山内重徳, 犬丸晋: 本誌, 25 (1984), 81.
- 3) R. G. Bourdeau, C. Adam, and E. V. Reuth : Proc. 4th Int. Conf. on Rapidly Quenched Metals (Sendai, 1981), 155.
- 4) K. K. Sankaran, N. J. Grant : Mat. Sci. Eng. 44 (1980), 213.
- 5) C. M. Adam, R. E. Lewis : Proc. of TMS-AIME Northeast Regional Meeting (N. J. 1985), 157.
- 6) 浅見重則, 田中孝一, 秀野晃: 軽金属, 28 (1978), 321.
- 7) S. Kavesh : Metallic Glasses, ASM, (1976), 36.
- 8) W. J. Boettinger, L. Bendersky, and J. G. Early : Met. Trans. 17A (1986), 781.
- 9) 佐野秀男, 渋江和久, 山内重徳: 本誌, 28 (1987), 187.
- 10) A. Tonejc, A. Bonefacic : J. Appl. Phys., 40 (1969), 419.
- 11) 井野博満, 永尾正文, 市野瀬英喜: 軽金属, 36 (1986), 327.
- 12) 横田勝, 上田太次, 浅倉忠司, 庄司啓一郎: 粉体および粉末冶金, 34 (1987), 248.
- 13) H. Jones : ALUMINIUM, 54 (1978), 274.
- 14) B. C. Giessen : Developments in the structural chemistry of Alloy Phases, Plenum Press, N. Y. (1969), 227.

論 文

AC4C及び6061溶湯鍛造材の機械的性質に及ぼす
加圧力の影響*

齊 藤 莞 爾** 竹 内 勝 治***

On the Effect of Squeeze Casting Pressure on the Mechanical
Properties of AC4C and 6061 Aluminium Alloys

Kanji Saito and Katsuzi Takeuchi

住友軽金属工業株式会社技術研究所

AC4C及び6061溶湯鍛造材の機械的性質に及ぼす 加圧力の影響*

斎藤莞爾** 竹内勝治***

On the Effect of Squeeze Casting Pressure on the Mechanical Properties of AC4C and 6061 Aluminium Alloys

Kanji Saito and Katsuzi Takeuchi

The rising cost of materials and labor has forced various industries to make advances in near-net shape technology. And squeeze cast aluminium alloy component have high-level metallurgical and mechanical properties compared with ordinary sand/gravity die casting configuration details. In this paper, the tensile properties/fatigue properties/microstructure relationships for squeeze cast AC4C alloy and 6061 alloy processed by three different pressure in direct squeeze casting are examined.

As for tensile properties, good results are obtained. And the tendency of tensile properties is that the yield strength of AC4C alloy is higher and the elongation of 6061 alloy is a little improved according to the increment of squeeze casting pressure. It is shown that fatigue properties of these alloys can be increased to the level of wrought aluminium materials. Fatigue strength to tensile strength ratio of squeeze cast AC4C alloy is in the middle of the wrought materials scatter band in the case of unnotched specimen and is at the higher top of the band in the case of notched specimen.

1. 緒 言

アルミニウム合金鋳物は軽量化を目的として機械部品等に多用されるようになったが、強度を重視する部分に使われることは少なかった。この理由の一つとしては内部欠陥の問題があり、それに伴って疲労強度が低いことである。

近年、溶湯を金型に注湯し、加圧・成形する溶湯鍛造法が実用化され、アルミニウムホイールの量産¹⁾を始めとして、複合ピストン、バルブロッカーアーム等²⁾、疲労強度を重視する自動車部品への適用が検討されている。溶湯鍛造法は従来の鋳物に生じやすいひけ巣やポロシティ等の内部欠陥を加圧力で制御することにより、高品質鋳物の製造プロセス³⁾として関心を持たれているが、溶湯鍛造品の機械的性質に関する資料は比較的少なく、僅かにAl-Si系合金鋳物について散見する程度である⁴⁾。また、展伸用アルミニウム合金について溶湯鍛造法を適用

した報告はほとんどない。

そこで、本報は代表的アルミニウム合金として鋳物用AC4C合金と展伸用6061合金を選び、溶湯鍛造時における加圧力を500～1,000kgf/cm²と変え、組織並びに機械的性質、特に疲労強度に及ぼす影響を検討した。

2. 供試材及び実験方法

供試合金はAC4Cと6061の2種類であり、化学成分をTable 1に示す。

溶湯鍛造は80ton溶湯鍛造機を用いて直接押込方式を行い、Fig. 1に示すカップ型溶湯鍛造品を製作して供試材とした。溶湯鍛造条件は鋳型を200°Cに加熱保持し、鋳込み温度を720°C、加圧力は500, 750, 1,000 kgf/cm²の3種類に変え、加圧力保持時間は40secと一定にした。熱処理はAC4C合金が525°C×8 hr, 6061合金は560°C×8 hr後530°C×3 hr保持した後水冷し、4日間室温に放置後、前者は160°C×6 hr、後者は175°C×8 hrの焼戻し処理を施した。

引張試験片(JIS 4号)、シャルピー衝撃試験片(JIS 3

* 軽金属学会第73回秋季大会(1987年11月11日、於・東京都)
にて発表

** 技術研究所応用研究部

*** 技術研究所、工学博士

Table 1 Chemical compositions of AC4C and 6061 alloys.

Alloy	Chemical composition (wt.%)										
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	V	Al
AC4C	7.11	0.11	0.01	0.01	0.44	<0.01	0.01	0.02	<0.01	<0.01	Bal.
6061	0.52	0.09	0.22	0.01	1.19	0.26	0.01	0.01	0.01	<0.01	Bal.

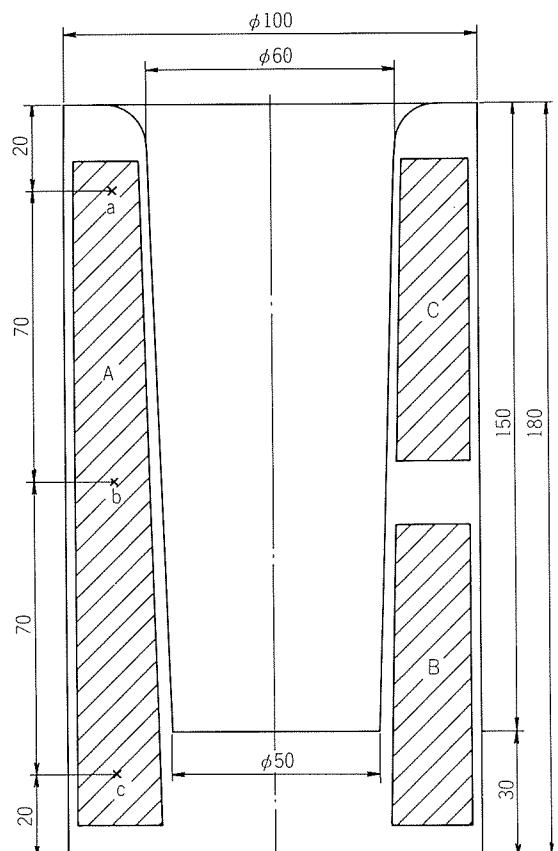
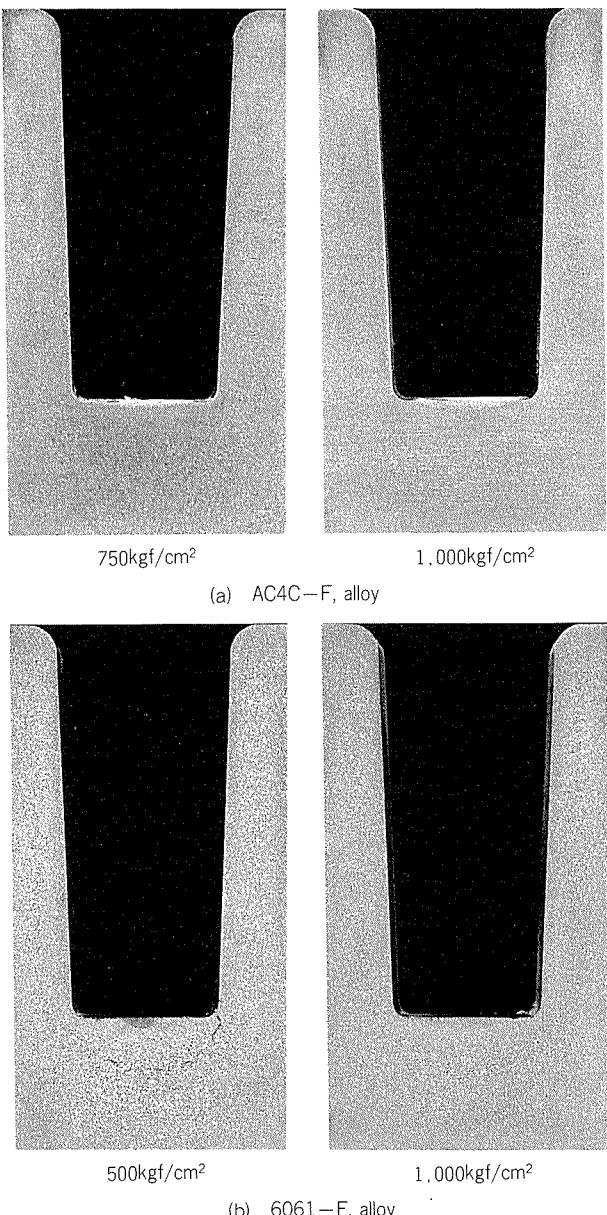


Fig. 1 Dimensions of squeeze cast material and locations of test specimens.

号及び4号)及び疲労試験片は供試材の側壁部から採取し、その位置はFig. 1に併記した。また、鋳造組織は各試験片採取位置の長手方向中央断面について検出した。日本レギュレーター(株)製イメージアナライザLulex500を用い、一採取位置当たり30個のデンドライトアームスペーシング(以下、DASと称する)を測定した。

疲労試験は小野式回転曲げ疲労試験機(1,700rpm)を用い、繰返し回数 10^7 における疲労強度を測定した。平滑試験片は最小径10mmのつづみ型(JIS Z 2274, 2号)であり、表面は旋削仕上のまま(最大粗さ $R_{\max} \approx 2 \mu\text{m}$)とした⁵⁾。切欠試験片は環状60°V型切欠($D=15\text{mm}$, $d=10\text{mm}$, $t=2.5\text{mm}$, $\rho=0.3\text{mm}$)で、切欠底は旋削のままとした。形状係数はNeuberの計算式によると $\alpha=3.1$ で

Fig. 2 Macrostructure of squeeze cast material.
($\times 0.75 \times 0.5$)

ある⁶⁾。

3. 実験結果及び考察

3.1 組織

溶湯鍛造後の供試材断面の肉眼組織の一例をFig. 2に示す。肉眼組織は両合金とも加圧力が高い程、細かくな

る傾向をもつ。AC4C 合金は、加圧力 500kgf/cm^2 でカップ底部にひけ巣があったが、 750 並びに $1,000\text{kgf/cm}^2$ の場合はいずれも良好であった。6061合金の場合は加圧力 750kgf/cm^2 でも同様な欠陥があり、その大きさは加圧力 500kgf/cm^2 におけるよりも小さい。加圧力 $1,000\text{kgf/cm}^2$ では欠陥がなく、したがって、加圧力の効果が認められた。

両合金の溶湯鍛造後の顕微鏡組織を Fig. 3 に、DAS の測定結果並びに、その値から Spear らの実験式⁷⁾によって算出した冷却速度を Table 2 にそれぞれ示す。DAS は両合金とも加圧力が高くなるにつれて小さくなる傾向があり、AC4C 合金は $14\sim23\mu\text{m}$ 、6061 合金では $15\sim31\mu\text{m}$ の範囲にあり、冷却速度で比較すると前者は後者のおよ

そ 2 倍程度であった。

両合金の T6 处理後の顕微鏡組織を Fig. 4 に示す。AC4C 合金の顕微鏡組織は通常の金型鍛物の場合と大差がない。しかし、6061 合金は Fig. 4(b) に示すように結晶粒界に析出物が観察され、その大きさは加圧力が高くなるにつれて小さくなる。EPMA による面分析結果の詳細は略するが、結晶粒界に溶湯鍛造のままでは Fe, Mg, Si 及び Cu が、T6 处理したものは Si, Mg 及び Fe がそれぞれ析出していることが見出された。

3.2 引張性質並びに衝撃値

T6 处理後の引張性質並びにシャルピー衝撃値を Table 3 に示す。

引張性質は AC4C 及び 6061 合金とも、それぞれ鍛物ま

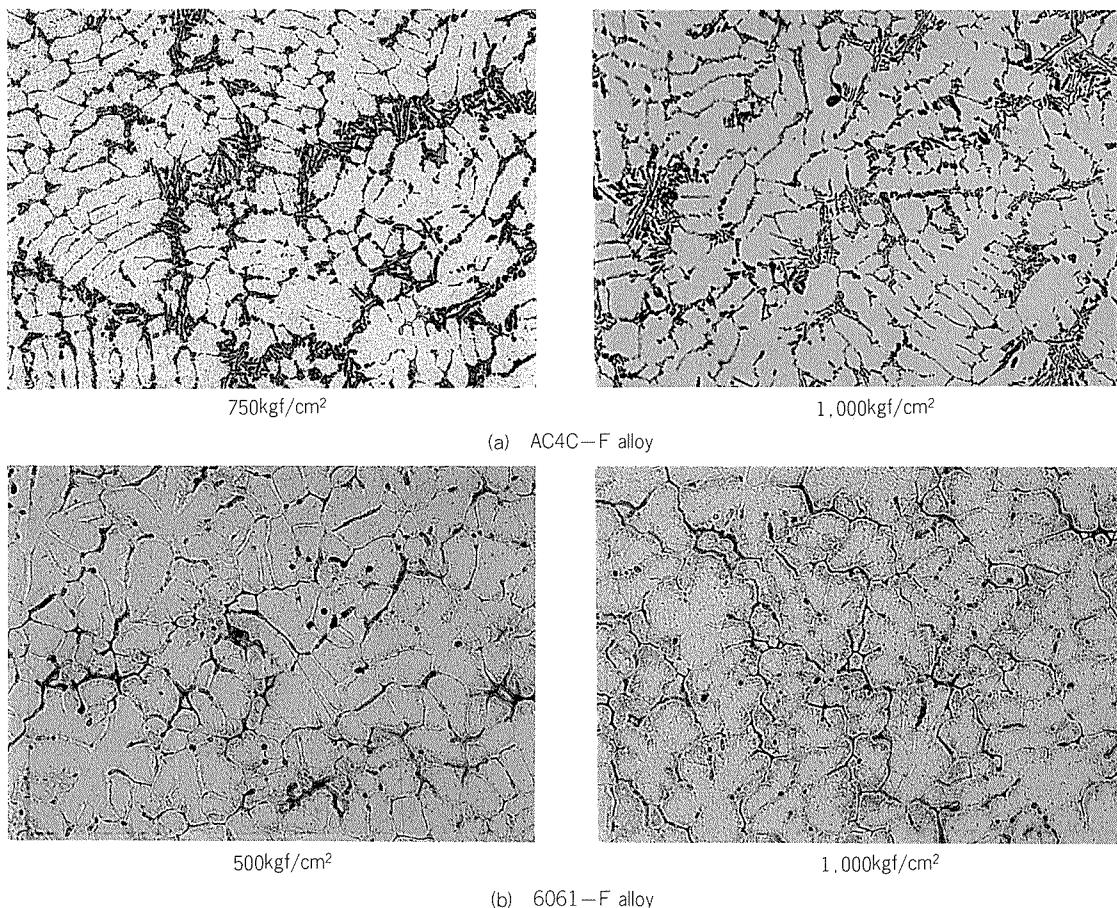


Fig. 3 Macrostructure at location b of AC4C and 6061 alloys. (squeeze cast, $\times 100$)

Table 2 DAS and cooling rate of AC4C-F and 6061-F alloys.

Squeeze cast pressure (kgf/cm ²)	AC4C						6061					
	DAS, d (μm)			Cooling rate, R ($^\circ\text{C/sec}$)			DAS, d (μm)			Cooling rate, R ($^\circ\text{C/sec}$)		
	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c
500	14.4	21.6	22.8	24.3	7.2	6.1	22.2	26.4	30.6	6.7	4.0	2.5
750	14.1	19.9	21.9	26.0	9.2	6.9	21.2	23.9	29.6	7.6	5.3	2.8
1,000	16.1	19.6	20.1	17.4	9.7	9.0	15.3	21.2	24.5	20.3	7.6	5.0

(1) $R = 7.28 \times 10^4 / d^3$

d : DAS

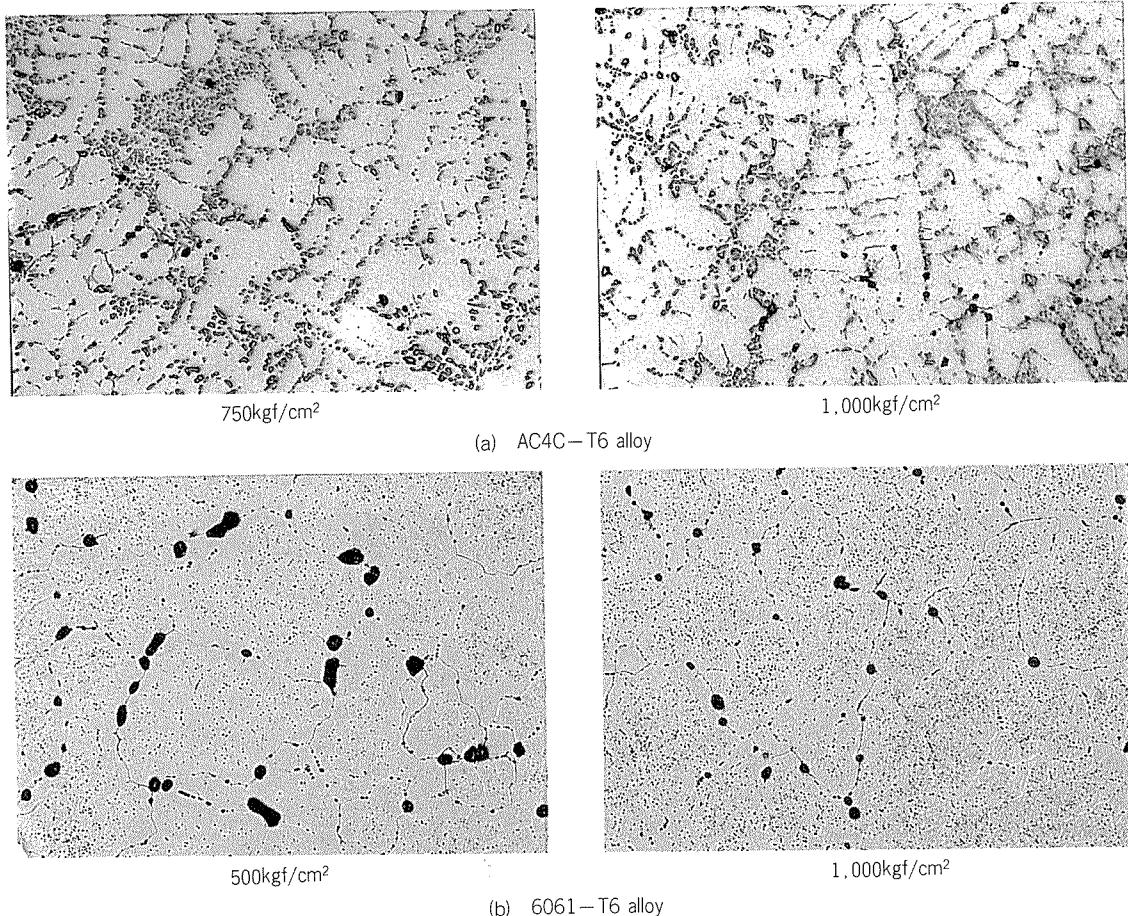


Fig. 4 Macrostructure at location b of AC4C and 6061 alloys. (T6 tempered, $\times 100$)

Table 3 Tensile properties and Charpy impact values.

(n= 5)

Squeeze cast pressure (kgf/cm ²)	AC4C-T6					6061-T6				
	Yield strength (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Charpy impact value		Yield strength (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Charpy impact value	
				U-notched (kgf·m/cm ²)	V-notched (kgf·m/cm ²)				U-notched (kgf·m/cm ²)	V-notched (kgf·m/cm ²)
500	22.7	31.8	9	0.88	0.70	26.9	31.4	10	1.71	1.56
750	23.2	31.5	9	0.84	0.64	28.0	32.7	11	1.51	1.50
1,000	24.8	32.4	10	0.99	0.75	27.1	32.2	13	1.90	1.62
Ave.	23.4	31.9	9	0.90	0.70	27.3	32.1	11	1.71	1.56

たは鋳造品のJIS規格を満足する良好な値を示した。AC4C合金は加圧力が低いと耐力が幾分低くなるが、6061合金ではそのような傾向がない。両合金とも引張強さは加圧力の影響がほとんどないようであるが、伸びは加圧力とともに少し増加している。また、衝撃値はAC4C合金よりも6061合金の方が1.5倍ほど高い値をもつ。

3.3 疲労強度

AC4C及び6061合金のT6処理後のS-N曲線をFig. 5及びFig. 6、疲労強度をTable 4にそれぞれ示す。以下においては、特に断わらない限り、疲労強度は繰返し回数 10^7 の値を用いることとした。

(1) AC4C合金平滑試験片のS-N曲線における実験点のばらつきは著しいが、疲労強度は $12.0\sim12.9\text{kgf/mm}^2$ 、切欠試験片では $6.6\sim8.2\text{kgf/mm}^2$ であり、疲労強度に及ぼす加圧力の影響は明らかでない。6061合金平滑試験片もS-N曲線の実験点のばらつきが大きいが、加圧力が高いほど疲労強度も向上し、加圧力 500kgf/cm^2 では 8.3kgf/mm^2 、 $1,000\text{kgf/cm}^2$ では 10.8kgf/mm^2 であった。これに対し、切欠試験片の疲労強度は $4.8\sim5.6\text{kgf/mm}^2$ であり、加圧力の影響はほとんど認められなかった。

(2) 切欠係数はAC4C合金が $\beta=1.46\sim1.95$ 、6061合金は $\beta=1.60\sim2.25$ である。前者では加圧力 500kgf/cm^2

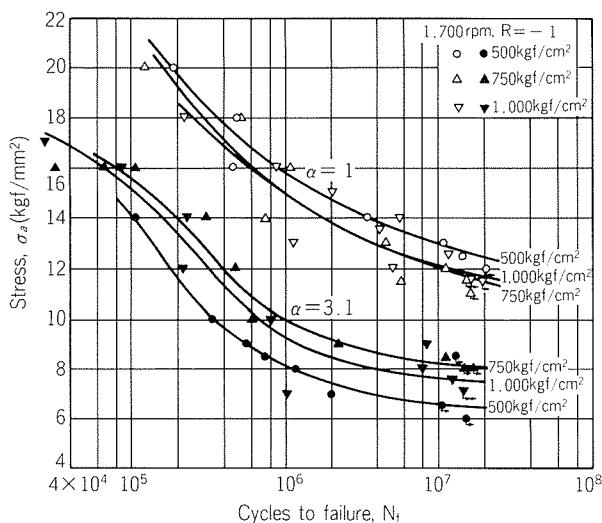


Fig. 5 S-N curves of AC4C-T6 alloy.

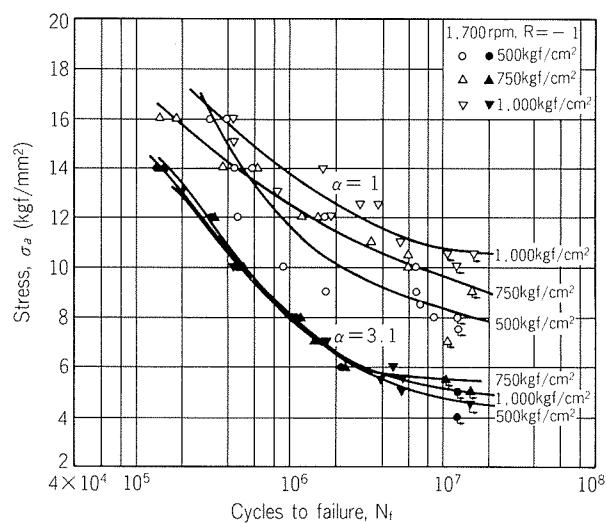


Fig. 6 S-N curves of 6061-T6 alloy.

Table 4 Fatigue properties.

Material	Squeeze cast pressure (kgf/cm²)	Fatigue strength (kgf/mm²)						Fatigue ratio ⁽¹⁾	Fatigue strength reduction factor		
		Unnotched ($\alpha = 1$)			Notched ($\alpha = 3.1$)						
		10^5	10^6	10^7	10^5	10^6	10^7				
AC4C-T6	500	—	15.8	12.9	14.1	8.1	6.6	0.41	1.95		
	750	—	15.0	12.0	15.6	10.0	8.2	0.38	1.46		
	1,000	—	14.9	12.1	15.1	9.2	7.6	0.37	1.59		
6061-T6	500	—	11.6	8.3	—	8.1	5.2	0.26	1.60		
	750	—	12.5	9.6	—	8.1	5.6	0.29	1.71		
	1,000	—	13.8	10.8	—	7.9	4.8	0.33	2.25		

(1) Fatigue ratio = $\frac{\text{Fatigue strength of unnotched specimen}}{\text{Tensile strength}}$

の場合が $\beta = 1.95$ 、後者では加圧力 $1,000 \text{ kgf/cm}^2$ が $\beta = 2.25$ と、いずれも他の加圧力の場合と比較して大きい。

(3) 以上の結果から両合金を比較すると、溶湯鍛造の場合は AC4C 合金の方が 6061 合金よりも疲労強度の見地からは優れている。

3.4 考察

3.4.1 引張性質並びに衝撃値

本報における AC4C 合金の平均値は、引張強さ 31.9 kgf/mm^2 、耐力 23.4 kgf/mm^2 、伸び 9% 、シャルピー衝撃値 0.90 kgf-m/cm^2 (JIS 3号) が得られた。これらの値は JIS 舟型鋳物についての測定結果⁸⁾、すなわち、金型温度 150°C 、ガス量 $0.20 \sim 0.24 \text{ cc/100g}$ の条件で引張強さ $26.4 \sim 29.7 \text{ kgf/mm}^2$ 、耐力 $19.7 \sim 22.5 \text{ kgf/mm}^2$ 、伸び $7 \sim 15\%$ 、シャルピー衝撃値 $0.66 \sim 1.11 \text{ kgf-m/cm}^2$ と比べて遜色がなく、むしろ、静的強度は優れているといえよう。6061 合金の場合は引張強さ 32.1 kgf/mm^2 、耐力 27.3 kgf/mm^2 、伸び 11% 、シャルピー衝撃値 1.71 kgf-m/cm^2 が平均値であり、押出材の値⁹⁾と比較すると静的強度は

同等であるが、伸び並びに衝撃値がおよそ 60% である。

以上の結果から類推すると、溶湯鍛造品の静的強度は金型鋳物より多少優れ、押出材と比較すると伸び並びに衝撃値が劣るようであるが鍛造品と比べれば良好である。また、本実験では加圧力 $500 \sim 1,000 \text{ kgf/cm}^2$ の範囲で静的強度の差が少ない。このことは実用面で直接押込方式より間接押込方式が多いので、後者の場合も安定した静的強度が得られることを示唆している。しかし、3.1項述べたように加圧力が低いとひけ巣を生じるので、加圧力は高いことが望ましい。

3.4.2 疲労強度

一般に、平滑試験片の疲労強度は結晶粒径や組織の影響を受け、切欠疲労強度はそれらの影響が小さいといわれている。鋳物合金 A357-0 平滑試験片においても DAS が大きいと疲労寿命が短くなると報告されている⁴⁾。Fig. 7 は本報の疲労強度を DAS との関係において図示したものである。6061 合金は DAS が小さくなるにつれて平滑試験片の疲労強度が向上するが、切欠疲労強度は大差がな

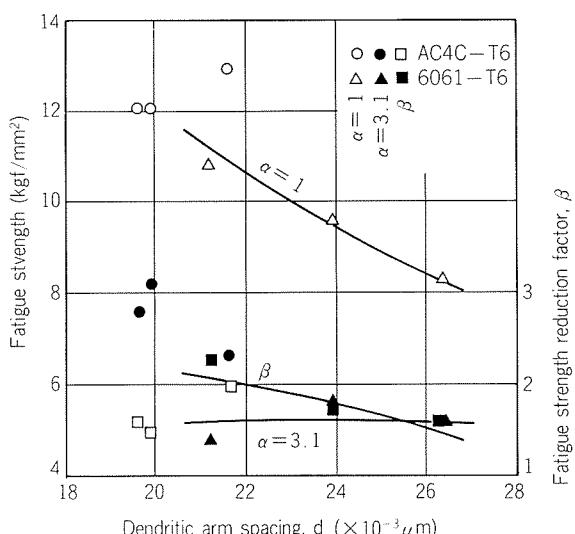


Fig. 7 Relation between dendritic arm spacing and fatigue strength at 10^7 cycles.

い。AC4C合金の場合はDASの範囲が狭いためか、その影響が定かでない。

次に、Fig. 4(b)に示したように、6061合金はAC4C合金と比べて結晶粒界に大きな析出物が多数あり、加圧力が高いほど小さくなる。平滑試験片表面における析出物は繰返し応力を受けると疲労き裂を発生したり¹⁰⁾、または脱落して、その痕が切欠効果を生じやすい。Fig. 8 は

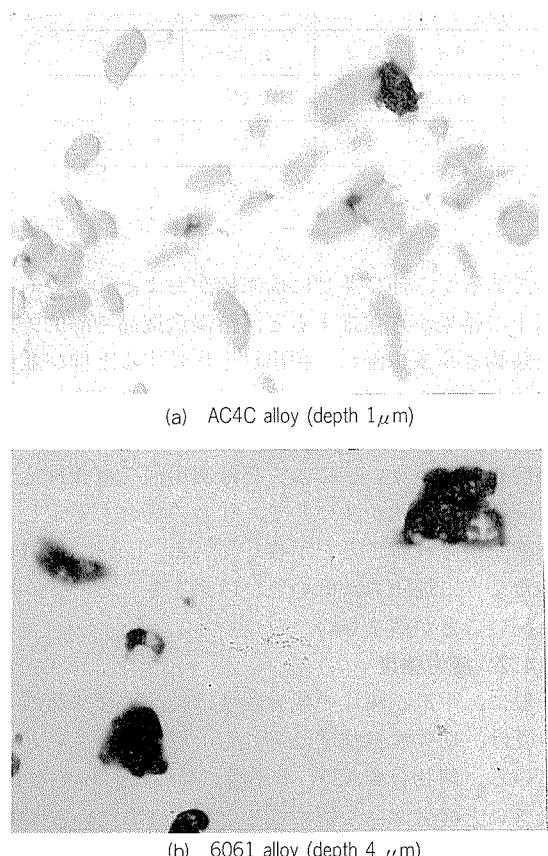


Fig. 8 Bottom of cavities at grain boundaries.
(Squeeze cast pressure $1,000\text{kgf/cm}^2$, $\times 1,000$)

一例として加圧力 $1,000\text{kgf/cm}^2$ の試験片表面における析出物の脱落痕を示す。AC4C合金の脱落痕の大きさは加圧力による差がほとんどなく、小さくて浅いのに対し、6061合金のそれは加圧力の低いものほど大きく、かつ、深いようである。3.3項の(3)でAC4C合金の方が6061合金より優れた疲労強度を示した理由の一つは、DASの差とともに脱落痕(または析出物)の大きさの相違にあるものと考えられ、6061合金については加圧力 $1,000\text{kgf/cm}^2$ を超える場合についての実験が必要であろう。

平滑試験片の疲労比はTable 4に示したように、AC4C合金が $0.37 \sim 0.41$ 、6061合金は $0.26 \sim 0.33$ であった。前者の疲労比は展伸材と略同等であり、後者は多少低目であって、加圧力 $1,000\text{kgf/cm}^2$ の疲労強度が展伸材の疲労強度のばらつき¹¹⁾の下限に近い。切欠試験片の疲労強度は、AC4C合金では展伸材のばらつき¹²⁾の上限、6061合金は下限に近い値である。一方、AC4C合金舟型鋸物平滑試験片の疲労強度が $6 \sim 8\text{ kgf/mm}^2$ であり⁸⁾、また、A390-T5並びに同T7合金の切欠係数が $\beta \approx 1$ である(すなわち、平滑試験片と切欠試験片の間に疲労強度の差がない、前者が欠陥をもつことを意味している)結果¹³⁾と比較すれば、溶湯鍛造品は展伸材と略同等の疲労特性をもつとみなして差支えなかろう。

なお、ホイール等の用途においては繰返し数 10^7 未満の時間強度が必要である。各加圧力の実験点を同一母集団とみなし、破壊確率 $P=5$ 及び95%のP-S-N線図を求めるFig. 9及びFig. 10のようであり、S-N曲線は式(1)~(4)で表示される。ただし、繰返し数 10^7 近傍は実験点が少ないので、適用外である。

AC4C-T6合金

$$\text{平滑 } \log N = 15.51 - 7.95 \log \sigma_a \pm 0.35 \quad \dots \dots (1)$$

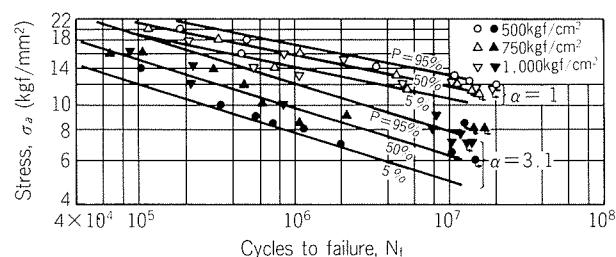


Fig. 9 P-S-N curves of squeeze cast AC4C alloy.

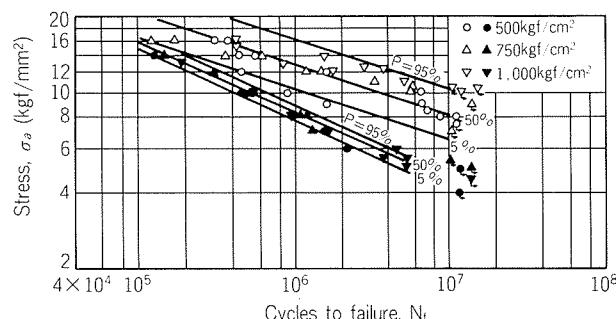


Fig. 10 P-S-N curves of squeeze cast 6061 alloys.

$$\text{切欠} \quad \log N = 11.05 - 5.14 \log \sigma_a \pm 0.52 \quad \dots\dots(2)$$

6061-T6 合金

$$\text{平滑} \quad \log N = 11.60 - 5.05 \log \sigma_a \pm 0.37 \quad \dots\dots(3)$$

$$\text{切欠} \quad \log N = 9.15 - 3.45 \log \sigma_a \pm 0.12 \quad \dots\dots(4)$$

ここに、 N : 破壊繰返し回数

σ_a : 繰返し応力振幅(kgf/mm²)

4. 結 言

AC4C 及び 6061 合金について溶湯鍛造時における加圧力を 500~1,000kgf/cm² と変え、組織並びに機械的性質に及ぼす影響を検討し、次の結果を得た。

(1) 両合金とも加圧力が高いほど組織が細かくなり、AC4C 合金は加圧力 750kgf/cm² 以上、6061 合金は 1,000 kgf/cm² 以上の加圧力が望ましい。

(2) 引張性質は両合金とも良好な値が得られた。AC4C 合金は加圧力が低いと耐力が幾分低いが、6061 合金ではそのような傾向がなく、伸びも加圧力と共に少し増加する。

(3) AC4C 合金の疲労強度は展伸材と比較してほぼ同等であり、6061 合金は展伸材の場合より多少低目である。後者については、加圧力 1,000kgf/cm² を超える実験が必要であり、DAS と結晶粒界析出物が疲労強度に影響を及

ぼしている。

なお、本研究の遂行に当っては、工業技術院名古屋工業技術試験所・井沢紀久主任研究官の協力を得た。ここに謝意を表する。

文 献

- 1) 徳井雅昭、森田章義、他 4 名：トヨタ技術、33 (1983), 71.
- 2) 松原永吉、村上秀樹：自動車技術、34 (1980), 749.
- 3) 例えば、鈴木鎮夫、後藤靖夫、他 2 名：本誌、27 (1986), 100.
- 4) P.C. Inguanti : 17th National SAMPE Tech. Confer. (Oct. 1985), 61.
- 5) 竹内勝治：材料、16 (1967), 144.
- 6) H. Neuber : *Kerbspunnslehre*, (1937), Verlag v. Julius Springer, Berlin.
- 7) R.E. Spear and G.R. Gardner : Trans. AFS, 71 (1963), 209.
- 8) 日本鑄物協会：研究報告41「アルミニウム合金鑄物のガス含有量と機械的性質」, (1986).
- 9) 例えば、竹内勝治、田中英司：本誌、5 (1964), 355.
- 10) 竹内勝治：材料、17 (1968), 420.
- 11) 竹内勝治：軽金属溶接、25 (1987), 329.
- 12) 竹内勝治：軽金属溶接、25 (1987), 366.
- 13) Structural Alloy Handbook, Battele (1975), 82.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-327)

技術資料

Development of New Aluminium Alloy for Auto Body Sheet*

Teruo Uno** and Yoshio Baba***

住友軽金属工業株式会社技術研究所

Development of New Aluminium Alloy for Auto Body Sheet*

Teruo Uno** and Yoshiro Baba***

Recently, many aluminium alloys, such as 2xxx, 5xxx and 6xxx series alloys, were developed for auto body applications. Among these conventional alloys, 2036, 5182, 6009 and 6010 were widely applied to practical use in the United States.

Although conventional aluminium alloys exhibit comparable strength to low carbon steel, the formability of these alloys is not always adequate. Sumitomo Light Metal developed new aluminium alloy GZ45 for auto body sheet. The new alloy which is of Al—Mg—Zn—Cu system exhibits similar strength to low carbon steel and excellent formability. The most prominent property of the alloy is excellent ductility and press formability compared with conventional aluminium alloys for auto body sheet.

The new alloy GZ45 is successfully applied to practical use, first in Japan as a mass production model.

1. Introduction

The purpose of this paper is to describe the development of a new aluminium alloy which was specially designed for auto body sheet.

As the result of recent development, many aluminium alloys, such as 2xxx, 5xxx and 6xxx series alloys, were developed^{1~9)} for auto body applications. Chemical compositions and typical tensile properties of these alloys are presented in **Table 1**. Among these alloys, 2036²⁾, 5182²⁾, 6009⁴⁾, and 6010⁴⁾ were widely accepted for auto body applications in the United States. Although these alloys exhibit strength similar to that of steel, the tensile ductility of these alloys is far inferior to it and the formability of these alloys are sometimes inadequate for auto body applications.

One of the most important factors affecting the formability of auto body sheets is tensile ductility. Generally, alloys of higher elongation are considered likely to have better press formability. Among these alloys, X5085—O¹⁾ exhibits 30% elongation and excellent formability. However, it is impossible to produce the alloy economically on an industrial

scale due to poor hot-workability.

Although much of the development work was carried out in recent years to develop a new alloy with improved formability, auto body sheet aluminium alloys which exhibit 30% elongation have not been developed yet.

A new alloy which is of Al—Mg—Zn—Cu quaternary system was developed for auto body applications. The new alloy provides an optimum combination of strength and ductility. The most noticeable property of the alloy is excellent ductility and formability compared with conventional aluminium alloys for auto body sheet.

Table 1 Chemical compositions and typical tensile properties of conventional auto body sheet aluminium alloys.

Alloy and temper	Chemical composition (wt.%)				Tensile properties		
	Si	Cu	Mn	Mg	T.S. (kgf/mm ²)	Y.S. (kgf/mm ²)	EI. (%)
2002-T4	0.4	2.0	—	0.75	33.7	18.3	26
2036-T4	—	2.6	0.25	0.45	34.7	19.9	24
2037-T4	—	1.8	0.25	0.55	31.6	17.3	25
X5085-O	—	—	—	6.3	30	15	30
5182-O	—	—	0.35	4.5	28.1	13.3	26
6009-T4	0.8	0.35	0.5	0.6	23.5	12.8	25
6010-T4	1.0	0.35	0.5	0.8	29.6	17.3	24
6111-T4	0.9	0.7	0.3	0.75	29.6	16.2	27.5
CW51-T4	0.65	0.9	—	0.4	25	12.5	28

* This paper has been contributed to the periodical publication "ALUMINIUM".

** Technical Research Laboratories, Metallurgical Technology Department, Dr. of Eng.

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

2. Alloy development

The target of the test program was to develop a new alloy with an excellent combination of strength (tensile strength=30kgf/mm²) and ductility (elongation=30%). Finally, Al–Mg–Zn–Cu quaternary system was selected by laboratory tests. The effect of Zn addition on tensile properties of Al–4.5% Mg binary alloy is illustrated in **Fig. 1**. The optimum addition of Zn to Al–Mg binary alloy improves strength without the marked loss of ductility. An excellent combination of strength and ductility is attained in T4 temper (solution heat-treated and naturally aged), not in O temper.

The effect of Cu addition on tensile properties of Al–4.5% Mg–1.5% Zn alloy T4 sheet is illustrated in **Fig. 2**. The addition of small amount of Cu to Al–Mg–Zn ternary system improves the strength of the alloy without the marked loss of

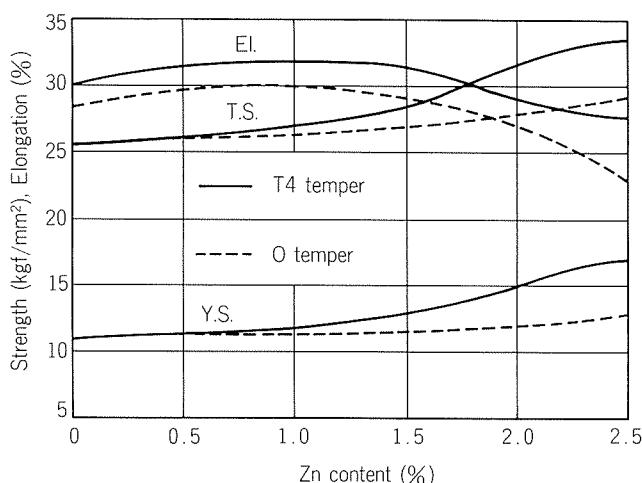


Fig. 1 Effect of Zn addition on tensile properties of Al–4.5% Mg alloy sheet.

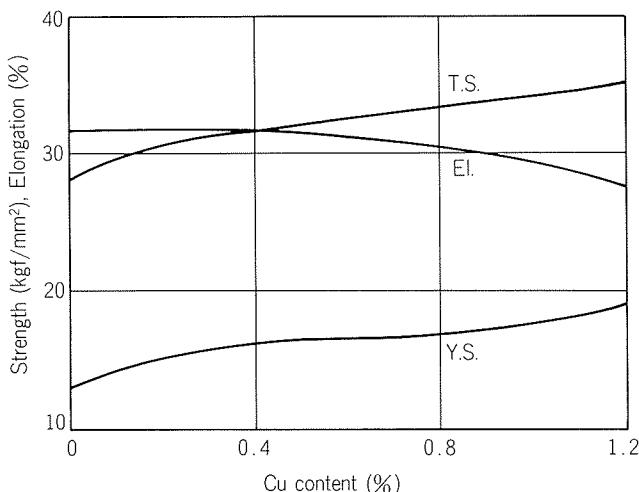


Fig. 2 Effect of Cu addition on tensile properties of Al–4.5% Mg–1.5% Zn alloy T4 sheet.

ductility. As indicated, the addition of Zn and Cu to Al–Mg binary system yields an excellent combination of strength and ductility.

The new alloy which is of Al–Mg–Zn–Cu quaternary system obtains strength through solid solution strengthening of Mg and formation of Mg and Zn-rich GP zones.

Increase in main additional elements, Mg, Zn and Cu, reduces tensile ductility and hot workability of the alloy. On the contrary, decrease in main additional elements decreases the strength and the tensile ductility of the alloy. Thus, Al–Mg–Zn–Cu quaternary system provides optimum properties for the target. **Table 2** presents the chemical composition of the new alloy, GZ45, compared with Sumitomo's conventional aluminium alloys for auto body sheet. GZ45 is well suited for an industrial scale of aluminium production. Large ingots can be easily cast by conventional DC processes and fabricated to final gauge sheets.

GZ45 is generally supplied in T4 temper. The final heat treatment to obtain T4 tempered sheet is carried out on continuous heat-treat lines. GZ45

Table 2 Chemical compositions of the new alloy compared with conventional alloys.

Alloy	Chemical composition (wt.%)								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
GZ45	0.06	0.16	0.22	—	4.4	—	1.46	—	Rem.
CV15	0.53	0.20	1.95	—	0.48	—	—	—	Rem.
5182	0.09	0.17	—	0.25	4.6	—	—	—	Rem.
GV10	0.50	0.20	0.60	—	1.1	—	—	—	Rem.

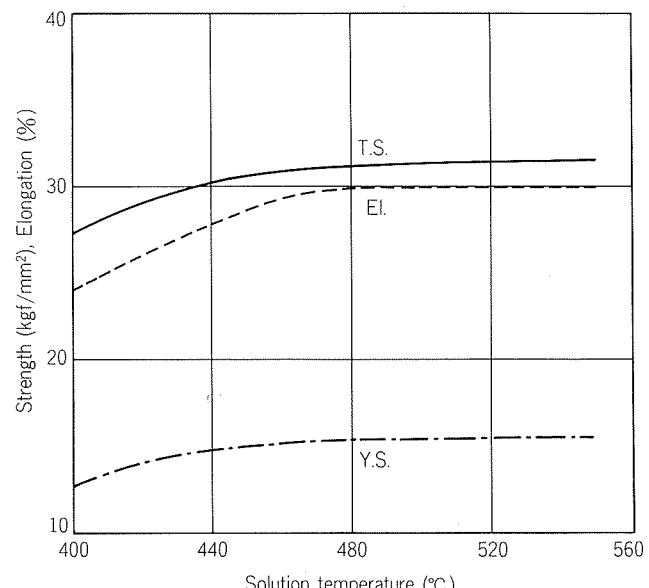


Fig. 3 Effect of solution temperature on tensile properties of GZ45–T4 sheet.

can be successfully heat-treated between 480°C and 520°C for short time solution treatment as illustrated in **Fig. 3**. Moreover, GZ45 is insensitive to the cooling rate after solution treatment. The loss of mechanical properties due to slow quenching is relatively insignificant as illustrated in **Fig. 4**. Effect of room temperature aging on tensile properties of GZ45 is illustrated in **Fig. 5**.

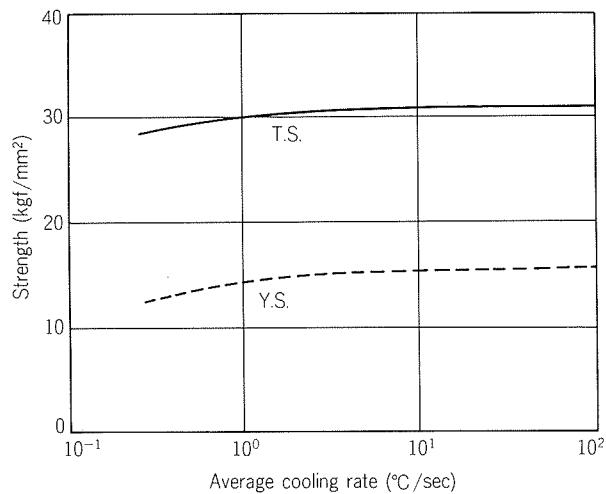


Fig. 4 Quench sensitivity of GZ45 quenched from 500°C.

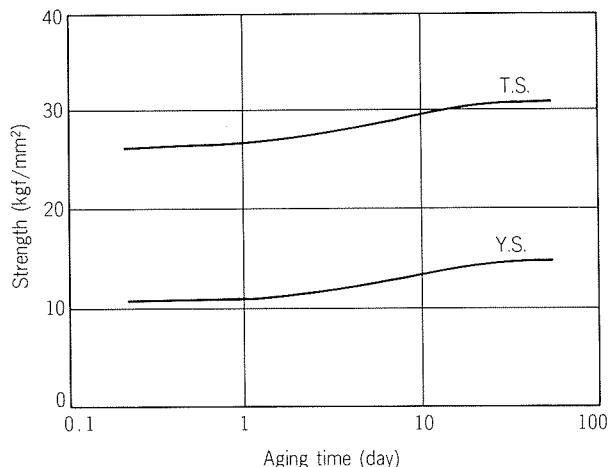


Fig. 5 Room temperature aging characteristics of GZ45 alloy.

Most of natural aging at room temperature in GZ45 occurs within first three weeks after solution treatment, with essentially stable properties after a month.

3. Alloy performance

3.1 Physical and mechanical properties

The typical physical properties of GZ45 are presented in **Table 3** compared with conventional alloys. Tensile properties of GZ45-T4 sheet in all three directions, are presented in **Table 4** compared with conventional alloys. GZ45 exhibits better elongation than that of conventional alloys for auto body sheet. This suggests that GZ45 exhibits better formability than that of conventional alloys. Like most auto body sheet alloys, GZ45 can be strain hardened by cold work. The effect of stretching on tensile properties of GZ45-T4 sheet is illustrated in **Fig. 6**. A marked increase in strength is readily achieved by stretching.

The effect of paint bake cycle on tensile properties of GZ45-T4 sheet is illustrated in **Fig. 7**. A subsequent paint bake cycle decreases the strength of GZ45.

3.2 Formability

Extensive formability evaluations were carried

Table 3 Physical properties of GZ45-T4 sheet compared with conventional alloys.

Alloy and temper	Specific gravity	Average coefficient of thermal expansion 20°C to 100°C ($10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	Thermal conductivity (c.g.s.)	Electrical conductivity at 20°C (% IACS)
GZ45-T4	2.70	23.4	0.31	33
CV15-T4	2.72	23.2	0.38	41
5182-H110 ^{d)}	2.66	23.9	0.28	31
GV10-T4	2.70	23.3	0.38	42

Table 4 Tensile properties of GZ45-T4 sheet in all three directions compared with conventional alloys.

Alloy and temper	Tensile properties (1mm thick.)								
	Longitudinal			Long transverse			45°		
	T.S. (kgf/mm ²)	Y.S. (kgf/mm ²)	El. (%)	T.S. (kgf/mm ²)	Y.S. (kgf/mm ²)	El. (%)	T.S. (kgf/mm ²)	Y.S. (kgf/mm ²)	El. (%)
GZ45-T4	31	15	30	31	15	30	31	15	31
CV15-T4	31.5	16	25	31	16	25	31	15.5	28
5182-H110 ^{d)}	29	14	24	28	14	26	28	13.5	27
GV10-T4	24	13	25	23.5	13	26	23.5	13	27

^{d)} Variation of O temper not susceptible to Lüder's line formation

out on GZ45-T4 sheet by both laboratory tests and field trials. The press formability of auto body sheets can be roughly estimated by comparing several formability indices, e.g. elongation, n value, r value, Erichsen value and hydraulic bulge height, to those of steel and conventional aluminium alloys for auto body sheets. Several formability indices of GZ45-T4 sheet determined in laboratory tests are presented in **Table 5**. Elongation, Erichsen value and hydraulic bulge height of GZ45-T4 sheet are higher than those of conventional alloys. It is well accepted that forming limit analysis¹⁰⁾ is the best method for evaluating the formability of auto body sheets.

The forming limit curve of GZ45-T4 sheet is illustrated in **Fig. 8**. The general level of the forming limit curve for GZ45 is higher than that of conventional alloys on both the biaxial stretching zone and the deep drawing zone of the curve. As mentioned above, the formability of GZ45 is superior to that of conventional auto body sheet aluminium alloys.

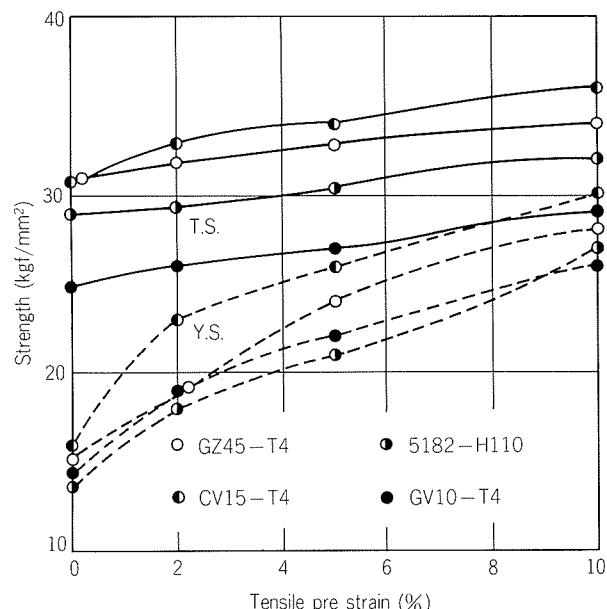


Fig. 6 Effect of stretching on tensile properties of GZ45-T4.

Full size stamping trials were carried out to determine if the formability level of GZ45 was sufficient to form automotive panels. In trials, door inner, hood outer, hood inner, tailgate outer, ventilator etc. were stamped using production dies designed

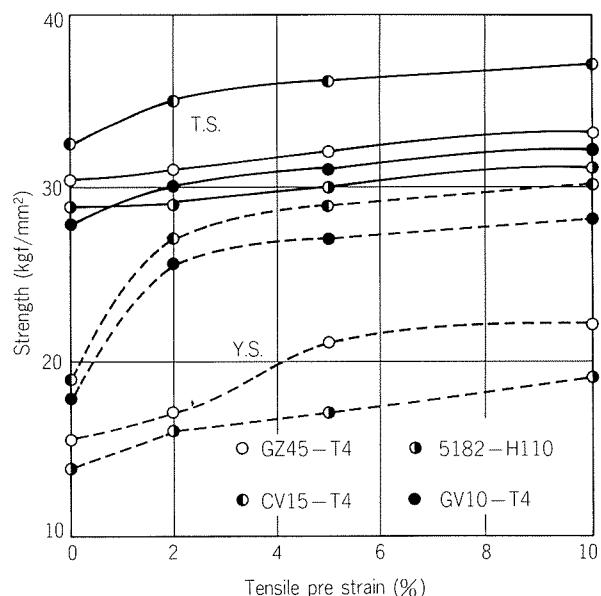


Fig. 7 Effect of stretching and aging (1hr at 175°C) on tensile properties of GZ45-T4.

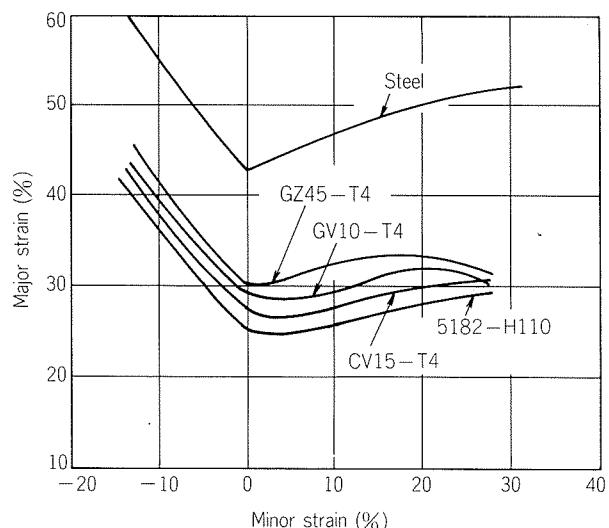


Fig. 8 Forming limit diagram of GZ45-T4 sheet. (1mm thick.)

Table 5 Formability indices of GZ45-T4 sheet compared with conventional alloys. (1mm thick.)

Alloy and temper	Uniform elongation (%)	Total elongation (%)	Strain hardening exponent n	Average plastic strain ratio r_m	Erichsen value (mm)	90° bend radius (t : thickness)	Hydraulic bulge height (mm)	
							Circular ($\phi 100\text{mm}$)	Elliptic ($94 \times 40\text{mm}$)
GZ45-T4	22	30	0.29	0.68	9.8	1/2t	30.0	15.0
CV15-T4	20	26	0.25	0.70	9.2	1/2t	28.6	14.0
5182-H110	20	24	0.27	0.76	9.3	1/2t	28.8	13.8
GV10-T4	20	25	0.25	0.70	9.4	1/2t	28.8	13.8

for steel.

Although slight die modification was required to form door inner panel, these panels could be formed from GZ45-T4. GZ45 contains much magnesium. However, the alloy is free from Lüders line formation. No stretcher strain marking was observed in stamping trials of full size auto body panels.

3.3 Dent resistance

Evaluation of dent resistance was carried out using full size hoods without inner panels. In the test, panels were impacted with a 30mm diameter steel ball at a velocity of 6m/sec. Effect of sheet thickness on dent depth of GZ45 is illustrated in Fig. 9 compared with steel.

As indicated, dent depth varies inversely with sheet thickness. To obtain the same dent resistance to steel (0.7mm), it is recommended to use 1mm thickness sheet.

3.4 Corrosion resistance

Although slight difference exists between 2xxx, 5xxx and 6xxx series alloys, aluminium alloys for auto body sheet are known to have excellent corrosion resistance. Exposure of bare GZ45 to industrial type environment resulted in mild pitting attack. Accelerated laboratory corrosion test (ASTM B117 : Salt spray test) of GZ45 was carried out compared with conventional alloys. As indicated in Table 6, exposure of GZ45 in 5% salt spray resulted in little loss in strength or weight and no severe corrosion attack. This indicates that the corrosion resistance

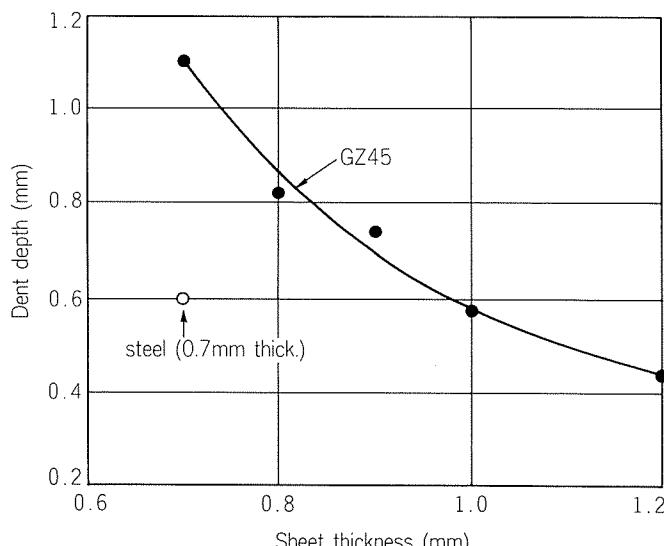


Fig. 9 Effect of sheet thickness on dent depth of full size hood without inner panel.

Table 6 Corrosion resistance of GZ45-T4 sheet by 5% salt spray test (1,000hr) compared with conventional alloys.

Alloy and temper	Visual examination	Weight reduction (mgf/cm ²)	Loss in T.S. (%)
GZ45-T4	Mild pitting attack	0.7	2.0
CV15-T4	Severe pitting attack	1.0	3.0
5182-H110	No visible attack	0.25	1.0
GV10-T4	Scattered pits	0.4	1.5

of GZ45 is sufficient for auto body applications.

3.5 Practical application

As GZ45 exhibits optimum properties for auto body sheets, it was adopted to the front hood panel of Mazda RX-7¹¹, for the first time in Japan as a mass production model. Fig. 10 presents an all aluminium hood formed from GZ45-T4.

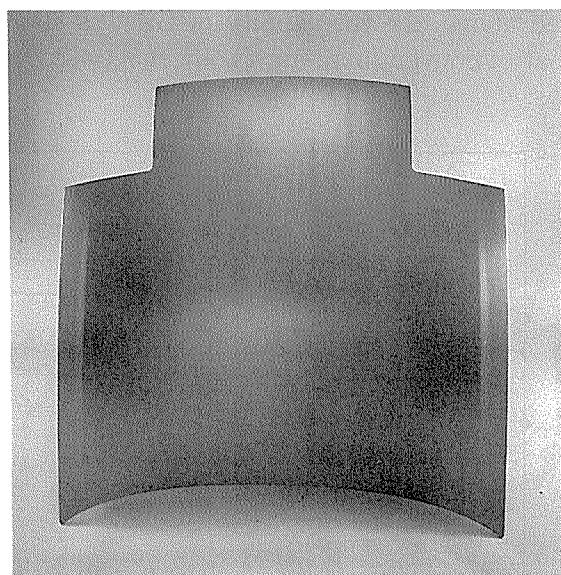


Fig. 10 All aluminium front hood formed from GZ45-T4 sheet.

4. Summary

A new aluminium alloy which is of Al-Mg-Zn-Cu quaternary system was developed for auto body applications. The new alloy GZ45 provides an excellent combination of strength (Tensile strength = 30kgf/mm²) and ductility (Elongation=30%). Due to high tensile ductility, GZ45 exhibits excellent formability compared with conventional aluminium alloys for auto body sheets. GZ45 has been successfully mass-produced and applied to auto body panels for the first time in Japan.

References

- 1) Aluminum Association Document T9 "Data on Aluminum Alloy Properties and Characteristics for Automotive Applications", 1st ed., (May, 1974).
- 2) G.S. Hsu and D.S. Thompson : Sheet Metal Ind., **51** (1974), 772.
- 3) W.A. Anderson, R.D. Blackburn and B.S. Shabel: "Development of Aluminium Alloys for Body Sheet," SAE Paper No. 740077 (1974).
- 4) J.W. Evancho and J.G. Kaufman: "New 6xxx Series Alloy for Auto Body Sheet." SAE Paper No. 770307 (1977).
- 5) R. Deshamps, R. Developy and J. Peyrand : J. of Metals, (Sept. 1976), 15.
- 6) P.E. Fortin, M.J. Bull and D.M. Moore: "An Optimized Aluminium Alloy (X6111) for Auto Body Sheet Applications", SAE Paper No. 830096, (1983).
- 7) H.E. Oliver : Engineering and Technical Service Reynolds Aluminium, (May 28, 1981).
- 8) D.S. Thompson: "A Highly Formable Aluminium Alloy 5182—SSF." SAE Paper No. 770203, (1977).
- 9) P. Rodrigues : Sheet Metal Ind., **61** (1984), 492.
- 10) S.P. Keeler : Sheet Metal Ind., **49** (1971), 589.
- 11) N. Munetoh and Y.Nishimura : Sumitomo Light Metal Technical Reports, 27 (1986), 191.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No.R-328)

技術資料

チタン合金板の超塑性成形*

井 上 稔** 高 橋 明 男***
都 筑 隆 之***

Superplastic Forming of Titanium Alloy Sheets

Minoru Inoue, Akio Takahashi and Takayuki Tsuzuku

住友軽金属工業株式会社技術研究所

チタン合金板の超塑性成形*

井 上 稔** 高 橋 明 男***
都 筑 隆 之***

Superplastic Forming of Titanium Alloy Sheets

Minoru Inoue, Akio Takahashi and Takayuki Tsuzuku

Ti-6Al-4V alloy has been used most extensively among titanium alloys in aerospace industries. The alloy sheet is usually formed by hot creep forming because of its small elongation and large spring back at room temperature.

The alloy, however, exhibits prominent superplasticity and diffusion weldability with suitable conditions. Some studies on the superplastic forming and the combined process of superplastic forming/diffusion bonding were conducted for the development of integrated titanium alloy sheet structures in airframes for cost savings. This paper describes the superplasticity, the superplastic forming, the superplastic forming/diffusion bonding and some applications.

1. はじめに

チタン合金は、比強度が大で、耐食性や耐熱性に優れているため、航空宇宙工業では多用されている。中でも、Ti-6Al-4V合金は、高強度チタン合金として最もよく用いられているが、この合金の伸びは、常温では10~12%程度と低いため、ほとんど板金加工ができない。そのため、熱間成形や熱間クリープ成形が行われている。また、最近では、大幅な成形性改善を図るために超塑性成形法の研究が行われている。さらに、加工費低減を図るために、大型部分構造物の一体化成形をねらって、超塑性成形と拡散接合を同時に使う、いわゆる「超塑性成形・拡散接合法」(SPF・DB法: Superplastic Forming and Diffusion Bonding)の実用化研究が進展している。

ここでは、主に著者らが実施してきた研究結果^{1~3)}を中心として、チタン合金板、特にTi-6Al-4V合金板について変態超塑性特性、恒温超塑性特性並びに、超塑性成形・拡散接合法について述べる。

2. チタン合金の変態超塑性特性

超塑性は、微細結晶粒超塑性あるいは恒温超塑性と呼

ばれるものと、変態超塑性あるいは動的超塑性と言われるものに大別される。前者は、一般にミクロンオーダ以下の微細結晶粒組織で、或る温度域の一定温度において、低ひずみ速度($10^{-2} \sim 10^{-4}$ /sec)で起る。これに対して、後者は、必ずしも結晶粒の大きさに依存せず、結晶粒微細化処理は必要ないが、負荷状態で変態の進行することが必要である。一般には、変態進行のために変態温度区间において、温度を変動させながら成形を行っている。

Ti-6Al-4V合金は、983°Cに β 変態点があり、それ以下の温度では α (稠密六方晶)+ β (体心立方晶)の2相組織である。さらに、焼なまし状態で一般に粒径数 μm 程度の微細結晶粒組織である。そのため、たまたま変態超塑性と恒温超塑性の両者の現象を示すことが判ってきた。

なお、表1は焼なまし状態のTi-6Al-4V合金の化学成分及び機械的性質の代表例である。

2.1 ねじり試験による変態超塑性特性

ねじり試験装置の概要を図1に、ねじり試験片の形状を図2(a)にそれぞれ示す。試験片は、高周波加熱装置により長さ20mmにわたって加熱した。冷却は、高周波加熱コイルに平行して取付けた冷却用パイプから空気を吹付けた強制冷却である。ねじり応力の負荷は、試験片の一端を固定し、他端に連結したブーリにデッドウェイトをかけて与えた。ひずみの測定は、試験片の端部に取付けた差動トランスにより行った。ねじり試験条件は、表

* 塑性と加工, 26 (1985), 361 に一部掲載

** 技術研究所、工学博士

*** 三菱重工業株式会社 名古屋航空機製作所 研究部 加工研究課

表1 Ti-6Al-4V合金の化学成分及び機械的性質

材 料	区 分	化 学 成 分 (%)										機械的性質			
		Al	V	Fe	Cu	Sn	O	C	N	H	その他合計	Ti	耐力(MPa)	引張強さ(MPa)	伸び(%)
Ti-6Al-4V (軟 質)	規 格 値 (MIL-T-9046F) TYPE3 COMP.C	5.5 6.75	3.5 4.5	max 0.25	—	—	max 0.30	max 0.08	max 0.05	max 0.015	max 0.4	Bal	>869	>924	>8
	実 测 値	6.2	4.1	0.13	—	—	0.09	0.023	0.014	0.007	—	Bal	935	1,010	12.0

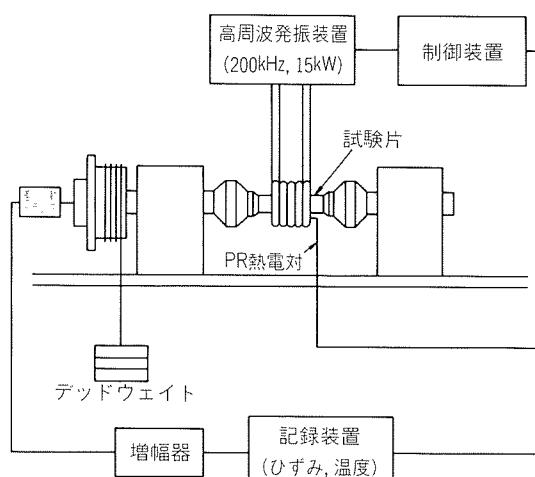


図1 超塑性ねじり試験装置概要

表2 ねじり試験条件

要 因	水 準	備 考
加 热 速 度, v	3 (60, 100, 180°C/sec)	熱サイクル所要時間はそれぞれ
冷 却 速 度	1 (80~100°C/sec)	15, 20, 30sec
加 热 冷 却 温 度 域	1 (170~1,100°C)	—
温 度 サイ 克 ル 数	1 (3回)	—
せん断応力, τ	3 (0.09, 0.24, 0.48 kgf/mm²)	—

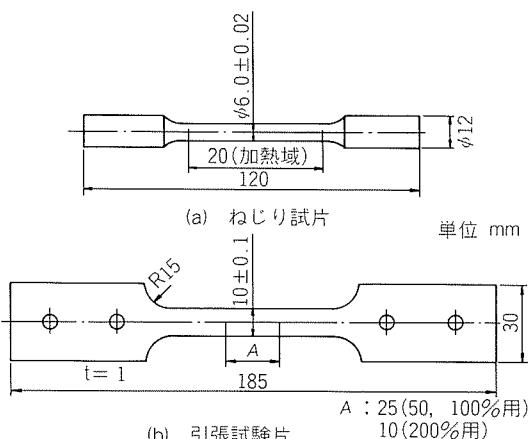


図2 試 験 片

2に示すようである。

図3は、試験結果の一例で、温度一時間及びひずみ一時間曲線を示す。ひずみは、加熱・冷却の温度サイクルに対応して、加熱過程と冷却過程の両者において発生している。図4は、加熱速度60°C/secの場合のひずみ(ねじり角)一温度曲線をせん断応力をパラメータとして示す。ひずみは、温度が約800°C付近から生じ、 β 変態点(985°C)付近で急激な立上がりを示し、 β 変態点以上になるとやや増加度合が少なくなる。1,100°Cの上限温度に達した後、冷却過程に入ると、加熱過程に比べて、ひずみの増加度合は少なく、800~650°Cの間で一時的に増加し、

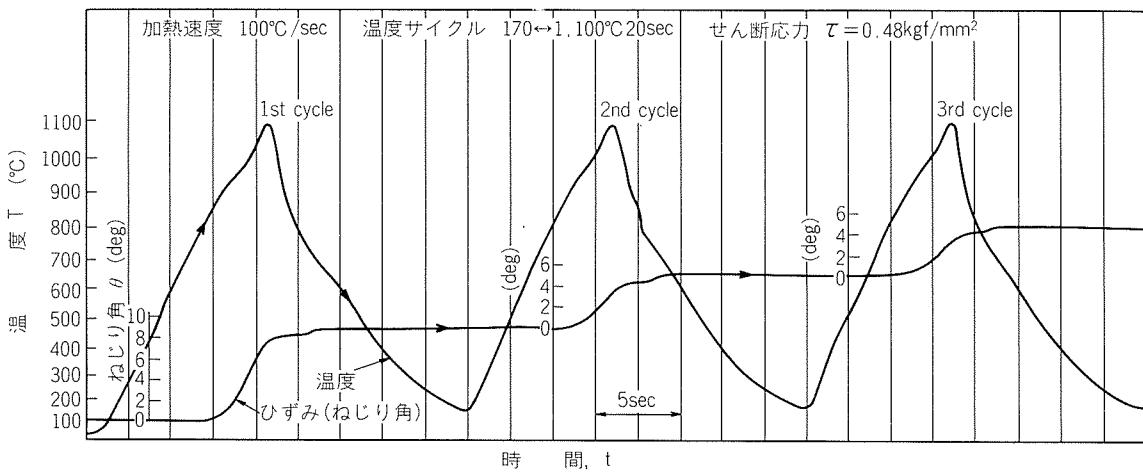


図3 温度一時間及びひずみ一時間曲線

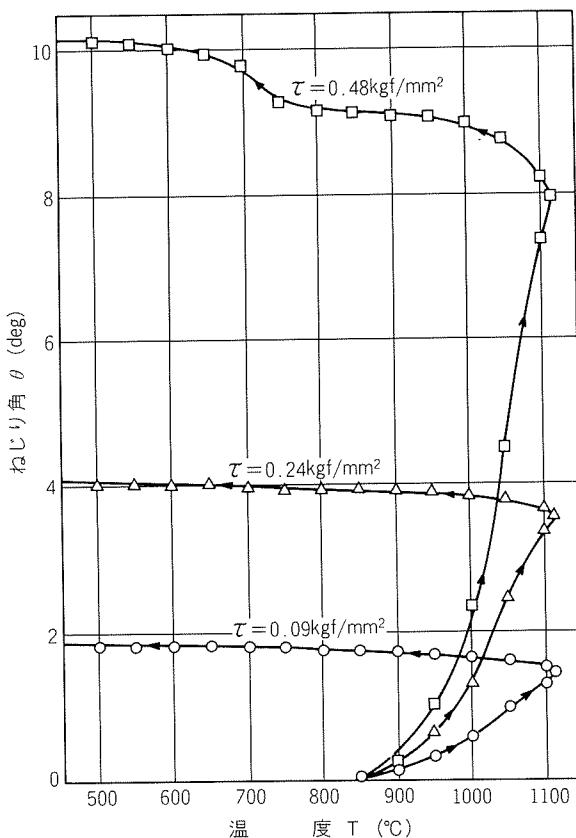


図4 ねじり角-温度曲線
($v=60^{\circ}\text{C/sec}$, 2回目サイクル)

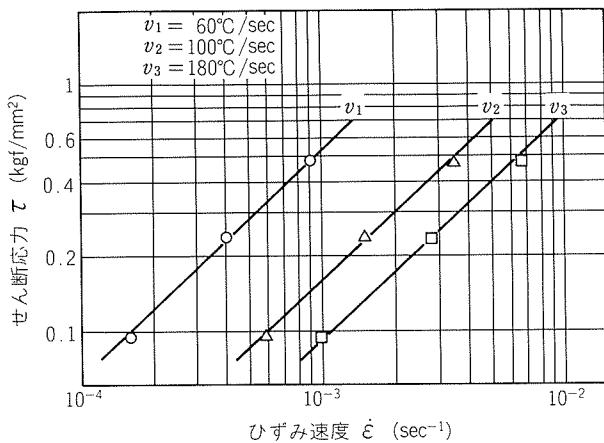


図5 せん断応力とひずみ速度の関係

以後の増加はほとんどなくなる。

温度サイクルの2回目の加熱過程におけるせん断応力とひずみ速度の最大値との関係を求めるとき、図5に示すとおりで、両対数座標上で直線関係が成立つ。

一般に、超塑性は、現象的には低負荷荷重において、ネッキングなしに異常延性を示す現象である。応力-ひずみ速度の関係については、式(1)で示される。

$$\tau = K \dot{\gamma}^m \quad \dots \dots (1)$$

τ : せん断応力 (kgf/mm^2)

$\dot{\gamma}$: せん断ひずみ速度 (sec^{-1})

K: 定数

m: ひずみ速度感受性指数

m値は、図5の直線の勾配によって与えられ、その大きいかんで超塑性変形か、通常の塑性変形かが区別される。超塑性変形では、m値は0.3~0.9であり、通常の塑性変形では0.02~0.2位と言われている。図5の直線の勾配からm値を求めるとき約0.9であり、この値は後述の恒温超塑性の場合と比べて高い。Ti-6Al-4V合金の場合は、変態超塑性の方が恒温超塑性よりも強く現われるものと考える。

Ti-6Al-4V合金の状態図と温度サイクル、ひずみ曲線を対応させて図6に示す。ひずみの発生し始める温度(約800°C)は、 $\alpha \rightarrow \beta$ 変態において、 β 相量が相対的に増加する温度と一致する。そして、温度が上昇するにつれて、ひずみ曲線の勾配は大きくなるが、これは $\alpha \rightarrow \beta$ への変態が進行し、 β 相量が増加する傾向(体積率参照)と一致する。

さらに、 β 変態点付近から、ひずみ曲線は緩やかになり、次第にひずみの増加は少なくなる。これは、 β 変態点で α 相が β 相に100%変態完了すると同時に、結晶粒は急激に粗大化し始める領域に相当している。 β 相域でもなお、ひずみは発生しているものの、そのひずみ量は $\alpha + \beta$ 相の領域におけるものよりはるかに少ない。

冷却過程においても1,100から900°Cまでは、わずかなひずみしか示さないが、約900°Cで再び比較的大きなひずみが発生している。これは、冷却過程における $\beta \rightarrow \alpha$ 変態の開始温度が、冷却速度が大きいために過冷却を生じ、約100°C降下したものである。

図7は、素材のミクロ組織を示す。 $\alpha + \beta$ 域で焼入れたものは、細かい粒状の組織を示しているが、 β 域で焼入れたものは針状の α' 相組織をもち、延性が悪くなるので、 $\alpha + \beta$ 域での超塑性を利用した方がよい。

2.2 引張試験による変態超塑性特性

引張試験に用いた試験装置の概要を図8に示す。縦型管状炉内をアルゴンガスで満たし、炉内に吊した試験片を、上限温度に保持した加熱室と冷却室の間で上下させて温度サイクルを与える方法である。試験片の形状は前述の図2(b)であり、試験条件を表3に示す。

試験片に温度サイクルを与え、50%, 100%, 並びに200%の超塑性引張り後の状況を図9に示す。各試験片は、標点間において伸び、幅、厚さとも均一であり、ネッキングのない変形状態を示している。このように、 $\alpha + \beta$ 域での温度サイクル(960~700°C)下での引張試験により、異常に大きな伸びと均一な変形が得られるのが本合金の特徴である。

3. チタン合金の恒温超塑性特性

図10は供試材(板厚1mm)の顕微鏡組織を示すが、粒

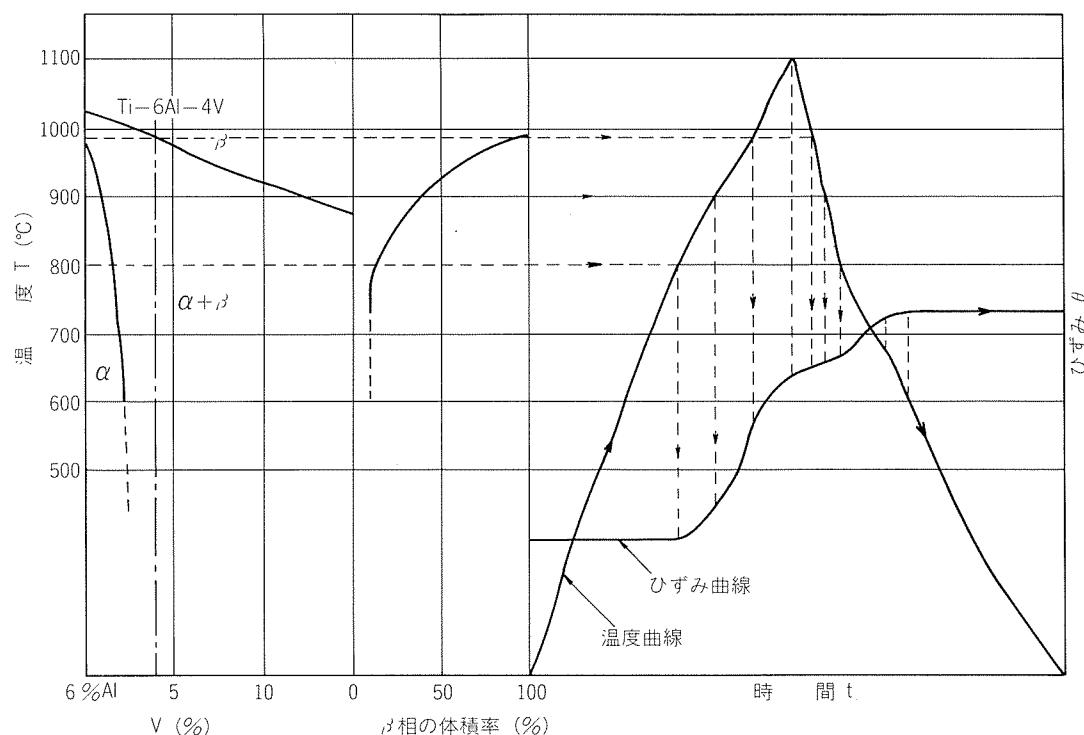
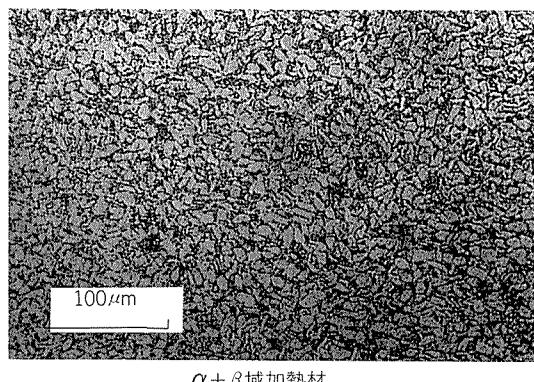
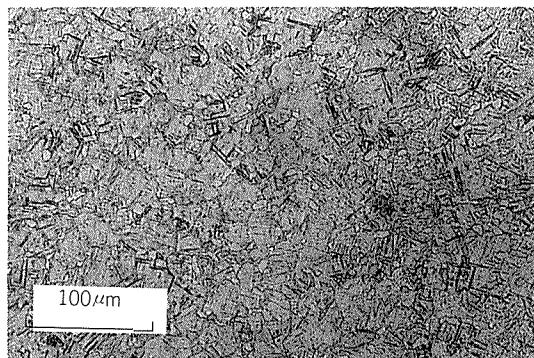


図6 状態図と温度サイクル、ひずみ量の関係

 $\alpha + \beta$ 域加熱材 β 域加熱材図7 $\alpha + \beta$ 域及び β 域焼入れ材のミクロ組織

径 $6 \mu\text{m}$ 程度の微細粒組織である。この供試材について各温度におけるひずみ速度感受性指数(m 値)、超塑性領域において発生するポイド量、その発生限度に及ぼす加工温度並びに速度の影響は次のようである。

図11、図12は、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ をパラメータとして、それ

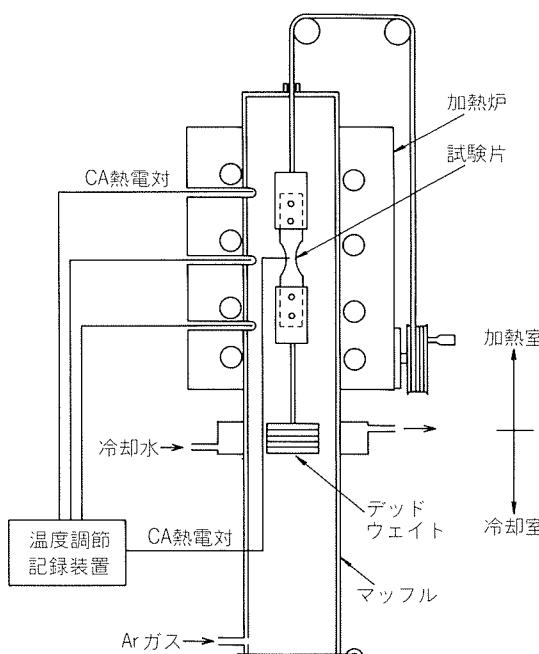


図8 超塑性引張試験装置概要

表3 引張試験条件

温度サイクル	温度範囲	960~700°C
	所要時間	3 min/サイクル
	回数	所要の伸びが得られるまで
応力	力	1.3 kgf/mm ²
ふん圏	気	Ar ガス

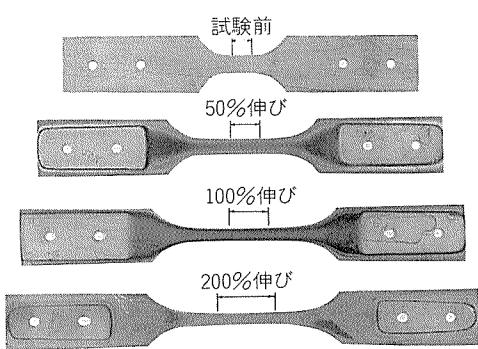


図9 超塑性引張試験片

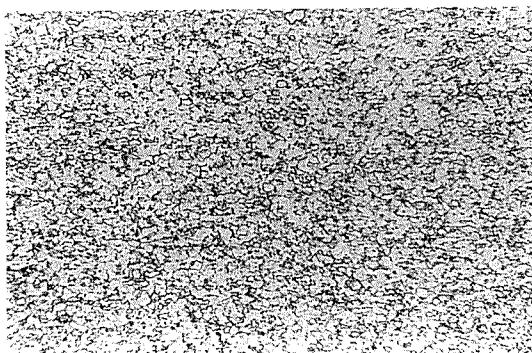
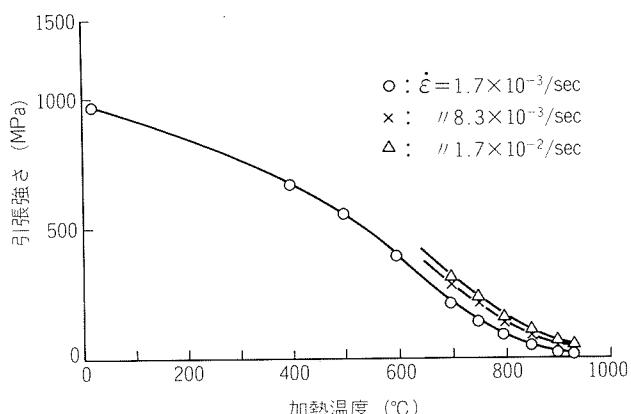
図10 Ti-6Al-4V合金焼なまし材の顕微鏡組織($\times 100$)

図11 Ti-6Al-4V合金板の高温引張試験における引張強さと加熱温度の関係

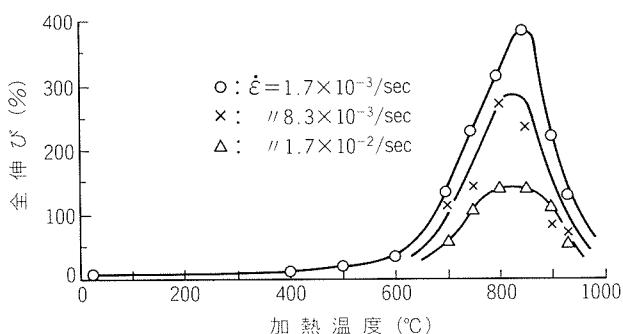


図12 Ti-6Al-4V合金板の高温引張試験における全伸びと加熱温度の関係

それ引張強さ、全伸びに及ぼす加熱温度の影響を示したものである。引張強さは、温度上昇とともに減少し、同一温度においてはひずみ速度が小さくなるほど引張強さが低い。全伸びは、600°C付近から増加し始め、800~850°Cで極大値を示したあと減少している。また、同一温度においては、ひずみ速度の影響が著しく、ひずみ速度が一桁小さくなる ($1.7 \times 10^{-2}/\text{sec} \rightarrow 1.7 \times 10^{-3}/\text{sec}$) と全伸びは2倍以上に増大している。

加熱温度をパラメータとして、ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ と引張応力 σ (引張応力としてここでは引張強さを用いた)との関係を整理すると図13のようになり、式(2)が成立つ。

$$\sigma = K \cdot \dot{\varepsilon}^m \quad \dots \dots (2)$$

図14は m 値とひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ の関係を示し、 m 値は加熱温度が高いほど、また、ひずみ速度が小さいほど大きい値を示す。 $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \sim 10^{-4}/\text{sec}$ においては $m = 0.5 \sim 0.55$ 程度であり、この値は Arieli ら⁴⁾の結果 ($m = 0.5 \pm 0.02$) とほぼ一致している。

超塑性領域の定義 $m \geq 0.3$ に従えば、通常、チタン合金の成形を行っている熱間クリープ成形の温度700~750°Cでも、ひずみ速度 $\dot{\varepsilon} = 1 \times 10^{-3}/\text{sec}$ 以下にすれば超塑性状態は得られる。しかし、低い応力で、かつ、比較的大きいひずみ速度によって大きな延性をもつ超塑性状態を得るためにには、800°C以上に加熱する必要がある。

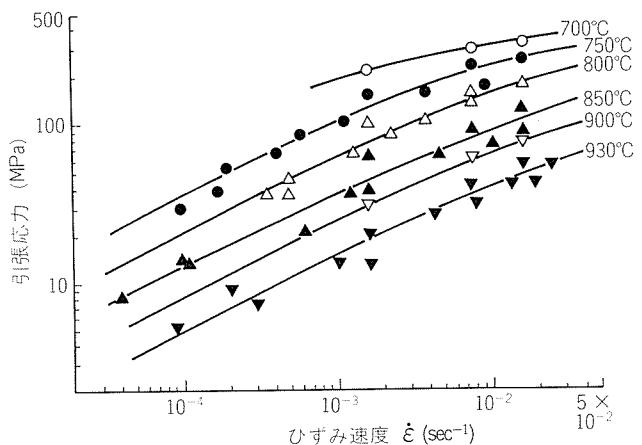


図13 Ti-6Al-4V合金板の各種加熱温度における引張応力とひずみ速度の関係

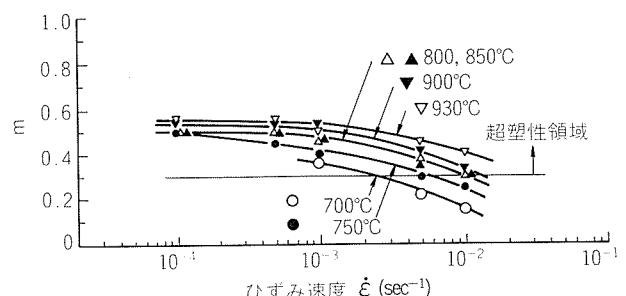
図14 Ti-6Al-4V合金板の各種加熱温度におけるひずみ速度感受性指数(m 値)とひずみ速度の関係

図15は、上記引張試験片の破断部近傍の横断面顕微鏡組織の一例である。850°C前後においてポイドの形成が見られる。これは顕微鏡写真では黒いはん点として観察され、温度上昇とともに少なくなり、引張変形温度がポイド形成に大きく関係している。

図16は、ポイドの発生する加工度とひずみ速度の関係を示す。ポイドの発生する限界の加工度はひずみ速度の減少とともに上昇していく傾向が認められる。また、図17はひずみ速度を一定($\dot{\epsilon}=1.7 \times 10^{-2}/\text{sec}$ 及び $\dot{\epsilon}=1.7 \times 10^{-3}/\text{sec}$)とした場合のポイドの発生する加工度と加熱温度の関係を示す。この結果は、図12に示した全伸びの温度依存性と対照的である。すなわち、全伸びの極大値を示す800~850°C付近においてポイド形成が最も著しく、930°Cになると全く認められなくなる。また、これらのポイドは粒界に生じている。

一般に、恒温超塑性は粒界すべりによって起ると言わ

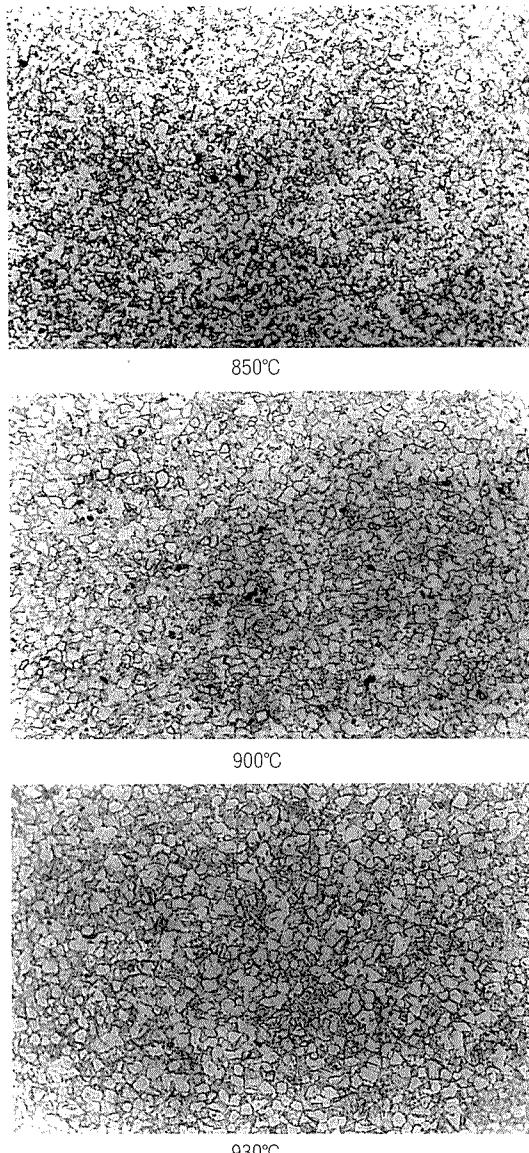
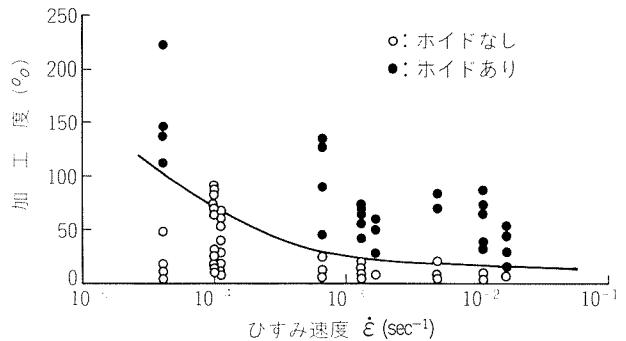


図15 Ti-6Al-4V合金の破断近傍の顕微鏡組織
($\times 100$, $\dot{\epsilon} = 1.7 \times 10^{-3}/\text{sec}$)

れている。図18は、古城ら⁵⁾が Pb-Sn 合金について結晶粒にあらかじめ直線の条痕を付与しておき、30%変形後の条痕を調べたものである。 $m=0.11$ と小さい場合には、粒界のすべりはほとんど観察されないが、 $m=0.60$ の変形では全ての粒界で条痕のくい違いを生じ、粒界すべりの起ったことを示している。上記のポイドが、超塑



性変形により粒界に生じ易いことも、粒界すべりを起していることを裏付けている。

4. 部分構造物の一体化成形法

航空機機体構造の内、チタン合金の板金構造物は、従来、熱間クリープ成形等によって個別に製作した子部品を、リベット結合等によって組立てている。この構造物を一体化して成形を行い、部品点数を減らすことができれば大幅なコスト低減が可能である。超塑性成形は、こ

の問題を解決できる方法である。超塑性による異常延性は、張出し成形性を著しく高め、複雑部品の一体成形化を可能にするのみでなく、極めて低い変形応力で成形できる。そのため、雄型または雌型のいずれか一方のみを用いてガス圧成形ができるので型費が低減される。

また、チタン合金は、拡散接合性に優れている。図19は拡散接合過程を図解したものである。Ti-6Al-4V合金では、真空中(10^{-4} Torr程度)で約900°C × 1h加熱し、その間、数気圧で加圧しておくことにより、固相状態で欠陥を生じることなく完全に二つの面を接合できる⁶⁾。この拡散接合の温度条件は、恒温超塑性成形温度とたまほぼ同一の領域である。したがって、これらを同時に行えば、図20に示すようにリベット結合なしで部分構造物が製作でき、これが、いわゆる「超塑性成形・拡散接合法」と呼ばれるものである。

図21、図22は、航空機機体構造物の試作例である。前者は胴体を構成する代表的部材であり、現構造では9個の子部品が約300本のリベットにより組立てられているが、超塑性による成形性向上を利用して1枚のTi-6Al-4V合金板(板厚1.0mm)から一工程で成形しようとするもので、ビードを設けて剛性を与える構造になっている。後者は、2枚板から成立しており、内板側にビードを超塑性成形すると同時に、合せ面を拡散接合するもので、

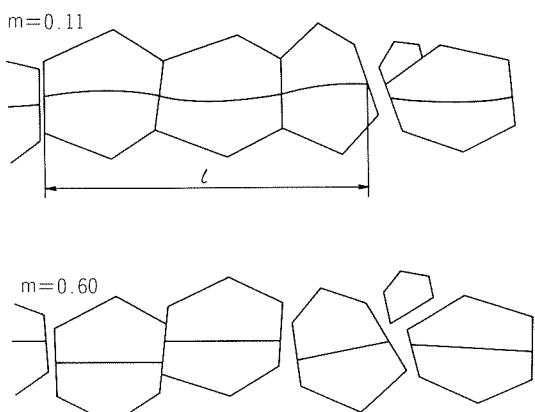


図18 m値が0.11及び0.60のときの粒界すべり⁵⁾

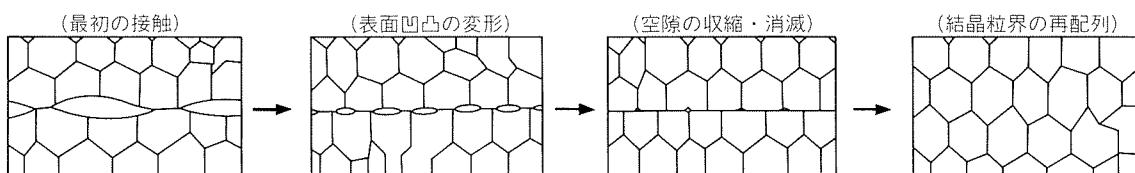


図19 拡散接合過程

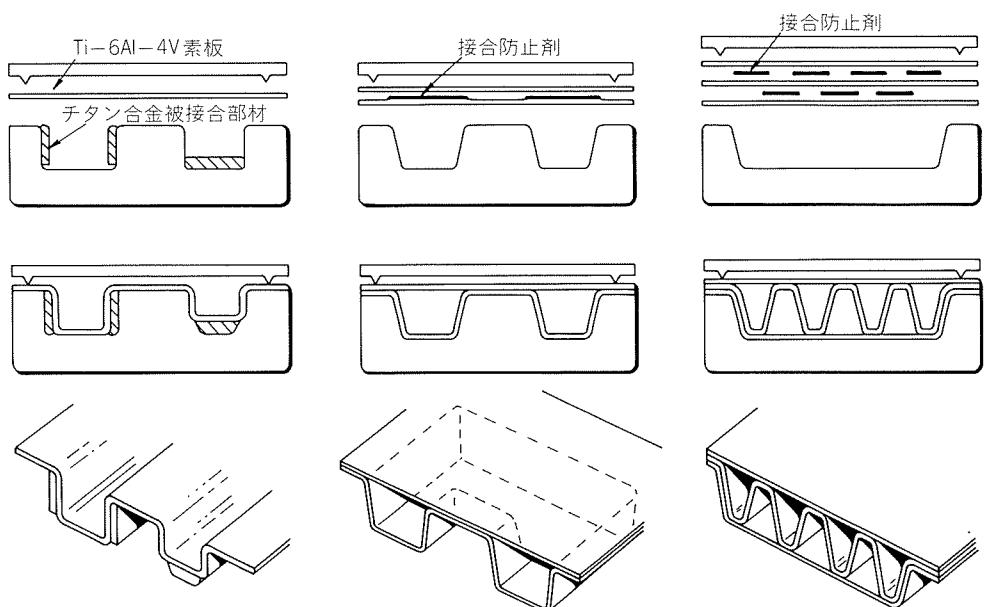


図20 一体構造物の基本加工方式

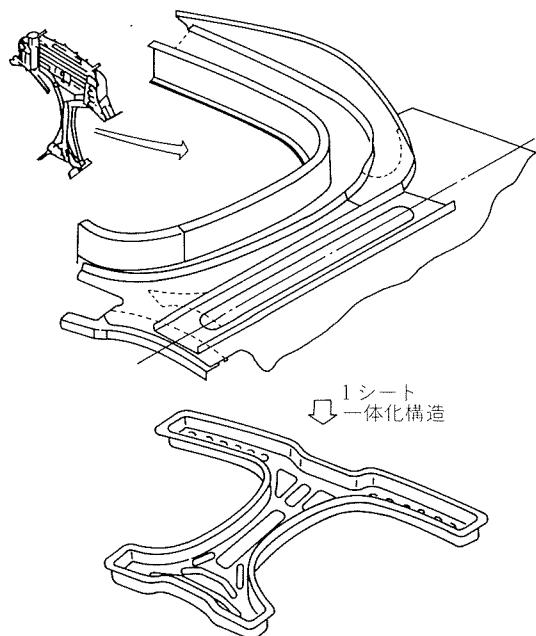


図21 フレームの一体化構造例

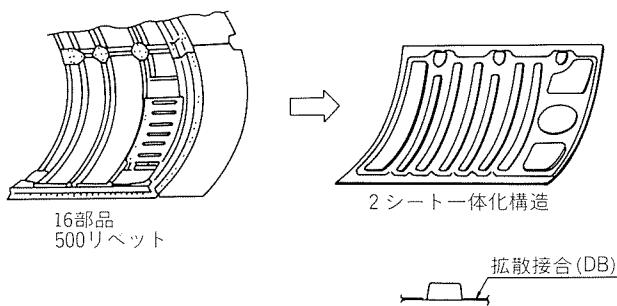


図22 ドアパネルの一体化構造例

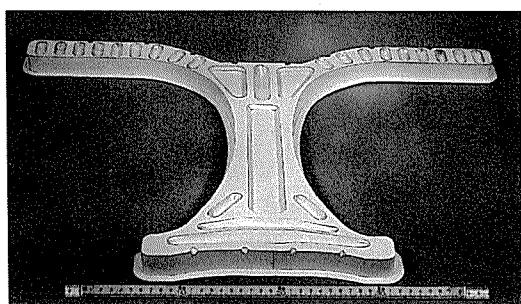


図23 一体化フレーム

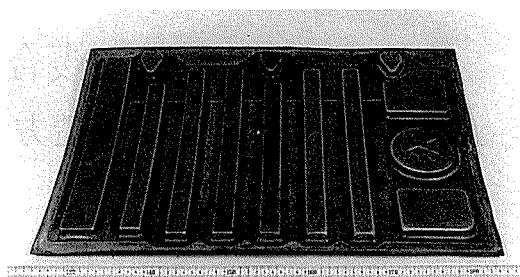


図24 一体化ドアパネル

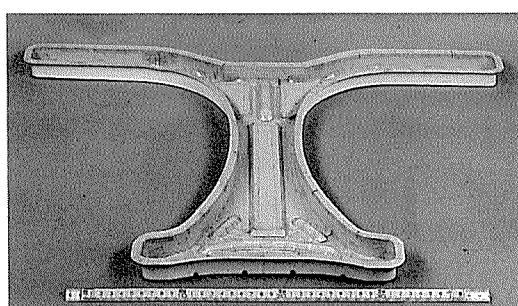
部品点数及びリベットの大幅な削減が可能である。図23、図24は、試作品の外観を示す。

5. む す び

チタン合金は、比強度が大で軽量化を図る上で魅力的な材料でありながら、材料費と加工性の点から敬遠され勝ちである。本報では、この難加工性を克服する有力な手段である変態超塑性、恒温超塑性の特性とあわせて、それによる複雑形状部品の一体成形化並びに、これと拡散接合法を組合せた「超塑性成形・拡散接合法」による部分構造物の試作例を述べた。本報が今後のこの分野の研究者のための参考となれば幸いである。

文 献

- 1) 井上稔, 坂本昭, 高橋明男, 浜井升平: 塑性と加工, 20 (1979), 421.
- 2) 井上稔, 高橋明男: 塑性と加工, 26 (1985), 361.
- 3) 井上稔, 高橋明男, 清水正治: 三菱重工技報, 16 (1979), 628.
- 4) Arieli, A & Rosen, A.: Metallurgical Transactions, 8A (1977), 1951.
- 5) 堀茂徳, 古城紀雄: 日本金属学会会報, 14 (1975), 673.
- 6) 木村君男, 大隅真, 清藤晋一郎, 片岡芳明: 三菱重工技報, 8 (1971), 887.



技術資料

Al/PVC 複合板電磁波シールド材

その2. 製造方法及び物性

長谷川 義文* 西野正男*

AL/PVC Composite EMI Shielding Materials

Part 2. Manufacturing Process and Properties

Yoshifumi Hasegawa and Masao Nishino

住友軽金属工業株式会社技術研究所

Al/PVC 複合板電磁波シールド材

その2. 製造方法及び物性

長谷川 義文* 西野 正男*

AL/PVC Composite EMI Shielding Materials

Part 2. Manufacturing Process and Properties

Yoshifumi Hasegawa and Masao Nishino

AL/PVC laminated shielding material has been newly developed. It is formed of 270 μm aluminium sheet and 100 μm PVC sheet. The properties of this shielding material are as follows;

(1) Peel Strength	3.5kgf/25mm width, 180° peel
(2) Flame Resistance	approved by UL-94V0
(3) Dielectric Resistance	more than 5 kV
(4) Moisture Resistance	40°C×95%RH×500hr, no peeling
(5) Heat Resistance	60°C×500hr, no peeling

Though this shielding material can be used in a sheet form, it is working best when used in a shape of square shell with flange fixed on a printed circuit board covering the noise sources.

This square shell has holes on a top face for heat release (3mm ϕ ×4.8mm pitch) so that it can keep the temperature inside the shell below 54°C with fan blow when the heat source is 10w.

The attenuation of the noise by this shielding sheet with 3mm ϕ holes is more than 30dB at the noise frequency of 30-1,000MHz.

The maximum height of the shielding shell is 37.5mm when edges are 100mm×100mm with 5mm flange, which can cover almost all kinds of the electronic parts.

1. はじめに

前報¹⁾においては、デジタル制御機器の使用拡大に伴い、電磁波障害が社会問題化してきたことを述べると共に、米国、西独及び我が国における電磁波障害の規制内容を述べた。シールド材の考え方として、放射ノイズ発生源をシールドする方法(EMI)と、外部からの放射ノイズをシールドする方法(EMS)に分けられるが、EMIとEMSはシールド材の作用効果としては同一であるので、本報では前者について述べることとする。放射ノイズの発生源は、部品、基板上の配線、機器間の信号ケーブル等、筐体内外のあらゆる箇所にある。このノイズは、コンデンサーやフェライトビーズ等の対策部品を用いてもなお解決されない場合もある。このようなノイズに対しては、ノイズ発生源とその周辺部分を金属板で遮蔽す

るのが効果的である。

そこで、このような目的達成のため、アルミニウムの導伝性と塩化ビニール(PVC)の電気絶縁性及び難燃性を応用したラミネート材の開発を行った。以下、開発したAL/PVC積層板をAL-Pシートと呼称する。また、プリント基板上の局部的なノイズ発生箇所だけをシールドする場合には、フランジ付き角筒が最も有効な形状であると考え、AL-Pシートの成形加工品を開発し、これをAL-Pシェルと呼称することにした。

AL-Pシェルは、シェル内部の電子部品から発生する熱の放散を良くするために、上面に放熱用孔明け加工が必要となるので、孔明け加工法について併せて検討した。

本報では、これらのシールド材の構成、シールド特性及び物性等について紹介する。

* 技術研究所化学研究部

2. AL-P シートの構成

AL-P シートの構成は、図1に示すようにアルミニウム板と PVC シートをドライラミネート法で積層板としたものである。

基材となるアルミニウム板は、JIS H 4000 の A1100P-O 材を用い、板厚は成形性、剛性(装着性)、PVC シートのスプリングバックに対する抵抗性、経済性、ラミネート上の制約、シートとしての取扱いやすさ等を勘案して 270 μm の板厚を選定した。

シールド材は、回路基板上あるいは基板間で使用するため、回路部品との接触を避けなければならない。このため片面は電気的に絶縁性であると共に、さらに回路部品に使用されるので、難燃性であることが要求される。これらの理由から本製品では、100 μm の厚さの難燃性硬質 PVC シートを選定した。PVC シートの物性を表1に示す。

ドライラミネートによる AL-P シートの製造プロセスを図2に示す。アンコイラより供給されるアルミニウム基材の表面に、ロールコーティング装置で接着剤を塗布する。

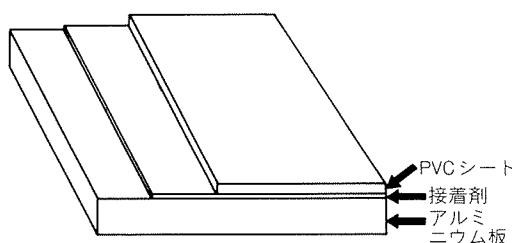


図1 AL-P シートの構成

表1 PVC シートの物性

測定項目	試験方法	単位	規格値
引張強さ	JIS K 6734	kgf/cm ²	545
伸び	"	%	85
熱変形温度	JIS K 7206 (ビカット法)	°C	98
衝撃強さ	JIS K 6734 (落球法)	cm	45
加熱伸縮率	JIS K 6734	%	±4.5以下
燃焼室	UL-94		V-0
体積固有抵抗	JIS K 6911	Ω·cm	2.0×10 ¹⁶
表面固有抵抗	"	Ω	2.5×10 ¹⁵
誘電率	"	(MHz)	2.3
誘電正接	"	(MHz)	0.93×10 ²
アーキ消滅時間	"	Sec	6
絶縁破壊強度	"	kV/mm	80.0

注) ()は測定周波数を示す。

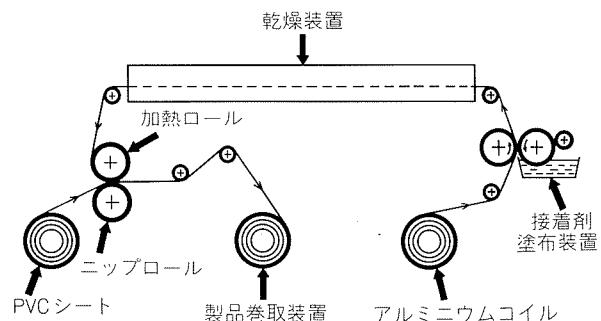


図2 ドライラミネート模式図

アルミニウム基材は乾燥炉を通り、この間に接着剤は溶剤が揮散して粘稠状態になる。乾燥炉から出た基材は、直ちに PVC シートとニップロールで加熱圧着される。ドライラミネートされたコイルは別の加熱炉中で養生を行う。このドライラミネートに用いる接着剤はウレタン系接着剤で、接着剤層の厚みは 20 μm である。

3. AL-P シェルの製造方法

AL-P シェルの形状は、図3に示す形状を標準型とし、製造工程は次のようにある。すなわち、AL-P シートを用い、まず放熱用孔明け加工を行う。次いで適切な径のブランクを打抜き、角筒絞り後、フランジ部のトリミングを行う。さらに、付着している油を洗浄除去して製品とする。

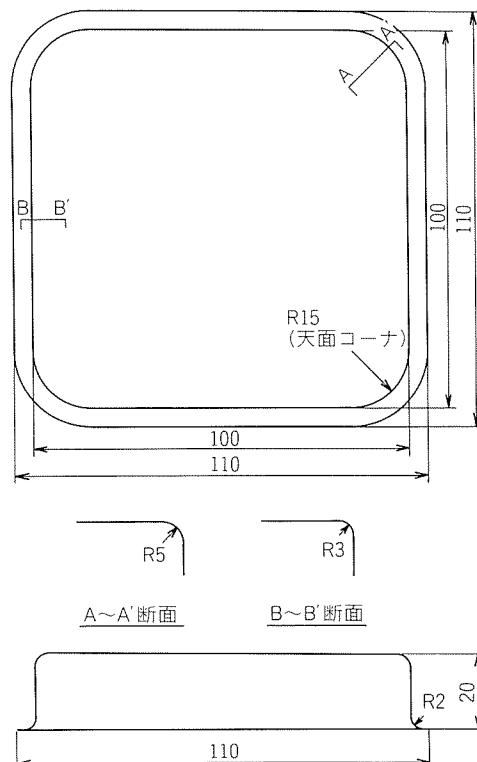


図3 標準型 AL-P シェルの形状

4. 積層板の性能

4.1 AL-Pシートの基本特性

AL-Pシートの特性を次に示す。

総厚	$390 \pm 10 \mu\text{m}$
接着強度	3.5kgf/25mm以上
耐熱接着強度	60°Cの炉中に500hr保持後、自然剥離なし
耐湿接着強度	相対湿度95%、40°Cの恒温恒湿槽に500hr保持後、自然剥離なし
破壊電圧	5.0kV以上
難燃性	UL-94V0合格

4.2 AL-Pシートのシールド性能

AL-Pシートの放熱孔の形状とシールド性能(目標値30dB²⁾)の関係を、(株)アドバンテストの測定装置を用いて測定した。図4に測定装置の概略図を示す。

放熱孔の形状は、長方形(24mm×5mm, 25mm×2mm)

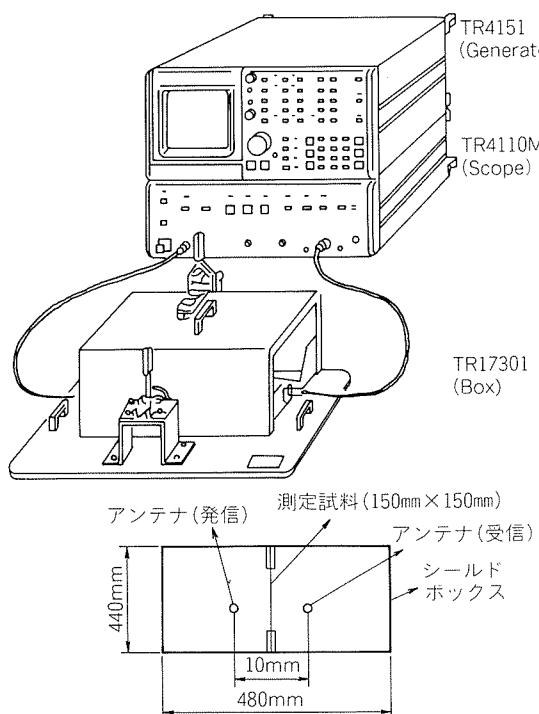


図4 電磁波シールド効果評価装置

表2 AL-Pシートの放熱孔の形状と開孔率

サンプル	放熱孔の形状	開孔率(%)
S1	24mm×5mmの長方形	49
S2	25mm×2mmの長方形	42
H1	直径 1.5mmの円	45
H2	直径 3.0mmの円	32
H3	直径 4.0mmの円	29
AL-P	なし	0

注) 放熱孔は面に均一に明けられているものとする。

及び円径(1.5φmm, 3.0φmm, 4.5φmm)とした。試験に用いた放熱孔の形状と開孔率の組合せを表2に、測定結果を図5と図6にそれぞれ示す。図5、図6から長方形の放熱孔を用いた場合、ノイズの減衰(シールド効果)は30dB以下で、目標値に達しない。3mm径と4mm径のシールド効果は、いずれも30dB以上であるので、開孔率の大きい3mm径の方が有利である。

4.3 AL-Pシートの絞り加工性

フランジ付き角筒絞りの成形上、最も欠陥が生じやすい位置は、図7に示すA点(4か所)であった。AL-Pシェルの成形限界は図3の天面コーナのRに強く依存しており、現状製品ではR=15mmのとき最高絞り高さは37.5mmとなった。

各種電気部品、電子部品の寸法からみて、絞り高さ37.5mmは十分な高さであると考える。

4.4 AL-Pシェルの放熱性

AL-Pシェル内部におかれた電子部品の温度上昇を防ぐため、放熱性を4.2項のシールド性能から3mm径について検討した。

その結果、孔の間隔は4.8mmが下限であり、それ以下では孔間で成形時に破断が生じる。同様の理由で角から12mm以内は孔明け加工が出来ない。以上の結果から放熱のための天面の開孔面積率は32%とした。

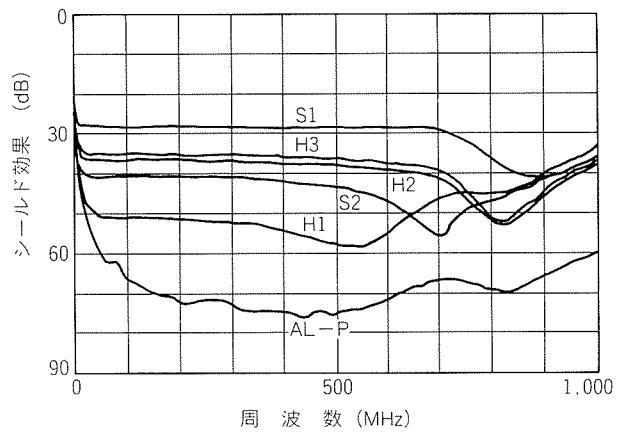


図5 電界に対するシールド性

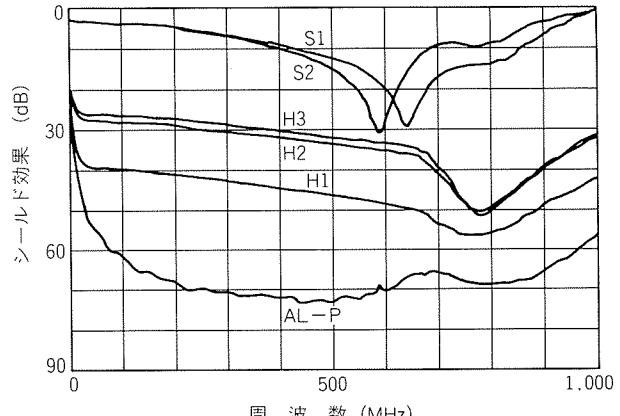


図6 磁界に対するシールド性

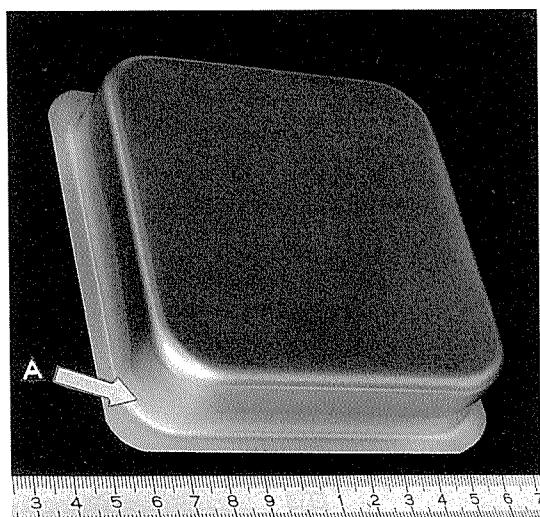


図7 フランジ付角筒絞り品外観

次いで3mm径の孔明け加工した開孔率10~30%の標準型シェルを用いて開孔率と放熱効果の関係を、無風の場合とファン冷却の場合について測定した。測定は、図8に示すようにシェル内部に10Wの発熱体(ヒータ)を設置し、A, B, Cの3点に熱電対を配置して行った。シェルはベークライト板に両面テープを使用して固定した。測

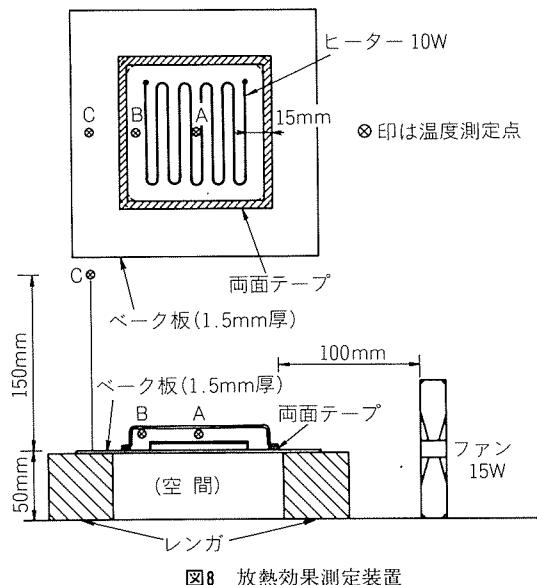


図8 放熱効果測定装置

表3 放熱測定用サンプル

開孔率	孔径
0 %	なし
10 %	3 mm
20 %	3 mm
30 %	3 mm
100 %	(1)

注(1) シェルを使用しない場合

定サンプルの種類を表3に示す。

測定の結果、無風の状態では開孔率0%（孔なしの状態）時のA点では89°Cを示すが、開孔率30%では75°Cを示した。ファン冷却の状態では、開孔率0%時が54°Cであり、開孔率を30%とすると28°Cまで低下した。測定結果を図9と図10に示す。

5. 加工例³⁾

5.1 AL-Pシート

図11に基板間のシールドに使用した状態のAL-Pシートの外観を示す。

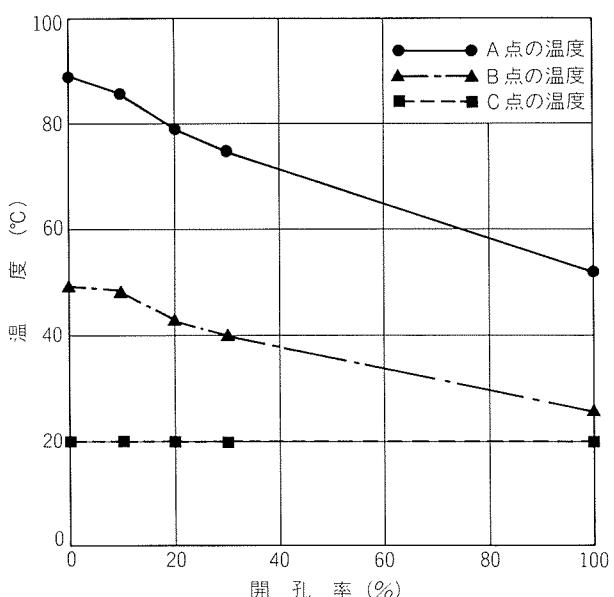


図9 無風の場合のシェルの放熱効果

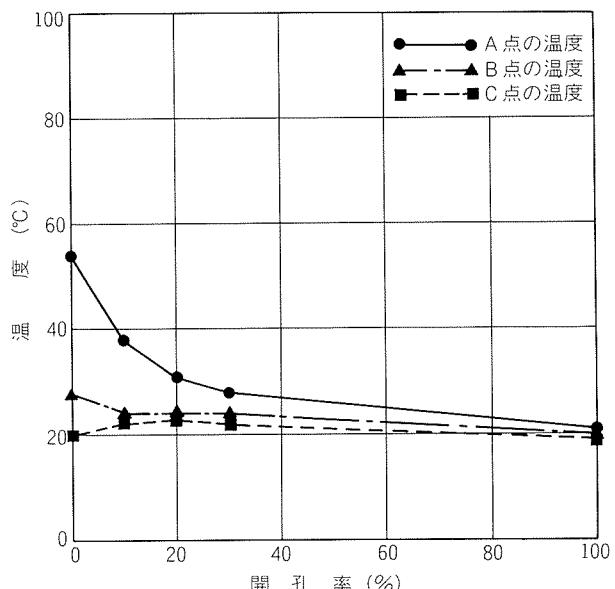


図10 ファン冷却の場合のシェルの放熱効果

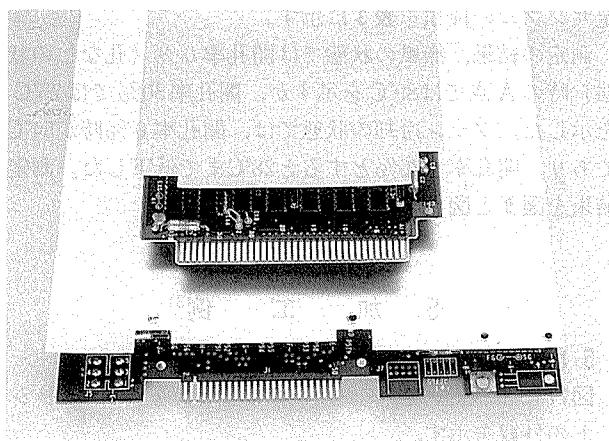


図11 基板間のシールドに使用のAL-Pシート

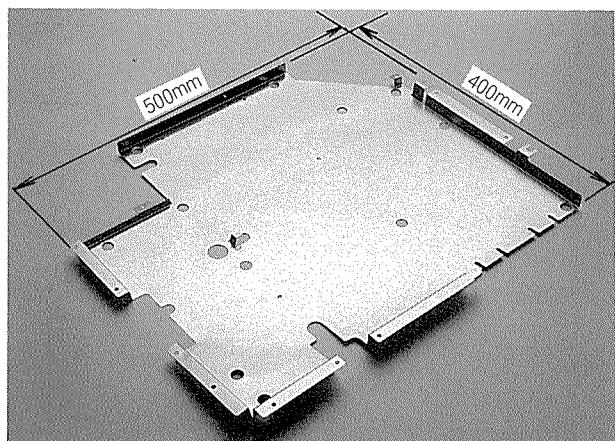


図12 カラープリンタ用のAL-Pシート折り曲げ加工品



図13 孔明け加工品

5.2 折り曲げ加工品

内曲げ加工及び外曲げ加工とも 90° 曲げ、 $R = 0$ が可能である。図12に示す加工例は、カラープリンタのシールドに使用しているAL-Pシート折り曲げ加工品である。

5.3 シェル孔明け加工品

図13に絞り深さ20mmのシェルに3mm径の孔明け加工を施した標準型と大型(142×200mm)製品の外観を示す。

6. まとめ

アルミニウム板にPVCシートをドライラミネートした電磁波シールド材を開発した。素材の選定、ドライラミネート法、及びその加工方法について検討を行い、

AL-Pシート、AL-Pシェルを完成した。この製品の特性として、放射ノイズの遮蔽(30dB以上)、絶縁・耐電圧(5kV以上)、難燃性(UL-94V0合格)、成形性(角筒37.5mm高さ)、放熱性(シェル内54°C以下)等があげられる。

なお、今回の製品のシールド特性及び放熱性の測定・評価方法等についての詳細は、次報で述べる予定である。

文 献

- 1) 高谷鉄郎、齊藤雄二郎：本誌、28(1987)，149.
- 2) 零田治夫、田中健二：Electronic Packaging Technology, 3(1987), 105.
- 3) 住友スリーエム㈱：Profile, 13(1987), 7.