

論 文

7475合金の下部組織形成による超塑性特性の向上*

吉 田 英 雄**

Improvement Superplasticity by Forming of
Substructure in a 7475 Alloy Sheet

Hideo Yoshida

住友軽金属工業株式会社技術研究所

7475合金の下部組織形成による超塑性特性の向上*

吉 田 英 雄**

Improvement Superplasticity by Forming of Substructure in a 7475 Alloy Sheet

Hideo Yoshida

A method of superplastic forming with pre-straining is developed on the basis of the study about the effects of excess solute atoms before cold rolling and the reduction of cold rolling in thermo mechanical treatment on superplasticity. The quenched and cold-rolled sheet with and without pre-straining at an intermediate temperature showed, respectively, the elongation of 900 % and 100% in tensile test at 773K and $2.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. This result indicates that the excess solute atoms are required before cold rolling in order to obtain an excellent superplasticity at a high strain rate. The temperature of pre-straining decreased with increasing the reduction of cold rolling and was lower than that of recrystallization determined by DSC. Stable subgrain structures are obtained during pre-straining at the above mentioned temperature because the excess solute atoms precipitate on the dislocations and retard the recovery of substructures. These substructures grow into fine grains less than 10 μm during superplastic deformation. This is why the excellent superplasticity was obtained in the forming with pre-straining.

1. 緒 言

7475合金の最適成形速度は 10^{-4} s^{-1} オーダーで、前々報で述べたような¹⁾ビーム型形状を成形する場合約1時間要する。この成形速度を高めることは工業的に重要な課題になっている。成形速度を高める方法として、昇温変形法や二段変形法がある^{2)~5)}。前者は温間加工温度から超塑性変形温度まで温度を上げながら連続的に変形する方法であり、後者は温間加工で予ひずみを与えた後、超塑性温度で変形する方法である。これらの方法により従来より一桁大きい 10^{-3} s^{-1} のオーダーのひずみ速度で成形が可能である。7475合金の二段変形法で成形速度が大きくなるのは、温間予ひずみ中に形成される下部組織が高温まで安定であることと関連があるといわれている³⁾。前報でも述べたように、再結晶粒の微細化に関しては、冷間加工前の固溶と析出のバランスが重要である⁶⁾⁷⁾。本研究ではこの観点から冷間加工前の固溶と析出の状態を変え、さらに冷間加工度を変えた試料を用いて二段階の引張変形を行い、超塑性特性と下部組織形成

に及ぼす溶質原子の固溶・析出及び冷間加工度の影響を明らかにする。

2. 実験方法

工業的に製造した厚さ6mmの7475合金熱間圧延板を用い、Fig. 1に示す加工熱処理を行った。まず熱間圧延板を753K-2h加熱後炉冷し、0.75, 1.2, 3.0mmの厚みまで冷間圧延した。この圧延板をソルトバス中で753K-300s水冷で再結晶・溶体化・焼入れ処理を行った後、固溶・析出状態を変えるために前報で用いた673K-8hまたは753K-2hの加熱後、水冷または炉冷した。673K-8h水冷では粗大な第二相と固溶した溶質原子が存在し、753K-2h水冷では焼入れ直後は大半の溶質原子は固溶した状態である。これに対し、加熱後に炉冷した場合には、加熱温度によらず、大半の溶質原子は第二相として析出している。このように析出状態を変えた直後に厚み0.6mmまで冷間圧延した。冷間加工度はそれぞれ20%, 50%, 80%となる。冷間圧延板から圧延方向と平行に試験片を採取し、二段変形を行った。一段目の温間加工では573~703K、初期ひずみ速度 $5.6 \times 10^{-4} \sim 5.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ で30~90%の予ひずみを加えた。二段目はすべて773K

* 軽金属, 41 (1991), 453 に掲載

** 技術研究所金属材料第一研究部、工学博士

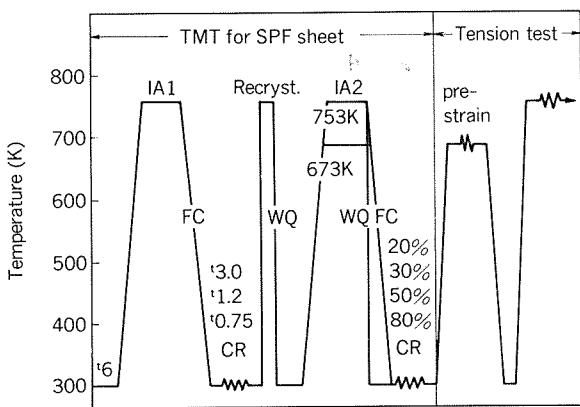


Fig. 1 Process and its conditions of thermomechanical treatment and tension test. (FC : furnace cooling, WQ : water quenching, CR : cold rolling, IA : intermediate annealing)

Table 1 Chemical composition of a 7475 alloy sheet (mass%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.04	0.04	1.57	<0.01	2.37	0.20	5.58	0.05	bal.

にて $2\sim4\times10^{-3}s^{-1}$ のひずみ速度で変形させた。伸びは一段目の予ひずみ量と二段目の伸びをあわせた全伸びを測定した。なお本実験に用いた試料は前報で用いた板と同一材料で、化学成分を Table 1 に示す。

3. 実験結果

3.1 一段変形と二段変形

Fig. 2 に二段変形後の伸びに及ぼす一段目の成形温度の影響を示す。一段目は613~673K, $5.6\times10^{-3}s^{-1}$ で30~90%の引張変形で予ひずみを付加後室温まで下げ、再び773Kまで加熱し約 $3\times10^{-3}s^{-1}$ のひずみ速度で二段目の引張変形を行った。◎印は753K-2h水冷後50%の冷間圧延を行った試料に関するもので、△印は753K-300s加熱後水冷したT4材の二段変形試験の結果を示している。T4材の結晶粒径は平均粒径で7.8 μmである。比較のために冷間圧延材とT4材のいずれについても直接773Kに加熱し、 $5.6\times10^{-3}s^{-1}$ の一段階だけで変形（一段変形）した結果もあわせて示す。T4材は一段変形、二段変形いずれにおいても400~500%の伸びを示して伸びに大差はなかったが、冷間圧延材は一段変形では伸びは100%以下であるのに対し、633Kで一段目の引張変形した後773Kで二段目の引張変形する二段変形では、全体で900%もの伸びを示した。なお一段目の変形温度が653K以上では伸びが急激に低下し、その変形温度には適性な温度範囲があることが分かった。

3.2 二段変形後の伸びに及ぼす冷間圧延前の固溶・析出の影響

成形前の固溶・析出状態を変えて50%の冷間圧延した

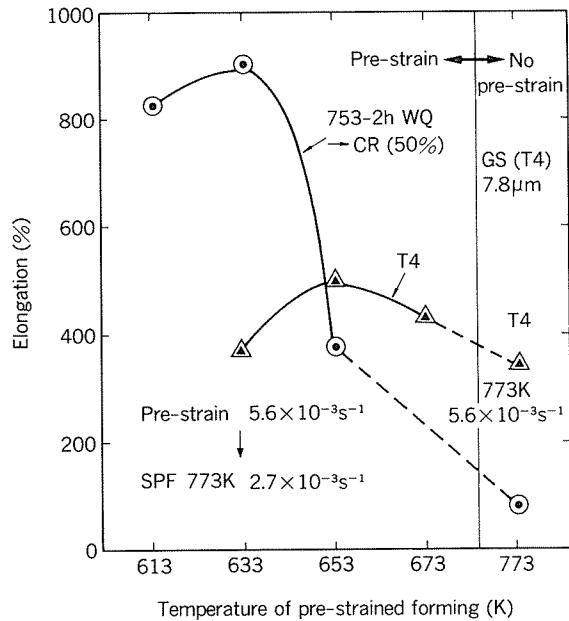


Fig. 2 Effect of temperature of pre-straining forming on total elongation in superplastic forming of cold-rolled and T4-tempered specimens compared with no pre-straining forming. (GS : grain size)

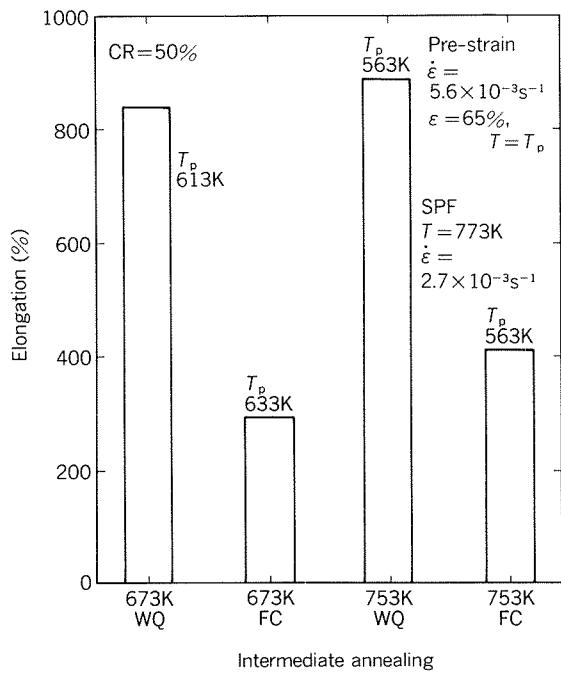


Fig. 3 Effect of excess solute atoms before cold rolling in thermomechanical treatment on total elongation in superplastic forming. (T_p : temperature of pre-straining)

板材について二段変形した時の全伸びを Fig. 3 に示す。横軸に熱処理の条件を縦軸に二段変形後の全伸びを示す。673K, 753K いずれの場合も水冷では800%以上の高い伸びが得られたのに対し、炉冷では伸びは400%以下で低い伸びしか得られなかった。なお、一段目の引張変形

の最適温度は水冷材の方が炉冷材よりも高く、673K-8h水冷材で613K、753K-2h水冷材で633Kであるのに對し炉冷材ではいずれも663Kであった。このように、二段変形で高い伸びを得るには、冷間圧延前に溶質原子を固溶させておくことが必要であることが分かった。

3.3 二段変形後の伸びに及ぼす成形前の冷間加工度の影響

溶質原子を固溶させてから冷間圧延するとその後の二段変形で高い伸びが得られたが、この冷間圧延の加工度と二段変形後の伸びについて調べたのがFig. 4である。横軸に一段目の引張変形の温度を、縦軸に二段変形後の全伸びを示す。高い伸びを得るには一段目の引張温度に最適温度値があり、本実験範囲内では冷間加工度が20%の時は683K、50%で633K、80%で593Kであった。冷間加工度が大きくなるにつれて一段目の引張変形の最適温度は低くなることが分かった。この最適温度で65%の予ひずみを付加した後、再加熱して温度773K、ひずみ速度 $2.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で引張変形すると、いずれの冷間加工度の時も約900%の全伸びが得られた。

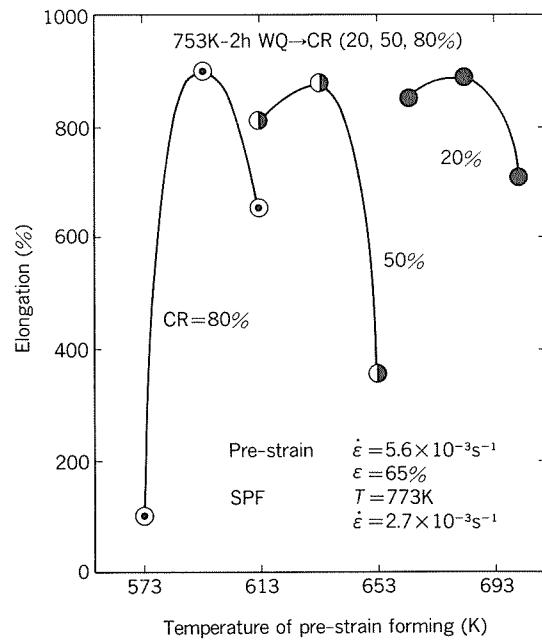


Fig. 4 Effect of the reduction of cold rolling in thermo-mechanical treatment on total elongation in superplastic forming.

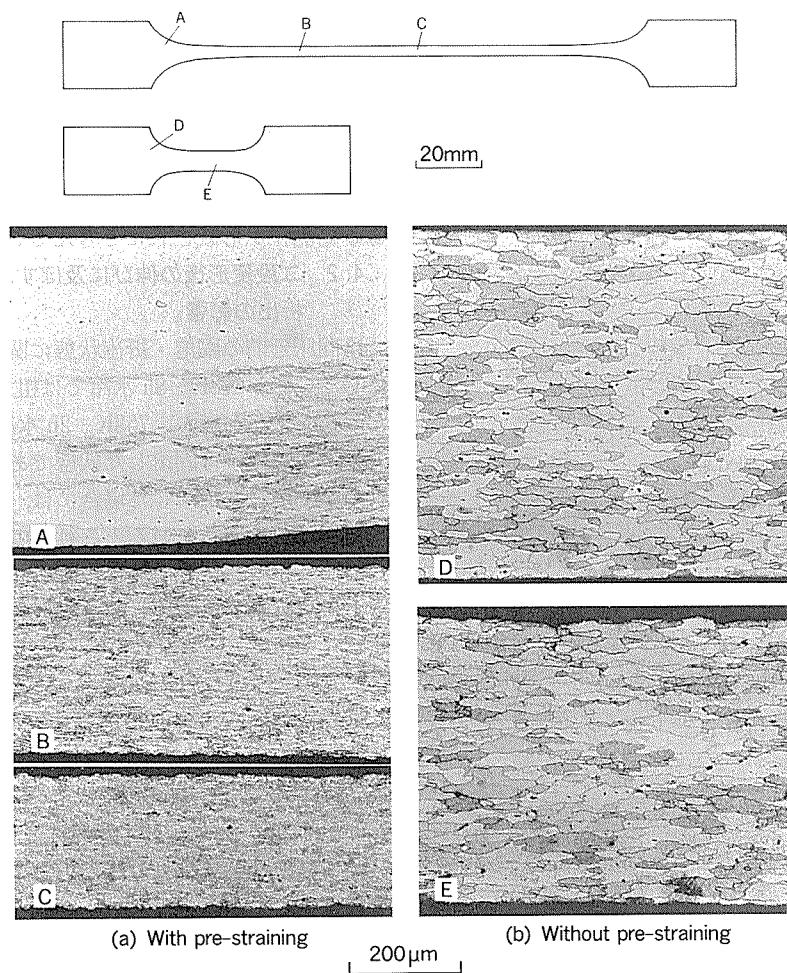


Fig. 5 Microstructures in the cross section parallel to tensile direction (corresponding to L-ST plane in the sheet) after superplastic forming with or without pre-straining

4. 考 察

4.1 一段変形と二段変形

753K-2h水冷後50%の冷間圧延した板について、一段変形と二段変形した時の引張試験後の断面ミクロ組織をFig.5(前頁)に示す。一段変形ではチャック部もゲージ部も圧延方向に100μmの結晶粒径となっている。これは一段変形の変形温度である773Kまで昇温中に再結晶したことを推測させる。一方、二段変形ではチャック部や肩部は粗大結晶粒となつたが、予ひずみを付加した変形部分は10μm以下の結晶粒となつてゐる。Fig.6は50%の冷間圧延材と一段目の予ひずみを付加した後の板面のミクロ組織である。冷間圧延によって圧延方向と直角な板面トレースをもつせん断帶が形成され、予ひずみを付加すると粒界やせん断帶上に析出が生じることが分かる。後述するように電顕組織では亜結晶粒の存在が確認されており、予ひずみの付加で下部組織が形成されることが分かる。

冷間圧延材と633Kで予ひずみ付加した板のDSC分析をFig.7に示す。冷間圧延材は473~523Kと673K近傍に発熱ピークがある。前者は η' 、 η 相等の析出に、後者は再結晶に対応するものと考えられる。これに対し一

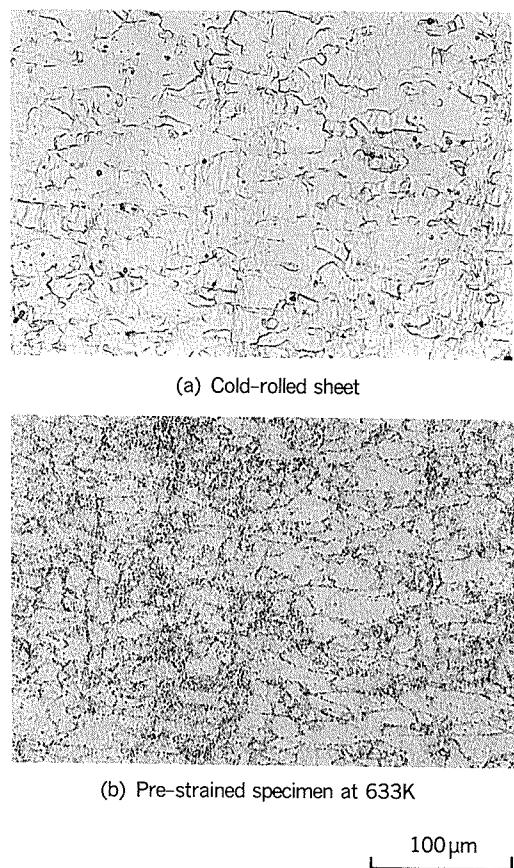


Fig. 6 Microstructures in L-LT plane of a cold-rolled sheet and a pre-strained specimen at 633K. (Rolling direction is horizontal)

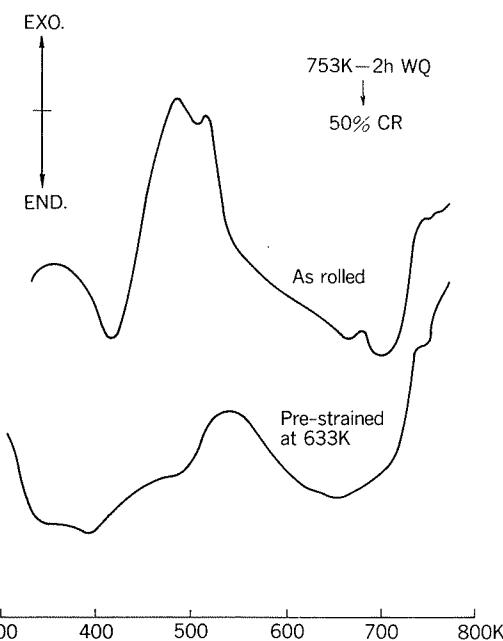


Fig. 7 DSC curve of a cold-rolled sheet and a pre-strained specimen at 633K.

段目の引張変形後の試料は、緩やかな析出のピークがみられるだけで再結晶のピークは観察されなかった。これは、比較的低温で予ひずみを付加すると773Kの高温に昇温しても再結晶しにくいことを意味している。Fig.5で観察された10μm以下の結晶粒は、773Kの二段目の変形中に形成されたもので、いわゆる動的再結晶機構により結晶粒が形成されたと考えることができる。

4.2 二段変形後の伸びに及ぼす冷間圧延前の固溶・析出の影響

冷間圧延前の固溶・析出状態に関してはすでに明らかにしている。673K-8h水冷では粗大な第二相と固溶した溶質原子が存在し、753K-2h水冷では焼入れ直後は大半の溶質原子は固溶した状態である。これに対しいずれの温度からも炉冷した場合には、大半の溶質原子は第二相として析出している。これらの固溶・析出状態に対して50%の冷間加工を加えた板のDSC分析をFig.8に示す。溶質原子が固溶していると473~523Kに析出の発熱ピークがある。特に673K-8h水冷では一つの発熱ピークに対し、753K-2h水冷では二つの発熱ピークがみられる。これは、673K-8h水冷では既に(AlZnMgCu)系の銅原子を含む第二相が析出しているために一つの発熱ピークになったものと考えられる。一方、溶質原子の大半が析出している炉冷材では明確な析出による発熱ピークはみられなかった。また、再結晶による発熱ピークは、溶質原子の大半が固溶している753K-2h水冷が最も高く675Kで、次いで673K-8h水冷で641Kであった。炉冷材ではさらに低く、623K前後であった。すなわち、第二相が存在すると再結晶温度は低下することが分かった。

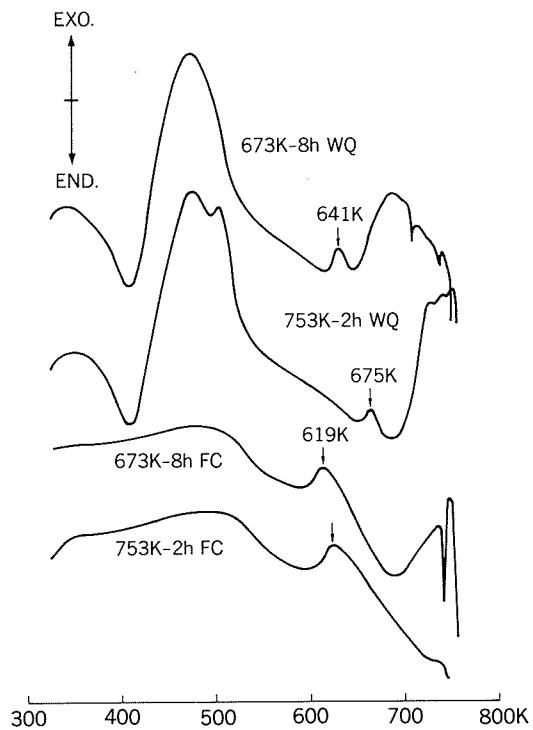


Fig. 8 Effect of excess solute atoms before cold rolling in thermomechanical treatment on DSC curve of sheets cold-rolled in the reduction of 50%.

Fig. 3 で冷間圧延前に溶質原子が固溶した場合の方が高い伸びが得られたが、これには高温まで安定な下部組織形成の関連していることがDSC分析で明らかになっている。この安定な下部組織の形成には、固溶した溶質原子が重要な役割を果たしていると考えることができる。すなわち、一段変形時に冷間加工で導入された格子欠陥上に溶質原子が析出して安定な亜結晶粒組織が形成され、二段変形の加熱時にも亜結晶粒が成長しにくくなっていると考えられる。

4.3 二段変形後の伸びに及ぼす変形前の冷間加工度の影響

二段変形では Fig. 2 より分かるように T4 材より冷間圧延材の方が高い伸びを示した。このことは、二段変形にとって冷間加工ひずみが重要な役割を果たしていることを意味している。二段変形で得られる最高の伸びはこの冷間加工の加工度にはあまり影響を受けないが、一段目の引張変形の最適温度は冷間加工度が大きくなるにつれて低くなることが Fig. 4 の結果から明らかになっている。加工度を変えた冷間圧延板の DSC 分析結果を Fig. 9 に示す。析出の発熱ピークは、500K 付近に現れ、加工度では変化しないが、再結晶の発熱ピークは冷間加工度が 20% では 719K、50% では 675K、80% では 660K となり、冷間加工度が大きくなるにつれて低下した。再結晶温度と一段目の引張変形の最適温度と対応しているものと考えられる。これを図示したのが Fig. 10 である。一段目の引張変形の最適温度は DSC 分析で得られた再

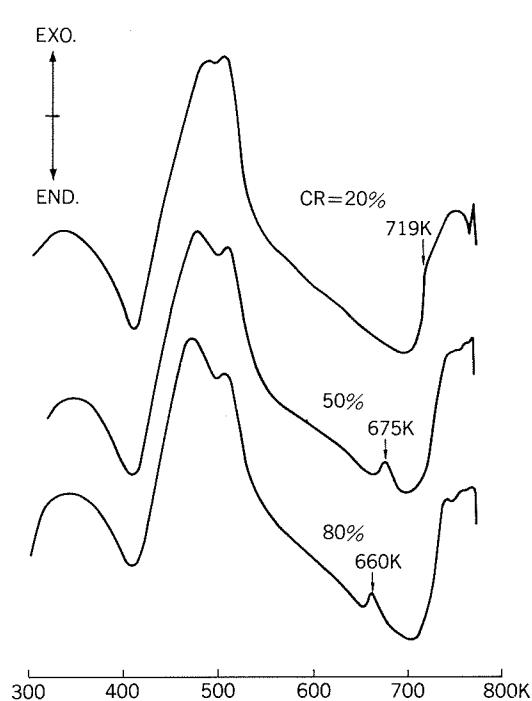


Fig. 9 Effect of the reduction of cold rolling in thermo-mechanical treatment on DSC curve of sheets cold-rolled after heating at 753K for 2h followed by water quenching. (Arrows show the position of recrystallization peak)

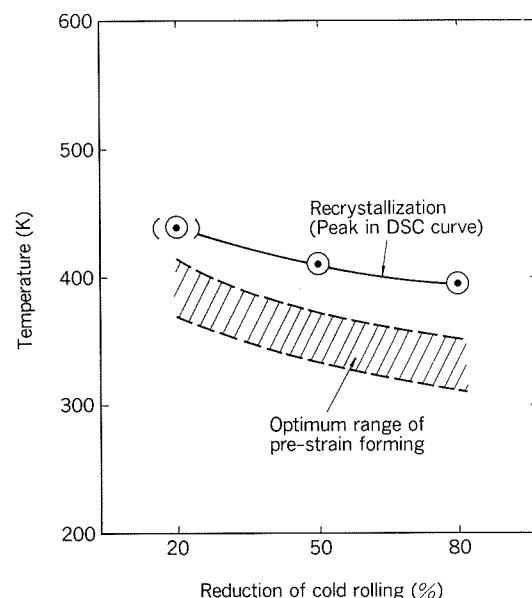


Fig. 10 Relationship between the peak of recrystallization in DSC curve, or optimum range of temperature of pre-straining and the reduction of cold rolling.

結晶温度より 40~70K 低いことが分かる。冷間圧延後の板面のミクロ組織を Fig. 11 に、冷間圧延後と一段目の引張変形後の電顕組織を Fig. 12 にそれぞれ示す。冷間圧延後のミクロ組織は、加工度が大きくなると、板面トレースが圧延方向と直角になるせん断帶が粒内あるいは

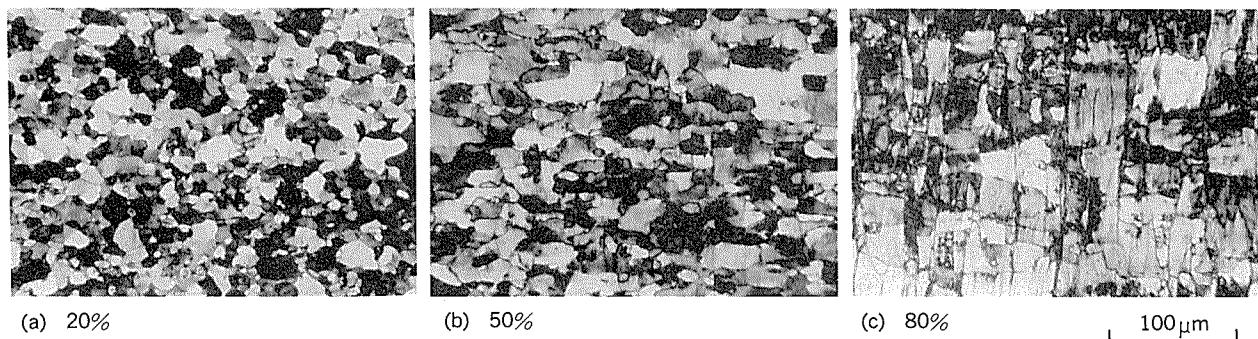


Fig. 11 Microstructures in L-LT plane of cold-rolled sheets in the reductions of 20, 50, 80%.
(Rolling direction is horizontal)

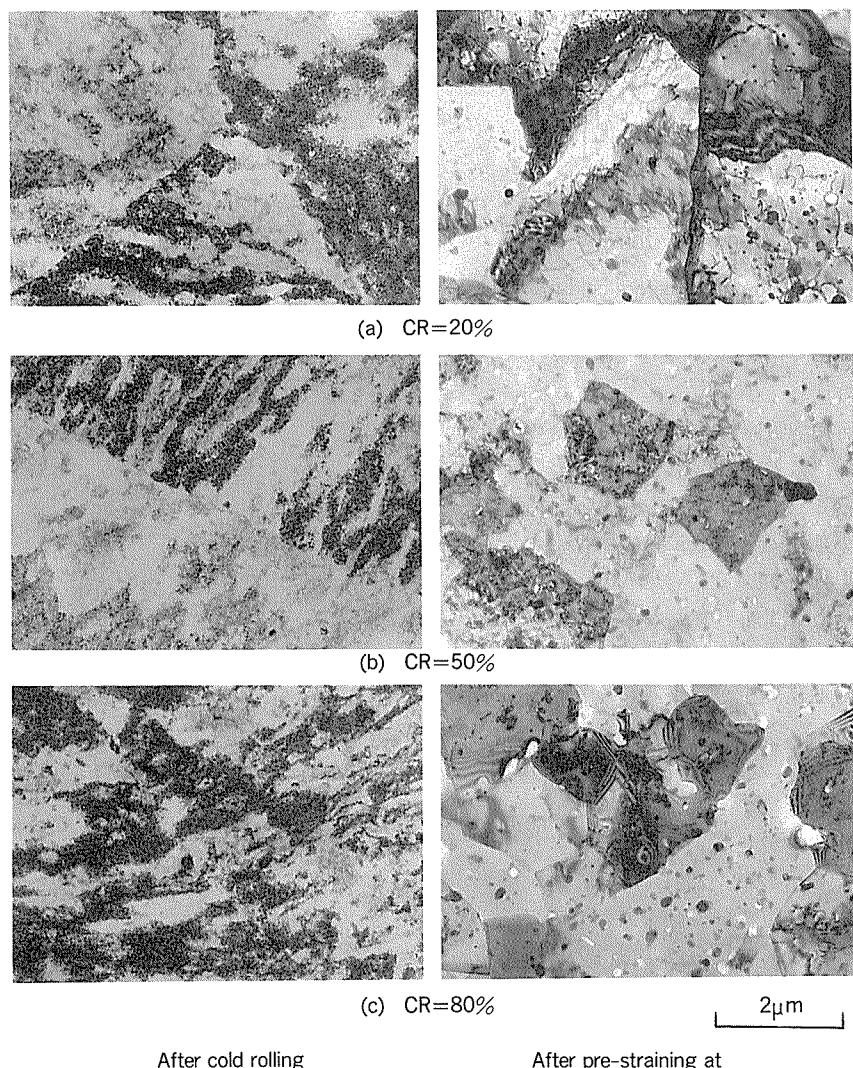


Fig. 12 TEM structures of cold-rolled sheets and their pre-strained specimens.

粒界を貫いて形成されやすいことを示している。また、電顕組織から、いずれの加工度の場合も冷間圧延後は粒内に多数の転位が導入され、一段目の変形後で2~3 μm 径の亜結晶粒が形成されているのが分かる。一段目の引張変形を最適温度で行うと、このような大きさ数 μm の

安定な亜結晶粒が形成されるが、変形温度が再結晶温度より高くなると、数10 μm 径の大傾角の結晶粒が形成されて、このような安定な亜結晶粒は形成されなくなる。このため、予ひずみ付加の最適な温度域が再結晶温度よりやや低い所にあるものと考えられる。

5. 結 言

7475アルミニウム合金の超塑性特性と下部組織形成に及ぼす溶質原子の固溶・析出及び冷間加工度の影響を明らかにすることを目的として、冷間加工前の溶質原子の固溶と析出の状態を変え、さらに冷間加工度を変えた試料を用いて二段階の引張変形を行った。得られた結果は以下のように要約される。

(1) 冷間圧延材をそのまま773Kへ加熱して引張変形する一段変形では、伸びは100%以下であるのに対し、633Kで一段目の引張変形をした後773Kで二段目の引張変形をする二段変形では、全体で900%もの伸びを示した。これに対し、再結晶させたT4材は一段変形、二段変形いずれの変形方法でも400~500%の伸びを示して伸びに大差はなかった。

(2) 二段変形で高い伸びを得るには、冷間圧延前に溶質原子を固溶させておくことが必要である。粗大な第二相と固溶した溶質原子が存在する673K-8h水冷材や、大半の溶質原子が固溶した状態にある753K-2h水冷材では800%以上の高い伸びが得られたのに対し、大半の溶質原子が第二相として析出している673K-8hや753K-2hからの炉冷材では伸びは400%以下にとどまった。

(3) 高い伸びを得るには一段目の引張温度に最適値があり、本実験範囲内では冷間加工度が20%の時は683K、50%では633K、80%では593Kであった。冷間加工度が大きくなるにつれて一段目の引張変形の最適温度は低くなることが分かった。この最適温度で65%の予ひずみを付加した後、再加熱して温度773Kにおいて $2.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度で引張変形すると、いずれの冷間加工度の時も約900%の全伸びが得られた。

(4) 予ひずみ付加により下部組織(2~3μm径の亜結晶粒)が形成され、予ひずみを付加した変形部分は二段

変形後に10μm以下の結晶粒となった。予ひずみを付加した変形部分はDSC分析では再結晶のピークが観察されなかったことから、動的再結晶機構により高温変形中に10μm以下の結晶粒が形成され、これが高ひずみ速度での高い伸びにつながったものと考えられる。

(5) 高温まで再結晶しない安定な下部組織形成には、固溶した溶質原子が重要な役割を果たしていると考えられる。すなわち、一段変形時に冷間加工で導入された格子欠陥上に溶質原子が析出して安定な亜結晶粒組織が形成され、さらに高温に加熱されても成長しにくくなっていると考えられる。

(6) 一段目の引張変形の最適温度は数μmの安定な亜結晶粒の形成される温度領域となっており、再結晶温度より高くなると数10μm径の大傾角の結晶粒が形成されて、このような安定な亜結晶粒は形成されなくなる。このため予ひずみ付加の最適な温度域が再結晶温度よりやや低い所にあるものと考えられる。

参考文献

- 1) 吉田英雄：本誌，32 (1991), 228.
- 2) 東 健司, 永井滋一, 前田雅生, 大西忠一：軽金属, 36 (1986), 361.
- 3) 小林保夫, 後藤博己, 竹内 康：軽金属, 36 (1986), 36.
- 4) 松木賢司：第110回塑性加工シンポジウム，塑性加工連合講演会，富山市 (1987), 23.
- 5) A. K. Ghosh and R. Raj : *Superplasticity*, ed. by B. Baudelet and M. Suery, CNRS, (1985), 11-1.
- 6) H. Yoshida, T. Uno and Y. Baba : *Grain Boundary Structure and Related Phenomena*, Proc. JIMIS-4, Trans. JIM, 27 (1986), 875.
- 7) 革新航空機技術開発に関する研究調査，日本航空宇宙工業会, No.802 (1984), No.901 (1985).

論 文

アルミニウム合金板のスポット溶接特性に及ぼす
アルミナ分散強化銅電極材の影響*

熊谷正樹** 永田公二***
難波圭三**** 佐野啓路*****

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウム合金板のスポット溶接特性に及ぼす アルミナ分散強化銅電極材の影響*

熊谷正樹** 永田公二***
難波圭三**** 佐野啓路*****

Effect of Aluminium Oxide Dispersion Strengthened Copper Electrodes on Spot Welding of Aluminium Alloy Sheets

Masaki Kumagai, Koji Nagata, Keizo Namba and Hiromichi Sano

The current for spot welding of aluminium alloy sheets is larger than that of steel sheets because of higher electrical and thermal conductivity of aluminium alloys. Then sticking of aluminium alloy to the electrode tips which easily occurs during spot welding is considered to prevent the sound nugget formation and to shorten the electrode life. The aluminum oxide dispersion strengthened copper alloy (ODS) electrode which has good anti-sticking property for spot welding of galvanized steel sheets is expected to show the useful effect in the case of spot welding of aluminium alloy sheets.

The objects of this work are to evaluate the effectiveness of the ODS electrodes comparing with that of usual Cu-Cr alloy electrode for spot welding of aluminium alloy sheets and to discuss the spot weldability of aluminium alloy sheets. The following results are obtained.

- (1) The ODS electrode has longer life than the Cu-Cr alloy electrode because of good antiwearing property of the ODS electrode tip during spot welding.
- (2) The life of the ODS electrode increase with Al_2O_3 content.
- (3) The severe wearing of the Cu-Cr alloy electrode during spot welding of aluminium alloy sheets seems to result from the local erosion by molten eutectic metal of Cu and θ phase which is formed by diffusion of Cu into the picked-up aluminium base metal.
- (4) In the case of the ODS electrode, the layer enriched with Al_2O_3 which is formed at the surface of the electrode tip during spot welding prevents the erosion by molten eutectic metal into the electrode.

1. 緒 言

近年、環境問題、省エネルギーの観点から輸送機器の軽量化が進められている。中でも自動車ボディのアルミ

化は燃費向上、排気ガス量抑制のために効果が大きく、鋼に匹敵する強度と成形性を有するボディ用アルミニウム合金板の開発が行われている¹⁾。しかし、アルミニウム合金は鋼に比べて熱伝導度及び電気伝導度が高く、そのスポット溶接には大電流、短時間通電が必要となり、電極先端での発熱が大きくなる²⁾。従来のクロム銅電極を使用した場合、アルミニウム合金が電極先端部にピックアップ（溶着）されやすく、また電極先端部が損耗しやすい。このため、電流密度や加圧力が不均一となって

* 伸銅技術研究会第31回講演会（1991年11月、於・大阪市）にて一部発表

** 技術研究所金属材料第二研究部

*** 技術研究所金属材料第二研究部、工学博士

**** 技術研究所応用研究部、工学博士

***** 技術研究所応用研究部

健全なナゲットが得られなくなり、電極寿命は鋼をスポット溶接する場合に比べてかなり短くなる。自動化ライン等では頻繁に電極先端のドレッシングを行いながら溶接する必要があり、生産性の低下を余儀無くされる。

アルミナ分散強化銅（Aluminium Oxide Dispersion Strengthened Copper；以下ODSと略す）は、電気伝導性及び耐軟化特性に優れており³⁾⁴⁾、抵抗溶接用電極材料として早くから実用化され⁵⁾、亜鉛めっき鋼板のスポット溶接において従来のクロム銅等よりもピックアップを生じにくいくこと⁶⁾から、その使用量も増加してきた。特に、亜鉛めっき鋼板と軟鋼板の混合スポット溶接時に、従来のクロム銅電極に比べてその寿命が長いことが明らかにされ、著者らはその理由として電極先端の銅-亜鉛合金層に濃縮された酸化アルミニウムが、電極とピックアップされようとする母材の剥離を促すためであることを示した⁷⁾。アルミニウム合金板のスポット溶接においても、亜鉛めっき鋼板の場合と同様な効果が期待されるが、ODSをそのスポット溶接電極に適用したという報告は未だ見当たらない。

本報では、以上の点から、アルミニウム合金のスポット溶接に適する三相低周波式溶接機により、ODS電極のナゲット形成性をクロム銅電極の場合と比較し、電極寿命やその損耗に及ぼす電極材料の影響について検討した。

2. 実験方法

2.1 電極

粉末冶金法により Cu-0.45mass%Al 及び Cu-0.63 mass%Al 合金粉末を作製し、内部酸化法⁸⁾により粉末中のアルミニウムのみを酸化させた。この粉末を外径 254mm、肉厚10mm の無酸素銅製の缶に封入し、外径 28mm (押出比82) の丸棒を熱間押出し、ODS 素材を作製した。比較材のクロム銅として、市販の Cu-1mass%Cr 合金を使用した。

これら素材の化学分析結果及び特性を Table 1 に示す。分析は酸溶解残渣の重量測定及び原子吸光法によって行った。ここでは、Cu-0.45mass%Al 合金粉末を原料としたものを ODS 3R と呼称した。この内部酸化後の酸化アルミニウム量は 0.71mass% である。また、Cu-0.63 mass%Al 合金粉末を原料としたものを ODS 5R と呼称した。これは酸化アルミニウム量を 1.03mass% と増加させたものである。各素材は内部酸化処理により全固溶アルミニウム量の 84~87% が酸化アルミニウムに変換されていた。Cu-0.45mass%Al 合金粉末を原料としたものはクロム銅と同等の電気伝導度であった。Cu-0.63 mass%Al 合金粉末を原料としたものはクロム銅と同等の硬さであった。

これらの素材を先端径100R の R型電極に成形し、溶接試験に供した。

Table 1 Composition and properties of electrode materials.

Electrode material	Composition (mass%)			Hardness HV	Electrical conductivity (%IACS)
	Al ₂ O ₃	Al	Cr		
ODS 3R	0.71	0.08	—	139	85.2
ODS 5R	1.03	0.08	—	145	83.7
Cu-Cr	—	—	1.05	146	85.0

2.2 母材

母材として、一般の自動車ボディ用材である厚さ1.0 mm の Al-4.5mass%Mg-0.3mass%Cu 合金板を用いた。表面はショットダルフィニッシュ後酸洗したものである。

2.3 溶接試験方法

スポット溶接機には三相低周波式溶接機を用いた。スポット溶接での加圧及び電流波形の概略を Fig. 1 に示す。加圧力は、予加圧 9 kN、溶接加圧 3.5kN とし、溶接電流は 22~24kA、連続溶接速度は 3 s / 回とした。溶接前の上下電極の間隔は 13mm とし、電極の冷却孔に 298K の水を $6.7 \times 10^4 \text{ mm}^3/\text{s}$ で流した。

電極寿命は、20打点毎に採取した溶接部の引張せん断荷重において、初めて JIS 規格 A 級基準 (1.66kN) 以下となった打点数とした。

電極先端の損耗状態を調べるため、50打点毎に上下電極間に感圧紙（プレスケール）を挟み、電極の加圧プロファイルを測定した。プロファイルの中央部に孔が生じ、その径が 1 mm を越えた打点数を損耗開始打点数とした。

また、100打点と 500打点後の電極と溶接部の表面及び断面状況を、光学顕微鏡、X線回折、SEM、EPMA 等にて観察するとともに、断面において電極先端付近の硬さをマイクロビッカース硬さ計（荷重0.98N）にて測定した。

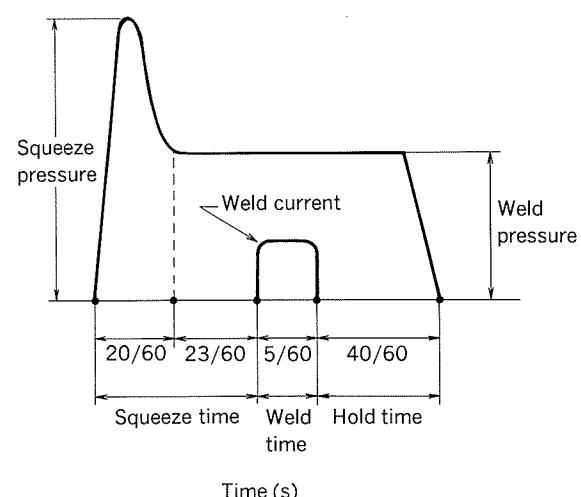


Fig. 1 Schematic representation of welding cycles in consecutive welding test.

2.4 拡散試験方法

後述するように、電極寿命には電極材と電極にピックアップされた母材の間の拡散が深く関与していると考えられたため、電極材と母材の拡散試験を行った。打点後の電極表面に共晶組織がみられたことから、試験温度は銅とアルミニウムの状態図において最も融点が低いアルミニウムとθ相 ($CuAl_2$) の共晶温度(821K) 近辺とした。

ODS 5R の外径28mm の丸棒及びクロム銅の外径25mm の丸棒から厚さ10mm×20mm×150mm の板を削り出し、1回の圧下率を約20%として厚さ0.5mmまで冷間圧延した。この板を20mm×20mmに切断し、同じく20mm×20mmに切断した母材とFig. 2 に示すように重ね合わせて9.8Nの荷重をかけ、 1.3×10^{-3} Pa の真空中にて $0.1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の昇温速度で加熱し、773Kで300sまたは823Kで3600s保持した後、降温した。試料の断面状況を、光学顕微鏡及びEPMAにて観察した。

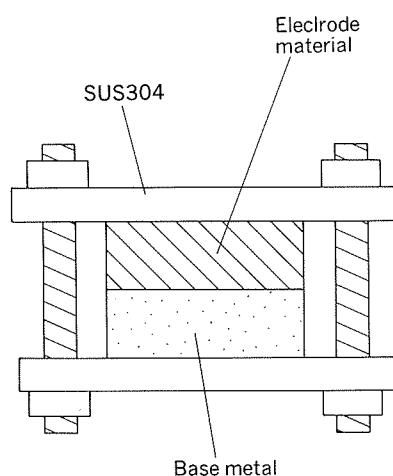


Fig. 2 Apparatus of penetration test.

3. 実験結果

3.1 電極寿命

溶接打点数と溶接部の引張せん断荷重の関係をFig. 3 に示す。ODS 3R では500打点付近から引張剪断荷重が少しづらつき始め、電極寿命は1800打点であった。ODS 5R では引張せん断荷重が900打点付近まで安定しており、電極寿命は2300打点と長かった。これらに対し、クロム銅では500打点付近から引張せん断荷重が大きくばらつき始め、電極寿命は1200打点と短かった。

溶接試験中の電極の加圧プロファイルの経時変化をFig. 4 に示す。ODS 3R 及びODS 5R では350打点で初めて直径1mm以下の小さい孔が認められた。一方、クロム銅では200打点未満で先端に直径1mm以上の孔を生じた。その後のODS 3R 及びODS 5R における孔の成長はクロム銅に比べて遅く、500打点になるとODS

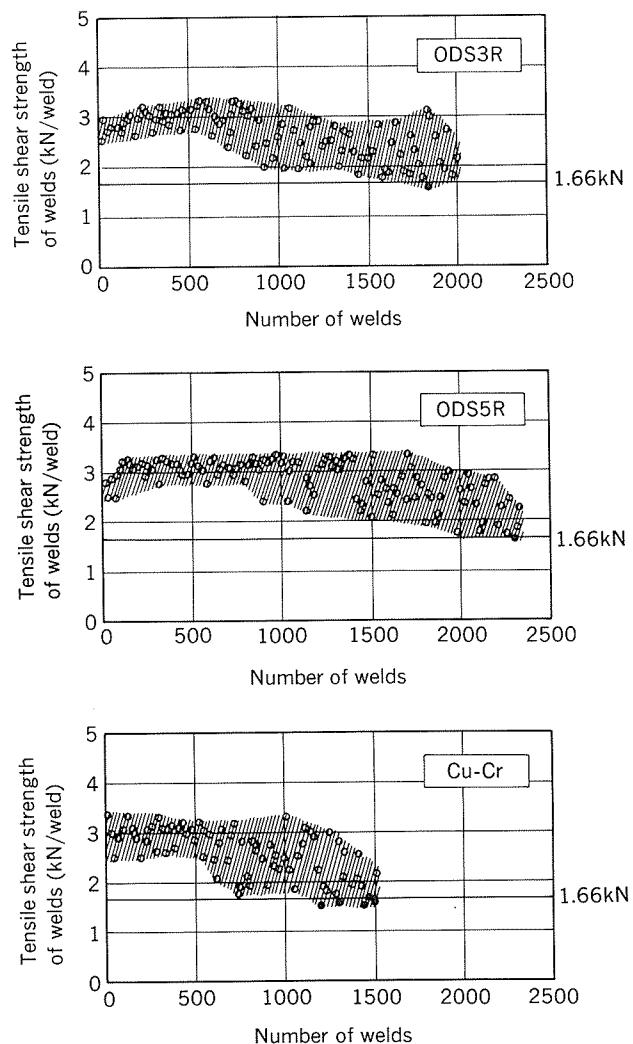


Fig. 3 Relationship between number of spot welds and tensile shear strength of welds. The line at 1.66kN shows the minimum required strength as JIS class A for the base metal.

電極とクロム銅電極の差異がより明瞭になった。ODS 電極においては、先端径の拡がりはODS 3R よりODS 5R の方が若干少なく、ODS 5R の性能がより良好とみなされた。

3.2 電極先端の状況

100打点後のODS 5R とクロム銅の電極先端中央部のSEM像及びEDX分析結果をFig. 5 に示す。ODS 5R 電極先端でのAlの付着は少なく滑らかであったが、クロム銅は微小領域でのアルミニウムのピックアップ及び溶融(Fig. 5 の領域2)が比較的多くみられた。

500打点後の電極先端の外観をFig. 6 に示す。ODS 5R では500打点後においても電極先端への母材のピックアップは少なかった。クロム銅の電極先端には母材が多量にピックアップされていた。500打点後の電極表面

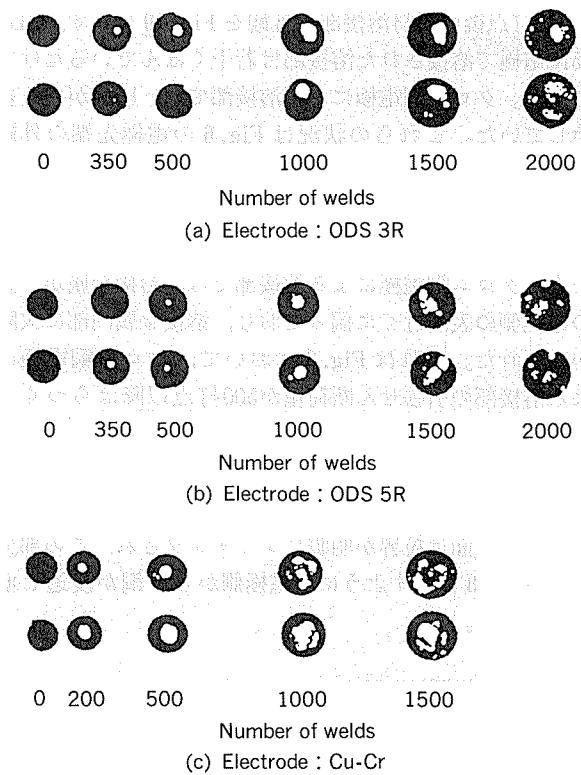


Fig. 4 Relationship between number of spot welds and variation of pressing profiles by the electrode tips during consecutive spot welding test.

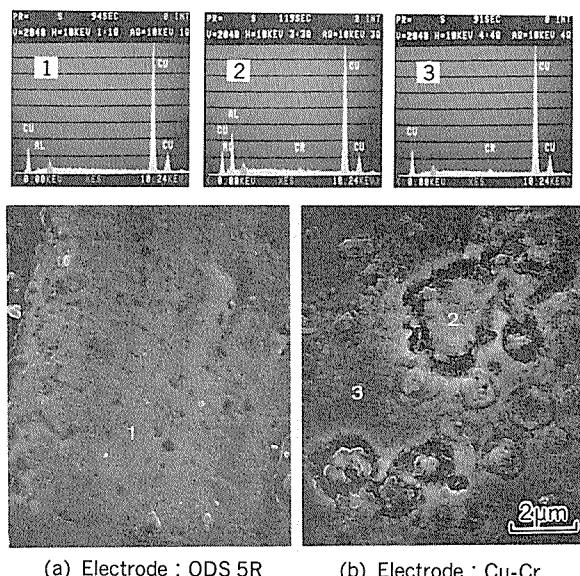


Fig. 5 SEM images and EDX results of the surface of electrode tips after 100 spot welds.

のX線回折結果をTable 2に示す。ODS 5Rでは銅の他にアルミニウムと少量の θ 相が同定された。クロム銅では θ 相、 η_2 相(CuAl)、 γ_2 相(Cu₉Al₄)等と少量のアルミニウムが同定された。500打点後の電極先端の断面状況をFig. 7に示す。ODS 5Rの電極先端は比較的

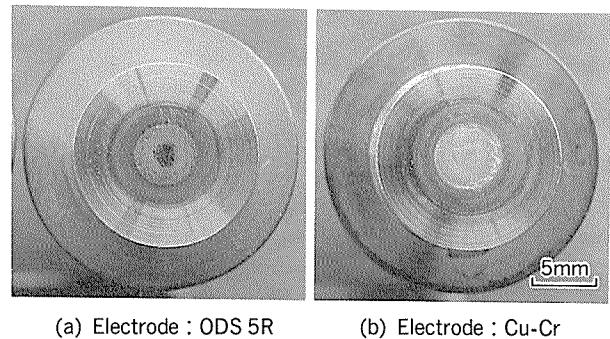


Fig. 6 Surfaces of the electrode tips after 500 spot welds.

Table 2 X-ray diffraction results of surfaces of the electrode tips after 500 spot welds.

Electrode material	Identified phase
ODS 5R	Cu>Al> θ -CuAl ₂
Cu-Cr	Cu> θ -CuAl ₂ > η_2 -CuAl, γ_2 -Cu ₉ Al ₄ , Al

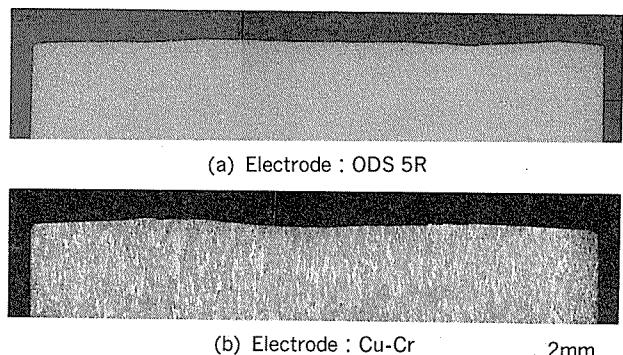


Fig. 7 Cross sections of the electrode tips after 500 spot welds.

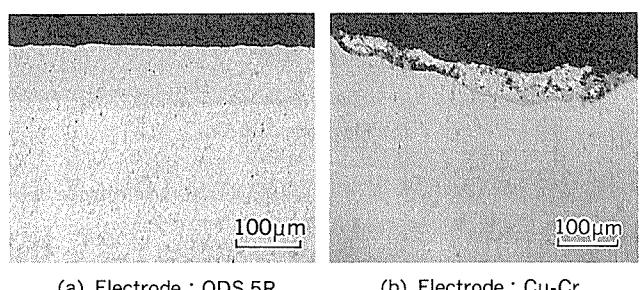
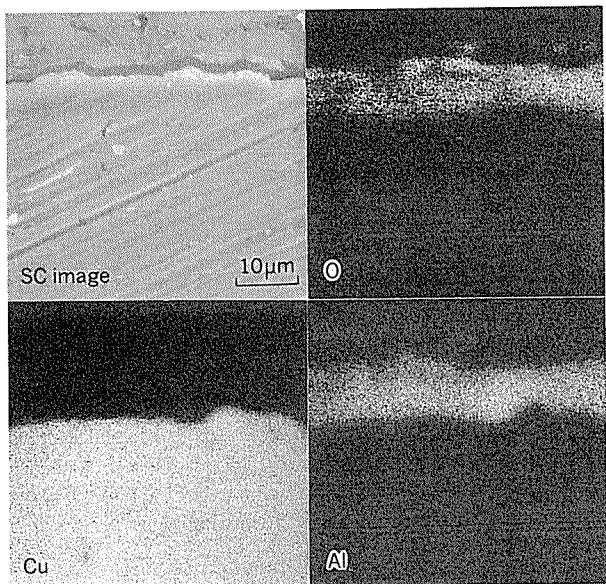
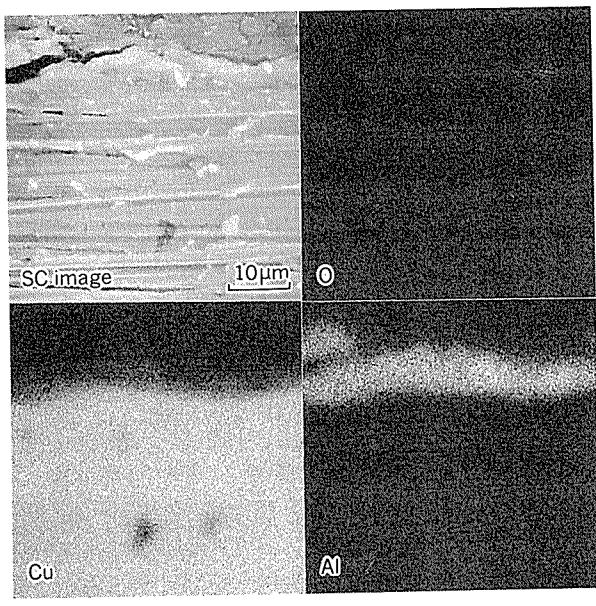


Fig. 8 Microstructures of the electrode tips after 500 spot welds.

平坦であった。クロム銅の電極先端中央部は大きくくぼんでおり、加圧プロファイルの測定結果と対応している。これらの電極先端断面を拡大したものをFig. 8に示す。ODS 5R電極の表面は比較的平坦であった。クロム銅電極の先端には平坦部とともにFig. 8(b)のような凹みが多数認められ、その内部には共晶組織がみられた。電極先端のピックアップ層の比較的平坦な部分のEPMA分析結果をFig. 9に示す。ODS 5R及びクロム銅の電



(a) Electrode : ODS 5R



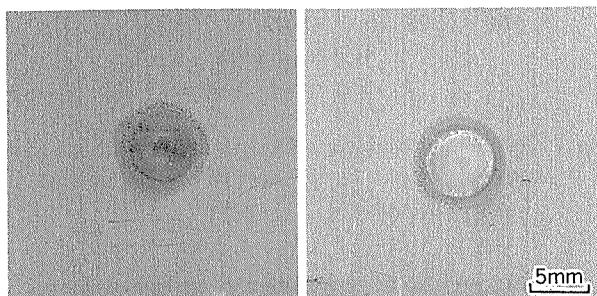
(b) Electrode : Cu-Cr

Fig. 9 EPMA analysis of pick-up layers at the electrode tips after 500 spot welds.

極先端には厚さ数 μm の銅とアルミニウムを主体とする合金層が存在した。ODS 5R 電極先端に形成された合金層には酸素が多量に含まれており、EPMA 点分析によればその濃度は約 20mol% であった。この合金層の残部の組成は、 θ 相と η_2 相の間の組成であった。クロム銅電極先端に形成された合金層内部には酸素はほとんど検出されず、また合金層組成は EPMA 点分析による θ 相と η_2 相の間の組成であった。500打点後の電極先端から電極側に 0.1mm 入った位置のビッカース硬さは、ODS 5R、クロム銅とともに 140～150 であり、ほとんど軟化していなかった。

3.3 ナゲット形成状況

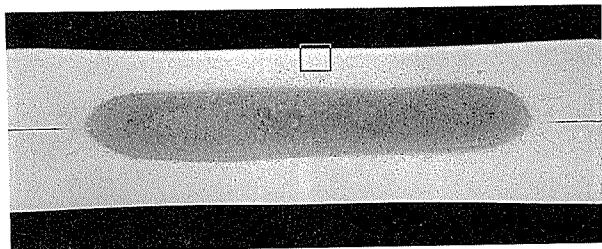
500打点後の母材溶接部の外観を Fig. 10 に示す。ODS 5R 電極で溶接された溶接部は若干くぼんでいるだけであった。クロム銅電極による溶接部では、圧痕が白く変色していた。これらの状況は Fig. 6 の電極先端の外観と対応していた。500打点後のナゲット断面形状を Fig. 11 に示す。ODS 5R 電極で溶接された溶接部の状況は打点初期と大差なく、良好なナゲットが形成されていた。一方、クロム銅電極による溶接部では、溶接金属が一方の電極側の表面近くに偏っており、溶接金属内部に欠陥がみられた。これは Fig. 3 において、クロム銅電極による溶接部の引張せん断荷重が 500打点以降ばらつくことと対応している。母材溶接部表面の断面組織を Fig. 12 に示す。ODS 5R 電極で溶接された母材の表面には特に変化はみられなかった。一方、クロム銅で溶接された母材の表面は粒界が明瞭にエッチングされ、この部分には Fig. 13 に示すように、電極側からの銅が浸透し濃縮していた。



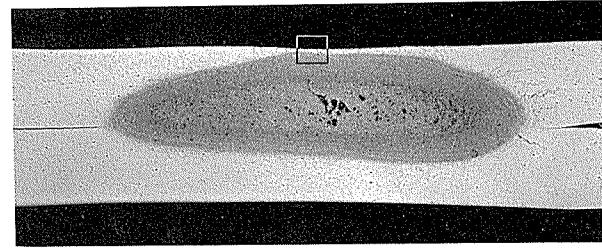
(a) Electrode : ODS 5R

(b) Electrode : Cu-Cr

Fig. 10 Surfaces of welds after 500 spot welds.



(a) Electrode : ODS 5R



(b) Electrode : Cu-Cr

Fig. 11 Cross sections of welds after 500 spot welds.

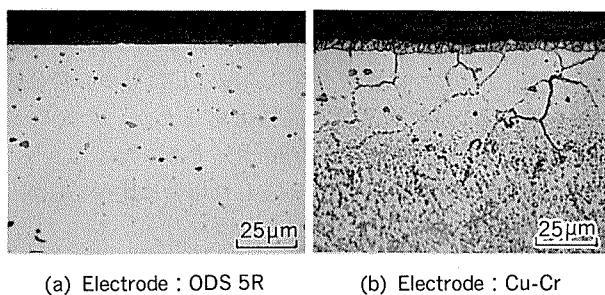


Fig. 12 Cross sections near the surface of welds (□ region in Fig. 11) after 500 spot welds.

3.4 拡散試験

773Kで300s保持した後の電極材と母材の拡散対の断面組織と試験前の両材の界面近傍のEPMA線分析結果

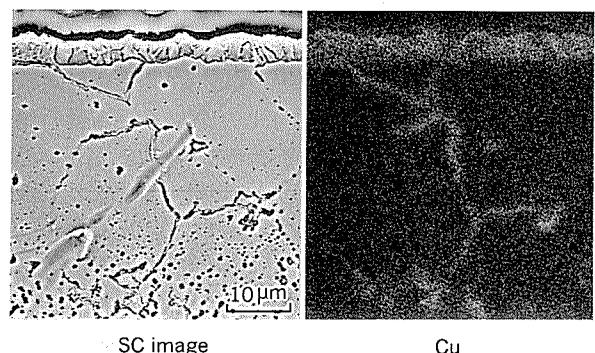
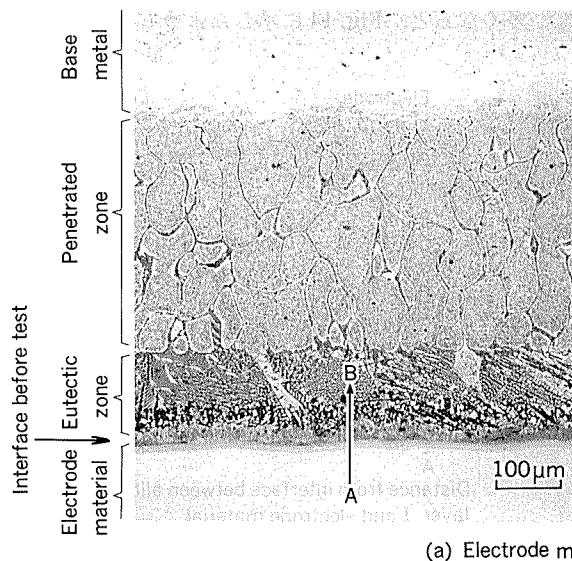
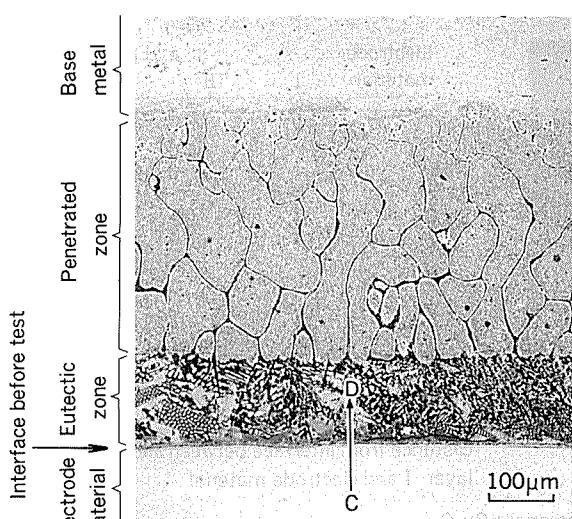
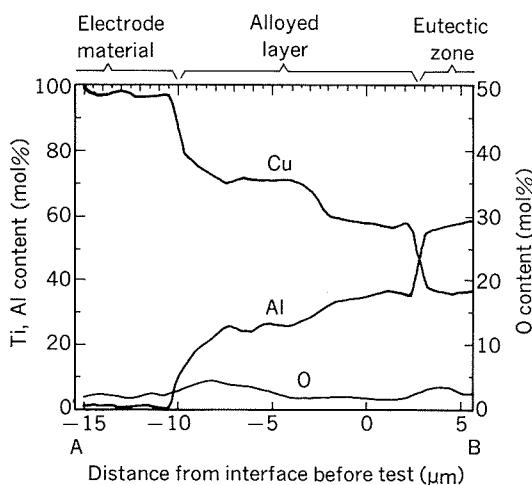


Fig. 13 EPMA analysis near the surface of welds by the Cu-Cr electrode after 500 spot welds.

をFig. 14に示す。なお、試験前の供試材の界面は元の板厚から逆算した。いずれの電極材においても母材側で



(a) Electrode material : ODS 3R



(b) Electrode material : Cu-Cr

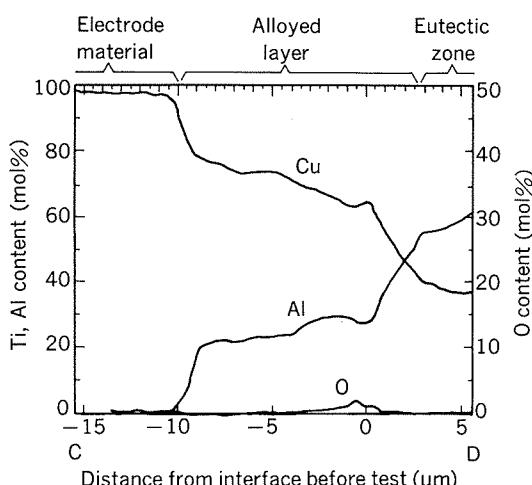


Fig. 14 Microstructures and EPMA line analyses of the interface between the electrode material and the base metal after penetration test at 773K for 300s.

は試験前の界面から約100 μm の距離にわたって銅－アルミニウム共晶組織部がみられ、これに続いて約300 μm にわたって母材粒界に銅が浸透している部分がみられた。この形態は Fig. 12 に示したクロム銅電極の場合に母材表面にみられた形態に類似していた。電極材側では試験前の界面近傍には約10 μm の幅で銅とアルミニウム合金層がみられ、その組成は γ_2 相に近かった。

823Kで3600s保持した後の界面近傍の断面組織とEPMA線分析結果をFig. 15に示す。この条件では、母材のほぼ全体が共晶組織となった。共晶組織部と電極材の間にはやはり銅とアルミニウム合金層が形成され、合金層と電極材の界面は試験前の界面から電極材側に、ODS 5Rでは0.07～0.19mm、クロム銅では0.22～0.26 mmの距離にあり、クロム銅の方がODS 5Rより電極材への浸食が激しかった。上記合金層は2層からなっており、電極材をODS 5Rとしたものでは、合金層I(電極材側)が銅濃度の高い γ_2 相、合金層II(共晶組織

部側)はアルミニウム濃度の高い γ_2 相に相当した。合金層には2～6mol%，共晶組織部には4～13mol%の酸素が検出された。電極材をクロム銅としたものの合金層の組成はODS 5Rの場合と同様であったが、合金層及び共晶組織部の酸素量は高々2mol%であった。しかも、合金層IIは電極材をODS 5Rとした場合に比べて厚かった。

4. 考察

4.1 クロム銅電極の寿命への過程

得られた結果から、クロム銅に関して電極損耗の過程を推測するとFig. 16のようになる。

溶接初期から母材が電極先端にピックアップされ、そこに銅が拡散し、ピックアップ量が少ない場合は電極先端面に薄い金属間化合物層が生じる。ピックアップ量が多くなると、Fig. 14に示したように銅(電極)からア

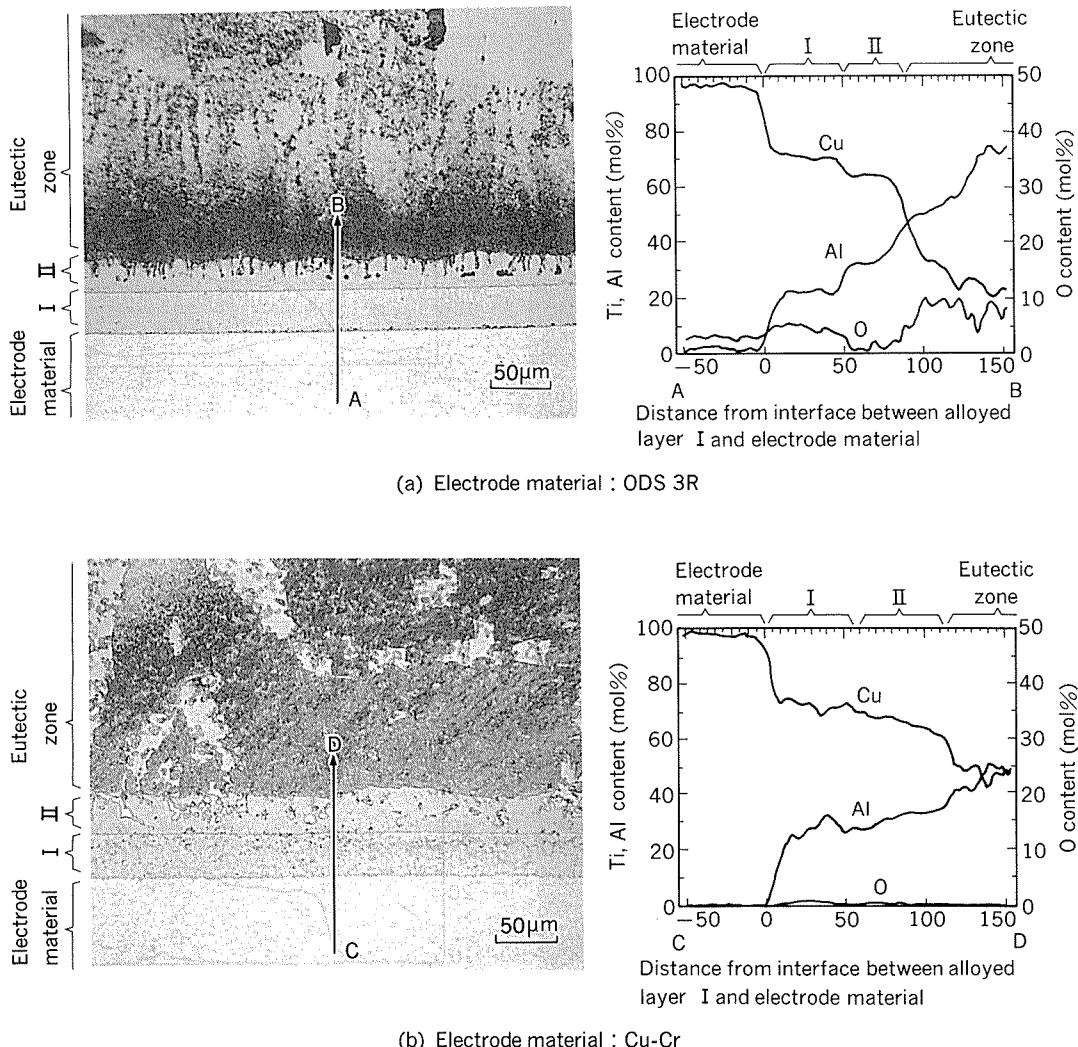


Fig. 15 Microstructures and EPMA line analyses of the interface between the electrode material and the base metal after penetration test at 823K for 3600s.

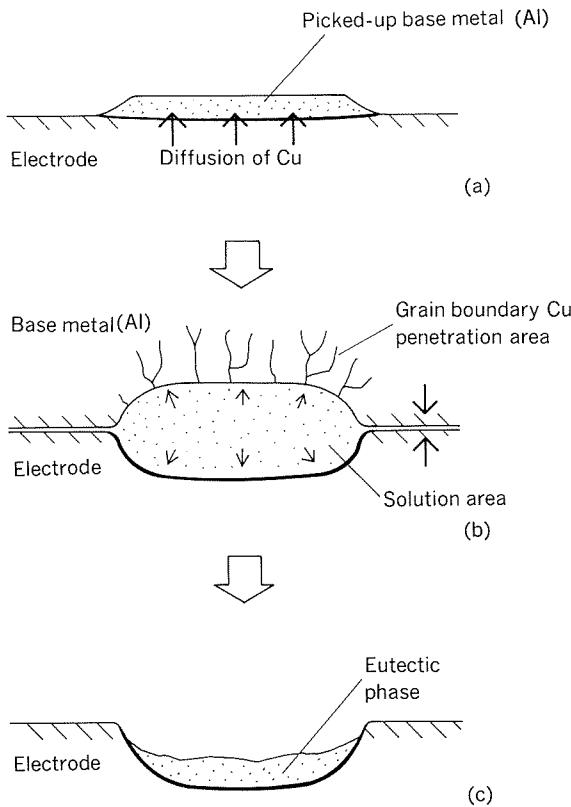


Fig. 16 Model of the local erosion of the Cu-Cr alloy electrode during spot welding of aluminium alloy sheets. (a): base metal is picked up on the surface of the electrode tip. Cu diffuses into the base metal and eutectic phase is formed at the surface of the electrode tip. (b): eutectic phase melts and erodes the electrode during the welding. (c): eutectic phase remains partially in bottom of the erosion pits after the welding.

ルミニウム（ピックアップされた母材）への固体拡散により融点が低いアルミニウムと θ 相の共晶が生じる（Fig. 16 (a)）。これがその後の溶接時に溶融し、Fig. 15に示したような液体と固体の拡散が生じ、電極表面が激しく浸食される（Fig. 16 (b)）。後に続く溶接時に電極の浸食部に生じた共晶融液が溶接部表面に逆にピックアップされ、浸食部に共晶成分を一部残してFig. 8 (b)に示したようなくぼみとなる（Fig. 16 (c)）。

電極先端中央では母材がピックアップされやすいため浸食の進行が速く、くぼみが成長、合体し、やがてFig. 4に示したような大きなくぼみに成長する。くぼみではピックアップ層が厚くなるため電気抵抗が大きく、電極先端中央付近はさらに発熱し浸食が進む。そして、電極先端中央のくぼみが拡がって電極と母材の接触面がリング状になり、電流密度や加圧力が不均一となって良好なナゲットが形成されなくなり、電極寿命に至る。

電極先端の硬さの低下が少なく、先端付近の組織が加

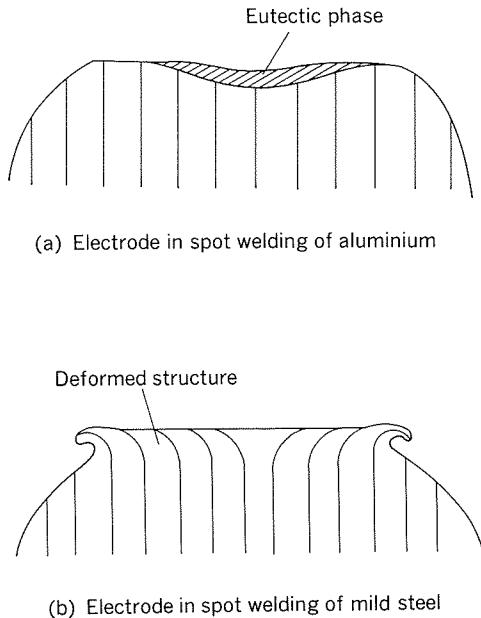


Fig. 17 Comparison of wearing morphologies of electrode tips between welding of aluminium sheets and that of mild steel sheets.

圧方向に垂直な方向に変形していないことから、この場合の電極損耗の原因は、軟鋼板の溶接時等にみられる電極先端の軟化による電極径の拡がり（マッシュルーミング）ではなく、共晶融液の浸食が主であると考えられる（Fig. 17）。この共晶融液の浸食が溶接初期から激しく生じることが、アルミニウム合金のスポット溶接の場合にクロム銅電極の寿命が著しく短くなる原因であると考えられる。

また、クロム銅電極の場合、比較的少ない打点数で母材粒界への銅の拡散が生じており、母材圧痕周辺の耐食性に何らかの影響を及ぼすことが懸念される。この点について今後試験評価する必要がある。

4.2 ODS 電極のスポット溶接性

ODS 電極の場合もクロム銅電極と同様に、電極先端にピックアップされた母材に銅が拡散し、電極先端面に薄い金属間化合物層が形成された。ODS 電極の場合、Fig. 9 に示したようにこの金属間化合物層に酸素が多く含まれていた。この酸素は電極中に含まれる酸化アルミニウムが、ピックアップされた母材への銅の拡散により電極表面に取り残され、濃縮されたものであろう。これが電極への共晶融液の浸食の抑制に有効であると考えられる。

溶接試験結果をまとめて Fig. 18 に示す。損耗開始打点は ODS 中の酸化アルミニウム量によってあまり変わらないが、電極寿命は酸化アルミニウム量が多い方が長かった。酸化アルミニウム量が増加すると、前述の電極先端に形成される酸化アルミニウムを含む金属間化合物層の効果が増すものと推測される。

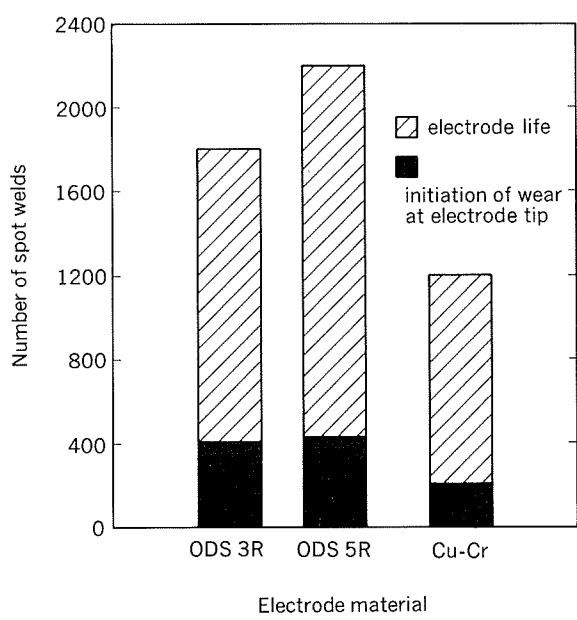


Fig. 18 Comparison of the consecutive spot welding test between the ODS and Cu-Cr electrodes.

5. 結 言

以上の結果から、三相低周波式溶接機でのAl-Mg-Cu合金板のスポット溶接において、次のことが明らかになった。

(1) ODS電極は、クロム銅に比べて電極先端の損耗

が少なく、溶接部の強度を維持する打点数が600～1100点程度多くなった。

(2) ODS中の酸化アルミニウム量が増加すると、電極寿命が長くなった。

(3) アルミニウム合金のスポット溶接における銅合金電極先端の損耗の原因は、ピックアップされた母材への銅の拡散によって生じた銅とアルミニウムの共晶融液の電極内への浸食であると考えられた。

(4) ODS電極の場合、ピックアップされた母材と電極との間に形成された金属間化合物層に含まれた酸化アルミニウムが共晶融液の電極内への浸食を抑制し、長寿命化をもたらしているものと考えられた。

文 献

- 1) 細見彌重：本誌，32（1991），1.
- 2) 難波圭三, 佐野啓路, 水越秀雄, 長谷川義文：本誌, 32 (1991), 56.
- 3) J.W.Martin and G.C.Smith : J.of Inst.of Metals, 83 (1954), 417.
- 4) N. Komatsu and N. J. Grant : Trans of Met. Soc. of AIME, 224, (1962), 705.
- 5) A. V. Nadkarni and E. Klar : U. S. Patent No.3779714 (1973).
- 6) 長谷川博理, 山口 洋, 岡部義雄, 堀川圓佐：伸銅技術研究会誌, 25 (1986), 104.
- 7) 熊谷正樹, 永田公二：伸銅技術研究会誌, 29 (1990), 133.
- 8) 熊谷正樹, 永田公二：公開特許公報, 平1-263203 (1989).

論 文

自動車ボディパネル用アルミニウム合金板の
実プレス成形性

竹島義雄*疋田達也*
宇都秀之*広瀬洋三**

Full Size Stamping Formability of Aluminium
Alloy Sheets for Auto Body Panels

Yoshio Takeshima, Tatsuya Hikida, Hideyuki Uto and Yozo Hirose

住友軽金属工業株式会社技術研究所

自動車ボディパネル用アルミニウム合金板の 実プレス成形性

竹島義雄* 宇都秀之* 足田達也*
廣瀬洋三**

Full Size Stamping Formability of Aluminium Alloy Sheets for Auto Body Panels

Yoshio Takeshima, Tatsuya Hikida, Hideyuki Uto and Yozo Hirose

This report describes the stamping tests of aluminium alloy sheets on full size drawing dies of auto body panels designed for steel sheets. The purpose of the tests was to investigate the applicability of aluminium alloy sheets with several kinds of lubricants to door-outer, door-inner and fender under different blank holding forces.

The door-outer could be drawn successfully under definite conditions of lubricant and blank holding force, while the door-inner and the fender could not be drawn well under any conditions of them.

In the case of the door-outer, the improvement in lubricity eliminated breakages and expanded the range of adequate blank holding force. In the case of the door-inner, the improvement in lubricity was effective to reduce breakages. In the case of the fender, as both breakage and wrinklings occurred together, the improvement in lubricity had no effect at all. It is considered that the application of aluminium alloy sheets to door-inner or fender demands appreciable advance in formability of the sheet or some mitigations in corner radius, punch and die radii and/or drawing depth.

1. はじめに

我が国における自動車ボディパネルへのアルミニウム合金板の採用は、1984年のマツダ・サバンナ RX-7 のフードが最初である。その後、日産・フェアレディZのフード並びに同・スカイライン GTR のフード及びフェンダー、マツダ・ユーノスロードスター及びユーノスコスモのフードと続き、1990年にはオールアルミボディのホンダ・NSX が登場した。近年の地球環境問題に対する自動車車体軽量化の重要性から見て、自動車ボディパネルへのアルミニウム合金板の採用は、今後ますます増えるものと予想される。

自動車ボディパネルの多くは大寸法かつ複雑形状であるため、そのプレス成形においては、割れやくびれだけでなく、しわや面ひずみ等の面形状不良、スプリングバッ

クやねじれ等の寸法精度不良等、種々の不良現象が発生する¹⁾。したがって、小型のラボ成形試験だけでは実部品の成形可否を判断することが難しい。加えて、自動車ボディパネル用アルミニウム合金板の成形性は鋼板よりかなり劣っているのが実情である²⁾。自動車を製造する立場からのアルミニウム合金板の成形問題については、上述の各車種におけるアルミニウムボディパネルの実用化に関連してすでにいくつかの報告^{3)~5)}があるが、本報では、アルミニウム材料メーカーとしての立場から、フード以外の自動車ボディパネル、特に難成形パネルへのアルミニウム合金板の適用性を検討する目的で行った実プレス試験の結果について述べる。

2. 実験方法

2.1 供試材及びテスト部品

供試材は5000系自動車ボディ材 GC45 及びその改良材

* 技術研究所応用研究部

** 住友金属工業(株)研究開発本部鉄鋼技術研究所

Table 1 Mechanical properties of the materials and matching with the tested parts.

Alloy	Surface texture ⁽¹⁾	Sheet thickness (mm)	Direction	Yield strength (N/mm ²)	Tensile strength (N/mm ²)	Elongation (%)	n-value	r-value	\bar{r}	Erichsen value		Tested part
										Vaseline	Johnson wax	
GC45	SF	0.8	0°	124	262	31	0.29	0.67	0.71	9.1	10.3	Door-outer Fender
			45°	123	265	32	0.29	0.69				
			90°	123	268	30	0.30	0.77				
GC45	LD	0.8	0°	136	280	30	0.29	0.71	0.71	8.9	10.4	Door-outer
			45°	132	279	32	0.29	0.65				
			90°	133	281	31	0.29	0.84				
GC45	LD	1.0	0°	140	268	29	0.27	0.66	0.72	9.4	9.9	Door-inner
			45°	134	270	31	0.29	0.67				
			90°	137	271	30	0.28	0.86				
New alloy A	SF	1.0	0°	119	270	33	0.31	0.55	0.59	9.5	10.7	Door-inner
			45°	116	270	33	0.32	0.65				
			90°	115	268	35	0.32	0.50				
New alloy B	SF	1.0	0°	121	273	32	0.31	0.66	0.80	9.4	10.7	Door-inner
			45°	118	272	35	0.32	0.83				
			90°	124	279	32	0.30	0.88				
New alloy C	SF	1.0	0°	129	294	35	0.33	0.58	0.68	10.0	10.6	Door-inner
			45°	129	296	34	0.33	0.76				
			90°	128	298	33	0.32	0.61				
New alloy D	SF	1.0	0°	138	310	35	0.33	0.78	0.81	9.8	10.5	Door-inner
			45°	132	301	35	0.32	0.83				
			90°	134	305	33	0.33	0.80				
SPC	SF	0.8	0°	155	305	46	0.24	1.99	1.84	12.5	13.3	Door-outer Fender
			45°	159	316	43	0.23	1.50				
			90°	152	299	46	0.24	2.37				
SPC	SF	1.0	0°	160	294	52	0.23	1.88	1.73	12.6	13.1	Door-inner
			45°	166	309	46	0.22	1.36				
			90°	172	292	50	0.22	2.32				

(1) SF : Shot dull finish (1.0 μm Ra), LD : Laser-textured dull finish (0.65 μm Ra)

Table 2 Lubricants used for the tests.

Lubricant	Viscosity (mm ² /s. 40°C)
Rust preventive oil I	4
Rust preventive oil II	15
Drawing oil	92
Dry lubricant DL 1 ⁽¹⁾	—
Polyvinyl chloride sheet	—

(1) Usual coating amount of DL 1 : 1g/m²

であり、比較材として SPC 鋼板も試験に供した。それらの機械的性質を Table 1 に示す。改良材 A 及び B は低耐力と高伸びに特徴があり、改良材 C 及び D は高引張強さと高伸びに特徴がある。また、改良材 B 及び D は GC45 より r 値が大きいことにも特徴がある。

テスト部品としてはアルミニウム合金板の採用実績が少ないドアアウター、ドアインナー及びフェンダーを選定した。これらのうち、ドアインナー及びフェンダーは鋼板でも成形が難しいとされている部品である。使用した金型はいずれも鋼板用のものであり、適合する板厚は

ドアアウター及びフェンダーが0.8mm、ドアインナーが1.0mm である。供試材とテスト部品の対応を Table 1 に併せて示す。

2.2 プレス成形条件

実験に使用したプレスはインナー3000kN／アウター2000kN の複動油圧プレスであり、加工速度は約15 mm/s である。プレス成形条件は主として潤滑条件としわ押え力を変え、割れ、しわ等の発生状態を調査した。用いた潤滑剤を Table 2 に示す。防錆油 I、II 及びプレス油は潤滑油メーカーの製品であるが、固形潤滑剤 DL 1⁽¹⁾ はアルミニウム合金板用に当社で開発したものである。

3. 実験結果及び考察

3.1 ドアアウター

ドアアウター成形品の概略形状を Fig. 1 に示す。このドアアウターは全周にハーフビードが設けられており、パネル全体に張力を加えながら、必要最小限の材料をフランジから流入させて立壁を形成し、加工終期にダイ側からの張出し成形によってドアノブ、キャラクターライ

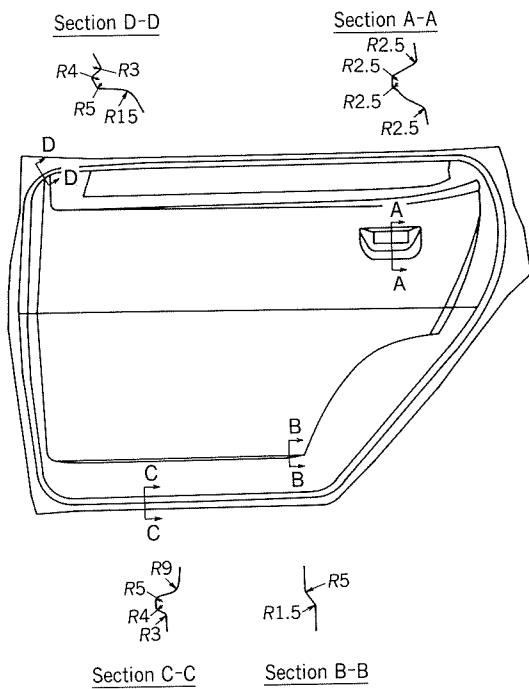


Fig. 1 Outline of the drawn door-outer panel.

ン等の形状を付ける型構造である。実験は潤滑条件としわ押え力を変えてプレス成形を行い、割れ及びくびれが発生する限界しわ押え力を調査した。ドアアウターの場合、ドアノブ周辺の面ひずみが評価の対象とされることも多いが、この実験では割れとくびれのみに着目した。

ドアアウター成形品の外観と割れの例を Fig. 2 に示す。割れやくびれの発生箇所は、立壁のパンチ肩又はダイ肩並びにドアノブ及びキャラクターライン端部であったが、パネル全体としての割れ発生限界及びくびれ発生限界を決定したのは張出し成形部であるドアノブ及びキャラクターライン端部の割れ又はくびれであった。これは、パンチ肩半径及びダイ肩半径に比較してドアノブ及びキャラクターラインの肩半径が小さかったためであると考えられる。

割れ及びくびれ発生に及ぼす材料、潤滑条件及びしわ押え力の影響を Table 3 に示す。SPC は防錆油 II を用いてしわ押え力 900kN まで割れ及びくびれ無く成形できたが、GC45 はどの潤滑条件の場合にも、それより低いしわ押え力で割れ又はくびれが発生し、成形可能しわ押え力範囲が SPC より狭かった。GC45 の表面程度については、同じ潤滑条件で比較すると、SF 材より LD 材の方が割れ及びくびれ発生限界しわ押え力が高かった。Table 1 に示した機械的性質では、耐力及び引張強さは SF 材より LD 材の方が少し高いが、その他の特性値は

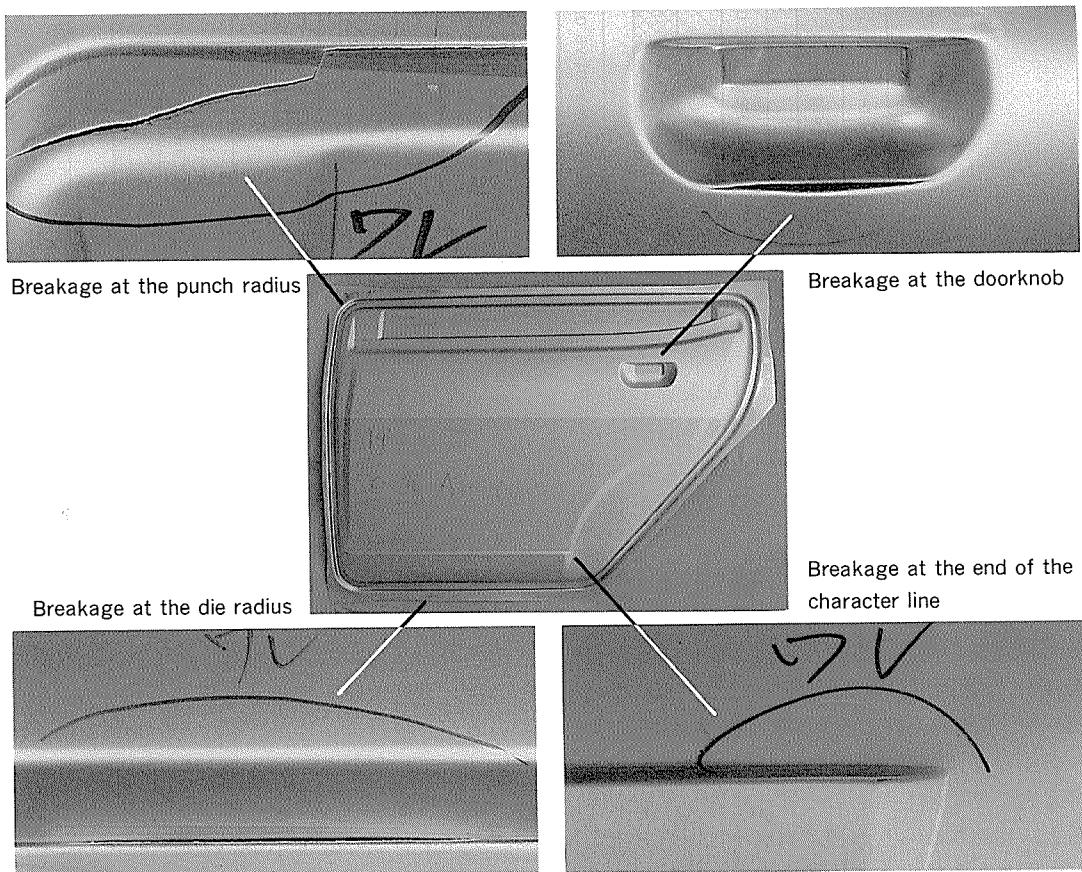


Fig. 2 Appearances of the door-outer panel and its breakages.

Table 3 Stamping test results of the door-outer.

Alloy	Surface texture	Lubricant	Blank holding force (kN)								
			400	500	600	700	800	900	1000		
GC45	SF	Rust preventive oil I	Necking	Breakage			Breakage				
		Drawing oil	No defect	Necking	Breakage			Breakage			
GC45	LD	Rust preventive oil I	No defect	Breakage			Breakage				
		Drawing oil	No defect		Necking		Breakage				
		DL 1	No defect		Necking		Breakage				
SPC	SF	Rust preventive oil II	No defect					Breakage			

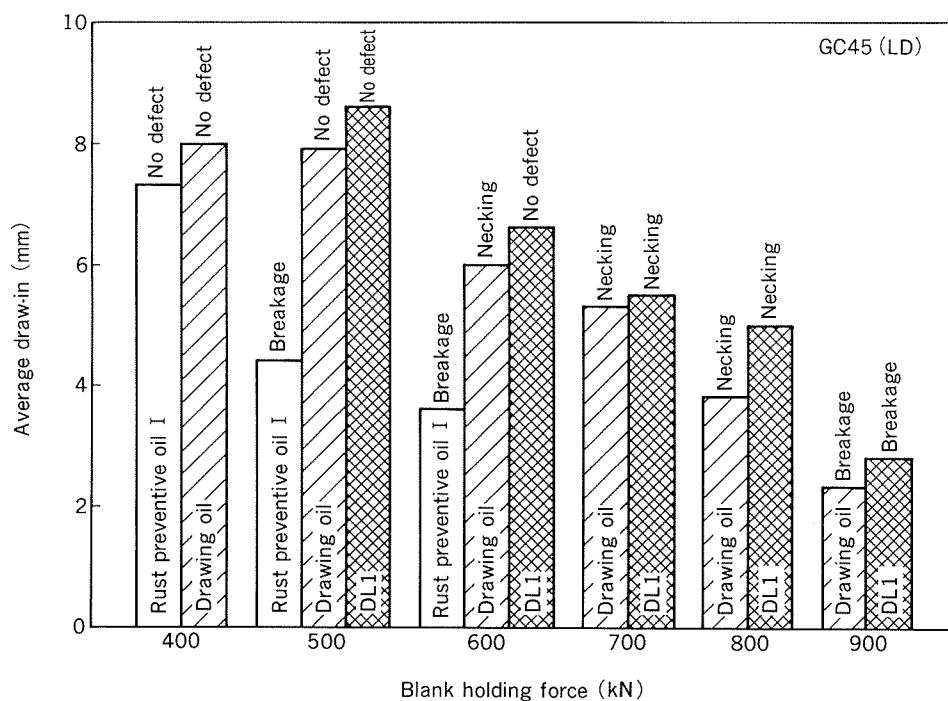


Fig. 3 Average draw-ins of the door-outer panels drawn under different conditions.

ほぼ同じであることから、SF材とLD材の限界しわ押え力の違いは、SF材よりLD材の方がすべり潤滑性が良い²⁾ことに起因していると考えられる。ただし、SF材とLD材の優劣については、連続成形時の耐型かじり性なども考慮する必要がある。

次に、潤滑条件について比較すると、防錆油Iを用いた場合よりプレス油を用いた場合の方が割れ及びくびれ発生限界しわ押え力が高く、固体潤滑剤DL 1（塗布量1g/m²）を用いた場合にはさらに高かった。Fig. 3はGC45のLD材を各潤滑条件で成形した場合の材料流入量（ホールド品のフランジ寸法—絞り品のフランジ寸法）を、しわ押え力ごとに示したものである。同じ潤滑条件で比較すると、当然ながらしわ押え力が小さいほど流入量が多いが、同じしわ押え力で比較すると、割れ及びくびれ発生限界しわ押え力の高い潤滑条件の方が流入量が

多く、平均流入量が7 mm以上あれば割れ及びくびれ無く成形できていたことがわかる。すなわち、ドアアウターのようにしわの問題が無いパネルでは、材料流入量が成形の可否に大きく影響するため、潤滑性を高めて材料流入を容易にすることによって、成形可能しわ押え力範囲を広げることができる。

Fig. 4にGC45のLD材をプレス油を用いて成形した場合の、パネルの大曲面部におけるひずみ量を示す。しわ押え力(BHF)が大きくなるとひずみ量は増加しているが、絶対値としてはそれほど大きな値になっていない。しかしながら、しわ押え力600kNではキャラクターライン端部に、700kNではドアノブに、いずれもくびれが発生しているので、このドアアウターの場合、局部的にも割れやくびれを発生させないためには、大曲面部におけるひずみ量をおよそ1%以下に抑える必要がある。

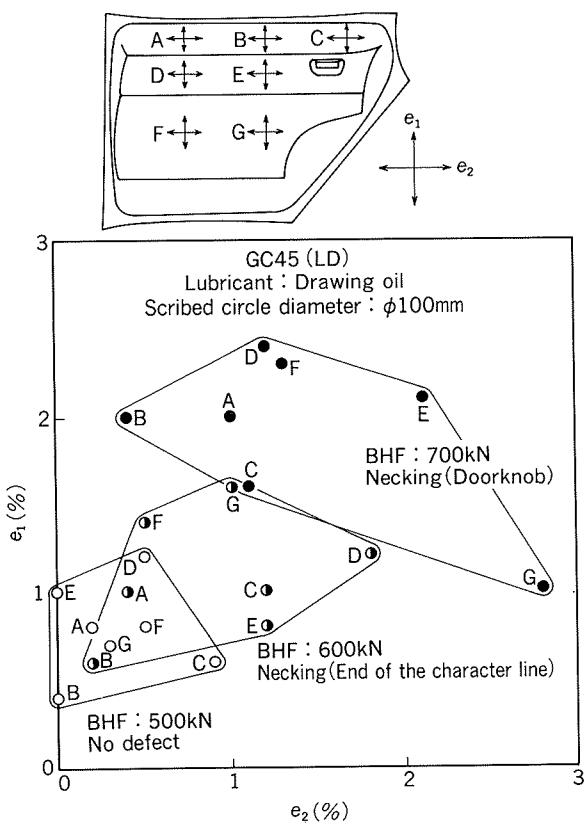


Fig. 4 Strains measured in the flat portions of the door-outer panels.

3.2 ドAINナー

ドAINナー成形品の概略形状を Fig. 5 に示す。ドAINナーは一般に成形深さが深いという特徴があるが、このドAINナーも例外ではなく、最大成形深さは140 mmと深い。フランジからの材料流入によって深い立壁

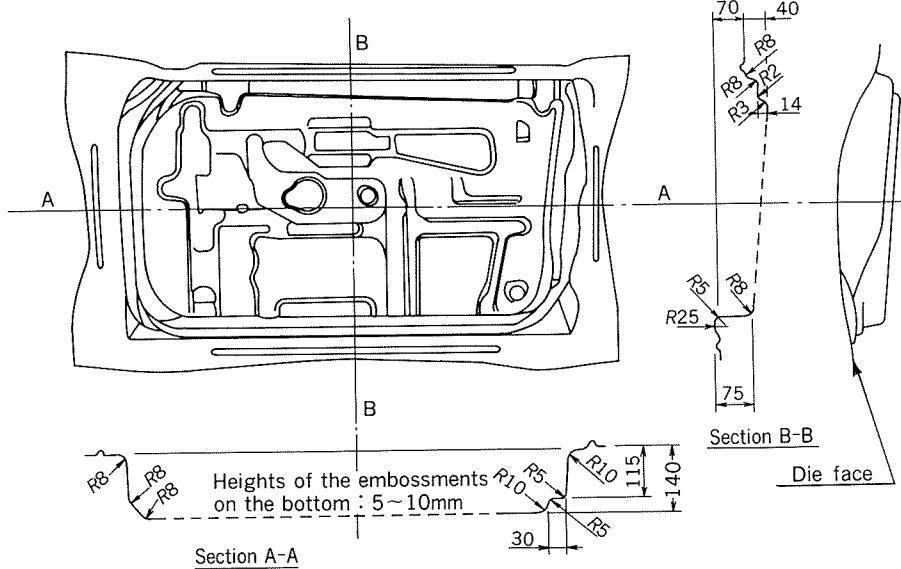


Fig. 5 Outline of the drawn door-inner panel.

を形成し、加工終期にダイによる張出し成形によってパンチ底面にドAINナー特有の凹凸形状を付ける型構造である。実験は潤滑条件としわ押え力を変えてプレス成形を行い、割れ及びしわの発生状態を調査した。

ドAINナー成形品の外観と割れ発生箇所を Fig. 6 に示す。割れ発生箇所はコーナーの立壁部及びパンチ底面の張出し部であった。また、しわ押え力が低い場合にはコーナーの縮みフランジ部から立壁部にかけてのしわが目立った。割れ及びしわの例を Fig. 7 に示す。

割れ発生に及ぼす材料、潤滑条件及びしわ押え力の影響を Table 4 に示す。SPC は防錆油 II 又はプレス油を用いてしわ押え力400kN で割れ無く成形でき、しわも許容レベルであったが、GC45 は潤滑条件を変え、かつし

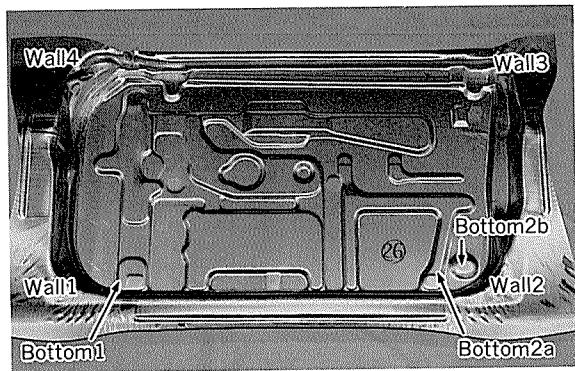


Fig. 6 Appearance of the door-inner panel.

(Wall 1~4
Bottom 1, 2a, 2b) Locations of breakages

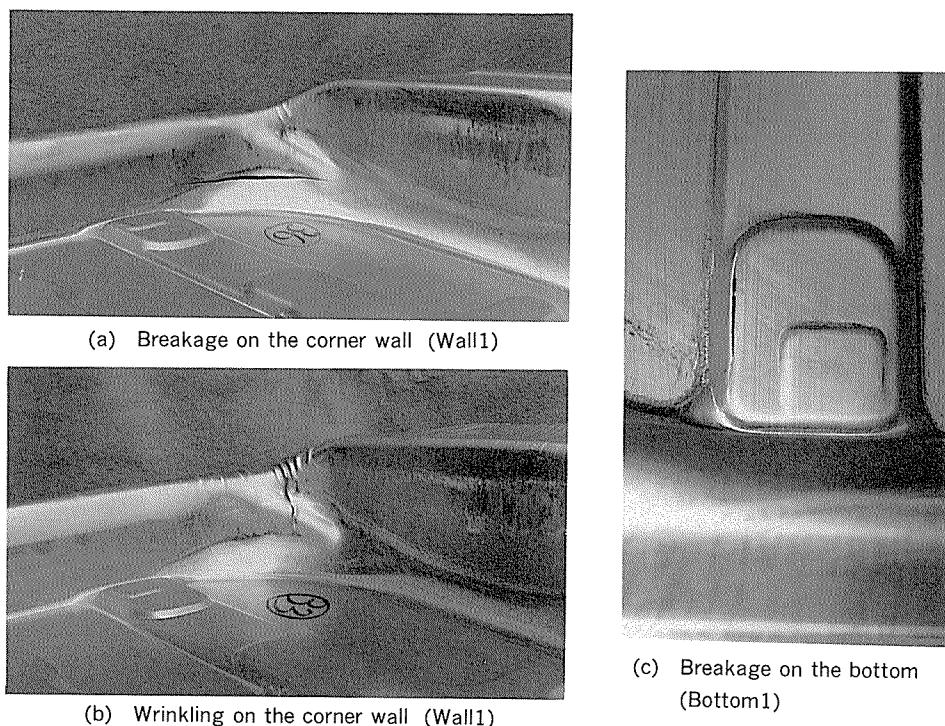


Fig. 7 Appearances of the breakages and wrinkling in the door-inner panel.

Table 4 Stamping test results of the door-inner.

Alloy	Surface texture	Lubricant	Blank holding force (kN)	Results ⁽¹⁾						
				Wall 1	Wall 2	Wall 3	Wall 4	Bottom 1	Bottom 2a	Bottom 2b
GC45	LD	Rust preventive oil I	300	×490	×600	×470	×100	—	—	—
		Drawing oil	"	×440	×340	×280	× 50	—	—	—
		DL 1	"	○	×300	×300	○	× 70	—	—
		"	400	×280	×330	×320	× 50	—	—	—
New alloy A	SF	Drawing oil	300	×435	×320	×315	○	—	—	—
		DL 1	"	○	○	×265	○	× 15	○	× 85
		"	400	○	×180	×120	× 15	× 25	—	—
New alloy B	SF	Drawing oil	300	×275	×130	×395	× 10	—	—	—
		DL 1	200	○	×140	○	○	○	—	—
		"	300	○	×200	○	× 30	× 30	—	—
		"	400	○	×170	× 70	× 15	× 45	—	—
		"	500	×260	×230	×140	× 40	—	—	—
New alloy C	SF	DL 1	400	×55	×120	○	× 10	—	—	—
New alloy D	SF	DL 1	400	○	×180	× 30	× 20	×45	—	—
		DL 1 of 5g/m ²	"	○	○	○	○	○	× 80	○
		Polyvinyl chloride sheet	"	○	○	○	○	○	× 20	○
SPC	SF	Rust preventive oil II	400	○	○	○	○	○	○	○
		Drawing oil	"	○	○	○	○	○	○	○

(1) ○ : No breakage, × : Breakage (Figures show the length of split ; mm)

わ押え力を300kNに下げても、コーナー立壁部には長さ300mm以上の大きな割れが発生した。GC45の結果から、改良材A～Dのプレス試験は主として固形潤滑剤DL 1を用いて実施した。GC45と改良材A～Dを同じ成形条件で比較すると、改良材A～DはいずれもGC45より割れがやや小さかったが、A～Dの中での差はほとんど認められなかった。そこで、Table 4の結果とは別

に、GC45と改良材A～Dの比較をさらに厳密に行うため、DL 1（塗布量1g/m²）を潤滑剤としてしわ押え力400kNで割れ発生限界ストロークを調査した。その結果、GC45は下死点の4mm手前でくびれを生じ、3mm手前で割れを生じたが、改良材A～Dは下死点の3mm手前ではまだ割れを生じていなかった。なお、改良材同士の差はこの試験でもはっきりしなかった。

Table 4 の結果を潤滑条件について比較すると、防錆油 I よりプレス油、プレス油より DL 1 を用いた場合の方が、いずれも割れが小さかった。潤滑条件のこの序列はドアアウターの場合と同じであり、DL 1 を用いた場合には、しわ押え力300又は400kN でコーナー立壁部の割れのいくつかが無くなった。しかしながら、立壁部の割れが無くなると、それに近いパンチ底面の張出し部に割れが発生した。改良材 D のみは、DL 1 の塗布量を思い切って増やした場合（約 5 g/m²）及びビニールシートを用いた場合についてもプレス試験を実施したが、これらの場合、しわ押え力400kN でパンチ底面には 1 か所だけ割れが残ったものの、立壁部の割れはすべて無くなかった。

しわ押え力の影響については、改良材 B を用いて DL 1 を潤滑剤として 200~500kN の範囲で調査した。しわ押え力を上げると立壁部の割れは確実に大きくなつたが、200kN まで下げても、立壁部の割れは 1 か所だけ残った。

コーナーの縮みフランジ部から立壁部にかけてのしわに関しては、潤滑条件よりしわ押え力の影響の方が大きく、しわ押え力が同じであれば潤滑条件が異なっていてもしわの程度に大差は無かった。しわの良否判定はきわめて官能的に行ったが、本結果については、しわ押え力 400kN 以上の場合を許容レベル、300kN 以下の場合は許容不可レベルと判定した。

以上のように、GC45 とその改良材を供試したにもかかわらず、アルミニウム合金板でドラインナーを不良現象無く成形することはできなかった。改良材は GC45 より割れがやや小さかったが、その差は潤滑条件を変えた場合の差と比較すると、ごくわずかであった。潤滑性を高めることは、すべての割れを解消するには至らなかつたものの、ドラインナーにおいても割れ軽減策としてきわめて効果的であった。割れ発生箇所がコーナーの立壁

部とパンチ底面の張出し部であったことから考えると、アルミニウム合金板をドラインナーに適用するためには、深絞り性と張出し性の両方をさらに向上させる必要がある。成形方法としては、対向液圧成形が深絞り性向上効果を有することとパンチ底面の成形が加工初期から行われる点で、有効ではないかと思われる。

なお、コーナー立壁部の割れ軽減策としてブランクのコーナーカットについても検討したが、効果はあまり認められなかった。

3.3 フェンダー

フェンダー成形品の概略形状を Fig. 8 に、成形品の外観を Fig. 9 に、それぞれ示す。このフェンダーはフ

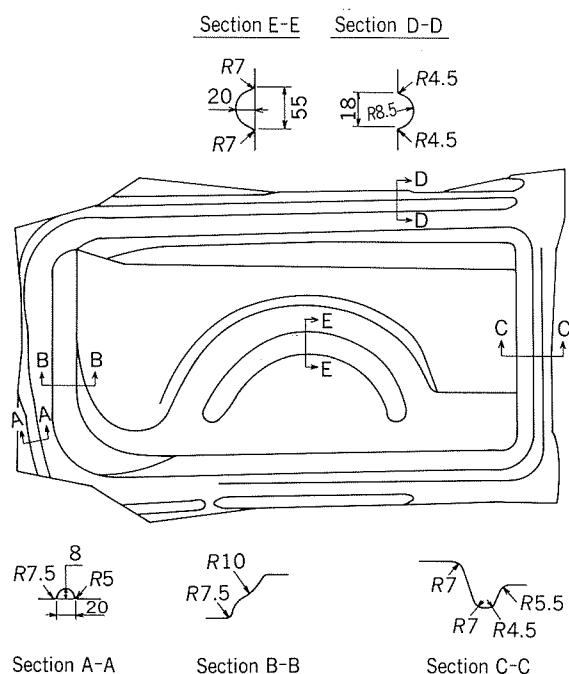


Fig. 8 Outline of the drawn fender panel.

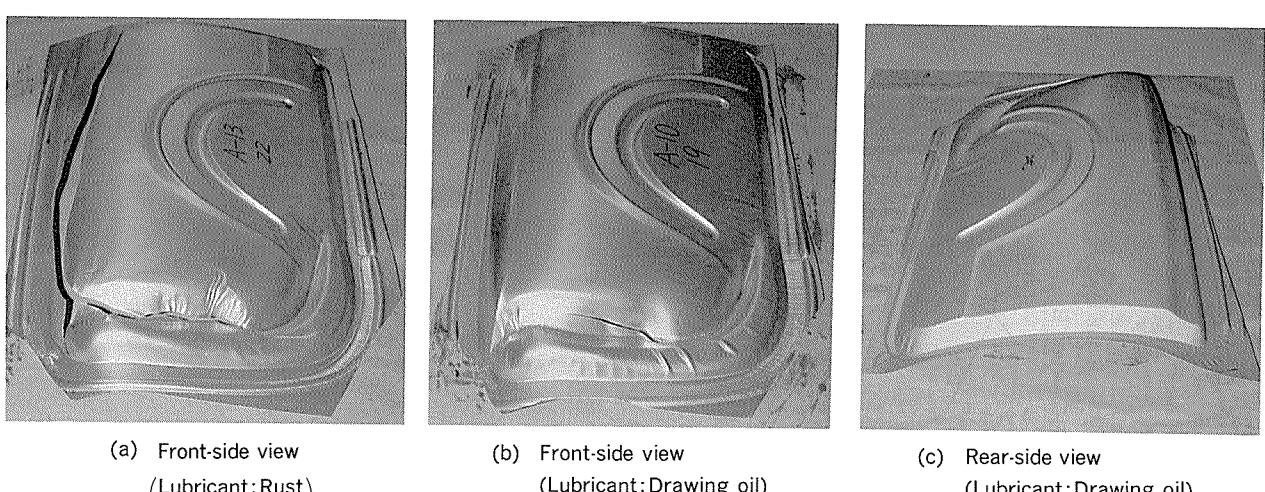


Fig. 9 Appearances of the fender panels.

ロント側に余肉が形成されており、余肉部分でしわを吸収して、フロント側立壁部のしわを防止する型構造である。

プレス試験の結果、不良現象としてはフロント側立壁部の割れ、フロント側立壁上部のしわ重なり及びリアー側立壁部のボディしわが発生した。材料及び成形条件ごとの試験結果をTable 5に示す。SPCは防錆油Ⅱ又はプレス油を用いてしわ押さえ力500kNで割れ無く成形できたが、GC45は同じしわ押さえ力で防錆油Ⅰ又はⅡを用い

た場合にはFig. 9(a)のようにパネル全体にわたる大きな割れが発生し、プレス油又はDL1を用いて、かつしわ押さえ力を400kNに下げても、フロント側立壁部の割れは無くならなかった。また、プレス油又はDL1を用いた場合にはフロント側立壁上部にしわ重なりが発生した。

一方、リアー側立壁部のボディしわはGC45及びSPCの両方に発生した。プレス油を用いてしわ押さえ力500kNで成形したGC45及びSPCパネルについて、リ

Table 5 Stamping test results of the fender.

Alloy	Surface texture	Blank layout ⁽¹⁾	Lubricant	Blank holding force (kN)	Results ⁽²⁾		
					Breakage	Folded wrinkling	Body wrinkling
GC45	SF	T	Rust preventive oil I	500	××	—	—
	"	"	Rust preventive oil II	"	××	—	—
	"	"	Drawing oil	"	×	×	×
	"	"	"	400	×	×	×
	"	"	DL 1	"	×	×	×
	"	Y	Drawing oil	500	×	×	×
SPC	SF	T	Rust preventive oil II	500	○	○	×
	"	"	Drawing oil	"	○	○	×

(1) T : Rolling direction coincides with the vertical of the car

Y : Rolling direction coincides with the horizontal of the car

(2) Breakage : On the front-side wall (○ : No breakage, × : Breakage, ×× : Heavy breakage)

Folded wrinkling : At the upper part of the front-side wall (○ : No folded wrinkling, × : Folded wrinkling)

Body wrinkling : On the rear-side wall (○ : No body wrinkling, × : Body wrinkling)

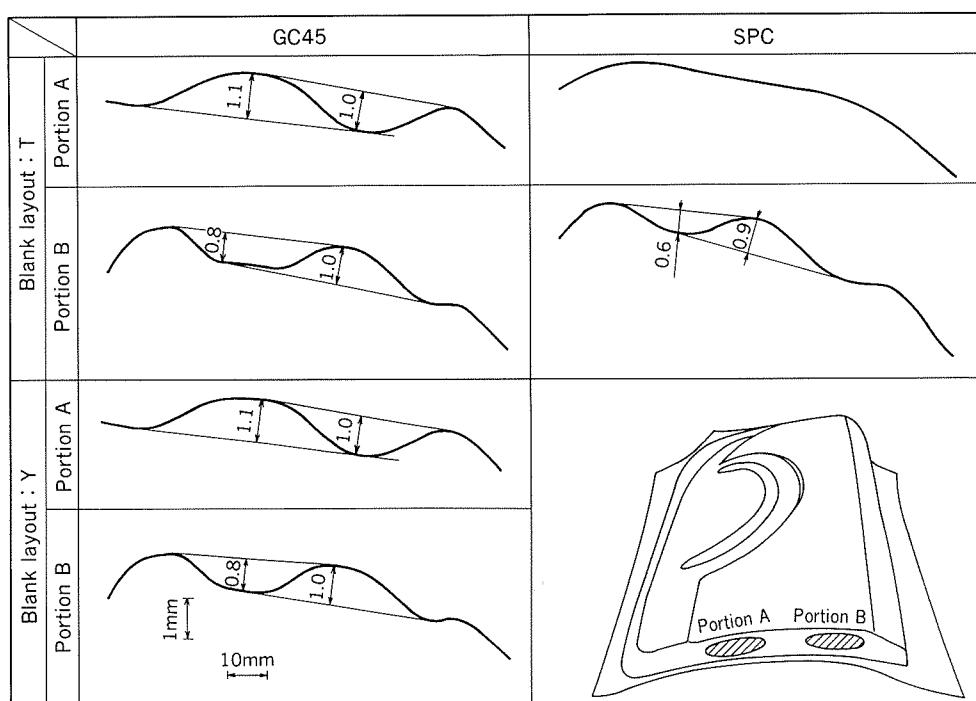


Fig. 10 Contours of the body wrinkles on the rear-side walls of the fender panels.
(Lubricant:Drawing oil, BHF:500kN)

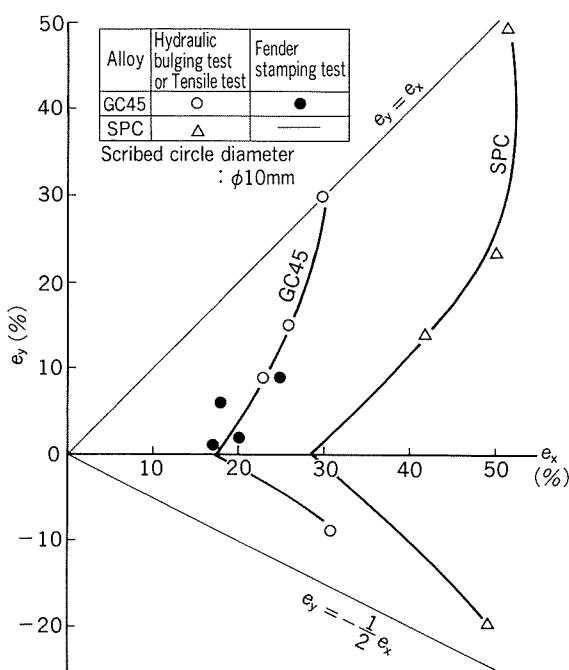


Fig. 11 Forming limit curves of GC45 and SPC.

ア一側立壁部のボディしわ形状を測定した結果を Fig. 10 に示す。しわの高さは GC45 と SPC あまり差が無かったが、しわの発生範囲は GC45 の方が SPC より広かった。なお、GC45 についてはボディしわに及ぼす面内異方性の影響を調査するため、ブランクの板取り方向を逆にした試験も行ったが、Fig. 10 から分かるようにしわの大きさは全く変わらなかった。

Fig. 11 は直徑10mmのスクライブドサークルを用いて液圧バルジ試験及び引張試験から求めた成形限界線図に、同直徑のスクライブドサークルによるフェンダー割れ部のひずみをプロットしたものである。フェンダー割れ部のひずみ比は $0 < e_y / e_x < 0.4$ の範囲にあり、各点はバルジ試験から求めた成形限界曲線におおむね一致している。

本結果はアルミニウム合金板によるフェンダー成形の難しさを改めて認識せるものであった。防錆油を用いた場合の大割れとプレス油又はDL 1 を用いた場合の割れ及びしわ重なりの状況から、現行の自動車ボディ用アルミニウム合金板でフェンダーを成形するには、形状的な配慮が不可欠であると思われた。材料の成形性を改善

する指針としては、割れに対しては成形限界の向上が、しわ重なりに対しては r 値の向上が、それぞれ必要であると考えられる。

リア一側立壁部のボディしわは、SPC でも発生したことと GC45 の板取り方向を逆にしても全く変わらなかつたことから、 r 値との関係ははっきりしなかった。このボディしわに対しては、しわ押え力制御成形⁷⁾ が有効であろう。

4. ま と め

フード以外の自動車ボディパネル、特に難成形パネルへのアルミニウム合金板の適用性を検討するため、鋼板用の金型を用いて、ドアアウター、ドAINナー及びフェンダーの実プレス試験を実施した。

潤滑条件としわ押え力を変えてプレス成形試験を行った結果、ドアアウターについてはアルミニウム合金板でも不良現象無く成形できる条件があったが、ドAINナー及びフェンダーについては、アルミニウム合金板では不良現象無く成形することができなかった。ドアアウターの場合、潤滑性を高めることによって割れが防止され、成形可能しわ押え力範囲が広がった。潤滑性を高めることはドAINナーにおいても割れ軽減に効果的であったが、ドAINナーの場合は、潤滑性を高めることに加えて、材料の深絞り性及び張出し性を向上させることが必要と考えられた。フェンダーは割れとしわ重なりが競合したため、潤滑性を高めることは対策にならなかった。材料の成形性を大幅に向上させない限り、アルミニウム合金板によるフェンダーの成形には、形状的な配慮が不可欠であると思われた。

文 献

- 1) 薄鋼板成形技術研究会：プレス成形難易ハンドブック，日刊工業新聞社，(1987).
- 2) 竹島義雄、疋田達也、宇都秀之：本誌，32 (1991)，39.
- 3) 宗藤修義、西村嘉彦：日經ニューマテリアル，4-7 (1986)，63.
- 4) 末田 研：プレス技術，29-4 (1991)，49.
- 5) 宮岡博也、藤川澄夫：プレス技術，29-4 (1991)，54.
- 6) 疋田達也、竹島義雄、宇都秀之：本誌，32 (1991)，184.
- 7) 広瀬洋三、小嶋正康、菱田祐次、氏原 新、古林 忠：平成2年度塑性加工春季講演会講演論文集，(1990)，45.

論文

自動車ボディ用アルミニウム合金板の塗装耐食性

小山高弘* 長谷川義文*

Corrosion Resistance of Painted Aluminium
Alloy Sheets for Auto Bodies

Takahiro Koyama and Yoshifumi Hasegawa

住友軽金属工業株式会社技術研究所

自動車ボディ用アルミニウム合金板の塗装耐食性

小山高弘* 長谷川義文*

Corrosion Resistance of Painted Aluminium Alloy Sheets for Auto Bodies

Takahiro Koyama and Yoshifumi Hasegawa

Currently, aluminium alloy sheets are used for auto bodies. In Japan 5000 and 6000 series aluminium alloys are popular for this purpose. Alloys are designed by formability, weldability, and corrosion resistance.

In this paper, corrosion resistances of 5000 and 6000 series were examined on the effect of Cu content. Results were as follows.

In 5000 series alloys, addition of Cu up to 0.4% lowered the corrosion resistance of painted panel gradually.

In 6000 series alloys, addition of 0.05% Cu reduced the corrosion resistance remarkably.

Cu free or low Cu bearing alloys showed good corrosion resistance.

But filiform corosions were sometimes observed on Cu free alloys in case that the phosphate coating was insufficient.

1. はじめに

近年、自動車の軽量化を目的として、アルミニウム合金パネル材の車体外板への適用が進んでいる。

自動車外板に用いられるアルミニウム合金では、2000系合金、5000系合金及び6000系合金が実用化されている¹⁾。我が国において、現在使用されているアルミニウム合金の多くは5000系合金であるが²⁾、今後は塗装焼付け処理で強度が増加する6000系合金³⁾の採用も増加すると考えられる。

我が国において、アルミニウム合金を車体外板に用いた場合の塗装下地処理についてみると、アルミニウム合金専用のクロム酸クロメート皮膜処理方式及びアルミニウム合金も処理できるように改良されたりん酸亜鉛皮膜処理方式が一般的である。前者はアルミニウム部材専用ラインで処理する方式として、後者は車体に組み込まれたアルミニウム合金と鋼板を同時に化成処理する方式として採用されている^{4)~6)}。

クロム酸クロメート処理は塗装耐食性に優れるが、処理設備にかかる費用の問題、あるいは排水の公害問題等

から、最近では鋼板処理設備をそのままアルミニウムに適用できるりん酸亜鉛処理が適用される場合が多い。

鋼板の場合、りん酸亜鉛処理条件は、耐食性及び塗膜密着性に大きな影響を及ぼすことが知られている^{7)~13)}。しかしながら、りん酸亜鉛処理したアルミニウム合金の耐食性に及ぼす影響を調査した報告はあまり見られない。

本報では、5000系合金及び6000系合金に、りん酸亜鉛処理を塗装下地処理として施した後の塗装耐食性の調査を行った。また、りん酸亜鉛皮膜の付着量と合金中のCu含有量の関係の調査結果及び素材の分極測定結果から、耐食性の差について考察を行った。

2. 試験方法

2.1 供試材

供試したアルミニウム合金の化学成分をTable 1に示す。(A)~(E)の合金はMg 4.3~5.0%の5000系合金、(F)~(K)はSi 0.49~1.34%, Mg 0.42~0.75%の6000系合金である。自動車ボディ用に開発されたアルミニウム合金の多くは、この範囲の成分である³⁾。

試験材の寸法はt 1 mm × w 70mm × l 150mmとした。

* 技術研究所化学研究部

試験前にすべての素材について、焼き付いた圧延油を含む加熱酸化皮膜の影響を除くために、80°Cの3%硫酸溶液に1分間浸漬して、表面の酸化皮膜を除去した¹⁴⁾。

2.2 塗装下地処理

塗装下地処理は、マンガン、ニッケルを含有し、アルミニウム合金に対応するためにHFを添加した市販のりん酸亜鉛処理液を用いて処理を行った。処理工序は、自動車メーカーの通常の処理工序に倣って、アルカリ脱脂→チタン系処理剤による表面調製→化成処理の順序で行った。5000系標準材の合金A(Al-4.5Mg-0.15Mn-0.35Cu)においてりん酸亜鉛皮膜量が1.0~2.0g/m²となるように処理剤を調製し、他の合金もこれと同条件で処理した。

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

Alloy		Si	Cu	Mn	Mg
5000 series	A	0.07	0.35	0.15	4.6
	B	0.05	<0.01	0.15	4.3
	C	0.05	0.02	0.22	4.4
	D	0.05	0.41	0.06	5.0
	E	0.06	0.38	0.30	4.6
6000 series	F	1.22	<0.01	<0.01	0.42
	G	0.79	<0.01	<0.01	0.46
	H	0.49	<0.01	<0.01	0.46
	I	0.81	0.21	<0.01	0.46
	J	0.85	0.75	0.20	0.75
	K	1.34	0.05	0.06	0.52

Table 2 Phosphate coating weights.

Alloy	(Cu%)	Coating weight (g/m ²)
A	(0.35)	1.8
B	(<0.01)	0.6
C	(0.02)	1.6
D	(0.41)	1.5
E	(0.38)	1.5
F	(<0.01)	1.1
G	(<0.01)	1.2
H	(<0.01)	1.2
I	(0.21)	1.4
J	(0.75)	1.5
K	(0.05)	1.2

りん酸亜鉛皮膜量は、りん酸亜鉛処理した試験片を、1+1硝酸に20°C、1分浸漬した時の質量変化から求めた。各合金上に生成したりん酸亜鉛皮膜量を、Table 2に示す。

塗装下地処理の比較として、合金Aにはクロム酸クロメート処理も行った。この処理には市販のクロム酸クロメート処理液を用いた。皮膜中のクロム質量は110mg/m²であった。

2.3 塗装

塗装は、Table 3に示すように、市販の自動車用塗料を用いて3コートの塗装を行った。総塗膜厚さは90μmとした。

2.4 サイクル腐食試験

塗装板の耐膨れ性を調査することを目的とし、サイクル腐食試験を行った。

塗装した試験材にカッターナイフを用いて、Fig. 1に示すように素材に達するクロスカットを施し、Table 4に示す条件で試験を行った。

Table 3 Painting procedure.

Cationic ED	Nippon Paint OTO U-50 (20 μm)
Intermediate coat	Nippon Paint OTO 4830 (35 μm)
Top coat	Nippon Paint OTO 640-3 (35 μm)

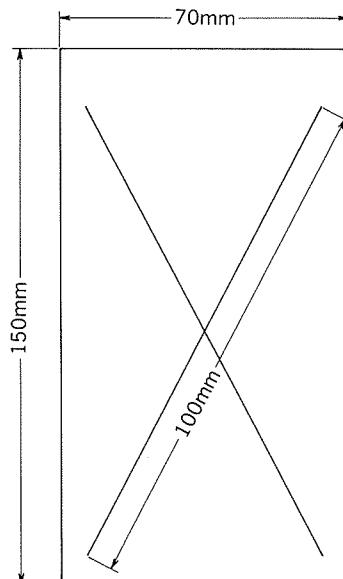


Fig. 1 Scratch on test panels.

Table 4 Cyclic corrosion test.

Salt spray	→Dry	→Exposure in humidity cabinet
(5% NaCl, 35°C × 6h)	(60°C × 6h)	(RH > 95%, 50°C × 12h)

60cycles

Table 5 Filiform corrosion test.

Salt spray (5%NaCl, 35°C×24h)	→ Exposure in humidity cabinet (50°C, 80%RH, 1000h)
----------------------------------	--

2.5 糸錆試験

塗装板の耐糸錆性を調査することを目的とし、糸錆試験を行った。

塗装した素材にサイクル腐食試験と同様なクロスカットを行い、Table 5 に示す条件で試験を行った。

2.6 素材の分極測定

素材としての耐食性を調査することを目的とし、素材の分極を測定した。測定には、Table 1 の合金A、合金I及び合金Jを用いた。

分極測定は、糸状腐食内部の反応に近いと考えられる条件で行った。アルミニウムに発生した糸状腐食においては、その先端ではpHが低く、O₂が少なく、アノード反応が起こっており、先端より戻った位置ではpHが高く、O₂が多くカソード反応が起こっていると考えられる。またCl⁻の存在は反応を促進すると考えられる。そこで、次の2条件で測定した。

- (1) 50°C, 3%NaCl+NaOH (pH=10)
酸素吹き込み、カソード分極測定
- (2) 50°C, 3%NaCl+酢酸 (pH=3)
アルゴン脱気、アノード分極測定

3. 試験結果

3.1 サイクル腐食試験後の腐食形態

試験後の試験片のクロスカット部からは、糸状の腐食、膨れ状の腐食及びその中間の形状を示す腐食が混在し、それらが点在して発生した。代表的な腐食の例をFig. 2 に示す。

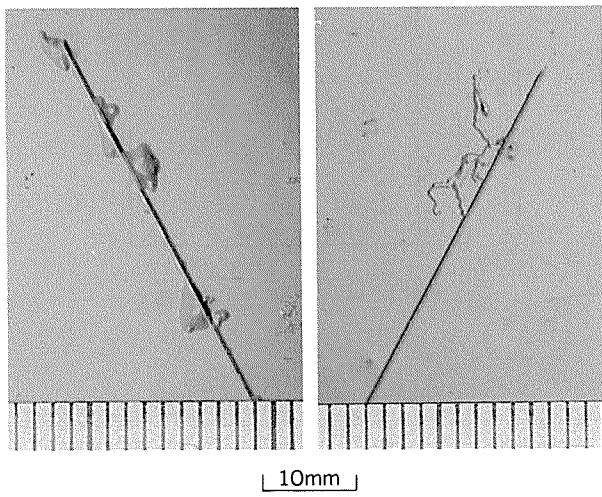


Fig. 2 Corrosions on painted test panels.

3.2 糸錆試験後の腐食形態

試験後の試験片クロスカットからは主に糸状の腐食が発生した。

3.3 腐食量の評価結果

サイクル腐食試験及び糸錆試験後の腐食の評価は、クロスカットからの糸状腐食及び膨れの発生幅 (Fig. 3) を全て測定し、それらを合計して試験片の腐食量とした。

この方法で各試験片について評価を行った結果をTable 6 に示す。また、Cu含有量と腐食量の関係を、Fig. 4 及び Fig. 5 に示す。これらの結果から以下のことが認められた。

(1) サイクル腐食試験の結果において、5000系合金、6000系合金ともに、Cuを含有しない素材ではほとんど腐食は認められず、Cuの添加量が増加するほど腐食量は多くなった。しかし、Cuの影響の度合いは両合金系間に差が認められた。

5000系合金ではCuが無添加から0.4%まで増加すると腐食量が徐々に増加した。6000系合金では0.05%の添加により腐食量は著しく増加し、その絶対値はCuを0.4%添加した5000系合金より大きかった。

(2) 糸錆試験において、6000系合金ではCuの影響が大きく、Cuを含有しない素材はほとんど腐食が発生しないのに対して、0.05%添加した素材には多くの腐食が

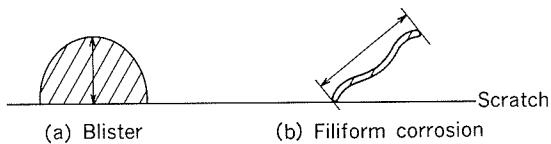


Fig. 3 Definition of corrosion lengths.

Table 6 Total corrosion length after corrosion tests.

Alloy	Cyclic corrosion test (mm)	Filiform corrosion test (mm)
A	19.8	6.5
B	0.0	8.3
C	0.0	0.3
D	13.5	2.8
E	22.5	3.9
F	9.0	1.5
G	1.0	0.3
H	0.3	1.0
I	67.0	28.0
J	39.0	69.0
K	43.0	42.0
A(Chromate)	0.0	0.5

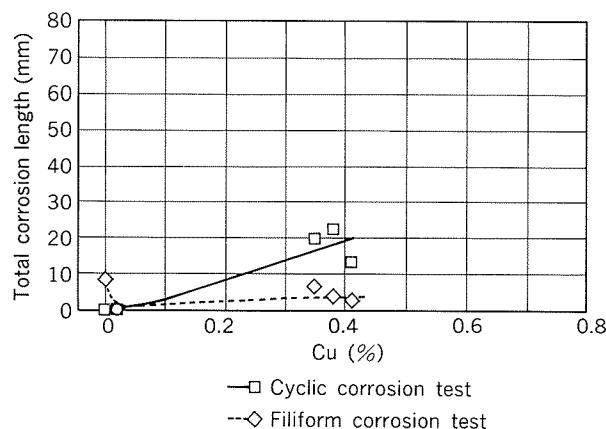


Fig. 4 Corrosion length vs. Cu contents of 5000 series.

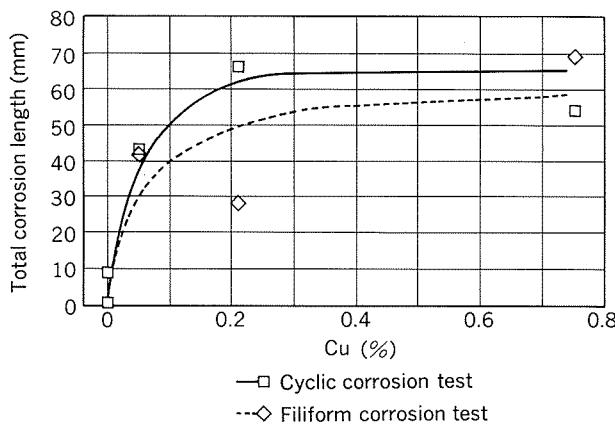


Fig. 5 Corrosion length vs. Cu contents of 6000 series.

発生した。

5000系合金では、Cuが無添加から0.4%のいずれの素材においても腐食の発生は少なかった。わずかではあるが、Cuを含有しない素材は0.02%含有する素材より多くの腐食が発生した。

(3) クロム酸クロメート処理した合金A (Cu0.35%)は、サイクル腐食試験、糸錆試験の両試験において、同合金をりん酸亜鉛処理した試験片と比較して腐食の発生が著しく少なく、Cu含有量0.02%の5000系合金あるいはCu無添加の6000系合金をりん酸亜鉛処理した試験片の結果と同程度であった。

3.4 分極測定結果

測定結果をFig. 6及びFig. 7に示す。

pH=3の溶液中でのアノード分極曲線は素材による差が少なかった。一方、pH=10の溶液中でのカソード分極曲線は素材により差が認められた。pH=3の溶液中での腐食電位とpH=10の溶液中での腐食電位の差は、糸状腐食が多く発生した合金Jが最も大きく、糸状腐食の発生量が少なかった合金Aが小さかった。局部電池を形成しやすい素材と形成しにくい素材があり、それに

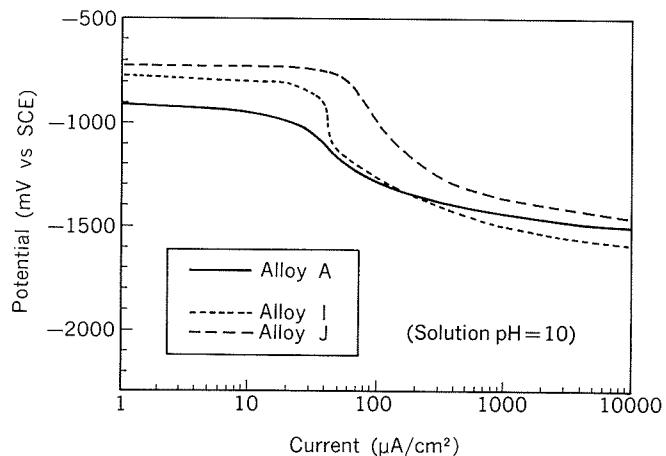


Fig. 6 Cathodic polarizations of aluminium alloys.

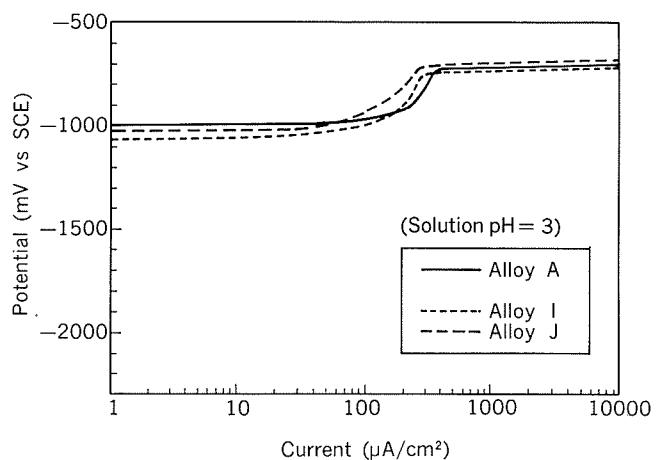


Fig. 7 Anodic polarizations of aluminium alloys.

応じて糸状腐食発生量に差が生じたと考えられる。

4. 考察

国内では現在5000系合金にりん酸亜鉛処理を施して自動車ボディシートとして製品化されているが、6000系合金ではりん酸亜鉛処理で製品化されている例はない。前報で調査した結果¹⁴⁾では、6000系合金にりん酸亜鉛処理した試験片は5000系合金にりん酸亜鉛処理した試験片と比較して多くの糸状腐食が発生した。

本試験においては、素材中に0.05%以上Cuを含有する場合、5000系合金と比較して6000系合金に糸状腐食が発生しやすい傾向が顕著にあらわれたが、6000系合金においても、合金成分中にCuを含まない場合(0.01%以下)糸状腐食の発生量は非常に少なかった。

5000系合金では、Cuが無添加から0.4%程度まで増加すると、サイクル腐食試験において、腐食量が増加した。糸錆試験において、この範囲のCu含有量ではいずれも腐食量はわずかであった。

6000系合金では、Cuが0.01%以下の合金ではサイク

ル腐食試験、糸錆試験とともに腐食の発生は少なかったが、Cu が0.05%になると両試験結果とも急激に悪化し、現在自動車用として製品化されている Cu0.3~0.4%程度の5000系合金と比較して著しく劣った。特に糸錆試験における糸状腐食の発生量が5000系合金に比べて非常に多く、りん酸亜鉛処理を塗装下地処理として用いて、現行の5000系合金と同等の耐食性を得るために、Cu 含有量を非常に低く抑える必要があることが分かった。

さらに、Cu 無添加の5000系合金（合金B）の糸錆試験結果が5000系合金中で最良ではなかったことも注目すべき結果である。この試験片上のりん酸亜鉛皮膜量は0.6g/m²であり、他の試験片上の1~2g/m²に対して少なかった（Table 2）。Cu が少ない合金Bは、素材としての耐食性は良いと考えられるので、この結果はりん酸亜鉛皮膜量の不足によるものと考えられる。

本試験では、りん酸亜鉛処理は、標準的な5000系合金であるA（Al-4.5Mg-0.15Mn-0.35Cu）で適正なりん酸亜鉛皮膜（1~2g/m²程度と考える¹⁴⁾）が生成するように調製し、他の素材はそのまま同一の処理条件を行ったので、その結果りん酸亜鉛皮膜量は、Table 2 でみられたように、素材によって差が生じた。

ここで、素材中のCuの含有量と、りん酸亜鉛処理性について考えてみる。Cu含有量が異なる4種のアルミニウム合金に、HF添加量が少なくエッチング性の低い処理浴及びHF添加量が多くエッチング性の高い処理浴を用いて、りん酸亜鉛処理を行い、生成した皮膜量を調査した結果をFig. 8に示す。HF添加量が少ない処理浴においては素材中のCu含有量が少ないと皮膜量が減少した。HF添加量が多い浴では、Cu含有量が0.05%でも最も皮膜量が多く、Cu無添加あるいは添加量が0.05%より多い素材では、皮膜量はわずかに減少した。

りん酸亜鉛皮膜は表面の局所カソード部に析出すると考えられているが、素材中のCuはカソードを増加させ、りん酸亜鉛皮膜の生成を促進すると考えられる。そのた

め、HF添加量が少ないりん酸亜鉛処理浴では、Cu量が少ないと皮膜生成が充分でなく、Cuが多いほど皮膜量が増加したと思われる。一方、HF添加量が多いりん酸亜鉛処理浴では、Cuが少なくて皮膜は充分生成し、Cuが増加すると、りん酸亜鉛皮膜結晶がさらに小さく緻密になり、生成が飽和することにより、皮膜量としてはやや減少したと考えられる。

本報の試験で使用したりん酸亜鉛処理において、皮膜量の変化は、この場合のHF添加量が少ないりん酸亜鉛処理にやや近い挙動を示し、Cuの少ない素材はりん酸亜鉛皮膜量が少ないと傾向があった。ただし、Cu以外の成分、組織、表面状態等によっても反応性が異なると考えられ、Cu無添加の材料間でも皮膜量に差が認められた。

このため、Cu含有量の少ない合金Bは、りん酸亜鉛皮膜が糸状腐食を防ぐに充分な量にまで生成しておらず、素材としての耐食性が良好であっても、糸状腐食が発生したものと考えられる。

なお、本試験では、現行の自動車ボディに使用されている冷延鋼板（SPCC）及びZnNiめっき鋼板にりん酸亜鉛処理及び塗装を施した試料を、比較材として同時に試験した。サイクル試験では、これらの鋼板上にはカット周辺で連続した膨れ状の腐食が発生した。このため、それらの試験片の評価を上述の方法で表すことはできなかった。

外観腐食の程度は、視覚的に判断されるため、腐食減量や、腐食面積と必ずしも一致しない。本試験では、アルミニウム合金については、腐食の大小はあったが、いずれも点在した糸状腐食あるいは膨れ腐食の形態で発生しているという点で共通しており、腐食の総延長を評価点として、塗装板の耐食性を比較した。しかし、鋼板とアルミニウム合金のように、異なった腐食形態を示すものについては、評価の方法により結果の優劣が異なると考えられる。それらの腐食量を数値で比較する場合には、その数値の意味に注意を要すると考えられた。

5. まとめ

5000系合金、6000系合金の塗装耐食性を調査した結果、以下のことが明らかになった。

5000系、6000系合金ともに、塗装耐食性は、合金成分中のCuを減らした方が良くなったが、耐食性に及ぼすCuの影響の度合は5000系合金と6000系合金では大きく異なった。

5000系合金は、Cuを無添加から0.4%程度まで増加させると、耐膨れ性は徐々に悪くなり、耐糸錆性の変化は小さかった。一方、6000系合金では、Cuを無添加から0.05%に増加させると、耐膨れ性、耐糸錆性ともに非常に悪くなった。

したがって、下地処理にりん酸亜鉛処理を用いて自動

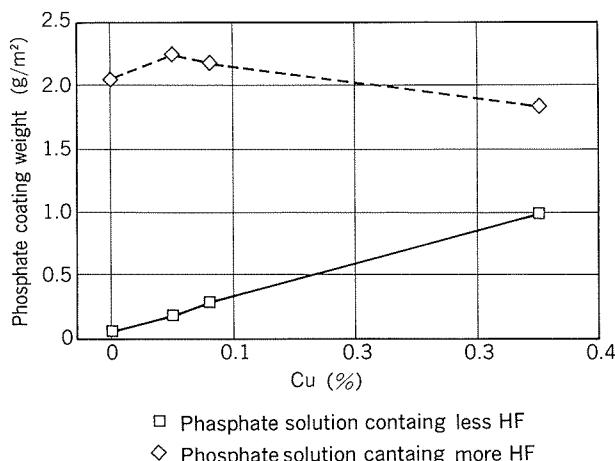


Fig. 8 Phosphate coating weights vs. Cu content of alloy.

車ボディにアルミニウムを使用する場合、5000系合金においては0.4%程度までのCu含有量ならば、耐食性は実用上問題はないが、さらに良好な耐食性を要求する場合はCuの含有量を減少させる必要があると考える。

6000系合金においては、Cuを0.01%以下程度に抑える必要があると考える。

Cuを少なく抑えられた素材においては、りん酸亜鉛の処理条件の変動によるりん酸亜鉛皮膜量の変動が大きく、条件によってはりん酸亜鉛皮膜量が非常に少なくなる場合がある。したがって、素材自体の耐食性が良好であっても、不十分なりん酸亜鉛皮膜のために塗装後の総合性能が悪くなる場合があるため、りん酸亜鉛処理液の変動を少なくする必要があると考える。

参考文献

- 1) 渡辺勝典, 西村嘉彦, 斎藤莞爾, 伊藤秀男 : 住友金属, 41 (1989), 305.
- 2) 細見彌重 : 本誌, 32 (1991), 1.
- 3) 吉田英雄, 平野清一 : 本誌, 32 (1991), 20.
- 4) 自動車のアルミ化研究委員会表面処理分科会編 : 自動車のアルミ化技術ガイド—表面処理編ー, 軽金属協会, (1981), 10.
- 5) 松井逸史 : 軽金属学会第31回シンポジウム, 自動車部材アルミ化の現状と最新の進歩, (1987), 61.
- 6) 千葉和郎, 花崎昌幸, 藤本日出男, 正藤時彦, 伊藤秀男, 斎藤生次, 谷尾 真 : 軽金属学会第74回春期大会講演概要, (1988), 225.
- 7) 小嶋隆司, 置田 宏, 松島安信 : 鉄と鋼, 66 (1980), 924.
- 8) 渡辺ともみ, 石田 裕 : 金属表面技術, 39 (1988), 682.
- 9) 吉岡克昭, 吉田佑一, 渡辺ともみ : 鉄と鋼, 72 (1986), 1125.
- 10) 若野 茂, 西原 實 : 金属表面技術, 37 (1986), 545.
- 11) 若野 茂, 迫田章人, 西原 實 : 住友金属, 37 (1985), 325.
- 12) 福塙敏夫, 梶原和一, 三木賢二, 桐原茂喜, 星野矩之 川本国雄, 田中純彦 : 鉄と鋼, 66 (1980), 935.
- 13) 松島安信 : アルミニウム表面技術便覧, 軽金属出版, (1980), 1184.
- 14) 長谷川義文, 清谷明弘, 伊藤秀男, 宇佐見勉, 小山高弘 : 本誌, 32 (1991), 74.

技術資料

反応焼結法による TiAl の製造

渋江和久*

Fabrication of TiAl by Reactive Sintering

Kazuhisa Shibue

住友軽金属工業株式会社技術研究所

反応焼結法による TiAl の製造

渋江和久*

Fabrication of TiAl by Reactive Sintering

Kazuhisa Shibue

The titanium aluminide has excellent potential for a high temperature structural material because of a combination of low density and good elevated temperature strength. We have developed the new reactive-sintering processing on the Ti-Al system in order to fabricate the fully densified TiAl intermetallic compound parts. In this processing, the mixture of titanium and aluminium alloy powders are consolidated by using extrusion method. The as-extruded material is ductile enough to form into various shapes via the ordinary plastic working process. The shaped material is reactive-sintered during hot isostatic pressing to transform into the TiAl.

In the case of the HIP treatment at 1573K, the TiAl has the duplex microstructure consisting of the lamellar grains and γ grains. In addition, the TiAl has excellent oxidation resistance as well as good mechanical properties.

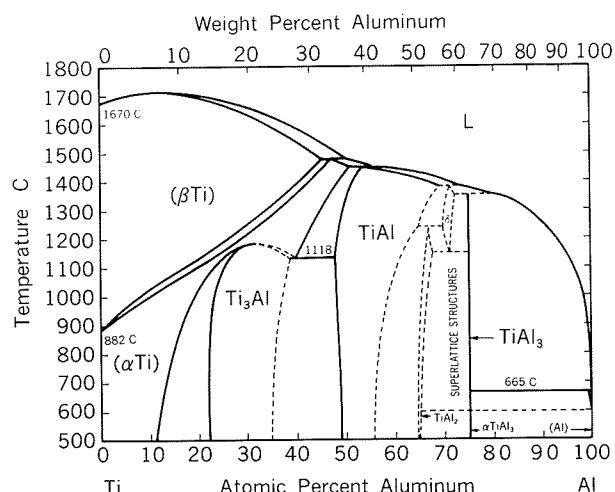
1. はじめに

TiAl 系金属間化合物は軽量で高温強度に優れており耐熱構造材料として注目され、この方面的研究・開発が活発になされてきている。図 1 に TiAl 系の平衡状態図を示す¹⁾。これまでの TiAl 系状態図の研究経緯については J.C.Mishurda らにより詳細な解説がなされており²⁾、本系では少なくとも Ti_3Al (α_2)、TiAl (γ) 及び Al_3Ti が存在することが認められている。 Ti_3Al は、使用温度範囲としてはチタン合金を上回るもの、耐酸化性が十分でなく使用上限温度は 650°C までである。また、 Al_3Ti はこれらの化合物の中では最も軽量であり耐酸化性に優れているが、ほとんど常温延性を有しておらず構造材料としての開発は困難な状況である。

一方、TiAl は 1000°Cまでの使用が可能であり、その実用化研究が広範囲になされている。TiAl の常温延性については第三元素の添加による改良あるいは金属組織の制御による方法等が検討されており、延性は改良されつつある³⁾⁴⁾。一方、後者に関しては、精密鋳造法、恒温鍛造法等により広く検討されており、自動車エンジン用タービンホイール、バルブ及びガスタービン用静翼等が試作されている⁵⁾。

粉末冶金技術は形状付与可能な有力な他の成形法であり、比較的複雑な小物部品の製造技術として注目されて

いる。一般に粉末冶金法は原料粉末の点からは、合金粉末法と要素粉末法に大別される。前者はガスマトマイズ法、燃焼合成法などにより所定の組成の金属間化合物粉末を作製し、これを圧粉-焼結により製品を得ようとするものである。しかしながら、現在、主に研究されている金属間化合物においては構成元素の拡散速度が遅く、また活性な金属 (Al, Ti, Nb 等) で構成されているため、これらの金属間化合物は難焼結材料である。このため、常圧下での焼結では必ずしも十分な焼結密度が得ら

図 1 Ti-Al 系平衡状態図¹⁾

* 技術研究所 金属材料第二研究部

れていない。一方、要素粉末法では、構成元素粉末を所定の組成に混合し、得られた混合粉末を圧粉し、その後焼結により合金化し金属間化合物製品とする方法である。著者らは難加工材料である TiAl 製部材を作製するため、チタン粉末とアルミニウム粉末の混合粉末を、TiAl の生成反応温度以下で塑性加工により形状付与した後、反応により TiAl 金属間化合物とする反応焼結法を開発した¹⁰。ここでは、本法の概要及び反応焼結 TiAl の特性を簡単に解説する。

2. 非封缶 HIP を用いた反応焼結法

TiAl 系金属間化合物はその生成自由エネルギーが負であるため、要素粉末法による焼結においては、金属間化合物の合成をともなう反応焼結 (reactive sintering) となる。この方法の特徴は、マクロ的に材料を溶解することなく金属間化合物を合成することができる、るつぼ材との反応を避けることが可能であるとともに焼結により比較的複雑形状の製品が原理的に得られることである。図 2 に、押出成形により得たチタンとアルミニウムの混合材の大気中での反応状況を示す。この場合、約 560°C に加熱することにより反応が開始する。TiAl では、 $Ti + Al \rightarrow TiAl + 75\text{ kJ/mol}$ の発熱反応であるため、混合材の一部から生じた反応は伝播し、反応焼結が進行する。反応状況を詳細に見ると、反応部が “SWELLING (膨張)” していることが分かる。反応焼結法は液相焼結法に属するもので¹¹、Ti-Al 系では一般に Al 粉末が液

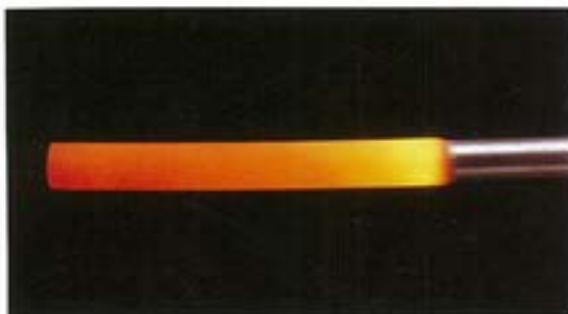


図 2 チタンとアルミニウムの混合押出材の反応状況

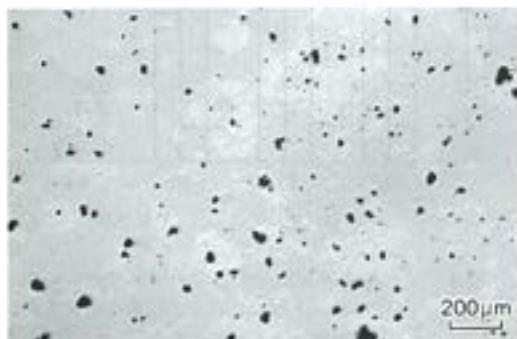


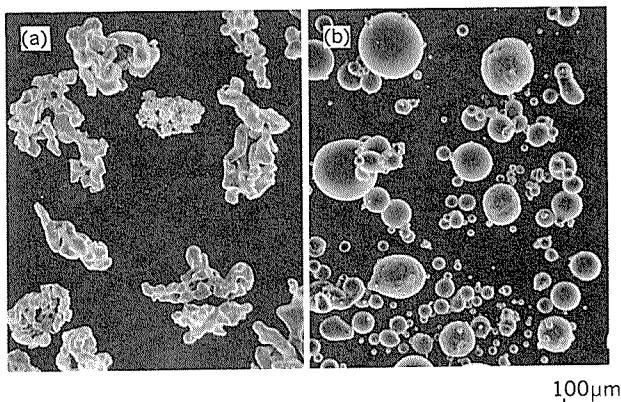
図 3 大気中の反応焼結後の TiAl の断面組織

相となり焼結が進行する。図 2 の反応焼結で得られた TiAl の断面写真を図 3 に示す。黒色部はボアに対応している。ボアを伴う “SWELLING” が発生する主な要因としては、構成成分の一部が反応熱により溶融し、これが流出してボアを形成あるいはいわゆるカーケンダール効果によるボアの形成に基づくものと考えられる。みかけ密度の低い “loose” な混合圧粉体の反応焼結では前者が主に生じ、緻密な混合体では後者の寄与も無視できないものと考えられる。また、現在のところ常圧下では緻密な金属間化合物は得られていない。そこで緻密な金属間化合物を得るために、外圧を負荷しボアを押しつぶす必要がある。これは、通常熱間等方圧縮 (Hot Isostatic Pressing, 以下 HIP と略す) で可能であるが、この場合、混合粉末を容器に封入し、HIP に供しなければならない。容器に封入することなくガス圧を等方的に負荷し、緻密な金属間化合物が得られれば、複雑な形状付与が容易になるばかりでなく、容器封入が省略でき一層経済的となろう。さらに、このさい要素粉末冶金法を適用し、“混合状態” でほぼ最終製品形状に成形すれば、より粉末冶金法の特徴を有効に適用できるものと期待される。つまり、原料粉末の混合された圧粉体に反応合成温度以下で塑性加工により種々の形状を付与しようとするものである。ここでは、いわば “金属の混合状態” であるため、既存の塑性加工技術（例えば、アルミナイトでは、アルミニウムの押出、鍛造、圧延等）を適用することが可能である。この混合状態で塑性加工が施された緻密な混合組織は、また、容器に封入することなくガス圧を負荷し、緻密な金属間化合物を得ることに有効であることが、最近、報告されている¹²。ただし、緻密な混合組織においても、外圧が付加されないと “SWELLING” が問題となる。

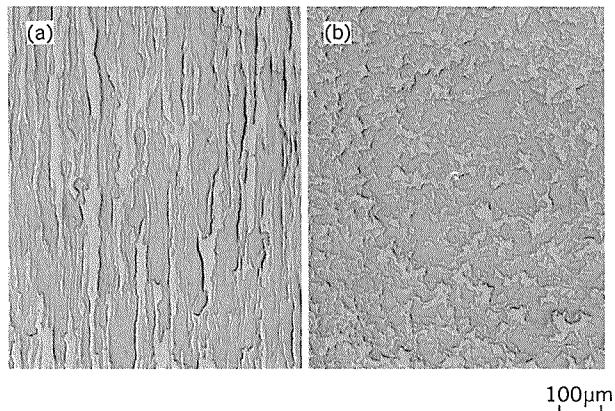
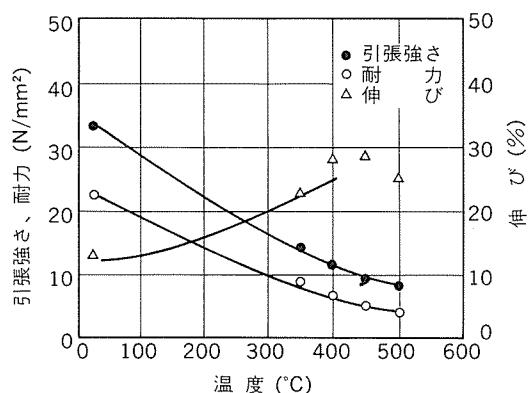
図 4 に本反応焼結法の基本的工程を示す。急冷凝固アルミニウム粉末冶金において利用される粉末合金の固化・成形技術¹³を用いて、チタン粉末とアルミニウム粉末の混合-圧粉-缶封入-脱氣-押出によりチタンとアルミニウムの緻密な混合材を作製する。図 5 に原料粉末の外



図 4 非封缶 HIP を用いた反応焼結法

図5 原料粉末の外観 (a) : チタン, (b) : Al-Mn合金⁹⁾

観を示す。チタン粉末はNa法で作製されたスponジチタンであり、不規則な形状である。一方、アルミニウム粉末は不活性ガスマスクライズ法で作製されたものであり、ほぼ球状である。図6にMn添加TiAlの押出材(反応前)の組織写真を示す。チタンとAl-Mn合金(MnはAl-Mn合金粉末として添加している)の緻密な混合組織となっている。TEMによる詳細な観察によれば、チタンとAl-Mn合金の界面にわずかにAl₃Tiが生成して

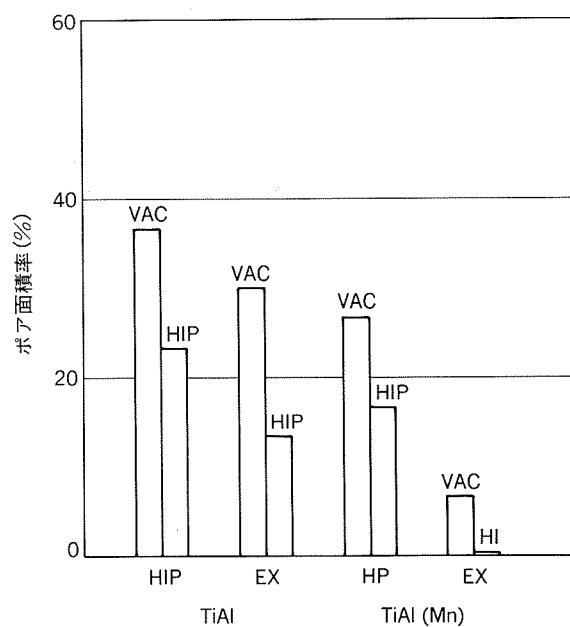
図6 チタンとアルミニウムの混合押出材のミクロ組織写真⁹⁾
(a) : 押出方平行断面, (b) : 押出方向垂直断面図7 チタンとアルミニウムの混合押出材の常温引張特性¹⁰⁾

いる。このAl₃Tiは塑性加工時に形成されたものと考えられる。

この押出材はアルミニウム合金と同程度の延性を有しており(図7)，反応温度以下で塑性加工，例えば既存のアルミニウム合金の加工に用いられている鍛造技術等を用いることが可能である。本法では，この混合材の段階で形状を付与した後，前述の反応によりTiAl金属間化合物部品とするものである。

非封缶HIPによるポアを伴う“SWELLING”の発生を抑制するために，著者らは種々の検討を試み，既報の方法により緻密なTiAlを得ることが可能になった⁶⁾。図8に非封缶HIP処理後のポアの面積率を示す。混合粉末をホットプレスしたもの(HP)は押出したもの(EX)よりもHIP後のポアが多い。また，Mn添加材の方が無添加のものよりポアは少なく，Mn添加のチタンとアルミニウムの押出材(混合状態)を非封缶HIP処理したものが最もポアが少なく1%以下であった。

図9にチタンとアルミニウムの混合材の熱分析結果を示す。(a)はチタンとアルミニウムの未圧粉の混合粉末であり，660°Cで吸熱が観察され，その後720°C付近で著しい発熱が認められた。前者の吸熱はアルミニウムの融解に相当しており，後者の発熱はチタンとアルミニウムの反応に対応しており，固相のチタンと液相のアルミニウムの固液反応とみられる。(b)はホットプレスにより得たチタンとアルミニウムの混合材の場合であり，660°Cでの発熱のみが観察された。これは，アルミニウムの融解と同時に発熱反応が生じたものであり，やはり

図8 反応焼結後のTiAl組織中のポアの面積率¹⁰⁾

(HP : ホットプレスによる圧粉混合材
EX : 押出による圧粉混合材
VAC : 真空熱処理による反応焼結材
HIP : HIP処理による反応焼結材)

固液反応である。(c) は押出により得たチタンとアルミニウムの混合材であり、500°C付近から緩やかな発熱ピークが始まり、約600°Cにおいてほぼ完了し、660°Cにおいて発熱ピークがわずかにみられる。(d) はチタンと Al-Mn

Mn 合金の押出混合材の場合で、(c) と同様に500°C付近から発熱ピークがみられるが660°Cでのピークは観察されない。(c) と (d) の500°C付近からの発熱ピークは固相反応に対応している。一般に金属粉末の表面は酸化物で被われており、例えばアルミニウムでは Al(OH)_3 皮膜が存在している¹⁰⁾。この皮膜はチタンとアルミニウムの反応を阻害するものとみられ、図 9 の (a) のように未圧粉の混合粉末では、アルミニウムが溶融後もしばらく反応が生じていない。これは溶融アルミニウムが酸化皮膜の殻の中に閉じこめられているため、反応が生じないものと考えられる。ホットプレスの場合もほぼ同様と考えられる。押出材では表面の酸化皮膜は押出時の塑性加工により分断されるものと考えられ、チタンとアルミニウムは金属面で接しており、固相で反応が発生するものとみられる。

固液反応では、反応が急激に発生するため、多量に発生したポアは材料の表面から内部までつながった開気孔となり、もはや HIP のガス圧では押しつぶせなくなるものとみられる。このため、ポアを抑制するには固相状態で反応を開始させ、ポアを押しつぶしながら反応を進行させ、少なくとも流出孔の原因となるアルミニウム相をほぼ消失させることが望ましい。このためには、押出加工等の塑性加工によりチタンとアルミニウムの緻密な混合材を作製することが重要となる。さらに、チタンとアルミニウムの混合組織を微細にすることにより、反応のさいの拡散距離を短くし、固相反応を短時間で完了させることも大切である。Mn添加の効果については、本材では Al-Mn 合金粉末として添加しており、混合組織を微細にすること等に寄与している。

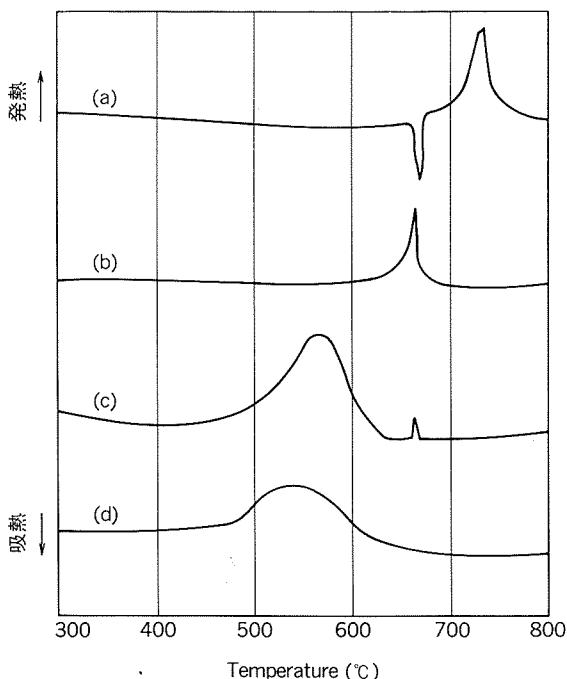


図 9 チタンとアルミニウム混合材の熱分析結果¹⁰⁾
(a) : チタンとアルミニウムの混合粉(未圧粉)
(b) : (a)のホットプレス材
(c) : (a)の押出材
(d) : チタンとAl-Mn合金の混合押出材

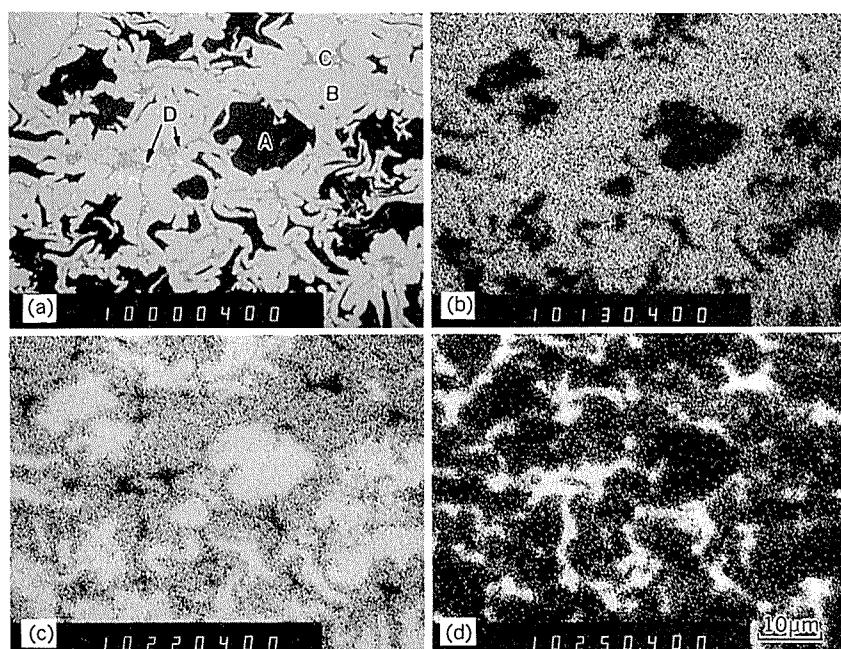


図10 反応焼結材の断面のEPMA結果(Mn添加TiAl)⁹⁾
(a) : SE image, (b) : Al-K α , (c) : Ti-K α , (d) : Mn-K α

3. 反応焼結 TiAl の組織

チタンと Al-Mn 合金の混合押出材を大気中約 560°C で反応させて得られた反応焼結材の断面の EPMA 結果を図10（前頁）に示した。本材の X 線回折結果と併せて考えると、A はチタン、B は Ti-Al の合金部 (α_2 , γ , Al_3Ti)、C は Al_6Mn 及び D はボアにそれぞれ対応する。560°Cまでの加熱とその後の反応熱だけでは、アルミニウムのみの部分は消滅するものの、チタンのコア (A) および Al_6Mn は残留し、反応は不十分なものと考えられる⁹⁾。このため、より均一な組織を得るために、反応後さらに高温に保持する必要がある。

図11に反応後 1100, 1200 及び 1300°C に保持した場合の Mn 添加 TiAl の組織を示す¹¹⁾。共析変態温度以下の 1100°C では、 γ (TiAl) と α_2 (Ti_3Al) 粒との混合組織となっている。また、共析変態温度以上では γ 粒と ($\gamma + \alpha_2$) のラメラ粒からなる “duplex” 組織となっている。このように反応焼結においては、反応後の熱処理条件により均質化とともに種々の組織が得られる。 γ 粒あ

るいはラメラ粒の大きさ、 γ / α_2 の量比等を制御することにより、機械的性質の最適化が図れるものとみられる。

4. 反応焼結 TiAl の特性

表1に本法により得た Ti-47.3at%Al-1.7at%Mn 金属間化合物の主な物性を示す。密度は Mn 添加のために化学量論組成のものよりやや大きく、3900kg/m³である。熱伝導度は、耐熱鋼 SUH35 よりも大きい。線膨張係数については $11 \times 10^{-6}/\text{°C}$ であり SUH35 より小さい。また、本材の熱伝導度及び線膨張係数は Ti 合金とほぼ同等の熱的な物性を有するとみなせる。また、ヤング率は 180kN/mm² であり、SUH35 よりもやや小さいものの、Ti 合金の約 1.5 倍であり、軽量高剛性材料と言える。

表2に本材の代表的な機械的性質を示す。800°Cでは、Ti-47.3at%Al-1.7at%Mn のクリープ破断強度及び疲労強度は SUH35 の値とほぼ同等であり、比強度（密度）では約 2 倍となる。

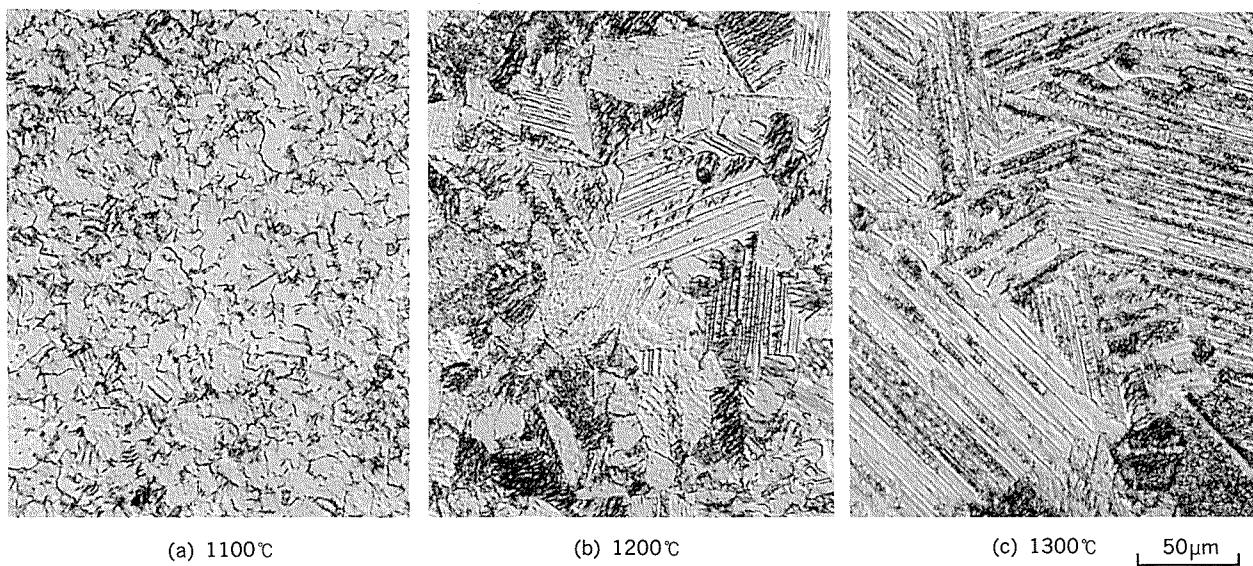


図11 HIP中で反応焼結後、高温熱処理を施した Ti-47.3at%Al-1.7at%Mn のミクロ組織¹¹⁾

表1 反応焼結 TiAl の物理的特性 (耐熱鋼 SUH35 と比較)

項目	TiAl ⁽¹⁾	SUH35
密度 (kg/m ³)	3900	7800
線膨張係数 (°C ⁻¹)	11×10^{-6}	17×10^{-6}
熱伝導度 (W/(K·m))	RT	15.7
	400°C	19.2
	800°C	27.2
ヤング率 (kN/mm ²)	180	210

注(1) : Ti-47.3at%Al-1.7at%Mn

表2 反応焼結 TiAl の機械的性質 (耐熱鋼 SUH35 と比較)

項目	TiAl ⁽¹⁾	SUH35
引張強さ (N/mm ²)	RT	500
	800°C	350
回転曲げ疲労強さ (N/mm ²)	RT	300
	800°C	250
クリープ破断強さ (N/mm ²) (800°C; 100h)	100	100

注(1) : Ti-47.3at%Al-1.7at%Mn

図12に反応焼結及び溶製法で得られた TiAl と SUH35 及び Ni 合金の高温酸化特性を示す¹²⁾。反応焼結 TiAl は溶製法のものに比較して著しく耐酸化性に優れしており、Ni 合金よりもやや劣る程度である。図13に反応焼結及び溶製 TiAl の酸化試験後の断面の組織を示す。反応焼結材では、酸化皮膜は主に Al_2O_3 であり、この皮膜は緻密で母相との密着性がよい。一方、溶製 TiAl では、酸化皮膜は主に TiO_2 と Al_2O_3 からなり、ポーラスである。反応焼結において、緻密な Al_2O_3 皮膜が生成しこの皮膜が保護皮膜として働くものと考えられる。

5. 反応焼結 TiAl 基複合材料

本法は TiAl 基複合材料の作製に適用することも可能であり、図14に反応焼結法で作製された TiB_2 粒子分散強化 TiAl 基複合材料の代表的なミクロ組織を示す¹¹⁾。本材はチタン粉末とアルミニウム合金粉末と TiB_2 粉末を混合し、前述と同様の方法で押出成形後、HIP 中で反

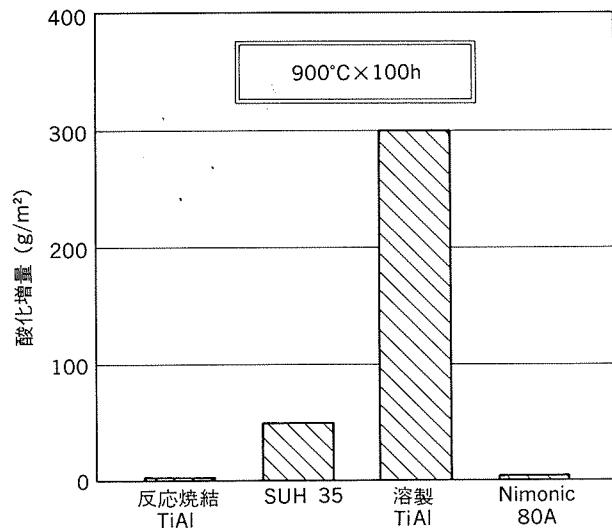


図12 TiAl, SUH35及びNi合金の高温酸化試験結果

応焼結したものである。本法は溶製法に比べて成形温度が低いため、 TiB_2 などの分散粒子とマトリクスとの反応を極力抑制し、分散粒子を均一に分散させることができ、金属間化合物基複合材料の有力な製造法の一つと考えられる。

6. 応用

TiAl は軽量耐熱材料であるため、高温で使用される回転部材あるいは摺動部材への適用が考えられ、例えば、自動車エンジン用吸・排気弁等が考えられる。図15に反

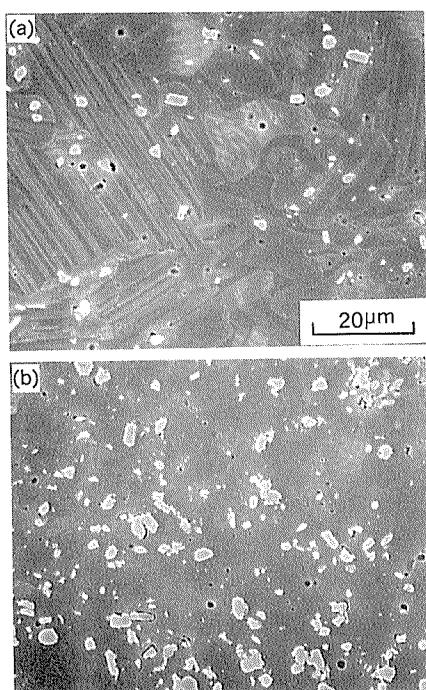


図14 反応焼結法で作製された TiB_2 粒子分散強化 TiAl 基複合材料のミクロ組織¹¹⁾
(a) : $\gamma + \text{ラメラー}$ 組織
(b) : $\gamma + \alpha_2$ 組織

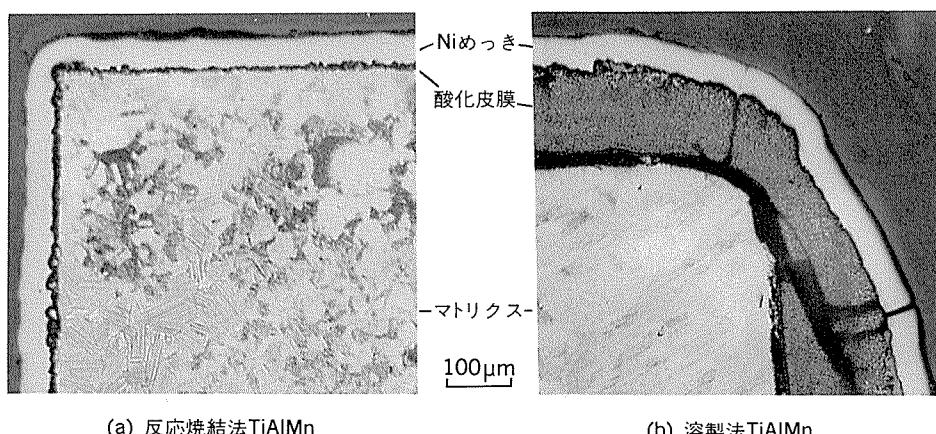


図13 反応焼結および溶製 Ti-47.3at%Al-1.7at%Mn の高温酸化試験 ($950^{\circ}\text{C} \times 24\text{h}$) 後の断面状況¹²⁾

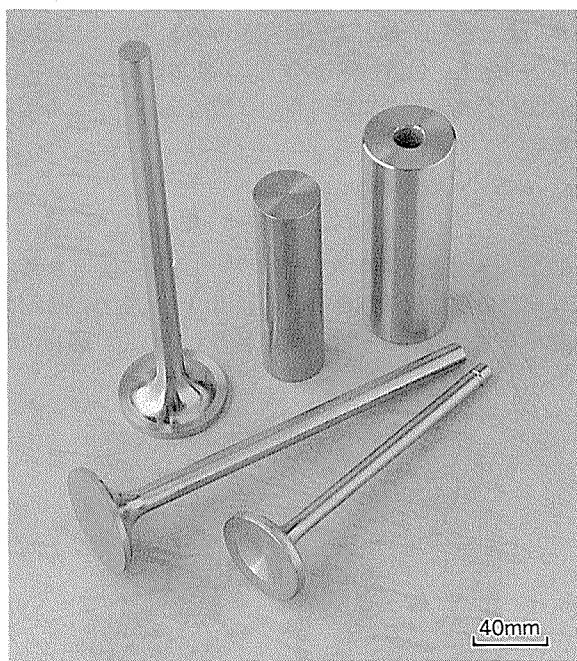


図15 反応焼結法によるTiAl製部品の試作品の試作例

応焼結により得られた試作例を示す。

7. おわりに

粉末押出等の塑性加物によりチタンとアルミニウムの混合材を作製し、この混合材に部品形状を付与した後、非封缶 HIP により緻密な TiAl 金属間化合物とする新しい反応焼結法を開発した。TiAl 金属間化合物は、航空宇宙分野、自動車分野等への適用が広範囲に検討されて

おり、本法がこの分野の一翼を担うことができるよう材料開発とともにプロセスの最適化を進めている。

参考文献

- 1) 辻本得蔵：シンポジウム“新しい軽量耐熱材料、金属間化合物の実用性を考える”予稿集、日本材料学会関西支部、(1991), p16.
- 2) J. C. Mishurda and J. H. Perepezko : *Proc. Seven Session Symposium on Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys*, TMS (1990), 3.
- 3) (財) 金属系材料研究開発センター調査報告書、第2編“耐熱構造材料に関する調査報告書”，(1990).
- 4) T. Tsujimoto and K. Hashimoto : *High-Temperature Ordered Intermetallics Alloys III*, MRS, Vol.133 (1989), 391.
- 5) Y. Nishiyama, T. Miyasita, T. Miyasita, S. Isobe and T. Noda : *Proc. 1989 Symposium on High Temperature Aluminides and Intermetallics*, TMS-ASM, (1989), p557.
- 6) 渋江和久：本誌, 32 (1991), 95.
- 7) R. M. German : *Powder Metallurgy for Full Density Products*, 253.
- 8) 渋江和久：軽金属, 39 (1989), 850..
- 9) K. Shibue and M. Kumagai : 本誌, 32 (1991), 221.
- 10) Y. W. Kim, M. Griffith and F. H. Frose : *ASM Metal Congress on "New Development for Aluminium Applications"*, (1983), 163.
- 11) M. S. Kim, K. Shibue and M. Kumagai : *Proc. International Symposium on Intermetallic Compounds*, JIM (1991), 959.
- 12) 熊谷正樹、渋江和久、金 隆淳：日本金属学会講演概要、第109回大会 (1991), 323.

水酸化ナトリウム溶液中における
アルミニウム合金のエッティング挙動^{*}

宇佐見 勉^{**}

Behavior of Aluminium Alloy in
Sodium Hydroxide Solution

Tsutomu Usami

住友軽金属工業株式会社技術研究所

水酸化ナトリウム溶液中における アルミニウム合金のエッチング挙動*

宇佐見 勉**

Behavior of Aluminium Alloy in Sodium Hydroxide Solution

Tsutomu Usami

Alkaline etching of aluminium alloy in aqueous sodium hydroxide solution is widely carried out. It is used for to remove uneven oxide, mill scale, grease and to produce matt or satin finishes as pretreatment prior to anodizing. But the chemistry of sodium hydroxide-aluminium alloy reaction is complicated and the reactions are affected by a number of factors such as concentration, temperature, oxide film, metal composition and additives.

This review outlines the etch chemistry and details the effects of these factors upon etch rate and appearance.

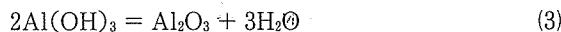
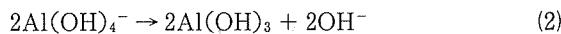
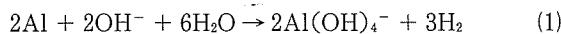
1. はじめに

NaOHを基本組成とした溶液によるエッティングは、アルミニウム合金の表面処理における前処理として、現在も広く行われている。しかし、そのエッティング挙動は、濃度、温度、アルミニウム合金の組成、溶液の添加物等により影響され、非常に複雑である。本報では、エッティングの化学について概説した後、エッティング速度及びエッティング後の外観に影響する因子について詳述する。

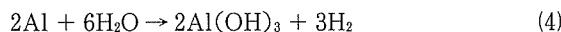
2. エッティングの化学

NaOH溶液によるエッティングは、表面に付着した油脂やアルミ粉、加工変質層、不均一な酸化皮膜などの除去を目的に行われる。

NaOH溶液中におけるアルミニウムの反応は次の3式で表される。



式(1)+(2)より、



となる。すなわち、アルミニウムのNaOH溶液中にお

けるエッティングは、アルミニウムと水が反応し、水酸化アルミニウムと水素を生成する反応といえる。

建溶したてのNaOH溶液中でアルミニウムをエッティングすると式(1)で表される反応により、溶中のアルミニン酸イオン(溶存アルミニウム)が増加する。さらにエッティングを続け遊離アルカリが全アルカリの4分の1程度に減少すると、式(2)で表される反応により水酸化アルミニウムの沈殿生成が始まり、遊離アルカリが増加する。この状態で溶液を放置すると、図1に示すように遊離アルカリはある程度回復し、その回復率は全アルカリが大きい溶液ほど高い¹⁾(表1)。

溶液中に蓄積した水酸化アルミニウムは、式(3)で表されるようにアルミナとなり、浴槽の壁や蒸気配管等に沈

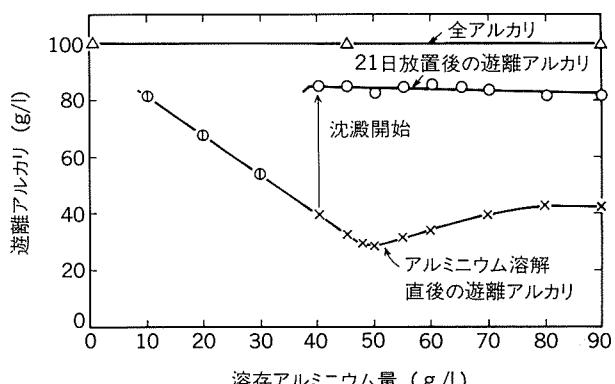


図1 溶存アルミニウム量と遊離アルカリ¹⁾

* 近畿アルミニウム表面処理研究会春期特別講演会（1991年4月、大阪）にて一部講演

** 技術研究所化学研究部

表1 溶存アルミニウムの遊離アルカリ量に及ぼす影響¹⁾

全アルカリ (g/l)	遊離アルカリ (g/l)		回復率 (%)
	溶解直後	21日放置後	
20	5	11	55
50	10	39.5	79
100	28	84	84

表2 アルミニウム合金の成分値(上段)とエッティングスマットの組成(下段)²⁾ (mass%)

合金 ⁽¹⁾	Al	Fe	Si	Mg	Mn	Cu	合計
S1C	大部分	0.40	0.16	* ⁽²⁾	0.022	0.023	100
	7.5	43.0	2.1	5.2	1.8	5.6	65.2
NS3	大部分	0.49	0.24	* ⁽²⁾	1.15	0.023	100
	5.2	17.5	3.0	3.5	10.5	4.1	43.9
HS15	大部分	0.38	0.84	0.79	0.76	4.33	100
	8.1	2.4	2.0	3.1	2.4	25.4	43.4

注(1)：英国規格

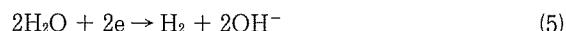
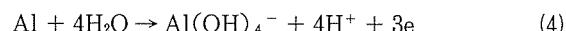
(2)：検出不可

濁・固着し、メンテナンスを困難にする。

アルミニウム合金中に固溶体あるいは金属間化合物として存在する鉄、銅、けい素、マンガンなどは、NaOH溶液に溶解せず、アルミニウム合金表面上に灰色～黒色の不溶性生成物(スマット)となって残る。

表2にアルミニウム合金の成分値とスマットの組成を示す²⁾。鉄と銅が特に残る割合が大きく、HS15とS1C上に生成したスマットをX線解析したところ、前者からはCu₂OとCuOが、後者からはバイヤライトがそれぞれ検出されている。

式(1)は、



の両式でそれぞれ表せるアノード反応とカソード反応に分けて考えることができる。金属表面はミクロ的には不均質であり、電子を放出する局部アノードと電子を受容する局部カソードが分布しており、その場所は経時的にも変化する。前述した鉄や銅を含むスマットは、局部カソードとなり、アルミニウム合金のエッティングを促進することが知られている。

3. エッティング速度及び外観に及ぼす因子

3.1 濃度・温度

一般的に、エッティング速度と濃度(遊離アルカリ)は図2に示す関係にあり、室温では濃度5～5.5mol/lのとき最大となる⁴⁾。図3に示すように溶存アルミニウムが増加し、遊離アルカリが減少するとエッティング速度は低

下する⁵⁾。さらに、溶存アルミニウムの蓄積が進み、式(2)の反応が始まり、遊離アルカリが放出されると再びエッティング速度が大きくなる。

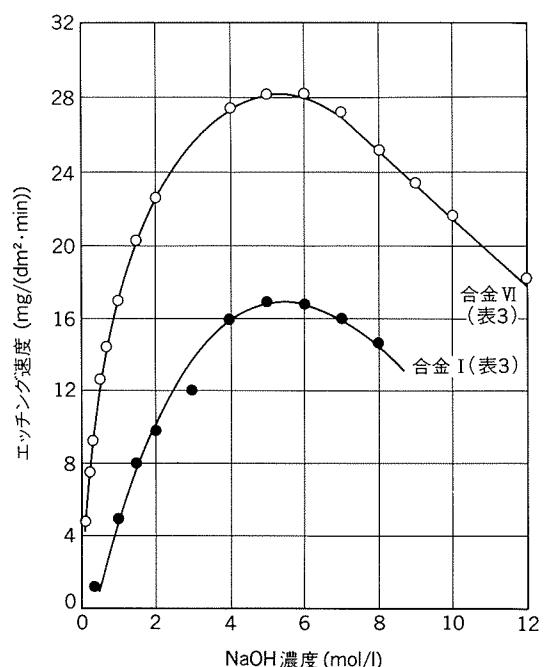
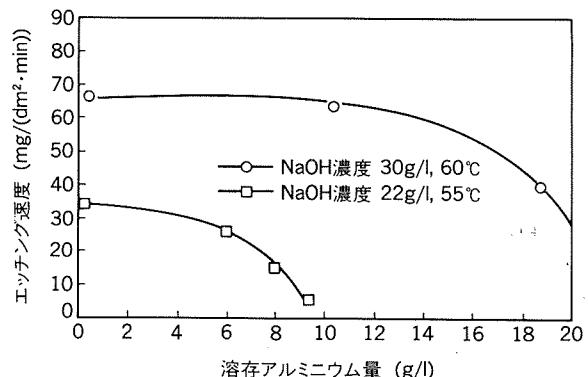
図4に示すように、絶対温度の逆数に対しエッティング速度の対数をプロットすると直線で表される⁶⁾。すなわち、アルミニウムのNaOH溶液中の溶解反応における速度定数と温度の関係は、一般の均質系の反応と同様に、いわゆるアーレニウスの式を使って

$$k = A \exp(-E/RT) \quad \text{または},$$

$$\ln(k) = \ln(A) - E/RT \quad (6)$$

k : 速度定数*R* : 気体定数*E* : 活性化エネルギー*A* : 頻度因子

と表すことができる。アルミニウム合金の活量が時間によらず一定とみなせる条件下では、速度定数の代わりにエッティング速度を用いることができる。

図2 濃度のエッティング速度への影響⁴⁾(23°C)図3 溶存アルミニウム量のエッティング速度への影響⁵⁾

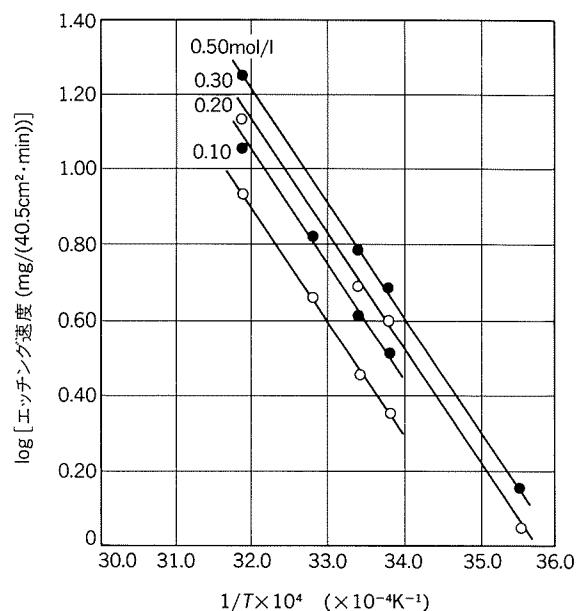
図4 温度とエッティング速度との関係⁶⁾

図4中の直線の傾きから、NaOH溶液中のエッティング反応の活性化エネルギーは約46kJ/mol (11kcal/mol)と算出され、濃度が0.10~0.50mol/lの間でほとんど変わらない。

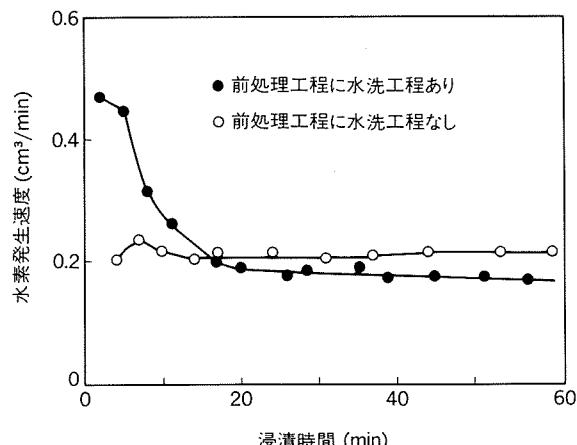
拡散律速である反応の活性化エネルギーは、一般的に数cal/molと言われており、NaOH溶液中の溶解反応は反応律速である。

3.2 酸化皮膜（前処理）の影響³⁾

初期エッティング速度は、前処理条件により影響され、表面酸化皮膜の存在により促進されることが知られている。

図5は1mol/l NaOH中における水素発生速度で表したアルミニウムのエッティング速度の経時変化である。

前処理として、50°C、10mol/l NaOH溶液中に30秒間浸漬後、水洗し表面の水をろ紙で拭い、大気と平衡にある1mol/l NaOH溶液に浸漬した。その時のエッキン

図5 前処理条件のエッティング速度に及ぼす影響³⁾
(1mol/l, 25°C)

グ速度は浸漬直後に大きく、その後、減少して定常値に達するが、その間約20分要する。

次に、エッティング速度が定常値に達した試片を取り出し、1mol/l NaOH溶液中に30秒間ずつ2回浸漬した後、直ちに、再び1mol/l NaOH溶液に浸漬したところ、始めから定常値を示す。

以上の結果は、NaOH溶液浸漬により表面酸化皮膜は一旦除去されるが、その後の水洗・乾燥工程の際に再び生成する表面酸化皮膜がエッティング速度に影響することを示唆している。

3.3 アルミニウム合金中の添加元素の影響

3.3.1 純アルミニウム中の添加元素の影響

表3と図6に、純度の異なる5種類のアルミニウムの成分値及び浸漬時間とエッティング減量の関係をそれぞれ示す⁴⁾。純度の低いアルミニウム、特に、鉄の含有量が多いほどエッティング速度は大きい。

表3 図6の実験に使用した純アルミニウムの成分分析値⁴⁾ (mass%)

添加元素	合金I	合金II	合金III	合金IV	合金V
Fe	0.0005	0.006		0.25	0.84
Cu	0.0005	<0.001		0.02	0.01
Si	0.001	0.002		0.15	0.14
Ti	—	<0.001		0.01	—
Mn	—	<0.001		—	—
Cr	—	<0.001		—	—
Mg	—	0.001		—	—
Zn	—	0.001		—	—
Al	99.998	99.99	99.97	99.57	99.01

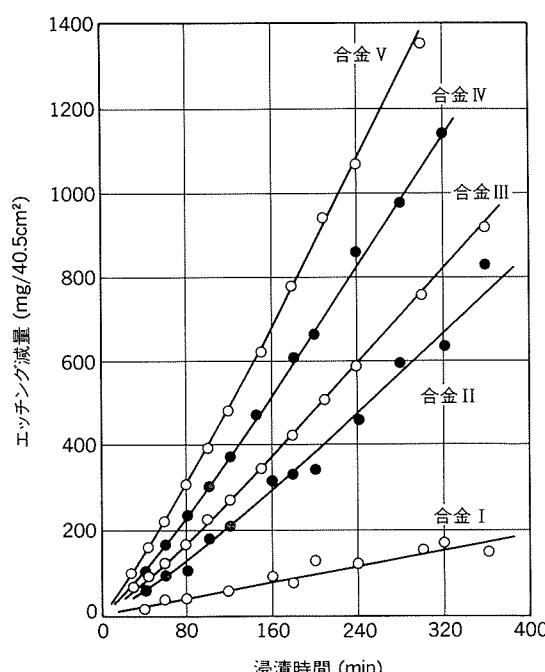
図6 アルミニウム中の不純物元素のエッティング減量への影響⁴⁾
(0.30mol/l, 23°C)

図7-1は、塩化第二鉄あるいは塩化第二銅を溶解させたNaOH溶液中の高純度アルミニウム(表3中のI)のエッチング減量を表したものである⁴⁾。鉄及び銅の一部は水酸化物として沈殿したことから、溶液中には鉄イオンまたは銅イオンが飽和状態にあると考えられる。溶液中の鉄及び銅は、高純度アルミニウムのエッチング速度を増大させるが、その効果は銅より鉄を添加した場合により顕著である。エッチング後のアルミニウム上には、鉄の場合には細かい沈殿が、銅の場合には重厚なスラッジがそれぞれ認められる。

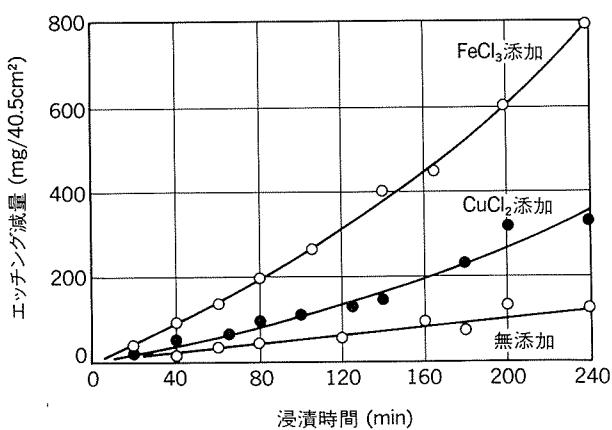


図7-1 溶液中の金属イオンのエッチング減量への影響⁴⁾
(0.3mol/l, 23°C)

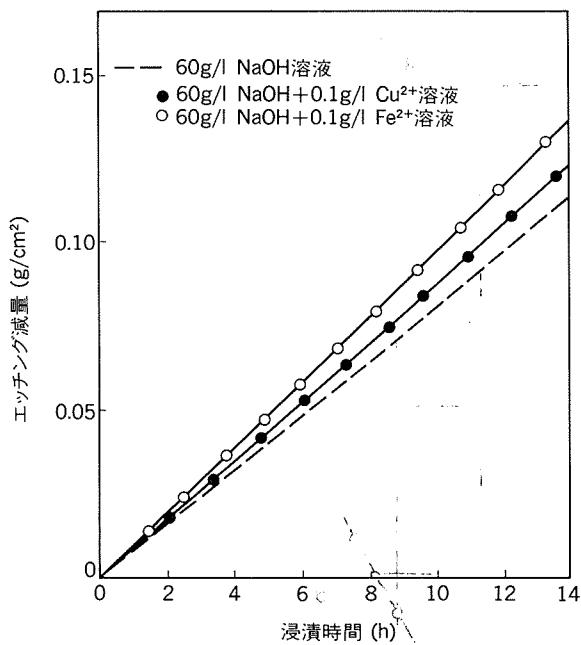


図7-2 溶液中の金属イオンのエッチング減量への影響⁷⁾
(20°C)

図7-2は、硫酸塩のかたちで鉄、銅をそれぞれ同量添加したNaOH溶液中での浸漬時間と高純度アルミニウム(99.99mass%)のエッチング減量の関係を表す⁷⁾。浸漬時間が長い場合には、エッチング減量との間には直

線関係が成立する。前述の例と同様に、同じ添加量であっても、鉄は銅よりエッチング速度を増す効果が大きい。

種々の微量元素を添加したアルミニウムのエッチング速度を図8と表4に示す⁸⁾。白金、鉄及び銅は著しくエッチング速度を増す。その他の微量添加元素のエッチング速度への影響はつきのとおり分類される⁸⁾。

- (a) わずかに増加させる…Zn, Cd, Mg, Si
- (b) 影響しない…Bi, Ca,
- (c) 減少させる…Sn, Sb, Pb

個々の元素添加量とエッチング速度の関係は単純ではない(表4)。

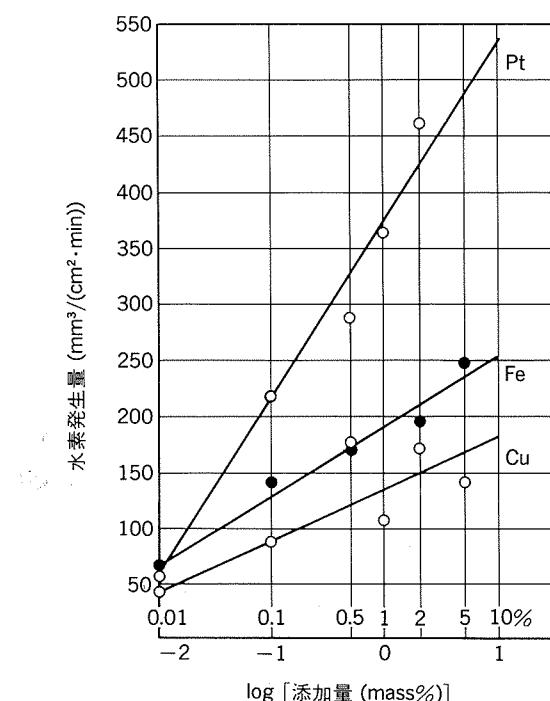


図8 添加量のエッチング速度への影響⁸⁾
(0.5mol/l, 25°C)

表4 微量添加元素のエッチング速度に及ぼす影響⁸⁾
(0.5mol/l, 25°C)

添加元素	添 加 量 (mass%)					
	0	0.1	0.5	1.0	2.0	5.0
Zn	15.6	25	60	34	—	—
Cd	—	50	22	26	—	—
Sn	—	11	10	16	—	—
Sb	—	—	12	14	15	—
Pb	—	—	14	—	—	—
Bi	—	—	16	—	—	—
Si	—	—	47	—	—	—
Mg	—	16	29	41	—	24
Ca	—	—	17	20	—	—

(mm³/(cm²·min))

図9-1と図9-2に、銅、鉄、シリコン及びマグネシウムを添加した合金のエッチング時間（浸漬時間）とエッチング減量の関係を示す⁷⁾。シリコン及びマグネシウムを添加した合金のエッチング速度は、純アルミニウム合金のそれより遅く、シリコンの添加量が多いほど遅い。鉄、銅を添加した合金のエッチング速度は、純アルミニウムのそれより速い。

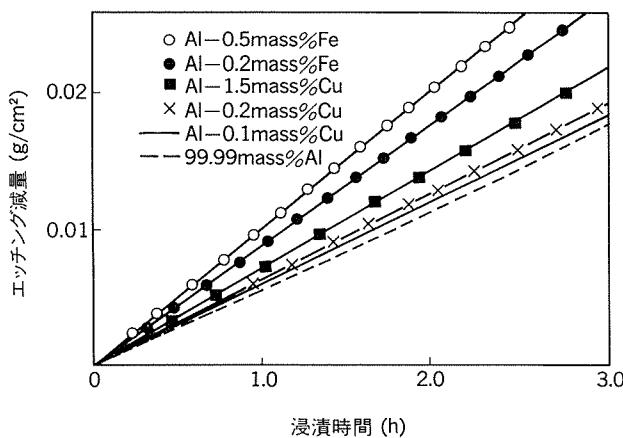


図9-1 アルミニウム合金中の鉄及び銅のエッチング減量への影響⁷⁾
(60g/l, 20°C)

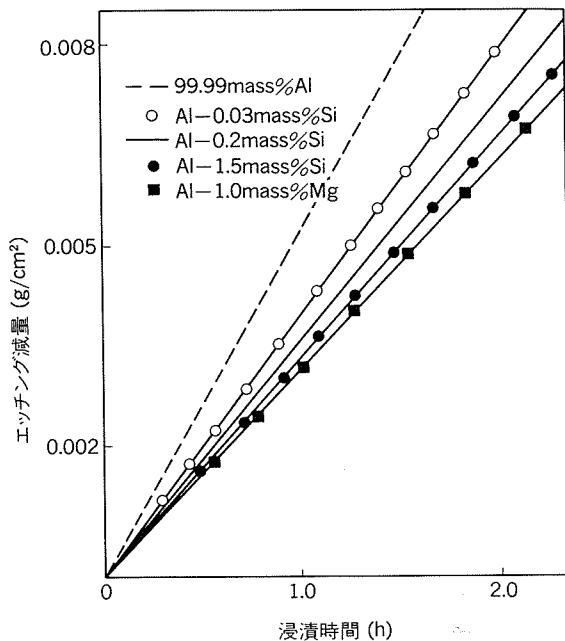


図9-2 アルミニウム合金中のシリコン及びマグネシウムのエッチング減量への影響⁷⁾(60g/l, 20°C)

3.3.2 6063合金中の添加元素の影響

表5は6063合金中の鉄、マンガン、亜鉛の添加量を変えた場合のエッチング速度を示す¹⁾。表中の6063合金は、鉄の添加量により2つのグループに分類でき、エッチング速度に20%ほどの差がある。マンガンや亜鉛は、エッチング速度にあまり影響しない。

表5 6063合金中の添加元素のエッチング速度への影響¹⁾

合 金	含 有 量 (mass%)			エ ッ チ グ 速 度 (mg/(cm²·min))
	Fe	Mn	Zn	
A	0.28	0.045	0.005	1.55
B	0.26	0.040	0.035	1.50
C	0.24	0.002	0.035	1.55
D	0.15	0.004	0.035	1.30
E	0.11	0.002	0.030	1.28

注. 全アルカリ: 115g/l, 遊離アルカリ: 89g/l, 温度56°C

しかし、亜鉛はエッチング後の表面外観に影響を及ぼすことが知られている⁹⁾。すなわち、図10に示すように、亜鉛を0.04mass%含む合金は結晶粒界が優先的に溶解する。それに対し、さらに多くの亜鉛を含む合金では、結晶粒内が方向性のあるしづわ状にエッチングされ、しかも、そのしづわの方向はそれぞれの粒内で異なっており、表面外観は梨地状を呈する。合金中に固溶している亜鉛は、NaOH溶液中に $Zn(OH)_4^{2-}$ や $Zn(OH)_3(OH_2)^-$ 等の錯イオンとなり溶解するが、金属界面における亜鉛イオン濃度がある程度まで上昇すると、特定の結晶面に優先的に再析出する。析出した亜鉛はカソードとして働き、その周辺のアルミニウムの溶解を促進し、局部的にエッチング速度の差を生じさせるために、特徴的な外観を呈することとなる。

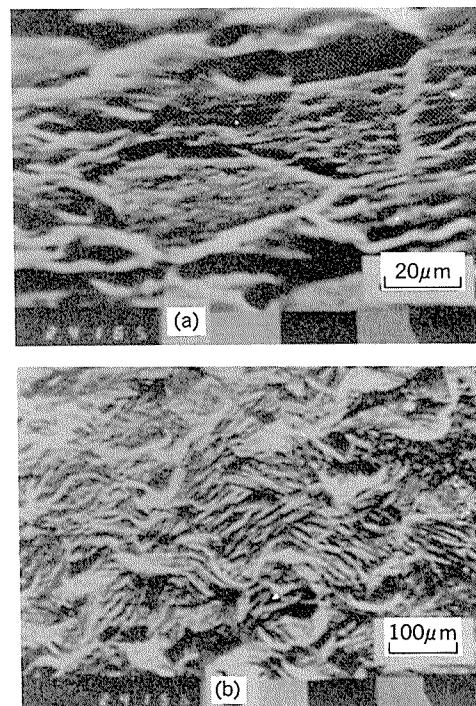


図10 6063合金のエッチング面の形態⁹⁾
(a): 粒界の優先溶解(0.04mass% Zn)
(b): 粒界内のしづわ状溶解(0.07mass% Zn)

従って、合金中の亜鉛添加量及び溶液中の亜鉛濃度を厳しく管理するとともに、溶液中に硫化ナトリウムを添加し硫化亜鉛の沈澱として除去することが行われる。

3.3.3 5005合金中の添加元素の影響¹⁰⁾

表6は、3種類の5005合金とマンガンを含む3103合金の成分値、鏡面光沢度及びエッティング減量を示す。

5005合金は、鉄添加量が多いほどエッティング速度が速く鏡面光沢度の低下が著しい。鉄添加量の多い合金ほど、エッチピットの密度が大きく、同一エッティング量における鏡面光沢度も低い。図11に示すようにエッチピットは金属間化合物(FeAl₃)のまわりに形成しており、鏡面光沢度はFeAl₃の分布密度に影響される。

3103合金中に存在する金属間化合物(FeMnAl₆)の分布密度は、5005合金中のFeAl₃のそれより大きく、鏡面光沢度の低下はより著しい。

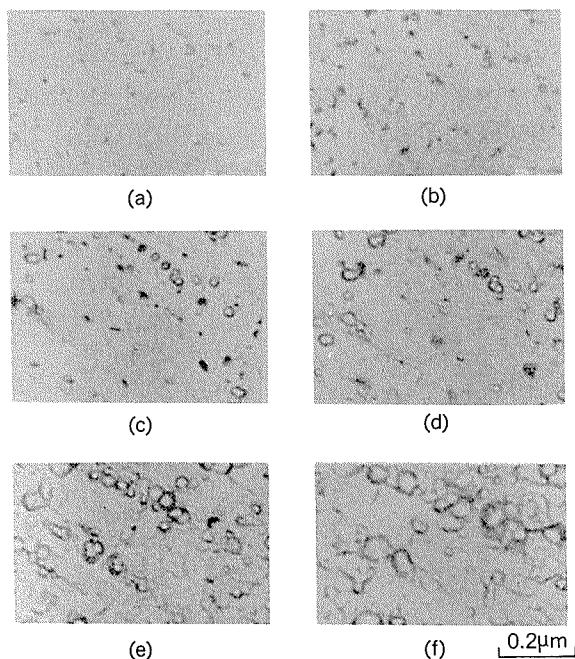


図11 5005合金(0.59mass%Fe)上のエッチピットの生成過程¹⁰⁾

(a) : 0.5%HF, 30秒浸漬後
 (b)~(f) : 5%NaOH, 70°C – (b) : 30秒, (c) : 1.5分,
 (d) : 2.5分, (e) : 4.5分, (f) : 6.5分

3.4 抑制剂・促進剤の作用

Kapeは、表7に示す各種ナトリウム塩及びカリウム塩についてエッティング速度及びエッティング後の外観への影響について検討した²⁾。

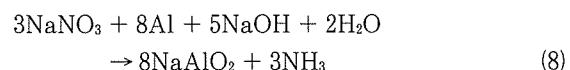
臭素酸塩、ペルオキソホウ酸塩、硝酸塩、亜硝酸塩、クロム酸塩、りん酸塩及びふっ化物は、エッティング中にアルミニウム表面で還元されたり、アルミニウム表面に不活性な皮膜を形成し、エッティング速度や外観に影響する。

ふっ化物や亜硝酸塩は白色化効果が、また硝酸塩には平滑化の効果がそれぞれある。りん酸塩には、白色化と平滑化の両効果がある。クロム酸塩やフロロけい酸塩は不活性な皮膜を形成し、アルミニウムの溶解を抑制する。

亜硝酸塩を含むNaOH溶液中では、式(7)に示す化学反応式で表されるように、亜硝酸イオンは、アルミニウムと水酸化ナトリウムとの反応に際し発生する水素により還元され、アンモニアとなる。



硝酸塩を含むNaOH溶液中のアルミニウムの反応は、式(8)に示す化学反応式で表される。



硝酸塩の添加は、亜硝酸塩の場合と同様、アルミニウムのエッティングを促進し、水酸化ナトリウムの消費が少量で済むという利点もあるが、液中の濃度管理が難しい。

加藤らは、アラビアゴム、トラカントゴム、寒天、可溶性澱粉等の高級多糖類、酸性サポニン、 α -アミラーゼ及びクロム酸ナトリウムのエッティング抑制効果について報告している¹¹⁾。

高級多糖類及びその加水分解生成物である单糖類の抑制率を表8に示す。高級多糖類を含むNaOH溶液中のアルミニウムのエッティングは、粘性増加による拡散律速ではなく、活性化過程により律速される。单糖類は、むしろ、促進効果を示し、その効果は親水基を多くもつ单糖類において著しく、疎水基の導入により抑制効果が生まれる。従って、多糖類の抑制効果は、单糖類がアセタール化により結合、高分子化し、疎水性が増すことにより発現すると考えられている。

表6 5005合金中の鉄添加量のエッティング速度・鏡面光沢度への影響¹⁰⁾

合 金	Fe	Mn	鏡面光沢度			エッティング減量(mg/cm ²)			エッティング速度 (mg/(cm ² ·min))
	(mass%)	(mass%)	2*	7*	15*	2*	7*	15*	
A-5005	0.15	0.02	122	60	34	1.22	3.74	8.10	0.53
B-5005	0.30	0.02	58	49	29	1.36	4.15	9.01	0.59
C-5005	0.59	0.02	67	43	23	1.55	4.78	10.15	0.68
F-3103	0.54	1.16	37	30	20	1.72	5.25	11.07	0.75

* エッティング時間(min)

表7 アニオンのエッティング速度に及ぼす影響²⁾ (50g/l, 60±2°C)

添加剤	添加量 (g/l)	エッティング速度 (mg/(dm ² ·min))	抑制剤(I) または促進剤(A)
なし		60-70	-
NaCl	50	35	I
KBr	50	72	-
KI	50	51	I
NaClO ₃	50	67	-
NaClO ₃	100	105	A
NaClO ₄	50	80	-
NaClO ₄	100	80	-
NaBO ₃	10-50	138	AA
NaBO ₃	100	185	AA
Na ₂ MoO ₄	50	75	-
Na ₂ MoO ₄	100	118	AA
KBrO ₃	10	80	-
KBrO ₃	50	120	AA
KBrO ₃	100	183	AA
Na _{n+2} P _n O _{3n+1}	5	40	I
Na _{n+2} P _n O _{3n+1}	10	60	-
Na ₂ CrO ₄	5	0	II
NaNO ₃	25	70	-
NaNO ₃	50	125	A
NaNO ₂	25	80	-
NaNO ₂	50	100	A
NaF	25	80-90	A
NaF ⁽¹⁾	25-40	90-100	A
Na ₂ CO ₃	25-50	60	-
Na ₂ SO ₄	50	50	I
Na ₃ PO ₄	25-50	80-100	A
Na ₂ SiF ₆	30	0	II
Na ₂ S ₂ O ₃	50	40	I
Na ₂ S	50	60-70	-
Na ₂ B ₄ O ₇	50	20-90	I
酢酸ナトリウム	50	40	I
ショウ酸ナトリウム	50	65	-
イタコン酸ナトリウム	50	50	I
ジグリコール酸ナトリウム	50	55	I
クエン酸ナトリウム	50	20	II
ギ酸ナトリウム	50	65	-
酒石酸ナトリウム	5-50	20-30	II

注(1)：およそ 35g/l で飽和

図12と表9に、抑制剤と促進剤を添加した場合のアーレニウスプロット及び活性化エネルギー等の値を示した。アラビアゴム、トラカントゴム、α-アミラーゼなどの抑制剤の場合には、頻度因子の項は無添加の場合のそれと大差がない。従って、エッティング速度の減少は活性化エネルギーの増加に起因する。それに対し、クロム酸ナトリウムのように、アルミニウム上に厚い皮膜を形成する抑制剤の場合には、活性化エネルギー、頻度因子とも

表8 添加物質と抑制率³⁾

高級多糖類	左の加水分解生成物
アラビアゴム +80.8%	アラビノース -16.2% ラムノース +11.3% ガラクトース -15.7%
トラカントゴム +88.0%	アラビノース -16.2% グルクロン酸 -35.9%
可溶性澱粉 +74.1%	グルコース -11.1% マンノース -55.2%
寒天 +83.3%	ガラクトース -15.7% フラクトース -34.9%

注. 1mol/l NaOH, 高級多糖類 1mass%, 加水分解生成物 0.05mol/l

$$\text{抑制率} = (\rho_0 - \rho) / \rho_0$$

ρ_0 : 抑制剂を含まない場合のエッティング量

ρ : 抑制剂を含む場合のエッティング量

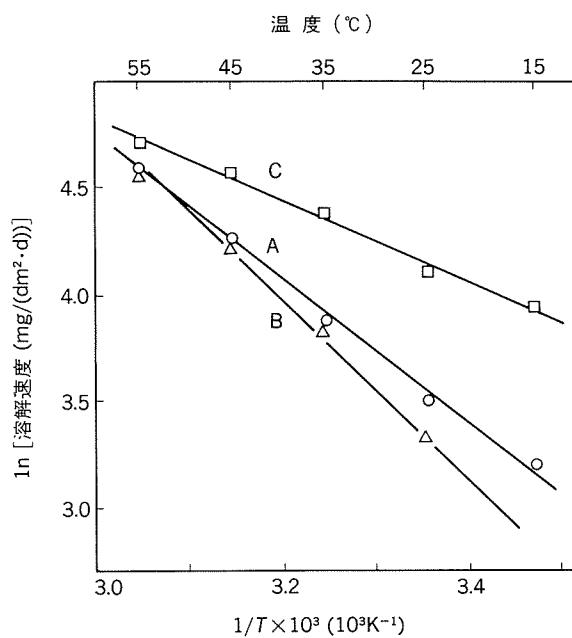


図12 1mol/l NaOH溶液中におけるアルミニウムの溶解反応に対するアーレニウスプロット³⁾

A: 添加物なし

B: 0.1mol/l クロム酸ナトリウム添加

C: 0.1mol/l トリポリリン酸ナトリウム添加

表9 抑制剂、促進剤を添加した場合の活性化エネルギー及び頻度因子³⁾

添加剤	活性化エネルギー $\Delta H(\text{kcal/mol})^{(1)}$	頻度因子	アルミニウムとの相互作用
なし	15.4	6.4×10^{14}	
アラビアゴム	16.4	4.9×10^{14}	単分子吸着
トラカントゴム	16.7	3.0×10^{14}	単分子吸着
α-アミラーゼ	16.5	5.6×10^{14}	単分子吸着
サボニン	17.3	19.6×10^{14}	多分子吸着
クロム酸ナトリウム	19.7	5.7×10^{17}	厚い多分子吸着
トリポリリン酸ナトリウム	8.9	4.6×10^{10}	

注(1) 1cal/mol=4.186J/mol

に著しく増加する。厚い皮膜を形成するにもかかわらず、エッチング速度があまり減少しないのは、頻度因子の増加に起因する。促進剤であるトリポリリン酸ナトリウム添加液では、活性化エネルギー、頻度因子とともに著しく減少する（ただし、Kape の実験²⁾では促進効果は認められていない）。

4. アルミニウム合金中の金属間化合物の挙動

Guminski ら¹²⁾は、マトリックスと金属間化合物（析出相）の溶解性の比較を、エッチング後の断面を顕微鏡で観察することにより行った。図13は、10mass%NaOH 溶液中でエッチングした場合の断面写真である。Si, CrAl₃, TiAl₃, β -AlMg は、周囲のマトリックスより溶解が遅く、溶け残っているのが観察される。逆に Mg₂Si, CuAl₂, MnAl₆ は周囲のマトリックスより溶解が速く、FeAl₃, NiAl₃ はマトリックスとほぼ同じ速度で溶解する。NaOH 溶液にふっ化物、硝酸塩あるいは亜硝酸塩を添加した液においても、マトリックスに対する

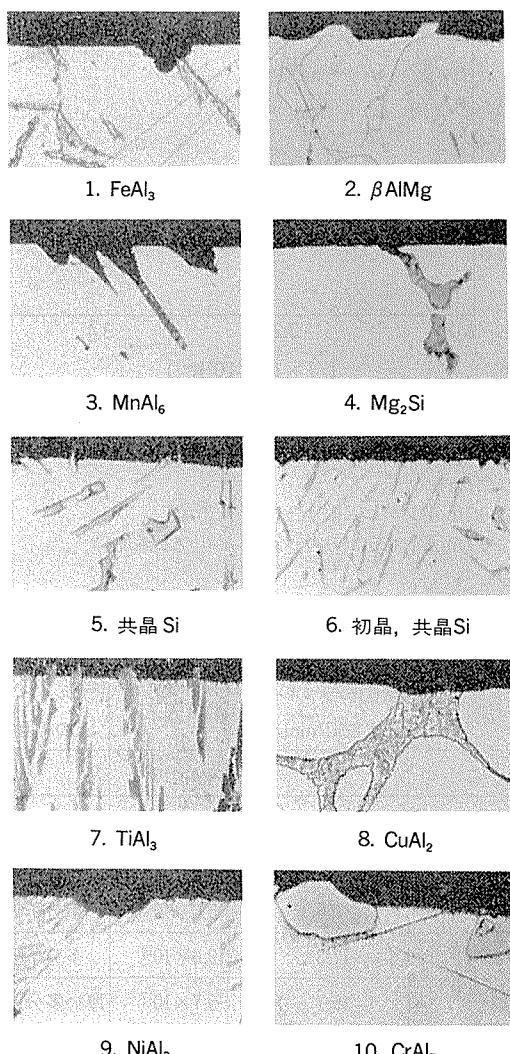


図13 エッチング後のそれぞれの合金の断面写真¹²⁾

金属間化合物のエッチング挙動は基本的に変化がない。しかし、FeAl₃を含むマトリックスに発生する孔食は、いくらか減少し、MnAl₆は硝酸ナトリウム、亜硝酸ナトリウムを含む液中では溶解速度がかなり遅くなる。

(Fe, Mn)Al₃, (Fe, Cr)Al₃, (Fe, Mn, Cr)Al₃ 及び (Fe, Cu)Al₃ は、それぞれのマトリックスより溶解が遅く、マトリックスとほぼ同じ速度で溶解する FeAl₃ と対照的である。

さらに、Short ら¹³⁾は同様の手法で 3 元及び 4 元の金属間化合物について観察した。(Cr, Mn)₂Al₁₁, (Mn, Fe, Cr)Al₆ 及び (Mn, Cu)Al₆ もそれぞれのマトリックスより溶解が遅いが、(Mn, Fe)Al₆ はほぼ同じ速度で、MnAl₆ はより速く溶解する。

α -AlFeCuSi と α -AlFeMnSi はともにマトリックスよりかなり溶解は遅い。一方、 α -AlFeCrSi はマトリックスよりも部分的に速く溶解する。 α -AlFeSi はマトリックスより溶解が遅く、金属間化合物上には激しい孔食が発生する。Fe の一部を Cu, Mn で置き換えることにより、金属間化合物とマトリックスの溶解速度の差は小さくなる。さらに、Cu は孔食をかなり抑え、Mn, Cr を含む金属間化合物には孔食は発生しない。

一方、杉本ら¹⁴⁾は、高純度アルミニウムを A 相、FeAl₃ を B 相とし、Al-0.5mass%Fe 合金を A, B 両相からなる 2 相合金に近似して、A 相と B 相の分極曲線及び 2 相合金の自然電極電位の測定により、2 相合金の腐食形態（溶解挙動）を予測した。図14に示すように Al-0.5 mass%Fe 合金の自然電極電位は FeAl₃ の分極曲線に対してはカソード分極領域に相当し、かなり大きなカソード電流が流れうる領域である。従って、1 mol/l NaOH 溶液中で Al-0.5mass%Fe 合金が溶解する場合には、マトリックスは大きな速度で溶解するが、FeAl₃ では水素ガスを発生するのみでそれ自体はほとんど溶解しない

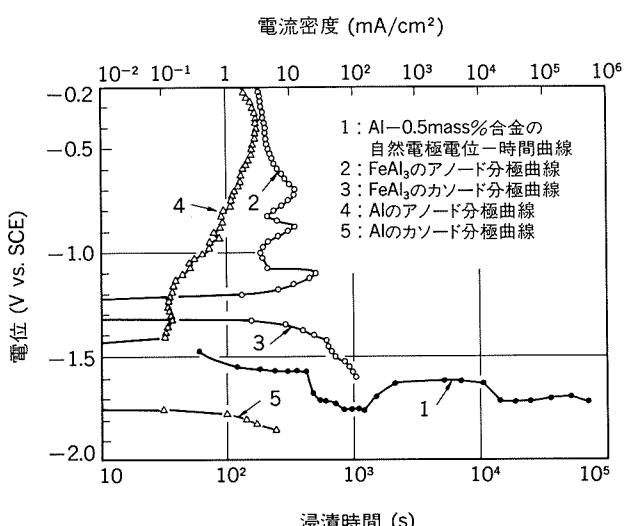


図14 高純度アルミニウムと FeAl₃の分極曲線と Al-0.5mass%Fe 合金の自然電極電位の経時変化¹⁴⁾(1mol/l, 25°C)

と推定した。CuAl₂, NiAl₃についても FeAl₃と同様な溶解挙動を示すとしており、Guminski らの観察結果¹²⁾とは一致しない。

Lunder ら¹⁵⁾は、1200合金及び3103合金中に含まれる金属間化合物のエッチング挙動についてSEMとEDSにより調査した。1200合金中に存在するFeAl₃の表面は、NaOH浸漬により、アルミニウムに対する鉄の比率が浸

漬前に比べ高くなっている(表10)。3103合金中のSi, Mnを含む金属間化合物に関する限り、鉄とともにSi, Mnの濃化が認められる。図15, 16にNaOH溶液に浸漬した後の1200合金及び3103合金上に存在する金属間化合物の形態を示す。NaOH浸漬による反応生成物の層が濃硝酸に溶解し、金属間化合物は一回り小さくなる。

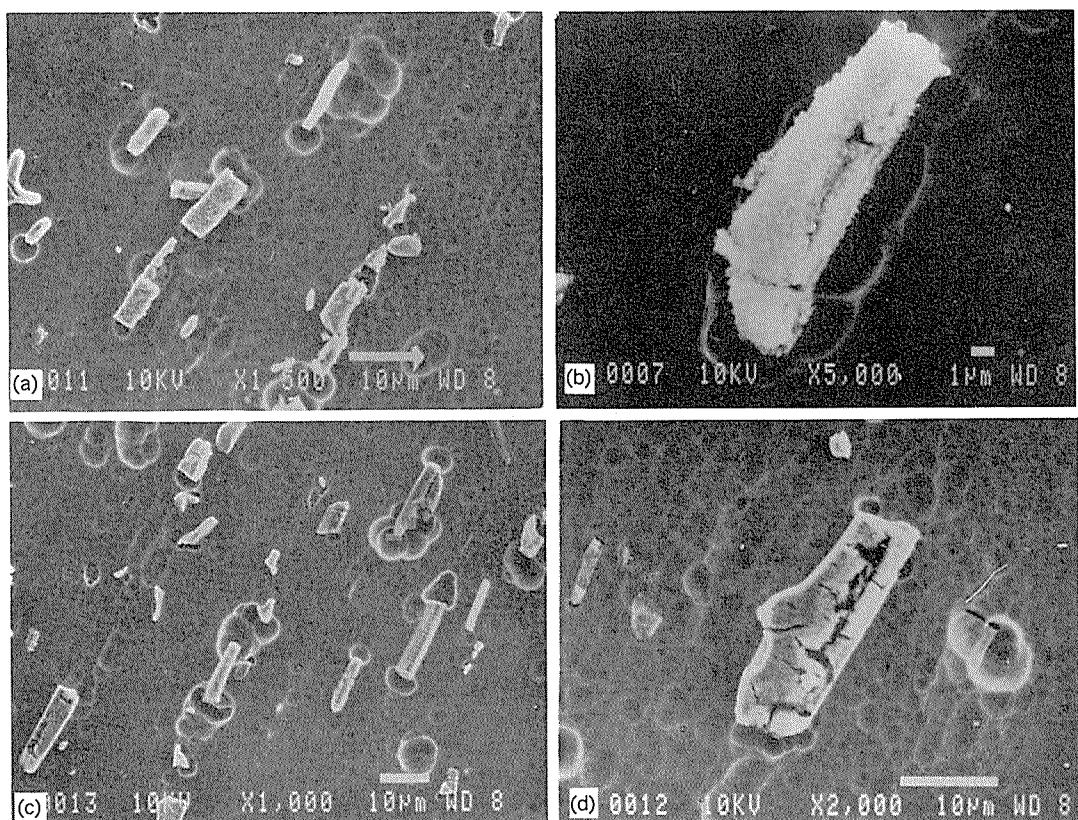


図15 エッティング後の3103合金上に存在する金属間化合物の形態¹⁵⁾

(a), (b) : 濃硝酸浸漬前

(c), (d) : 濃硝酸浸漬後

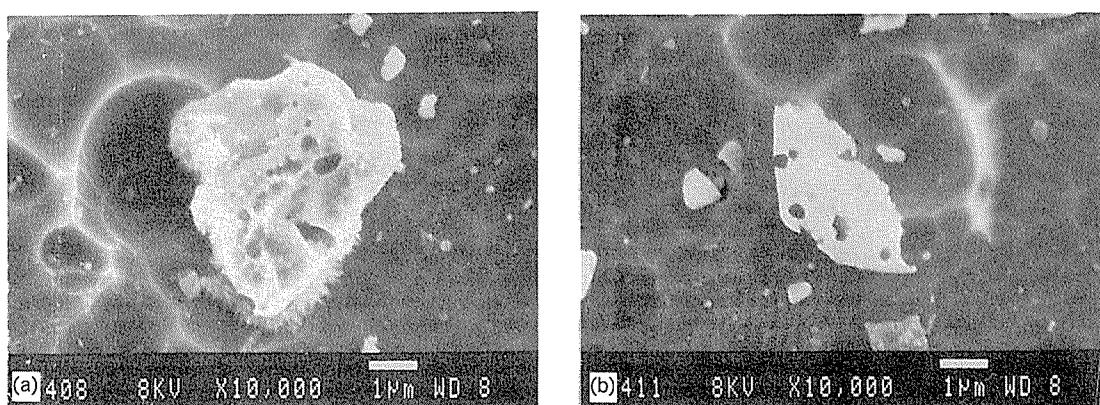


図16 エッティング後の1200合金上に存在するFeAl₃の形態¹⁵⁾

(a) : 濃硝酸浸漬前, (b) : 濃硝酸浸漬後

表10 1200及び3103合金上の金属間化合物上の
Fe/Al ピークの積分比

合 金	表面状態 ⁽¹⁾	積 分 比
AA1200	A	0.12±0.03
	B	0.18±0.08
	C	0.17±0.05
AA3101	A	0.026±0.005
	B	0.09±0.02
	C	0.06±0.03

注(1) A : アルミナで研磨

B : 0.5mol/l NaOH中10分間エッティング

C : B の後、濃硝酸に短時間浸漬

表11に示すように、3種類の金属間化合物 FeAl_3 , $(\text{Mn}, \text{Fe})\text{Al}_6$, MnAl_6 のそれぞれの単体を NaOH 溶液に浸漬しても、表層では Fe と Mn の濃化が認められる。さらに、 $(\text{Mn}, \text{Fe})\text{Al}_6$ の中の Mn/Fe 比は浸漬前後で変化がない。以上のことから、アルミニウム合金中の金属間化合物 FeAl_3 は、杉本の考えたように不溶なわけではなく、 FeAl_3 中のアルミニウムが選択的に溶解して、表層

表11 金属間化合物の組成（上段）と0.5mol/l NaOH溶液に
1時間浸漬した後の表面組成（下段）¹⁵⁾ (mass%)

金属間化合物	Al	Mn	Fe	Mn/Fe
FeAl_3	59	—	41	0
	9±2	—	90±3	0
$(\text{Mn}, \text{Fe})\text{Al}_6$	74	15	11	1.4
	12±2	50±1	38±1	1.3
MnAl_6	74	26	—	∞
	58±6	42±6	—	∞

に濃化した鉄等の貴な元素がカソードとして作用していると現在では考えられている。

5. あとがき

本報では、アルミニウム合金の NaOH 溶液中でのエッティング挙動について概説した。ここで取り上げたこと以外にも、ディファレンス効果、電気化学的エッティング、キレート剤・界面活性剤の働き等は重要かつ興味深い事柄ではあるが紙面の都合で割愛した。

参考文献

- 1) B. Chatterjee and R. W. Thomas, Trans. Inst. Met. Finishing, 54 (1976), 17.
- 2) J. M. Kape, *ibid.*, 48 (1970), 43.
- 3) 加藤正義, 工化誌, 68 (1965), 1636.
- 4) M. A. Streicher, Trans. Electrochem. Soc., 96 (1949), 170.
- 5) N. Zaki : Aluminium Finishing '88, Cincinnati, (1988), 6-1
- 6) M. A. Streicher, Trans. Electrochem. Soc., 93 (1948), 286.
- 7) M. N. C. Ijomah, Indian J. Technol., 27 (1989), 9.
- 8) M. E. Straumanis and N. Brakss, Trans. Electrochem. Soc., 96 (1949), 310.
- 9) A. J. Dowell, Trans. Inst. Met. Finishing, 65 (1987), 147.
- 10) B. Chatterjee, R. W. Thomas and G. D. Dunstan, *ibid.*, 55 (1977), 35.
- 11) 加藤正義, 田中 清, 工化誌, 68 (1965), 166.
- 12) R. D. Guminiski, P. G. Sheasby and H. J. Lamb, Trans. Inst. Met. Finishing, 46 (1968), 44.
- 13) E. P. Short and P. G. Sheasby : *ibid.*, 47 (1969), 27.
- 14) 杉本克久, 沢田可信, 日本金属学会誌, 37 (1973), 148.
- 15) O. Lunder and K. Nisancioglu, Corrosion-NACE, 44 (1988), 414.

技術資料

アルミニウム合金製システムトラス
—アーバンスペースフレームによる構造デザイン—

檜山 裕二郎 水越秀雄
飯島 俊比古

The System Truss Composed of Aluminium Alloys
—The Structural Designing Using Urban Space Frame—

Yujiro Hiyama, Hideo Mizukoshi and Toshihiko Iijima

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウム合金製システムトラス —アーバンスペースフレームによる構造デザイン—

檜山 裕二郎* 水越 秀雄**
飯島 俊比古***

The System Truss Composed of Aluminium Alloys —The Structural Designing Using Urban Space Frame—

Yujiro Hiyama, Hideo Mizukoshi and Toshihiko Iijima

As the latest way to create space that has the open feeling of an atrium, the space truss structure is frequently used in roof and wall constructions. Because of its structural form and weight reduction by means of 3-dimensional axial forces, long span structure can be used; due to structural simplicity, the structure can easily be systemized by using ball-joints as connections.

A systemized space truss commonly called a system truss. It originated from the West German Mello system, in which ball-joints were used as connections. The system was later developed as a steel-pipe space truss; several domestic companies were successful in its systematization.

Last year, SLM introduced an U.S. system truss technologies for a system composed of aluminium alloys. This article briefly discusses this system truss, and covers the system outline, design method and a summary of structural tests that conforms to the Building Standard Law. Based on the Building Standard Law, two designs have already been technically appraised.

1. はじめに

近年、アトリウム建築などの開放感のある居住空間を演出する手段として、その屋根、壁などに立体トラスを用いる例が多い。また、展示場や公共広場などの大屋根、ホテルやレストランなどのキャノピー、さらにショッピングモール屋根として、立体トラスが多様な形状で用いられている。特にアトリウムについては、キャノピー、ショッピングモールなどと一体となり、立体トラスによって効果的な空間創造がなされている。

また、近年の建築デザインの傾向として構造骨組を積極的に見せる手法が採用されており、立体トラスはその外観の持つ美しいフォルムにより構造骨組として不可欠な要素となっている。その結果、立体トラスは従来のデザインに対する従属性的構造とは異なり、建築物全体の中の機能として取り込まれている。また、どのようなイ

メージで組み入れるかなどソフトな部分と、構造的に一層有効な架構形式を追求するハードな計画設計が平行して行われている。

立体トラスは、その構造形式が三次元軸力型であることから、大スパンの架構が可能である。また、基本モジュールの単純な繰り返しによって多様な曲面形状が創造され、さらに構造の単純さゆえに標準構成部品に基づくプレファブ化も可能である。この標準化された立体トラスを一般にシステムトラスと称しており、西ドイツで開発された鋼製ボールジョイントを接合金具とするメロシステムがその原形である。その後、システムトラスは鋼管立体トラスとして発展し、国内では鉄鋼メーカーなど数社がシステム化に成功している。

システムトラスはその構造の特長である「トラス節点が中実または中空の球体で、ボルト一本のみを用いた引張型の接合」が現行の建築基準法に記載のない特殊な構法であり、建築基準法第38条に基づく大臣認定を取得する必要がある。当社では、アルミニウム合金製のシス

* エンジニアリング事業本部アーバン事業部設計技術部

** 技術研究所応用研究部

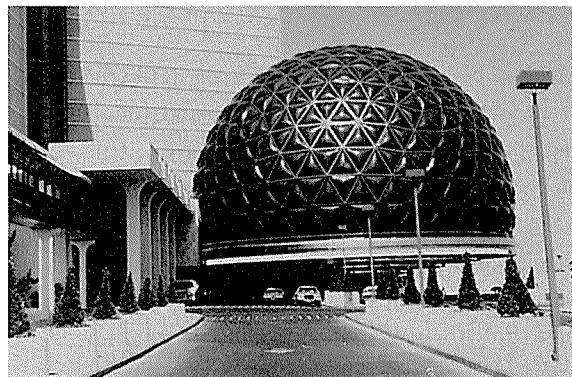
*** (株) 飯島建築事務所、工学博士

ムを昨年米国 Starnet 社より技術導入した。本報ではこのアルミニウム合金製のシステムの概要、設計手法、及び大臣認定を取得すべく実施した一連の構造実験について報告する^{*1}。なお、当社ではこの大臣認定の実績となる個別認定を 2 件取得している。

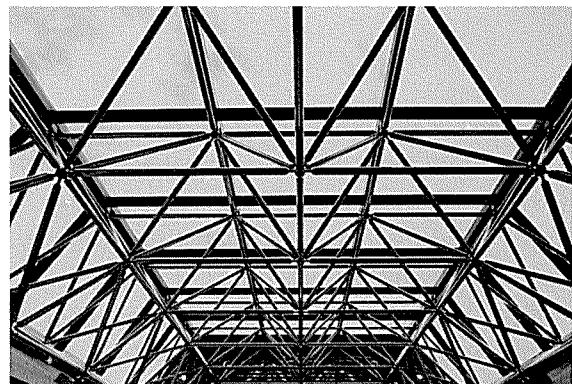
2. アーバンスペースフレームのシステム概要

2.1 接合部形状

米国 Starnet 社はアルミニウム合金製システムトラスを用い、過去20年間で約700物件の実績があり、その中にはマイアミのディズニーランドやラスベガスのシーザースパレスなどユニークなものも含まれている（図1）。当社はこの Starnet のシステムトラスの CAE システム「STAR CAD」を含む設計システムを一括して技術導入し、「アーバンスペースフレーム」として国内向に適用



(a) ドーム型建築物



(b) アトリウム屋根

図1 アーバンスペースフレーム実施例

* 1 本誌では量値の表示にSI単位系が採用されているが、本報では、内容が建築基準法と密接な関係を有するため、特に力、荷重、応力等については現行の建築基準法で慣用されている単位記号を用いて記述することとする。なお、主なものSI単位との関係は次のとおりである。

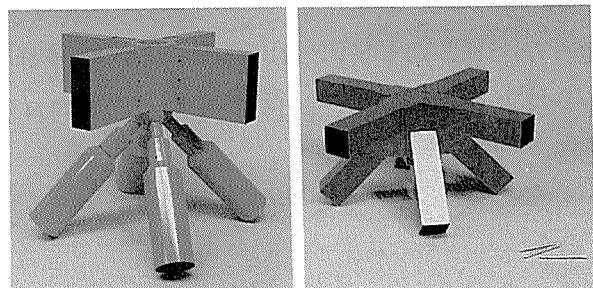
[軸力、荷重] 1t ≈ 9.8kN

[麻力度・強度] $1t/cm^2 \doteq 9.8kN/cm^2$

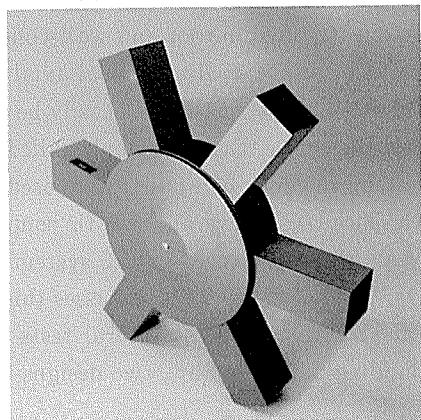
$$1\text{kg/cm}^2 \equiv 9.8\text{N/cm}^2$$

すべく、建築基準法に基づく一連の評定作業を実施した。アーバンスペースフレームは3タイプの接合部すなわち(1) OMNI Hub, (2) GEO Hub, (3) DOME Hubを持ち(図2参照), 用途に合わせて用いられるが, 本報では構造評定を取得したOMNI Hubシステムを中心に報告する。

OMNI Hub システムの接合部形状を図 3 に示す。構成はストラットと呼ばれるトラス材、ハブと称するボールジョイント、ストラットの材端を形成するエンドプラ



(a) OMNI Hub (b) GEO Hub



(c) DOME Hub

図2 アーバンスペースフレーム接合部

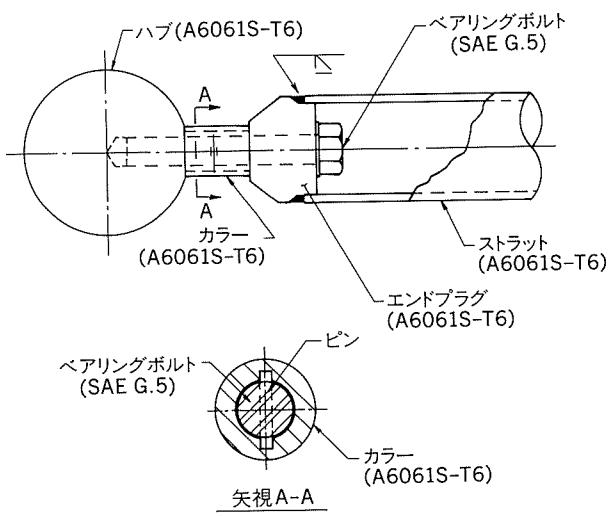


図3 OMNI-Hubシステム接合部

グ、ペアリングボルト及びカラーの5つの部品である。ハブはアルミニウム合金押出し棒を外面切削して球状に加工し、ボルトを螺入する雌ネジを切っている。エンドプラグはアルミニウム押出し材の内外面切削によって所定の形状に加工し、F8T相当の高力ボルトであるペアリングボルト (SAE G.5) を挿入後、ストラットの材端に溶接される。カラーもアルミニウム合金押出し材である。このカラーにはボルト締付に用いるためのキー溝が設けてあり、ボルト軸部のピンによって回転力を伝える。ストラットは弦材、斜材ともに中心軸線がこのハブ中心で合致するようになっており、力の伝達は図4に示す経路である。主要な構成部品であるストラット、ハブ及びペアリングボルトの使用範囲を表1に示す。

2.2 基本モジュール及び形状タイプ

アーバンスペースフレームの基本モジュールは三角錐または四角錐形状であり、その繰り返しにより立体トラスを形成する(図5)。三角錐モジュールは主にドーム形状に、四角錐モジュールはフラット、アーチ、その他の形状に用いられる(図6)。さらに立体トラスの規模及び荷重状態により基本モジュールの配置が異なる。一例を挙げると、フラット形状は図7のように、SQ2タイプを標準とするが、規模が小さく、かつ面として躯形を保つことが主に要求される場合、または荷重状態が長期荷重、あるいは積雪荷重など下向きの荷重が支配的となる場合には下弦材及び斜材を減じたSQ1及びSQ3タイプが用いられる。

アーバンスペースフレームの設計はCAEシステム

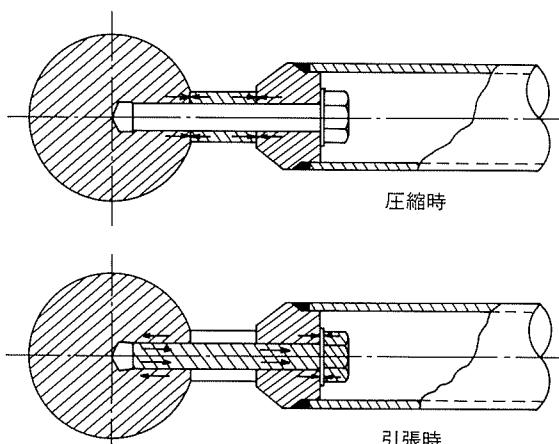


図4 力の伝達経路

表1 構成部品の使用範囲

構成部品	使 用 範 围 (mm)
ストラット	$\phi 48.26 \times t 2.77 \sim \phi 323.85 \times t 9.53$ の55種類
ペアリングボルト	D15.88 ~ D50.80 の10種類
ハブ	$\phi 25.4 \sim \phi 254$ の19種類

「STAR CAD」によって、上記の基本モジュールを要素として、モデリングから構造解析、部材選定、製作指示まで一貫して行われる(図8)。

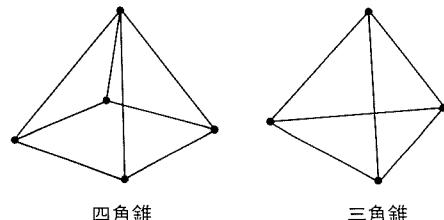


図5 基本モジュール

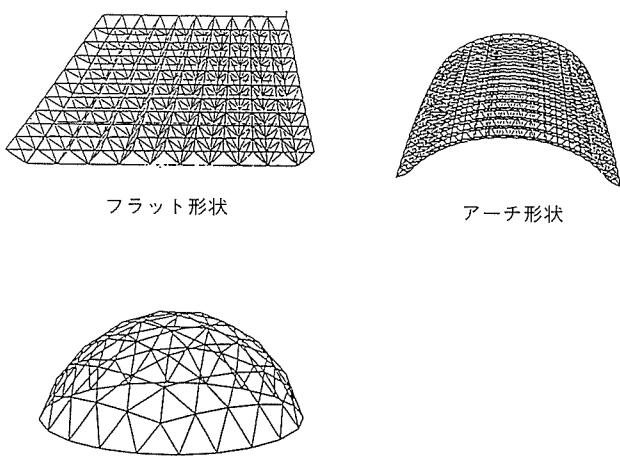


図6 形状タイプの例

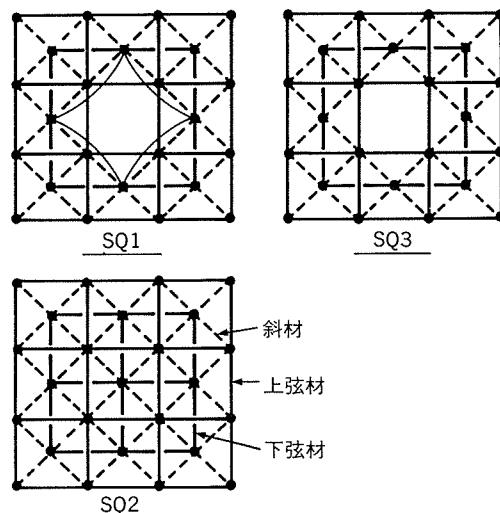


図7 基本モジュールの配置

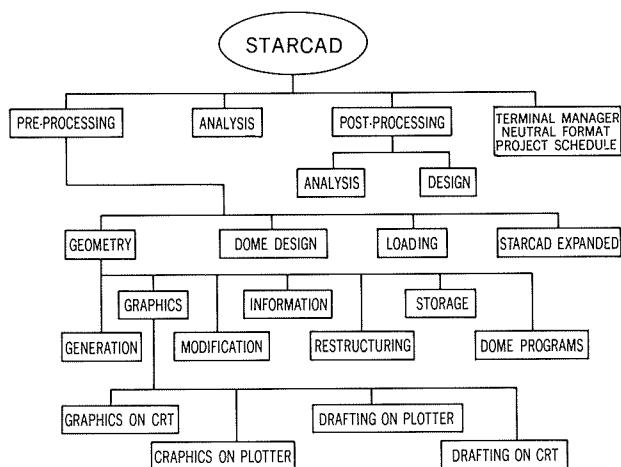


図8 STAR CAD

3. アーバンスペースフレームの設計方法

3.1 許容応力度

アーバンスペースフレームの構成材のアルミニウム合金部材はASTM規格に準拠しているが、本スペースフレームアルミ部材に関するASTM規格はJIS4100に対応しており、本スペースフレームアルミ部材はJIS規格材とみなしえる。許容応力度は(社)日本建築学会の「アルミニウム合金建築構造設計施工規準案・同解説」に準拠する。ここで、アルミニウム合金の応力-ひずみ曲線には、一般に明瞭な降伏点が現れないで、JIS規格は鋼材の降伏点に対応するものとしてアルミに関しては0.2%の永久ひずみを生じる点の応力度($\sigma_{0.2}$)を耐力として定めている。アルミニウム合金の基準強度F値は、このJIS規格の耐力あるいは引張強さの5/6のうちいざれか小となるほうを採用している。

ペアリングボルトは米国SAE規格G.5及びASTM規格A325高張力ボルトであり、強度は高力ボルトF8Tに相当する。ペアリングボルトの基準強度F値は、高力ボルトが建築基準法に基づく告示昭55建告第1795号によりJIS耐力の下限値を用いることから、同様にSAE

表2 構成部品の基準強度(F値)

部品名称	該当規格	仕様
ハブ	A-6061S-T6	$F = 2.25t/cm^2$
エンドプラグ	同上	$F = 2.25t/cm^2, F_w = 1.1t/cm^2$ (溶接部)
カラー	同上	$F = 2.25t/cm^2$
ストラット	同上	$F = 2.25t/cm^2$
ボルト	SAE G.5	F 引張強度 $D25.4未満: 6.64t/cm^2$ $8.44t/cm^2$ $D25.4以上: 5.69$ 7.38
	SAE G.8	$D25.4以上: 9.14$ 10.55

規格の耐力下限値を用いた。なお、SAE規格の耐力値は上述の耐力($\sigma_{0.2}$)である。構成材の材質及び基準強度F値を表2に示す。

3.3 部材算定

アーバンスペースフレームの応力解析には、節点ピンの仮定に基づき、前述した「STAR CAD」を用いるが、この応力解析で用いるストラットの剛性はストラット軸部のみの剛性とする。これは、ハブ中心間を節点間距離として実験によって求められた接合部の剛性を考慮した等価剛性と、ストラット軸部のみの剛性がほとんど同値であること、さらに全体曲げ試験でも立体トラスとしての曲げ剛性が同様に良く一致しており、実用上問題ないと判断されるからである。なお、等価剛性はたわみをより詳しく求める必要がある場合に用いることとする。以

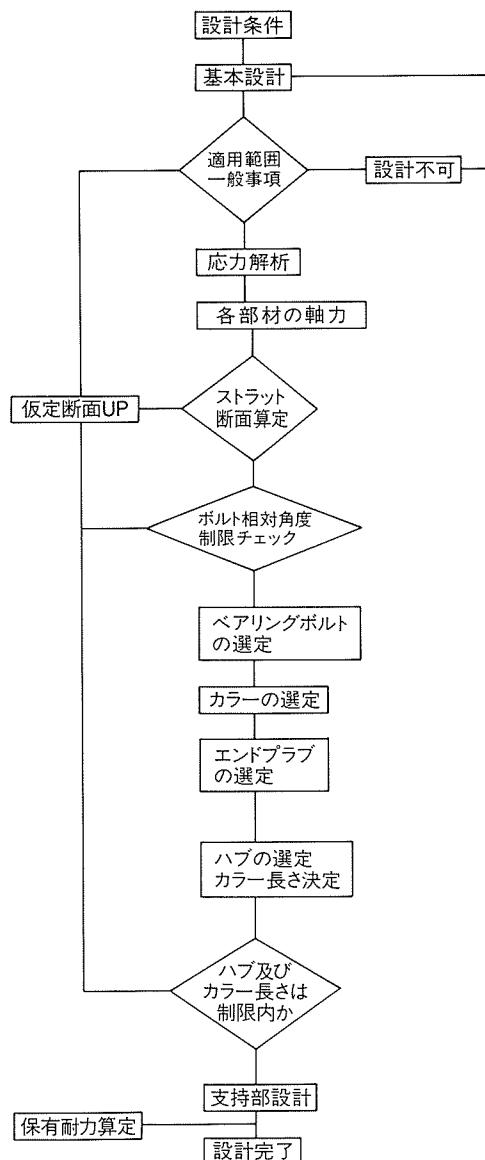


図9 設計のフロー

下に等価剛性の計算式を示す。

$$\text{圧縮材} : 1/K_c = 1/K_{cs} + 2/K_{ce} + 2/K_{cc} + 1/K_{ch}$$

$$\text{引張力} : 1/K_t = 1/K_{ts} + 1/K_{th} + 2/K_{tb}$$

K_c : 圧縮時等価剛性 K_t : 引張時等価剛性

K_{cs} : 圧縮時ストラット軸剛性 K_{ts} : 引張時ストラット軸剛性

K_{ce} : 圧縮時エンドプラグ軸剛性 K_{th} : 引張時ハブ軸剛性

K_{cc} : 圧縮時カラー軸剛性 K_{tb} : 引張時ベアリングボルト軸剛性

K_{ch} : 圧縮時ハブ軸剛性 (注) 単位 : t/cm

ストラットの部材選定は応力解析で得られた軸力に対して算定する。その他の構成部品であるベアリングボルト、カラー、エンドプラグ及びハブは、ストラット許容軸力を上回る許容荷重を持つ部品を設定する。すなわち、許容荷重の設定は「ストラットが降伏するまでハブを含む接合部の各部材は降伏しないこと」としている。

次に各構成材の部材設計方針を述べる。

(1) ストラット

径厚比による制限は、表2に示された溶接部の基準強度 F_w 値を用い、 $D/t \geq 42/F_w$ とする。これは、部材

応力が溶接部の F_w 値を上回ることはない、すなわち溶接部が許容荷重に達する前に軸部が局部座屈することはない、と判断されることによる。断面算定は、細長比を150以下とし、部材軸力に対して、引張りはエンドプラグとの溶接部の許容荷重で算定し、圧縮については同溶接部許容荷重と部材座屈荷重の小さい方で算定する。

(2) ベアリングボルト

ベアリングボルトの断面積はストラットの許容荷重以上の引張荷重を有するように設定する。ここで、立体トラスの応力計算における節点はピンを仮定しているが、トラスの全体変形に伴い節点には相対角度が生じる。その結果、ベアリングボルトに曲げ応力が生じるが、ベアリングボルトの代表的なユニット長及び部材構成に関する節点曲げ試験の結果、ベアリングボルトの曲げ応力は相対角度が $\phi = 4.01 \times 10^{-3} \text{ rad}$ までほとんど線形で、またその値は節点を連続体として計算した値に比較して約1/10であった。さらに、ストラットが許容荷重に達する際の曲げ変形量から算出した相対角度も、ベアリングボルトの曲げ応力の線形範囲最大値の約1/2である。

表3 標準部品の組み合せの一例

ストラット				対応するベアリングボルト				対応するカラー		
呼び (inch)	断面寸法 外径×厚さ(cm)	断面積 (cm ²)	溶接部許容 軸力(t)	呼び (mm)	有効断面積 (cm ²)	許容軸力 (t)	埋込み 長さ(cm)	呼び (mm)	有効断面積 (cm ²)	許容軸力 (t)
2.5SCH10	7.303×0.305	6.701	4.91	19.05	1.33	5.65	2.95	38.10	6.312	9.46
2.5SCH40	7.303×0.516	10.994	8.06	22.23	1.97	8.49	3.73	44.45	9.243	13.86
2.5SCH80	7.303×0.701	14.539	10.66	25.40	2.74	11.81	4.51	50.80	12.645	18.96
2.5SCH160	8.890×0.305	19.002	13.93	31.75	4.31	16.33	4.93	63.50	20.729	31.09
3.0SCH10	8.890×0.549	8.221	6.02	22.23	1.97	8.49	3.73	44.45	9.243	13.86
3.0SCH40	8.890×0.549	14.377	10.54	25.40	2.74	11.81	4.51	50.80	12.645	18.96
3.0SCH80	8.890×0.762	19.458	14.29	31.75	4.31	16.33	4.93	63.50	20.729	31.09
3.0SCH160	8.890×1.110	27.130	19.89	34.93	5.30	20.09	5.59	69.85	25.559	38.33
3.5SCH10	10.160×0.305	9.437	6.92	22.23	1.97	8.49	3.73	44.45	9.243	13.86
3.5SCH40	10.160×0.574	17.287	12.68	31.75	4.31	16.33	4.93	63.50	20.729	31.09
3.5SCH80	10.160×0.808	23.732	17.40	34.93	5.30	20.09	5.59	69.85	25.559	38.33
3.5SCH160	10.160×1.270	35.470	26.01	31.75	8.82	33.43	7.21	88.90	42.748	64.12
4.0SCH10	11.430×0.305	10.653	7.81	22.23	1.97	8.49	3.73	44.45	9.243	13.86
4.0SCH40	11.430×0.602	20.478	15.07	31.75	4.31	16.33	4.93	63.50	20.729	31.09
4.0SCH80	11.430×0.856	28.435	20.85	38.10	6.70	25.39	6.35	76.20	30.864	46.29
4.0SCH120	11.430×1.110	35.987	26.39	44.45	8.82	33.43	7.21	88.90	42.748	64.12
4.0SCH160	11.430×1.349	42.716	31.32	44.45	8.82	33.43	7.21	88.90	42.748	64.12
5.0SCH5	14.130×0.277	12.049	8.84	25.40	2.74	11.81	4.51	50.80	12.645	18.96
5.0SCH10	14.130×0.340	14.745	10.81	25.40	2.74	11.81	4.51	50.80	12.645	18.96
5.0SCH40	14.130×0.655	27.741	20.34	38.10	6.70	25.39	6.35	76.20	30.864	46.29

以上から、ベアリングボルトに生じる付加曲げ応力は部材算定の対象応力から除外したが、今後さらに詳細に検討する。

(3) エンドプラグ、カラー及びハブ

エンドプラグ及びカラーはそれぞれストラット及びベアリングボルトに1対1に対応する標準部品であり、いずれも実験及び理論計算により3~10倍の許容荷重で設定している。ハブの形状決定はベアリングボルト埋込深さ、カラー及びストラット間の干渉など幾何学的条件に基づき行うが、ストラットの許容荷重に対して十分な強度を有していることを実験により確認している。

以上の設計方針に基づく設計のフローチャートを図9(前々頁)に、またストラット許容荷重に基づいて設定された構成部材表の一部を表3(前頁)に示した。

4. 構造実験概要

4.1 実験の種類及び目的

実験の種類は(1)材料試験、(2)ストラットとエンドプラグ溶接部の溶込み量を確認する溶接部マクロ試験、(3)構造実験、である。(3)についての主な目的は次の3点である。

- (i) 各構成部品の強度及び剛性を求める。
- (ii) 求められた剛性を用いて、ハブ+カラー(ボルト)+ストラットで構成された部材を等価な剛性をもつ棒材に置換できることを確認する。

表4 構造実験一覧

実験No.	実験名称	主な確認項目	供試サイズ、数量
No. 1	ハブ単純圧縮	ハブ圧縮強度	$\phi 127, N=1 \times 3=3$
No. 2	ハブ単純引張	ハブ引張強度	$\phi 127, N=1 \times 2=2$
No. 3	カラー単純圧縮	降伏荷重	$\phi 63.5, \phi 44.5, \phi 38.1$ $N=3 \times 2=6$
No. 4	エンドプラグ単純圧縮	降伏荷重、終局荷重	$\phi 88.9 \times t5.49/t3.05$ $\phi 63.2 \times t3.91/t2.77$ $N=4 \times 2=8$
No. 5	ストラットエンドプラグ単純引張	溶接部強度 破壊形式	$\phi 88.9 \times t5.49/t3.05$ $\phi 63.2 \times t3.91/t2.77$ $N=4 \times 2=8$
No. 6	ストラット座屈試験	ストラット座屈長さ 及び座屈荷重	$\phi 63.2 \times t3.91/t2.77$ $N=2 \times 1=2$
No. 7	組立材等価剛性確認試験	ハブを含めた軸方向等価剛性	$\phi 88.9 \times t3.05$ $N=1 \times 1=1$
No. 8	接合部正負繰返し載荷	弾性勾配の劣化	$\phi 88.9 \times t5.49$ $N=1 \times 1=1$
No. 9	全体曲げ試験	立体トラスに組み立てたときの剛性	$N=2$

(iii) ストラットの断面設計において、座屈長さをハブとハブの中心間距離にできることを確認する。

表4に実施した構造実験一覧を示す。

4.2 実験方法及び実験結果

(1) 材料試験

ストラット材四種類($\phi 88.9 \times t5.49$ 及び $t3.05$, $\phi 60.32 \times t3.91$ 及び $t2.77$)からJIS 12号試験片を採取し、引張試験を行った。その結果、すべての供試材の耐力はA6061S-T6のF値をいづれも上回っていることが確認された。

またベアリングボルトについてもSAE.G5の降伏応力、引張強さを上回っている。

(2) 溶接部マクロ試験

溶加材をANSI 5183とし、ミグ溶接で2層溶接した溶接部のマクロ組織は、図10に示すように良好である。

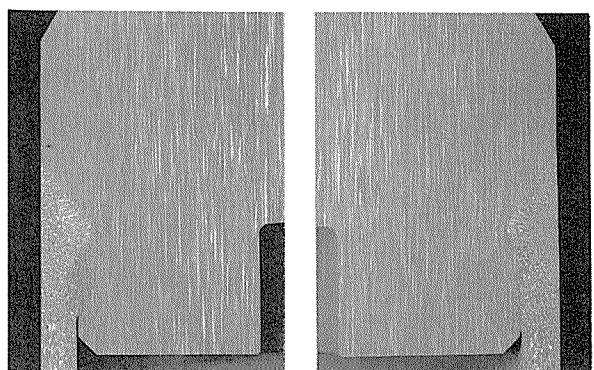
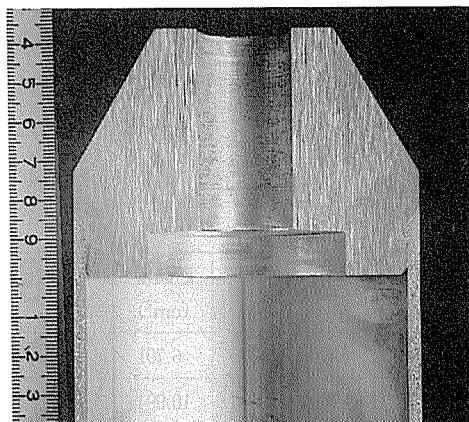


図10 溶接部マクロ試験

(3) 構造実験

実験No.1からNo.5までは構成部品の単体試験であり、設計の方針で述べた所定の強度及び剛性が得られている。またNo.7の等価剛性確認試験で、計測値により求めた組立材の剛性は、構成している各部品の剛性を用いて算出した等価剛性とほぼ一致していることが確認された。以下にNo.6, No.8及びNo.9について結果を報告する。

(i) No. 6 ストラット座屈試験

図11に実験方法を示す。供試体のストラットは座屈モードが弾性座屈の範囲である。テストベッド上のハブは、ストラットに軸力のみを導入するために、ストラットの座屈荷重を上回る引張強度を有するテンションロッドで連結され、テストベッドには支持されていない(図12)。図13に実測した座屈荷重を、計算座屈曲線と共に示す。実測座屈荷重は計算値に対して1.7倍の強度を有している。このことより、実設計ではハブとハブの中心間距離を座屈長さとし算定することが可能である。

(ii) No. 8 接合部正負繰り返し載荷試験

図14に供試体形状を、図15に実験状況を示す。設計軸力である10tの正負繰り返し載荷を3サイクル行った。図16に示す荷重-変形曲線は各サイクルともほぼ同一の

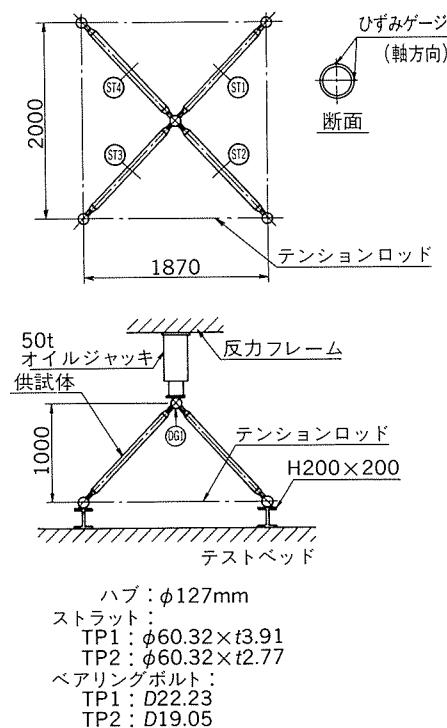


図11 ストラット座屈試験

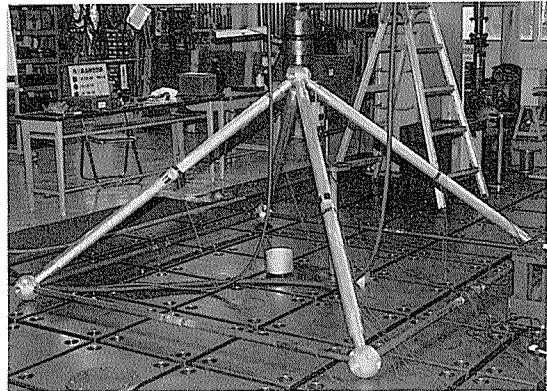


図12 ストラット座屈試験

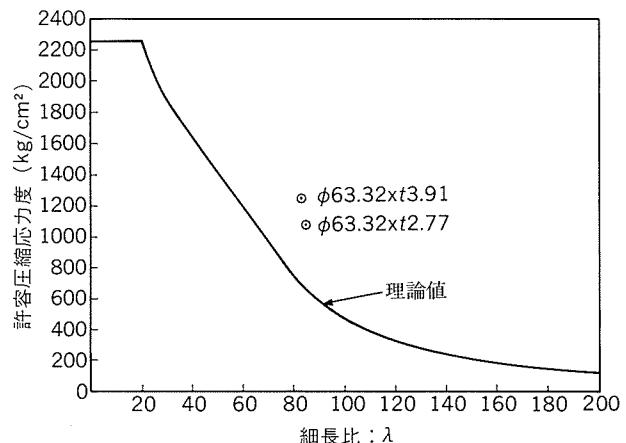


図13 ストラット座屈試験結果

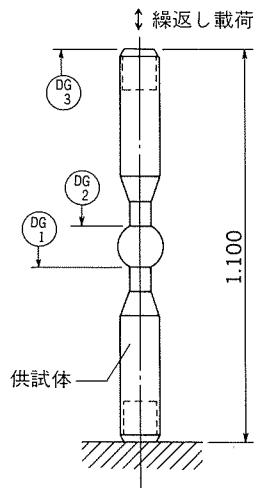


図14 接合部正負繰り返し載荷

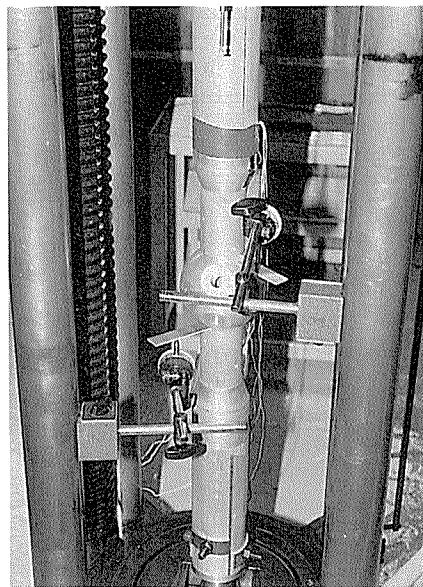


図15 接合部正負繰り返し載荷試験

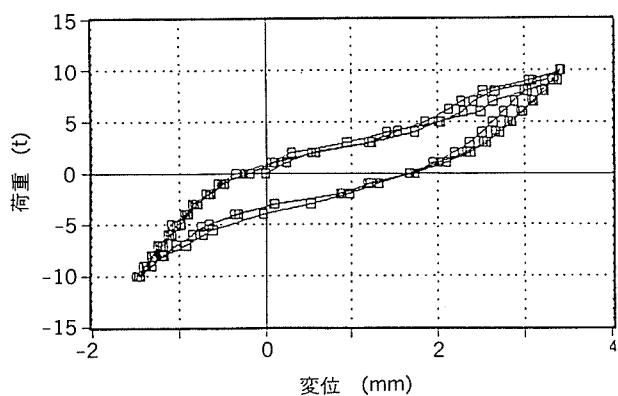


図16 荷重-変位履歴

履歴を描いており、また構成部品には外観に劣化は見られなかった。

(iii) No.9 全体曲げ試験

図17に載荷方法を、図18に実験状況を示す。荷重10t弾性域での立体トラスの軸力状態について、図19に実測値と計算値を比較した。両者は良く一致している。また、変位は載荷位置直下で実測1.99cm、計算値1.76cmであった。なお、等価剛性を用いた計算値は1.70cmである。

本実験では溶接部が座屈したが、この応力度は $\sigma = 1.9$

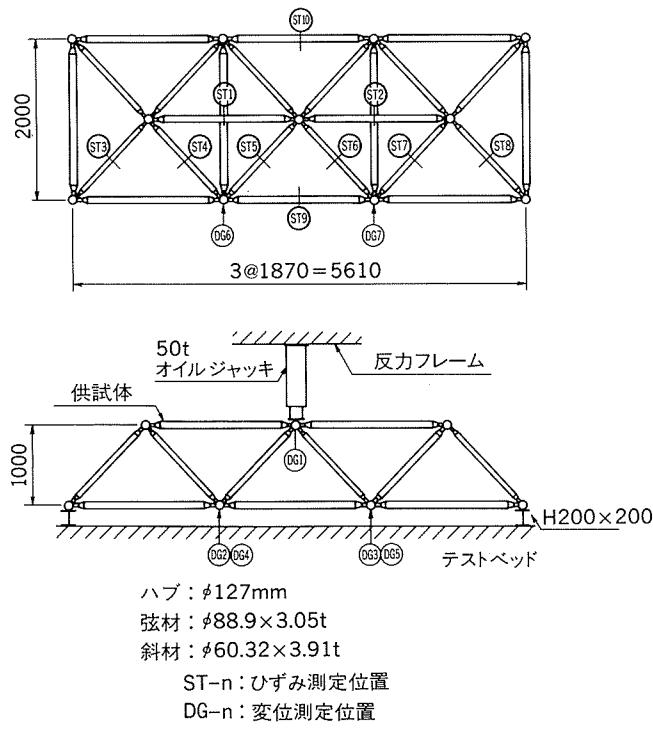


図17 全体曲げ試験

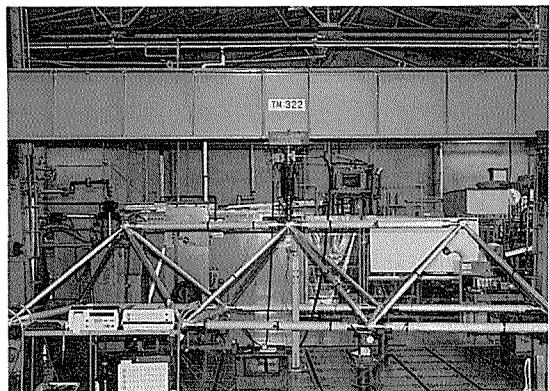


図18 全体曲げ試験

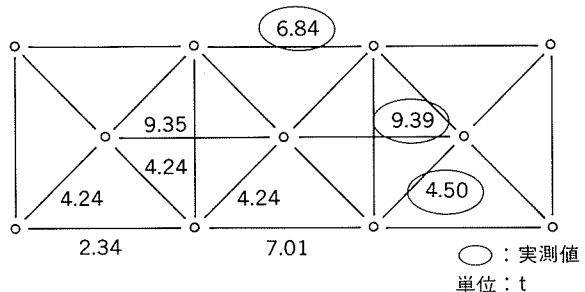


図19 部材軸力の比較

t/cm²で、溶接部のF値1.1t/cm²を十分上回っている。また、F値より低い応力レベルで軸部及び溶接部のいずれにおいても局部座屈は見られなかった。この結果、径厚比を決める際に溶接部のF値を用いることは妥当であると考えられる。

6. おわりに

アトリウム建築などの増加に伴いシステムトラスは数多く用いられるようになり、部材のプレファブ化、施工のシステム化、さらにその構造理論もほぼ完成の域に達している。しかし、その外部を覆う仕上げ材の取付け方法についてはまだ在来工法が適用され、システムトラスの設計・施工の完成度や外観の美しさと不調和となっている。アルミニウム合金製システムトラスであるアーバンスペースフレームは、従来の鋼製に比べて美しく、また非常にシンプルであることから、この仕上げ材と一体となったシステムの完成によりさらにその効果が期待できると思われる。また、最近の新工法である構造骨組を見せる吊構造などと組み合わせることにより独創的な景観設計が可能であろう。以上今後の課題として付記する。

自動車用アルミニウム合金データ・シート

その1. 高強度形管棒鍛造用素材 GS 210, GS 110



自動車用アルミニウム合金データ・シート

その1. 高強度形管棒鍛造用素材 GS 210, GS 110

1. はじめに

近年、公害問題および地球環境問題より端を発して、自動車の燃費向上が重要視されてきている。燃費の向上には車両を軽くすることがもっとも効果的な手法の一つとされており、アルミニウム合金の使用による自動車部品の軽量化が進んでいる。

アルミニウム化の動きが活発になってきた当初は鋳物によるものが中心であったが、強度及び韌性が要求される部品には形材又は鍛造材などの展伸材が適用されるようになってきた。

Al-Mg-Si系合金は適度な強度と耐食性を有しているために、自動車用の部品として好ましい合金の一つである。GS210及びGS110合金はAl-Mg-Si系合金の中では最高の強度を示す合金のうちの一つであり、従来の6061合金よりも優れた諸特性を示す。GS210合金は比較的加工性に優れており、冷間鍛造などにも適用できる。GS110合金はGS210合金よりもさらに強度を高めた合金で、押出及び熱間鍛造用として開発されている。以下にその概略を示す。

2. 押出材の性質

2.1 機械的性質

図1にGS210, GS110及び6061合金押出材のT6処理後の室温における一般的な引張性質を示した。GS210及びGS110合金は6061合金に比較して、それぞれ15%~20%以上高い引張強さを示す。図2には同材料のシャルピー衝撃値を、また表1にはO材の引張性質を示

した。

2.2 据込み特性

表2及び表3に、冷間及び熱間における据込み試験結果を示した。エアーハンマーを用いて所定の据込み率まで自由鍛造を行ったときの割れの有無によって評価した。冷間据込みではO材を、熱間据込みではT1材を用いた。

2.3 疲労特性

図3及び図4にT6材の室温における回転曲げ疲労強度曲線を示した。GS210及びGS110合金の疲れ強さは6061合金に比較して約20%向上している。

3. 鍛造後の性質

3.1 機械的性質

図5に鍛造後T6処理を行ったときの室温における引張性質を示した。鍛造後においてもGS210及びGS110合金は6061合金と比較して、引張強さで15~20%以上の高い強度が得られる。

3.2 疲労特性

図6に鍛造後T6処理を行った場合の、室温における回転曲げ疲労強度曲線を示した。

4. 耐食性

鍛造後T6処理を行った材料を、1000h 塩水噴霧試験を行った後の最大孔食深さを図7に示した。GS210及びGS110合金は6061合金とほぼ同等の耐食性を示す。

(担当:技術研究所金属材料第一研究部

松田眞一, 吉田英雄)

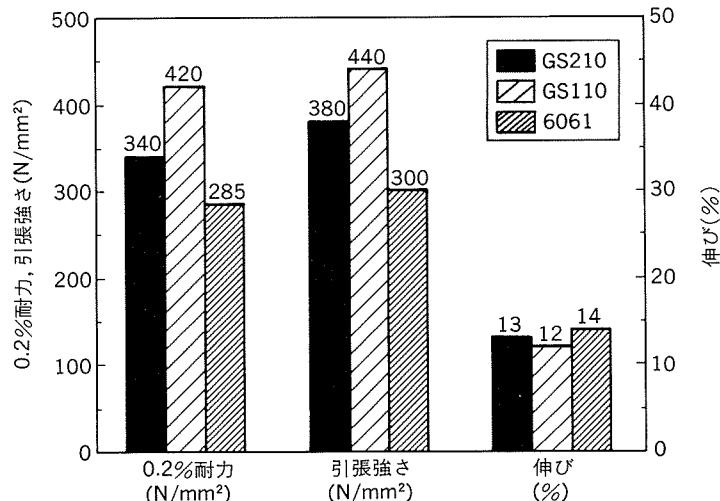


図1 押出後の引張性質(室温, T6材)

自動車用アルミニウム合金データ・シート

その1. 高強度形管棒鍛造用素材 GS 210, GS 110

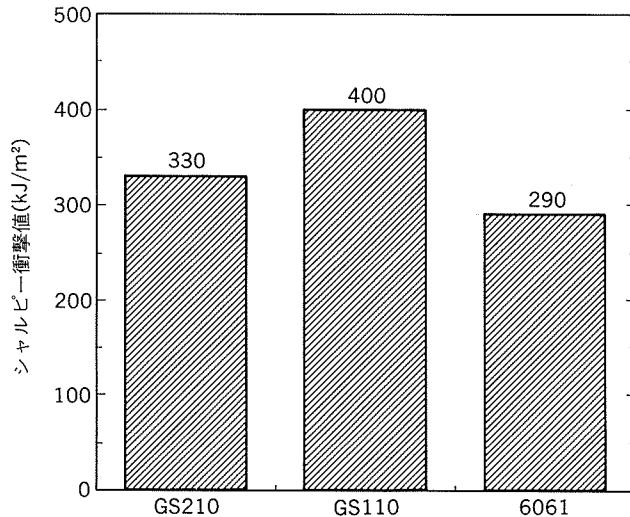


図2 押出材のシャルピー衝撃値(T6材)

表2 冷間据込み試験結果*

合 金	調 質	冷間据込み率(%)			
		50	60	70	80
GS210	O	○	○	○	○
GS110	O	○	○	○	△
6061	O	○	○	○	○

* 自由鍛造による。評価は○：割れ無し, △：微小割れあり,
×：割れ発生の3水準。

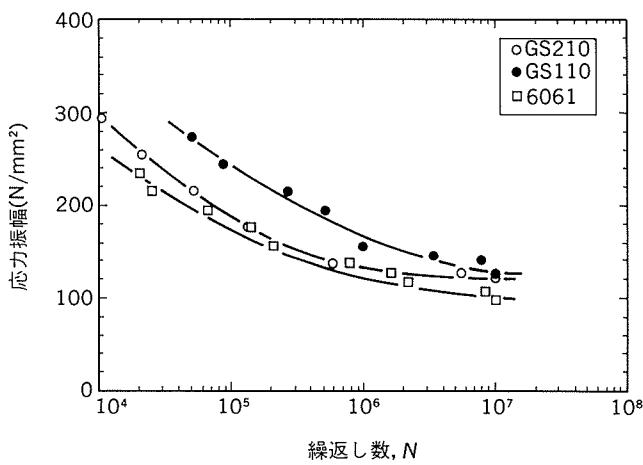
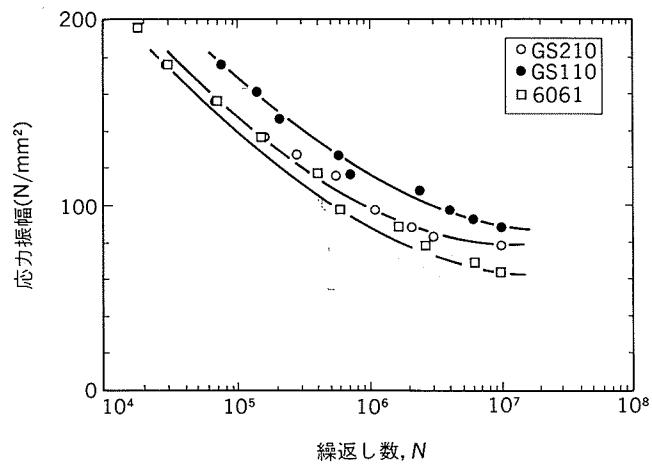
表1 各合金の引張性質(O材)

合 金	0.2%耐力 (N/mm ²)	引張強さ (N/mm ²)	伸 び (%)
GS210	70	170	25
GS110	90	190	22
6061	55	120	28

表3 熱間据込み試験結果*

合 金	調 質	熱間据込み率(%) (試験温度=693K)			
		50	60	70	80
GS210	T1	○	○	○	○
GS110	T1	○	○	○	○
6061	T1	○	○	○	○

* 自由鍛造による。評価は○：割れ無し, △：微小割れあり,
×：割れ発生の3水準。

図3 押出材の回転曲げ疲労強度曲線
(T6材, 室温, α=1)図4 押出材の回転曲げ疲労強度曲線
(T6材, 室温, α=2)

自動車用アルミニウム合金データ・シート

その1. 高強度形管棒鍛造用素材 GS 210, GS 110

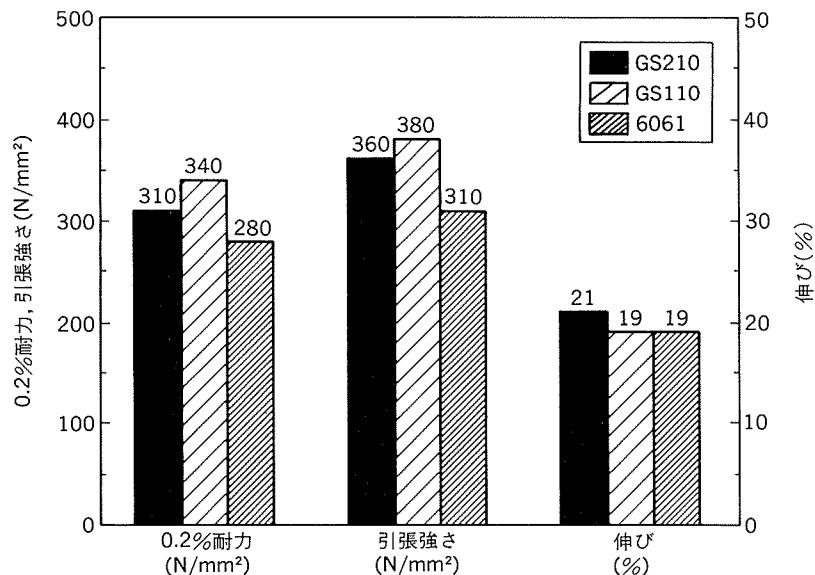
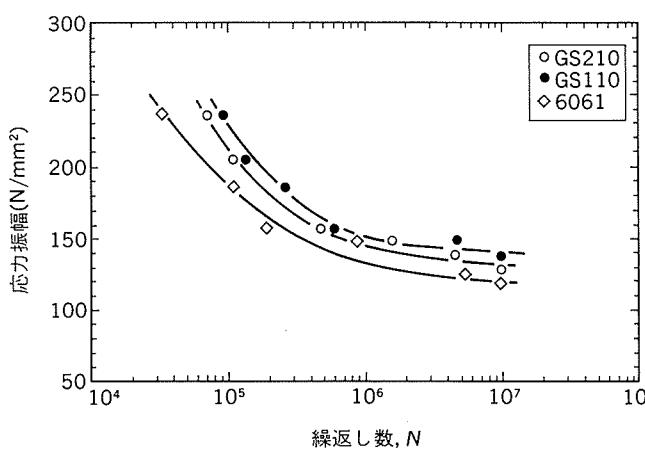
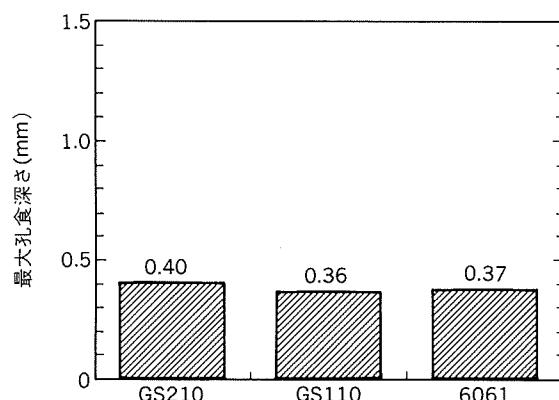


図5 鍛造後の引張性質(室温, T6材)

図6 型鍛造後の回転曲げ疲労強度曲線
(T6材, 室温, $\alpha=1$)図7 塩水噴霧試験後の各合金の最大孔食深さ
(型鍛造品, T6材, 試験時間1000h)