

住友軽金属技報 第39巻 第1号 (1998) 1-6

論文

Al-Mg-Si 合金の復元処理による塗装焼付硬化性の向上

内田 秀俊 吉田 英雄

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 1-6

Improvement in Paint Bake Hardenability of an
Al-Mg-Si Alloy by Reversion

Hidetoshi Uchida and Hideo Yoshida

Al-Mg-Si 合金の復元処理による塗装焼付硬化性の向上*

内田 秀俊** 吉田 英雄***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 1-6

Improvement in Paint Bake Hardenability of an Al-Mg-Si Alloy by Reversion

Hidetoshi Uchida and Hideo Yoshida

Al-Mg-Si alloys for autobody sheet have a paint bake hardenability, but at present, the paint bake temperature is too low so that the paint bake hardenability is insufficient although the alloys have a hardening potential. Weight reduction and dent resistance will be improved by promoting paint bake hardenability. After water quenching, natural aging, reversion treatment, storage at room temperature and paint bake cycle were carried out. The effects of the natural aging and reversion treatment condition on the paint bake hardenability of the Al-1.2Si-0.5Mg alloy were investigated.

The conclusions were as follows.

- 1) The paint bake hardenability improved by the reversion treatment. The reason may be that with GP zones which formed during the natural aging were thermally decomposed by reversion treatment, some clusters formed and inhibit the formation of new GP zones.
- 2) The reversion effect including decomposition of GP zones depends on natural aging temperature. High natural aging temperature was effective to improve paint bake hardenability.

1. 緒 言

Al-Mg-Si 系合金は、成形性・耐食性に優れ、時効硬化性をもつため自動車外板として使用されている。この合金は T4 調質で成形加工を行い、塗装焼付で硬化させる（ベークハード、以下 "BH" と示す）工程をとることで Al-Mg 系合金より高強度が得られる。日本では成形加工性の観点から Al-Mg 合金が外板の主流となっているが、欧米では塗装焼付後の強度を重視するため、専ら Al-Mg-Si 系合金が使用されている。しかし最近では焼付塗装条件が 170°C-30min 程度で行われ、このような焼付条件の低温化により十分な BH 性が得られないことが多い。このため低温短時間の熱処理でも強度が得られるようにする研究が盛んに行われている^{1)~4)}。BH 性を高めるといことは、人工時効硬化の極めて初

期段階の反応速度を高めようとするもので、その合金の最高強度（T6 強度）とは必ずしも一致しない。また合金成分はもちろんのこと、焼入れ条件などの熱処理工程や焼入れ後の室温時効時間で BH 性が大きく異なることが報告されている^{3),4)}が、その理由や機構の解明は十分になされていない。

本研究では、従来の熱処理工程と比較して BH 性の改善を目的として復元処理を用いた工程を検討した。また、この復元処理による BH 性の改善について電気抵抗によりその理由を考察した。

2. 実験方法

供試材として使用した Al-Mg-Si 合金の化学成分を Table 1 に示す。この合金を半連続鑄造により作製し、均質化処理、熱間圧延、中間焼鈍、冷間圧延により 1 mm 厚の板とした。溶体化処理を塩浴にて行った後、水冷した材料を種々の室温時効条件で保持した後、油浴にて復元処理を行った。復元処理時には試料温度を熱電対により記録した。熱処理工程の略図を Fig. 1 に示す。

* 軽金属学会第 86 回春期大会 (1994 年 5 月, 於広島), TMS'95 (1995 年 11 月, 於クリーブランド) で一部発表。主要部を軽金属 (1996.9) に投稿。

** 研究開発センター 第一部

*** 研究開発センター 第一部, 工学博士

Table 1 Chemical composition of the specimen.

(mass%)									
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al	
0.26	0.16	0.01	0.07	0.48	0.01	<0.01	0.03	bal.	

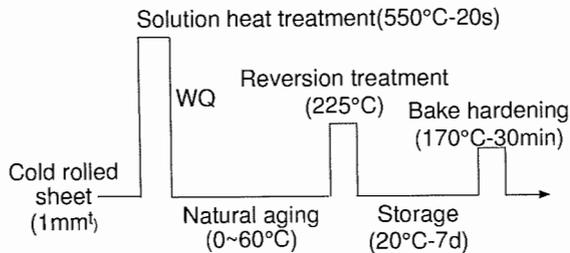


Fig. 1 Schematic diagram of heat treatment.

復元処理条件の記述で0sとは目標温度に到達後直ちに冷却したことを意味し、その他の条件は温度到達後に記述の時間保持したことを示す。なお、この油浴による熱処理は必ずしも復元現象だけでなく、準安定相の析出等も起こっていると考えられるが、ここでは単に「復元処理」と記述することにする。BH性は復元処理後20°Cで7d保管後にBH前後の引張試験(JIS5号試験片)により評価した。BH条件は170°C-30minで行った。

電気抵抗は溶体化処理及び水冷を行った試験片(1mm×2mm×200mm)を4端子法により定電流(0.5A)を負荷し、その電圧の変化を定温槽内で連続的に測定して抵抗に換算した。なお、測定温度の違いを補正するために、連続電気抵抗測定前後に液体窒素中で抵抗を測定し、液体窒素温度での抵抗変化量として示した。

電子顕微鏡(TEM)による観察は復元処理前後の試料について実施した。

3. 実験結果及び考察

3.1 室温時効によるBH性の変化

従来のAl-Mg-Si系合金はT4調質で成形加工され塗装焼付工程をとるため、焼入れ後の室温時効時間とBH性の関係が重要となる。始めに焼入れ後のBH性の変化を確認した。

焼入れ後の室温時効(20°C)による耐力の変化及び170°C-30minのBH後の耐力をFig. 2に示す。焼入れ直後から1ヶ月(4×10⁴min)までで室温時効硬化により、耐力は約60MPaから140MPaまで変化した。ただし、その変化は室温時効時間が10~100minの間で1ヶ月(4×10⁴min)の変化のほぼ50%が終了し、1dで75%の変化を示していることがわかる。従って、この合金の室温時効硬化は時効初期の反応が極めて速く進み、その後は緩やかに変化していることが確認される。BHによる耐力増加は、焼入れ直後が最も大きく、約150MPaの耐力増加を示したが、室温時効硬化の進行とともに減

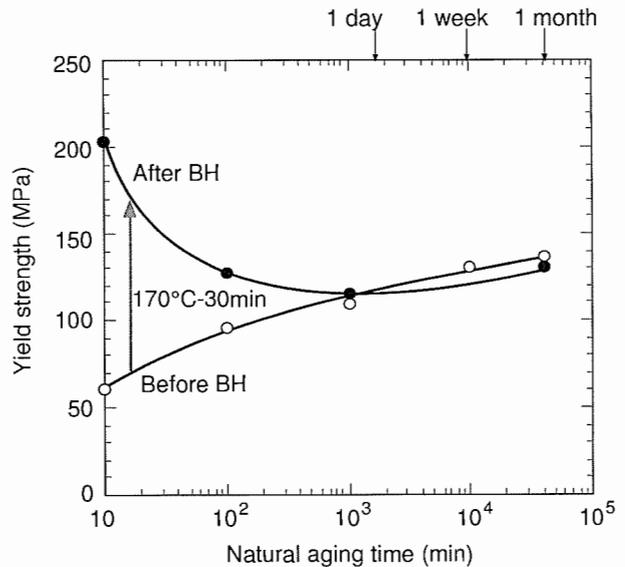


Fig. 2 Effect of natural aging on paint bake hardenability. (WQ→Natural aging (20°C)→BH)

少し100min後で約40MPaに減少し、約1dでほとんど硬化しなくなった。

このように室温時効硬化の進行によってBH性が大きく低下する報告例はあり^{3,4)}、室温時効で形成されるGPゾーンがBH性に大きな影響を与えていると考えられる。

Al-Mg-Si系合金では室温時効により人工時効後の引張強さ(最高強度)が変化し、本実験の合金成分では室温時効による負の効果が知られている^{5,6)}。またその負の効果に関しては、248°Cで45sの熱処理を行った直後に人工時効を施すと強度が改善されることも報告もなされている⁷⁾。ただし上記の2段時効は連続的に行うことが望ましく、その間に室温時効がある場合は検討されていない。負の効果とBH性の関連性は十分に考えられるが、必ずしも同じ現象とは言えない。つまり室温時効による引張強さの変化はその合金成分に依存するが、室温時効によってBH性が改善された報告例はなく、短時間の時効硬化を速度論で議論する必要がある。負の効果との関連性を含めてAl-Mg-Si系合金での初期時効硬化を速度論的観点から再検討する必要があると思われる。

工業的に、BHのための熱処理は、室温時効が少なくとも1週間以上経過した素材で行われるためこの合金では室温時効硬化の抑制もしくは、その後の熱処理によってBH性を改善することが望まれる。

室温時効硬化によってBH性が低下することから、BH性改善のためには、室温時効硬化が進行する前に何らかの処理を施すか、室温時効によって形成されたGPゾーンを熱的に分解する方法が考えられる。GPゾーンの熱的な分解は復元処理として知られているが、BH性の改善に検討された例はない。前者の方法は、いくつかの方法が報告されている^{3,4)}。今回、著者らは後者の方法によるBHの改善を試みた。

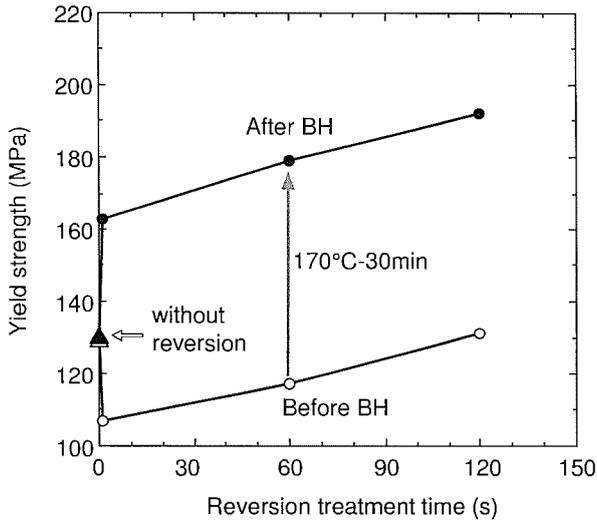


Fig. 3 Effect of reversion treatment on paint bake hardenability.
(WQ→20°C-7d→Rev.→Storage→BH)

3.2 復元処理時間による BH 性の変化

焼入れ後 20°C-7d 保持した材料を 225°C で復元処理を行った供試材の BH 前後の耐力を Fig. 3 に示す。また復元処理を行わなかった材料のデータを図中に合わせて示す。BH 前の耐力は復元処理により一度低下した後、復元処理時間とともに増加した。Fig. 2 に示したように復元処理を行わなかった材料は全く BH 性を示さなかったのに対して、復元処理がたとえ 0s であっても高い BH 性を示した。これは復元処理の昇温過程でも GP ゾーンの分解が進行しているためと考えられる。

3.3 室温時効時間と BH 性

復元処理は室温で形成された GP ゾーンを分解する工

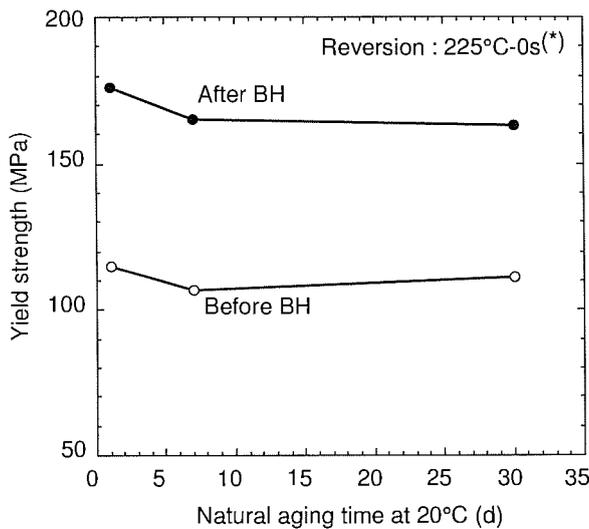


Fig. 4 Effect of natural aging time on paint bake hardenability.
(WQ→Natural aging (20°C)→Rev.→Storage→BH)
(*) Reversion time of 0s means that the specimen was cooled as soon as its temperature reached the reversion temperature of 225°C

程であるので、その GP ゾーン形成の進行状態によって BH 性が変化することが考えられる。焼入れから復元処理までの室温時効時間を 20°C で 1~30d まで変化させたときの BH 前後の耐力を Fig. 4 に示す。同じ復元処理条件では室温時効時間が長くなるほど BH 後の耐力がやや低くなり、BH 性もわずかに低下した。

これは室温時効時間が長いほど、GP ゾーンの形成がより進行したため分解の割合が少なくなり BH 性を低下させたためと考えられる。

3.4 室温時効温度と BH 性

室温で形成される GP ゾーンの状態はその時間だけでなく温度の影響も考えられる。室温時効温度を 5, 20, 40°C とし 7d 経過後に復元処理を行った場合の BH 前後の耐力を Fig. 5 に示す。いずれも復元処理時間とともに

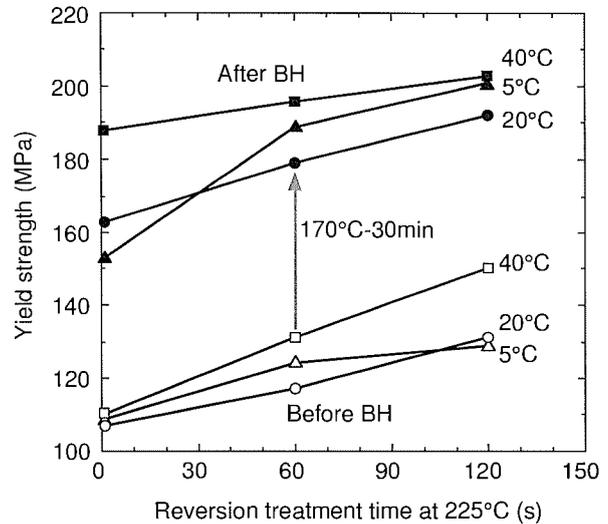


Fig. 5 Effect of natural aging temperature and reversion treatment time on paint bake hardenability.
(WQ→Natural aging (7d)→Rev.→Storage→BH)

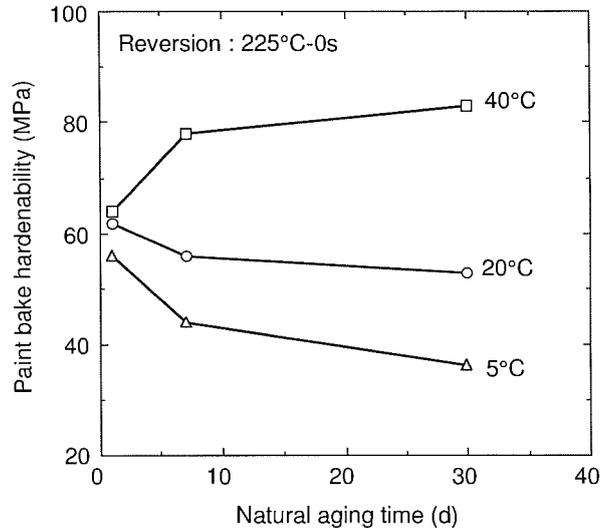


Fig. 6 Effect of natural aging condition on paint bake hardenability.
(WQ→Natural aging→Rev.→Storage→BH)

にBH前の耐力は増加しているが、その増加の割合は40°Cの場合が最も顕著であった。これは、室温時効によって形成されるGPゾーンが復元処理によって熱的に分解される程度が異なっていると考えられる。

室温時効温度を5°C及び40°Cとし、1~30d経過後に復元処理を行った場合のBH性をFig. 6に示す。5°C及び20°Cの場合は室温時効時間とともにBH性は減少したが、特に5°Cの場合は20°Cよりその減少傾向は大きかった。一方40°Cの場合は室温時効時間によるBH性の低下は見られず、むしろ室温時効時間とともにやや増加した。

BH性に及ぼす室温時効硬化の影響はその時間だけでなく温度にも大きく影響されているといえる。

3.5 室温時効硬化による電気抵抗の変化

室温時効硬化の進行状況に及ぼす温度の影響を調べるために電気抵抗の変化を連続的に測定した。その結果をFig. 7に示す。時効温度が低いほど初期の抵抗変化は小さいが、ある時間を経過するとその変化の割合が大きくなった。つまり40°Cの場合、初期の変化は大きい、次第に変化の割合が小さくなり、20°Cでは約100minで、0°Cでも約1000minで抵抗の変化量が逆転する。つまり

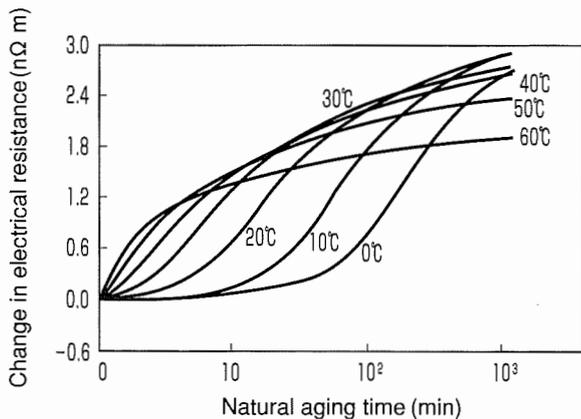


Fig. 7 Changes in electrical resistance in liquid nitrogen during natural aging. (Quenching→0~60°C)

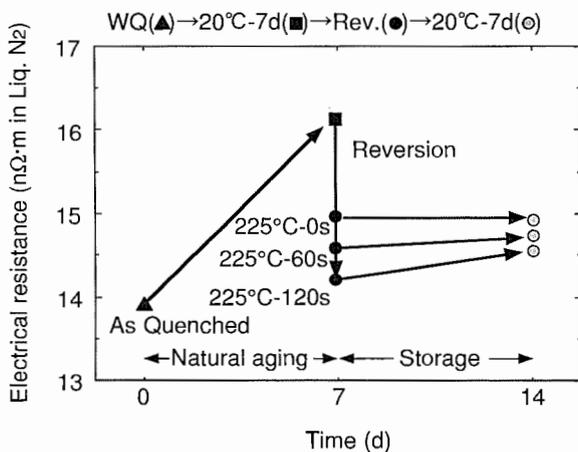


Fig. 8 Changes in electrical resistance in liquid nitrogen during natural aging, reversion and storage.

この時間以降は時効温度は低くても抵抗の変化は大きくなっていった。

Panseriら⁸⁾はAl-1.4Mg2Siで、Kovacsら⁹⁾はAl-0.85Mg₂Siで焼入れした材料の時効温度と電気抵抗の変化を詳細に研究している。両者の結果においても時効温度が低いほど初期の抵抗変化は小さいが、ある時間が過ぎると低温時効での抵抗変化が高温時効での変化より大きくなる現象は見られており、特にPanseriらの結果は、著者らの結果と非常によく一致している。この結果はAl-Mg-Si系の室温時効温度はその反応速度に関係しているだけでなく、GPゾーンのサイズや量が温度に依存していることを示唆している。即ち低温時効ではGPゾーンの形成速度は遅いが、一定時間後には微細なゾーンが多数形成されるものと考えられる。

3.6 復元処理による電気抵抗の変化

復元処理によりBH性が向上することは先にも述べた通りである。この処理によって室温で形成されたGPゾーンが分解されるのであれば、復元処理後の室温時効によって再度GPゾーンが形成され、BH性の低下を招くことになる。しかし結果的には高BH性が保持されていることが分かっている。そこで実際、復元処理後の室温時効がどのように起こっているかを電気抵抗を測定することにより調査した。

その結果をFig. 8に示す。焼入れ直後は13.9nΩmであった抵抗が20°Cで7dの時効後には、約16.2nΩmまで抵抗が増加した。この状態から225°Cで0~120sの復元処理を行うと抵抗は1.2~2.0nΩm減少した。復元処理した材料は、その後20°Cで7dの時効を行っても0~0.3nΩm増加するだけで復元処理前の状態より抵抗が約1.5nΩm低かった。つまり復元処理後に20°Cで7d保持しても復元処理前の状態まで室温時効は進行しなかったことを意味する。

このように225°Cの熱処理は室温で形成されたGPゾーンの分解だけでなく、その後の室温時効硬化を抑制する作用があることが分かる。

3.7 TEM組織観察

復元前後のTEM組織観察結果をFig. 9に示す。225°Cで0sの組織観察も行ったが、復元処理前の試料と組織の差は見られなかった。Fig. 9(b)に示す225°Cで120s後の組織では、長さ数十nmの針状析出物が観察されたが、これは耐力の変化状況から準安定相(β'あるいはβ")が析出したものと考えられる。

3.8 室温時効条件と復元現象

以上の結果より復元現象は室温時効条件に影響されると考えられる。先にも示したが225°Cの熱処理は必ずしも復元だけではなく、同時に準安定相の析出等も起こっていると考えられる。Fig. 3やFig. 6にも示したように225°Cの熱処理では0s(昇温直後冷却)の結果が最も耐力が低い状態になっている。ここで狭義の復元、GPゾーンの分解がどの程度進行しているかは明確でないが、そ

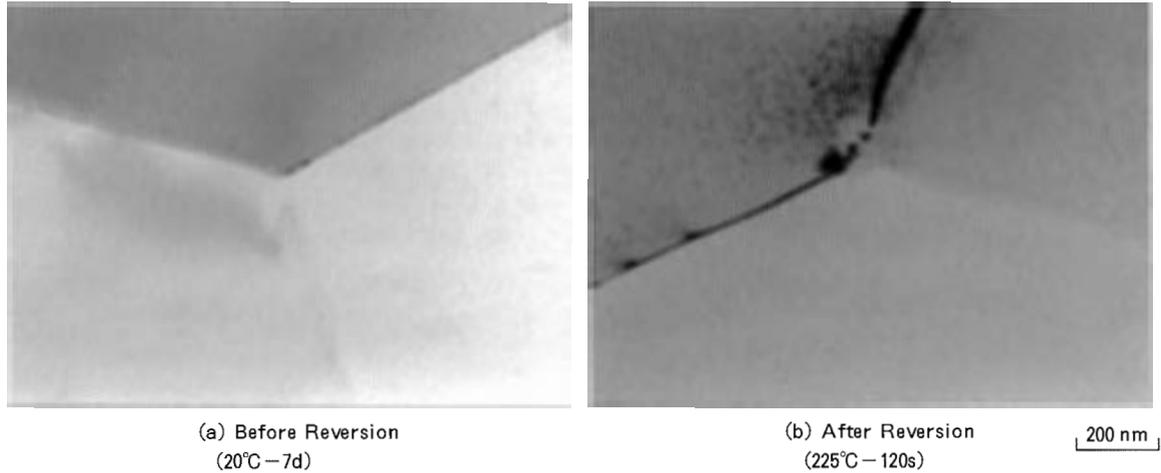


Fig. 9 TEM structures of the specimens.

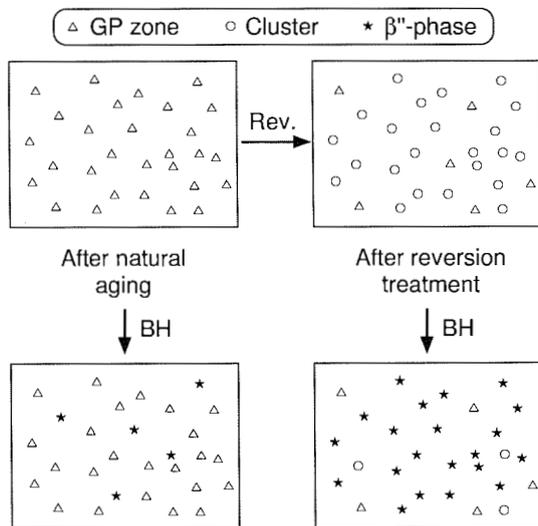


Fig. 10 Schematic model of microstructures during reversion treatment and bake hardening.

れ以降の保持では耐力が増加している。すなわち強度に寄与する何らかの組織構造の変化が起きているといえる。室温時効、復元処理及びBH後の組織に関して考えられるモデルをFig. 10に示す。室温時効で形成されたGPゾーン(△)は、復元処理により分解され、何らかのクラスター(○)に変化する。このクラスターは、強度に寄与するβ''相(★)に変化しやすく、復元処理後のGPゾーンの再形成も抑制する働きがあると考えられる。復元処理がない場合(室温時効のみ)では、BH時にGPゾーンの分解が進まずにβ''相に変化する割合が少なくBH性がほとんど見られない。このように復元処理中の変化はその後のBH性と大きく関係し、室温時効温度が高いほどBH性が高まりやすい構造に変化していたと考えられる。室温時効温度が低いほど電気抵抗の変化が大きくなることや、復元処理後のBH性が5℃<20℃<40℃の順に大きいことなどは、室温で形成されるGPゾーンの熱的安定性が室温時効温度によって大きく

影響されると考えられる。室温時効温度が低温であるほど復元処理を行ってもBH性は改善され難かったことは、室温時効で形成されたGPゾーンの分解が不十分であったということが考えられる。この考え方に従えば、低温で形成されるGPゾーンの方が熱的に安定であるということになる。一般に低温で形成された析出物ほど微細で高温短時間で分解する傾向があるが本実験結果はこれらの傾向と一致しない。これは低温ほど焼入れ空孔と結びついた構造安定なGPゾーンが形成されるか、微細なGPゾーンが非常に多数形成していることに関連するものと考えられるがTEM観察等の結果では、GPゾーンの形成状態や分解過程の十分な確証が得られなかったのでこれらは今後の課題としたい。

4. 結 言

Al-Mg-Si合金のBH性を調査し、以下の結果が得られた。

- (1) 復元処理を行わない場合、BH性は焼入れ後の室温時効時間とともに減少した。
- (2) Al-Mg-Si合金のBH性は復元処理によって改善された。
- (3) 復元処理後のBH性は、焼入れ後の室温時効条件によって変化した。20℃以下では室温時効時間とともにBH性は低下したが、40℃では増加する傾向が見られた。同一室温時効条件ではその温度が高いほどBH性は良好であった。Al-Mg-Si合金の室温時効によって形成されるGPゾーンの量もしくは構造は、その形成時間だけでなく、温度の影響も大きく受けていると考えられる。
- (4) 225℃の復元処理では、焼入れ直後の電気抵抗まで減少しないが、復元処理後の室温時効による電気抵抗の増加は焼入れ直後の変化に比べかなり抑制されていた。この処理によってGPゾーンの分解及びその再形成が抑制されたことによってBH性が改善されたと考えられる。

参 考 文 献

- 1) K. Kobayashi, S. Koga and M. Hino : Proceeding of 1st Japan International SAMPE Symposium, (1989), 59.
- 2) 内田秀俊, 吉田英雄 : 軽金属学会第 86 回春期大会講演概要, (1994), 47.
- 3) 櫻井健夫, 大家正二郎, 岩村 宏, 高木康夫, 竹添 修 : 軽金属学会第 87 回秋期大会講演概要, (1994), 185.
- 4) 佐賀 誠, 佐々木行雄, 菊池正夫, 朱岩, 松尾 守 : 軽金属学会第 87 回秋期大会講演概要, (1994), 187.
- 5) 幸田成康 : 合金の析出, 丸善, (1972).
- 6) D. W. Pashley, M. H. Jacobs and J. T. Vietz : *Philos. Mag.*, **16** (1967), 51.
- 7) P. E. Fortin : *Met. Prog.*, **84** (1964), 119.
- 8) C. Panseri and T. Federighi : *J. Inst. Metals*, **94** (1966), 99.
- 9) I. Kovacs, J. Lendvai and E. Nagy : *Acta Metall.*, **20** (1972), 975.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-585)

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 7-12

TECHNICAL PAPER

The Effects of Magnesium and Copper Contents on the Restoration during Hot Deformation of Al-Mg-Cu Alloys

Kouichirou Takiguchi Hidetoshi Uchida and Hideo Yoshida

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

The Effects of Magnesium and Copper Contents on the Restoration during Hot Deformation of Al–Mg–Cu Alloys*

Kouichirou Takiguchi**, Hidetoshi Uchida*** and Hideo Yoshida****

In some studies about the deformation behaviour of Al–Mg alloys during the hot deformation, it has been pointed out that the dynamic restoration occurs. To clarify the role of magnesium and copper on the restoration during the hot deformation is the purpose of this study. Al–Mg (3.0 to 8.0mass%) alloys with copper (0, 0.3mass%) were tensile tested at various temperatures from 30 0°C to 440°C and at an initial strain rate of 10^{-2}s^{-1} . The subgrain formation from the original grain boundaries were observed. These dynamic restoration processes enhanced the elongation of Al–Mg alloys at high temperature. The restoration occurred at the lower temperature and at the smaller strain with the magnesium contents. The cavity formation was enhanced by the precipitation of β -phase particles (Al_3Mg_2) during the hot deformation, and cavities increased with the magnesium contents. In the copper added alloys, T-phase particles ($\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$) precipitated during the hot deformation and prevented the formation of cavities at the grain boundaries, because these particles precipitated preferentially and inhibited the precipitation of β -phase particles along the grain boundaries.

1. Introduction

In recent years, Al–Mg alloys contain some copper had been used for automotive body sheets for the demand of weight saving. But these alloys have some problems during the hot deformation. It is well known that high solute magnesium atoms increase the frequency of cracking during the hot deformation, but on the other hand, these alloys exhibit the large elongation at the high temperature, if the condition of the hot deformation is appropriate.

In some studies about the deformation behaviour of Al–Mg alloys during the hot deformation, it has been pointed out that the dynamic restoration¹⁾ (dynamic recovery or dynamic recrystallization) occurs²⁻⁵⁾. But, the

relationships between dynamic restoration and precipitation of Al–Mg alloys have not been discussed⁶⁾. The purpose of this study is to clarify the role of magnesium and copper on the restoration during the hot deformation.

2. Experimental Procedure

Al–Mg (3.0 to 8.0mass%) alloys with copper (0, 0.3mass%) were used for this study. The chemical compositions of specimens are given in Table 1. The alloys were cast using direct chill technique into billets of 95mm diameter. The billets were homogenized for 8h at 470 °C, and then, these were hot extruded at 400°C to the rod of 15mm diameter. The rod was drawn to 12mm diameter, and then, the inter-

Table 1 Chemical composition of specimens (mass%).

Alloy	Si	Fe	Cu	Mg	Ti
3.0Mg-Cu	0.04	0.03	0.26	3.01	0.02
5.5Mg	0.05	0.04	<0.01	5.52	0.01
5.5Mg-Cu	0.04	0.04	0.27	5.45	0.01
8.0Mg	0.04	0.04	<0.01	7.89	0.03
8.0Mg-Cu	0.05	0.04	0.31	8.00	0.03

* This paper was originally presented at the 6th International Conference on Aluminum Alloys, Toyohashi, Japan, July 5–10, 1998.

** Sumikei Memory Disk, Ltd.

*** No.1 Department, Research and Development Center

**** No.1 Department, Research and Development Center, Dr. of Eng.

mediate annealing was done for 5min at 520°C (8.0Mg and 8.0Mg-Cu was annealed at 500°C) by salt bath. The rod was drawn to various reductions from 14.4% to 30.6% to control the average grain sizes of specimens about 100 μ m, and then the final annealing was done for 5min at 520°C (8.0Mg and 8.0Mg-Cu was annealed at 500°C) by salt bath.

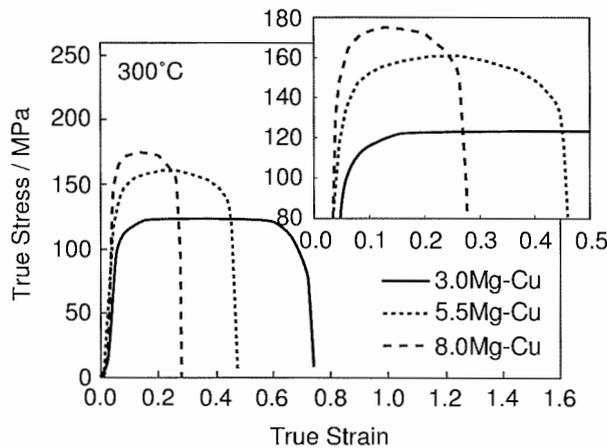
Cylindrical tensile specimen with 5mm diameter and with 15mm gage length were machined from the rod after final annealing. Tensile tests were performed at various temperatures from 300°C to 440°C, and then quenched immediately at some fixed strains to observe the microstructures after the hot deformation. The initial strain rate was controlled 10⁻²s⁻¹.

SEM-Electron Channeling Contrast (ECC) technique was used for large field observations of the grain structure with a JEOL JSM-

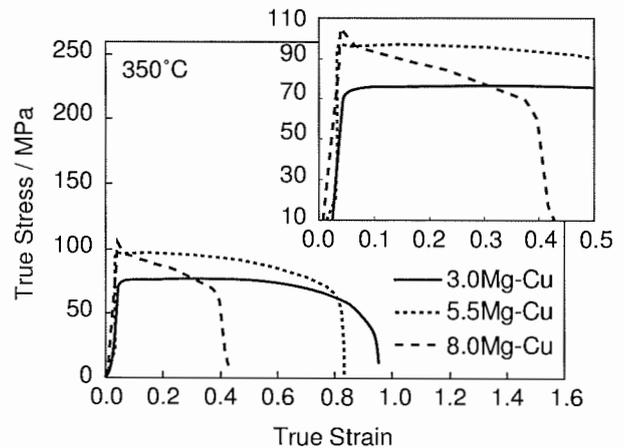
6400 operated at 20kV. ECC samples were electrochemically etched in a solution of 94% ethanol and 6% perchloric acid at 0°C. Subgrain structures were observed by TEM bright field images with a JEOL JEM-200CX operating at 200kV, and the identification of precipitation was carried out by the analysis of selected area using diffraction patterns and the TEM dark field images. TEM samples were electrochemically etched in a solution of 75% methanol and 25% nitric acid at 20°C below zero. A X-ray diffractometer was also used to identify the precipitation with MAC Sci. M 03X-HF. The X-ray incident angle was 1 degree.

3. Results and Discussion

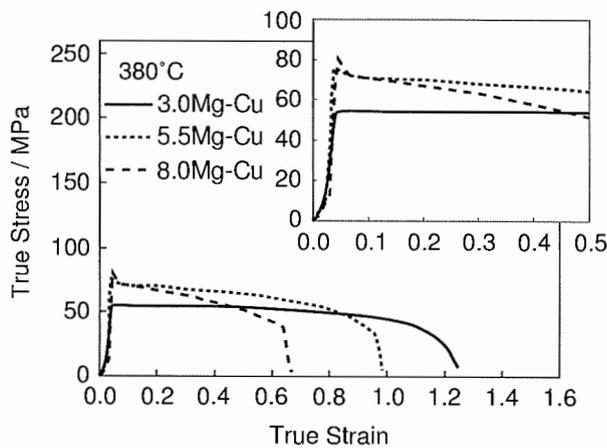
3.1 The Effects of Magnesium Contents on the Restoration



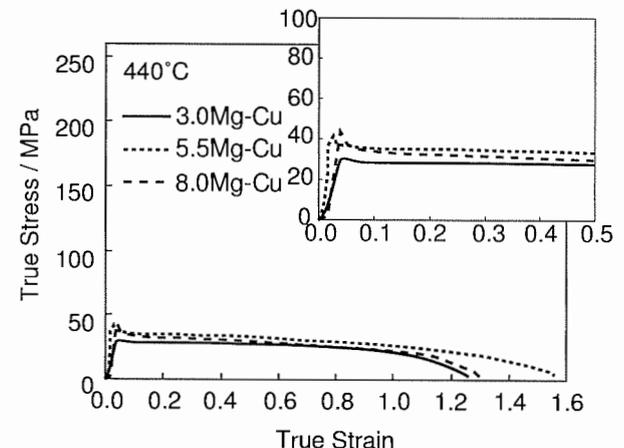
(1) Temperature : 300°C



(2) Temperature : 350°C



(3) Temperature : 380°C



(4) Temperature : 440°C

Fig. 1 The stress strain curves of Al-Mg-Cu alloys.

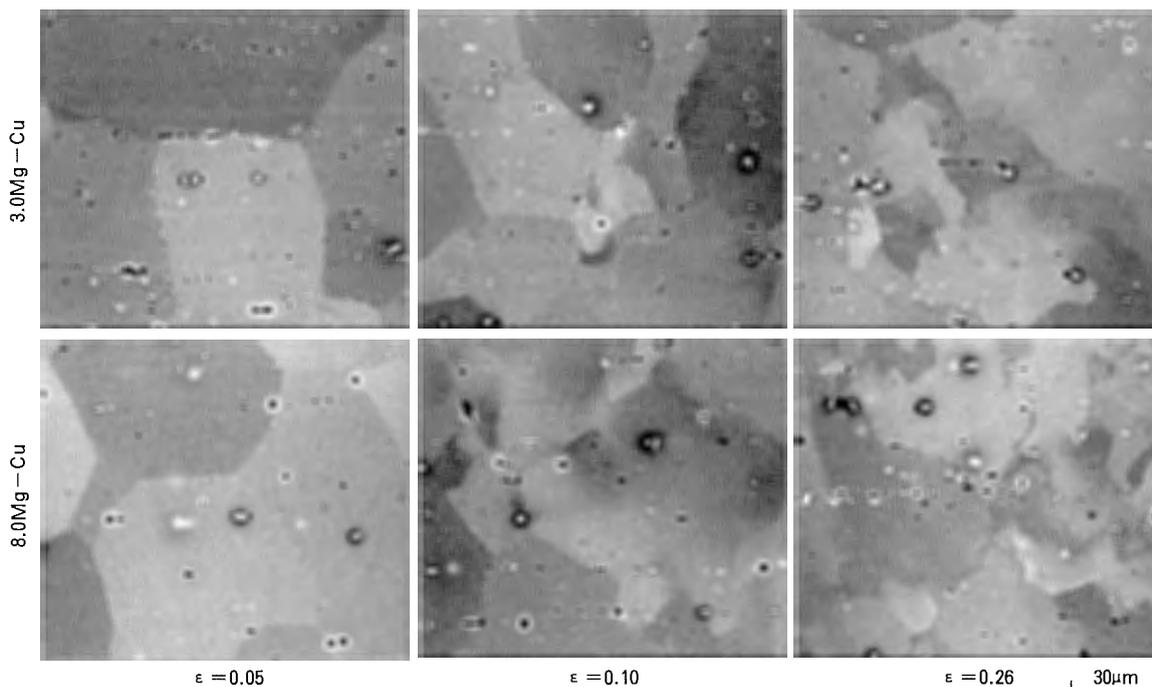


Fig. 2 The SEM-ECC images of Al-Mg-Cu alloys after deformation at the true strain of 0.05, 0.10 and 0.26 at 440 °C.

The stress-strain curves of 3.0Mg-Cu, 5.5 Mg-Cu and 8.0Mg-Cu alloys are illustrated in Fig. 1. At 300°C, the curves showed the typical work hardening, and then, fracture occurred at low strain after local necking. At 350 °C, the curves of 3.0Mg-Cu and 5.5Mg-Cu alloys showed the similar profiles at 300°C, but the curve of 8.0Mg-Cu alloy showed the peak at the initial stage of the hot deformation. At 380°C, the curves of 5.5Mg-Cu and 8.0Mg-Cu alloys showed the peak, and over 440°C, the curves of 3.0Mg-Cu, 5.5Mg-Cu and 8.0Mg-Cu alloys showed the similar profiles. After the peak, flow stress showed the relatively constant stage and then decreasing slightly. The relatively constant stage of the curves occurred by the dynamic restoration process, and this phenomenon occurred at the lower temperature with the magnesium contents.

Fig. 2 shows the SEM-ECC images of 3.0Mg-Cu and 8.0Mg-Cu alloys after the deformation at the true strain of 0.05, 0.10 and 0.26 at 440°C. As the true strain became larger, serrated grain boundaries were observed. It was considered that subgrain formed from the original grain boundaries, and then, these subgrains spread into the original grain. These dynamic restoration process enhanced the elongation of Al-Mg alloys at high

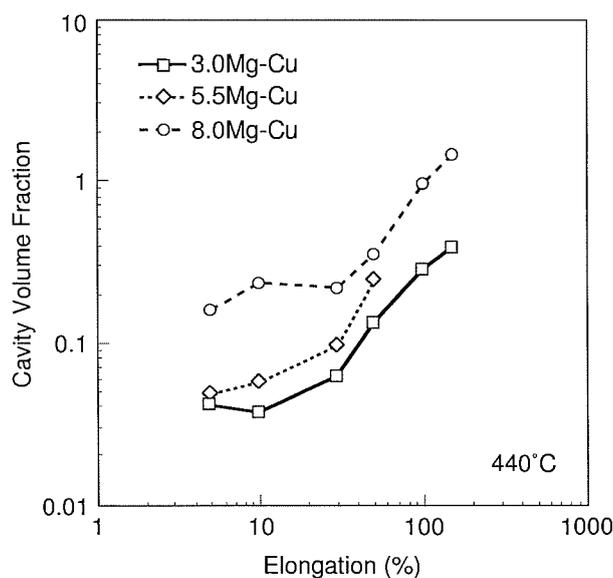


Fig. 3 The effect of elongation on cavity volume fraction.

temperature. The restoration (subgrain formation) occurred at the lower temperature and at the smaller strain with increasing the magnesium contents. The increase of magnesium contents had an effect of promoting the dynamic restoration.

Fig. 3 shows the effect of true strain on cavity volume fraction. The cavity volume fraction increased with the true strain and with the magnesium contents. Fig. 4 shows the TEM

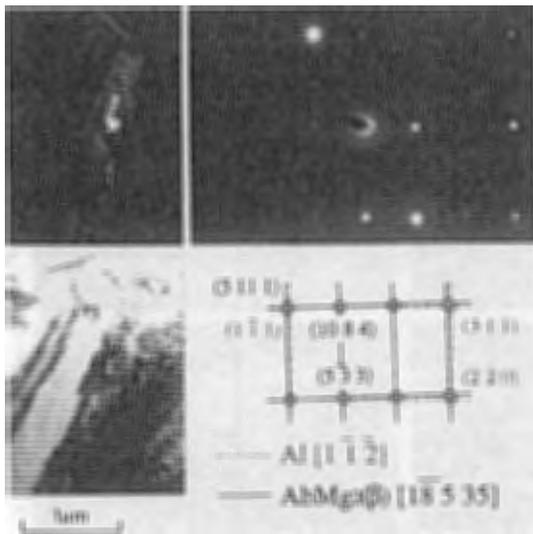


Fig. 4 The TEM bright field image, TEM dark field image and diffraction pattern of β -phases on the grain boundary in 8.0Mg alloy deformed at 380 °C to failure.

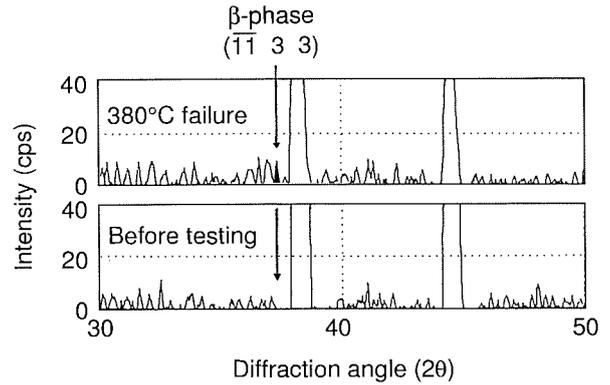
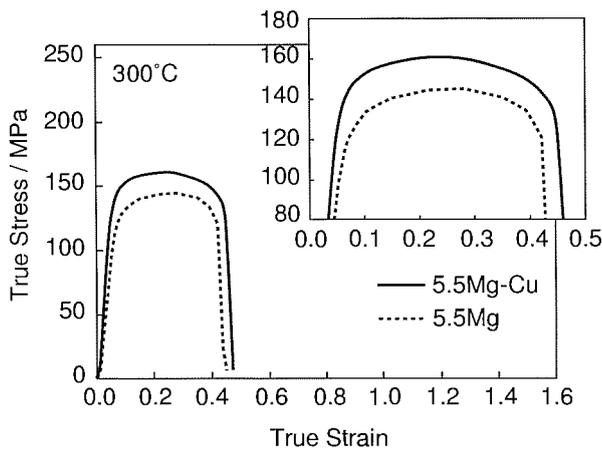
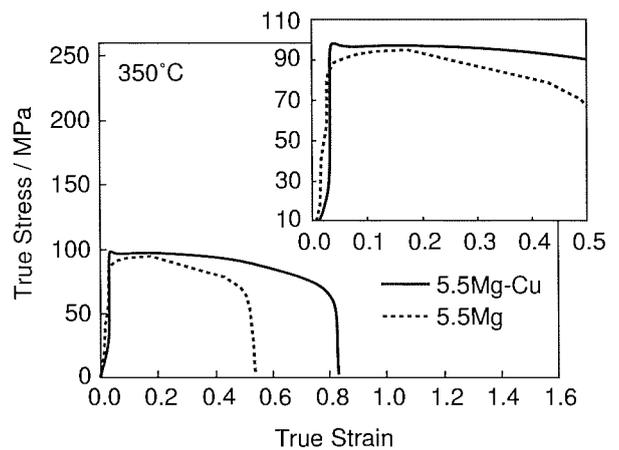


Fig. 5 The qualitative analysis on β -phase measured by X-ray diffractometer in 5.5Mg alloy deformed at 380 °C to failure and before testing.

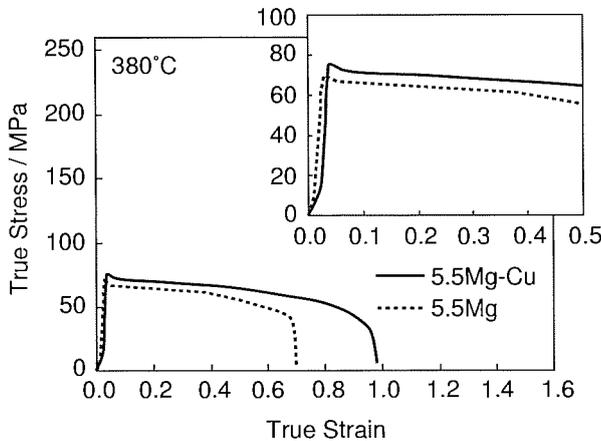
bright field image, TEM dark field image and diffraction pattern of β -phase (Al_3Mg_2) on the grain boundary in 8.0Mg alloy deformed at 380°C to failure. Fig. 5 shows the qualitative analysis on β -phase particles measured by



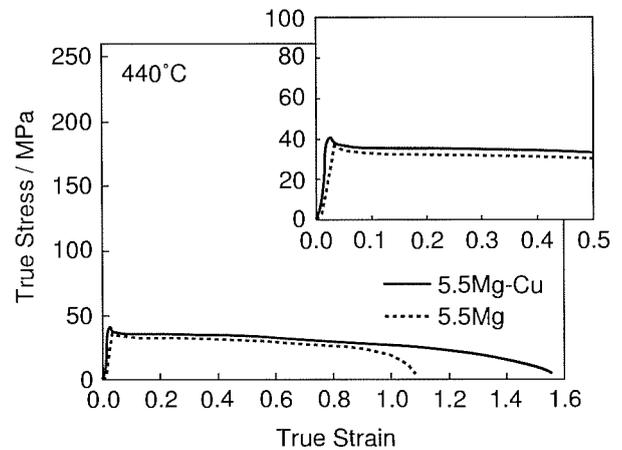
(1) Temperature : 300°C



(2) Temperature : 350°C



(3) Temperature : 380°C



(4) Temperature : 440°C

Fig. 6 The stress strain curves of Al-Mg-Cu alloys.

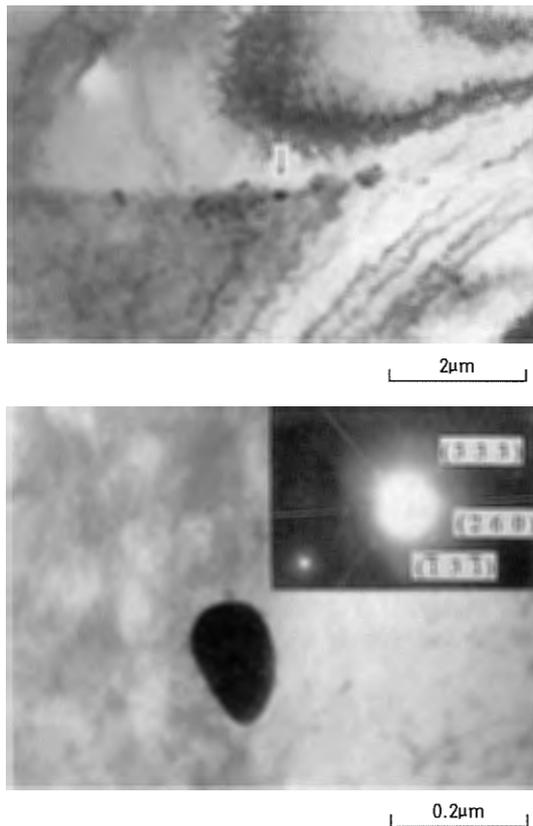


Fig. 7 TEM bright field images and diffraction pattern of T-phase in 5.5Mg-Cu alloy deformed at 380°C and a strain of 0.05.

X-ray diffractometer in 5.0Mg alloy deformed at 380°C to failure and before testing. The β -phase particles are observed as a continuous film along the grain boundaries after the hot deformation. The cavity formation, which increased with the magnesium contents, seemed to be enhanced by the precipitation of β -phase particles during the hot deformation.

The elongation of Al-Mg alloys at high temperature influenced by the dynamic restoration which increase the elongation, and the precipitation of β -phase particles along the grain boundaries which decrease the elongation.

3.2 The Effects of Copper Addition on the Restoration

The stress-strain curves of 5.0Mg and 5.5 Mg-Cu alloys are illustrated in Fig. 6. The addition of copper in Al-Mg alloys had an effect of increasing elongation. Fig. 7 shows the TEM bright field image and diffraction pattern of T-phase ($\text{Al}_3\text{Mg}_2\text{Cu}$) in 5.5Mg-Cu alloy

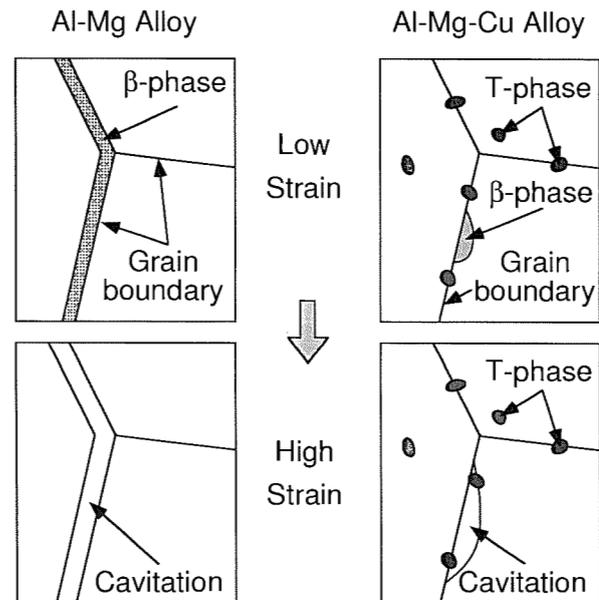


Fig. 8 Schematic comparison of cavity formation during the hot deformation.

deformed at 380°C and a strain of 0.05. The T-phase particles precipitated discretely at the grain boundaries or in the grains. Fig. 8 shows the schematic comparison of cavity formation during the hot deformation. In the copper added alloy, T-phase particles precipitated during the hot deformation and prevented the formation of cavities at the grain boundaries, because the T-phase particles precipitated preferentially and inhibited the precipitation of β -phase particles (Al_3Mg_2) along the grain boundaries. The T-phase particles precipitated discretely and the β -phase particles precipitated along the grain boundaries, so the T-phase particles were less effective to form the cavities compared with the β -phase particles.

The large elongation at high temperature was obtained by controlling the contents of magnesium and copper.

4. Conclusions

High temperature tensile test at a strain rate of 10^{-2}s^{-1} have been carried out to study the effects of magnesium and copper contents on the restoration during the hot deformation of Al-Mg-Cu alloys. The results are summarized as follows :

1. During the hot deformation of Al-Mg alloys, the dynamic restoration process oc-

curred at the lower temperature and at the smaller strain with increasing the magnesium contents.

2. As the true strain became larger, serrated grain boundaries were observed. It was considered that subgrains formed from the original grain boundaries, and then, these subgrains spread into the original grain.

3. The cavity formation, which seemed to be enhanced by the precipitation of β -phase particles (Al_3Mg_2), increased with the magnesium contents.

4. The addition of copper in Al-Mg alloys increased the elongation. In the copper added alloys, T-phase particles ($\text{Al}_3\text{Mg}_2\text{Cu}$) precipitated during the deformation and prevented the formation of cavities at the grain boundaries, because the T-phase particles precipi-

tated preferentially and inhibited the precipitation of β -phase particles along the grain boundaries.

5. The large elongation at high temperature was obtained by controlling the contents of magnesium and copper.

References

- 1) H. J. McQueen, E. Evangelista and M. E. Kassner: *Z. Metallkd.*, **82** (1991), 336.
- 2) G. A. Henshall, M. E. Kassner and H. J. McQueen: *Metall. Trans. A*, **23A**, (1992), 881.
- 3) J. P. Lin, T. C. Lei and X. Y. An: *Scr. Metall. Mater.*, **26** (1992), 1869.
- 4) W. Blum, Q. Zhu and H. J. McQueen: *Z. Metallkd.*, **87** (1996), 14.
- 5) H. J. McQueen and I. Poschmann: *Mater. Sci. Eng.*, **A234-236** (1997), 830.
- 6) H. Tanaka, H. Yoshida and S. Tsuchida: *Mater. Sci. Forum*, **204-206** (1996), 467.

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 13-19

TECHNICAL PAPER

Nodularization of α -AlFeSi Compounds in Al-Fe-Si Alloy

Tetsuya Motoi Hideo Yoshida and Kiyoshi Fukuoka

Nodularization of α -AlFeSi Compounds in Al-Fe-Si Alloy*

Tetsuya Motoi**, Hideo Yoshida*** and Kiyoshi Fukuoka**

The α -AlFeSi phase nodules occur during solidification in aluminium. In this work, the mechanism of this nodularization was discussed by microstructural observation and our hypothesis was verified. Electron microstructures showed that these spherical nodules have a hollow shell, which consist of coagulated α -AlFeSi particles. This result indicates that the hydrogen gas bubbles evolving during solidification contribute to the formation of the nodules. The size and density of nodules in Al-Fe-Si alloy were changed by the cooling rate during solidification. This change agreed with those of porosity caused by hydrogen gas in high purity aluminium. Both the density of nodules in Al-Fe-Si alloy and that of porosity in high purity aluminium increased with hydrogen content. Therefore these results support our hypothesis that α -AlFeSi particles nucleate on the inner wall of hydrogen gas bubbles and grow into the center of the bubbles.

1. Introduction

Commercial purity aluminium contains primary constituents with iron and silicon, which form during solidification due to these impurities. Iron combines with aluminium and silicon to form intermetallic compounds during solidification. The Al-Fe phases which appear in Al-Fe-Si ternary system are Al_3Fe , Al_6Fe and α -AlFeSi¹⁾ and so on. The structure and composition of these phases have already been studied²⁾⁻⁵⁾. But, there are only few studies about the morphology of these phases. It has been known that α -AlFeSi compounds in Al-Fe-Si alloy have a spherical shape, but the reason why these compounds are spherical has not been clear.

Nodular graphite in cast iron is known to have a spherical or spheroidal shapes, and many studies about the origin of nodular graphite in cast iron have been published⁶⁾. Many hypotheses suggested about nodular

graphite cannot reasonably explain the actual phenomena. On the other hand, the gas-bubble theory⁷⁾, which suggested that graphite precipitates inside gas bubbles in molten cast iron and then the gas bubbles are filled with the graphite, can consistently explain the spherical shape of nodular graphite.

It is well known that hydrogen gas causes porosities in aluminium⁸⁾. Hydrogen dissolve as interstitial atoms in solid aluminium. But its solubility in the solid state is very small and about one twentieth of that in the liquid state. So porosities evolve during solidification resulting from the decrease of hydrogen solubility. Therefore it is considered that these porosities play the important role to form α -AlFeSi nodules according to the gas-bubble theory.

The aim of this research is to establish the mechanism of nodularization of α -AlFeSi constituents on the hypothesis that this phase particles form in hydrogen bubbles. In order to prove this hypothesis, the following experiments were carried out: 1) the observation of the structure of α -AlFeSi nodules, 2) the effect of hydrogen bubbles on the formation of α -AlFeSi compounds.

* The main part of this paper was presented at the 6th International Conference on Aluminum Alloys, ICAA-6, Toyohashi, Japan, July 5-10, (1998).

** No.5 Department, Research & Development Center.

*** No.1 Department, Research & Development Center.
Dr.of Eng.

2. Experimental Procedure

An Al-Fe-Si alloy containing 0.13%Si, 0.13%Fe was used in this work. This alloy was melted in a carbon crucible at 800°C, and solidified in the mold made of copper with water cooling pipes illustrated in Fig. 1. In this mold, the cooling rates during solidification can be controlled by changing the thickness of the spacer. Cast slabs were divided in two parts perpendicularly to the thickness, and the center parts were used for estimation, because the surface of the slabs was influenced by the mold (Fig. 2); one part was used for the observation of microstructures and for the extracting compounds by phenol method. The other was for the measurement of hydrogen content in the slabs. Specimens etched by 0.5% HF were used for the observation of the microstructures, and an ultrahigh vacuum method was used for the determination of the hydrogen contents.

2.1 Structure of α -AlFeSi nodules

Specimens cut from slabs were solved by phenol method, and extracted α -AlFeSi nodules on filters were observed by SEM. Further microtomed specimens were prepared for TEM in order to observe the cross-section of α -AlFeSi nodules.

2.2 Effect of hydrogen bubbles on the formation α -AlFeSi nodules

Two methods were employed to examine the effect of hydrogen on the formation of α -AlFeSi nodules.

2.2.1 Changing cooling rates during solidification

Aluminium melted at high temperature can contain a large amount of hydrogen. During solidification, hydrogen is liberated according to the decrease of hydrogen solubility and gas bubbles evolve in the molten aluminium. These bubbles float up and go out from the melt surface. But, in fast cooling rate during solidification, it is expected that the bubbles are captured in the melt and then the porosities increase. Therefore, the cooling rates was controlled by changing the thickness of the spacer illustrated in Fig. 1. It is known that the relation between cooling rate (C) and dendrite arm spacing (D) can be indicated by Eq. 1⁹. In

this equation, α and A are constant. In order to estimate the cooling rates, the data of $\alpha = 0.33$ and $A = 33.4^{10}$ were substituted into Eq.1.

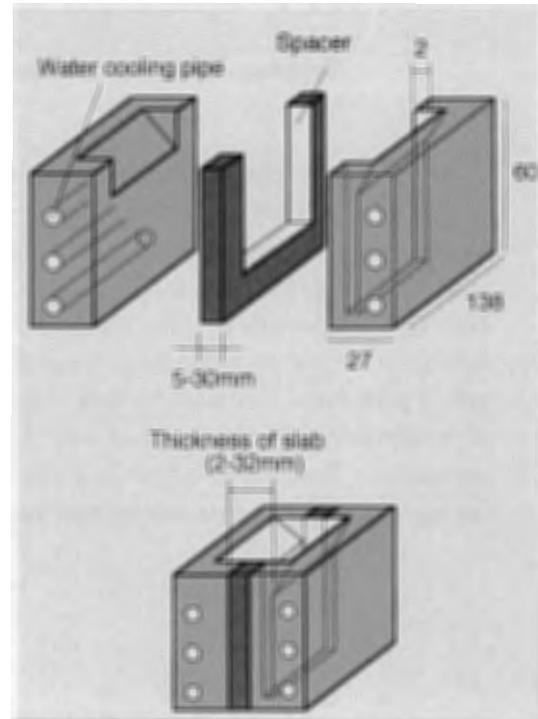


Fig. 1 Dimensions of the mold and spacer made of copper. Cooling rate was controlled by changing the thickness of spacer.

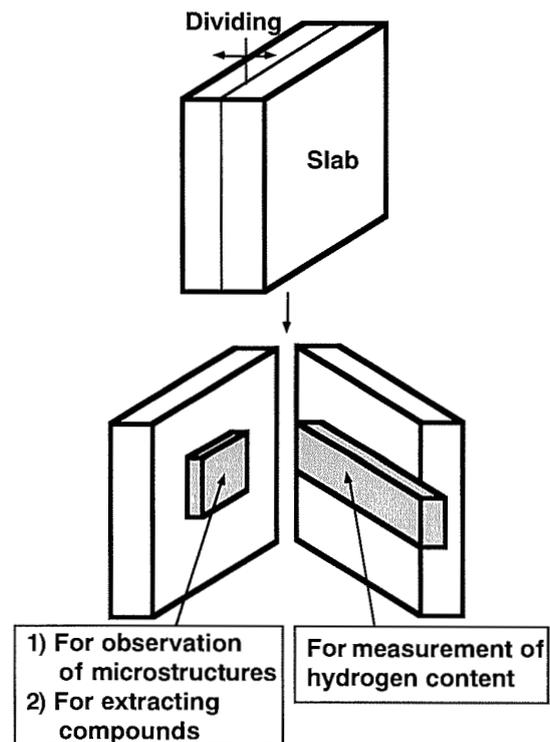


Fig. 2 The positions of specimens from solidified slabs.

$$D \times C^{\alpha} = A \quad (1)$$

The α -AlFeSi nodules extracted from slabs were observed by SEM, and their diameter was measured by SEM. Furthermore, in order to examine the size and density of the hydrogen bubbles by cooling rates during solidification, high purity aluminium (99.99%) containing a large amount of hydrogen was used. Cooling rates were controlled by changing the thickness of the spacer, and the center of the slabs were examined under optical microscopy (OM) to estimate the average diameter of the hydrogen porosities.

2.2.2 Increasing hydrogen contents in the molten Al-Fe-Si alloy

It is expected that the molten aluminium containing a large amount of hydrogen tends to evolve many hydrogen bubbles during solidification. In order to increase the content of hydrogen in the molten aluminium, potatoes were added into the melt. Hydrogen entered into the molten aluminium by the reaction of aluminium with water in potatoes. This molten aluminium was cast in the mold with 30mm thickness spacer. The observation of α -AlFeSi nodules were carried out in the same method previously described, and the density of α -AlFeSi was measured by image analyzer.

3. Results and Discussion

3.1 Structure of α -AlFeSi nodules

Fig. 3 shows the SEM micrographs of the compounds extracted by phenol method from Al-Fe-Si alloy (Al-0.13%Si-0.45%Fe). It is obvious that Al-Fe compounds are plate-like (Fig. 3 (a)), and the α -AlFeSi nodules were spherical and consisted of many particles (Fig. 3 (b)). Exceptionally, α -AlFeSi nodule in which center wasn't filled with these particles could be observed (Fig. 3 (c)). However the possibility that center of α -AlFeSi may be solved by phenol was considered. Therefore microtomed section of α -AlFeSi nodules were observed by TEM. Fig. 4 shows the microtomed section of α -AlFeSi nodules. It is clear that α -AlFeSi nodules are spherical shape with a hollow shell, and many particles existed inside of the shell. The gas bubble

theory suggested in cast iron can explain this structure consistently. The schematic model of the formation of α -AlFeSi nodules is shown in Fig. 5. The α -AlFeSi particles which are single crystals, nucleate on the inside wall of hydrogen gas bubbles and grow into the center of hydrogen bubbles. Then these particles coagulate as polycrystals and form spherical nodules with a hollow shell.

3.2 Effect of the cooling rate during solidification on the formation of α -AlFeSi nodules and hydrogen bubbles.

Fig. 6 shows the microstructures of as-cast slabs and the SEM images of extracted α -AlFeSi nodules from them which were cast by various cooling rates during solidification. Table 1 shows the cooling rates estimated by dendrite arm spacing (DAS), and hydrogen content in slabs. The density of α -AlFeSi increased shown in Fig. 6 (a)(b)(c), while their size decreased with increasing the cooling rates shown in Fig. 6 (d)(e)(f). Fig. 7 shows the relation between the diameter of α -AlFeSi nodules and cooling rates.

Fig. 8 shows porosities (hydrogen bubbles) in high purity aluminium slabs cast by differ-

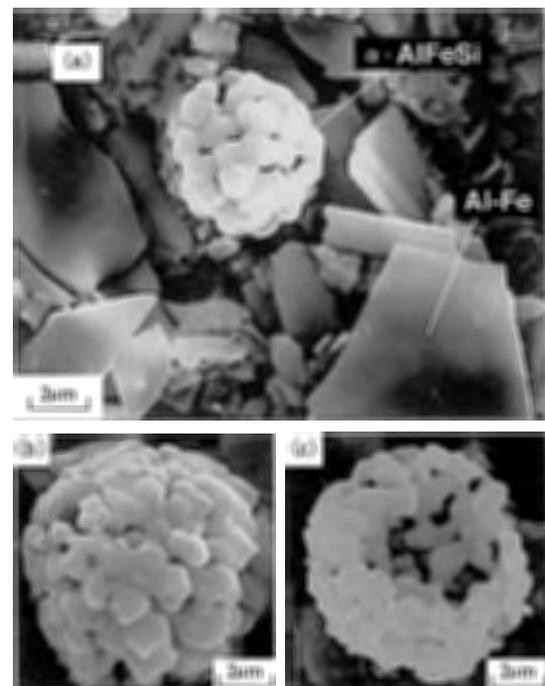


Fig. 3 SEM micrographs of spherical α -AlFeSi nodules and plate-like Al-Fe compounds extracted by phenol method from slab.

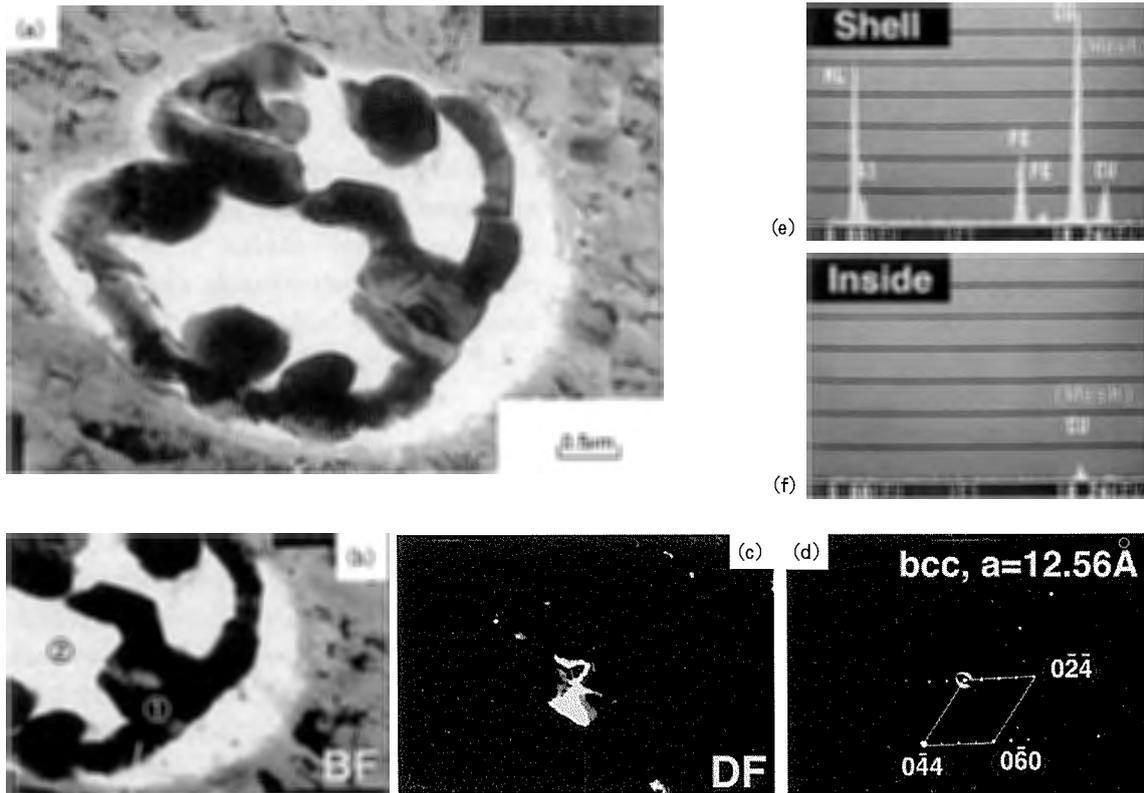


Fig. 4 TEM micrographs, diffraction pattern and EDX spectra of a α -AlFeSi nodule.
 (a) and (b) : microtomed section of α -AlFeSi nodule (bright field images), (c) : dark field image,
 (d) : selected area diffraction pattern of b-①, (e) : EDX spectrum from shell of α -AlFeSi (b-①),
 (f) : EDX spectrum from inside of α -AlFeSi (b-②).

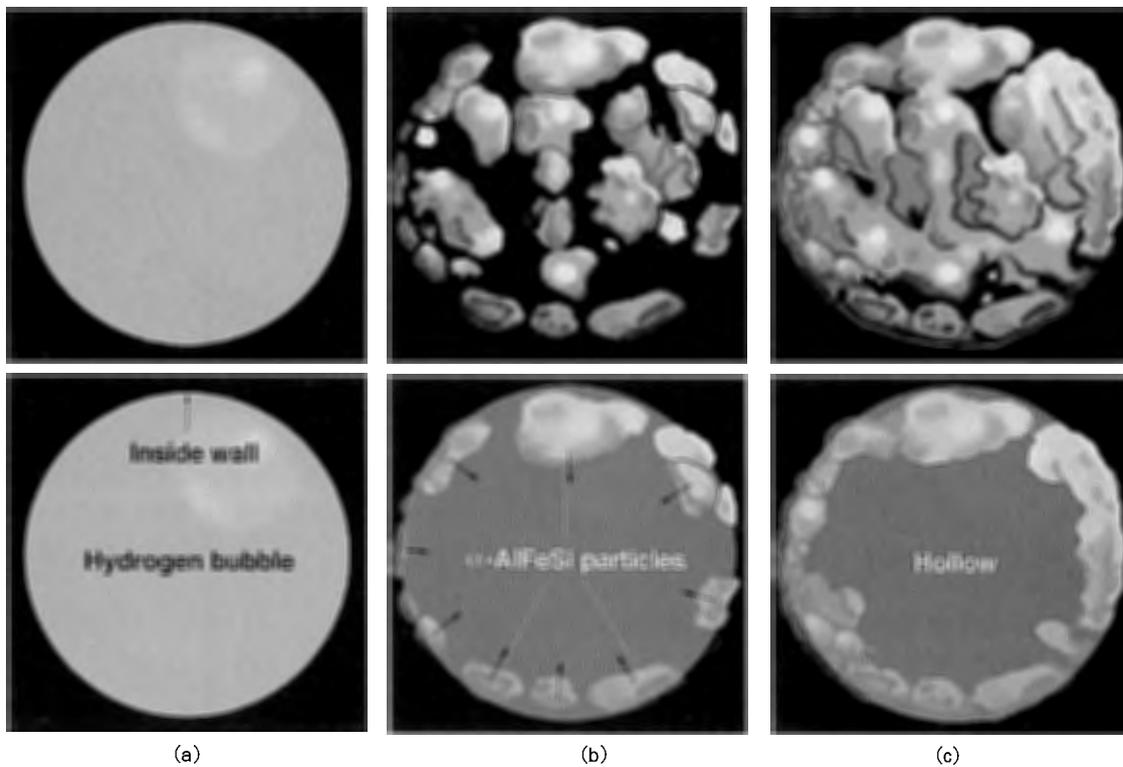


Fig. 5 Schematic model for the formation of α -AlFeSi nodules. (a) evolution of hydrogen bubble during solidification, (b) nucleation of α -AlFeSi on the inner wall of hydrogen bubble, (c) bubble is gradually filled with α -AlFeSi particles from the wall into the center.

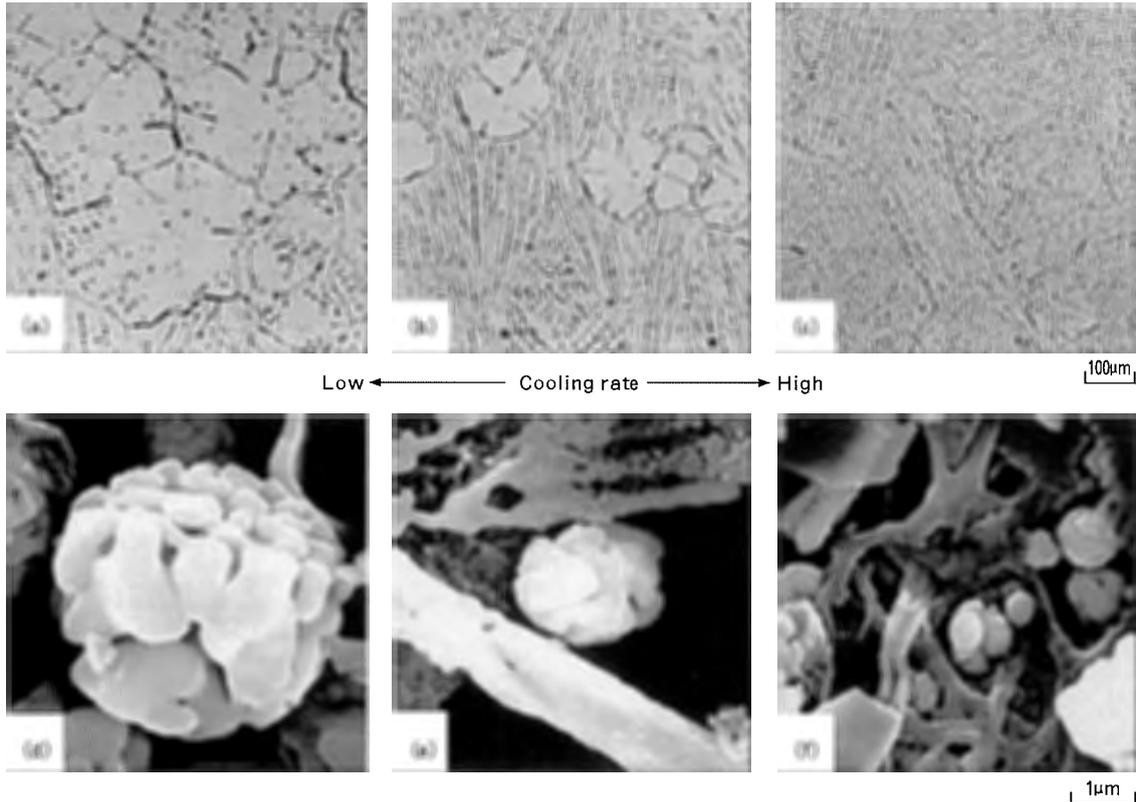


Fig. 6 Effect of cooling rates during solidification on the DAS and the size of α -AlFeSi nodules.

(a)–(c) : OM, (d)–(f) : SEM of α -AlFeSi nodule.

Cooling rates during solidification : (a)(d) : 0.1Ks^{-1} , (b)(e) : 0.6Ks^{-1} , (c)(f) : 34Ks^{-1} .

Table 1 Cooling rates estimated by dendrite arm spacing (DAS) and hydrogen contents in slabs.

Thickness of slabs (mm)	DAS (μm)	Cooling rates (Ks^{-1})	Contents of hydrogen ($\text{cm}^3/\text{Al } 100\text{g}$)
2	10.4	34.3	0.37
7	28.8	1.57	0.31
12	39.5	0.60	0.29
22	48.1	0.33	0.29
32	70.0	0.11	0.26

ent cooling rates. Fig. 9 shows the relation between the diameter of porosities and cooling rates. The size of porosities decreased and their density increased with increasing the cooling rates. The changing of porosity to the cooling rate agreed fully with those of α -AlFeSi nodules. But the size and density of porosities in high purity aluminium are different from Al-Fe-Si alloy because the evolution of hydrogen bubbles is affected by impurities or trace elements. Consequently it is concluded that the size and density of α -

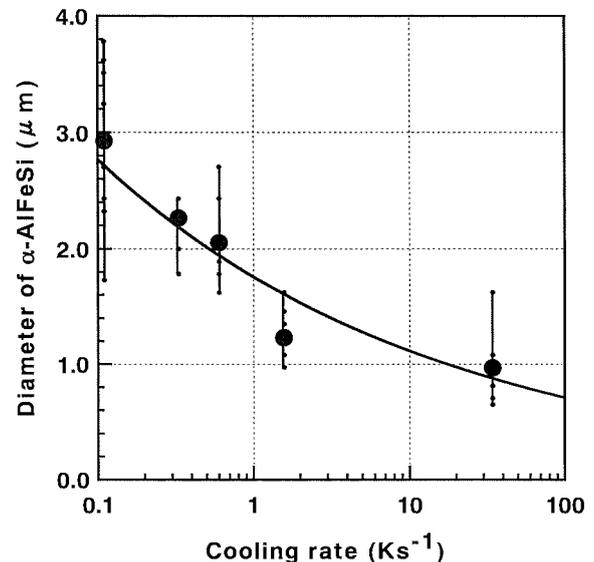


Fig. 7 Relation between the diameter of α -AlFeSi nodule and cooling rate estimated by DAS.

AlFeSi nodules change according to the variation of hydrogen bubbles in which α -AlFeSi particles nucleate.

3.3 Effect of solubility of hydrogen in the molten Al-Fe-Si alloy on α -AlFeSi formation.

The hydrogen content in the slab produced

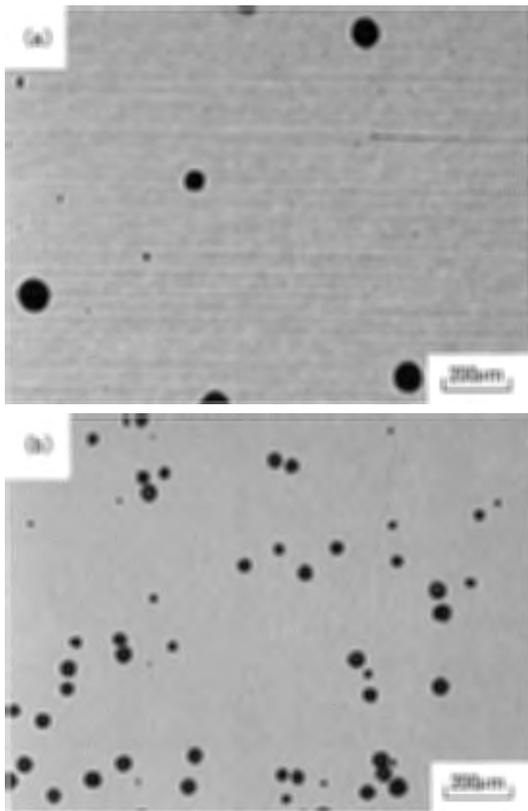


Fig. 8 Effect of cooling rates during solidification on the size and density of porosities in high purity aluminium.
Cooling rates : (a) 0.1Ks^{-1} , (b) 34Ks^{-1}

by adding potatoes into the melt (a) was $0.57\text{cm}^3/\text{Al } 100\text{g}$, while it was $0.27\text{cm}^3/\text{Al } 100\text{g}$ in the slab without potatoes (b). Fig. 10 shows the typical $\alpha\text{-AlFeSi}$ nodules extracted from slab(a), (b) which have different contents of hydrogen. It is obvious that the average size of $\alpha\text{-AlFeSi}$ nodules did not change. But the image analyzing results of microstructures indicates that the density of $\alpha\text{-AlFeSi}$ nodules increased with hydrogen contents in the slabs (Fig. 11). It is considered that the hydrogen bubbles increase with the hydrogen content in the molten aluminium, and as a result the density of $\alpha\text{-AlFeSi}$ nodules also increase, because the site which $\alpha\text{-AlFeSi}$ nodules nucleate increased.

4. Conclusions

(1) The spherical nodules observed in Al-Fe-Si alloy have a hollow shell, which consists of coagulated $\alpha\text{-AlFeSi}$ particles.

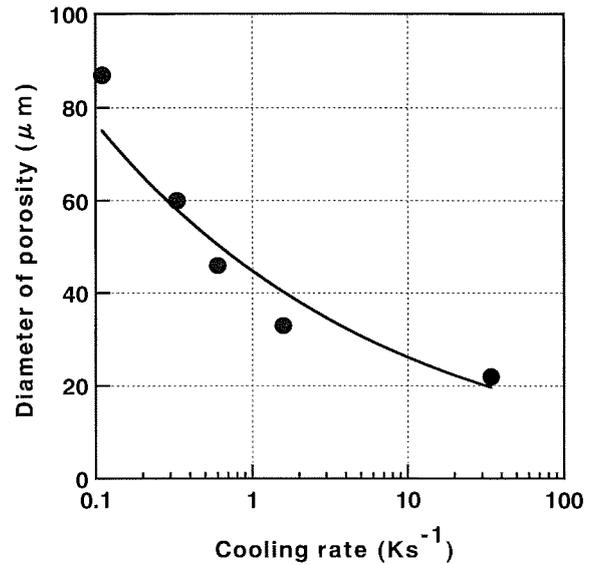


Fig. 9 Relation between porosity diameter and cooling rate estimated by DAS.

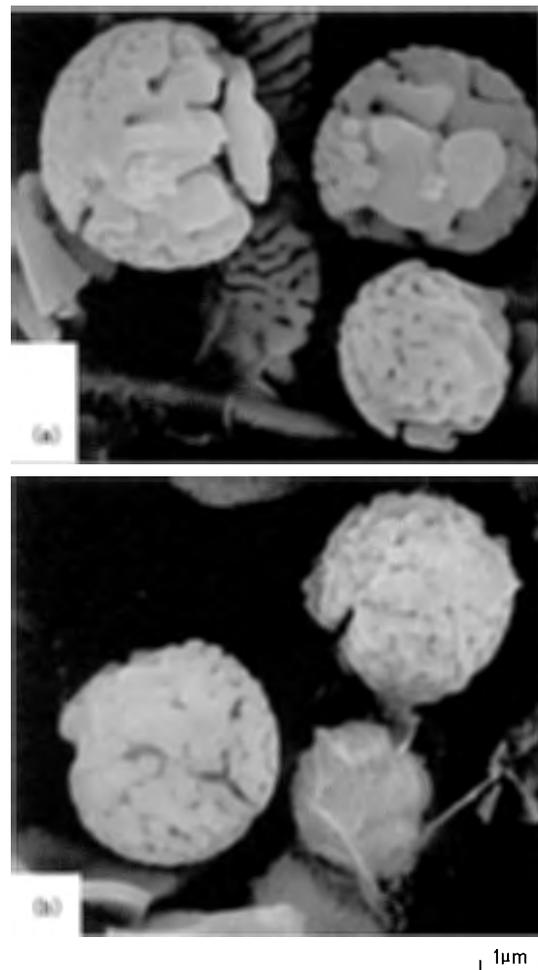


Fig. 10 $\alpha\text{-AlFeSi}$ nodules extracted by phenol from slabs which have different contents of hydrogen.
Hydrogen contents :
(a) $0.57\text{cm}^3/\text{Al } 100\text{g}$
(b) $0.27\text{cm}^3/\text{Al } 100\text{g}$

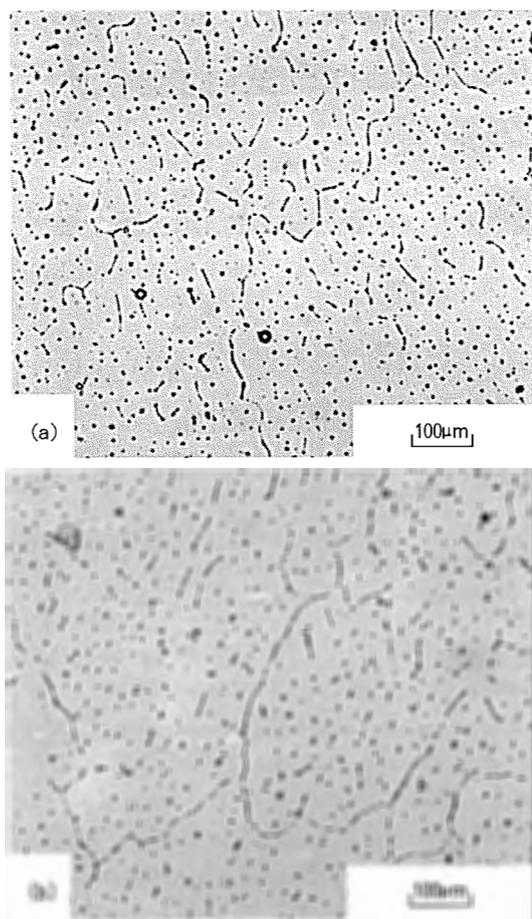


Fig. 11 The density of α -AlFeSi nodules of slabs which have different contents of hydrogen.

[Hydrogen contents] :

(a) $0.57\text{cm}^3/\text{Al } 100\text{g}$

(b) $0.27\text{cm}^3/\text{Al } 100\text{g}$

[Density of α -AlFeSi nodules] :

(a) $180 \times 10^3/\text{cm}^2$

(b) $120 \times 10^3/\text{cm}^2$

(2) The size and density of nodules in Al-Fe-Si alloy were changed by the cooling rate during solidification. This change agreed with those of hydrogen bubbles in high purity aluminium (99.99%)

(3) The densities of nodules in Al-Fe-Si alloy and hydrogen bubbles in high purity aluminium (99.99%) increased with hydrogen content.

(4) The above results support the hypothesis that α -AlFeSi particles nucleate on the inner wall and grow into the center of hydrogen bubbles, and these coagulated particles form the spherical nodules.

References

- 1) Ping Liu, T. Thorvadsson, G. L. Dunlop : *Material Science and Technology*, **2** (1986), 1009.
- 2) P. Skjerpe : *Metallurgical Transaction A*, **18A** (1987), 189.
- 3) H. Westengen : *Z. Metallkd.*, **73** (1982), 360.
- 4) A. L. Dons : *Z. Metallkd.*, **75** (1984), 170.
- 5) A. L. Dons : *Z. Metallkd.*, **76** (1985), 609.
- 6) K. Akechi, N. Inoyama et al. : "*Nodular iron*" in Japanese, AGNE, (1983).
- 7) S. Yamamoto, B. Chang, Y. Kawano, R. Ozaki and Y. Murakami : *Metal Science*, **9** (1975), 360.
- 8) R. A. Outlaw, D. T. Peterson and F. A. Schmidt : *Metallurgical Transactions*, **12A** (1981), 1809.
- 9) H. Matyja, B. C. Giessen, N. J. Grant : *J. Inst. Metals*, **96** (1986), 30.
- 10) I. Miki, T. Kosuge, K. Nagahama : *Journal of Japan Institute of Light Metals*, **25** (1975), 1.

住友軽金属技報 第39巻 第1号 (1998) 20-25

論 文

3003 アルミニウム合金押出材のミクロ組織に及ぼす
均質化処理条件の影響

箕田 正 吉田 英雄

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 20-25

The Influence of Ingot Homogenization on the
Microstructure of 3003 Aluminium
Alloy Extrusion

Tadashi Minoda and Hideo Yoshida

3003 アルミニウム合金押出材のミクロ組織に及ぼす均質化処理条件の影響*

箕田 正** 吉田 英雄***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 20-25

The Influence of Ingot Homogenization on the Microstructure of 3003 Aluminium Alloy Extrusion

Tadashi Minoda and Hideo Yoshida

The microstructures of 3003 aluminium alloy extrusion were influenced by the ingot homogenization. Three types of microstructure were observed in this investigation, fully fiber structure, mixed structure with fiber and grain growth structure, and fully recrystallized structure. Fiber structures were obtained when the secondary particles precipitated during homogenization in the ingot were almost smaller than $0.1\mu\text{m}$ in diameter with high density. But it became clear that the thermal stability of fiber structure of extrusion depended on the constituent particles formed during solidification in the ingot. When constituent particles covered the cell boundaries of ingot, the extrusions had fully fiber structure. On the other hand, when constituent particles transformed into necklace structure and have smaller size during homogenization, the extrusion had mixed structure with abnormal grain growth structure at the surface of the extrusion. Finally, fully recrystallized structures were obtained when the secondary particles precipitated during homogenization in the ingot were almost bigger than $0.1\mu\text{m}$ in diameter and the matrix had much solute elements. But the grain size of the extrusions depended on the density of the secondary particles. When the particles dispersed uniformly with high density, the grain size of extrusion became smaller, but when the particles dispersed nonuniformly with low density, the grain size of extrusion became larger.

1. 緒 言

アルミニウム合金の熱間加工における再結晶挙動については、これまで多数の研究が行われてきた。特にマンガンを主要添加元素とする 3000 系合金は、熱間加工前の鑄塊均質化処理条件によって、マンガンの固溶析出状態が大きく変化するため、最終製品の組織及びそれに依存した特性が大きく変化する^{1)~4)}。製品の要求特性に応じた組織制御が容易であることに加え、成形性、耐食性に優れ、強度は工業用純アルミニウムよりも高いことから、自動車用配管材をはじめとして、様々な用途に適用

されている^{5),6)}。しかし、その再結晶メカニズムについては、成分固溶量や析出物サイズ及び分布の観点から解析されているものが多く、セル境界の影響については不明な点が多い。

本研究では、Al-Mn 系の代表的な合金の一つである 3003 合金について、その押出材のミクロ組織に及ぼす鑄塊均質化処理条件の影響を調査し、再結晶の機構を検討した。

2. 実験方法

Table 1 に示す成分を有する 3003 アルミニウム合金を大気中で溶解し、半連続鑄造法にて直径 90mm に鑄込んだ後、長さ 100mm に切断した。均質化処理は、**Table 2** に示すように、融点直下である 630°C にて 10h

* 軽金属学会第 90 回春期大会 (平成 8 年 5 月) にて一部発表, 軽金属, 47 (1997), 691 に掲載

** 研究開発センター 第一部

*** 研究開発センター 第一部, 工学博士

Table 1 Chemical compositions of 3003 alloy for this study. (mass%)

Si	Fe	Cu	Mn	Al
0.35	0.27	0.15	1.20	bal.

Table 2 Homogenizing conditions of ingots.

Specimen	Homogenizing conditions	Electrical resistivity ($n\Omega \cdot m$)
A	630°C-10h (WQ)	48.2
B	630°C-10h (FC)	40.6
C	500°C-10h (FC)	35.1
D	630°C-10h (WQ) +500°C-10h (FC)	34.8

WQ:water quenched, FC:furnace cooled at 30°C/h

保持後、水冷 (A)、炉冷 (B)、析出ノーズ付近⁷⁾の 500°Cにて 10h 保持後、炉冷 (C) 及び (A)+(C) の処理 (D) の 4 条件とした。均質化処理後、400°Cにて幅 35mm、厚さ 7mm の板状に熱間押出した。押出材のダイス出側速度は 330mm/s とした。また、押出前の鋳塊の加熱には誘導加熱炉を用い、240s で所定の温度まで昇温させた。

均質化処理後の鋳塊について、中心部よりサンプリングを行い、断面の光学顕微鏡組織観察、透過電子顕微鏡組織観察 (TEM)、及び 20°Cでの導電率測定を行い、晶出物及び第 2 相粒子の固溶析出状態を調査した。導電率については、JIS H 0505 に記載の換算式に基づき、体積抵抗率に換算した。また、光学顕微鏡組織観察を行った試料について、EPMA による線分析を行い、セル境

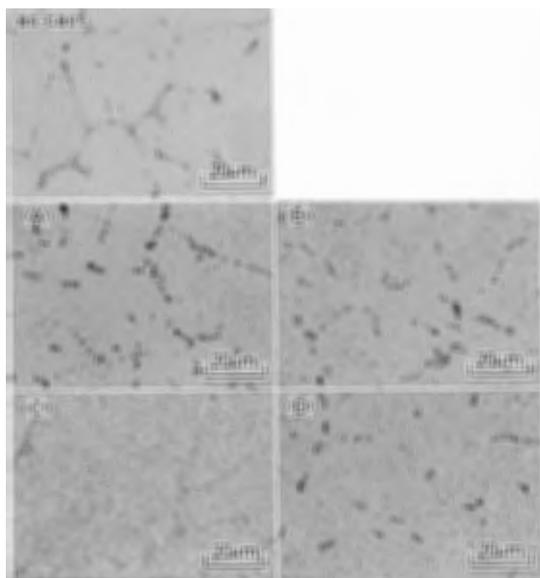


Fig. 1 Optical microstructures of 3003 aluminium alloy ingots before and after various homogenization heat treatments. (A) 630°C (WQ), (B) 630°C (FC), (C) 500°C (FC), (D) 630°C (WQ)+500°C (FC).

界への成分偏析の分析を行った。このとき電子線は、セル境界に垂直な方向に、化合物の観察されない部分を走査させた。押出材について、板幅中心部よりサンプリングを行い、L-ST 断面の光学顕微鏡組織観察及び透過電子顕微鏡組織観察を行い、切断法により平均結晶粒径を算出した。また、一部の試料について示差走査熱量計 (DSC) による熱分析を行った。熱分析は室温から 500°Cまで、昇温速度 0.17°C/sにて行った。

3. 実験結果

3.1 鋳塊の組織

Table 2 に均質化処理条件を変化させた 3003 合金鋳塊の体積抵抗率測定結果を示す。630°C (WQ) 材 (A) が最も体積抵抗率が高く、次いで 630°C (FC) 材 (B) が高い。均質化処理後の冷却速度の違いにより、(B) は降温過程での析出量が多くなったとみられる。また、500°C (FC) 材 (C) 及び 630°C (WQ)+500°C (FC) 材 (D) はともに析出ノーズ付近の温度で熱処理されたことから、最も体積抵抗率が低く、その程度は同等である。

Fig. 1 に鋳塊の断面光学顕微鏡組織を示す。(C) のみセル境界の晶出物が as-cast 材に類似した形態を示しているが、それ以外は 630°C で保持されたことから、晶出物の分解及び凝集化がみられる。**Fig. 2** に鋳塊の透過電子顕微鏡組織を示す。(A) は 0.1 μ m 以上の比較的粗大な析出物が観察されるが、体積抵抗率が最も高いことから分かるように少量であり、また分布も不均一である。(B) は、(A) と同様 0.1 μ m 以上の析出物が観察されるが、その量は (A) よりも多く分布も均一である。(C) 及び (D) は、いずれも 0.1 μ m 以下の微細な析出物が高密度に分散しており、その析出量は体積抵抗率より同程度であるとみられ、さらに (A) 及び (B) よりも多いと考えられる。また、**Fig. 3** に 500°C (FC) 材 (C) で観察された晶出物及び析出物の電子線回折結果を示すが、

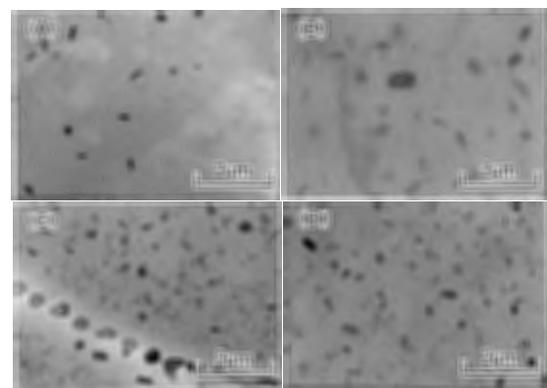


Fig. 2 Transmission electron micrographs of 3003 aluminium alloy ingots after various homogenization heat treatments. (A) 630°C (WQ), (B) 630°C (FC), (C) 500°C (FC), (D) 630°C (WQ)+500°C (FC).

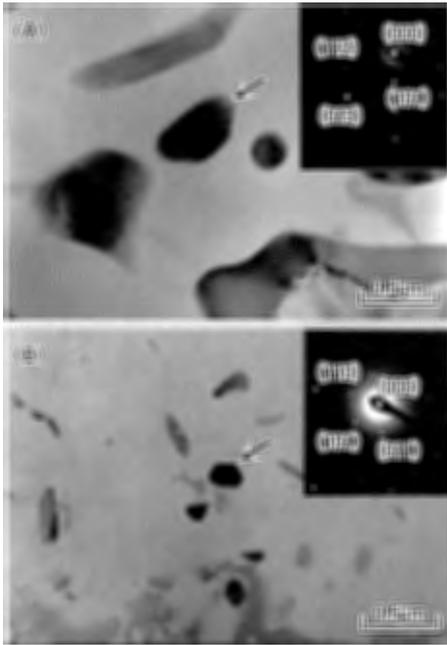


Fig. 3 Transmission electron micrographs and selected area diffraction patterns from 3003 aluminium alloy ingots homogenized at 500°C for 36ks. (A) Constituent particle, (B) Precipitate.

いずれも α -AlMnSi とみられる。

3.2 押出材の組織

Fig. 4 に押出材の断面光学顕微鏡組織を示す。630°C (WQ) 材 (A) は結晶粒径 95 μm の比較的粗大な再結晶組織が観察され、630°C (FC) 材 (B) は結晶粒径 35 μm の比較的微細な再結晶組織が観察される。500°C (FC) 材 (C) 及び 630°C (WQ)+500°C (FC) 材 (D) はいずれも繊維状組織が観察されるが、(D) は表層付近に 500 μm 以上の粗大再結晶組織が観察される。

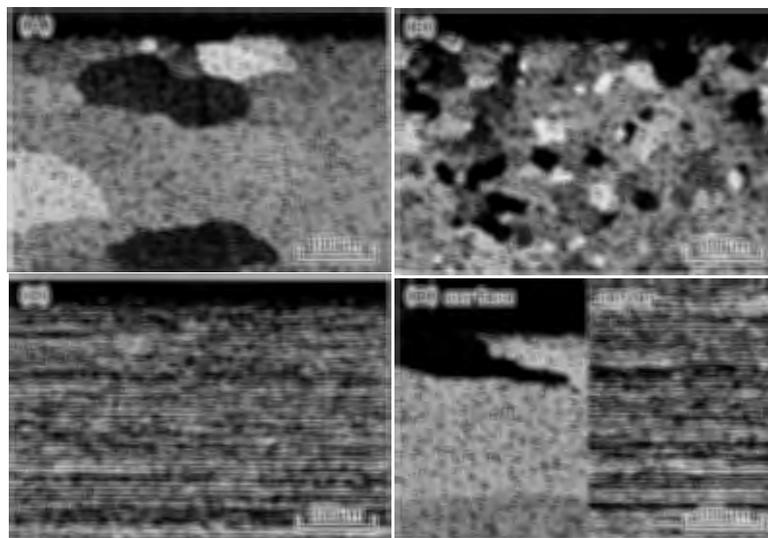


Fig. 4 Effect of homogenization condition on the optical microstructures of 3003 aluminium alloy extrusions. (A) 630°C (WQ), (B) 630°C (FC), (C) 500°C (FC), (D) 630°C (WQ)+500°C (FC).

4. 考 察

鋳塊組織と押出材組織の関係を Table 3 にまとめる。押出材について、500°C (FC) 材 (C) 及び 630°C (WQ)+500°C (FC) 材 (D) はいずれも繊維状組織が観察されるが、(C) は断面内全体が繊維状組織であるのに対し、(D) は表層付近で粗大再結晶組織が観察される。(C) 及び (D) の押出材について、板厚中心部より採取した繊維状組織を用い、DSC による熱分析を行った結果を Fig. 5 に示す。(C) は 500°C まで加熱を行っても発熱ピークは観察されないが、(D) は 450°C に再結晶の発熱ピークが観察される。このことから、(D) で得られた繊維状組織は (C) に比べて高温での安定性が低いことが分かる。一般に 0.1 μm 以下の微細な第2相粒子は、再結晶を抑制する効果があるといわれており⁹⁾、押出前の電子顕微鏡組織で (C) と (D) は同程度であった。しかし、Fig. 1 でみられたように、セル境界の晶出物の形態には差がみられ、(C) がほとんど as-cast に近く凝集化していないのに対し、(D) は分解し凝集化している様子がみられた。セル境界の晶出物が再結晶の抑制に影響を及ぼすものと考えられることから、セル境界の成分偏析を EPMA 線分析により調査した。結果を Fig. 6 に示す。(C) はセル境界に Mn, Fe, Si の成分元素の偏析によるピークがみられるが、(D) はピークがみられない。すなわち再結晶機構の模式図を Fig. 7 に示すが、(C) 及び (D) は押出前の鋳塊に 0.1 μm 以下の第2相粒子が高密度に分散していることから、再結晶が抑制され、Fig. 8 に示すように粒内に亜結晶粒を形成する。組織全面に微細な第2相粒子が高密度に分布しているので、そもそも再結晶の核が発生しにくい状態にあるが、このような状態で再結晶が完了するには、発生した再結晶の核がセル境界を越えて進行する必要がある。しかし、(C) ではセ

Table 3 Microstructure relationship between ingots and extrusions.

Specimen	Ingots			Extrusions
	Constituent particles at cell boundaries	Precipitates in the grain	Soluted atoms (Mn, Fe, Si)	Microstructure
A	discontinuous	>0.1 μ m, not uniformly	much	recrystallized (95 μ m)
B	discontinuous	>0.1 μ m, uniformly	medium	recrystallized (35 μ m)
C	continuous	<0.1 μ m, high density	few	fibrous
D	discontinuous	<0.1 μ m, high density	few	fibrous+recrystallized grain growth at surface

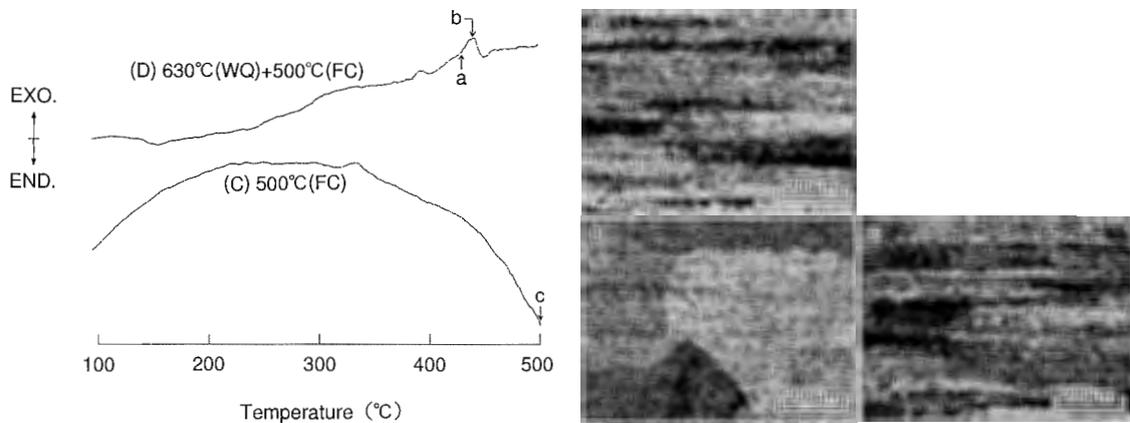


Fig. 5 Thermal stability of fiber structures (a,b,c: microstructures of each heated samples).

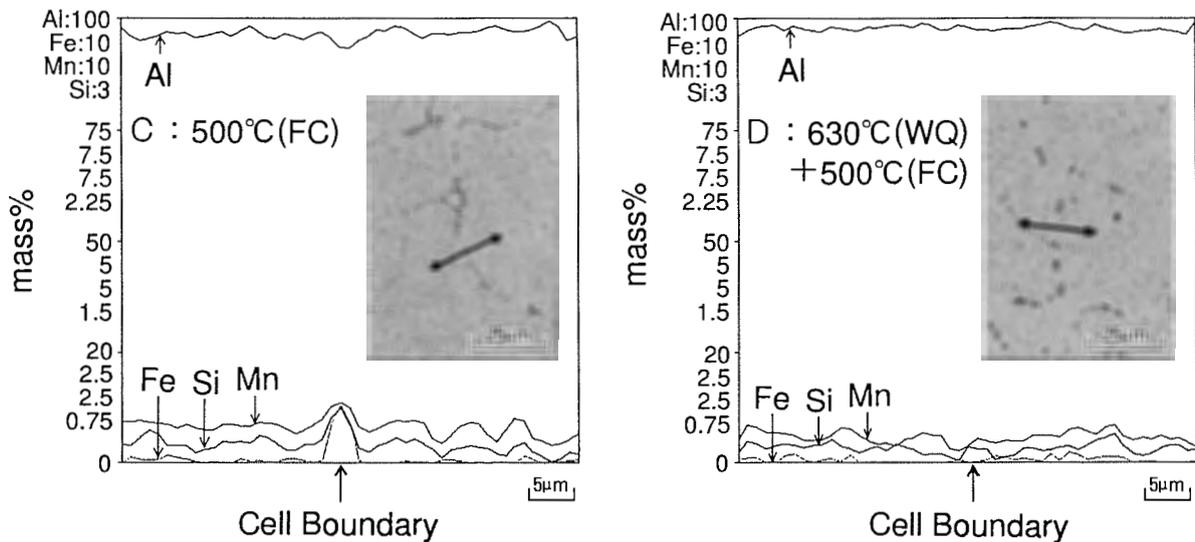
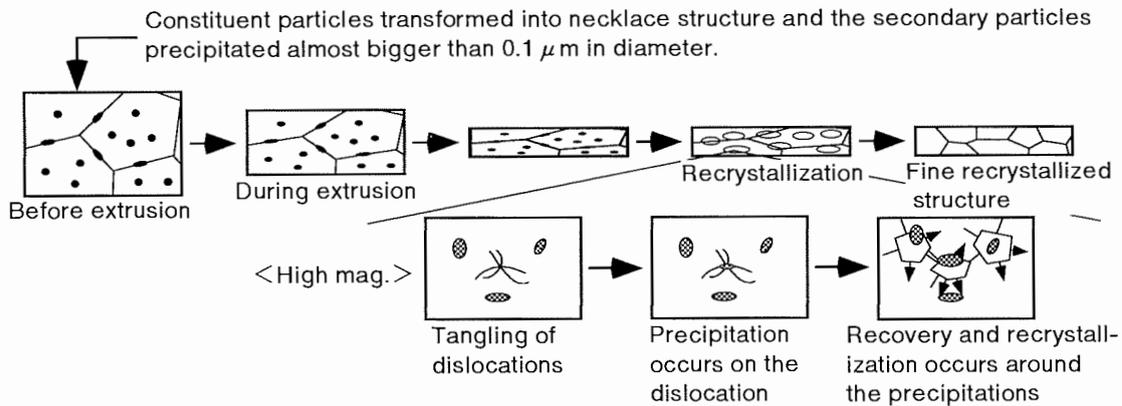


Fig. 6 EPMA results of 3003 aluminium alloy ingots scanned to cross the cell boundary.

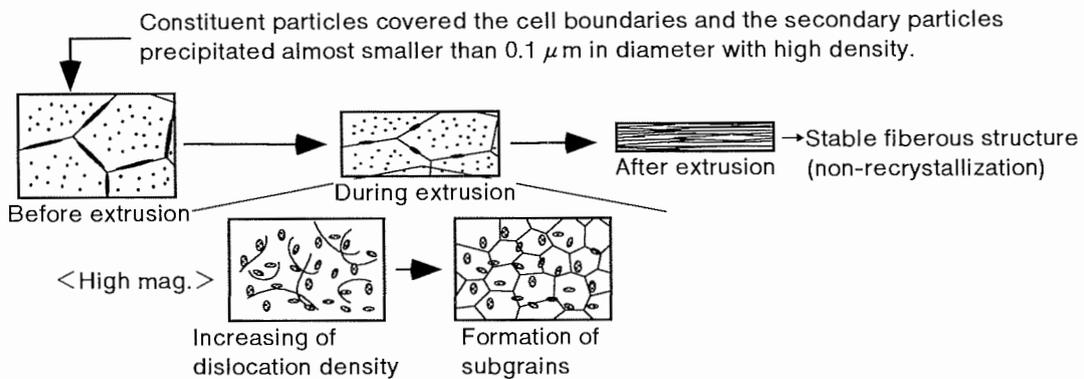
ル境界の成分偏析が大きいことから、セル境界を越えた再結晶が進行しにくくなり、組織全体としてはほとんど再結晶領域が存在しない安定した繊維状組織となると考えられる。なお EPMA の電子線は、晶出物の観察され

ない部分を走査させたが、成分偏析が溶質原子として存在するのか、あるいは晶出物として存在するかは明らかでなく、さらなる検討を要する。これに対し、(D)はセル境界の成分偏析が小さいことから、発生した再結晶の

(A,B) Fine recrystallized structure



(C) Fibrous structure



(D) Fibrous+Recrystallized structure

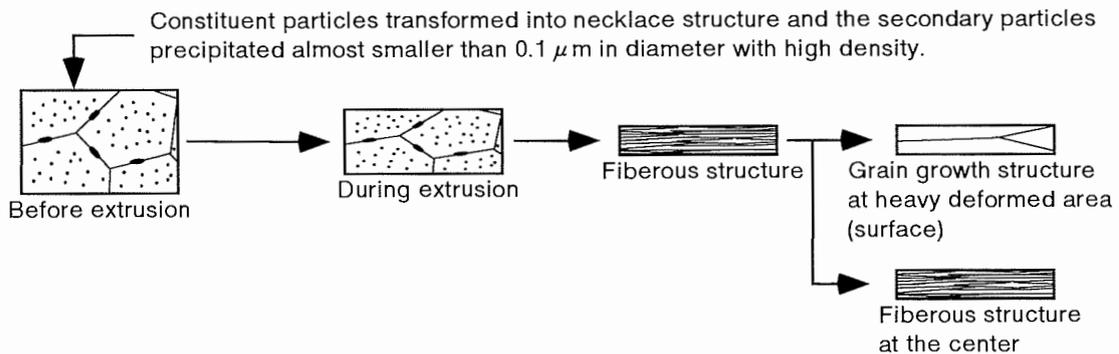


Fig. 7 Schematic model of recrystallization mechanisms considered in this study.

核がセル境界を越えて進行することが容易であり、ダイスとの剪断ひずみが大きい表層付近では、再結晶が起こったものと考えられる。ただし、(D)での再結晶組織が粗大になるメカニズムについては更なる検討を要する。

630°C (WQ) 材 (A) 及び 630°C (FC) 材 (B) は、いずれも再結晶組織が得られた。(A), (B) とともに押出前の鋳塊では析出物サイズはほとんど $0.1 \mu\text{m}$ 以上であり、再結晶を抑制する $0.1 \mu\text{m}$ 以下の析出物が少ないことか

ら、再結晶の核が発生しても析出物による再結晶の抑制効果は小さい。さらに、どちらも 630°C で均質化処理を行ったことから、鋳塊のセル境界で晶出物が凝集化しており、 630°C (WQ) + 500°C (FC) 材 (D) と同様、セル境界の成分偏析が小さく、セル境界を越えた再結晶が可能であったためにどちらも再結晶組織が得られたと考えられる。ただし、結晶粒サイズは (B) よりも (A) の方が微細である。その理由として、(A) は (B) に比べて Mn

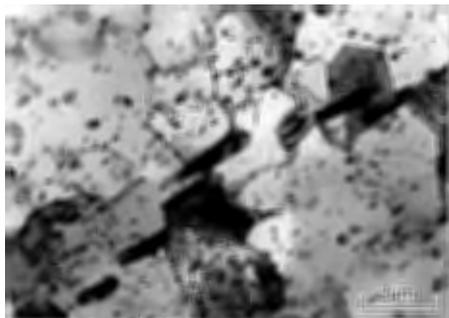


Fig. 8 TEM image of 3003 aluminium alloy extrusion which ingot was homogenized at 500°C for 36ks.

(,Fe, Si) の固溶成分量が多いことから、再結晶の核生成が抑制され、発生した少数の核が優先的に成長したためと考えられる。

5. 結 言

本研究では、3003 合金押出材のマイクロ組織に及ぼす鑄塊組織の影響を調査した。第 2 相析出物及びセル境界の成分偏析が再結晶に及ぼす影響をまとめると、次のような結論を得た。

(1) 鑄塊に 0.1 μ m 以下の析出物が高密度に分散してい

る場合には、再結晶は抑制される傾向にあるが、その安定性にはセル境界の成分偏析が影響していることがわかった。偏析が大きい場合には、押出材は全断面繊維状組織を示したが、偏析が小さい場合には、粗大再結晶組織と繊維状組織の混在組織を示した。

(2) 鑄塊の析出物がほとんど 0.1 μ m 以上に成長し、マトリックスの固溶度が比較的大きく、セル境界の成分偏析が小さい場合には、再結晶組織が得られた。このとき、結晶粒サイズはマトリックスの固溶度に影響され、固溶度が大きい場合には、やや粗大な再結晶組織が得られた。

参 考 文 献

- 1) P. Furrer and H. Warlimont : Aluminium, 54 (1978), 135, あるいは, 軽金属, 27 (1977), 512.
- 2) 馬場義雄, 金子純一 : 軽金属, 31 (1981), 553.
- 3) P. C. M. de Hann, J. van Rijkom and J. A. H. Söntgerath : Proc. 5th Int. Conf. on Aluminium Alloys, (1995), 765.
- 4) 村田 等, 山中雅樹, 富田賢二, 坂口雅司 : 軽金属学会 第 91 回秋期大会概要, (1996), 217.
- 5) 伊東光彦 : アルミニウムの基礎と工業技術 (村上陽太郎 他編), 軽金属協会, (1985), 310.
- 6) 梶山 毅, 深田和博 : 軽金属, 38 (1988), 362.
- 7) 渡辺英雄, 大堀紘一, 竹内 庸 : 軽金属, 33 (1983), 149.
- 8) X. Xia : Scripta Met., 28 (1993), 1213.

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 26-30

TECHNICAL PAPER

A Mechanism of Pick-up Formation on 6063 Aluminium Alloy Extrusions

Tadashi Minoda Hideya Hayakawa and Hideo Yoshida

A Mechanism of Pick-up Formation on 6063 Aluminium Alloy Extrusions*

Tadashi Minoda**, Hideya Hayakawa*** and Hideo Yoshida****

A mechanism of pick-up formation was discussed in this work. First, the quantitative evaluation method of α -AlFeSi transformation ratio (α ratio) from β -AlFeSi in 6063 aluminium alloy billets was established. Then the integrated intensity technique of X-ray diffraction peak was applied to study the effect of the α ratio on pick-up formation. As a result, it became clear that the segregation zones in the billet surface affected the pick-up formation. When the α ratio at the billet surface was below 10% in spite of 100% at the billet center, heavy pick-up defects were observed on the extruded surface. In low α ratio billets, Mg₂Si compounds existed around β -AlFeSi particles and it was observed that local melting occurred around them between 570 and 580 °C. Thus it was considered that pick-up defects occurred due to peritectic reaction of Al, Mg₂Si and β -AlFeSi at 576 °C.

1. Introduction

The extrusions of 6063 aluminium alloy are widely used because of its good extrudability and mechanical properties. But its extrudability is sometimes limited by the occurrence of surface defects named pick-up. It has been said that pick-up defects are caused by β -AlFeSi (monoclinic, $a=0.612$ nm, $b=0.612$ nm, $c=4.15$ nm) and/or Mg₂Si particles, and in particular the phase transformation from β - to α -AlFeSi (hexagonal, $a=1.23$ nm, $c=2.62$ nm) is effective to reduce pick-up¹⁻²⁾. Therefore many methods of analyzing α ratio have been developed using various characteristics, such as etching sensitivity of the particles³⁾, the Si/Fe ratio of the particles, the length of AlFeSi particles, etc. but these methods have some problems to estimate the ratio quantitatively. On the other hand, X-ray diffraction (XRD) patterns have been used to estimate

austenite ratio in the steel⁴⁻⁵⁾. This method is based on the theory that the integrated intensity of a specific peak depends on the amount of the corresponding phase. In 6063 aluminium alloy billets, the XRD peaks of aluminium, α -, β -AlFeSi and Mg₂Si are appeared. Therefore the α ratio can be estimated quantitatively by measuring the integrated intensities of α - and β -AlFeSi.

In this study, the integrated intensities of XRD peaks were used to estimate the α ratio, and the relationship between the α ratio and pick-up was studied. Furthermore, the mechanism of pick-up formation was discussed.

2. Experimental Procedure

The billets of 6063 aluminium alloy were prepared by DC casting with the composition of Al-0.49%Mg-0.43%Si-0.20%Fe (mass%) and a diameter of 200 mm. The billets were homogenized at 570°C for 4 to 100 hours. After homogenization, α ratio was estimated at a billet surface. Fig. 1 shows the preparation of XRD specimens. First, specimens of 2mm thick were cut from billet surface and cold-forged to 1 mm thick to flatten and smooth the specimen surfaces. After forging, the specimens were etched to remove surface stain with

* This paper was presented at the 6th International Conference on Aluminum Alloys, ICAA-6, Toyohashi, Japan, July 5-10, 1998.

** No.1 Department, Research & Development Center.

*** Extrusion Products Division, Chiba Works, Production Department, Extrusion Plant.

**** No.1 Department, Research & Development Center, Dr. of Eng.

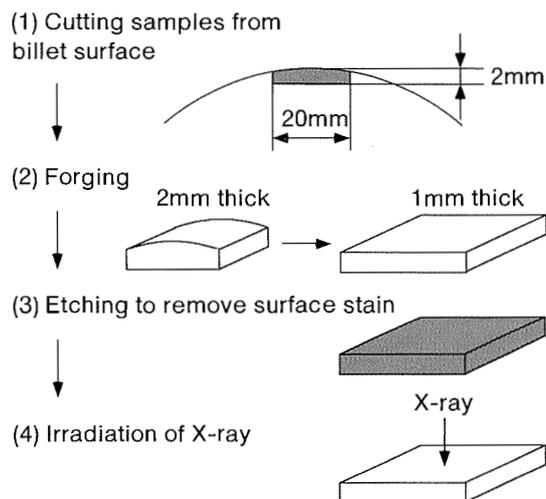


Fig. 1 Schematic model of preparing samples for X-ray diffraction analysis.

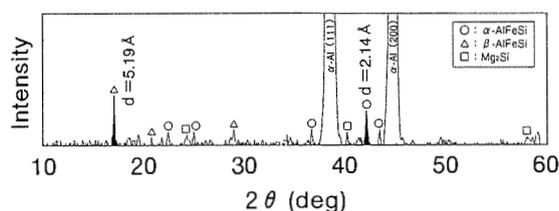


Fig. 2 Typical X-ray diffraction pattern of 6063 aluminium billet surface.

mixed concentrated acid, and then, XRD studies were carried out. In this study, $\text{CuK}\alpha$ radiation was used. Fig. 2 shows a example of XRD pattern in this study. The α -AlFeSi ratio T_α (α ratio) were given by

$$T_\alpha = I_\alpha / (I_\alpha + I_\beta) \times 100 (\%) \quad (1)$$

where I_α and I_β are integrated intensities of α -AlFeSi at $d=0.214\text{nm}$ and β -AlFeSi at $d=0.519\text{nm}$. The extrusion tests were performed for estimating pick-up. The billets were heated to 420°C and were extruded at the speed of 45 m/min . The geometry of the extruded section is shown in Fig. 3, and the number of pick-up were counted at the upper surface of the extrusions. Fig. 4 shows a SEM image of a pick-up. Pick-up defects are formed with surface tearings and deposits. Thus the pick-up densities were estimated by counting the number of these deposits.

At first a series of billets with various levels of α ratio was used to investigate the relationship between α -AlFeSi ratio and pick-up defects for verifying this quantitative analysis

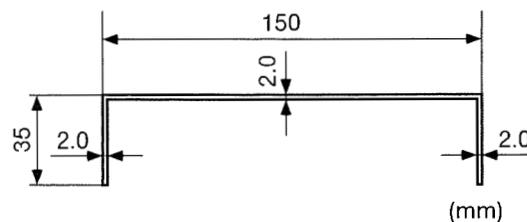


Fig. 3 Geometry of extruded section.

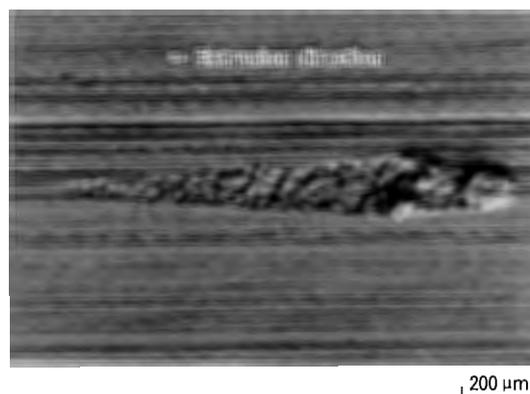


Fig. 4 Appearance of a pick-up defect.

method. Furthermore the effects of segregation zones of the billets on pick-up defects were studied by extruding unpeeled billets with low α ratio and peeled ones. The distribution of elements in segregation zones with various levels of α ratio were investigated using an electron probe micro analyzer (EPMA) to clarify the mechanism of pick-up formation.

3. Results

The relationship between α ratio estimated by XRD and pick-up densities was shown in Fig. 5. It shows that pick-up defects decrease as α ratio increases. In general, it is said that β -AlFeSi particles will cause pick-up defects and phase transformation from β to α is effective to reduce pick-up. The result in Fig. 5 supports the accepted theory and it is considered that the method of estimating the α ratio by XRD is effective in investigating pick-up formation.

In a low α ratio billet, the α ratio changed depending on the distance from billet surface shown in Fig. 6. Although the α ratio at the billet surface is below 10% in this specimen, the α ratio is 50% at 1 mm inside and is almost 100% at the center. Fig. 7 shows the

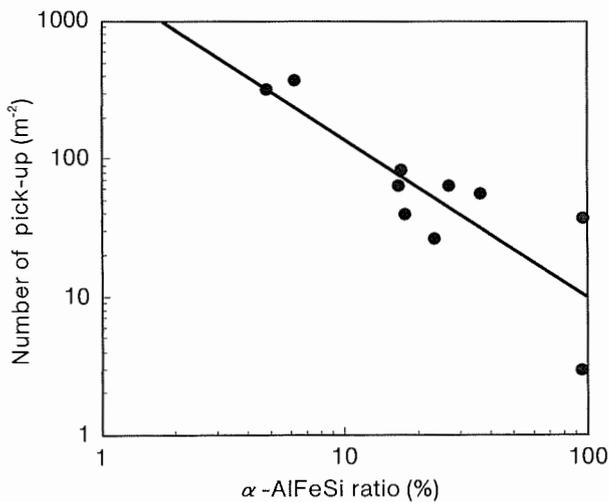


Fig. 5 Relationship between pick-up defects and α -AlFeSi ratio estimated by X-ray diffraction technic.

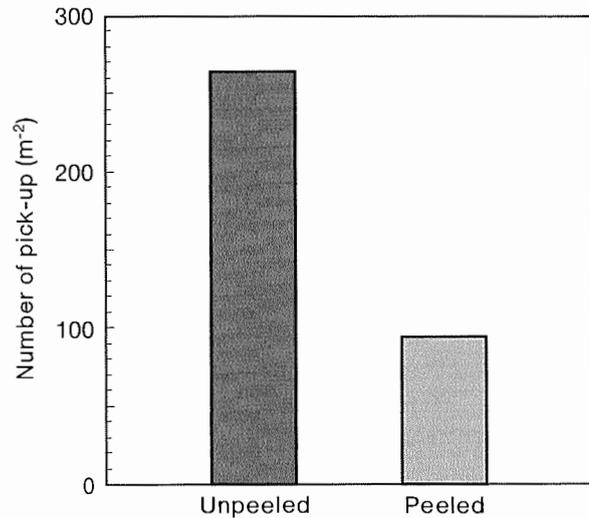


Fig. 7 Effect of billet peeling on pick-up defects. Billet peeling was carried out 0.5mm in depth.

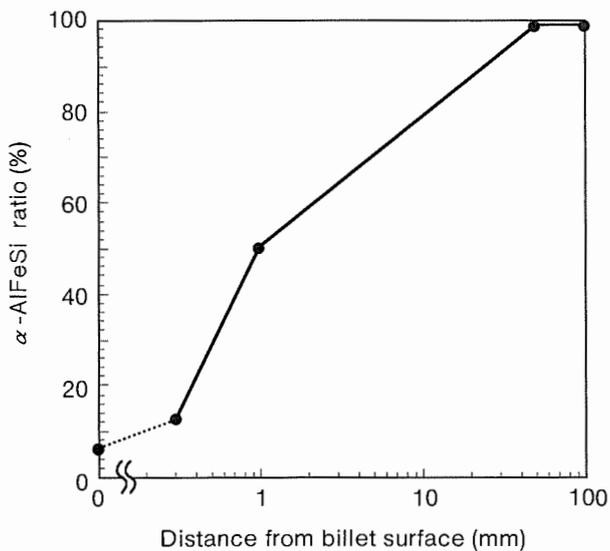


Fig. 6 Effect of depth from billet surface on the α ratio.

effect of billet peeling on pick-up defects. After peeling the billet to the thickness of 0.5 mm from the surface, the α ratio is about 15%. The number of pick-up defects in the peeled billet extrusion is about 1/3 of the unpeeled billet one. The relationship between the α ratio and the number of pick-up in peeled billet extrusions lies on the line in Fig. 5. This result shows that the formation of pick-up defects depends on the billet surface quality. For unpeeled billets, the segregation zones have an effect on pick-up. It became clear that estimation of the α ratio must be carried out at a billet surface. Previously developed techniques

are difficult, while our XRD technique is easy to estimate the α ratio at billet surface. Thus, the effect of segregation zones on the pick-up defects became obvious by this method.

4. Discussion

It became clear that the transformation from β - to α -AlFeSi at billet surface, especially at the segregation zones in most cases, reduces the formation of pick-up. But there are two kinds of constituent particles, AlFeSi and Mg_2Si in 6063 aluminium alloy billets. The transformation of AlFeSi particles in homogenization heat treatments became clear, but the behaviour of Mg_2Si is not clear. Fig. 8 shows the distribution of elements in segregation zones of the billets with various α ratio. From the microprobe X-ray images, magnesium exists with iron and silicon in both homogenized billets with low α ratio and as-cast ones. The Mg_2Si particles formed around AlFeSi constituent particles during solidification. It suggests that these Mg_2Si particles gradually dissolve and β -AlFeSi particles transform to α -AlFeSi simultaneously during homogenization heat treatment.

Fig. 9 shows an optical microstructure of the segregation zone. The cell size in this segregation zone is about 100 μm in diameter. In Fig. 4, the pick-up deposit was about 100 μm in diameter, so the sizes of the ingot cell and the

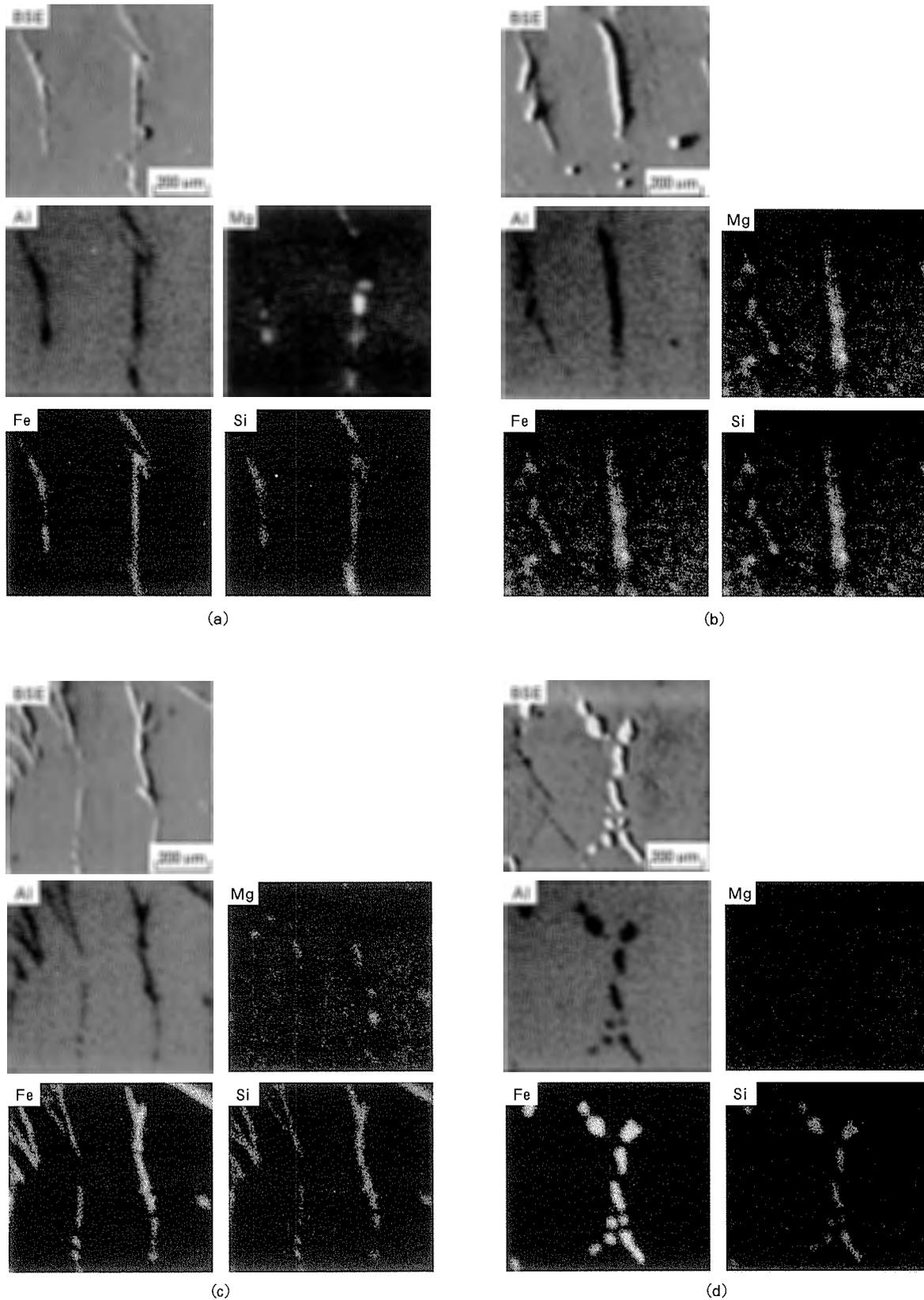


Fig. 8 Distribution of elements in segregation zones of 6063 aluminium billets with various α -AlFeSi ratio. The α ratio were (a) 0% (as-cast), (b) 5%, (c) 20%, (d) 100%.

pick-up deposit are almost same. Furthermore, surface tearings of pick-up defects seem

to be melted. Therefore it is suggested that constituent particles in cell boundaries melted

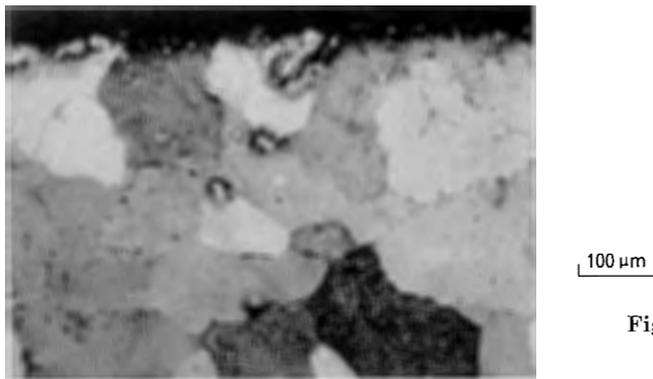


Fig. 9 Optical microstructure of a segregation zone.

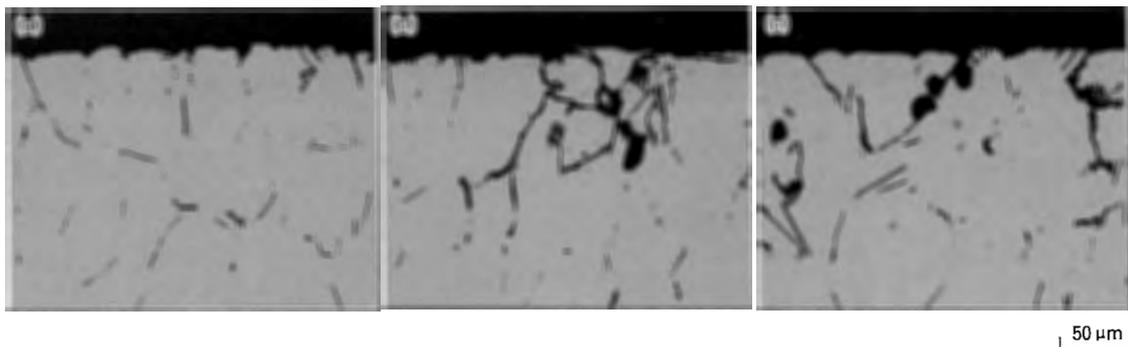
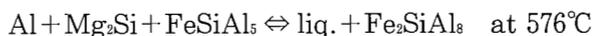


Fig. 10 The marks of peritectic melting of Al, Mg_2Si and $AlFeSi$ in segregation zones of a low α ratio billet. Samples were heat treated for 10min at (a) 570°C, (b) 580°C, (c) 590°C.

during extrusion by the following peritectic reaction in Al-Fe-Mg-Si alloys⁶⁾.



where Fe_2SiAl_8 and $FeSiAl_5$ are known as α - and as β - $AlFeSi$ respectively. In low α ratio billets, it suggests that remelting reaction of cell boundaries takes place at 576°C because of the existence of Mg_2Si and β - $AlFeSi$ particles. Fig. 10 shows the optical microstructures of segregation zones in a low α ratio billet after heat treating at 570°C, 580°C and 590°C for 10 minutes in a salt bath. The marks of melting were observed above 580°C. It was suggested that the peritectic melting of Al, Mg_2Si and β - $AlFeSi$ at 576 °C was occurred in this low α ratio billet during extrusion. Then, it is concluded that the inhibition of remelting reaction by reducing Mg_2Si and β - $AlFeSi$ particles in cell boundaries results in the reduction of pick-up in higher α ratio billets.

5. Conclusions

- (1) The quantitative analysis of α ratio at a

billet surface became possible by using a XRD technique.

- (2) Segregation zones affected the formation of pick-up.

- (3) When the α ratio at a billet surface was below 10%, in spite of 100% at the billet center, heavy pick-up were observed on the extruded surface.

- (4) In low α ratio billets, Mg_2Si constituent particles existed around $AlFeSi$ particles.

- (5) It is considered that pick-up defects form because of peritectic reaction of Al, Mg_2Si and β - $AlFeSi$ at 576 °C in cell boundaries.

References

- 1) E. C. Beatty : Pro. 2nd Inter. Aluminum Extrusion Tech. Semi., Vol. 1 (1977), 225.
- 2) L. R. Morris, F. B. Miner and J. B. Lowe : UK Patent, No 1333327.
- 3) S. Zajac, B. Hutchinson, A. Johansson and L. -O. Gullman : Mater. Sci. Tech., **10** (1994), 323.
- 4) A. P. Voskamp : Adv. in X-Ray Analysis, **20** (1977), 529.
- 5) Carol J. Kelly, M. A. Short : Adv. in X-Ray Analysis, **15** (1972), 102.
- 6) L. F. Mondolfo : *Aluminum Alloys, Structure and Properties*, Butterworths, London, (1976), 658.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-589)

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 31-37

TECHNICAL PAPER

Properties of Hollow Extrusion of High Strength Al—Mg—Si—Cu Alloy for Aircraft

Hideo Sano Shin-ichi Tani Hideo Yoshida Tadashi Minoda
Toshio Iwakami and Yasuaki Yoshino

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

Properties of Hollow Extrusion of High Strength Al—Mg—Si—Cu Alloy for Aircraft*

Hideo Sano**, Shin-ichi Tani**, Hideo Yoshida***, Tadashi Minoda****,
Toshio Iwakami***** and Yasuaki Yoshino*****

A newly developed Al—Mg—Si—Cu alloy has almost the same strength as 2024—T3, and also has the good formability and corrosion resistance of the 6000 series alloys. It was confirmed in production that 2024 could not be extruded, but the new alloy could be extruded into a hollow section. The new alloy—T6511 had a tensile strength of 398–426N/mm² and a yield strength of 364–396 N/mm² which satisfied the 2024—T3511 standard in MIL—HDBK—5. Corrosion resistance of the new alloy—T6511 was superior to that of 2024—T3511. When an airplane's pressure deck beam consisting of an assembly structure using rolled sheets and solid extrusions was compared to an integrated structure of the extruded section, a 29% cost saving was estimated.

1. Introduction

Alloy 2024—T3 has been used for many aerospace applications, but it has some problems with corrosion resistance and extrudability. A new Al—Mg—Si—Cu alloy has been developed, and it exhibits a tensile strength equivalent to 2024—T3 and greater than 6013—T6, along with an intergranular corrosion resistance similar to 6061—T6. Resistance to fatigue crack growth of this new alloy was the same as that of 2024—T3, and the new alloy exhibited high temperature properties similar to 2024—T8. This new alloy is expected to be a candidate material for aircraft structures. Also, the formability of the new alloy—T4 was the same as that of 6013—T4 and better than that of 2024—T3¹⁾.

This new alloy is expected to have better

extrudability than 2024. Fig. 1 shows the extrusion limit diagram obtained under laboratory conditions. The extrusion limit was determined by surface cracking and the pressure of the extrusion press. The new alloy covers a much wider extrusion limit than 2024, and it can also be extruded into hollow section in production while 2024 cannot be extruded²⁾.

2. Experimental Procedure

2.1 Application of the new alloy to aircraft structure

The new alloy was extruded into a complex cross section of an aircraft structure using production equipment, and then its extrudability and properties were estimated³⁾.

The pressure deck beam and the window frame were selected as the trial aircraft structure products. Fig. 2 shows the beam, which consists of an assembly structure using rolled sheets of 2024—T3 and solid extrusions of 7075—T6511 and 2024—T3511. Also, Fig. 2 shows the window frame, which consists of an assembly structure using rolled sheets of 7075—T6 and solid extrusions of 2024—T42. The beam consists of three parts and the window frame consists of six parts. When the new alloy is applied to them, they can be the integrated extruded sections because of its high

* Most part of this paper was originally presented at the 6th International Conference on Aluminum Alloys, 1998 pp 413–418.

** No.2 Department, Research and Development Center.

*** No.1 Department, Research and Development Center, Dr. of Eng.

**** No.1 Department, Research and Development Center.

***** Aerospace Group, Kawasaki Heavy Industries, Ltd.1, Kawasaki-Cho, Kakamigahara, Gifu, 504-0971, Japan.

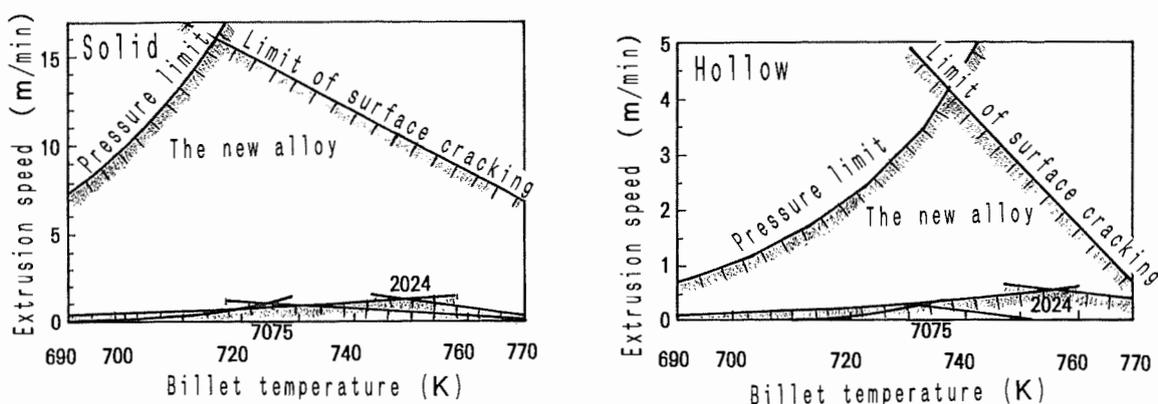


Fig. 1 The extrusion limit diagram obtained under laboratory conditions.

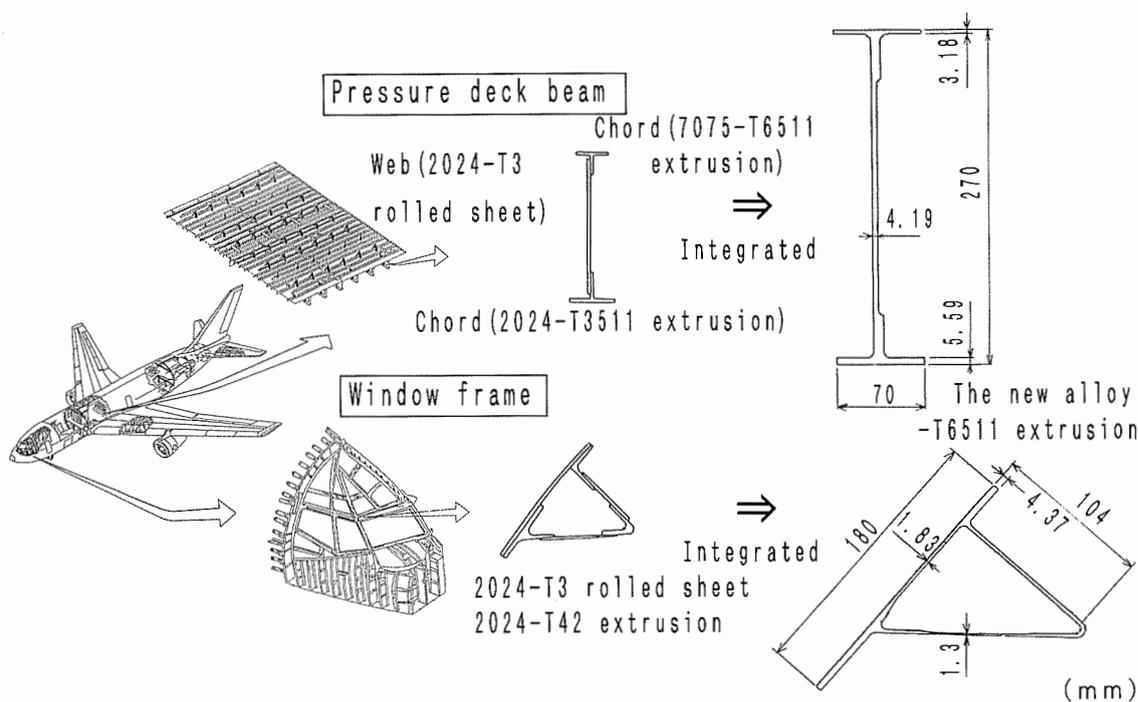


Fig. 2 The application of the new alloy to aircraft structure.

extrudability. Consequently, the cost of assembly is expected to decrease because the number of fasteners can be reduced. Also, they are in a highly corrosive circumstance, accordingly, their lives can increase because of its high corrosion resistance.

2.2 Trial production

The trial production was done using production facilities for all the processes. The billets were cast to 328mm in diameter, and homogenized. The chemical composition is shown in Table 1. The billet was extruded for the beam at a 44 extrusion ratio with a solid die. The billet was extruded for the window frame at a 51 extrusion ratio with a port hole die. Also, in

Table 1 The chemical composition of the new alloy (mass%).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.76	0.14	1.65	0.01	0.96	0.16	0.01	0.01	bal.

order to estimate the tensile properties of the welded seam, the billet was extruded to a triple hollow cross section at a 44 extrusion ratio with a port hole die. The temperature was set at 753K in the solid and at 738K in the hollow. The extrusion speed was set at 3m/min. Both conditions are greater than the extrusion limit of 2024, so 2024 cannot be extruded under both conditions. The extrusions of the new alloy were solution heat treated at 818K, quenched

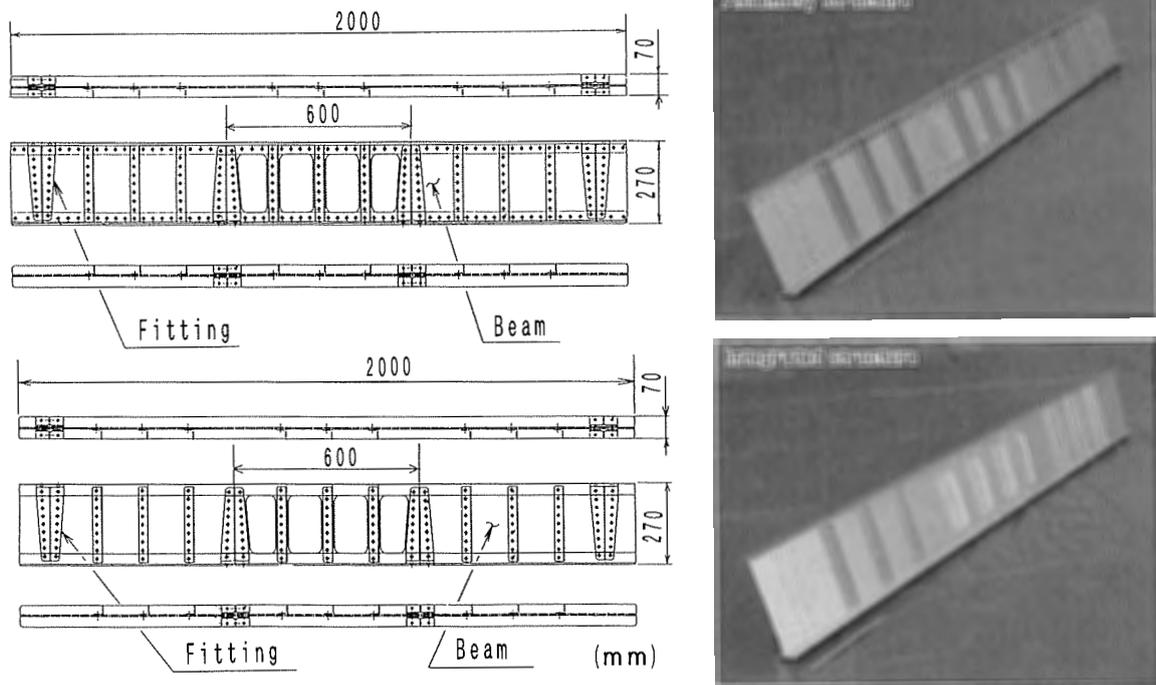


Fig. 3 The beams for the four-point bending test.

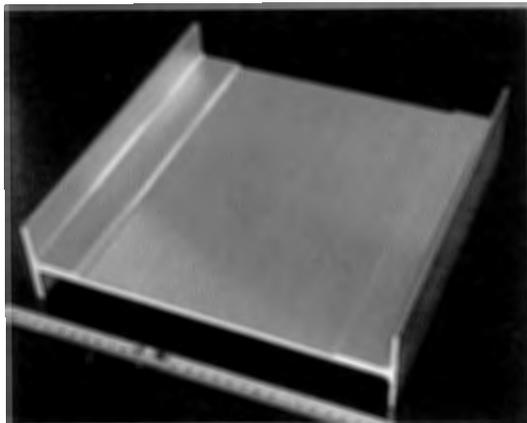
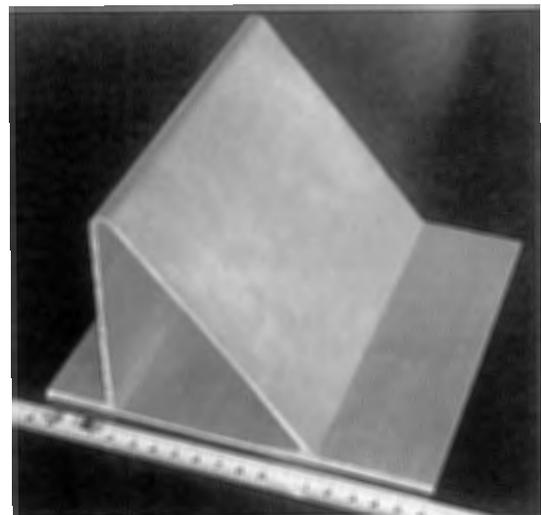


Fig. 4 The appearance of the extrusion for the beam.

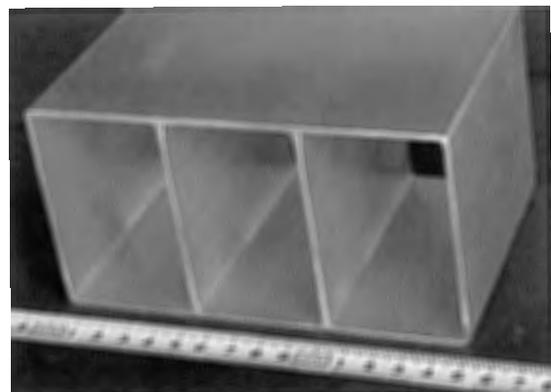
in a polymer, stretched and aged at 463K in 8h.

2.3 Evaluation of extrusion properties

The tensile test was performed on the extrusions according to ASTM B557. After the extrusions of the new alloy – T6511 and 2024 – T3511 were machined to half thickness and the exfoliation corrosion test (MASTMAASIS test) was performed according to ASTM G85 Annex A2. The conventional beam was made by assembling rolled sheets of 2024 – T3 and solid extrusions of 7075 – T6511 and 2024 – T3511, and the new beam was made by a integrated extrusion of the new alloy. The strength of the two types of beam shown in



Window frame



Triple hollow

Fig. 5 The appearances of the hollow extrusions.

Fig. 3 was evaluated using the four-point bending test. Also, the cost saving of the beam by the application of the new alloy was estimated.

3. Results and Discussion

3.1 Extrusion

The extrusion for the beam is wide and thin

in cross section as shown in Fig. 2, and its size is over the limit depending on the extrusion press. Therefore, it was extruded by expanding flow guide. Since the thicknesses of the sides are different, it is difficult to get the desirable shape because of unequal metal speed of both sides during the extrusion. The desirable shape of the beam shown in Fig. 4 was extruded by adjusting the flow guide shape. The

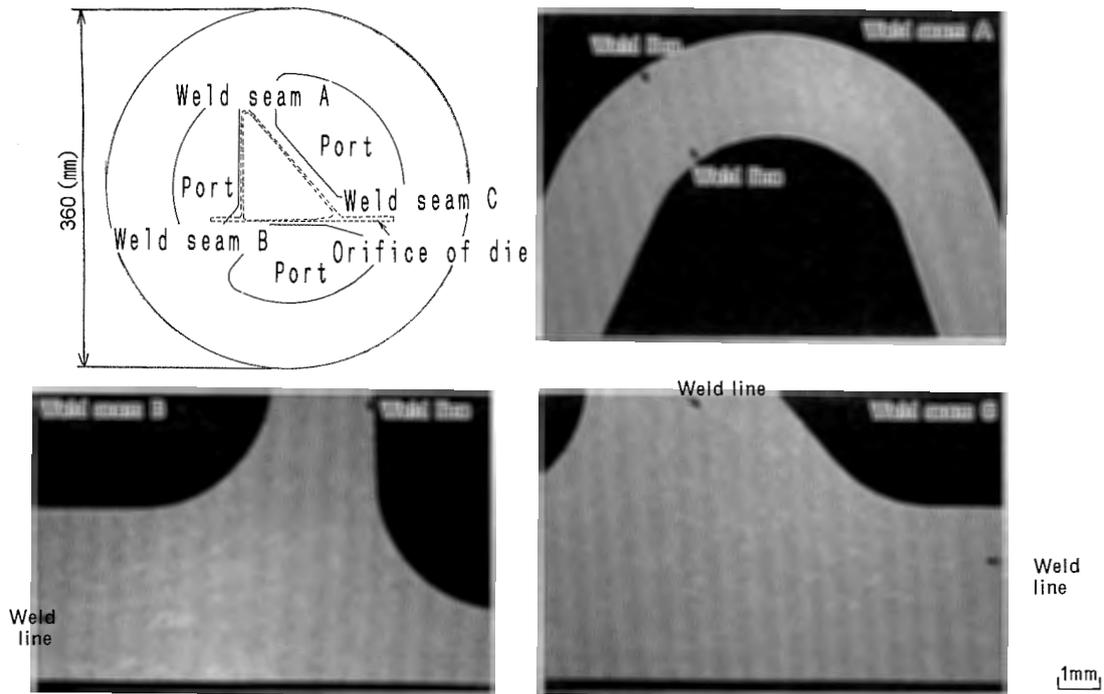


Fig. 6 The metallographic cross section of the extrusion - T6511 for the window frame.

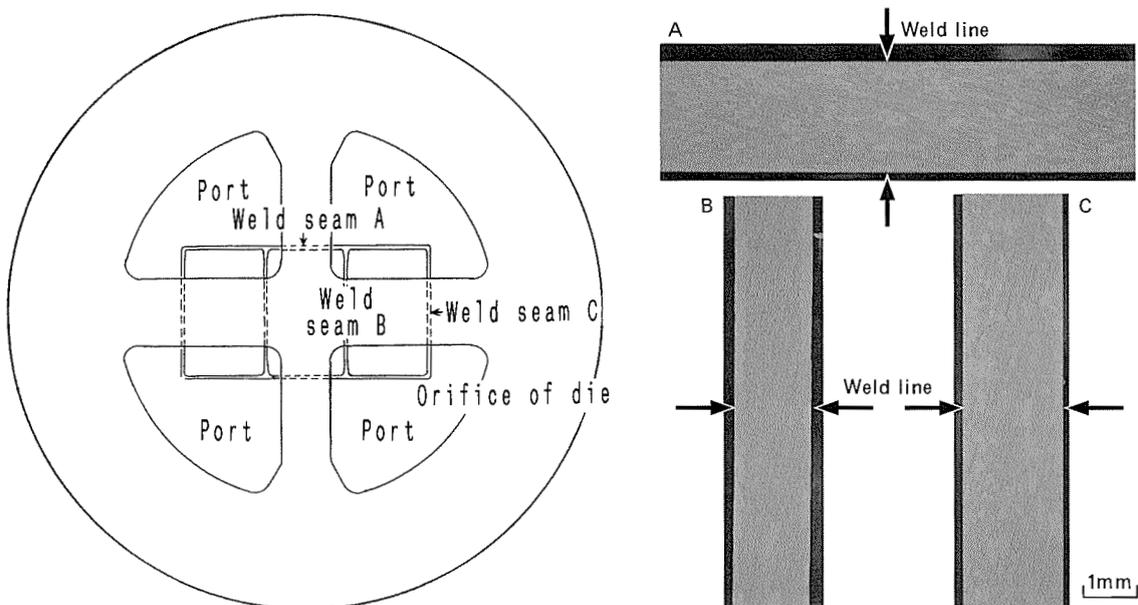


Fig. 7 The metallographic cross section of the triple hollow extrusion - T6511.

extrusion pressure was 404 N/mm², which was much lower than the capacity of the extrusion press in this condition, therefore, it was expected that the speed could be set higher than 3m/min. The sizes of the extrusion for the beam were within the tolerance of ANSI H35.2.

Fig. 5 shows the appearances of hollow extrusions. There were no surface crackings in the window frame and triple hollow. Fig. 6 shows the metallographic cross section of the

window frame. The weld lines were not clear. Fig. 7 shows the metallographic cross section of the triple hollow extrusion. Also, the weld lines were not clear. Therefore, it was considered that the metals in the weld seam were joined tightly together.

3.2 Properties of extrusions

The tensile properties of the extrusion for the beam and the window frame must not be less than the standards of 2024-T3511. Fig. 8

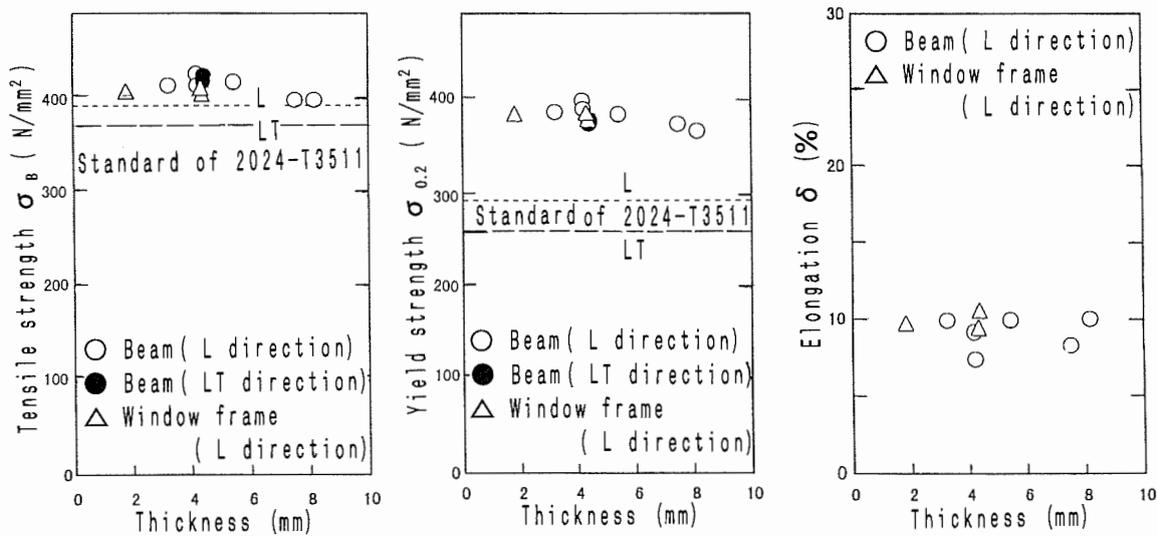


Fig. 8 The tensile properties of the extrusion-T6511 for the beam and the window frame.

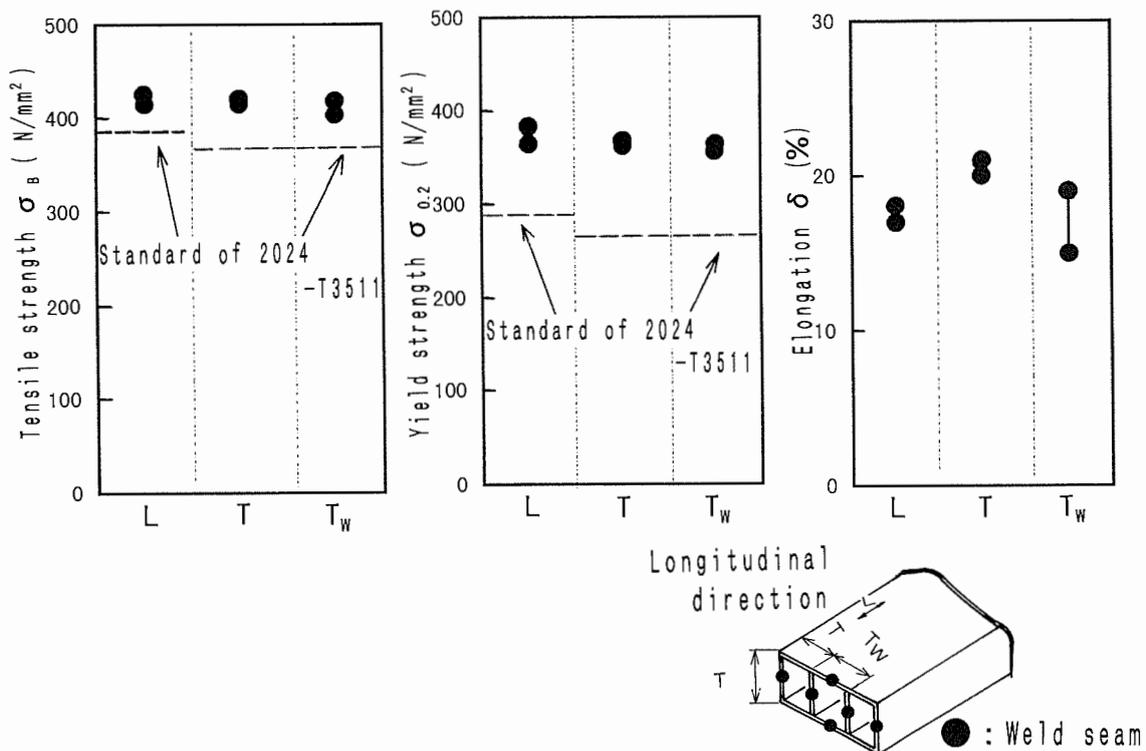


Fig. 9 The tensile properties of the triple hollow extrusion.

shows the tensile properties of the extrusions for the beam and the window frame. The tensile strength was 398–426 N/mm² and the yield strength was 364–396 N/mm². Their properties were higher than the standards of 2024–T3511, and its yield strength was much higher than the 2024–T3511 standard. Fig. 9 shows the tensile properties of the triple hollow ex-

trusion. In the triple hollow extrusion, the tensile properties of the weld seam were equal to those of the solid parts, so it was considered that the metals in the weld seam were jointed tightly together.

Fig. 10 shows the results of the exfoliation corrosion test. On the surfaces of the new alloy, heavy pitting was observed after 168h and superficial exfoliation was observed after 336h. However, on the surface of 2024–T3511, very severe exfoliation was observed after 336h. It was confirmed that the new alloy–T 6511 had a much better corrosion resistance than 2024–T3511.

Fig. 11 shows the results of the four-point

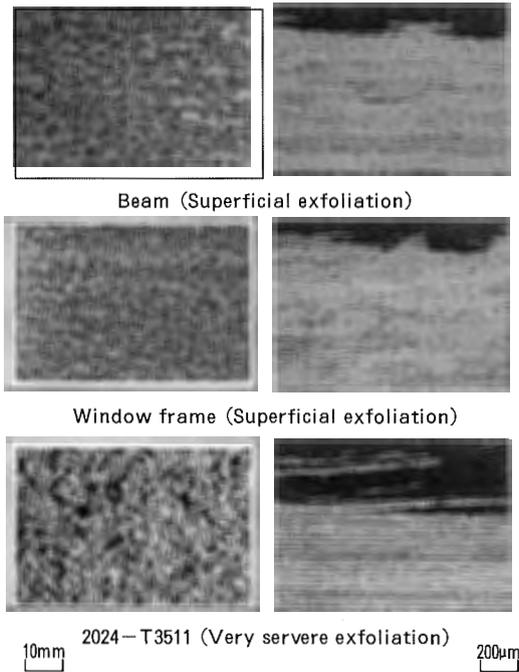


Fig. 10 The results of the exfoliation corrosion test (after 336h).

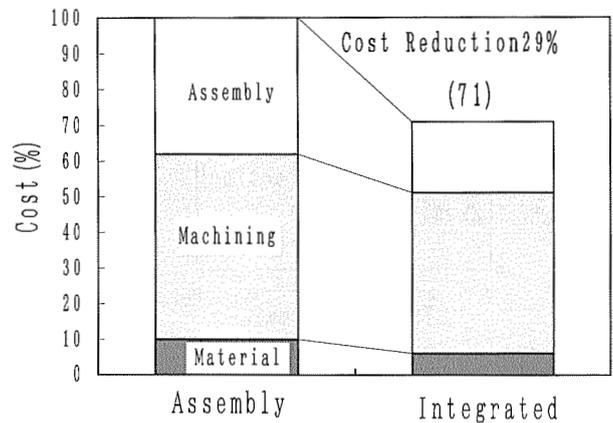


Fig. 12 The cost comparison of the beams.

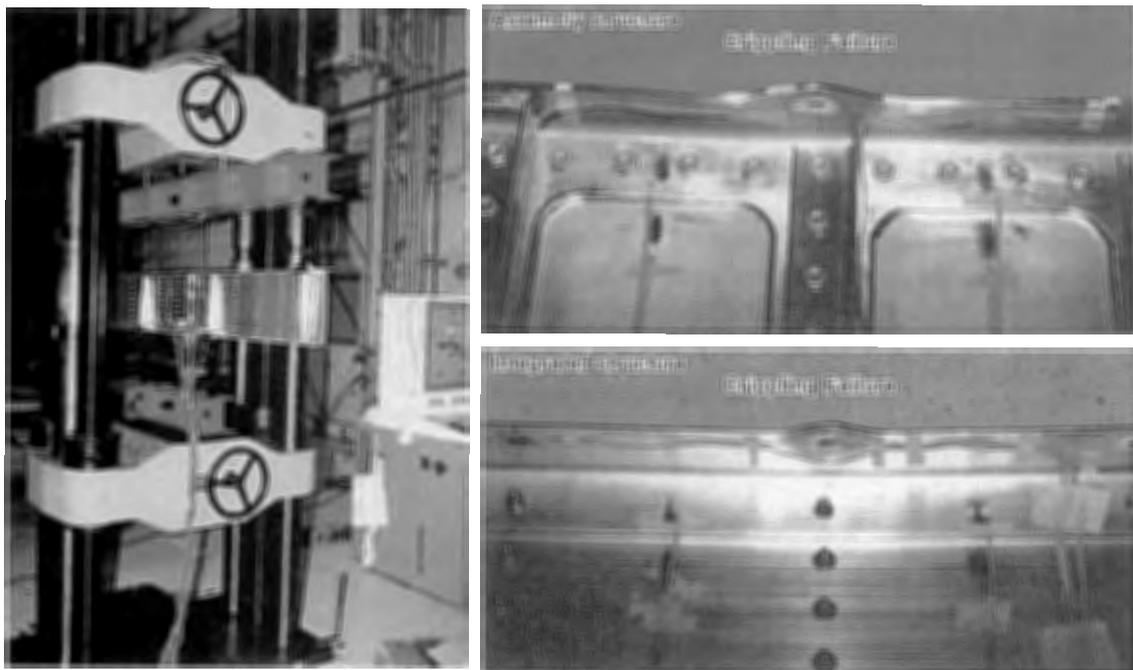


Fig. 11 The results of the four-point bending test of the beams.

bending test of the beams. For both of the assembly structure and the integrated structure, crippling failure occurred in the flange of the compression side. The loads were almost the same, so the strength of the integrated structure beam was estimated to be equal to that of the assembly structure beam.

3.3 Cost estimation

Fig. 12 shows a cost comparison of the beams. The cost of assembling largely decreased because the number of fasteners could be reduced using an integrated structure. Also, the material cost decreased because the new alloy had better extrudability than 2024 and 7075. Consequently, the cost saving of the beam was estimated to be 29%.

4. Conclusions

The pressure deck beam and the window frame were selected as the application of the new alloy. They can be changed from an assembly structure to an integrated structure using the new alloy extrusion. It was also confirmed that in production, the new alloy was extruded into the hollow section while 2024 could not be extruded.

Tensile properties of the new alloy – T6511 extrusion were higher than the standards of 2024–T3511. The tensile properties of the weld seam were as equal to those of the solid parts in the triple hollow extrusion.

The new alloy – T6511 had better corrosion resistance than 2024–T3511.

The strength of the assembly structure beam was equal to that of the integrated structure beam.

The cost saving of the beam was estimated to be 29% by using the new alloy extrusion.

Acknowledgement : This work was supported by the Society of Japanese Aerospace Companies. The authors wish to thank SJAC to permitting publication.

References

- 1) H. Uchida, H. Hira and T. Amano : The 5th ICAA, (1996), 1758.
- 2) H. Sano, S. Tani, H. Yoshida, T. Minoda, T. Iwakami and Y. Yoshino : Sumitomo Light Metal Technical Reports, 38 (1997), 44.
- 3) H. Sano, S. Tani, H. Yoshida, T. Minoda, T. Iwakami and Y. Yoshino : Proceedings of the 93rd Conference of Japan Institute of Light Metals, (1997), 31.

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 38-44

=====

TECHNICAL PAPER

=====

Heat Scratch in the Hot Rolling of Aluminium Sheets and Its Relation with the Roll Surface Temperature

Takeshi Yoneyama Akihisa Fujita Hiroshi Asaoka
Hiroshi Kimura Ikuya Hoshino and Misao Kokubo

Heat Scratch in the Hot Rolling of Aluminium Sheets and Its Relation with the Roll Surface Temperature*

Takeshi Yoneyama**, Akihisa Fujita***, Hiroshi Asaoka***,
Hiroshi Kimura****, Ikuya Hoshino***** and Misao Kokubo*****

Occurrence of the heat scratch has been observed in the various rolling conditions with the direct measurement of the roll surface temperature in the contacting arc using temperature sensors embedded on the roll surface. Then the relation between the heat scratch and the roll surface temperature has been investigated. It has been revealed that there is a rapid increase of the roll surface temperature in the contacting arc when heat scratch occurs. Although the roll surface temperature is not the main causing factor for the heat scratch but its behaviour reflects the boundary condition in the contacting arc between the sheet and the roll surfaces.

1. Introduction

The surface of the rolled sheet often becomes lusterless gray after the hot rolling of aluminium by adhesion of some parts in the sheet surface to the roll surface and by their behaviour in the contacting arc. It remains as surface defect in the succeeding rolling processes. This kind of surface defect produced in the hot rolling process is called "heat scratch" in this report. The main factors for the heat scratch are considered to be in the affinity between the sheet and the roll materials and in the induced oil between them. But it is widely believed that if the initial sheet temperature becomes higher, heat scratch becomes easy to be caused. Therefore temperature condition is one of the significant factors for the occurrence of heat scratch. But the temperature condition especially on the roll surface tem-

perature in the contacting arc has not been measured in detail because the contacting time is short and the contacting region is closed.

Our interest is as follows; (1) How the roll surface temperature relates with the occurrence of heat scratch? Is the roll surface temperature one of the factor for the occurrence of heat scratch? How much difference in roll surface temperature and heat flux are there between the case of heat scratch and that of no heat scratch? (2) How the roll surface temperature and heat flux change according to the lubricant?

In this report, heat scratch occurrence situation is observed with the direct measurement of roll surface temperature using the temperature sensors embedded on the roll surface¹⁾. And then the relation between the heat scratch and the roll surface temperature or heat flux are investigated.

2. Experimental Procedure

Rolling conditions such as rolled sheet material, lubrication and initial sheet temperatures are changed to observe the occurrence of heat scratch. In order to compare the differences of material, pure aluminium A1050 which makes little heat scratch and Al-Mg alloy A5182 which makes much heat scratch were used. As

* This paper was presented at the Proceedings of the 1st International Conference on Tribology in Manufacturing Processes 1997.

** Kanazawa University, Dr. of Eng.

*** Kanazawa University.

**** No.4 Department, Research & Development Center, Dr. of Eng.

***** No.2 Department, Research & Development Center, Dr. of Eng.

***** No.2 Department, Research & Development Center.

the differences of the lubricant, emulsion, oil and no lubricant conditions were used in the rolling of pure aluminium. Emulsion and oil conditions were used in the rolling of Al-Mg alloy. Initial sheet temperature θ_i is changed from 300 to 480°C. Reduction ratio γ is mainly from 40% to 60% in pure aluminium and from 10% to 30% in Al-Mg alloy. Rolling speed is 30m/min, the diameter of the work roll is 321mm. Initial thickness of the rolled sheet is 10mm and the width of the sheet is 350mm. Contacting time is about 60ms when γ is 50%.

The structure of the temperature sensor for detecting surface temperature and surface heat flux is shown in Fig. 1. Temperatures in 0.2mm and 0.3mm depths from the roll surface are detected by thermocouples which were pressure welded in each spot. Surface temperature and heat flux are calculated from two temperature data using unsteady one dimensional reverse calculation method²⁾. In this calculation, thermal conductivity of the roll was assumed as 38 W/m/K. A roll equipped with temperature sensors is shown in Fig. 2.

3. Heat scratch

3.1 Heat scratch in pure aluminium rolling

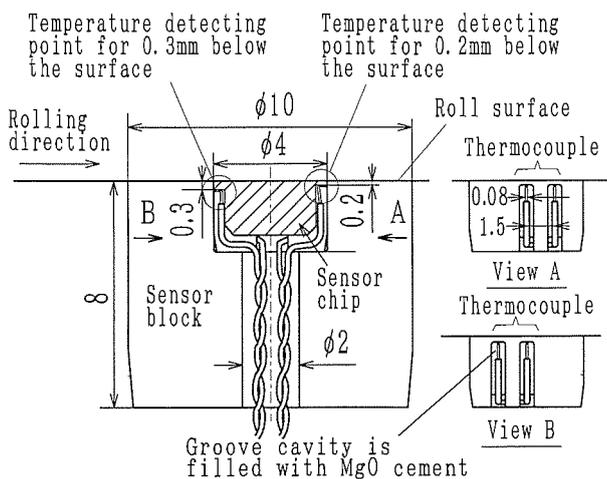


Fig. 1 Structure of the temperature sensor.

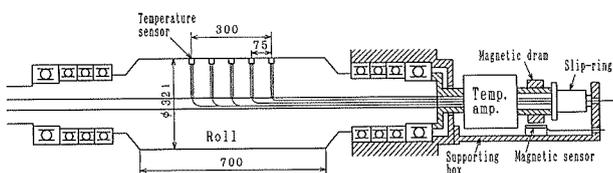
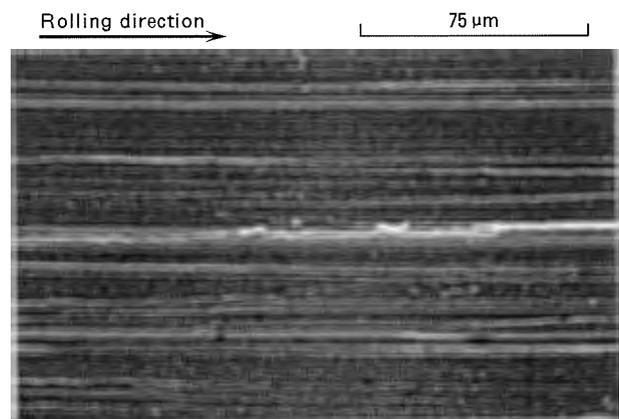


Fig. 2 Work roll equipped with temperature sensors.

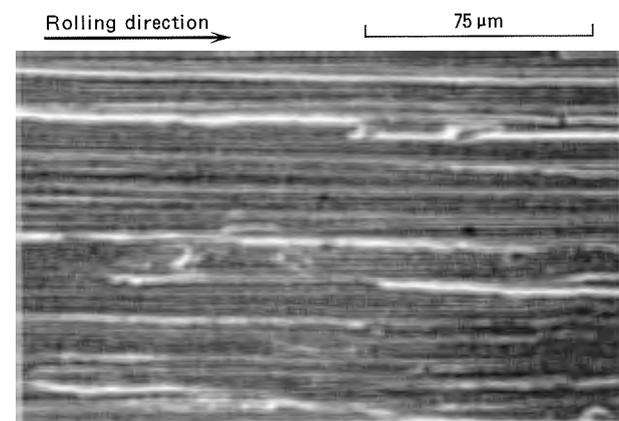
There was no heat scratch on the rolled sheet surfaces in the rolling of pure aluminium with emulsion lubrication in the range of 300–480°C in initial sheet temperature and 10–60% in reduction ratio. Sheet surface observed by optical microscope is shown in Fig. 3–a. Profile of the roll surface is transferred with gloss on the sheet surface. In case of no lubrication, adhesion of the sheet material to the roll surface occurred. Sometimes the rolled sheet did not depart from the roll surface after the exit of the roll gap. Microscopic structure of the sheet surface in case of adhesion is shown in Fig. 3–b. Without lubrication, trace on the sheet in the rolling direction becomes severe and there are some spots where the trace stopped and the terminal of the stripe is separated from the bulk material.

3.2 Heat scratch in Al-Mg alloy rolling

The surface of the rolled sheet becomes gray by heat scratch in case of rolling of Al-Mg alloy sheets with usual mineral oil based emulsion lubrication. Only when the oil was di-



(a) Rolled with emulsion lubrication



(b) Rolled with no lubricant

Fig. 3 Surface of the pure aluminium rolled sheet.

rectly painted on the roll surface, the heat scratch was prevented. The surface of the sheet with little heat scratch in oil lubrication is shown in Fig. 4-a. And one with much heat scratch in emulsion is shown in Fig. 4-b. The surface in oil lubrication is similar with that in pure aluminium rolling. There remain traces in rolling direction. On the other hand, in case of emulsion, it looks as that many parts of the sheet surface adhered to the roll surface and were dragged by the roll. The shapes of the adhered parts become circular and the top periphery of those are nearly separated.

3.3 Summary of the occurrence of heat scratch

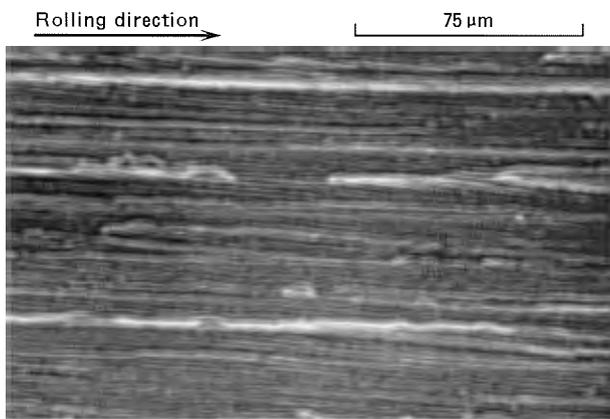
As above described, heat scratch scarcely occur in the rolling of pure aluminium. Only when the sheet was rolled at high temperature without lubricant, adhesion of the sheet to the roll occurred. On the other hand, heat scratch usually occurs in the rolling of Al-Mg alloy sheet with emulsion. Heat scratch cannot be

avoided unless the full oil is supplied into the boundary surface in this experiment.

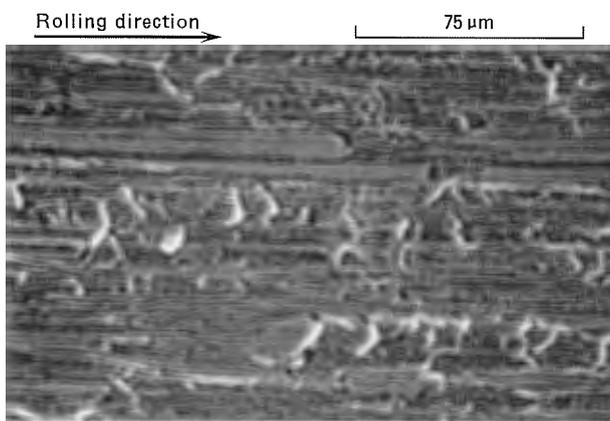
As the initial sheet temperature increases, the heat scratch becomes hard. From these facts, it is obvious that at first, there are the kinds of sheets which make heat scratch easy and the kinds of materials which hardly makes heat scratches. Secondly, heat scratch becomes easy to be produced by the lubrications in order of oil, emulsion and no lubrication. Thirdly, as the initial temperature of the sheet increases, occurrence of heat scratch in-

Table 1 The factor for the occurrence of the heat scratch

First factor	Second factor	Third factor	Forth factor	Heat scratch occurrence
Sheet material	Lubrication	Initial sheet temperature	Reduction ratio	
Al-Mg alloy	Emulsion	460°C	60%	much ↑ little
	Oil	300°C	10%	
Pure aluminium	No lubricant	460°C	60%	much ↑ little
	Emulsion	300°C	10%	
	Oil			



(a) Rolled with oil lubrication



(b) Rolled with emulsion lubricant

Fig. 4 Surface of Al-Mg alloy rolled sheet.

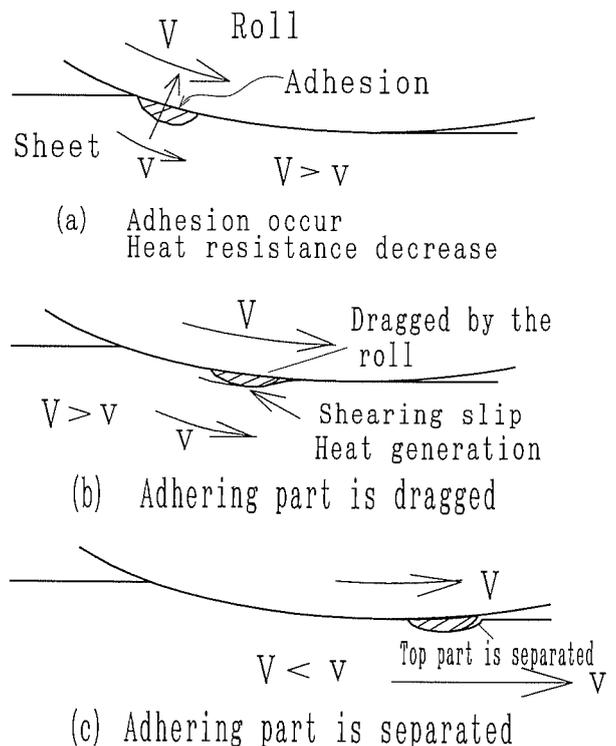


Fig. 5 Heat scratch phenomenon model.

creases. These relation with the factors and the tendency of heat scratch is shown in Table 1.

The behaviour of the occurrence of the heat scratch is estimated as illustrated in Fig. 5. At the entrance of the contacting arc, some parts of the sheet surface adhere to the roll surface and then are dragged by the roll with rotating speed. The adhering parts are moved in the sheet surface with shearing slips on the boundary with the bulk material because the velocity of the roll surface is faster than the average sheet speed until the neutral point where the speeds coincide with each other. At the exit point, adhering parts are removed from the roll surface. In this separation, the top part of the periphery of the attached part is torn off from the bulk. From this model, following things are estimated. Heat transfer resistance between the sheet and the roll will be

reduced by heat scratch and heat generation by the slip of the adhering material with the bulk will increase and then total heat generation will increase by the additional shearing deformation by the increased friction in the contacting surface.

4. Temperature and heat flux on the roll surface

4.1 Pure aluminium rolling

4.1.1 Relation between the initial sheet temperature and the roll surface temperature

Change of the roll surface temperature at the contacting arc is shown in Fig. 6 when the initial sheet temperature is changed as 300, 400 and 460°C. Although the maximum roll surface temperature increases as the initial sheet temperature increases, the difference between

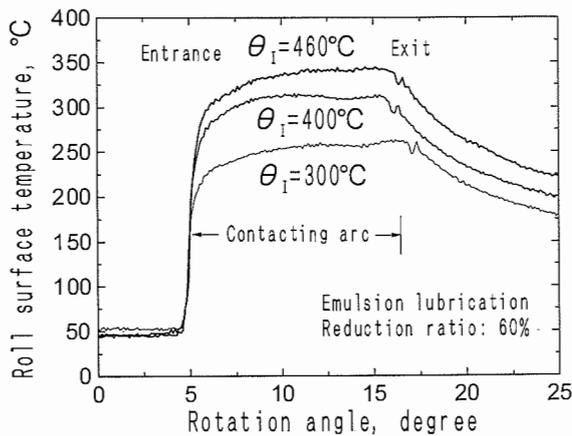


Fig. 6 Increase of the roll surface temperature in the contacting arc in pure aluminium rolling.

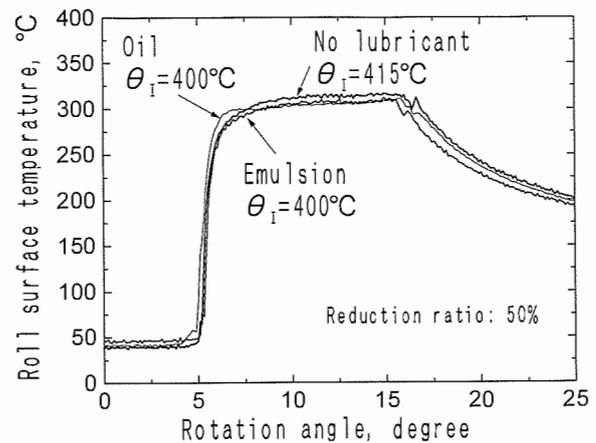


Fig. 8 Roll surface temperature change in various lubrications.

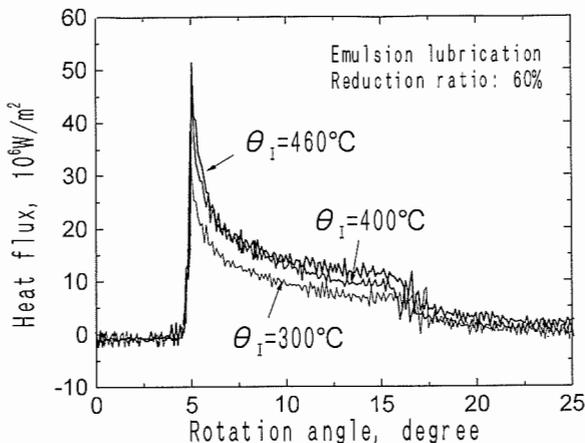


Fig. 7 Heat flux on the roll surface in the contacting arc corresponding to Fig. 6.

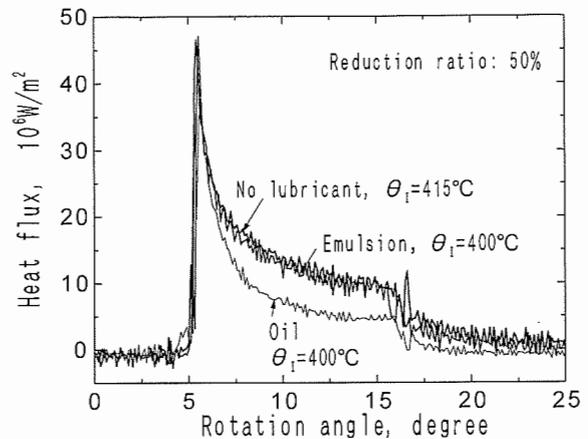


Fig. 9 Heat flux in the contacting arc corresponding to Fig. 8.

them also increases. At the initial sheet temperature θ_i 300°C the difference is about 50°C, but it is about 100°C at θ_i 460°C. Heat flux is also increases with the increase of initial sheet temperature as shown in Fig. 7. The initial sheet temperature is the major factor for the temperature and the heat flux on the roll surface.

4.1.2 Relation between lubrication and roll surface temperature or heat flux

Change of the roll surface temperature by the change of lubrication with oil, emulsion and no lubricant is shown in Fig. 8 and that of heat flux is shown in Fig. 9. The same experimental cases with initial sheet temperature and initial roll temperature are compared. There are no differences in the roll surface temperature but heat flux is small in the case of oil lubrication compared with those in emulsion and no lubricant.

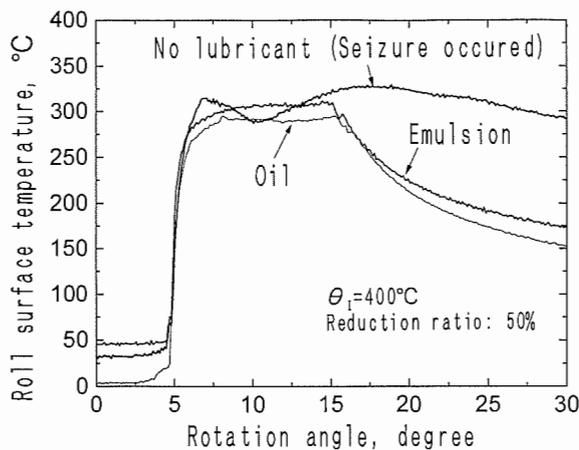


Fig. 10 Increase of surface temperature in case of seizure in pure aluminium rolling.

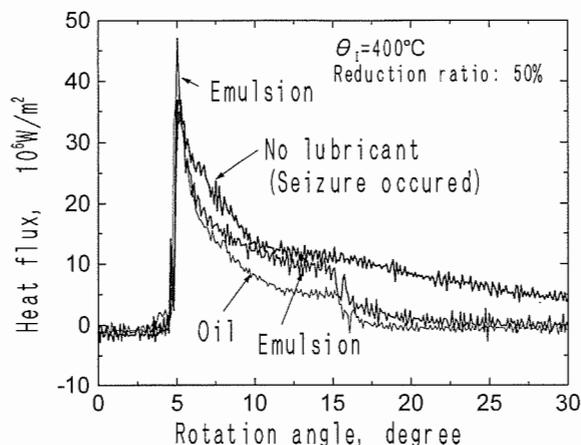


Fig. 11 Heat flux in the contacting arc corresponding to Fig. 10.

4.1.3 Relation between the heat scratch and the roll surface temperature or heat flux

The roll surface temperature increase in case of heat scratch with no lubrication is shown in Fig. 10 compared with the case of no heat scratch in emulsion lubrication. Roll surface temperature increases rapidly in the entrance part of the contacting arc. After that, the temperature decreases and then increases again. Such "double peak" was observed in each temperature sensors embedded on the roll surface in width direction. The rapid increase of the surface temperature in the entrance part may be due to the decrease of heat transfer resistance by adhesion of sheet material to the roll surface. This is also indicated by that the heat flux is also high in the former

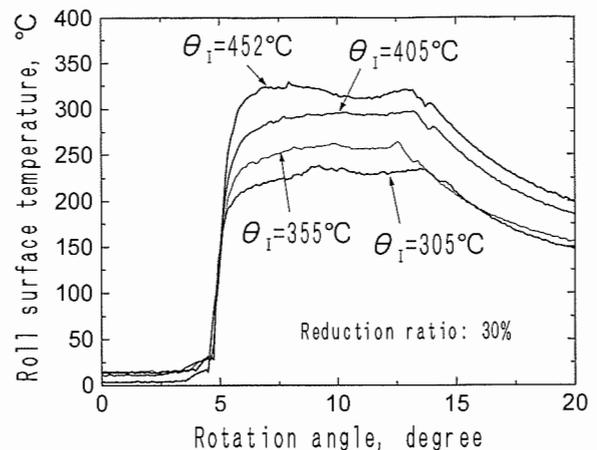


Fig. 12 Variation of the increase of roll surface temperature according to the initial sheet temperature in the rolling of Al-Mg alloy sheet.

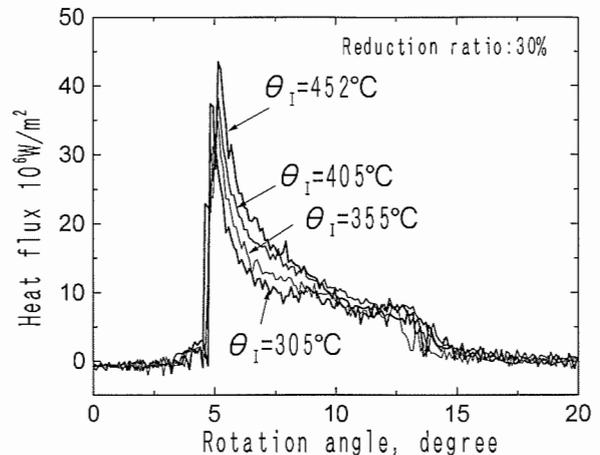


Fig. 13 Variation of the heat flux on the roll surface corresponding to Fig. 12.

part of the contacting arc as shown in Fig. 11. The reason why the high roll surface temperature or high heat flux continues after the exit of the contact arc is that the sheet seized the roll even after the exit of the roll gap.

4.2 Al-Mg alloy rolling

4.2.1 Relation between initial sheet temperature or reduction ratio with roll surface temperature or heat flux

The maximum roll surface temperature increases as the initial sheet temperature increases also in the rolling of Al-Mg alloy sheet as shown in Fig. 12. Heat flux also increases with the increase of initial sheet temperature as shown in Fig. 13. Roll surface temperature also increases as the reduction ratio increases as shown in Fig. 14 because the amount of the heat generation by the plastic deformation is larger in the rolling of Al-Mg alloy than that in pure aluminium rolling due to its high deformation resistance.

4.2.2 Relation between lubrication and roll surface temperature or heat flux

The difference of the roll surface temperature or heat flux between the emulsion lubrication and oil lubrication was not measured clearly because of the roll surface condition and rolling equipment condition.

4.2.3 Relation between heat scratch and roll surface temperature or heat flux

Roll surface temperature in case of severe heat scratch is compared with that in the case

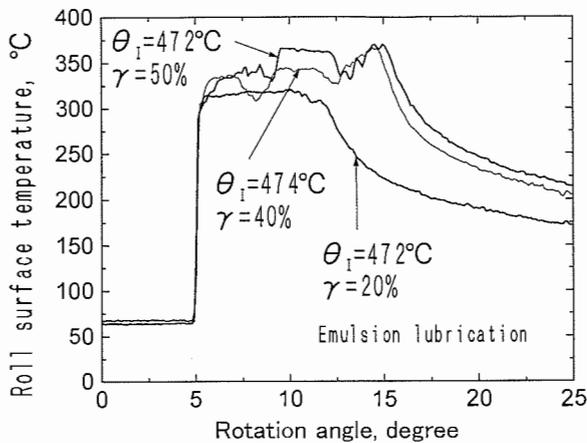


Fig. 14 Variation of the increase of roll surface temperature according to the reduction ratio in Al-Mg alloy.

of little heat scratch in the same emulsion lubrication as shown in Fig. 15. Fluctuation of the temperature is large in the case of hard heat scratch. There are some decreasing spots in heat flux as shown in Fig. 16 in the same experiments. These may reflect the change of contacting condition between the sheet and the roll surfaces.

5. Conclusion

Occurrence of the heat scratch in the hot rolling of pure aluminium and Al-Mg alloy has been observed with the direct measurement of roll surface temperature in the contacting arc, and their relations are investigated.

In pure aluminium rolling, there is no heat

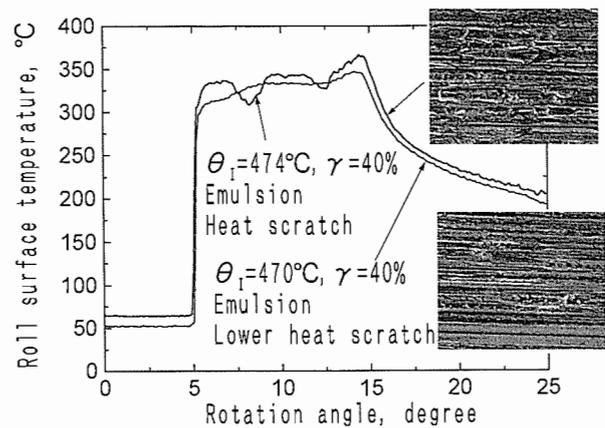


Fig. 15 Comparison of the roll surface temperature in the contacting arc between in the case of heat scratch and that of low heat scratch in the rolling of Al-Mg alloy sheet.

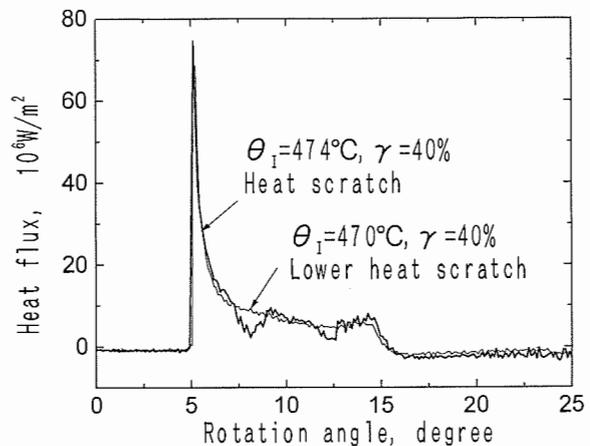


Fig. 16 Comparison of the heat flux in the contacting arc corresponding to Fig. 15.

scratch in usual emulsion lubrication. Seizure occurred only when the lubrication is not supplied in the roll gap. In that case, roll surface temperature increases rapidly in the entrance part of the contacting arc and the curve shows "double peak". Heat flux is also large in the former part of the contacting area. In the rolling of Al-Mg alloy, heat scratch occurs in usual emulsion lubrication. There are many adhering spots on the sheet surface which have been dragged by the roll surface. Fluctuations of the roll surface temperature and heat flux in the contacting arc have been observed. It may reflect the change of the contacting condition between the sheet and the roll surfaces.

The factor for the occurrence of the heat scratch is firstly the affinity of the sheet material to the roll material, secondly the induced oil in the boundary and thirdly the initial sheet temperature. The maximum roll surface temperature may be the minor factor for the occurrence of heat scratch. But the changes of the roll surface temperature and heat flux reflect the lubrication condition and the occurrence of heat scratch.

References

- 1) T. Yoneyama, A. Fujita, S. Yoshida, I. Hoshino and M. Kokubo: *Advanced Technology of Plasticity 1996*, Vol. 1, 67.
- 2) M. Shoji: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, 44 (1978), 1633.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-591)

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 45-52

TECHNICAL PAPER

State Feedback Control of the Strip Steering for Aluminium Hot Rolling Mills

Yoshihide Okamura and Ikuya Hoshino

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

State Feedback Control of the Strip Steering for Aluminium Hot Rolling Mills*

Yoshihide Okamura** and Ikuya Hoshino***

This paper discusses the influence of the various factors on the strip steering, and the new concept of the parallel mill modulus control. It has given an outline of a new steering control system, and has shown its effectiveness. The parallel mill modulus control based on the bending force difference operation is useful in comparison with the conventional control using the roll gap difference operation, because the value of the parallel mill modulus, which depends on the rolling conditions, is not needed. A new steering control system, based on the state feedback using both bending force difference and roll gap difference, has been developed to compensate for the time delay of the actuators and to stabilize steering. By analytically deriving the controller parameters from the plant parameters, tuning of the control system is made easy. The effectiveness of the new system has been shown by application in an actual plant.

1. Introduction

Strip steering in the rolling process is an unstable system which increases rapidly. Steering is a serious problem because it leads to strip tearing in the extreme case and, moreover, it significantly reduces productivity. In particular, steering occurs easily, due to rolling conditions such as reducing the strip crown to improve the thickness accuracy. Therefore, various countermeasures have been studied to reduce steering. Steering is caused by various asymmetric factors such as mechanical asymmetry of the mill. Consequently, it is important, in order to reduce steering, to understand the influence of these various factors on steering, and to decrease the impact of the various asymmetric factors. At the same time, the necessity for active steering control is becoming more urgent.

In this paper, first, the influence of various factors on steering, and their importance in preventing deterioration of the parallel mill modulus are discussed. Second, the parallel

mill modulus control is shown, and the advantages of the method using the bending force difference are clarified in comparison with the conventional method (using the roll gap difference). Finally, a new steering control system, based on state feedback using both bending force difference and roll gap difference, has been designed to compensate for the time delay in the actuators, and to stabilize steering. This has been successfully applied to an actual plant.

2. Principles of steering

Strip steering, here, is taken to mean the lateral movement of the strip, and is defined by the distance between the centers of the strip and the roll. Fig. 1 shows the steering phenomenon caused by off-center rolling. In this case, first a difference occurs in the reduction rates between the two sides, and this leads to a difference in the entry strip velocity. The strip then moves towards the side with the smaller reduction. Steering is further increased by the spreading of the roll gap. Here, the deterioration of the parallel mill modulus, which is usual in some modern crown control mills, makes steering more serious, and it is important to keep the parallel mill modulus

* This paper was presented in Control Eng. Practice, 5 (1997), 1035.

** No.2 Dept., Research & Development Center.

*** No.2 Dept., Research & Development Center, Dr. of Eng.

large, in order to reduce steering.

3. Influence of various factors on steering

3.1 Mathematical models

Fig. 2 shows the mathematical model for the steering of a single-stand rolling mill. In this model, the asymmetry of the mill is considered. The validity of this model has been discussed by Nakajima *et al.*, and this model makes it possible to obtain a quantitative evaluation of the steering. It has been confirmed that the model corresponds well with the actual plant output.

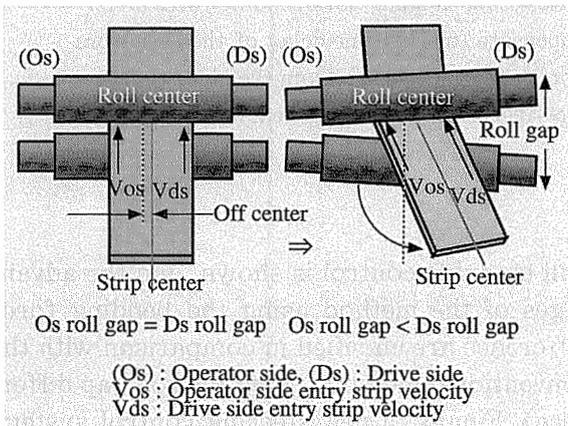
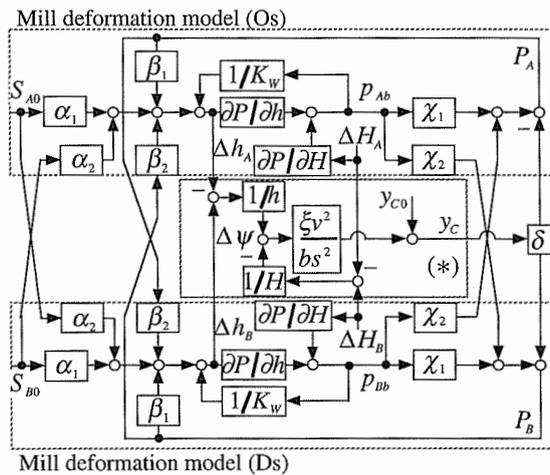


Fig. 1 Strip steering phenomenon.



(*) Steering growth model

$$\alpha_1 = (l_s + b) / 2l_s, \quad \alpha_2 = (l_s - b) / 2l_s,$$

$$\beta_1 = (l_s + b) / (l_s \cdot K_H) + (1 + 3l_s b / l_R^2) / K_F,$$

$$\beta_2 = (l_s - b) / (l_s \cdot K_H) + (1 - 3l_s b / l_R^2) / K_F,$$

$$\chi_1 = (3l_s + b) / 2l_s, \quad \chi_2 = (3l_s - b) / 2l_s,$$

$$P_{Ab} = P_A \cdot b, \quad P_{Db} = P_B \cdot b, \quad \delta = P / l_s.$$

Fig. 2 Block diagram of the steering model.

3.2 Evaluation method

The influence of various factors on steering was evaluated using the mathematical model shown in Fig. 2. The strip steering was defined by the maximum value of the lateral movement from the load, from the time of leaving the previous stand to the time of reaching the current stand. The parallel mill modulus (M_P) is defined as

$$M_P = 1 / \left(\frac{2}{K_H} \frac{b}{l_s} + \frac{1}{K_F} \frac{6l_s b}{l_R^2} + \frac{1}{K_W} \frac{6l_s}{b} \right), \quad (1)$$

where

$$\delta h = \delta S + \frac{\delta P_{LC}}{M_P}. \quad (2)$$

Table 1 Model parameters.

P	700 ($\times 9.8\text{kN}$)
ξ	1
v	50 (m/min)
b	1400 (mm)
K_H	1000 ($\times 9.8\text{kN/mm}$)
K_F	3000 ($\times 9.8\text{kN/mm}$)
K_W	2000 ($\times 9.8\text{kN/mm}$)
l_s	3302 (mm)
l_R	2286 (mm)
h	8 (mm)
H	12 (mm)
$\partial P / \partial h$	-175 ($\times 9.8\text{kN/mm}$)
$\partial P / \partial H$	175 ($\times 9.8\text{kN/mm}$)

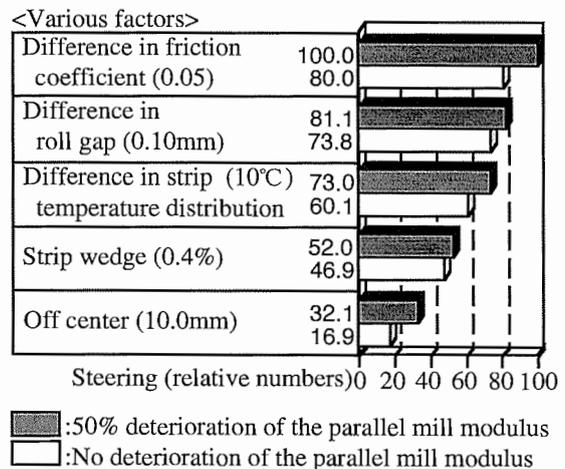


Fig. 3 Influence of various factors on the strip steering.

A 50% decrease in K_f with a deterioration of the parallel mill modulus was assumed. **Table 1** shows the model parameters.

3.3 Evaluation results

Fig. 3 shows the quantitative evaluation results of the influence of various factors on steering. The results are summarized as follows :

(1) From the aspect of mill mechanical symmetry, the difference in the friction coefficient and the difference in the roll gap (such as that caused by poor mechanical accuracy of the mill) have a great influence on steering.

(2) From a strip symmetry point of view, the differences in the temperature distribution and the wedge have a great influence on steering.

(3) The deterioration of the parallel mill modulus influences all these factors, and makes the steering more serious.

Here, as is well-known, the deterioration of the parallel mill modulus makes the initial difference in the strip wedge ratio smaller. However, the influence of the deterioration of the parallel mill modulus on steering is greater than that of the initial difference in the strip wedge ratio. Consequently, it is important to prevent any deterioration of the parallel mill modulus, so as to reduce steering.

4. Concept of parallel mill modulus control

One method of controlling the parallel mill modulus by using the roll gap difference has been proposed²⁾. However, this requires the use of high-response actuators as the hydraulic gap-control devices. Consequently, a new control method, which uses the bending force difference instead of the roll gap difference, has been developed. **Table 2** shows a comparison between the conventional and new methods. In the case of the conventional method, the manipulated value of the roll gap difference is given by

$$\delta S = -c \frac{\delta P}{M_p} \quad (3)$$

The controlled equivalent parallel mill modulus (M_c) can be expressed by

$$M_c = \frac{M_p}{1-c} \quad (4)$$

where, if c is taken from 0 to 1, M_c is obtained from M_p to ∞ . From equation (3), it is obvious that the value of M_p is necessary for operation using the roll gap difference. In the case of using the bending force difference, however, the manipulated value is given by

$$\delta P_b = -c \delta P \quad (5)$$

M_c is controlled in the same way as equation (4). The important point is that M_p , which depends on the rolling conditions, is not necessary in the case of using the bending force difference. In this, the method using the bending force difference is more advantageous than the conventional one using the roll gap difference. **Fig. 4** shows the effects of the parallel mill modulus control using the bending force difference. **Fig. 4(a)** shows the case when the time constant of the actuator is 0.01 second. Though strip steering is not completely stabilized, steering is significantly re-

Table 2 Concept of the parallel mill modulus control.

Actuator	Roll gap difference	Bending force difference
Exit strip wedge	$\delta h = \delta S + \frac{\delta P_{LC}}{M_p}$	$\delta h = \delta S + \frac{\delta P + \delta P_B}{M_p}$
Control method	$\delta S = -c \frac{\delta P}{M_p}$ ($\delta P = \delta P_{LC}$)	$\delta P_b = -c \delta P$ ($\delta P = \delta P_{LC} - \delta P_R$)
Controlled exit strip wedge	$\delta h = \frac{\delta P}{M_p/(1-c)}$	$\delta h = \delta S + \frac{\delta P}{M_p/(1-c)}$
M_p	Necessary	Not necessary

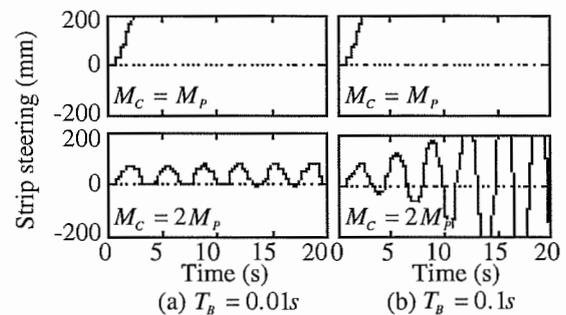


Fig. 4 Simulation results of the parallel mill modulus control using the bending force difference.

duced by making M_C large. However, a deterioration in the response of the actuator reduces the effects as shown in Fig. 4(b). Consequently, it becomes important for the effective reduction of steering to address the time delay of the actuators. The next section will discuss the design method of a controller that will completely stabilize steering.

5. Development of the new steering control

5.1 The conventional and the new control

Various methods to stabilize steering have been proposed. For example, an approach via traditional PD-control³⁾, which adjusts the hydraulic gap control device using the signal of the rolling load difference, has been developed. However, it is difficult to ensure enough stability of the control system because it is impossible to completely realize the differentiation.

An approach via simple P-control⁴⁾, which adjusts the hydraulic gap control device using a steering sensor that has no delay, is possible for stabilizing steering without differentiation. However, to detect steering without delay, the sensor will need to be installed in a harsh environment, and it will be very difficult to maintain sensor accuracy.

An approach using optimal regulator theory⁵⁾, makes it possible to completely stabilize steering. However, this requires the solution of Riccati equations in the course of the controller synthesis, resulting in a complex feedback structure that leads to serious difficulty in actual implementation.

In this paper, a compensator using the method of pole assignment based on the state feedback is described. By analytically deriving the controller parameters from the plant parameters, tuning of the control system is made easy.

5.2 Design strategy of the new system

The features of the plant are as follows :

- (1) When attempting to stabilize steering by using a low-response electric gap control device, the manipulated value is apt to saturate, and steering cannot actually be stabilized. The difference in the response between the electric gap control device and the bending-force control device is as follows.

$$T_S = 0.1 - 0.5 [\text{s}]$$

$$T_B = 0.05 - 0.1 [\text{s}]$$

- (2) The steering sensor is on the exit side of the mill because of the harsh environment, and the distance between the mill stand and the sensor produces a detection time delay.

In consideration of the above features in the plant, the controller was designed using the following two steps.

- (i) The state feedback control was designed to stabilize steering using the signal of the rolling load difference.

- (ii) After stabilization of steering, an integral controller, which adjusts the roll gap difference using the signal from the steering sensor, was designed to reduce the steady-state deviations in steering.

The plant is an unstable system, and one of the output signals has a detection time delay. Predictor control could be applied to such a system, but it is normally difficult to maintain a steering sensor in such a harsh environment. On the other hand, steering can be stabilized using the rolling load difference only. Consequently, a controller was designed to stabilize steering by means of the state feedback using the rolling load difference, even though the steering sensor cannot be used.

Here, Smith's method can be applied to address the detection time delay of steering, but the structure of the compensator becomes rather complex. On the other hand, there is very little necessity for a reduction in the steady-state deviation of steering in comparison with that for the stability of steering. Consequently, a simple integral control algorithm was designed to reduce the steady-state deviation in steering, and was applied only to the cases when the steering sensor can be used.

5.3 Internal stabilization using state feedback

By linearizing the mathematical model which is shown in Fig. 2, the state-space equations of the plant can be shown as follows :

$$\dot{x} = Ax + Bu + E_1 d \quad (6)$$

$$y = Cx + E_2 d \quad (7)$$

$$x = [y_C \ \dot{y}_C \ \delta P_B \ \delta S]^T, \quad y = [\delta P_{LC} \ y_S]^T, \quad (8)$$

$$u = [\delta u_B \ \delta u_S]^T, \quad d = [y_{C0} \ d_P \ d_S]^T.$$

$$A = \begin{bmatrix} 0 & 1 & 0 & 0 \\ a_{21} & 0 & a_{23} & a_{24} \\ 0 & 0 & -1/T_B & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1/T_S \end{bmatrix},$$

$$B = \begin{bmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ K_B/T_B & 0 \\ 0 & K_S/T_S \end{bmatrix}, C = \begin{bmatrix} c_{11} & 0 & c_{13} & c_{14} \\ e^{-Ls} & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix},$$

$$E_1 = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ a_{21} & a_{23} & a_{24} \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}, E_2 = \begin{bmatrix} c_{11} & c_{13} & c_{14} \\ e^{-Ls} & 0 & 0 \end{bmatrix}. \quad (9)$$

Here, to carry out the state feedback design using the bending-force control device, the state-space equations of the subsystem which ignores the electric gap control device were considered as follows :

$$\frac{d}{dt} \begin{bmatrix} y_C \\ \dot{y}_C \\ \delta P_B \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 & 1 & 0 \\ a_{21} & 0 & a_{23} \\ 0 & 0 & -1/T_B \end{bmatrix} \begin{bmatrix} y_C \\ \dot{y}_C \\ \delta P_B \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ K_B/T_B \end{bmatrix} \delta u_B$$

$$+ \begin{bmatrix} 0 \\ a_{24} \\ 0 \end{bmatrix} \delta S + \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ a_{21} & a_{23} & a_{24} \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} y_{C0} \\ d_P \\ d_S \end{bmatrix}, \quad (10)$$

$$\delta P_{LC} = [c_{11} \ 0 \ c_{13}] \begin{bmatrix} y_C \\ \dot{y}_C \\ \delta P_B \end{bmatrix} + [c_{11} \ c_{13} \ c_{14}] \begin{bmatrix} y_{C0} \\ d_P \\ d_S \end{bmatrix}. \quad (11)$$

Here, the internal stabilization is realized by the state feedback, given as

$$\delta u_B = [k_1 \ k_2 \ k_3] \begin{bmatrix} y_C \\ \dot{y}_C \\ \delta P_B \end{bmatrix}. \quad (12)$$

5.4 Composition of the state observer

From eqs (10), (11) and (12), the state observer and the state feedback controller are given as follows. However, δS , y_{C0} , d_P and d_S were ignored, to simplify the observer.

$$\frac{d}{dt} \begin{bmatrix} \hat{y}_C \\ \hat{\dot{y}}_C \\ \hat{\delta P}_B \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 & 1 & 0 \\ a_{21} & 0 & a_{23} \\ 0 & 0 & -1/T_B \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \hat{y}_C \\ \hat{\dot{y}}_C \\ \hat{\delta P}_B \end{bmatrix}$$

$$+ \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ K_B/T_B \end{bmatrix} \delta u_B + \begin{bmatrix} G_1 \\ G_2 \\ 0 \end{bmatrix} \varepsilon, \quad (13)$$

$$\delta u_B = [k_1 \ k_2 \ k_3] \begin{bmatrix} \hat{y}_C \\ \hat{\dot{y}}_C \\ \hat{\delta P}_B \end{bmatrix}, \quad (14)$$

where \hat{y}_C , $\hat{\dot{y}}_C$ and $\hat{\delta P}_B$ are the estimates of y_C , \dot{y}_C and δP_B , respectively. G_1 and G_2 are the

observer gains. Since the initial value is known for $\delta \hat{P}_B$, the corresponding observer gain can be set to zero. The estimate error, ε , is given as

$$\varepsilon = \delta \hat{P}_{LC} - \delta P_{LC} = [c_{11} \ 0 \ c_{13}] \begin{bmatrix} \hat{y}_C \\ \hat{\dot{y}}_C \\ \hat{\delta P}_B \end{bmatrix} - \delta P_{LC}, \quad (15)$$

where $\delta \hat{P}_{LC}$ is the estimate of δP_{LC} .

5.5 Selection of the state feedback gains

The characteristic equation of the feedback system is given by

$$s^3 + a_2 s^2 + a_1 s + a_0 = 0, \quad (16)$$

where

$$a_2 = 1/T_B - k_3 \cdot K_B/T_B,$$

$$a_1 = -a_{21} - a_{23} \cdot k_2 \cdot K_B/T_B,$$

$$a_0 = -a_{23} \cdot k_1 \cdot K_B/T_B + a_{21} \cdot k_3 \cdot K_B/T_B - a_{21}/T_B. \quad (17)$$

Here, eq. (16) was considered as a combined system of first order and second orders, as in the following equation.

$$(s+1/T_B')(s^2+2\zeta\omega_S s+\omega_S^2)=0. \quad (18)$$

From a comparison of eqs (16) and (18), the state feedback gains are obtained as follows :

$$k_1 = -(a_{21} + 2\zeta\omega_S/T_B' + \omega_S^2)/(K_B \cdot a_{23})$$

$$- T_B'/(K_B \cdot a_{23}) \cdot 2\zeta\omega_S(a_{21} - 1/T_B'^2),$$

$$k_2 = -(a_{21} + 2\zeta\omega_S/T_B' + \omega_S^2) \cdot T_B'/(K_B \cdot a_{23}),$$

$$k_3 = -T_B'/K_B \cdot 2\zeta\omega_S, \quad (19)$$

where T_B' , ζ and ω_S are the tuning parameters. As shown in eqs (13), (14) and (19), by analytically deriving the controller parameters from the plant parameters, tuning of the control system is made easy.

5.6 Selection of the observer gains

The characteristic equation of the observer

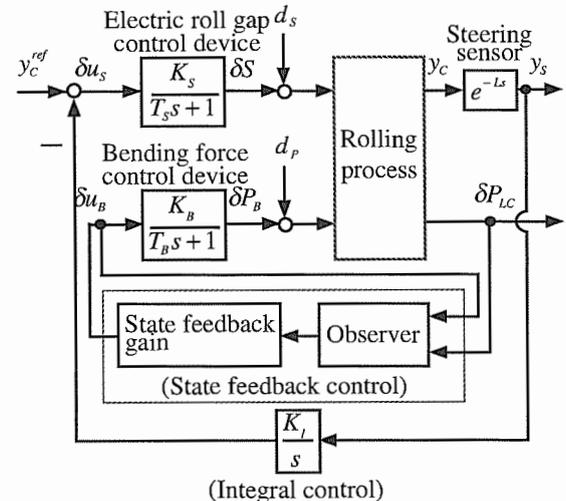


Fig. 5 Block diagram of the steering control.

is given as $(s+1/T_B)(s^2-G_1 \cdot c_{11}s-a_{21}-G_2 \cdot c_{11})$. When the observer gains are given as

$$G_1 = -\frac{2\eta\omega_c}{c_{11}},$$

$$G_2 = -\frac{1}{c_{11}}(a_{21} + \omega_c^2), \quad (20)$$

the characteristic equation of the observer becomes $(s+1/T_B)(s^2+2\eta\omega_c s + \omega_c^2)$, where η and ω_c are the tuning parameters. To easily tune the gains in an actual implementation, ω_s was determined as equal to ω_c .

5.7 Results of synthesis

The final form of the controller was given as follows :

$$\frac{d}{dt} \begin{bmatrix} \hat{y}_C \\ \hat{y}_C \\ \delta \hat{P}_B \\ \delta u_S \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} h_{11} & 1 & h_{13} & 0 \\ h_{21} & 0 & h_{23} & 0 \\ h_{31} & h_{32} & h_{33} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \hat{y}_C \\ \hat{y}_C \\ \delta \hat{P}_B \\ \delta u_S \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} -G_1 & 0 \\ -G_2 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & K_I \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \delta P_{LC} \\ y_S \end{bmatrix}, \quad (21)$$

$$\begin{bmatrix} \delta u_B \\ \delta u_S \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} k_1 & k_2 & k_3 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \hat{y}_C \\ \hat{y}_C \\ \delta \hat{P}_B \\ \delta u_S \end{bmatrix}, \quad (22)$$

where

$$\begin{aligned} h_{11} &= G_1 \cdot c_{11}, \\ h_{13} &= G_1 \cdot c_{13}, \\ h_{21} &= a_{21} + G_2 \cdot c_{11}, \\ h_{23} &= a_{23} + G_2 \cdot c_{13}, \\ h_{31} &= k_1 \cdot K_B / T_B, \\ h_{32} &= k_2 \cdot K_B / T_B, \\ h_{33} &= -1/T_B + k_3 \cdot K_B / T_B. \end{aligned} \quad (23)$$

Fig. 5 shows the block diagram of the steering control system.

5.8 Stability condition of the control system

In this section, the stability condition of the control system is discussed. The transfer function, $G_S(s)$, which shows the subsystem constructed from the plant and the state feedback loop, is expressed by the sixth-order system as shown in eq. (24) :

$$G_S(s) = \frac{a_{24}(s^4 + n_3 s^3 + n_2 s^2 + n_1 s + n_0)}{s^6 + d_5 s^5 + d_4 s^4 + d_3 s^3 + d_2 s^2 + d_1 s + d_0}, \quad (24)$$

where $n_0 - n_3$ and $d_0 - d_5$ are the coefficients, which depend on the state feedback gains, the

observer gains and the rolling conditions. When $G_S(s)$ is internally stabilized by the state feedback, the stability limit of the control system is given as eq. (25), based on the Nyquist stability criterion

$$K_I < \frac{\omega_0(1 + \omega_0^2 T_S^2)(D_R^2 + D_I^2)}{K_S(\alpha \sin \omega_0 L - \beta \cos \omega_0 L)}, \quad (25)$$

where

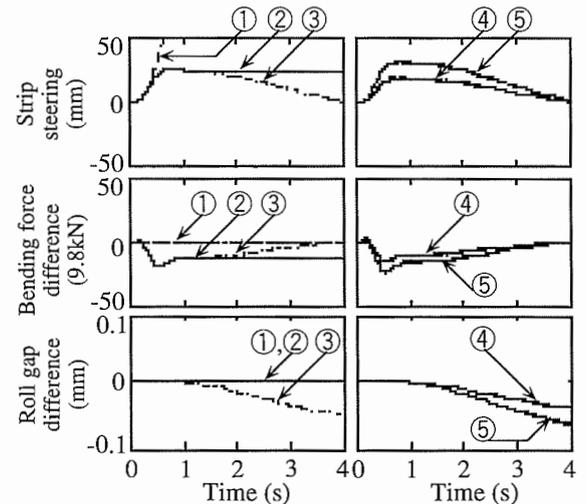
$$\begin{aligned} \alpha &= D_R(N_R + T_S \omega_0 N_I) + D_I(N_I - T_S \omega_0 N_R), \\ \beta &= D_R(N_I - T_S \omega_0 N_R) - D_I(N_R + T_S \omega_0 N_I), \\ D_R &= -\omega_0^6 + d_4 \omega_0^4 - d_2 \omega_0^2 + d_0, \\ D_I &= d_5 \omega_0^5 - d_3 \omega_0^3 + d_1 \omega_0, \\ N_R &= a_{24}(\omega_0^4 - n_2 \omega_0^2 + n_0), \\ N_I &= a_{24}(-n_3 \omega_0^3 + n_1 \omega_0). \end{aligned} \quad (26)$$

Here, ω_0 is the minimum value at the vector loci of the open-loop system across the real axis.

6. Results

6.1 Simulation results

Fig. 6 shows the simulation results. Here, it is assumed that the disturbance, d_s , is of the step type. The influences of the entry strip wedge, δH , and the setting error of the coefficient, $\partial P / \partial h$, on the controllability were also discussed. Fig. 6 (a) shows the case of no $\partial P / \partial h$ setting error and no entry strip wedge.



(a) No model error (b) $\pm 50\%$ model error

- ①: No control (d_s disturbance: +0.05mm)
- ②: With state feedback control
- ③: With state feedback + integral control
- ④: ③ + (δH disturbance + 0.2% and $\partial P / \partial h$ error)
- ⑤: ③ + (δH disturbance - 0.2% and $\partial P / \partial h$ error)

Fig. 6 Simulation results of the steering control.

Without the control, strip steering is unstable, but the feedback control makes steering stable. Furthermore, the integral control reduces the steady-state deviations in steering. **Fig. 6 (b)** shows the case when the entry strip wedge ($\delta H = \pm 0.2\%$) and the setting error of $\partial P/\partial h$ (actual/model = $\pm 50\%$) are added. The system is also stable enough in such cases.

6.2 Practical results

The new steering control system was installed in the hot finishing tandem mill at Nagoya works. The applied results of the new system, with the state feedback but without the integral control loop at the tail end of the strip, are shown in **Figs 7 and 8**. The strip steering has been improved by more than 40%.

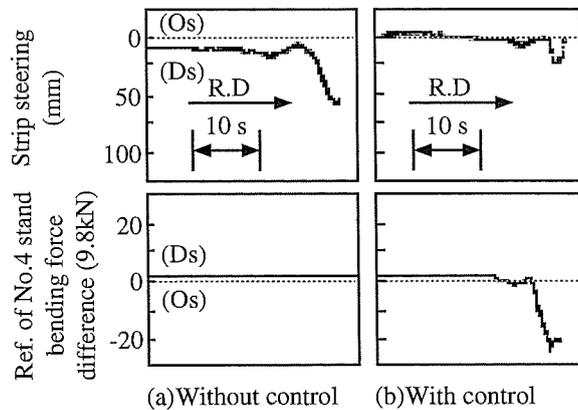


Fig. 7 Example of an applied result.

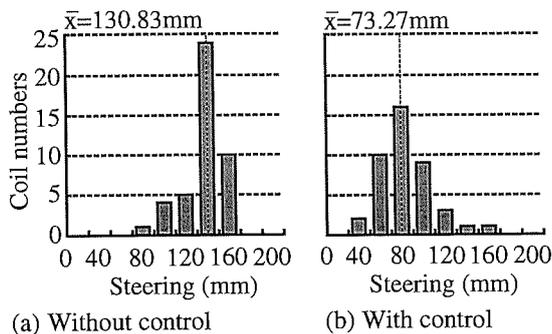


Fig. 8 Practical results.

7. Conclusions

This paper has discussed the influence of the various factors on the strip steering, and the concept of the parallel mill modulus control. It has given an outline of a new steering control

system, and has shown its effectiveness. The conclusions of this report are as follows :

(1) For a reduction in steering, it is important to decrease the impact of the various asymmetric factors, and, at the same time, to prevent deterioration of the parallel mill modulus.

(2) The parallel mill modulus control based on the bending force difference operation is useful in comparison with the conventional control using the roll gap difference operation, because the value of the parallel mill modulus, which depends on the rolling conditions, is not needed.

(3) A new steering control system, based on the state feedback using both bending force difference and roll gap difference, has been developed to compensate for the time delay of the actuators and to stabilize steering.

(4) By analytically deriving the controller parameters from the plant parameters, tuning of the control system is made easy.

(5) The effectiveness of the new system has been shown by application in an actual plant.

List of symbols

y_C	strip steering
y_S	measured strip steering
y_C^{ref}	strip steering reference
y_{C0}	initial strip steering (off-center)
ξ	constant depends on the rolling conditions
v	entry strip velocity
A, B	subscripts mean, respectively, the operator side or the drive side of the mill
S_{A0}, S_{B0}	initial roll gap on each side
$\Delta\Psi$	difference in the strip wedge ratio
$\Delta h_A, \Delta h_B$	variation in the exit strip on each side
$\Delta H_A, \Delta H_B$	variation in the entry strip on each side
P_A, P_B	rolling load on each side
p_A, p_B	contact load per unit width at the strip edge
P	total rolling load
K_H	mill housing spring
K_F	spring between the work roll and the backup roll

K_W	spring between the work roll and the strip in the roll bite	T_B	time constant of the bending force control device
l_S	distance between bearings	M_P	parallel mill modulus
l_R	roll face length	M_C	equivalent parallel mill modulus
h	exit strip thickness	e^{-Ls}	time(L) delay operator
H	entry strip thickness	a_{2j}, c_{1j}	constants depend on the rolling conditions
b	strip width	k_i	state feedback gain
$\partial P/\partial h$	influential coefficient between rolling load and exit thickness	K_I	integral gain
$\partial P/\partial H$	influential coefficient between rolling load and entry thickness		
s	Laplacian operator		
$d_P, d_S,$	disturbances		
L	time delay of the steering sensor		
δh	exit strip wedge		
δH	entry strip wedge		
δP_{LC}	measured rolling load difference		
δP	rolling load difference		
δS	roll gap difference		
δP_B	bending force difference		
δu_S	manipulated value of the roll gap difference		
δu_B	manipulated value of the bending force difference		
K_S	gain of the electric roll gap control device		
T_S	time constant of the electric roll gap control device		
K_B	gain of the bending force control device		

Acknowledgment

The authors would like to thank Prof. Hidenori Kimura at the University of Tokyo for his very useful advice.

References

- 1) Nakajima, K., T. Kajiwara, T. Kikuma, T. Kimura, H. Matsumoto and M. Tagawa : Proc. The 1980 Japanese Spring Conf. for the Technology of Plasticity, **116** (1980), 61.
- 2) Kimura, T. and M. Tagawa : The Hitachi Review, **65-2** (1983), 25.
- 3) Matsumoto, H. and K. Nakajima : Proc. 31st Japanese Joint Conf. for the Technology of Plasticity, (1980), 471.
- 4) Kuwano, H. and N. Takahashi : Ishikawajima-Harima Eng. Review, **26** (1986), 35.
- 5) Saitoh, H. and T. Sakimoto : Proc. 29th Conf. on Decision and Control, (1992).

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 53-59

=====

TECHNICAL PAPER

=====

Improvement in Waterside Corrosion Resistance and Problems in Field Application of Aluminium Radiator Tubes

Hirokazu Tanaka Kenji Katoh and Hiroshi Ikeda

Improvement in Waterside Corrosion Resistance and Problems in Field Application of Aluminium Radiator Tubes*

Hirokazu Tanaka**, Kenji Katoh** and Hiroshi Ikeda**

The influences of the chemical compositions and thickness of a sacrificial inner layer on the corrosion resistance of aluminium alloy automobile radiator tube stocks were examined by the elevating temperature glassware corrosion tests using OY water. By providing a thick inner anode clad containing sufficient Zinc, excellent waterside corrosion resistance was obtained. However, protection against pit perforation seemed to become incomplete when alkaline cooling water was kept hot for a long duration. The sacrificial anodic effect of the inner clad could be lost under such conditions.

1. Introduction

Recently aluminium alloys have been widely utilized for automotive radiators¹⁾. In order to make the tube stock's gauge thinner for use in automotive radiators, it is important to maintain good corrosion resistance. Many studies have been carried out regarding the waterside corrosion of an aluminium alloy radiator tube and its protection²⁾⁻⁷⁾. However, these results have been quite different based on the testing conditions, and the essential method to prevent waterside corrosion has not been clarified. In this paper, the influence of the chemical compositions and thickness of the sacrificial inner layer on waterside corrosion resistance of aluminium alloy radiator tube stocks were examined using the glassware corrosion tests with OY water widely used in fabricators. Based upon these results and corrosion potential measurements, the alloy design of the tube stock that provides good waterside corrosion resistance was discussed. Some recent studies have indicated that the sacrificial inner layer could not protect the core alloy under certain conditions⁸⁾⁻¹⁰⁾, which were distinct from the tests using OY water.

Therefore the influences of pH and temperature on the corrosion resistance of tube stocks were also examined by corrosion tests and electrochemical measurements in coolants considering the service environment.

2. Experiment

2.1 Materials

Six tube stocks for non-corrosive flux brazing consisting of core, A4045 outer filler clad and inner anodic clad which contained Zinc were prepared. Chemical analyses and clad thickness of these materials are shown in Table 1.

2.2 Test procedures

2.2.1 Waterside corrosion test

The waterside corrosion tests were carried out following ASTM D1384 elevating temperature glassware testing methods with OY water (solution A in Table 2). Test coupons, 50mm by 80mm, were cut from brazed tube stocks and the external surface and edge masked using silicone resin. Every 24 hrs the solutions were maintained at 361K for 8hrs and then cooled to room temperature for 16hrs.

2.2.2 Elemental distribution analysis of cross section

The redistribution of elements such as Copper and Zinc through the material, which was the result of diffusion during brazing, was

* This paper was presented at The 6th International Conference of Aluminum Alloys.

** No.6 Department, Research & Development Center.

Table 1 Chemical composition and structure of the specimens.

No.	Filler		Core				Inner anode				Total Thickness (mm)	
	Alloy	Thickness (μm)	Composition (mass%)				Composition (mass%)					
			Si	Fe	Cu	Mn	Si	Fe	Mg	Zn		
1	A4045 9.67Si 0.12Fe	25	0.50	0.17	0.47	1.16	0.35	0.20	1.26	0.97	25	0.25
2											40	
3											54	
4							0.36	0.20	1.30	1.47	25	
5											40	
6											54	

Table 2 Composition and characteristics of corrosion test solution.

Solution	Composition of solution (ppm)				pH	EC (mS/cm)
	Cl ⁻	SO ₄ ²⁻	Cu ²⁺	Fe ³⁺		
A	195	60	1	30	3.0	1.1
B			—	—		

monitored by electron probe microanalysis (EPMA) line scanning in the tube thickness direction.

2.2.3 Measurement of corrosion potential change through thickness

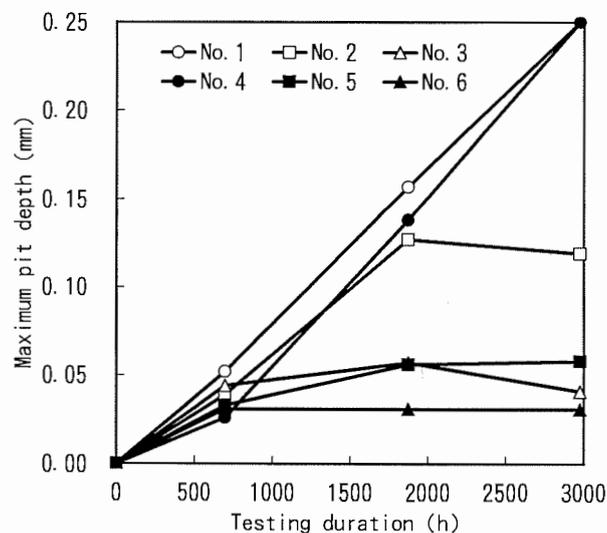
The inner surface of the brazed tube stock coupons was carefully polished using emery paper to eliminate a certain thickness such as approximately 20, 30, 40, 50 and 100 μm . After masking all but the polished surface with resin, the corrosion potential of these specimens was measured in reference to a saturated calomel electrode in stirred B solution as listed in **Table 2**, that was employed to avoid the depositing of metal ions in A solution at room temperature for 24hrs. By plotting the results, which were the average of the measured data during 24hrs for each specimen, versus the polished off thickness, the corrosion potential change with thickness for each tube stock was obtained.

3. Results and Discussion

3.1 Influence of inner clad thickness and alloying elements on corrosion behaviour

Fig. 1 shows the maximum pit depth for specimens after every testing duration in A solution. **Fig. 2** shows the relationship between

the maximum pit depth and inner clad thickness after 2810hrs of testing. **Fig. 3** shows the cross sections of the maximum pit depth after 1880hrs of testing. These results indicated that the inner clad thickness had the greatest effect on the corrosion resistance and the decrease in maximum pit depth as the inner clad was thickened. In case of the thin inner clad of 25 μm (No.1 and 4), the maximum pit depth was found to vary proportionately with the test duration and created perforations after 2980hrs of testing. On the specimen with a thicker inner clad over 40 μm , the maximum pit depth was independent to the testing duration

**Fig. 1** Results of corrosion test in A solution.

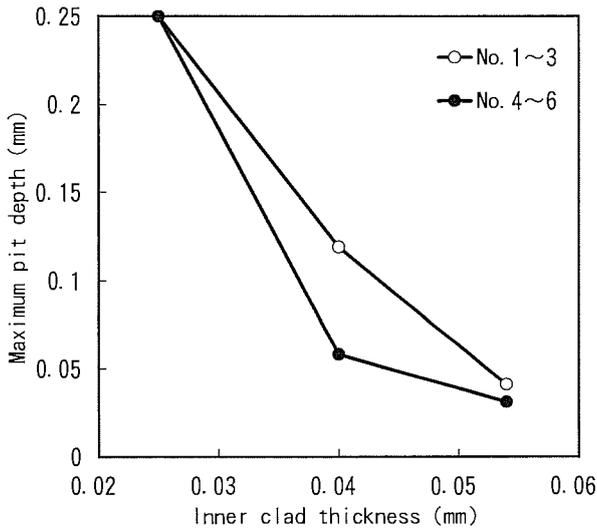


Fig. 2 Relation between maximum pit depth after 2980hrs corrosion test in A solution and inner clad thickness.

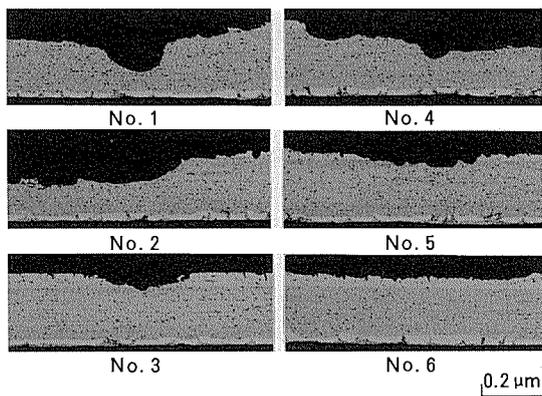


Fig. 3 Cross sections of pit for typical specimens after 1880hrs corrosion test in A solution.

and was well controlled. Especially, No.6 specimen having a thickness of 54μm and high Zinc inner clad showed good corrosion resistance and the pit depth was controlled within the inner clad.

The redistribution of elements through the material of typical brazed tubes is shown in Fig. 4-a and b. Zinc contained in the inner clad diffused into the core and Copper in the core diffused into the inner clad during brazing. When the inner clad was as thin as 25μm (Fig. 4-a), the concentration of Zinc at the inner surface was reduced to half or less than before brazing and Copper in the core approached the inner surface. On the other hand, when inner clad was as thick as 54μm (Fig. 4-b), almost 3/4 of the Zinc remained in the inner surface and Copper in the core did not approach the inner surface. Good corrosion resistance of the tubes with a thick inner clad seems to be dependent on this redistribution of Zinc and Copper, which might promote an active corrosion potential at the inner surface enough to protect the core. The corrosion potential changes through the thickness in B solution are shown in Fig. 5. The potential for the inner clad surface was the most anodic and it gradually changed to cathodic with the distance from the inner surface for every tube. The potential difference between the inner surface and middle of the core increased with inner clad thickness and Zinc content.

According to these results, it has been con-

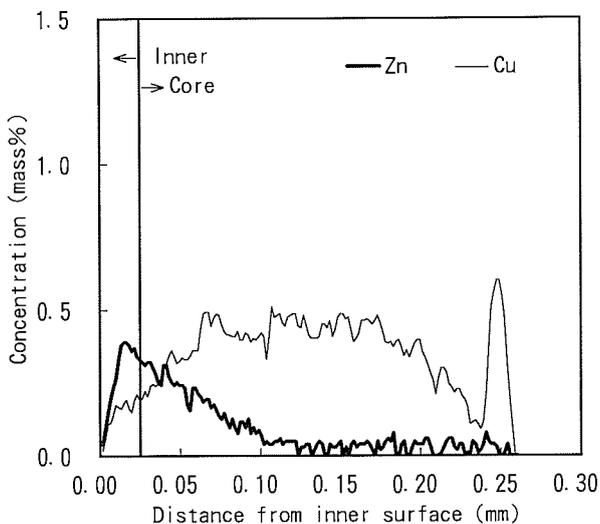


Fig. 4-a Results of EPMA line scan of Zinc and Copper across the brazed specimen No.1.

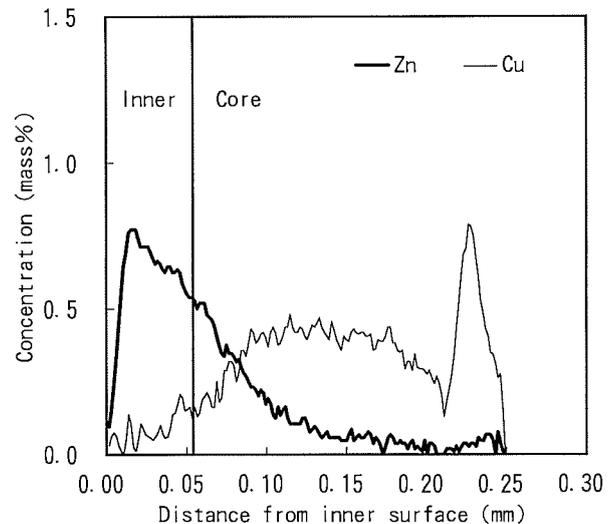


Fig. 4-b Results of EPMA line scan of Zinc and Copper across the brazed specimen No.3.

Table 3 Potential difference analysis.

Specimen No.	Pit penetration*	Potential difference (mV)		
		Between inner surface and bottom of pit	Between inner surface and bottom of inner	Between inner surface and middle of core
1	Perforation	25	~0	25
4	Perforation	25	5	25
2	Middle of core	65	40	65
5	Reaching core	85	50	100
3	Within inner	65	80	115
6	Within inner	60	70	100

* : after 2980hrs immersion test in A solution

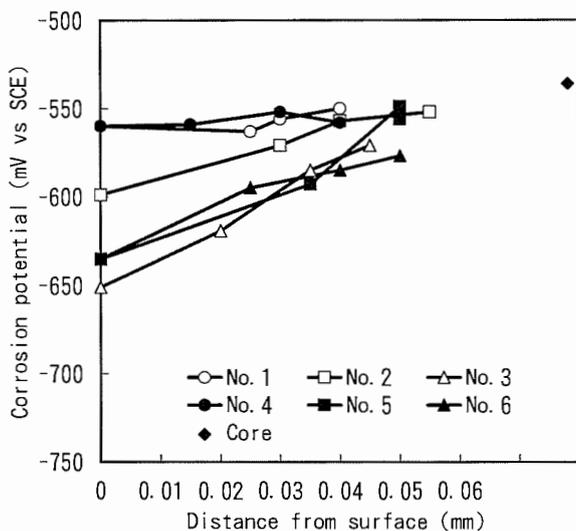


Fig. 5 Results of corrosion potential distribution measurement in B solution.

sidered that the potential difference between the inner clad layer as a sacrificial anode and the core as a cathode is required to protect the core from waterside corrosion. The potential difference between the inner surface and the some parts of specimen after the maximum duration of the corrosion test, which is determined from Fig. 5, is shown Table 3. The potential difference between the inner surface and pit bottom seems to be 60 to 65mV, when tube stocks had no perforation. Therefore, in the case of No.3 and 6, potential difference between the inner surface and the bottom of inner layer was larger than 60mV, corrosion would be controlled within the inner layer. On the another specimens, the pit penetrated into the core, because there were not such large potential difference between the inner surface

and the bottom of inner layer. In the case of No.2 and 5, there was enough potential difference between the inner surface and the core, pit was controlled after reaching to the core. On the other hand, because there was no potential difference enough to prevent the pit penetration between the inner surface and the core, the perforation caused on No.1 and 4. The obtained value of the effective potential difference to protect a pit was similar to the results of studies²⁾⁻⁴⁾ in similar tests with dilute solutions. However, it must be understood that the value will be changed with the characteristics of the cooling water such as electric conductivity, Chloric ion content and so on. A well designed sacrificial inner layer will be effective to protect against pit perforation when using water containing corrosive reagents such as Chloric ion.

3.2 Problems in service environment

The present study shows the good effect of the sacrificial anode of the inner clad in cooling water containing corrosive ions. However, recent studies have indicated that the inner layer can not provide sacrificial protection of the core alloy under certain conditions^{8) - 10)}. Tests were carried out using ASTM water (100ppmCl⁻, 100ppmSO₄²⁻, and 100ppmHCO₃⁻) or its modifications that promoted alkaline, and they were kept at a temperature above 361K for longer term than low temperature as shown in Table 4. As it has not been clarified in a past study, the influences of pH and temperature on corrosion resistance were also examined for some typical radiator tube stocks.

Chemical composition and clad thickness of

Table 4 Effect of sacrificial inner layer on core alloy under several conditions.

No.	Test condition		Effect of sacrificial inner layer on core alloy	Reference number
	Solution	Cycle		
1	ASTM water	363K-1hrs, R.T.-23hrs	+	5
2	Weak acid solution	361K-8hrs, R.T.-16hrs	+	6
3	Neutral dilute solution	361K-8hrs, R.T.-16hrs	+	7
4	Concentrated ASTM water containing Cu ²⁺	361K-8hrs, R.T.-16hrs	-	8
5	ASTM water	353K-8hrs, R.T.-16hrs	-	9
6	Concentrated ASTM water	361K-8hrs, R.T.-16hrs	-	10

Table 5 Chemical composition and structure of the specimens.

No.	Filler		Core Alloy	Inner anode		Total Thickness (mm)
	Alloy	Thickness (μm)		Alloy	thickness (μm)	
1	A4343	25	A3003	A1070	50	0.25
2	-	-	A3003	A7072	50	0.24
3	A4343	25	A3003	Al-2%Zn	50	0.25

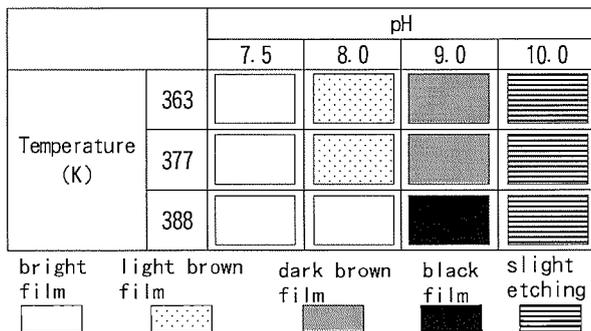


Fig. 6 Film formation after immersion tests.

these materials are shown in Table 5. Since it is well known that a hydroxide film forms on an aluminium surface boiled in hot, weakly alkaline solutions and the same film formation is reported in these studies¹¹⁾⁻¹³⁾, film formation behaviour was investigated using an immersion test at 363K to 388K for 1hr in the 30vol% service coolants and controlling these pH from 7.5 to 10.0 using NaOH. The results are shown in Fig. 6. A thick black film was formed at temperatures of 377K to 388K and about pH 9.0. When the pH or temperature was higher than these values, the inner surface changed with a slight alkaline etching. On the other hand, when the pH or temperature was lower than these values, bright surface film was

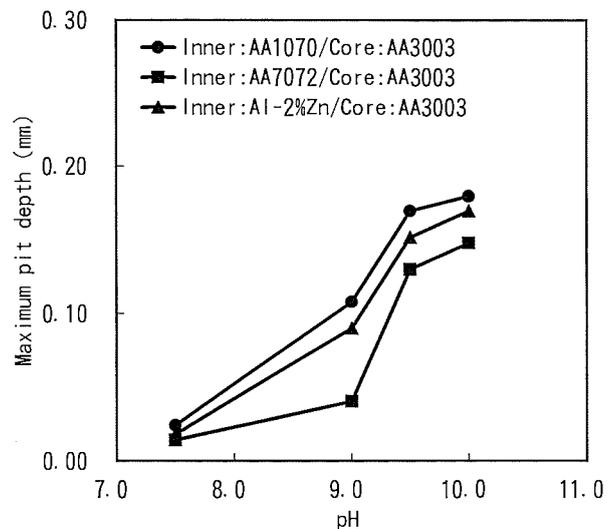


Fig. 7 Relation between maximum pit depth after 1440hrs corrosion test in the coolants and pH of the coolants.

formed. These results have been consistent with the results predicted from the potential-pH diagram¹⁴⁾.

The glassware corrosion test almost the same as already described was carried out using the coolants with various pHs. The inner surface after the tests corresponded with the results of the short immersion tests. In the neutral coolants, a bright film formed and no pits were observed. In the weakly alkaline

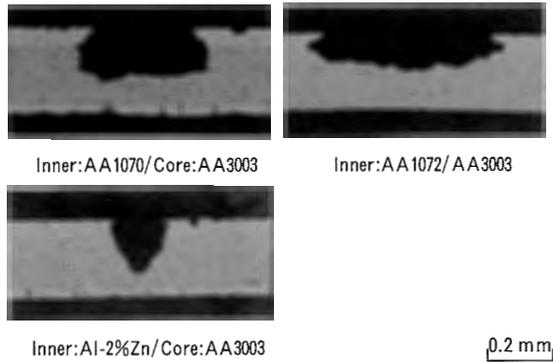


Fig. 8 Cross sections of pit for specimens after 1440hrs corrosion test in the coolant of pH 10.

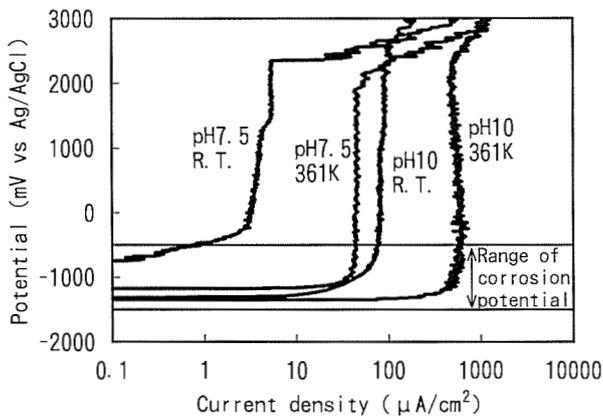


Fig. 9 Results of anodic polarization measurement in the coolants of pH7.5 and 10 at room temperature for A7072.

coolants of pH 8.0 to 10.0, a black film formed and corrosion pits were observed. Fig. 7 shows the maximum pit depth after 1440hrs of the glassware corrosion tests in the coolants. Fig. 8 shows cross sections of pit for specimens after 1440hrs glassware corrosion test in the coolant of pH 10. The maximum pit depth increased as the pH increased. Also, there was no difference in the maximum pit depth, which penetrated into the core, among these specimens. As shown in Fig. 7 and 8, in the solution with a pH greater than 9.0, the effect of the sacrificial anode seemed to be negligible. This was similar to the other specimens.

Anodic polarization was measured in the coolants of pH7.5 and 10 at 361K and room temperature. The result for A7072 is shown in Fig. 9. It was also similar to the other specimens. It is well known that above the pitting potential, the current will immediately in-

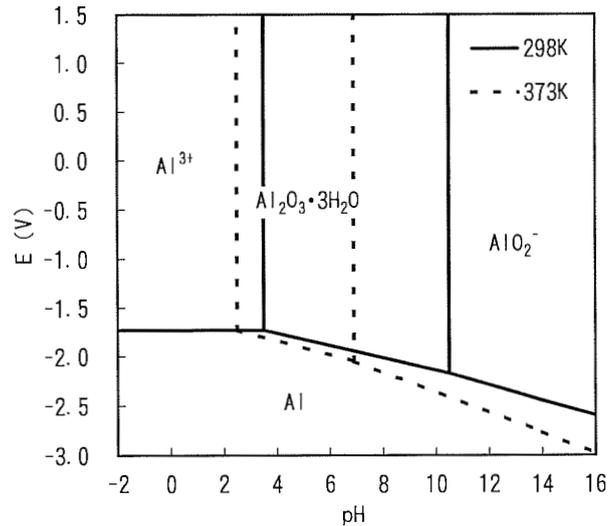


Fig. 10 Potential-pH diagram for the aluminium-water system at 298K and 373K¹⁵⁾.

crease during anodic polarization, the protective surface film on aluminium will break down and pitting corrosion will take place. Cathodic protection of aluminium is achieved by controlling the corrosion potential to the passive state below the pitting potential. At that time, the corrosion rate will be restricted to the current in the passive state. The passive state current in the coolant of pH10 at 361K is two orders of magnitude than in the coolant of pH7.5 at room temperature. This large current in hot alkaline coolant seems to be the result from decreasing of stability of aluminum hydroxide in hot alkaline solution as shown in Fig. 10. Since the current in the passive state is quite large and the polarization curve indicates that the corrosion rate is under anodic control for any aluminium alloy, as shown in Fig. 8, a sacrificial anodic effect can not be expected in hot alkaline coolants. Fig. 8 also indicates that the corrosion potential seems to be located below the pitting potential and the pitting mechanism in alkaline coolants may be different from common cool neutral solutions containing Chloric ion. The deep pits in hot alkaline coolants seemed to be the result of focusing of corrosion current from surrounding local wide cathode to the defects where preferential dissolution take place to produce the black surface film on the surrounding area. Therefore, it is also important that an aluminium radiator tube be protected by the

sufficient coolants.

4. Conclusions

The influences of chemical compositions and the thickness of the sacrificial inner layer on the corrosion resistance of aluminium alloy automobile radiator tube stocks were examined by elevating the temperature of glassware corrosion tests using OY water. It is important to have both a sufficient inner thickness for preventing the approach of Copper diffused from the core to the inner surface during brazing and sufficient Zinc content in the inner clad for having a potential difference greater than 60 mV between the inner surface and core. With the sacrificial inner clad satisfying these conditions, the corrosion depth of the inside of the tube was controlled less than the inner clad thickness for the long term. A well designed sacrificial inner layer will be effective to protect pit perforation in using water containing corrosive reagents such as Chloric ion.

The influences of pH and temperature on the corrosion resistance were also examined using corrosion tests and electrochemical measurements with pH controlled service coolants. In the coolants of pH 9.0 to 10.0, the black film formed on the inner surface and pits approached the core. It is considered that the pits were the result of preferential dissolution at the defects of the formed porous surface

film and the effect of the sacrificial anode was lost because of increasing of current in the passive state in alkaline coolants. Therefore, it is also important that an aluminium radiator tube must be protected by the sufficient coolants.

References

- 1) H. K. Herr : SAE Technical Paper, No 770830, (1977).
- 2) N. Naruki and Y. Hasegawa : State of the Art, ASTM STP, No 70, (1980), 109.
- 3) T. Itagaki and K. Tohma : Journal of Japan Institute of Light Metals, 46 (1996), 83.
- 4) Z. Tanabe, M. Hagiwara and M. Shigenaga : Corrosion Engineering, 23 (1974), 485.
- 5) R. C. Dorward : SAE Technical Paper, No 780302, (1978).
- 6) Y. Ando, I. Nita, M. Uramoto, H. Ochiai and T. Fujiyoshi : SAE Technical Paper, No 870180, (1987).
- 7) A. Ito, Y. Iwai, T. Nagara, Y. Miyagi, H. Fujimoto and J. Takigawa : Journal of Japan Institute of Light Metals, 44 (1994), 246.
- 8) H. Ikeda : Sumitomo Light Metal Technical Reports, 21 (1980), 101.
- 9) A. Gray and A. Howells : SAE Technical Paper, No 940499, (1994).
- 10) H. Kawase : Furukawa Electric Review, No 75 (1985), 215.
- 11) H. Yamada and T. Okamoto : Journal of Japan Institute of Light Metals, 22 (1972), 467.
- 12) R S Alwitt : J. Electrochem. Soc., 121 (1974) 1322.
- 13) R S Alwitt : J. Electrochem. Soc., 134 (1987) 1891.
- 14) M. Pourbaix : *Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous Solution*, Pergamon Press, London, (1966).
- 15) Digby D. Macdonald and P. Butler : Corrosion Science, 13 (1973) 259.

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 60-64

TECHNICAL PAPER

Neck Formability of Aluminium D&I Cans during Smooth Die Necking or Spin Flow Necking

Yoshinari Kikuta Shin Tsuchida and James E. Prichard

Neck Formability of Aluminium D&I Cans during Smooth Die Necking or Spin Flow Necking*

Yoshinari Kikuta**, Shin Tsuchida*** and James E. Prichard****

The material's behaviour has been investigated during the reduction of the neck diameter of aluminium D&I cans made from different types of body sheet.

In smooth die necking with multiple stages, the smaller neck diameters lead to thicker thickwalls by circumferential compression and softer thickwalls because of the Bauschinger effect, and the earing appears at the trimmed can edge. The earing occurs at 45, 135, 225 and 315 degrees to the rolling direction. The thickwalls at the 90 and 270 degree positions thicken and soften the most. The earing growth in material made by HR-CR is the smallest in four kinds of materials.

In spin flow necking the thickwall thins and hardens because of the axial stretching by the tools, and the earing appears. The earing occurs at various positions around the trimmed can edge in the material from the HR-IA-CR processes. In spin flow flange reforming, the thickwall and the earing variation around the circumference are reduced by the effect of a stop ring built in the reformer.

1. Introduction

Metal saving by downsizing of the can end is one of the tasks to reduce can costs. According to the end's downsizing, the neck portion of a 211 (2+11/16 inches) diameter can body is reduced to 206, 204 or 202 diameter.

The neck portion is so thin (near to 0.15mm) that it is easy to buckle because of circumferential compressive force during smooth die necking. Also, earing appears at the trimmed can edge. It is considered that these behaviours during necking have some influence on split flanges and flange width variation.

Can body stocks are super-hardened materials by cold rolling AA3004 or AA3104 aluminium alloys. There are some kinds of materials having different characteristics of

the mechanical properties and earing because of the different manufacturing processes for the same alloy¹⁻³⁾. It is expected that each material shows a different behaviour during necking corresponding to its mechanical properties.

In this paper the forming behaviour of these different materials has been studied at the reducing neck diameter of typical 211 cans. Smooth die necking process and spin flow necking process have been compared in the present study.

2. Experimental Procedure

2.1 Materials

The materials used in the present study are AA3004 aluminium alloys (Table 1) manufactured by four processes shown in Table 2. Material A is the most popular. Material D is obtained by the final annealing for material A and has larger elongation and better drawability. Material B and C tend to show less softening at the baking because of the intermediate annealing by a continuous annealing line (CAL-IA) whose characteristics are rapid heating and rapid cooling. Table 3 shows the mechanical properties of these materials.

* This paper was presented at the Third Symposium of Aluminum Alloys for Packaging in TMS Annual Meeting held in San Antonio on February 16-19, 1998.

** No.5 Department, Research & Development Center.

*** Research & Development Center.

**** Can Division Machinery Plant, Reynolds Metals Company.

2.2 Profile of the tested can

The trimmed cans were prepared for the necking tests. Its profile is shown in Fig. 1. The top portion of the trimmed cans were coated and cured at 478K for 10 minutes in a laboratory oven.

2.3 Smooth die necking method

202 smooth neck was formed by 16 stages of die necking from a 211 diameter can as shown in Fig. 2. The 209, 206 and 204 necked cans were sampled from the necking process down to 202 diameter. At each sampling stage, the thickness and the hardness were measured at the top portion of can. The shape changes of the trimmed edge were also traced at these four stages. These measurements were continued for the same can through the necking from 211 to 202.

2.4 Spin flow necking method

The neck portion of the 206 prenecked can was reduced to 202 diameter by spin flow necking as shown in Fig. 3. The prenecking was performed by standard die necking. The flange of the 202 spin flow necked can was re-

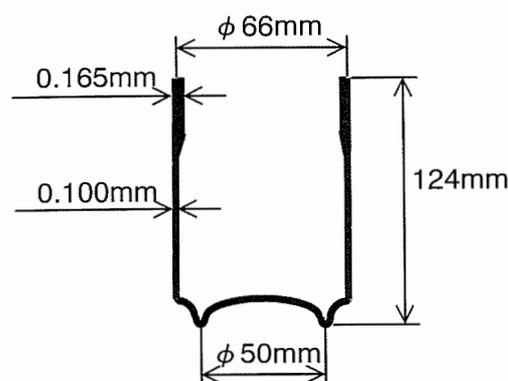


Fig. 1 Profile of the trimmed can.

Table 1 Chemical composition. (mass%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg
0.27	0.43	0.21	1.05	1.19

Table 2 Manufacturing processes for can body sheets.

Material	Process
A	Homo ... HR CR
B	Homo ... HR ... CAL•IA CR
C	Homo ... HR ... CR ... CAL•IA ... CR
D	Homo ... HR ... CR BAT•FA

HR : Hot rolling, CR : Cold rolling,
IA : Intermediate annealing, FA : Final annealing

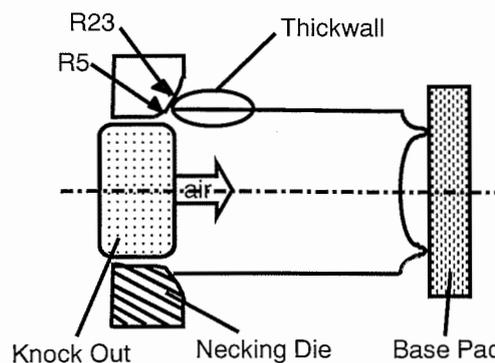


Fig. 2 Smooth die necking.

Table 3 Mechanical properties of test sheet materials. (0.30t)

Material	Direction to RD (deg)	As fabricated						AB 478K×10min		
		T.S. (N/mm ²)	Y.S. (N/mm ²)	E. (%)	Earing (%)	n-value 1-2%	r-value 1%	T.S. (N/mm ²)	Y.S. (N/mm ²)	E. (%)
A	0	319	290	5		0.04	0.44	280	251	7
	45	320	290	5	3.3	0.06	1.03	286	263	6
	90	331	300	4		0.06	1.35	298	275	7
B	0	320	298	4		0.02	0.40	301	273	7
	45	326	298	5	2.7	0.05	0.80	307	278	7
	90	336	304	5		0.06	1.51	318	286	7
C	0	283	274	2		0.04	0.54	286	250	6
	45	290	267	3	4.3	0.06	1.01	283	247	6
	90	297	271	4		0.07	1.20	291	253	7
D	0	325	298	6		0.06	0.36	302	275	6
	45	329	298	6	3.1	0.06	1.09	307	282	6
	90	340	308	5		0.06	1.38	318	292	6

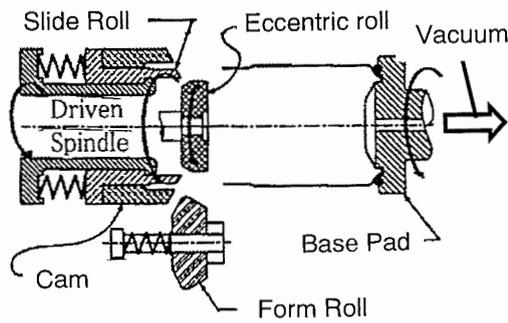


Fig. 3 Spin flow necking.

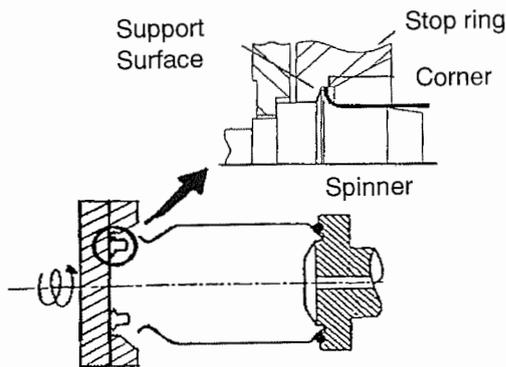


Fig. 4 Spin flow flange reforming.

formed by the reformer with a stop ring shown in Fig. 4^o.

The thickness and the hardness at the top portion of can and the shape of the trimmed edge were measured for 3 stages, those are the 206 prenecked can, the 202 spin flow necked can and the 202 flange reformed can.

3. Results

3.1 Thickness change at the top portion of can

In the case of smooth die necking with multiple stages the smaller neck diameters lead to thicker thickwalls because of circumferential compression by die necking as shown in Fig. 5. Thickwalls at 90 and 270 degrees to the rolling direction especially thicken as a result of the reduction of the neck diameter. This phenomenon is considered to be caused by the material characteristics, because the circumferential compressive force from the necking die is uniform around the circumference.

Spin flow necking process is die prenecking, spin flow necking and flange reforming. As shown in Fig. 6 the thickwall thickens by die

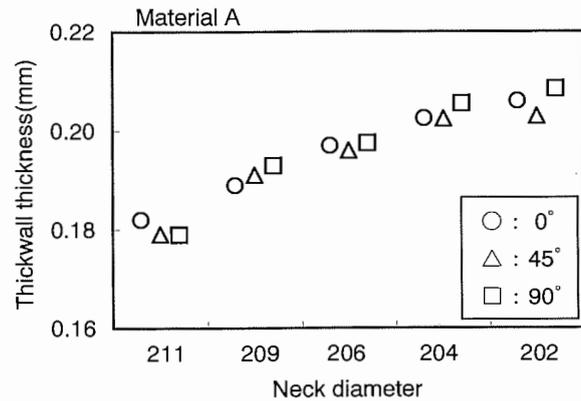


Fig. 5 Thickwall thickening by die necking.

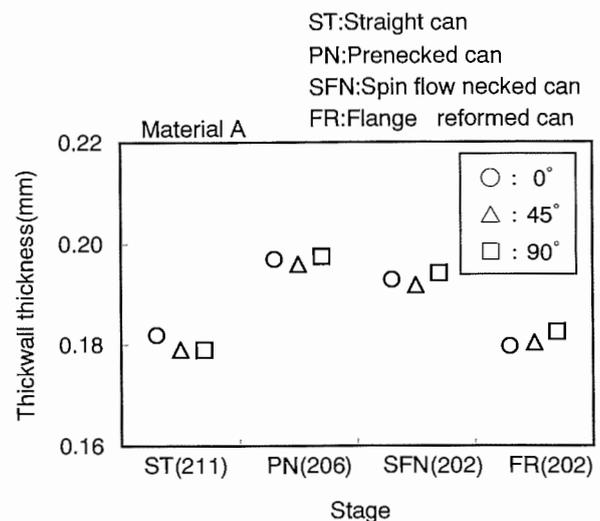


Fig. 6 Thickwall thinning by spin flow necking.

prenecking and is stretched along the can axis and thins by spin flow necking. The thickness at the top portion of the can tends to be thinner due to circumferential tensile force during flange reforming.

The other three materials show the same material behaviour as material A in the both cases of smooth die necking and spin flow necking.

These results suggest that spin flow necking has an advantage of lightweighting by the gaugedowns of thickwall because it brings no pleat and a thinner neck.

3.2 Hardness change at the top portion of can

In the case of smooth die necking the thickwall, especially at 90 and 270 degrees to rolling direction, softens with the reduction of neck diameter as shown in Fig. 7. It is considered that this softening is caused by the

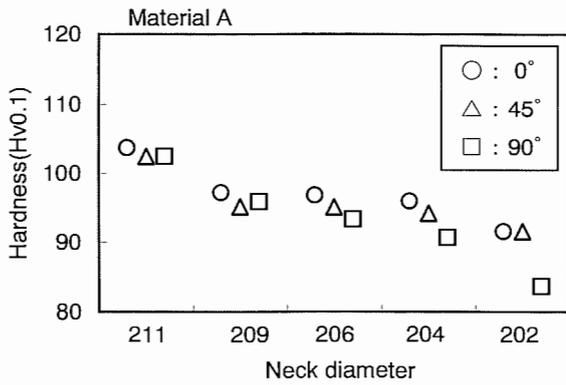


Fig. 7 Softening by smooth die necking.

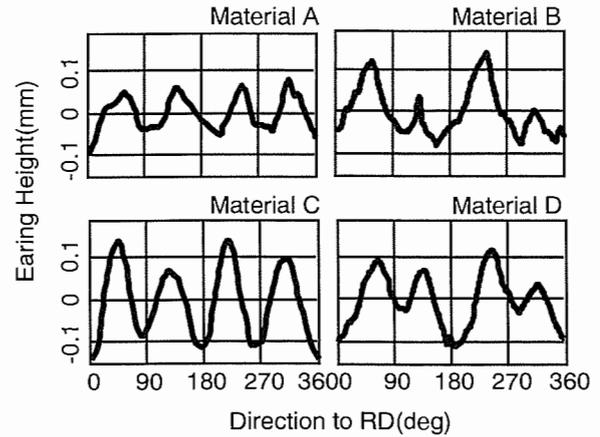


Fig. 9 Edge profiles of 202 smooth die necked cans.

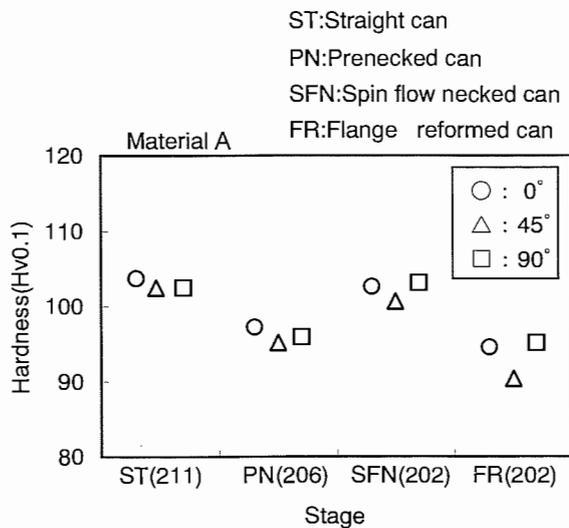


Fig. 8 Hardening by spin flow necking.

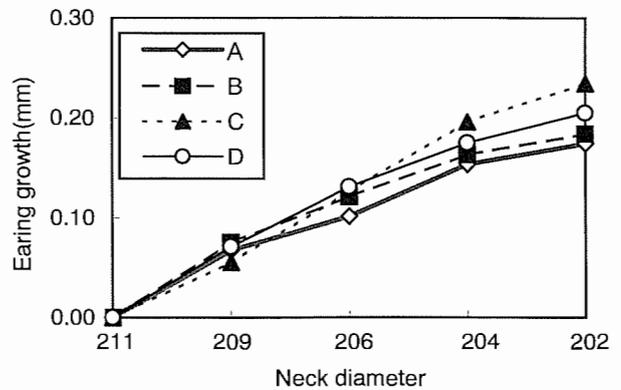


Fig. 10 Earing growth by smooth die necking.

Bauschinger effect by circumferential compression and axial bending-unbending during smooth die necking. Because the thicker thickwalls lead to softer thickwalls and temperature increase by plastic working is little extremely. The other three materials also softens with the reduction of neck diameter. Materials A and D soften more than materials B and C.

In the case of spin flow necking prenecking (by the standard die necking) makes the thickwall soft, and following spin flow necking makes it hard as shown in Fig. 8. Materials B and C are no hardness change by flange reforming hardly.

3.3 Shape change of the trimmed can edge

The earing appears by necking at the evenly trimmed can edge because of anisotropy in these materials. The earing height is

associated with the flange width variation after flanging. If this variation is too large, seaming problems will occur.

Fig. 9 shows the edge profiles of 202 smooth die necked cans. The height of can changes around the circumference. The earing is high at 45, 135, 225 and 315 degrees, especially in material C. This earing height in material C is sometimes over the limit of flange variation.

Fig. 10 shows the height from the peak to the valley of these profiles. The smaller neck diameter leads to higher earing in all materials. The difference among materials becomes larger as the neck diameter is reduced. The earing growth in material A is the smallest in 206 diameter or less. Material C tends to create larger earing than the others. If the flange variation limit is 0.2mm, materials C and D go over the limit in the case of 202 diameter.

Fig. 11 and Fig. 12 show the edge profiles of 202 spin flow necked cans and 202 flange

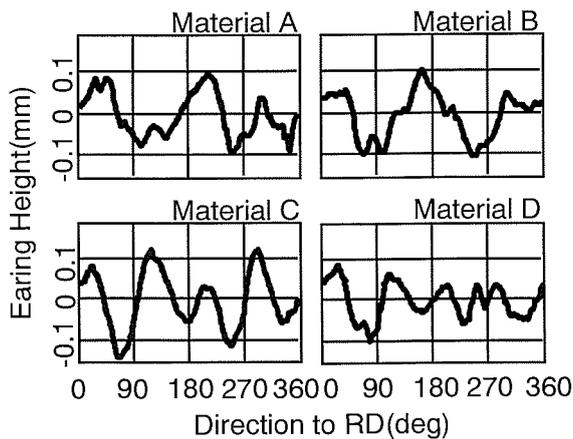


Fig. 11 Edge profiles of 202 spin flow necked cans.

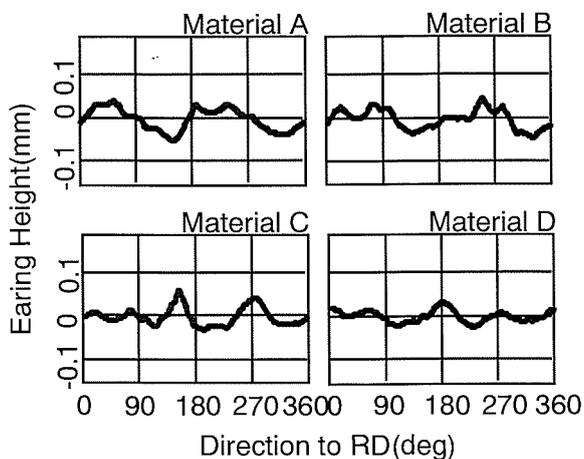


Fig. 12 Edge profiles of 202 flange reformed cans.

reformed cans. The earing can be observed in the spin flow necked cans also. The edge profile is asymmetric to the rolling direction. This reason is considered that the stretch deformation by spin flow necking is not uniform around the circumference. Spin flow flange reforming reforms the earing variation due to the restriction of radial deformation by a stop ring built into the reformer. Therefore, the edge profiles are not so different among the materials after the flange reforming.

The earing heights after 202 spin flow necking are nearly equal to those of 202 smooth die necked cans (Fig. 13). Material C tends to create larger earing than the others.

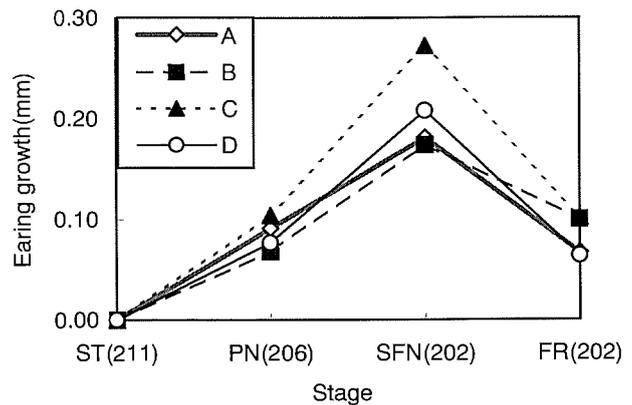


Fig. 13 Earing growth by spin flow necking.

4. Summary

Using four kinds of body sheets, the changes of thickness, hardness and earing at the top portion of 211 diameter can have been analyzed in the two kinds of necking processes. The results are summarized as follows :

1. In the case of smooth die necking the thickwall thickens by circumferential compression and it softens because of the Bauschinger effect. The earing appears at the trimmed can edge with the reduction of neck diameter. The earing growth in material A is the smallest in four kinds of materials.

2. In the case of spin flow necking the thickwall thins and hardens because of the axial stretching by the tools. The earing appears by die necking for prenecking once, and the following spin flow flange reforming reduces the earing by the mechanical restriction of a stop ring built into the reformer.

References

- 1) Shin Tsuchida and Yoshio Baba : *Aluminum Alloys for Packaging*, TMS, (1992), 17.
- 2) Shin Tsuchida and Hiroshi Yokoi : *Aluminum Alloys for Packaging II*, TMS, (1996), 107.
- 3) Shin Tsuchida and Hiroki Tanaka : *Sumitomo Light Metal Technical Reports*, 40 (1990), 268.
- 4) Roer H. Donaldson, Harry W Lee, Jr., C. Thomas Payne and Edward C. Miller, *Spin-Flow Necking*, presented at International Can Manufacturing Technology Clinic, Chicago, SME, (1992).

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 65-68

TECHNICAL PAPER

Flange Formability of the Necked Cans by Smooth Die Necking or Spin Flow Necking

Yoshinari Kikuta Shin Tsuchida and James E. Prichard

Flange Formability of the Necked Cans by Smooth Die Necking or Spin Flow Necking*

Yoshinari Kikuta**, Shin Tsuchida*** and James E. Prichard****

Flange formability has been investigated after smooth die necking or spin flow necking for aluminium D&I cans made from different types of body sheets.

Flange formability in cases of both smooth die necking and spin flow necking is superior in the material which tends to the softer thickwall after necking. These materials are made by HR-CR, HR-CAL•IA-CR and HR-CR-BAT•FA processes.

Flange formability of the material made by HR-CR-CAL•IA-CR process is poor though its thickwall is softer than that of the other materials.

The flange formability is adversely affected by the reduction of neck diameter by smooth die necking and becomes not so much affected by the thickwall hardness before necking. The reason is supposed that the formability depends on the frequency of die necking which increases in the case of making a smaller neck diameter. At that time, the thickwall is subjected to the bending-unbending for many times, which makes the fragile flange. Flange formability after spin flow necking is better than that after smooth die necking when the neck diameter is smaller than 206 because the spin flow necking includes fewer repetitions of bending-unbending.

1. Introduction

There are some types of can body stocks whose mechanical properties and earing are changed by the different manufacturing processes. All of them are made from the same alloy; that is AA3004 or AA3104. The cause of this variation is a restriction of the rolling mill hardware and the objective of obtaining special material characteristics¹⁻³⁾.

In the previous paper⁴⁾, these material's behaviours which include the change of thickness, hardness and earing at the trimmed can edge as a result of the reduction of the neck diameter have been investigated.

In this paper the flange formability after necking has been studied on these different characteristic materials as it is expected that

the flange formability is also affected by the material's properties. Smooth die necking process and spin flow necking process have been compared in the present study.

2. Experimental Procedure

2.1 Materials

The materials used in the present study are the same as those of the previous work. They are AA3004 aluminium alloys (Table 1) manufactured by four types of processes shown in

Table 1 Chemical composition. (mass%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg
0.27	0.43	0.21	1.05	1.19

Table 2 Manufacturing processes for can body sheets.

Material	Process
A	Homo ... HR CR
B	Homo ... HR ... CAL•IA CR
C	Homo ... HR ... CR ... CAL•IA ... CR
D	Homo ... HR ... CR BAT•FA

HR : Hot rolling, CR : Cold rolling,
IA : Intermediate annealing, FA : Final annealing

* This paper was presented at the Third Symposium of Aluminum Alloys for Packaging in TMS Annual Meeting held in San Antonio on February 16-19, 1998.

** No.5 Department, Research & Development Center.

*** Research & Development Center.

**** Can Division Machinery Plant, Reynolds Metals Company.

Table 2. Material A is the most popular. Material D is obtained by the final annealing for material A and has larger elongation and better drawability. Materials B and C tend to show less softening at the baking because the intermediate annealing by a continuous annealing line (CAL·IA) whose characteristics are rapid heating and rapid cooling. **Table 3** shows mechanical properties of these materials.

2.2 Profile of the tested can

The standard 211 (2+11/16 inches) diameter and 124mm height D&I cans have been used. The original thickwall thickness is 0.165mm and the thinwall thickness is 0.100mm. All of the tested cans were coated and cured at 478K for 10 minutes before necking in a laboratory oven.

Two kinds of necking processes, smooth die necking and spin flow necking, were applied to these coated straight cans. The details are presented in the previous paper⁴⁾.

2.3 Measurement

Flange formability has been measured by the expanding test for the top portion of the necked can, considering that the split flange is a phenomenon dependent on the circumferential tensile strain at the trimmed can edge, though the flanging in the machine is by spinning.

In the case of smooth die necking the punch fitted neck diameter as shown in **Fig. 1** was in-

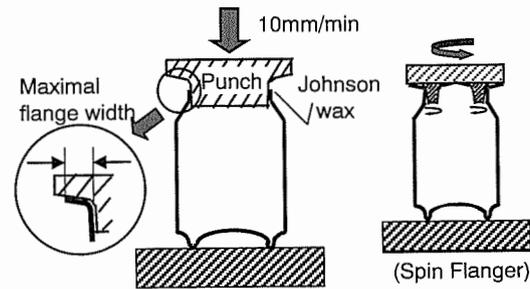


Fig. 1 Expanding Test.

serted into the 206, 204 and 202 necked cans. Flange formability is estimated by the maximal expanded width which is obtained just before a crack at the edge of flange occurs.

In the case of spin flow necking the maximal expanded width was measured by the same method as shown in **Fig. 1** for the 202 spin flow necked cans before flange reforming.

Johnson wax was used as the lubricating oil between punch and can, and the inserting speed of punch was 10mm/min.

3. Results

In the case of smooth die necking the flange formabilities of materials A and D are superior to those of materials B and C as shown in **Fig. 2**. The amount of the reduction of the neck diameter leads to decreases of the maximal expanded width and limits the deviation between the materials. In the case of 202 its de-

Table 3 Mechanical properties of materials. (0.30t)

Material	Direction to RD (deg)	As fabricated						AB 478K×10min		
		T.S. (N/mm ²)	Y.S. (N/mm ²)	E. (%)	Earing (%)	n-value 1-2%	r-value 1%	T.S. (N/mm ²)	Y.S. (N/mm ²)	E. (%)
A	0	319	290	5		0.04	0.44	280	251	7
	45	320	290	5	3.3	0.06	1.03	286	263	6
	90	331	300	4		0.06	1.35	298	275	7
B	0	320	298	4		0.02	0.40	301	273	7
	45	326	298	5	2.7	0.05	0.80	307	278	7
	90	336	304	5		0.06	1.51	318	286	7
C	0	283	274	2		0.04	0.54	286	250	6
	45	290	267	3	4.3	0.06	1.01	283	247	6
	90	297	271	4		0.07	1.20	291	253	7
D	0	325	298	6		0.06	0.36	302	275	6
	45	329	298	6	3.1	0.06	1.09	307	282	6
	90	340	308	5		0.06	1.38	318	292	6

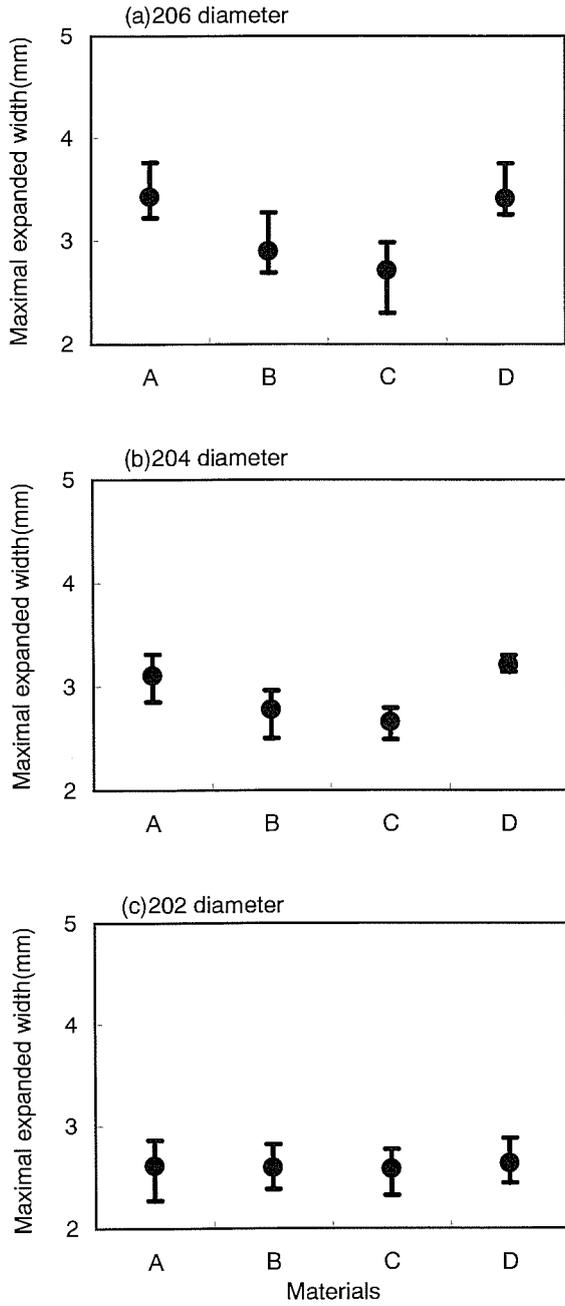


Fig. 2 Flange formability after smooth die necking.

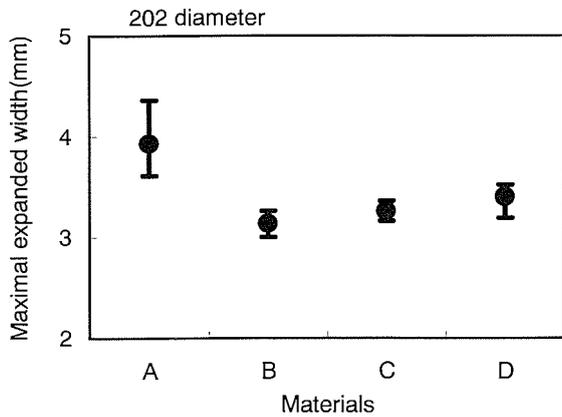


Fig. 3 Flange formability after spin flow necking.

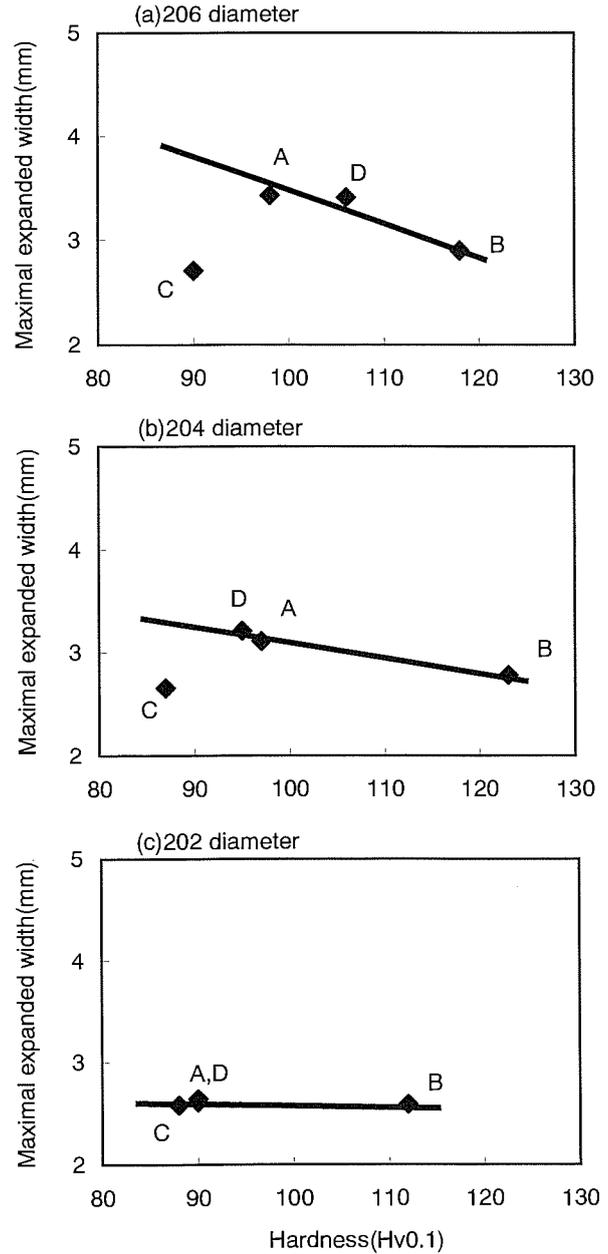


Fig. 4 Relation between the vickers hardness and the maximal expanded width of smooth die necked cans.

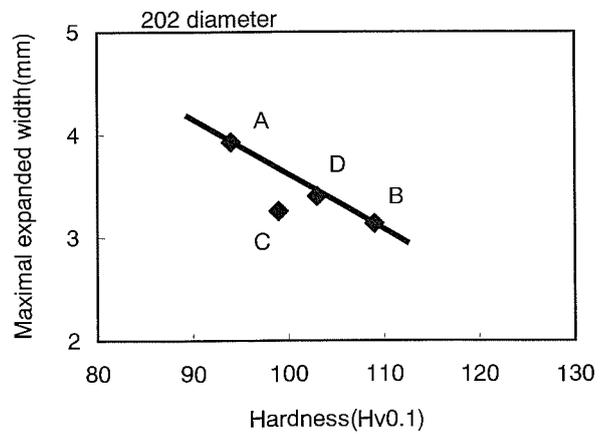


Fig. 5 Relation between the vickers hardness and the maximal expanded width of spin flow necked cans.

viation disappears.

In the case of spin flow necking the flange formability of material A is excellent when compared to the others as shown in Fig. 3. The maximal expanded width in the case of spin flow necking is usually larger than that in the case of smooth die necking regardless of the neck diameter. It is considered that when the amount of expansion by the test is the same between the smooth die necked cans and the spin flow necked cans, the maximal expanded width of the spin flow necked cans is larger than that of the smooth die necked cans because the spin flow necked cans have the pre-flange made by spin flow necking before the expanding test.

Fig. 4 and Fig. 5 show the relation between the maximal expanded width and the Vickers hardness at the top portion of can before the expanding test. These hardness were measured at the section of the top portion of can before the expanding test. In the case of smooth die necking the flange formability is superior in materials A, B and D with the softer thickwall. The flange formability decreases in the smaller neck diameters though the thickwall softens with the reduction of neck diameter⁴⁾. And the smaller neck diameter leads to less dependency of the hardness on the maximal expanded width. The reasons are supposed that the flange becomes more fragile with the frequent bending-unbending into the smaller neck diameter.

In the case of spin flow necking, as in the case of smooth die necking, the softer material leads to better flange formability except material C. The flange formability of spin flow necked cans depends on the property of 206 die prenecked cans and is a little higher than that of smooth die necked cans. Because they are considered that the thickwall is not subjected to the bending-unbending during spin flow necking.

The flange formability of material C is poor though its thickwall is softer than that of the other materials in the both necking method. It is considered that the decline of elongation due to the easy development of local necking, which is because of very fine precipitates on the cold rolled microstructure, affects the formability after necking. The work hardening

and the microcrack initiation proceed easily on such microstructure in which very fine precipitates obstruct dislocation movements²⁾.

4. Summary

The flange formability after smooth die necking or spin flow necking in the four types of body stock have been investigated by the expanding test of the necked cans. The results are summarized as follows:

1. In material A (made by the process of hot rolling and continued cold rolling), B (made by the process including CAL•IA between hot rolling and cold rolling) and D (made by the process including final annealing after cold rolling), the flange formability is superior with the softer thickwall after necking. The flange formability of material C (made by the process of HR-CR-CAL•IA-CR) is poor though its thickwall is softer than that of the other materials. It is considered that the microstructure created by the different manufacturing process affects the formability.

2. In the case of smooth die necking the amount of the reduction of the neck diameter leads to decreases of the maximal expanded width and limits the influence of the material's properties. The flange formability of the smaller necked cans is not so affected by the hardness at the top portion of can before necking because the thickwall is subjected to the bending-unbending for many repetitions into a smaller neck diameter and it becomes more fragile.

3. The flange formability after spin flow necking is superior to that after smooth die necking in the 206 neck diameter or less. The reason is considered that the less frequency of the bending-unbending work is subjected to the thickwall during necking.

References

- 1) Shin Tsuchida and Yoshio Baba : *Aluminum Alloys for Packaging*, TMS, (1992), 17.
- 2) Shin Tsuchida and Hiroshi Yokoi : *Aluminum Alloys for Packaging II*, TMS, (1996), 107.
- 3) Shin Tsuchida and Hiroki Tanaka : *Sumitomo Light Metal Technical Reports*, 40 (1990), 268.
- 4) Yoshinari Kikuta, Shin Tsuchida and James E. Prichard : *Sumitomo Light Metal Technical Reports*, 39 (1998), 60.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-595)

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 69-72

TECHNICAL PAPER

Fatigue Properties of Brazed Aluminium Honeycomb Panels

Hideo Mizukoshi Kenji Yamada
Hideto Okada and Eiji Imoto

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

Fatigue Properties of Brazed Aluminium Honeycomb Panels*

Hideo Mizukoshi**, Kenji Yamada***,
Hideto Okada** and Eiji Imoto****

Honeycomb panel has many fracture modes due to the load conditions, and fracture modes of honeycomb panel are roughly divided to face plate fracture and honeycomb core fracture. The fracture strength of honeycomb core is generally inferior to that of face plate. The out-of-plane shear fatigue test of a brazed aluminium honeycomb panel was carried out, and the fatigue strength of honeycomb core was investigated. When the fatigue strength is evaluated by using maximum shear stress, the difference of shear fatigue strength between core-direction L and W disappears. Therefore, if we can grasp characteristics of base material, fracture strength of face plate and honeycomb core, it is able to estimate the fracture strength and fatigue strength of honeycomb panel of various fracture modes, and handle a brazed aluminium honeycomb panel the same as ordinary materials.

1. Introduction

Honeycomb panels have been used for various structural applications because of their excellent properties, such as panel flatness, high rigidity and light weight. Since a brazed aluminium honeycomb panel (BP) is produced by brazing aluminium face plate and aluminium honeycomb core in vacuum atmosphere, it has weldability and bendability, which is different from an adhesive honeycomb panel. Therefore, BP has been adopted in roof, canopy, curtain-wall for building, and the body structure of express train such as series 500 shin-kansen super express¹⁾. When BP will be used as a structural member, it is important to grasp its fatigue properties. Fatigue properties of BP, however, have been little investigated^{1,2)}. A honeycomb panel is a kind of structure itself. Honeycomb panel has

many fracture modes due to the load conditions, and fracture modes of honeycomb panel are roughly divided to face plate fracture and honeycomb core fracture. The fracture strength of honeycomb core is generally inferior to that of face plate. In this paper, the out-of-plane shear fatigue test of BP was carried out, and the fatigue strength of honeycomb core was investigated.

2. Experiment

2.1 Test panel

The schematic illustration of honeycomb panel is shown in Fig. 1. BP consists of two face plates and honeycomb cores which have vent holes. Face plates of the honeycomb panel are made of aluminium brazing sheet 6951/4045. Honeycomb cores are made of aluminium sheet 6951. Where, L direction is longitudinal core direction, and W direction is vertical direction. Fig. 2 shows the dimensions of test panel. Panel height, which includes two face plate thickness, is 30mm, and honeycomb core cell size is also 30mm. There are typical dimensions of BP for the body structure of series 500 shin-kansen super express. Table 1 shows the tensile properties of the face plate.

* Main part of this paper was presented at 5th Japan International SAMPE Symposium & Exhibition (October 28-31, 1997, Tokyo).

** No.4 Department, Research & Development Center.

*** Extrusion & Drawing Technology Section, Extruded Products Division.

**** Design Technology Department, Urban Engineering Division.

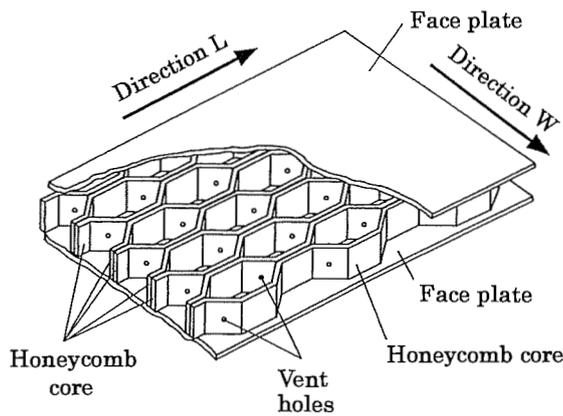
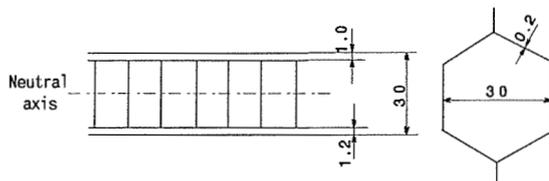


Fig. 1 Schematic illustration of brazed honeycomb panel.



Panel height (mm)	30
Cell size (mm)	30
Face plate thickness (mm)	1.2/1.0
Core thickness (mm)	0.2

Fig. 2 Dimensions of honeycomb panel.

Table 1 Tensile properties of face plate.

Direction	Tensile Strength (N/mm ²)		Elongation (%)
	YS	UTS	
L	175	220	10
W	180	227	9

Table 2 4-points bending fatigue test conditions.

Support span (mm)	300
Load span (mm)	100
Test temperature (°C)	23
Stress ratio	0.1
Test frequency (Hz)	10

2.2 Fatigue test conditions

4-points bending type shear fatigue tests of honeycomb panel were performed by using a servo-hydraulic fatigue testing machine, and the out-of-plane shear fatigue strength of BP has been investigated. Both core-direction L and W are taken to the parallel direction to the

bending axis. The fatigue test conditions are shown in Table 2. Fatigue tests were carried out at room temperature under load control mode at a frequency 10Hz. Fig. 3 shows a situation of the fatigue test. The shape and size of specimen are shown in Fig. 4. The specimen width is 95mm for core-direction L, and 104mm for core-direction W, which include at least three honeycomb cells respectively. Moreover, the thicker face plate of BP, which is 1.2mm thickness, was set up at compression side of bending.

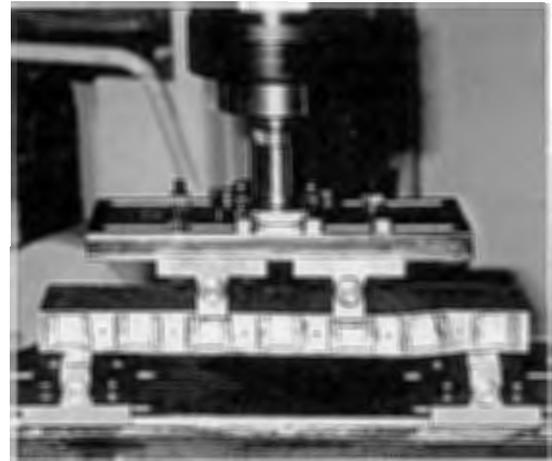
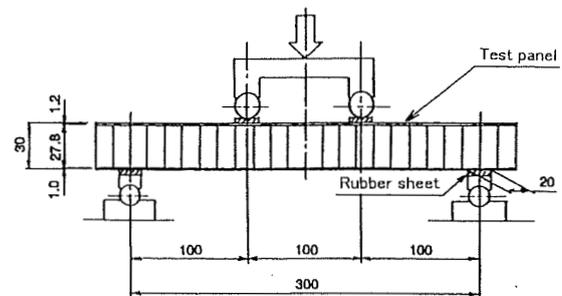
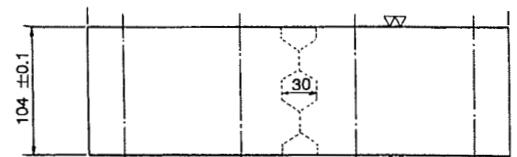


Fig. 3 Situation of fatigue test.



(a)Honeycomb core direction L



(b)Honeycomb core direction W (mm)

Fig. 4 Shape and size of test panel.

3. Results and Discussion

L-N curves of the fatigue tests are shown in Fig. 5. The vertical axis is the maximum shear load for unit length. L-N curve of core-direction L is much higher than that of core-direction W. When fatigue strength will be estimated by using maximum shear load, it has the difference between core-direction L and W. Fatigue strength of core-direction L at 10^7 cycles is 14 N/mm, and core-direction W is 7.8N/mm. The shear stress of honeycomb core is calculated by using the method of Takeshima and his group³⁾. They have investigated static strengths of honeycomb panels experimentally and analytically. Fig. 6 shows an unit area of honeycomb panel. The unit length of core-direction L is $b/2$ (b is honey-

comb core cell size), and core-direction W is $\sqrt{3}b/2$. The shear stress of the honeycomb core has been calculated as follows:

$$\tau_L = \pi \{ (3.09E\sigma_y) / (1 - \nu^2) \}^{1/2} (t_c/b)^2 \quad (1)$$

$$\tau_W = (\pi/\sqrt{3}) \{ (3.09E\sigma_y) / (1 - \nu^2) \}^{1/2} (t_c/b)^2 \quad (2)$$

where, E is an elastic modulus, σ_y is 0.2% proof stress, ν is Poisson's ratio, and t_c is a thickness of honeycomb core. Table 3 shows the static shear strength of honeycomb panel, which is investigated by static 4-points bending test. Fig. 7 shows S-N curves of fatigue tests, where the vertical axis is the maximum shear stress. Fig. 7 also shows the fatigue test results of base material. Table 4 shows the fatigue strength at 10^7 cycles. When the fatigue strength is evaluated by using maximum shear load, the shear fatigue strengths of honeycomb panel are different due to honeycomb core-direction. Accordingly, in the case of shear fracture of honeycomb core, honeycomb

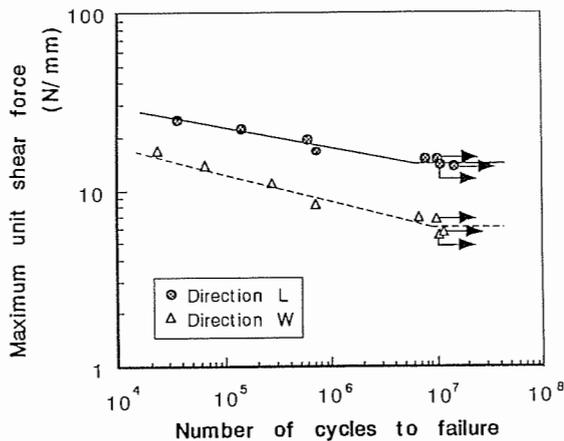


Fig. 5 Fatigue test results (L-N curves).

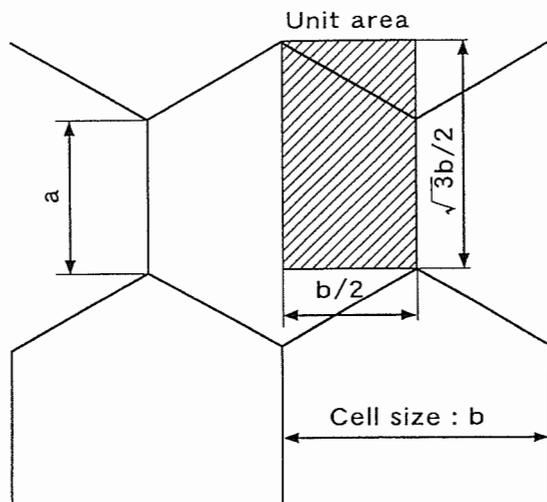


Fig. 6 Unit area of honeycomb panel.

Table 3 Shear strength of honeycomb panel.

Direction	Shear strength (N/mm ²)
L	213.8
W	214.4

Table 4 Fatigue test results.

Direction	Base material	Honeycomb core
	Maximum stress (N/mm ²)	Maximum shear stress (N/mm ²)
L	110	38
W	115	36

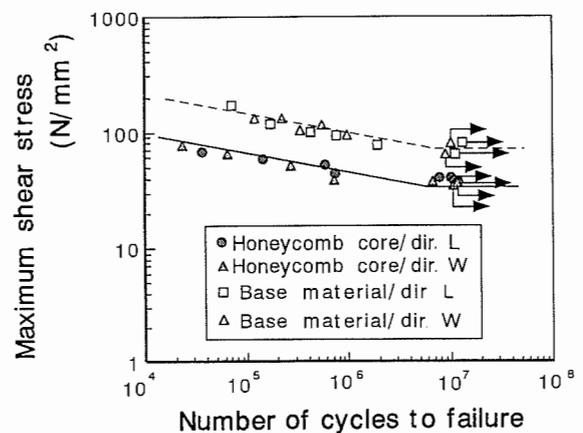


Fig. 7 Fatigue test results (S-N curves).

panel is an anisotropic material, and it is due to honeycomb core structure.

On the other hand, when the fatigue strength will be evaluated by using maximum shear stress, the difference of shear fatigue strengths between core-direction L and W disappears. The shear fatigue strength and static shear strength of honeycomb core are 37 N/mm² and 214N/mm² respectively, so fatigue ratio is 0.17. The shear fatigue strength of honeycomb core is about 33% of base material. Therefore, the shear fatigue strength of honeycomb core is inferior to the strength of face plate fracture mode. For designing honeycomb panel structure, however, there is no design that shear fracture of honeycomb core precedes other fracture mode, such as face plate fracture mode. Because they cannot use honeycomb panels effectively.

As before mentioned, honeycomb panel is a kind of structure itself, and it has stress concentrated parts, such as connecting position between face plate and honeycomb core. Until now, however, it is found that the effect of stress concentration is not so remarkable. There are many fracture modes due to the loading conditions for honeycomb panels, and fracture modes are roughly divided to face plate fracture mode and honeycomb core fracture mode. When we can grasp the material properties of base material, it is able to predict the fracture load and fatigue strength for various fracture modes by using essential elastic theory and buckling theory. When we can grasp the fatigue strength of base material and honeycomb core, it is also able to predict the fatigue strength of honeycomb panel. Therefore, it would be able to handle BP as a

base material, the same as ordinary wrought materials.

4. Conclusions

Shear fatigue tests of brazed aluminium honeycomb panels are conducted with attention to shear fatigue strength of honeycomb core. The results are described below.

(1) When the fatigue strength is evaluated by using maximum shear stress, the difference of shear fatigue strength between core-direction L and W disappears. Therefore, it is able to handle the shear strength of honeycomb panel the same as those of ordinary materials.

(2) The shear fatigue strength of honeycomb core is 37N/mm², and a fatigue ratio is 0.17.

(3) The shear fatigue strength of honeycomb core is about 33% of the strength of face plate fracture mode.

(4) When we can grasp the material properties of base material, the fracture stress of face plate, and the fracture stress of honeycomb core, it is able to predict the fracture load and fatigue strength of honeycomb panel for various fracture mode by using essential elastic theory and buckling theory. It would be able to handle BP as a base material the same as ordinary wrought materials.

References

- 1) S. Yamaguchi, K. Okuto, and H. Irie : Sumitomo Light Metal Technical Reports, 34 (1993), 41.
- 2) M. Kobayashi, S. Takahashi, M. Kageyama, and T. Hatayama : Proceeding of the 90th Japan Institute of Light Metals, Kyoto, (1996), 57.
- 3) Y. Takeshima and K. Hirata : Sumitomo Light Metal Technical Reports, 27 (1986), 50.

住友軽金属技報 第39巻 第1号 (1998) 73-78

論文

北海道における青水問題発生地域での
内面 Sn 被覆銅管の性能

山田 豊 伊藤 順一
渥美 哲郎 永田 公二

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 73-78

Performance of the Tin Coated Copper Tube
against Cuprosolvency Problem "Blue water"
in the East of Hokkaido

Yutaka Yamada, Jun-ichi Ito, Tetsuro Atsumi and Koji Nagata

論文

北海道における青水問題発生地域での 内面 Sn 被覆銅管の性能*

山田 豊** 伊藤 順一***
渥美 哲郎**** 永田 公二*****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 73-78

Performance of the Tin Coated Copper Tube against Cuprosolvency Problem "Blue water" in the East of Hokkaido

Yutaka Yamada, Jun-ichi Ito, Tetsuro Atsumi and Koji Nagata

In the east of Hokkaido, the cuprosolvency problem due to the dissolution of copper has been occurring in cold and hot water plumbing system (once-through) of private house. To solve this problem, we have investigated the cause of general dissolution of copper and evaluated the performance of the tin coated copper tube in the actual plumbing.

The cuprosolvency problem is related to the seasonal decrease of pH value of water through the year. Namely, general dissolution increase with decreasing pH at 6.2-6.5. Under the water quality in this area, the tin coated copper tube shows high anti-cuprosolvency and this property has being maintained over three years. Cuprosolvency problem was solved by partial replacement of existing copper tube with the tin coated copper tube, for example more than 60% in the plumbing ratio.

1. 緒 言

建築配管に使用される銅管の管内面には、一般に通水とともに亜酸化銅、酸化銅、塩基性炭酸銅やオルト珪酸銅等の安定な皮膜が生成し、これに伴い腐食速度が低下し、水中への銅イオン溶出量も小さくなる。ところが、pHが低くなるとこれら化合物の溶解度が高くなる為、銅の水中への溶出量が多くなり¹⁾²⁾、いわゆる「青水」問題が生じる。銅イオン溶出量を抑制する方法としてNaHCO₃等を添加してpHを上昇させることが有効であると報告されている²⁾。しかしながら、水処理による対策は設備上、あるいは費用の面から、その適用に限界があり、材料面からの対策が望まれていた。筆者らは管内

面に厚さ1~2μm前後の純Snを均一に被覆処理した耐食性銅管(内面Sn被覆処理銅管)を開発し、種々の腐食問題に対し適用してきた^{3~5)}。

北海道道東地区の戸建住宅において、一過式給水、給湯銅配管に「青水」問題が生じており、この問題の早急な解決が望まれていた。まず、本地区における「青水」発生状況を水のpHとの関係で整理し、次いで、本地区の既築建物に内面Sn被覆処理銅管を実配管し、その実用性を評価した。

2. 実験方法

2.1 内面Sn被覆処理銅管の配管と既設銅管の調査

道東A市内の3戸の戸建住宅(以後、建物A~Cと記す)に外径22.22mm及び15.88mmの内面Sn被覆処理銅管を実配管し、1993年9月から1994年9月まで1ヵ年試験をおこなった。また、配管後3.5ヵ年経過時に追跡調査も実施した。実配管した内面Sn被覆処理銅管

* 伸銅技術研究会誌 34 (1995), 107 に主要部を掲載
** 研究開発センター 第一部, 工学博士
*** 研究開発センター 第三部
**** 研究開発センター 第一部
***** 研究開発センター, 工学博士

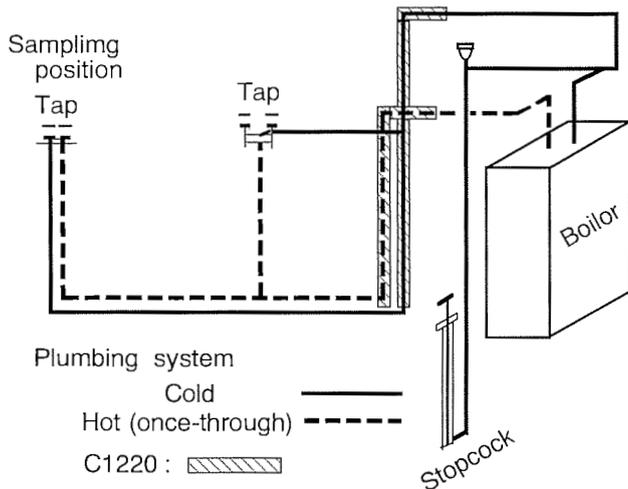


Fig. 1 Schematic diagram of actual plumbing test.

の配管状況を建物Cの場合を、一例として、模式的に Fig. 1 に示す。建物Cの給水、給湯配管は、ボイラーを経由し並列して配管されており、埋設部分と露出部分よりなる。今回の試験においては工事し易い給水、給湯配管の露出部に限って、内面Sn被覆処理銅管に取替えた。各戸の全配管長に占める内面Sn被覆処理銅管の配管率は建物Aで83%、建物Bで63%、建物Cで59%であり、比較の建物Dで0%である。なお、比較の建物Dは試験開始とほぼ同時期に新築された戸建住宅である。また、各建物の蛇口は Fig. 1 に示すような混合栓方式のものであり、採水は流し台部分に据え付けられた蛇口からおこなった。

本地区での銅配管にどのような腐食が生じているか調査する為に、内面Sn被覆処理銅管の配管と同時に抜かれた3カ年使用済の給水配管用りん脱酸銅管の一部を試料とした。

2.2 水のpH及び銅イオン溶出量の測定

各建物の流し台部分にある混合栓から給水、給湯配管内に8時間滞留した水を採取し、銅イオン量を原子吸光度法で、pHをガラス電極法で測定した。なお、水のpHは採水後直ちに測定した。

3. 調査結果及び考察

3.1 既設銅管の内面状況

Fig. 2 に道東A市内の某戸建住宅の給水配管から抜管した既設銅管の内面及び断面状況を示す。既設銅管内面には顕著な皮膜の生成は認められず、指で擦ると除去することができる緑青色の腐食生成物が薄く付着している程度であった。そして、水洗すると、管内面全体に深さ約0.05mmの全面腐食が観察された。また、孔食の徴候は全く観察されなかった。

3.2 水のpH変化と既設銅配管の銅イオン溶出量

Fig. 3 に道東A市における年間の水のpH変化とその

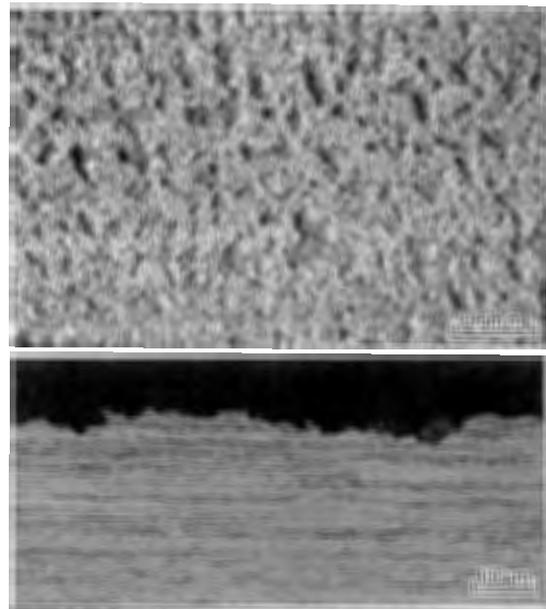


Fig. 2 Appearance of inner surface and cross section of copper tube used for three years.

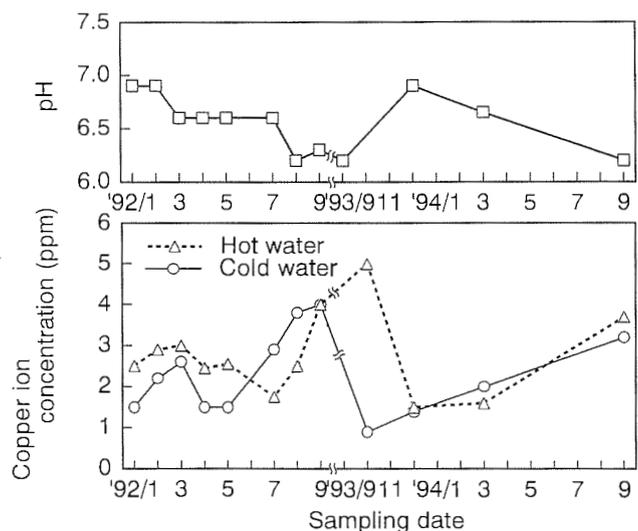


Fig. 3 Variation of pH and copper ion concentration of tap water in A city.

時の給水、給湯配管の銅イオン溶出量を示す。pHは12月頃より3月にかけて7から6.5と漸減傾向を示し、その後7月頃まではほぼそのまま推移した後、8月頃に6.2まで低下している。このpH変化に伴い銅イオン溶出量は7月頃まで2ppm近傍を推移し、8月頃から急激な増加を示し、最高5ppmに達した。このことから、道東での「青水」は水質のpH変化が著しく関係することが確認された。また、Table 1 に示すように、道東A市の水質は「青水」問題が生じていない北海道内B、C、D市に比較して、各イオンで顕著な差は認められない。更に、「青水」問題が生じている東海地方E市と比較すると各

Table 1 Typical chemical analysis of tap water at A,B, and C city in Hokkaido and D city in Tokai district.

Item	B City	C City	D City	A City	E City
pH	6.9	6.8	6.7	6.8 (6.2~7.0)	6.5
Conductivity ($\mu\text{S}/\text{cm}$)	185	74	120	190	70
Total hardness (CaCO_3 ppm)	54	12	—	42	30
Ca hardness (CaCO_3 ppm)	45	3	—	27	7
M alkalinity (CaCO_3 ppm)	11	4	—	25	11
HCO_3^- (ppm)	13	5	5	31	13
SO_4^{2-} (ppm)	100	7	29	26	6
Cl^- (ppm)	9	17	5	16	10
Fe (ppm)	0.05	0.6	—	<0.05	—
SiO_2 (ppm)	41	6	—	46	10

イオン量とも多いが、pHはほぼ同等である。このことから道東A市の「青水」発生は水質のpH変化の影響であるものと判断された。

3.3 内面 Sn 被覆処理銅管配管後の銅イオン溶出量

内面 Sn 被覆処理銅管は pH6.5 以下と低い 9 月に前記の配管率で建物 A, B 及び C の給水, 給湯配管に既設銅管と取替えて配管した。これら建物の配管において, 取替直前の銅イオン溶出量は 0.5~2.0ppm であったものが, 取替直後では 0.08~0.15ppm と取替直前の 1/4~1/20 に大きく低下した。

取替後の銅イオン溶出量の経時変化を水の pH 変化と共に, Fig. 4 に示した。なお, 取替後 3.5 カ年経過時の追跡調査における測定値も併せて示した。内面 Sn 被覆処理銅管を配管した建物 A, B 及び C の給水・給湯配管の銅イオン溶出量は 1 年間の試験期間を通じ, pH が変化しても安定で, 取替直後の値とほぼ同程度の値で推移した。この状況は取替後 3.5 カ年経過した時点においても同様であった。一方, すべてりん脱酸銅管 (JIS H3300 C1220) で配管された建物 D の銅イオン溶出量は 1 年間を通じ, 1.5~4.0ppm と著しく高い値を示し, 3.5 カ年経過時においても 1.0ppm と, 初期に比較して低下はするものの, 依然として高い値を示した。そして, これら銅イオン溶出量は水質 pH に依存するものであった。なお, 試験開始 1 カ月後の給水配管の銅イオン溶出量が 1ppm 以下と低い値となっているが, pH 及び給湯配管の銅イオン溶出量を考慮すれば, 5ppm 前後の高い銅イオン溶出量が推定される。本給水配管の滞留水採水時に, 先に採水し銅イオンを含まない状態となっている給湯水が給水に混入した可能性が高い。

青水の対策材として評価した内面 Sn 被覆処理銅管は通水初期から銅イオン溶出抑制の顕著な効果が認められ, 内面 Sn 被覆処理銅管が, 水の pH 変化に対し安定であ

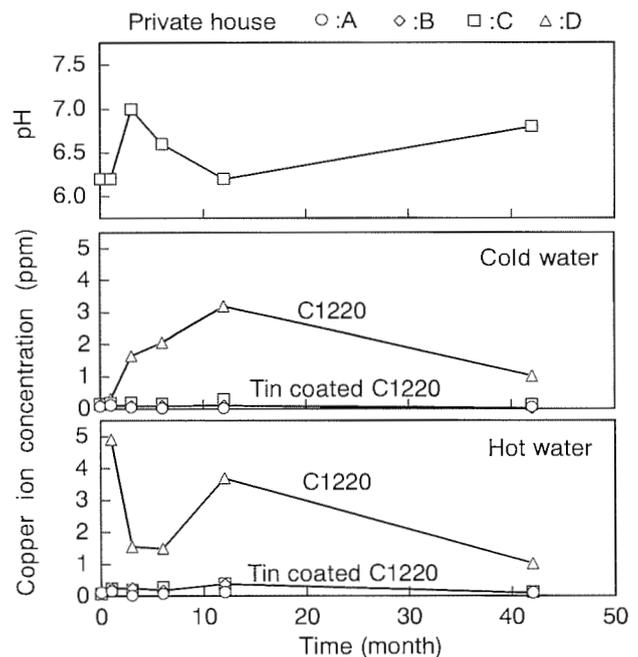
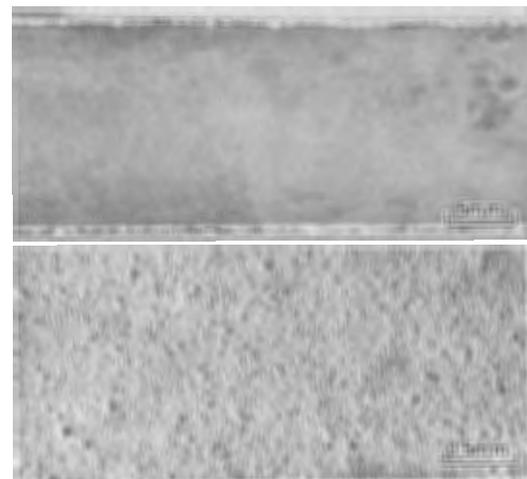
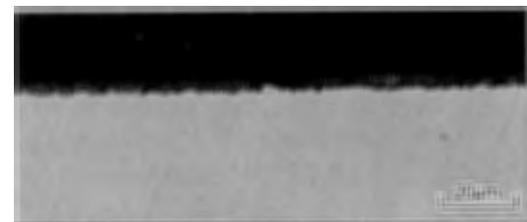


Fig. 4 Variation of pH and copper ion concentration of tap water at private houses.



(a) Inner surface



(b) Cross section

Fig. 5 Appearance of inner surface and cross section of the tin coated copper tube used for three and a half years.

ることを示している。この効果は淡水環境下において Sn は銅に比較して広範囲の pH 域において SnO_2 として安定であることによるものと考えられる⁴⁾⁶⁾。

試験開始から 1 カ年後の内面 Sn 被覆処理銅管の内面

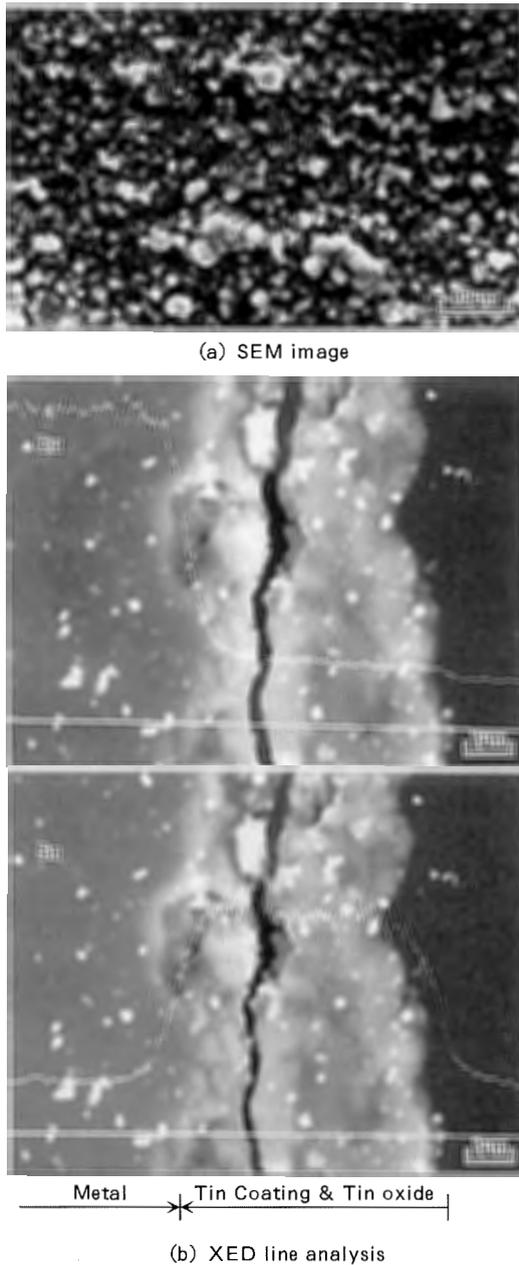


Fig. 6 SEM images of inner surface and EDX analysis of cross section of the tin coated copper tube used for three and a half years.

は灰白色を呈し、腐食の発生もなく、極めて安定した状態であった。3.5カ年経過後の追跡調査における内面Sn被覆処理銅管の内面及び断面状況をFig. 5に示す。内面Sn被覆処理銅管内表面は白灰色、あるいは黄褐色を呈し、水洗すると灰色を呈していた。また、断面において、腐食した状況は全く観察されず、Fig. 6に表面SEM像と共に示した断面EDX線分析結果よりSn膜の十分な残存を確認した。内面Sn被覆処理銅管の性能は、長期的に維持されるものと考えられた。

3.4 配管率と銅イオン溶出抑制効果の関係

Fig. 7に内面Sn被覆処理銅管配管率（以後、配管率

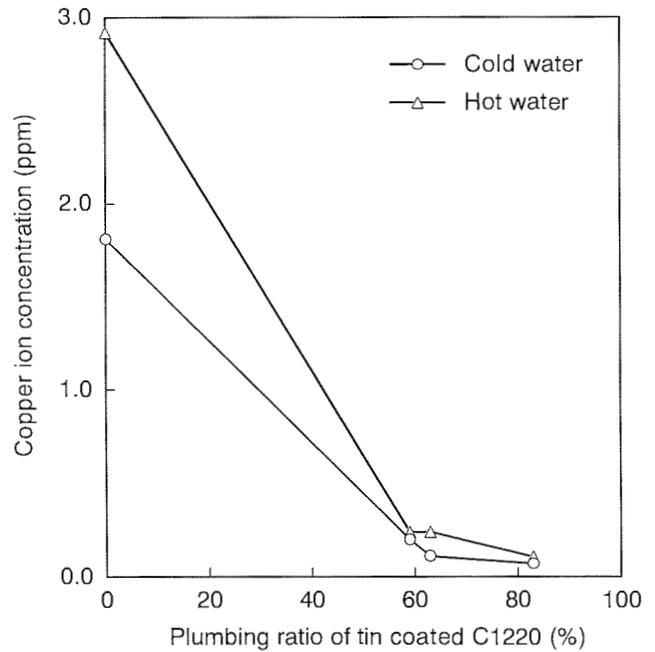


Fig. 7 The relationship between average copper ion concentration and plumbing ratio of the tin coated copper tube in actual plumbing test.

と記す)と年平均銅イオン溶出量の関係を示す。内面Sn被覆処理銅管を59及び63%配管した建物B及びCの銅イオン溶出量は0.1~0.2ppm、83%配管した建物Aでは0.1ppm以下、比較の建物Dでは1.5~2.0ppmである。全配管の約60%を内面Sn被覆処理銅管で配管すると、顕著な銅イオン溶出抑制効果がみられ、これ以上配管率を増しても銅イオン溶出抑制効果はさほど増大していない。銅イオン溶出量と配管率との間には比例関係にあるものと考えられたが、Fig. 7に示すように配管率59%~83%の実配管では銅イオン溶出量が軽微であって、両者の関係は明らかでない。

この点を明らかにする為に、実験室試験にて配管率を広範囲に変えて、銅イオン溶出量を調べた。供試管に外径15.88mm、肉厚0.71mmの内面Sn被覆処理銅管とりん脱酸銅管を用い、配管率を0、40、50、60、80、100%となるようにソケット継手を用いて、繋ぎ箇所1か所にて接合長さ500mmに調整した。内面Sn被覆処理銅管を下流側とし、流速0.2m/sにて名古屋市水を連続48時間通水し、その後60℃の試験水を充滿させ、室温に24時間放置後採水し、銅イオン溶出量を測定した。この操作を3回繰り返しおこなった。また60℃の試験水のpHを炭酸ガスにて6、6.5及び7に調整したものについて同様な実験をおこなった。Fig. 8に配管率と銅イオン溶出量の関係を示す。pH6では、実配管と類似の結果を示した。すなわち、配管率0%で1.8ppmと極めて高い値を示したものが、配管率の増加とともに銅イオン溶出量は直線的に減少し、配管率60%で0.2ppmに至った。

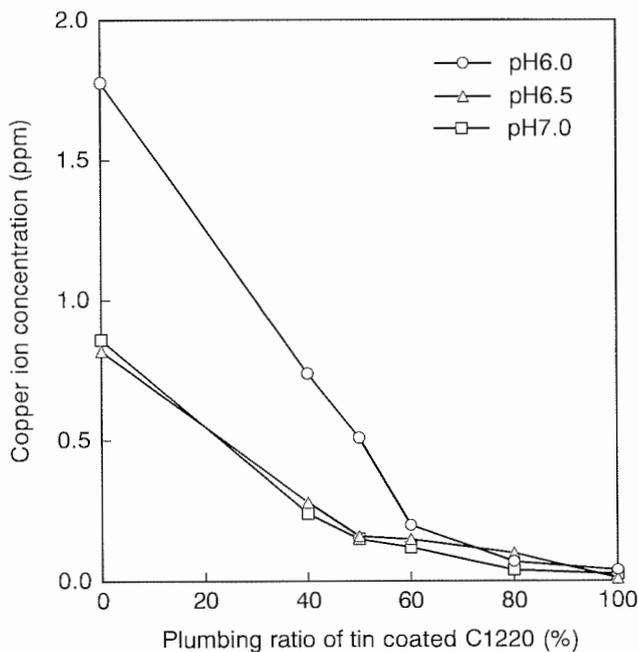
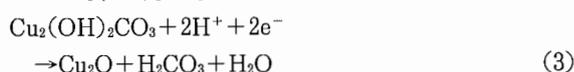
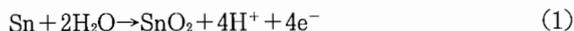


Fig. 8 The relationship between average copper ion concentration and plumbing ratio of the tin coated copper tube in several pH solution in the laboratory test.

それ以上の配管率では減少するものの、その減少値は僅かであった。一方、pH6.5及び7における銅イオン溶出量は、配管率50%で著しく減少する傾向を示した。

内面 Sn 被覆銅管の配管率と銅イオン溶出量の関係において、所定配管率における銅イオン溶出量が単純な面積比率から推測される値よりも大巾に抑制され、かつ配管率50~60%を境に著しく抑制される現象について考察した。まず、Sn及びSnO₂はpH6~7の淡水中においてCuよりも常に卑な電位にあることから⁷⁾、SnあるいはSnO₂による陰極防食作用による銅イオン溶出抑制効果が考えられた。しかし、その防食範囲は比較的狭い範囲に限定され、上記のような著しい抑制効果を説明するには十分でない。次に、(1)、(2)及び(3)式に示す溶液中でのSn及びCuの反応による影響について考えてみた。



すなわち、SnがSnO₂を生成する陽極反応とCu²⁺からCu₂(OH)₂CO₃が生成し、さらにこれが還元されてCu₂Oが生成する陰極反応が考えられる。そして、pHあるいはCuとSnの示す混成電位によっては、生成したCu₂OがCuとなることも考えられる⁸⁾。このことから、溶液中で一旦溶出した銅イオンは(1)~(3)の腐食反応の結果、酸化物あるいは金属銅として再析出し、その結果銅イオ

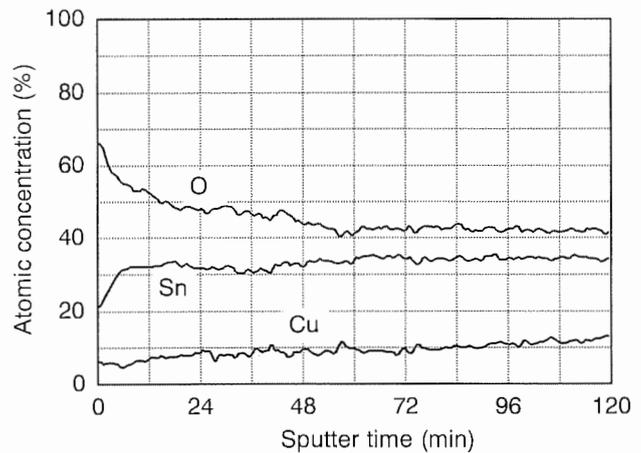


Fig. 9 Depth profiles of Sn, Cu, and O of the tin coated copper tube tested at private house C for one year analyzed by AES.

ン溶出量としては減少したものと解釈される。このことを検証すべく、1年間通水試験した内面 Sn 被覆処理銅管内面表層部をオージェ分析した。結果を Fig. 9 に示した。Sn膜表層部にはO、Sn、Cuが検出され、上述で考察したCuあるいはCu₂Oの析出が示唆された。

4. 結 論

北海道道東地区での「青水」発生要因と内面 Sn 被覆処理銅管の性能調査結果をまとめると次の通りであった。

(1) 北海道道東地区の年間の給水のpHは6.2~7.1の範囲で変化し、特にpH6.2まで低下した時に銅イオン溶出量の顕著な増加がみられた。ここでの「青水」問題は水質のpHが関係しているように考えられた。

(2) このような環境でも内面 Sn 被覆処理銅管は銅イオン溶出に対して十分な抑制効果を発揮し、3.5ヵ年経過後においても、銅イオン溶出量はりん脱酸銅管の1/6~1/20であった。そして、抜管調査の結果、被覆Sn層の十分な残存が確認され、銅イオン溶出抑制効果は長期にわたり維持するものと考えられた。

(3) 実建物、特に既設建物において、給水・給湯銅配管の青水防止の為に内面 Sn 被覆処理銅管で取替える場合、6割程度の配管率で十分銅イオン溶出抑制効果が得られることが明らかになった。

なお試験実施にあたり、多大なる協力を頂いた関係者各位に、改めて謝意を示す。

参 考 文 献

- 小玉俊明, 藤井哲雄, 馬場晴雄: 防食技術, 30 (1981), 462.
- 山内重徳, 佐藤史郎: 防食技術, 30 (1981), 469.

- 3) 最近の配管材料, 建築設備と配管工事増刊号, 31 (1993), 110.
- 4) 山田 豊, 渥美哲郎, 伊藤順一, 永田公二: 本誌, 35 (1994), 151.
- 5) 渥美哲郎, 山田 豊, 伊藤順一, 永田公二: 伸銅技術研究会誌, 33 (1994), 48.
- 6) M. Pourbaix : *ATLAS OF ELECTROCHEMICAL EQUILIBRIA IN AQUEOUS SOLUTIONS*, Pergamon Press (1966).
- 7) 山田 豊, 伊藤順一, 渥美哲郎, 永田公二: 第41回腐食防食講演集 (1994年10月, 於松山), B-201, 173.
- 8) P. Doby : *The Thermodynamic Properties of Aqueous Inorganic Copper Systems*, INCRA Series on The Metallurgy of Copper IV, New York, (1977), 35.

住友軽金属技報 第39巻 第1号 (1998) 79-84

論 文

開放系蓄熱槽冷温水下における
空調機用銅管の孔食について

山 田 豊 渥 美 哲 郎
森 明 久 畑 中 隆 一
中 尾 信 之

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 79-84

Pitting Corrosion of Copper Coiled Tubes
in the Air Conditioning System having
the Open Heat Storage Water Tank

Yutaka Yamada, Tetsuro Atsumi, Akihisa Mori, Ryuichi Hatanaka
and Nobuyuki Nakao

開放系蓄熱槽冷温水下における 空調機用銅管の孔食について*

山 田 豊** 渥 美 哲 郎***
森 明 久**** 畑 中 隆 一****
中 尾 信 之****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 79-84

Pitting Corrosion of Copper Coiled Tubes in the Air Conditioning System having the Open Heat Storage Water Tank

Yutaka Yamada, Tetsuro Atsumi, Akihisa Mori, Ryuichi Hatanaka
and Nobuyuki Nakao

Pitting corrosion of copper coiled tubes has been experienced in the air conditioning system having the open heat storage water tank. Although the morphology of the pitting was similar to type 1 pitting corrosion in plumbing copper tubes, the quality of circulating water in the system was different from those in plumbing system and the inner surface of corroded tubes was fully covered with corrosion product occurred for galvanized steel tubes using main plumbing in the air conditioning system.

The factor of the pitting corrosion has been investigated by field test in above actual air conditioning system. The circulating water was more corrosive and contained the fine corrosion-product particles of galvanized steel. The presence of both carbon film and corrosion product of galvanized steel on the copper tubes caused the pitting corrosion. As the pitting corrosion was much influenced by fine corrosion-product particles of galvanized steel rather than carbon film on inner surface of copper tube, pitting corrosion was reduced by entrapping the fine corrosion-product particles of galvanized steel in the circulating water with fine mesh filter.

1. 緒 言

開放系蓄熱槽に貯水された冷温水が銅管内に循環するエアハンドリングユニットやファンコイルユニットの空調用熱交換器は、一般にLWC(レベルワインドコイル)より繰り出した軟質銅管をヘアピン加工後、拡管加工によりアルミフィンと一体化させたもので、循環する冷温水により冷暖房がおこなわれる。銅管内面に生じる腐食問題はそのほとんどが孔食に限られる。孔食形態は建築

用銅管で報告されているI型孔食、すなわち、孔食部の上に塩基性炭酸銅からなる緑色の盛り上がりを生成し、孔食内部に軟らかい亜酸化銅及び塩化第一銅を含み、また孔食の間口が広いことを特徴とする孔食に類似している。I型孔食はわが国では遊離炭酸の多い地下水を扱う一過式の給水・給湯配管¹⁾、欧州では硬水を扱う一過式の給水配管に生じており^{2,3)}、開放系蓄熱槽式空調システムで経験する孔食の水質及び配管システムはI型孔食とは異なる。また、欧州では銅管内表面のカーボン皮膜がI型孔食の発生に重要な役割を果たすとされているが⁴⁾、わが国のI型孔食とカーボン皮膜の関係は明らかにされていない。

* 材料と環境誌 47 (1998), 723 に主要部を掲載

** 研究開発センター 第一部, 工学博士

*** 研究開発センター 第一部

**** 松下精工株式会社 環境設備事業部

開放系蓄熱槽式空調システムにおいて、使用される冷水水には主配管である亜鉛メッキ鋼管あるいは鋼管の防食用に防錆剤が添加される場合、防錆剤無添加の場合の2種類に分類されるが、いずれの場合にも孔食が経験されている。前者については、これまで幾つかの研究報告がなされ⁵⁻⁸⁾、問題解決の糸口が得られている。一方、後者は銅管内表面のカーボン皮膜が孔食発生の要因と考えられるとの材料側要因の指摘があるのみ⁹⁾、環境側要因も含め問題解決となる報告は見あたらない。そして、経験される孔食は上述したI型孔食の特徴に類似し、かつ銅管内表面には鉄系の腐食生成物と推定される黄土色の物質が堆積していることが多い。管内を流れる水は、補給水となる上水と比較するとpHが8~9と高く、Mアルカリ度も100mg/l前後~数100mg/lと高い。また、蒸発残留物が多い傾向にあり、鉄系の腐食生成物と推定される微粒子が含まれている。

本研究では蓄熱槽水下の孔食について銅管内表面のカーボン皮膜の影響と、環境側の孔食要因として水中に含まれる微粒子に着目して、孔食が発生している実使用環境下において調べた。

2. 実験方法

2.1 供試管

外径 15.0mm × 肉厚 0.5mm × 長さ 2000mm の JIS H3300 C1220 のりん脱酸銅軟質管 (以後、銅管と記す) を用い、管内平均残留C量が No.1 管 ; 2mg/m², No.2 管 ; 3mg/m², No.3 管 ; 5mg/m² 及び No.4 管 ; 0mg/m² とした4種をヘアピン加工したものを供試管とした。管内残留Cは管内表面に付着したカーボン皮膜を定量的に示したものであり、その量は管内の残油を有機溶剤で洗浄除去した後、硝酸と塩酸の混酸溶液で管内面を溶解させて付着Cを捕集し、赤外線吸収法により測定した。

2.2 試験条件

試験はA社工場の開放系蓄熱槽式空調システムの循環系統にバイパス配管を設け、これに供試管を配管し、蓄熱槽で水温が常時 311K に維持された循環系統水 (以後、循環水と記す) を管内に流速 0.12m/s で通水しておこなった。試験は次の2条件とした。また、試験後の孔食数及び孔食深さは銅管内表面のスケールを酸洗除去後、実態顕微鏡及びデプスゲージを用いて測定した。更に最大孔食深さについては、試料を樹脂埋込みし、バフ研磨までおこなった後、光学顕微鏡による断面観察で確認した。

試験1: 孔食発生に及ぼす管内残留C量の影響を調査するため、供試管に No.1~3 管を用い、10 カ月間試験をおこなった。

試験2: 孔食発生に及ぼす水中の微粒子の影響を調査するため、供試管配管部途中にメッシュ 10 μ m のフィル

Table 1 Typical analysis of test water.

	Open heat storage tank water	Circulating water	Filtered circulating water *	Replenishment water
pH	7.9	8.2	8.0	6.3
Conductivity (μ S/cm)	142	152	143	—
Total hardness (CaCO ₃ ppm)	42	46	41	40
Ca hardness (CaCO ₃ ppm)	38	40	37	32
M alkalinity (CaCO ₃ ppm)	48	580	46	15
HCO ₃ ⁻ (ppm)	59	—	56	18
SO ₄ ²⁻ (ppm)	5	6	5	18
Cl ⁻ (ppm)	5	5	6	7
SiO ₂ (ppm)	3	3	3	7
Total Fe (ppm)	<0.1	12	<0.1	<0.1
T.D.S (ppm)	40	1182	43	22

* : Filter mesh : 10 μ m

ターを設置した。供試管に No.3 及び No.4 管を用い、フィルター通過有無の条件で4カ月間試験をおこなった。なお、フィルターは1~2週間毎に交換した。また、照合電極として飽和甘コウ電極を使用し、自然電極電位の連続測定をおこなった。

2.3 試験水水質

Table 1 に蓄熱槽水、循環水、メッシュ 10 μ m のフィルター通過後の循環水及び補給水の水質分析結果を示す。蓄熱槽水と循環水を比較すると、循環水の方がMアルカリ度、全Fe及び蒸発残留物が高くなっている。そして、循環水をメッシュ 10 μ m のフィルターを通過させることで、上記項目の数値は蓄熱槽水のそれとほぼ同等となっている。循環水のMアルカリ度、全Fe及び蒸発残留物の増加は循環水が主配管通過時に取り込む亜鉛メッキ鋼管の腐食生成物 (以後、水中微粒子と記す) の影響によるものと推定された。

3. 実験結果

3.1 試験1

Fig. 1 に No.1~3 管の10カ月試験後の内面及び断面状況、Fig. 2 に孔食数の経時変化を示す。No.2 及び

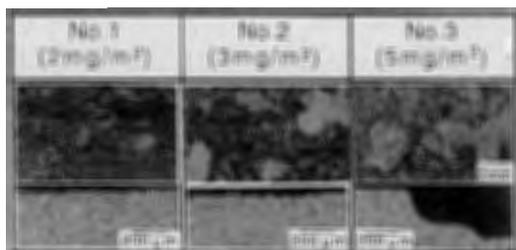


Fig. 1 Surface appearance and cross section of copper tubes tested for 10 months in Test 1.

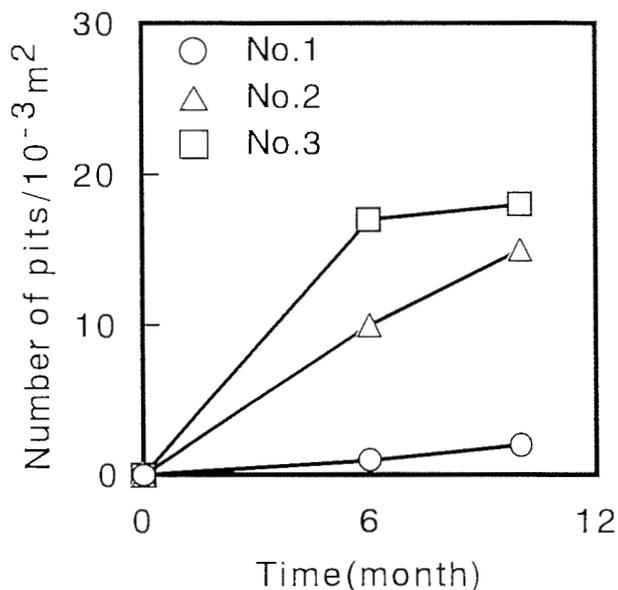


Fig. 2 Variation of number of pits with time in Test 1.

No.3管では、顕著な緑青色マウンドの形成が認められ、その下に孔食の発生が観察された。No.1管では微小な緑青色マウンドの形成とその下に浅い腐食が観察されたに過ぎなかった。そして、No.1からNo.3管と残留C量が多いもの程、孔食数が多く、その経時変化はいずれも増加傾向にあった。No.1及びNo.2管では試験期間の経過とともに直線的な増加を示したが、No.1管の増加程度はNo.2管に比べ、かなり小さかった。No.3管では、試験開始後6カ月間で急激に増加し、その後は緩やかな増加となった。

Fig. 3に最大孔食深さの経時変化を示す。最大孔食深さは試験期間を通じ、No.1, No.2, No.3管の順で残留C量の多い方が深く、その変化はNo.1が最も小さく、試験日数が経過しても僅かであった。No.2及びNo.3管については試験開始後6カ月間で急激に変化し、その後は緩やかとなった。

3.2 試験2

3.2.1 孔食発生状況

Fig. 4にNo.3及びNo.4管の4カ月試験後の内面及び断面状況を循環水フィルター通過有無別に示す。また、Fig. 5に残留C量と腐食深さの関係を示す。残留C量0

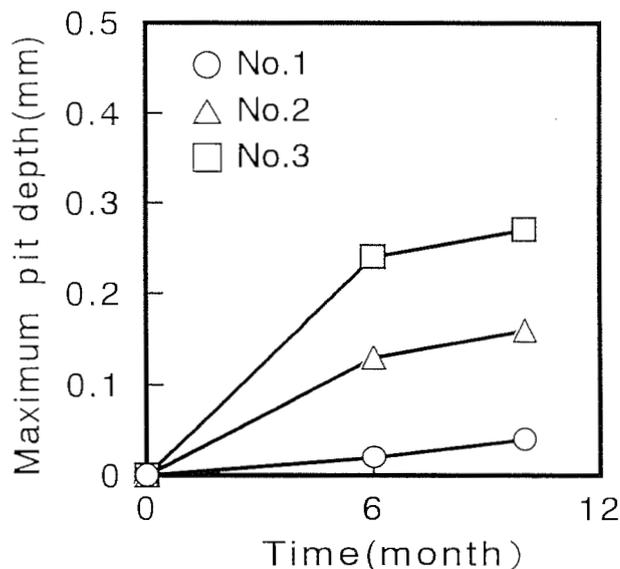


Fig. 3 Variation of maximum pit depth of test tubes with time in Test 1.

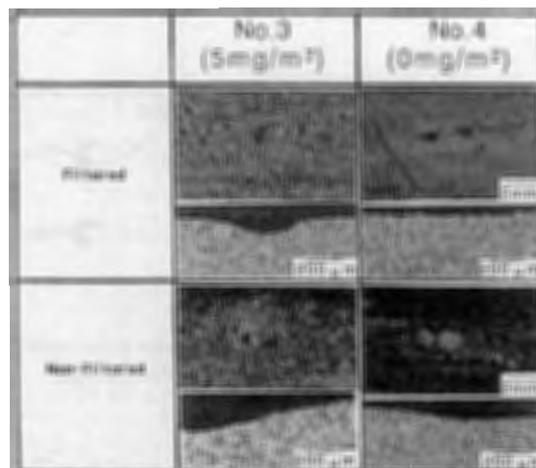


Fig. 4 Surface appearance and cross section of copper tubes tested for 4 months in Test 2.

mg/m²のNo.4管はフィルター通過有無いずれの場合も微小な緑青色マウンドの形成はみられたが、その下は全面腐食に近い腐食形態の浅い腐食のみであった。また、腐食深さにおいても、フィルター通過有無による顕著な差はみられなかった。一方、残留C量5mg/m²のNo.3管では、フィルター通過有無のいずれにも緑青色マウンドの形成とその下の孔食が観察されたが、腐食深さはフィルター通過有が通過無の約1/3とかなり低い値を示していた。フィルター通過有の供試管にも僅かに水中微粒子の付着がみられ、10 μ m以下の水中微粒子をフィルターで完全に除去することはできなかったことが伺えるが、試験結果は孔食発生因子としてカーボン皮膜及び水中微粒子が、孔食の成長因子として水中微粒子が関与することを示すものである。

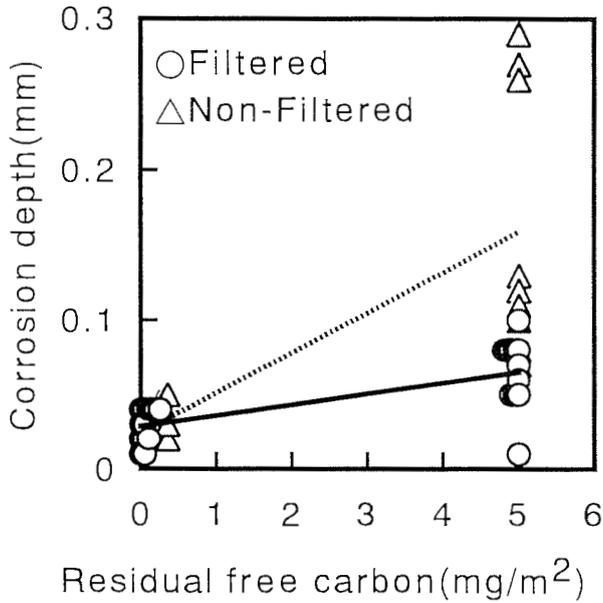


Fig. 5 Effect by removing fine particles in test water on the relationship between corrosion depth and residual free carbon.

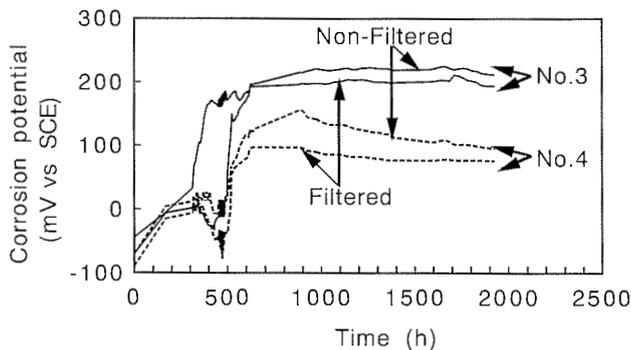


Fig. 6 Corrosion potential change of copper tubes in Test 2.

3.2.2 自然電極電位の経時変化

Fig. 6 に No.3 及び No.4 管の循環水フィルター通過有無の自然電極電位の経時変化を示す。No.3 管について、フィルター通過無の場合、通水初期の自然電極電位は約 -50mV vs SCE 、時間の経過とともに徐々に電位が上昇し、試験開始後 300~400 時間のところで自然電極電位が約 200mV vs SCE まで急激に上昇した。その後、時間が経過しても著しい電位の上昇はみられず、約 220mV vs SCE で推移した。フィルター通過有の場合、フィルター通過無と類似の挙動を示すが、通水初期の自然電極電位は約 -80mV vs SCE 、電位の安定値は約 200mV vs SCE と幾分低めであった。また、急激な電位の上昇は試験開始後 500~600 時間とフィルター通過無より約 100 時間遅かった。一方、No.4 管のフィルター通過有無の通水初期の自然電極電位は $-80\sim-90\text{mV vs SCE}$ 、その後の電位変化は両者とも No.3 管のフィルター

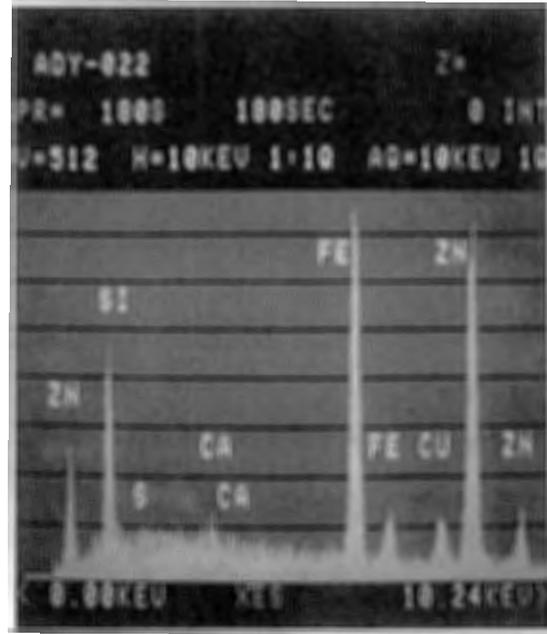


Fig. 7 EDX analysis of fine particles in test water.

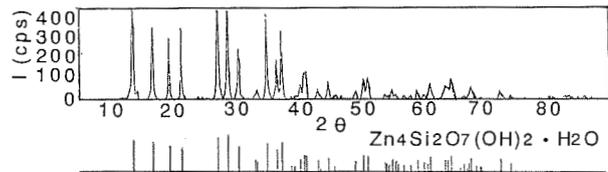


Fig. 8 X-ray diffraction analysis of fine particles in test water.

通過有の場合と同様な挙動を示した。電位の安定値は約 $50\sim100\text{mV}$ 低めで、フィルター通過有が 95mV vs SCE 、フィルター通過無が $100\sim120\text{mV vs SCE}$ であった。

No.4 管のフィルター通過有と無の比較では、フィルター通過無の電位が高く、No.3 管及び No.4 管のフィルター通過有の比較では、No.3 管の電位が高くなっており、電位の上昇に及ぼす水中微粒子及びカーボン皮膜のそれぞれの影響が認められる。更に、No.3 管のフィルター通過無の電位は、すべての試験条件の中で最も高い電位を示し、水中微粒子及びカーボン皮膜の相乗作用が認められた。

3.3 水中微粒子分析結果

水中微粒子の EDX 分析結果を Fig. 7 に、X 線回折結果を Fig. 8 に示す。さらに、Fig. 9 には水中微粒子を樹脂で硬化し、バフ研磨後 EPMA 面分析をおこなった結果を示す。EDX 分析結果では Fe, Zn, Si, Cu が強く認められ、X 線回折ではヘミモルファイト ($\text{Zn}_4\text{Si}_2\text{O}_7(\text{OH})_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$) が同定された。EPMA 面分析結果では Zn, Si 及び Fe が強く検出され、Zn, Si が同位置に、Fe はこれらとは異なる位置に観察された。また、Cu も僅かであるが Zn, Si と同位置に認められた。これら結果

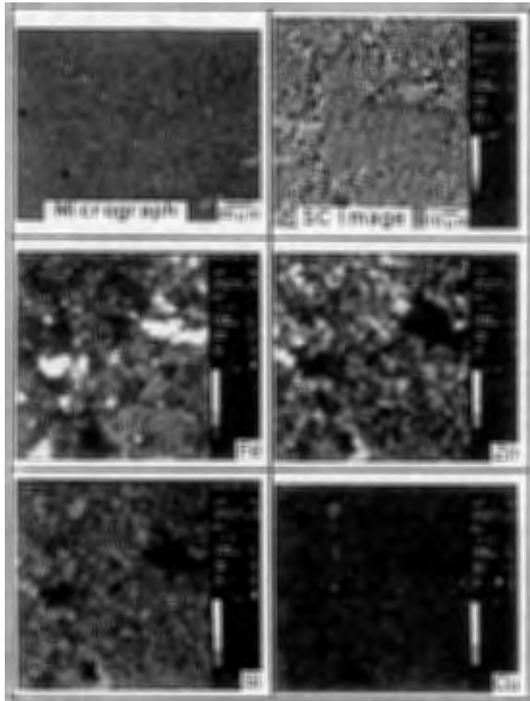


Fig. 9 EPMA analysis of fine particles in test water.

から、水中微粒子は主にヘミモルファイトと鉄酸化物で構成され、この両者が混在したものであると判断された。

4. 考 察

これら結果から、蓄熱槽水下における銅管の孔食は水中微粒子とカーボン皮膜の相乗作用で発生することが明らかとなった。以下に孔食の発生並びに各発生因子の影響について考察した。

試験1及び2で得られた結果を管内残留C量と最大孔食深さの関係で整理し、Fig. 10に示した。循環水のフィルター通過無の最大孔食深さにおいて、試験期間4~6カ月の腐食深さと10カ月後の腐食深さを比較すると、10カ月後の方が僅かに深い程度である。これは残留C量が多く、かつ水中微粒子が存在する場合、孔食が通水開始から数カ月の間に早期に発生し、同時に著しく進行し、その後の進行は遅くなる特徴を示している。このように数カ月後から孔食の進行が遅くなった理由として、孔食の発生とその進行により生成した腐食生成物、すなわち緑青色マウンドが大きく成長し、カソード部が減少したことが関係しているものと考えている。

残留C量が0mg/m²では循環水のフィルター通過有無にかかわらず、最大孔食深さは約0.05mmとほぼ同値である。また、残留C量が2mg/m²で循環水のフィルター通過無でも0mg/m²と同じ腐食深さであり、残留C量が0~2mg/m²の範囲での腐食は残留C及び水中微粒子は両者とも関与せず、水そのものの腐食性に影響を受けていると考えられる。残留C量が2mg/m²以上

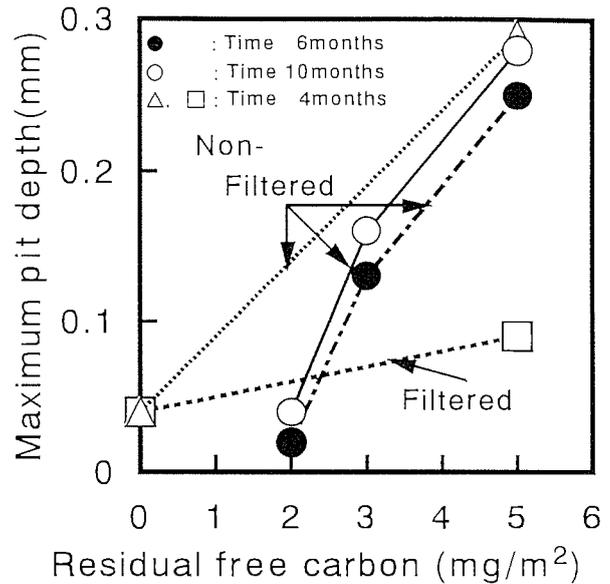


Fig. 10 Relationship between maximum pit depth and residual free carbon in Test 1 and Test 2.

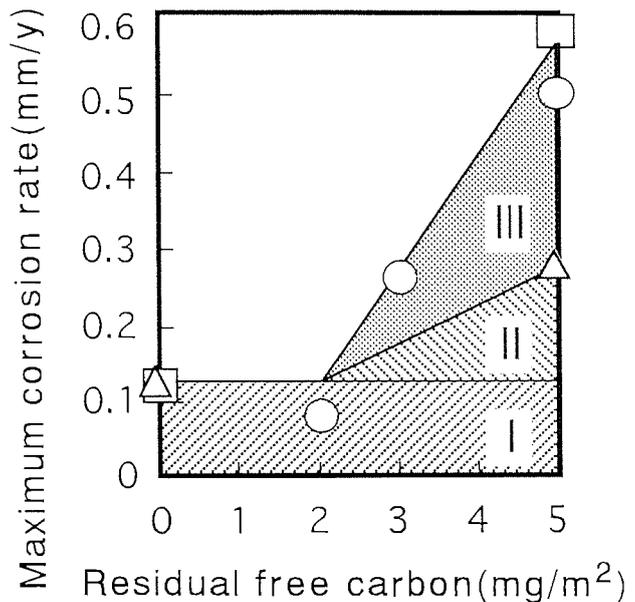


Fig. 11 Schematic of each influence factors on the pitting corrosion.

になると、腐食深さはその量の増加と共に深くなり、かつ水中微粒子の影響を受ける。これら孔食に及ぼす影響因子について、Fig. 11のように3つの領域に分類することができるものと考えられる。なお、Fig. 11は試験1及び試験2で得られた最大孔食深さの腐食速度を求め、残留Cとの関係で整理した結果である。領域Iは水そのものの腐食性が影響する領域（カーボン皮膜無で、かつ水中微粒子が除去された環境での腐食）、領域IIはカーボン皮膜が影響する領域（カーボン皮膜有で、かつ水中微粒子が除去された環境での腐食）、領域IIIは水中微粒

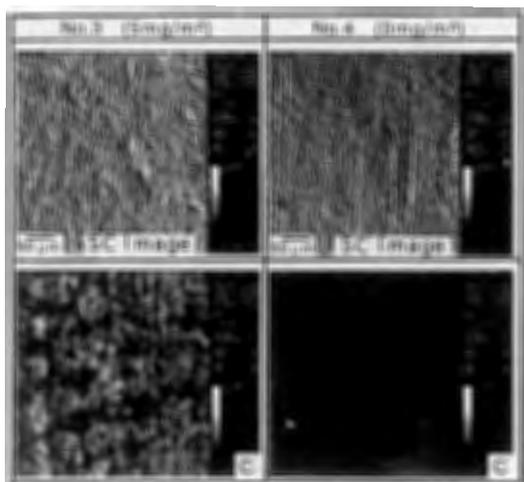


Fig. 12 EPMA analysis of C on surface of copper tubes.

子が影響する領域（カーボン皮膜有で、かつ水中微粒子有の環境での腐食）である。孔食は領域Ⅱに示されるようにカーボン皮膜そのものも影響するが、そこに、水中微粒子の影響が加わることで、領域Ⅲに示した通り著しく促進されている。孔食の発生と進行は水中微粒子とカーボン皮膜の相乗作用によるが、領域Ⅱよりも領域Ⅲの方が広く、また漏水に至るまでの銅管寿命を勘案すると、その影響度は水中微粒子の方が大きいものと考えられる。

自然電極電位の変化でも水中微粒子及びカーボン皮膜の影響は確認されている。No.3 管のフィルター通過有無にかかわらず自然電極電位は 200mV vs SCE を越えているが、最大孔食深さに顕著な差が見られている。これは電位の上昇はカーボン皮膜が、孔食の進行に水中微粒子が関係しているためと考えられる。そして、試験 2 の No.4 管の自然電極電位変化と顕著な孔食が見られなかった状況から、孔食が発生し始める電位は約 100mV vs SCE と考えられた。

上述した水中微粒子とカーボン皮膜の相乗作用による孔食発生について次のように考えた。Fig. 12 に試験 2 に用いた供試管内表面の C の EPMA 面分析結果を示す。残留 C 量が 5mg/m² の銅管表面には C の濃淡が斑に検出され、カーボン皮膜が銅管表面に不均一に生成していることを示している。このような表面状態の銅管が蓄熱槽水と接触した場合、カーボン皮膜部がカソード、銅露出部がアノードとなり腐食反応が起こる²⁾。ここに、酸化物として安定なヘミモルファイトと鉄酸化物を主体とした水中微粒子を含む循環水が通水されると、銅管内面に沈着する。これによって、銅露出部、すなわち銅表面のアノード面積が減少し、かつ水中微粒子沈着部がカソードとなるために孔食が発生し、かつ自然電極電位の上昇もともなう為、その進行も促進されるものと考えられる。

また、残留 C 量が 0mg/m² の EPMA 面分析結果で表面に C が見られない銅管は Fig. 2 に示すように微少な緑青色マウンドの生成は見られるが、局部腐食よりはむしろ全面腐食に近い状況にあることから上述のことが言える。

このように孔食の発生及び進行に対し、水中微粒子の影響が大きいことを示した。この結果を踏まえ、実使用環境下で発生している孔食対策として、水中微粒子を除去するか、主配管である亜鉛めっき鋼管を防食すること及び銅管のカーボン皮膜を残留 C 量で平均 2mg/m² 以下とすることを提案する。

5. ま と め

開放系蓄熱槽式空調システムで使用される空調機用銅管に発生する孔食について検討し、以下のような結果を得た。

(1) 銅管の孔食は水中微粒子とカーボン皮膜の相乗作用により発生することが明らかとなった。

(2) 孔食の発生にはカーボン皮膜と水中微粒子の沈着が、顕著な孔食の進行には水中微粒子が影響するもの判断された。

(3) 自然電極電位の経時変化でもカーボン皮膜及び水中微粒子の影響がみられた。また、孔食の発生電位は約 100mV vs SCE と考えられた。

(4) 孔食対策として、水中微粒子を除去するか、主配管である亜鉛めっき鋼管を防食すること及び銅管のカーボン皮膜を残留 C 量で平均 2mg/m² 以下とすることが有効なものと考えられた。

参 考 文 献

- 1) 浜元隆夫, 渥美哲郎, 河野浩三: 伸銅技術研究会誌, 29, (1990) 101.
- 2) H. S. Campbell: Pro. Soc. Water Treatment & Examination, Vol. 3, (1954) 100.
- 3) V. F. Lucey: BNF Research Report, No. A1838 (1972).
- 4) F. J. Cornwell, G. Wildsmith & P. T. Gilbert: *Galvanic and Pitting Corrosion*, ASTM STP No. 576, (1976), 156.
- 5) 山田 豊, 世利修美, 田頭孝介, 永田公二: 材料と環境, 42 (1993) 558.
- 6) 山田 豊, 世利修美, 田頭孝介, 永田公二: 表面技術, 44 (1993) 753.
- 7) 山田 豊, 世利修美, 田頭孝介, 永田公二: 表面技術, 44 (1993) 172.
- 8) 山田 豊, 世利修美, 田頭孝介, 永田公二: 表面技術, 44 (1993) 353.
- 9) 永田公二, 河野浩三: 本誌, 35 (1994), 28.

住友軽金属技報 第39巻 第1号 (1998) 85-89

論文

核融合炉冷却管用アルミナ分散強化銅三重管の開発

熊谷正樹	安藤哲也
仙田繁	梶浦宗次
岡村久宣	後藤純孝
秋場真人	

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 85-89

Development of Triplex Aluminum Oxide Dispersion Strengthened Copper Cooling Tube for Nuclear Fusion Reactor

Masaki Kumagai, Tetsuya Ando, Shigeru Senda, Soji Kajiura,
Hisanobu Okamura, Yoshitaka Gotoh and Masato Akiba

核融合炉冷却管用アルミナ分散強化銅三重管の開発*

熊谷正樹** 安藤哲也***
 仙田 繁**** 梶浦宗次*****
 岡村久宣***** 後藤純孝*****
 秋場真人*****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 85-89

Development of Triplex Aluminum Oxide Dispersion Strengthened Copper Cooling Tube for Nuclear Fusion Reactor

Masaki Kumagai, Tetsuya Ando, Shigeru Senda, Soji Kajjura,
 Hisanobu Okamura, Yoshitaka Gotoh and Masato Akiba

Divertor target of International Thermonuclear Experimental Reactor (ITER) is designed to withstand nearly 20MW/m² heat loading under normal operation conditions. Due to extremely high heat fluxes and thermal shocks, plasma-facing surfaces of those components will be armored with carbon fiber reinforced carbon composite (CFC) tiles, metallurgically joined to cooling tubes supported on a backing plate. Oxygen free copper (OFCu) cooling tube has excellent thermal conductivity and brazability, but it is low strength and heat resistance. Oxide dispersion strengthened copper (DSCu), which has high thermal conductivity and high strength even after brazing with Cu-Ag-Ti brazing metal in the armor tile joining, is one of the most promising candidates for cooling channel materials. However, DSCu tends to be penetrated by brazing metal excessively.

In this study, OFCu/DSCu (Cu-0.5mass%Al₂O₃)/OFCu triplex tube (OD/ID=21mm/15mm) has been developed through internal oxidation treatment of Cu-0.3mass%Al alloy powder, hot extrusion of a clad billet, rolling and drawing. The outer skin serves as a compliant layer for brazing above 1mm thickness. 0.5mm thickness of the inner one is enough to help in tightly grasping twisted tapes which are inserted tube inside for improvement of the cooling performance. A large scale vertical target mock-up has fabricated; the triplex tube were joined to saddle shaped CFC tiles and OFCu heat sink blocks. The mock-up endured 20MW/m²-10s-1000cycles thermal loading test at JAERI.

1. 緒 言

核融合は原子力に代わる無尽蔵でクリーンなエネルギー源として期待されている。現在、日本、米国、欧州連合、

ロシアの4極で国際熱核融合実験炉 (ITER) の設計活動が行われており¹⁾、これには多量の銅系材料の使用が見込まれている。核融合炉の開発では、高温のプラズマに直接対向する第一壁やダイバータ板等の構造設計や製作技術の開発が重要な技術課題である。プラズマ対向機器の中でもダイバータの熱負荷は特に大きく、約 20 MW/m²と予測されており、これに耐えるものとして、高融点材料のアーマ材を熱伝導性の高い銅系材料の冷却管及びヒートシンクに接合し、アーマ材を強制的に冷却する構造が検討されている (Fig. 1)^{2), 3)}。

* 伸銅技術研究会誌 36 (1997), 168 にて一部掲載
 ** 研究開発センター 第四部, 工学博士
 *** 研究開発センター 第一部
 **** 伸銅所 (現:住軽メモリーディスク株式会社)
 ***** 株式会社 日立製作所
 ***** 日本原子力研究所 (JAERI)

プラズマ対向材には炭素繊維/炭素複合材⁴⁾ (Carbon Fiber/Carbon Composite, 以下CFCと記す) 製アーマタイルが適しており, 冷却管との接合にはろう付けが有力である。CFC材と銅系材料の接合には, 接合界面に炭化物を生成するCu-Ag-Ti系ろうを用いることにより, ろうの拡がり及び接合強度に優れた接合部が得られることが明らかになっている^{5), 6)}。Cu-Ag-Ti系ろうのろう付け温度は800°C以上である。従来のクロム銅, ジルコニウムクロム銅等の耐熱高伝導性合金でも軟化温度はせいぜい500°C近辺であり, 他部材との接合のためのろう付け加熱によって軟化してしまう。軟化後の材料特性で設計を行わねばならず, 冷却管の肉厚は厚く伝熱性の悪いものとなり, 支持に要する部材にも強度が要求され, 大がかりな設備になってしまう。

そこで, 当初適用が考えられていたジルコニウムクロム銅に代えて, 1000°C近くの高温に曝されてもほとんど軟化せず, 銅本来の高い導電率を有するアルミナ分散強化銅に注目した。アルミナ分散強化銅は, その特出した耐熱性と耐溶着性により抵抗スポット溶接用電極として利用され⁷⁾, 高温に曝されても軟化しないことと高温で形成される酸化皮膜が薄く剥離しやすいことからアーク溶接用部材等に適している⁸⁾。しかし, 本材料はろうが材料中に拡散浸透しやすく, そのままではろう付けは困難である⁹⁾。冷却管に無酸素銅を用いた場合は問題が生じないことから, 接合面に無酸素銅部を有することが望ましい。また, 銅系材料と炭素材料の線膨張係数が大きく異なるため, 間に緩衝材となる軟質層が必要となる⁹⁾。さらに, 冷却効率向上のために管に挿入するねじりテープが固定されやすい点と耐食性に実績のある点^{10), 11)}から, 高流速で高温の超純水が流れる内面にも純銅部を有することが望ましい。そこで, 内外面にこれらの機能を有し, ろう付け後も高強度を有する無酸素銅/アルミナ分散強化銅/無酸素銅の三重管を, ITERのダイバーター冷却管として開発するとともに, その性能を明らかにすることを目的とした。

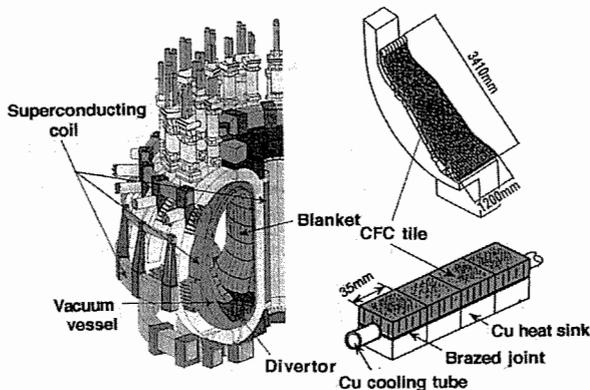


Fig. 1 Schematic illustrations of ITER and divertor.

2. 方 法

2.1 供試材

Fig. 2にアルミナ分散強化銅(以下DSCuと略す)の製造工程を示す。原料粉には水アトマイズ法により作製した粒径74 μ m以下のCu-Al合金粉末を用いた。Al量は, DSCuとなったときの耐熱強度, 導電性, 加工性のバランスのとれた0.3mass%とした¹²⁾。この粉末の表面を大気中で300°Cで酸化させ, 窒素ガス雰囲気中で850°Cに加熱保持することにより内部酸化させ, 銅中に平均約50nmの微細なアルミナ粒子(X線小角散乱法で測定)が分散した粉末とし, さらに水素ガス雰囲気中で700°Cに加熱保持し粉末表面の余分な銅の酸化物を還元した。この粉末を冷間静水圧プレス(CIP)により固化成形し, 無酸素銅(以下OFCuとする)製の外径254mm, 内径234mmの容器に封入した。これを加熱後非酸化性ガス雰囲気中で外径60mmに熱間押し, 圧延及び抽伸により外径20mmの棒を作製した。ろう付け試験用に押出棒を42mm \times 35mmの角棒に抽伸し, 外皮を切削あるいは一部残してブロックにしたもの, さらに冷間圧延により厚さ0.25mmとした板を作製した。比較材には市販のOFCu及びジルコニウムクロム銅(CuCrZr)を用いた。

Fig. 3に示すように耐熱性と熱伝導性を合わせ持ち, ろう付け性及び熱負荷緩衝性のための外皮と, ねじりテープの固定及び耐食性のための内皮を有する, OFCu/DSCu/OFCuの三重管を以下の方法で作製した。OFCu製の外径120mm, 内径100mmの管を中心に有する外径254mm, 内径234mmの容器に上記処理粉末を固化成形後封入し, これを加熱後外径81mm, 内径65mmに熱間押しした。圧延及び抽伸により目的寸法より少し大きめの管とし, その中に厚さ0.4mm, ねじりピッチ50mmのインコネル製テープを挿入し, 抽伸により外径20mm, 内径15mmのねじりテープ入り三重管を作製し

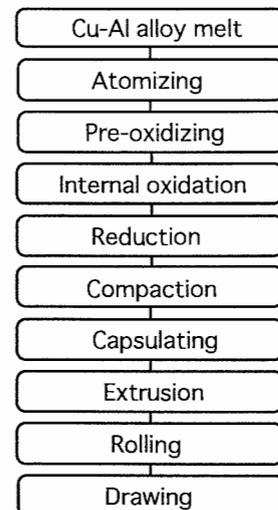


Fig. 2 Manufacturing process of DSCu.

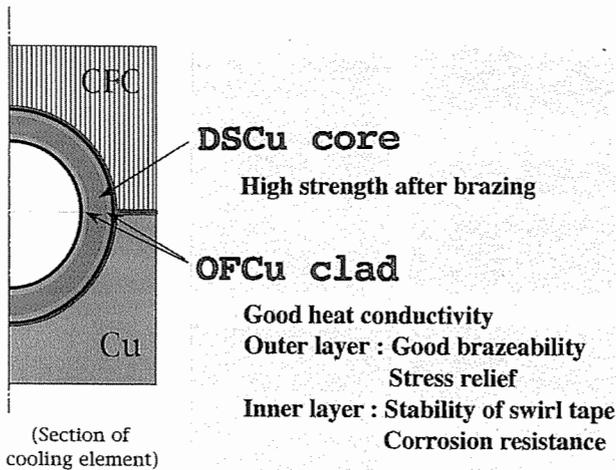


Fig. 3 Concept of triplex DSCu cooling tube.

た。供試材のアルミナ量は酸溶解残渣の分析により定量し、導電率はダブルブリッジ法により測定した。

2.2 ろう付け試験

まず、DSCu及びOFCuに対するCu-Ag系ろうの拡がり性を調べるため、板状試験片にて試験を行った。厚さ0.25mmの25mm角の圧延板の上に厚さ30 μ m、径1mmの市販のCu-15mass%Ag-5mass%Pろうを置き、1.3Paの真空中で680 $^{\circ}$ C \times 300sで加熱を行った。

42mm \times 35mm 抽伸材のOFCu外皮を一面に残し、厚さ10mm、25mm角、表面粗さ(Ra)25 μ mに成形したDSCuとCFC材の間に、市販の厚さ100 μ mのCu-28mass%Ag-1.8mass%Tiろう箔を挟み、 1.3×10^{-2} Paの真空中850 $^{\circ}$ C \times 600sでろう付けを行った。ろう付け後の試料のDSCu部を固定し、接合部から0.5mm離れたCFC材に荷重を掛けてろう付け部が破断する荷重を測定した。

上記と同様の試験片形状にて有限要素法によって残留熱応力を解析した。解析にはCFC材及び銀ろうの物性値を用い、接合層の厚さは50 μ mとし、700 $^{\circ}$ Cで接合され、20 $^{\circ}$ Cまで均一に冷却される条件で行った⁹⁾。

2.3 熱負荷試験

供試三重管とその外径に相対する溝を有する幅35mm、高さ20mm、長さ50mmのCFC材タイル及び幅35mm、高さ15mm、長さ35mmのOFCuヒートシンクを、Cu-28mass%Ag-2mass%Tiペーストろうを介して、 1.3×10^{-2} Paの真空中850 $^{\circ}$ C \times 600sで前述の三重管にろう付けした。三重管は予め曲率3000mmに曲げ、長さは1500mmとした。この試験片に10m/sの流速で超純水を流し、CFC材側にITERプラズマ対向機器設計条件での運転を想定し電子ビームを照射することによって、ダイバータに要求される定常及び非定常熱負荷試験を行った。定常熱負荷条件として、5MW/m²の熱負荷を1ksの保持時間で 1×10^4 回繰り返し与えた。非定常熱負荷試験として、20MW/m²の熱負荷を10sの保持時間で 1×10^3 回繰り返し与えた。これらの熱負荷試験後もろ

う付け部に割れや剥離がみられないものを合格とした。

3. 結果及び考察

3.1 ろう付け加熱後の諸特性

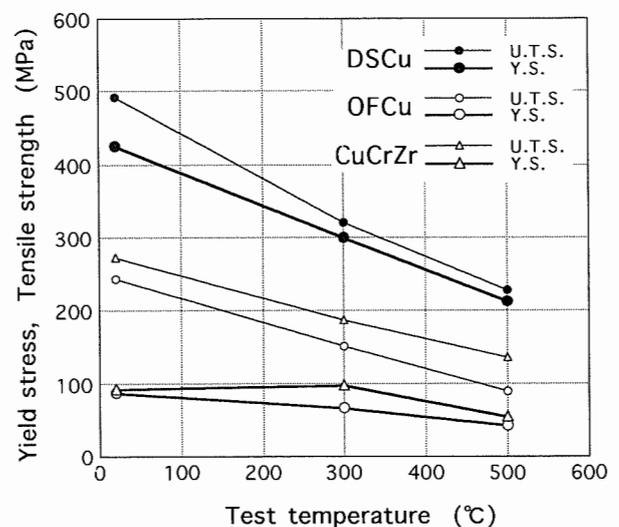
供試材をろう付けを想定した850 $^{\circ}$ C \times 600sの条件で焼鈍後空冷し、物理的及び機械的性質を調査した結果をTable 1及びFig. 4に示す。化学分析の結果、DSCu中のアルミナ量は0.5mass%であった。DSCu及びOFCuの導電率は、それぞれ85%IACS及び102%IACSと高かった。引張特性においてDSCuはOFCuやCuCrZrに比べて格段に強度が高く、特に核融合炉操業時の到達可能温度の300 $^{\circ}$ Cにおいてもその差は大きかった。850 $^{\circ}$ C \times 600sの焼鈍後の強度は、DSCuがCu-0.75mass%Cr-0.16mass%Zr合金の2倍以上であった¹³⁾。

3.2 ろう付け性

Fig. 5に板を用いたろうの拡がり試験の結果を示す。ろうが母材表面に拡がった径は、DSCuが約2mm、OFCuが約4mmと、OFCuの方が大きかった。母材内部へのろうの拡散浸透は、DSCuが約125 μ m、OFCuが約40 μ mと、DSCuの方が激しく表面付近にはポイドが見られた。この結果から、DSCuがOFCuに比べてろう

Table 1 Properties of copper materials.

Material	Composition (mass%)	Electrical conductivity (%IACS)		Hardness (Hv)		Softening temperature ($^{\circ}$ C)
		Before annealing	After annealing	Before annealing	After annealing	
DSCu	0.5Al ₂ O ₃	84	85	155	150	1000
OFCu	—	100	102	112	60	250
CuCrZr	0.75Cr 0.16Zr	80	59	168	74	550

Fig. 4 Tensile properties of copper materials at elevated temperature after annealing at 850 $^{\circ}$ C for 600s.

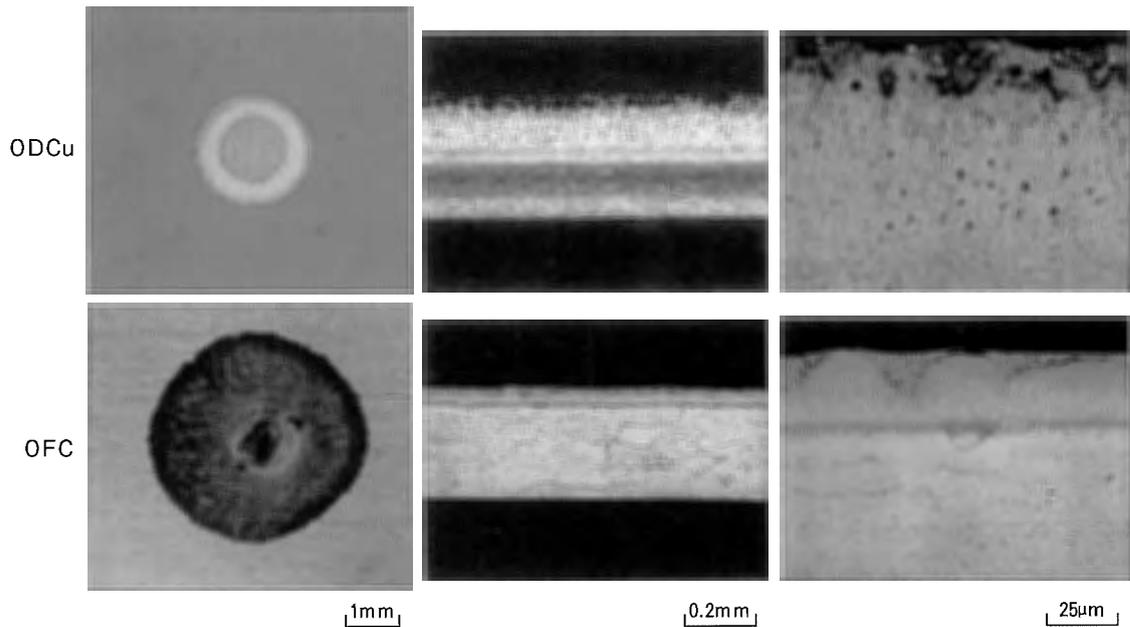


Fig. 5 Results of Cu-Ag brazing test at 680°C for 300s.

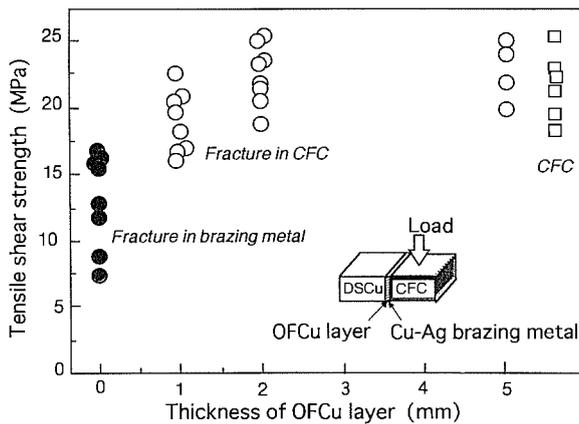


Fig. 6 Influence of OFCu thickness on joint strength between DSCu and CFC.

が拡がりにくく、母材中にろうが多量に拡散して接合部のろうが不足することが判った。Fig. 6に外皮の厚さを変えたDSCu試料を用いたろう付け試験の結果を示す。OFCu外皮の厚さが1mm未満の場合には、ろうがアルミナ分散強化銅部へ浸透し、ろう付け部の剪断強度が大きく低下することが明らかになった。OFCu外皮の厚さが1mmになると、剪断強度が16~22MPaとなり、CFC材同士の接合強度の19~24MPaに近くなった。Fig. 7にOFCu外皮の厚さと残留応力の関係を示す。OFCu外皮の厚さが1mm未満の場合には接合面に平行及び垂直の方向で熱負荷が大きく、それ以上の外皮厚さで安定していた。接合部の割れ発生に關与する熱応力(τ_{yz})は、OFCuの厚さが1mm以上でOFCuがない場合に比べて約30%減少する。これらの結果から、外皮厚さは1mm以上必要であることが示された。

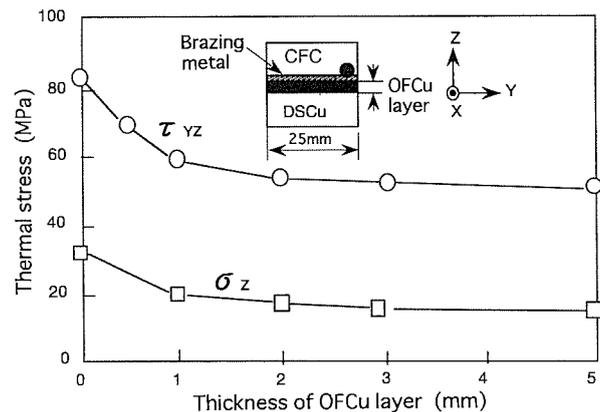


Fig. 7 Influence of OFCu thickness on residual thermal stress between DSCu and CFC.

3.3 三重管としての特性

Fig. 4に示したDSCu及びOFCuの素材の耐力をもとに、三重管におけるDSCuの体積率と850°C焼鈍後の耐力の関係をFig. 8に示す。ろう付け性と熱負荷緩衝性を満足するには少なくとも厚さ1mmのOFCu外皮が必要であるが、その外皮が存在しても耐力はOFCuのみの3倍以上であり、炉操業時の到達可能温度である300°Cにおいても同様に高い耐力を有している。さらに、厚さ0.5mmのOFCu内皮が存在しても、300°Cでの耐力は200MPa以上であり、OFCu単体の冷却管に比べて約3倍の強度を有していると推定される。そこで、前述の方法により外皮厚さ1mm、内皮厚さ0.5mmを目標にOFCu/DSCu/OFCu三重管を作製した。DSCuをコアに用いて作製したこの三重管は全体で95%IACSの高い導電率を有していた。これをFig. 9に示すように、

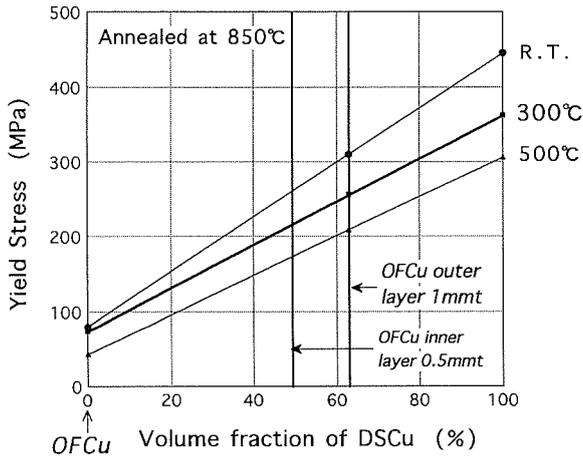


Fig. 8 Relation between DSCu volume fraction and yield stress after annealing at 850°C.

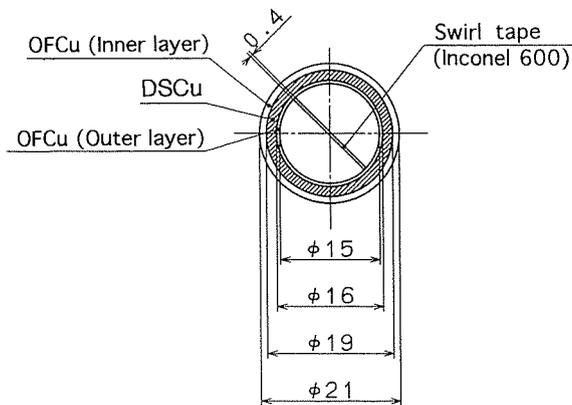


Fig. 9 Structure of divertor test unit with triplex DSCu tube.

CFC材と OFCu 製のヒートシンクとろう付けした。ろう付け後の試験体の外観及び断面と、三重管と CFC 材の接合界面付近の組織を Fig. 10 に示す。三重管は CFC 材及び OFCu 製のヒートシンクと欠陥なくろう付けされていた。これをダイバーター試験体として使用した。

ITER のダイバーター熱負荷条件に相当する熱負荷試験結果を Table 2 に示す。ろう付け後の供試管は、定常熱負荷試験及び非定常熱負荷試験において、割れや剥離等の破壊を生じることはなく、核融合炉での使用に耐えるものであることが明らかになった。

4. 結 言

外皮に厚さ 1mm、内皮に厚さ 0.5mm の無酸素銅層を有する Cu-0.5mass%Al₂O₃ 三重管は、850°Cでの Cu-Ag-Ti ろうを用いたろう付けにおいて拡散浸透を生じることなく、軟化も少なかった。ITER のダイバーター熱負荷条件に相当する熱負荷試験においても、ろう付け後の三重管は十分な強度を有しており、核融合炉での使用に耐えるものであることが示された。

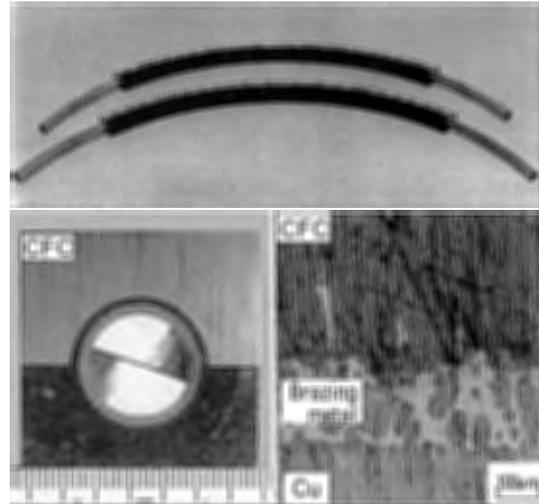
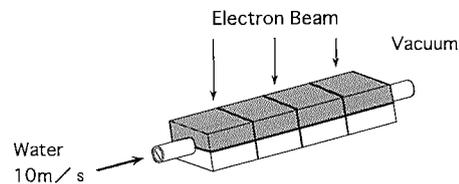


Fig. 10 Apparatus of divertor test unit and microstructure of the joint.

Table 2 Results of thermal cycle test.

Condition	Divertor (MW/m ²)	First wall (MW/m ²)		Result
		General	Special	
Normal heat load	5	0.25-0.5	3-5	No crack (20s×1000cycle)
Urgent heat load	20	-	-	No crack (10s×1000cycle)



参 考 文 献

- 1) 日本原子力研究所：核融合炉研究開発の現状，(1995)。
- 2) 秋場真人：プラズマ核融合学会誌，70-7，(1994)。
- 3) 秋場真人：日本原子力学会，核融合工学部会企画セッション，(1994)。
- 4) 前川善一郎：日本複合材料学会，18-2，(1992)。
- 5) 岡村久宣，梶浦宗次，秋場真人：溶接学会論文集，14 (1996)，39。
- 6) 岡村久宣，秋場真人：溶接技術，5 (1997)，85。
- 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：特願平 8-263060。
- 9) 熊谷正樹，永田公二，渡辺俊彦：伸銅技術研究会誌，28 (1989)，93。
- 10) L. Kunutsson, E. Mattsson and B. E. Ramberg : Brit. Corros. J., 7 (1972), 208.
- 11) M. F. Obrecht : Corrosion, 18 (1962), 189t.
- 12) 熊谷正樹，永田公二：本誌，31 (1990)，246。
- 13) Y. Gotoh, H. Okamura, S. Kajiura, M. Kumagai, T. Ando, M. Akiba, S. Suzuki and T. Suzuki : J. of Nuclear Materials, 258 (1998), 271.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-456)

住友軽金属技報 第39巻 第1号 (1998) 90-102

技術資料

アルミニウム工業の最近の話題について

佐藤 史郎

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 90-102

Recent Topics on the Aluminium Industries

Shiro Sato

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

アルミニウム工業の最近の話題について*

佐藤 史郎**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 90-102

Recent Topics on the Aluminium Industries

Shiro Sato

The aluminium industries consist of three major fields. The first field is the raw material processings for mining bauxite and refining alumina, second is the smelting processings to win aluminium metal by molten salt electrolysis and the third is the processings to manufacture the wrought semi-finished products by rolling or extrusion, or to manufacture the fabricated products by casting or forging.

The world statistical data show that the mining bauxite and refining alumina are made in the limited countries rich in natural resources, such as Australia, Guinea, Jamaica and Brasil for bauxite and Australia, EC, U.S.A. and CIS (Russia) for alumina. The annual production of aluminium metal in the world is about 20 million tons and it is well balanced with the world consumption.

Japanese aluminium industries are confined their activities to the manufacturing processings for sheets and extrusions (semi-finished products), forgings and castings. Total production of aluminium products in Japan is about 4 million tons, the second largest in the world and next to U.S.A..

Almost all trading of aluminium metal is made under the effect of London Metal Exchange (LME). April 1997, Tokyo Commodity Exchange (TOCOM) has started trial operation of aluminium metal trading but the amount traded through TOCOM has been much less than that expected.

Under the recent trend toward the environmental protection, the mass reduction of automobiles has become a matter of great concern. Recent examples of success for the mass reduction of automotive parts are, for example, the bake hardenable body sheet of 6000 series alloys and the high duty pistons manufactured by forging of extruded rods made from the ingot of spray deposition (Ospray Process) of special aluminium alloys.

The largest commodity item of aluminium flat rolled products is can stock. It is being traded internationally based on the price and the quality.

A hypothesis to claim that the invasion of aluminium into brain cells would cause Alzheimer disease has been presented. However, no concrete proof has been presented to prove the hypothesis. On the contrary, it is becoming clear pathologically that Alzheimer disease has no positive connection with aluminium. Aluminium industries never hesitate to support the useful investigation to clear the relationship between Alzheimer disease and aluminium.

1. はじめに

アルミニウム (Al, 原子番号 13, Aluminium (英),

* 平成9年6月14日, 平成9年度水曜会大会にて特別講演, 水曜会誌, 22 (1997), 560 に掲載

** 住友軽金属工業株式会社, 工学博士

Aluminum (米), 鋁 (中国)) が工業材料として用いられるようになったのは, 弗化物溶融塩電解法である Hall-Heroult 法の発明 (1886年) 以来のことである。アルミニウムは, 金属材料として資源に恵まれていること (地殻中の元素として存在度: 8.13%), 性質として, 軽量であること (比重: 2.7), 耐食性や展延性に優れる

こと、さらにはリサイクル性がよいこと等々により、大きく需要を伸ばしてきた。昨年、世界で生産されたアルミニウムは、製錬（新地金）ベースで約2000万トンに達しており、また、わが国のアルミニウム総製品出荷量は、400万トンを超えるに至っている。アルミニウムは、実用されて100年余を経て、汎用金属材料として鉄鋼に次ぐ第2の地位を占めるに至っている。

本稿は、広い視野からみて、今日のアルミニウム工業の話題の中から、敢て技術上のことに限らず、重要かつ興味のある話題を選んで解説するものである。

2. アルミニウム工業のプロフィール

アルミニウム工業は、次の3段階より成り立っている。

1) 原材料であるボーキサイトの採掘からバイヤー法によってアルミナを得るまでの工程。

2) アルミナから溶融塩電解により金属アルミニウム地金を得るまでの工程。

3) アルミニウム地金（いわゆる新地金）と再生地金、スクラップ等を原料として展伸材（板と押出材）や鋳物、鍛造品等の製品を製造する工程。

2.1 ボーキサイトとアルミナ

Table 1¹⁾に世界のボーキサイト産出量を示す。アルミニウムは、元素として地殻中に多く含まれているが、アルミナ製造用原料としてのボーキサイトは、地球上において偏在している。

Table 2²⁾に世界のアルミナ生産量を示す。オーストラリアの生産量が突出して多い。アルミナは、アルミニウムの製錬に向けられるものがほとんどすべてであるが、一部はセラミックスの原料などに供されるものもある（例：日本）。

2.2 アルミニウム製錬

アルミニウムは、アルミナを弗化物（ Na_3AlF_6 ：氷晶石）の溶融塩中に溶解させ、これを炭素電極を用いて電解することによって得られる。現在、世界中でアルミニウム電解工場（製錬所）は187か所に存在し、生産能力

Table 1 World production of bauxite in 1995¹⁾.

Country	Production (1000 metric tons)	Ratio (%)
Australia	42655	37.9
Guinea	14400	12.8
Jamaica	10858	9.6
Brazil	10214	9.1
China, P.R.	6500	5.8
CIS	6057	5.4
India	5163	4.6
Venezuela	5360	4.8
Others	11473	10.2
Total	112680	(100)

は23,519,500トン/年間（1996.6）とされている¹⁾。わが国はこのうち、一製錬所、日本軽金属（株）の蒲原工場、35,000トン/年間、のみである。一電解工場の生産能力は、1970年代では平均75,000トン/年（2系列）であったが、今日では平均160,000トンである。最近計画されている電解工場では、400,000トン/年（2系列）のものもあり、大型化の傾向が著しい。電流効率率は15年前17,000KWh/トンであったが、今日では15,800KWh/トン、最新のものでは13,000KWh/トンとなっている²⁾。

世界のアルミニウム地金（新地金）の生産量を Table 3¹⁾に示す。主要生産国は米国、CIS、カナダ、中国、オーストラリア、ブラジルなどのいわゆる資源大国である。それにしても、消費大国（世界第2位）の日本において、アルミニウム地金の生産がほとんど行われていないことは淋しい限りである。

2.3 アルミニウム材料の加工と用途

アルミニウムは、板・条や押出材、いわゆる軽圧品と

Table 2 World production of alumina in 1995¹⁾.

Country	Production (1000 metric tons)	Ratio (%)
Australia	13147	30.6
EC	5269	12.3
U.S.A.	4530	10.6
CIS	4487	10.5
Jamaica	3030	7.1
Brazil	2147	5.0
China, P.R.	2080	4.8
Venezuela	1700	4.0
Japan	743	1.7
Others	5803	13.5
Total	42936	(100)

Table 3 World production of primary aluminium in 1995¹⁾.

Country	Production (1000 metric tons)	Ratio (%)
U.S.A.	3375	17.1
CIS	3056	15.5
Canada	2172	11.0
China, P.R.	1658	8.4
Australia	1293	6.6
Brazil	1188	6.0
Norway	847	4.3
Venezuela	627	3.2
Germany, F.R.	575	2.9
India	524	2.7
Bahrain	460	2.3
Japan	18	0.1
Others	3897	19.8
Total	19690	(100)

Table 4 Total demand of aluminium products in six world major advanced countries.

Use	Output in 1994 (1000 metric tons)						Total
	U.S.A.	Japan	Germany,FR	France	United Kingdom	Italy	
Transport	2309	1131	362	227	106	231	4366
Machine	571	120	119	30	39	76	955
Electric application	677	236	68	77	24	73	1155
Construction	1402	950	271	88	76	313	3100
Packaging	2281	402	129	67	121	120	3120
Others	1163	816	305	109	104	174	2671
Export	1196	189	754	479	171	259	3048
Total	9599	3844	2008	1077	641	1246	18415
Average of yearly growth rate from 1984 to 1994 (%)	3.1	3.7	2.9	2.9	2.8	4.9	3.3

して用いられるもののほかに、鋳物（ダイカストを含む）や鍛造品としても多く用いられている。また、脱酸剤（製鋼用原料の一つ）や特殊用途（ロケットの推進用粉末など）にも用いられる。これらを総称してアルミニウムの総需要とし、この大きさを先進主要6カ国について、用途別に分類すればTable 4のようになる。アルミニウムの用途として、輸送、建設及び包装が大きな地位を占めていることがわかる。Table 5はわが国のアルミニウ

Table 5 Total demand of aluminium products in Japan in 1996.

Group	Field	Demand (1000 metric tons)
Sheets	Can body & lid	407.8
	Foil	15.5
	Transport (automobile etc.)	111.2
	Construction	84
	Export (can stock etc.)	181.4
	Others	302.5
	Total	1241.9
Tubes & Bars	Construction (window sash)	902
	Transport	127.3
	Metallic product	44.5
	Electric application	40.7
	Export	8.3
	Others	135.7
	Total	1258.5
Casts	Automobile (including die castings:593.8)	950.3
	Others	178.5
	Total	1128.8
Others	Import product	191.0
	Iron & steel industry	273.0
Total demand		4093.2

ム製品の総需要を、製品とその需要分野について示したものである。アルミニウム製品の大半は、板、押出、鋳物の3種類に大きく分類されることがわかる。板類の中では缶材が最も多い。輸出材の多くが缶材であるので、わが国で生産されている板類の約45%は缶材であるとみなされている。押出材は建築向けが70%強を占めるが、その多くは窓枠向けとみてよい。鋳物類はダイカスト製品をはじめとして、自動車向けが80%を超えている。つまり、アルミニウムの需要は、缶、窓枠、自動車に大きく依存している。

3. 原料事情

3.1 アルミニウム地金の需給

わが国のアルミニウム工業は、国内にアルミニウム地金（以下、新地金と言う）の製造設備をほとんど有していない。必要な新地金は海外に依存している。Table 6は世界のアルミニウム新地金の需要を示す。わが国は世界のアルミニウム新地金需要の12%を占め、米国について第2位の大消費国である。

既に述べたように、世界中には187か所にアルミニウム電解製錬工場が存在し、その生産能力は23,519,500トンに達している。しかし、その中には小規模の老朽化したプラントから、新鋭大規模プラントまで、種々のものが巾広く含まれている。Fig. 1は自由世界のアルミニウム新地金コスト曲線と称されるもので、生産単価とそのコスト以下で生産しうる設備能力の累積生産能力（トン）の関係を示している。世界に存在するアルミニウム電解工場の生産単価は、\$900/トンから\$1700/トンまで巾広く分布していることがわかる。そして、新地金の需要は、市場経済のメカニズムによって、常に地金価格の変動を伴いながら生産を調整することによって一つの均衡を保っているものとみなされる。Table 7³⁾は世界のアルミニウム新地金の需給バランスを示したものである。

3.2 アルミニウム電解製錬工場とエネルギー

アルミニウムの電解製錬は、大量の電気エネルギー

Table 6 World demand of primary aluminium in 1994.

Regional groups	Demand (1000 metric tons)	Main country	Demand (1000 metric tons)
Europe	5198.0	Germany	1501.5
		France	735.0
		Italy	660.0
		UK	500.0
America	6732.4	U.S.A.	5407.1
		Canada	532.8
		Brazil	413.8
Asia	4751.2	Japan	2345.8
		India	415.0
Eastern bloc	2388.7		
Total demand	19723.9		

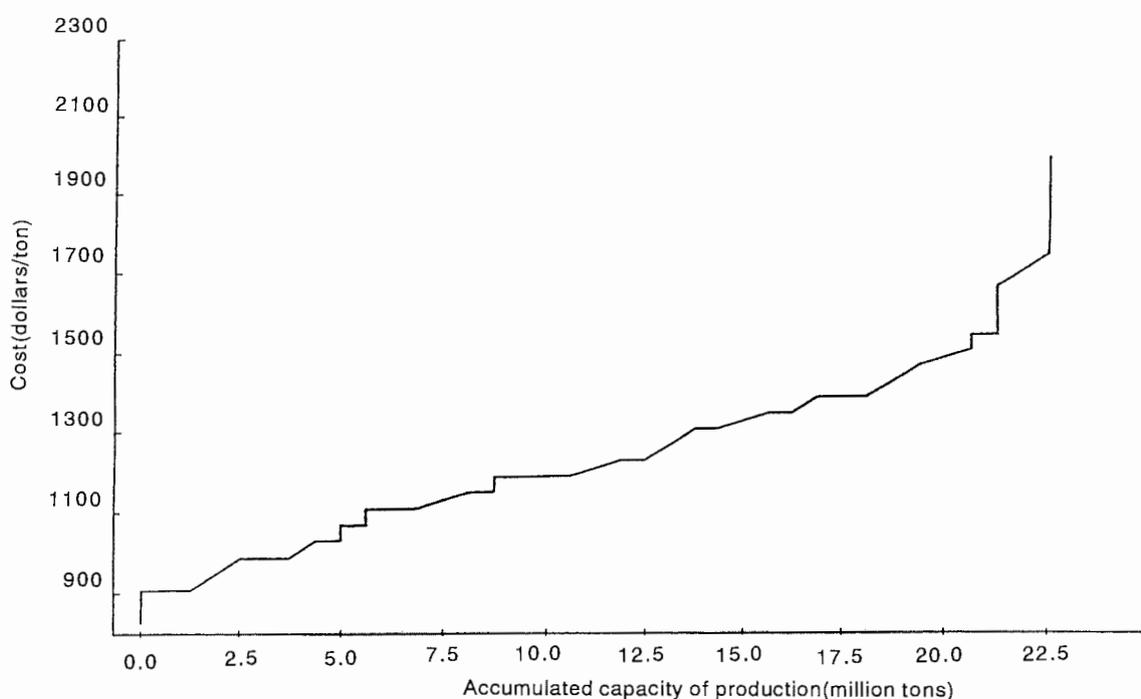


Fig. 1 Primary aluminium cost curve in 1996.

(約 15,000KWh/トン)を必要とする。Table 8 は世界のアルミニウム製錬用電力消費とそのエネルギー源（ソース）を示したものである⁴⁾。地域差が大きいことは当然であるが、水力が 57.4%を占めていることは注目されてよい。

水力発電を用いた大規模なアルミニウム電解精錬工場として、CIS（ロシア）のブラーツク（Bratsk, 生産 850,000 トンで世界第 1 位）やクラスノヤルスク（Krasnoyarsk, 同 800,000 トン, 同第 2 位）などシベリア東部のプラントが有名である。これらは、バイカル湖より流出するアンガラ河とそれに続くエニセイ河の水力発電をベースとしている。旧ソ連経済の崩壊後、アルミナの供給に不安が生じたことから生産が低迷したこと

もあったが、西側の介入によってアルミナ持込による加工賃契約が成立し、最近順調に生産が続行されているようである⁵⁾。ただ、最近の新聞⁶⁾の報ずるところによれば、クラスノヤルスク製錬所の操業に関し、西側のトレーダーとロシア当局の間の交渉に絡んで、マフィアを巻き込んだ紛争が生じたとのことであり、懸念されるところがないわけでもないようである。

火力発電を用いた新鋭大規模アルミニウム電解製錬工場として、最近の話題を集めたものに南アフリカ共和国の Alsuf 社の Hill Side プラントがある⁷⁾。このプラントは、石炭発電による 800MW の電力により、2 ポットラインで新地金を年間 466,000 トン生産する西側世界最大のプラントである。Alsuf 社は電力会社 Eskom 社との

Table 7 Estimation of world demand and supply of primary aluminium³⁾.

Calendar year	1995	1996	1997	1998	1999
Supply* ¹					
Past western countries	14389 (88.2)	15315 (91.4)	15912 (92.5)	16306 (94.4)	16752 (95.5)
Past eastern countries (Low grade)	5100 (84.0)	5353 (84.9)	5611 (88.2)	5731 (89.4)	5836 (89.6)
	-300	-300	-300	-300	-300
Total supply	19189 (87.1)	20368 (89.6)	21223 (91.4)	21737 (93.1)	22288 (94.2)
Growth rate	(103.7)	(106.1)	(104.2)	(102.4)	(102.5)
Demand* ²					
Past western countries	17464 (1.4)	17601 (0.8)	18029 (2.4)	18479 (2.5)	18879 (2.2)
Past eastern countries	2695 (6.9)	2933 (8.8)	3107 (5.9)	3256 (4.8)	3364 (3.3)
Total demand	20159 (2.1)	20534 (1.9)	21136 (2.9)	21735 (2.8)	22243 (2.3)
Difference	-970	-166	87	2	45

*1 () : Ratio of operation in %, *2 () : Change to the preceding year in %.

Table 8 Energy resources of electric power used for electrolysis of aluminium in the world⁴⁾.

(unit : GWh)

Region	Water power	Coal	Oil	Natural gas	Atomic power	Total
Africa	6221	3745	0	0	0	9966
North America	61032	27362	0	80	649	89123
Latin America	31726	0	0	309	61	32096
Asia	5280	7740	1185	12095	2	26302
Europe	21950	10144	2697	2288	12162	49241
Australia & Oceanic	6209	17203	0	439	0	23851
Total	132418	66194	3882	15211	12874	230579
Ratio (%)	57.4	28.7	1.7	6.6	5.6	100.0

間で、製錬用の電力単価をアルミニウム新地金価格(LME)の16%とする契約を締結しているとのことである。同様にアルミナの購入価格について、Alcoa社、Alusuisse社、及びBilliton社との間でアルミニウム新地金の価格(LME)の12.5%(平均値)とする契約を締結しているとのことである。

3.3 LMEとJME(TOCOM)

(1) LME

今日、アルミニウム新地金の取引の多くは、ロンドン金属取引所、LME(London Metal Exchange Co.)、を介して行われている。

LMEの設立は古く1876年であるが、アルミニウム新地金が上場されるようになったのは、1978年10月のことである。アルミニウム新地金がLMEに上場されるまで、アルミニウム新地金は製造者が発表した価格(PP: producer's price)によって取引されていた。そのため、アルミニウム新地金のLME上場は、当初、製造者からは歓迎されなかったが、LME市場の有利さ、便利さなどが次第に評価されるようになり、取引量が増大していった。Fig. 2は1986年から1995年の10年間のLME商い

高を示す。この10年間で商い高は18,725千トン(1986年)から飛躍的に増大(約20倍)して、382,546千トン(1995年)に達している。ここで看過できないことは、アルミニウム新地金の世界の消費量(約20,000千トン)に比して、LMEの商い高が約19倍と桁違いに大きいことである。この事は、LMEにおけるアルミニウム新地金の取引が、商い高の面においては、需要の実体と大きくかけ離れていることを意味している。LMEにおいては、アルミニウム新地金に限らず、金、銀、銅などの非鉄金属も取扱われていて、これらの商い高もやはり、需要の実体とは桁違いに大きい。因に銅のLMEの1995年の商い高は493,533千トンであって、需要の実体(約12,000千トン)に比して、アルミニウムの場合より更に乖離は大きい。このことは、アルミニウムも国際的な相場商品の一つとなっており、投機の対象となっていることを物語っている。

アルミニウム工業にとって、地金の需給と価格の動向は死活に係る重要課題である。LMEは取引市場として、透明性、流動性、公正さなどとともに、先物予約市場の機能、いわゆる価格変動リスクに対するヘッジ機能を併

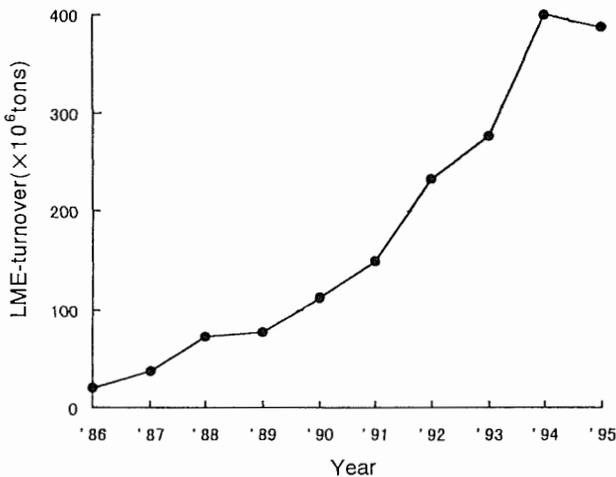


Fig. 2 Change of transactions of primary aluminium in LME.

せ持つ。このことが世界的なアルミニウム地金の需給を円滑化させ、産業の安定化に貢献していることを認めざるを得ない。ただ、LMEにおける価格の変動の大きさに、アルミニウム業界も需要業界もともに悩まされていることも事実である。LMEは往々にして、その投機的な面が強調されすぎて、工業界からはこれを疎ましく思う向きも少なくない。しかし、その機能上のメリットは十分に認識されるべきものと思う。国内に地金供給源を保有しないわが国のアルミニウム工業界では、アルミニウム地金の価格の変動は自由主義経済の下にある国際相場商品、アルミニウム、の宿命と考え、リスク回避を常に念頭において行動することが必要と考えている。

(2) JME (TOCOM)

わが国は世界第2位のアルミニウム新地金の消費国でありながら、国内にほとんど製錬能力を持っていないため、世界一のアルミニウム新地金輸入国である。この実需を背景として、アルミニウム新地金の先物市場をわが国に設置すること、俗称 Japan Metal Exchange -JME-, が望ましいとする考えがあり、紆余曲折を経て平成9年4月7日、東京工業品取引所（東工取、TOCOM）にアルミニウム新地金が試験上場されることになった。当初の目論見では、他の商品における現物流通量に対する東工取先物市場の取引比率の実績値から推測して、アルミニウム新地金の年間取引量は13,000~66,000千トンとみられていた。しかし、上場開始後数か月を経過したが、1日当たりの取引高は1~3千枚台（1枚はアルミ新地金10トンに相当）に低迷している⁹⁾。原因として、LMEとTOCOMの二重価格の発生を嫌った当業者（アルミニウム工業）がTOCOMに消極的であることや、現在のところ投機筋がアルミニウムの新地金の相場にあまり関心を寄せていないことが係っているものとみられる。

TOCOMのアルミニウム先物取引は、3年間の試験上

Table 9 Total supply of primary aluminium in Japan in 1995.

Group	Item	Supply (1000 metric tons)
Primary metal	Domestic production	17
	Import (joint project invested)	910
	Import (long-term contract)	812
	Spot	678
	Total	2417
Secondary alloy	Domestic production	1049
	Import	330
	Total	1379
Scrap	Recycle	1200
	Import	155
	Total	1355
Total (excluding domestic production of secondary alloy)		4102

場としてスタートしたところである。本上場へ移行できるようになるためには、次の3点が必要とされる。1) 公正な価格形成、2) 一定の取引量に達すること、3) リスクヘッジの要求に応じられること⁹⁾。TOCOMではアルミニウム市場振興特別委員会を設置してさらなる育成を図るとしている。

（追記：10月1日より大阪商品取引所においても、東京工業品取引所について、アルミニウム地金の先物取引が開始された。）

3.4 日本のアルミニウム地金需給

1996年度にわが国で出荷された全アルミニウム製品は4,000千トンを超え、世界第2位である。必要とされた地金は新地金、二次合金地金、スクラップよりなる。1995年のわが国のアルミニウム地金の供給明細をTable 9に示す。地金供給量4,102千トンの内、新地金は2,417千トン（59%）であり、他に二次合金（主として再溶解した鋳物用塊）とスクラップがそれぞれ1,379千トン及び1,355千トンである。但し、二次合金地金の国内生産はスクラップと新地金を用いて行われているため、地金供給には該当しない。新地金の輸入（開発）、いわゆる開発輸入、は海外のアルミ地金製錬プロジェクトにわが国の企業が出資し、出資比率に応じて製造コストで地金を引取することを基本契約としているもので、Table 10にその明細を示す。わが国の企業による開発輸入先は、北米、中米、南米、大洋洲、アジアにわたっている。

4. アルミニウムと自動車

4.1 自動車のアルミニウム使用量

今日の自動車において、アルミニウム合金が多く部品に採用されている。軽金属協会自動車委員会が、国産

Table 10 Project to import aluminium metal to Japan by Japanese investments.

Project	Nation	Japanese investors	Project (1000 metric tons)
NZAS	New Zealand	Sumitomo Chemical Co., Ltd.	540
VENALUM	Venezuela	Showa Denko K.K. and 5 others	140
PORTLAND	Australia	Marubeni Corp.	33
ALPAC	Canada	Nippon Light Metal Co., Ltd., etc.	45
ASAHAN	Indonesia	Sumitomo Chemical Co., Ltd. and 4 others	135
BOYNE	Australia	Sumitomo Light Metal Ind., Ltd. and 4 others	131
AMAZON	Brazil	OECF and 31 others	170
ALMAX	USA	Mitsui & Co., Ltd. and 2 others	160
ALOETTE	Canada	Kobe Steel, Ltd. and the other	42
Total			910

車 30 車種について各部品のアルミ化比率を調査した (1994 年) 結果¹⁰⁾, エンジン関係の部品 39 種をはじめ, ドライブトレイン関係部品 22 種など部品総計 98 種にアルミ化の実績が認められた。このうち, 半数以上の車種にアルミ化がみられた部品を Table 11 に示す。今後, 大物部品として, シリンダーブロック, ボンネット, パンパーレインフォースメント (フロント, リア) などが

Table 11 Automotive parts whose aluminization ratio exceeds 50% .

Parts	No. of applied model (%)
(1) Engine	
Piston	30 (100)
Starter motor body	29 (97)
Cylinder head	29 (97)
Cam shaft bearing cap	26 (87)
Throttle body	26 (87)
Cylinder head cover	26 (87)
Oil pump body	25 (83)
Alternator body	24 (80)
Water pump body	24 (80)
Intake manifold	24 (80)
Water pump inlet	19 (63)
Water pump outlet	19 (63)
Delivery pipe	16 (53)
(2) Drive train	
Transmission valve body(lower)	29 (97)
(upper)	21 (70)
(3) Brake	
Master cylinder part	26 (87)
(4) Heat exchanger	
Condenser	26 (87)
Evaporator	20 (67)
Radiator	16 (53)
(5) Wheel	
Wheel	15 (50)

期待されている。

自動車に占めるアルミニウム合金の比率は, 着実に増大してきている。Table 12 は, 日本自動車工業会が普通・小型乗用車の原材料構成比を 1973 年, 1992 年, 1997 年に調査した結果¹¹⁾の要約である。鋼材の使用比率が一貫して減少していることに対し, アルミニウムと樹脂の使用が増加している。アルミニウムは, 1992 年から 1997 年に至る 5 年間に於いて, 6.0% から 7.5% へ増大していることが特に注目される。同様の調査が米国製の自家用自動車についても実施されている¹²⁾。その結果, Table 13 によれば, わが国と同様の傾向がみられ, アルミニウムの使用比率がこの数年間に顕著に増加しており, 本年では 1 台当り 93.4kg のアルミニウムが使用されている。

4.2 環境保全と自動車の軽量化

今日, 地球環境の保全の観点から, 二酸化炭素の排出量の削減が真剣に論議されている。わが国は, 国民一人当たり年間約 3 トンの炭素相当の二酸化炭素を放出している。差し迫った課題は, 地球の温暖化を避けるため, 二酸化炭素の排出量を 1990 年のレベルに抑制しようとする (地球サミット '92, Agenda 21) であるが, その具体的方策の見通しはほとんどたっていないのが現状である。そして, この 12 月には京都で気候変動枠組条約の締約国会議, COP3, を迎えようとしている。

わが国の二酸化炭素の排出源のうち, 最大の分野は産業 39.9%, ついで運輸部門 19.2% である。運輸部門のうち, 54% が乗用車である。したがって, 自動車とりわけ乗用車の燃料消費量を削減することは一つの重要な課題である。自動車の走行距離当たりの燃料消費量 (いわゆる燃費) を向上させるための方法について, 巾広く研究が行われているが, 最も確実な方策の一つは, 自動車の重量 (質量) を小さくすること, 軽量化である。乗用車の車体重量と燃費の関係を Fig. 3¹³⁾ に示す。燃費は車体重量に反比例して向上する。Table 12, Table 13 でみたように, 乗用車においてアルミニウム部品が, 多く採用されるようになってきていることの有力な原因が軽量

Table 12 Variation of automotive materials in Japanese passenger car in 1973 to 1997¹¹⁾.
%

Materials/Year	1973	1992	1997
Steel	60.4	54.9	52.1
Special steel	17.5	15.3	16.9
(Steel, total)	(77.9)	(70.2)	(69.0)
Copper	1.0	1.0	1.2
Aluminium	2.8	6.0	7.5
Other nonferrous metal	1.2	1.0	0.9
(Nonferrous-metal, total)	(5.0)	(8.0)	(9.6)
Plastic	2.9	6.2	6.2
Functional plastic	—	1.1	1.3
(Plastic, total)	(2.9)	(7.3)	(7.5)
Paint	2.1	1.5	1.7
Rubber	4.8	3.1	3.3
Glass	2.8	2.8	2.8
Other	1.3	7.8	7.1
(Non-metal, total)	(11.0)	(15.2)	(14.9)

Table 13 Variation of automotive materials in U.S. passenger car in 1978 to 1997¹²⁾.
kg (%)

Materials/Year	1978	1990	1997
Steel	1198 (73.6)	987 (69.3)	983.0 (66.7)
Aluminium	50.9 (3.1)	71.9 (5.0)	93.4 (6.3)
Plastic	81.6 (5.0)	102.5 (7.3)	119.8 (7.5)
Other	297.5 (18.3)	264.6 (18.6)	263.8 (18.0)
Total	1,628	1,426	1,460

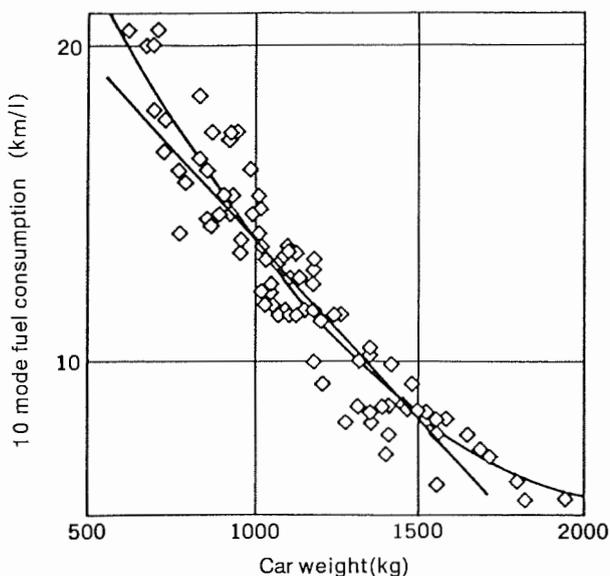


Fig. 3 Relation between car weight and fuel consumption in Japanese cars¹³⁾.

化にあることは当然のことである。

米国には、自動車製造会社に対し走行距離当りの燃料消費量の下限値 MPG (mile per gallon) を定めた規制, CAFE (Corporate Average Fuel Economy)¹⁴⁾が存在する。CAFEは、各自動車会社が製造した自動車の燃料消費量の平均値 (MPG) が下限値としての CAFE 規制値を下回ることのないことを求めている。CAFE 規制値は 1978 年に 18.0MPG であったが、1980 年に 20MPG、そして 1985 年に 27.5MPG (11.7km/L) と改訂されて今日に至っている。年々実施される自動車の性能向上 (いわゆるデラックス化) は、往々にして自動車の重量増大をもたらし、この結果、その自動車は CAFE 規制値に抵触しやすくなる。このことを避けるために、自動車の高性能化とともに軽量化を積極的に計ることが必要となる。ここに鋼製の部品をアルミ化する必要性が生じてくる。

アルミニウムの比重 (2.70) は鉄の比重 (7.87) の 1/3 であるが、アルミニウム合金の機械的強度は鋼よりも小さいため、鋼製部品をアルミニウム合金製の部品に

取り替えても、重量が1/3になるわけではない。オールアルミニウム合金製の車体を有するホンダ NSX（モノコック構造車体）及び Audi A8（スペースフレーム構造車体）について、B-I-W（Body In White, ドア、ボンネットなどのいわゆる蓋物及び他の hang on parts を含まない塗装前の車体）の重量を鋼製の場合とオールアルミニウム合金製の場合について比較したところ、ともに **Table 14** に示すようにアルミ化により 40% の重量の削減が達成された。**Fig. 4** はアルミニウム合金製の Audi A8 の車体のフレームの構造を示す。

鋼製の自動車ボディの軽量化を目指した企画として、世界の 18 か国の鉄鋼メーカー 35 社による ULSAB-Consortium (Ultra Light Steel Auto Body)¹⁵⁾ がある。3 か年で 22 百万ドルを投じて、材料のみならず設計面や施工面を根本的に見直し、鋼製車体の軽量化を実現しようとするものである。当事務局の発表によれば、高抗張力鋼を 70% 使用するなどして、26% の重量軽減が可能となる見込みであるとのことである。

将来の自動車のあり方について、CAFE 規制値の動向が大きく影響するであろう。既存の CAFE 値 27.5

MPG (11.7km/L) について、環境保護グループ側からはこれを引き上げる要求が出されており、既存業界からは現状維持が訴えられているようである。政界をも巻き込んだ論争¹⁶⁾が展開されつつあり、その決着が大いに注目される。

4.3 自動車用アルミニウム材料

自動車用のアルミニウム合金材料について、多くの優れた論文や解説が存在する^{17, 18)}。本稿では最近の話題として自動車用ボディパネルと鋳造ピストン用粉末合金について簡単に紹介をする。

自動車用ボディパネルは自動車のアルミ化の中でも最も関心がよせられているものである。今日のところ量産車で、全アルミボディ車は 2 車種、ホンダ NSX と Audi A8 のみである。他の車種の中にはボンネットを始めとして、フェンダー、トランクリッド、ルーフ等のいわゆる hang-on parts にアルミニウム合金板を採用しているものが散見される程度である。ボディパネル用の板材には、2000 系合金 (Al-Cu)、5000 系合金 (Al-Mg)、6000 系合金 (Al-Mg-Si) がそれぞれ使用されてきた実績を持つが、最近では焼付硬化型の 6000 系合金が特

Table 14 Comparison of weight of bodies in white made by steel with those of aluminium alloys. (kg)

	NSX	Audi A8
Steel body in white	350	417
All aluminium body in white	210	250
Weight reduction (%)	-40	-40

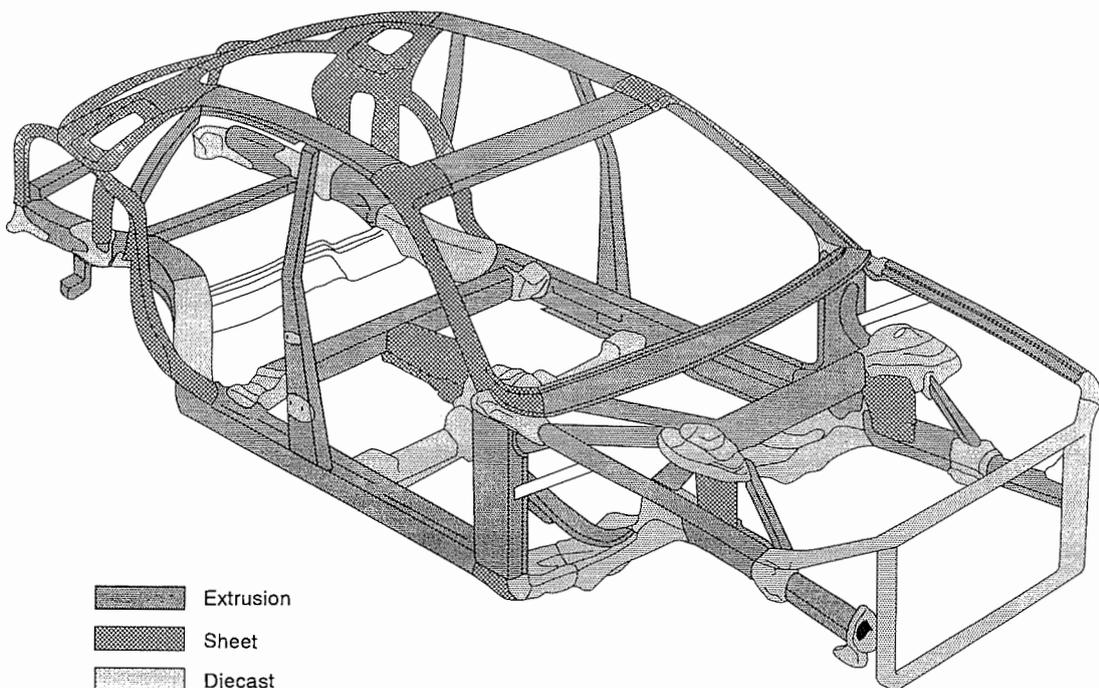


Fig. 4 Aluminium semi-finished products used in Audi A8 spaceframe body structure.

Table 15 Mechanical properties of aluminium alloys auto body sheet¹⁹⁾.

Mark	Alloy content	Tensile strength (N/mm ²)	Yield strength (N/mm ²)	Elongation (%)	n-value	r-value
GM245	Al-4.5 Mg-Mn	270	130	28	0.30	0.80
GC45	Al-4.5 Mg-Cu-Mn	275	140	30	0.30	0.72
GC55	Al-5.5 Mg-Cu	280	120	35	0.31	0.80
SG112	Al-Mg-Si	240	135	32	0.28	0.55
SG08	Al-Mg-Si-Cu	280	150	28	0.23	0.70



Fig. 5 Billet manufacturing by spray deposition by Osprey process.

に有望視されるようになってきている。6000系合金において、その製造プロセスの熱処理（焼入れ）条件を工夫することにより、塗装後の焼付条件下（例：170℃×30min）で硬化させることが可能である。Table 15は最近のボディシート用のアルミニウム合金板とその機械的性質を示したものであり、SG08（AA6111相当）は特殊熱処理として復元処理を施し、成形加工、塗装のあと焼付硬化（bake hardening）させたものである¹⁹⁾。ここで焼付硬化とは塗装後の塗料の焼付時にその条件下でアルミニウム合金板の析出硬化を生ぜしめることを言う。

急冷凝固によるアルミニウムの粉末合金の中には、既存の合金よりも強度と耐熱性に勝るものが存在する。急冷凝固したアルミニウム合金の粉末において、合金成分の固溶域の拡大と均一で微細な組織が実現するためのものである。粉末冶金で加工用の材料を得るプロセスは、粉霧、圧縮、封缶、脱気、加熱、押出など多工程を要し、コスト高であり、このことが急冷凝固粉末アルミニウム合金の実用化を妨げていた。解決策の一つとして、スプレーデポジション法（Spray Deposition）としてのOSPREY PROCESS²⁰⁾（英OSPREY社）が導入された。この方式では、合金の溶湯が粉霧されて微粒子となり、半溶融の状態ではビレット状に固められる（Fig. 5）。この素材を押出すことにより、容易に鍛造素棒を量産することができる。現在このようにして得られた素棒から、

高負荷用のピストンが製造されている。

5. アルミニウム缶と缶材

飲料缶にはスチール缶とアルミニウム缶がある。このところアルミニウム缶の普及がめざましい。缶に使用されるアルミニウム板、いわゆる缶材には、缶の本体（body）を構成するボディ材、缶の蓋を構成するエンド材及び開缶時の把手に当たるタブのためのタブ材がある。このうちエンド材とタブ材は、アルミニウム缶ばかりでなくほとんどすべてのスチール缶においても、イーゾオープンエンド、ステイオンタブ形式のアルミニウム合金製の蓋が採用されている。アルミ缶と缶材について話題になっていることを紹介する。

5.1 スチール缶とアルミニウム缶

わが国で製造された金属缶（1995年）のシェアをFig. 6に示す²²⁾。アルミニウム缶は14,400百万缶であり、36.9%を占める。アルミニウム缶の消費量は、輸入され

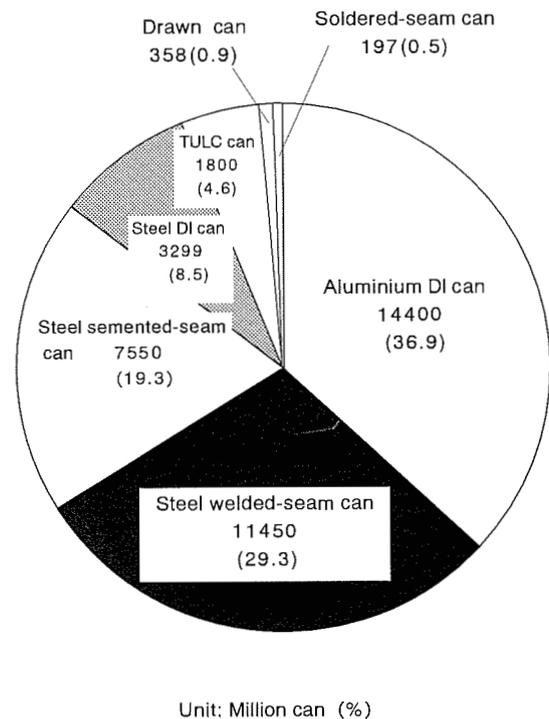


Fig. 6 Market share of each metal can in Japan (1995)²²⁾.

る缶を計算に入れて、159億缶である。よって、日本人一人当たりアルミニウム缶を年間130缶消費していることになる。わが国のすべての飲料缶の消費量は385億缶とされているので、一人当たりの缶の消費量は年間約320缶となる。米国の飲料缶の年間消費量は981億缶(1995年)であるので、米国人は一人当たり年間約500缶を消費していること(日本人の1.6倍)となる。ただ、米国ではスチール缶のシェアは1%以下であるから、消費された金属缶はすべてアルミニウム缶とみてよい。このことから、アルミニウム缶の一人当たりの消費については、米国人は日本人の3.8倍に当たることがわかる。アルミニウム缶の消費における日米の差は159億缶対981億缶、つまり1:6となり、缶及び缶材を供給する企業の規模に大きな差が生じていることは否めない。

5.2 アルミニウム缶材

アルミニウム缶は、すべてボディとエンドによりなるtwo piece缶である。ボディは一般に3004(Al-1%Mn-1%Mg), H-19(冷間圧延上り), 約0.3mm厚さのコイル状の板よりD-I(draw and ironing)法によって成形される。エンドは5182((Al-4.5%Mg-0.3%Mn), H-19, 0.27mm厚さのプレコート材よりプレス加工によって成形される。

アルミニウム工業にとって、缶材は次のような特徴を有している。イ) 板材の最大の用途である(わが国の缶材は年間40万トンを超えている)。ロ) 成長性が見込める用途である。ハ) 今日、世界市場において大手アルミニウム圧延メーカーの熾烈な競争の対象となっている経営戦略商品である。ニ) 国際的な市況商品である。

製缶工業は、生産合理化のため高速、大量生産ラインを導入してきた。その結果、大型コイル(巾1000~1800mm, 重量10~15トン)が要求されるようになり、今日のアルミニウム圧延機の仕様の上限は、缶材の要求に合わせて定められていると言ってよい。

製品(缶ボディ用コイル)の外観をFig. 7に示す。Fig. 7から、今日のアルミニウム圧延の規模を感じとって頂きたい。

わが国のアルミニウム圧延工業は、缶材に依存している面が大であるが、国際的な競争力においては、コスト競争力の面において米国の同業と比較してやや劣勢である。これは、米国はわが国に比して一桁多く国内に需要を有し、ボディ材とエンド材についてそれぞれ専門の工場が存在しうる条件下にある。そのため、量産メリットを享受しうる立場にある。わが国のアルミニウム圧延工業は、缶材とともに少量多品種の各種板材の生産を併せて行っていることから、量産効果を発揮し難い面が存在し、国際競争場裡において、米国よりも不利な立場にあることは否めない。国際的にみて、国内に世界のトップクラスの自動車産業、建設産業、造船産業など、大口需要家を擁するわが国の鉄鋼業よりは、国内需要の規模の面でアルミニウム圧延業が不利な立場にあるものと考え

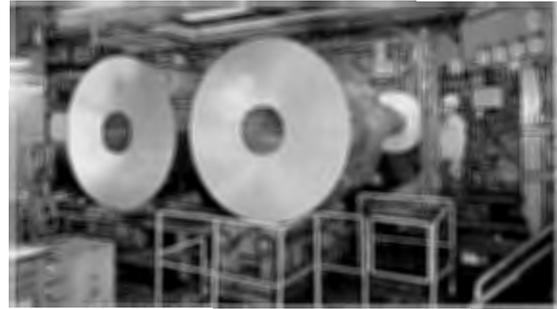


Fig. 7 Aluminium can stock coils.

る。わが国のアルミニウム圧延工業としては、経営合理化の徹底と品質上の優位性を確保することが、将来に向けて生存していくための必要条件であると認識している次第である。

5.3 アルミニウム缶のリサイクル

環境保全と資源の有効利用の両面から、アルミニウムのリサイクル、とくにアルミニウム缶のリサイクルの強化が要望されている。年間、日本人一人当たり130個のアルミニウム缶を消費しているが、このすべてのアルミニウムを溶融塩電解による新地金で供給すると、必要な電力は33.8KWhとなる。この量は日本人が家庭で消費する電力の13日分にも相当する。これは無視できない量である。1996年度の調べによると、アルミニウム缶のリサイクル率は70.2%に達したことが示されている。大量のアルミニウム缶を消費している米国では、早くからリサイクル運動に力を入れてきたが、リサイクル率は62.2%(1995年)と報じられている。リサイクルされた缶屑、UBC(Used Beverage Can), は選別、破碎、塗膜の焙焼を経て溶解再生される。リサイクルに要するエネルギーは、電解製錬のエネルギーの5%以下である。溶解酸化ロスを小さくするため、米国では弗化物等のフラックスを用いて溶解を行なっているが、わが国ではフラックスの残滓の処理に問題を残しているため、フラックスを用いないで溶解再生を行っている。そのため、溶解再生の歩留まりが少なくとも2~3%は低くなっている可能性がある。早急に解決すべき課題の一つと考える。

6. アルミニウムと健康

アルミニウムの用途の中で一般人に最も親しみの深いものは、何といても鍋、湯沸かし器、弁当箱などの家庭用品であろう。最近わが国では、人体内に取り込まれたアルミニウムが老年期痴呆症の一つであるアルツハイマー病の原因であるとする見解が一部の学者より提出された²³⁾。

そしてこのことが、一部のジャーナリズムの報ずるところとなって、アルツハイマー病の原因は即、アルミニウムとする誤った風評を生むに至っている。

アルミニウム業界では、関連団体の協力のもとで、医

学界の協力を得ながらこのような誤解にもとづく風評を拂拭し正しい理解を得るように活動を開始したところである。

アルミニウムとアルツハイマー病の関係について、過去にも米国や英国で問題視されたことがあった。しかし、慎重な検討の結果、「アルミニウムとアルツハイマー病の間に因果関係は認められない」というのが、今日の世界の研究者達の一般的な認識と考えられていた。

そもそも、アルミニウムに神経毒性があるとされたのは、1972年に排泄機能障害を有する患者に腎臓透析をおこなったところ、不幸にしてアルミニウム濃度の高い透析液を用いた場合に「透析痴呆症」が発生したことに端を発している。そして、飲料水中のアルミニウム濃度とアルツハイマー病患者の発生に相関々係がある疑いがあるとの報告がなされた。しかし、透析痴呆症は過剰に血液中に投入されたアルミニウムの神経毒性によるもので、アルツハイマー病とは病理組織学的に異なることが明らかにされている。アルツハイマー病の発症メカニズムは未だ完全には解明されておらず、研究段階にあるとされている。最近の研究の成果として、アルツハイマー病は遺伝子要因（アミロイド前駆体蛋白の代謝異常、 β 蛋白の発生、沈着など）と環境要因（加齢、性別、頭部外傷など）が複合した多因子型の病気であり、本質的な治療法については今後に期待せざるを得ないものとされている。

アルミニウム業界では、関係5団体、すなわち社団法人軽金属協会、同アルミニウム連盟、軽金属製品協会、アルミ缶リサイクル協会及びアルミニウム箔懇話会が共同してアルミニウム健康団体連絡協議会を組織して、本問題に対処しつつある。同連絡協議会が刊行した資料「アルミニウムと健康」（1996年11月）や「アルミニウムと健康Q&A」NO:1~4によれば、人間は日常生活において食料（Table 16）や食器等からアルミニウムを数ミリグラム/日摂取（経口摂取）しており、このレベルは世界保健機構、WHOが定めた一日の摂取許容量（ADI: Acceptable Daily Intake）、1mg/Kg体重・日、からみて、全く問題のない量である。つまり、体重50Kgの人の場合では、一日当たり50mgまで許容されるから、仮に数mgのアルミニウムを摂取しても、健康上の支障を生ずることはないものといえよう。但し、食品によってはアルミニウムの調理器からかなりの溶出が見られることもありうるが、アルミニウム調理器にはアルマイト処理や弗素樹脂膜処理等の防食皮膜処理が施されているので、溶出量は低レベルであることが多く、一日の摂取許容量を超過するようなことは容易には起こり得ない。なお、以上の論議はすべてアルミニウムを経口摂取するときのことについてであって、注射による体内への取り入れは容易ならぬ毒性を示すので、両者は厳密に区別をすべきである。

以上で述べたようなわけで、通常の生活において食品

Table 16 Aluminium content in food stuffs (average value).

Food stuffs	Aluminium content ($\mu\text{g}/100\text{g}$)
Meat	180
Milk	110
Egg	100
Uncleaned rice	230
Cleaned rice	120
Wheat	770
Fish	200
Shellfish	3800
Leaf vegetable	1200
Fleshy fruit	100
Root vegetable	260
Fruit	66
Tuber vegetable	250
Mushroom	610
Seaweed	8500
Soy bean・Sesame	2475
Coffee	4
Beer	7
Tea (Tea bag)	446

や食器から経口摂取されるアルミニウムは、アルツハイマー病の発病とは関係ないものとみなされる。アルミニウム業界では、医学界のご協力も得て事態の解明に努め、一刻も早く不安を一掃したいものと考えている。

7. ま と め

アルミニウム工業は大きく3工程に分けられる。すなわち、ボーキサイト採掘からアルミナ製造に至る原材料工程、アルミナから金属アルミニウムに至る製錬工程、アルミニウム地金から板や押出材や鋳鍛造品に至る加工工程、である。

原材料工程や製錬工程は世界的な規模でそれぞれ資源や電気エネルギーに恵まれた地域において盛んに行なわれている。前者はオーストラリア、後者は米国、ロシア、カナダなど。世界のアルミニウム地金生産は年間ほぼ2000万トンであり、需要と供給はよくバランスしている。

日本のアルミニウム工業は圧延、押出、鋳鍛造などの加工工程に限定されており、年間の総製品出荷量は400万トンを越え、米国について世界第2位である。

地金の取引の多くがLME（ロンドン金属取引所）の影響下にある。本年4月より東京工業品取引所

(TOCOM)において、アルミニウム地金が取引されるようになった(試験上場)。しかし、現在のところ、取引高は期待をかなり下回っている。(なお、10月1日より大阪商品取引所においても取引開始された)。

地球規模で環境保全及びエネルギー節約が重要視されるなか、自動車の軽量化が進められてきている。そして、アルミニウム部品の採用が着実に増大している。最近の開発成功例として、ボディパネル用の焼付硬化型6000系合金板や高負荷ピストン用急凝固粉末アルミニウム合金材料(Spray Deposition法による)などがある。

アルミニウム缶はアルミニウム圧延材の最大の需要分野であり、その缶材は典型的な国際市況商品でもある。コストダウンと品質の安定が問われている。

最近、一部の学者により、アルミニウムとアルツハイマー病の関係が指摘された。しかし両者の相関関係を裏付けるにたる有力な証拠は示されておらず、むしろ内外の調査からアルミニウムはアルツハイマー病とは無関係である可能性が極めて大きくなってきている。わが国のアルミニウム業界では医学界の協力を得て実態の解明に努めているところである。一刻も早くアルミニウムがアルツハイマー病と無関係であることが立証されるよう念願している次第である。

参 考 文 献

- 1) アルミニウム データブック, 日本アルミニウム連盟, (1997).
- 2) Robert Unger : Light Metal Age, 55-5/6 (1997), 84.
- 3) LM通信, (1997. 2. 4).
- 4) IPAI資料.
- 5) LM通信, (1997. 6. 6).
- 6) 日本経済新聞, (1997. 8. 29).
- 7) R. P. Pawlek : Light Metal Age. 54-7/8 (1996), 8.
- 8) 日刊産業新聞, (1996. 6. 25).
- 9) 浜本 聡 : 株式市場新聞 (1996. 6. 25), 鉄鋼新聞 (1997. 6. 27), アルミ国際会議 (Financial Times) の講演要旨.
- 10) 軽金属協会自動車委員会 : 自動車部品のアルミ化調査報告, 第5回, (1994).
- 11) 金属特報 (日刊), (1997. 6. 6).
- 12) American Metal Market, Feb. 24, (1997).
- 13) 西村嘉彦 : 本誌, 34 (1993), 264.
- 14) Public Law 94-163-Dec. 22, 1975, Title III, Improving Energy Efficiency, PartA-Automotive Fuel Economy.
- 15) Al Wrigley : American Metal Market, May 26, (1997).
- 16) Nancy E. Kelly : ibid, July 29, (1997).
- 17) 軽金属協会 : 自動車のアルミ化技術ガイド, 材料編, (第4版), (1996).
- 18) Yoshio Baba : Invitation to Weight Reduction Using Wrought Aluminium, Paper presented to FISITA '96. held at Praha, 17-21, 1996. 本誌, 38 (1997), 147.
- 19) H. Uchida and H. Yoshida : Aluminum and Magnesium Applications, TMS, Materials Week '95, Cleveland Ohio, (1995). 97.
- 20) R. W. Evans, A. G. Leatham and R. G. Brooks : Powder Metallurgy, 28 (1985), 13.
- 21) H. Sano, N. Tokizane and K. Shibue : 本誌, 35 (1994), 123.
- 22) LM通信, (1996. 7. 5).
- 23) 湯元 昌 : Boundary, 12-5 (1996), 38.

住友軽金属技報 第39巻 第1号 (1998) 103-110

技術資料

アルミニウム産業における最近の技術開発

宇野 照生

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 103-110

Recent Technical Developments in Aluminium Industries

Teruo Uno

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

アルミニウム産業における最近の技術開発*

宇野 照生**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 103-110

Recent Technical Developments in Aluminium Industries

Teruo Uno

Recent technical developments in aluminium industries presented in 2nd International Conference and Trade Exposition held at Atlanta in 1997 are reviewed and discussed. Especially, new materials or new technologies on aircraft, automobile, marine, train, beverage can, welding, building and construction, infrastructure, casting, rolling and extrusion are described in this report.

1. はじめに

米国アルミニウム協会が主催してアルミテック'97 国際会議 (2nd International Conference and Trade Exposition) が1997年5月20日から5月23日の会期で米国アトランタ市で開催された。この会議では、アルミニウム産業をとりまくさまざまな問題、例えば需給動向、用途開発、新規技術開発、エネルギー、環境問題などを総合的に討議し、アルミニウム産業の将来を展望することを目的としており、3年前に第一回会議が開催され、今回で第二回となる。本会議では輸送機器、包装、土木建築、生産技術などの広い範囲で最新の技術開発成果が紹介された。本稿では、この会議で紹介されたトピックスをもとに、アルミニウム産業における最近の技術開発動向を述べる。

2. 最近の技術開発

2.1 航空/宇宙

2.1.1 耐熱アルミニウム合金

超音速で飛行する航空機では空気との摩擦により機体の温度が上昇する。特に、高速度で長時間飛行する超音速旅客機 SST では、材料を選定するうえで耐熱性が重要な課題となる。コンコルド機は巡航速度が約マッハ 2 であり、機体外面温度は 120~130℃程度にまで上昇する。そのため、2024 合金のような従来合金では耐熱性

に問題があり、上記の温度域での耐熱性に優れた 2618 合金が機体外板に適用されている。

現在開発が検討されている SST では、コンコルド機よりもさらに高速の巡航速度が想定されており、機体外面温度が 150~200℃にまで上昇するため、既存のアルミニウム合金のうちで最も耐熱性に優れる 2618 合金でも性能上問題がある。そのため、ポリマー・マトリックス、複合材料、低密度の新耐熱アルミニウム合金、改良チタン合金などが候補材料として検討されている。巡航速度がマッハ 2.2 に留まる限りはアルミニウム合金が主候補材料となりうるが、マッハ 2.4 の場合には改良チタン合金が有望とされる。Starke は 2618 合金を含む広範囲の材料評価を実施し、マッハ 2.2 を想定した場合には、C415 (Al-5%Cu-0.8%Mg-0.6%Mn-0.5%Ag-0.13%Zr)、C416 (Al-5.4%Cu-0.5%Mg-0.3%Mn-0.5%Ag-0.13%Zr) などが耐熱アルミニウム合金として有望であることを報告している¹⁾。Fig.1 は C415 と C416 の高温強度を 2618 合金と比較して示すが、2618 合金以上の耐熱性を有している。

2.1.2 Al-Li 系合金

アルミニウムにリチウム (密度 0.53g/cm³) を添加すると、添加量の増加と共に密度が低下し、弾性係数が増加する。リチウムを 1% 添加すると密度は 3% 低下し、弾性率は 6% 増加する。Al-Li 系合金では、低密度・高弾性に加えて 2024 合金や 7075 合金と同程度の高強度が得られるため、航空宇宙用軽量新材料として注目されている。Al-Li 系合金は 1950 年代に一度実用化されたが、当時の開発合金 2020 は韌性が低く、損傷許容設計

* アルミニウム, 4 (1997), 547. に主要部を掲載

** 研究開発センター 第六部, 工学博士

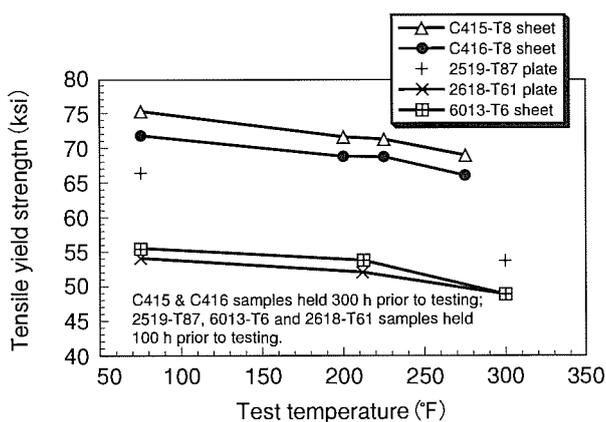


Fig. 1 Elevated temperature longitudinal tensile strength versus test temperature for C415 and C416 stretch 2% prior to artificial aging¹⁾.

基準を満たさないため実機適用は中断された。しかし、石油危機以降再度この合金が注目され、1980年代以降に各国で研究開発が進み、リチウムを2~3%含む8090,8091,2090,2091などの合金が開発された。また最近では、リチウム量はやや低い、銅添加量の増加や銀添加により高強度化を図った2094,2095などの合金も開発されている。Table 1は代表的なAl-Li系合金の化学成分規格を示す。

Al-Li系合金は、近年の石油価格低下に加えて、材料価格が高いことや靱性が低いことなどの問題を残しており、実用化に向けての動きは停滞し、一部の軍用機やスペースシャトル燃料タンク(2195合金)に限定的に適用されているに過ぎない。

Al-Li系合金の最近の実用化例として、GKN Western Helicopters社ではEH101ヘリコプターの床ビームやフレームに8090合金や5091合金(Al-4%Mg-1.3%Li系)押出材を適用している。Fig. 2はAl-Li系合金を適用したメインキャビンを示す²⁾。このように個々の分野ではAl-Li系合金の実用化への新しい試みも見られるが、大量のアルミニウム材料を使用する大型旅客機には低コスト化の観点よりここ当分の間は改良アルミニウム合金(7150,7475,7055,2324,2524など)が主構造材として適用され、Al-Li系合金や複合材料が大幅に採用される見込みは小さいと考えられる。Al-Li系合

金は価格、性能などに課題はあるが、低密度・高弾性であるこの合金の魅力は大きく、今後の技術開発が期待される。

2.2 自動車関連

米国では、1996年に輸送分野は包装分野を抜きアルミニウムの最大のマーケットとなり、鋳物部品のみならず自動車ボディシート用板のような展伸用材料の需要も拡大し、自動車へのアルミニウムの使用量が着実に増加している。自動車用各種合金の開発に加えて、半溶融成形、接合技術、急凝固粉末アルミニウム合金、複合材料、リサイクルなど広い範囲で新技術開発が進んでいる。

2.2.1 半溶融成形

半溶融成形(SSF: Semi Solid Forming)法は高品質の鋳物製品の製造法として着実に実用化が進んでいる。本技術に最も実績のあるAlumax社では、MITよりSSF基本技術を導入し、SSF用ピレットの製造技術並びに半溶融成形技術を確立している。現在では、SSF製品の生産能力は年産3.5万トンに達し、ケース、ハウジング部品からサスペンション部品にまで用途が拡大している。1997年に開発のスペースフレーム車Plymouth Prowlerにはエンジン関連部品、サスペンション部品などに21のSSF製品が採用されている。Fig. 3はSSF法により製造されたPlymouth Prowler用部品例³⁾を示す。

鋳物製造技術のコンサルタントであるZehe Associatesは、SSFが最も優れた型鋳造技術であると評価し、

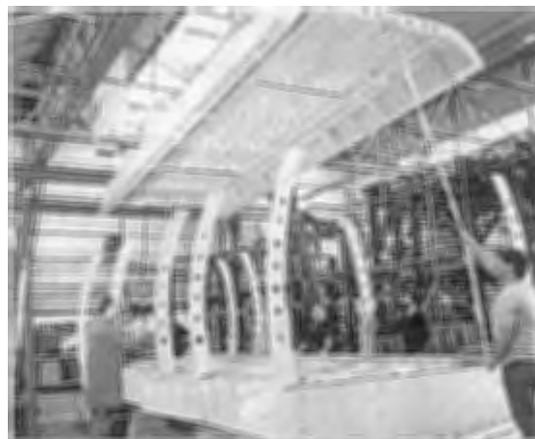


Fig. 2 Assembly of EH101 helicopter main cabin²⁾.

Table 1 Chemical composition limits of typical Al-Li alloys. (mass%)

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Li	Ag
2090	0.10	0.12	2.4-3.0	0.05	0.25	0.05	0.10	0.15	0.08-0.25	1.9-2.6	-
2091	0.20	0.30	1.8-2.5	0.10	1.1-1.9	0.10	0.25	0.10	0.04-0.16	1.7-2.3	-
8090	0.20	0.30	1.0-1.6	0.10	0.6-1.3	0.10	0.25	0.10	0.04-0.16	2.2-2.7	-
8091	0.30	0.50	1.6-2.2	0.10	0.50-1.2	0.10	0.25	0.10	0.08-0.16	2.4-2.8	-
2094	0.12	0.15	4.4-5.2	0.10	0.25-0.6	-	0.25	0.10	0.04-0.18	0.8-1.5	0.25-0.6
2095	0.12	0.15	3.9-4.6	0.10	0.25-0.6	-	0.25	0.10	0.04-0.18	1.0-1.6	0.25-0.6

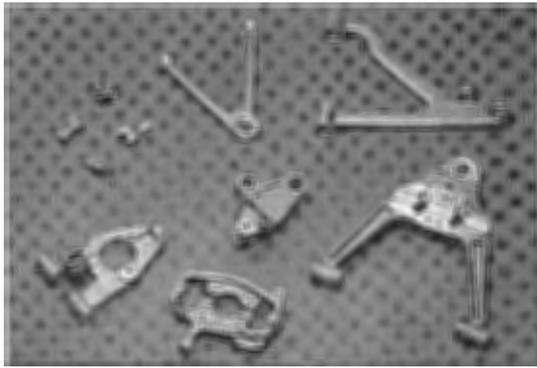


Fig. 3 Semi-solid Formed structural and suspension components produced for Plymouth Prowler³⁾.

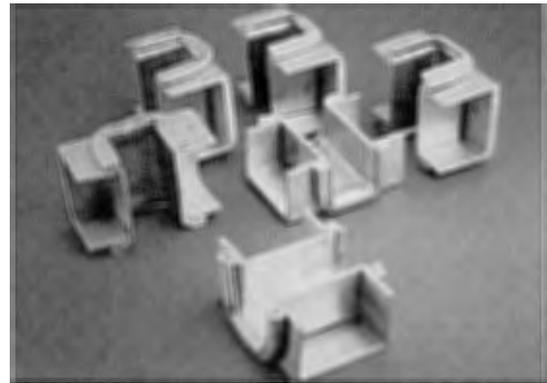


Fig. 4 CF joints made in shallow hollow extrusion⁶⁾.

多くの鋳物企業を指導して本技術の普及と改良に努めている。グループメンバーの HMT (Hot Metal Industries) 社においては、SSF 製品は高品質で耐久性に優れるが、従来の鋳造法に比較して価格が高い問題があった。この対策として、型方案の改良や多数個取り鋳型の開発に取り組み、高圧ダイカストと競合可能なレベルにまでSSF製品価格を下げることに成功している⁴⁾。

2.2.2 CF ジョイント継手

現在の自動車ボディは鋼板によるモノコック構造が主流であるが、軽量化を目的として、アルミニウム合金製スペースフレーム車の実用化が進められている。スペースフレーム構造は6000系合金押出型材を接合して組み立てられるが、型材同士の接合には鋳物継手などが適用されている。

Alumax社では、本構造などに使用する6000系合金押出型材の新接合技術を開発している⁵⁾。この技術はRHT処理(Retrogression Heat Treatment)を利用した6000系合金押出型材の接合法であり、型材を局部誘導加熱により316~538℃の復元あるいは溶体化温度域に加熱し、室温まで急冷して時効硬化するまでの間にさまざまな冷間での圧縮加工を施して型材同士を接合する。この継手はCF(Compression Fitting)ジョイントと称される。Fig. 4はその接合継手例⁶⁾を示す。本接合法は米国で最初のAIV(Aluminium Intensive Vehicle)車であるPanoz Roadsterに適用されている。

2.2.3 スプレIFOォーミング

自動車エンジン部品に使用する急凝固粉末アルミニウム合金についても新たな展望が開かれている。近年、溶湯から直接バルク形状の急凝固材を得る方法として、スプレIFOォーミング⁷⁾(SF: Spray Forming)が注目されている。Fig. 5はスプレIFOォーミングの模式図を示す。金属の溶湯流に窒素ガスを吹きつけると、半溶融のスプレIFOォーが基板表面に衝突して堆積していく。堆積層は次第に成長しプリフォームとなる。冷却速度は10²~10³℃/s程度であるが、スプレIFOォー条件により異なる。SF法では不活性雰囲気中で緻密なバルク形状に製造される

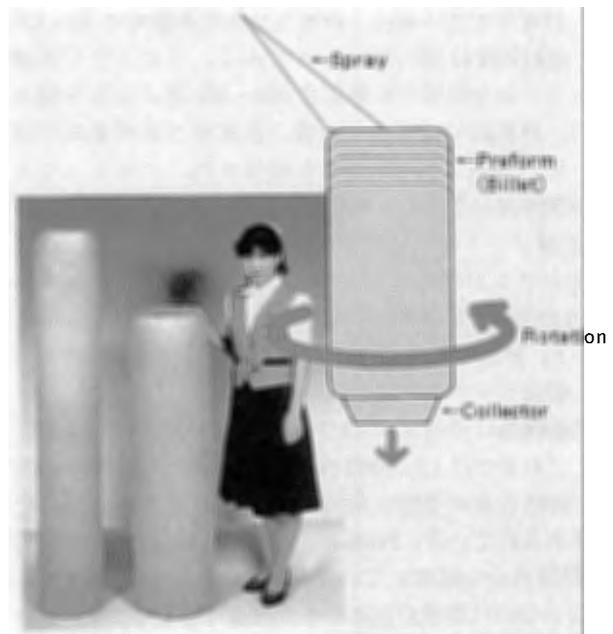


Fig. 5 Schematic diagram for spray forming process⁷⁾.

ため、従来の急凝固粉末アルミニウム合金に比較して酸素や水素の含有量が極めて少なく、高品質で信頼性の高い粉末合金製品が得られる。

PEAK社とMannesmann社では、SF法による急凝固ビレットを素材として自動車エンジン部品の開発と実用化を進めており⁸⁾、本法によるシリンダーライナを鋳鉄製ライナに代わり適用した場合には、軽量化が可能、熱電導率が良好、適度な耐摩耗性を有し切削性も良好、エンジンブロックとの鋳ぐるみ時に界面にポアが発生しないなどの利点があることを強調している。Fig. 6に示すように、SF法によるエンジンライナ⁹⁾は既に欧州で実用化されている。

2.3 船舶

近年、イタリア、オーストラリア、北欧諸国などではアルミニウムを多用した高速フェリーの建造例が多数報告されている。アルミ化の対象となるフェリーの大きさ

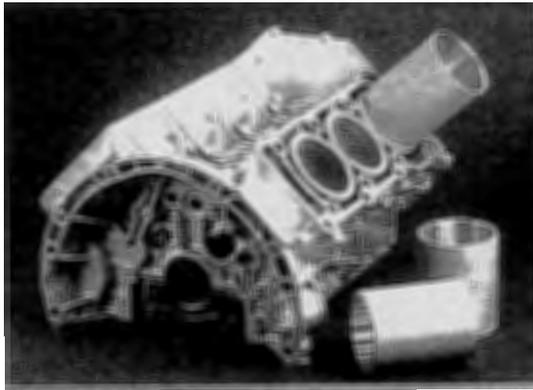


Fig. 6 Cylinder liner produced by spray forming process⁹⁾.

は、旅客用で30~40m、旅客及び車両運搬用で70~120m、巡航速度は30~40ノットである。このような高速フェリーの全世界での需要は200~300隻/年と予測される。旅客用では75トン/隻、旅客及び車両兼用では700トン/隻のアルミニウムが使用され、アルミニウムの年間需要は30000トン程度と推定される。全長82m、速度38ノットのフェリーを例にとれば、420トンのアルミニウムが使用されている。板材は5083合金及び5383合金H321とH116が主体で、H321は船体、横フレーム、押出ビーム、支柱などに、H116はエンジンキャップ、船尾リングに適用されている。

船舶構造に使用される材料は、強度や耐食性を考慮して、これまでは主に5083合金が使用されている。しかし、5083合金は強度に制約があるため新合金の実用化が進められている。Pechiney社は5083合金より高強度の5383合金を開発している¹⁰⁾。Table 2は5383合金と5083合金の化学成分規格¹⁰⁾を比較して示す。5383合金の基本組成は5083合金とほぼ同じであるが、鉄やケイ素量の低減、マンガン量を高めに設定、銅、マグネシウム、ジルコニウム量などを許容範囲内で高めに設定などが5083合金との相違である。Table 3は5383合金板の機械的性質下限値¹⁰⁾を示す。本合金は既に数千トンの生産実績を有し、船舶構造に適用されている。

Hoogovens Aluminium社でも、ALUSTRと称する同様な合金(5083系合金にジルコニウムを添加)を開発し、5083合金に比較して強度が20%以上高くなることを報告している¹¹⁾。さらに高強度の船舶用材料として、Swiss Aluminium社より6082合金の特性と船舶構造への適用¹²⁾、Hydro Aluminium社より6082合金より高強度の押出用合金7108(Al-5%Zn-1%Mg系)の特

性などが報告されている¹³⁾。以上の合金は国内ではまだ船舶用に適用されていないが、高強度化の時流に沿った合金であり、今後の動向が注目される。

2.4 鉄道車両

鉄道車両の軽量化動向について、川崎重工業(株)より新幹線車両構造に関する最近の技術開発成果が報告された。車両質量軽減のため、モノコック構造への転換や使用素材のアルミニウムへの転換が着実に進んでいる。国内で始めてアルミニウム車両が採用されて以来、Al-Zn-Mg三元合金、7003合金薄肉広幅形材、6N01合金薄肉大型中空形材などが車両構体に実用化され、軽量化に大きく寄与している。最近の新幹線車両として、リブ付き形材、大型中空押出材、ろう付けハニカムパネルなどをそれぞれ適用した車両が製作され、特徴を競っている。車両構造、使用材料、工法などの技術開発により、アルミニウムを多用した新幹線車両や通勤車両では、Fig. 7に示すように大幅な軽量化が達成されている¹⁴⁾。Fig. 8は軽量高剛性のろう付けハニカムパネルを床と側面に適用した500系新幹線車両¹⁵⁾を示す。

2.5 飲料缶

2.5.1 飲料缶の動向

アルミニウムDI缶が実用化されて以来、缶用材料、缶用板の生産技術、缶成形技術などの改良が絶えず行われ、Fig. 9に示すように、素材板厚の大幅な薄肉化¹⁶⁾やコスト削減に成功し、飲料缶はアルミニウムの最大の市場に成長した。しかし、CRU社は最近の飲料缶容器におけるアルミニウム缶とペットボトルの動向を分析し、アルミニウム缶市場は既に成長のピークを過ぎて成熟期に入っていることを報告している¹⁷⁾。むしろ最近ではペットボトルの攻勢に対し、飲料用容器に占めるアルミニウム缶シェアが低下している。ペットボトルはリサイクル性に問題はあるが、安価で成形が容易なため、ガラス瓶のみでなく、金属缶市場を侵食して成長している。ペットボトルは1990年から1996年の間に2倍に成長し、

Table 3 Minimum mechanical properties of 5383 sheet and plates¹⁰⁾. (2-40mm)

Temper	Tensile Strength (N/mm ²)	Yield Strength (N/mm ²)	Elongation (%)
O-H111	290	145	17
H116	305	220	10
H32	305	220	10
H34	340	270	5

Table 2 Chemical composition limits of 5383 alloy¹⁰⁾. (mass%)

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al
5383	0.25	0.25	0.20	0.7-1.0	4.0-5.2	0.25	0.40	0.15	0.20	Rem.
5083	0.40	0.40	0.10	0.4-1.0	4.0-4.9	0.05-0.25	0.25	0.15		Rem.

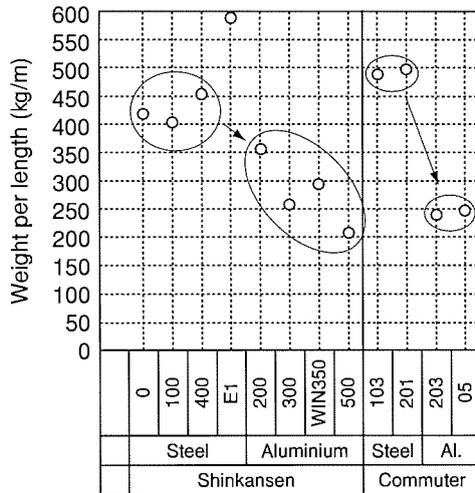


Fig. 7 Car body weight of Shinkansen and comuter per unit length¹⁴⁾.

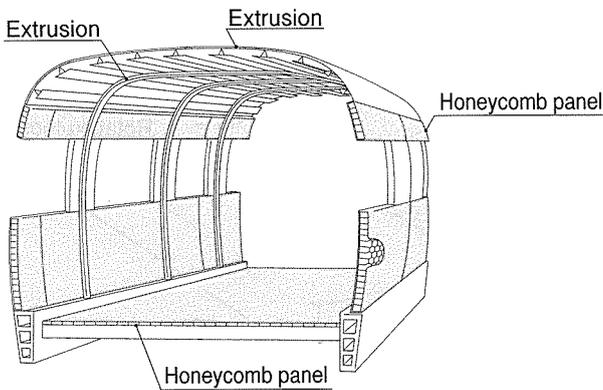


Fig. 8 Structure for car body of 500 Shinkansen fabricated by brazed honeycomb panels¹⁵⁾.

2000年までにさらに40%の成長が予測される。アルミニウム缶のシェアが低下した理由は、米国や欧州で1994~1995年にスチール缶やペットボトルに対してアルミニウム缶の価格競争力が低下したことによる。アルミニウム缶の競争力回復には、軽量化技術開発の推進(缶ボディ質量の22ポンド/1000缶化、エンドの202化など)、缶形状の再検討(リブ付缶による剛性の付与)、新しい注ぎ口の考案、プラスチックを被覆したラミネー

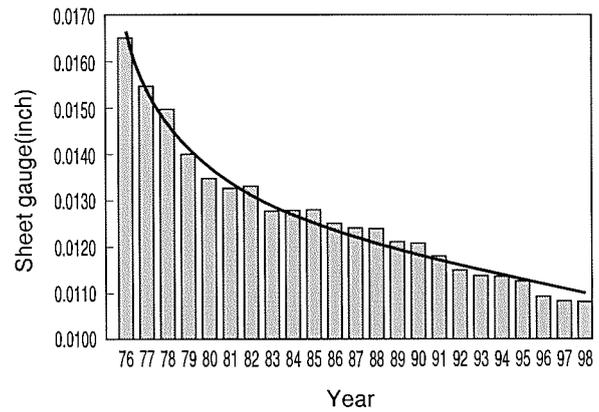


Fig. 9 Gauge reduction in can body stock from 1976-1998¹⁶⁾.

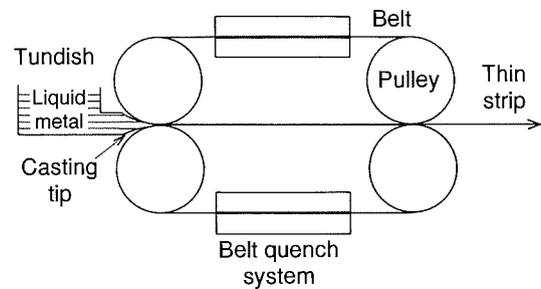


Fig. 10 Schematic diagram for Kaiser caster¹⁹⁾.

ト缶材の適用などが必要とされる。

2.5.2 Micro Mill 法

缶用アルミニウム板は大型スラブを熱間冷間圧延して製造されるが、この方式では初期の設備投資額が極めて大きく、小規模の生産には適さない。そのため、Kaiser社ではMicro Mill法と称する新しい缶材の製造技術を開発している¹⁸⁾。本法による缶材の製造では、溶解炉、薄肉連続铸造機、熱間圧延機、冷間圧延機などが一連のラインに組み込まれ、溶解铸造から板まで一貫生産できる。本法では、Fig. 10に示す新たに開発されたベルト式薄肉高速連続铸造技術を採用している¹⁹⁾。铸造材は厚さが2~3.5mm、板幅は350mm程度と小さいが、铸造速度が約110m/min.と非常に大きいことが本法の特徴である。本法は既にパイロットプラントが設置されている。Micro Mill法では大型圧延設備を導入する場合より投資効率に優れ、運転経費も安く、铸造から缶用板生産までが一貫して行える特徴があり、缶材の少量生産に適している。板幅が小さいため、目標とする生産性と投資効率を得られるのか疑問点は残るが、少量の缶材の現地生産方式としては有力な方法といえよう。

2.6 インフラ/土木建築

インフラ関連では、アルミニウム合金製橋梁構造に関



Fig. 11 Installation of first aluminium road bridge in Norway²⁰⁾.

する欧州や米国における事例，経済性，実機での疲労強度の評価などが注目される。Fig. 11 に示すノルウェーで初めてのアルミニウム合金製道路橋（橋長さ 39m，幅員 7.4m）の事例²⁰⁾では，鋼製桁とコンクリート床版より構成される老朽化した旧橋の架け替えに際して，保守費用が低減でき，質量が軽く，工期の短縮できるアルミニウム構造が採用された。橋桁や床版には中空押出型材を使用して可能な限りの軽量化と組立の容易さを試み，旧橋の取り壊しから据え付け完了まで僅か 5 日間で完了している。

アルミニウム橋梁の経済性については，ライフサイクルコストの観点より議論すべきである。ライフサイクルコストは設計・製造費用，通行制限・公共への影響，保守・点検費用の総計で決定されるが，Reynolds 社によれば，米国では前 2 者で判断されることが多く，保守点検費用は評価方法がまだ一定していない。アルミニウム橋は軽量性を活かしたプレハブ化（工場製作）ができ，主要構造部の溶接を最小限にすることが可能なこと，据付工期が短縮できること，通常的环境下では無塗装で使用でき保守費用が低減できるなどの利点があり，総合的にみてもライフサイクルコストが低減できる特徴がある²¹⁾。

アルミニウム橋梁構造は荷重制限のある，基礎負担を変えずに拡幅工事が必要な橋，耐震性向上を目的とした改修などに適すると考えられている。米国では，1930～50 年代にかけての橋梁ブーム時に架けられた橋を，今後 10 年間に架けかえる必要があり，アルミ化への期待は大きい。国内では，アルミニウム製道路橋は 30 年前に施工された 1 例のみであるが，社会資本の整備に伴い今後注目すべき分野と考えられる。

土木建築分野では，Temcor 社によるアルミニウム製ラチス構造屋根に関する発表が特に注目される²²⁾。大空間が必要なアリーナ，体育館，博物館，テーマパークなどの屋根には構造上から球形状が適している。しかし球形状の屋根とするには建物自体を円形とする必要があるが，構造物の機能や使用目的からは必ずしも円形が適さない。ラチス構造屋根の場合には設計の自由度が大きく，

球形のみでなく，楕円面，円錐，卵型などの屋根形状が可能であり，施工例も多く報告されている。

2.7 新溶接技術

最近の溶接技術として，非真空雰囲気における電子ビーム溶接，自動車用材料のレーザー溶接（6111，5182，6009，5454 合金などを対象），摩擦攪拌溶接（FSW：Friction Stir Welding）などが注目される。FSW は英国の The Welding Institute が開発したアルミニウムの新溶接法である。本法では，Fig. 12 に示すような鋼製の特殊ヘッドを回転させ，ヘッドと溶接材料の摩擦熱で溶接部を加熱し，この加熱された領域をヘッド先端のピンにより攪拌しながら接合する。FSW は固相接合であり，ポロシティが極めて少ない，溶加材やシールドガスが不要，溶接ひずみが小さい，熱処理合金でも高い継手強度が得られるなどの特徴がある。

オハイオ州立大学では，摩擦攪拌溶接時の開始から定常状態に至るまでの摩擦係数や溶接部の温度分布を解析すると共に 6061，5454，2195（Al-Li 系合金）などの合金の溶接部の組織，機械的性質を評価している。Table 4 は 6061 合金と 2195 合金摩擦攪拌溶接継ぎ手の機械的性質を示す。FSW は車両，橋梁，航空機などの分野で将来有望な接合法と期待される。

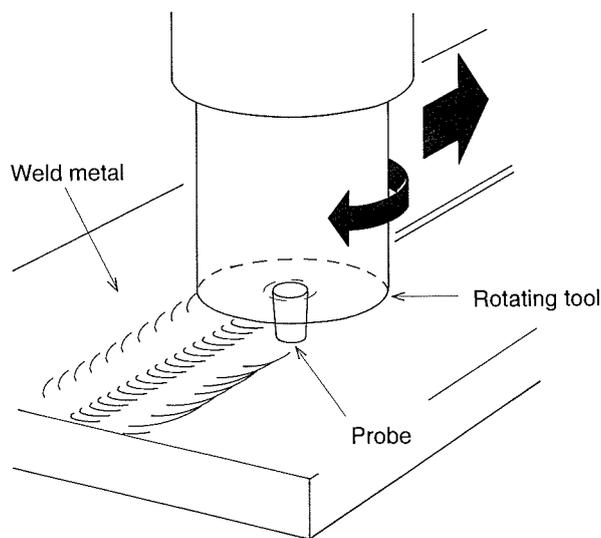


Fig. 12 Schematic diagram for friction stir welding.

Table 4 Tensile properties of friction stir welded 6061 and 2195 alloys.

Alloy and Temper	Test Material	Tensile Strength (N/mm ²)	Yield Strength (N/mm ²)	Elongation (%)
6061-T6	Base Metal	324	303	16
	Welds	234	151	6
2195-T6	Base Metal	572	530	12
	Welds	427	276	9

2.8 製造技術

2.8.1 薄肉高速溶湯圧延法

従来の溶湯圧延法は、鑄造速度が遅く、生産性が低い問題がある。そのため、生産性に優れた薄肉高速溶湯圧延法の実用化が進められている。FATA Hunter 社では、従来の Super Caster に代わる新溶湯圧延技術 (SPEED CASTER法)を開発している²³⁾。その1号機が Norandal Huntington 社に設置され、1996年2月より実機での試運転が開始された。アルミニウム箔を対象とした実機操業により鑄造板厚 1.3mm、鑄造速度 14m/min.を達成し、生産性は従来法に比較して 80%向上している。本法による純アルミニウムの薄肉連続鑄造材では、従来法に比較して板厚中心部の中心偏析は軽微で、DAS や晶出物も小さく問題は認められない。

Pechiney 社でも、従来の Jumbo 3C 法に代わり、Jumbo 3CM と称する新溶湯圧延技術を開発し²⁴⁾、1996年6月に Neufbrisach 工場に導入している。本法では 1000, 3000, 5000 系合金を 2~3mm 厚さに高速鑄造でき、生産性は従来法の 1.5~2 倍となる。技術的には、ロール冷却能の向上、メタルレベルの厳密な制御、ロールスプレーの均一性向上などの改良が加えられている。なお冷却ロール径は 1150mm と Jumbo 3C よりもさらに大径化している。現在は純アルミニウム (1050 合金、1200~1500mm 幅、3mm 厚程度) を対象としているが、

今後、缶材、自動車ボディシートなどへの適用の可能性がある。

以上の2方法は2段双ロール法であるが、Davy 社は4段方式の薄肉高速溶湯圧延技術 (Dynamic Strip Casting)を開発している。本技術は8年前より開始したオックスフォード大学との共同研究に端を発し、その後改良と実証試験を繰り返し実用化された。4段方式では2段方式に比較して、板厚の制御やプロフィールの制御が容易、鑄造作業が容易、ロール交換が容易、鑄造圧延時の熱間圧延の程度が向上するなどの利点がある。本機は Granges Eurofoil に 1995年9月に設置され、予測どりの生産性が得られている。

Reynolds 社でも、Drag Caster と称する単ロール方式の新溶湯圧延技術を開発している。本法は National Aluminium 社と Battelle が 1980 年代初期に共同開発した Melt Drag 法を基本としている。National Aluminium 社では、1986年に 30 インチ幅の鑄造機を設置し、1100, 3105, 3004 などの合金を試作した。Reynolds 社はこの特許を導入し、66 インチ幅試験鑄造機を設置している。本法は、Fig. 13²⁵⁾ に示すように、単ロール方式であることが従来の溶湯圧延法や最近の薄肉高速溶湯圧延法と異なる点である。Drag Caster 法試験プラントの試験操業では、1.1mm 厚さに 60m/min. の速度で鑄造できる。適用合金は 1100, 1145, 1050, 3003, RX320,

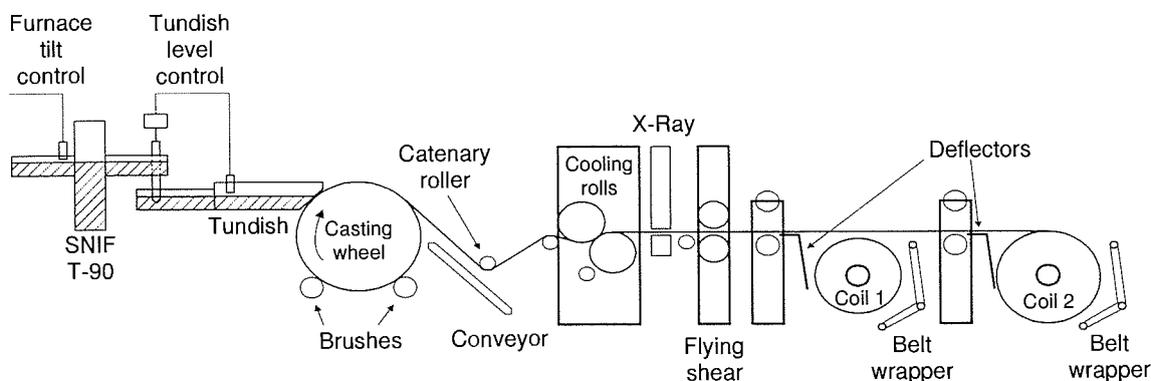


Fig. 13 Layout of 66 inch prototype Drag Caster at Reynolds Metals Company²⁵⁾.

Table 5 Comparison of production rates for various continuous casting process²⁵⁾.

Process	Production Rate (piw)	Alloy	Strip Width (inches)	Gauge (inches)	Speed (ft/min)
Twin Roll	70-100	8111	80	0.20-0.40	3.0-5.0
Hunter-Twin Roll	87	1100	84	0	6
	165	1100	84	0	45
Hazellet-Belt Cast	1200-1400	3105	52	0.625-1.5	20-30
Micro-Mill	800-2000	3XXX	15	0.08-0.14	300-400
Davy 4-Hi	75-220		70	0.08-0.23	10-40
Drag Cast	600-800	RX102	66	0	200

RX102, 8111 などである。本法によれば従来法に比較して生産性は6~8倍に増加する。Table 5は各種連続鋳造圧延法の鋳造能力と生産性比較²⁵⁾を示す。以上のような各種連続鋳造圧延方式はそれぞれ特徴があり、現状ではまだ優劣がつけ難く、今後の実績で評価すべきであろう。

2.8.2 鋳造, 圧延, 押出技術

鋳造技術については, Wagsstaff社とReynolds社によるLHC (Low Head Casting) 鋳型によるスラブ表層組織の解析例が注目される²⁶⁾。本鋳型により鋳造されたスラブ鋳塊では, 表層部の偏析層はDC鋳塊より小さく, 非常に良好である。本法による鋳塊表層部の組織はDC鋳塊よりもEMC鋳塊に近い特性を備えており, DC鋳造法に代わりうる新しい鋳造法として期待される。

圧延技術については, 高速箔圧延機 (Kvaerner Metals), SMS冷間圧延機, 冷間圧延機の設計, レベラ技術, 各種センサー類, 2段冷間圧延機の制御など多彩な技術が紹介されているが, 特に新規性のある技術は, British Aluminium社による光センサーを使用した新板厚制御 (OGC: Optometric Gauge Control)²⁷⁾である。本法では上側のバックアップロール上部に光センサーを設置してミルの変形を計測し, これをもとに板厚を制御する。British Aluminium社では, 本法を1年前よりプレート材の熱間圧延に適用し, 良好な結果を得ている。

押出技術については, Williamson Corp.による多波長式の非接触温度センサーを用いたの押出材の温度測定と制御に関する報告が注目される²⁸⁾。押出材の品質の向上と安定には押出し材の温度制御が不可欠であるが, 板材の熱間圧延温度の計測制御技術に比較し, 押出材の温度制御はそれほど検討されておらず, 今後の大きな課題であろう。

3. おわりに

アルミテック'97国際会議で発表された内容を中心に, アルミニウム産業における最近の技術開発動向についてまとめてみた。アルミニウムの用途は多岐にわたり, 輸送機材, 包装材, 土木建築, インフラ, 各種生産技術など各分野で競合材料に優る新規技術開発が進んでいる。今後のアルミニウム産業の盛衰は, これらの技術開発の成否次第であり, 競合材料より特性に優れた材料を安く量産できる技術を確立することがアルミニウム産業に從

事する技術者の課題と言えよう。

参考文献

- 1) E. A. Starke, Jr. : Proceedings of 2nd International Aluminum Conference and Trade Exposition, Atlanta, Vol. 1, (1997), 19.
- 2) A. F. Smith : *ibid.*, Vol. 1, (1997), 36.
- 3) J. Boylan : *ibid.*, Vol. 1, (1997), 280.
- 4) R. U. Zehe : *ibid.*, Vol. 1, (1997), 250.
- 5) U. S. Patent 4766664, 5458393.
- 6) J. C. Benedyk : Proceedings of 2nd International Aluminum Conference and Trade Exposition, Atlanta, Vol. 1, (1997), 123.
- 7) 渋谷和久, 時實直樹 : あたりあ, 34 (1995), 736.
- 8) K. Hummert, B. Commandeur and D. Zebrowski : Proceedings of 2nd International Aluminum Conference and Trade Exposition, Atlanta, Vol. 1, (1997), 106.
- 9) Automotive Engineering : 105-4 (1997), 79.
- 10) G. M. Raynaud and Ph. Gomiero : Proceedings of 2nd International Aluminum Conference and Trade Exposition, Atlanta, Vol. 1, (1997), 353.
- 11) H. Schipper, A. Haszler and G. Weber : *ibid.*, Vol. 1, (1997), 394.
- 12) M. Siegrist : *ibid.*, Vol. 1, (1997), 367.
- 13) M. Hval and V. Sande : *ibid.*, Vol. 1, (1997), 388.
- 14) A. Hattori : *ibid.*, Vol. 1, (1997), 402.
- 15) 難波圭三, 伊藤泰永 : アルミニウム, 4 (1997), 485.
- 16) W. C. Hoyle and F. R. Setlak : Proceedings of 2nd International Aluminum Conference and Trade Exposition, Atlanta, Vol. 2, (1997), 439.
- 17) N. M. Mason : *ibid.*, Vol. 2, (1997), 433.
- 18) R. J. Frick : *ibid.*, Vol. 2, (1997), 447.
- 19) D. G. Harrington, G. Wyatt-Mair and D. W. Timmons : *ibid.*, Vol. 2, (1997), 450.
- 20) I. Kvale and I. J. Vallestad : *ibid.*, Vol. 3, (1997), 839.
- 21) J. J. Ahlskog : *ibid.*, Vol. 3, (1997), 844.
- 22) A. Lopez and K. Troup : *ibid.*, Vol. 3, (1997), 934.
- 23) R. Beals, B. Carey, B. Taraglio and C. Romanowski : *ibid.*, Vol. 2, (1997), 458.
- 24) R. Cayol : *ibid.*, Vol. 2, (1997), 473.
- 25) L. D. Ray, J. C. Key, B. W. Ward and R. E. Hanneman : *ibid.*, Vol. 2, (1997), 488.
- 26) J. L. Davis, S. A. Levy : *ibid.*, Vol. 2, (1997), 724.
- 27) C. Lane : *ibid.*, Vol. 2, (1997), 692.
- 28) W. R. Barron, Sr., *ibid.*, Vol. 3, (1997), 1012.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-458)

住友軽金属技報 第39巻 第1号 (1998) 111-115

技術資料

アルミニウム圧延における高精度化技術をめざして

星野郁弥

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 111-115

Advances in Control Technology for Aluminium Rolling

Ikuya Hoshino

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

アルミニウム圧延における高精度化技術をめざして*

星野 郁 弥**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 111-115

Advances in Control Technology for Aluminium Rolling

Ikuya Hoshino

Recent development of rolling mill control technology is described. The strip crown control, the strip side shift control, the tension control, the temperature control of hot rolling mills, the thickness control and the flatness control of cold rolling mills have been improved and advanced to cope with increasing demand for productivity and quality under the condition of large variety and small quantity production runs in aluminium industries.

1. はじめに

アルミニウム圧延品の出荷は Fig. 1 に示したように10年間で平均4%程度の着実な伸びを示している。その中でも特に缶用材料の占める割合が年々多くなっているのが特徴である。このような需要の伸びに応えるため、Table 1 に示したような圧延機の増設に加えて、高生産性を目指した圧延制御技術の開発が進められてきた。一方、米国の場合、年間数10万トン規模の缶用材料専用工場が数カ所存在するのに対して、わが国の場合は、缶用

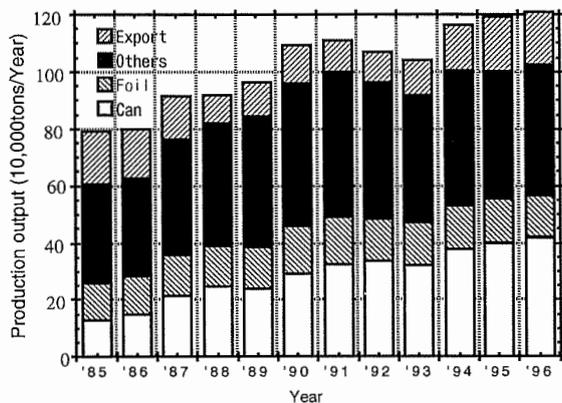


Fig. 1 Production trend of aluminium rolling ind. in JAPAN

材料の割合が多いといっても、その市場規模は年間40万トン程度である。これは米国のような専用工場ならば1工場だけでまかなえる程度であり、多品種少量生産とならざるを得ない環境にあることを意味する。また、このことはわが国の一般的特徴でもあるが顧客の品質に対するニーズが極めて多様化・厳格化しており、その中で高生産性を確保しコストダウンを目指すための圧延制御技術開発が進められてきた。

アルミニウム圧延プロセスは熱間圧延プロセスと冷間圧延プロセスに大別されるが、いずれにおいても、高生産性のためには、高圧下化・高速化・大型化・連続化がひとつの方向である。以下では熱間圧延プロセスと冷間圧延プロセスとに分けてそれぞれのプロセスのなかで最近開発された制御技術を中心に簡単に解説する。

なお、アルミニウム圧延に関する技術動向については数多くの文献^{1)~6)}にて紹介されており、特に最近のアルミニウム圧延における高精度製造技術に関しては、軽金属学会・金属加工部会・圧延分科会主催の金属加工シンポジウム「アルミニウム圧延の高精度製造技術 (1996年5月)」にて、アルミニウム圧延の現状と品質課題⁷⁾、研究課題の展望⁸⁾、最近の各種圧延機^{14), 15)}や各種制御技術等^{16), 19), 22)}について各方面の専門の方々から紹介されているので、参考として頂きたい。

2. 熱間圧延プロセスにおける制御技術

アルミニウム熱間圧延ラインとしては、現在国内で8

* 軽金属学会法人化記念フォーラムII (1997年3月), 1にて発表

** 研究開発センター第二部, 工学博士

Table 1 Recent installation of rolling mills (since 1984)^{1), 4), 9), 10), 11), 13)}

Year	Company	Plant	Hot rolling mills	Cold rolling mills
1984	KAISER	Trentwood (U.S.A)	Improvement F.5-T(HC)	Reconstruction 5-T 1730mm Full continuous
1986	ALCAN	Logan City (U.S.A)	Newly installed R+F.3-T	Newly installed 3-T 2450mm 1800m/min
	PECHINEY	Rhenalu (France)		Newly installed 1850mm 1800m/min
1987	ALCOA	Warrick (U.S.A)		Reconstruction 2060mm
	ALCOA	Tennessee (U.S.A)	Reconstruction F.5-T (CVC), 400m/min	Newly installed 2030mm Full continuous(CVC)
1988	Furukawa	Fukui (Japan)		Newly installed 1760mm 1800m/min(HC)
	Kobe	Mooka (Japan)	Reconstruction F.4-T(TP), 370m/min	
1990	Sky	Fukaya (Japan)		Newly installed 2240mm 1800m/min(UC)
1991	Sumitomo	Nagoya (Japan)		Newly installed 2240mm 2000m/min(UC)
1992	Mitubishi	Fuji (Japan)		Newly installed 1930mm 1000m/min(VC)
	Sumitomo	Nagoya (Japan)	Reconstruction F.4-T (VC,TP,CVC), 450m/min	
1993	KAAL	Mooka (Japan)		Newly installed 2-T 2400mm 1650m/min(CVC)
1995	ALUNORF	Neuss (Germany)	Newly installed R+F, 4-T (CVC), 480/min	Newly installed 2-T 2450mm 1500m/min(CVC)
1997	Furukawa	Fukui (Japan)	Reconstruction F.4-T (TP), 360m/min	

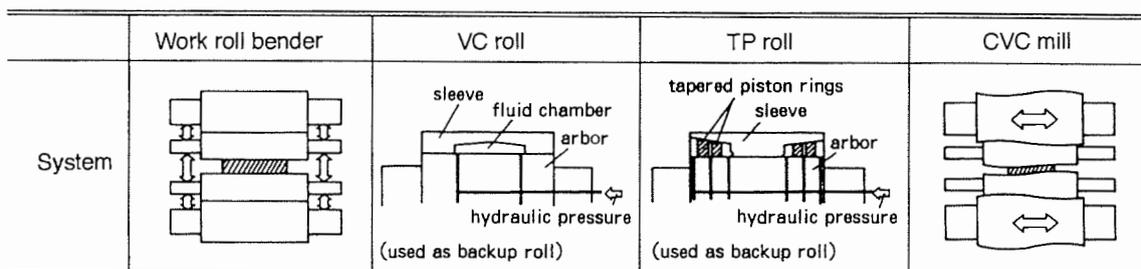
Symbols) R : Hot roughing mill, F : Hot finishing mill, -T : Tandem, xxxx mm : Roll barrel width, xxxx m/min : Maximum speed, VC, HC, UC, TP, CVC : Equipment for strip crown and flatness control

ラインあり、仕上圧延機は1スタンドのものと3ないし4スタンドのタンデムのもがある。4スタンドは3ラインあるが、Table 1に示したようにいずれもここ数年で3スタンドから増設されたものである。仕上圧延機増設と併せて粗圧延機や仕上圧延機の高出力化や高速化も実施されているが、米国においては5スタンド圧延機が以前から稼働していることと比較すると、基本的な生産設備能力の点では、かなりの遅れをとっている。しかし、設備能力を最大限活用するための各種の制御技術開発によりその基本的な設備能力の遅れを補う効率のよい生産をめざしている現状にある。熱間圧延機の主な制御項目は、プリセット、板クラウン制御、張力制御、温度制御などである。

プリセットは各種の圧延条件を実現するためにロール開度や速度等を圧延前に自動設定する機能である。多様なニーズに高能率で対応するため、圧延理論にもとづく圧延荷重などの計算結果から圧延条件毎に最適値をもとめ

る。少品種の圧延の場合で圧延条件がそれほど多くない場合は、あらかじめ決められた数種類のロール開度や速度等を設定するだけでよいが、数多くの圧延条件に対応するには圧延理論にもとづく方法が効果を発揮する。

板クラウンは板幅方向の板厚精度であり、厳格化する板厚精度に対する要求に対応するため、VCロールやTPロール、CVCミルなどFig. 2に示したような各種の板クラウン制御装置が導入されている。Fig. 3は板クラウン制御装置の配置例であり、板厚が比較的厚く形状不良が発生しにくい上流スタンドで、クラウン制御範囲の広いCVCミル・TPロールを用いて目標板クラウンを達成し、下流スタンドでは圧延中変更可能なVCロールを用いて圧延中の形状不良対策を行うという考え方である。板クラウンの自動制御システムについても各種の方式が開発されている^{16)~18)}。また、板クラウンが小さい圧延では、特に材料尾端で板センタと圧延機センタのずれが進行する板流れと呼ばれるトラブルが発生しやすく

Fig. 2 Crown and flatness control devices¹³⁾

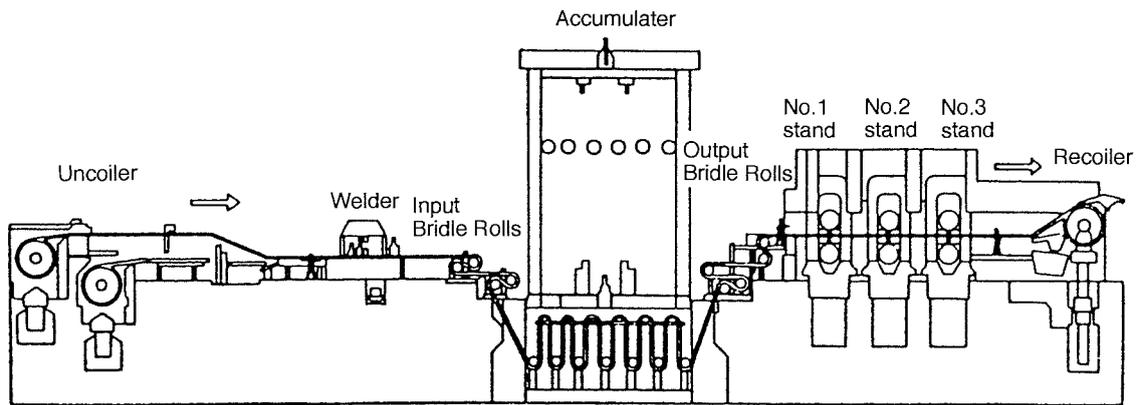


Fig. 7 Continuous rolling mill¹²⁾

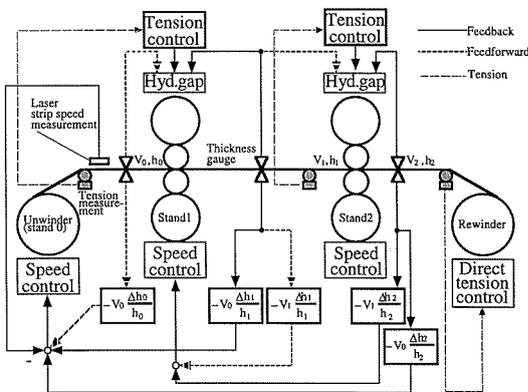


Fig. 8 Mass flow AGC²¹⁾

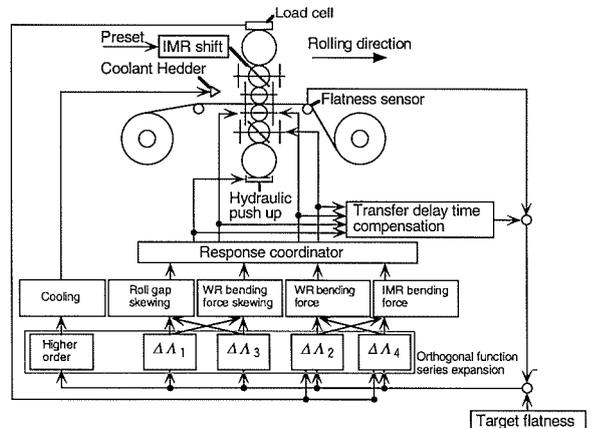


Fig. 9 Configuration of the flatness control system²³⁾

い機能のひとつである。形状制御の手段としては、ロールベンダ、クーラントなど種々のものがありそれぞれ特有な制御システムが構成される。最新の技術としては Fig. 9 に示したような中間ロールベンダを備えた 6 段圧延機による形状制御システムで、圧延モデルを活用し多変数制御理論を応用している²³⁾。

また、モデル化の難しいクーラントによる制御にファジィ制御を活用し熟練オペレータと同様な機能をもたせようとするシステムも実用化され効果を上げている²⁴⁾。

その他の高圧下化や高速化のための技術としては水溶性冷間圧延油等の潤滑技術や小径ロールによる圧延技術があげられる。アルミニウムの冷間圧延油では高表面光沢を得るための低粘度の鉱油が使用されていることが多いが、圧下率を高くするとヘリンボーンと呼ばれる表面欠陥が発生したり、加工発熱に対する冷却不足による形状不良が問題になったりする。ヘリンボーンの発生メカニズム²⁵⁾や潤滑性能向上のための添加剤の影響²⁶⁾など基礎的研究も進められている。

Fig. 10 は最近の最大荷重仕様が 500tf を超えるような冷間圧延機におけるワークロール径とロール胴長の関係を示したものである。ロール径の選択には板表面の変化にも留意する必要があるが、ロール径が小さくなれば Fig. 11 に示したように圧延荷重や圧延トルクが小さく

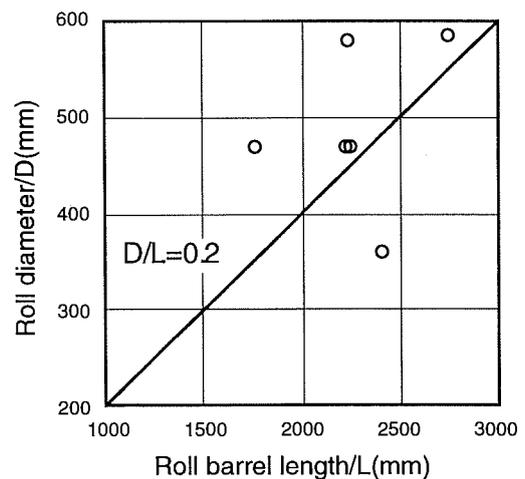


Fig. 10 Roll diameter and barrel length

なり高圧下圧延がより容易になる利点があり、今後小径化の傾向が進むのではないかと考えられる。

品質管理にコンピュータを使用することも盛んに行われており、いわゆる SPC (Statistical Process Control) システムの開発・実用化が進められている²⁷⁾。SPC シ

なり、そのための積極的な制御として、Fig. 4 に示したようなベンダ差圧を活用したシステムも実施されている^{13),19)}。

熱間タンデム圧延機の高圧圧延の安定的達成のためにはスタンド間張力の安定化が重要であり、特に、高速にて通板する際に張力が迅速に確立しないと、形状不良や板流れ、ループ発生などのトラブルにつながる。従来からループと呼ばれる制御装置や張力計を用いた制御が実施されていたが、最近ループによるループ吸収機能と張力計による高精度性を兼ね備えた Fig. 5 のような方式が実用化され効果を上げている。

熱間圧延における温度制御は、アルミニウム圧延材の機械的性質を左右するもっとも重要な技術のひとつであ

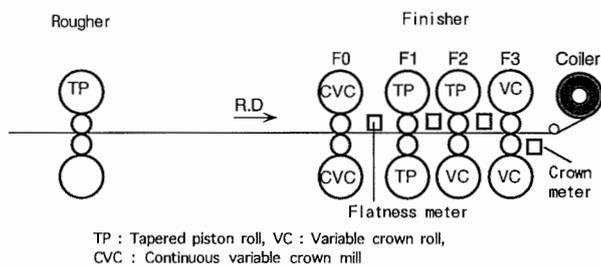


Fig. 3 Strip crown control¹³⁾

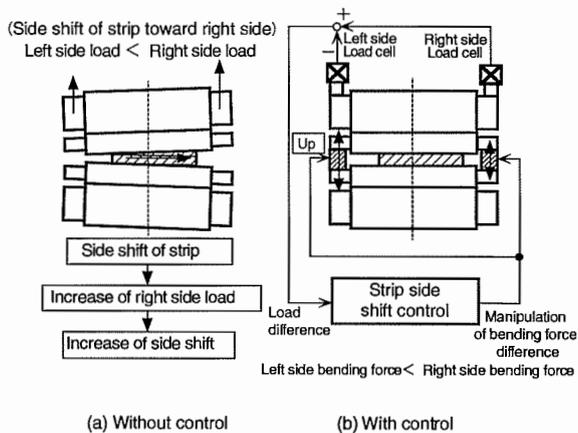


Fig. 4 Strip side shift control^{13),19)}

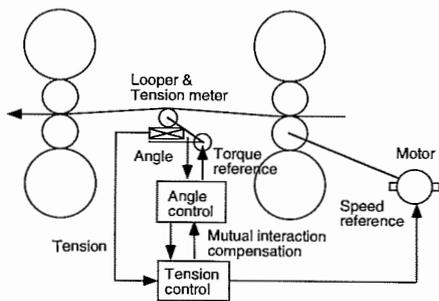


Fig. 5 Tension control using looper equipment and a tension meter^{13),19)}

るが、最近では、高精度な温度精度でかつ高圧圧延が達成できるようなシステム開発もなされている。新システムでは Fig. 6 に示したように圧延速度とクーラント流量を圧延モデルにもとづき協調して変更し温度変化が最小になることをねらっている。

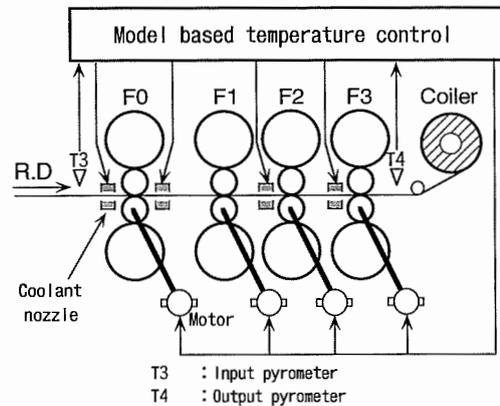


Fig. 6 Temperature control of hot rolling mills^{13),19)}

3. 冷間圧延プロセスにおける制御技術

最近新設された冷間圧延機は Table 1 に示すように広幅（ロール胴長 20000mm 以上）、高速（最高圧延速度仕様 20000m/min）であり、形状制御能力を強化した UC ミル、CVC ミルが主流となっている。また、海外では水溶性圧延油を使用した完全連続冷間圧延機が稼働しており、その一例を Fig. 7 に示す。冷間圧延機的主要な制御項目は、板厚制御、形状制御である。高圧下化や高速化が進むと加減速時の板厚や形状の変化が大きくなり、定常部でも単位時間あたりの加工発熱が大きくなりロールのヒートクラウンの制御がより困難となる。

冷間圧延機の板厚制御は製品の板厚精度を決定するもっとも重要な技術であり、最近でも各種の新技术開発がなされている。例えば、板厚と同時に変化する張力にも対処した方式（多変数制御²⁰⁾）などが実用化された。多変数制御方式では、板厚計や張力計などの信号から圧延モデルを用いて、圧延条件の変化に対応した最適なロール開度操作量及び速度操作量を求める点に特徴がある。また、Fig. 8 に示したような、板厚を速度で制御し張力をロール開度で制御する、いわゆるマスフロー板厚制御がタンデム圧延機を中心として採用される傾向にある²¹⁾。マスフロー板厚制御のひとつの特徴は、マスフロー一定という簡単な原理式にもとづく制御を実施しているため圧延条件が変わっても制御定数を変える必要がないという点にある。タンデム圧延におけるものとは若干方法が異なるが、シングル圧延機へのマスフロー板厚制御²²⁾の適用も実施されており板厚精度向上に効果を発揮している。

形状制御は、高圧下化や高速化を進める上で欠かせな

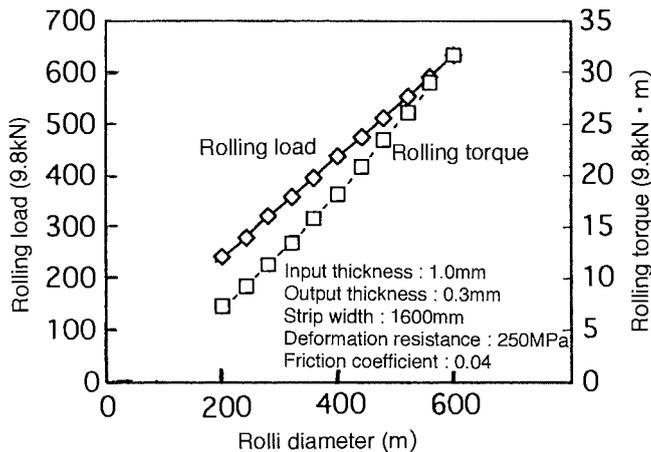


Fig. 11 Rolling load and torque dependence on roll diameter

ステムは、板厚や板温度などの品質情報の収集と統計的処理・解析を行い、品質情報を管理しやすい形で提供するもので、品質に関わる問題解決の効率化や品質保証能力の大幅な向上が期待されている。

4. 今後の展望

本稿で紹介した多くの各種の制御システムに共通する特徴は、制御装置が圧延モデルに直接関係づけられて構成されている点にある。その結果、圧延条件が変化しても制御特性が一定となり、アルミニウム圧延のような多品種少量生産に適したシステムとなることにある。このような圧延モデルにもとづく制御についてはさらにその適用範囲が拡大されるであろう。例えば、板クラウン制御については強力な制御装置をより有効に活用するための制御技術の開発、熱間圧延における板幅制御や幅方向の温度制御などへの多変数制御やロボスト制御の適用が今後の検討課題である。

また、圧延モデルのような合理的な数式モデルがないような対象、例えばコイル搬送ラインの効率化や圧延順決定の自動化・効率化などにはエキスパートシステム、ニューロシステム、AI（人工知能）技術や遺伝的アルゴリズムなどのメタヒューリスティックスの活用が、既に鉄鋼ではかなり研究開発が進んでいるようであるが、今後アルミニウム圧延においても多品種少量生産に適したシステムとしての開発が進むものと考えられる。

圧延品の機械的性質、金属組織を制御する材質制御技術は、現在基礎的研究が進められている段階にあるが、数式モデル開発やセンサ開発等が更に進展することが期待されており、そのためには、圧延技術者と材料技術者の連携や有限要素法などのシミュレーション技術²⁶⁾の活用が重要であると指摘されている⁸⁾。

本稿では制御技術に重点をおいて今後の展望を試みたが、より広い範囲での今後の展望については、文献(4)、

(6)、(7)、(8)で述べられているので参考として頂きたい。

5. おわりに

高生産性のためには、高圧下化・高速化・大型化・連続化がひとつの方向であり、先にも述べたように、アルミニウム圧延の場合、顧客ニーズの多様化・厳格化の中で生産性を確保するためのいわゆる多品種少量生産に適した技術開発が進められてきた。今後は品質だけでなくコストも含めたトータルでの国際競争力のある製品作りのための技術開発がますます要求されており、そのためには本稿で述べたような圧延制御技術の発展がますます重要となってくるものと考えられる。

参考文献

- 1) 近藤清人：アルトピア，No1 (1989)，15.
- 2) 星野郁弥：アルトピア，No11 (1990)，153.
- 3) 松井邦昭：軽金属，40 (1990)，156.
- 4) 木村 紘，星野郁弥：アルミニウム，1-1 (1994)，4.
- 5) 宮永徹夫，菱川 滋，小林博幸：軽金属，45 (1995)，101.
- 6) 長倉 弘：第6回軽金属テクノフォーラム，(1995)，31.
- 7) 伊藤孝英：軽金属学会金属加工シンポジウム，(1996)，1.
- 8) 長倉 弘：軽金属学会金属加工シンポジウム，(1996)，52.
- 9) 軽金属学会研究報告書，No31，(1993).
- 10) A. I. Nussbaum：Light Metal Age，51-11/12 (1993)，8.
- 11) A. I. Nussbaum：Light Metal Age，53-11/12 (1995)，8.
- 12) F. L. Church：Modern Metals，43-11，(1987)，10.
- 13) 上野順一郎，藤本隆行，杉江明士，星野郁弥，橋爪雅紀，今西由幸，岡村義英：本誌 36-1 (1995)，53.
- 14) 古元秀昭，林 寛治：軽金属学会金属加工シンポジウム，(1996)，16.
- 15) 吉川種治：軽金属学会金属加工シンポジウム，(1996)，25.
- 16) 服部重雄，藤本高幸：軽金属学会金属加工シンポジウム，(1996)，31.
- 17) 木村 紘，杉江明士，星野郁弥：本誌 30 (1989)，156.
- 18) 藤本高幸，山田竜也，小林 浩，宮阪清人，桑野博明，大谷内司：R&D 神戸製鋼技報 37 (1987)，51.
- 19) 岡村義英，星野郁弥：軽金属学会金属加工シンポジウム，(1996)，39.
- 20) I. Hoshino, etc：Automatica 24 (1988)，741.
- 21) Siemens：Metals, Mining, & More, 1, (1997)，7.
- 22) 前田英樹：軽金属学会金属加工シンポジウム，(1996)，43.
- 23) I. Hoshino：Control Eng. Practice 1-6 (1993)，91.
- 24) 堺 俊夫，前田英樹，菱川 滋：古川電工時報，No85 (1989)，75.
- 25) 小豆島明，小原裕二郎，川西陽介，千田憲雄：第42回塑性加工連合講演会講演論文集，(1991)，853.
- 26) 細見和弘，間瀬俊朗：85回軽金属学会秋期大会講演概要集，(1993)，177.
- 27) 岩下徹幸，宮永徹夫，斉藤 秀，柴田 修：古川電工時報，No95 (1995)，94.
- 28) 森謙一郎：軽金属学会金属加工シンポジウム，(1996)，9.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-459)

住友軽金属技報 第39巻 第1号 (1998) 116-121

技術資料

高力アルミニウム合金押出材の用途とその技術的課題

松田 真一 吉田 英雄

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 116-121

The Applications and Technical Issues
of High Strength Aluminium Alloys

Shinichi Matsuda and Hideo Yoshida

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

高力アルミニウム合金押出材の用途とその技術的課題*

松田 眞一** 吉田 英雄***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 116-121

The Applications and Technical Issues
of High Strength Aluminium Alloys

Shinichi Matsuda and Hideo Yoshida

High-strength Al-Zn-Mg alloys have attractive properties for aircraft, automobile and motorcycle applications. High content of solute elements, such as Zn, Mg, Cu, brings high-strength in these alloys.

But it is hard to produce extruded bars, pipes and shapes of these alloys, because higher content of these elements results in higher flow stress and more susceptible to crack during hot extrusion. Therefore it causes crack of die, grain growth by heat resulting from friction between metal and orifice and low extrusion speed, and makes the cost high. Recently, a lot of industrial technique were developed to avoid these points, for example, new soaking process and indirect extrusion press. It is most important to improve the productivity of these alloys for reducing the cost and creating new applications.

Moreover, high large amount of solute elements causes inhomogeneous appearance after anodizing and stress corrosion cracking. To obtain good appearance, casting and quenching process must be achieved under carefully controlled condition. A new heat treatment, RRA, makes it possible to utilize the alloy that has high content of alloying elements under severer stress conditions without stress corrosion cracking. But usually highly alloyed material exhibits low toughness. In developing high strength Al-Zn-Mg alloys, further study in not only corrosion property but also improvement of toughness must be needed.

1. 緒 言

Al-Zn-Mg 系合金は、高強度・高靱性を示すため、航空機材や2輪車などの構造用材料として用いられる。この材料はその性質により、大きく2種類に分類される。

第1のグループは、7003, 7N01 合金に代表される三元合金 (Al-Zn-Mg) である (Table 1)。この系統の材料は溶接可能で継ぎ手効率がよく、また、薄肉形材や中空形材を製造することもできるため、2輪車のフレームやリム¹⁾、4輪車のバンパーレインフォースメント²⁾やサイドドアビーム³⁾などで実用化されている。今後、輸送機器分野での軽量化ニーズに応える材料として用途拡大が期待される。

これに対して、Al-Zn-Mg に加えて高強度化のために Cu を添加した、7075, 7050 を代表とする四元合金のグループがある (Table 1)。これらは量産されるアルミニウム合金の中では最も高い強度を示すため、航空機用構造材などに用いられる。現在、より高強度を得るために合金改良が進められており、硬式野球用バット⁴⁾、2輪車用のフロントフォークアウターチューブ⁵⁾などに適用されている。しかし、アルミニウム合金の中では比較

Table 1 Nominal chemical composition of 7000 series alloy.

Alloy	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr
7003	(≤ 0.20)	(≤ 0.30)	0.75	(≤ 0.20)	5.8	0.15
7N01	(≤ 0.20)	0.45	1.5	(≤ 0.30)	4.5	0.12
7075	1.6		2.5	0.23	5.6	
7050	2.3		2.2		6.2	0.12

* 軽金属学会第95回秋期大会技術懇談会にて一部発表

** 研究開発センター 第一部

*** 研究開発センター 第一部, 工学博士

的加工性が悪いいため、生産や加工上の問題点も多い。

高力アルミニウム合金の実用化例と問題点、加工性改善など製造上の技術について紹介する。

2. Al-Zn-Mg 系合金

この系の合金における主な技術的課題としては、ダイス割れ、押出中の肌荒れ・ムシレ、アルマイトむら、表層の粗大再結晶粒、高強度・薄肉化などが挙げられる。以下、代表的な項目についてふれる。

2.1 ダイス割れ

7000系合金は変形抵抗が高いため押出中にダイスにかかる負荷が大きい。特に中空型材の場合には、高い押出力が要求されるため、ダイス割れを発生させやすい。押出が容易な6063合金などと比較して、工具寿命が極端に低い。Fig.1にその一例を示す。これはホローダイスのメスダイスであるが、オリフィスからダイス外周にかけて、大きな割れが発生している。主成分であるZnが押出温度領域において鋼を脆化させるとの見方もあり、効果的な対策を施すことは困難である。

現状では、ダイス設計時点において、ダイスの径や厚みの工夫によって剛性を確保したり、鋼材の選定基準を変えたりするなどの基本的な対策を行い、補修によって工具寿命を延長させることにより対処している。工具費の低減などの観点からも、より強度の高いダイス用材料の開発が望まれる。

2.2 アルマイト性

2輪車のリムは溶接性（フラッシュバット溶接）が必要であるため、三元合金が用いられることが多い。リムは外観品質や防食の観点からアルマイト処理される。

三元合金には、通常微量のCr、MnやZrなどの遷移元素が添加されている。これは、金属組織を繊維状のものとし、強度や耐応力腐食割れ性を向上させるためである。しかしながら、押出中にベアリング部から受けるせん断加工により、表層が部分的に再結晶することがある。その結果、素材の表面は繊維状組織と再結晶組織の混合

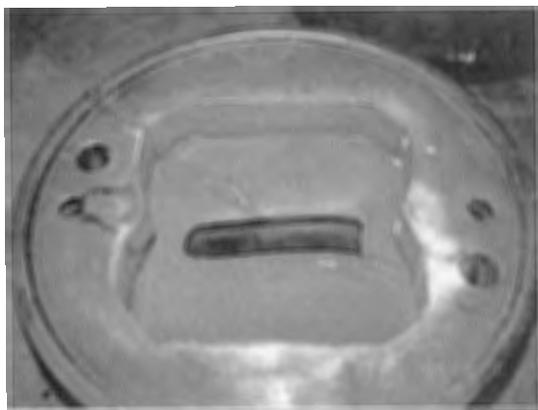


Fig. 1 Appearance of hollow die (female) cracked by high extrusion force.

組織となり、アルマイト中にムラが生じて外観品質を大きく損ねることがある。Fig.2に一例を示す。この例では、素材の大部分が繊維状組織であるが、一部帯状の再結晶層が押出方向に形成されている。このような場合には、鋳塊の均質化処理条件を適切化し、素材表面全体を均一な組織にすることが必要である。Fig.2の場合では、スポーク孔を形成する張出し加工部分において、繊維状組織の異方性が原因となって割れが発生している。したがって、むしろ表面を均一な再結晶組織とし、加工性の改善を同時に図ることによって対処する場合もある。但し、結晶粒径が粗大になった場合には加工後の肌荒れが生じることがあるため、適切な範囲の均質化処理条件を施す必要がある。

2.3 冷間加工性

溶接構造用の7N01合金を用いて冷間加工を行う場合、弱加工であればT4材を用いるが、冷間鍛造やスピニングなどの局所的な強加工を行う場合には、通常の場合O材を用いる。しかし、熱処理直後の機械的性質は規格を満足するが、室温で保持することによって引張強さ及び0.2%耐力が上昇し、伸びが低下する場合がある。このため、熱処理直後では加工可能であった材料が、ストックとしてある期間保管されると加工が出来なくなるケースも生じる。JISで推奨されている焼なまし条件を施した材料における引張性質の経時変化を調査した結果をFig.3に示した。JISにおけるO材の機械的性質の上限は、引張強さで245MPa、耐力は約145MPaで、共に約10日以上室温で放置すると規格を外れる値を示した。このような材料においては、比較的低温で焼なましを行うことが有効である⁶⁾。Fig.4は各温度で焼なましした押出材において、室温に於ける硬さの変化を示したものである。比較的低温で熱処理を行った材料は、それより高



Fig. 2 Inhomogenous macro structure of motorcycle rim.

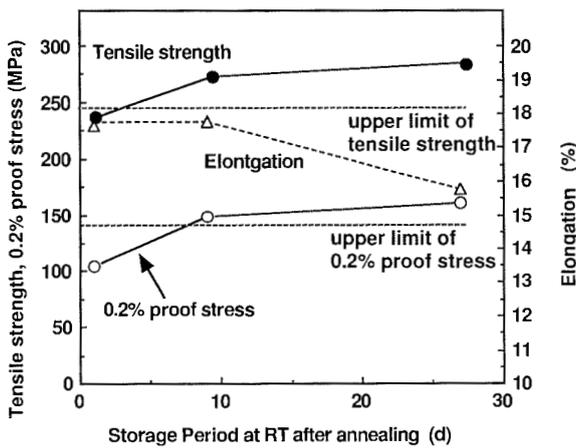


Fig. 3 Effect of room temperature aging on tensile properties of an annealed 7N01 shaped bar.

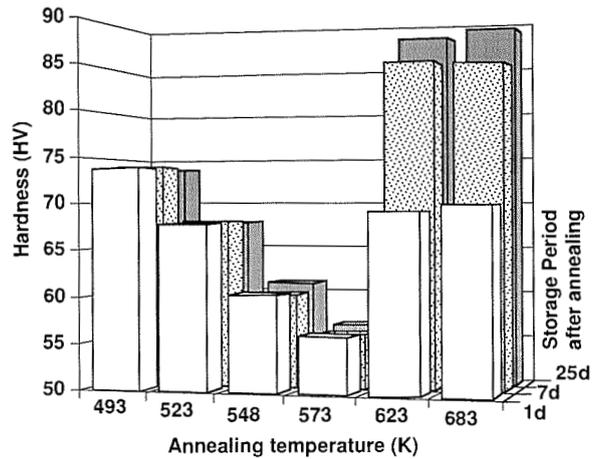


Fig. 4 Effect of annealing temperature on the increase of hardness during room temperature aging for 1, 7 and 25 day after annealing.

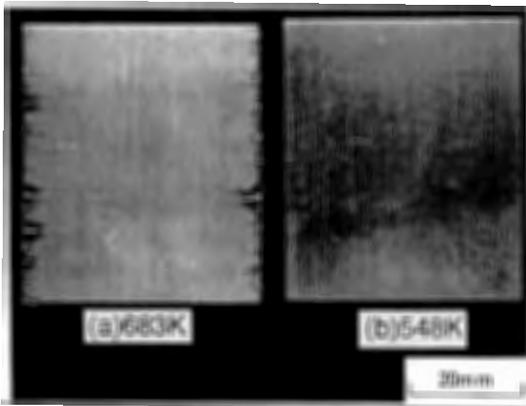


Fig. 5 The appearance of specimens annealed at 548K and 683K respectively followed by cold rolling (the reduction of CR : 95%).

温で処理を行った材料よりも硬さが小さくなる。室温放置による硬さの変化を調べると、熱処理後 25 日でも殆ど硬さの変化は認められない。

フラットバー材を熱処理後、25 日間室温で放置した材料について、95%冷間圧延した材料の外観を Fig. 5 に示す。低温の焼なましによる冷間加工性の改善と室温時効硬化の抑制効果が、耳割れ発生の有無に現れている。

3. Al-Zn-Mg-Cu 系

この系の合金における主な技術的課題としては、鋳塊の偏析・割れ、ソーキング、押出能率、熱間割れ、表面の粗大結晶粒、焼入れ、フクレ、応力腐食割れ、高強度・高靱性化などが挙げられる。以下、代表的な項目についてふれる。

3.1 鋳塊偏析

7000 系合金の場合、一般に鋳塊製造時に大きな内部応力を発生しやすく、大形鋳塊を製造する場合には割れが発生することがある。これを防止するため、冷却速度

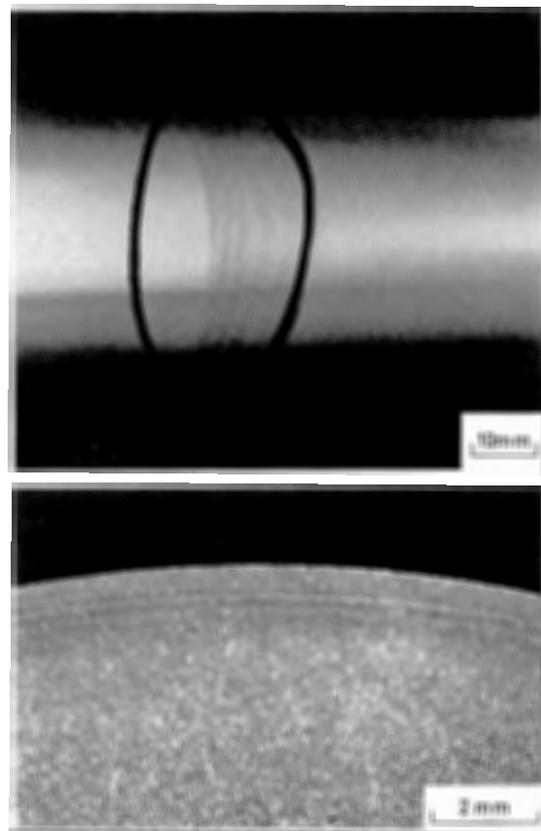


Fig. 6 Inhomogeneous appearance of anodized tube and its macro structure for front forks of motorcycles.

を小さくする事が有効であり、そのため、冷却水量を小さくし、铸造速度を小さくする対策が取られる。しかし、冷却速度を低く設定しすぎた場合、凝固中に偏析が生じ、マクロ組織が不均一となる。Fig. 6 は 2 輪車用フロントフォークのアウトチューブである。外径を切削加工した後にアルマイト処理されるが、一部はテーパ状に切削される。この例では、Fig. 7 に示すような不均一な鋳

塊組織が原因となって、素管の肉厚方向に於けるマクロ組織にむらが生じたため、テーパ部で外観不良が発生している。適切な鑄造条件で造塊を行うことが必要である。

3.2 押出加工性の改善

Al-Zn-Mg に Cu を添加した合金の押出加工は、AA6063 などの他の合金と比較した場合、変形抵抗がは

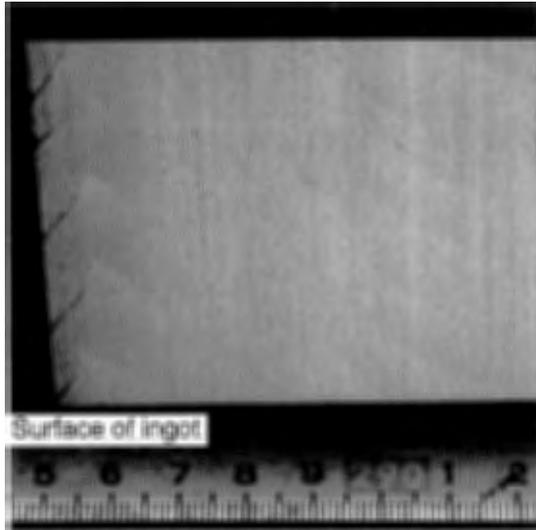
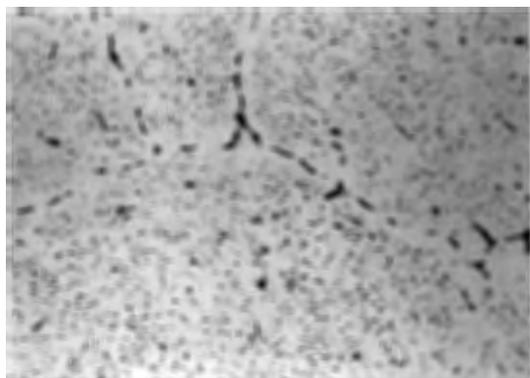


Fig. 7 Inhomogenous macro structure of AA 7050 billet.



(a) Conventional process



(b) Improved process

Fig. 8 Microstructures of ingots soaked by conventional and improved process respectively.

るかに高く、また、熱間割れ（ティアリング）などの欠陥が発生しやすい点で三元合金よりも劣っており、難加工材の部類に属する。この理由として、Zn, Cu, Mg 等の添加元素が多く、高温では固溶していることもあり、熱間加工時の変形抵抗や変形能を低下させていることが考えられる。

押出加工性を改善するためには、均質化処理条件の設定が重要となる。Fig. 8 で示すように、鑄塊中の溶質原子を適切なサイズで均一に析出させることにより、押出時の変形抵抗を下げる事が出来る。また、これによって押出時の変形が均一となって変形能が向上するため、熱間割れが発生しにくくなる (Fig. 9)⁷⁾。

また、変形抵抗の高い材料は加工による発熱量が大きいため、表層で粗大再結晶粒を形成する場合がある。これは、疲労強度を低下させる原因の一つとなるため、強度部材として使用される材料では発生を抑制する必要がある。2.2 項で述べたように、ソーキング条件を適正化したり、押出面圧が低い間接押出法を採用することが望

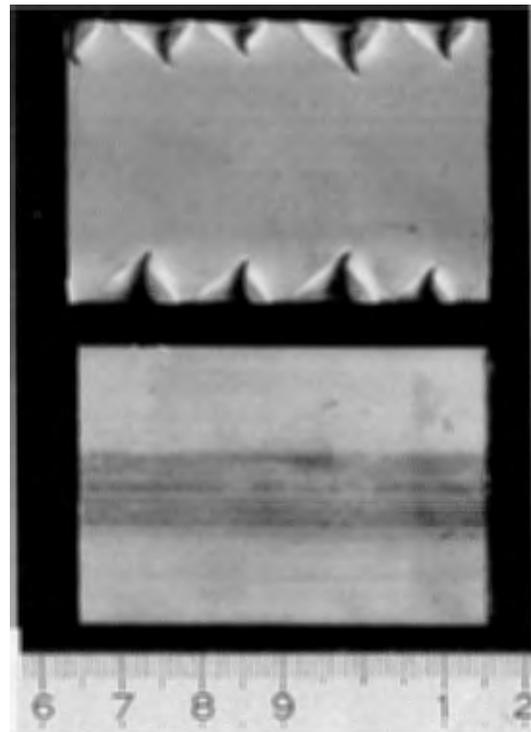


Fig. 9 Effect of soaking on the surface of extruded bar (upper:conventional, lower:improved soaking).



Fig. 10 Indirect extrusion press.

ましい (Fig. 10)。

3.3 焼入れ技術

航空機などに用いられる形材などでは、焼入れひずみによって生じる、ネジレ・反り・断面の変形などを規定の許容差以内に収めねばならない。また、フロントフォークの OUTER チューブはダンパー部品を装着するため、高い真円度が要求される。

横型焼入炉では均一な冷却が構造上困難なため、形材が大きく変形したり、管の扁平などが生じやすい。また、不均一析出が発生し易いため、アルマイトむらの原因となり易い。このため、精度の高い焼入れ材を製造するためには、堅型焼入炉が用いられる (Fig. 11)。冷却媒体に対して垂直に材料が投入されるため、1チャージ内の個々の材料に対する冷却が均一となり、ひずみや不均一析出の発生防止に効果がある。また、曲がり・反りなどの発生も小さい。さらに、冷却媒体として水の代わりにポリアルキレングリコールを用いることにより、焼入れで生じる残留応力が小さくなり、さらにひずみなどの発生が抑制される。

3.4 高強度・高靱性化

前述のように、高力アルミニウム合金は、今後も幅広い用途が期待される材料であるが、構造部材としてさらに軽量化を図るため、より高強度な材料に対するニーズもある。これに対応する形で開発された例として 7X50 合金が挙げられる。この合金は 7075 合金で用いられる Cr の代わりに Zr を添加しており、焼入れ感受性を小さくして厚肉材の製造を可能にした (Fig. 12)。

しかし Al-Zn-Mg 系の合金を高強度化する際には、勘案しなければならない事項がいくつかある。その一つとして応力腐食割れが挙げられる。



Fig. 11 Vertical quenching furnace.

高強度材をピーク強度 (T6) で使用すると応力腐食割れが発生し易いため、過時効状態 (T73) として強度を約 10% 低下させて使用するのが一般的である。Cina[®] は T6 処理後に 200~260°C で短時間の熱処理を行い、さらに再度 T6 処理と同様の熱処理を行う RRA 処理を開発した (Fig. 13)。この熱処理は、耐応力腐食割れ性を低下させずに、材料を高強度化することができ、T6 相当の強度で材料を使用することが出来る。さらに RRA 処理の開発によって、従来、応力腐食割れ性に問題があるとされる高 Zn 材の実用化が可能となり、その結果、Zn を 8% 含む 7055 合金が開発された。この合金は昭和 10 年代に開発された ESD 合金とほぼ同じ組成である。

その他、Zn, Mg 量を増やして素材を高強度化していった場合、伸びや靱性が低下する傾向があり、これらの特性を向上させることが必要になっている。今後、靱性の改良に関する研究・開発が望まれる。

4. 結 言

高力アルミニウム合金は比強度が優れるため、航空機や 2 輪・4 輪用には有用な材料である。とくに、三元合金は薄肉・中空押出が可能であるため、地球環境と省資源の問題から端を発する今後の軽量化ニーズに応えるた

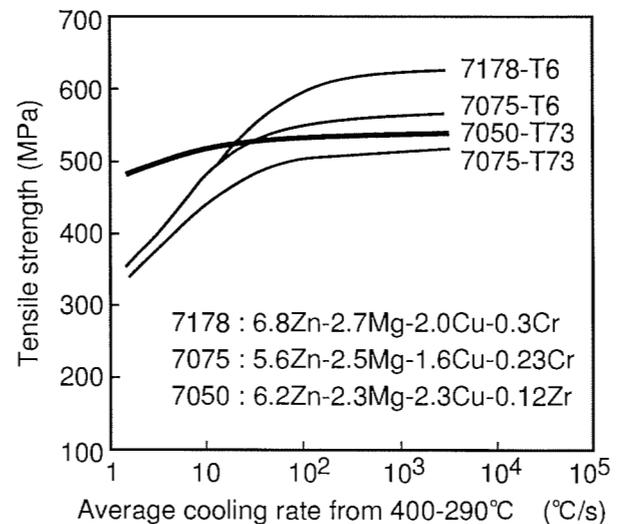


Fig. 12 Quench sensitivity of some Al-Zn-Mg-Cu alloy as a function of average quench rate.

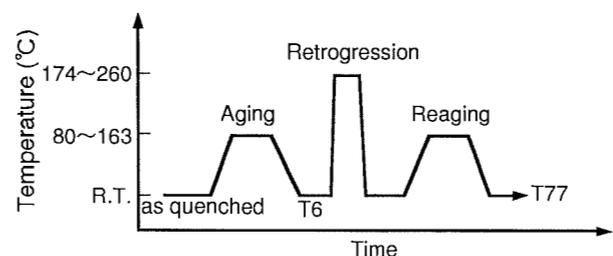


Fig. 13 Schematic diagram of heat treatment of RRA.

めに有望な材料であり、用途拡大が期待される。そのためには、素材面でもクリアしなければならない課題も多い。

供給面では、製造コスト削減が重要である。このためには、押出速度の向上、工具寿命の延長について、今後さらに努めて行かねばならない。

また、応用面では、腐食対策と靱性改良が重要となる。耐応力腐食割れ性を向上させる技術が開発されたことに伴って、高Zn材が実用化されるようになってきたが、このような材料は一般的に靱性が低くなる傾向にある。防食技術及び靱性に関する一層の研究開発が期待されている。

参 考 文 献

- 1) 山田 徹：軽金属, 39 (1989), 310.
- 2) 若林広行, 久田貞夫, 松田眞一, 吉田英雄：本誌, 33 (1992), 243.
- 3) H. Yamashita, M. Hirano : Proceedings of The 6th International Conference on Aluiminum, (1998), 1997.
- 4) 御園和則, 永井正夫：軽金属, 41 (1991), 419.
- 5) 吉田英雄, 毛利英一, 箕田 正, 日比野壮美, 岡島賢三, 伊藤日出国, 塚本鎮正：軽金属, 46 (1996), 89.
- 6) 松田眞一, 吉田英雄：軽金属, 44 (1994), 400.
- 7) 松田眞一, 平野清一, 吉田英雄：軽金属学会第83回秋期大会講演概要, (1992), 47.
- 8) B. M. Cina : US Patent 3, 856, 584 (1974).

住友軽金属技報 第39巻 第1号 (1998) 122-129

技術資料

アルミニウム合金のスプレイフォーミング

時 實 直 樹 洪 江 和 久

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 122-129

Spray Forming of Aluminium Alloys

Naoki Tokizane and Kazuhisa Shibue

アルミニウム合金のスプレイフォーミング*

時 實 直 樹** 渋 江 和 久**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 122-129

Spray Forming of Aluminium Alloys

Naoki Tokizane and Kazuhisa Shibue

This paper describes the present status of spray forming (SF) focusing on the development of high performance aluminium alloys, following the brief explanation of the process itself and its history.

SF has various advantages compared with other conventional processes, such as higher cooling rate and more flexibility of alloy composition against ingot metallurgy, simpler process and lower oxide content in the products against powder metallurgy. With these characteristic features of SF, high strength Al-Zn-Cu-Mg alloys, heat resistant Al-Cu, Al-Fe alloys, wear resistant Al-Si alloys and MMC's have been developed. Some of these materials are already practically applied in automotive field to compressor (supercharger) rotors and cylinder liners.

1. はじめに

近年、機械工業をはじめとする各分野の技術的水準が高まるにつれ、そこで使用される金属材料に対する要求性能もまた、広範囲かつ厳しいものとなってきている。これらの要求に応える手段のひとつとして、溶湯急冷凝固技術が開発され、アルミニウム合金へも適用されている。

溶湯急冷によれば、溶質元素の過飽和固溶や第二相の微細均一分散、アモルファス等の実現が可能となるが、これらの材料は粉末や薄帯状で得られることが多く、構造材として利用するためには、そのバルク化が必須である。高性能アルミニウム合金においては、鉄系材料で実施されるような焼結法の適用が困難であることから、バルク化技術として粉末押出法（以下、PM法と略す）が一般的に用いられている。PM法は、圧粉-押出によって素材粉末に大きなせん断加工を与え、それらの表面に存在する酸化皮膜を破壊して金属学的な結合を得るものであるが、従来の溶解・鋳造-押出法に比べ、工程増によるコストアップやコンタミネーションの発生機会の増加といった課題を抱えている。一方スプレイフォーミング（以下SF）法は、ガスアトマイズされた溶湯スプレ

イを、その凝固が完了する前に基板上に逐次堆積させて急冷バルク材を得る技術であり、PM法における前記課題の軽減が期待されている。

SF法の適用は、鋼・超合金・アルミニウム合金・銅合金・チタン合金等、様々の金属について検討、報告されている¹⁾。工業レベルでの実用化はまだその緒にいたばかりであるが、ここ数年は製品の実用化や大型設備の稼働に関する報告も多く²⁾³⁾、今後の急速な普及が期待される。

本稿では、SF法の、アルミニウム合金への適用の現状について紹介する。

2. スプレイフォーミング

熔融金属を微小な液滴にして基板やターゲット材上に積層させる技術は、スプレイデポジションと総称される。その範疇に属する代表的なものとして例えば溶射が挙げられるが、これは被覆材を線材あるいは粉末で供給し、ガンと呼ばれる加熱部で急速溶解と噴霧を同時に行って、ターゲット上に堆積させるものである。この場合、堆積速度は1.7g/s以下と非常に小さい⁴⁾。一方、本稿の主題であるSF法もまたスプレイデポジションの一種であるが、そのプロセス中に“Forming”すなわち何らかの「形状付与」工程を含む点で、他のスプレイデポジションと一線を画している。また、SF法では大型のバルク

* 日本金属学会会報「まてりあ」34 (1995), 736に主要部を掲載

** 研究開発センター 第一部

材を得られること、堆積速度が0.25~1.7kg/sと比較的大きいことが特長である。

スプレイした溶湯を一工程で半製品の状態にまで加工するという点で、SF法の最初のアイデアは、1940年代に米国のBrennanが提案した溶湯噴霧-圧延のプロセス⁵⁾⁶⁾に見ることが出来る。Brennanはその後も同プロセスに改良を加えたが、工業レベルで展開するには至らなかった。現在のSF法の発展に繋がる研究・開発の歴史は、1960年代後半から1970年代にかけて英国Swansea大学のSingerらが行った実験に端を発している⁷⁾⁸⁾。アトマイズした溶湯から直接に薄板を製作するというSingerらの目的は、Brennanのそれと同じであったが、その装置はよりシンプルなものであり、1000mm×5000mm×2~3mmの板材を得ることに成功した⁹⁾。その後SingerらのSF技術は英国Osprey Metals社に引き継がれ、鉄・鋼・Ni合金を用いた要素技術の開発を通して、均一な急冷凝固バルク材製作のノウハウが確立されていった。堆積後の冷却を基板による抜熱に頼るのではなく、スプレイガスによる冷却と既堆積層への熱伝導によって積層面の熱収支を一定に保つことで、理論上、無限の厚みを持つ急冷凝固堆積物の製造が可能となったのである⁹⁾。

SF法の工業レベルでの実施は、1970年代後半にスウェーデンのSandvik社がステンレススチールパイプの製造に採用したのが最初であり、1980年代にはいと特殊鋼や超合金を中心にその用途を拡大してゆく。これに対してアルミニウム合金への本格的適用は若干遅く、1980年代中頃に英国Alcanが設立したCospray社の参入を待つこととなるが、それ以降は合金開発と共に、熱収支を中心としたプロセス研究¹⁰⁾¹¹⁾が積極的に進められてきている。

Fig.1に、SF法の原理を模式的に示す。冷媒ガス(窒素等)により噴霧された溶融金属は、粒度分布を持った液滴からなる“スプレイ”を形成し、飛行中に急速に冷却された後、コレクタと呼ばれる基板に衝突・堆積する。このとき、コレクタの形状や運動(回転・往復等)を適切に設定することで、ピレット(円柱)・パイプ・板等、所期の形状の予備成形体(プリフォーム)が得られ、これらは押出・鍛造・圧延といった二次加工を経て最終製品形状に至る。また、コレクタに多軸での運動を付与することにより、更に複雑な形状のプリフォームを直接製作することも試みられている¹²⁾。

Fig.2は、このような一連のSFプロセスの中で、目的の形状、組織を有するプリフォームを得るために必要な、制御パラメータをまとめて示したものである¹³⁾。従来のガスアトマイズと共通の各パラメータに加え、スプレイがプリフォーム上にもっとも理想的に固着するような堆積状態を得られるよう、熱収支をコントロールすることが重要となる。

Fig.3に、スプレイ及び堆積面の状態とスプレイがブ

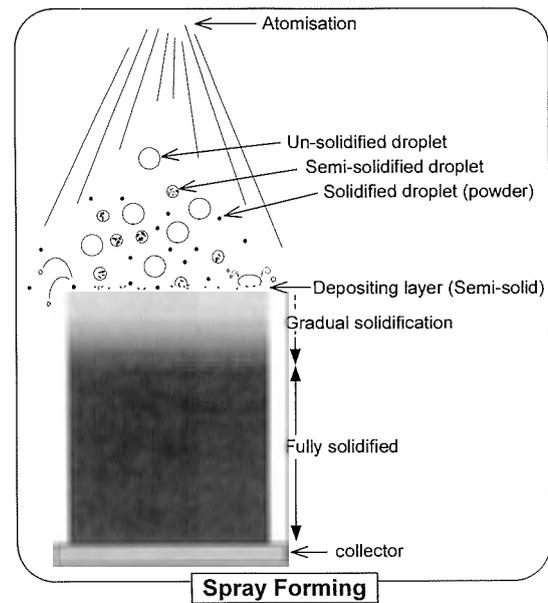


Fig.1 Solidification mechanism of spray forming.

Preset Parameters

- Nozzle Diameter
- Atomizing Gas Type
- Atomizer Design

On Line Parameters

1. Melt Superheat
2. Metal Flow Rate
3. Gas Pressure
4. Spray Motion
5. Spray Height
6. Substrate Motion

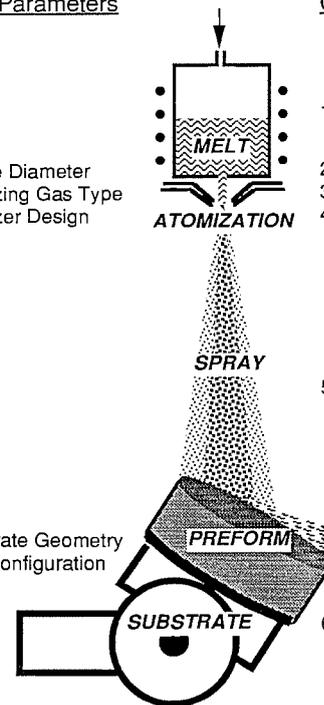


Fig.2 Schematic of spray forming and the process parameters which can be manipulated to optimise preform shape, structure, and yield¹³⁾.

リフォームに固着する程度を、定性的に示した¹³⁾。縦軸がプリフォーム表面(堆積面)の、横軸がスプレイの固液比を表しており、それぞれ上、右に行くほど液相率が高くなっている。ここに示したとおり、堆積状態はスプレイ及び堆積面の固液比の組み合わせに大きく依存しており、たとえば後者に過剰な液相が存在していた場合、コレクタの運動によって(円柱状プリフォームの場

合であればコレクタの回転で生じる遠心力によって) 飛散してしまい, 良好な堆積状態は得られない。反対に堆積面の液相率が極端に低い場合を考えると, スプレイの大部分が跳ね返され, やはり堆積は困難となる。すなわち, スプレイが効率的に堆積面に固着するのは図中に斜線を施した範囲のみであり, この条件を実現するためには, スプレイと堆積面が互いに半融半凝固 (mushy) の状態で衝突するよう, 両者の液相率を制御することが重要である。「最適な」液相率がどれくらいであるかについては, 50%未満¹³⁾, 約 55%¹⁴⁾, 25%未満¹⁵⁾と諸説有

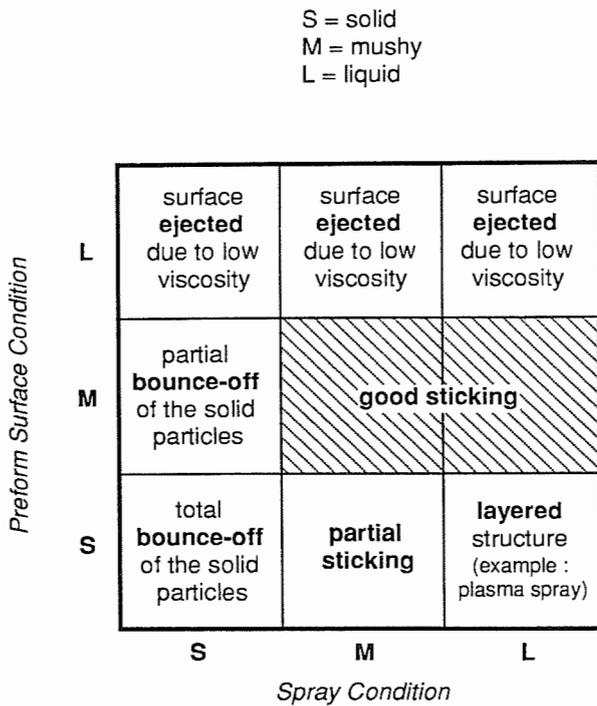


Fig. 3 Qualitative model showing the variation of depositing efficiency as functions of spray condition at impact and the preform surface condition¹³⁾.

るが, あくまで対象とする合金系, あるいは重視する項目 (堆積歩留・プリフォームの空孔率・組織サイズ・機械的性質など) によっても異なるものであり, 一概に断じることが困難である。

このような制御は, 前出の Fig. 2 に示した種々のパラメータを用いて行うが, なかでも溶湯流量, アトマイザ形状及びアトマイズガス圧力の総合で決定される“ガスメタル比 (冷媒ガス流量と溶湯流量の比, 以下 G/M 比)”は, 溶湯の粉碎・飛行中の冷却・堆積後の冷却といったプロセスの根幹を左右するものであり, プリフォームの形状及び組織制御, さらに堆積歩留の点からみても, 最も重要なパラメータといえる。Fig. 4 は, G/M 比 (図中では GMR) 及び溶湯の飛行距離 (Fig. 2 中の「スプレイ高さ」に相当) と, スプレイ中の液相率の関係を示したものである¹³⁾。理想的な堆積状態を得るために, G/M 比が大きな役割を担っていることがわかる。また, Al-Si 系合金における G/M 比と組織の関係, Fig. 5 に示す¹⁶⁾。G/M 比が高いほどスプレイは急冷され, より微細な組織 (Si 粒径) を得ることができるが, 同時にスプレイの固相率が高くなって, 堆積歩留の低下やプリフォーム中のポロシティ増加といったデメリットも生じる。また, SF 法の特長のひとつが PM 法の工程を短縮して製造原価を低減できる点にあることを考えれば, G/M 比の増加はガス消費量の増大による製造原価上昇をももたらすものであり, 材料に要求されるコスト/パフォーマンスに応じた G/M 比の選定が重要となる。ちなみに, SF 法によるアルミニウム合金ビレット製造時の標準的な堆積歩留は 60-70% 程度であり, プロセス改良による歩留向上が, 今後の SF 法の実用化へ向けた課題のひとつである。

SF 法における冷却速度は, ガスアトマイズのそれと比較してやや遅く, $10^2-10^3\text{ }^\circ\text{C/S}$ 程度とされている。一方, SF 法では, プリフォーム形成の過程において堆積

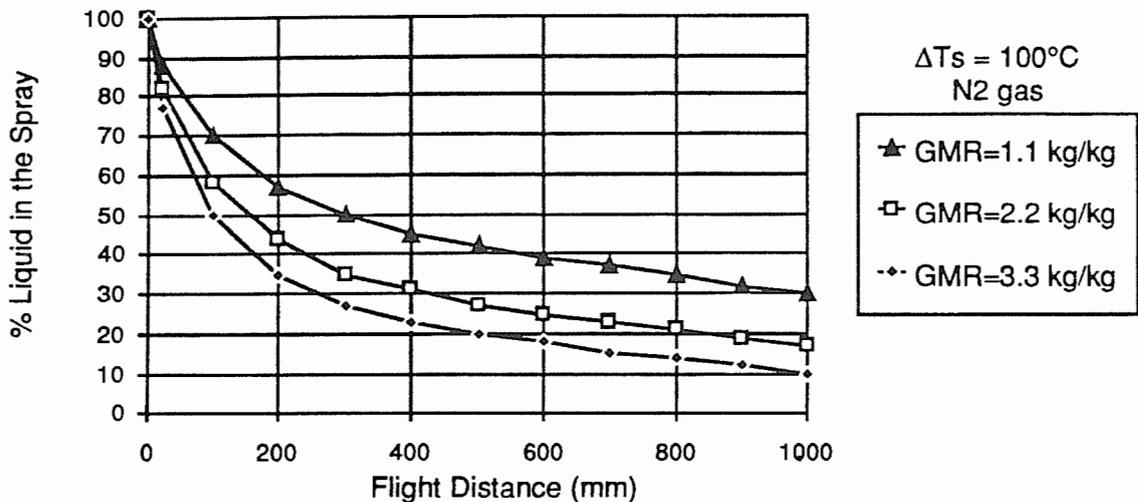


Fig. 4 Computed variation of %liquid in the spray with flight distance (spray height) for Cu-6Ti alloy showing the effect of G/M flow rate ratio¹³⁾.

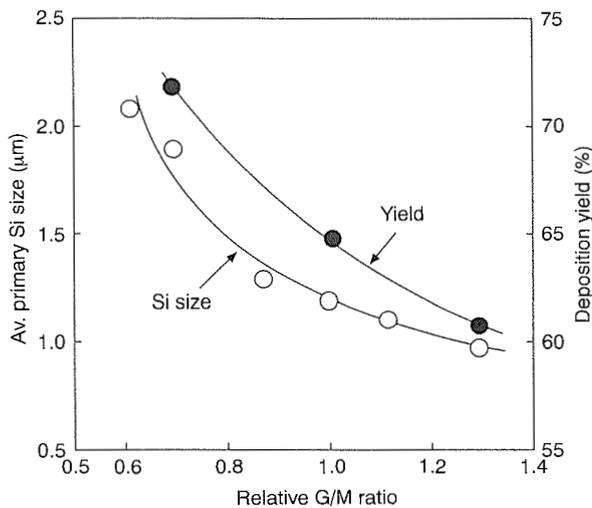


Fig. 5 Effect of G/M ratio on the average diameter of primary silicon particles and deposition yield for Al-17Si-6Fe-4.5Cu-0.5Mg alloy preform¹⁶⁾.



Fig. 6 Appearance of SF preforms.

面への衝突による凝固組織の分断が生じるため、通常の連続的な凝固では得られない独特の組織形態を呈することも示唆されている¹⁷⁾。今後、SF法における凝固現象の詳細な解明とともに、他の手法では製造し得ない、特徴ある“SF合金”の開発が期待される。

Fig. 6に、SF法で製作した円柱状プリフォームの外観を示す。それぞれ、直径270mm×全長1600mm、及び直径350mm×全長1300mmである。また、Fig. 7に示したプリフォームの直角及び長手断面からは、表層付近のみポーラスな部分が認められる以外、マクロな欠

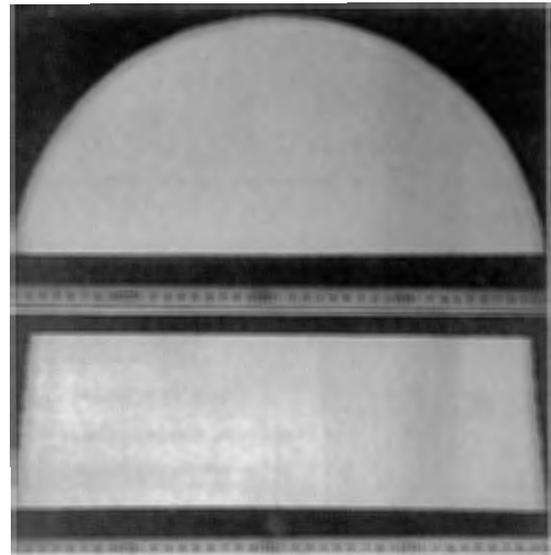


Fig. 7 Transverse and longitudinal sections of a SF preform.

陥のない緻密な組織となっていることが確認できる。本プリフォームの真密度比（押出材を密度100%とした密度比）は、99%以上である。従って、これらのプリフォームは、通常の铸造で得られたピレットと同様に、押出に直接供することができ、またインダクション（電磁誘導）ヒーターによる急速加熱も十分に可能である。このことは、雰囲気炉での長時間加熱を余儀なくされる従来のPM材に比べ、押出時の能率が向上することを示している。なお、SF法では溶湯を半溶融の状態に堆積させるため、プリフォーム中に冷却ガスを取り込むことが懸念されるが、筆者らの分析結果によればその含有量は10ppm以下と低い値である。

3. アルミニウム合金への適用

アルミニウム合金に急冷凝固法を適用することにより、高強度合金・耐熱合金・耐摩耗合金・高剛性合金等が開発されている。これらの合金は、PM法によりバルク化され、自動車部品や家電部品等に適用されている。

SF法には、①展伸用アルミニウム合金あるいはそれらをベースとした合金、②もともとPM法用に開発された合金、③SF法独自の合金、という三分野への適用が期待されている。

3.1 2000系合金

WhiteらはAl-Cu-Mg-X（X：遷移金属）からなる2000系合金をSF法で作製し、従来の展伸材と比較して機械的性質が改善されることを示した¹⁸⁾。これは、極めて微細な結晶粒内に、不溶解性の小さな粒子が均一に分散することにより、強度と伸びを向上させるものである。また、遷移金属を含むことで熱的に安定な粒子を微細に分散することが可能となり、本合金系の耐熱性が一層向上することも確認された。最近ではMächlerら

が、SF法で製作したAl-Cu-Mg-Ag合金の鍛造材を評価し、その優れた常温及び高温強度、疲労特性、クリープ強度を報告している¹⁹⁾。

3.2 7000系及び8000系合金

さらにWhiteらは、耐熱性2000系合金以外に、高強度7000系合金及び高比強度のAl-Li合金を、SF法で開発している¹⁸⁾。スプレイフォーミングで製造されたAl-10Zn-2Mg-1Cu-0.2Zr合金(数字はmass%)。以下同じ)は、急冷効果によって微細な結晶粒及び第2相粒子が得られ、T6状態における従来7075合金との比較では、3割の耐力向上(705MPa vs. 586MPa)と8割以上の伸び改善(13% vs. 7%)がなされている。また、Al-4Li合金は、ヤング率が82.8GPa、密度が $2.41 \times 10^3 \text{kg/m}^3$ であり、2014合金と比較して比弾性が30%向上している。これらの合金は、航空機への適用を念頭に、その開発、評価が継続されている。

3.3 Al-高Si系合金

アルミニウムにケイ素を添加すると、線膨張係数が低下する一方で、弾性率及び耐摩耗性が向上する(Fig. 8, Fig. 9)²⁰⁾²¹⁾。これらの特性を活かしたAl-高Si系合金は、鋳造合金として広く利用されているが、粗大に晶出するSi粒子の影響で、機械加工性や塑性加工性に劣るという問題がある。そこで現在では、急冷凝固技術によってSi粒子を微細化することで、上記の問題を改善した合金が開発され、カーエアコンのコンプレッサーやVTRのヘッドシリンダ等、耐摩耗性が要求される用途に適用されている。Fig. 10に、鋳造材と急冷凝固材のマイクロ組織の差異を示す。SF材においては、前述の通りスプレイ時のG/M比を調整して組織(初晶Si粒径)を変化させることが可能であり、これによって、それぞれの用途に応じた材料特性を得ることができる。

3.4 Al-Fe系合金

代表的な急冷凝固アルミニウム合金として古くから研究されてきたAl-Fe系においても、スプレイフォーミングの適用が検討されている。Fig. 11は、Al-8Fe二元合金をSF法とPM法で製作し、それぞれの引張強さ

及び破断伸びの変化を、押出比との関係で表したものである(PM材については、素材粉末の粒径が異なる“fine”“coarse”の2種類を評価している)²²⁾。SF材は両PM材と比較して良好な延性を示し、しかもその特性は、押出比2といった極めて小さな加工度においても十分に発揮されることがわかる。これは、PM材において粉末同志の接合を妨げる酸化皮膜が、SF材中にはほとんど存在しないことによると推定され、事実、SF材中の酸素量を分析したところ、PM材のそれよりも一桁少ないことが確認されている²²⁾。Fig. 12はSF法によるAl-8Feベースの実用合金PB105の強度を、従来の一般的な耐熱合金である2618-T6合金と比較したものである。

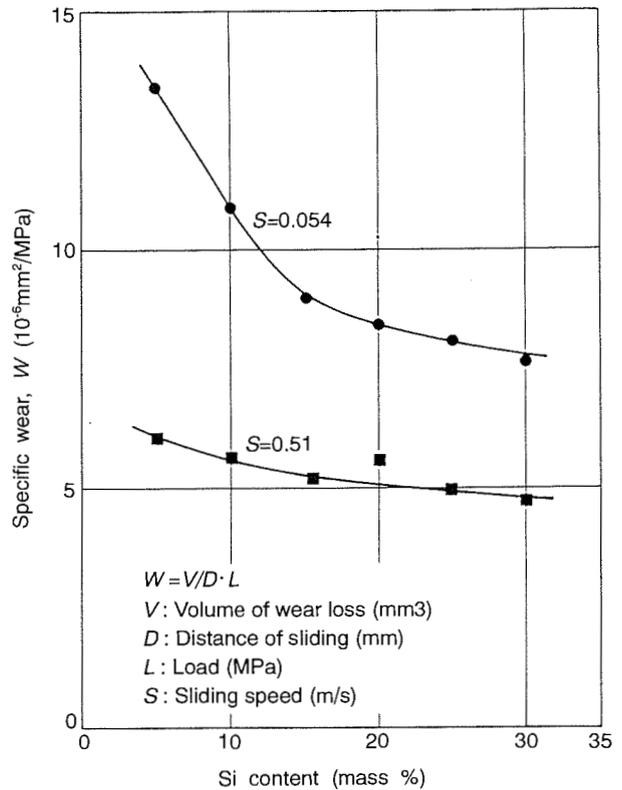


Fig. 9 Effect of Si content on the wear resistance of Al-Si alloys²¹⁾.

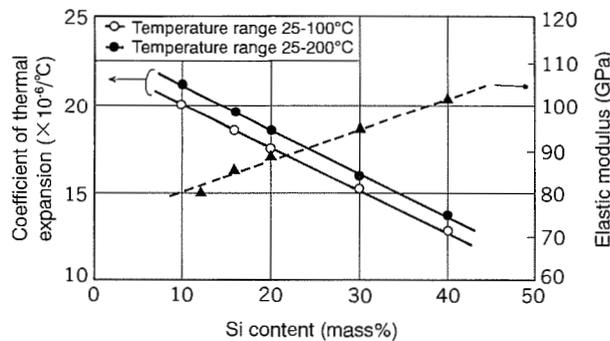


Fig. 8 Effect of Si content on the coefficient of thermal expansion and the elastic modulus of Al-Si-2Cu-1Mg alloys²⁰⁾.

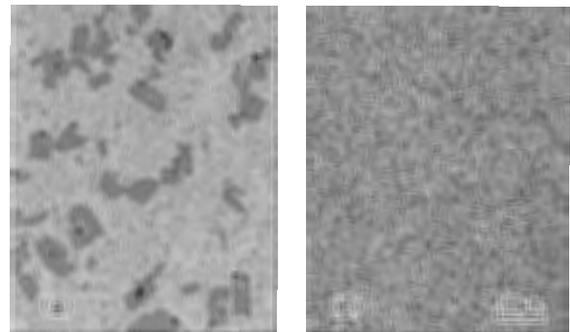


Fig. 10 Comparison of microstructure between cast and spray formed materials for Al-20Si-X alloys. (a) Cast material, (b) Rapidly solidified material²⁰⁾.

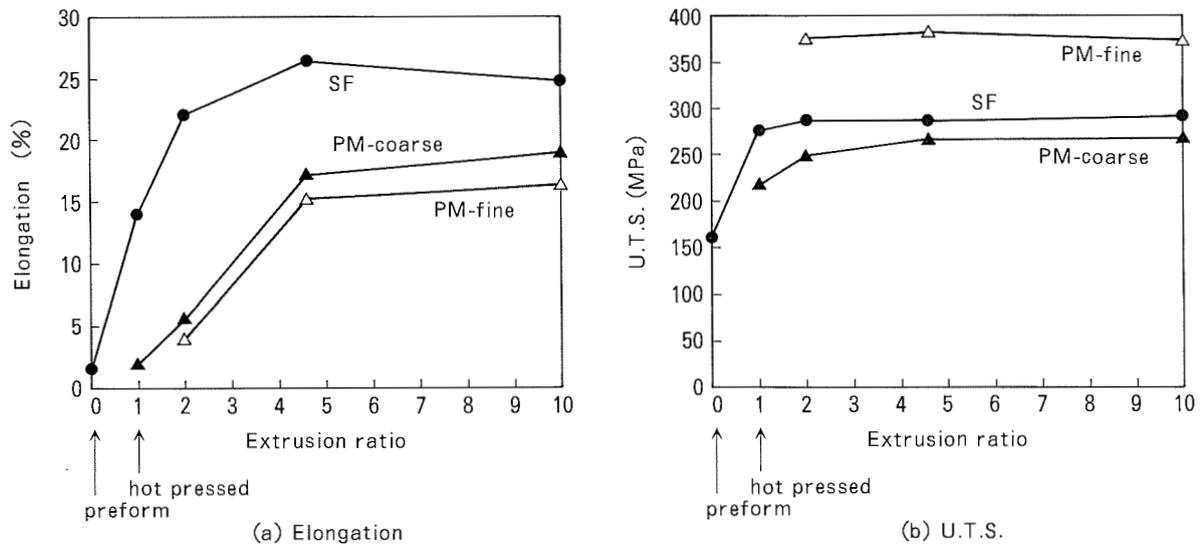


Fig. 11 Relation between tensile properties and extrusion ratio in Al-8Fe alloy²²⁾.

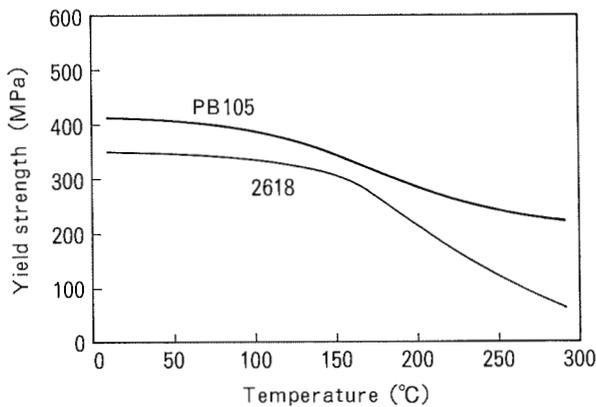


Fig. 12 Comparison of yield strength at elevated temperature between the extrusions fabricated from spray formed PB105 and cast 2618-T6²³⁾.

過時効によって 2618 の強度が急速に低下する 200°C 以上の温度域においても、PB105 は優れた耐熱性を保つことが確認される。その理由は、Fig. 13 に示すような、熱的に安定な微細粒子が多く析出した組織に有ると考えられている²³⁾。

3.5 粒子添加複合材

SF 法を用いたアルミニウム基複合材料の研究も活発になされてきている。スプレイ中に不活性ガスによって強化粒子を噴射・添加するものであり、2000 系、Al-Si 系や Al-Li 系合金に SiC 等のセラミック粒子の添加が試みられている。Fig. 14 は、Al-Fe 系合金をマトリックスとし、平均粒径 10 μ m のアルミナ粒子を約 15% 添加した、SF 押出材の組織である。極めて均一な粒子分散が得られていることが確認できる。

3.6 板材への適用検討

以上に述べた各アルミニウム合金への適用は、そのほ

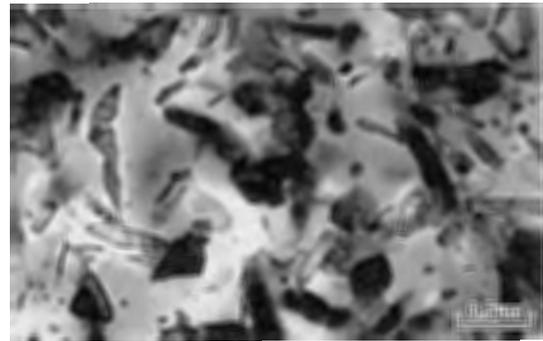


Fig. 13 TEM image of PB105 extrusion²³⁾.

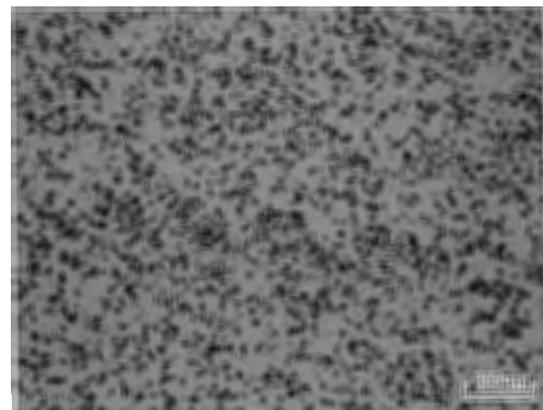


Fig. 14 Microstructure of MMC extrusion prepared by spray forming (matrix : PB105, injectant : Al₂O₃)

とんどが円柱状プリフォームを押出加工することを前提に進められてきたが、米国 Alcoa 社では現在、同国のエネルギー省から委託を受け、SF 法による板材の製造を検討している²⁴⁾。従来の溶解-鋳造法による板材に対し、熱間圧延工程を削減することによる製造原価の低減

と、急冷凝固による特性改善を目的とし、具体的には、従来法に対して13%の原価低減が試算されているとのことである。

4. 応 用

Fig. 15 は、リショルムコンプレッサと呼ばれる自動車用の過給器であり、そのロータは、SF アルミニウム合金の初の実用化例となった。同コンプレッサの基本構造は、螺旋状のブレードを有する雌雄一對のロータが高速で回転し、そのロータ間に形成される空隙において空気が圧縮されるというものである。従って、高い圧縮比を実現するためには、その空隙を小さくして圧縮空気の漏れを少なくすることが重要となる。このとき空気は断熱圧縮されて最高150–160°Cに達することから、ロータに要求される材料特性は、軽量性、低熱膨張係数及び耐熱性であり、これらの要求に応えるために、急冷凝固 Al–Si–Fe 系合金が開発された²⁵⁾。本合金の密度は $2.8 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ 、線膨張係数は $17 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ であり、高温強度についても 4032 合金と比較して2倍の値を示す。

独国の PEAK 社は、自動車用エンジンのシリンダライナ材として、Al–25Si–Cu–Mg 合金の実用化を果たしている²⁶⁾。同エンジンの外観は Fig. 16 の通りであり、SF 製ライナは、その軽量性や静粛性の実現、さらには高出力と低公害性の両立において、極めて重要な役割を果たしている。PEAK 社では、本用途向けに、直径 300

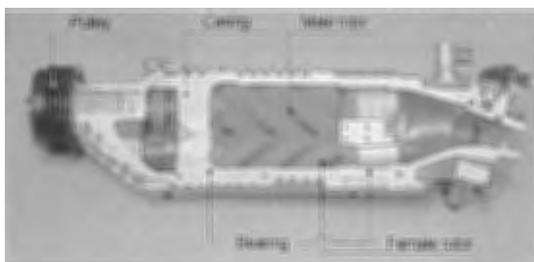


Fig. 15 Appearance of Lysholm compressor²⁵⁾.



Fig. 16 Appearance of the V6 engine installing Al–25Si–Cu–Mg cylinder liners fabricated from SF preforms²⁷⁾.

mm×全長 2500mm の大型プリフォームが製作可能な SF 装置を新設した。

5. お わ り に

スプレイフォーミングが考案されてから30年以上が経過するが、そのアルミニウム合金への検討はこの10年来であり、未だ広範囲のものとは言えない。今後、スプレイフォーミングの凝固現象の詳細な解明と、そのプロセス制御技術の発展とともに、スプレイフォーミング合金がその実用化範囲を拡大することを期待する。

参 考 文 献

- 1) A. G. Leatham : *Materials World*, 4 (1996), 317.
- 2) G. Butzer and K. Bowen : *Advanced Materials & Processes*, 3 (1998), 21.
- 3) L. H. Shaw : *Powder Metallurgy*, 40 (1997), 28.
- 4) A. G. Leatham, R. G. Brooks, J. C. Coombs and A. J. W. Ogilvy : *Proceedings of the First International Conference on Spray Forming*, Swansea, (1990), Paper1.
- 5) Brennan : US Patent No.2639490 (1958).
- 6) Brennan : US Patent No.2864137 (1958).
- 7) A. R. E. Singer : British Patent No.1517283 (1968).
- 8) A. R. E. Singer and S. E. Kisakiepek : *Metals Technology*, 3 (1976), 565.
- 9) R. E. Lewis and A. Lawley : *P/M in Aerospace and Defence Technologies*, ed. by F. H. Froes, MPIF, Princeton, (1991), 173.
- 10) P. Mathur, D. Apelian and A. Lawley : *Acta Metall.*, 37 (1989), 429.
- 11) P. S. Grant, W. T. Kim, B. P. Bewlay and B. Cantor : *Scripta Metall*, 23 (1989), 1651.
- 12) A. L. Moran and d. R. White : *JOM*, 42-7 (1990), 21.
- 13) A. Lawley, P. Mathur, D. Apelian and S. Annavarapu : Preprint of the Seminar "Spray Forming : Science, Technology & Applications", MPIF, Princeton, (1992), 3.
- 14) S. Hariprasad and S. M. L. Sastry : *JOM*, 47-12 (1995), 56.
- 15) A. J. W. Ogilvy : Preprint of the Seminar "Spray Forming : Science, Technology & Application", San Francisco, MPIF, Princeton, (1992), 33.
- 16) H. Sano, N. Tokizane, Y. Ohkubo and K. Shibue : *Proceedings of the Second International Conference on Spray Forming*, Swansea, (1993), 363.
- 17) S. Annavarapu, R. D. Doherty, D. Apelian, A. Lawley and P. Mathur : *Proceedings of the First International Conference on Spray Forming*, Swansea, (1990), Paper31.
- 18) J. White, K. Mingard, I. R. Hughes and I. G. Palmer : *Proceedings of the Second International Conference on Spray Forming*, Swansea, (1993), 355.
- 19) R. Mäachler, L. Eschbach, C. Gredes, C. Solenthaler and M. O. Speidel : *Aluminium Alloys (ICAA5)*, ed.

- by J. H. Driver et al., Transtec Publications, Zuerich-Uetikon, (1996), 1771.
- 20) 佐野秀男, 時實直樹, 大久保喜正, 渋江和久 :
本誌, **35** (1994), 199.
- 21) 佐野秀男, 渋江和久, 山内重徳, 犬丸 晋 :
本誌, **26** (1985), 215.
- 22) 時實直樹, 大久保喜正, 渋江和久 :
軽金属学会第 89 回秋季大会講演概要 (1995), 195.
- 23) N. Tokizane, Y. Ohkubo and K. Shibue :
本誌, **38** (1997), 79.
- 24) F. W. Baker, R. L. Kozarek and G. J. Hildeman :
Proceedings of the Second International Conference
on Spray Forming, Swansea, (1993), 395.
- 25) 丸山正明 : 日経ニューマテリアル・アンド・テクノロジー,
No.138 (1994), 64.
- 26) K. B. Hummert : Proceedings of Powder Metallurgy
Aluminum and Light Alloys for Automotive
Applications Conference, Deaborn, (1998), in print.
- 27) A. Demmler : Automotive Engineering, **105-4** (1997),
79.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-461)

住友軽金属技報 第39巻 第1号 (1998) 130-135

技術資料

ろう付けハニカムパネルの開発とその応用

伊藤 泰永 難波 圭三

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 130-135

Development and Application of Brazed
Honeycomb Panels

Yasunaga Itoh and Keizo Namba

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

ろう付けハニカムパネルの開発とその応用*

伊藤 泰永** 難波 圭三***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 130-135

Development and Application of Brazed Honeycomb Panels

Yasunaga Itoh and Keizo Namba

Aluminium honeycomb panels fabricated by adhesive bonding their cores and face sheets have been put to practical use as structural elements due to light weight and high rigidity. The panels can also be produced by brazing their cores and face sheets made of brazing sheets. Brazed honeycomb panels are durable and superior in strengths at even high temperature to adhesive bonded panels. In addition, brazed panels composed of aluminium materials are weldable and recyclable, seem to be important material for the present and the future.

1. はじめに

接着剤によって接合されたハニカムパネルは世界中で広く活用されている。この接着ハニカムパネルの材質は、金属をはじめとして、ペーパー、樹脂、複合材、セラミックス等、数多くの種類があり、用途としては航空機や建築物の内装材、ドアや隔壁、製図板等、多種多様である。最近ではビル外装材等の都市景観材料としても使用されている。

一方、ろう付けによって金属接合されたハニカムパネルの開発例は少なく、航空機やロケットの中で「耐熱性」が要求される部分に使用するための、チタンやステンレス鋼製のパネルが報告されているにすぎなかった。

アルミニウム合金におけるろう付けは、熱交換器に代表されるとおり、「熱伝導性」の目的で用いられるケースが多い。ろう付けは、母材と同系のろうによって接合されるために高い接合強度を有するにもかかわらず、構造物を対象とした使用実績が少なかった。その理由としては、大型の構造部材を十分に低コストで製造する設備技術や加熱技術がなく、ろう付け製品の構造物という概念自体も生まれにくい状況にあったためと考えられる。しかしながら、近年における軽量構造材への要求は日増しに高まりを見せており、アルミニウム合金の軽量性を

さらに生かした製品開発が期待されるようになった。

当社では、板、型材に次ぐ第三の構造用素材としてろう付けハニカムパネルを位置づけ、その製造方法を開発するとともに、諸特性の評価、設計手法の確立及び用途開発を積極的に進めてきた。本報ではそれらの内容について概括的に紹介する。

2. ろう付けハニカムパネルの諸特性

2.1 ろう付けハニカムパネルの構成

ろう付けハニカムパネルの構成を Fig. 1 に示す。基本的な構成部材は、ハニカムコアと面板、そしてパネルの周囲に枠材として配する型材の3つである。これらはすべてがアルミニウム合金であるため、アルミニウム素

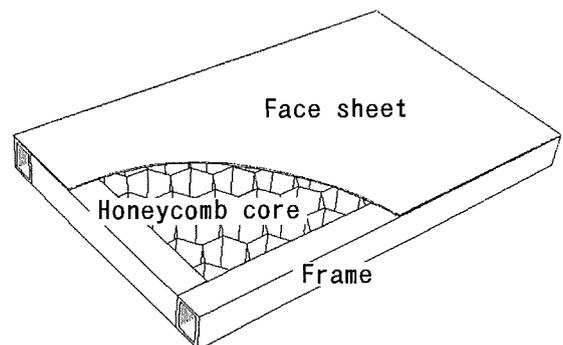


Fig. 1 Composition of brazed honeycomb panel.

* アルミニウム4 (1997), 485 に主要部投稿

** 研究開発センター 第四部

*** 住軽エンジニアリング(株), 工学博士

材の特性をそのまま生かすことができる。しかも、接合がろう付けによる金属接合であるため、構造用材料に適した数々の特性を有している。

コア及び面板の材質は、6951 合金あるいは 6951 合金を心材とした BA23PC であり、枠材には 6063 合金や 6N01 合金を使用している。通常、パネルはろう付け後に焼き戻し処理して使用する。

2.2 機械的強度

ろう付けハニカムパネルの機械的強度試験については、圧縮試験を ASTM C 365, フラットワイズ引張試験を ASTM C 297, せん断試験を ASTM C 273, 曲げ試験を MIL-STD-401B 及び ASTM C 393 にそれぞれ準じて実施している。圧縮, フラットワイズ引張及びせん断強さは、ほぼ同様の単位面積当たりの質量を有する接着ハニカムパネルの場合と比較すると総じてかなり高く、同一重さであれば、強度的にはろう付けハニカムパネルの方が優れている¹⁾。

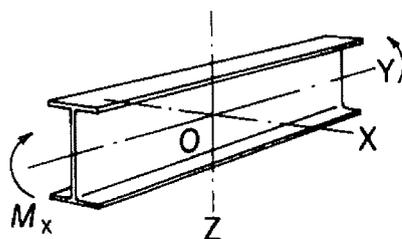
曲げ試験における破断荷重は、ハニカムコアが座屈あるいは降伏によってせん断破壊するときの荷重と面板が降伏するときの荷重のいずれかの小さい方であり、これらの計算式は既に提示されている¹⁾。ろう付けハニカムパネルの場合に適用すると、測定値はほぼ計算値に一致し、これらの計算式はろう付けハニカムパネルの曲げ強さの予測に有効である¹⁾。

2.3 剛性

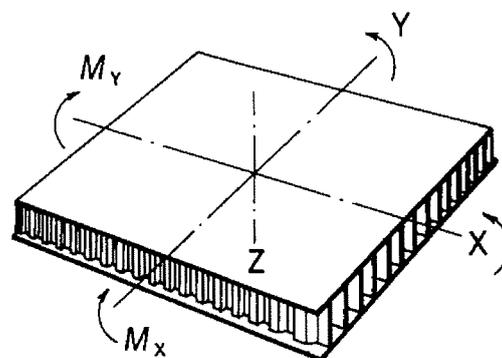
サンドイッチ構造のパネルの曲げ及びねじり剛性は既

Table 1 Comparison of rigidity with similar mass per unit area.

Materials	Brazed panel	Aluminium plate	Steel plate
Dimensions (mm)	900×1800×26.6	900×1800×2.7	900×1800×1.0
Mass (kg/m ²)	7.3	7.3	7.9
Bending rigidity (×10 ⁴ N・m ²)	1.95	0.01	0.002
Torsional rigidity (×10 ⁴ N・m ² /rad)	6.27	0.03	0.005



(a) H beam



(b) Brazed Honeycomb panel

Fig. 2 Comparison of structural property in H beam and brazed honeycomb panel.

に計算式が明らかにされており、ろう付けハニカムパネルにおける剛性の測定値はそれらの計算値とよく一致した¹⁾。

今、例えば、同じ曲げ剛性の素材として、ろう付けハニカムパネル、アルミニウム板、鋼板を取り上げ、質量を比較すると Table 1 のようになり、ろう付けハニカムパネルが非常に軽量で高剛性の材料であることがわかる。

梁や柱の構造材として一般によく使用される H 型鋼は、Fig. 2 (a) に示すようにフランジ部が中立軸より最も離れた位置に配置されているため、曲げモーメント、 M_x に対して有効に働き、構造材として理想的な形状であると言われている。これに対して、ろう付けハニカムパネルは Fig. 2 (b) に示すように、面板全体がハニカムコアとろう付けされており、フランジ部を X 軸と Y 軸の 2 方向に展開したものと見なすことができる。

2.4 疲労強度

ろう付けハニカムパネルを用いた溶接構造物における静荷重による応力集中は、後述のハニカム有限要素法²⁾によって解析できる。しかし、繰り返し荷重も作用するため、疲労に対する検討も必要である。

ろう付けハニカムパネルの疲労破壊には、面板の疲労、セルの疲労、ろう付け部における疲労等の破壊形態が含まれる。一例として、Fig. 3 に示す三点曲げ疲労試験(ろう付け後、焼き戻したパネルで、応力比 $R=0.1$)では、セルでの疲労破壊となった。従って、この場合では、疲労設計用応力値をおよそ 60N/mm^2 以下とするのが適切と考えられた。

2.5 衝撃吸収能

ハニカムパネルは面板とハニカムコアで構成するサンドイッチ構造であるため、衝撃力が作用すると、それをコアの塑性変形のエネルギーに変換し、効率よくエネルギーを吸収する。そして、跳ね返りのないこと、一様な減速加速度で衝撃を吸収することなどの特性が知られている³⁾。

ハニカムコアに圧縮荷重が負荷されてコアが変形するときの、変形過程における平均圧縮応力と吸収エネルギー

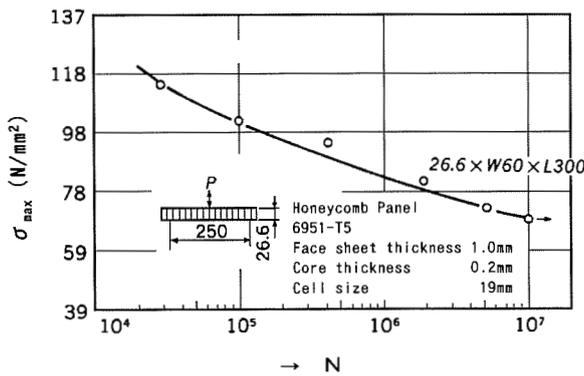


Fig. 3 σ_{\max} -N diagram of brazed honeycomb panel.

の計算式が提示されており、衝撃試験の結果では測定値と計算値はかなり一致した³⁾。したがって、計算によって吸収エネルギーが推定できることとなり、ハニカムコアの形状や材質の選定によって、適切な衝撃材が設計できる。

2.6 加工性

2.6.1 溶接

前述のとおり、ろう付けハニカムパネルはオールアルミニウム合金製であり、各構成部材はそれぞれ、母材と同系のアルミニウム合金ろうによって金属接合されている。したがって、パネル同士や他のアルミニウム材を溶接によって剛接合することができる。この性質は、構造材としてパネルを使用する上で特に重要である。

パネル同士を接合する場合は、通常はパネル端部に配した枠材部分を突き合わせて溶接する。溶接方法はTIG、MIGのいずれもが可能であり、その他の溶接方法もアルミニウム材と同様に実施できる。

枠材を介さずとも、面板同士を突き合わせたり、面板上に他のアルミニウム材を直接溶接することも可能である。面板が薄い場合は、溶接ビードがハニカムコア部に及ぶことになるが、それによって接合部が剥離したり、ハニカムコアが優先的に溶融することはない。ハニカムコアの存在は、熱ひずみを防止するとともに、溶接熱を有効に逃がして溶け落ちを防止する効果があり、溶接を容易にさせている。一例として、ハニカムパネルの端部を形材にはめ込んで溶接したときの接合状態をFig. 4に示す。ハニカムコアとその接合部には溶接熱による変化は認められず、溶接部にも共晶融解やマイクロ割れ等の欠陥は認められない。このように溶接施工が自由に行える点においても、ろう付けハニカムパネルは構造材料として優れている。

2.6.2 曲げ加工

ろう付けハニカムパネルの曲げ加工としては、三本ロールによる曲げ加工、四点曲げ加工及び総型プレスによる曲げ加工等が適用できる⁴⁾。これらの曲げ加工におけるろう付けハニカムパネルのスプリングバック量は、後述のハニカム有限要素法によって解析され、素材の応力-

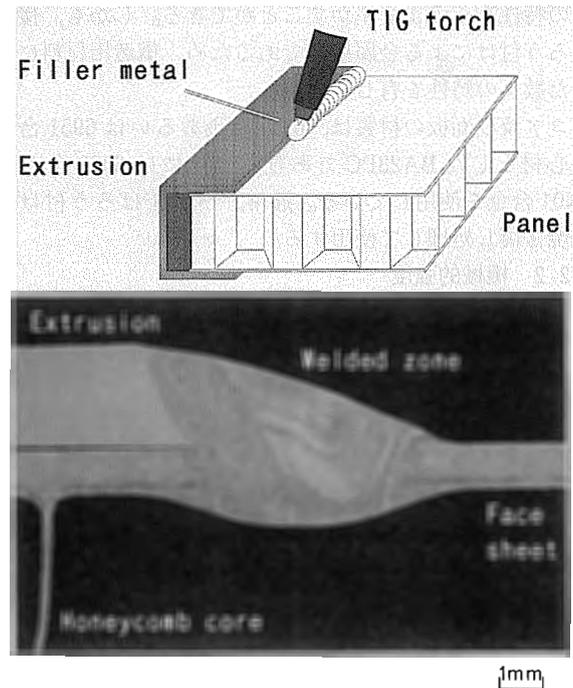


Fig. 4 Cross section of TIG welded zone.

ひずみ線図を把握すれば、ほぼ推定できる⁴⁾。

一方、このようなろう付け後の加工ではなく、ろう付け時に直接曲面パネルを製作する方法も開発した。

3. ろう付けハニカムパネルの製造技術

ろう付けハニカムパネルの製造技術は、部材の材質選定に始まり、部材加工、パネル組立、ろう付け治具の設計と製作、加熱制御、熱処理、検査及びパネル加工に至るまで多岐に及ぶ^{5)~32)}。ここで、大型で高品質のパネルを得るには、特にろう付けの「加熱工程」が重要である。そこで本報では、ろう付けハニカムパネルの加熱制御における技術開発の要点を紹介する。なお、ろう付けハニカムパネルの接合には真空ろう付けを採用しているが、その理由は、構造材として必要な強度が得られる6000系の合金を使用するためであり、また、フラックスを使用しないクリーンなろう付けである点も挙げられる。

パネルを治具に組み付けて、真空ろう付け炉に挿入し、加熱する。このとき、ふく射熱を直接受けるパネルの周囲の温度が急激に上昇し、Fig. 5に示すような面状の温度分布が発生する。この温度差がある値以上に大きくなると、加熱の過程で面板や枠材が熱応力によって変形し、接合性に多大な悪影響を及ぼす。また、ろうの溶融段階においても温度差が収束しない場合は、ろうの溶融不足あるいは溶解によるハニカムコアの座屈のいずれかの問題が生ずることになる。したがって、ハニカムパネルのろう付けにおいては、加熱の全過程でパネル面内の温度差を小さくするように加熱する必要がある。

パネルの面内の温度差は、昇温過程においては100℃以下に、ろうの溶融段階では15~20℃以下にするのが望ましい。このため、ろう付けハニカムパネルの加熱ではFig. 6に示すように、パネルの各部に熱電対を取り付けて、パネル温度を監視しながら加熱する物温フィードバック制御加熱を行っているが、パネルの寸法が大きいので温度を収束させるのが困難であり、加熱処理には長時間を要した。

そこで、パネルの形状に合った「炉の設計」と「加熱方案」を作成するために、まずヒーターと被加熱体（パネル+治具）をモデリングし、差分法によって繰り返し解析を実施した。差分法プログラムについては、境界条件や加熱条件の設定に自由度の高いものを自社開発した。



Fig. 5 Temperature distribution of panel through the heating.

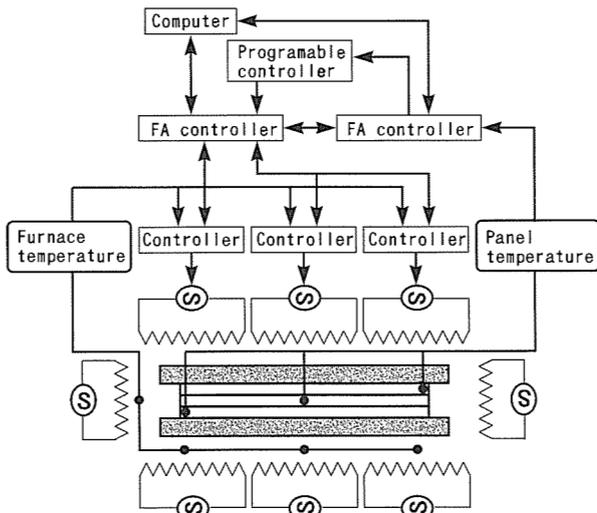


Fig. 6 Paradigmatic system of substantial temperature feedback control.

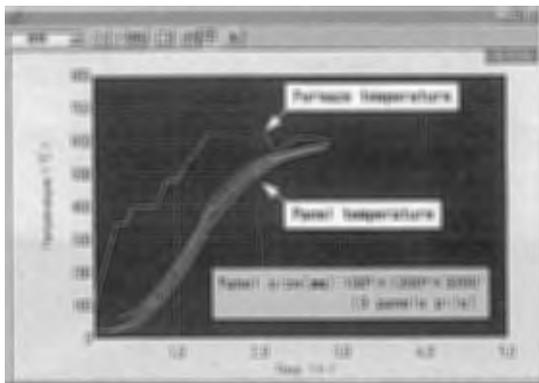


Fig. 7 Computer calculation result simulated substantial temperature feedback control.

解析過程における計算結果の一例をFig. 6に示す。解析を繰り返すことによってヒーター配分と加熱条件との関係性が明らかとなり、処理時間短縮への指針を得ることができた。

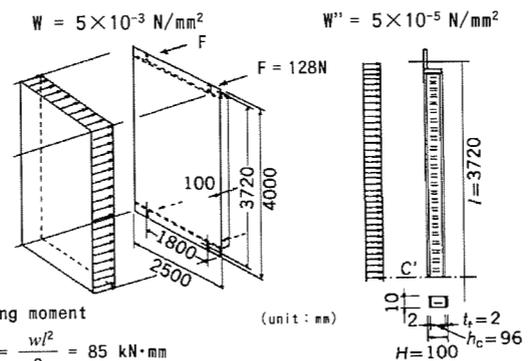
一方、物温フィードバック制御を無人で運行させるために、フィードバックされた温度データをリアルタイムに分析し、プログラムの進行を適宜決定するためのルーチンと、パネルに取り付けられた熱電対の異常を自動で検出するルーチンをそれぞれ開発して制御系に組み込んだ。

4. 設計技術

4.1 曲げ理論による概念設計

ろう付けハニカムパネルによる構造物の概念設計では、従来からの材料力学によってろう付けハニカムパネルの主要な形状を決められる³³⁾。一例として、カーテンウォールの概念設計をFig. 8に示す。曲げ理論によって応力とたわみから、パネル寸法が得られる⁴⁾。

4.2 等価板厚法



Bending moment $M = \frac{w l^2}{8} = 85 \text{ kN}\cdot\text{mm}$ (unit: mm)

Section modulus $Z = \frac{2}{H} \cdot \frac{(H^3 - h_c^3)}{12} = 1920 \text{ mm}^3$

Bending stress $\sigma = \frac{M}{Z} = 44 \text{ N/mm}^2 < \sigma_y$

Deflection $\delta = \frac{5}{384} \cdot \frac{w l^4}{EI} = 18.9 \text{ mm} \leq \frac{l}{200}$

Fig. 8 Basic design for curtain wall.

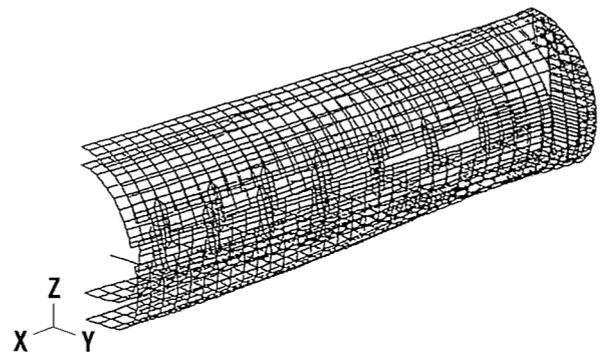


Fig. 9 Deflection analysis of prototype shinkansen bodyshell using brazed honeycomb structure.

ろう付けハニカムパネルの構造解析を行う手法として、ハニカムコアは面板間の距離を一定に保持するものの、それは存在しないとして解析する「等価板厚法」を開発した²⁾。このとき、ろう付けハニカムパネルは、等価定数を持った一枚の等方性の板となるため、複雑な構造物を対象とした解析も容易となる。

等価板厚法による解析例を Fig. 9 に示す²⁾。本結果に基づいて、ろう付けハニカムパネルを適用した鉄道車両構体が試作された。

4.3 ハニカム有限要素法

この有限要素法においては、ハニカムコアの特性を実験測定と解析によって求めた。その結果、Table 2 に示すような弾性定数を持つ要素として解析するものとした²⁾。

一例として、Fig. 10 に示す磁気浮上型鉄道車両の超電導磁石支持枠側部の箱桁梁にろう付けハニカムパネルを適用し、有限要素法によって解析した応力と測定値の比較を Fig. 11 に示す。解析結果は測定値とよく一致し

Table 2 Elastic constants of tri-axially anisotropic solid.

		Elastic constant
Tensile	E_x	$0.0105 \times 10^5 \text{ N/mm}^2$
	E_y	$0.0087 \times 10^5 \text{ N/mm}^2$
	E_z	$0.0195 \times 10^5 \text{ N/mm}^2$
Shearing	G_{xy}	$0.0049 \times 10^5 \text{ N/mm}^2$
	G_{xz}	$0.0056 \times 10^5 \text{ N/mm}^2$
	G_{yz}	$0.0040 \times 10^5 \text{ N/mm}^2$
Poisson ratio	x-loading	$\nu_y = 1.00, \nu_z = 0.15$
	y-loading	$\nu_x = 0.57, \nu_z = 0.11$
	z-loading	$\nu_x = \nu_y = 0.01$

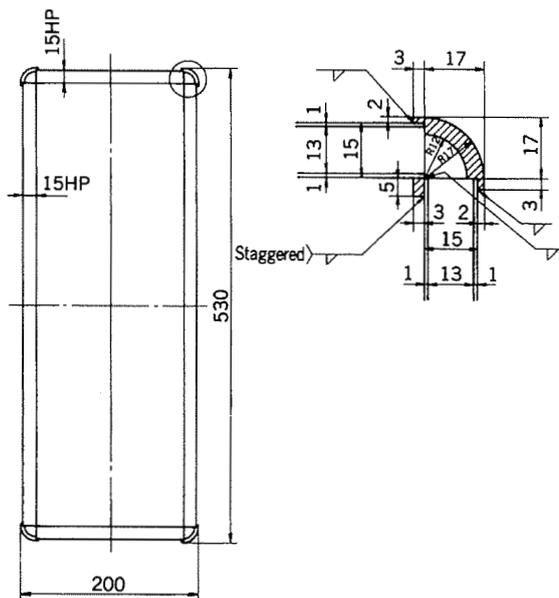


Fig. 10 Cross section of box girder for super conducting magnets supporting frame.

ており、本手法がろう付けハニカムパネルによる構造物の詳細設計に有効であることがわかる²⁾。

また、本法によって、実験では測定が困難な局部の応力を求めることもでき、応力集中部の疲労破壊に対する解析もできる。

5. ろう付けハニカムパネルによる構造物の実用化

ろう付けハニカムパネルを適用した構造物は、軽量で剛性が高いばかりでなく、制振性や吸音性にも優れることが、実用化の段階で明らかにされている。また、建築の分野においては、軽量構造による意匠性が高く評価されている。

それらの一例として、鉄道車両（500系新幹線：構体側面と床に適用）、船舶（赤潮調査船：船体の全面に適用）及び建築（豊田市美術館の回廊：上部の庇に適用）をそれぞれ、Fig. 12, 13 及び 14 に示す。

6. おわりに

ろう付けハニカムパネルの諸特性、製造及び設計に関する技術開発並びに構造物への適用例について概括的に報告した。今後はさらに、本パネルの軽量性、施工性、そしてリサイクル性を生かした新しい次元での活用も期待される。地球環境に適合した材料として、その性能が理解されるとともに、様々な分野で汎用されることを願っている。

なお、本報に紹介したハニカム溶接構造物は、多くの

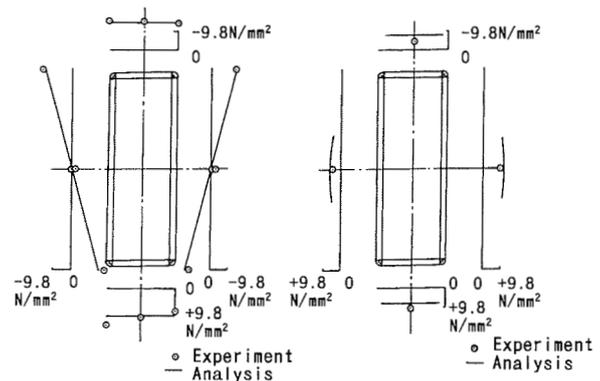


Fig. 11 Comparison of experimental and analytical stresses in bending and torsional tests.



Fig. 12 Series 500 Shinkansen.



Fig. 13 Red tide research ship.



Fig. 14 Toyota municipal museum of art.

関係各位の協力と支援を戴いて完成されたものであり、ここに深く感謝する。

参 考 文 献

- 1) 中西 広, 難波圭三, 佐野啓路, 伊藤泰永: 本誌, 29 (1988), 218.
- 2) 奥戸行一郎, 難波圭三, 水越秀雄, 桧山裕二郎: 軽金属溶接, 29 (1991), 361.
- 3) 國本 隆, 森高 高: 東海大学紀要, 30 (1990), 121.
- 4) 山口進吾, 奥戸行一郎, 入江 宏: 本誌, 34 (1993), 99.
- 5) 特許第 1588397 号.
- 6) 特許第 1601674 号.
- 7) 特許第 1602314 号.
- 8) 実案第 1860915 号.
- 9) 特許第 1619069 号.
- 10) 特許第 1666302 号.
- 11) 特許第 1713700 号.
- 12) 実案第 1995084 号.
- 13) 実案第 2014329 号.
- 14) 実案第 2014330 号.
- 15) 特許第 1852079 号.
- 16) 特許第 1883390 号.
- 17) 実案第 2051498 号.
- 18) 特許第 1917623 号.
- 19) 特許第 1944077 号.
- 20) 特許第 1964958 号.
- 21) 特許第 1974444 号.
- 22) 特許第 1974445 号.
- 23) 特許第 1975620 号.
- 24) 特許第 2032642 号.
- 25) 特許第 2032648 号.
- 26) 特許第 2071500 号.
- 27) 特許第 2074906 号.
- 28) 特許第 2526330 号.
- 29) 特許第 2532167 号.
- 30) 特許第 2543649 号.
- 31) 特許第 2546963 号.
- 32) 特許第 2548472 号.
- 33) 山口進吾, 奥戸行一郎, 横谷英之, 小堀 徹: 本誌, 33 (1992), 173.

住友軽金属技報 第39巻 第1号 (1998) 136-141

技術資料

アルミニウムブレイズドパネルの
自動車アンダーボディへの適用

伊藤 泰永

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 136-141

Applications of Aluminium Brazed Panels
for Underbody of Concept Cars

Yasunaga Itoh

アルミニウムブレイズドパネルの 自動車アンダーボディへの適用*

伊藤 泰永**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 39 No. 1 (1998), pp. 136-141

Applications of Aluminium Brazed Panels for Underbody of Concept Cars

Yasunaga Itoh

Many concept cars using light weight and high rigidity aluminium brazed panels for their floors in order to improve their body rigidity, have been produced and exhibited in Japan. The underbody welded the brazed panels and several extruded members presents good vibrational behaviour and light handling characteristics because of the high bending and torsional rigidity. This paper introduces the properties of aluminium brazed panels and some applications for underbody of concept cars.

1. はじめに

1991年の9月、東京よりも一足早く開催された法兰克福オートショーの会場で、トヨタ自動車株式会社より超軽量のコンピューターAXV-IV (Fig. 1) が発表された。この車は省エネ、リサイクル性といった地球環境問題の対策に意欲的に取組んだ実験車であり、プレス公開日には多数の報道陣や業界の関係者がAXV-IVを取囲んだ。450kgの超軽量ボディがどのようにして実現されたのか。その答えは展示車の隣に置かれたボディパーツ群に示されていた。アルミニウムとマグネシウムを多用したパーツの中心に、そのアンダーボディがあった。普通の乗用車の場合はプレス成形した鋼板が使われているが、AXV-IVのアンダーボディはアルミニウム合金板の二重構造になっており、内部に三角形や六角形の形をした「妙なもの」が見える。説明用のパネルには何の記述もない。首を傾げながらカタログを広げるお客が後を断たない。説明員は対応に大忙しであった。

一年後の1992年8月、夏の日差しが降りそそぐ能登半島のなぎさドライブウェイで、国内最大規模のソーラーカーレースが開催された。高校生のグループから自動車会社に至るまで多数のチームが出場したこのレースにおいて、一見、普通のワンボックスカーに見えるソーラー



Fig. 1 TOYOTA AXV-IV.

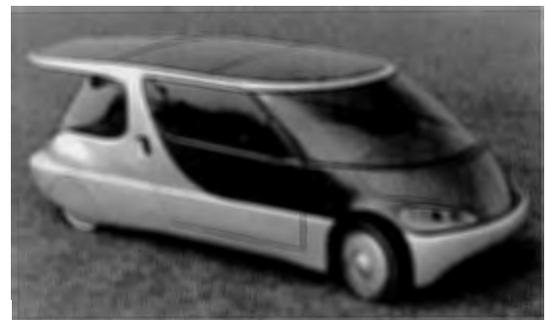


Fig. 2 KYOCERA SCV-2.

カーが、三葉虫のごときレース仕様車にまじって2位(部門別では優勝)という好成績を収めた。京セラ株式会社から出場したSCV-2 (Fig. 2) である。実用化を

* アルトピア 1 (1993), 49 に主要部投稿

** 研究開発センター 第四部

意識して製作されたこの実験車のアンダーボディにも、AXV-IVと同じ技術が生かされていた。

さて、世の中とは言えば、日本は90年代の初頭において世界の乗用車の4分の1を生産する大国となり、自動車は80年代に急速な成長を遂げた半導体と共に世界経済の中での重要な品目になっていた。一方、地球環境問題と安全性向上の観点から、自動車を取巻く社会環境に明らかな変化が生じたのもこの頃である。何がユーザーに好まれるかを模索してきた80年代までの車づくりの姿勢が、ここで、ユーザーの背後に存在するもうひとつのニーズをも強く意識しなければならない時を迎えたと言えよう。

ユーザーの好みとその背後にある社会ニーズとがトレードオフの関係に陥らないようにするにはどうしたらよいかを、自動車を開発している方々との接触の中でよく考えさせられた。材料屋としてできることをしたい。軽くて、リサイクルができて、加工し易くて、部品点数が減らせて、機能付加の自由度が高い材料を、可能な限り安く提供したいと思ってきた。本報では、そのような可能性を秘めた材料「アルミニウムブレードパネル」とその自動車ボディへの適用について紹介する。

2. ブレードパネルとは

2.1 パネルの構成と製造方法

ブレードパネル (Brazed Panel) とは住友軽金属工業が開発したオールアルミニウム合金製の軽量なパネルの呼称である。その中で特に、蜂の巣状の六角セル構造をもったコアをハニカムコアと称し、それを使ったパネルをハニカムパネルと呼んでいる。コアの形状には用途に応じて各種のものが用意されているが、本報では最も使用実績のあるハニカムパネル (Honeycomb Panel) について紹介する。

ハニカムパネルの基本構成を Fig. 3 に、その製造工程を Fig. 4 に示す。波型に成形されたアルミニウム合金の薄板 (コア: Core) を蜂の巣状に並べ、二枚のアルミニウム合金の板 (面板: Face sheet) でサンドイッチした後、ろう付け (Brazing) によって一体接合する。接着剤の働きをするろう材 (Filler metal) は、アルミニウムにケイ素を10%ほど添加して融点を下げたものであり、それは面板やコアにあらかじめクラッド圧延されている。また、枠材あるいは骨材として、パネルの周辺部や内部にアルミニウム合金の押出形材を配して一体ろう付けすることも多い。

ろう付け方法としては、フラックスを使用しない真空ろう付け法 (Vacuum Brazing Process) を採用している。真空ろう付け法は30年ほど前に米国で開発された方法で、製品を真空中で加熱し、ろう材を溶融させて接合する方法である。フラックスを使用しない清潔な接合方法であるため、医療機器や精密部品などの製造にも使

われている。自動車に関してはエバポレータなどのエアコン機器が、真空ろう付け法によって生産されている¹⁾。

面板とコアのろう付け部の断面を Fig. 5 に示す。溶融したろう材が、表面張力の働きによって面板とコアの接触部 (接合部) に集中していることがわかる。ここで、ろう材は面板やコアと同じアルミニウム合金であるため、接合界面が消失して一体化する。そのため接合強度が高く、熱や湿度などの環境変化に対しても強い、信頼性の高いパネルが得られるわけである。

2.2 パネルの材質と製作可能範囲

パネルの材質と製作可能範囲を Table 1 に示す。面板、

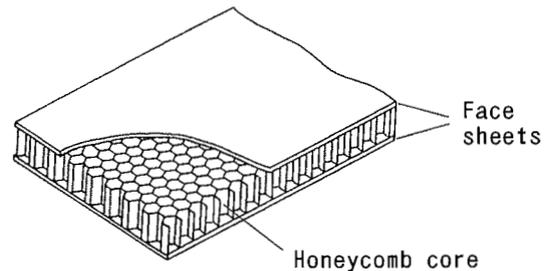


Fig. 3 Composition of aluminium brazed panel.

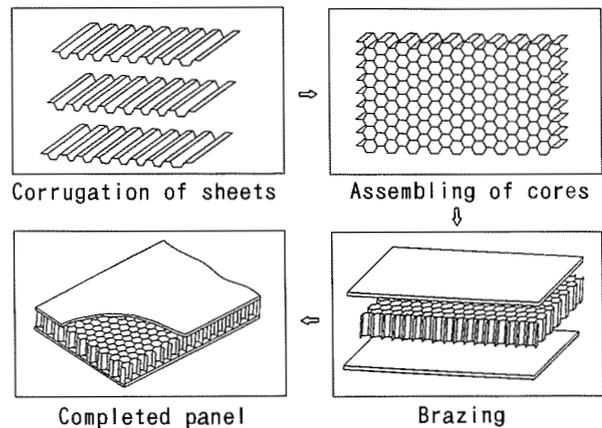


Fig. 4 Manufacturing process of brazed panel.

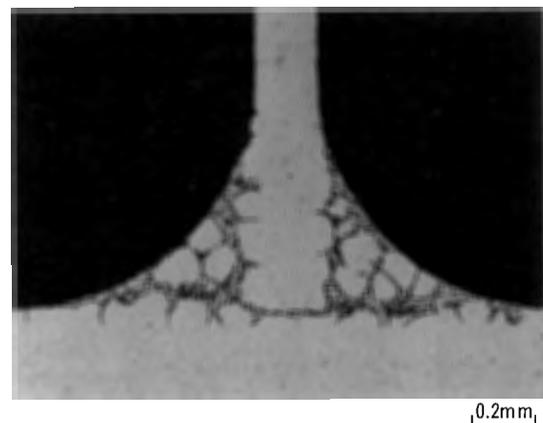


Fig. 5 Cross section of brazed zone.

コア、枠材及びパネルの内部に配する骨材の材質は、いずれもろう付後の熱処理（ベークハード）によって強度が向上する Al-Mg-Si 系（6000 系）の合金としている。ろう材は 4000 系の合金であるが、全パネル重量に占めるろう材の割合が少ないために、パネル全体としては 6000 系の合金と見なせる。

製作可能なパネルの外寸法はコアの形状によって若干異なるが、六角形のハニカムコアを用いたパネルについては Table 1 の最大寸法まで製作可能である。

2.3 パネルの基本強度

パネルの強度の代表例として、面板厚さ 1mm、コア厚さ 0.2mm、セルサイズ 19mm、パネルの高さ 26.6mm のハニカムパネルの強度を Table 2 に示す²⁾。接着剤で接合したパネルの強度と比較して、特にフラットワイズ引張強さ（はく離強度）が高いのが特徴である。Table 2 では静的強度のみ示したが、疲労試験や各種の

耐久試験の結果によれば、接着パネルとの強度差はより顕著になっている。

曲げ剛性とねじり剛性について、同一重量のアルミニウム合金板及び鋼板と比較したものが Table 3 である²⁾。剛性はアルミニウム合金板の 200 倍、鋼板の 1000 倍にもなる。一方、剛性が等しい場合の比較を Table 4 に示

Table 2 Standard strength of honeycomb panels.

	Brazed panel	Adhesive bonded panel
Base metal	6951	5052
Face sheet thickness	1.0mm	1.0mm
Core thickness	0.2mm	0.05mm
Cell size	19mm	9.5mm
Panel height	26.6mm	26.6mm
Temper	T6 class	H34 (Face sheet) H18 (Core)
mass per unit area	7.3kg/m ²	7.6kg/m ²
Flatwise compressive strength (ASTM C 365)	3.0Mpa	1.0Mpa
Flatwise tensile strength (ASTM C 297)	3.7MPa	0.7Mpa
Flatwise shear strength (ASTM C 273)	0.9~1.5MPa	0.4~0.7Mpa

Table 1 Specification of producible brazed panel.

Materials	Face sheet	4045/6951 (BA23PC class)
	Core	6951
	Frame	6N01 or 6063
Dimensions	Face sheet thickness	0.6~2.5mm
	Core thickness	0.15~0.3mm
	Cell size	10~30mm
	Panel size	Height 7~100mm Width max.1200mm Length max.3000mm

Table 3 Comparison of rigidity with similar mass per unit area.

Materials	Brazed panel	Aluminium plate	Steel plate
Dimensions (mm)	900×1800×26.6	900×1800×2.7	900×1800×1.0
mass (kg/m ²)	7.3	7.3	7.9
Bending rigidity (×10 ⁴ N·m ²)	1.95	0.01	0.002
Torsional rigidity (×10 ⁴ N·m ² /rad)	6.27	0.03	0.005

Table 4 Comparison of mass per unit area with the same rigidity.

Materials	Brazed panel	Aluminium plate	Steel plate
Dimensions (mm)	900×1800×26.6	900×1800×15.6	900×1800×10.8
Bending rigidity (×10 ⁴ N·m ²)	1.95	1.95	1.95
mass (kg/m ²)	7.3	42.1	86.4

す。上記の仕様のハニカムパネルの場合は、アルミニウム合金板の1/7、鋼板の1/12の質量になる。但し、比剛性の高さはパネルの高さと密接に関係しており、パネル高さが低くなるにつれてアルミニウム合金板及び鋼板との剛性差はしだいに小さくなる（サンドイッチ構造の特性が失われるからである）。また、これらの材料を使って実際に構造物を形成した場合は、継手の処理や部品取付部の補強などを含むためにTable 4のような顕著な質量差がでることはないが、筆者らのこれまでの検討結果によれば、一般の鋼構造物と比較して1/4~1/2の質量にまで軽量化されることを確認している。

2.4 構造解析の手法

本パネルを使った製品について構造解析を実施する場合の簡便な手法として、「等価板厚法」が推奨されている³⁾。この手法によれば、複雑な構造からなる本パネルを、等価定数をもった一枚の板に置換して解析するため、データ入力時間、計算処理時間が共に大幅に軽減される。

等価板厚法の説明図をFig. 6に示す。等価板厚を t' 、等価ヤング率を E' 、等価せん断剛性を G' とすると、それぞれ式(1)~(3)で与えられる。

$$t' = \sqrt{3t_c^2 + 6t_c t_f + 4t_f^2} \approx \sqrt{3}(t_c + t_f) \quad (1)$$

$$E' = 2t_f E_f / t' \quad (2)$$

$$G' = 2t_f G_f / t' \quad (3)$$

等価板厚法解析の結果、得られた応力値については正規の応力値に変換しなくてはならないので注意が必要である。なお、式(1)~(3)は面板のみが剛性に寄与するとの前提をおいている。薄肉のハニカムコアの場合は、コアによる剛性への寄与が乏しいため、式(1)~(3)が有効である。しかし、コアによる剛性への寄与が無視できない場合については、パネルの異方性をよく吟味するなどして解析する必要がある⁴⁾。

2.5 パネルの特徴

前述のとおり、コア、面板、枠材及び骨材といった構造部材はもちろん、それらを接合するろう材に至るまで、ブレードパネルは全てアルミニウム合金で構成されている。このため本パネルは次のような特徴をもっている。(1) Fig. 7に示すように、アーク溶接によってパネルを接合することができる。溶接熱でろう材が変質したり、ろう材のみが溶融して接合部から流出してしまうことはない。また、ブレードパネルは剛性が高いため溶接によるひずみが発生しにくい。このことは生産ラインを自

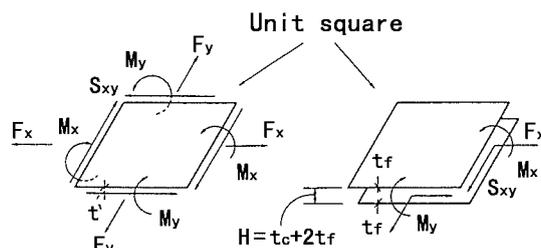


Fig. 6 Equivalent thickness method.

動化する上で重要である。もちろんリベットや接着などの接合も可能である。

(2) ある程度の曲率（パネル厚さの40~50倍程度の曲率半径）に曲げ加工することができる。小さい曲率半径が要求される場合には、ろう付けの段階で曲面パネルを製作する。後者の場合は三次元曲面を形成させることもできる。

(3) パネルの中空部を利用して、熱交換、断熱、防音などの機能を付加したり、液体の貯蔵や電気配線などにも利用できる。局部的に強度を高めたり衝撃吸収性をもたせることも、中空部の工夫によってかなりの効果もたらされる。ろう付けの優れた点は、きわめて複雑で細かい構造をもった製品でも一定時間内に接合を完了できることである。

(4) オールアルミニウム合金製であるためリサイクル性に優れている。同じアルミの押出型材、板材などと組合せた構造物は、解体することなくリサイクルすることができる。その場合、押出型材や板材にはブレードパネルの構成材と同じ6000番系の合金を用いることが望ましい。

以上の他に、ブレードパネルは不燃で耐熱性も高く、錆びにくく、無臭かつ清潔であるなど、アルミニウム合金の特長がそのまま生かされている。

2.6 パネルの用途

自動車については次項で紹介する。自動車以外では鉄道、船舶、エネルギー及び建築の分野で活用されている。例えば鉄道ではリニアモーターカーのSCM支持枠⁶⁾、次世代新幹線「STAR21」の構体（車両の外殻部分）などを経て、現在は500系のみ新幹線の構体に使用されている⁷⁾⁸⁾。船舶では赤潮調査船「のじぎく」の船殻と上甲板などである。いずれも本格的な構造材として本パネルが使用されており、接着剤で接合された従来のハニカムパネルとは用途が異なっている。

3. 自動車アンダーボディへの適用

アルミコンセプトカーにおけるボディ開発プロセスの骨子をFig. 8に示す。自動車会社などの依頼先から持



Fig. 7 Automatic arc welding of brazed panel.

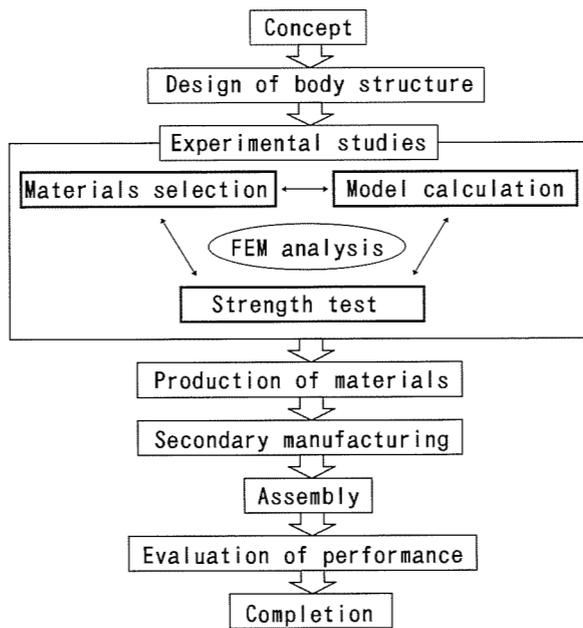


Fig. 8 A development flow on aluminium concept car.



Fig. 9 MAZDA AZ-550.

込まれた基本設計（概念図や荷重条件）をもとに詳細設計を行う。このとき材料はブレードパネルに限らず、板、形材及び鋳鍛品に至るまで幅広く検討し、ベストミックスを案出する。続いて承認図面から製作図を作成するわけであるが、依頼先から受取ったCADデータを使って直接加工することもある。完成したアンダーボディについては必要に応じて強度試験を実施すると共に、依頼があれば生産ラインの検討も行っている。

ブレードパネルが試作車のボディに採用された例はいくつかあるが、その中で既に公開あるいは発表されている3つの適用例について簡単に紹介する。

3.1 AZ550 [マツダ株式会社]

1992年、オートザムよりガルウィングの小型スポーツカーAZ-1が発売された。その前身が1989年のモーターショーでマツダ株式会社より発表されたAZ550である。AZ550の外観、ボディ及びボディ構造の形態をそれぞれFig. 9、Fig. 10及びFig. 11に示す。

アルミニウム押出形材によるスペースフレーム構造の



Fig. 10 Body sample of AZ550.

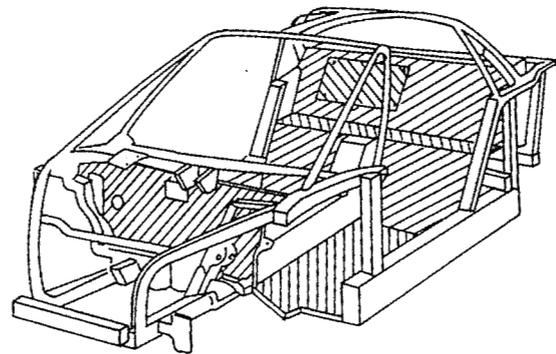


Fig. 11 Construction shape of AZ550 body.

中にブレードパネル（Fig. 11中の斜線部）を溶接によって剛結合したボディは、比剛性が高いばかりでなく、共振周波数も改善されて操縦性と乗り心地が向上した。オープンカーのプラットフォームとして検討された結果によれば、モノコック構造をベースにしたオープンカー用ボディに比べて、100kg以上の軽量化と50%以上のねじり剛性の向上がなされたと報告されている^{9)~11)}。

残念ながらAZ-1では鋼製フレームによる構造が採用されたが、AZ550での成果はその後の軽量ボディ設計への指針を与えたと考えられる。

3.2 AXV-IV [トヨタ自動車株式会社]

冒頭のFig. 1に示したAXV-IVには、従来の平面パネルの他に、初めて曲面のブレードパネルがアンダーボディに採用された。フロア部のカットモデルと採用時の構造形態をそれぞれFig. 12及びFig. 13に示す。

AXV-IVのボディ形式もどちらかと言えばスペースフレーム構造と呼べようが、AZ550に比べてフロア全体をブレードパネルによってモノコック的に構成している。前述のとおりブレードパネルを使用したボディは特にねじり剛性の向上が顕著であるが、パネルを三次元的に剛結合することによって曲げ剛性も飛躍的に向上させることができる。Fig. 13の状態での質量はわずか16kg（押出形材のトンネル部の質量2kgを含む）であり、軽量化が一層進められた。

一方、曲面パネルの採用は、本パネルがボディの主構

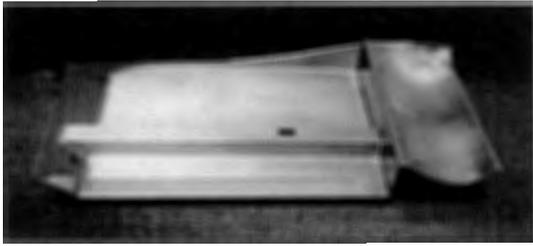


Fig. 12 Underbody cut sample of AXV-IV.

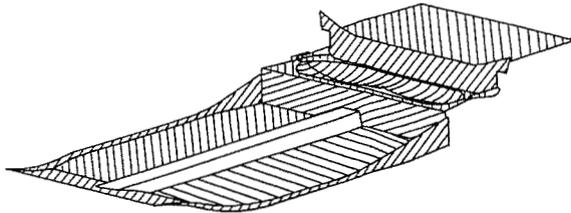


Fig. 13 Construction shape of AXV-IV underbody.

造部のみならず、車体各部のパーツとしても利用できることを示唆した点でも意義があったと言える。

3.3 SCV-2 [京セラ株式会社]

Fig. 2 に示した SCV-2 は、一般に知られているレース仕様のソーラーカーとは異なり、近い将来に公道を走ることを目的として開発された通勤用である。正式にはバッテリーを搭載した太陽電池式自動車と定義されている。公道を走るために、軽だけでなく耐久性(安全性)にも優れたボディ構造が必要とされていた。

SCV-2 におけるアンダーボディの外観と構造形態をそれぞれ Fig. 14 に及び Fig. 15 に示す。SCV-2 ではトンネル部分も含めて完全にブレードパネルによる一体のモノコック構造としている。そのため比剛性はきわめて高くなり、応力が集中しにくい安定した構造を実現している。また、サスペンション取付け部には高強度のパネルが適用され、耐久性の向上が図られている。

Fig. 15 の状態での質量は 26kg (サスペンション部品質量 2kg を含む) である。なお同じレースに出場し、部門 3 位に入賞した広島大学-中国電力チームのソーラーカーにも、ブレードパネルのアンダーボディが使われていたことを付記する。

4. おわりに

ブレードパネルの自動車ボディへの適用検討は歴史が浅く、市販車への適用実績はまだない。それでも近い将来には、ブレードパネルで身を固めた市販車がデビューするのではないかと期待している。その車はたぶん、驚くほど軽快で、ほど良く上品な印象の車であろうと勝手に想像している。これはひとりの材料屋兼ユーザーとし



Fig. 14 Underbody sample of SCV-2.

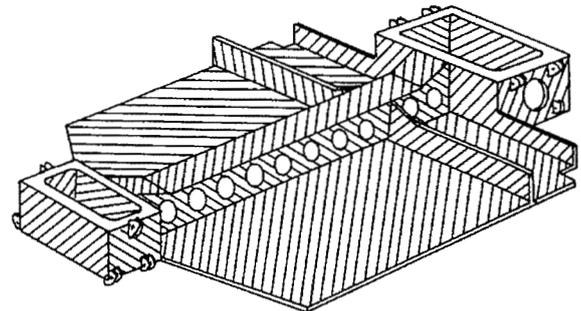


Fig. 15 Construction shape of SCV-2 underbody.

ての夢かもしれないが、その夢を加速させてくれる人達との出会いが増えることを楽しみにしている。

参考文献

- 1) 竹内桂三, 森 政巳, 井口 健: 軽金属, 41 (1991), 208.
- 2) 中西 広, 難波圭三, 佐野啓路, 伊藤泰永: 本誌, 29 (1988), 218.
- 3) 奥戸行一郎, 難波圭三, 水越秀雄, 檜山裕二郎: 軽金属溶接, 29 (1991), 13.
- 4) 國本 隆: 軽金属, 40 (1990), 390.
- 5) 日経ニューマテリアル, No.107, (1991), 32.
- 6) 小田和裕, 阿座上雅芳, 加藤健一, 長岡 齊, 奥戸行一郎, 難波圭三: 軽金属, 41 (1991), 728.
- 7) 服部守成: アルミニウム, 3-13 (1996), 148.
- 8) 吉江則彦, 野口裕弘, 下村貴之, 服部 晃, 中村正武: 日本機械学会誌, 101 (1998), 342.
- 9) 飛田幸司, 原 寿広, 藤瀬一基, 木下喜彰: マツダ技報, No.5, (1987), 107.
- 10) Koji Tobita, Toshihiro Hara, Kazuki Fujise, Yoshiaki Kinoshita, Keizo Namba, Takeaki Baba, Yoshio Takeshima, Hiromichi Sano: 本誌, 28 (1987), 126.
- 11) K. Namba, Takeaki Baba, Yoshio Takeshima, Hiromichi Sano, Koji Tobita, Toshihiro Hara, Kazuki Fujise, Yoshiaki Kinoshita: 本誌, 28 (1987), 172.