

ISSN 0039-4963

SKEGA2 52(1) 1-138 (2011)

VOL.52
2011

SUMITOMO LIGHT METAL
TECHNICAL REPORTS

住友輕金屬技報



住友軽金属技報

第 52 巻 第 1 号 平成 23 年

目 次

論 文

P755	Al-4.5mass%Cu 合金の固液共存域での変形挙動	坂常渡	口川 辺	信雅良	人功夫	1
P756	アルミニウム合金板の曲げ加工性に及ぼす板厚方向の集合組織分布の影響	伊浅黒吉	川野田	慎峰充健	吾生紀吾	8
P757	Effects of Crystal Orientation on the Bendability of Aluminum Alloy Sheets	Shingo Ikawa Mineo Asano Mitsutoshi Kuroda Kengo Yoshida				16
P758	5083 合金板材における超塑性バルジ変形中の変形挙動	長浅内洪	井野田江	康峰秀和	礼生俊久	23
P759	超音波付加による押し荷重の低減	米高	山橋 昌		猛也	29
P760	Cu-Sn-Zr-P Alloy for a High-Strength Heat-Exchanger Tube	Tetsuya Ando Hirokazu Tamagawa Ikuo Shoji				35
P761	Cu-3 mass%Ti 合金の時効処理特性に及ぼす温間加工の影響	安藤 哲也				40
P762	銅管に発生するマウンドレス型孔食事例と対策	鈴木河	木森野	康浩	忍二三	45
P763	等方的なシェル構造の補剛模様の開発	高橋 昌也				51

技 術 資 料

R566	Al-Mg 系合金	吉内 田	英秀	雄俊		57
R567	アルミニウムブレージングシートの耐食性に及ぼす Cu, Zn 添加の影響	久山	富下 裕尚	二希		89
R568	アルミニウム合金の圧延におけるトライボロジー	渡 邊 貴道				95
R569	アルミニウム合金押出材の自動車への適用	伊熊 藤谷	清正文樹			101
R570	FSW の実用化と展望	熊谷 正樹				107
R571	アルミニウム薄板の長さ 1 m 電磁シーム溶接 —新しい板継ぎ法の提案—	相熊 沢谷	友正勝樹			113
R572	光学顕微鏡によるアルミニウム合金の組織観察	大久保 喜正				119

発 明 と 考 案

I 113	最近登録の当社主要特許					129
-------	-------------------	--	--	--	--	-----

公 表 資 料

論文・講演・資料 136

SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS

Vol. 52 No. 1, 2011

CONTENTS

Technical Paper

P755	Deformation Behaviors of an Al-4.5mass%Cu Alloy in the Semi Solid State	Nobuhito Sakaguchi Masanori Tsunekawa Yoshio Watanabe	1
P756	Effect of Texture Variation through the Sheet Thickness on the Bendability of Aluminum Alloy Sheets	Shingo Ikawa Mineo Asano Mitsutoshi Kuroda Kengo Yoshida	8
P757	Effects of Crystal Orientation on the Bendability of Aluminum Alloy Sheets	Shingo Ikawa Mineo Asano Mitsutoshi Kuroda Kengo Yoshida	16
P758	Deformation Behavior during Superplastic Bulge Forming in AA5083 Aluminum Alloy Sheet	Yasunori Nagai Mineo Asano Hidetoshi Uchida Kazuhisa Shibue	23
P759	Reduction in Extrusion Load by Ultrasonic Vibration	Takeshi Yoneyama Masaya Takahashi	29
P760	Cu-Sn-Zr-P Alloy for a High-Strength Heat-Exchanger Tube	Tetsuya Ando Hirokazu Tamagawa Ikuo Shoji	35
P761	Effects of hot-forging on aging behavior of a Cu-3 mass%Ti alloy	Tetsuya Ando	40
P762	Moundless Pitting Corrosion and its Prevention in Copper Tubes	Shinobu Suzuki Koji Kanamori Kozo Kawano	45
P763	Development of Isotropic Patterned Shell Structures with High Stiffness	Masaya Takahashi	51

Technical Review

R566	Al-Mg Alloys	Hideo Yoshida Hidetoshi Uchida	57
R567	Influence of Cu and Zn Contents of Core and Filler Alloys on Corrosion Resistance of Aluminum Brazing Sheets	Yuji Hisatomi Naoki Yamashita	89
R568	Tribology of Aluminium Alloy in Rolling	Takamichi Watanabe	95
R569	Application of Aluminum Alloy Extrusion to Automotive Parts	Kiyofumi Ito Masaki Kumagai	101
R570	Practical Use and Promising Future of Friction Stir Welding	Masaki Kumagai	107
R571	One-meter Long Seam Welding of an Aluminum Sheet to Another Sheet by Applying Magnetic Pressure	Tomokatsu Aizawa Masaki Kumagai	113
R572	Metallography of Aluminium Alloys by Optical Microscope	Yoshimasa Ohkubo	119

Invention and Device

I 113	Main Registered Patents in Recent		129
-------	---	--	-----

Distributed Data

Published Papers and Presentations 136

Al-4.5mass%Cu 合金の固液共存域での変形挙動*

坂口 信人** 常川 雅功***
渡辺 良夫***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 52 No. 1 (2011), pp. 1-7

Deformation Behaviors of an Al-4.5mass%Cu Alloy
in the Semi Solid State

Nobuhito Sakaguchi, Masanori Tsunekawa, and Yoshio Watanabe

Deformation behaviors of an Al-4.5mass%Cu alloy in semi solid state were investigated with tensile tests and their *in situ* observation. Deformation behaviors were classified into six stages (stage I to stage VI) by mechanical properties, morphologies of fracture surfaces and *in situ* observations during deformation. Stage I was the lowest temperature range of semi solid state, stage VI was the highest. In the stages showing healing, stage V and stage VI, the deformation was followed by liquid phase flow. Therefore, the elongation was not able to be evaluated as the ductility of material in these stages. Through the range of temperature evaluated the hot tearing was restricted to a narrow temperature range in semi solid state corresponding to stage II through stage IV. The tensile test method used to research the deformation behaviors of aluminum alloys in semi solid state was developed with high accuracy.

1. 緒 言

アルミニウム合金の半連続鋳造 (DC 鋳造) やダイカストなどの鋳造工程では、凝固中の鋳塊に割れが発生することがある。この割れは「凝固割れ」と呼ばれ、1950年代から多くの研究者によってその形成メカニズムが調査されている。近年、それらの成果は渡部らによってレビューされ、過去の研究結果からその形成メカニズムを「固液共存状態で残留液相によるヒーリングが不可能な状態のときに凝固収縮により発生した引張応力あるいはひずみがあるときの固液共存状態の強度あるいは破断ひずみを越えたときに発生する」とまとめられている^{1,2)}。また、Eskinらは、固相率の変化に伴い、割れの起点、伝播経路および破壊モードが変化することを予想している³⁾。そのため、凝固割れの形成メカニズムを解明するには、固相率の変化に伴う変形挙動の相違を正確に把握することが極めて重要であると考えられる。しかし、渡部らのレビューでも報告されているように、アルミニウム合金の固液共存域の機械的性質は多くの研究者によ

て調査されているものの^{1,2)}、その多くが引張強さや伸びのみに注目しており、固液共存域でのき裂発生状況や液相の動きなどの変形 (破断) 挙動について詳細に調査したものはほとんどない。

本研究では、アルミニウム合金の固液共存域での引張試験をその場観察し、その変形挙動の調査を行った。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材組成として、代表的な2系合金であるAl-Cu系合金から広い固液共存域を有するAl-4.5mass%Cuを選択した (以下mass%は%と略記する)。Table 1に示す組成の溶湯からDC鋳造により直径330mm、長さ700mmの円柱状鋳塊を作製した。その円柱状鋳塊から90mm×35mm×300mmの角材を切出し、幅3mm、厚さ4mm、長さ10mmの平行部を有する引張試験片に加工した。加工した試験片の平行部内に1mm間隔で10本の伸び測定用の標点を罫書いた。Fig. 1に試験片のマイクロ組織を示す。マイクロ組織はデンドライトの形態を示し、デンドライト二次アーム間隔は34.8μm、平均

* 軽金属, 61, 2 (2011), 66-71に主要部を掲載

** 研究開発センター 第二部, 博士 (工学)

*** 研究開発センター 第二部

Table 1 Chemical composition (mass%).

Cu	Fe	Si	Ti	Mg	Al
4.44	0.05	0.03	0.02	0.01	Bal.

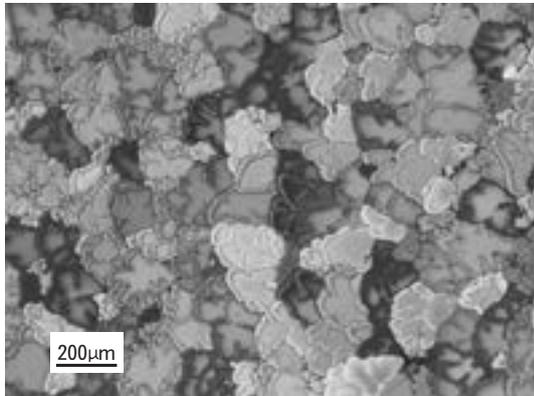


Fig. 1 Microstructure of Al-4.5%Cu ingot.

結晶粒径は $153\mu\text{m}$ であった。また、試験片を切出した角材の残部から直径 3 mm、長さ 0.5mm の円盤状試料を作製し、示差熱分析を行ったところ、供試材の固相線温度は 549°C であることがわかった。

2.2 引張試験方法

2.2.1 引張試験機の構成

Fig. 2 に本研究にて使用した引張試験機の概略図を示す。試験片は Ar ガスで置換されたチャンバ内の治具上に設置し、赤外線ランプにより加熱した。この加熱方法では試験片と同時に治具も加熱されるため、治具からの放熱が無く、治具と試験片の界面での凝固を解消することができた。試験温度への加熱中もしくは保持中に熱膨張する試験片とそれを固定する治具との間に生じる熱応力は、引張負荷時まで試験片を治具に固定しない方法を採用することで完全に解消することができた。チャンバ上部のガラス窓から引張試験中の試験片の変形挙動をその場観察した。

2.2.2 引張試験機の加熱条件

固液共存域での引張試験では、試験片の一部が溶解するため、試験片に直接、熱電対を貼り付けてその温度を計測することができない。そのため、本研究では試験片直下の当て板に指示熱電対を設置し (Fig. 2)、指示熱電対と試験片の温度差を考慮した加熱指示を与えることで試験片の温度制御を行った。引張試験機にて室温から 450°C まで $5^\circ\text{C}/\text{s}$ 、 450°C から 550°C まで $0.5^\circ\text{C}/\text{s}$ で加熱した後、 550°C で保持する指示を与えた場合の加熱特性を Fig. 3 に示す。指示熱電対の温度は保持指示後約 50s 経過した時点で安定し、試験片の温度は約 250s 後に安定した。また、試験片が安定する温度は指示値より約 17°C 低かった。この温度差 (ΔT) は試験片と当て板の材質および形状によって決まるため、それらを適正

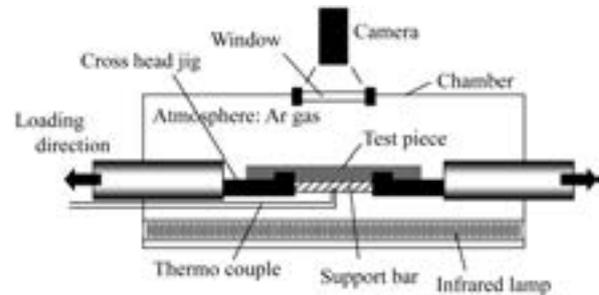


Fig. 2 Schematic drawing of tensile test machine.

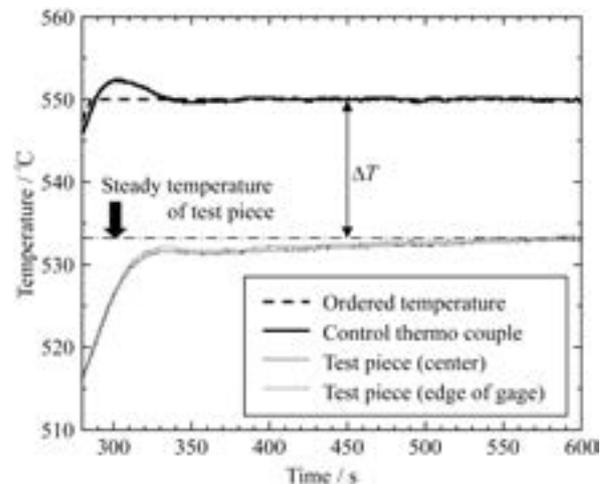


Fig. 3 Heating property of tensile test machine.

化することで ΔT を $\pm 1.5^\circ\text{C}$ の精度で管理することが可能であった。また、試験片平行部中央と端部の温度差は小さく、試験片内の温度分布は $\pm 0.6^\circ\text{C}$ の範囲内であった。そのため、 ΔT を考慮して指示温度を設定し、試験温度で 250s 以上保持することで、引張試験時の試験片の温度を上記の精度で保証できることがわかった。

Fig. 4 に本研究の引張試験での試験片加熱パターンを示す。室温からの急速加熱による過加熱を防止するため、固相線温度以下の 533°C で予備加熱を行い、同温度で 300s 保持して試験片の温度を安定させた。その後、固相線温度 (549°C) 以上の試験温度まで $5^\circ\text{C}/\text{s}$ で加熱し、同様に 300s 保持して試験片の温度を安定させた後、引張試験を行った。

2.2.3 引張試験時のマイクロ偏析

本研究での引張試験では、試験片を室温から固液共存域まで加熱・保持した後に引張負荷を与えるが、試験温度での保持時間が長いと溶質元素の拡散が生じてマイクロ偏析の均質化が進行する。しかし、鑄造時の凝固割れ現象をより正しく評価するためには、マイクロ偏析が残存した状態での評価が望ましい。そのため、引張試験における加熱条件でのマイクロ組織の変化を調査した。試験片を切出した角材の残材から直径 6 mm、長さ 15mm の円柱状試料を作製し、高周波誘導加熱炉により 564°C での

引張試験時の加熱を模擬した Fig. 5 に示す 5 条件で熱処理を行った。Fig. 6 に各条件でのマイクロ組織を示す。固相線温度以下での予備加熱を行った条件 (Fig. 5 ①, ②) ではデンドライトの形態を呈したが、固相線温度以上の 564°C に加熱した条件 (Fig. 5 ③~⑤) では保持時間の増加に伴いデンドライトアームの形態が不明瞭になった。Fig. 7 (a) には各条件の粒界 (もしくはデンドライトアーム間) と粒内の Cu 濃度を走査型電子顕微鏡に付属するエネルギー分散型 X 線分光器 (SEM-EDX) により分析した結果を示す。なお、SEM-EDX による元素分析は、各条件につき粒界および粒内でそれぞれ 10 点行った。また、粒界の分析点は晶出物を含まず、周囲の晶出物の形態から粒界もしくはデンドライトアーム間と推察される点 (例えば Fig. 7 (b)) を分析した。引張試験における加熱条件 (Fig. 4) を模擬した条件 (Fig. 5 ③) では、粒内と粒界の Cu 濃度に差異が認められるものの、粒内の Cu 濃度は铸造ままのものと比較して増

加しており、マイクロ偏析の均質化が生じていることがわかる。粒内の Cu 濃度の上昇は予備加熱直後の条件 (Fig. 5 ①) でも生じており、高温で試験片を保持する場合には避けることができないと考えられる。そのため、本研究の引張試験機を使用する場合は、試験温度が保証できる範囲で可能な限り迅速に試験を行う Fig. 4 の加熱条件が最適であると考えられる。

また、一度凝固した鑄塊を加熱して得られる固液共存域と凝固時の固液共存域とは、マイクロ偏析に差があることに加え、固相の形態が異なる可能性がある。しかし、固液共存域での固相の形態を液相から分離して観察し、加熱時と凝固時とでその差異を検討することは非常に困難である。そのため、本研究では、加熱時と凝固時に得られる固液共存域での固相の形態の差異が機械的性質や変形挙動に及ぼす影響が小さく無視できると仮定し、実験を行った。

2.2.4 引張試験条件

Fig. 4 の条件で試験片を加熱後、クロスヘッド速度 0.05mm/s で引張試験を行った。荷重は引張試験機のロー

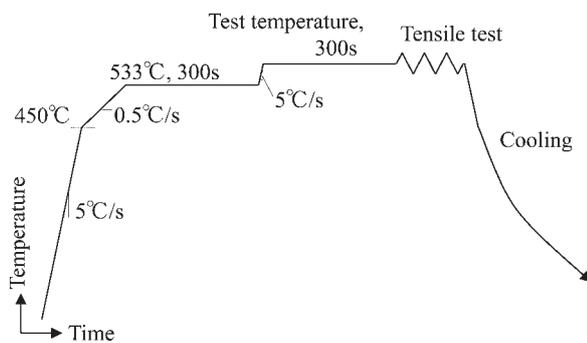


Fig. 4 Schematic drawing of heating profile for tensile test.

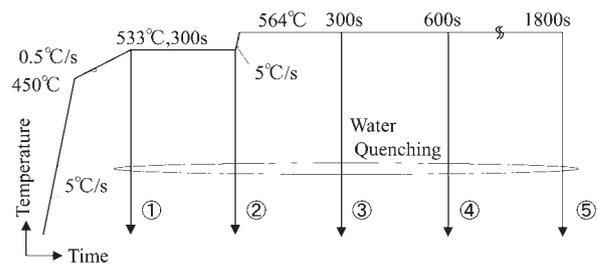


Fig. 5 Schematic drawing of heat treatment conditions for investigation of micro segregation.

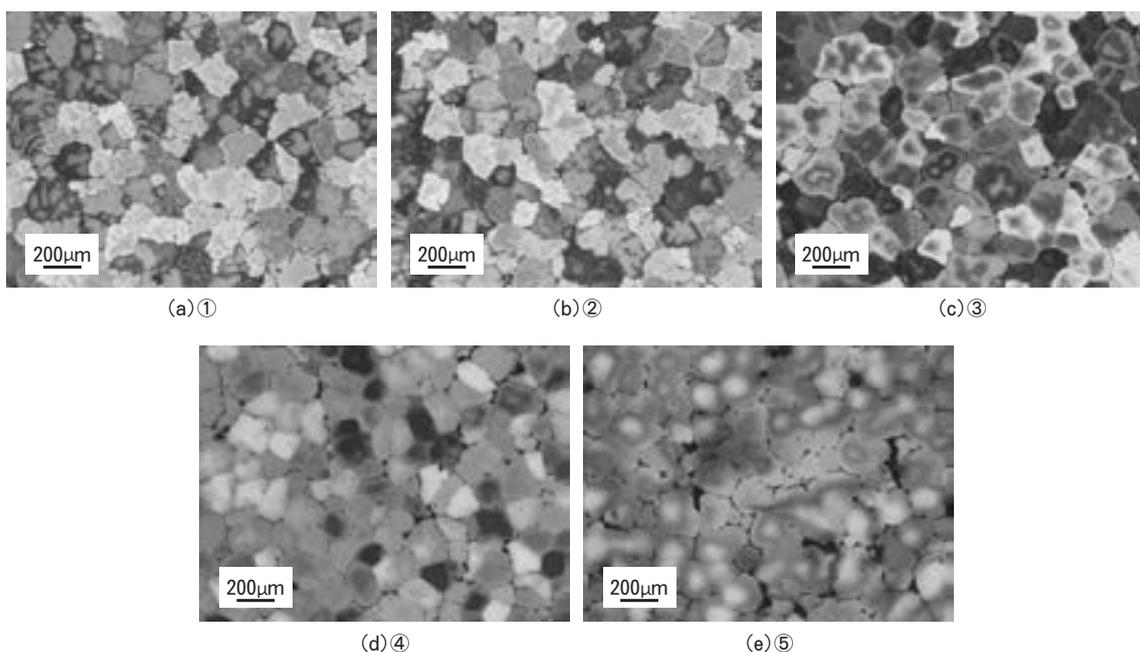


Fig. 6 Change in microstructures by heat treatment conditions. ①, ②, ③, ④ and ⑤ are shown in Fig. 5.

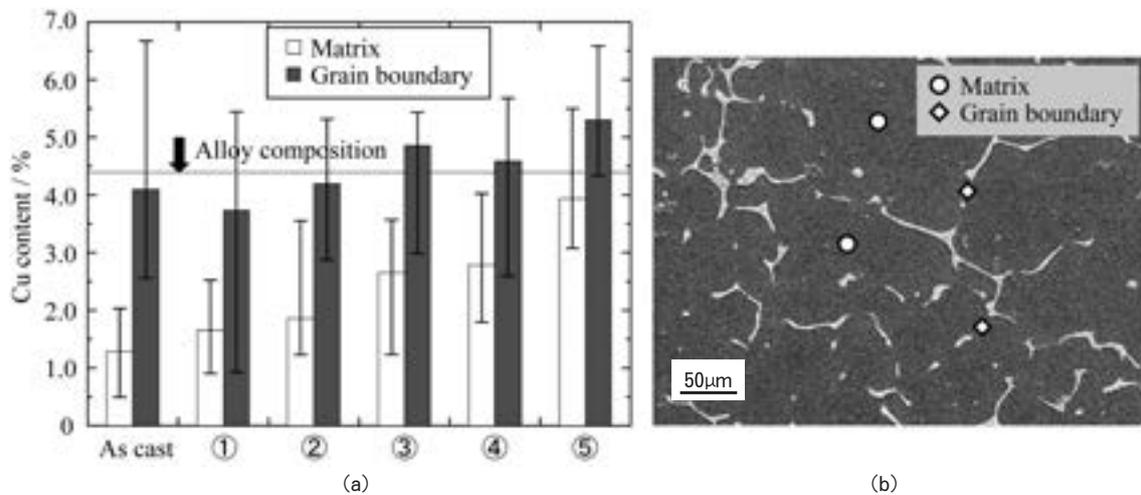


Fig. 7 Change in Cu contents of matrix and grain boundary by heat treatment conditions. (a) Result of SEM-EDX analysis. (b) Example of detecting points in SEM-EDX analysis. ①, ②, ③, ④ and ⑤ are shown in Fig. 5.

ドセルで検出した。また、試験片平行部の標点間隔を試験前と試験後で比較し、その差異で伸びを評価した。さらに、チャンバ上部のガラス窓から引張試験中の試験片の変形挙動をその場観察した。また、破断後の引張試験片の破面をSEMにより観察し、変形挙動解析の一助とした。

3. 試験結果および考察

3.1 機械的性質

Fig. 8にAl-4.5%Cuの引張強さおよび伸びの温度変化を示す。また、Fig. 8には後述するAl-4.5%Cuの変形挙動の分類も併記する。Fig. 8では、伸びを2つの基準により表記した。一つは試験片平行部の標点間隔の中で、最も変形量が小さい値を伸びとして、「Elongation (minimum)」と表記し、もう一方は試験片の平行部全体(最も遠い標点間の距離)で伸びを評価し、「Elongation (all range)」と表記した。

固相線温度(549°C)以下の固相域では、約10MPaの引張強さを示した。また、固相線温度直上の555°Cおよび559°Cにおいても、固相域と同等の7~8MPaの引張強さを示した。しかし、559°Cから561°Cにかけての約3°Cの範囲で引張強さは1MPa程度まで急激に低下した。さらに、595°Cでは0.1~0.3MPaまで低下し、615°C以上では0.1MPa以下を示した。

伸びは559°Cから564°Cの約5°Cの範囲で急激に低下した。また、すべての試験温度で「Elongation (all range)」は「Elongation (minimum)」と比較して大きな値を示した。Fig. 9に595°Cで引張破断させた試験片の引張方向の断面観察結果を示す。破断後の試験片の内部では、破断に至る主き裂以外にも微細なき裂が多数確認された。そのため、「Elongation (all range)」で

は、試験片平行部に存在するすべての微細なき裂が変形量に含まれてしまい、値が大きくなったと考えられた。一方、「Elongation (minimum)」では、試験片平行部の中で最も微細なき裂が少ない領域を評価しているため、値が小さくなったと考えられた。そのため、固液共存域での伸びをより正しく評価する指標としては、「Elongation (minimum)」が適当であると考えられた。

本研究で使用した引張試験機では、加熱範囲の大きさや治具形状の制約により、試験片に与えることができる変位は10mm程度に制限される。559°C以下の試験温度では、伸びが非常に大きく、破断に至らなかった。それらについては、Fig. 8中に「unbroken」として表記した。また、試験中に後述するヒーリング(き裂に液相が染み出して、き裂が修復される現象)が生じたものについては伸びの評価を行わなかった。

3.2 変形挙動

前節で述べた機械的性質、引張試験その場観察およびSEMによる破面観察等から得られた結果をもとに、Al-4.5%Cuの固液共存域の変形挙動をTable 2に示す6つの領域(Stage)に分類した。前述のFig. 8にはAl-4.5%Cuの引張強さおよび伸びの温度変化に変形挙動の分類を併記した。以下に分類した各領域の特徴を述べる。

領域Iは固液共存域で最も低温で固相に近い領域である。そのため、その挙動は固相域の最も高温側での変形挙動でもある。強度は固相域と同等であり、延性も非常に大きい。Fig. 10に545°Cでの引張試験その場観察結果を示す。試験片平行部に大きな均一変形が生じ、約10mmの変位(約100%の伸び)を与えても破断に至らなかった。この領域では、粒界の強度が母相(粒内)の変形抵抗と同等もしくは大きいため、大きな塑性変形が生じたと考えられた。

領域IIは、領域Iと同等もしくはわずかに低い強度を

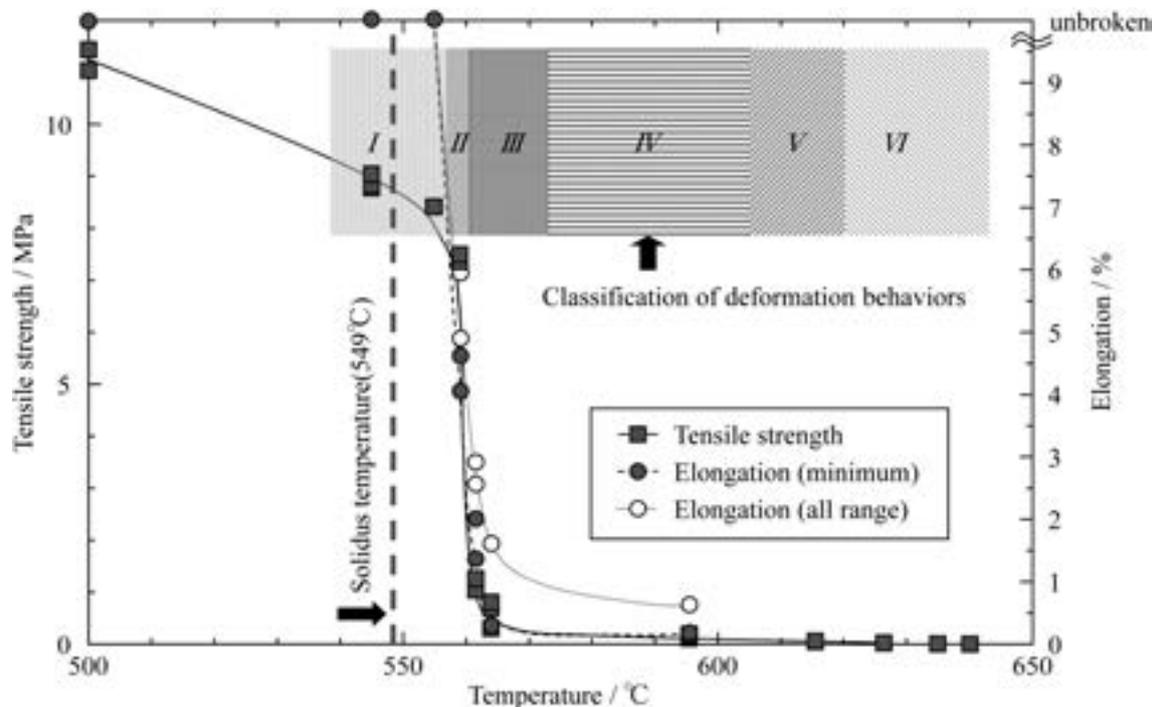


Fig. 8 Change in mechanical properties and deformation behaviors.

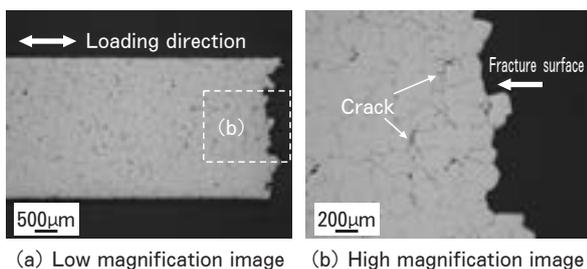


Fig. 9 Cross section micrographs of sample tested at 595°C.

示すものの、延性が低い領域である。Fig. 11 に 559°C での引張試験その場観察結果を示す。試験平行部に大きな均一変形は確認されず、領域 I と比較して、小さな変位で破断した。Fig. 12 に 559°C の試験で得られた破面を示す。破面形態はいわゆる脆性破面とは異なり、低倍の観察では凹凸の激しい形態を示した。高倍の観察では、表面に微細なボイドやしわが確認され、延性破壊により形成された破面であると考えられた。そのため、この領域では、粒界が部分的に溶解しているものの、大部分は固相であり、固相が連結している部位が強度と変形を担うと考えられた。

領域 III は、強度および延性が急激に低下する領域である。しかし、その強度は 1~2 MPa、伸びは 1~2% 程度であり、後述する領域 IV と比べるといずれもわずかに高い。Fig. 13 に 561°C の引張試験で得られた破面を示す。領域 II の破面 (Fig. 12) と同様に、低倍の観察にて凹凸の激しい形態を示した。しかし、高倍の観察にて、

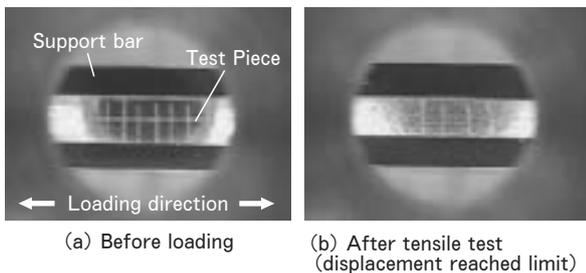
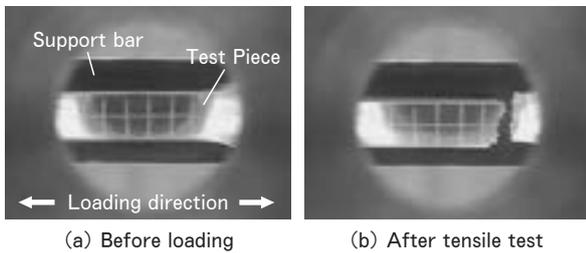
その表面に微細なボイドやしわは確認されず、大きさ数 μm の突起が多数確認された。領域 III では、領域 II の状態よりもさらに粒界に生じる液相量が増加するため、強度および延性が低下すると考えられた。破面上で確認された突起は破断時に固相が連結していた部位の痕跡であると考えられた⁴⁾。

領域 IV では、強度および延性が領域 III からさらに低下し、ほとんど検出されなくなる (強度 1 MPa 以下、伸び 1% 以下)。Fig. 14 に 595°C の引張試験で得られた破面を示す。領域 II および領域 III の破面と比較すると、それらと同様に低倍の観察にて凹凸の激しい形態を示すものの、その凹凸は丸みを帯び、約 200 μm の等軸粒の形態を呈した。この等軸粒の大きさは試験前の結晶粒径とほぼ等しく、結晶粒単位で凹凸が形成されていると考えられた。また、高倍の観察では、表面上にボイドや突起などの変形の痕跡は確認されなかった。そのため、領域 IV では、粒界が完全に液相で覆われており、固相間の連結がほとんど消滅していると考えられる。しかし、後述する領域 V および領域 VI と比較すると、液相の量は少なく、液膜の厚さも薄いと推察され、試験片表面や破面からの液相の流出は表面張力により抑制されていると考えられた。

領域 V は、破断時にヒーリングが確認される領域である。Fig. 15 に 615°C での引張試験その場観察結果を示す。試験片に発生したき裂に周囲から液相が流れ込んでいく様子が確認された。また、領域 V では流れ込んできた液相で試験片がつながり、ある程度の変位を与えても破断に至らなかった。これは、液相とともに残存する固

Table 2 Classifications of deformation mechanism in semi solid state of Al-4.5%Cu.

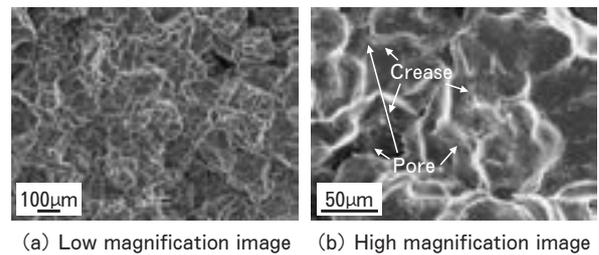
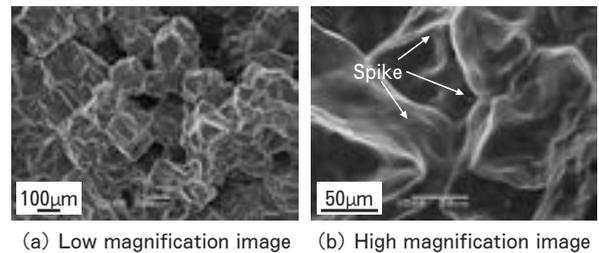
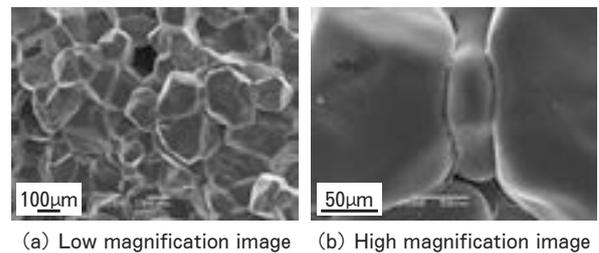
Low Temperature  High Temperature	Stage I	Very large uniform deformation occurs.
	Stage II	Strength of grain boundary decreases, and the ductility decreases remarkably. Ductile fracture in grain boundary occurs.
	Stage III	Strength decreases remarkably due to melting a part of grain boundary. Spikes which are unmelting part of grain boundary are observed on fracture surface.
	Stage IV	Strength and ductility decrease due to melting almost all grain boundary.
	Stage V	Healing, liquid flow into cracks or fracture surface, is observed. Migration of solid involving liquid flow is also occurred.
	Stage VI	Healing occurs.

**Fig. 10** Deformation behavior of test piece obtained by *in situ* observation of tensile test at 545°C.**Fig. 11** Deformation behavior of test piece obtained by *in situ* observation of tensile test at 559°C.

相の移動が生じたためと考えられた。

領域VIは、領域Vと同様にヒーリングが確認される領域であるが、領域Vよりも高温であり液相量が多いため、固相の移動は生じない。Fig. 16に625°Cでの引張試験その場観察結果を示す。き裂に染み出してきた液相は、領域Vのように試験片をつなぐ役割を担わず、わずかな変位を与えると表面張力により分断された。

以上のように、固液共存域を6つの領域に分類した。渡部らが総括しているように^{1,2)}、凝固割れは、固液共存域にてヒーリングが生じないときに、凝固収縮によるひずみが材料の延性を超えた場合もしくは凝固収縮により生じる応力が材料の強度を超えたときに生じると考えられる。分類した6つの領域の中で、領域Vおよび領域VIではき裂が生じてもヒーリングにより液相が補給されるため、それが成長する可能性は低いと考えられた。ま

**Fig. 12** SEM micrographs of fracture surface obtained by tensile test at 559°C.**Fig. 13** SEM micrographs of fracture surface obtained by tensile test at 561°C.**Fig. 14** SEM micrographs of fracture surface obtained by tensile test at 595°C.

た、領域Iでは非常に大きな延性を示し、凝固収縮によるひずみがそれを上回る可能性が非常に低く、凝固割れは生じないと考えられた。そのため、固液共存域の中でも凝固割れが生じるのは、ヒーリングが発生せず強度と延性が低い領域である領域IIから領域IVの挙動を示す温度範囲であると考えられた。

また、領域VおよびVIでは、試験片内の固相の連結は

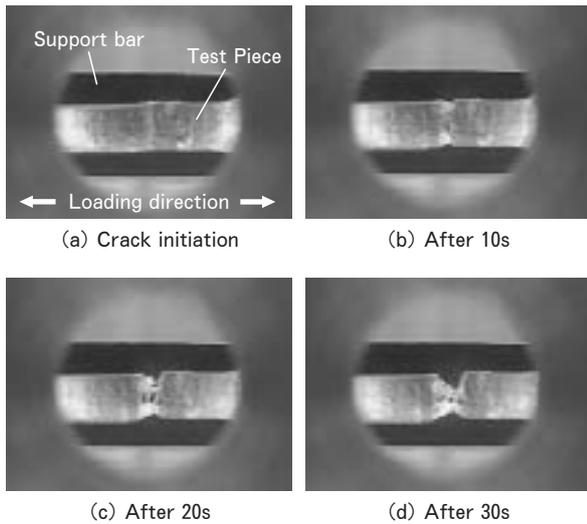


Fig. 15 Deformation behavior of test piece obtained by *in situ* observation of tensile test at 615°C.

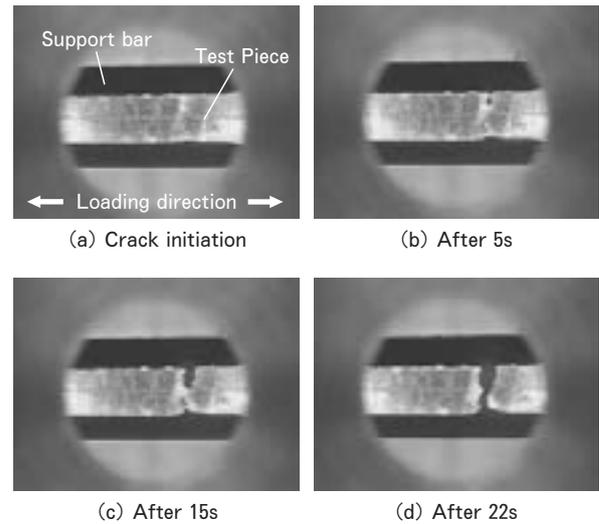


Fig. 16 Deformation behavior of test piece obtained by *in situ* observation of tensile test at 625°C.

ほぼ失われており、見掛け上、液相が変形を担う。そのため、通常の塑性変形とは変形形態が異なり、試験片の伸びを塑性変形量として評価することはできなると考えられた。

4. 結 言

Al-4.5%Cu 合金の固液共存域での変形挙動の変化を調査し、以下の結果を得た。

(1) 固液共存域での変形挙動は、機械的性質、破面形態および引張試験その場観察で確認された破断挙動から6つの領域に分類される。

(2) 固液共存域の中で、凝固割れが生じる可能性がある温度範囲は、ヒーリングが発生せず強度と延性が低い領域IIから領域IVの挙動を示す範囲に限定される。

(3) ヒーリングが生じる領域Vおよび領域VIでは、液相が変形を担っており、伸びを塑性変形量として評価す

ることはできない。

(4) 高い温度精度で固液共存域の機械的性質および変形挙動を評価することができた。今後、同手法を用いて凝固割れが生じ易い実用合金などの評価を行うことで、凝固割れの形成メカニズムが解明できる可能性がある。

参 考 文 献

- 1) 渡部智也, 木村亮介, 中澤 嵩, 千葉浩行, 田中宗平, 植木 徹, 鳥山隆成, 吉田 誠: 軽金属, 58 (2008), 395-405.
- 2) 渡部智也, 木村亮介, 中澤 嵩, 千葉浩行, 田中宗平, 植木 徹, 鳥山隆成, 吉田 誠: 軽金属, 58 (2008), 464-472.
- 3) D. G. Eskin and L. Katgerman: Metallurgical and Materials Transaction A, 38A (2007), 1511-1519
- 4) I. Farup, J.-M. Drezet 1 and M. Rappaz 1: Acta Materialia, 49 (2001), 1261-1269.

アルミニウム合金板の曲げ加工性に及ぼす 板厚方向の集合組織分布の影響*

伊 川 慎 吾** 浅 野 峰 生***
黒 田 充 紀**** 吉 田 健 吾****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 52 No. 1 (2011), pp. 8-15

Effect of Texture Variation through the Sheet Thickness on the Bendability of Aluminum Alloy Sheets

Shingo Ikawa, Mineo Asano,
Mitsutoshi Kuroda, and Kengo Yoshida

The effect of texture variation through the sheet thickness on the bendability of aluminum alloy sheets was studied, using bending tests and numerical simulations. In the experimental investigation, clad sheets were produced by bonding two aluminum sheets in which the volume fractions of the cube texture were different. In the bending tests, the specimens were produced such that the volume fraction of the cube texture was greater in the outer surface layer of the sheet compared to the inner portion. It was found that the bendability increased with a ratio of the thickness of the surface layer that contains a higher volume fraction of the cube texture. The effect of texture variation through the thickness on the bendability is clarified by using a crystal plasticity finite element analysis. It is revealed that the bendability is significantly improved even with a rather small volume fraction of the cube texture in the outer surface layer. On the contrary, it drastically declines if a random texture develops in the surface layer.

1. 緒 言

近年、地球環境保全の観点より CO₂等の温室効果ガスの排出量削減が急務の課題である。その方策として、アルミニウム合金に代表される軽量材料を構造部材へ適用することによる輸送機器の軽量化が推進されている。さらに、部品の小型化およびシャープな外観への要求も高まっており、複雑な形状へも加工可能な高い成形性を有するアルミニウム合金板のニーズは大きい。例えば、軽量化の主体である自動車では、自動車フードの内板と外板を接合部において、外観をシャープにするために、

より小径のヘム曲げ加工が求められている。また、ノートパソコンなどの電子機器においては、筐体の小型化や外観をシャープにするために部品肩の曲げRの小径化が求められる。このように、曲げ加工性の向上は、アルミニウム合金板の利用を拡大するための重要研究課題の一つである。

アルミニウム合金板の曲げ加工性に関して、近年、種々の研究が行われている^{1~6)}。日比野ら⁵⁾は集合組織をcube方位へ発達させることで曲げ加工性が向上することを実験的に示した。また、著者の一人⁶⁾は、結晶塑性モデルを用いた有限要素解析によって代表的な集合組織(copper, brass, S, cube, Goss)を有するアルミニウム合金板の純曲げ解析を行った。その結果、圧延方向の純曲げにおいてcube方位は曲げ外側でせん断帯が発生し難く、曲げ加工性に優れた集合組織であることが示された。これらの結果より、実験および数値解析の両方

* 軽金属学会第116回春期大会にて一部発表, 軽金属, 61 (2011), 53-59に掲載

** 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

**** 山形大学 大学院 理工学研究科

において cube 方位は曲げ加工性に優れることが明らかとなった。しかしながら、通常、圧延による板厚方向の不均一なひずみとその後の熱処理により、板材の表層と中心部では異なった集合組織が形成される^{7,8)}。そのため、板厚全域に一樣に cube 方位を発達させることは難しく、板厚方向に集合組織の勾配を生じる。これまで曲げ加工性について板厚方向の集合組織の分布の影響を詳細に研究した報告はない。

本研究では、板厚方向の集合組織の分布が曲げ加工性に及ぼす影響を実験および数値解析により明らかにする。特に、先の研究で曲げ加工性向上に重要であることが確認されている cube 方位に焦点を当てる。板厚方向に cube 方位の密度が異なる層を持つ Al-Mg-Si 合金のクラッド板を作製し、曲げ加工性に及ぼす集合組織の影響およびその板厚方向の分布状態の影響を実験的に明らかにする。さらに、結晶塑性モデルを用いた有限要素法解析により、板厚方向の cube 方位の分布と曲げ加工性の関係をより詳細に解明する。

2. 曲げ試験

2.1 供試材および実験方法

板厚方向に cube 方位の体積分率が異なる Al-Mg-Si 系合金の 2 層クラッド板材を作製するために、均質化処理条件が異なる 2 種類の鋳塊を作製した。それぞれの均質化処理条件は、773K で 24h および 823K で 24h とした。鋳塊の化学成分は、Table 1 に示すとおりである。鋳塊の長さ、幅、板厚はそれぞれ 175mm, 175mm, 30mm である。溶体化処理後に cube 方位の体積分率が高くなることを期待する鋳塊が曲げ外側に位置するように一方の鋳塊に重ね合わせた。その後、重ねた 2 つの鋳塊の全厚が 30mm になるまで上下面を切削した。切削後の全厚に対して cube 方位の体積分率が高くなる鋳塊が占める割合をクラッド率と定義する。本研究では、クラッド率 10% および 20% の全厚 30mm の鋳塊を、板厚が 5mm になるまで熱間圧延した後、板厚 1mm までさらに冷間圧延した。冷間圧延板をソルトバスにより 823K で 30s の溶体化処理をした後、冷却速度約 20K/s で強制空冷の焼き入れをし、7 日間の自然時効処理をした。クラッド率 10%、20% の板材をそれぞれ Cld10%、Cld20% と表すことにする。比較のために、クラッドしない 2 種類の鋳塊をそのまま用いて、上記と同じ工程により板厚 1mm の板材を作製した。これらの内、cube 方位の体積分率が低い板材を LC、高い板材を HC と表すこととする。

Table 1 Chemical composition of specimen (mass%)

Si	Fe	Mn	Mg	Al
1.0	0.1	0.1	0.4	Bal.

LC および HC の板厚中心において測定した ODF (Orientation Distribution Functions) を Fig. 1 に示す。ODF は X 線回折測定から得た {111}, {110}, {100} 面の不完全極点図を基に WIMV 法⁹⁾を用いて導出した。また、ODF より代表的な結晶方位の体積分率を計算¹⁰⁾した結果を同図中に示す。なお、15°以内の方位分散の結晶方位は、当該の理想方位の体積分率として算出した。LC では cube 方位および cube 方位が法線方向 (ND) 軸周りに回転した方位、Goss 方位、P 方位への発達が確認できる。LC における cube 方位の体積分率は約 8% であった。HC においても同様の方位への発達が確認できるが、cube 方位への集積度が高くなっていることが分かる。実際、cube 方位の体積分率は約 17% であった。

次に、全 4 種類の供試材について、表面から 0.1mm 研磨する毎に ODF を測定し、cube 方位の体積分率を同定した結果を Fig. 2 に示す。LC においては、板表面から板厚中心に至るまで、cube 方位の体積分率は 7~13% であった。HC では、cube 方位が 17~29% 含まれており、明らかに HC の方が cube 方位への集積が強い。また、Cld10% および Cld20% において、それぞれのクラッド境界よりも浅い表層側の領域では、板厚中心部に比べて cube 方位の体積分率が高いことが確認できる。

EBSD (Electron BackScattered Diffraction pattern) により板厚方向の結晶方位分布を測定した結果を Fig. 3 に示す。同図 (c), (d) 中の破線は、圧延前の鋳塊状態でのクラッド率から推定したクラッド境界の位置を示す。平均結晶粒径は、LC が 24 μ m, HC が 29 μ m, Cld10% が 23 μ m, Cld20% が 24 μ m であり、HC の結晶粒径のみがその他より 20% 程度大きかった。

JIS 5 号試験片を用いて各供試材の圧延方向への引張に対する機械的性質を測定した結果を Table 2 に示す。HC の 0.2% 耐力、引張強さともに LC のそれらより高い値を示した。一方、Cld10%、Cld20% のそれらは LC とほぼ同じであった。また、全ての供試材において全伸びは 28~29% で同等であった。

曲げ試験に用いた試験片は、圧延方向に長さ 60mm、幅 25mm とした。JIS Z 2248 の押曲げ試験に準拠して、内側曲げ半径 0.5mm の 180 度曲げ試験を実施した。クラッド板 (Cld10%、Cld20%) を供試材に用いるときは、cube 方位の体積分率が高い層を曲げ外側になるようにした。

2.2 実験結果

曲げ試験後の試験片幅中央部における断面の光学顕微鏡観察結果を Fig. 4 に示す。LC (Fig. 4 (a)) では曲げ外側の表面から内部に向かってせん断帯形成が認められるが、HC (Fig. 4 (b)) では明瞭なせん断帯形成は観察されない。これは、cube 方位の集積が大きいと曲げ加工性が向上することを指摘した既往の文献⁵⁾における知

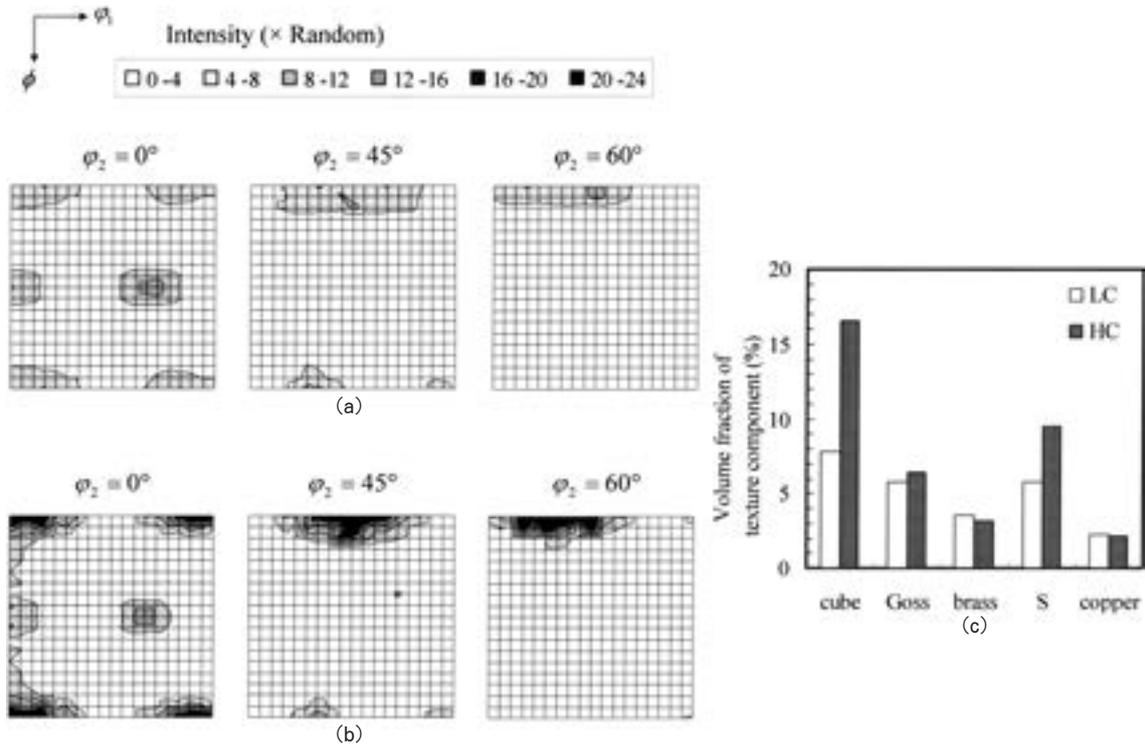


Fig. 1 Texture at mid thickness for LC and HC ; (a) ODF for LC, (b) ODF for HC, (c) volume fraction of the texture component for LC and HC.

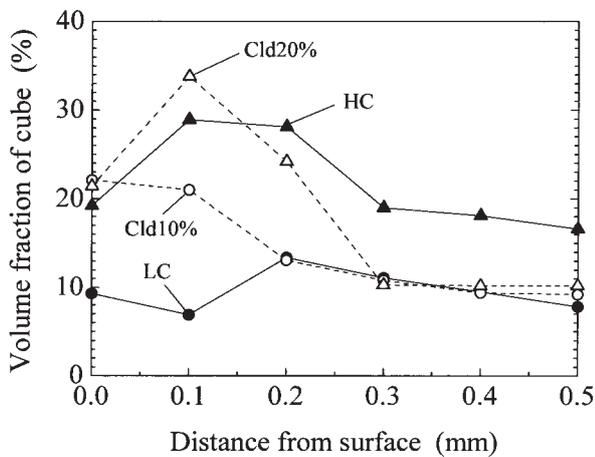


Fig. 2 Volume fraction of the cube through the sheet thickness for specimens.

見と一致している。一方、クラッド板においては、Cld10%では表層にせん断帯形成がわずかに見られるが、Cld20%では確認できない。また、Cld10%は、LCに比べてせん断帯の発生が少ないことが分かる。このことから、たとえ板厚の10%程度であっても、cube方位の体積分率が大きい層が存在すれば、曲げ加工性が向上することがわかる。

3. 結晶塑性有限要素法による曲げ変形の解析

前節の実験において、曲げ外側の表層のcube方位の体積分率を高めることによって、曲げ加工性が向上することを確認した。本節では、曲げ外側の層のcube方位の体積分率およびクラッド率が曲げ加工性に及ぼす影響を詳細に調べるために、結晶塑性モデルを用いた有限要素解析によって板材の曲げ変形を解析する。

3.1 結晶塑性モデル

Asaro¹¹⁾, Peirceら¹²⁾によって定式化された結晶塑性モデルを用いる。塑性変形は特定のすべり系におけるすべり変形によって起こるものとする。 α 番目のすべり系において、すべり速度 $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ は分解せん断応力 $\tau^{(\alpha)}$ にべき乗で依存すると仮定する。

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \text{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^{1/m} \quad (1)$$

ここに、 $\dot{\gamma}_0$ は基準すべり速度、 m はひずみ速度敏感性指数および $g^{(\alpha)}$ はすべり抵抗である。 $g^{(\alpha)}$ の発展則は次式により与えられるものとする。

$$\dot{g}^{(\alpha)} = h \sum_{\beta} |\dot{\gamma}^{(\beta)}|, \quad h = h_0 \left[1 + \frac{h_0 \dot{\gamma}_a}{\tau_0 n} \right]^{n-1}, \quad (2)$$

$$\dot{\gamma}_a = \int_0^t \sum_{\alpha} |\dot{\gamma}^{(\alpha)}| dt$$

ここに、 τ_0 は $g^{(\alpha)}$ の初期値、 h_0 は初期すべり硬化係数、

n は加工硬化指数, t は時間である。

多結晶体の変形解析には, 各結晶粒の変形は巨視的な変形と等しいと仮定する拡張 Taylor モデル¹³⁾を導入する。全ての結晶粒の体積は等しいと仮定し, 巨視的応力 $\bar{\sigma}$ と巨視的塑性ひずみ速度 \bar{D}^p は, 各結晶粒内におけるそれらの値の体積平均として次式で与えられるものとする。

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{N_g} \sum_{k=1}^{N_g} \sigma^{(k)}, \quad \bar{D}^p = \frac{1}{N_g} \sum_{k=1}^{N_g} D^{p(k)} \quad (3)$$

ここに, 上付き字 (k) は, 結晶粒の番号 ($k=1, \dots, N_g$; N_g 総結晶粒数を表す) である。

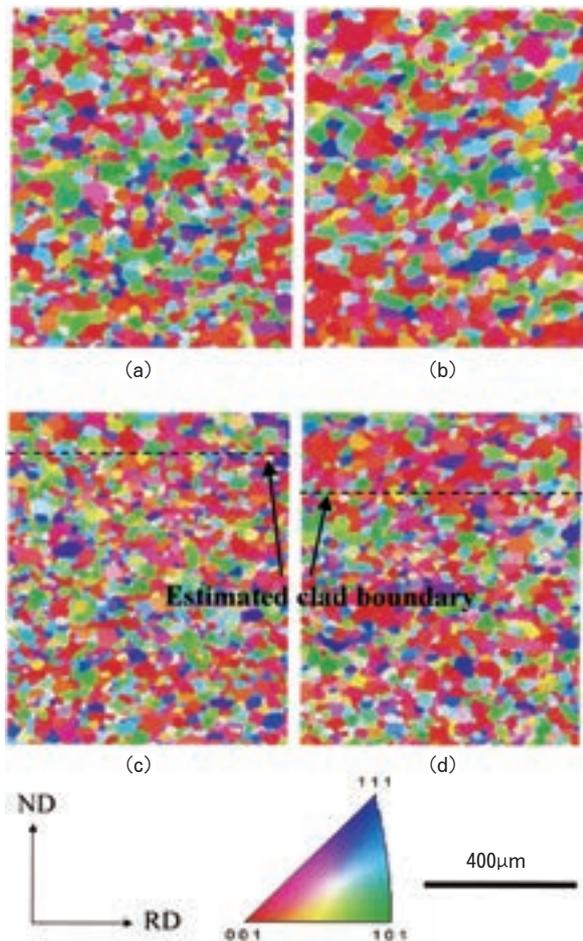


Fig. 3 Through the sheet thickness orientation distribution for (a) LC, (b) HC, (c) Cld10% and (d) Cld20%.

3.2 集合組織のモデル化

数値解析に用いるモデル集合組織の創製方法は, 著者がこれまでに用いた方法と同じである¹⁴⁻¹⁶⁾。圧延板の直交異方性を表すために, 理想方位 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ に対する等価な 4 方位を考慮し, それらを任意の軸回りに ω° 回転させて方位分散を与える。角度 ω は標準偏差 ω_0 の正規分布とする。本研究では, cube 方位とランダムな方位を組み合わせてモデル集合組織を創製した。理想 cube 方位からの方位分散は $\omega_0 = 15^\circ$ として与えた。1000 結晶粒を考慮し, cube 方位の体積分率を 0, 20, 50, 100% と変化させた 4 通りの集合組織を創製する。これらを cube 方位の体積分率を指標としてそれぞれ $V_c 0, V_c 20, V_c 50, V_c 100$ と表記することとする。各集合組織の $\{111\}$ 極点図を Fig. 5 に示す。

3.3 有限要素曲げ解析モデル

純曲げ問題の有限要素解析の定式化および境界条件は, 著者の一人⁶⁾ が用いた方法と同じである。本研究における曲げ解析モデルの模式図を Fig. 6 に示す。Fig. 6 (a) に示すように, 初期配置において板厚を T_0 , 長さを L_0 とする。本解析では $T_0/L_0 = 2$ として曲げを受ける板材の一部分をモデル化する。要素分割は板厚方向に 40, 長さ方向に 20 とし, 各要素には 8 節点アイソパラメトリック要素および 4 積分点の次数低減積分を用いる。各積分点には 8 結晶方位を割り当て, 拡張 Taylor モデルを適用する。これらの 8 結晶方位は, Fig. 4 に示した各集合組織の 1000 結晶方位からランダムに選択して与える。試験片の圧延方向と板厚方向をそれぞれ 方向と 方向に一致させ, 端部に強制的に回転を与えて純曲げ変形を模擬する。これに対する境界条件は次式で与えられる。

$$u_1 \cos\left(\pm \frac{\theta}{2}\right) - \left(u_2 + X_2 - \frac{T_0}{2}\right) \sin\left(\pm \frac{\theta}{2}\right) = 0 \quad (4)$$

$$q_1 \sin\left(\pm \frac{\theta}{2}\right) + q_2 \cos\left(\pm \frac{\theta}{2}\right) = 0 \quad (5)$$

ここに, θ は曲げ角度, X_i は初期配置における座標である。上式において θ の前の正符号, 負符号はそれぞれ $X_1 = L_0, X_1 = 0$ に対応している。 u_i は変位成分, q_i は現配置における単位面積当たりの表面力である。曲げ角度は次式で得られる。

$$\theta = \int_0^t \dot{\theta} dt, \quad \dot{\theta} = \dot{\gamma}_0 L_0 / T_0 \quad (6)$$

Table 2 Mechanical properties of specimen along the RD

	Ultimate tensile strength (MPa)	0.2% proof stress (MPa)	Total elongation (%)
LC	205	93	28
HC	232	115	29
Cld10%	205	94	28
Cld20%	206	95	29

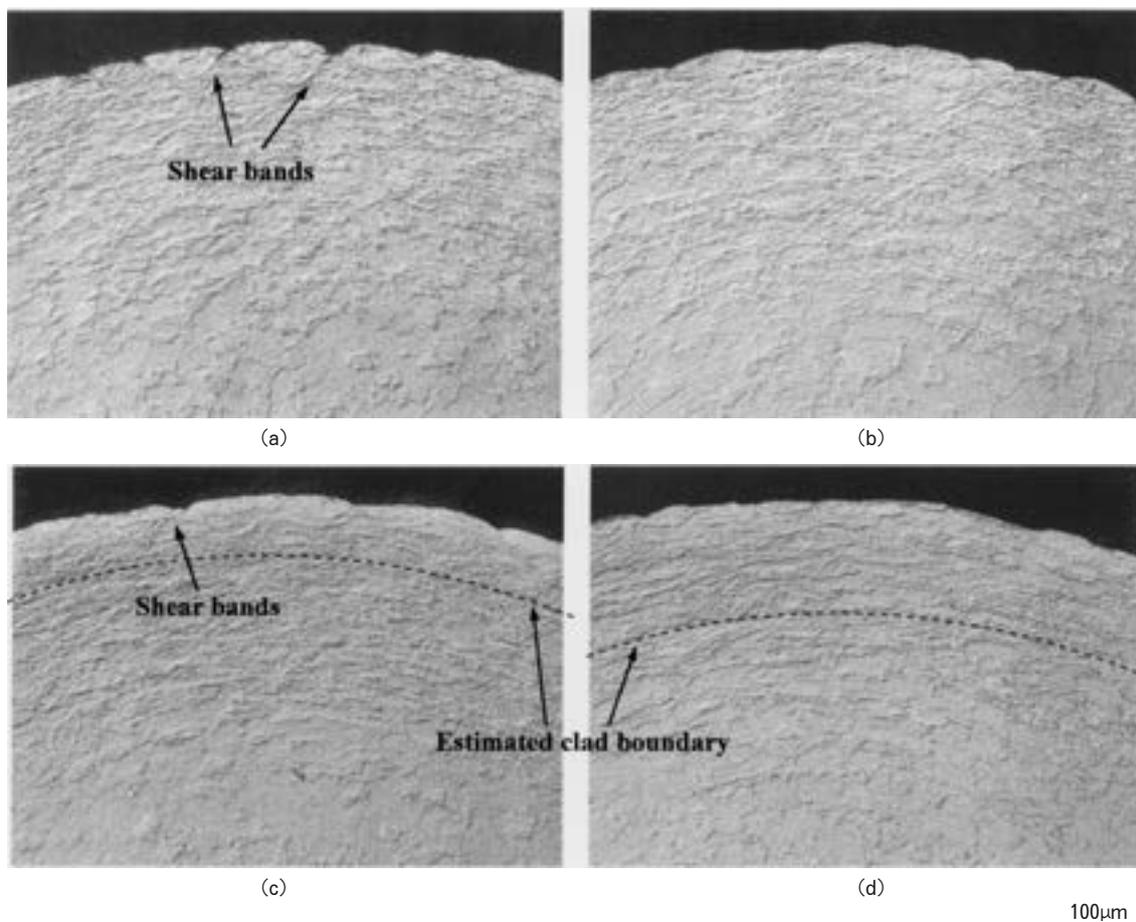


Fig. 4 Micrographs of cross sections at center of the specimen width after bending test along the RD for (a) LC, (b) HC, (c) Cld10% and (d) Cld20%. Precipitation and etching treatments were done to observe the shear bands.

本解析では、曲げ外側の表面から2要素の層を対象として、何れか1つの積分点における変形速度 \mathbf{D} の最大主値が正から負に転じた時点をもずみの局所化の開始点と定義する。また、その時点の曲げ角度を限界曲げ角度と定義する。

本解析に用いた材料特性値は、 $\tau_0 = 10\text{MPa}$ 、 $h_0 = 300\text{MPa}$ 、 $n = 0.1$ 、 $m = 0.002$ 、 $\dot{\gamma}_0 = 1.0/\text{s}$ である。試験片を曲げ外側の層とそれ以外の内側の層に分割し (Fig. 6 (b))、各層に異なる集合組織を割り当てる。外側と内側の層に割り当てる集合組織は、Table 3 に示す Case I ~ IV の4通りの組み合わせとした。Case I ~ III では、内側の層にランダムな集合組織を配して、外側の層における cube 方位の体積分率を変化させた。一方、Case IV では、曲げ外側をランダム集合組織、内側の層をせん断帯が形成されにくいとされる cube 集合組織 100% ($V_c 100$) とした。全板厚に対する外側の層厚の割合を T_{OL} として、Case I ~ IV に対して $T_{OL} = 0\%$ 、 5% 、 10% 、 25% 、 50% 、 100% の6通りについて解析を実施した。なお、Case I ~ III における $T_{OL} = 0\%$ は、板全体がランダムな集合組織であることに相当する。

3.4 解析結果

純曲げ解析におけるひずみ局所化発生時の限界曲げ角度と全板厚に対する外側の層厚の割合 T_{OL} との関係を図. 7 に示す。Fig. 7 における縦軸の上限値とした $\theta T_0/L_0 = 1.7$ は、本純曲げ解析における表層部の曲率が密着曲げ実験のそれと同等となる曲げ角である。曲げ外側に cube 方位をそれぞれ 100%、50% の体積分率で配置した Case I および Case II においては、外側の層厚の割合 T_{OL} の増加に伴って限界曲げ角度は著しく上昇する。Case I では T_{OL} が 10% 以上、Case II では T_{OL} が 50% 以上において、曲げ角度が $\theta T_0/L_0 = 1.7$ に達してもひずみの局所化が起こらない。Case III では $T_{OL} = 25\%$ まで T_{OL} の増加に伴って限界曲げ角度が上昇するがそれ以降では減少に転じている。しかしながら、少なくとも、表層部内に cube 方位が 20% 程度の体積分率で存在していれば、ランダム集合組織の板に比べて限界曲げ角度は上昇する。一方、曲げ外側にランダム集合組織を配した Case IV の場合、 T_{OL} の増加に伴って著しく限界曲げ角度は低下する。 $T_{OL} = 5\%$ において、Case I および Case IV ではほぼ同じ限界曲げ角度となっている。Case I では曲げ外側の 5% の板厚領域に $V_c 100$

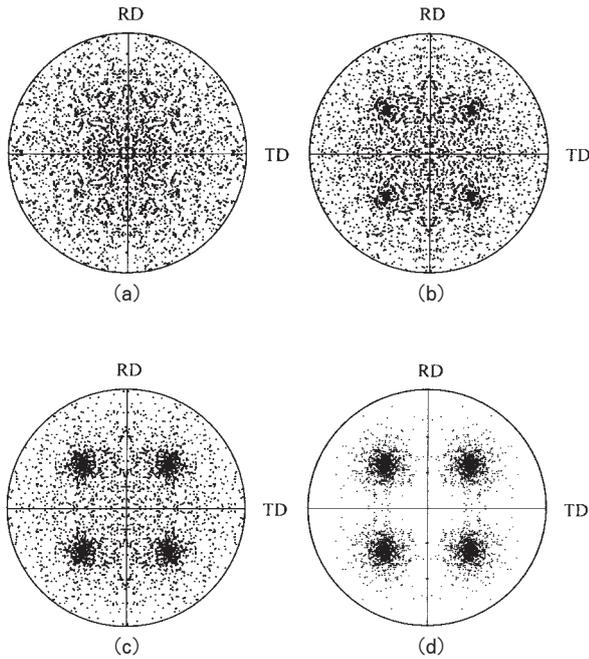


Fig. 5 {111} pole figures of computationally generated model textures with 1000 orientations with $\omega_0 = 15^\circ$; (a) $V_c 0$, (b) $V_c 20$, (c) $V_c 50$, (d) $V_c 100$.

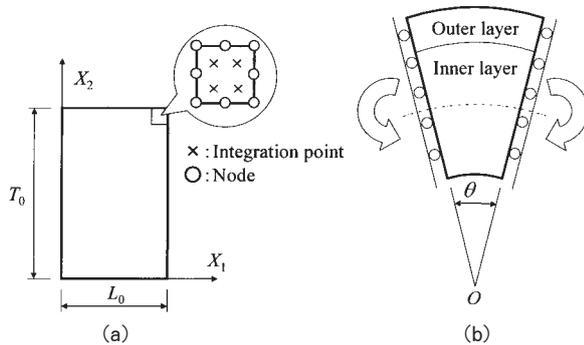


Fig. 6 Problem formulations for finite element analysis ; (a) initial configuration, (b) pure bending problem to described texture variation through the sheet thickness.

を、それ以外の95%の板厚領域にランダム集合組織を割り当てているのに対して、Case IVでは外側の5%のみランダム集合組織で残りの95%の板厚には $V_c 100$ を割り当てている。板厚全体体積に占めるcube方位の体積分率は、Case IVの方が圧倒的に高いにも関わらず、両者は同じ限界曲げ角度を示した。この結果は、曲げ加工性が表層部の集合組織によって支配されることを明確に示している。

次に、曲げ変形時の変形状態と曲げ加工性との関係性を詳細に確認する。曲げ変形時の最大主対数ひずみの分布をFig. 8に示す。Fig. 8 (a)はCase I~IIIの $T_{OL} = 0\%$ 、つまり板全体がランダムな集合組織の場合にお

Table 3 Texture variation through the sheet thickness

Case	Texture	
	Outer layer	Inner layer
I	$V_c 100$	$V_c 0$
II	$V_c 50$	
III	$V_c 20$	
IV	$V_c 0$	$V_c 100$

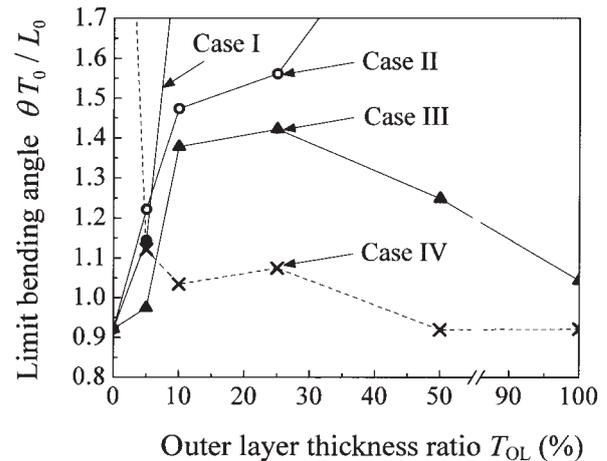


Fig. 7 Relationship between limit bending angle and the outer layer thickness ratio for Case I, II, III and IV.

るひずみ局所化発生直前 ($\theta T_0 / L_0 = 0.9$) の結果である。Fig. 8 (b)はCase Iにおいて $T_{OL} = 10\%$ とした場合の同一曲げ角度における変形図である。全体がランダム集合組織の場合、曲げ外側表面に局部的にひずみが大きい箇所が認められる。一方、曲げ外側に全板厚の10%に相当する層に $V_c 100$ を割り当てた場合 (Case I, $T_{OL} = 10\%$)、外側表面でのひずみはおおよそ同様である。Case IIおよびCase IIIにおいて $T_{OL} = 10\%$ とした場合についても同様の結果を確認した。したがって、曲げ外側にcube方位の体積分率が高い層が存在することで、表層部の変形の一様性が高まり、曲げ加工性が向上することがわかる。

板全体にcube方位 ($V_c 100$)を配置したCase IVの $T_{OL} = 0\%$ 、および曲げ外側から10%の板厚層にランダム集合組織を配するCase IVの $T_{OL} = 10\%$ での最大主ひずみの分布をFig. 9に示す。曲げ角度はFig. 8と同じ $\theta T_0 / L_0 = 0.9$ とした。板全体が $V_c 100$ のとき (Fig. 9 (a))は、各層の変形の一様性が極めて高い。一方、曲げ外側表面から10%板厚までの層にランダム集合組織を配置すると、表層での変形の一様性が崩れる (Fig. 9 (b))。このように、曲げ外側で起こった不均一変形が発端となってせん断帯が形成されるために、Case IVにおいては、 T_{OL} の増加に伴って限界曲げ角度

が減少すると考えられる。なお、Fig. 9において、曲げ内側（圧縮側）には全くひずみの局所化が見られない。これは、cube 方位が圧縮に対してもせん断帯が生じにくい方位である⁶⁾ことに対応している。

Case I および Case II においては、曲げ外側の cube 方位が占める板厚の増加に伴って曲げ加工性は向上する傾向を示したが、Case III においてのみ、限界曲げ角度の減少が確認された。そこで、最後に Case III について検討する。Case III の $T_{OL} = 100\%$ および Case III で最も限界曲げ角度が高い $T_{OL} = 25\%$ の最大主対数ひずみ分布を Fig. 10 に示す。これらは、 $T_{OL} = 100\%$ において局所化発生が判定された曲げ角度 $\theta T_0/L_0 = 1.0$ における結果である。 $T_{OL} = 100\%$ (Fig. 10 (a)) では、ひずみ局所化発生の判定がなされたものの、曲げ外側表面には明瞭にひずみの大きい箇所は見られない。さらに、変形状態は限界曲げ角度が高い Case III, $T_{OL} = 25\%$ の場合 (Fig. 10 (b)) とほぼ同じである。したがって、曲げ外側の層の一部でひずみ局所化の判定条件が満たされたものの、板厚方向へ深く進展するせん断帯形成には至らず、板全体はその後も安定した変形を継続したと判断できる。このことから、ひずみの局所化が生じて、それ以降の変形において、ひずみが一様に分散する状態であれば、板厚内部に進展するようなせん断帯の形成を抑制できることを示した。

4. 結 言

本研究では、先の研究で曲げ加工性向上に重要であることが確認されている cube 方位に焦点を当て、板厚方向の cube 方位の分布状態が曲げ加工性に及ぼす影響について実験ならびに数値解析により検討した。第一に、cube 方位を含有する層が曲げ外側に存在する場合、cube 方位の体積率が高いほど、また全板厚に対する cube 方位を含有する層厚の割合が高いほど、曲げ外側におけるせん断帯形成が抑制されて、曲げ加工性が向上することを明らかにした。第二に、ランダム集合組織を含有する層が曲げ外側に存在する場合、曲げ外側において早期にひずみの局所化が誘発され、それが内側へ伝播することにより曲げ加工性が低下することを示した。

以上より、曲げ加工性を向上させるためには、必ずしも全板厚にわたって集合組織を制御する必要はなく、曲げ外側の集合組織制御により、変形の一様性を高め、せん断帯の形成を抑制することが最重要である。曲げ加工性に重大な影響を与える曲げ外側層の厚さの目安は板厚の 10% 程度である。また、曲げ内側の集合組織が、曲げ加工性に有利な cube 方位成分を多く含むとしても、外側に曲げ加工性の劣る集合組織が存在すると、板材としての曲げ加工性は著しく低下する。

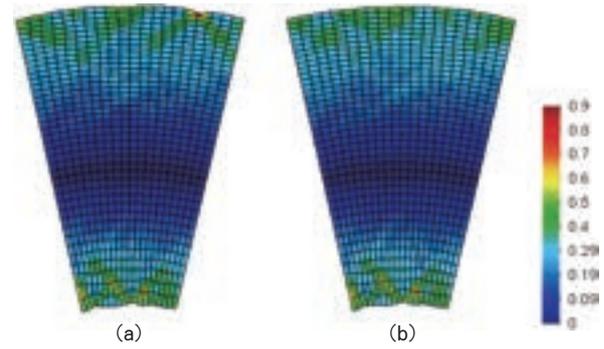


Fig. 8 Deformed meshes and contours of maximum principal logarithmic strain along the RD ; (a) $T_{OL} = 0\%$ in Case I, II and III ($\theta T_0/L_0 = 0.9$), (b) $T_{OL} = 10\%$ in Case I ($\theta T_0/L_0 = 0.9$).

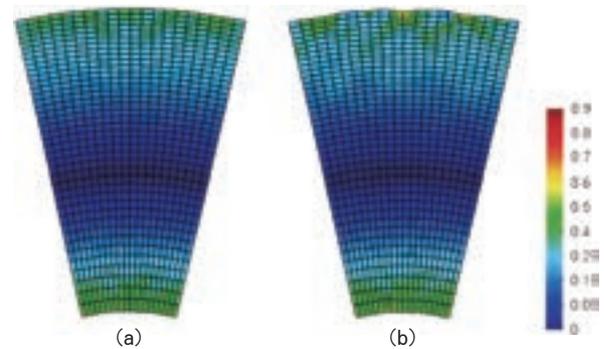


Fig. 9 Deformed meshes and contours of maximum principal logarithmic strain along the RD ; (a) $T_{OL} = 0\%$ in Case IV ($\theta T_0/L_0 = 0.9$), (b) $T_{OL} = 10\%$ in Case IV ($\theta T_0/L_0 = 0.9$).

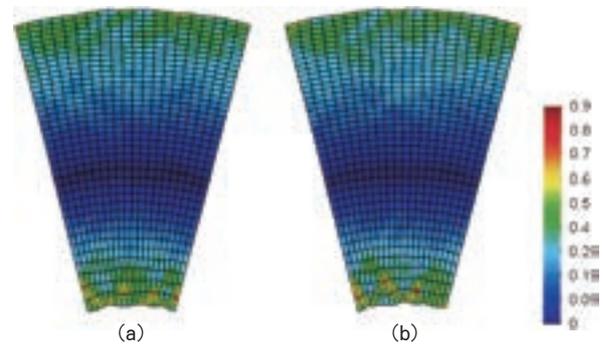


Fig. 10 Deformed meshes and contours of maximum principal logarithmic strain along the RD ; (a) $T_{OL} = 100\%$ in Case III ($\theta T_0/L_0 = 1.0$), (b) $T_{OL} = 25\%$ in Case III ($\theta T_0/L_0 = 1.0$).

参 考 文 献

- 1) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, **52** (2002), 448-452.
- 2) 箕田 正, 内田秀俊, 渋江和久, 吉田英雄: 軽金属, **53** (2003), 523-527.
- 3) 浅野峰生, 箕田 正, 小関好和, 吉田英雄: 軽金属, **56** (2006), 371-375.
- 4) 趙丕植: 軽金属, **55** (2005), 227-232.
- 5) 日比野旭, 村松俊樹, 小松原俊雄, 佐賀 誠, 高田 健: 軽金属学会第106回春期大会講演概要, (2004), 89-90.
- 6) M. Kuroda, V. Tvergaard, *Int. J. Plast.*, **23** (2007), 244-272.
- 7) O. Engler, J. Hirsch, *Mater. Sci. Eng. A*, **336** (2002), 249-262.
- 8) H. Jin, P. D. Wu, M. D. Ball, D. J. Lloyd, *Mater. Sci. Tech.*, **21**, no. 4 (2005), 419-428.
- 9) S. Matthies, G. W. Vinel: *Phys. Status Solidi*, (b) **112** (1982), K111, K115.
- 10) J. H. Cho, A. D. Rollett, K. H. OH, *Metall. Mater. Trans. A*, **35** (2004), 1075-1086.
- 11) R. J. Asaro, *Acta Metall.*, **27** (1979), 445-453.
- 12) D. Peirce, R. J. Asaro, A. Needleman, *Acta Metall.*, **31** (1983), 1951-1976.
- 13) R. J. Asaro, A. Needleman, *Acta Metall.*, **33** (1985), 923-953.
- 14) M. Kuroda, S. Ikawa, *Mater. Sci. Eng. A*, **385** (2004), 235-244.
- 15) K. Yoshida, T. Ishizaka, M. Kuroda, S. Ikawa, *Acta Mater.*, **55** (2007), 4499-4506.
- 16) K. Yoshida, Y. Tadano, M. Kuroda, *Comp. Mater. Sci.*, **46** (2009), 459-468.

Effects of Crystal Orientation on the Bendability of Aluminum Alloy Sheets*

Shingo Ikawa** , Mineo Asano*** ,
Mitsutoshi Kuroda**** , and Kengo Yoshida****

We investigated the effects of crystal orientation on the bendability of aluminum alloy sheets through experiments using single crystal specimens and finite element analysis using a crystal plasticity model. In the experimental investigation, single crystal specimens having cube and Goss orientations were made from a coarse-grained Al-Mg-Si alloy sheet. The cube single crystal specimens showed an excellent bendability regardless of the bending direction, while the bendability of the Goss single crystal specimens strongly depended on the bending direction. The finite element analysis results were remarkably consistent with the experimental results.

1. Introduction

The reduction of the greenhouse gas, such as CO₂, is a critical problem for global environmental protection. As a structural engineering approach, lightening the transportation vehicle by applying lightweight metals to their structural assemblies is a promising and efficient strategy. Furthermore, demands for downsizing of the structural members and sharpening exterior parts are also rapidly increasing. This situation has raised the need for the application of aluminum alloy sheets with a higher formability that can be easily formed into complex shaped parts or members. The improvement in *bendability* is one of the most important key factors to expand the applicability of aluminum alloy sheets to various types of structural members, which demand a high strength and lightweight.

The limit to the ductility of metal sheets is usually set by the localized deformation in the form of *the macroscopic shear band (macro-shear band)* that suddenly appears at a certain stage during plastic deformation. In the case of

bending, the macro-shear band develops from the surface then into the inside of the sheet thickness, and finally leads to breaking of the material. It has been reported that the bendability, which is limited by the macro-shear band formation, depends on amounts of solute atoms^{1,2)}, population of the second phase particles³⁾, and crystal orientations (or crystallographic texture)^{4,5)}. In Refs. 4) and 5), a pure bending problem of the aluminum alloy sheets with typical texture components (copper, brass, S, cube and Goss) was analyzed by a finite element method that employed the crystal plasticity model⁶⁾. It was shown that the crystal orientations have a significant influence on the bendability, and especially the cube texture produces a remarkably enhanced bendability.

It is important to confirm these findings by an experimental investigation. However, it is difficult to extract the effect of one specific crystal orientation from a test result for an industrial polycrystalline material with a complex crystallographic texture that consists of various components developed during rolling and subsequent annealing processes.

In the present study, we conducted bending tests on single crystal specimens to experimentally verify the effects of the crystal orientations on the bendability. The single crystal specimens were made from an Al-Mg-Si alloy sheet with large-sized crystal grains. The

* This paper is published in Materials Science and Engineering A, 528 (2011), 4050-4054.

** No. 1 Department, R&D Center., Dr. Eng.

*** No. 1 Department, R&D Center.

**** Graduate School of Science and Engineering, Yamagata University.

experimental results were compared to the computational results from finite element analysis using a crystal plasticity constitutive model.

2. Experiment

2.1 Experimental procedure

Crystal grains in an AA6016-T4 alloy sheet with the thickness of 1.0mm were grown in the range of 20-30mm at a cooling speed about 20K/s after a 1.8ks heat-treatment at 823K. Fig. 1 (a) shows the surface of the AA6016-T4 alloy sheet with macroetching. A part of the large-sized crystal grains was cut from the sheet, and the crystal orientations were measured by an X-ray diffraction method. The crystal grains enclosed by the thick lines in Fig. 1 (a) were oriented in the cube and Goss orientations, respectively, as shown in Figs. 1 (b) and 1 (c). The bending specimens of 15mm × 35mm were cut from these crystal grains. In the present study, these are called the cube and Goss specimens, respectively. We observed the distributions of second phase particles, and confirmed that the number of particles whose sizes were

larger than 2 μm was almost equal in both grains.

The 180° bending test method specified in ISO7438 (JIS Z 2248) was performed. Fig. 2 shows the procedure of the test. A rectangular specimen is firstly bent by means of the three point bending method, in which the punch has a radius of curvature of 0.5mm. Then, the specimen is pressed so that the both sides of specimen contact with each other. The total thickness of the final hemming is approximately twice the thickness of the sheets.

The bending tests were basically carried out in three directions of $\Phi = 0^\circ$, 45° , and 90° , where Φ is an angle relative to the rolling direction (RD) and measured counterclockwise in the sheet plane as shown in Fig. 3. In case of the cube, the bending orientations of $\Phi = 0^\circ$ and 90° are crystallographically equivalent. Hence, only the test for $\Phi = 0^\circ$ was done.

2.2 Results

Fig. 4 shows the optical micrographs of cross sections at the center of the specimen width after testing. In the case of the cube, the specimens were smoothly bent without any surface wavi-

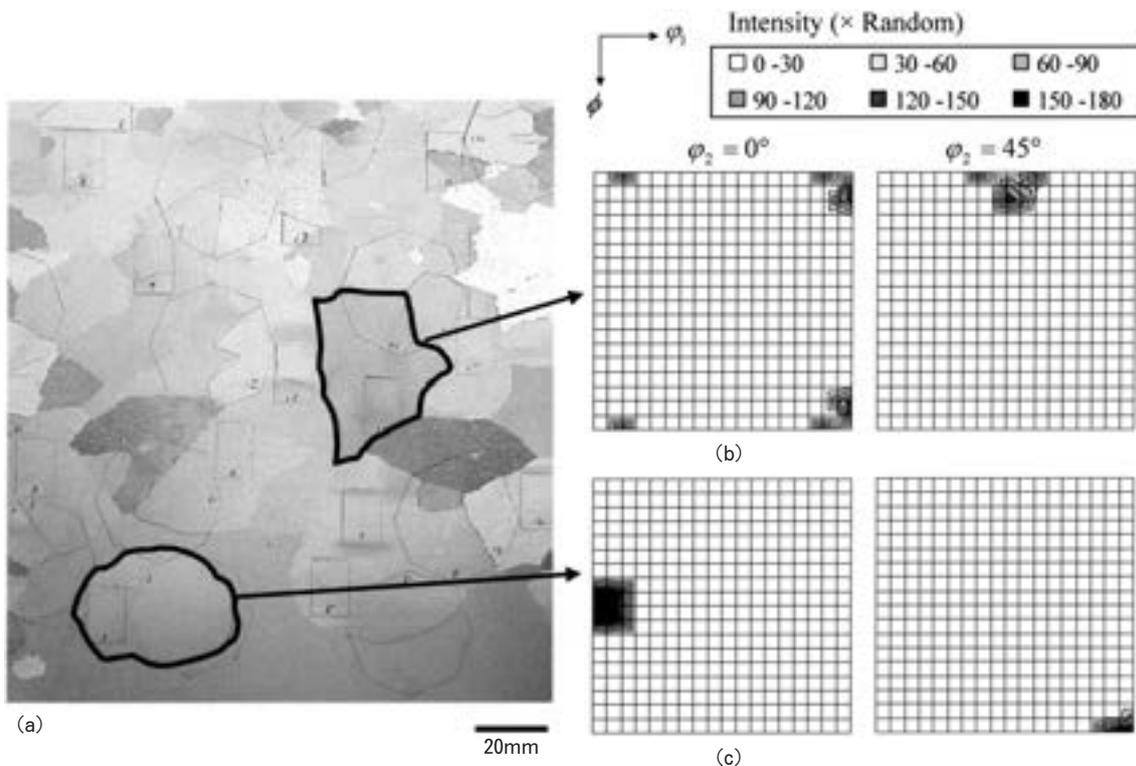


Fig. 1 (a) Grain structure after macroetching at the surface of Al-Mg-Si alloy sheet ; ODFs for grains oriented in almost cube orientation (b) and Goss orientation (c).

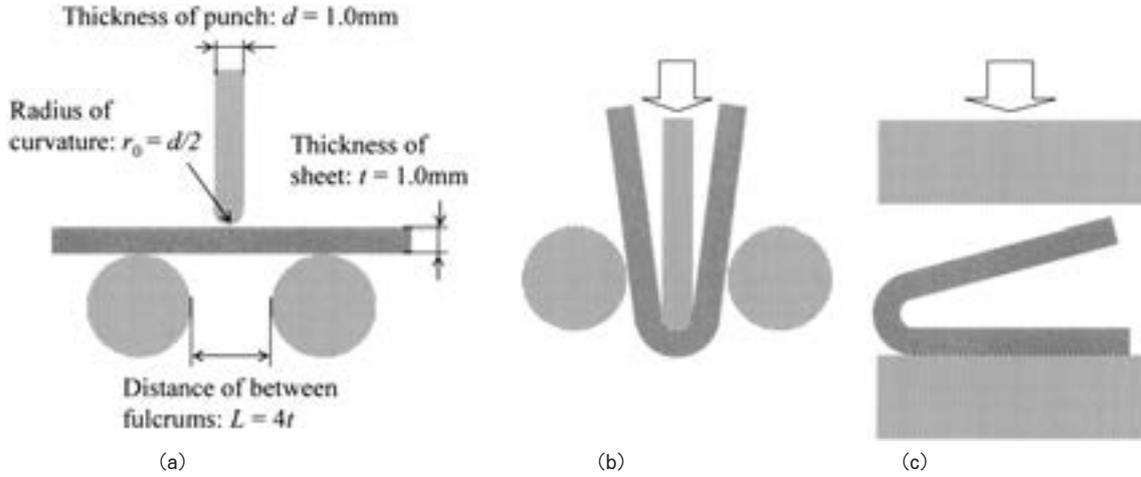


Fig. 2 An illustration of the 180° bending test method ; (a) Initial state, (b) the first step of bending, (c) the second step of bending.

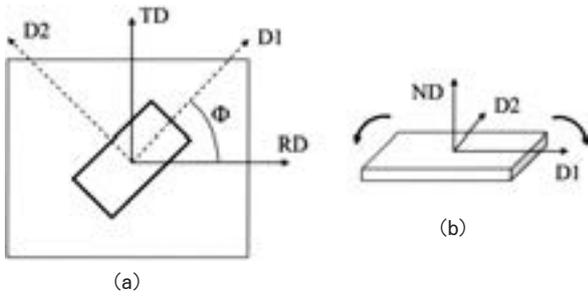


Fig. 3 Schematic illustration of the bending tests ; (a) cutting direction of the bending specimen relative to RD, (b) bending direction.

ness and no breakage occurred both for $\Phi = 0^\circ$ and 45° (Figs. 4 (a) and 4 (b)). In the cube specimen at $\Phi = 45^\circ$ (Fig. 4 (b)), many *narrow slip bands (micro-slip bands)* were seen, but they seem to be uniformly distributed near the sheet surface and no concentration of them is observed. The Goss specimen at $\Phi = 0^\circ$ was also bent rather smoothly, but a surface waviness with a small amplitude was seen (Fig. 4 (c)). Weak concentrations of micro-slip bands from valleys of the wave into the inner region observed. In contrast, the Goss specimen at $\Phi = 45^\circ$ exhibited clear concentrations of the micro-slip bands in the form of wider cross-shaped bands (two of those are visible in the micrograph, Fig. 4 (d)). In the present paper, this type of concentration of the micro-slip bands is referred to as *the macroscopic shear band (macro-shear band)*. A break along the macro-shear band observed for the Goss at $\Phi = 45^\circ$. The break was more pronounced for the

Goss specimen at $\Phi = 90^\circ$ (Fig. 4 (e)).

3. Finite element analysis

3.1 Constitutive equations and problem formulation

It is assumed here that the most severely bent region in the specimens of the pushing-bending tests was subjected to a pure bending. In the present numerical investigation, we performed finite element analyses of the pure bending problem, employing the crystal plasticity constitutive model presented by Asaro⁶⁾ and Peirce et al.⁷⁾.

In the crystal plasticity model, the slip rate on the α th slip system is assumed to be given by the following power law relation,

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \text{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^{1/m} \quad (1)$$

where $\dot{\gamma}_0$ is the reference slip rate, $\tau^{(\alpha)}$ is the resolved shear stress, m is the rate sensitivity exponent and $g^{(\alpha)}$ is the hardness of the slip system. The evolution law for $g^{(\alpha)}$ is given by

$$\dot{g}^{(\alpha)} = h \sum_{\beta} |\dot{\gamma}^{(\beta)}|, \quad h = h_0 \left[1 + \frac{h_0 \dot{\gamma}_a}{\tau_0 n} \right]^{n-1}, \quad (2)$$

$$\gamma_a = \int_0^t \sum_{\alpha} |\dot{\gamma}^{(\alpha)}| dt$$

where τ_0 is the initial value of $g^{(\alpha)}$, h_0 is the initial slip hardening modulus, n is a power law

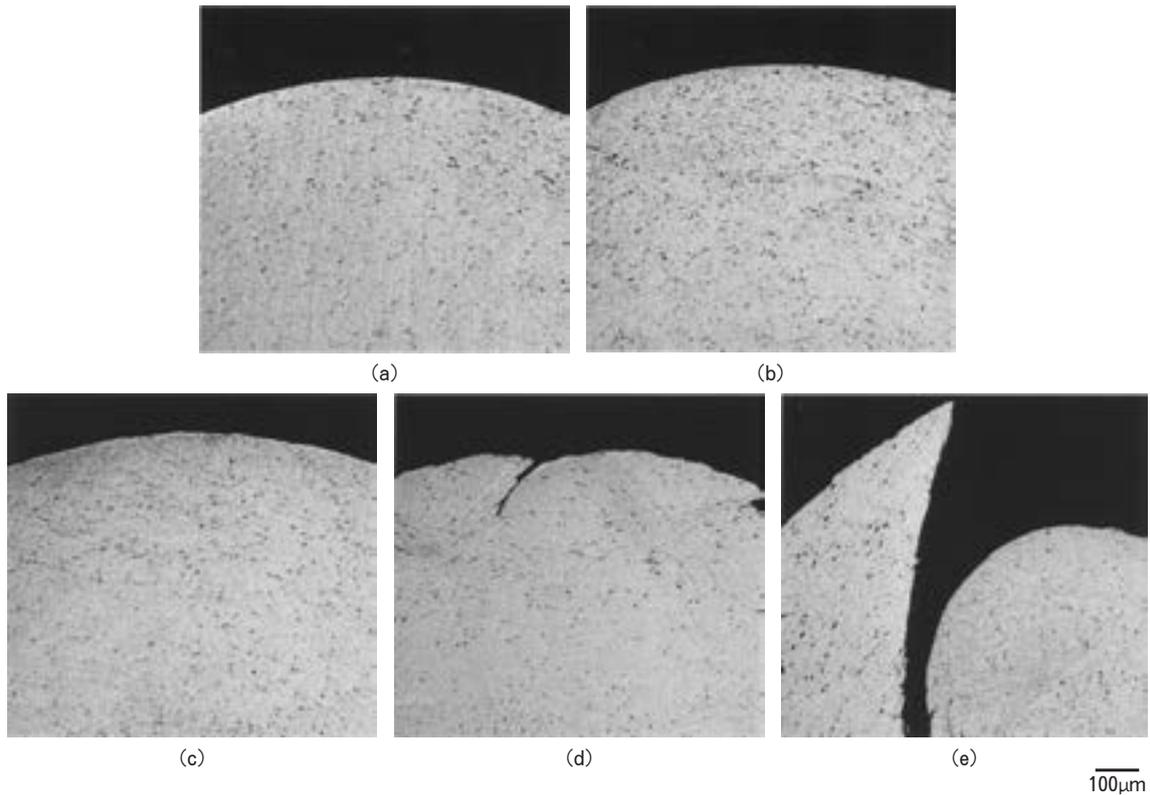


Fig. 4 Micrographs of cross sections at center of the specimen width after bending test. Precipitation and etching treatments were done to observe the micro-slip bands ; (a) cube at $\Phi = 0^\circ$, (b) cube at $\Phi = 45^\circ$, (c) Goss at $\Phi = 0^\circ$, (d) Goss at $\Phi = 45^\circ$, (e) Goss at $\Phi = 90^\circ$.

hardening exponent, and t is the time.

Fig. 5 shows a schematic illustration of the pure bending problem. The formulation and the boundary conditions for the pure bending problem are the same as those used by one of the authors⁴⁾. Here, T_0 and L_0 are defined, respectively, as the thickness and the length of the initial configuration of a rectangular part of the sheet. The pure bending is a simplification of the deformation mode of the most severely bent region of the real bending specimens. But, by use of this simplified model, we can access the detailed strain localization behavior across the thickness of the specimen. The rectangular part with $T_0/L_0 = 2$, which is discretized by 40 (in the thickness direction) \times 20 (in the length) quadrilaterals, is subjected to pure bending. Each quadrilateral is an 8-node isoparametric plane strain element with 4 Gaussian integration points (reduced integration). 8 crystal orientations are allocated for each integration point. The crystal orientation was randomly selected from the ODF shown in Figs. 1 (b) and 1 (c) to model the cube and Goss orientation

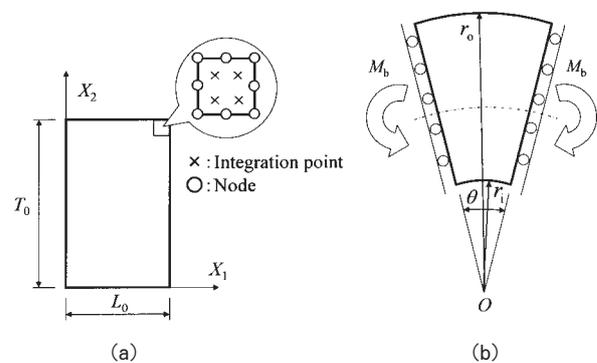


Fig. 5 Schematic illustration of formulation of the pure bending problem for finite element analysis ; (a) initial configuration ; (b) pure bending problem.

specimens. The same three bending directions were chosen ($\Phi = 0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$) as in the bending tests of section. Normal direction (ND) and D1 direction coincide with the X_2 -direction and X_1 -direction, respectively. The pure bending deformation is given by rotations of both sides of the rectangular part. The boundary conditions

on the edges are expressed as

$$u_1 \cos\left(\pm \frac{\theta}{2}\right) - \left(u_2 + X_2 - \frac{T_0}{2}\right) \sin\left(\pm \frac{\theta}{2}\right) = 0 \quad (3)$$

$$q_1 \sin\left(\pm \frac{\theta}{2}\right) + q_2 \cos\left(\pm \frac{\theta}{2}\right) = 0 \quad (4)$$

where θ is the bending angle, the plus sign in front of θ is for $X_1 = L_0$ and the minus sign is for $X_1 = 0$, u_i are the displacement components, and q_i are the components of the surface traction per current area of surface. The bending moment is given by

$$M_b = \int_{r_i}^{r_o} q_n r dr \quad \text{on } X_1 = 0 \quad (5)$$

where q_n is the surface traction per current area of surface, which is normal to the edge surface, r is a coordinate along the edge $X_1 = 0$, r_i and r_o are, respectively, the inner and outer radii of the bent specimen.

The material properties employed in the analyses are $\tau_0 = 10\text{MPa}$, $h_0 = 300\text{MPa}$, $n = 0.1$, $m = 0.002$, and $\dot{\gamma}_0 = 1.0/\text{s}$. In the analyses, the localized deformation is said to start at the moment when the sign of the maximum principal value of the rate of deformation at either of the integration point changes from positive to negative on the tension side, i.e., the reverse of straining (unloading) occurs. Once the unloading occurs at some part of the specimen, the deformation tends to localize into a narrow region in the form of the macro-shear band.

3.2 Results

The analyses were carried out for the cube and Goss specimens at $\Phi = 0^\circ$, 45° , 90° . The relationships between the normalized bending moment and normalized bending angle are shown in **Fig. 6**. Here, M_b is the bending moment and θ is the bending angle. The symbols '×' in the curves indicate a stage at which the localization (strain rate reversal as defined before) starts on the tension (outer) side of the bent specimen. In the case of the cube specimen, the curves of the bending moment versus bending angle for $\Phi = 0^\circ$ and 45° were rather similar, and no localization occurred until $\theta T_0/L_0$ reaches 0.7.

Meanwhile, the amounts of the bending moment significantly depended on the value of Φ in the case of the Goss specimen. The strain localization did not occur in the case of $\Phi = 0^\circ$ when the bending moment is the lowest. In contrast, it occurred at earlier stages for $\Phi = 45^\circ$ and $\Phi = 90^\circ$ exhibiting much higher bending moment values.

Deformed meshes and contours of the maximum principal logarithmic strain of the bent specimens are shown in **Fig. 7**. The form of the clear macro-shear bands were predicted for the Goss specimens at $\Phi = 45^\circ$ and 90° (Figs. 7 (d) and 7 (e)), which suggest breaking in real specimens (Figs. 4 (d) and 4 (e)). Such a pronounced macro-shear band was not observed at all for the cube specimens and for the Goss at $\Phi = 0^\circ$ showing a slight roughening on the surface. These tendencies were consistent with the experimental observations (Fig. 4).

4. Concluding remarks

In the present study, we have investigated the effects of the crystal orientation on the bendability of aluminum alloy sheets through experiments using single crystal specimens and finite element analysis using a crystal plasticity model. In the experimental investigation, single crystal specimens having cube and Goss orientations were made from a coarse-grained Al-Mg-Si alloy sheet. The cube specimens showed an excellent bendability regardless of the bending direction, while the bendability of the Goss specimens strongly depended on the bending direction, i.e., at $\Phi = 45^\circ$ and 90° , the bendability was very poor, while the Goss at $\Phi = 0^\circ$ exhibited a good bendability, being equivalent to those of the cube. The finite element analysis results were remarkably consistent with the experimental results.

We have found that the crystal orientation plays an important role in the strain localization behavior that governs the bendability. However, the physical reasons for the observations, such as a good bendability of the cube texture and an inferior property of the Goss texture at $\Phi = 90^\circ$, have not been clarified at present. The mechanisms behind the shear band formation or strain localization phenomena

were theoretically investigated by several researchers, for instance, Hill^{8,9)}, Hill and Hutchinson¹⁰⁾, Rudnicki and Rice¹¹⁾, Rice¹²⁾, Asaro and Rice¹³⁾ and Asaro⁶⁾. Thus, the theoretical basis for the strain localization analysis

seems to have been well established. In the authors' knowledge, however, no one has revealed the physical correlation between the configuration of the crystallographic slip systems and strain localization behavior. Hence, this is

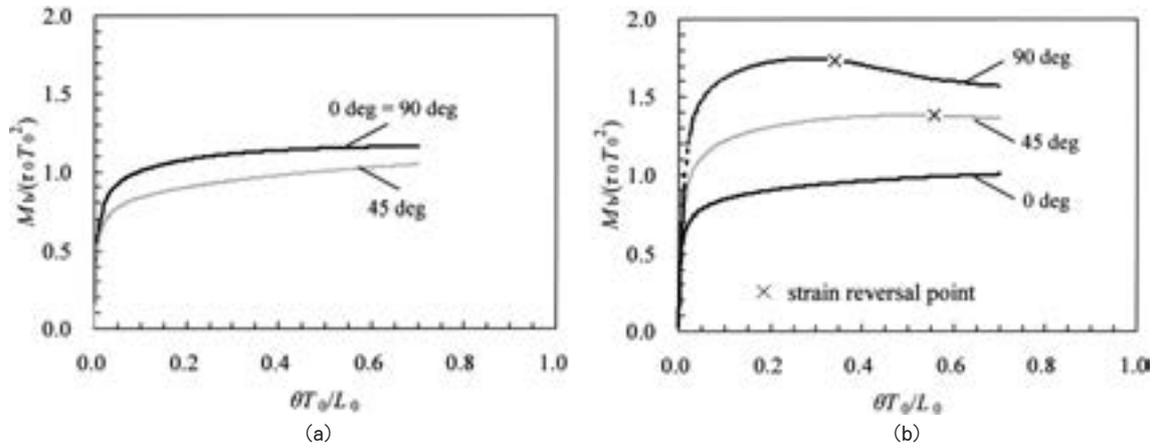


Fig. 6 Normalized bending moment versus normalized bending angle ; (a) cube, (b) Goss.

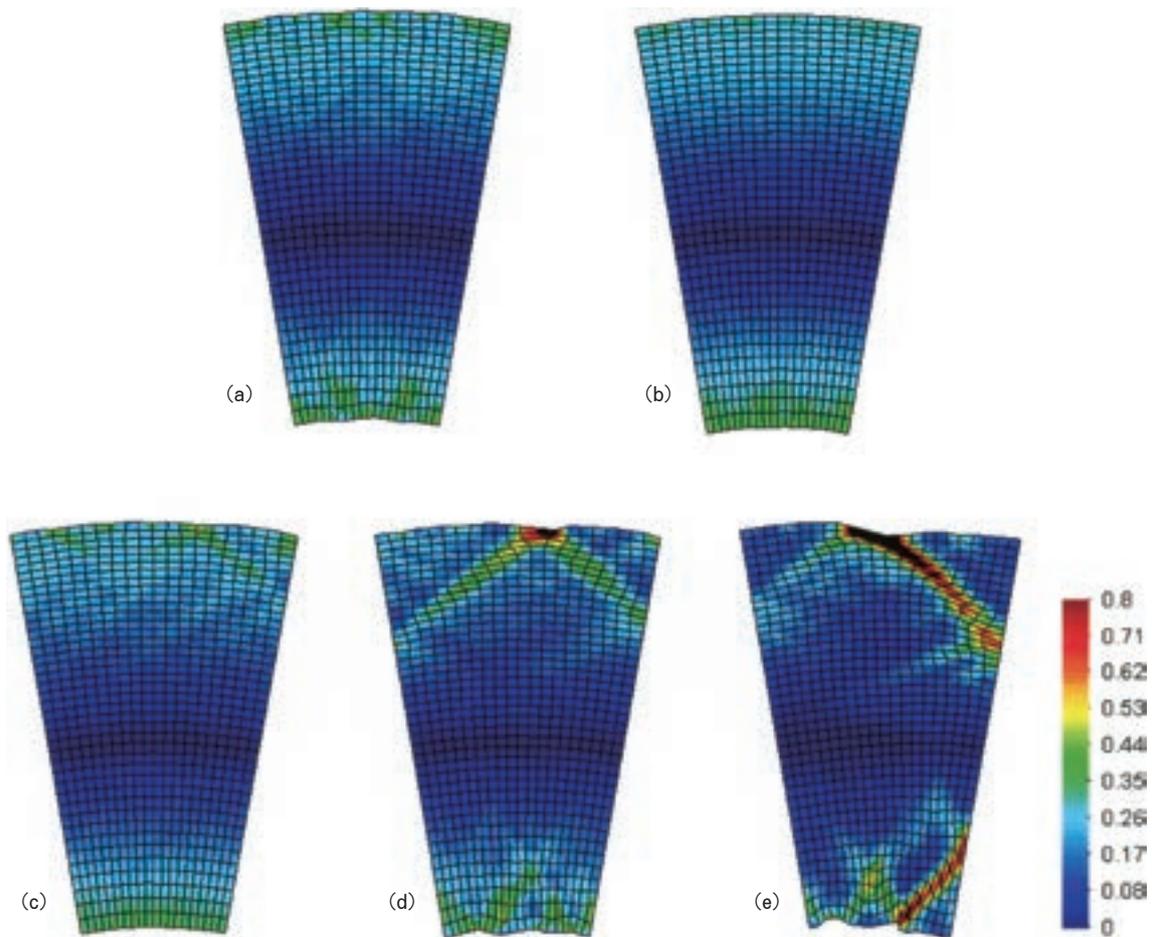


Fig. 7 Deformed meshes and contours of maximum principal logarithmic strain : (a) cube at $\Phi = 0^\circ$, $\theta T_0/L_0 = 0.70$; (b) cube at $\Phi = 45^\circ$, $\theta T_0/L_0 = 0.70$; (c) Goss at $\Phi = 0^\circ$, $\theta T_0/L_0 = 0.70$; (d) Goss at $\Phi = 45^\circ$, $\theta T_0/L_0 = 0.68$; (e) Goss at $\Phi = 90^\circ$, $\theta T_0/L_0 = 0.69$.

still an open question. Our next target of investigation is to make a clear answer to this issue.

References

- 1) M. Asano, T. Minoda, Y. Ozeki, H. Yoshida : Mater. Sci. Forum, 519-521 (2006), 771-776.
- 2) T. Minoda, M. Asano, H. Yoshida : Mater. Sci. Forum, 519-521 (2006), 859-864.
- 3) M. Asano, H. Uchida, H. Yoshida : Journal of Japan Institute of Light Metals, **52** (2002), 448-452 (in Japanese).
- 4) M. Kuroda, V. Tvergaard : Int. J. Plast., **23** (2007), 244-272.
- 5) S. Ikawa, M. Asano, M. Kuroda, K. Yoshida : Journal of Japan Institute of Light Metals, **61** (2011), 53-59 (in Japanese).
- 6) R. J. Asaro : Acta Metall., **27** (1979), 445-453.
- 7) D. Peirce, R. J. Asaro, A. Needleman : Acta Metall., **31** (1983), 1951-1976.
- 8) R. Hill : J. Mech. Phys. Solids, **6** (1958), 236-249.
- 9) R. Hill : J. Mech. Phys. Solids, **10** (1962), 1-16.
- 10) R. Hill, J. W. Hutchinson : J. Mech. Phys. Solids, **23** (1975), 239-264.
- 11) J. W. Rudnicki, J. R. Rice : J. Mech. Phys. Solids, **23** (1975), 371-394.
- 12) J. R. Rice : *The localization of plastic deformation*, ed. W. T. Koiter, (1976), 207-220.
- 13) R. J. Asaro, J. R. Rice : J. Mech. Phys. Solids, **25** (1977), 309-338.

5083 合金板材における超塑性バルジ変形中の変形挙動*

長井康礼** 浅野峰生***
内田秀俊**** 渋江和久*****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 52 No. 1 (2011), pp. 23-28

Deformation Behavior during Superplastic Bulge Forming in AA5083 Aluminum Alloy Sheet

Yasunori Nagai, Mineo Asano,
Hidetoshi Uchida and Kazuhisa Shibue

Deformation behavior during superplastic bulge forming by in-situ observation tests on a laboratory scale were investigated in this study. A superplastic bulge forming equipment was designed in order to directly observe the deformation behavior during the bulge forming. The changes in the strain and strain rate during the forming of an AA5083 aluminum alloy sheet were investigated. During the early stage of forming, the strain rate drastically decreased during the forming. During the middle stage of the forming, the strain rate was then constant during the forming. During the last stage of forming just before the specimen was ruptured, the strain rate drastically increased during the forming. The reason for the changes in the strain rate during the first and last stages is considered as follows: the decreasing strain rate during the first stage of forming occurred because the circumferential stress decreased. The increasing strain rate during the last stage of forming occurred because the real circumferential stress increased by increasing the cavity ratio.

1. 緒 言

超塑性材料は航空機部品や自動車用部品等に適用されている^{1,2)}。超塑性材料の成形性評価試験として、高温引張試験、熱間でのガス圧バルジ成形試験（以下バルジ成形）等が挙げられ、高温引張試験においては、流動応力や破断伸びに及ぼすひずみ速度の影響等、多くの報告がなされている³⁻⁵⁾。しかし、成形中のパネルのひずみ速度の報告事例はあるものの⁶⁾、バルジ成形に関する報告事例は少なく、バルジ成形中のパネルの変形挙動を直接観察した報告例はない。そこで、本研究ではバルジ成形中のパネルを観察できる装置を作製し、各ガス圧でバルジ成形した際のひずみおよびひずみ速度変化を調査した。

2. 実験方法

作製したバルジ成形試験装置の概略を Fig. 1 に示す。装置は上下金型を加熱する上下加熱炉を備えている。加熱炉の温度制御は上下金型から離れた炉内雰囲気で行い、上下金型の温度ばらつきが 2℃ 以下に制御されるよう設計した。上金型の温度測定位置を Fig. 2 に示す。上金型の温度測定位置は、パネルとの接触面から 10mm、内壁から 2mm の位置を測定した。下金型もこれに準じた。バルジ成形中の変形挙動を観察する耐熱、耐圧ガラスを設けた覗き穴は、加熱炉の上部に装備されており、鏡を 45° に置いて、ビデオカメラを覗き穴上部に配置した。ガス圧を負荷する気体は窒素ガスを用いた。ガス圧および温度測定のデータロガーには KEYENCE 製 NR250 を用いた。上(下)金型の内径は 150mm であり、パネルの下側からのガス圧によりバルジ成形する装置である。

作製したバルジ成形装置を用いひずみおよびひずみ速度変化を調査した。供試材として、板厚 1.5mm の超塑

* 軽金属学会 第 111 回 秋期大会 (平成 18 年 11 月) にて一部発表

** 研究開発センター 第五部

*** 研究開発センター 第一部

**** 研究開発センター 第五部, 博士 (工学)

***** 研究開発センター

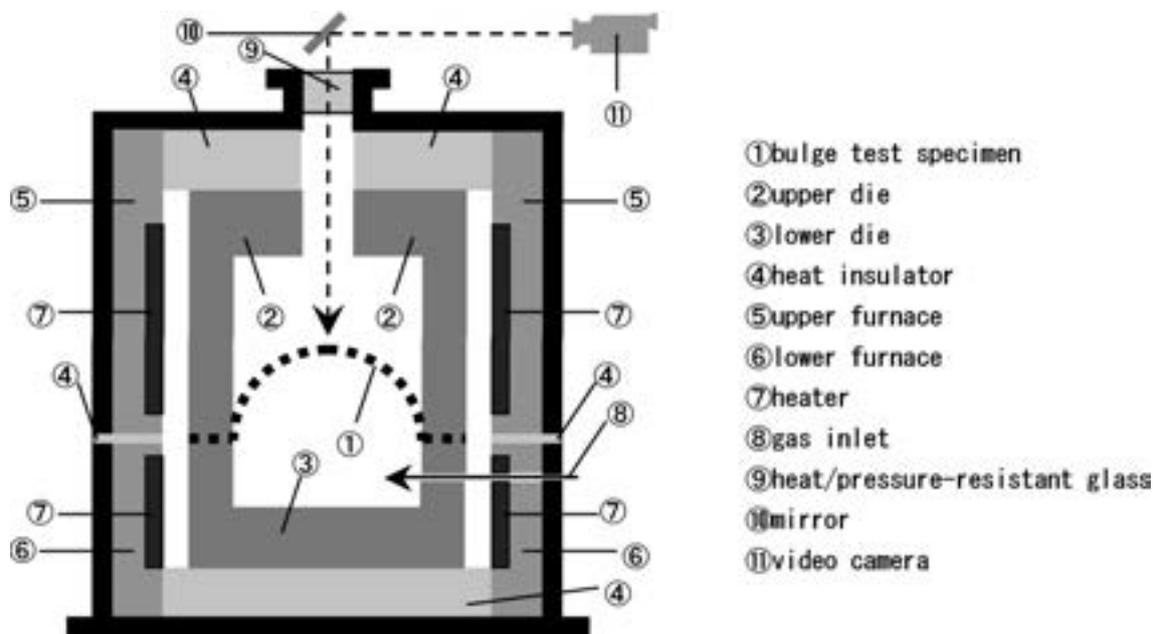


Fig. 1 Schematic illustration of bulge test equipment.

Table 1 Chemical composition of specimens (mass%).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Al
<0.1	<0.1	<0.1	0.6	4.6	0.1	Bal.

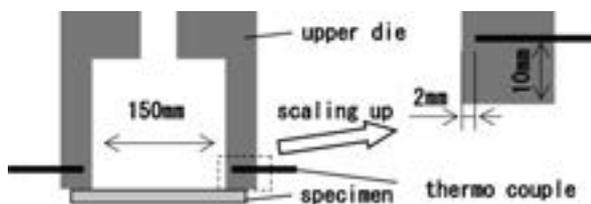


Fig. 2 Schematic illustration of thermo couple position for temperature measurement.

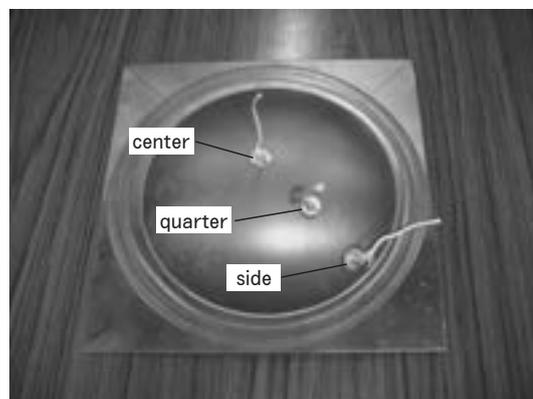


Fig. 3 Thermo couple position of bulge test sample.

性成形用 5083 アルミニウム合金を用いた。用いた材料の化学成分を Table 1 に示す。1.5mm×200mm×200mm に供試材を切断し、バルジ成形用パネルとした。バルジ成形には室温のガスを用いるため、ガス加圧時にパネルの温度が低下し、バルジ成形中のひずみ速度に影響を及ぼす可能性がある。そこで、バルジ成形中のパネル温度が測定できるように Fig. 3 に示すように成形パネルに熱電対を溶接し、測定位置は、バルジ変形する箇所のパネル中央部、1/4 部および端部とした。スクライブドサークルを転写したパネルをビデオ撮影することにより、成形中のバルジ頂点部のひずみを測定した。バルジ成形は、成形温度 480℃、ガス圧 0.25, 0.3, 0.35MPa の 3 条件で破断するまで行なった。ひずみ測定とは別に、破断前に成形を中止し、バルジ頂点部の曲率半径測定、板厚測定、マイクロ組織観察を行なった。

3. 実験結果

3.1 成形中のパネルの温度測定

バルジ成形中の温度測定結果を Fig. 4 に示す。パネルを金型内に投入した時間は 0s とした。パネルの昇温中、パネル中央部と 1/4 部の温度差はほとんどみられなかったが、両者と端部の間には約 5℃ の温度差がみられた。パネルの中央部が目的の温度に達するまで、約 1000s 必要であった。Fig. 3 でガス圧を付加した時のパネル中央部の温度低下は約 5℃ であった。一方、パネルの 1/4 部および 1/2 部の温度低下はほとんどみら

れなかった。

3.2. 成形中のパネルのひずみ速度測定

ビデオ観察したパネルの一部を Fig. 5 に示す (ガス圧 0.35MPa, 成形開始後 0 s, 10s, 60s, 180s および 300s 後)。それぞれに成形前 (0 s 後) のスクライブドサークルの大きさを併せて載せている。ひずみが時間とともに増加していることが観察された。頂点付近は、等二軸変形していた。

次にこれらのひずみを測定, 算出した。頂点付近は等二軸変形していたので, 全ひずみ理論を用い, 相当ひずみで評価することにした。全ひずみ理論における相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}$ は (1) 式で定義される⁷⁾。

$$\bar{\epsilon} = \sqrt{\frac{2}{3} \left\{ (\epsilon_{xx}^p)^2 + (\epsilon_{yy}^p)^2 + (\epsilon_{zz}^p)^2 \right\} + \frac{1}{3} \left\{ (\gamma_{xy}^p)^2 + (\gamma_{yz}^p)^2 + (\gamma_{zx}^p)^2 \right\}} \quad (1)$$

ここで, ϵ_{ii}^p は垂直塑性ひずみの各成分であり γ_{ij}^p はせん断塑性ひずみの各成分である。xy 平面を材料の板面とし, z 方向を板厚方向とした場合, バルジの頂点部は等二軸変形しているので,

$$\epsilon_{xx}^p = \epsilon_{yy}^p, \gamma_{xy}^p = \gamma_{yz}^p = \gamma_{zx}^p = 0 \quad (2)$$

とおける。また, 塑性体積一定条件を満たすので

$$\epsilon_{xx}^p + \epsilon_{yy}^p + \epsilon_{zz}^p = 0 \quad (3)$$

(1)~(3) 式よりバルジ成形中の頂点部の相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}$ は

$$\bar{\epsilon} = 2\epsilon_{xx}^p = 2\epsilon_{yy}^p = -4\epsilon_{zz}^p \quad (4)$$

とかける。今回, 塑性ひずみが大きいので弾性ひずみは無視した。各ガス圧での相当ひずみ (以下, ひずみという) と時間の関係を Fig. 6 に示す。これは, 破断直前までのひずみを測定した結果である。ガス圧が高い方が破断までの成形時間が短かった。破断直前のひずみの値については, いずれのガス圧でも 1.5 程度であった。次に, 各ガス圧での相当ひずみ速度 (以下ひずみ速度とい

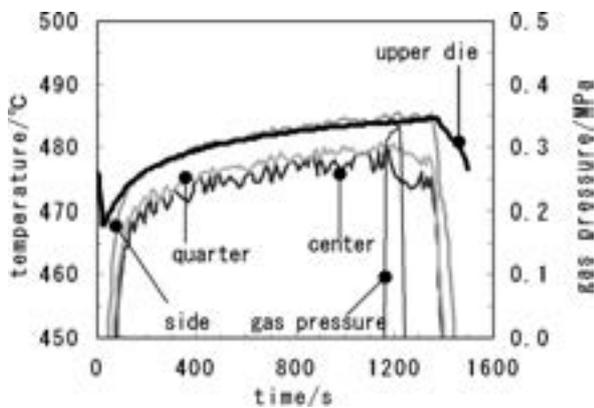


Fig. 4 Variations in temperature and gas pressure as time.

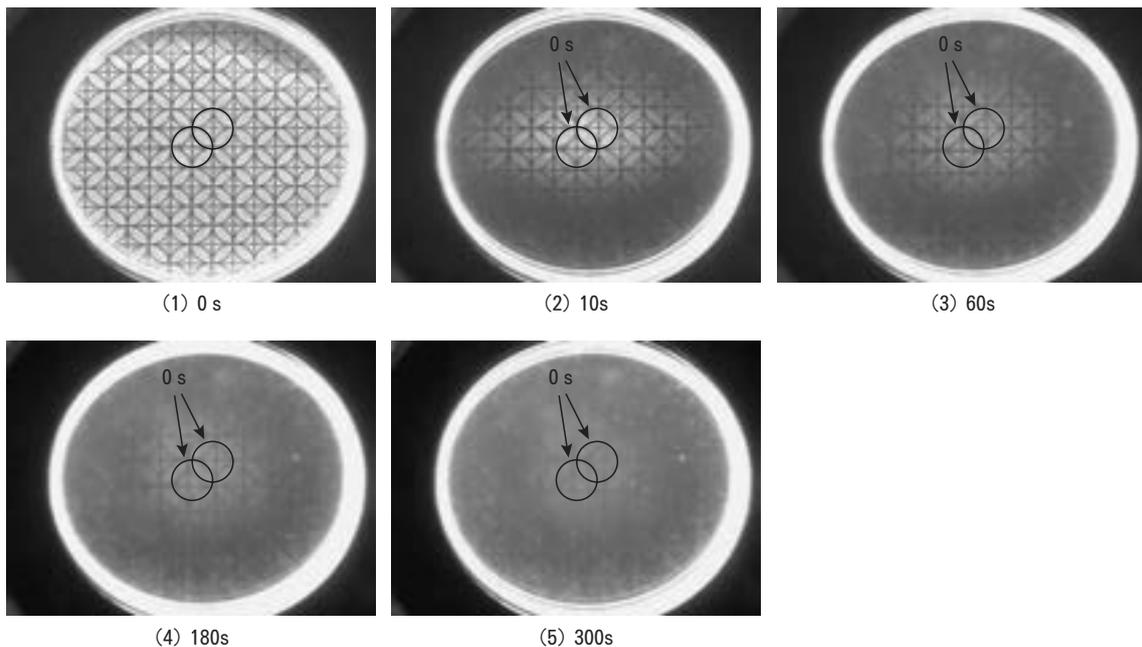


Fig. 5 Photograph of specimen during bulge forming when constant gas pressure was 0.35MPa. The circle of "0 s" means original diameter.

う)と時間の関係を Fig. 7 に示す。成形初期(成形時間 10s)でひずみ速度は $1 \times 10^{-1} \sim 1 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ であった。その後急激にこの値が減少し、0.35MPa では $2.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 、0.30MPa では $1.4 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 、0.25MPa では $1.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ で一定となった。これらの値で一定となる時間は、0.35MPa では約 200s、0.30MPa では約 400s、0.25MPa では約 800s 間であり、ガス圧が高いほど短かった。その後徐々にひずみ速度の値が大きくなり、破断直前に $2 \sim 4 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ 程度までひずみ速度が急激に増加した。この様に、バルジ成形中のひずみの変化およびひずみ速度の変化を測定することができた。

4. 考 察

成形初期および破断直前のひずみ速度の値が大きくなる原因について考察した。

4.1. 温度変化によるバルジ成形中のひずみ速度変化の可能性

パネルの中央部は、バルジ成形中に 5°C の温度低下がみられたが、高温引張試験で、温度が 5°C 低下した時の最大流動応力の上昇は、高くとも 5% と推定され、最大流動応力を一定にさせる際、ひずみ速度を約 10% 増加させる必要がある³⁾。 5°C 温度低下することで、ひずみ速度の低下は高々 10% であり、バルジ成形中のひずみ速度に及ぼすバルジ成形中の温度低下の影響は小さいと考えられた。

4.2. ミクロ組織変化によるバルジ変形中のひずみ速度変化の可能性

5083 合金で、高温においてひずみ速度が $10^{-2} \text{s}^{-1} \sim 10^{-5} \text{s}^{-1}$ と遅い領域では、結晶粒径が小さいほど材料の高温における変形抵抗は小さくなる研究事例がある⁸⁾。そこで、バルジ変形中の結晶粒径の変化について調査を行った。それぞれ、3.5MPa で 180s、330s、350s 成形後のパネルを採取し、パネルの頂点付近の偏光ミクロ組

織を Fig. 8 に示す。成形前(0s)では平均 $16\mu\text{m}$ 、成形途中(180s、330s、350s)は平均 $22\mu\text{m}$ と結晶粒径は大きくなっていった。結晶粒径が大きくなることにより、変形抵抗が増加し、ひずみ速度が低下すると考えられる。しかし、今回の結晶粒径の差が、成形初期にひずみ速度が 1桁低下する原因とは考えられなかった。

4.3. 空洞率変化によるバルジ成形中のひずみ速度変化の可能性

超塑性成形すると、空洞の生成によりみかけの板厚が減少することがある。特に破断直前にひずみ速度の値が大きくなる要因となる可能性が考えられる。3.5MPa のガス圧で 180s、330s、350s 成形後パネル頂点付近の断面ミクロ組織をそれぞれ Fig. 9 に示す。成形時間の増加に従い、空洞率が上昇していた。画像解析装置で空洞率を測定したところ、180s 後では空洞率は 0.1%、330s 後では 1.0%、350s 後では 5.0% と破断直前に急激に空洞率が上昇した。空洞率が高くなると実質の応力が増加すると予想でき、このことが破断直前にひずみ速度の値が急激に上昇する一因と考えられた。

4.4. パネルの幾何学的な形状によるバルジ成形中のひずみ速度変化の可能性

5083 合金の変形抵抗は、ひずみ速度依存性があり、ひずみ速度の値が大きいほど変形抵抗が大きい。パネルが薄板球殻であると仮定し球座標系で考え、ガス圧を p 、曲率半径を r 、板厚 t とする時、パネルの円周応力 σ_θ は (5) 式で表される⁹⁾。

$$\sigma_\theta = pr/2t \quad (5)$$

変形抵抗にひずみ速度依存性があるため、円周応力の値が大きいほど、ひずみ速度の値も大きくなる。パネルの円周応力は、バルジの曲率半径が大きいほど、板厚が薄いほど大きくなる。パネル頂点付近の板厚と成形時間の関係を Fig. 10 に、曲率半径と成形時間の関係を Fig. 11

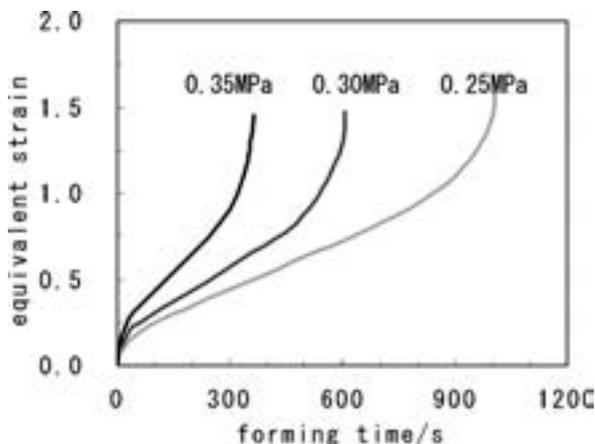


Fig. 6 Relation between equivalent strain and forming time.

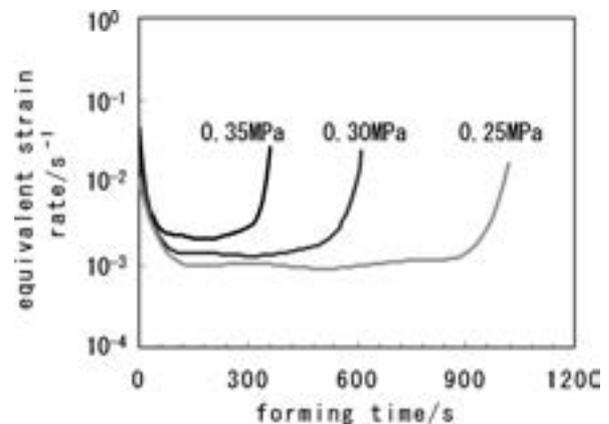


Fig. 7 Relation between equivalent strain rate and forming time.

に示す。Fig. 10 より、成形が進行するに従い、板厚が薄くなっているのが分かる。Fig. 11 より、成形初期で、曲率半径の値が急激に低下し、その後ほぼ一定の値を示していることが分かる。パネルの円周応力 σ_θ と成形時間の関係を Fig. 12 に示す。成形初期 60s までは成形時間とともに円周応力は低下しており、その後次第に増加している。成形初期の 60s までは、曲率半径が急激に低下することにより、円周応力が低下しており、成形初期におけるひずみ速度の値が低下していることを説明できた。しかし、60~300s の間にひずみ速度が一定の値を

示すことを円周応力だけでは説明できなかった。(5) 式で示す材料力学を用いた円周応力は、板厚一定と仮定している。しかし、パネルには板厚分布があるため、60~300s の間でひずみ速度の値と円周応力の値の相関がみられなかったと考えられた。実際のパネルには板厚分布があり、この分布も、成形時間で変わってくる。パネルの部位により、円周応力が異なることが予想され、非常に複雑な計算となるため、シミュレーションにて検証する必要があると考えられ、今後の課題とする。

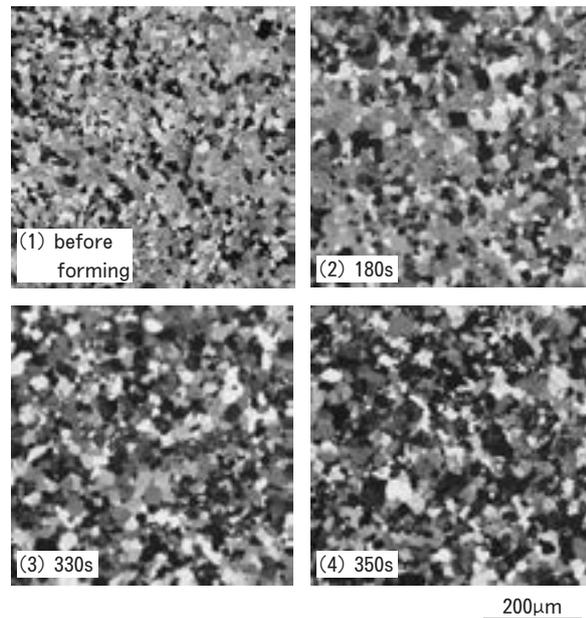
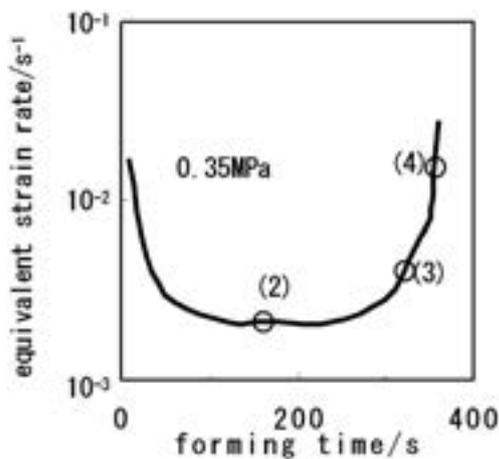


Fig. 8 Optical microstructures before and after bulge forming (L-LT surface).

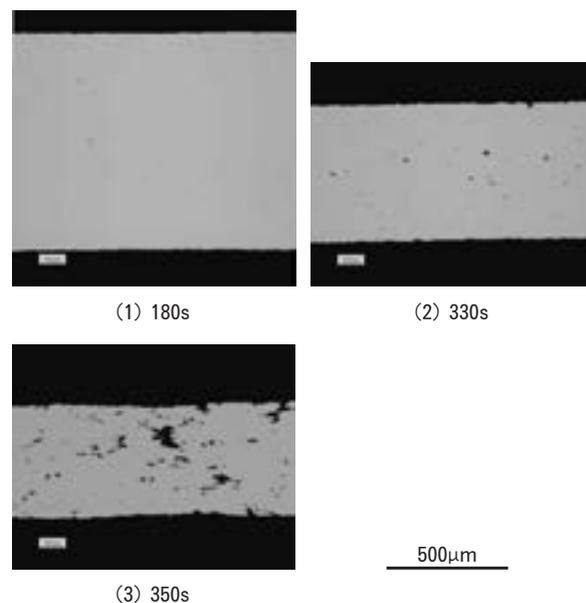
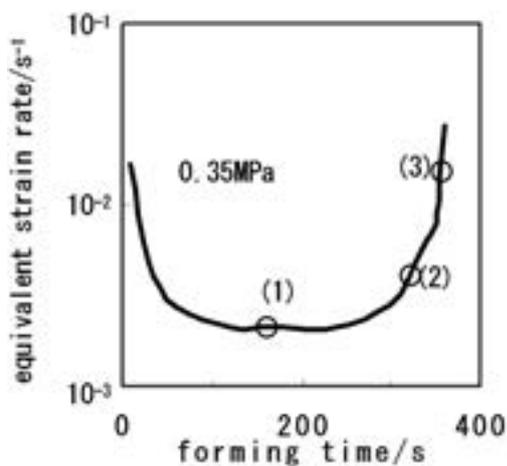


Fig. 9 Cross section microstructures after bulge forming (ST-L surface).

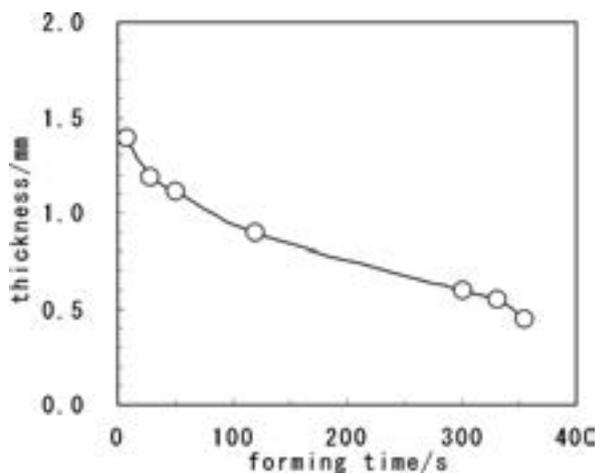


Fig. 10 Relation between thickness and forming time.

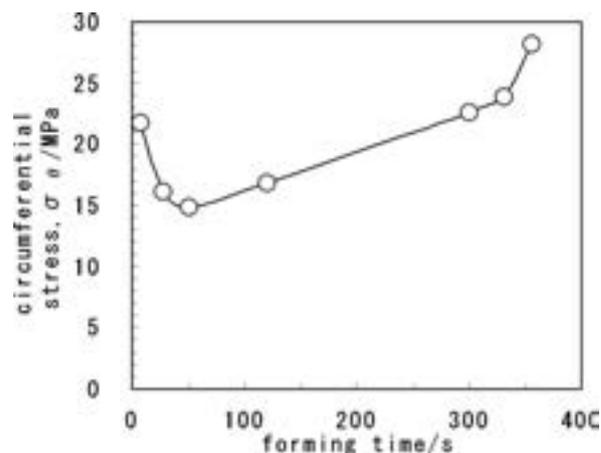


Fig. 12 Relation between circumferential stress and forming time.

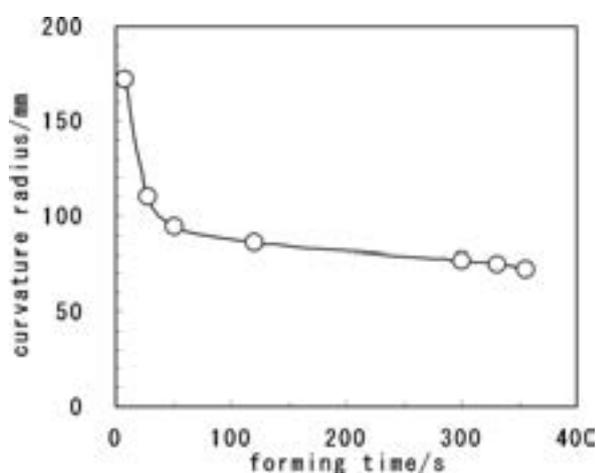


Fig. 11 Relation between curvature radius and forming time.

5. 結 言

(1) 新しい試験装置の導入により、バルジ変形中のひずみおよびひずみ速度を測定することが可能となった。

(2) バルジ成形中のひずみ速度は成形初期において急激に低下し、負荷圧力によらずほぼ一定の値となった。その後、ひずみ速度が徐々に増加し、破断直前で急激に増加した。

(3) 成形初期のひずみ速度が急激に低下した原因は、成形パネルの曲率半径が急激に小さくなり、円周応力が低下したためと考えられた。

(4) 破断直前のひずみ速度が急激に増加した原因は、空洞率が上昇することによる実質の応力が高くなったためと考えられた。

参 考 文 献

- 1) 吉田英雄：軽金属, 55 (2005), 270.
- 2) 長田邦明：軽金属, 49 (1999), 326.
- 3) S. S. Woo, Y. R. Kim, D. H. Shin and W. J. Kim : Scripta Mater., 37 (1997), 1351.
- 4) P. A. Friedman and A. K. Ghosh : Metall. Trans. A, 27A (1996), 3827.
- 5) E. Samuel, J. J. Jonas, F. H. Samuel and S. R. MacEwen : Material Sci. Forum, 519 (2006), 1285.
- 6) 岩崎 源, 田形 勉, 馬淵 守：軽金属学会第102回講演概要, (2002), 213.
- 7) 吉田総仁：弾塑性力学の基礎, 共立出版株式会社 (2003), 155.
- 8) Yong. Nam. Kwon and Young. Won. Chang : Light Weight Alloys for Aerospace Applications IV (1997), 105.
- 9) 柴田俊忍, 大谷隆一, 駒井謙治郎, 井上達雄 共著：材料力学の基礎, 培風館 (1997), 193.

超音波付加による押し出し荷重の低減*

米 山 猛** 高 橋 昌 也***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 52 No. 1 (2011), pp. 29-34

Reduction in Extrusion Load by Ultrasonic Vibration

Takeshi Yoneyama and Masaya Takahashi

Ultrasonic vibration is applied to the extrusion process. When ultrasonic vibration is applied to the die in the backward extrusion of pure aluminum at room temperature, the load is reduced to 40% of that without ultrasonic vibration. The plastic deformation zone appears concentrated just under the die compared to that during the extrusion without ultrasonic vibration. On the other hand, the reduction in the load was small in the case in which the ultrasonic vibration is applied to the stem in the forward extrusion. It is estimated that in the backward extrusion, the material just under the die is easily deformed and flowed out to the die exit because the free exit space is just on the side of the vibrating die.

1. 緒 言

超音波振動の付加は、打抜き加工¹⁾や引抜き加工などの塑性加工や難削材への切削加工など各種の加工への応用が広がっており、加工荷重が著しく低減するなどの効果が現れている²⁾。押し出しにおいては、高い加工荷重が求められており、超音波を付加することで加工荷重や応力を低減することができれば、従来には困難であった断面形状の加工が実現したり、加工装置の小型化、省エネルギーの効果などが得られたりすると考えられる。しかしこれまでのところ、押し出しへの適用については、MousaviらがFEM解析を行っているのみで、実物への適用が試みられていない³⁾。圧縮変形⁴⁾や圧印加工⁵⁾に対しては超音波を付加することで加工荷重が低減することが知られており、コンテナ内での圧縮からダイス出口への変形と至る押し出し加工に対しても、超音波の与え方によって、荷重の低減効果が得られることが期待される。そこで筆者らは、押し出し加工に超音波付加を行うことで荷重の低減が可能かどうかを調べるため、後方押し出しのダイへの超音波振動付加および前方押し出しのステムへの超音波振動付加を試みた。

2. 後方押し出し

2.1 後方押し出し装置

超音波振動を後方押し出しのダイに付加する装置を考えた。後方押し出しにおいては、ビレット内の変形がダイ近傍に集中し、ダイをビレットに押し込む方式を取ることから、ダイに超音波を付加することで、塑性変形領域に有効に振動を与えることができると考えたからである。

後方押し出し工具の構成をFig. 1に、ダイ等の寸法の詳細をFig. 2に示す。コンテナ内径8 mm、ダイ出口径4 mm、押し出し比4とした。ダイとビレットの境界面に超音波振動の最大振幅が生じるように、ダイの厚さを1 mmと薄くした。超音波振動ユニットとして、20kHzのユニット(UL20(株)岳将製、外径126mm長さ367mm)を使用した。超音波振動ユニットの先に、直径50mmの円柱の先端部が円錐状になっているホーンを取り付けた。ホーンの先端部を中空パイプ状に作製した。中空パイプ部分の外径を7.8mm、内径を4.3mmとし、ストレート部分の長さを約6 mmとした。

ストレート部分の長さが長いほど、押し込み量を大きくとれるが、押し出し荷重に対して座屈するのを恐れ、押し出し量は少なくとも、超音波付加による荷重低減効果を見ることを優先して、ビレットを5 mm程度押し込むことができる長さとした。ホーン先端に厚さ1 mmのダイを加えたダイ面で最大振幅15 μ m(無負荷時)が発生するようにホーン形状を調節した。

* 塑性と加工, 52-601 (2011-2), 261に掲載

** 金沢大学理工研究域機械工学系部, 博士(工学)

*** 研究開発センター 第五部, 博士(工学)

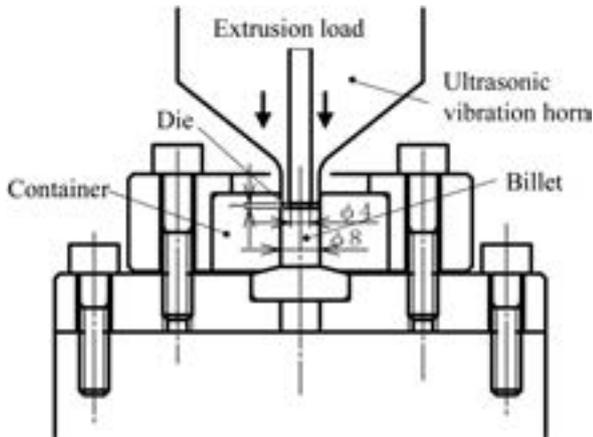


Fig. 1 Backward extrusion tools.

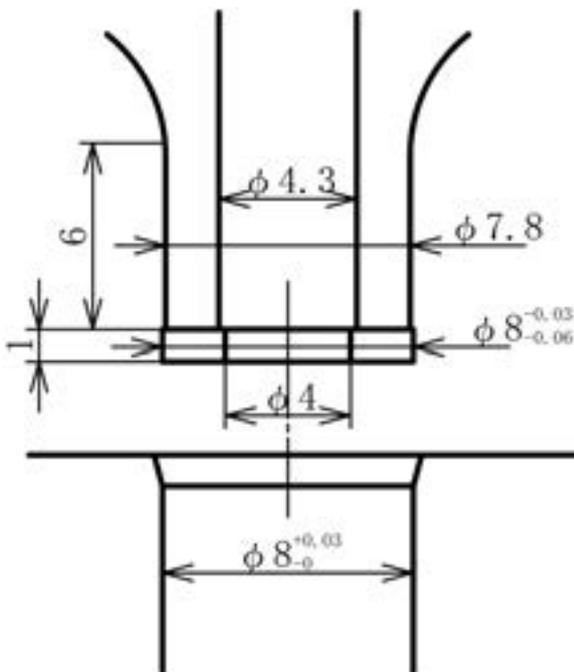


Fig. 2 Details of the tools dimensions.

押し装置の全体状況を Fig. 3 に示す。超音波振動ユニットを 30 トン油圧サーボ試験機（島津製作所サーボパルサー）の上ロッドに取り付け、下ロッドにコンテナを取り付けた。上ロッドの上部にはロードセルが設置されている。

2.2 後方押し実験

供試材は、直径 7.8mm、長さ 12mm の A1050 ビレットで、鋳造後そのままの材料から削り出したものである。平均粒径は 100 μ m 程度であった。試料表面に潤滑剤 (CRC-55) を塗布してコンテナ内に挿入し、ダイをビレット上面に載せ、中空ホーンで加圧して、後方押しを行った。押しは常温 (20 $^{\circ}$ C) で行った。超音波振動をあらかじめホーンに付加し、0.1mm/s の速度でホーンを下降させてダイを加圧して押しを行い、サンプリングタ

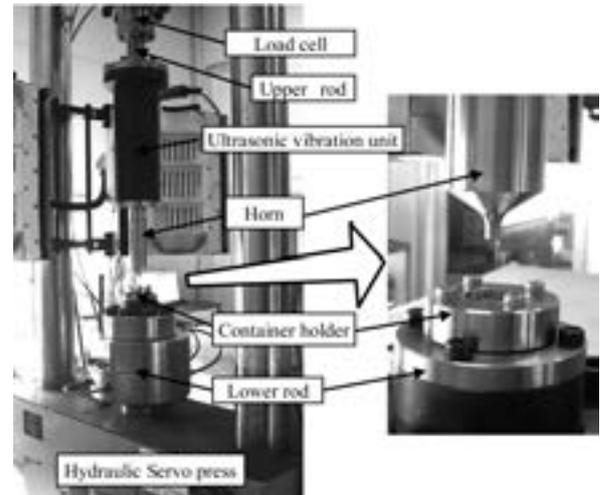


Fig. 3 Extrusion equipment.

イム 1 ms で荷重とストロークを測定した。比較のため、超音波振動を付加しない場合の押しも行った。ビレットへの押し込み量 (ストローク) を超音波振動なしの場合は、ビレット長さの 15% (1.8mm)、超音波振動付加の場合は、ビレット長さの 20% (2.4mm) とし、2 回ずつ押しを行った。

2.3 実験結果

押し荷重とストロークとの関係について、超音波振動付加の場合と超音波振動付加なしの場合を比較して Fig. 4 に示す。

押し荷重は最初にコンテナ内のビレットを圧縮する荷重を経た後、押しを始める荷重へ増加している。

超音波振動を付加しない場合、ビレットを圧縮する過程で約 4 kN に達した後、荷重が増加して押しが始まり、ストローク 2 mm で押し荷重は 18~18.5kN まで上昇している。ストロークとともにさらにまだ増加を続ける途中である。冷間における押しでは、加工硬化が著しいため、押し初期の変形による加工荷重の増加が著しく、このストロークではまだコンテナ内の変形が定常的な状態に至らず、加工硬化を続けている過程であると思われる。

これに対し、超音波振動を付加した場合には、ビレットを圧縮する荷重も約 2 kN と低く、その後荷重が上昇して押しを始めるが、ストローク 2 mm で押し荷重は 10kN ないし 12kN で、その後はほぼ一定となっている。定常的な押し状態に達したと考えられる。押し荷重が低減するとともに短いストロークで定常状態に達している。2 回の押しのうち、1 回は荷重変動が小さいが、もう 1 回では、押し過程で荷重の断続的な下落と復帰が起こった。

コンテナ内でビレットを圧縮する荷重は、超音波振動の付加によって、約 60% に低減しており、押し荷重も 55%~60% に低減している。

なお超音波振動を付加した場合には、押しが進むとともに、潤滑剤が焼けただためか、ビレット外周部から煙の発生が見られた。押し中のビレットの温度上昇量は計測していないので不明であるが、コンテナの外側の温度は触感でおおよそ 50℃ 程度であった。

押し後の試料を Fig. 5 に示す。超音波押しでは、押し中にダイ外周とビレット内面との間の隙間から材料がバリとして出ており、ビレットを取り出したときに、ダイの周りにこびりついている。このバリの厚さは 28 μm で、ダイとコンテナ内面との間のクリアランスに対応する厚さであった。超音波なしでは、ダイの外周部に材料が入り込むことはなかった。

押し後の試料を縦割りにカットして、エッチングして断面組織を比較したのが Fig. 6 である。

超音波なしの場合は、ダイ直下の材料の変形が小さく、コーナ部はデッドメタルになっていて、ダイ出口に向かっ

て円錐領域で変形が起こってダイ出口へ流れている。これに対して超音波付加の場合には、ダイ直下の部分の材料が圧縮されてダイ出口にむかって流れ、ダイ出口から流出しているが、その主要因は超音波付加の有無ではなく、押しストロークの差である可能性が高い。またダイの外周部へも流れ込んでいる様子がわかる。

3. 前方押し

3.1 前方押し装置

前方押しステムに超音波振動を加えることで押し荷重の低減が起こるかどうかを調べた。製作した装置の概略を Fig. 7 に示す。

コンテナの内径 8 mm、ダイ出口径 4 mm (押し比 4) は後方押しするときと同じである。ステム (ホーン) はビレットと当たる先端部分を直径 8 mm (クリアランス 50 μm 程度)、長さ 1 mm とし、直径 7.8 mm 長さ 15 mm のストレート部を経て、太さ 50 mm の円柱に円錐状に広がって繋がっている一体構造のホーンである。押板は使わず、ホーン先端面で直接ビレットを加圧する。超音波振動ユニットは後方押しするときと同じもの

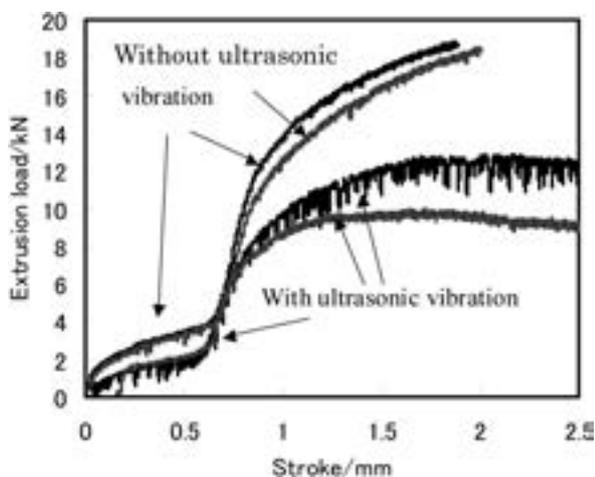
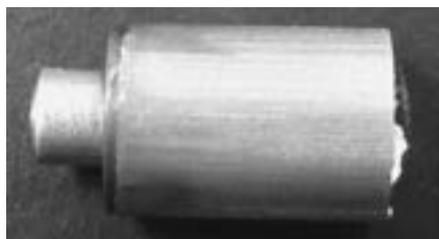
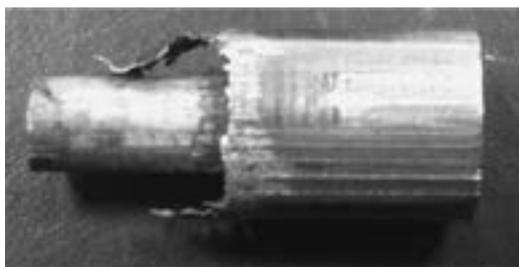


Fig. 4 Load and stroke in the backward extrusion.

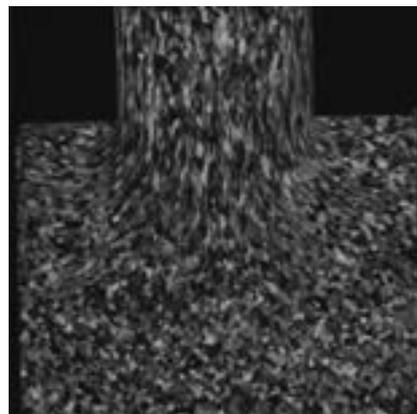


(a) Extruded billet without ultrasonic vibration

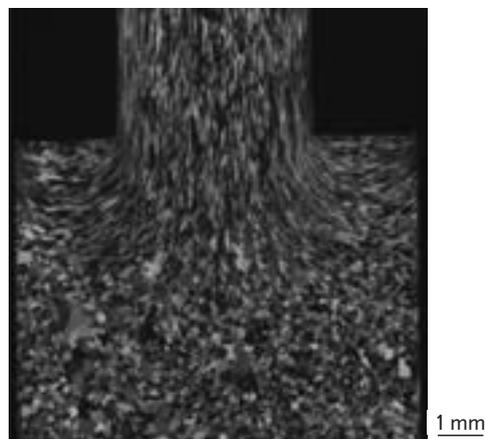


(b) Extruded billet with ultrasonic vibration

Fig. 5 Billet after the backward extrusion.



(a) Microstructure without vibration



(b) Microstructure with ultrasonic vibration

Fig. 6 Microstructure on the cross section of the billet of the backward extrusion.

(20kHz) を使用し、ホーン先端面で無負荷時の最大振幅 $15\mu\text{m}$ とした。

3.2 前方押し実験

直径 7.8mm、長さ 12mm の A1050 ビレットに潤滑剤 (CRC-55) を塗布してコンテナ内に挿入し、 0.1mm/s の速度でステムを下降させて前方押しを行った。押しは室温 (25°C) で行った。ステムがビレットに接触する前にステムとコンテナとの接触で振動が伝わるのを避けるため、ステムがビレットに接触してから超音波振動を付加した。また超音波を付加しない場合の押しも行った。ストローク 6 mm まで押しを行った。

超音波を付加した場合、やはり潤滑剤が焼けるような煙が発生した。コンテナの外側で 50°C 程度の温度になった。

3.3 実験結果

押し荷重とストロークとの関係を、超音波振動付加の場合と超音波なしの場合と比較して Fig. 8 に示す。最初の荷重の立ち上がりはコンテナ内でビレットを圧縮する過程であり、その次が押しを行う過程である。超音波を付加しない場合、ビレット圧縮過程の荷重は約 3 kN で、その後押しとともに荷重が増加し、徐々に勾配が緩やかになって一定値に近づいている。一定値となる押し荷重はおおよそ 22kN である。

一方超音波をビレット圧縮過程の途中で付加すると、その時点で荷重が急に下がっているが、その後の荷重増加の仕方は超音波なしの場合とあまり変わらず、超音波なしの場合と超音波付加の場合で、押し荷重の差は 2 kN 程度に留まっている。

したがって、ステム先端面に最大振幅をとってビレットを前方押しした場合には、超音波付加による荷重低減量は 7% 程度で、後方押しの場合の荷重低減量と比べると小さい。

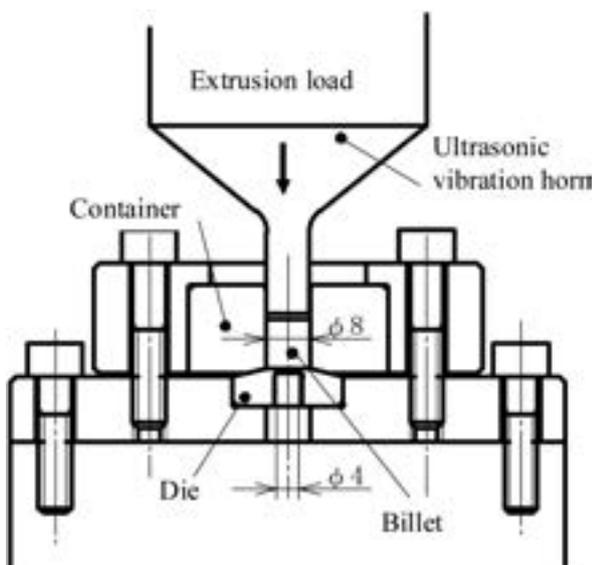


Fig. 7 Forward extrusion tools.

押し後の試料の外観を Fig. 9 に示す。押し部分、超音波付加の場合も超音波なしの場合も変わらない。ビレットがステムと接触した後端部は、黒く変色している。

押し後の試料を縦割りカットして断面をエッチングしたものを Fig. 10 に示す。超音波なしの場合においても、超音波付加の場合においても、ダイ出口に向かって円錐状に塑性変形領域ができており、ダイとコンテナとのコーナ部はデッドメタル領域となっている。また超音波を付加した場合に、ステムとビレット上端部との間で潤滑剤が焼けて煙がでる様子が観察されたが、ビレット上端部の組織が特に変化している様子はない。

4. 考 察

後方押しの結果と前方押しの結果とを比較しながら、後方押しにおける超音波付加のメカニズムについて検討する。

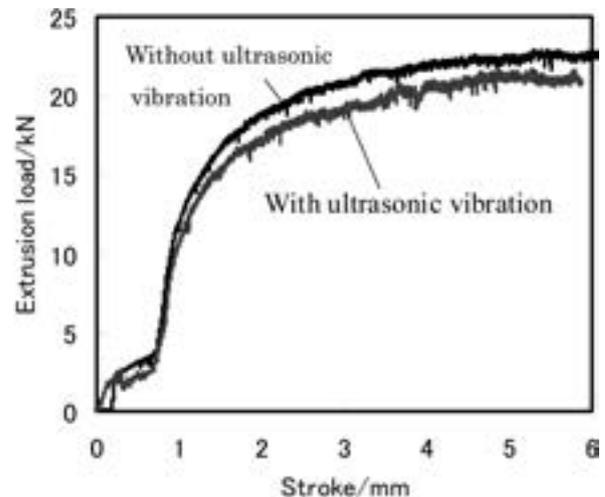


Fig. 8 Load and stroke in the forward extrusion.



(a) Extruded billet without ultrasonic vibration



(b) Extruded billet with ultrasonic vibration

Fig. 9 Billet after the forward extrusion.

4.1 超音波を付加しない場合の前方押しと後方押しとの比較

超音波を付加しない場合の後方押し荷重 (Fig. 4) と前方押し荷重 (Fig. 8) を比べると、ストローク 1.8mm まではまったく違いがない。したがって、ビレット表面に潤滑剤を塗布したことによって、ビレットとコンテナ内面との摩擦はほとんどないと考えられる。後方押しの実験では、パイプ断面にしたステムの長さを短く抑えたために、ストローク 1.8mm までしか押し込まなかったが、ビレットとコンテナ間との摩擦がない状態では、前方押しも後方押しも同様のメタルフローとなるため、さらに押し込んだ場合の荷重曲線は、Fig. 8 の超音波を付加しない場合の荷重曲線と同様になると考えられる。したがって、後方押しにおいて、超音波を付加しない場合の押し荷重はさらにストロークを進めると 22kN 程度まで上昇すると考えられる。断面組織についても超音波を負荷しない場合の後方押しと前方押しとの断面組織は同様である。

4.2 ビレット圧縮過程における荷重低減

ストローク 0.6mm までの荷重曲線について、後方押しの場合と前方押しの場合を共に示したのが Fig. 11 である。後方押しにおいても前方押しにおいても、最初にコンテナ内でビレットを加圧する過程で超音波を付加したときの荷重低減は同じである。超音波の付加とともに荷重がすぐに低減している。この過程では、ビレット側面がまだコンテナ内面に接触していない状態なので、単純圧縮において超音波を付加した場合と同じである。

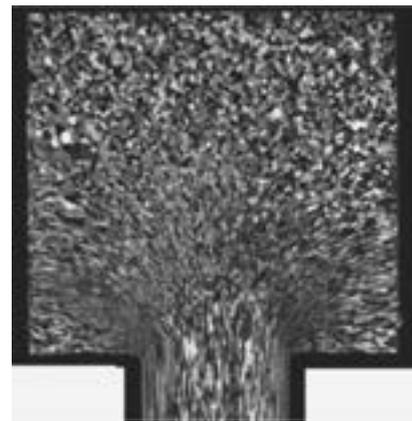
4.3 超音波を付加したときの後方押しと前方押しとの比較

以上のように、最初にビレットを圧縮する過程では、後方押しにおいても前方押しにおいても超音波付加効果は同様に現れている。また潤滑剤の効果により、ビレットとコンテナ内面との摩擦は小さく、超音波を付加しない場合の押し荷重は同様で、断面組織も同一となっている。

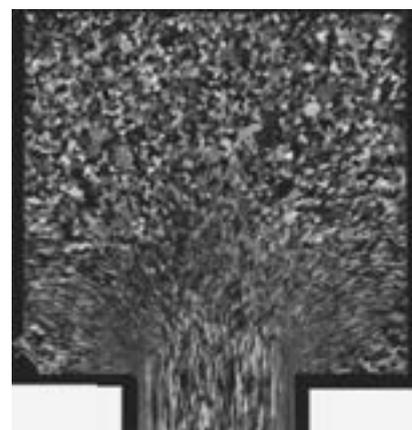
前方押しと後方押しとの比較

前方押しの場合には、圧縮過程における荷重低減と同様に、押し残りのビレット長さ全体に対して超音波の付加によるひずみと材料内部での応力増加が起こり、その分の荷重低減がなされていると思われる。またステム直下の材料が自由表面へ流動しようとしても、自由表面はステムとコンテナ内面との間のクリアランスのみなので、変形が起こらない。ダイ近傍での材料の変形は、超音波付加をしない場合の変形と変わらない。

これに対して、後方押しの場合には、ダイ直下の圧縮変形が促進され、ダイ中心の出口や外周部の自由表面のあるところへすぐに材料流動を生じている。ダイ直下の領域のみに超音波振動によるひずみが集中して、塑性変形を起こしていると考えられる。



(a) Extruded billet without ultrasonic vibration



(b) Extruded billet with ultrasonic vibration

Fig. 10 Microstructure on the cross section of the billet of the forward extrusion.

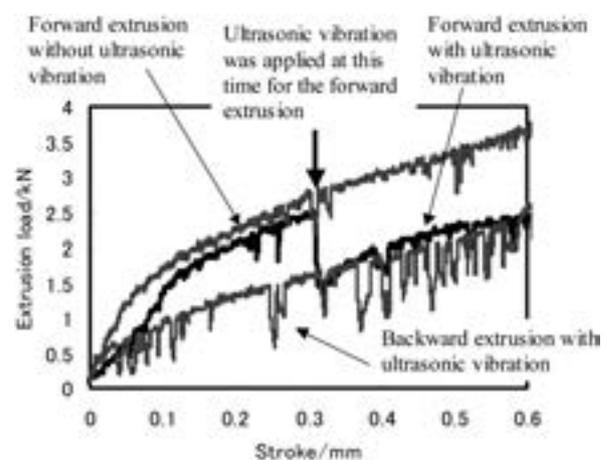


Fig. 11 Effect of ultrasonic vibration on the compression of the billet.

これらの超音波振動付加効果の違いのイメージを示したのが Fig. 12 である。後方押しにおいてなぜこのように工具近傍のみでの変形が促進されたのか明確ではないが、自由表面への材料流動を起こしやすい工具界面で超音波振動を与えたときの効果として、今後検討を進めたい。

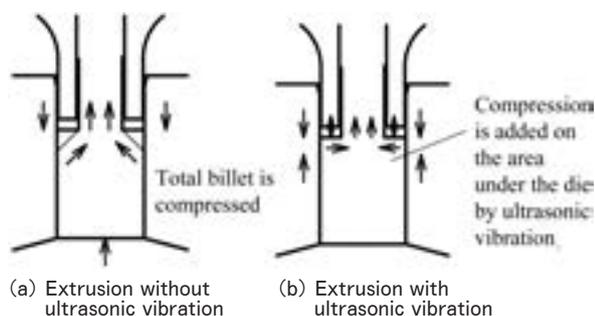


Fig. 12 Estimation about the effect of ultrasonic vibration on the die in the backward extrusion.

5. 結 言

後方押出しのダイに超音波振動を付加することによって、押出し荷重が約40%低減することを見出した。ダイ直下での材料内の塑性変形が促進されていることが観察された。この結果は塑性変形領域に効果的に超音波振動を加えれば、荷重を低減して塑性変形を促進すること

を示唆している。押し出しのような拘束条件の大きい加工においても出口（自由表面）に近い変形領域に超音波振動を与えれば、加工荷重を低減することができることを意味しており、このような観点から、塑性加工に対する超音波振動の適用が広がることも期待される。

本研究を進めるに当たり、超音波振動ユニットの適用について、(株) 岳将にお世話になった。

本研究に対し、天田金属加工機械技術振興財団より助成を受けた。

参 考 文 献

- 1) 竹増光家, 山崎 進, 三浦秀士, 水江亮太, 星山卓志, 尾崎龍夫: 塑性と加工, **47**-548 (2006), 885-889.
- 2) 日本塑性加工学会: **超音波応用加工**, (2004), 森北出版.
- 3) Mousavi, S. A. A. A., Feizi, H. & Madoliat, R. : *Material Processing Technology*, **187**-188 (2007), 657-661.
- 4) 和泉 修, 大山致知, 鈴木義彦: 塑性と加工, **7** -61 (1966), 59-64.
- 5) 神 雅彦, 林 正弘, Thipprakmas, S., 村川正夫: 平成15年度塑性加工春季講演会講演論文集, (2003), 85-86.

Cu-Sn-Zr-P Alloy for a High-Strength Heat-Exchanger Tube*

Tetsuya Ando**, Hirokazu Tamagawa***, and Ikuo Shoji****

In order to improve the mechanical properties of a Cu-Sn alloy at elevated temperatures as well as the heat-resistant properties of said alloy, the effects of adding a small amount of zirconium were investigated. It was clarified that the addition of zirconium increased the tensile strength and elongation properties after a high-temperature heat treatment, and the addition of more than 0.04% zirconium increased the tensile strength to approximately 300MPa. For a seamless tube, the tensile strength of a Cu-0.65Sn-0.05Zr-0.008P (mass%) alloy was 301MPa, with an elongation of 47%. Furthermore, it exhibited high heat-resistant properties after brazing. Thus, it is expected that the Cu-Sn-Zr-P alloy can be used to make superior seamless tubes for heat exchangers.

1. Introduction

Phosphorus de-oxidized copper is used in heat exchanger tubes in heat-pump air-conditioners and heat-pump boilers because of its high thermal conductivity and good workability. Nowadays, to reduce the quantities of materials used in heat exchangers and improve the features of the heat exchangers, heat exchanger tubes are required to have small diameters and be thin. However, the limits of workability and pressure resistance have almost been reached. Thus, strengthened copper alloy tubes are in demand.

Cu-Zr alloys^{1~4)} were studied as a typical precipitation-strengthened copper alloys; the combination of zirconium addition and heat treatment produces high copper alloys with improved strength and heat-resistant characteristics compared to phosphorus de-oxidized copper. Furthermore, adding a small amount of zirconium to Cu^{5~7)}, Cu-Cr alloy^{8,9)}, Cu-Zn alloy^{10~13)}, Cu-Sn alloy¹⁴⁾, and Cu-Ni alloy¹⁵⁾ prevents embrittlement at intermediate temperatures

and intergranular fractures at elevated temperatures, along with improved mechanical and fatigue properties at elevated temperatures. On the other hand, adding a small amount of tin strengthens phosphorus de-oxidized copper and also produces grain refinement¹⁶⁾.

In this paper, in an effort to improve both the heat-resistant properties and the mechanical properties at elevated temperatures, the effects of adding a small amount of zirconium on the characteristics of a Cu-Sn alloy were investigated. Moreover, the applicability of a Cu-Sn-Zr-P alloy to heat exchanger tubes was evaluated.

2. Experimental Procedure

Ingots of the Cu-Sn-Zr alloys were prepared by induction melting in a carbon crucible under an argon atmosphere. The chemical compositions of the alloys are listed in **Table 1**. After these ingots were rolled to 10mm thick, a 50%

Table 1 Chemical compositions of specimens (mass%).

Specimens	Sn	Zr	Cu
Z 0	0	0	Bal.
Z 2	0.42	0.02	Bal.
Z 4	0.38	0.04	Bal.
Z 7	0.51	0.07	Bal.

* Main part of this paper was presented in Trans. JIEP, **3** (2010).

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

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

**** Professor, Department of Mechanical System Engineering, Graduate School of Engineering, Gunma University, Dr. Eng.

reduction, solution treatments were carried out at 1253K for 3.6ks followed by rapid quenching in water. The quenched materials were then cold-rolled to 0.5mm thick, a 95% reduction when considering a manufacturing process for seamless heat exchanger tubes. For these wrought materials, heat treatments were carried out at 723~1073K for 1.8ks and the tensile properties were investigated. The tensile tests were carried out at room temperature at an initial cross head speed of 0.2 per second using JIS Z 2201 No. 5 specimens.

The tensile properties and heat-resistant properties as heat exchanger tubes of two different materials, Cu-0.65Sn-0.02Zr-0.03P (mass%) and Cu-0.65Sn-0.05Zr-0.008P, were evaluated. Tubes with an outer diameter of 9.52mm and a thickness of 0.80mm were prepared as follows : semi-continuous casting, hot extrusion with a 27 extrusion ratio, solution treatment at 1223K for about 1.8ks through a continuous heat treatment furnace with instant quenching in water, then drawing with a 99.5% total reduction. Finally, annealing was carried out for 1.8ks at 773K for the former alloy and at 873K for the latter alloy. These tubes were compared to phosphorus de-oxidized copper (JIS H3300 C1220) which was wrought under the same working conditions. The tensile properties and heat-resistant tensile properties after heat treatments at 1073~1123K for 600s, which were assumed to be equivalent to brazing and after blowtorch brazing with JIS Z3264 BCuP-3 (Cu-6.3P-5 Ag), were evaluated. The tensile tests were carried out at room temperature at an initial cross head speed of 0.2 per second with JIS Z 2201 No.11 specimens. Furthermore, after blowtorch brazing with BCuP-3, each tube was measured at pressures of fracture, with water as the pressure medium, which is schematically illustrated in Fig. 1.

3. Results

3.1 Effect of Zr addition on properties

Figure 2 shows the effect of the zirconium content and heat-treatment temperature on the tensile properties of the wrought materials after heat treatment for 1.8ks. The tensile strength of the alloy with 0.02% zirconium annealed at 773K

was approximately 270MPa, which was approximately 20MPa superior to the addition-free material. Furthermore, elongations of the zirconium-containing alloys at elevated temperature were superior to the addition-free material. For the materials with more than a 0.04% zirconium content, the annealed materials were strengthened based on the amount of added zirconium ;

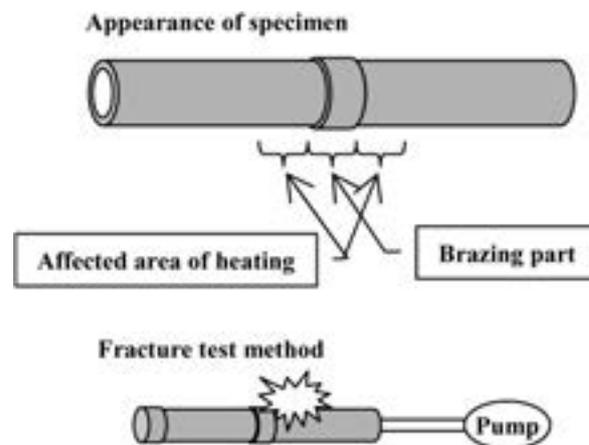


Fig. 1 Schematic illustration of fracture test method.

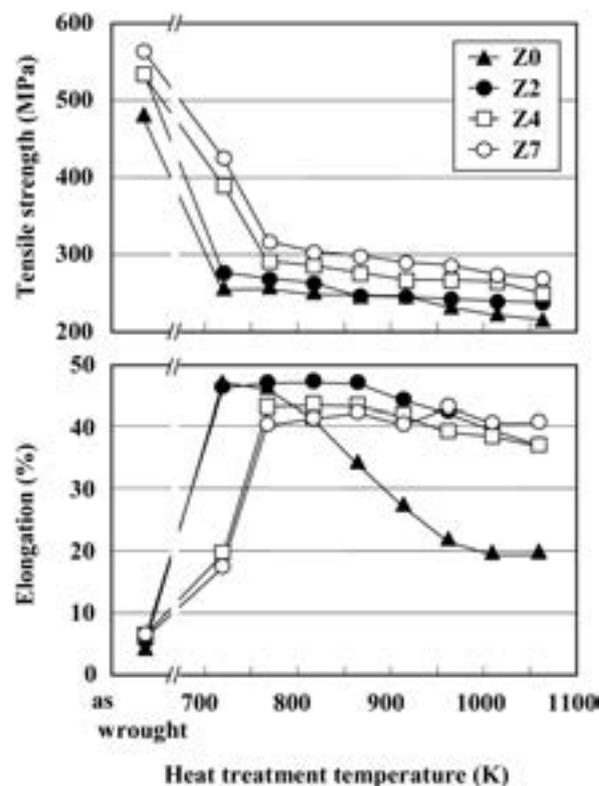


Fig. 2 Effect of zirconium contents and heat treatment temperature on tensile properties of wrought materials after heat treatment for 1.8ks.

the material with 0.07% zirconium exhibited a tensile strength of approximately 300MPa, which was the maximum tensile strength, with an approximately 40% elongation at the same time.

Figure 3 shows the effect of the zirconium content and heat-treatment temperature on the electrical conductivity of the wrought materials after heat treatment for 1.8ks. The electrical conductivities of the materials with greater than a 0.04% zirconium content increased according to the increasing heat-treatment temperature up to 923K, then decreased above this temperature. On the other hand, the electrical conductivity of an alloy with 0.02% zirconium was not significantly different from that of the zirconium-free material.

3.2 Mechanical properties of Cu-Sn-Zr-P alloy tubes

The mechanical properties of a Cu-0.65Sn-0.02Zr-0.03P tube, a Cu-0.65Sn-0.05Zr-0.008P tube, and a C1220 tube are shown in Fig. 4. The tensile strengths at room temperature were 281MPa, 301MPa and 244MPa, respectively. There remained differences between the alloys and the C1220 regardless of the decreases in the tensile strength with the increase of the test temperature.

Figure 5 shows the effect of heat treatment at 1023~1123K for 600s, which was assumed to be similar to brazing, on the tensile properties of the test tubes after heat treatment. For the

tubes heat-treated at 1023K, there remained a difference in the tensile strength between both alloys as original, however, the difference gradually decreased with increasing temperature, and the tensile strengths of both alloys reached the same value, approximately 260MPa, after being heat treated at 1073K. On the other hand, the tensile strength of the C1220 after heat treatment at 1073K was approximately 225MPa, which was inferior to both alloys.

Figure 6 shows the fracture pressures of each

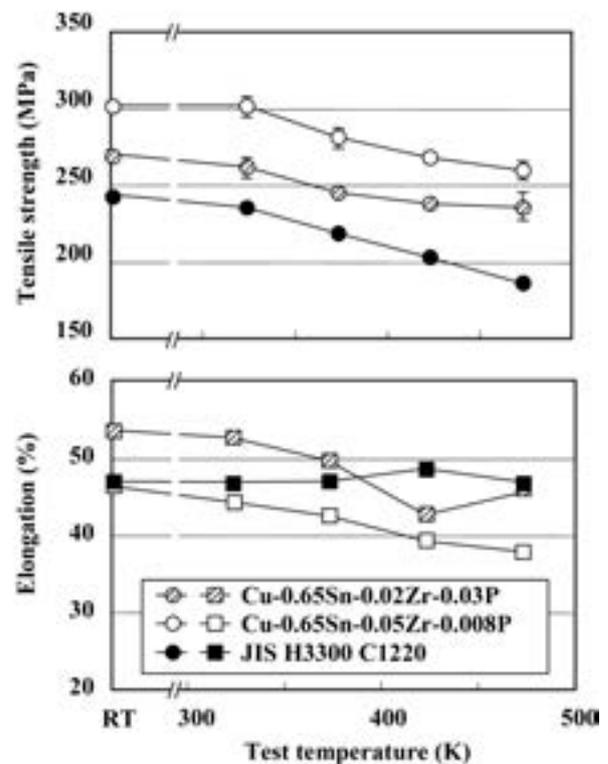


Fig. 4 Results of tensile test of tubes at high temperature.

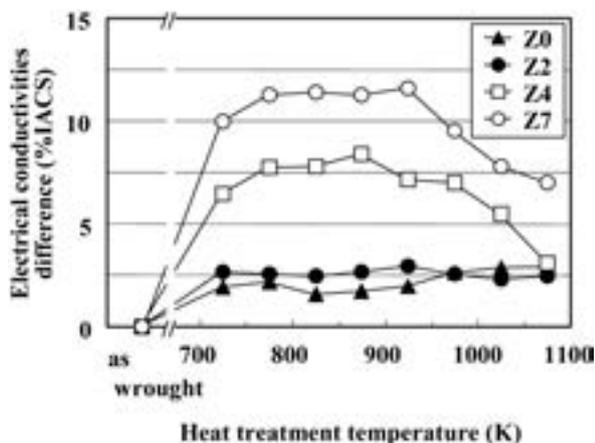


Fig. 3 Effect of zirconium contents and heat treatment temperature on electrical conductivity differences of wrought materials after heat treatment for 1.8ks.

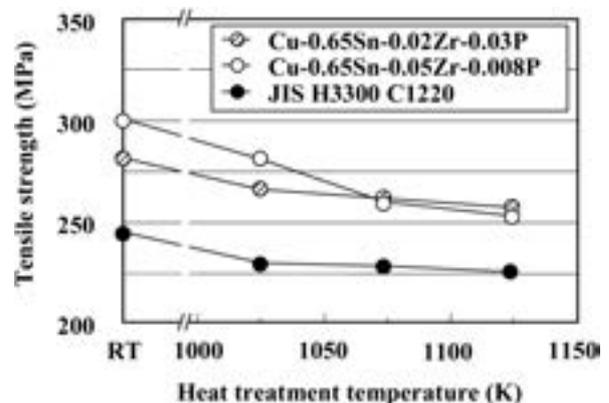


Fig. 5 Effect of heat treatment for 600s on tensile properties of test tubes.

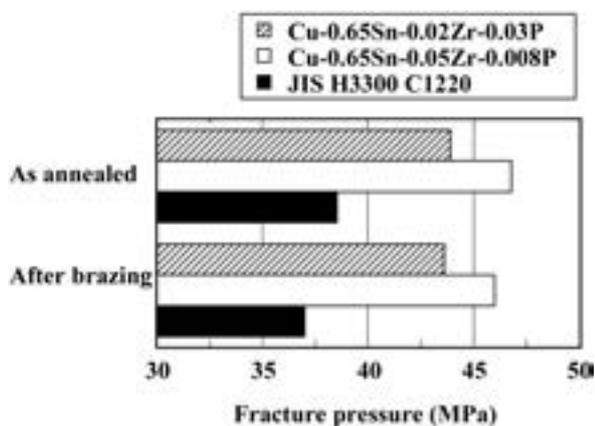


Fig. 6 Fracture pressure of tubes as annealed and after blowtorch brazing.

tube after annealing and blowtorch brazing. The measured fracture pressures of each annealed tube for the Cu-0.65Sn-0.02Zr-0.03P, Cu-0.65Sn-0.05Zr-0.008P, and C1220 were 43.9MPa, 46.5 MPa and 38.5MPa, respectively. After blowtorch brazing they were 43.0MPa, 46.0MPa and 37.0MPa, respectively. Notably, after blowtorch brazing, both alloys were superior to the C1220.

4. Discussion

In an effort to improve the mechanical properties of a Cu-Sn alloy at elevated temperatures as well as the heat-resistant properties of the alloy, the effects of adding a small amount of zirconium were investigated. It was clarified that the addition of zirconium increased the tensile strength and elongation after heat treatment at high temperatures. In particular, an addition of more than 0.04% zirconium made this alloy significantly stronger. Because the electrical conductivity changed before and after the heat treatment, these effects were inferred as being a result of the pinning effect of zirconium, that is, precipitation hardening. Transmission electron microscope observations of a solution treated Cu-0.65Sn-0.05Zr-0.008P tube and an annealed one were carried out to verify the pinning effect of zirconium. **Figure 7** shows a TEM image of an annealed one. The existence of precipitates was confirmed by TEM observation. The precipitates were identified as copper, tin and zirconium by electron dispersive X-ray analysis as shown in **Fig. 8**. Otherwise, the mechanism for improving the strength and elongation of a

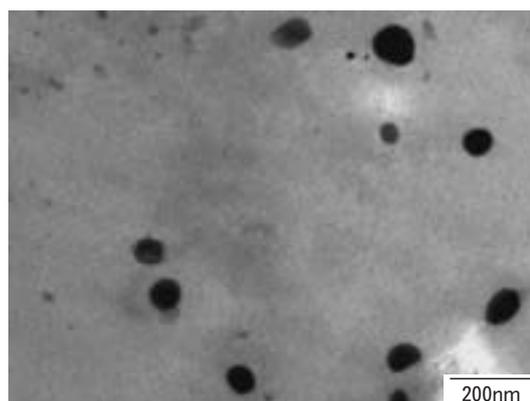


Fig. 7 TEM image of an annealed Cu-0.65Sn-0.05Zr-0.008P tube.

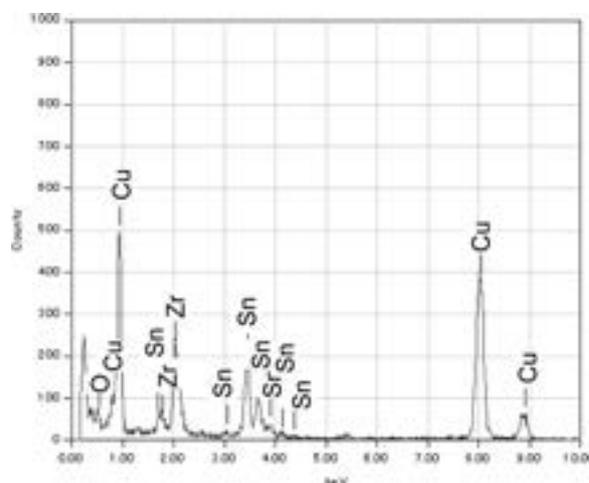


Fig. 8 EDX-analysis of precipitates of an annealed Cu-0.65Sn-0.05Zr-0.008P tube.

material with less than 0.04% zirconium was not clarified.

For the Cu-0.65Sn-0.02Zr-0.03P and Cu-0.65Sn-0.05Zr-0.008P tubes, the tensile strengths were investigated. The tensile strengths of the former and the latter were about 15% and 25%, respectively, superior to a C1220 tube. Furthermore, the tensile strengths of both alloys after heat treatment, which was assumed to be similar to brazing, remained superior to the C1220. These effects are due to the addition of metallic zirconium of granules, which restrict coarsening.

In particular, in the case of the tube with 0.05% zirconium, which was more effective in preventing the coarsening of the zirconium precipitates, the zirconium would act as a barrier to spreading of the grain boundary. However, the

tube with 0.05% zirconium had a reduced tensile strength compared to the one with 0.02% zirconium after heat treatment at 1073K. It appears that the zirconium precipitates contribute to strengthening the matrix. BCuP-3, which is ordinarily used for assembling a heat exchanger, was put through a furnace at 1043~1053K for brazing. The tensile strength of the material with 0.02% zirconium was approximately 265MPa and the one with 0.05% zirconium was approximately 270MPa after brazing. After blowtorch brazing, both materials with zirconium did not decrease in strength in comparison to the C1220 tube. They exhibited a superior heat resistance compared to the C1220.

Overall, these Cu-Sn-Zr-P alloys may be used as the heat exchanger tubes in heat-pump heat exchangers, and when considering fractures due to pressure, the thicknesses of the heat exchanger tubes can be calculated by the following formula¹⁷⁾:

$$t = P \times D / (2 \times TS - P)$$

t : thickness of the heat exchanger tube

P : designed pressure

D : outer diameter of the heat exchanger tube

TS : tensile strength of an applied material

For the C1220 tube, the tube has a 9.52mm outer diameter and a 0.80mm thickness. It is expected that the Cu-0.65Sn-0.02Zr-0.03P tube and the Cu-0.65Sn-0.05Zr-0.008P tube can form heat exchanger tubes that are 0.10mm and 0.13mm thinner, respectively; a reduction of about 11% and about 15%, respectively.

5. Conclusion

The characteristics of Cu-Sn alloys with small amounts of added zirconium were investigated as part of an effort to improve both the me-

chanical properties of these alloys at elevated temperatures and their heat-resistant properties. In particular, the addition of more than 0.04% zirconium increased the tensile strength to approximately 300MPa. Applying the alloy for use as a seamless tube, the tensile strength of a Cu-0.65Sn-0.05Zr-0.008P tube was 301MPa and the elongation was 47%. These values are superior to C1220 which is the standard heat-exchanger tubes for heat-pump units. Furthermore, the tube exhibited a high heat-resistance after brazing. Thus it is expected that the Cu-Sn-Zr-P alloy can be used as a seamless tube for heat exchangers.

References

- 1) W. Hodge : J. Met., **9** (1957), 408.
- 2) C. F. Comstock and R. E. Bannon : Metals and Alloys, **8** (1937), 106.
- 3) M. J. Saarivirta : Trans. AIME, **218** (1960), 431.
- 4) M. Sugiyama, N. Makino : Mat. Trans. JIM, **25** (1961), 489.
- 5) N. Igata, S. Sato, R. Morimoto and T. Ogura : JRI Cu, **17** (1978), 156.
- 6) M. Kanno and G. Ito : Bulletin of JIM, **27** (1988), 532.
- 7) H. Mizuno, G. Ito, I. Araki and M. Kanno : Proc. Spring Annual Meeting of JIM (1994), 358.
- 8) K. Mizuno : Sumitomo Light Metal Technical Report, **3** (1962), 1.
- 9) K. Oyamada and T. Yanagida : J. of Mat. Test. Res. Assoc. of Japan, **36** (1991), 218.
- 10) H. Stuer, B. Ronigk and W. Durrschnabel : Metall, **32** (1978), 156.
- 11) I. Araki, M. Kanno and H. Mizuno : JRI Cu, **33** (1994), 219.
- 12) M. Hecht : Metall, **42** (1988), 1078.
- 13) P. Isler and W. Form : J. of the Inst. Metals, **100** (1972), 107.
- 14) M. Kanno and N. Shimodaira : Mat. Trans. JIM, **51** (1987), 530.
- 15) T. Ando, T. Atsumi and K. Nagata, JRI Cu, **35** (1996), 197.
- 16) T. Shirai and C. Saeki, JRI Cu, **43** (2004), 302.
- 17) "Koatsu Gas Hoan Hourei Kankei Reiji Kijun Shiryoukyu", ed. by The High Pressure Gas Safety Institute of Japan, 75.

Cu- 3 mass%Ti 合金の時効処理特性に及ぼす 温間加工の影響*

安藤 哲也**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 52 No. 1 (2011), pp. 40-44

Effects of hot-forging on aging behavior of a Cu- 3 mass%Ti alloy

Tetsuya Ando

The aging behaviors of a hot-forged Cu- 3 mass%Ti alloy were investigated. Hot forging at higher than 823K made restraint to introduce remarkable plastic strains, and both a high-strength and a sufficient electrical conductivity were attained following aging at adequate conditions without recrystallization. It was deduced that fine precipitates, which were quickly precipitated by the hot forging, contributed to the compatibility. Meanwhile, the forging and aging at too high temperature decreased the strength and electrical conductivity, which was considered to be caused by the cellar precipitates in the metallurgical structures. It was suggested that the hot forging at 823K following by aging at 673K for 14.4ks to 28.8ks should be recommended as the fabrication conditions of a Cu- 3 mass%Ti alloy used as a resistance welding material. This alloy with the features of a 310 Vickers hardness and 20%IACS electrical conductivity after aging can be substituted for the Cu-Be alloy as a class 4 resistance welding material.

1. 緒 言

析出硬化型ベリリウム銅は、実用銅合金の中で最も優れた時効硬化性を示し、また電気伝導性も兼ね備えていることから、コネクタや機械部品、抵抗溶接用電極材などに広く使用されている。しかしながらベリリウムは、溶解時の酸化蒸気が有害である等の理由により、その使用を抑制する傾向があり、代替材料の開発が望まれている。

チタン銅は時効硬化性が高く、加工熱処理により更なる強度上昇が期待される^{1~4)}ため、高ベリリウム銅 (JIS C1720) 代替材料としての適用が期待される。しかしながら、過時効とすると安定相 β -Cu₃Tiの析出が促進され、強度、電気伝導度の著しい低下が生じる⁵⁾。そのため、ピーク時効材においてその電気伝導度はベリリウム銅よりも劣り、その利用は強度を重視される用途に限られている。

チタン銅において電気伝導度が低い原因は、ピーク時

効処理時における固溶チタン濃度が高いこと⁶⁾であり、ピーク時効時の固溶量を低減することを目的としてアルミニウムを添加し、固溶チタンと化合物を生成させ、さらに強度増大に寄与する方法⁷⁾や、水素雰囲気中で時効処理をおこなうことにより固溶チタンを水素化物として析出させ、電気伝導度を改善する方法^{8~12)}が提案されている。

本研究では、前述のような添加元素の効果に頼らず、JIS C1990に規定された組成のチタン銅の材料特性を、加工プロセスによる組織制御のみにより改善する方法について検討をおこなった。電気伝導特性を改善する手段として、ピーク強度を得る第1段時効処理と、電気伝導度の向上を目的とした第2段時効とを組み合わせた多段時効処理が挙げられている¹³⁾。また、時効温度レベルでの低歪み温間圧縮変形により、時効処理よりも更なる強度の増大が得られることが報告されている¹⁴⁾。本研究では、両組織制御の複合効果検証を目的として、温間加工したチタン銅へ時効処理を実施することにより、電気伝導性ならびに強度へ及ぼす影響を調査した。

* 銅と銅合金, 50 (2011)に主要部掲載。

** 研究開発センター 第四部, 博士 (工学)

2. 実験方法

電気銅および JIS 2 種チタン材を原料に用い、高周波溶解炉によりアルゴン雰囲気中で溶解し、落込み鋳造法により組成 Cu-3 mass%Ti, 外径 100mm の鋳塊を作製した。鋳造後, 1173K で 43.2ks の均質化処理をおこない, 外径 90mm に外削後, 1073K で厚さ 50mm の板状に熱間鍛造をおこなった。熱間鍛造後, 1173K で 3.6ks の溶体化処理をおこない, 直ちに水冷した。水冷後, 温間加工として 723K, 773K, 823K および 873K で 1.8ks 加熱後, 直ちに約 50% の鍛造加工をおこなった。鍛造加工には 1600 トン油圧プレスを用い, 歪み速度は約 10^{-1}s^{-1} でおこなった。冷却後, 673K, 723K および 773K で 7.2ks から 28.8ks の時効処理をおこない, ビッカース硬さおよび電気伝導度測定をおこなった。加工熱処理後, 光学顕微鏡および透過電子顕微鏡 (TEM) により組織調査をおこなった。TEM 観察は, 日本電子製 Jeol JEM-2010 を用い, 加速電圧 200kV でおこなった。

3. 実験結果

3.1 時効特性

時効特性に及ぼす温間加工温度の影響を Fig. 1 (a)~(d) に示す。温間加工温度が最も低い 723K の場

合には, 加工直後が最も硬さが高く, 時効処理に伴い硬さの低下が生じた。温間加工温度が 773K の場合には, 時効処理温度が 673K のときに硬さは増加し, 時効処理温度の上昇に伴い減少傾向となった。両温間加工温度における加工直後の電気伝導度は, 10~12%IACS とほぼ同等の値を示し, 時効処理時間, 温度の上昇に伴い, 電気伝導度も増大した。温間加工温度が 823K および 873K の場合には, 時効処理温度が 673K および 723K のときにわずかに硬さの上昇がみられたが, 時効処理温度が 773K のときには著しく低下した。温間加工温度が 823K および 873K の場合における電気伝導度は, 温間加工直後においてともに約 15% IACS と同等の値を示し, 温間加工温度が 773K 以下の場合とは逆に, 時効処理温度の低下とともに高い値を示した。

3.2 組織観察

773K から 873K で温間加工した後の断面組織を Fig. 2 (a)~(c) に示す。723K で温間加工した後の断面組織は, 773K のそれと同等であったため省略した。773K で温間加工した場合, 結晶粒内の变形双晶だけでなくせん断帯の存在が確認された。一方, 823K および 873K で温間加工した場合, 結晶粒の粗大化が生じており, 結晶粒内に多数の变形双晶が確認された。また, これらの变形双晶は一定方向のみでなく, 同一粒内にも複数の方位の变形双晶が存在していた。873K で温間加工した場合, 823K で温間加工した場合には観察されなかった黒

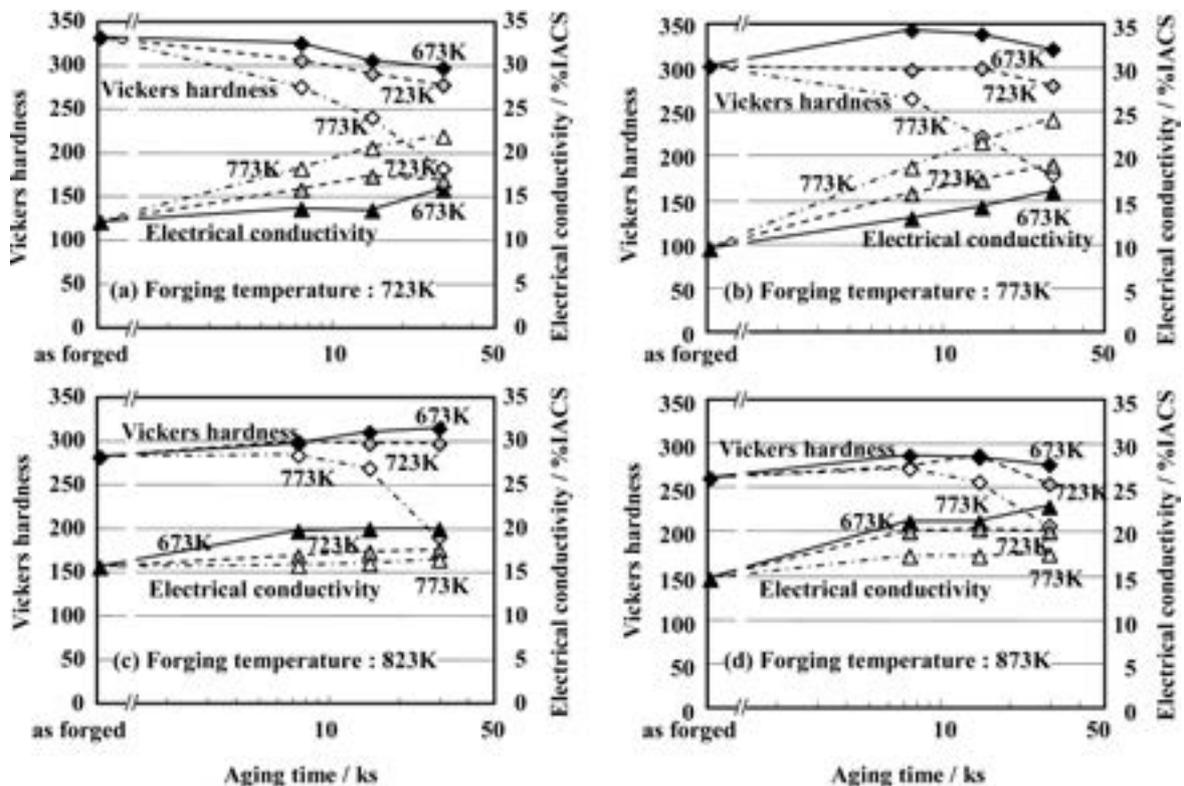


Fig. 1 Effects of forging temperature on features in aging of Cu-3 mass%Ti alloys. (a)723K, (b)773K, (c)823K and (d)873K.

色の析出物が結晶粒界に確認された。これらの析出物は、いわゆるセルラー析出物と考えられた¹⁵⁾。

温間加工温度 773K における 673K, 723K, 773K でそれぞれ 14.4ks の時効処理後の断面組織を Fig. 3 (a)~(c) に示す。硬さの著しい低下ならびに電気伝導度の著しい増大がみられた 773K 時効処理材では、再結晶組織を示しており、結晶粒の粗大化が生じていた。また、結晶粒界、粒内に関係なく、黒点状の微細な析出物の存在が確認された。時効処理温度が 723K 以下の場合には、粗大結晶粒は存在せず、歪み組織が残存していた。温間加工温度 823K における 673K, 723K, 773K でそれぞれ 14.4ks の時効処理実施後の断面組織を Fig. 4 (a)~(c) に示す。時効処理温度 673K の場合には、温間加工直後の組織と同様、全域において変形双晶が観察された。723K および 773K 時効処理材の場合、結晶粒

界においてセルラー析出物の存在が確認された。

823K の温間加工前後、ならびに 873K 温間加工後の TEM 組織を Fig. 5 (a)~(e) に示す。温間加工前、823K で 1.8ks 加熱後の組織において変調構造の形成がみられた (a)。温間加工を施すことにより、変調構造は大きく成長し (c)、暗視野像において白点状に確認されるように、温間加工前 (b) にはほとんど確認されなかった微細析出物も、823K で温間加工された後には多数観察された (d)。873K で温間加工をおこなった後の組織にみられる変調構造は、823K 温間加工材に比較し粗大に成長していた。823K で温間加工後、673K で 14.4ks の時効処理をおこなった材料の TEM 組織を Fig. 6 (a), (b) に示す。温間加工時に導入された変形双晶は時効処理後にも残存しており (a)、変形双晶内もマトリックス同様の析出が生じていた。



Fig. 2 Microstructures of forged Cu-3 mass%Ti alloys at (a) 773K, (b) 823K and (c) 873K.

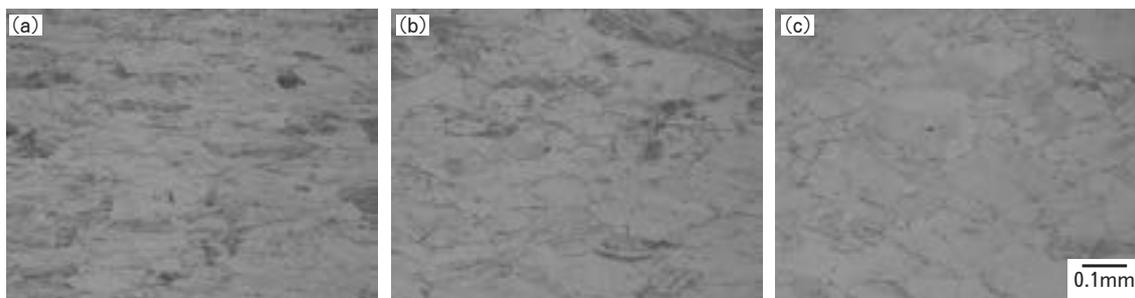


Fig. 3 Aged microstructures of Cu-3 mass%Ti alloys at (a) 673K, (b) 723K and (c) 773K for 14.4ks after forging at 773K.

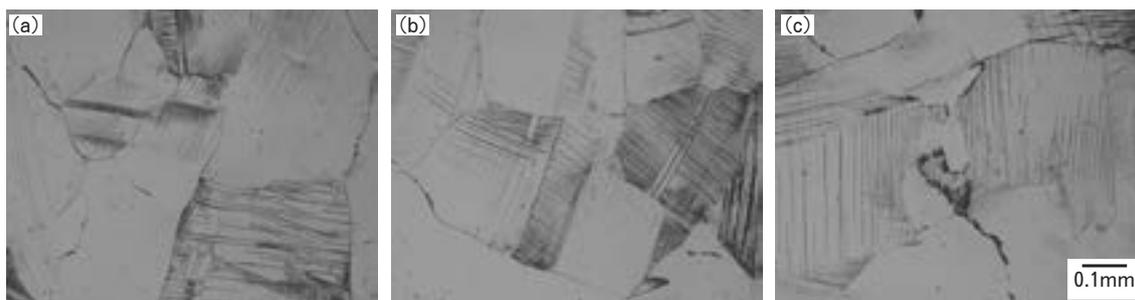


Fig. 4 Aged microstructures of Cu-3 mass%Ti alloys at (a) 673K, (b) 723K and (c) 773K for 14.4ks after forging at 823K.

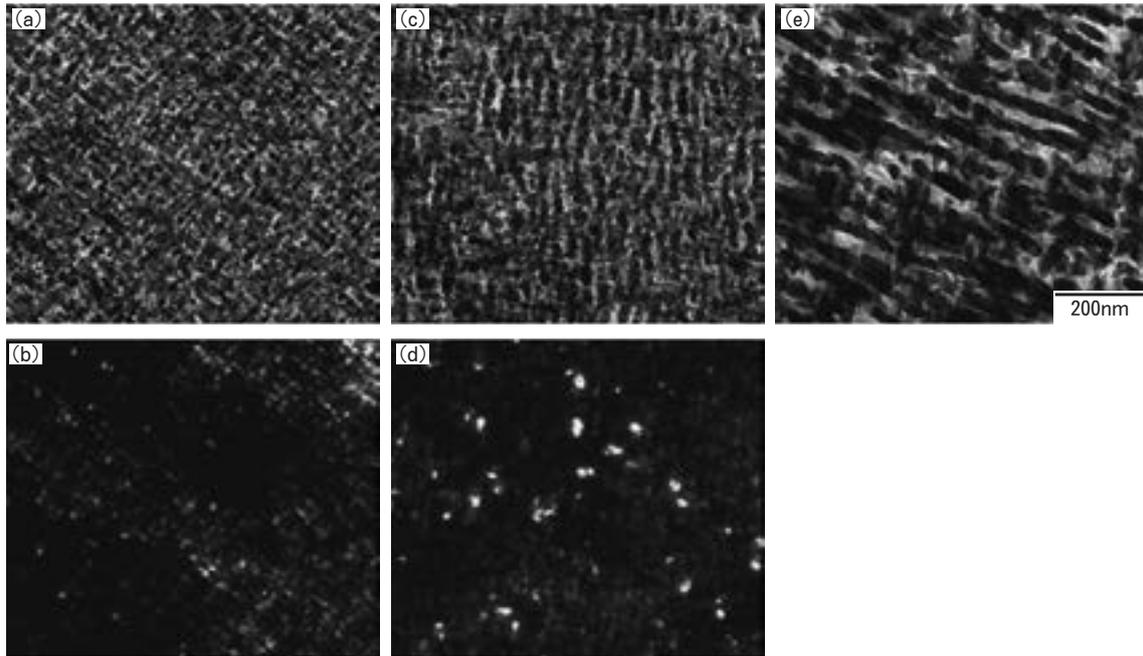


Fig. 5 TEM images of Cu-3 mass%Ti alloys. (a) BF and (b) DF images as heat treated at 823K for 1.8ks (before forging), (c) BF and (d) DF images as forged at 823K, (e) BF image as forged at 873K.

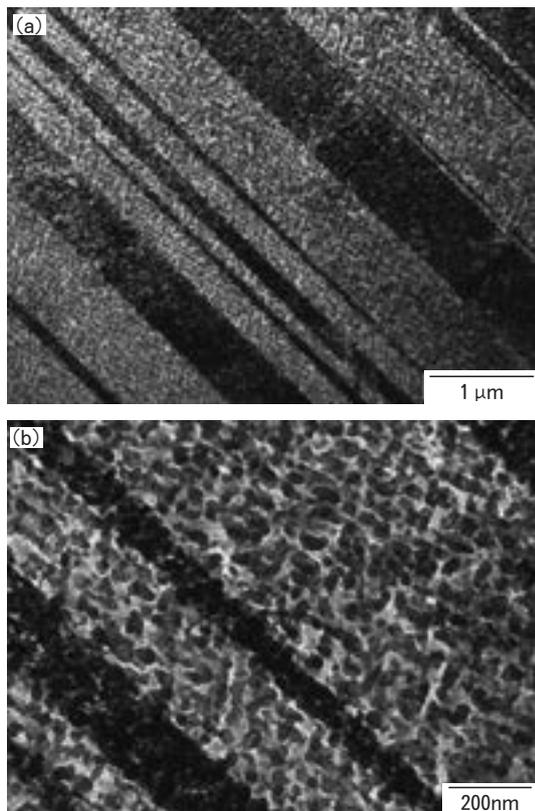


Fig. 6 TEM images of an aged Cu-3 mass%Ti alloy at 673K for 14.4ks after forging at 823K. (b) High magnification image of selected area of (a).

4. 考 察

4.1 723K および 773K 温間加工

723K および 773K 温間加工材の組織において、温間加工直後には、せん断帯を伴う高歪み組織を示しており、時効処理後の組織において再結晶組織を示していた。すなわち、当該温間加工材においては、時効処理の影響は、溶体化処理後に加工を施し時効処理をおこなう、いわゆる加工時効処理^{1,16)}となり、その結果、最大強度を得る時効処理の場合には電気伝導度が不足し、電気伝導度を向上させる時効処理を施した場合には強度低下が生じるといった結果につながったものと考えられた。上記結果を考慮すると、温間加工度の低減に伴い、温間加工時の歪量を低減し、再結晶を抑制する効果が期待される。しかしながら、同様の加工熱処理を温間加工度 30% で実施した場合には、前述した温間加工度 50% の結果と同様の結果となり、高強度と高電気伝導度の両立を果たすことはできなかった。更なる加工度の低減、もしくは導入歪量を低減させる加工方法が必要と考えられる。

4.2 823 および 873K 温間加工

温間加工温度 823K および 873K の変形組織において、全域において変形双晶が観察され、Hameda の温間圧縮変形時に観察された粒界のポイド¹⁴⁾は確認されなかった。また、時効処理後の組織においても再結晶組織は確認されなかった。さらに、時効処理後の TEM 組織において、双晶境界やその近傍において再結晶粒は観察されず、また双晶内部においてもマトリックスと同様の析出組織を示していた。すなわち、温間加工に伴う変形双晶

の生成により歪みが緩和され、いわゆる加工時効処理^{1,16)}に対する過時効を抑制する効果が得られたことが示唆された。時効処理により強度低下の生じなかった673K、および著しく強度低下が生じた773Kでそれぞれ14.4ksの時効処理実施後の断面組織観察の結果、773K時効処理材の結晶粒界では、時効処理温度673Kの場合には観察されなかった、セルラー析出が生じていた。このセルラー析出は、873Kで温間加工した材料において、温間加工直後の材料にも生じていた。セルラー析出物の形成、成長が材料強度を低下させる¹⁵⁾ことを考慮すると、時効処理温度の上昇や時間の増加に伴う強度の低下はセルラー析出物の形成、成長が関与しているものと推測された。また、同時に電気伝導度の増大が抑制されたことから、セルラー析出物は導電性を阻害する効果があることが示唆された。

TEM観察の結果、温間加工直後の組織において、初期の変調構造から析出するというその特徴¹⁷⁾から α -Cu₄Tiと推測される析出物が観察された。この微細析出物は、温間加工直前の組織には観察されなかったことから、歪み誘起による析出の促進が示唆され、この微細析出物の析出促進のため、短時間の時効処理により電気伝導度の向上が達成されたものと推測された。しかしながら、装置の制約上、温間加工後の材料は放冷されたことから、温間加工と同時に析出が生じた、いわゆる動的析出であるのか、温間加工後の冷却時に生じたものであるかは同定することができなかった。温間加工直後の水冷により、析出機構を評価することは今後の課題である。

5. 結 言

Cu-3mass%Ti合金の温間加工後の時効特性を調査した結果、823K以上の温間加工により著しい塑性歪みの導入を抑制することが可能となり、その結果、時効処理にともなう再結晶が抑制され、適正な時効条件下において強度向上と電気伝導度向上が同時に達成された。その機構は、温間加工に伴う微細析出物の析出促進が関与しているものと推測された。しかしながら、温間加工温度ならびに時効処理温度の高温化は、セルラー析出物の生成、成長の原因となり、その結果、強度低下ならびに電気伝導度向上が阻害されることが示唆された。

温間加工温度823K、時効処理条件673Kで14.4から28.8ksの場合、ビッカース硬さ310~315、電気伝導度20%IACS (JIS Z 3234における4種ベリリウム銅の規格：ビッカース硬さ310以上、電気伝導度20%IACS以上)が得られた。

参 考 文 献

- 1) 池野 進, 佐治重興, 堀 茂徳: 日本金属学会誌, **42** (1978), 275.
- 2) S. Nagarjuna, M. Srinivas, K. Balasubramanian and D. S. Sarma: Mater. Sci. Eng., **A529** (1999), 34.
- 3) S. Nagarjuna, K. Balasubramanian and D. S. Sarma: J. Mater. Sci., **34** (1999), 2929.
- 4) 菅原保孝, 深町一彦: 銅と銅合金, **44** (2005), 140.
- 5) 佐治重興, 堀 茂徳: 伸銅技術研究会誌, **38** (1974), 1186.
- 6) 小松伸也, 池田勝彦, 杉本隆史, 佐久間正: 伸銅技術研究会誌, **39** (2000), 96.
- 7) T. J. Konno, R. Nishio, S. Semboshi, T. Ohsuna and E. Okunishi: J. Mater. Sci., **43** (2008), 3761.
- 8) S. Semboshi and T. J. Konno: J. Mater. Res., **23** (2008), 473.
- 9) 千星 聡, 西田智哉, 沼倉 宏, 今野豊彦: 銅と銅合金, **47** (2008), 165.
- 10) S. Semboshi, T. Nishida and H. Numakura: Mater. Sci. Eng., **A517** (2009), 105.
- 11) 千星 聡, 西田智哉, 沼倉 宏: 銅と銅合金, **49** (2010), 144.
- 12) 千星 聡, 折茂慎一, 須田 久, 鈴木基彦, 高 維林, 菅原章: 第50回銅及び銅合金技術研究会講演集, (2010), 99.
- 13) 三浦道夫: 第42回銅及び銅合金技術研究会講演集, (2002), 59.
- 14) A. A. Hamed and L. Blaz: Scripta Mater., **37** (1997), 1987.
- 15) 池野 進, 佐治重興, 堀 茂徳: 日本金属学会誌, **38** (1974), 1186.
- 16) 村上陽太郎: 日本金属学会会報, **13** (1974), 479.
- 17) R. Nishio, T. J. Konno and S. Semboshi: Mater. Sci. Forum, **502** (2005), 163.

銅管に発生するマウンドレス型孔食事例と対策*

鈴木 忍** 金森 康二**
河野 浩三**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 52 No. 1 (2011), pp. 45-50

Moundless Pitting Corrosion and its Prevention
in Copper Tubes

Shinobu Suzuki, Koji Kanamori, and Kozo Kawano

More than half of the leakage problems of copper tubes for the pass-through potable hot and cold water plumbing systems were caused by the moundless pitting corrosion. The leakages have been found after 4 ~ 11 years of service life. When the moundless pitting corrosion appeared, the inner surface of the copper tubes was covered with a glass-like amorphous scale and the morphology of the pitting did not change with the SiO_2 concentration. At the SiO_2 concentration below 20 mg/L, the moundless pitting corrosion was found when the conductivity of the environmental solution was less than 10 mS/m and the Ca hardness was less than 20 mg CaCO_3 /L. The tin-coated copper tubes developed for the cuprosolvency problem exhibited an excellent resistance against the moundless pitting corrosion by inhibiting the dissolution of copper ions.

1. 緒 言

りん脱酸銅管 (JIS H3300 C1220, 以後、銅管と称する) を給水あるいは給湯用配管として使用した場合、使用水の水質や使用環境によって腐食が発生して漏洩事故に至ることがある。発生する腐食現象は、著者らの調査によれば、配管システム別に傾向が異なり、強制循環式給湯用銅管では潰食が、一過式給水・給湯用銅管の場合にはマウンドレス型孔食がそれぞれ最も多く発生している。強制循環式給湯用銅管の潰食に関しては、給湯水中の過飽和溶存空気の影響を指摘し¹⁾、十分に脱気を行うことで潰食が抑制されることを報告してきた²⁾。一方、一過式給水・給湯用銅管で多く経験されるマウンドレス型孔食は、1990年代初めに北海道道南の都市にて最初に確認された後、年々増加傾向を示しており、現在では日本全国で見受けられるようになってきている。外観的な特徴は、銅管内面にシリカを主体とする非晶質のガラス状スケールが生成し、その一部にて孔食が進行するものであり、I型孔食やII型孔食に確認される塩基性炭酸銅 ($\text{Cu}_2(\text{OH})_2\text{CO}_3$) あるいは塩基性硫酸銅 ($\text{Cu}_4\text{SO}_4(\text{OH})_6$)

といった腐食生成物によるマウンドがほとんど見られない³⁾。孔食発生要因としては使用水中の溶解性シリカに着目し、同濃度が 20 mg/L を超え、 $\text{SO}_4^{2-}/\text{HCO}_3^-$ (アニオン比) が大きい場合、例えば 0.5 を上回る場合に孔食発生傾向を示すとしてきた⁴⁾。しかしながら、最近の漏洩事故調査によれば、両値がこれらを下回る場合にもマウンドレス型孔食が発生することが明らかとなっており、他の水質因子による孔食発生傾向の確認が望まれている。

本報では、一過式給水・給湯用銅管に多く経験されるマウンドレス型孔食について、1992年から2009年までの漏洩事故事例を整理するとともに、特に最近多発する溶解性シリカ濃度が 20 mg/L 以下での水質因子を主体に考察し、あわせて、材料的な対策についてまとめた。

2. 事例調査

2.1 漏洩事故発生状況

一過式給水・給湯用銅管での腐食による漏洩事故は、主には孔食 (I型孔食, II型孔食, マウンドレス型孔食) と疲労割れに起因する。2005~2009年の著者らの漏洩事故調査に基づき、それぞれの腐食現象の発生比率を

* 銅及び銅合金技術研究会第50回講演大会で主要部を発表、銅と銅合金、50 (2011) に掲載

** 研究開発センター 第四部

Fig. 1 にまとめた。2006 年以降では漏洩事故原因の半数以上がマウンドレス型孔食によるものであり、さらに増加傾向も示している。マウンドレス型孔食は、1990 年代初めに北海道道南の都市にて最初に確認され、その後日本全国で見受けられるようになり、2009 年時点での発生地域は 1 都 1 道 1 府 29 県にまで及んでいる。漏洩事故発生までの使用期間を 1992~2009 年までの事例 290 件から整理すると Fig. 2 の通りとなる。漏洩事故発生までの使用期間は、3 年以下と短期での発生も確認されるが、多くは 4~11 年と広い範囲にわたっている。

2.2 水質

Fig. 3 に 63 件の漏洩事故発生事例の水質分析結果を示す。各水質項目の特徴は次の通りであった。pH は 6.6~7.5 の範囲で、電気伝導度は 20mS/m 以下にて発生頻度が高くなった。全硬度は 60mgCaCO₃/L 以下で、カルシウム硬度は 30mgCaCO₃/L 以下にて、また、M アルカリ度は 20mgCaCO₃/L 以下の範囲にて多くの漏洩事故が発生していた。重炭酸イオン濃度、硫酸イオン濃度、塩化物イオン濃度、溶解性シリカ濃度ならびに蒸発残留物はそれぞれ、11~20mg/L、10mg/L 以下、6~10mg/L、11~20mg/L、51~100mg/L での発生頻度が最多となった。マウンドレス型孔食の発生要因としては溶解性シリカが指摘され、過去には同濃度が 20mg/L を超える場合にマウンドレス型孔食が多発するとしてきた⁴⁾が、2009 年時点での整理に従えば、同濃度以下においても非常に多くの漏洩事故が発生していることが確認された。

2.3 孔食形態

Fig. 4 に溶解性シリカ濃度が異なる場合のマウンドレス型孔食の外観状況を示す。いずれの濃度においても、銅管内面はマウンドレス型孔食の特徴である水ガラス状スケールで覆われ、その一部に顕著なマウンドを伴わない孔食が発生していた。また、孔食は開口型と閉口型の両形態⁵⁾が観察され、マウンドレス型孔食の孔食形態は溶解性シリカの濃度に依らずに同様であることが確認された。

3. 孔食発生要因の考察

マウンドレス型孔食の発生要因に関して、これまでは水中の SO₄²⁻/HCO₃⁻ (アニオン比) と溶解性シリカ濃度での整理がなされ、アニオン比が大きく、溶解性シリカ濃度が 20mg/L を超える場合に発生傾向を示すとしてきた⁴⁾。しかしながら、2000 年以降の孔食発生事例を追加するとその限りではなく (Fig. 5)、溶解性シリカ濃度が 20mg/L 以下においても頻発するマウンドレス型孔食に対して、アニオン比以外の水質因子による整理が必要となった。そこで、溶解性シリカ濃度 20mg/L 前後での水質的な違いについて、同濃度前後での各水質項目別の漏洩事故発生件数を調査した。Fig. 6 に漏洩事

故発生比率としての調査結果を示すが、溶解性シリカ濃度が 20mg/L 以下で発生するマウンドレス型孔食は同濃度が 20mg/L 超で発生するそれと比較して、電気伝導度、全硬度、カルシウム硬度、M アルカリ度、重炭酸イオン濃度、硫酸イオン濃度および蒸発残留物がより低値にて多発する状況が見受けられた。すなわち、溶解性シリカ濃度が 20mg/L 以下で発生するマウンドレス型孔食では各種イオン量が少ない傾向にあることが示された。各種イオンは銅管内面への皮膜形成に寄与し、そ

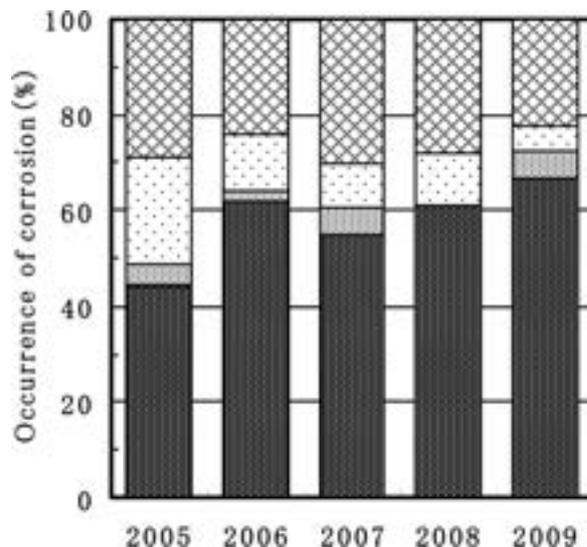


Fig. 1 Classification of corrosion for the pass-through potable hot and cold water plumbing copper tubes.

▨ fatigue crack, □ type I pitting corrosion, ▤ type II pitting corrosion, ■ moundless pitting corrosion.

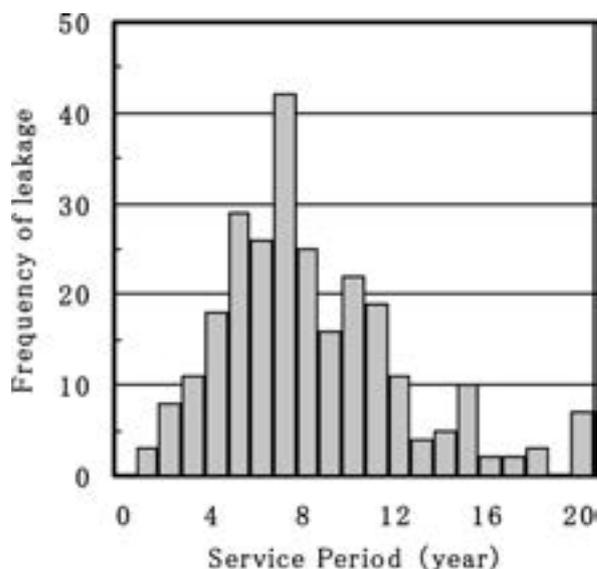


Fig. 2 Service period until the leakage problem caused by the moundless pitting corrosion.

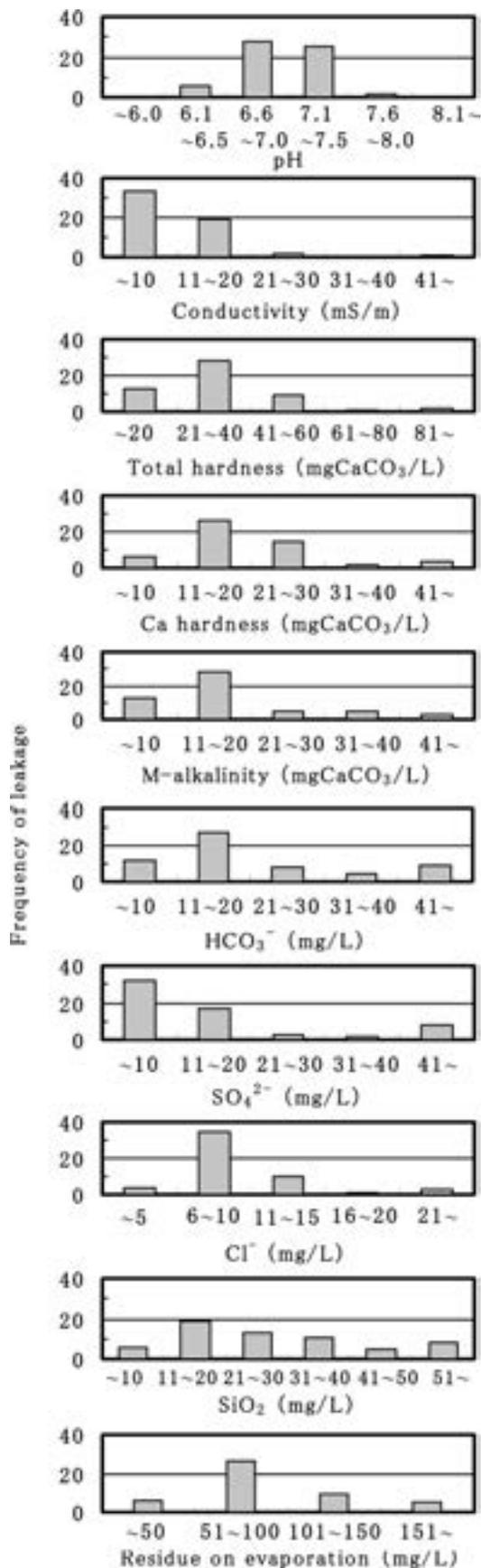


Fig. 3 Water condition in which the leakage problem caused by the moundless pitting corrosion was found.

これらの総量は電気伝導度が指標となるものと考えられる。また、マウンドレス型孔食の特徴となる水ガラス状スケールは溶解性シリカに起因して形成されるが、溶解性シリカとカルシウム化合物は競争的に作用して銅管内面のスケールの種類を決定するようである⁶⁾。これらのことから、溶解性シリカ濃度が20mg/L以下において発生するマウンドレス型孔食に対して、電気伝導度とカルシウム硬度による孔食発生有無の確認を試みた。Fig. 7に示す通り、溶解性シリカ濃度が20mg/L以下の場合には、孔食発生有無が電気伝導度とカルシウム硬度で整理することができ、電気伝導度が10mS/m以下でかつ、カルシウム硬度が20mgCaCO₃/L以下の場合に多く発生する傾向を見出した。

前述したように、電気伝導度は各種イオン総量の指標であり、その低さは各種イオン総量が低値であることを表すものと考えている。そして、各種イオンは銅管内面での皮膜形成に影響し、これらが少ない場合には皮膜形成の進行が遅延され、その結果、銅管内面からの銅イオンの溶出が継続することが推測される。マウンドレス型孔食はガラス状スケールの形成を特徴とするが、そのスケールは2価の金属イオンの共存によって促されるものと考えられている⁴⁾。したがって、2価の金属イオンである銅イオンが多く存在する場合にはガラス状スケールの形成がより進行することが推定される。一方、溶解性シリカが低値、例えば、20mg/L以下のような場合には、銅管内面に形成されるスケールの種類はカルシウム硬度の違いによって異なることを実験的に検証している。Fig. 8に炭酸ガスと水酸化カルシウムの併用注入⁷⁾によってカルシウム硬度を増加させた試験水を6ヶ月間銅管に通水した場合の銅管内面のEPMA面分析結果を、元の水(以後、基準水と称する)の通水試験結果との比較で示す。基準水および試験水の溶解性シリカ濃度とカルシウム硬度は、前者では5.3~6.5mg/Lと14~22mgCaCO₃/L、後者では5.2~6.2mg/Lと46~71mgCaCO₃/Lであり、本試験においては溶解性シリカ濃度を比較的low値で同等に維持した状態でカルシウム硬度のみを変化させている。銅管内面におけるカルシウムとシリカの検出状態を比較すると、カルシウム硬度が低い場合にはシリカが、高い場合にはカルシウムの検出が顕著となった。したがって、溶解性シリカ濃度が比較的low値の場合にも、カルシウム硬度がlow値であれば溶解性シリカからの水ガラス状スケールの形成が優先されることが確認された。

以上のことから、溶解性シリカ濃度が20mg/L以下の水質におけるマウンドレス型孔食の発生は、電気伝導度およびカルシウム硬度のいずれもがlow値となる状況において、マウンドレス型孔食特有の水ガラス状スケールの形成が促されるために誘発されるものと推定された。なお、今回は溶解性シリカ濃度が20mg/L以下で発生するマウンドレス型孔食の水質因子を主に論じたが、いずれの溶解性シリカ濃度においてもマウンドレス型孔食

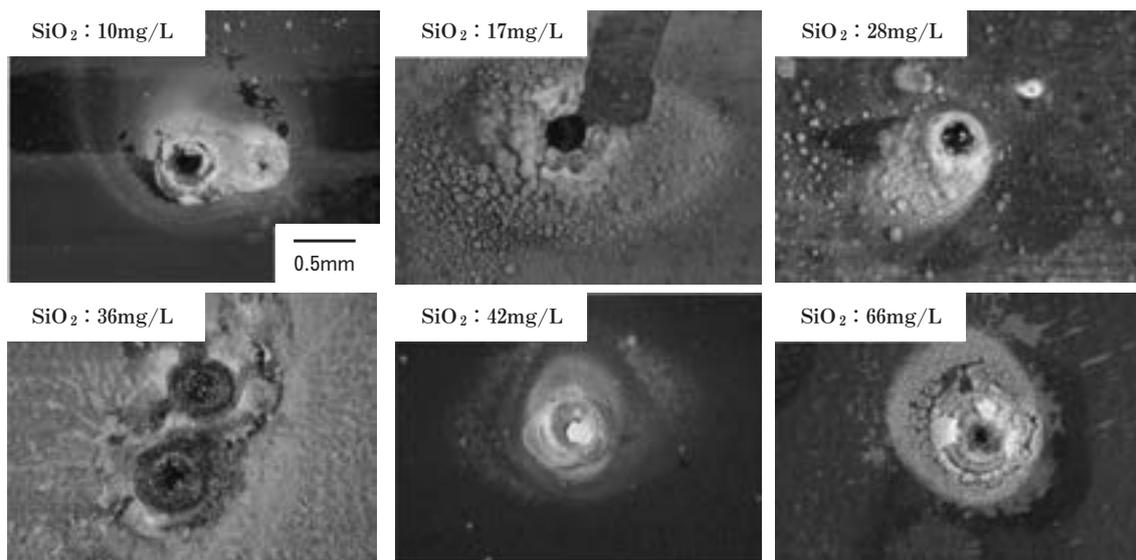


Fig. 4 Appearance of the moundless pitting corrosion in the inner surface of copper tube.

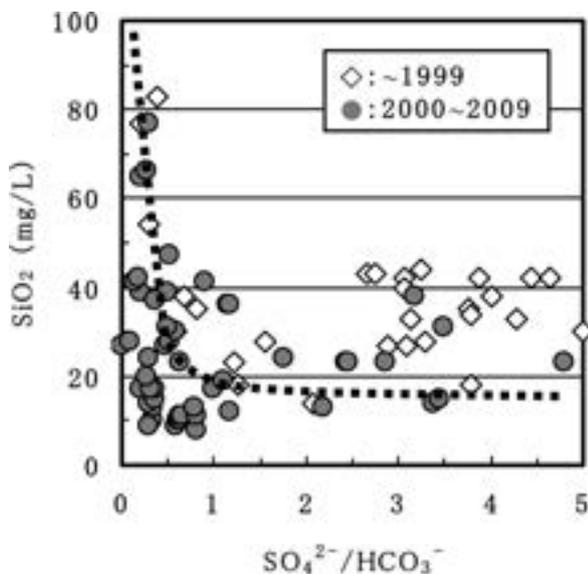


Fig. 5 Relationship between $\text{SO}_4^{2-}/\text{HCO}_3^-$ and SiO_2 for occurrence of the moundless pitting corrosion.

の発生有無を識別するための判断基準に関しては今後の課題と考えている。

4. 青水対策用内面スズ被覆銅管による対策

マウンドレス型孔食は銅イオンが溶出した場合に、それと水中の溶解性シリカが反応して銅管内面に水ガラス状のスケールが形成されることを特徴とする。したがって、耐銅イオン溶出性に優れた材料によって同孔食は抑制されるものと考えられた。そこで、銅イオン溶出に伴い発生する青水問題⁸⁾の対策のために開発した内面薄膜スズ被覆銅管（スズ膜厚さは0.2 μm 、以後、青水対策

用内面スズ被覆銅管と称する）の耐マウンドレス型孔食性をフィールド試験によって調査した。フィールド試験は、銅管においてマウンドレス型孔食の発生を確認した小樽市の水道水を試験水とし、管内へ通水して行った。通水は朝夕にそれぞれ2、3時間実施し、それ以外は管内に試験水を滞留させた。Table 1に試験水の水質分析結果を示す。

Fig. 9に12ヵ月試験材の内面および断面状況を示す。銅管においては水ガラス状スケールが形成され、局部的に孔食が発生した。そして、孔食の深さは最大で0.08mmに達していた。一方、青水対策用内面スズ被覆銅管には孔食は全く観察されず、良好な耐マウンドレス型孔食性が確認された。同材料では、青水問題発生傾向にある名古屋市水道水を用いて5年以上にわたり銅イオン溶出量を調査しているが、銅管の銅イオン溶出量より低値で推移しており（Fig. 10）、長期にわたり良好な耐銅イオン溶出性が確認されている。このことから青水対策用スズ被覆銅管の優れた耐マウンドレス型孔食性がうかがわれる。

5. 結 言

一過式給水・給湯用銅管に多発するマウンドレス型孔食に関して漏洩事故事例を整理するとともに、溶解性シリカ濃度が20mg/L以下発生する孔食の水質因子を考察し、材料的な対策について調査した結果、以下の結論を得た。

(1) 一過式給水・給湯用銅管での腐食による漏洩事故の半数以上はマウンドレス型孔食によるものであり、漏洩事故発生までの使用期間の多くが4~11年と広い範囲にわたっていた。

(2) マウンドレス型孔食の孔食形態は溶解性シリカ濃

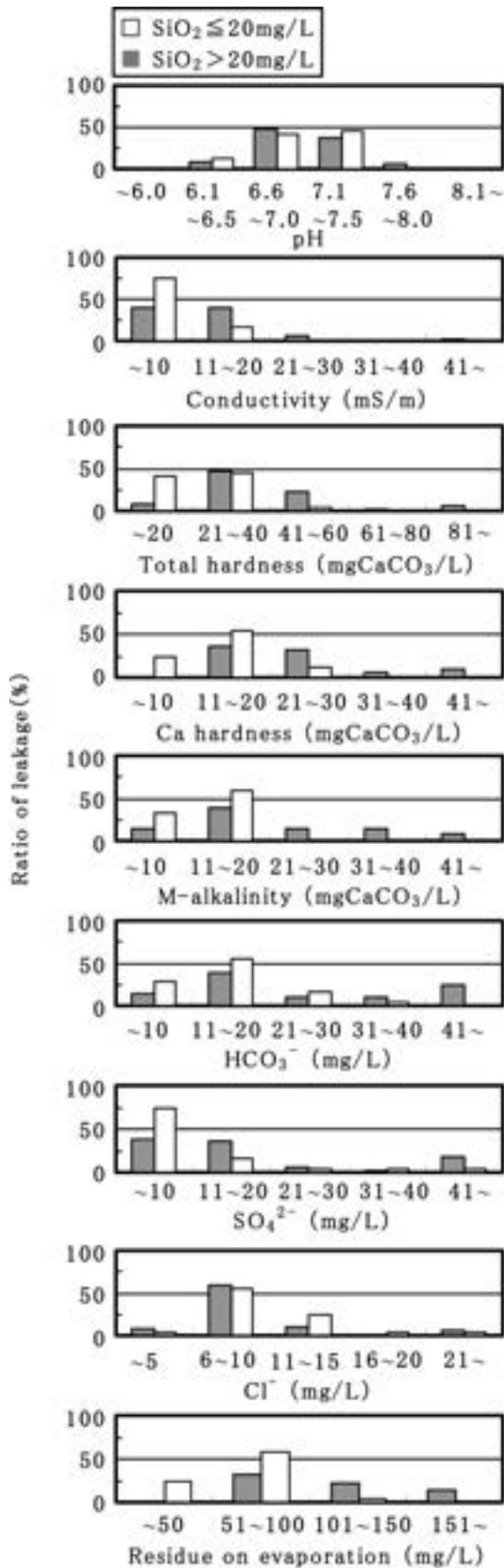


Fig. 6 Water condition in which the leakage problem caused by the moundless pitting corrosion was found at the SiO₂ concentration higher and lower than 20mg/L.

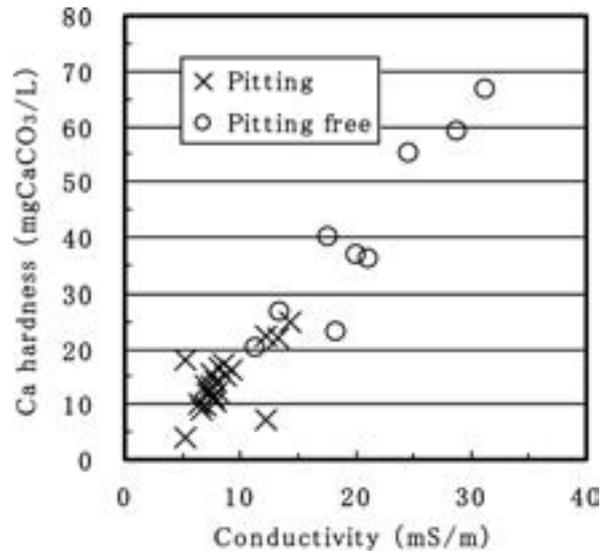
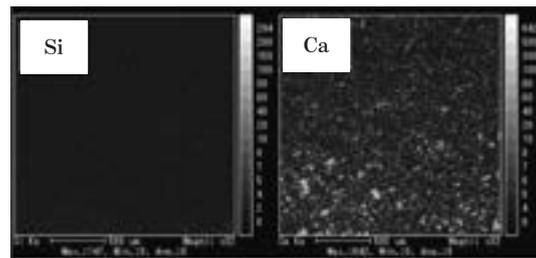
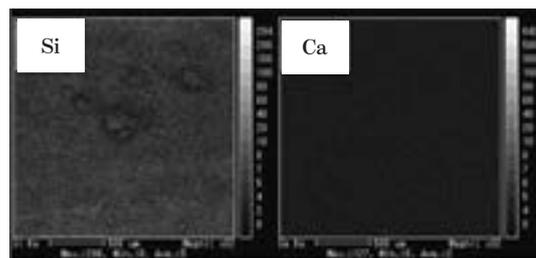


Fig. 7 Relationship between the conductivity and the Ca hardness for occurrence of the moundless pitting corrosion at the SiO₂ concentration lower than 20mg/L.



(1)



(2)

Fig. 8 EPMA analysis of the surface of copper tubes tested for 6 months in (1) test water and (2) standard water.

度に依らず同様であった。

(3) 溶解性シリカ濃度が 20mg/L 以下の場合、電気伝導度が 10mS/m 以下でかつ、カルシウム硬度が 20mgCaCO₃/L 以下の場合にマウンドレス型孔食の発生傾向を示した。

(4) 耐銅イオン溶出性に優れた青水対策用内面スズ被覆銅管は、良好な耐マウンドレス型孔食性を示した。

Table 1 Analysis data of test water.

pH	6.9 ~ 7.0
Conductivity (mS/m)	9.9 ~ 14.9
Ca hardness (mgCaCO ₃ /L)	13.9 ~ 22.5
M-alkalinity (mgCaCO ₃ /L)	7.6 ~ 11.8
HCO ₃ ⁻ (mg/L)	9.3 ~ 14.4
SO ₄ ²⁻ (mg/L)	15.2 ~ 21.6
Cl ⁻ (mg/L)	11.1 ~ 17.2
SiO ₂ (mg/L)	5.3 ~ 6.5

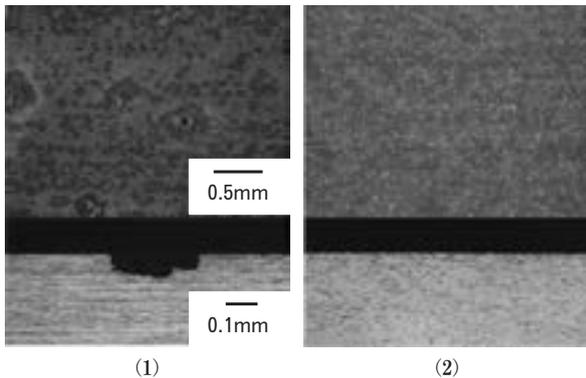


Fig. 9 Appearance of the inner surface and the cross section of (1) copper tube and (2) tin-coated copper tube exposed for 12 months.

謝 辞

本報でのフィールド試験は、小樽市水道局水質管理課・尾本課長、猪俣主査ならびに同水道局の方々の全面的なご協力の下、株式会社クレハエンジニアリング・久保木部長のご支援によって実施された。ここに深く感謝の意を表します。また、ショーワ株式会社の山田社長からは貴重なご助言を賜りましたことにお礼を申し上げます。

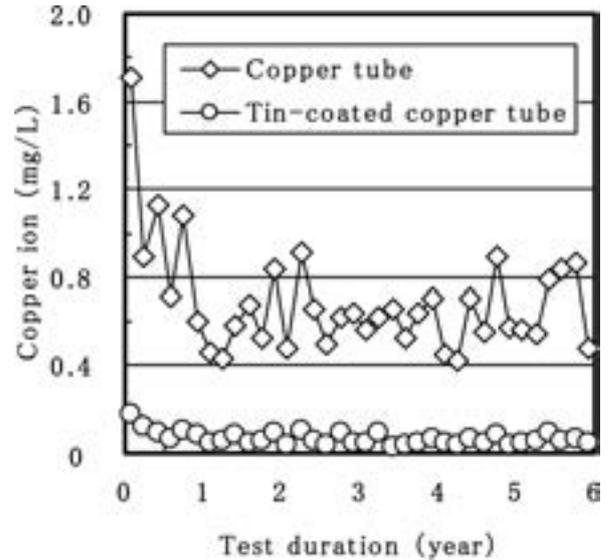


Fig. 10 Amount of copper ion dissolved from copper tube and tin-coated copper tube.

参 考 文 献

- 1) 山田 豊, 河野浩三, 渥美哲郎: 伸銅技術研究会誌, 36 (1997), 154.
- 2) 鈴木 忍, 河野浩三: 空気調和・衛生工学, 58-1 (2011), 27.
- 3) 山田 豊, 渥美哲郎: Zairyo-to-Kankyo, 46 (1997), 134.
- 4) 山田 豊, 世利修美, 荒川昌伸: 銅と銅合金, 42 (2003), 271.
- 5) 境 昌宏, 世利修美, 荒川昌伸, 山田 豊: Zairyo-to-Kankyo, 52 (2003), 594.
- 6) 小玉俊明, 腐食防食協会第1回技術セミナー資料, (1992), 1.
- 7) 山田 豊, 久保木伸一, 若林賢一, 伏見 行: 銅と銅合金, 45 (2006), 180.
- 8) 山手利博, 村川三郎: 日本建築学会環境系論文集, 591 (2005), 61.

等方的なシェル構造の補剛模様の開発*

高橋昌也**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 52 No. 1 (2011), pp. 51-56

Development of Isotropic Patterned Shell Structures with High Stiffness

Masaya Takahashi

Aluminum alloy sheets and plates are commonly used in automobiles, trains, aircrafts, etc., when a lightweight material is required. Lower costs and lighter weight materials are demanded for these applications. In order to satisfy the demand for lightweight without changing the material, it is necessary to raise the second moment of the area in order to increase the bending stiffness. The purpose of this study is creating isotropic patterned shell structures to increase the bending stiffness of an aluminum alloy sheet and plate. In this study, patterned shell structures which have a large second moment of area in arbitrary cross sectional dimensions were developed. The FEM results and experimental results indicated that the developed patterns reduced by half the weight of sheets with equivalent bending stiffness conditions.

1. 緒言

輸送機器等の軽量化の要求が高まるにつれ、構造最適化や材料置換が積極的に進められており、低コストと軽量化の両方を満たす技術の確立が求められている。また、輸送機器等に限らず、多くの構造物や工業製品は、材料費や運送費等の節減の観点から、軽量化が求められている¹⁾。

アルミニウム合金製の平板は、約半分の質量で鋼製の平板と等価な曲げ剛性となるため、軽量化材料として用いられているが、さらなる軽量化技術の開発が望まれている。アルミニウムは合金種によらず、縦弾性係数はほぼ一定値であることから、材料置換を行わずに曲げ剛性を高めるには、構造物の形状を変化させて断面二次モーメントを大きくする必要がある。

従来から、板材の曲げ剛性を上げるために、板材を波板構造にすることが一般的に行われてきた²⁾。しかしながら、波板の曲げ剛性は、方向によって数十倍以上の差があるため、用途が限定される³⁾。そこで、等方的な高剛性形状を開発できれば、曲げモーメントを受け持つアルミニウム合金板の縦弾性係数が擬似的に高められたことになり、様々な構造物の板材を軽量化できる可能性が

ある。

これまでに数理最適化法による高剛性形状の検討⁴⁾がなされており、最近では汎用の最適化ソフトウェアを用いた高剛性形状の創成が一般的に行われているが、等方的な高剛性形状を導き出すのは容易ではない。そこで、本研究では、波板形状の基本形状に着目して、板材の曲げ剛性を等方的に高めるシェル構造の補剛模様の創成を試みた。

2. 高剛性形状の創成

板厚方向に対して、一定の設計空間が決められているとする。波板の場合、側面を除いたすべての面を設計空間の上下限に配置でき、さらに上面と下面の面積を等しく分配できることから、一方向については断面二次モーメントを最大化できる。一方、曲げ剛性が最大となる方向と直角方向の曲げ剛性は、平板の曲げ剛性とほぼ同じである。そこで、一方向の曲げ剛性を最大化できるという波板の特徴を残しつつも、等方的な曲げ剛性が得られる形状を検討する。

Fig. 1 に一般的な波板形状の模式図を示す。Fig. 1 では凸部を黒、凹部を白としており、上面と下面をつなぐ側面は省略している。Fig. 1 の基本形状を切り出したものが Fig. 2 である。

* 日本機械学会論文集 A 編, 77-781 (2011), 1410 に掲載

** 研究開発センター 第五部, 博士 (工学)

Fig. 2 の形状は、曲げ剛性は高いが異方性があるという波板の特徴を持っている。そこで、曲げ剛性の異方性を小さくするために、Fig. 2 の基本形状を 90° 回転させながら、4つ連続させて Fig. 3 (a) に示す形状にした。上下面をつなぐ側面を図示した立体図を Fig. 3 (b) に示す。Fig. 3 (b) の構造は四隅を除くと任意の断面が上下面を含むため、任意の方向に対して高い曲げ剛性を持つ。

Fig. 3 (a) を新たな基本形状として、四方に連続させた形状の例を Fig. 4, 5, 6 に示す。Fig. 4 (X 形状) は Fig. 3 (a) の基本形状を四方に連続させた形状であり、Fig. 5 (I 形状) は Fig. 3 (a) の基本形状を線対称で連続させた形状である。Fig. 6 (卍形状) は Fig. 3 (a) の基本形状を 90° 回転させながら連続させた形状である。

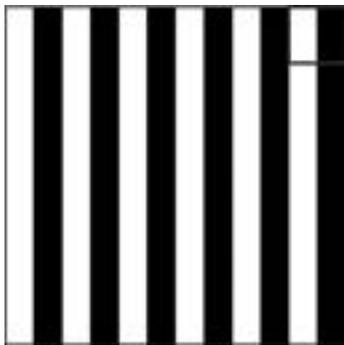


Fig. 1 Corrugated plate

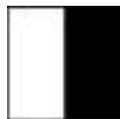
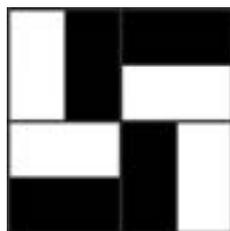
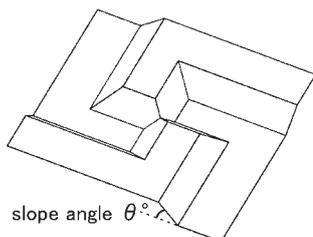


Fig. 2 Basic shape



(a) 2 D diagram



(b) 3 D diagram

Fig. 3 Basic shape for isotropic bending stiffness

Fig. 4, 5, 6 に限らず、Fig. 3 (a) の形状を基本として、様々な形状を創成することができる。これらの形状は、上下面が同じ形状で面積が等しく、また任意の断面において、断面二次モーメントが大きい形状になっており、等方的に高い曲げ剛性を有する形状になると考えられる。

3. FEM 解析

3.1 FEM 解析条件

Fig. 4, 5, 6 の立体形状の曲げ剛性を FEM 解析ソフトウェア Altair Radioss-Bulk を用いて確認した。立体形状はアルミニウム合金板をプレス加工で成形することにし、成形前の平板の厚さを 0.3mm、成形深さ（上面・下面の板厚中立軸の距離）は 2.0mm、上下面をつなぐ側面の角度は 45° 、Fig. 3 (a) に示す基本正方形の 1 辺

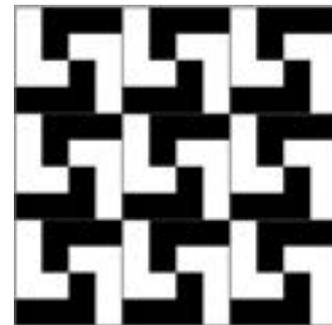


Fig. 4 X-shape

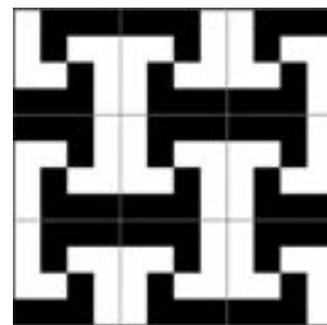


Fig. 5 I-shape

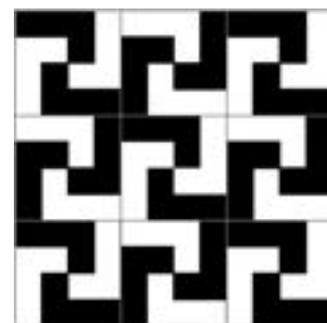


Fig. 6 卍-shape

の長さを 24mm とした。

成形前後の体積が一定となるように、立体形状の表面積の増加率から、Fig. 4 の X 形状の成形後の板厚は 0.265mm、Fig. 5 の I 形状の成形後の板厚は 0.273mm、Fig. 6 の 卍 形状の成形後の板厚は 0.264mm とした。辺長 1 mm の四角形シェル要素で分割し、縦弾性係数 70 GPa、ポアソン比 0.33 とし、幅 120mm、長さ 120mm の片持りの自由端に合計 1 N の等分布荷重を与え、面内 0°~90°方向について、自由端中央部の節点における変位を求め、曲げ剛性の方向性を確認した。例として、X 形状の 0°方向と 45°方向のモデルを Fig. 7 に示す。自由端部に荷重 F が加わる平板の片持ちりにおいて、自由端部に生じる最大たわみ量が w となる場合の曲げ剛性を $S=(F/w)$ とする。また、平板に凹凸形状を付与することによって板材の剛性が変化し、自由端部のたわみ量が w' となる場合の曲げ剛性を $S'=(F/w')$ とする。曲げ剛性が S から S' に変化した時の剛性倍率を $R=(S'/S)$ とする。

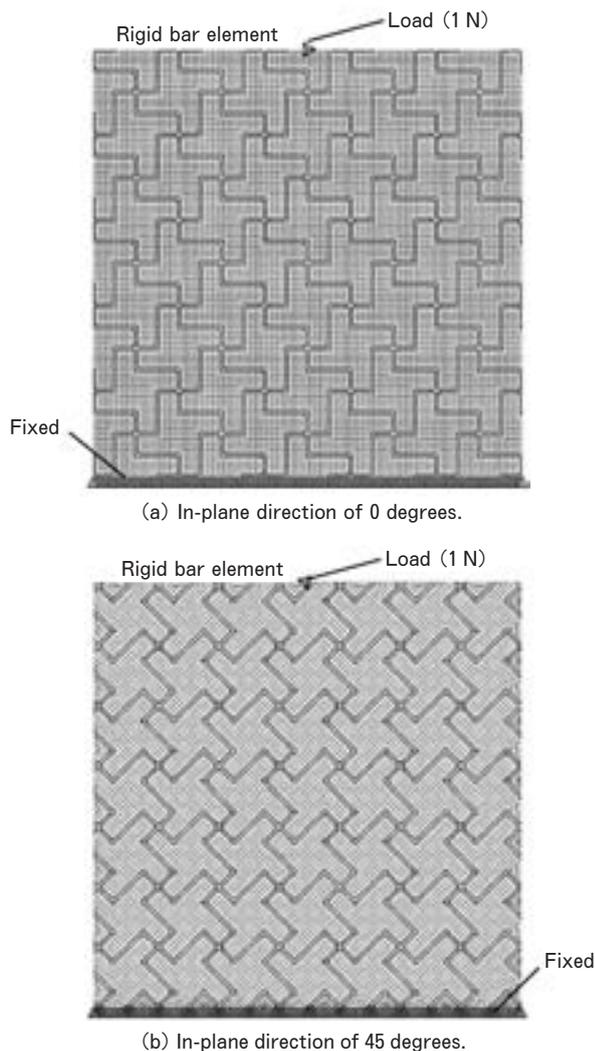


Fig. 7 FEM model of cantilever bending.

3.2 曲げ剛性

FEMを用いて求めた X 形状、I 形状、卍 形状の 0°~90°方向の変位と、材料力学の公式から求めた板厚 0.3、0.6、0.7mm の平板の変位を併せてプロットしたものを Fig. 8 に示す。また、0.3mm 平板の変位を基準とし、0.3mm 平板との曲げ剛性倍率を比較したものを Fig. 9 に示す。FEM の計算値は、モデルの大きさや、固定する端部の断面形状により値は多少変化するが、X 形状は 0.3mm 平板の 6.69~12.07 倍の曲げ剛性になり、I 形状は 0.3mm 平板の 10.83~16.10 倍の曲げ剛性になり、卍 形状は 0.3mm 平板の 8.63~9.23 倍の曲げ剛性になる結果が得られた。板厚分布を与えていない近似計算ではあるが、卍 形状の曲げ剛性の異方性は非常に小さくなる結果が得られた。

3.3 応力分布

X 形状の相当応力分布を Fig. 10 に示す。Fig. 10 では表示はしていないが、Fig. 7 と同様に等分布荷重を上端の中央部に与え、下端の自由度を完全に拘束している。Fig. 10(a) に 0°方向、Fig. 10(b) に 45°方向の応力分

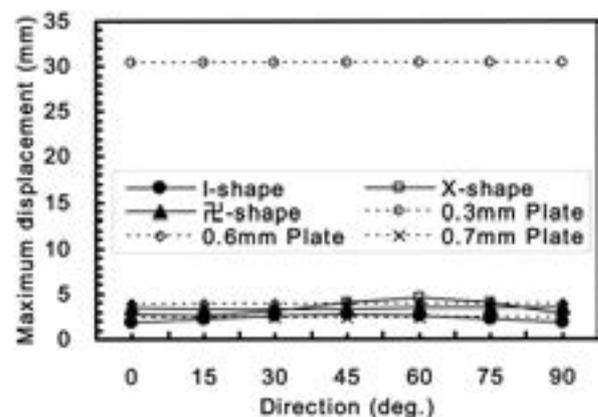


Fig. 8 Comparison of bending displacement between plane plates and patterned shell structures calculated by FEM.

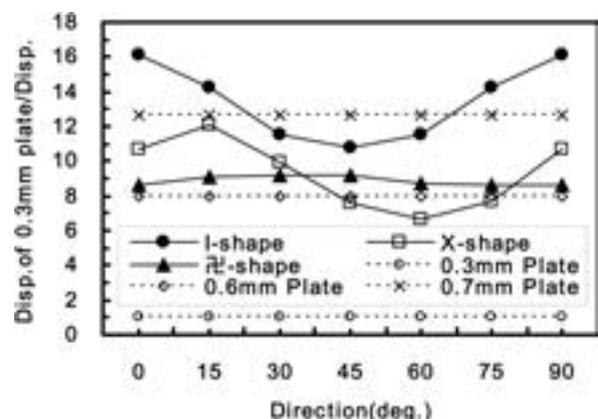


Fig. 9 Comparison of relative bending stiffness between plane plates and patterned shell structures calculated by FEM.

布を示すが、側面が交差する部分の応力が他の部分と比較して高く、断続的に応力が高いライン（例えば AA 線）が形成されている。このラインは中立軸と上面、もしくは、中立軸と下面で断面が構成されるため、他の断面よりも相対的に断面二次モーメントが小さくなっている。Fig. 9 に示すように X 形状の 0° 方向の曲げ剛性は 45° 方向の曲げ剛性よりも高いが、Fig. 10(a) の 0° 方向の応力分布と比較して、Fig. 10(b) の 45° 方向の応力分布の方が、上面・下面の応力値が相対的に高いことがわかる。

つぎに、I 形状の相当応力分布を Fig. 11 に示す。Fig. 10 の X 形状と同様に、側面が交差する部分の応力が他の部分と比較して高く、断続的に応力が高いラインがある（例えば BB 線）。このラインも中立軸と上面、もしくは、中立軸と下面で断面が構成されるため、他の断面よりも相対的に断面二次モーメントが小さい。ただし、I 形状の側面の交差部分は X 形状と比較すると半分程度しかないため、曲げ剛性の低い部分の面積が全面積に占める割合は小さい。さらに、I 形状の板厚は X 形状

よりも厚いので、I 形状は X 形状よりも曲げ剛性は高くなる。なお、X 形状も Fig. 3 (a) に示す基本正方形の 1 辺の長さを 24mm よりも長くすることで、側面の占める割合を減らして、曲げ剛性を高めることが可能である。但し、形状が大きくなりすぎると、局部的な変形や座屈が生じやすくなり、曲げ剛性は高くても強度の低い形状になるので、用途に応じた適切な大きさにする必要がある。

Fig. 11(a) の 0° 方向の応力分布と比較して、Fig. 11(b) の 45° 方向の応力分布の方が、上面・下面の応力値が比較的高いが、これは I 形状の 0° 方向の曲げ剛性が 45° 方向の曲げ剛性よりも高い Fig. 9 の結果を裏付けている。

卍形状の相当応力分布を Fig. 12 に示す。卍形状の側面が交差するライン（例えば CC 線）の応力は他の部分と比較して高くはない。このラインは中立軸と上面と下面で断面が構成されるため、断面二次モーメントが大きく曲げ剛性が高い。Fig. 12 の卍形状の応力分布は、 0° 方向も 45° 方向も上面・下面に高い応力が生じており、

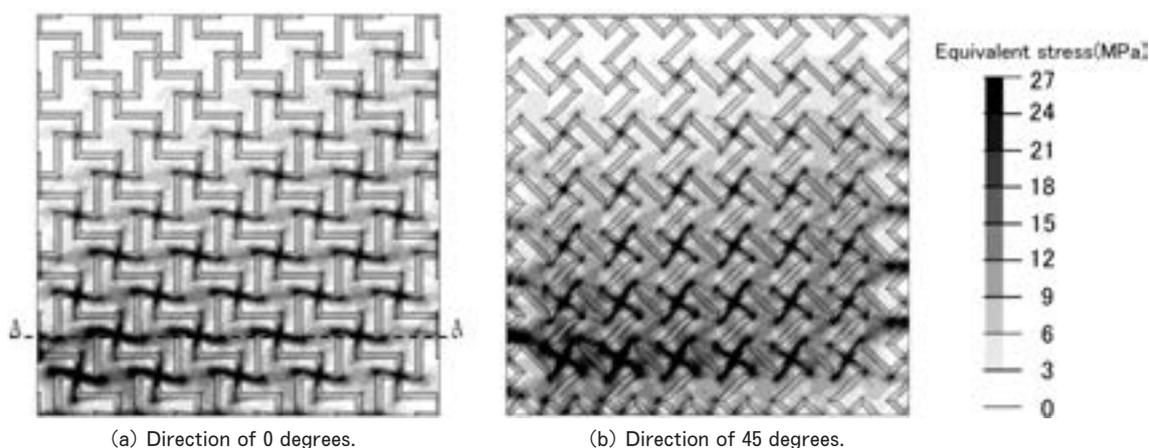


Fig. 10 Equivalent stress of X-shape calculated by FEM model.

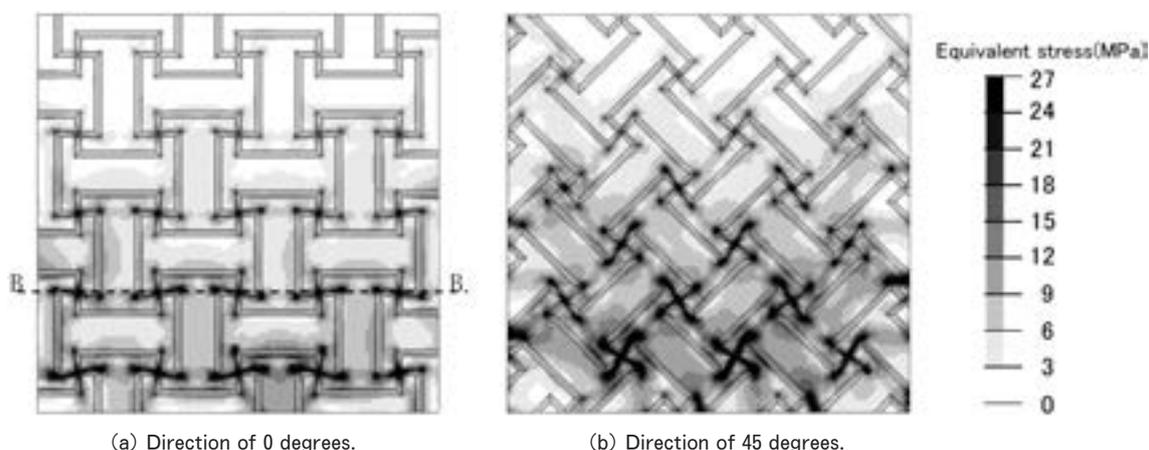


Fig. 11 Equivalent stress of I-shape calculated by FEM model.

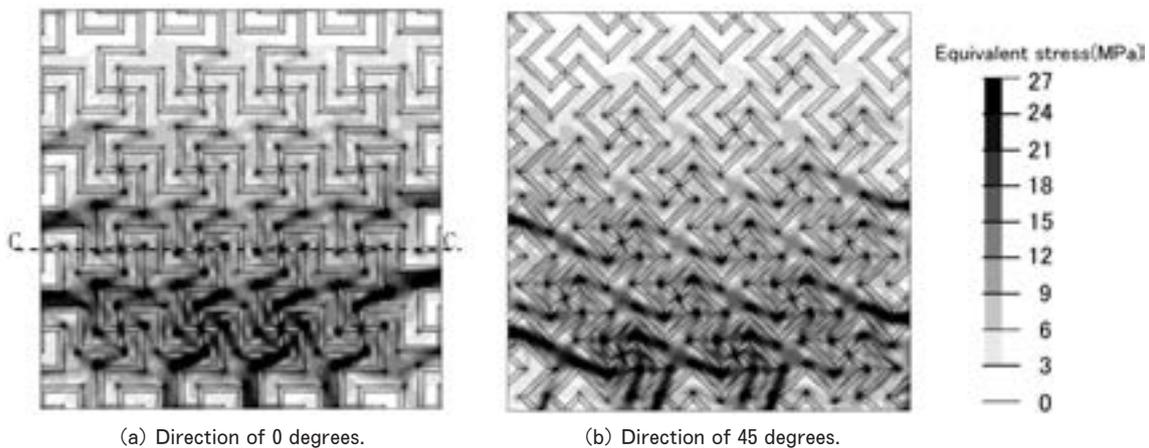


Fig. 12 Equivalent stress of 卍-shape calculated by FEM model.

X 形状の AA 線, I 形状の BB 線のような曲げ剛性の低いラインがない。その結果, 卍 形状は曲げ剛性の異方性が小さくなると考える。

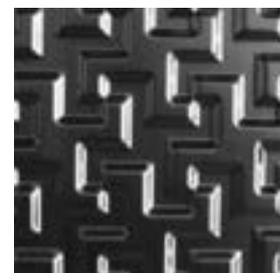
4. 実験結果

曲げ剛性の異方性が非常に小さいという FEM 結果が得られた 卍 形状を実際に製作し, 3 点曲げ試験により曲げ剛性を確認する。0.3mm の A3004-O アルミニウム合金板をプレス成形することにより, Fig. 13 に示すような 卍 形状のシェル構造を付与した板を作製した。FEM モデルとは異なり, 角部には板の中立面において半径 2.0mm のフィレットがある。

長さ 100mm 幅 100mm の 卍 形状の試験片を支持スパン 80mm で 3 点曲げ試験を行った。卍 形状の 0° 方向と, 45° 方向の荷重-変位線図を Fig. 14 に示す。

弾性変形範囲内の立ち上がり傾きは, 0° 方向は 12.05 N/mm, 45° 方向は 12.32N/mm であった。0.3mm 平板の実験値 1.63N/mm と比較すると, 卍 形状の 0° 方向は 7.39 倍, 45° 方向は 7.56 倍の曲げ剛性となる。卍 形状の曲げ剛性は等方的であることが実験と計算の両方から確認できた。Fig. 8 の FEM による計算結果と比較すると, 剛性は低くなっているが, 金型作製時に板厚分をオフセットしたので, 実物の成形深さは FEM 計算モデルの深さよりも板厚分だけ低いことが主要因と考える。また, 卍 形状の頂面の板厚の測定値は約 0.281mm であった。

なお, 高い曲げ剛性を有する本形状は, 単体での使用を想定して開発したが, 本形状をサンドイッチパネルのコアとして適用すれば, 曲げ剛性の異方性の少ないサンドイッチパネルが作製できると考えられる^{5,6)}。



(a) Plain view.



(b) Side perspective view.

Fig. 13 卍-shape of patterned shell structure.

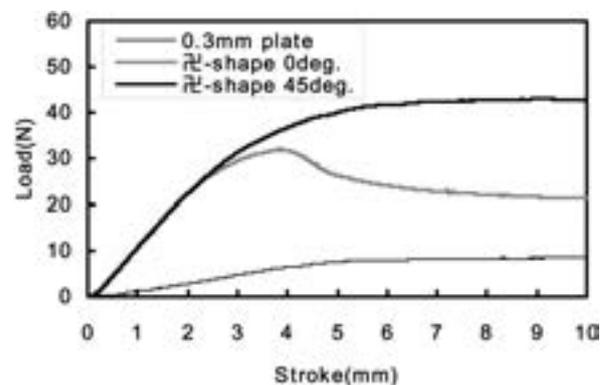


Fig. 14 Load-Stroke diagrams of three point flexural test.

5. 結 言

本研究では、波板形状の基本形状に着目して、板材の曲げ剛性を等方的に高めるシェル構造の補剛模様の創成を試み、以下の結果を得た。

(1) 曲げ剛性の異方性が小さい基本形状を創成し、その単位形状を四方に並べた X 形状と、90°回転させながら四方に並べた 卍 形状と、線対称で四方に並べた I 形状の 3 つのシェル構造の補剛模様を考案した。

(2) FEM 解析により、X 形状、I 形状、卍 形状の元の板厚 0.3mm 平板に対する曲げ剛性倍率を計算したところ、それぞれの最小曲げ剛性方向で 6.69 倍、10.83 倍、8.63 倍であり、それぞれの最大曲げ剛性方向で 12.07 倍、16.10 倍、9.23 倍となった。したがって、卍 形状は等方的な曲げ剛性を有することが明らかになった。

(3) プレス成形により平板を 卍 形状に付与し、3 点曲

げ試験を行ったところ、元の板厚 0.3mm 平板と比較して、最小曲げ剛性方向で 7.39 倍、最大曲げ剛性方向で 7.56 倍の曲げ剛性になった。したがって、卍 形状を曲げモーメントを受け持つ平板に付与することにより、約 48% の軽量化となり、質量を概ね半減させることが可能となる。

参 考 文 献

- 1) 尾田十八：軽量化設計，養賢堂発行，(2002)，1.
- 2) 山崎光悦：軽量化設計，養賢堂発行，(2002)，40.
- 3) 三浦公亮：日本航空宇宙会誌，19-211 (1971)，366.
- 4) 下田昌利，辻 二郎，岩佐恭平：日本機械学会第 20 回計算力学講演会講演論文集，7-36 (2007)，111.
- 5) 酒巻正守，三浦公亮，小野 緑：東京大学宇宙航空研究所報告，16-1 (1980)，639.
- 6) 齊藤一哉，野島武敏，森村浩明，萩原一郎：日本機械学会論文集 A 編，75-750 (2009)，259.

Al-Mg 系合金*

吉田英雄** 内田秀俊***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 52 No. 1 (2011), pp. 57-88

Al-Mg Alloys

Hideo Yoshida and Hidetoshi Uchida

Al-Mg alloys are widely used in many applications because they have a moderate strength, higher corrosion resistance, higher formability and better weldability as wrought aluminum alloys. In this review, recent results over the past twenty years are mainly classified into four groups and summarized including the basic and indispensable information about the Al-Mg alloys. In the first chapter, the structures and constituent phase of the Al-Mg alloys are reviewed including a new phase diagram, solidification process and the formation of porosity, the minor addition of transition metals and the formation of intermetallic compounds, high temperature oxidation, the decomposition of supersaturated solid solution and precipitation process. In the second chapter, the workability and microstructural changes are reviewed including brittleness at high temperature, microstructural change during hot deformation, work hardening and annealing properties, the structures during cold rolling, recovery and recrystallization. In the third chapter, the properties of the Al-Mg alloys are summarized including the effect of magnesium content, temperature and strain rate on the formability, yielding phenomena and serration, creep, superplasticity, cryogenic property, corrosion and stress-corrosion cracking resistance and weldability. In the last chapter, their applications are summarized including cast alloys for automobiles and wrought alloys for can ends, body panels for automobiles, substrates for computer hard discs and ships.

1. はじめに

Al-Mg 系合金は加工硬化及び固溶体硬化、析出硬化の性格を併せ持ち、適度の強度を有し、かつ、耐食性、成形加工性、溶接性などにも優れているため、実用の展伸アルミニウム合金では最も広く使用されている。

我が国における平成 22 年のアルミニウム製品需要は約 3,935 千トンと推定される。その内訳は圧延品 2,058 千トン、鋳造品 387 千トン、ダイカスト 949 千トン、その他 541 千トンであるが、圧延品 2,058 千トンの内、Al-Mg 系合金は 360 千トンで 17.5% を占め、Al-Mg-Si 系 (約 47%)、純アルミニウム系 (約 22%) に次いで多い¹⁾。

既に、25 年前に Al-Mg 系合金についてレビューを行っ

たが²⁾、本報では、それ以降の研究の動向や、実用的な観点から最近の製品での適用例を紹介する。

2. Al-Mg 系合金の組織と構成相

2.1 Al-Mg 系平衡状態図

Okamoto の Al-Mg 系平衡状態図を Fig. 1 に示す^{3,4)}。Murray の状態図⁵⁾以降の中間相に関する研究成果が反映されている⁶⁾。Al 側の最大固溶度は共晶温度 450°C で 18.6at% である。一方、Mg 側の Al の最大固溶度は共晶温度 437°C で 11.5at% である。中間相として、Table 1 に示すような金属間化合物が形成される^{3,4)}。β 相は 37.5~40at% の Mg 量を含み、通常 Al₃Mg₂ と表記される。Mondolfo の Aluminum Alloys に採用されている状態図⁷⁾では、β 相の Mg 量が 37.2~39.6at% となっていて、Al₃Mg₂ (40at%Mg) の組成比が上記の領域からはずれるために Al₃Mg₅ (38.5at%Mg) と表

* 軽金属, Vol.61 (2011), No. 10, No.11 に掲載

** 研究開発センター 常務研究員, 工学博士

*** 研究開発センター 第五部, 工学博士

記されることもある。γ相はα-Mn構造をもち、450°CではMg量の組成範囲がほぼ44~62at%となる。理想的な構造ではAl₁₂Mg₁₇ (58.6at%Mg)の組成比を有する。

Al-Mg-Cr, Al-Mg-Mn, Al-Mg-Mn-Cr系のAl側の状態図については大西らがX線回折により詳細に調べている⁸⁾。Al-Mg-Crの場合には、α固溶体、θ(Al₇Cr)、β(Al₃Mg₂)とE(Al₁₈Mg₃Cr₂, Fd 3 m, a=14.545Å)が、Al-Mg-Mn系では、α固溶体、Al₆Mn、β(Al₃Mg₂)、T(Al₁₈Mg₃Mn₂, Fd 3 m, a=14.529Å)が存在することを確認した。また、Al-Mg-Mn-Cr系では固溶体、Al₆Mn、θ、G[(Mn, Cr)Al₁₂]相、E相の存在が確認されている。

2.2 凝固過程とポロシティ形成

Al-Mg系合金は磁気ディスク材、ホイール材、缶材、厚板などに使用されているが、ポロシティに起因する表面欠陥や切削時の点状欠陥およびふくれなどの問題がある。高品質の鋳塊を製造するには、鋳塊中のポロシティの生成量および分布を制御することがアルミニウムのDC castingプロセスにおいて非常に重要である。Mg量が増加するに伴って合金内に吸収されるガス量は増加する。長海らは水素ガス量とMg添加量(mass%)を次の二次式で精度よく表現できることを示した⁹⁾。

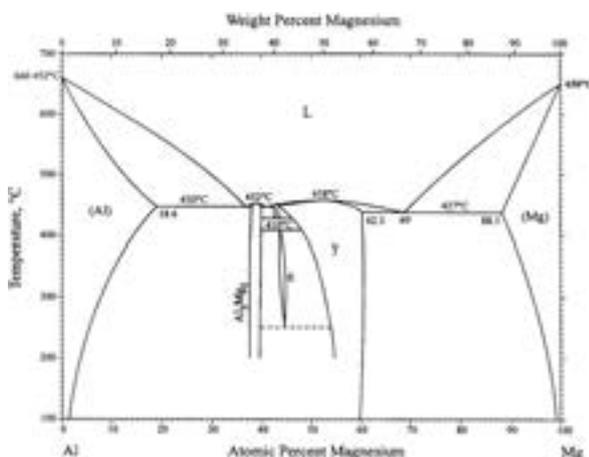


Fig. 1 Al-Mg phase diagram^{3,4)}.

Table 1 Data of the crystal structure for Al-Mg alloy^{3,4)}.

Phase	Composition, at. % Mg	Pearson symbol	Space group	Strukturbericht designation	Prototype	Reference
(Al)	0 to 18.6	cF4	Fm $\bar{3}m$	A1	Cu	...
Al ₃ Mg ₂ or β	37.5 to 40	cF 1832	Fd $\bar{3}m$	[82Mur]
λ	42.5	[97Su]
ε or R	43.5 to 44.8	hR 53	R $\bar{3}$	[82Mur]
γ	43.2 to 62.3	cI 58	I $\bar{4}3m$	A12	α Mn	[82Mur]
(Mg)	88.5 to 100	hP 2	P6 ₃ /mmc	A3	Mg	...

$$H = 0.0157Xc^2 - 0.0514Xc + 0.32$$

Hは初期水素ガス濃度 (cm³/100g), XcはMg添加量(mass%)である。

Fig. 2はMg添加量を2%から6%まで変化させたとき、密度の測定によって得られたスラブ表層から中心までのポロシティの生成量の分布を示す⁹⁾。Mg添加量が少ない場合(2%),スラブ内のポロシティは微細であり、表層から中心まで均一に分布している。ポロシティの形状は球状に近い形を有している。Mg添加量が3%以上になるとポロシティの数およびサイズともスラブの表層から中心に向かって増加する。ポロシティの形状については表層部では細かいポロシティが主流であり、中間部ではサイズが大きい細長いポロシティで、中心部ではポロシティが粗大化し、シュリンケージポロシティの形状を有している。このポロシティの形成機構をFig. 3に模式的に示す¹⁰⁾。ポロシティの核は(a)に示すように樹枝間のルートに生成しやすい。圧力の減少および水素ガスの過飽和に伴ってポロシティが成長し(b1), (b2), (c)に示す3種類のポロシティとなる。(b1)はスラブ表層部のように凝固過程で圧力損失が少ないため、ポロシティ核の成長が遅くなり、またデンドライトアームの成長に抑制されるために細長いポロシティとなる。(b2)はスラブ中間部のように樹枝間の圧力減少が大きくなると、ポロシティの成長が速くなり、浮力と樹枝間対流の影響でポロシティはルートから外側へ移動し、サイズも表層部より大きくなる。(c)はスラブ中心部のように凝固の最終段階において圧力減少が著しくなり、凝固進行速度が大きくなるため、デンドライトアーム同士が衝突しはじめる。そのために溶湯の補給が難しくなるため典型的なシュリンケージポロシティとなる。長海はポロシティの曲率半径Rp(μm)とDAS(μm)の関係式は次式で与えられることを明らかにした¹¹⁾。

$$Dp = 2Rp = 0.2762xDAS - 4.2$$

Dp(μm)はポロシティの相当直径を示す。

Fig. 4 は X 線トモグラフィを用いて Al-5% Mg 合金の casting 後と均質化処理後の水素ポアの成長, 合体, 消滅挙動を示している¹²⁾。小径ポアが淘汰され, 大径ポアが成長する Ostwald 成長の様子がわかる。戸田らは様々な水素トラップサイトへの水素分配挙動を解明し, さらに圧延中のポアの消滅, 再発生挙動も明らかにした¹³⁾。

Ransley や Talbot によると, 水素量は微量不純物のナトリウム量に依存することが報告されている^{14,15)}。Fig. 5 は Na 量と吸収される水素量の関係を示す¹⁵⁾。Mg 量が 2% 以上では Na と水素の化学量論的比に近い線上に沿って増加する。ケイ素はナトリウムと結合して NaAlSix を形成するが Mg が増えてくると Mg₂Si を形成して, 水素と結びつきやすいフリーな Na が粒界に生

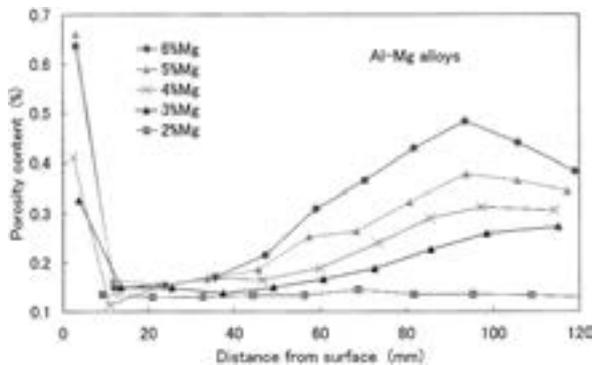


Fig. 2 Effect of Mg content on the porosity content in the Al-Mg alloy DC cast slab⁹⁾.

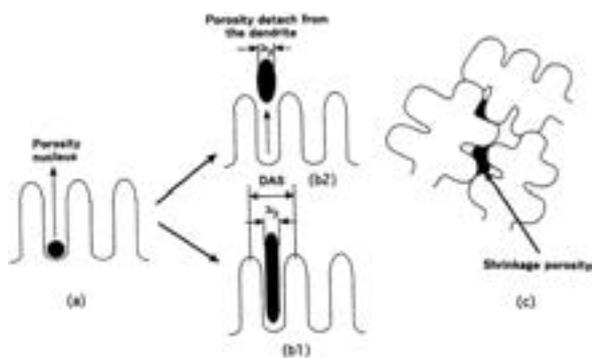


Fig. 3 Formation mechanism of the porosity¹⁰⁾.

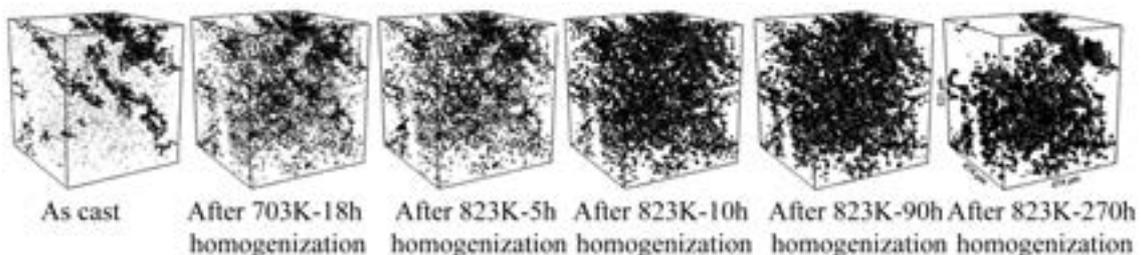


Fig. 4 Growth, combination and disappearance of porosity during heat treatment of the cast Al-5% Mg alloy¹²⁾.

成するために水素が増加してくる。後述するように Na は Al-Mg 合金の熱間脆性を助長する。

2.3 遷移金属の微量添加と金属間化合物の生成

実用 Al-Mg 系合金には, 強度の向上や再結晶粒微細化のために, Mn, Cr, Zr などが添加されている。これらの元素は一定量以上添加されると, 連続 casting 時に巨大な金属間化合物を発生させることがあり, その後の熱間加工性低下の原因や, 加工材の疲労強度や靱性の低下を引き起す一因となる。

吉川らは Al-4% Mg 合金について, casting 時の巨大化合物発生に及ぼす Mn, Cr の影響を調べた^{16,17)}。晶出物には 2 種類あり, Al-Fe-Mn 系と Al-Cr 系 (Al₇Cr) に Mn, Fe, Ti が固溶した化合物があり, 巨大化合物になるのは α-Al の晶出以前に初晶として晶出する Al₇Cr (θ 相) であることを明らかにした。また, Al-4% Mg-Mn-Cr 4 元合金の初晶線は 635°C において,

$$[\% \text{Mn}] + 3.18[\% \text{Cr}] = 0.805$$

であり, また, 初晶化合物の生成温度 T_θ (°C) は

$$T_\theta = 565.8 + 85.9(\% \text{Mn} + 3.18\% \text{Cr})$$

で表わせることを報告している。

さらに柴田らは, Al-4.5% Mg 合金中の巨大金属間化合物の生成に及ぼす Fe, Ti の影響を調べた¹⁸⁾。Fe, Ti はいずれも巨大金属間化合物の晶出する Mn, Cr の晶出限界曲線を Mn, Cr の低濃度側に移行させる。660°C (933K) での直線の回帰式を求めると, Fe の場合には,

$$[\% \text{Mn}] + 3.20[\% \text{Cr}] + 0.21[\% \text{Fe}] = 1.25$$

Ti の場合には,

$$[\% \text{Mn}] + 3.20[\% \text{Cr}] + 5.6[\% \text{Ti}] = 1.25$$

となり, Ti は Fe の約 26 倍の影響を与えることを報告している。また, Ti 添加では巨大金属間化合物のサイズは小さくなり, 個数の増加することが報告されている。

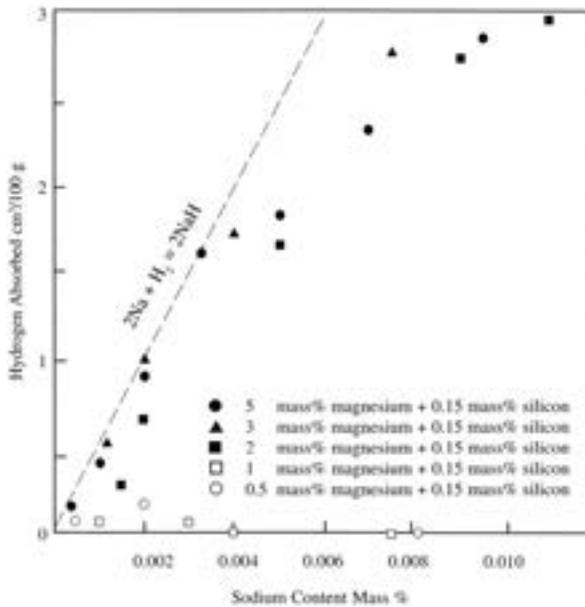


Fig. 5 Effect of Mg content on the formation of sodium hydride on Al-Mg alloy with 0.15 mass% Si¹⁵⁾. Hydrogen content absorbed from the gas at 450°C and 101kPa was assessed. The dashed line represents NaH stoichiometry ratio.

Al-Mg系合金にTiやCrを添加した時のマイクロ偏析挙動については神尾らが研究している^{19,20)}。Tiが添加されると、一方向凝固における等軸晶組織では、平均冷却速度の上昇に伴い、非平衡相(β相)の晶出量が減少し、デンドライトアーム中心の最低Mg濃度が増加する¹⁹⁾。Crが添加された場合、鑄塊の結晶粒は微細化されるが、デンドライトセルサイズはほとんど変化しない。さらにCr添加によりデンドライト一次アーム中心の最低Mg濃度は低下し、非平衡相は多く晶出する。また、450°Cで均質化熱処理すると、430°Cよりも均質化が遅滞する。これは450°Cでの短時間の加熱でE相(Al₁₈Mg₃Cr₂)が析出し、一時的にMgの拡散の停滞が生じたためと考えられている²⁰⁾。Al-Mg合金のマクロ偏析については、DC鑄造ではスラブやピレットの中心部ではFig. 6のようにMg濃度が低下することがよく知られている²¹⁾。これはAlTiBの添加の効果は小さく、スラブ厚みが増すほど顕著となる。Al-Mg-Mn-Cr系の5083合金について、鑄塊の均質化処理でE相、θ相以外にAl₄Mnも析出することも報告されている²⁾。さらに、この析出物は5083合金の熱間加工性にとって重要なことが指摘されている。なお、Al₆Mnも粒界上には存在していることが確認されている。

最近では溶接部の熱影響部の幅を抑制し、熱影響部の強度向上のためにMn, ZrやScを複合添加することで再結晶温度を上げた合金も研究されている。これらの添加元素による第二相粒子の析出状態は再結晶温度に影響を与えるためにその析出量を予測することは重要である。

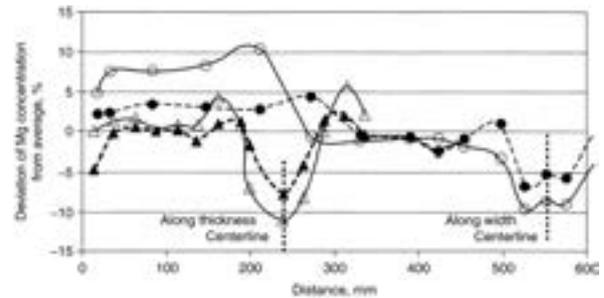


Fig. 6 Macro-segregation in commercial ingot from a 5182 alloy²¹⁾.

Data along the thickness (▲ and △) are given for a 1850 x 550mm² ingot cast at 60mm/min and data along the width (● and ○) are given for a 1050 x 550mm² ingot. The dashed lines represent non-grain-refined part of the ingot with 0.003% Ti and the solid lines show grain-refined part of the ingot with 0.015% Ti.

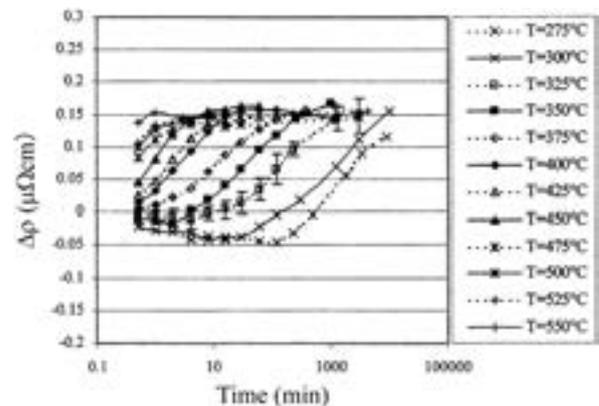


Fig. 7 Isothermal dissolution of β-phase (Al₃Mg₂) as a function of temperature for an Al-4.5%Mg alloy²²⁾.

Fig. 7はAl-4.5%Mg合金の高温での電気抵抗の等温変化を求めることでβ相の再固溶時間を示している²²⁾。この合金をベースにZr, Mn, Mn+Zr, Mn+Zr+Scを添加した合金の電気抵抗からAl-Mg二元合金の電気抵抗を差し引いた電気抵抗変化をFig. 8に示す²²⁾。それぞれの化合物の析出のノーズと電気抵抗への寄与がわかる。

2.4 高温酸化

Al-Mg系合金は350°C以上に加熱されると、表面でマグネシウム酸化物が形成される。Al-Mg合金の酸化速度はMg濃度にも依存するが、高温になるにしたがって、直線則から対数則や放物線則に移行する。Fig. 9は5182缶蓋材の大気中での酸化物の重量変化を示す²³⁾。550°C以上では放物線則を示す。乾燥したCO₂雰囲気では酸化物生成が減少する。高温酸化時に水蒸気が存在すると、表面での膨れ(blister)が著しくなる²⁴⁾。

MgOの形成に関しては、"primary"と"secondary"の

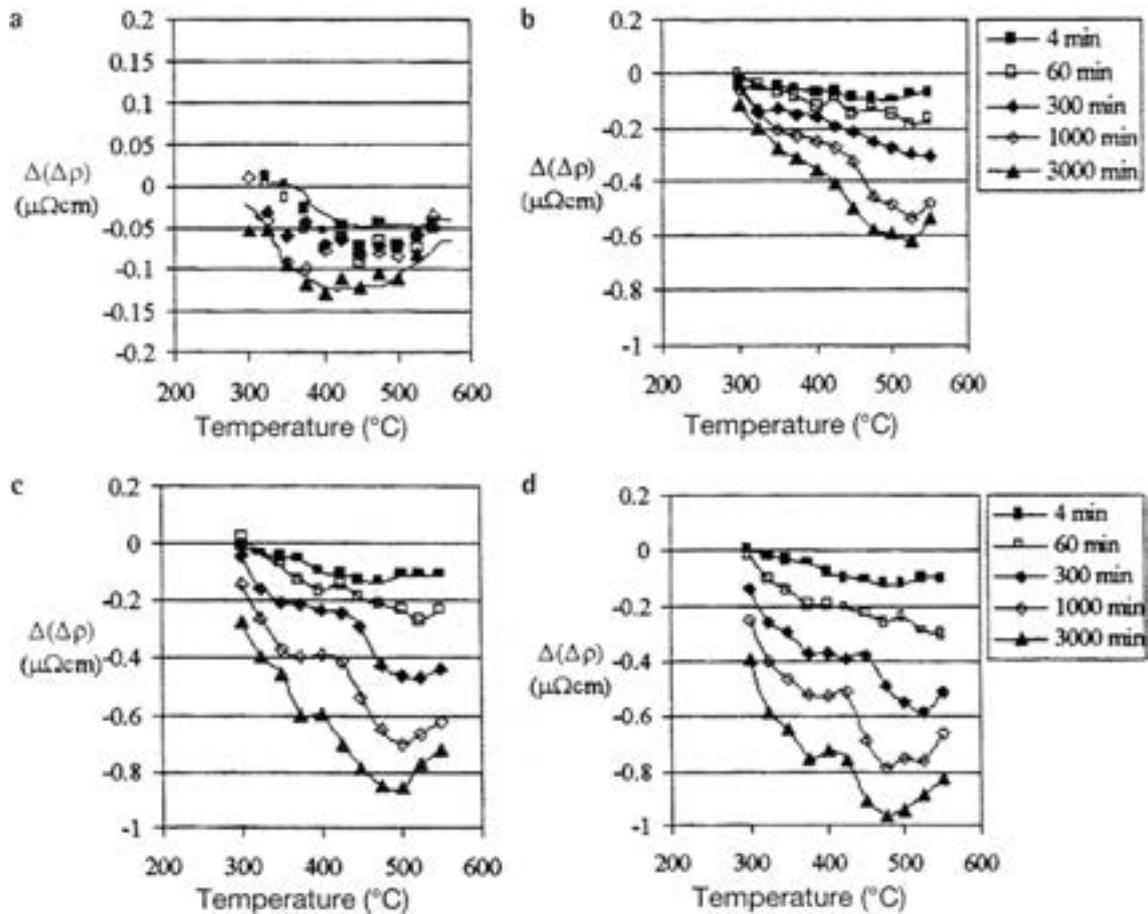


Fig. 8 Variation in resistivity on isothermal annealing as a function of time and temperature for a) Al-Mg-Zr, b) Al-Mg-Mn, c) Al-Mg-Mn-Zr and d) Al-Mg-Mn-Zr-Sc alloys²²⁾.

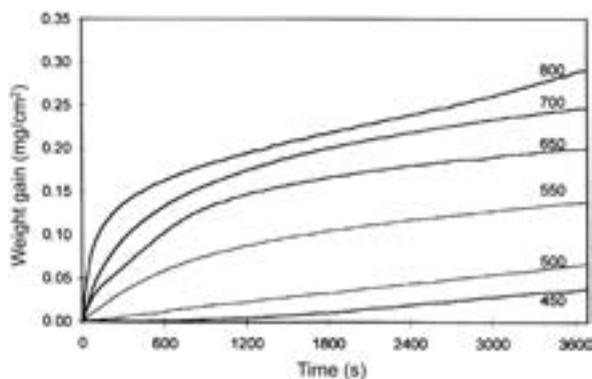


Fig. 9 Thermogravimetric analysis in air atmosphere for A5182 alloy which is used for can end stock²³⁾. The numbers above the curves mean temperature (°C).

MgO の二種類があり, primary MgO は非晶質の γ - Al_2O_3 と金属の界面で生成し, 結晶性の MgO か, Mg の蒸気圧が低いときにはスピネルの MgAl_2O_4 が形成される。secondary MgO は非晶質の γ - Al_2O_3 を Mg で還元して形成される。Field らは, Al-4.2%Mg 合金の高

温酸化を調べ, Fig. 10 で示すようなモデルを提案している²⁵⁾。初期に非晶質層と金属界面では primary MgO が, 非晶質層内では secondary MgO が形成される。温度が上昇するにつれて, primary MgO は粗大化し, サイズが大きくなるにつれて, 非晶質層を破り酸化反応が直線則に従うようになる。さらに高温では primary MgO が凝集し, 最後は堆積された MgO だけになり, 酸化物・金属界面は波型になる。

合金表層での Mg の酸化を抑制する方法としては, 加熱雰囲気中への H_3BO_3 , BCl_3 あるいは BF_3 の投入, 工業的には NH_4BF_4 , NaBF_4 のようなホウフッ化物を加熱炉内に投入することが多い²⁶⁾。NaBF₄ に関しては, 反応によって生じた BF_3 が Al および Al_2O_3 と反応して, 合金表層に AlF_3 および B_2O_3 からなる膜を形成する。この膜が緻密な構造で, 合金と雰囲気中の酸素を遮断し, Mg の酸化を抑制すると考えられていたが, 高砂らは, MgO の代わりに MgF_2 が形成されることで酸化が抑制されていることを明らかにした²⁷⁾。Al-Mg 合金の高温酸化を抑制するには, 10ppm 程度の Be 添加でも非常に有効である。その他, Ca も効果的であることが確認されている。MgO の酸化物が表面に存在すると,

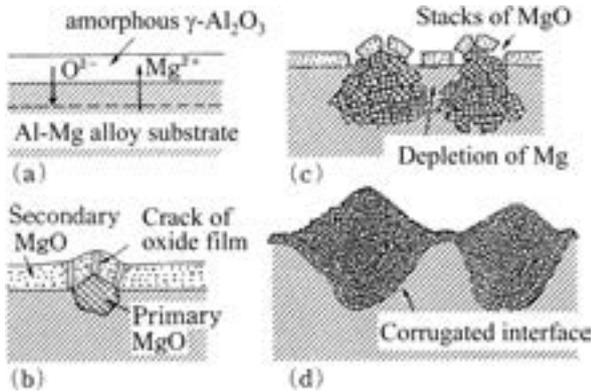


Fig. 10 Schematic diagram for high temperature oxidization of Al-Mg alloy. (a) initial stage of Al-Mg oxidation, showing doping of amorphous γ - Al_2O_3 overlayer by Mg^{2+} and oxygen transport to the oxide metal interface, (b) formation of MgO and disruption of amorphous overlayer by primary oxide nucleation and growth, secondary oxides of MgO become apparent at this stage, (c) with further oxidation primary oxide formation and penetration continues, (d) thick oxide films and a highly corrugated oxide/metal interface develop²⁵⁾.

塗膜の密着性を低下させるなどの問題があり、実用上はこの酸化物の制御が重要になっている。

2.5 過飽和固溶体の相分解と析出過程

Al 側の過飽和固溶体の相分解過程については、最近の研究では一般的に次のような析出過程にまとめられている^{28~31)}。



ss α は過飽和固溶体、GP ゾーンは δ'' と表記されることがある。なお、里らは電顕観察により、この δ'' 相は変調構造を持ち、GP ゾーンの前駆段階として位置づけていて、 β'' を GP ゾーンと考えている³²⁾。 β'' は ordered GP zone とか δ' と表記されるが、 Ll_2 型の規則相 (Al_3Mg) である³³⁾。 β' は格子定数 $a=1.002\text{nm}$, $c=1.636\text{nm}$ を有する半整合の六方晶の中間相 (Al_3Mg_2) で、析出硬化に寄与する。 β は格子定数 $a=2.824\text{nm}$ の fcc 構造を持つ平衡相 (Al_3Mg_2) である³⁰⁾。

以下には里らの実験結果を示すが、彼らの表記に従って記す。高濃度の Al-Mg 合金を低温で時効すると、 $\langle 100 \rangle$ 方向に Mg 強度が周期的に変動する変調構造ならびに Ll_2 型の規則構造が形成される。里らは Al-10 及び 14%Mg (以後、特に断わらない限り wt% をあらわす) 合金を用い、低温で時効すると変調構造と規則構造が形成され、これらの構造変化に対応して硬さ変化が生

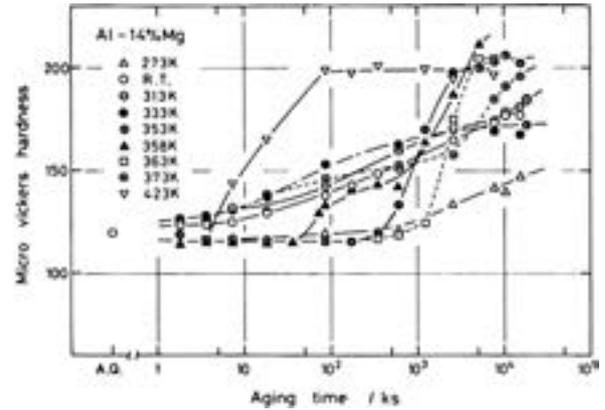


Fig. 11 Hardness changes during aging at 273-423K in Al-14%Mg alloy³⁴⁾.

じることを明らかにした。Fig. 11 は Al-14%Mg 合金の 273~423K での硬さ変化を示す³⁴⁾。353K 以下では初期に変調構造が形成されるために硬さは初期から徐々に増加するが、358K では変調構造が形成されないために初期に硬さが停滞し、次いで規則構造の形成に伴い硬さが増大する変化を示している。363K 以上の温度での時効硬化は中間相 β' の析出による。低温では濃度ゆらぎから次第に変調構造が形成され、この変調構造の Mg 濃度の高い領域で Ll_2 規則構造化が優先的に起り、次第に規則構造領域が拡大し、さらにこの領域は球状化していくのに対し、高温では変調構造が形成されないために、はじめから β'' (規則構造の GP ゾーン) が核生成・成長する。従って、規則構造には変調構造から連続的に形成される場合と、核生成・成長によって形成される二つのモードが存在すると、里らは考えている。 $\langle 100 \rangle$ 方向の濃度のゆらぎから変調構造、 Ll_2 規則構造への過程を Fig. 12 の電顕組織で示す³⁵⁾。Fig. 13 に Starink らがまとめた GP ゾーン、 β'' の溶解度を示す³⁰⁾。

150°C 以上では、 β' 、 β が析出する^{31,36)}。マトリックスとは次の方位関係を有する。(001) β' //(001)Al, [100] β' //[110]Al また、(100), (111), (210), (310) 面に平板状に、あるいは [100], [110], [120], [111] 方向に棒状に生成することが報告されている⁷⁾。150-200°C ではまず粒界に β がフィルム状に析出する。 β' の析出はまず粒界で生じ、PFZ を形成した後、粒内で析出が進行するといわれている。Fig. 14 は Al-9%Mg 合金の 150°C での析出状態である³⁶⁾。準安定相の板状析出物の β' はマトリックスと整合性を有し、Widmannstätten 構造を持つ。 β' は長時間時効するとその界面から β が析出し、 β は β' 相を消費して成長する。粒内析出は Mg 添加量が少なくなると減少し、Al-6%Mg 合金で粒内析出はわずかに観察されるだけである。粒内での析出のノーズは Al-6,7%Mg 合金では 250°C 付近で、Al-9%Mg 合金で 275°C 近傍にある³⁶⁾。中山らは Al-5%Mg 合金で 180°C、Al-10%Mg 合金で 220°C 付近にあ

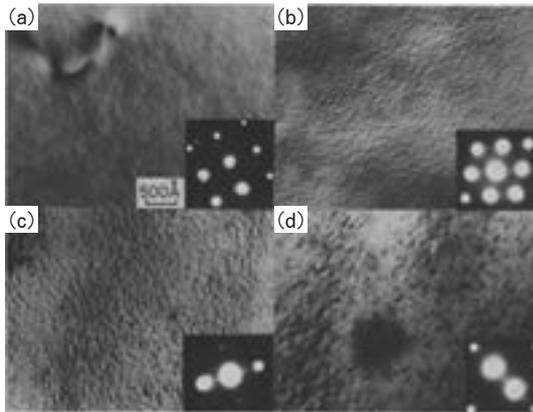


Fig. 12 TEM structures and corresponding diffraction patterns in Al-10%Mg alloy aged at room temperature for (a) 24h, (b) 168h, (c) 550h, (d) 153month³⁵⁾.

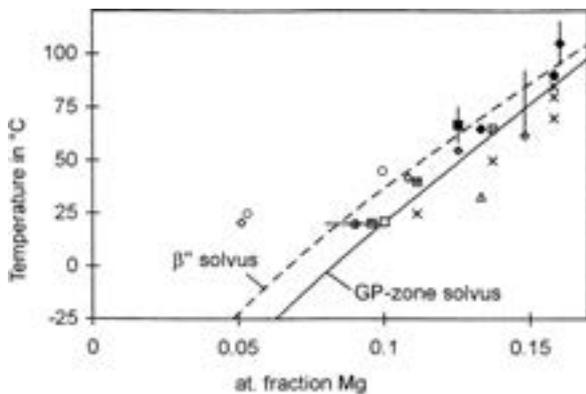


Fig. 13 GP zone and β'' solvus curves³⁰⁾.

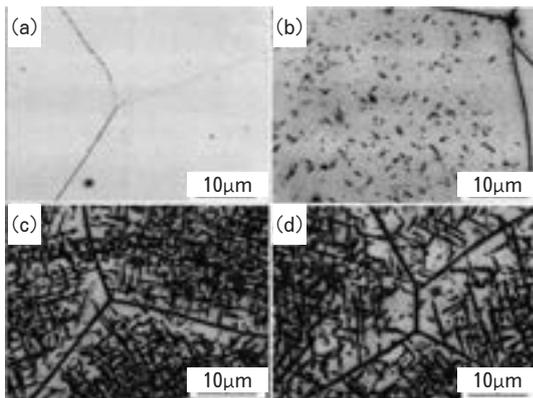


Fig. 14 Precipitates in the Al-9%Mg alloy solution treated at 450°C and aged at 150°C for (a) 24h, (b) 96h, (c) 384h, (d) 1440h³⁶⁾.

るとしている³⁷⁾。

β' は古くは転位ループ上に不均一に析出すると言われたが、転位ループとは無関係との報告もある^{31,38)}。伊藤らは、 β' の析出が不均一になる理由について製造時の冷

却速度の関係で調べ、凝固時の冷却速度が速い場合には四面体形状の微小ボイドが生じ、このボイドが β' 相の核生成サイトになるため、析出密度が高くなり、冷却速度が遅い場合には二次欠陥として転位ループが生じ、この転位ループ上には析出しないために析出密度が低下すると考えた。この微小ボイドの形成には強制固溶された水素が関与している³⁹⁾。

また、小宮らはすべり帯に沿って β' 相の無析出帯と析出帯でつくる層状の組成を見出して、その原因をすべり面上の転位がすべり帯上の空孔を吸収し、空孔濃度が低下したため、無析出帯が形成されると考えている⁴⁰⁾。

Al-Mg系合金の析出に及ぼす微量元素添加の効果に関しては、Agの添加が報告され、Al-10%Mgに0.5%Agを添加すると、中間相の析出が二元合金に比べ促進され組織は微細となり時効硬化量が著しく増大する⁴¹⁾。最近では自動車用材料として、塗装焼付け時の強度向上や強度低下を抑制する目的で微量のZnやCuが添加された合金も開発されている^{42~44)}。同様に粒界腐食感受性低減や応力腐食割れ性改善を目的として β 相の粒界上への連続的な析出状態を変えるためにZn, Cuが添加されることもある⁴⁵⁾。また船舶等にCu, Zn, Zrが添加された高強度Al-Mg合金5383, 5059合金も開発されている^{46,47)}。 β' , β 相は優先的に粒界に析出することを先に述べたが、室温時効で粒内に $L1_2$ 規則構造が形成されると、延性が極端に低下する。Fig. 15はAl-10%Mg鑄塊を430°C-10h+490°C-8hの溶体化処理・沸騰水焼入れ後、約13年間室温時効した時の耐力と伸びの変化を示している⁴⁸⁾。焼入れ時に20%の伸びを示したのが、約13年で1~2%に低下する。なお、Mg濃度が低くなると脆化する時期が遅れる。

3. Al-Mg系合金の加工性と組織変化

3.1 熱間加工性

3.1.1 高温脆性

Al-Mg系合金の熱間加工性では、Mg量が増えると変形抵抗が高くなり、押出加工や圧延加工が困難になる。特に工業的な圧延では、Mg量が5%を越すと耳割れや表面割れあるいはクロコダイル割れ(鱗口割れ)を生じやすくなる。これらの割れは粒界割れであることが多い。大塚らは高純度Al-4~6%Mg合金の高温脆化に及ぼす温度、ひずみ速度、応力、結晶粒度、合金濃度などの影響を系統的に調べた⁴⁹⁾。Fig. 16はこの結果の一例で、断面減少率と温度・ひずみ速度との関係を示す。ひずみ速度が一定の場合、延性-温度曲線の上に二つの谷が出現する。低温側の第1の谷は比較的浅いもので、動的ひずみ時効に起因した低下であると考えられている。高温側の第2の谷が高温脆性であり、谷の深さはひずみ速度によらずほぼ一定であるが、谷の出現温度はひずみ速度が高いほど高温側へ移行している。延性は結晶粒径

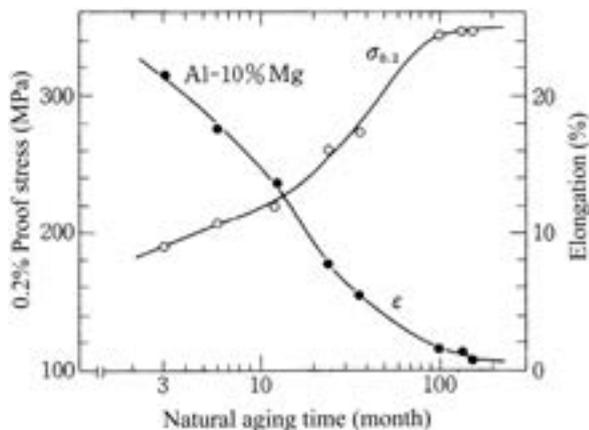


Fig. 15 Changes in 0.2% proof stress and elongation during 13 years aging at room temperature for the cast Al-10%Mg alloy solution heat treated at 430 °C -10h and 490 °C -8 h and quenched into boiled water⁴⁸⁾.

が大きくなる程, また Mg 量が多くなる程低下する。Fig. 16 は Z パラメータ ($Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/T)$, 温度補償ひずみ速度因子) を用いるとほぼ一本の曲線上に重なり, 延性の最小値は $Z \cong 3 \times 10^9 \text{s}^{-1}$ で出現する。 $Z = 3 \times 10^9 \text{s}^{-1}$ に相当する 773K でのひずみ速度を求めると $\dot{\epsilon} \cong 2.3 \text{s}^{-1}$ となる。この値は Al-Mg 合金の工業的な熱間圧延のひずみ速度にほぼ相当しており, 圧延における激しい耳割れなどは Fig. 16 に示した引張試験における延性低下と対応する⁴⁹⁾。

Al-Mg 合金の延性の低下について, 大塚らは固溶体強化による高い変形応力, 変形時の粒界の液状化, 粒界すべりによる応力集中で, キャビティが生成し, これが粒界すべりによって拡大, 連結して起る粒界破断に起因するものと考えた⁴⁹⁾。この高温脆化現象の解明に, 菅野らの研究グループは精力的に取り組み⁵⁰⁾, まず水素との関連を調べ, 岡田らは, 高温脆化は合金中の不純物である水素およびナトリウムの相乗効果によって生じる現象であることを明らかにした⁵¹⁾。さらに堀川らは Al-Mg 合金の高温延性に及ぼす極微量 Na の影響を調べた^{52,53)}。Fig. 17 は Al-5 %Mg 合金の断面減少率と試験温度の関係を示す。Na 量の減少に伴い 300°C 付近を中心とした脆化の谷が浅くなり, 最終的にその谷そのものも消失する。1.8ppmNa では典型的な粒界破壊で, 一方, 0.01ppm では粒界割れは観察されず, 粒内破壊を示した。この原因を Na が粒界偏析するためと考えている。Talbot らは前述したように Na は水素量を増加させる要因として考えている。さらにこの Na の作用を抑える方法として, Bi 添加が有効であることを報告している^{54,55)}。Al-Mg-Cu 合金の熱間圧延は Al-Mg 合金よりもさらに熱間割れ感受性が高い。これは, 後述するが AlCuMg 系の T 相 ($\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$) が熱間加工中に粒界析出し⁵⁶⁾, 447°C では $L \rightleftharpoons \text{Al} + \text{T} + \beta$ の共晶反応によ

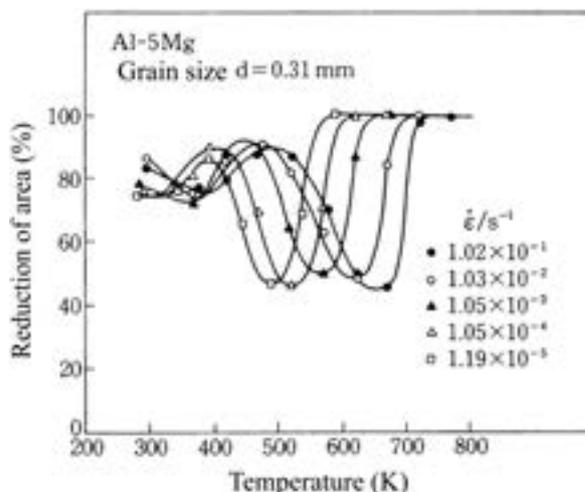


Fig. 16 Effects of strain rate and temperature on the reduction of area in the tensile test for an Al-5 %Mg alloy (Grain size : 0.31mm)⁴⁹⁾.

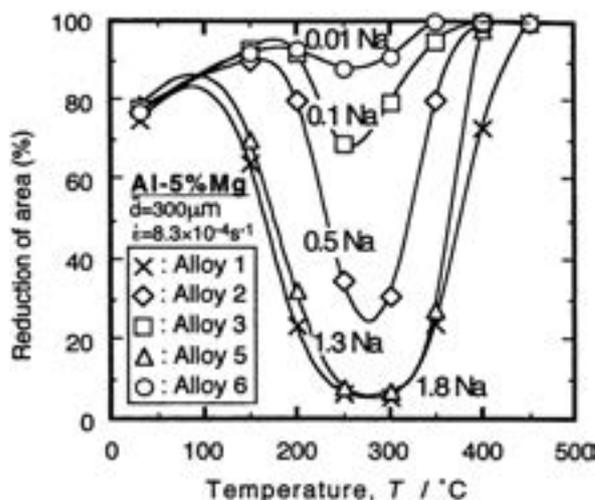


Fig. 17 Effect of trace sodium on the reduction of area of the argon-melted Al-5 %Mg alloys using high purity base metals^{52,53)} (Na : mass ppm).

り共晶融解が生じて熱間圧延割れの原因となる。このため T 相を再固溶させて析出させないように圧延するか⁵⁷⁾, 共晶融解温度以下で圧延することが必要になる。割れの原因として, 加工中の β 相や T 相などの粒界偏析, 粒界析出も大きな要因となっている。

3.1.2 熱間加工中の組織変化

純アルミニウムの動的復旧過程は, 銅やニッケルに比べて積層欠陥エネルギーが高いために, 動的回復が支配的とされている。しかしながら, Al-Mg 系合金では Mg 濃度が高くなるにつれて積層欠陥エネルギーが低下し, その動的復旧過程は動的再結晶になるといわれている⁵⁸⁾。

Fig. 18 は Al-Mg 合金の高温圧縮試験での真応力-真

ひずみ曲線に及ぼす Mg 量の影響を示す⁵⁹⁾。99.99%Al に Mg 量を1~10% 添加した合金を $0.9 T_m$ の温度で軸方向に50% 圧縮した試料の応力-ひずみ曲線である。圧縮試験後直ちに急冷したマイクロ組織を Fig. 19 に示す⁵⁹⁾。99.99% アルミニウムではほとんど再結晶せず、等軸状の亜結晶粒が観察される。Al-1%Mg 合金では

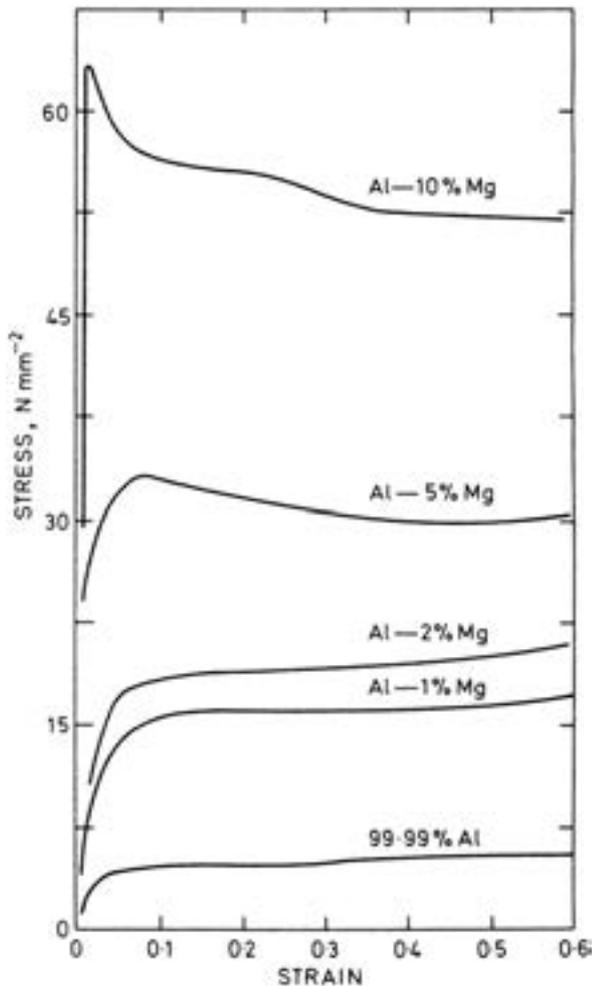


Fig. 18 Effect of Mg content on the true stress-true strain curves of Al-Mg alloys deformed in axisymmetric compression at $0.9 T_m$ ⁵⁹⁾.

加工を受けた結晶粒の近傍で新たな結晶粒の生成がみられる。Al-5%Mg 合金では、強加工された結晶粒の近傍では再結晶粒が生成し、粒内では高密度の転位を含んだセル状の亜結晶粒が観察され、動的再結晶が生じている。最近の99.999%の高純度アルミニウムで動的再結晶が見出された^{60,61)}ので、溶質原子や不純物原子と積層欠陥エネルギーの関係はさらに検討が必要であろう。

堀江、中村らは連続鍛造した Al-Mg 系鋳塊を用い、ねじり試験で熱間加工性と高温変形中の組織変化を調べた。Fig. 20 は Al-5.01%Mg 合金のひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 6.69 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ における応力-ひずみ曲線の試験温度による変化を示す⁶²⁾。450°C ($0.78 T_m$) から 550°C ($0.90 T_m$) の試験条件で、応力-ひずみ曲線は最高応力に達した後、いったん応力は低下し、その後定常変形となり、動的再結晶の特徴を有している。この動的再結晶となる条件で加工すると延性は向上し、500°C 付近で最大となる。この応力低下について、Poschmann らは、TEM 観察から転位壁が亜結晶粒に変化するために生じたと考えている⁶³⁾。

Al-Mg 合金の動的復旧過程 (Dynamic Restoration Mechanism) については、動的回復 (DRV: Dynamic Recovery) と動的再結晶 (DRX: Dynamic recrystallization) に分類される^{64~66)}。DRV は転位のダイポールの消滅と同符号の転位の再配列による亜結晶粒への移行の連続的なプロセスであり、DRX は一般的には大角を有する新粒の不連続的な核生成・成長プロセスであるが、最近この不連続 DRX と異なる動的再結晶機構が McQueen らによって提唱されている^{64~67)}。元の等軸結晶粒が大変形により薄く伸ばされ、鋸歯状に波打ってくる。この鋸歯の波長は亜結晶粒と同じである。この波打った粒界は結晶粒が伸びてくると、平行になった結晶粒の反対側の粒界と接触する。反対側の粒界と相互に侵入し、その結果亜結晶粒と同等の大きさの等軸結晶粒となる⁶⁸⁾。この粒界の生成は幾何学的な波打ちに依存し、通常の意味での新粒の生成ではないので幾何学的動的再結晶 (Geometric DRX) と呼ばれている。この模式図を Fig. 21 に示す⁶⁸⁾。また Al-5.8%Mg 合金のねじり試

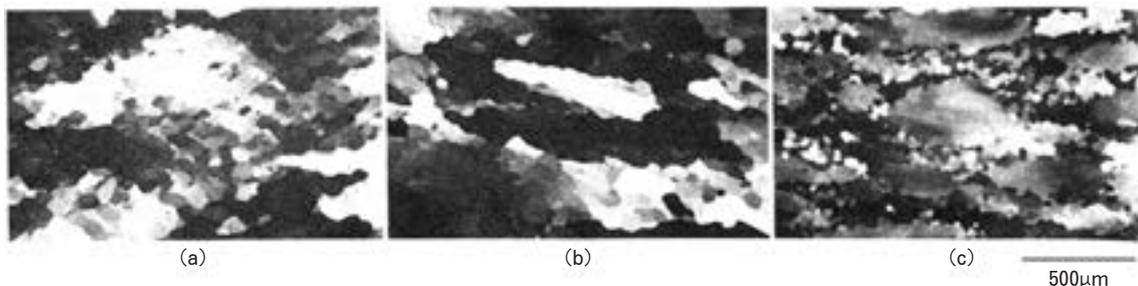


Fig. 19 Microstructures of the specimens, (a) 99.99%Al, (b) Al-1%Mg, (c) Al-5%Mg which were quenched after 50% hot deformation by axisymmetric compression at $0.9 T_m$ ⁵⁹⁾.

験後のマイクロ組織変化を Fig. 22 に示す⁶⁹⁾。Humphreyらはこの再結晶を連続再結晶の一種と位置づけている⁶⁸⁾。

Humphrey と Drury は、高純度の Al-4.9% 合金押出材から切り出した試験片を焼鈍で結晶粒径を調整した後、圧縮試験により高温変形中の挙動を調べた^{70,71)}。低温や高ひずみ速度での高応力下では、不均一変形となり、変形帯が形成される。その後、変形帯は大角粒界となる。一方、低応力下での変形では、"コア・マントル"型組織となり、ダイヤモンド状の結晶粒を示す。この旧粒界で

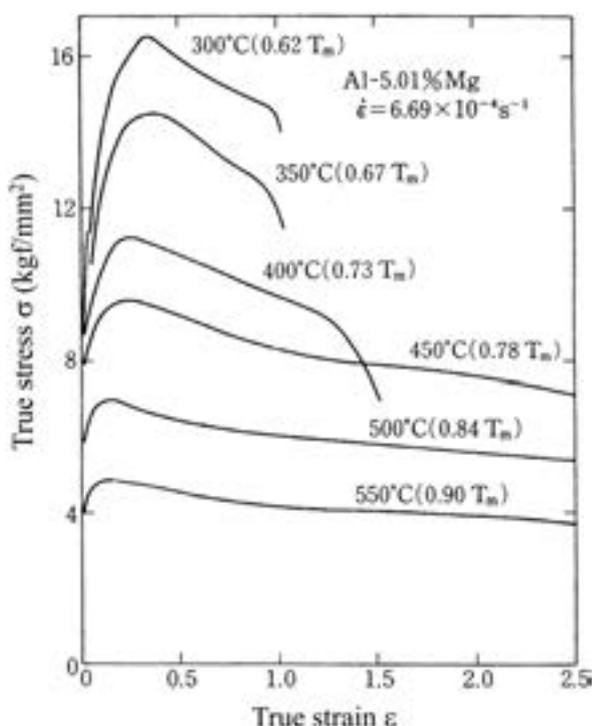


Fig. 20 Effect of deformation temperature on torsion stress-strain curves of Al-5.01%Mg alloy at a constant strain rate of $6.69 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ⁶²⁾.

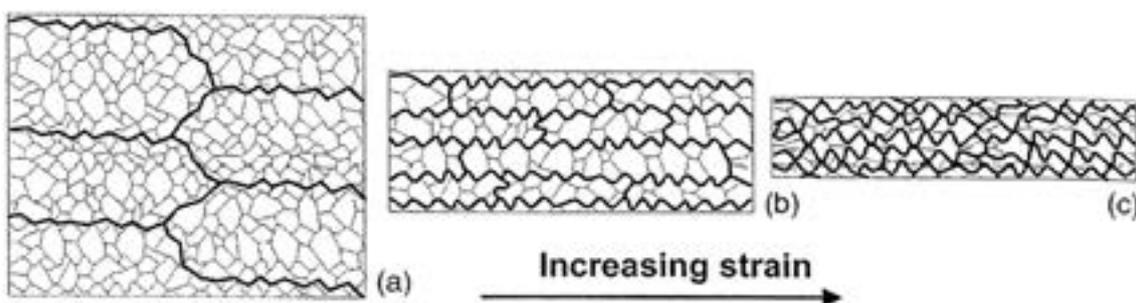


Fig. 21 Schematic diagram of geometrical dynamic recrystallization⁶⁸⁾. As the deformation progresses, the serrated HAGBs (high angle grain boundary, thick line) become closer, although the subgrain size remains approximately constant. Eventually the HAGBs impinge, resulting in a microstructure of mainly high angle boundaries.

は、微細な等軸の結晶粒が形成される。上記の組織形態を Fig. 23 に示す。この後者の"コア・マントル組織"の形成過程を模式化したのが Fig. 24 である。低応力下では変形帯は形成されず、粒界すべりが生じて、三重点で粒界転位が集積する (Fig. 24 (a))。この応力集中を緩和するために粒界の変形が生じる。局所的な粒界移動により粒界はふくらみ始める (Fig. 24 (b))。粒界すべりと粒界移動によりマントルが形成され (Fig. 24 (C))、この部分が剪断力を受けることにより、格子回転が生じる (Fig. 24 (d))。この過程で方位差が生じ、粒界近傍で亜結晶粒が形成され粒内へ進行する。方位差が約 10° 以上になると新しい結晶粒として認められる。この過程は McQueen らのモデルと似ている。回転再結晶と呼ばれ動的再結晶の一種であるといえる。

Sheppard らは Al-Mg 系合金の押出や圧延を試み、その変形途中の加工組織を調べた⁷²⁾。Al-2~3%Mg 合金では動的回復だけであるが、Al-5%Mg-0.7%Mn 合金 (5456 合金) では動的回復した亜結晶粒と動的再結晶した小さな結晶粒を有する二重の加工組織になっていることを報告している。この小さな再結晶粒は、元の結晶粒の粒界上に存在していて、粒内には転位の network やピンニングされた転位が観察されている。このような転位組織は静的再結晶した粒内には通常観察されない。また、上記の再結晶粒は $0.5 \mu\text{m}$ 程度の第二相粒子の近傍でも存在するが、これは第二相粒子近傍に高密度の転位が集積し、このひずみを緩和するために大角の方位差が形成されるためと考えられている。Al-7%Mg-0.7%Mn と Mg 量が増えると、上記の動的再結晶による微細粒が全面に観察され、 $5 \mu\text{m}$ 以下の結晶粒径となる。彼らは Mg の濃度が増すと転位の運動を妨げ、転位の切り合いによってできた障害物や、さらにタングルした転位を生成しやすいサブミクロンの第二相粒子で、転位のクラスターができ、大角の粒界を形成するといった動的再結晶の機構を考えている。彼らは、Mg が積層欠陥エネルギーを低下させるといった直接的な証

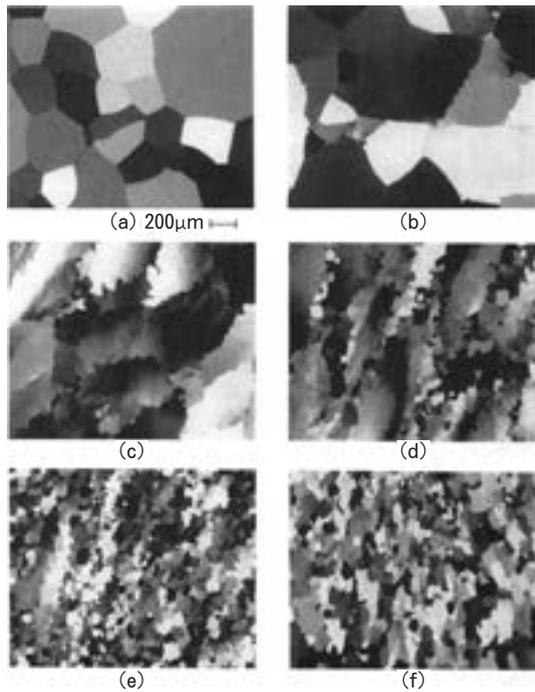


Fig. 22 Optical micrographs of chord sections from the 3/4-radius position cross section of Al-5.8at%Mg alloy torsion specimens deformed to outer fiber equivalent uniaxial strains of (a) 0.0, (b) 0.18, (c) 1.13, (d) 2.10, (e) 4.29, and (f) 9.0. The torsion axis is horizontal in each micrograph⁶⁹⁾.

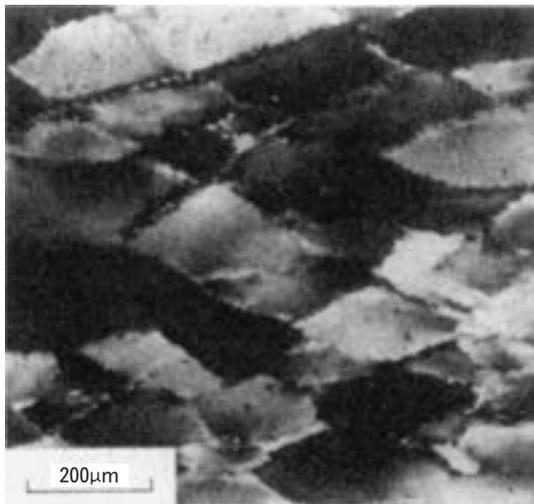


Fig. 23 Microstructure showing the diamond grain shapes^{70, 71)}. ($\epsilon = 0.5$, $T = 673\text{K}$, $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$)

抛はないと述べている⁷³⁾。また、Fig. 25 は 5052 と 5454 合金の板の耳率に及ぼす Z パラメータの影響を示す⁷⁴⁾。5454 合金の方が小さい耳率を示すのは、圧延温度が低い程、立方体方位が生じやすいため、これは 5454 の方が Mn を含む化合物が多く分散し、再結晶粒

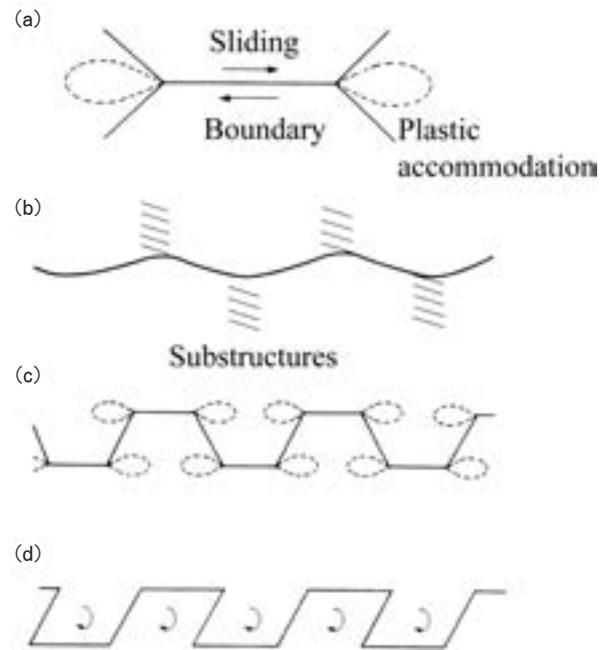


Fig. 24 Schematic diagram of the formation of the core and mantle structure^{70, 71)}. (a) Grain boundary sliding, leading to stress concentration at the triple points. (b) Boundary bulges formed by local migration. (c) Part sliding, and part dislocation motion, leading to mantle formation. (d) Shear of bulges in mantle, leading to asymmetric bulges and local lattice rotations.

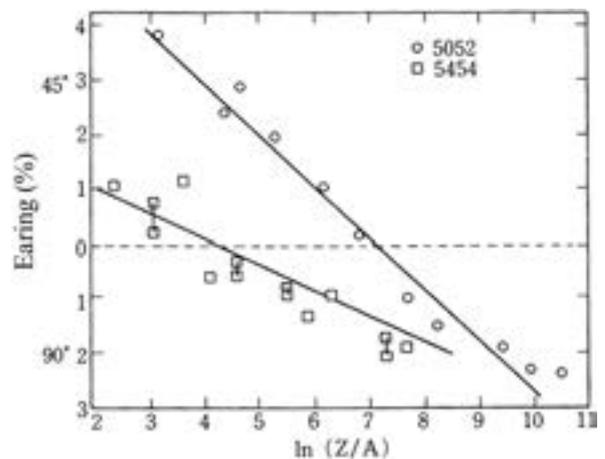


Fig. 25 Effect of hot rolling parameters on earing behaviour of AA5052 and AA5454 sheets after hot rolling and annealing (constant strain rate)⁷⁴⁾.

が微細になることと関連している。

以上のように、Al-Mg 系合金の熱間加工組織は Mg 量、第二相粒子の存在状態、加工条件によって変化するが、熱間加工組織を組織制御することは、機械的性質や耳率の改善にとって重要である。Mg 量が低い場合には

動的回復により亜結晶粒が形成されるが、この亜結晶粒径 d は Z パラメータを用い、次の式で表わせる。

$$d^{-m} = a + b \ln Z$$

ここで、 a , b , m は定数であり、アルミニウム合金では $m = 1$ の場合が多い。変形速度が大きい場合や変形温度が低い場合、すなわち、 Z が大きくなると亜結晶粒径は小さくなる。亜結晶粒径が小さくなると、室温での耐力が増加する。いわゆる、Hall-Petch の式に似た関係式が得られる。Fig. 26 は Al-2.0%Mg 合金と純アルミニウム (1050 合金) の耐力と $\ln Z$ の関係を示したものである⁷⁵⁾。

田中らは、5083 合金に Zn, Cu, Zr を添加した合金を作成し、ロールを加熱した温間圧延機を用い、200~400°C で恒温圧延を行った⁷⁶⁾。Fig. 27 に示すように、圧延までは、いずれの材料も {011} <211> Brass 方位が主方位で、その他 {123} <634> S 方位, {112} <111> C 方位への集積も見られる。Fig. 28 はその恒温圧延した材料の軟化処理後の ODF 解析である。200°C 圧延材では、軟化処理で {001} <100> Cube 方位, {011} <100> Goss 方位, {011} <122> P 方位への集積が認められる。300°C 圧延材は Brass 方位をはじめとする β 方位群の方位密度以外に、Goss 方位や {001} <310> 方位が若干認められる。400°C 圧延材は軟化処理後も圧延ままとほぼ同じ集合組織を示す。これは、温間圧延中の Al_3Zr の微細析出が熱的に安定な下部組織形成に寄与し、亜結晶粒が軟化処理後も存在できるためと考えている。この結果、温間圧延で高耐力の合金が開発できることと、45° 方向での r 値が高くなるため、平均 r 値も高い材料が得られ高深絞り用材料が開発できる

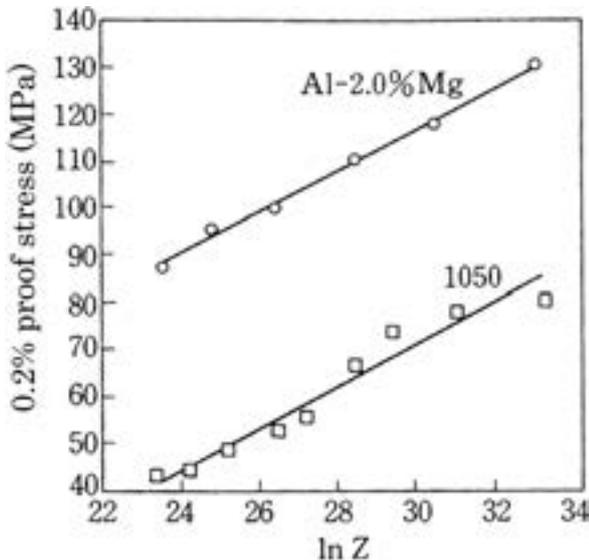


Fig. 26 Effect of Z parameter on proof stress of Al-2.0%Mg and 1050 hot rolled band⁷⁵⁾.

ことを示した⁷⁷⁾。

3.2 冷間加工・回復・再結晶

3.2.1 加工硬化、焼鈍と調質

Al-Mg 系合金は、Mg 量が 7% 以下ではほとんど析

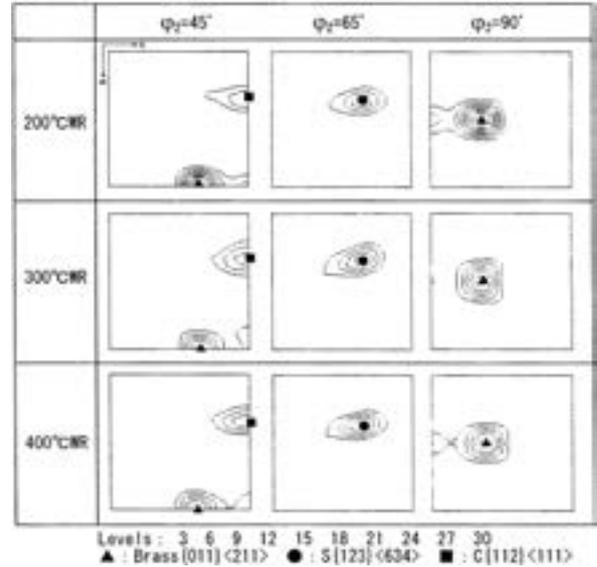


Fig. 27 ODFs of warm rolled sheets before final annealing (as warm-rolled)⁷⁶⁾, $\phi_2 = 45^\circ, 65^\circ, 90^\circ$.

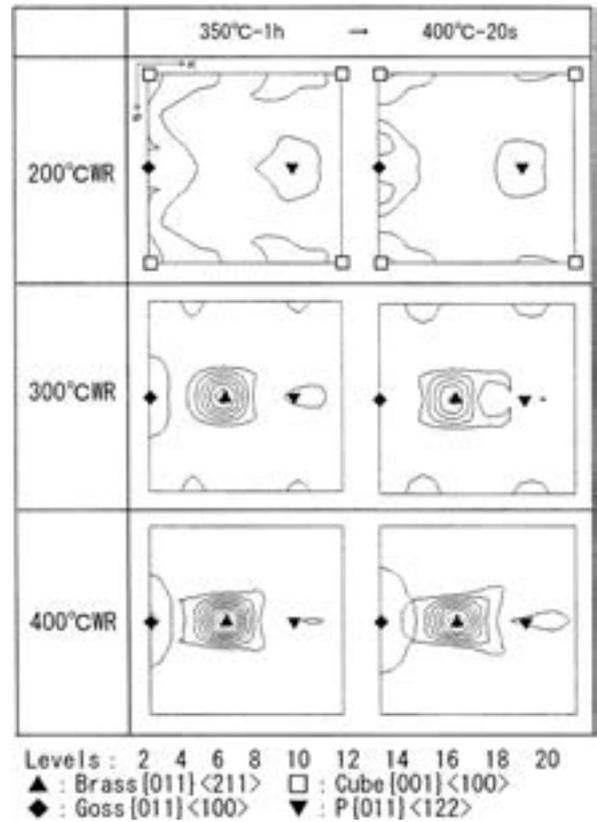


Fig. 28 ODFs of warm rolled sheets after final annealing⁷⁶⁾, $\phi_2 = 90^\circ$.

出硬化を示さない。7%以下のAl-Mg系合金は加工硬化により高い強度を得ることができる⁷⁸⁾。Fig. 29は代表的なAl-Mg系合金の加工硬化曲線⁷⁸⁾で、約75%の加工度の強度を硬質材と呼び、調質記号ではH18と表わす。一方、焼鈍により完全に再結晶させたものを軟質材と呼び、Oと表わす。O材とH18材の中間の強度を有する調質をH14、O材とH14材、H14材とH18材の中間をそれぞれH12、H16と表わす。また、加工硬化後適度に軟化させたものを強度の高い順にH28、H26、H24、H22と表す。

冷間加工では、加工によって多数の転位と点欠陥が導入される。このことは冷間加工後の密度変化からも分かる。Al-4.4%Mg合金に80%の冷間加工度を与えると、0.076%密度が小さくなる⁷⁸⁾。

加工硬化したAl-Mg合金は室温で時効軟化する。Fig. 30は加工硬化させたAl-6%Mg合金の室温での時効軟化を示す⁷⁸⁾。時効軟化は冷間加工度やMg量が増加すると、その傾向が増大する。この時効軟化はタンゲルした転位の緩和過程、あるいはすべり線上への β 相の優先析出として考えられている。工業的には時効軟化を防止することが必要で、あらかじめ120~175°Cで加熱して時効軟化を促進し、安定化させる。このような安定化処理を調質記号ではH3nで表示する。

3.2.2 加工組織と回復・再結晶組織

Fig. 31はAl-4.5%Mg合金板（冷間加工度65%）の焼鈍過程でのミクロ組織の変化を示す⁷⁹⁾。280°Cでは元の結晶粒界で再結晶粒が生成しているのがわかる。320

~340°Cで再結晶が完了し、380°Cで二次再結晶が生じている。Fig. 32はAl-5at%Mgの60%冷間圧延後のTEM組織である⁸⁰⁾。多くの{111}すべり面に平行な薄い(0.10 μ m)マイクロバンドがほぼ圧延方向に沿って生成しているのが分かる。Al-Mg合金の冷間圧延の加工度を上げていくと、Mg量が多い程、また冷間加工度が高い程、Fig. 33に示すような剪断帯(shear band)

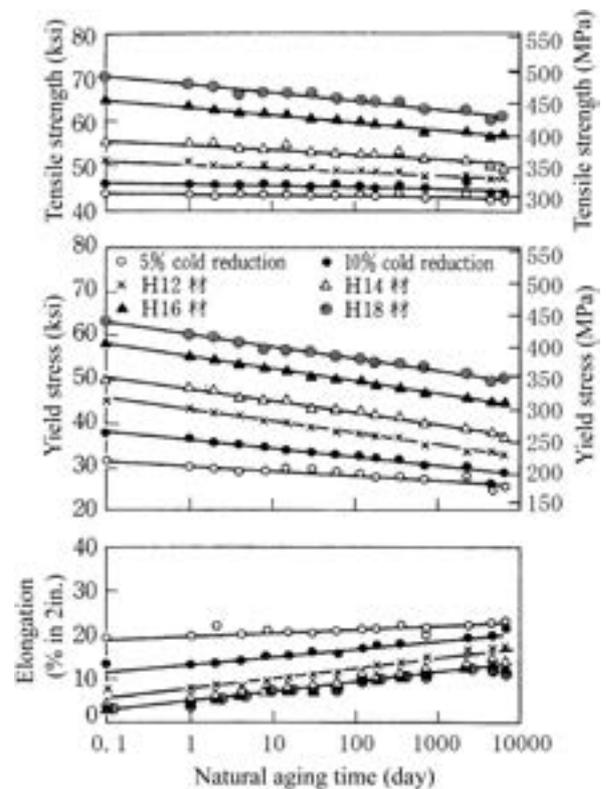


Fig. 30 Age softening of strain hardened Al-6%Mg alloy sheet at room temperature⁷⁸⁾.

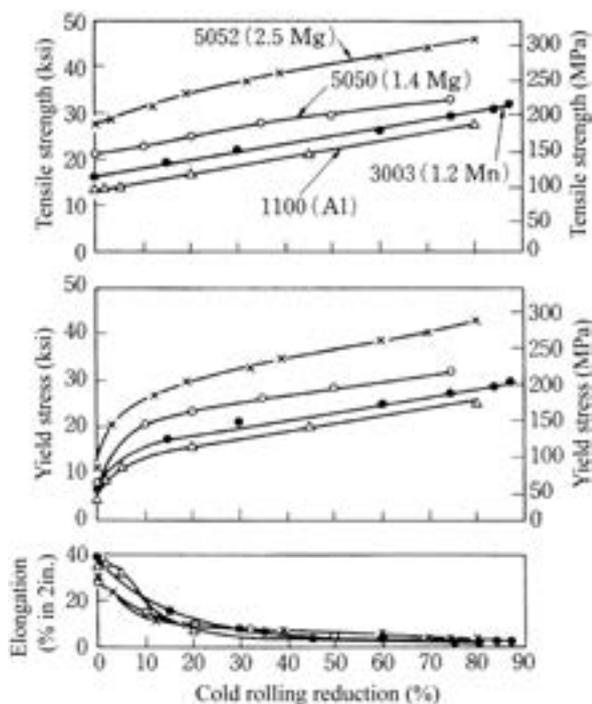


Fig. 29 Work hardening curves for alloys 1100, 3003, 5050 and 5052⁷⁸⁾.

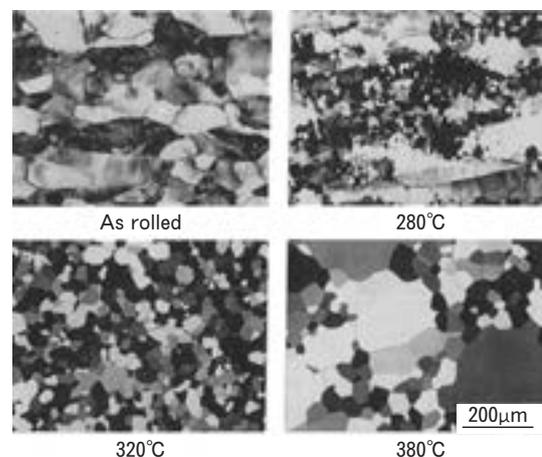


Fig. 31 Changes of microstructures during annealing for cold-rolled Al-4.5%Mg alloy sheet (cold rolling reduction: 65%)⁷⁹⁾.

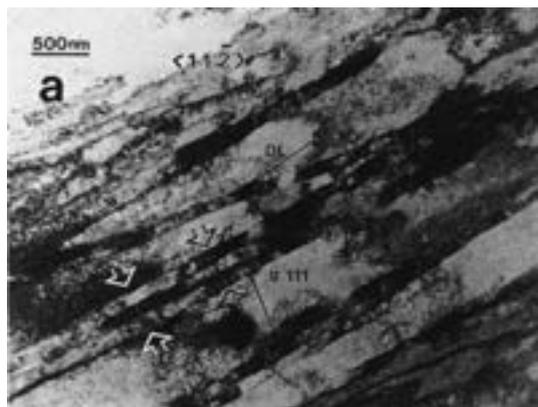


Fig. 32 Microstructure evolution after 60% cold rolling for Al-5 at%Mg alloy⁸⁰⁾. Many of the MBs (microbands) are aligned with the rolling direction DL.



Fig. 33 Shear bands in cold rolled Al-4.5%Mg alloy⁸¹⁾.

を形成しやすい⁸¹⁾。この剪断帯を 125~150°C で長時間加熱処理すると、 β 相が剪断帯上に析出するため、明瞭に観察できる。マイクロ組織で観察される剪断帯は、圧延方向に対して約 20~40°の角度をなして、板厚全体に生じることもある。Koken らは、85% の冷間加工を与えた Al-4.8%Mg 合金を塩浴炉中で 215~325°C に加熱してその再結晶過程を調べた⁸²⁾。215°C で 2 min 後にはセル組織が形成され剪断帯の境界はマトリックスの方へ張出し始めていた。元の結晶粒界よりも先に剪断帯で再結晶が始まるが、さらに高温になると剪断帯からの再結晶は成長が遅く、元の結晶粒界からの再結晶が優先的になることを明らかにしている。

高純度 Al-Mg 合金を 95% 冷間圧延すると、Mg 量が 3% 以上では Fig. 34 に示すように β -fiber に沿った $\{112\} \langle 111 \rangle$ C 方位と $\{123\} \langle 634 \rangle$ S 方位の範囲の方位が減少し、 $\{110\} \langle 112 \rangle$ Brass 方位が増加する⁸³⁾。小泉らは、これは Mg 量が増加すると剪断帯が β 繊維集合組織に沿った $\{112\} \langle 111 \rangle$ C 方位と $\{123\} \langle 634 \rangle$ S 方位の間に位置する結晶粒で形成され、 $\{112\} \langle 111 \rangle$ C 方

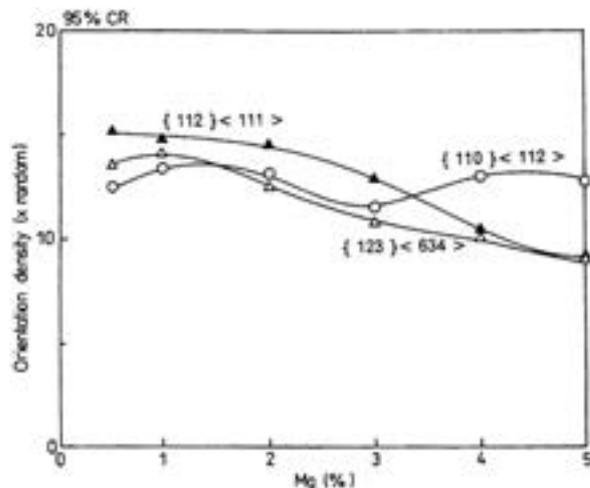


Fig. 34 Effect of Mg content on orientation densities of main rolling texture component, $\{112\} \langle 111 \rangle$ C, $\{123\} \langle 634 \rangle$ S and $\{110\} \langle 112 \rangle$ Brass⁴⁸⁾.

位が不安定となり圧延直角方向で回転しやすくなるため、結果的に Mg 量に依存しない $\{110\} \langle 112 \rangle$ Brass 方位が増加すると考えている。この冷間圧延材を 300°C で完全に再結晶が完了するまで焼鈍させた時の極点図を Fig. 35 に示す⁸³⁾。 $\{100\} \langle 001 \rangle$ Cube 方位、 $\{123\} \langle 634 \rangle$ S 方位が主な再結晶集合組織であるが、Mg 量が増えるに従い、 $\{123\} \langle 634 \rangle$ S 方位が減少し、Mg が 3% までは $\{100\} \langle 001 \rangle$ Cube 方位が増加するが、3% を超すと、Mg 量とともに減少する。小泉らは 3% を越すと $\{100\} \langle 001 \rangle$ Cube 方位が減少するのは、剪断帯が $\{100\} \langle 001 \rangle$ Cube 方位を有する再結晶粒の核生成を抑制するためと考えている。一方で、 $\{100\} \langle 013 \rangle$ 方位が増加するが、この方位は、圧延集合組織の $\{112\} \langle 111 \rangle$ C 方位と $\langle 111 \rangle$ 軸のまわりに 40°回転した関係にあって、この $\{112\} \langle 111 \rangle$ C 方位の中に成長していくためと考えている。剪断帯に関して、稲垣らは 0.5~5%Mg 合金に 95% までの冷間圧延を行い、その発生状況を検討し、Mg 量が 2.5% を越すと顕著になり、多くの場合、同じ結晶粒内に二種類の剪断帯が共存することを報告している⁸⁴⁾。加工度が小さい場合には、粒内に二種類のすべり系が存在し、加工度が 50% になると圧延方向に対し 35~40°傾いた剪断帯が観察され、結晶粒界には段差 (offset) が生じる。この段差から、Fig. 36 に示すように片側または両側の結晶粒に剪断帯が成長する⁸⁴⁾。さらに強加工すると、あたかも一本の剪断帯がいくつかの結晶粒を貫通し、まっすぐな線として観察される。稲垣らは、剪断帯が結晶粒界から生じていることから、隣接する結晶粒の方位関係が結晶粒界での段差および剪断帯の形成に影響があると考えている。

剪断帯の形成機構に関しては多くの研究があり、単結晶と多結晶では異なる。中山らは Al-3%Mg 合金単結

晶を用いて剪断帯の生成機構を調べた^{85,86)}。剪断帯は{111}すべり面から若干偏奇した波状のすべり線で形成され、これらが集合、近接することで発達する。電顕観察からは、加工度が小さい場合は、等軸で幅広い境界を有するセル組織が形成され、少し加工度が増すと整列したマイクロバンドとなり、50%以上の加工度で剪断帯となって、マイクロバンドから剪断帯が形成されることを見出した。多結晶の場合には、KorbelらはAl-4.8%Mg合金の研究から、結晶粒内のマイクロバンドが結晶粒界に衝突してマクロ的な剪断帯が生成すると述べている^{87,88)}。加工による下部組織の形成については、その用語の定義も含めて、Bayらがまとめている⁸⁹⁾。

Hurleyらは、Al-0.1%Mg合金を冷間圧延し、圧延後の結晶粒内部をEBSDとTEMにより下部組織を調査して二種類のバンドが形成されることを明らかにし

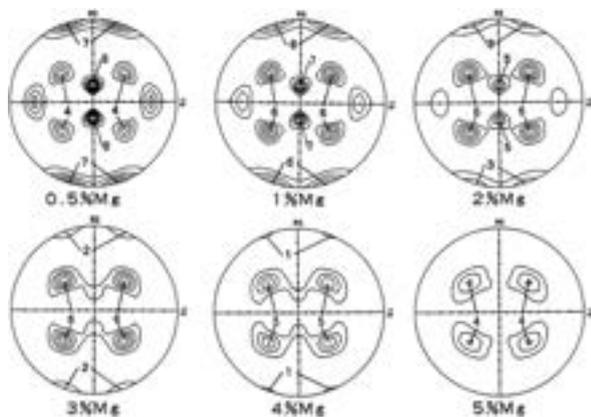


Fig. 35 {111} pole figures of Al-0.5, 1, 2, 3, 4 and 5%Mg sheet cold rolled 95% and annealed at 300 °C up to complete recrystallization⁸³⁾.

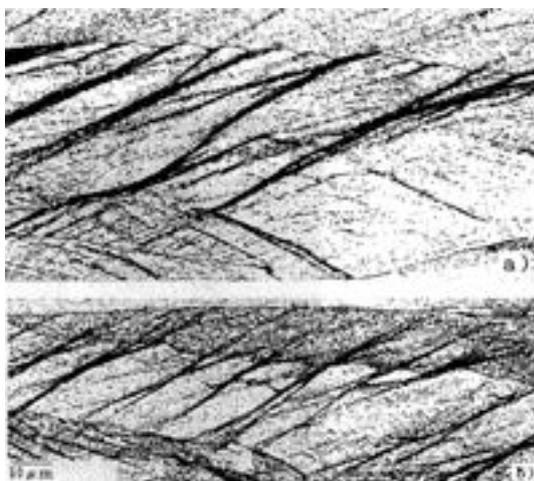


Fig. 36 Share bands in Al-5%Mg alloy sheet cold rolled 70%. Nucleation of shear bands occurred in (a) only on one side of grain boundary, whereas in (b) on both sides of grain boundary⁸⁴⁾.

た⁹⁰⁾。一つは圧延方向とほぼ35°の角度をなして平行に伸ばされたセル帯で、このセルの中はさらに小さなセルに分割されている。加工度を大きくすると伸ばしたセルを横切るバンドが形成される。これをマイクロシェアバンドと名付けている。マイクロシェアバンドは幅が1μmで間隔が5~10μmで圧延面に対し20~30°傾いている。これらの二つのバンドの関係をFig. 37に示す⁹⁰⁾。Humphreysらは同合金を20~400°Cで平面圧縮試験することで、高温でも二種類のタイプのバンド組織を確認している⁹¹⁾。第一のバンドは小角を有するバンドでどの温度でも形成され、圧延方向に対する角度はひずみ量と温度に依存する。第二のバンドは、前述の冷間圧延でのマイクロシェアバンドと同じで、第一のバンドを横切り、TD軸周りで大きな方位差を持ち、高温ほど幅広くなって、結晶粒径に匹敵する剪断帯を形成する。剪断帯の形成については、マクロ的な観点で、板厚全体を貫く変形の局在化についてサンプルスケールの剪断帯形成の観点からも検討されている⁹²⁾。

剪断帯と再結晶の関係については、剪断帯は高密度に転位が局在化しており、再結晶の核生成に有利に働くと考えられている。Englerは粗大な結晶粒を持つ高純度のAl-3%Mg合金を用い、冷間圧延後ソルトバス中で350°Cに加熱して再結晶生成機構を調べた⁹³⁾。97.5%の冷間圧延材の集合組織は{112}<111>C方位、{123}<634>S方位、{110}<112>Brass方位と連なるβ繊維集合組織であった。350°Cで30秒加熱すると主として立方体方位であるが、{013}<231>Q方位や{011}<100>Goss方位も成長していた。その他、{124}<211>R方位も存在していた。再結晶粒は圧延方向に平行なバンド状組織に起因していて、第一に立方体方位あるいはRD軸周りに回転した立方体方位、い

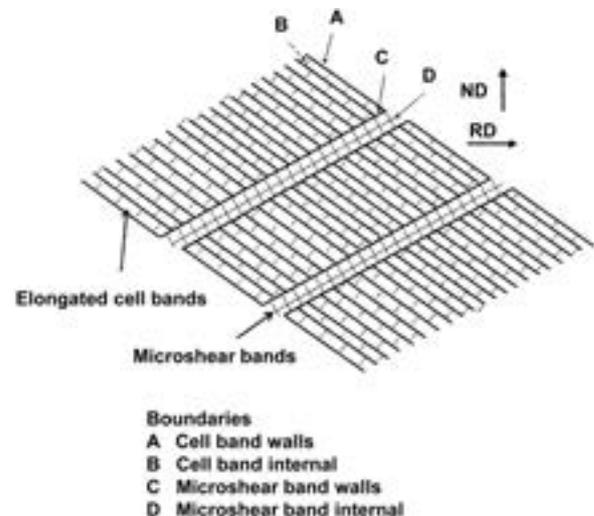


Fig. 37 Schematic representation of the process of grain subdivision during early stages of rolling⁹⁰⁾.

いわゆる Cube バンドで生じている。第二に元の圧延集合組織に近い R 方位で生成している。これは Cube バンドと結晶粒界で核生成することと関係している。第三は剪断帯での核生成で Goss 方位や Q 方位に近い。R 方位もわずかながら存在する。第四に、剪断帯と結晶粒界の交わった個所で生成する。Goss 方位や Q 方位がなく R 方位が優勢に存在する。さらに {011} <122> P 方位も存在することを明らかにした。剪断帯の形成には温度とひずみ速度が関係していて Z パラメータで整理できる。Duckham らによると、Al-1%Mg 合金では $Z = 1.0 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ で動的回復が生じ、Z がこれより小さくなると剪断帯生成は急激に低下する⁹⁴⁾。Lloyd は Mn 系粒子を有する 5083 合金の冷間圧延後の再結晶過程を調べ、1~2 μm の第二相粒子を含む場合には、剪断帯よりも、第二相粒子が再結晶サイトになると報告している⁸¹⁾。Fig. 38 は第二相粒子近傍の変形状態を示すが、第二相粒子周辺で格子回転が生じ、加工組織が大きく捻じれて曲がり変形しているのがわかる⁸¹⁾。

熱間圧延材の再結晶温度は、鋳塊の均質化処理温度と熱間圧延温度に影響される。Fig. 39 は 5252 合金の再結晶温度に及ぼす熱延条件の影響を示す⁹⁵⁾。また、as-cast 材と 600°C-24h 均質化処理の影響もあわせて示す。熱間圧延温度が低いほど、また均質化温度が高いほど、再結晶温度は低くなる。均質化温度の影響は Mn 量が多いほど大きくなる。均質化温度が再結晶温度に影響するのは、Mn 系の第二相粒子のサイズと分布に関係している。

金属組織の不均一性は破断形態にまで影響を及ぼす。Fig. 40 は、5182-O 材板の張出し成形後の破断状況を示す⁹⁶⁾。(a) の破断は、圧延方向に対して平行に生じている。これは、圧延方向に沿った第二相粒子の分布や成分偏析により組織が圧延方向で繊維状になったためである。(b) は圧延方向に対して直角方向で破断している。これは、冷間圧延時にマクロ的な剪断帯が形成され、再結晶時に剪断帯の所に他の部分と異なった方位をもつ結

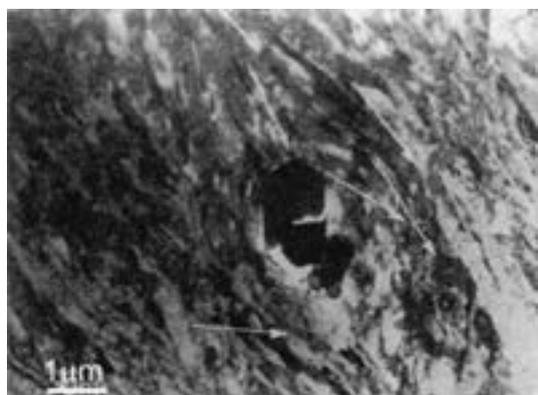


Fig. 38 Lattice rotation associated with a constituent particle (Arrows indicate [202] direction.)⁸¹⁾.

晶粒が生成することに起因している。面内異方性を少なくし、成形性を向上させるためにも、金属組織の不均一性を制御することが必要である。

4. Al-Mg 系合金の諸特性

4.1 成形性

4.1.1 成分、変形温度、変形速度の影響

Al-Mg 合金の延性に及ぼす Mg 量の影響は古くから知られており、約 2% 付近で伸びが極小となり、その後 Mg 量が増大するにつれて伸びは増加する⁹⁷⁾。内田らは 99.9%Al に 9% までの Mg を添加し、応力-ひずみ曲線で n 値を系統的に調べ、TEM による組織観察か

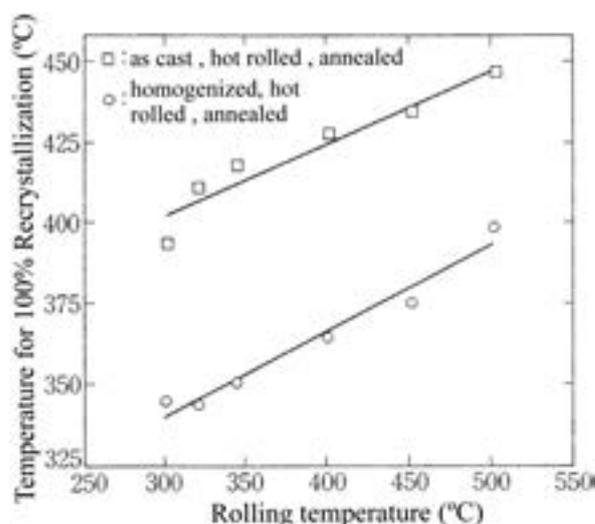


Fig. 39 Effects of rolling temperature and homogenization on the recrystallization for hot rolled AA5252 (50% reduction, 1 pass)⁹⁵⁾.

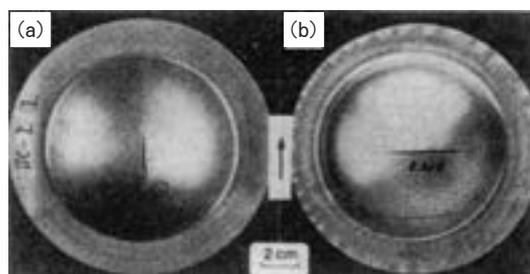


Fig. 40 Failure directions along the rolling and transverse directions in AA5182-O aluminum sheets stretched in equibiaxial tension. Failure along RD (a) was associated with mechanical fibring of the grain structure whereas that along TD (b) was associated with the presence of shear bands. In (b) traces in the sheet plane of the shear bands developed during rolling can be seen. The rolling direction is indicated by an arrow⁹⁶⁾.

らこの理由を明らかにした^{98,99)}。Fig. 41 は引張試験による引張強さ、耐力、伸びと Mg 量の関係であるが、Mg 量が 1.5~3% で伸びは極小を示す。均一伸びの変化も同じ傾向を示す。この試験による n 値とひずみ量の関係を Fig. 42 に示す。n 値はひずみ量と共に変動し、あるひずみ量で極大を取る。この最大値を示すひずみ量は Mg 量とともに増大する。伸びが 15% (真ひずみ 0.14) での TEM 組織を Fig. 43 に示す。純アルミニウムはほぼ初期から動的回復した一定のサイズのセル組織を示すが、6% 以上含む高 Mg 合金では転位密度が増加し、セル組織はほとんど観察されない。1.5~3% Mg 合金ではひずみ量とともに明瞭なセル組織が観察され、加工硬化能が減少し、最終的にはマイクロバンドが生じてネッキングし破断する。均一伸びの増大は転位密度の増大と関連し、Mg 量が多いほど増大する。1.5~3% Mg での伸びの低下は動的回復によるセル組織形成とその後の不均一変形によるものと考えられる。柳川らは加工硬化能の低下はらせん転位の交差すべりによる動的回復が原因としている¹⁰⁰⁾。

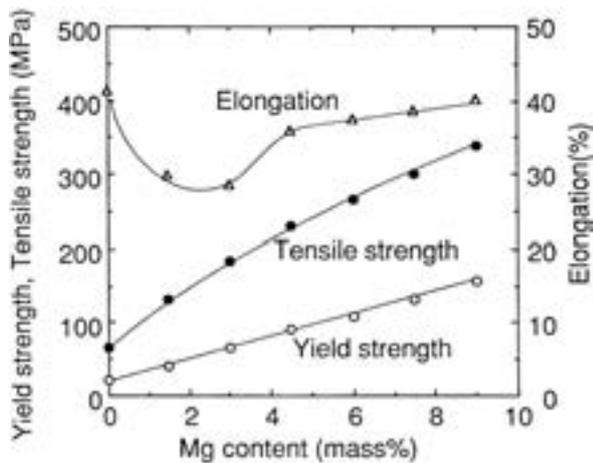


Fig. 41 Relationship between Mg content and tensile strength, yield stress and elongation in Al-Mg alloys (L direction)^{98,99)}.

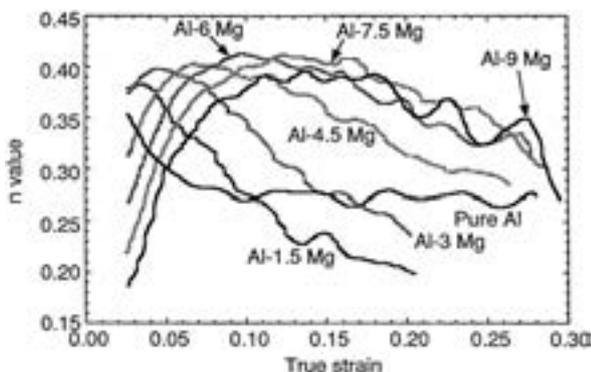


Fig. 42 Effect of Mg content on n value with true strain^{98,99)}.

純 Al, Al-1~6% Mg, 5182-O 材の 25~250°C での伸びと変形速度 (初期ひずみ速度) の関係を Fig. 44 に、25°C, 150°C, 250°C での応力-ひずみ線図を Fig. 45 に示す¹⁰¹⁾。室温付近では、Mg が添加されると伸びが大きく低下するが、添加された場合の伸びは Mg 量にあまり影響されない。しかし、高温になると、Mg 量の添加の多いほど伸びは大きくなる。また、高温では変形速度の影響が大きい。Mg 添加材の室温での伸びの低下や Al-1% Mg 合金の 150°C での伸びの低下は、これらの応力-ひずみ線図からも明らかのように鋸刃状のセレーションが生じ、動的ひずみ時効と関係しているものと考えられる。Ayres は高温での高い伸びは、最大荷重を過ぎてからの伸びの増加によるもので、動的回復により転位の消滅速度が増大したためと考えている。特に Mg 量が増加すると、動的回復の傾向は増大する。Fig. 46 (a) は Al-4.5% Mg-0.3% Cu 合金の引張速度と強度、伸びの関係⁴²⁾を、Fig. 46 (b) はそのときのセレーション発生状況を示す。ひずみ速度が大きくなるほど、負のひずみ速度依存性を示し、引張強さ、耐力、全伸びは低下し、セレーションも小さくなる。

また、Mn 添加材では Mn 量が増えてくると、成形性は低下してくることが知られている。この理由について、Lloyd は Mn の少ない 5052 合金と Mn の多い 5083 合金の破断面の SEM 観察から、5052 合金ではディンブ

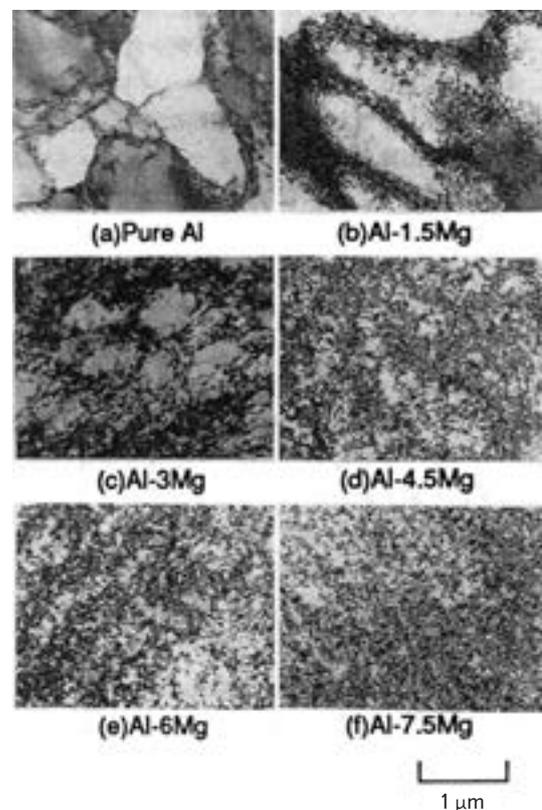


Fig. 43 TEM structures of 15% tensile strained Al-Mg alloys^{98,99)}.

ルが多く存在し、延性破面を示すが、5083合金ではMnは $(\text{Fe, Mn})\text{Al}_6$ として存在し、この粒子とマトリックスの界面でボイドが発生し、剪断によりこれらのボイドが連結して延性を低下させていると述べている¹⁰²⁾。

Hiranoらは5182合金焼鈍材の異方性を検討するために、中間焼鈍(360°C-2h)前後の冷間圧延率を変え、その後ソルトバスにて550°C-20秒の最終焼鈍を行った。ランクフォードr値と成形性の関係をFig. 47に、r値

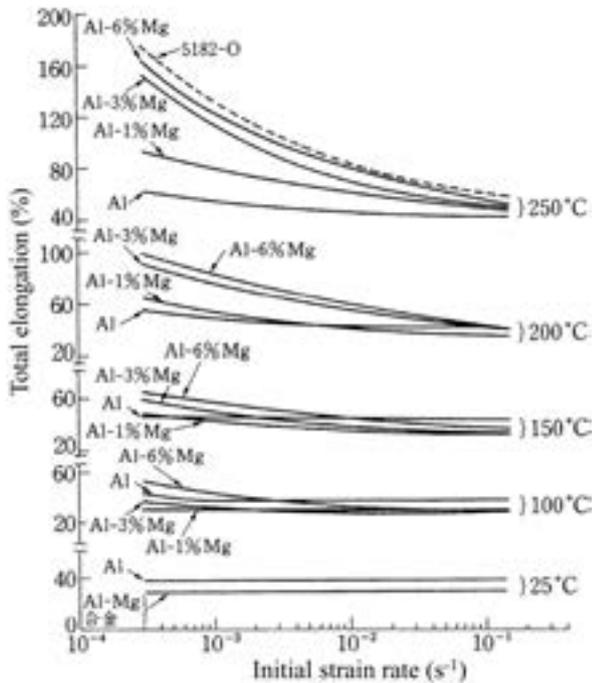


Fig. 44 Total elongation of the high purity Al, Al-Mg alloys measured as a function of initial strain rate and temperature. The results for a 5182-O alloy are shown at 250°C¹⁰¹⁾.

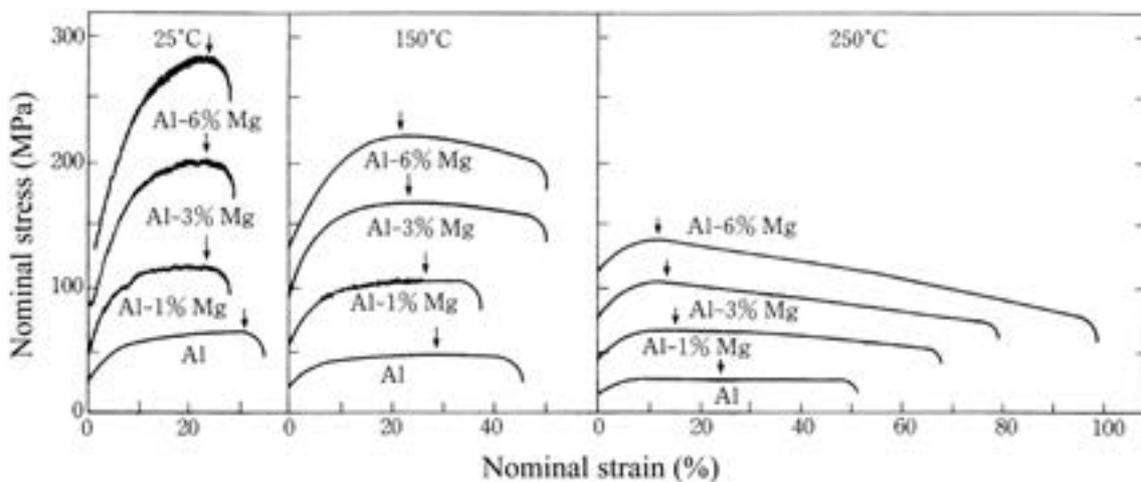


Fig. 45 Engineering stress vs engineering strain curves at 25°C, 150°C and 250°C for the high purity Al, Al-Mg alloys (initial strain rate: $2.9 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$). The arrows indicate the maximum uniform strain.¹⁰¹⁾

と集合組織の関係をFig. 48に示す¹⁰³⁾。r値が高いほど深絞り成形性は高くなるが、張出し性は低くなるのがわかる。r値が0.58の材料は、中間焼鈍前の圧延は行わず焼鈍後は79.2%の冷間圧延率で製造したもので、 $\{001\} \langle 120 \rangle \text{CH}$ 方位が高い。r値が0.93の材料は中間焼鈍前が78.1%で焼鈍後は4.8%の弱加工で製造したもので、Brass方位が多く存在し r_{45} が高くなり、 Δr (-0.63)も大きくなり異方性が最も高くなる。r値が0.83の材料は中間焼鈍前が74%、焼鈍後は20%の冷間圧延率で製造したもので、この場合が Δr (-0.16)が最も小さくなり、等方的な材料となった。方位も他の条件に比べてランダム化していた。

長谷川らも中間焼鈍後の冷間圧延率を変えてr値および集合組織に及ぼす影響を調べた¹⁰⁴⁾。Al-高Mg合金の冷間圧延率10%以下では、r値は向上するが強い面内異方性を示し、 $\{145\} \langle 321 \rangle$ が主方位となり、冷間圧延率20~40%では、比較的高いr値を維持し面内異方性が小さく、強い方位依存性がない、冷間圧延率40%以上では全方位ともr値が低下し、 $\{310\} \langle 132 \rangle \text{Q}$ 方位(あるいはQQ方位と表示される)が主方位になることを明らかにした。このような集合組織の差異は再結晶機構の違いによるもので、低加工度では歪み誘起粒界移動、高加工度では核生成・成長機構によるもので、中間加工度は両方の再結晶機構が働き、集合組織がランダム化するものと考えている。 $\{310\} \langle 132 \rangle \text{Q}$ 方位は剪断帯に発生した再結晶核の優先的成長によって生成するといわれている。

4.1.2 降伏現象とセレーション

Al-Mg合金は引張変形するとリュースダース帯(線)(Lüders band (line))が生じ、Fig. 49のように降伏が起きると応力が一定あるいは低下して、再び加工硬化を示し、その後鋸刃状のセレーション(Serration)を生

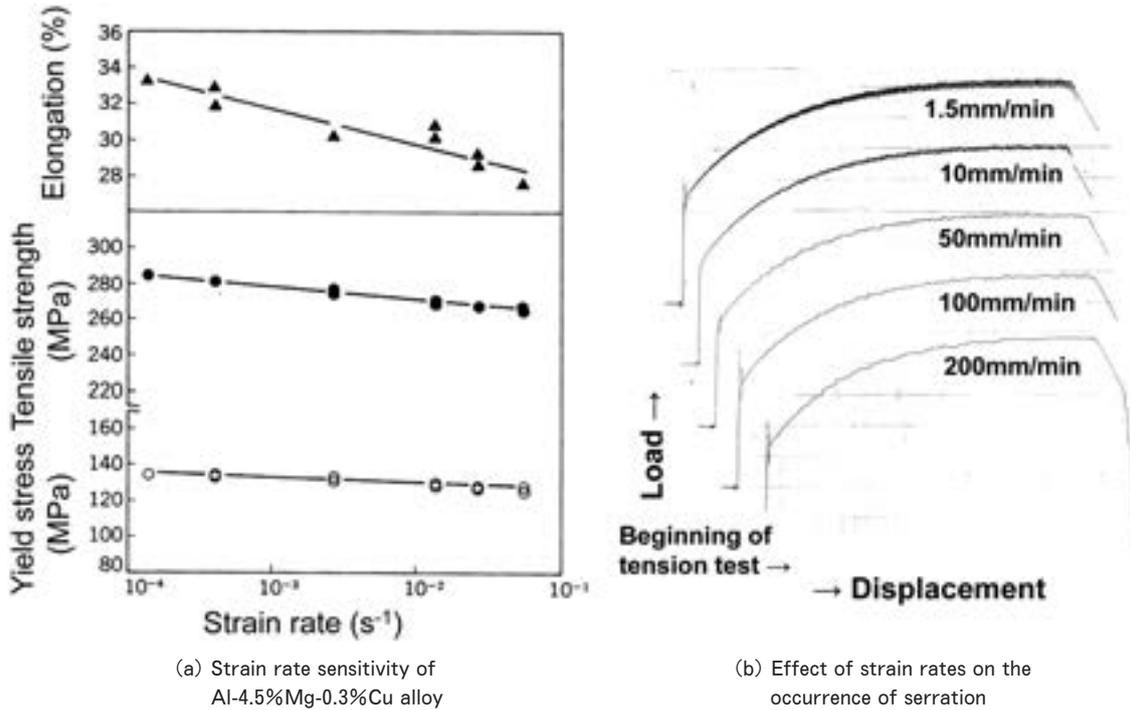


Fig. 46 The strain rate sensitivity in Al-4.5%Mg-0.3Cu alloy, the effect of strain rates (a) on the tensile properties and (b) on the formation of serration⁴²⁾.

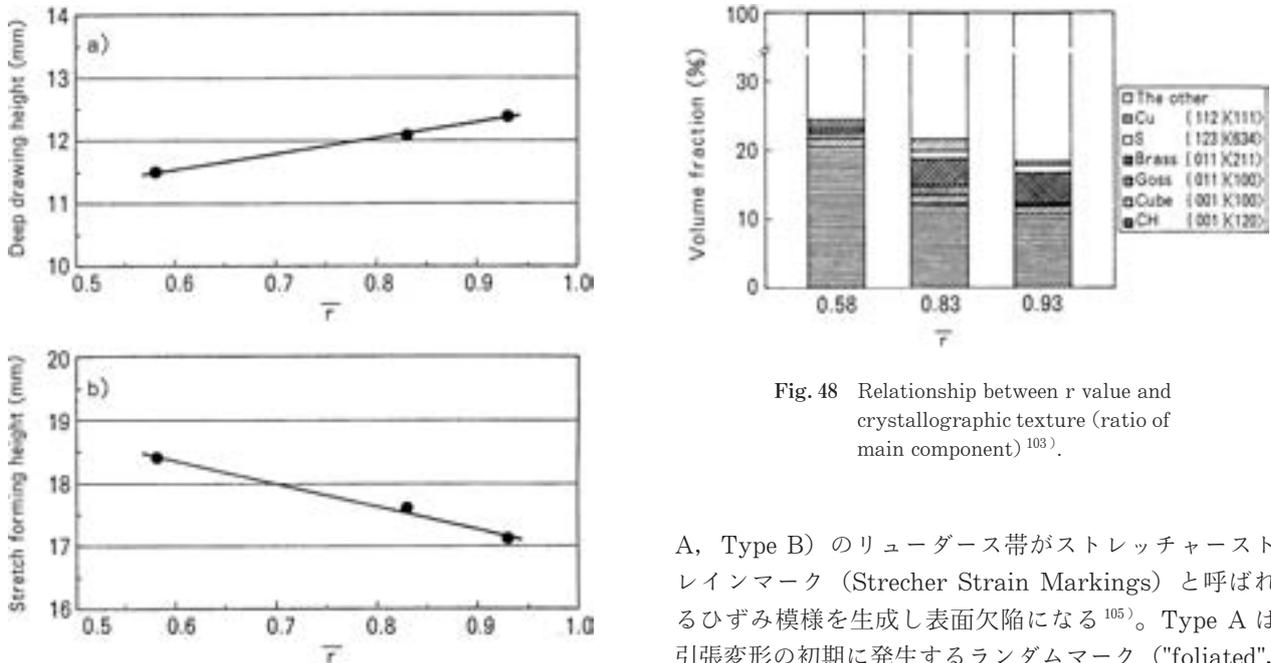


Fig. 47 Relationship between a) stretch formability, b) deep drawability and Lankford value (r value) of 5182 alloy sheet¹⁰³⁾.

Fig. 48 Relationship between r value and crystallographic texture (ratio of main component)¹⁰³⁾.

じる。最初の変形は降伏現象，降伏点伸び，後半はポルトバン・ルシャトリエ (Portevin-LeChatelier, 略して P-L) 効果と呼ばれている⁴²⁾。このような不均一な変形により，板表面には Fig. 50 に示すような二種類 (Type

A, Type B) のリュウダース帯がストレッチャーストレインマーク (Strecher Strain Markings) と呼ばれるひずみ模様を生成し表面欠陥になる¹⁰⁵⁾。Type A は引張変形の初期に発生するランダムマーク ("foliated", "flamboyant" markings と呼ばれる) で，Type B はリュウダース帯が引張方向に対して特定の角度をなして平行に伝播するパラレルバンドである。ランダムマークの断面の板厚分布を Fig. 51 に示す。表面の凹凸から，これは kinking の一種と考えられている¹⁰⁶⁾。ランダム状になるのは応力分布が不均一なためである¹⁰⁷⁾。セレーションは転位の溶質雰囲気 (solute atmosphere) による固着と負荷応力による固着からの解放によって生じ，降伏点現象が繰返し起ることから，繰返し降伏現象とも

呼ばれる。P-L 効果というのは、この発見者の名に因んでつけられた名称である¹⁰⁸⁾。

ストレッチャーストレインマークの防止法としては、ランダムマークの場合は、焼鈍後スキップあるいはローラー矯正がよく知られている。平行バンドについては、前述の加工条件の選択以外に防止することは困難である。二軸の張出し変形の場合は、平行バンドは目立たなくなるといわれている。箕田らは二軸引張試験片を用いて、最大荷重方向は圧延方向として二軸の荷重比を 8:0 (単軸)~8:8 (等二軸) まで変化させ、Al-5.5%Mg-0.3%Cu 合金の急速加熱焼鈍材 (結晶粒径 55 μm) 平行バンドの発生を調べた¹⁰⁹⁾。その結果を

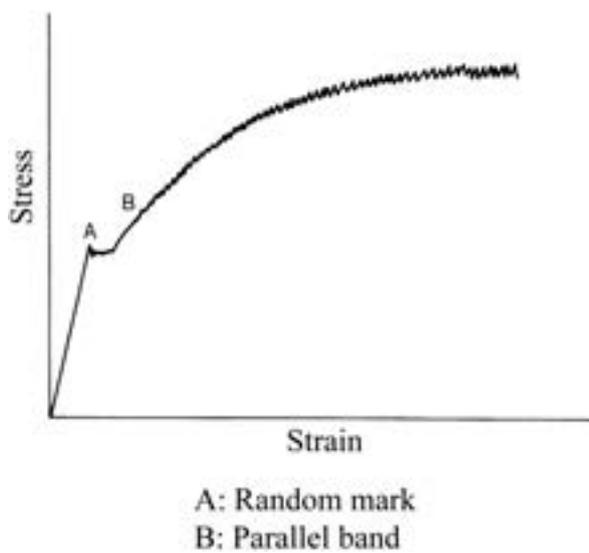


Fig. 49 Schematic diagram of the occurrence of Lüders band in stress - strain curve⁴²⁾, A : Random mark, B : Parallel band.

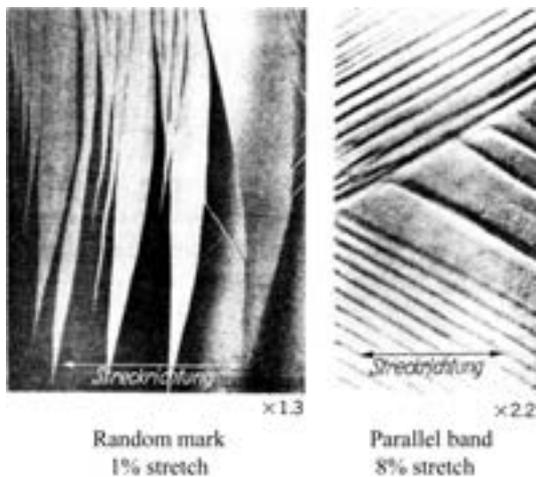


Fig. 50 Stretcher strain markings of Al-Mg alloy surface¹⁰⁵⁾, Type A : random mark (1% stretch), and Type B : parallel band (8% stretch). The arrows show tensile direction.

Table 2 に示す。等二軸で平行バンドの生成が抑制されたのは、Fig. 52 に示すように、単軸では<110>方向に平行なマイクロバンドが一方方向に発達し不均一変形するが、二軸では活動すべり系の増加により直交するバンドが生成され、不均一変形が抑制されたためと考えられる。この活動すべり系には変形による集合組織の変化も重要であることが指摘されている¹⁰⁹⁾。

いずれのストレッチャーストレインマークの防止にも

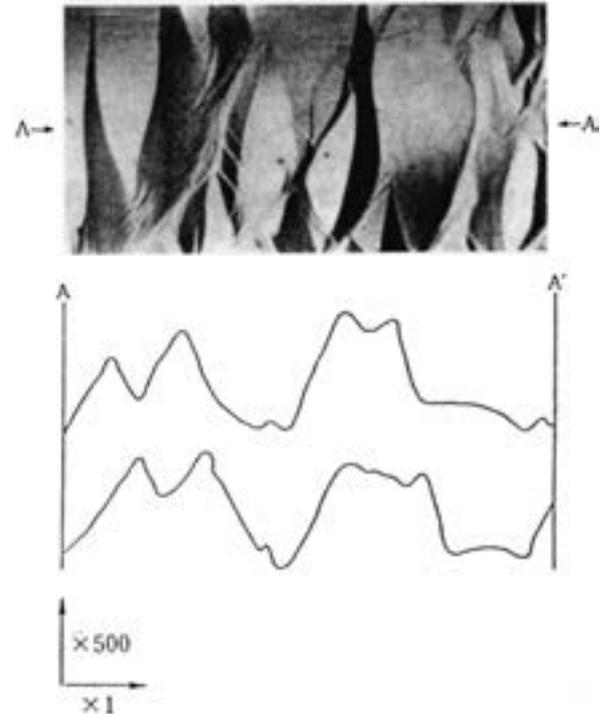


Fig. 51 Stretcher strain marking and Talysurf trace on the upper and lower surfaces along A-A' cross section of Al-3.11%Mg alloy annealed at 400°C for 2h and 0.5% tensile stretched¹⁰⁶⁾.

Table 2 Effect of stress ratio ($\sigma_{R.D.} : \sigma_{T.D.}$) on the formation of Type B serration¹⁰⁹⁾.

Stress ratio	Major strain*	Minor strain*	Stress State	Lüders bands**
8:0	0.093	-0.046	Uniaxial	Observed, 57°
8:2	0.065	-0.014		Observed, 60°
8:4	0.053	-0.001	Plane Strain	Observed, 90°
8:5	0.053	0.003		Observed, 90°
8:6	0.048	0.009		Observed, 90°
8:7	0.039	0.018		Not Observed
8:8	0.033	0.033	Balanced biaxial	Not Observed

* Tensile tests were stopped when the tensile load became 15.5kN in major strain direction.

** The angles show the direction of Lüders bands to the major strain.

結晶粒を大きくすることが効果的であるが、 $50\mu\text{m}$ 以上では"orange peel"が生じやすくなる。

セレーションの形態からは、Fig. 53 に示すような分類もなされている¹⁰⁷⁾。a は荷重制御の試験機か剛性の低い油圧試験機で引張試験をする時に発生する。剛性の高い引張試験機（バネ定数 $K > 10000\text{N/mm}$ ）では図 53 の b~f の応力ひずみ曲線となる。セレーション A と C_A はリュースバンドが試験片平行部の一方の端から他端まで伝播する時に生じる。セレーション B と C_B はリュースバンドが不連続的に伝播する時に生じる。Al-5%Mg-0.2%Mn 合金の各種のセレーションの発生条件を Fig. 54 に示す^{107,110)}。温度とひずみ速度を制御することによりセレーションを防止することができる。

4.1.3 高温変形（クリープ特性）

Al-Mg 合金は固溶体硬化の大きい合金特有の高温変形挙動を示す。吉永らは、これを次のように整理している¹¹¹⁾。

(i) 高温降伏現象，逆遷移クリープなどの加工軟化現象を示す。

(ii) べき乗則クリープ域での応力指数が純金属や分散強化材より小さく，約 3 である。

(iii) 変形時の転位分布が比較的均一であり，セル組織ができにくい。

(iv) 単一すべり方位の単結晶でも多重すべりを生じる。

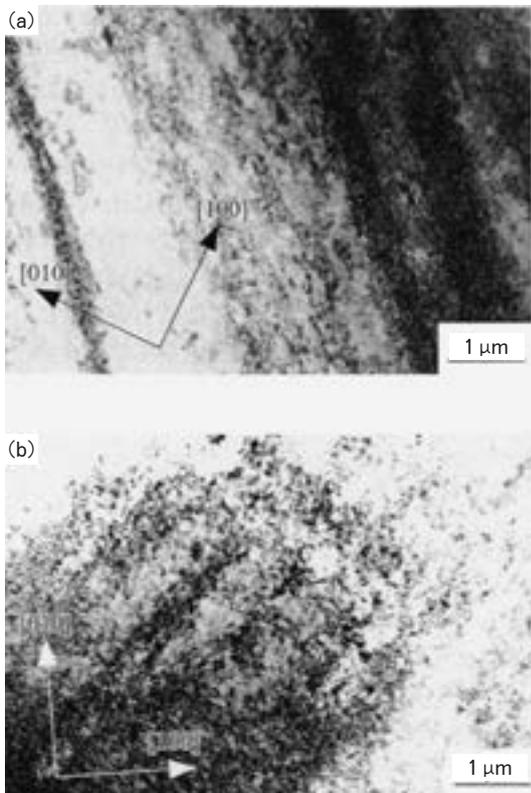


Fig. 52 TEM structures of bi-axial tensile test¹⁰⁹⁾, stress ratio ($\sigma_{R.D.} : \sigma_{T.D.}$) (a) 8 : 0, (b) 8 : 8.

(v) クリープ変形の途上で，負荷応力を急増させても瞬間塑性ひずみを生じない。

これらの諸現象は運動転位に対する溶質雰囲気抵抗が大きいために生ずる。しかし，変形応力には溶質雰囲気引きずり抵抗（有効応力）ばかりでなく，転位同士の長距離相互作用に基づく非熱活性化の内部応力の寄与もあり，しかも，この寄与は引きずり抵抗の寄与と同程度に大きい。固溶体硬化の大きい Al-Mg 合金中では，転位は比較的均一に分布しているため，内部応力は転位密度によってのみ決まる。転位密度さえわかれば，べき乗則クリープ域における任意の応力に対応するひずみ速度か，あるいは任意のひずみ速度に対応する変形応力が定常変

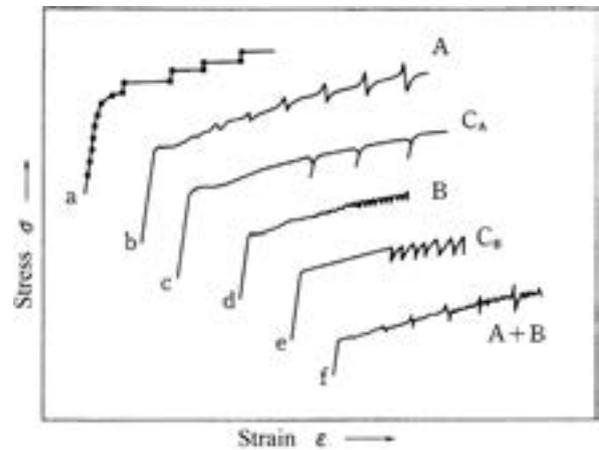


Fig. 53 Schematic stress-strain curves and the classification of serration in substitutional alloys¹⁰⁷⁾.

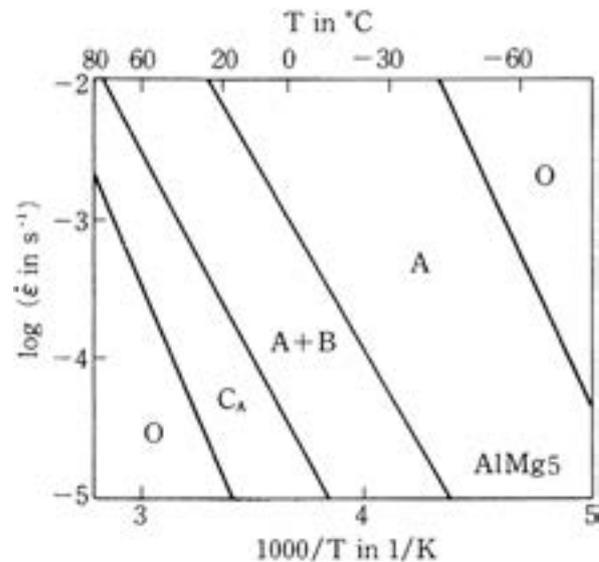


Fig. 54 Conditions for various types of serrated flow for AlMg5 (Al-5%Mg-0.2%Mn) alloy^{107,110)}. (O means no occurrence of serration. A, A+B, and C_A are referred to Fig. 53.)

形であるか否かにかかわらず、かなり高い精度で予測し得る。しかし、粒界すべりや亜粒界移動のような粘性的であると考えられる変形が、転位の自由飛行による変形と共有する時には、上述の方法は、いずれも自由飛行運動に対する情報しか提供せず、粘性分については何の情報ももたらさないとされている¹¹²⁾。

Al-3 mol%Mg 合金と Al-3 mol%Mg-1 mol%Mn 合金の応力とひずみ速度の関係を Fig. 55 に示す¹¹³⁾。弾性定数の温度による変化の影響を除くために剛性率 G で規格化している。Al-Mg 合金の 450°C, 400°C では、直線関係が成り立ち、応力指数は約 3 であるが、350°C, 300°C の高応力域で 3 よりも大きくなる。応力指数が約 3 である領域における活性化エネルギーは約 131kJ mol⁻¹ である。一方、Al-Mg-Mn 合金の応力指数は高温側の 450°C では約 10 と非常に大きいのが、温度が低下するにつれて一旦減少し、その後わずかに増加する。応力指数がほぼ 5 である領域の活性化エネルギーは約 133kJmol⁻¹ である。両合金の変形の活性化エネルギーはほぼ等しく、Al-Mg 合金中の Mg 原子の相互拡散の活性化エネルギー 126kJmol⁻¹ とほぼ等しい。Al-Mg 合金では、応力指数が約 3 の領域では、固溶した Mg 雰囲気による転位の粘性運動が支配的で、Mg 濃度が増加するにつれてひずみ速度が低下する。Al-Mg-Mn 合金では応力指数が一定となる領域は存在せず、ひずみ速度が応力の減少につれて急速に低下し、それ以下では変形が実際上進行しない臨界の応力、しきい値が存在する。Al-Mg-Mn 合金では平均粒子半径 0.067μm の非整合界面を有する Al₆Mn 粒子が分散しているが、この粒子表面で転位は消滅し、さらに変形させるためには転位の再生成が必要となる。しきい値はこの再生成に必要な応力が生じるため発現すると考えられている^{113,114)}。

4.1.4 超塑性

田中らは Al-5.5%Mg 合金 (C-0) と Al-5.5%Mg-0.3%Cu 合金 (C-3) を押出、抽伸加工、熱処理で結晶

粒径 350μm と 100μm の丸棒を製作し、300~480°C で 10⁻²s⁻¹ の引張速度で試験した。このときの伸びを Fig. 56 に示す⁵⁶⁾。結晶粒径 100μm を有する Al-5.5%Mg-0.3%Cu 合金の試料は 400°C 以上で超塑性伸びの指標である 300% 以上の伸びを示した。Cu 添加で伸びの向上

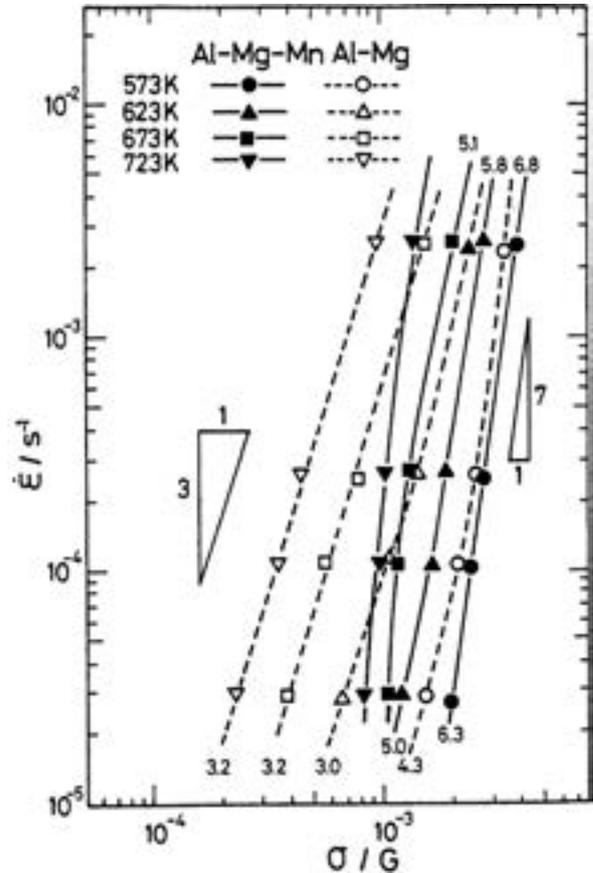


Fig. 55 Relationship between modulus-compensated stress σ/G and strain rate for the steady-state deformation of Al-Mg and Al-Mg-Mn alloys¹¹³⁾.

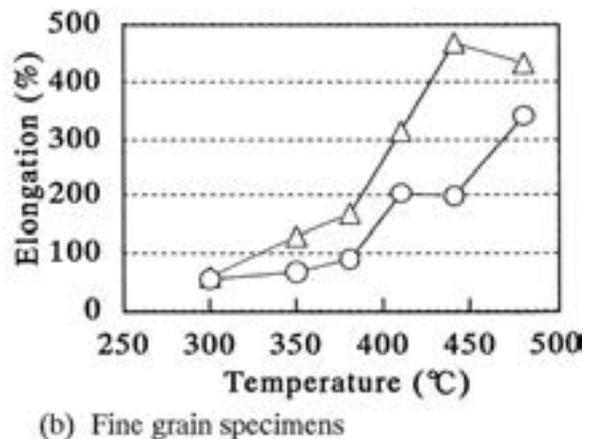
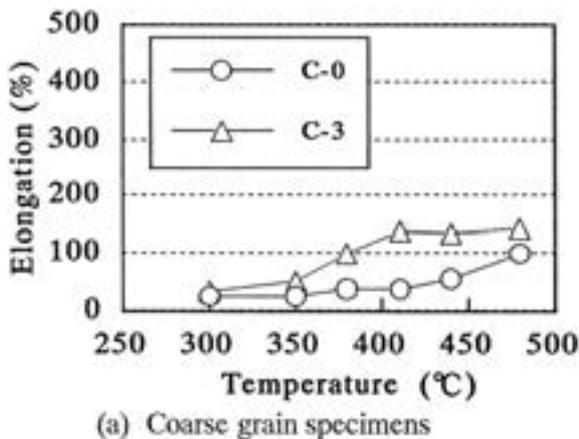


Fig. 56 Changes of elongation at elevated temperature and a strain of 10⁻²s⁻¹ in Al-5.5%Mg (C-0) and Al-5.5%Mg-0.3%Cu (C-3) alloy extruded rod with coarse grains (grain size : ~350μm) and fine ones (~100μm)⁵⁶⁾.

は顕著である。440°Cでの真応力-真ひずみ曲線を Fig. 57 に示す⁵⁶⁾。初期に高温降伏現象がみられる。変形途中のSEMによるチャンネルングコントラスト (ECC) を Fig. 58 に示す⁵⁶⁾。元の結晶粒界でキャビティが生成し、歪み量が増すにつれて連結していく様子がわかる。また元の結晶粒界は波打ち、粒内に亜結晶粒が観察され、動的再結晶は生じていなかった。滝口らは Mg 量を 3 ~ 8 % と変えて同様な試験を行い、電顕観察から Al-8 %Mg 合金で粒界に Mg が偏析し β 相を形成していることを明らかにした¹¹⁵⁾。Cu 添加で伸びが向上した理由は、Fig. 59 に示すように変形中に β 相は粒界に連続的に析出してボイドを形成し、粒界破壊しやすくするのに

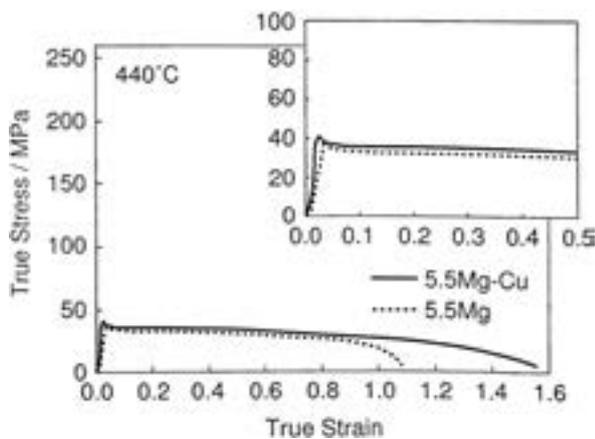


Fig. 57 True stress-true strain curves at 440°C of Al-5.5%Mg and Al-5.5%Mg-0.3%Cu alloy extruded rod with fine grains (grain size : $\sim 100\mu\text{m}$)⁵⁶⁾.

対し、Cu が添加されると Mg は Cu と結合して T 相 ($\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$) を形成し、 β 相の連続析出を抑制し、伸びを向上させていると考えられる^{56, 115)}。内田らは Al-5.5%Mg-0.3%Cu 合金の結晶粒径約 $50\mu\text{m}$ 板材を作製し、ひずみ速度を変えて高温引張試験を行った。Fig. 60 に示すように本系合金は通常の超塑性 5083 合金に比べ、比較的低温でかつ $10^{-2} \sim 10^{-1}\text{s}^{-1}$ の高ひずみ速度で高伸びが得られることが特徴である¹¹⁶⁾。比較のために $2 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ で引張試験した 5083 合金の伸びも示す。この合金は Fig. 61 に示すように 5083 合金に比べてキャビティの発生が極端に少ない¹¹⁶⁾。このような比較的低温で高速の超塑性挙動を示すことに関して、伊藤ら¹¹⁷⁾、Taleff ら¹¹⁸⁾ は Mg 量や結晶粒径の影響を調べ、溶質雰囲気引きずり運動 (solute drag クリープ) に律速された変形により超塑性伸びが発現し、結晶粒径が小さくなるにつれて付随的変形機構としての粒界すべりの寄与が増し、最大伸びを示すひずみ速度が高速側に移行する傾向があると述べている。このような粗大な結晶粒径で超塑性挙動を示すことについて、"Enhanced ductility", "Quasi-superplasticity", "Coarse-grained superplasticity", あるいは応力指数 $n=3$ で生じるために、"Class I 型超塑性" とか呼ばれている¹¹⁹⁾。Class I 型合金の高温変形時のキャビティの生成には鉄系晶出物が影響し、晶出物が多くなればなるほどキャビティが増加する¹²⁰⁾。Bae らも Al-4.7%Mg-0.8%Mn-0.4%Cu-0.2%Cr-0.2%Zr 合金の超塑性材の高温変形中のキャビティの発生を調べた。キャビティは結晶粒界上にある粒子とマトリックスの界面で発生し、その発生に関与する弱い界面は強加工の圧延ででき、超塑性変形の初期段階で成長するこ

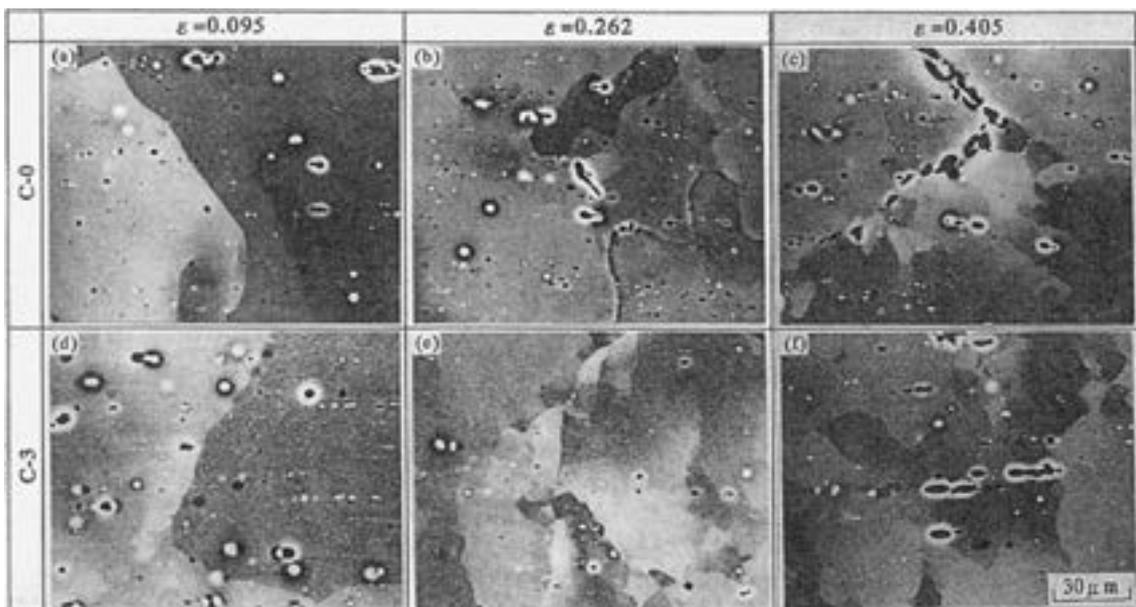


Fig. 58 SEM-ECC (electron channeling contrast) images of Al-5.5%Mg (C-0) and Al-5.5%Mg-0.3%Cu (C-3) alloy extruded rod with fine grains deformed at 440°C and the true strain of 0.095, 0.262 and 0.405⁵⁶⁾.

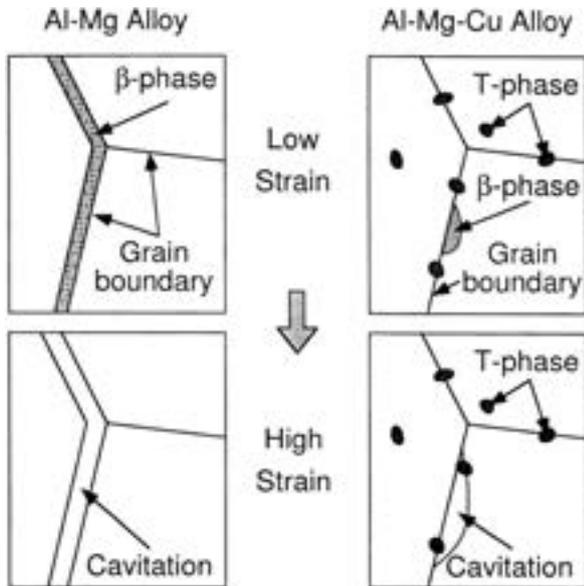


Fig. 59 Effect of Cu addition on the cavity formation in Al-Mg alloys at elevated temperature (Schematic diagram)^{56, 115)}.

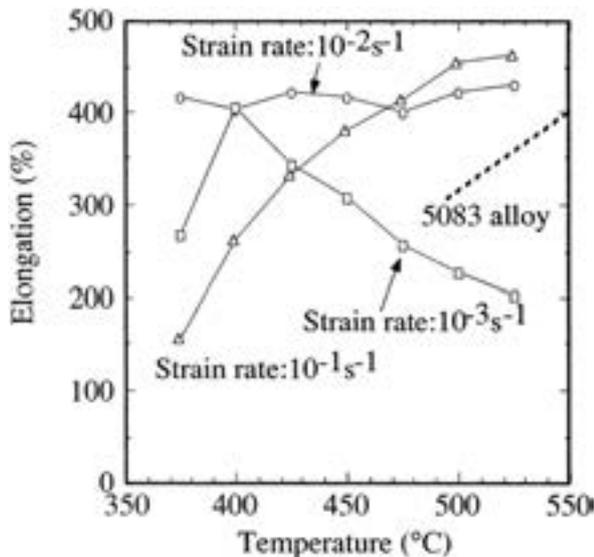


Fig. 60 Effects of temperature and strain rate on elongation of Al-Mg-Cu alloy sheet. The elongation of 5083 aluminum alloy sheet for superplastic forming is shown as reference¹¹⁶⁾.

とを明らかにしている¹²¹⁾。

M. -A. Kulas らは各社の 5083 超塑性材 (平均結晶粒径 $7\mu\text{m}$) の高温変形特性を調査した結果, 高温でひずみ速度が遅い領域では結晶粒界すべりクリープ (Grain boundary sliding creep) が支配的であること, 低温でひずみ速度が速い領域では溶質原子引きずりクリープ (Solute drag creep) が支配的であることを明らかにしている¹²²⁾。後述するように, HONDA や GM では 5083 超塑性材を用いて, 成形速度を上げて生産性を高めるた

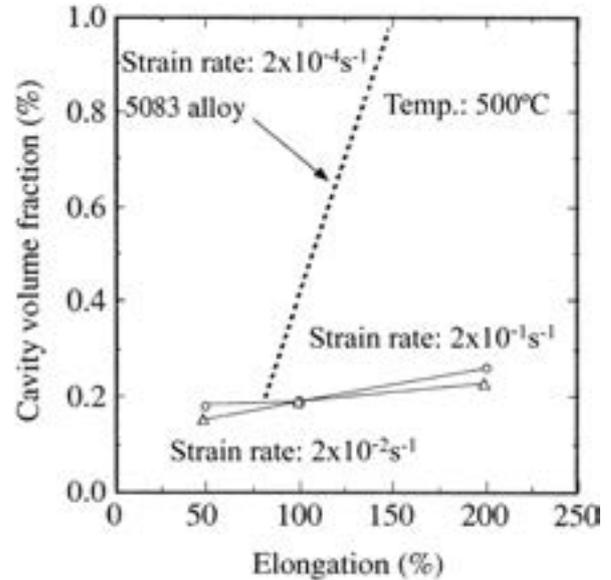


Fig. 61 Relationship between cavity volume fraction and elongation in Al-Mg-Cu alloy and 5083 aluminum alloy for superplastic forming¹¹⁸⁾

めに, 従来の成形温度より低温でかつ高速でブロー成形を行っている。

一方, 微細粒超塑性に関しても, 松木らは Al-6% Mg に 0.37% Zr, 0.16% Mn, 0.07% Cr を添加した合金を 450°C -28h 熱処理し, 200°C で 50% の熱間圧延した後冷間圧延し, 最終 520°C -30min の焼鈍を行い, $7.6\mu\text{m}$ の微細粒にした。この板を 520°C , $5 \times 10^{-2}\text{min}^{-1}$ で引張試験して約 800% の伸びを得ている¹²³⁾。

4.1.5 低温特性

低温材料, 例えば, LNG タンク等に 5083-O 材が利用されているが, 極低温域での構造材料としても有力な候補材である。70K 以下での実験データは実験の困難さもあって少ない。

Fig. 62 は 5083-O 材の 4.2~300K での引張試験結果である¹²⁴⁾。約 25~130K の温度域において, 温度低下とともに引張強さ (σ_b), 最高荷重における真応力 (σ_u), 耐力, 伸びの上昇は顕著である。しかし, 真応力は 20K と 25K の間で, 伸びは約 20K と 30K の間で不連続な減少を示す。これは約 30K 以下の温度でセレーションが発生することと関係している。Al-Mg 系合金の極低温でのセレーションの発生の原因について, 佐治らは, 温度低下に伴う比熱の急激な低下に起因する転位の不連続なすべりに基づいて起こると考えている。

高橋らは 5083 合金 O 材の極低温から高温における引張特性と動的破壊靱性を評価し, 150K 以下では引張強さ, 耐力, 破断ひずみ, 絞りは向上したが, 破壊靱性値 J_d は 20K では 150K の約 57% に低下し, 亀裂伝播抵抗 T_{mat} は約 74% 低下することがわかった¹²⁵⁾。これは層状割れの出現によって破壊靱性の低下がもたらされ, 層状割れの発生個所には粗大な粒子が多数存在し, 粒子の損

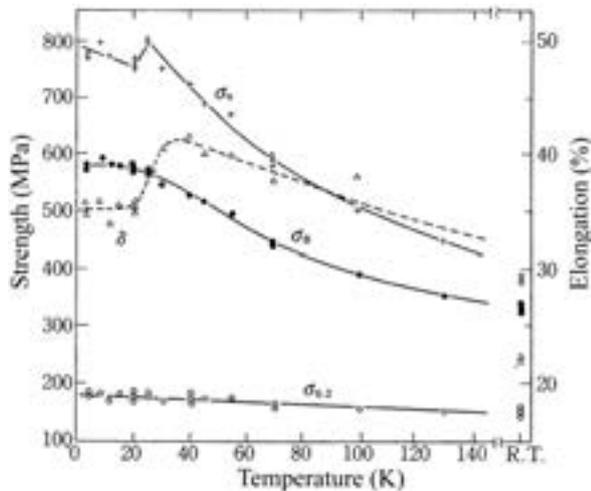


Fig. 62 Mechanical properties of 5083 aluminum alloy at 4.2K to 300K. (σ_u : true stress for σ_B).¹²⁴⁾

傷を起点として層状割れが発生していると考えている。柳川は Al-5%, 8%Mg 合金の結晶粒径を変え引張試験を行い、77K における伸びを調べた¹²⁶⁾。その結果、Mg 量が多いほど、結晶粒径が大きいほど伸びは低下し、粒界破壊を示すことを明らかにした。

4.2 耐食性及び耐応力腐食割れ性

4.2.1 耐食性

一般的に、Al-Mg 系合金は優れた耐食性を有している。Mg は耐孔食性を向上させる効果と酸化皮膜の成長を促進する効果を持つ。

弱酸性環境での Al-Mg 系合金の耐食性は純アルミニウムより若干劣るが、塩素イオンの多い環境での耐食性は非常に優れている。アルミニウム合金の中で、耐海水性の最も良いのは Al-Mg 系合金である。天然海水は弱アルカリ性であるため、孔食発生と皮膜成長の両方がおこる。ただし、バイヤライトの皮膜は成長せず、ベーマイト皮膜の段階でとまる¹²⁷⁾。

Al-Cu 系合金や Al-Zn-Mg 系合金では、結晶粒界部分が選択的に腐食する、いわゆる、粒界腐食が起る。Al-Mg 系合金でも、Mg が 5% を超えると粒界腐食が起ることが知られている。粒界に連続的に析出した β 相 (Al_3Mg_2) が優先的に溶解して粒界腐食となる。200°C 以上に加熱すると、 β 相の析出が不連続化して、粒界腐食がしにくくなる¹²⁷⁾。

缶の蓋材には、以前は 5182 合金の強加工の冷間圧延後、最終的に安定化処理を入れた材料が使用されていた。しかしながら、安定化処理が 150~200°C で行われるため、 β 相の粒界析出が生じやすい。Fig. 63 は、土田らが最終の安定化処理条件と腐食減量の関係を調べた結果である⁴⁵⁾。Fig. 64 は安定化処理が 398K, 448K, 523K で腐食試験後の断面組織である⁴⁵⁾。448K (175°C) で長時間保持すればするほど最も粒界腐食感受性が高いこと

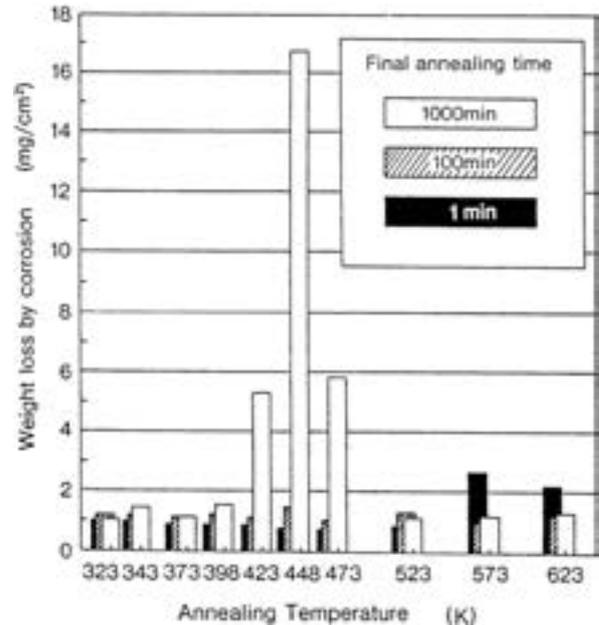


Fig. 63 Weight loss of 5182 aluminum alloy sheets cold rolled 60% and annealed at 323 to 623 K in immersion tests⁴⁵⁾.

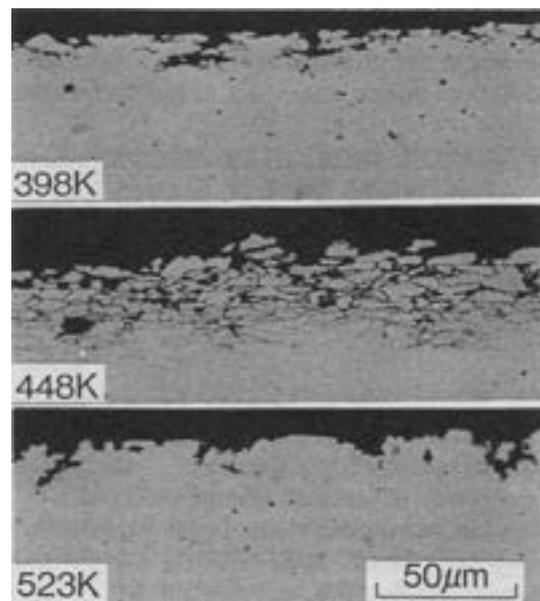


Fig. 64 Cross sections (LT-ST) of 5182 aluminum alloy sheet cold rolled and annealed at 398 to 523 K for 1000min after immersion test⁴⁵⁾.

がわかる。Fig. 65 は 60% 冷間圧延後 423K で 5h 熱処理した 5182 合金の粒界上に析出した β 相である⁴⁵⁾。これを低減させる方法として、高加工度の圧延の前の中間焼鈍でバッチ焼鈍方式にして加工組織上に β 相を十分析出させ、Mg の固溶度を減らすか、冷間圧延の加工度を高くする、あるいは微量の Cu を添加して、 β 相の粒界析出を抑制することをあげている。なお、現在では、

缶蓋材は冷間圧延後、塗装工程が入り、焼付け工程で 250°C 以上で短時間加熱されるので、 β 相の粒界析出の問題はない。

4.2.2 耐応力腐食割れ性

3% 以上の Mg を含む Al-Mg 系合金では、考慮すべき性質の一つである。一般に、3% 未満では O 材でも H 材でも応力腐食割れは問題ない。3~5% では O 材は問題ないが、H 材では応力腐食割れの懸念が生じる。5% 以上では、O 材も H 材も応力腐食割れを生じやすくなるといわれている⁷⁸⁾。Fig. 66 は応力腐食割れ感受性に及ぼす Mg 量と時効処理の影響を示している¹²⁸⁾。特に冷間加工した後、 β 相の析出しやすい 66-180°C に長時間放置すると、応力腐食割れに敏感となる⁷⁸⁾。Fig. 67 は、5356 合金 (Al-5.16%Mg-0.11%Mn-0.11%Cr-0.09%Cu) を冷間加工後、鋭敏化処理して、冷間加工

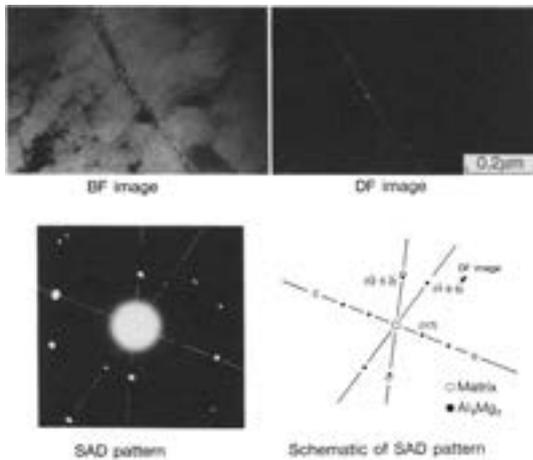


Fig. 65 Precipitation of β -phase along the grain boundary of 5182 aluminum alloy cold rolled 60% and annealed at 423K for 5 h⁴⁵⁾.

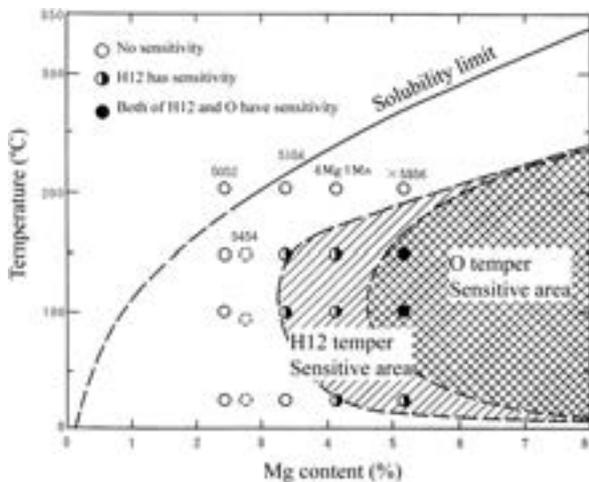


Fig. 66 Effects of Mg content and aging treatment on the SCC susceptibility in Al-Mg alloys¹²⁸⁾.

度の応力腐食割れ性に及ぼす影響を示している¹²⁹⁾。冷間加工度 20% 以上では応力腐食割れを生じる可能性がある。このため、船舶用 5083 合金では、粒界腐食感受性が高くなり剥離腐食が生じやすい H32, H34 調質が規格ではなく、代わりに弱加工の H116 や H32 より冷間加工の小さい H321 調質が用いられている¹²⁹⁾。しかしながら H116 といえども高温に長時間晒されると、粒界腐食感受性や応力腐食割れ性が増すことが指摘されている。

5000 系合金の応力腐食割れのメカニズムに関しては以下のように考えられている¹³⁰⁻¹³²⁾。応力が負荷されると結晶粒界近傍の酸化皮膜が破壊され、 β 相粒子あるいはその周囲、あるいは粒子間の Mg や Cu の濃化した結晶粒界に沿ってアノード溶解が生じやすくなり、溶解とともに β 相粒子界面で水素イオンが水素ガスとなって亀裂先端で水素濃度が高まり、亀裂が粒界を進展する粒界破壊を示す。亀裂進展は水素誘起によるもので水素脆化の一種で、アノード溶解と水素脆化が同時に生じていると考えられている。 β 相粒子間の結晶粒界での Mg 偏析の役割については不明な点が多い。Mg の結晶粒界への偏析は Mg と H の親和性が高いため水素を吸収し溶解度を増して、金属結合を弱くし、脆い Mg-H 錯体や水素化物を形成するとされている¹³²⁾。5182 合金缶蓋材のスコア部の応力腐食割れでは、粒界破壊以外にも、水素脆化によると考えられる粒内破壊も観察されている¹³²⁾。Scaman らは Mg の水素化物が粒界に生じてクラックの発生を促進していると考えている¹³³⁾。

加工熱処理法による組織の改善も効果があることを Conserva ら¹³⁴⁾や大西らは報告している。Table 3 は大西らの Al-8%Mg 合金の加工熱処理後の強度と、応力腐食割れの結果である¹³⁵⁾。TMT 処理は、2 段目の時効時間を長くすれば、強度も耐応力腐食割れ特性も向上する。なお、これらの熱処理を施した後、水素を添加した場合、T 及び SA 処理では時効硬化域において水素の浸

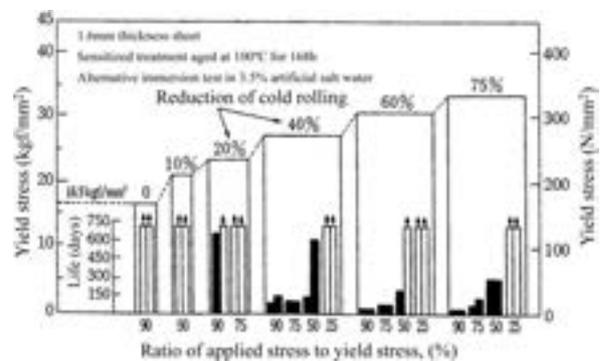


Fig. 67 Effect of cold rolling reduction on stress corrosion resistance of 5356 aluminum alloy sheet (Al-5.16%Mg-0.11%Mn-0.11%Cr-0.09%Cu) cold rolled and aged for 168h at 100°C¹²⁹⁾.

Table 3 Effect of thermo-mechanical treatment on stress corrosion cracking life of Al-8%Mg alloy.¹³⁵⁾

Heat treatment process	First aging (K)-(ks)	Deformation (%)	Second step aging (K)-(ks)	Tensile strength (MPa)	Proof Stress (MPa)	Elongation (%)	SCC life (s)
T	—	—	473- 36.0	312	132	19.9	3.3×10^2
	—	—	473- 57.6	329	146	15.0	2.9×10^2
	—	—	473- 86.4	343	162	7.0	3.1×10^2
	—	—	473-172.8	334	159	7.4	4.6×10^2
SA	423-86.4	—	473- 36.0	323	132	23.0	1.0×10^2
	423-86.4	—	473- 57.6	337	150	13.5	8.0×10^1
	423-86.4	—	473- 72.0	344	163	7.3	—
	423-86.4	—	473- 86.4	340	154	6.2	8.7×10^1
TMT	423-86.4	50	473- 3.6	359	214	15.7	3.8×10^2
	423-86.4	50	473- 8.6	368	202	13.1	6.0×10^2
	423-86.4	50	473- 36.0	414	202	14.1	1.1×10^4
	423-86.4	50	473- 57.6	421	216	14.2	1.9×10^5
	423-86.4	50	473- 86.4	403	190	14.2	2.7×10^5

透が多く、それに伴って粒界での脆性破壊を起しやすくなり、応力腐食割れ寿命も短くなる。一方、TMT 処理では水素が浸透するにもかかわらず、脆性も応力腐食割れもまったく起らない。これは粒界析出の抑制と転位存在に起因するものと、大西らは考えている。応力腐食割れを抑制する方法としては、微量 Cu と Zr の同時添加や Bi 添加が有効である¹³⁶⁾。最近では微量の Cu や Zn, Zr を添加して、5083 合金よりも溶接後の強度、耐粒界腐食感受性を向上させた 5383 合金やさらに 5383 合金よりも Mg, Zn 量を増やした 5059 (商品名 Alustar) 合金が開発されている^{34,35)}。

4.3 溶接性

アルミニウム合金の溶接性は溶接作業性、溶接部の性能も含まれるが、一般的には溶接割れ感受性で評価される。アルミニウム合金の溶接割れは高温割れであり、溶接金属が凝固する際に生じる凝固収縮割れである。純アルミニウムは溶接割れを生じにくい、Cu, Mg, Si, Mg₂Si, MgZn₂等が存在すると溶接割れが生じ易くなり、ある点でピークを示し、それ以上の添加量では再び溶接割れは減少する。Al-Mg 系では、1~2%Mg で溶接割れ感受性は最大となる。しかし、Al-Mg 系は Al-Cu 系, Al-Mg-Si 系, Al-Zn-Mg 系等に比べ、相対的に溶接割れ感受性は小さく、溶接構造用に用いられる実用合金では溶接割れはあまり問題にならない。一方、溶接部の継手強さは、溶接熱影響部が軟化(再結晶)するので O 材の強度となるが、基本的に、これ以下になることはない。

最近では、溶接部での割れを防止するために、Sc が添加された溶加材が開発されている^{137,138)}。その一例が Mg を 4.5~6.0%, Zr を 0.10~0.20%, Sc を 0.05~0.55% で、若干の Be を含んだ 5025 合金である。Fig. 68 は通常の 7000 系合金と Sc が添加された 7000 系合金に対して、溶加材を通常の 5356 合金と Sc を添加した

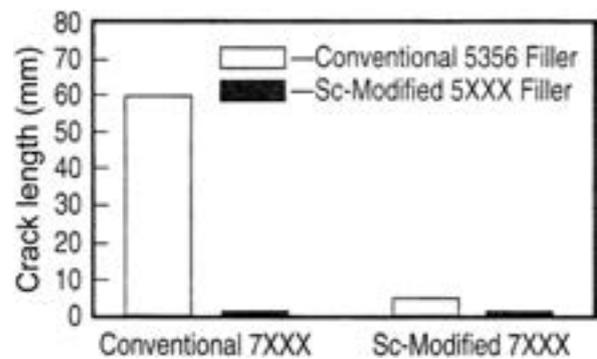


Fig. 68 Effects of Sc addition to filler wire of 5000 series alloy and parent material of 7000 series alloy on weld crack length in Houdercroft test (Fish bone test)^{137,138)}.

合金を用いて Houdercroft Test (フィッシュボーン試験)を行って溶接割れ感受性を比較した結果である。Sc 添加した溶加材が、7000 系合金の Sc 添加の有無に拘わらず、割れの長さが大きく減少している。Sc は Zr とともに鑄造組織の微細化や再結晶の抑制に大きく寄与している。

5. 用 途

5.1 鑄物

ダイカスト用 Al-Mg 合金として JIS には、ADC 5, ADC 6 が登録されているがダイカスト全体の使用比率¹³⁹⁾では 0.1%, 0.3% と用途は限定されている。

ダイカスト用合金としては Al-Mg-Si 系ではあるが非熱処理で高強度、高靱性が得られる Magsimal-59 (Al-5.5Mg-2.2Si-0.65Mn) が Rheinfelden 社(独)により開発され^{140,141)}自動車用部品を始めとして多く利用されている。この合金は、靱性低下防止のため、不純物の鉄

量抑制や製品の肉厚を薄くする設計（4 mm 以下）などの注意が必要であるが、 casting後の熱処理が不要であることから適用例が増加している。適用例の Alfa Romeo 156 のリアクロスメンバー¹⁴¹⁾を Fig. 69 に示す。

5.2 展伸材

5000 系合金は、非熱処理型アルミニウム合金の中で最も高強度であり、耐食性、成形性、表面処理性、溶接性を兼ね備えているために多くの用途がある。マグネシウムの添加量により強度調整も容易であることから、低強度の 5 N01 合金は台所用品や装飾品に、5005 合金は建築や車両、船舶用内装材として用いられる。中強度の 5052 合金は先に示した缶エンドや建築、車両、IT 関連用材料として多く使用されている。高強度の 5083、5182 合金は圧力容器や通信機器部品等に用いられている。

5.2.1 缶材

飲料用に使用されるオールアルミニウム缶は、その加工方法から DI 缶 (Drawing and Ironing Can) と称される。アルミニウム DI 缶は、Keiser 社 (米) によって 1958 年に開発されたもので、ボディ、エンド、タブから構成される。日本では 1971 年に昭和アルミニウム缶 (株) が初めて Fig. 70 のような DI 缶を量産化した¹⁴²⁾。ボディは 3000 系合金が使用されるが、エンド、タブには主として 5182 アルミニウム合金が使用されている。これは、浅い絞り加工と使用時の耐圧強度の確保の観点から材料強度の高い Al-Mg 系合金が採用されている。3 ピースなどの陰圧用缶では耐圧強度を必要としないため 5052 アルミニウム合金が使用されるが、Cr を含まない 5021 アルミニウム合金が開発され採用されている¹⁴³⁾。

5.2.2 自動車材

自動車ボディパネルのアルミニウム使用の歴史は古く、1930 年代に British Leyland 社の Rover P3 フード等に 5154 合金が使用され、1955 年にはオールアルミニウムボディとして Daimler Benz SL に 5182 合金が使用された。1970 年代には、Al-高 Mg 合金である X5085 合金 (Mg 量 6% 強) が GM Oldsmobile Toronado のフードインナー (アウターは鋼板) に使用された。その後、海外では 2000 系、6000 系合金の採用が主となるが現在でも成形性の優れた 5000 系合金は、インナー材に使用される例は多い¹⁴⁴⁾。

日本では、1984 年にマツダ RX-7 のフードにアルミニウム合金が初めて量産化された。この時に採用された合金は、Al-Mg-Zn-Cu 系合金の GZ45 合金^{145,146)} で (別名"30-30 合金": 引張強さ 300MPa (=30kgf/mm²) 以上、伸び 30% 以上) である。この材料は、基礎研究 5 年、実用化研究 3 年が費やされて開発されたものであり、成形性 (プレス成形性、ヘム加工性) を重視して開発された合金である。日本ではその後も成形性を重視した Al-Mg 系合金を主体に採用されてきた。1990 年代の日本では、Al-Mg-Zn-Cu 系合金の室温時効硬化によるプ

レス成形でスプリングバックや成形性が問題になったことから亜鉛を添加しない Al-Mg-Cu 系合金として 5022、5023 合金が開発され¹⁴⁷⁾、以降 5000 系合金としては日本の標準的な自動車ボディパネル材として広く実用化されている。2000 年以降、Al-Mg-Si 系合金の高ベークハード性材料が開発されたこともありアウターパネルには Al-Mg-Si 系合金の適用が進んでいる。しかし欧米同様に高成形性が要求される部位には 5000 系合金が採用されている。

アルミニウム合金の成形性を改善する成形方法として超塑性成形が研究されてきた。超塑性用アルミニウム合金の中でも 5000 系合金は非熱処理型で成形後の熱処理も必要なく、耐食性、溶接性にも優れ、素材も他の熱処理型合金より比較的安価であることから実用化が進んでいる。とくに中強度構造用合金である 5083 合金に超塑性現象が報告されて以来、その利用は民生用途に広がっており、自動車用にも使用されている。

日本では、本田技研工業が輸送機器用として二輪車の燃料タンクに超塑性成形を実用化¹⁴⁸⁾し、さらに自動車



Fig. 69 Rear cross member of Alfa Romeo 156, (Magsimal 59).¹⁴¹⁾



Fig. 70 Aluminum DI can of the first industrial product in Japan¹⁴²⁾.

の S2000 のハードトップルーフ¹⁴⁹⁾、レジェンドのフェンダーやトランクにも量産化¹⁵⁰⁾されている。レジェンドへの採用にはサイクルタイムの短縮が必要で急速予備加熱を外段取りで行い、金型に投入後、従来の3倍の成形圧力で成形することにより従来の12倍の生産性を達成¹⁵⁰⁾している。このように自動車車体への適用にはサイクルタイムの短縮が必要不可欠で生産技術による改善だけでなく、高速超塑性材料への期待が高まっている。

海外でも 5083 合金を超塑性成形して自動車外板への適用例は多い¹⁵¹⁾。ただし必ずしも超塑性成形による高延性を期待するものでない。Panoz Roadstar への適用事例¹⁵²⁾を Fig. 71 に示す。超塑性成形（熱間ブロー成形）は通常、片側の金型にガス圧で押付けるメス型成形が行われることが多く、多数個取りが可能であることも含めて、金型点数が削減でき、コスト低減を目的にしていることも多い。ただし大量生産の自動車への適用は、サイクルタイムの短縮は必要で General Motors では高速超塑性の手法として"Quick Plastic Forming (QPF)"を従来の SPF (Superplastic Forming) と区別して、そのメリットを提案し、実用化している¹⁵³⁾。

5.2.3 磁気ディスク

アルミニウム合金は非磁性であることから磁気ディスクドライブ（以下"HDD"）の部品に使用されることが多い。HDD は Fig. 72 に示すようにディスク基板やスピンドル、アクチュエータなどにアルミニウム合金が使用されている¹⁵⁴⁾が特にディスク基板用材料には要求される品質が多い。HDD 開発当初は軟質材強度と切削性の観点から 5086 合金が選定された。当時は記録密度も低くヘッド浮上量も大きかったため一般の 5086 合金で問題なかったが、高密度化により基板素材中の金属間化合物が問題となるようになった。このため Al-Fe 系晶析物サイズを抑制するために高純度地金の使用や Mg-Si 系析出物の成長を抑制するために均質化処理、熱延条件の制御が必要となっている。Mg-Si 系析出物の最大サイズは 1 μm 以下に抑制されている。さらにジンケート（亜鉛置換めっき）処理の均一性向上のため Cu や Zn を微量添加した合金が使用されている。

5.2.4 船舶



Fig. 71 Application of superplastic forming to Panoz Roadstar¹⁵²⁾.

船舶用アルミニウム合金としては、船級協会規格で材料が規定されている。日本の NK（日本海事協会）規格があるが、さらに上位基準として国土交通省の高速船構造基準がある。これらの規格、基準には 5000 系および 6000 系合金が登録されているが、5000 系合金は主に構造用材料として適用される。5083, 5086, 5754 合金が代表的な船舶用アルミニウム合金である。高い Mg を含む合金では、応力腐食割れや剥離腐食に注意が必要であり材料の調質にはこれらの耐食性基準が盛り込まれたものもある。

日本でのアルミニウム合金船は 1954 年完成の海上保安庁巡視船「あらかぜ」が最初である。その後、LNG 船舶、一般船舶に多くのアルミニウム合金が使用され、大型客船ビアンカ (Fig. 73) も製造されている。

6. む す び

Al-Mg 系合金の金属学的諸特性について、できるだけ新しい研究成果も含めてまとめた。実用合金の種類と用途については、アルミニウム・ハンドブック等を参照して頂きたい⁷²⁾。Al-Mg 系合金は、その用途が広範囲にまたがるので、要求される諸特性も多岐にわたっている。本系合金の特性を生かして、今後さらに新しい用途の開拓が望まれる。

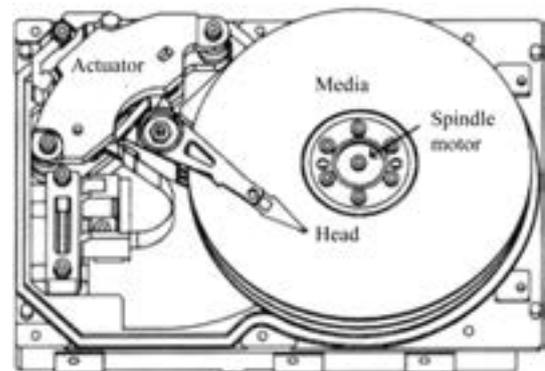


Fig. 72 Schematic diagram of structure of HDD¹⁵⁴⁾.



Fig. 73 Large passenger boat, "Bianca"⁴⁸⁾.

参 考 文 献

- 1) アルミニウム協会統計資料, (2011).
- 2) 吉田英雄, 福井利安: 軽金属, **38** (1988), 496. アルミニウムの組織と性質, 軽金属学会, (1991), 256.
- 3) *Phase Diagrams for Binary Alloys, 2nd Edition*, edited by H. Okamoto, ASM, (2010), 36.
- 4) H. Okamoto: J. Phase Equilibria, **19** (1998), 598.
- 5) *Binary Alloy Phase Diagrams, Vol. 1*, ed. by T. B. Massalski. A.S.M (1986), 129.
- 6) H. L. Su, M. Harmelin, P. Donnadieu, C. Baetner, H. J. Seifert, H. L. Lukas, G. Effenberg and F. Aldinger: J. Alloys and Compounds, **247** (1997), 57.
- 7) L. F. Mondolfo: *Aluminum Alloys, Structure and Properties*, Butterworths, London, (1976), 311.
- 8) 大西忠一, 中谷義二, 清水恭治: 軽金属, **23** (1973), 202, 437.
- 9) 長海博文, 土屋清美: 軽金属, **52** (2002), 293.
- 10) 長海博文, 小松 健, 植松 勝, 萩沢亘保, 西川泰久: 軽金属, **48** (1998), 269.
- 11) 長海博文: 軽金属, **49** (1999), 471.
- 12) 戸田裕之, 小林正和, 鈴木芳生, 竹内晃久, 上杉健太郎: 非破壊検査, **58** (2009), 433.
- 13) H. Toda, K. Minami, K. Ichitani, M. Kobayashi, K. Uesugi and Y. Suzuki: Acta Mater., **57** (2009), 4391.
- 14) C. E. Ransley and D. E. J. Talbot: J. Inst. Metals, **88** (1959-60), 150.
- 15) D. E. J. Talbot: *The Effects of Hydrogen in Aluminium Alloys*, Maney, (2004), 31.
- 16) 吉川克之, 坂本敏正, 森 隆資, 高田 寿: 軽金属, **29** (1979), 144.
- 17) 軽金属学会, 研究委員会, 鑄造・凝固部会: アルミニウムの連続鑄造技術とその鑄塊組織について, (1981), 31.
- 18) 柴田政勝, 西 成基: 日本金属学会誌, **51** (1987), 1069.
- 19) 神尾彰彦, 手塚裕康, 高橋恒夫: 軽金属, **32** (1982), 124.
- 20) 神尾彰彦, 手塚裕康, 雀 政喆, 高橋恒夫: 軽金属, **35** (1985), 255.
- 21) D. G. Eskin: *Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys*, CRC Press, (2008), 125.
- 22) A. Johansen, Ø. Bauger, J. D. Embury, N. Ryum: Aluminium, **82** (2006), 868., 980.
- 23) J. A. S. Tenório and D. C. R. Espinosa: *Handbook of Aluminum, Vol.2*, edited by G. E. Totten and D. S. MacKenzie, Marcel Dekker, Inc. (2003), 115.
- 24) D. J. Field: *Aluminum Alloys-Contemporary Research and Applications*, edited by A. K. Vasudevan and R. D. Doherty, Academic Press, (1989), 523.
- 25) D. J. Field, G. M. Scamans and E. P. Butler: Met. Trans, **18A** (1987), 463.
- 26) 吉田英雄, 内田秀俊: 軽金属, **45** (1995), 41.
- 27) 高砂志朗, 土田 信: 住友軽金属技報, **37** (1996), 120.
- 28) S. Nebti, D. Hamana and G. Cizeron: Acta Metall. Mater., **43** (1995), 3538.
- 29) M. Bouchert, D. Hamana and T. Laoui: Philo. Mag. A, **73** (1996), 1733.
- 30) M. J. Starink and A. M. Zahra: Phil. Mag. A, **76** (1997), 701.
- 31) M. J. Starink and A. M. Zahra: Acta Mater. **46** (1998), 3381.
- 32) T. Sato, Y. Kojima and T. Takahashi: Metall. Trans, **13A** (1982), 1373.
- 33) K. Osamura and T. Ogura: Met. Trans., **15A** (1984), 835.
- 34) 高橋恒夫, 里 達雄: 日本金属学会誌, **50** (1986), 133.
- 35) 里 達雄, 高橋恒夫, 飯泉 仁, 土井健治: 軽金属, **34** (1984), 110.
- 36) H. Inagaki: Z. Metallkd. **96** (2005), 45.
- 37) 中山栄浩, 鷹合徹也, 金 大洲, 山田雄司: 日本金属学会誌, **61** (1997), 34.
- 38) A. Eikum and G. Thomas: Acta Met., **12** (1964), 537.
- 39) 伊藤吾朗, コテナ・ブルノ, 菅野幹宏: 軽金属, **40** (1990), 36.
- 40) 小宮幸久, 渡辺勝也: 軽金属, **30** (1980), 271.
- 41) 高橋恒夫, 小島 陽, 岡庭 茂: 日本金属学会誌, **42** (1978), 396.
- 42) 吉田英雄, 平野清一: 住友軽金属技報, **32** (1991), 21.
- 43) Z. Zhu and M. J. Starink: Mater. Sci. Eng. **A488** (2008), 125.
- 44) H. Yukawa, Y. Murata, M. Morinaga, Y. Takahashi and H. Yoshida: Acta Metall. Mater., **43** (1995), 681.
- 45) S. Tsuchida and H. Tanaka: *Aluminum Alloys for Packaging*, edited by J. W. Morris et al., TMS, (1993), 309.
- 46) D. Sampath, S. Moldenhauer, H. R. Schipper, A. J. Schrijvers, A. Haszler, G. Weber, K. Mechsner and L. Tack: *Aluminum Alloys (ICAA- 6), Vol. 3*, edited by T. Sato et al., JILM, (1998), 2009.
- 47) S. Ferraris and L. M. Volpone: *5th International Forum on Aluminum Ships*, Tokyo, (2005), 19.
- 48) Y. Kojima, T. Takahashi, M. Kubo and T. Morinaga: Met. Trans, **12A** (1981), 1113.
- 49) 大塚正久, 堀内 良: 日本金属学会誌, **48** (1984), 688, 1143.
- 50) 菅野幹宏: 軽金属, **56** (2006), 550.
- 51) H. Okada and M. Kanno: Scripta Mat. **37** (1997), 781.
- 52) 堀川敬太郎, 倉本 繁, 菅野幹宏: 軽金属, **48** (1998), 371.
- 53) K. Horikawa, S. Kuramoto and M. Kanno: Acta Mater., **49** (2001), 3981.
- 54) D. E. J. Talbot and C. E. Ransley: Met. Trans. **8 A** (1977), 1149.
- 55) D. E. J. Talbot and D. A. Granger: J. Metal, Feb. (1995), 44.
- 56) H. Tanaka, H. Yoshida and S. Tsuchida: Mater. Sci. Forum, **204-206** (1996), 467.
- 57) S. M. Puente B. Verlinden and L. Delaey: J. Mater. Sci., **29** (1994), 6167.
- 58) W. Mao: *Handbook of Aluminum, Vol. 1*, edited by G. E. Totten and D. S. MacKenzie, Marcel Dekker, Inc. (2003), 211.
- 59) K. J. Gardner and R. Grimes: Met. Sci. **13** (1979), 216.
- 60) 山縣 裕: 軽金属, **44** (1994), 373.
- 61) H. Yamagata: Acta Metall. **43** (1995), 723.
- 62) 堀江史郎, 中村正久, 福沢 康: 軽金属, **34** (1984), 78.

- 63) I. Poschmann and H. J. McQueen : *Scripta Mater.*, **35** (1996), 1123.
- 64) H. J. McQueen : *Hot Deformation of Aluminum Alloys*, edited by T. G. Langdon et al. TMS, (1991), 31.
- 65) H. J. McQueen, E. Evangelista and M. E. Kassner : *Z. Metallkde.*, **82** (1991), 336.
- 66) W. Blum, Q. Zhu, R. Merkel and H.J. McQueen : *Z. Metallkde.*, **87** (1996), 14.
- 67) J. K. Solberg, H. J. McQueen, N. Ryum and E. Nes : *Philo. Mag.*, **60** (1989), 447.
- 68) F. J. Humphreys and M. Hatherly : *Recrystallization and Related Annealing Phenomena, 2ed*, Elsevier, (2004), 451.
- 69) G. A. Henshall, M. E. Kassner and H. J. McQueen : *Met. Trans.* **23A** (1992), 881.
- 70) F. J. Humphreys and M. R. Drury : *Aluminium Technology '86*, ed. by T. Sheppard, The Inst. of Metals, (1986), 191.
- 71) M. R. Drury and F. J. Humphreys : *Acta Met.*, **34** (1986), 2259.
- 72) T. Sheppard et al. : *Microstructural Control Aluminum Alloys, Deformation, Recovery and Recrystallization*, ed. by E.H. Chia and H.J. McQueen, TMS, (1986), 19, 123,155.
- 73) T. Sheppard, N. C. Parson and M. A. Zaidi : *Met. Sci.*, **17** (1983), 481.
- 74) M. A. Zaidi and T. Sheppard : *Met. Sci and Tech.*, **1** (1985), 593.
- 75) M. A. Zaidi and T. Sheppard : *Met. Sci.* **16** (1982), 729.
- 76) 田中宏樹, 長井康礼, 吉田英雄 : 軽金属, **53** (2003), 570.
- 77) H. Tanaka, Y. Nagai, Y. Oguri and H. Yoshida : *Mat. Trans.*, **48** (2007), 2008.
- 78) *Aluminum, Properties and Physical Metallurgy*, ed. by J. E. Hatch, ASM, (1984),105.
- 79) 土田 信, 吉田英雄 : 軽金属, **39** (1989), 587.
- 80) G. F. Dirras, M. P. Biget and C. Rey : *Scripta Met.*, **33** (1995), 755.
- 81) D. J. Lloyd : *Microstructural Control in Aluminum Alloys*, ed. by E. H. Chia and H. J. McQueen, TMS, (1986), 45.
- 82) E. Koken et al. : *Scripta. Met.*, **22** (1988), 99.
- 83) M. Koizumi, S. Kohara and H. Inagaki : *Z. Metallkde.*, **88** (1997), 576.
- 84) H. Inagaki and S. Kohara : *Z. Metallkde.*, **88** (1997), 570.
- 85) 中山 豊, 鬼丸貞弘, 森井賢二 : 軽金属, **30** (1980), 713.
- 86) Y. Nakayama and K. Morii : *Acta metall.* **35** (1987), 1747.
- 87) A. Korbel and P. Martin : *Acta metall.* **34** (1986), 1905.
- 88) A. Korbel, J. D. Embury, M. Hatherly, P. L. Martin and H. W. Erbsloh : *Acta metall.* **34** (1986), 1999.
- 89) B. Bay, N. Hansen, D. A. Hughes and D. Kuhlmann-Wilsdorf : *Acta metall. mater.* **40** (1992), 205.
- 90) P. J. Hurley and F. J. Humphreys : *Acta Mater.* **51** (2003), 1087.
- 91) F. J. Humphreys and P. S. Bate : *Acta Mater.* **55** (2007), 5630.
- 92) J. E. Bird, K. E. Newman, K. Narasimhan and J. M. Carlson : *Acta metall.* **35** (1987), 2971.
- 93) O. Engler : *Scripta Mater.* **44** (2001), 229.
- 94) A. Duckham, R. D. Knutsen and O. Engler : *Acta Mater.* **49** (2001), 2739.
- 95) M. A. Zaidi and T. Sheppard : *Met. Tech.* **11** (1984), 313.
- 96) D. V. Wilson and P. M. B. Rodrigues : *Met. Trans.*, **17A** (1986), 367.
- 97) W. A. Dean : *Aluminum, vol. 1, Properties, Physical Metallurgy and Phase Diagrams*, ed. by K. R. Van Horn, ASM, 163.
- 98) 内田秀俊, 吉田英雄 : 軽金属, **45** (1995), 193.
- 99) 内田秀俊, 吉田英雄 : 軽金属, **58** (2008), 290.
- 100) 柳川政洋, 大家正二郎 : 軽金属, **41** (1991), 119.
- 101) R. A. Ayres : *Met. Trans.*, **10A** (1979), 849.
- 102) D. J. Lloyd : *Met. Trans.*, **11A** (1980), 1287.
- 103) S. Hirano, H. Uchida and H. Yoshida : *Aluminum Alloys, Their Physical and Mechanical Properties, (ICAA 4), Vol. 1*, ed. by T. H. Sanders, Jr. and E. A. Starke, Jr., Georgia Institute of Technology, (1994), 362., 住友軽金属技報, **36** (1995), 79.
- 104) 長谷川浩平, 藤田 毅, 三田尾真司, 大沢絃一, 荒木健治, 大堀絃一, 新倉正和 : 軽金属, **48** (1998), 323.
- 105) D. Altenpohl : *Aluminium und Aluminium Legierungen*, Springer-Verlag, (1965), 286.
- 106) W. H. L. Hooper : *JIM*, **81** (1952-53), 563.
- 107) E. Pink and A. Grinberg : *Aluminium*, **60** (1984), E601, E646.
- 108) 吉永日出男, 栗下裕明 : 軽金属, **31** (1981), 359.
- 109) 箕田 正, 洪江和久, 吉田英雄 : 軽金属, **54** (2004), 110.
- 110) E. Pink and A. Grinberg : *Acta Met.* **30** (1982), 2160.
- 111) 吉永日出男, 松尾 悟, 栗下裕明 : 日本金属学会誌, **48** (1984), 35.
- 112) 吉永日出男 : 日本金属学会会報, **20** (1981), 684.
- 113) 中島英治, 岩崎浩司, 後藤正治, 吉永日出男 : 日本金属学会誌, **52** (1988), 180.
- 114) 中島英治 : 高温強度の材料科学 (改訂版), 丸山公一編著, 内田老鶴圃, (2002), 71.
- 115) K. Takiguchi, H. Uchida and H. Yoshida : 住友軽金属技報, **39** (1998), 7.
- 116) H. Uchida, M. Asano and H. Yoshida : *Towards Innovation in Superplasticity II*, ed. by T. Sakuma, T. Aizawa and K. Higashi, *Mat. Sci. Forum*, 304-306 (1999), 309.
- 117) 伊藤 勉, 駒 正幸, 柴崎 聡, 大塚正久 : 日本金属学会誌, **66** (2002), 409., 476.
- 118) E. M. Taleff, D. R. Lesure and J. Wadsworth : *Met. Mater. Trans.*, **27A** (1996), 343.
- 119) W. A. Soer, A. R. Chezan and J. Th. M. De Hosson : *Acta Mater.*, **54** (2006), 3827.
- 120) 細川裕之, 岩崎 源, 森 隆資, 田形 勉, 馬淵 守, 東健司 : 軽金属, **49** (1999), 57.
- 121) D. H. Bae and A. K. Ghosh : *Acta Mater.*, **50** (2002), 511.
- 122) M. -A. Kulas, W. P. Green, E. M. Taleff, P. E. Krajewski and T. R. McNelley : *Met. Mater. Trans.*, **36A** (2005), 1249.
- 123) K. Matsuki, Y. Uetani, M. Yamada and Y. Murakami :

- Met. Sci, (1976) , 235.
- 124)佐治重興, 仙田 繁, 堀 茂徳: 軽金属, **37** (1987), 291.
- 125)高橋明宏, 小林俊郎, 戸田裕之, 水谷 道: 軽金属, **50** (2000), 386.
- 126)柳川政洋: 軽金属, **44** (1994), 492.
- 127)アルミハンドブック (改訂7版), アルミニウム協会, (2007), 88.
- 128)E. H. Dix, Jr., W. A. Anderson and M. B. Shumaker : Corrosion, **15-2**, (1959), 19.
- 129)竹内勝治: 軽金属, **41** (1991), 787.
- 130)R. H. Jones : JOM, Feb., (2003), 42.
- 131)R. H. Jones, D. R. Baer, M. J. Danielson and J. S. Vetrano : Met. Mater. Trans, **32A** (2001), 1699.
- 132)S. K. DeWeese, S. T. Ningileri, S. K. Das and J. A. S. Green : JOM, May, (2008), 50.
- 133)G. M. Scaman, N. J. H. Holroyd and C. D. S. Tuck : Corrosion Sci. **27** (1987), 329.
- 134)M. Conserva and M. Leoni : Met. Trans., **6A** (1975), 189.
- 135)大西忠一, 東 健司, 中谷義三: 日本金属学会誌, **45** (1981), 373.
- 136)馬場義雄ら: 日本金属学会誌, **36** (1972), 341, 1075.
- 137)B. Irving : Welding J., July (1997), 53.
- 138)Z. Ahmad : JOM, Feb., (2003), 35.
- 139)日本ダイカスト協会 HP (2001年統計資料) より
- 140)佐々木英人: 電気製鋼, **74-2** (2003), 101.
- 141)H. Koch and A. J. Franke : *Automotive Alloys III*, Ed. By S. K. Das, TMS (1998), 185.
- 142)アルミニウムの製品と製造技術: 軽金属学会 (2001), 59.
- 143)横井 洋, 竹田委千央, 岡田峰光: 住友軽金属技報, **51** (2010) 121.
- 144)細見彌重: 住友軽金属技報, **32** (1991) 1.
- 145)宗藤修義, 西村嘉彦: 住友軽金属技報, **27** (1986) 191.
- 146)網谷俊男, 西村嘉彦: 塑性と加工, **21** (1980) 134.
- 147)宇野照生: 住友軽金属技報, **42** (2001) 100.
- 148)奥中啓之, 横山 鎮, 木村静雄: 軽金属, **49** (1999), 349.
- 149)中尾敬一郎, 横山 鎮, 渡辺二郎: アルミニウム No.53, **10** (2003), 103.
- 150)柴田勝弘: アルトピア, (2005) 4月号, 9.
- 151)A. J. Barns : Materials Science Forum, Vols. **304-306** (1999), 785.
- 152)内田秀俊: 住友軽金属技報, **51** (2010) 137.
- 153)J. G. Schroth : *Advances in Superplasticity and Superplastic Forming*, Ed. by E. M. Taleff, et. al., TMS, (2004), 9.
- 154)アルミニウムの製品と製造技術: 軽金属学会 (2001), 146.

アルミニウムブレイジングシートの耐食性に及ぼす Cu, Zn 添加の影響*

久 富 裕 二** 山 下 尚 希**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 52 No. 1 (2011), pp. 89-94

Influence of Cu and Zn Contents of Core and Filler Alloys on Corrosion Resistance of Aluminum Brazing Sheets

Yuji Hisatomi and Naoki Yamashita

The furnace brazing technique has been widely applied, especially for the automotive heat exchangers, since it can form a significant number of metallurgical joints at once. During the early times, vacuum brazing had been mainly used for the aluminum heat exchangers, and the brazing methods have gone through changes to the Nocolok brazing in which no evaporation of zinc in aluminum alloy occurred in order to keep the corrosion resistance in progressive reduction of the thickness in material. In the Nocolok brazing, the brazing sheet, which is the core alloy with a filler metal cladding, is generally used. To maintain the performance of aluminum heat exchangers, it is important to investigate the corrosion resistance of the brazing sheets. In this report, the influence of several factors of the brazing sheets on the corrosion resistance, such as the elemental contents in the core and filler metal, thickness of the filler metal, brazing cycle, etc., were reviewed. The corrosion resistance of the brazing sheets could be improved by keeping the corrosion potential difference between the surface and core. In addition, for improving the corrosion resistance of the heat exchanger, it is important to design the potential balance of all parts when considering the brazing cycle.

1. はじめに

炉中ろう付は一度に膨大かつ抵抗の少ない金属接合点を得ることができ、強度にも熱伝達性にも優れた構造物が得られるため、振動環境下で使用される自動車用熱交換器の製造に数多く採用されている¹⁾。自動車の軽量化に伴い、熱交換器材料にはアルミニウムが選定され、そのろう付法は近年において、Al-Si-Mg 系ろう材を用いて真空中で Mg を蒸発させることにより酸化皮膜を破壊して接合を行う真空ろう付法から、Al-Si 系ろう材を用いてふっ化物系のフラックスを塗布して窒素雰囲気中でろう付を行うノコロックろう付法に変遷しつつある²⁾。

現在ノコロックろう付法が最も主流になった要因は、ろう付可能な許容クリアランスおよび設備投資の上で真

空ろう付法が不利であるという点もあるが、真空ろう付は加熱中に防食に必要な Zn が材料表面から蒸発するため、薄肉軽量化に伴う材料の防食性能の確保に限界があったことも大きな要因であろう。

アルミニウムの炉中ろう付には、多くの場合 Al-Si 系ろう材を心材の片面あるいは両面に重ねて熱間圧延中に接合したブレイジングシートを用いる。ろう付後にろう材の一部は接合部に流動しフィレットを形成するが、一部はブレイジングシートの表層全体に残存する。表層に残存したろう材は、ろう付工程において熔融して凝固した、いわゆる Al-Si 合金の鋳物組織を呈しているため、表層の組成は不均一である。この凝固組織は初晶 α 相、共晶 α 相ならびに共晶 Si から成り、Si の固溶度が低く電位的に最も卑な共晶 α 相が腐食環境下でアノードとして優先的に溶解され、耐食性の低下を招く^{3,4)}。

* 軽金属溶接, 49 (2011) No.12 に主要部を掲載

** 研究開発センター 第四部

一方、薄肉高強度化のため心材にはCuを添加することが一般的であり、心材へのCuの添加も耐食性を低下させる場合がある。このような構成のブレージングシートの耐食性を把握するため、ノコロックろう付法においてろう材中へのZnの添加、および心材へのCuの添加等による影響について様々な研究が盛んに行われている⁴⁾。本報ではそれらに関連する著者らのいくつかの研究成果を概説する。

2. 耐食性に及ぼすろう材 Zn および心材 Cu 濃度の影響

2.1 ろう材厚さの影響⁵⁾

熱交換器の軽量薄肉化に伴い、ブレージングシートを構成するろう材も必要なフィレットの大きさを確保する最少量に設計され、ろう材の厚さも減少している。このような背景から耐食性に及ぼすろう材厚さの影響について検討し、併せてろう材のZn濃度および心材のCu濃度の影響についても検討した。Table 1に示すようにろう材へのZn添加の有無、および心材へのCu添加の有無、ならびにろう材厚さを変化させた板厚0.5mmのブレージングシートを作製した。ろう付加熱処理として、窒素雰囲気加熱炉にて605°Cで3分保持した後、炉外に取り出して空冷したブレージングシートを、SWAAT試験 (ASTM-G85-A3) に供試して耐食性を評価した。

代表例として、ろう材にZnを、心材にCuを添加した試験片の最大腐食深さとSWAAT試験期間との関係をFig. 1に示し、4週間試験後の最大腐食部の断面ミク

Table 1 Chemical composition and thickness of filler of specimens.

Compositions of filler (mass%)	Al-10%Si
	Al-10%Si- 2 %Zn
Compositions of Core (mass%)	Al-1.2%Mn-0.16Ti
	Al-1.2%Mn-0.16Ti-0.6Cu
Thickness of filler (μm)	15, 30, 60 (one side layer)

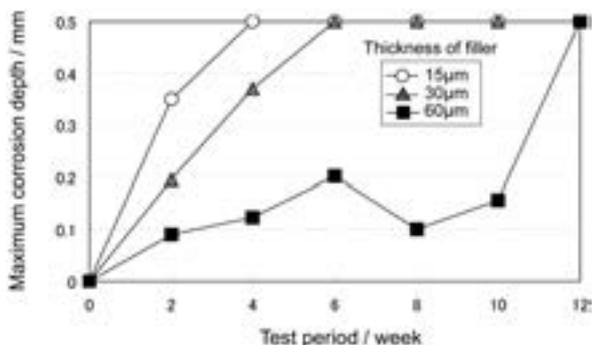


Fig. 1 Maximum corrosion depth after SWAAT.

ロ組織をFig. 2に示す。この試験片ではろう材厚さが薄いほど、各腐食試験期間での最大腐食深さは深く、より明確な孔食形態を呈した。対してろう材厚さが厚い試験片はろう材に添加したZnによる犠牲陽極効果が認められ、面状の腐食形態を呈した。

全ての試験片のSWAAT試験における貫通寿命をFig. 3に示す。ろう材および心材にそれぞれZnおよびCuを添加していない場合を除けば、いずれの試験片もろう材厚さが厚いほど貫通寿命は長くなり、特にろう材にZnを添加し心材にCuを添加しない試験片の貫通寿命が最も長かった。これらの試験片の貫通寿命は、ろう付加熱中における各層の元素拡散によって形成される表層から心材にかけての電位勾配と密接に関係している。代表例として、ろう材にZnを、心材にCuを添加した試験片における深さ方向の自然電位分布をFig. 4に示す。この試験片ではろう材厚さが厚いほど、表層近傍の電位が卑化しその領域も大きい。このように表層と心材との電位差が大きく、且つ卑な領域が大きい試験片ほどSWAAT耐食性が向上した。

ろう材厚さが厚いほど表層と心材の電位差が大きく卑な領域が大きくなる傾向は、いずれの成分の試験片でも同一であった。これはろう付加熱サイクルを経た後、ろう材厚さが厚いほどろう材のZn濃度の低下が小さく、表層に到達したCu濃度が低いためであった。

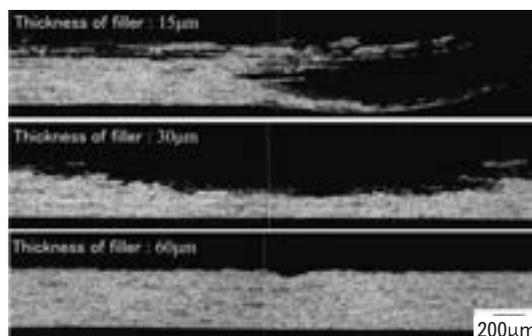


Fig. 2 Microstructure of specimens at maximum corrosion depth after SWAAT of 4 weeks. (Specimen; Zn of filler metal : 2 mass%, Cu of core alloy : 0.6mass%)

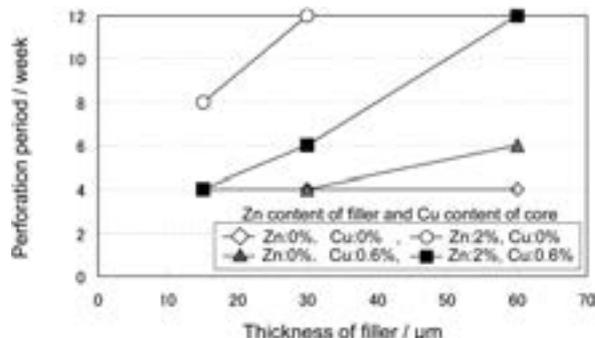


Fig. 3 Perforation period after SWAAT.

2.2 ろう付加熱時間の影響⁶⁾

ろう付加熱サイクルは、例えばコンデンサーとエバポレーターなどのように熱交換器の形状が異なることや、それらをろう付する炉のタイプ等によって様々である。そこで、前項 2.1 で調査した試験片の一部を使用して、ろう付加熱サイクルの影響を調査した。ろう付加熱を開始してろう付温度 605°C を経た後 400°C に冷却されるまでをろう付加熱サイクルとし、その時間を 690s および 3600s とし、SWAAT 耐食性に及ぼす影響を調査した。代表例として、ろう材に Zn を心材に Cu を添加した試験片の最大孔食深さと SWAAT 試験期間との関係を Fig. 5 に示し、4 週間試験後の最大腐食部の断面マイクロ組織を Fig. 6 に示す。ろう付加熱時間が長い試験片の方が各試験期間での最大腐食深さは深くなり、より明確な孔食形態を呈し、貫通寿命は短かった。対してろう付加熱時間が短い試験片はろう材に添加した Zn による犠牲陽極効果が認められ、面状の腐食形態を呈した。

上述の 2 種の試験片における深さ方向の Zn および Cu の元素分布を Fig. 7 および Fig. 8 に示す。ろう付加熱時間が短い 690s の試験片は、ろう付加熱時間が長い 3600s の試験片に比べ表層部分の Zn 濃度が高く、Cu 濃度が低い。このことは、ろう付加熱時間が短い試験片は

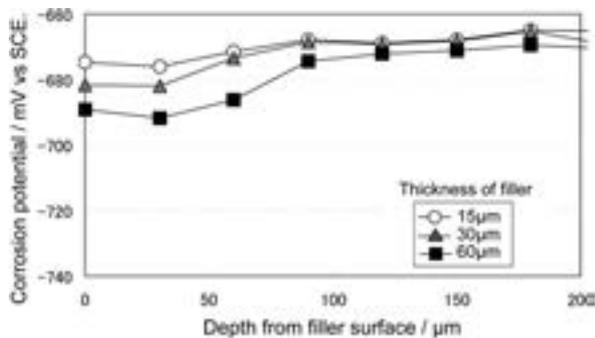


Fig. 4 Distribution of corrosion potential across thickness of specimens.
(Specimen ; Zn of filler metal : 2 mass%,
Cu of core alloy : 0.6mass%)

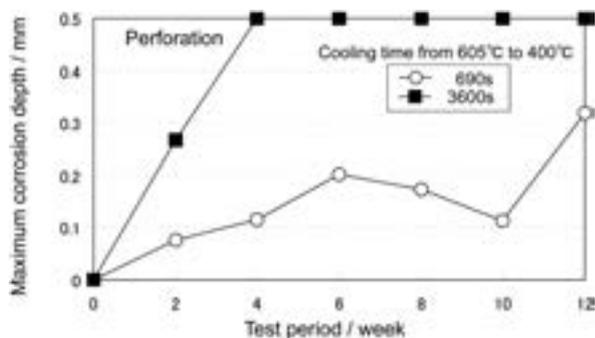


Fig. 5 Maximum corrosion depth after SWAAT.
(Specimen ; Zn of filler metal : 2 mass%,
Cu of core alloy : 0.6mass%, thickness of
filler : 60μm)

表層部の電位が心材部に比べてより卑になることを示唆しており、これにより表層部に犠牲陽極層が形成され、耐食性が向上した。

2.3 ろう付保持時間および冷却速度の影響⁷⁾

前項 2.2 について更に詳細に調査するため、2.2 と同様の供試材を使用してろう付保持時間および冷却速度の影響を調査した。ろう付加熱サイクルは、Table 2 に示すようにろう付温度 600°C 以上の保持時間として短いも

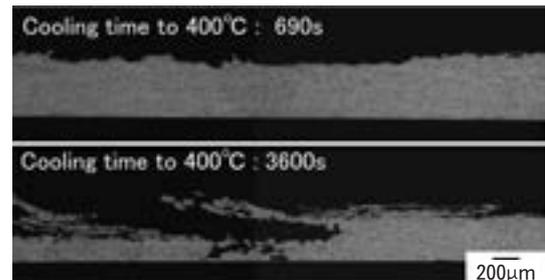


Fig. 6 Microstructure of specimens at maximum corrosion depth after SWAAT of 4 weeks.
(Specimen ; Zn of filler metal : 2 mass%,
Cu of core alloy : 0.6mass%, thickness of
filler : 60μm)

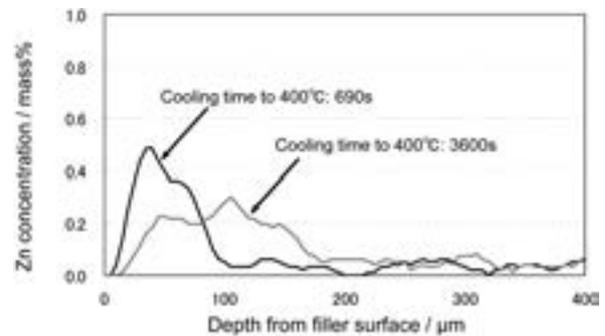


Fig. 7 Zn concentration by EPMA line scan analysis across the thickness of specimens.
(Specimen ; Zn of filler metal : 2 mass%,
Cu of core alloy : 0.6mass%)

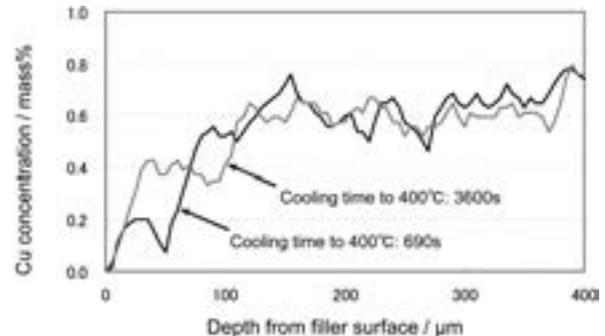


Fig. 8 Cu concentration by EPMA line scan analysis across the thickness of specimens.
(Specimen ; Zn of filler metal : 2 mass%,
Cu of core alloy : 0.6mass%)

のと長いものの2水準を、450℃までの平均冷却速度として高いものと低いものの2水準をそれぞれ組み合わせた条件にて行い、SWAAT耐食性に及ぼす影響を調査した。代表例として、ろう材にZnを、心材にCuを添加した試験片の最大腐食深さとSWAAT試験期間との関係をFig. 9に示し、2週間試験後における最大腐食部の断面マイクロ組織をFig. 10に示す。この試験片ではろう付保持時間に関わらず、冷却速度が低い試験片の各試験期間での最大腐食深さが深くなり、より明確な孔食形態を呈し貫通寿命が短かった。なかでも保持時間が長く冷却速度も低い試験片には顕著な粒界腐食が認められた。対して冷却速度が高い試験片は貫通寿命が長くなった。

上述のように、冷却速度によって耐食性が大きく異なる結果について、表層および心材部分の自然電位と、心材のMnおよびCuの元素分布から考察を試みた。Fig. 11に表層から深さ方向の自然電位分布を示し、Fig. 12にEPMAによる心材部分のMnおよびCuの元素分布

を示す。冷却速度が低い場合、心材部分のCuの析出が顕著であり、このため心材部分の電位が卑化し、結果的に表層と心材との電位差が確保できない。なかでも保持時間が長い試験片では、Cuの析出に加えて粒界近傍でMnの欠乏が生じるため、顕著な粒界腐食を生じたものと考えられた。

2.4 接合継ぎ手部の影響⁸⁾

前項までは、ブレージングシート自体のろう材表層の耐食性について述べたが、熱交換器は、チューブ材、フィン材ならびにプレート材のそれぞれが接合され一体のコアとなる。したがって、ブレージングシート自体の耐食性に加え、継ぎ手部を含めたコアの耐食性を考慮する必要がある。接合された各部材間の添加成分が異なれば、各部材間および部材表層とフィレットとの間に電位差が生じて耐食性を損ねてしまう場合がある。その一例として心材のCu濃度およびろう材のZn濃度を変更したブレージングシートを用い、接合継ぎ手を模擬してろう付した接合部フィレットの耐食性を調査した結果を紹介する。

Al-1.2%Mn-0.16%Tiに0.5%までCuを添加した心材に、Al-10%Siに4%までZnを添加したろう材をク

Table 2 Brazing heat patterns.

Mark	Keeping time above 600°C (s)	Average cooling rate above 450°C (°C/min)
SR	40	152
SS	59	14
LR	1539	176
LS	1510	14

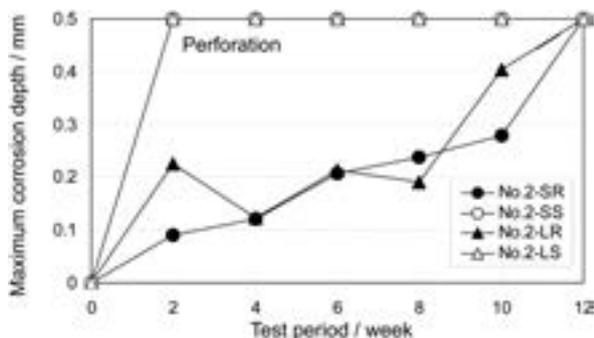


Fig. 9 Maximum corrosion depth after SWAAT. (Specimen No. 2; Zn of filler metal: 0 mass%, Cu of core alloy: 0.6mass%)

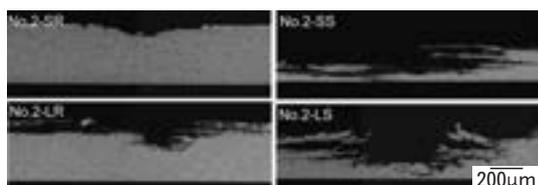


Fig. 10 Microstructure of specimens at maximum corrosion depth after SWAAT of 2 weeks. (Specimen No. 2; Zn of filler metal: 0 mass%, Cu of core alloy: 0.6mass%)

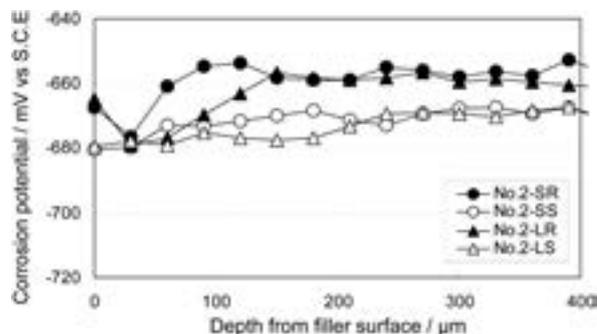


Fig. 11 Distribution of corrosion potential across the thickness of specimens. (Specimen No. 2; Zn of filler metal: 0 mass%, Cu of core alloy: 0.6mass%)

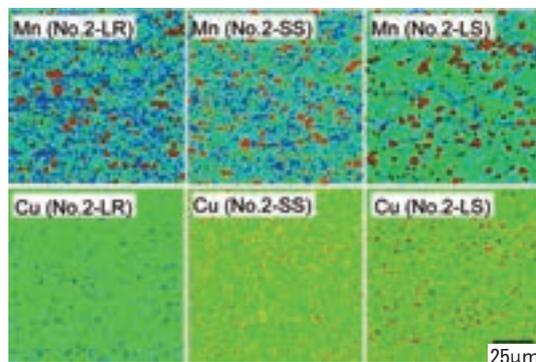


Fig. 12 Mn and Cu distribution by EPMA map scan analysis in core alloy of specimens. (Specimen No. 2; Zn of filler metal: 0 mass%, Cu of core alloy: 0.6mass%)

ラッドした板厚 1 mm のブレージングシートを用い、Fig. 13 に示す継ぎ手を作り 605°C で 3 分保持の加熱サイクルでろう付を行った。これらの試験片について CASS 試験により耐食性を調査した。Fig. 14 に CASS 8 週間後の継ぎ手部の腐食状況を示す。ろう材に Zn を添加しない試験片は心材の Cu 濃度によらず僅かなフィレットの消失に留まっていた。一方、心材に Cu を添加せずろう材に Zn を添加した試験片は、最もフィレットの消失が速く、さらに接合部に沿って腐食が進展する傾向があった。ろう材に Zn および心材に Cu を添加した場合は前述の中間的な腐食を呈していた。

これら接合部の腐食傾向も各部材間の電位バランスに依存しており、心材および接合部の電位差で整理することが出来る。Fig. 15 に接合部の自然電位を、Fig. 16 に心材と接合部の電位差と腐食長さの関係を整理した結果を示す。接合部の電位は前述したようにろう付加熱時の各層の Zn および Cu の拡散の影響を受けて変動した。そして心材と接合部の電位差が大きいほど接合継ぎ手における腐食長さが長くなった。以上のことから、ブレージングシート自体のろう材側の耐食性は心材に Cu を添加せずろう材に Zn を添加して表層と心材の電位差を充分確保した試料ほど良好であった。しかしながら、継ぎ手部を考慮したコアの場合の接合部の耐食性はブレージングシート自体のそれとは異なった。したがって熱交換器の防食は接合部を含む各部材間の電位バランスを考慮した材料の選定が重要である。

2.5 フラックス塗布の影響⁹⁾

ろう付方法の主流がノコロックろう付法に変遷したことにより、ろう付前に K-Al-F 系の化合物を主成分とす

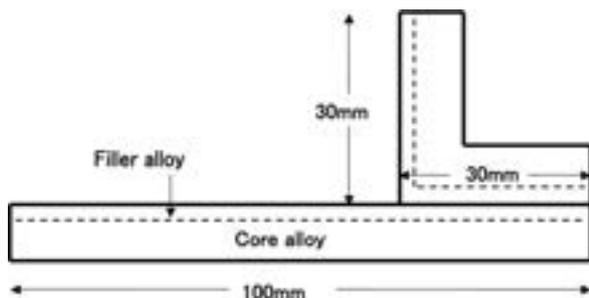


Fig. 13 Assembling of joint coupling on specimen.

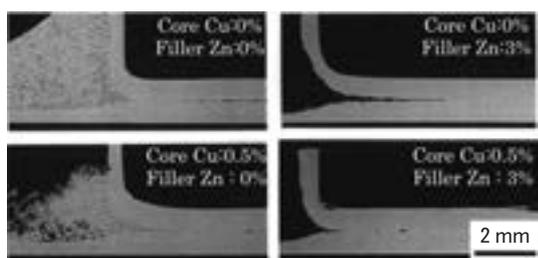


Fig. 14 Cross section of the fillets after CASS of 8 weeks.

る白色粉末のノコロックフラックスをろう材表面に塗布する必要がある。ノコロックフラックスは、ろう付温度に到達する直前に熔融し、ろう付後には凝固した結晶残渣としてろう材表面に残る。このふっ化物系のフラックス残渣は親水性を有し非腐食性である。このフラックス残渣がろう材表面に存在する場合としない場合の耐食性について検討した結果を紹介する。Al-1.2%Mn, これに Cu を 0.6% 添加した心材に、Al-10%Si ろう材を厚さが 30 μ m になるよう片面にクラッドした 0.3mm のブレージングシートを作製した。そのろう材表面にフラックスを塗布しない場合およびろう材表層のアルミニウムの露出を極力抑えるために多量のフラックス 15g/m² を塗布した場合のそれぞれについて、595°C のろう付温度を経た加熱サイクルの後、耐食性評価として SST (JIS-Z2371) 及び SWAAT 試験に供した。Fig. 17 および Fig. 18 に SST および SWAAT 試験における腐食深さと試験期間との関係、および代表的な試験期間の最大腐食部の断面マイクロ組織を示す。腐食試験の種類に関わらずフラックスを塗布しない試験片の方が耐食性は劣り、特に心材に Cu を添加しない試験片は明確な孔食腐食形態を呈し、短期間で貫通に至った。対してフラックスを塗布した試験片は 4 週間の腐食試験期間において貫通は生じなかった。

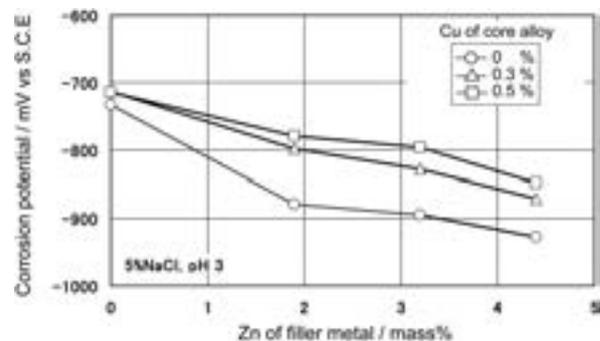


Fig. 15 Relationship between the corrosion potential of fillet and filler elements of Zn and Cu.

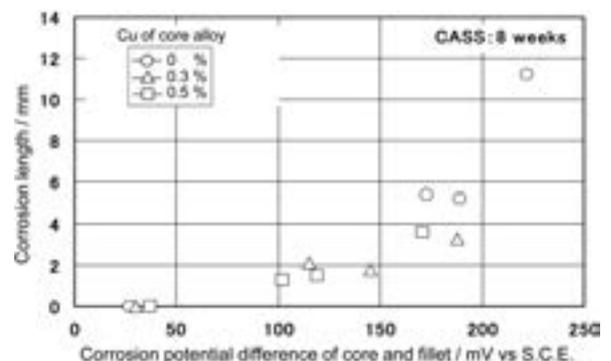


Fig. 16 Relationship between the corrosion potential difference of core and fillet and corrosion length.

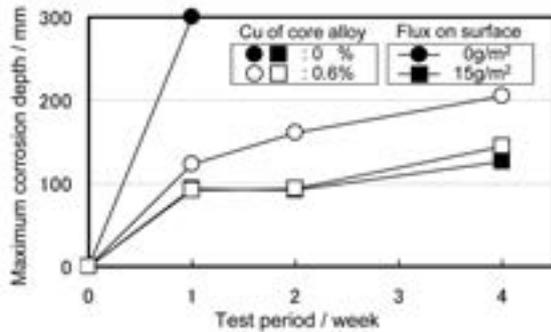
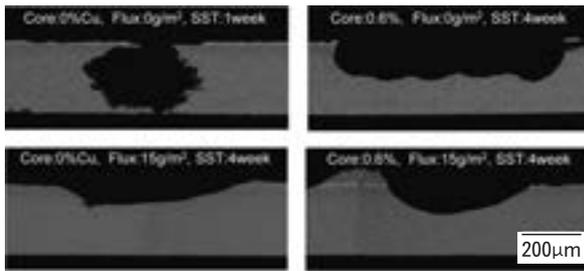


Fig. 17 Influence of the flux painting on SST corrosion resistance.

SST および SWAAT 試験では、いずれにおいても、フラックスをブレイジングシートの表面に付着させた場合に耐食性が向上したことから、少なくともノコロックフラックス残渣は耐食性に悪影響を及ぼさないことが確認された。フラックスを付着させた場合に耐食性が向上する原因は、溶融凝固したフラックスとアルミ表面の密着性が高く、加えてフラックス層の保護皮膜効果などにより、ろう材表面に接触する腐食液量が減少したためと考えられるが、その機構解明までには至っていない。

3. ま と め

近年主流となったノコロックろう付法におけるブレイジングシートの耐食性について、ろう材中の Zn 濃度、心材中の Cu 濃度、ろう材厚さ、ろう付サイクル、継ぎ手部ならびにフラックスの影響を概説した。

アルミニウムブレイジングシートの耐食性は基本的に自然電位を左右する Zn あるいは Cu をろう材あるいは心材に添加してろう材表層の電位を卑化、あるいは心材電位を貴化することにより表層と心材の電位差を確保し、表層の犠牲陽極効果を得ることで向上させることができ

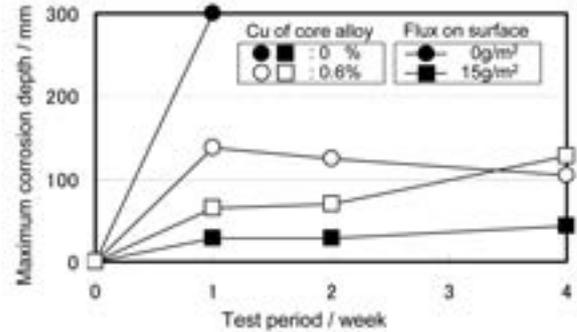
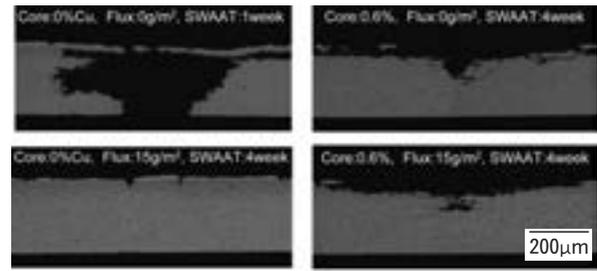


Fig. 18 Influence of the flux painting on SWAAT corrosion resistance.

る。しかしながら、熱交換器としての耐食性を向上させるためには、それぞれの構成部材（フィン、チューブ、プレート）の板厚、および継ぎ手接合部に形成されるフィレットと各部材間の電位バランス、ならびにろう付加熱サイクルを綿密に考慮しながら、最適な設計を行う必要がある。

参 考 文 献

- 1) アルミニウムブレイジングハンドブック（改訂版）：（社）軽金属溶接構造協会（2003），23.
- 2) 外山猛敏：軽金属溶接構造協会アルミニウムブレイジングセミナー，（2003），48.
- 3) 黒田 周，板垣 武，当摩 建，軽金属，46（1996），113.
- 4) 黒田 周，板垣 武，当摩 建，軽金属，48（1998），465.
- 5) 山下尚希，正路美房：軽金属学会 104 回春期大会講演概要，（2003），97.
- 6) 山下尚希，正路美房：軽金属学会 110 回春期大会講演概要，（2006），247.
- 7) 山下尚希：軽金属学会 115 回秋期大会講演概要，（2008），187.
- 8) 正路美房：本誌，48（2007），87.
- 9) 尾崎良太，正路美房：軽金属学会 107 回春期大会講演概要，（2004），193.

アルミニウム合金の圧延におけるトライボロジー*

渡 邊 貴 道**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 52 No. 1 (2011), pp. 95-100

Tribology of Aluminium Alloy in Rolling

Takamichi Watanabe

During metal working of aluminium alloys, an adhesion often occurs on a frictional surface. On the other hand, the aluminium alloy product has required a fine metal surface more than ever in recent years. Therefore, tribology is one of the important technologies in aluminum metal working. This report describes the tribology technologies used in aluminum hot and cold rolling.

Oil in water emulsions are generally used in hot rolling for cooling and lubrication. Therefore, the mechanisms of hot rolling lubrication consist of "plate-out" and the introduction of oil into the roll bite, and boundary lubrication. In addition, it is necessary to consider both the generation of metal soap in the emulsion and build-up of roll coating on the work roll surface during the industrial process. Neat oils are generally used in cold rolling. The mechanisms of cold rolling lubrication consist of the introduction of oil into the roll bite and boundary lubrication. In recent years, less aromatic hydrocarbon mineral oils are used as the base oil of a cold rolling lubricant for environmental conservation. Those oils decrease the adsorption of oiliness on the metal surface. New additives were suggested to increase the adsorption.

1. はじめに

アルミニウムは地球上で3番目に多い元素であり、資源量が豊富であることや、軽かつ強度が高いこと、美しい金属光沢、優れた電気特性、耐食性およびリサイクルに優れるなどの特長から、飲料缶、電子機器筐体、電池ケース、医薬品容器および輸送材料などの用途で、広く世の中に使用されている。近年、地球環境問題、省エネルギーを背景に輸送材料や飲料缶などで軽量化の要求がますます高まっており、表面品質に優れたアルミニウム合金圧延材の使用が拡大している。こうした中でアルミニウム合金圧延材の生産技術は益々重要となっている。

アルミニウム合金は鋼材と比較して軟らかくかつ凝着しやすいために、摩耗粉が発生しやすい。また、伸びが小さいことから、一般的には加工性に劣ると言われている。一方、アルミニウム合金圧延材は、加工条件によっては美しい金属表面となることから、そのまま製品として使用される場合が多く、トライボロジーに関わる表面の疵や汚れに対する要求水準が極めて高い。このため、

アルミニウム合金圧延におけるトライボロジーは他の材料に比べて、より重要視されている。本報では、アルミニウム合金の熱間圧延および冷間圧延におけるトライボロジーについて解説する。

2. アルミニウム合金圧延材の製造工程

アルミニウム合金圧延材の製造工程の一例を Fig. 1 に示す¹⁾。半連続 casting により作られたスラブは、まず casting 時の表面の酸化皮膜、偏析などの不均一な casting 組織を除去するために、数~十数 mm の表面切削が行われる。次に合金成分を拡散させたり、過飽和固溶元素を析出させるため、熱間圧延の前にスラブを高温 (約 400~600°C) で長時間加熱処理する。加熱温度パターンは材料特性に大きな影響を与えるため厳密に管理される。その後、熱間圧延工程および冷間圧延工程で複数回加工され、所定の板厚まで薄く延ばされる。圧延機の模式図を Fig. 2 に示す。圧延材は4段もしくは6段のロールを組み合わせた形式が一般的であり、圧延油は潤滑と冷却を目的として使用されている。圧延工程では適切な加工条件に設定することによって、圧延材の結晶組織および材

* トライボロジスト, 55, 12, (2011) に掲載。

** 研究開発センター 第三部

料特性、板厚精度、板表面品質などを各合金種に応じて精密に制御している^{2,3)}。そのための要素技術として、トライボロジーは最も重要な技術の一つに挙げられている。

3. アルミニウム合金圧延における トライボロジー

3.1 熱間圧延

3.1.1 熱間圧延の摩擦状態

熱間圧延工程は板厚を効率良く減ずること、所定の材料特性を得ることおよび板厚精度を高めることを目的とする工程であり、通常、350~550℃程度の材料温度で加工される。熱間圧延の摩擦係数は、0.1~0.4程度であり、主に乾燥摩擦から境界潤滑状態で圧延が行われている。熱間圧延では、板厚が厚い状態で大きな加工量を得るために、可能な限り噛み込み性が良く、同時に焼付きが生じないように摩擦係数を適正な範囲に調整することが求められる。アルミニウム合金では、酸洗工程や塗装工程が無い製品も多い。このため、熱間圧延で発生した表面欠陥が途中工程で消えることはほとんど無く、最終製品まで残ってしまう。したがって、熱間圧延での板表

面品質の確保および、その維持・向上は非常に重要視されている。

熱間圧延の潤滑状態に起因する代表的な表面欠陥にピックアップインクルージョンがある⁴⁾。これはワークロールに形成したアルミニウム合金の凝着層（これをロールコーティングと呼ぶ）が圧延材に押し込まれることによって発生する。本欠陥を避けるために、ロールコーティングは薄くかつ、均一であることが必要である。このため、熱間圧延では鋼線あるいは研磨剤を含有した樹脂線からなるブラシロールを用いて、ワークロール表面のロールコーティングを除去している。それに加え、更に適正な潤滑油の選定によってもロールコーティングの均質化が図られている⁵⁾。

3.1.2 熱間圧延油

熱間圧延油には、O/W (Oil in Water) タイプのエマルジョンが主に用いられている。分散相は基油、添加剤および乳化剤で構成され、基油には一般的に40℃での動粘度が20~80mm²/sの鉱物油が用いられている。添加剤には、油性剤（脂肪酸・油脂）、極圧添加剤および酸化防止剤などが含まれている。乳化剤には、従来はアニオン系が主として用いられてきたが、水相に混入するイオン等の化学成分の影響を受けやすいために、乳化性および潤滑性の変動が大きいことが問題であった。このため、1990年代以降は、アニオン系乳化剤とノニオン系乳化剤とを併用した熱間圧延油が主流となっている。また一部カチオン系乳化剤が用いられている例もある⁶⁾。熱間圧延油に要求される性能として、先に述べた表面品質の特性に加え圧延油自身の乳化が安定であること、潤滑性に優れること、バクテリアの発生等の腐敗が無いこと、廃水処理が容易なことおよび防錆性に優れることが挙げられる。

3.1.3 熱間圧延におけるトライボロジー

O/W エマルジョンを圧延油として用いる熱間圧延における潤滑機構は、ワークロールへ油分が付着するプレートアウト性（水と油が分離する現象、サーマルセパレーションとも呼ばれる）、圧延材とワークロールとの接触弧内（以下、ロールバイトと呼ぶ）への油分の導入性およびロールバイト内の境界潤滑性の3点に分けて考える必要がある。プレートアウトについては一般に細かい油滴はプレートアウト量が少なく潤滑性に劣り、また大きな油滴の場合は潤滑性に優れるが、油滴の浮上速度が速くなり、エマルジョン粒径の維持管理が困難になる場合が多い。従って、油滴の粒径は熱間圧延機毎に適切な範囲で管理されている。プレートアウト性の調査・研究には種々の実験手法^{7~9)}が用いられている。細見^{8,9)}らは、Fig. 3に示す落下シャッター式プレートアウト試験装置を作製し、エマルジョン性状とプレートアウト性について調査した。Fig. 4に示すようにプレートアウト量は、エマルジョン粒径、油分濃度の増加に伴い増える傾向がある。また材料の温度が100℃を越えると急激に減少す

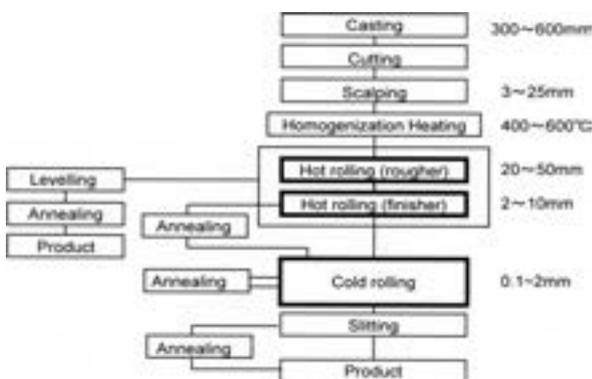


Fig. 1 Manufacturing process of aluminum alloy sheet.¹⁾

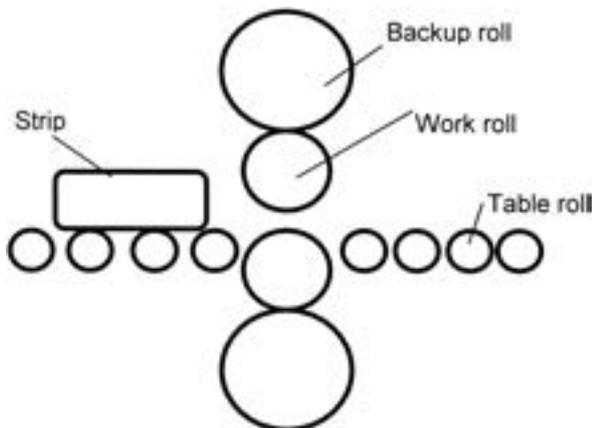


Fig. 2 Schematic diagram of hot rolling mill.

る。これは材料表面で沸騰膜が形成されるためである。また乳化剤組成によってもプレートアウト量は変化する。

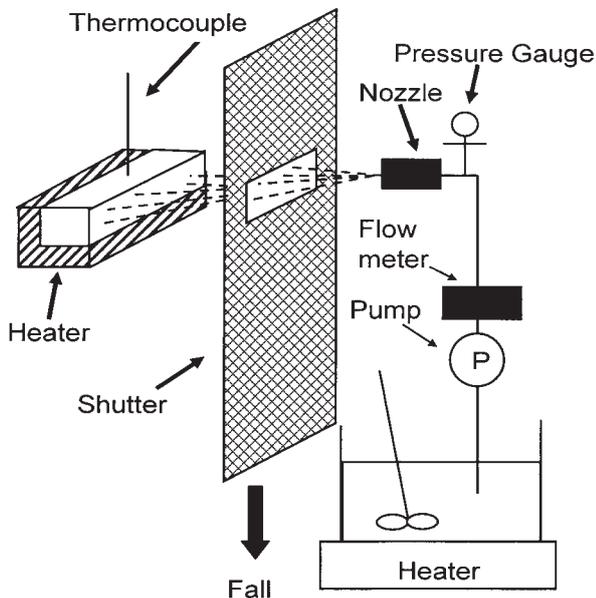


Fig. 3 Schematic diagram of plate-out tester (guillotine type)⁸⁾

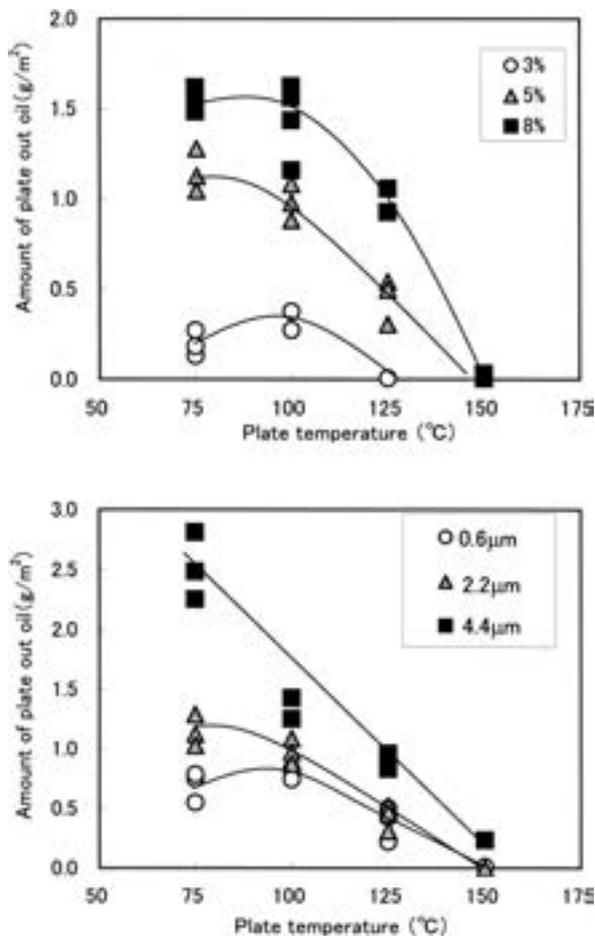


Fig. 4 Relationship between plate temperature and amount of plate out oil⁸⁾

アニオン乳化剤であるオレイン酸トリエタノールアミン塩とノニオン乳化剤であるポリオキシエチレン脂肪酸エステルとでそれぞれ乳化したエマルジョンでは、ノニオン乳化剤で作製したエマルジョンの方がプレートアウト量は多くなることが明らかにされている。これはアニオン乳化剤の熱安定性がノニオンのそれよりも優れているためであると考えられている⁹⁾。

プレートアウトによって、ワークロール表面に付着した油分は、ロール/材料間に導入される。中西らは不揮発性のトレーサーを用いた基油を用い、実際にアルミニウム合金のエマルジョン圧延を行うことによって、この導入された油分の厚みを測定している¹⁰⁾。Fig. 5には試験方法の模式図を、Fig. 6には、予めローラー一周分にエマルジョンを吹き付けた場合のプレートアウト量と導入された油分の厚みを、圧延速度毎に示している。圧延速度が一定の場合には油分の厚みとプレートアウト量に比例関係があり、また同一プレートアウト量であっても、圧延速度が速くなるほど導入される油分は多くなる。このことから圧延界面への流体的な油の引き込み効果は圧延速度の増加とともに大きくなることわかる。エマルジョン潤滑による油膜形成メカニズムとして、プレートアウトとならび、摩擦面入口での油分の濃化、転相による油溜まりの形成といった動的濃縮機構が提案されている^{11,12)}。アルミニウム合金の熱間圧延においては両機構の整合性について殆ど調査されていない。実際の工業的

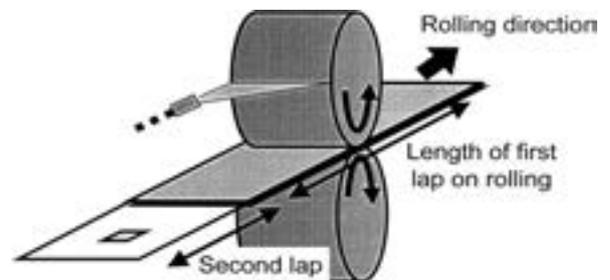


Fig. 5 Schematic diagram of the measure oil film thickness after rolling.¹⁰⁾

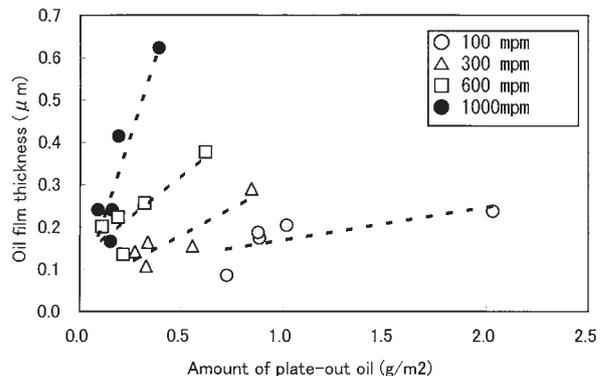


Fig. 6 Relationship between amount of plate-out oil and oil film thickness.¹⁰⁾

Table 1 Transition temperature of oiliness agent.

Oiliness agent		Fatty acid residues		Transition temperature (°C)
		Carbon number	Molecular Structure	
TP10	Trimethylolpropane esters	10	Saturated	275
TP12		12	Saturated	300
TP14		14	Saturated	325
TP16		16	Saturated	350
TP18		18	Saturated	350
TP I -18		18	Side chain	300
TPO-18		18	Unsaturated	300
PE	Pentaerythritol esters	18	Unsaturated	400
NU	Natural fats	16, 18	Saturated, Unsaturated	325
OA	Oleic acid	18	Unsaturated	275

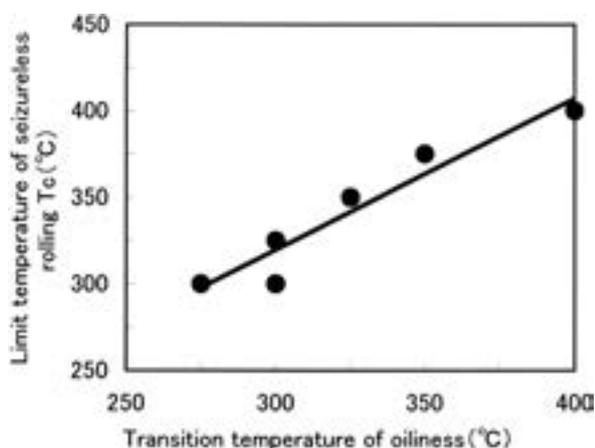


Fig. 7 Relationship between transition temperature of oiliness and limit temperature of seizureless rolling.¹³⁾

な圧延条件範囲における油膜形成メカニズムの調査・解明が今後の課題である。

ロールバイト内に導入された油分の境界潤滑性について、細見らは遷移温度を用いて評価している¹³⁾。Table 1 に示すように脂肪酸の炭素数の増加とともに遷移温度が上昇し、境界潤滑性が向上する。また同一炭素数の油性剤と比較すると、脂肪酸の分子構造として不飽和構造や分鎖構造よりも飽和構造の方が境界潤滑性に優れることが示されている。各油性剤を配合した圧延油を用いて熱間圧延を行い、板面に焼付きが生じた温度を焼付き限界温度 T_c と定義すると、Fig. 7 に示すように各種油性剤の遷移温度と焼付き限界温度はよく一致することがわかる。

熱間圧延の潤滑については、基本的に上述の3点（プレートアウト、ロール/材料間への油分の導入、境界潤滑性）を考えれば良いが、工業的には、更にロールコー

ティングの生成挙動や圧延油中に発生する副生成物の影響についても考慮する必要がある。ロールコーティングが摩擦および板面品質に影響することはよく知られている。渡邊らはテストミルを用いて熱間圧延におけるロールコーティングの生成に伴う摩擦係数の変化を調査している^{14,15)}。ロールコーティング量は圧延に伴い増加していても摩擦係数は一定の値を示すことが確認されている。これは圧延時の摩擦が、ロールコーティングの厚みではなく、表面の形態に影響されていることを示唆している。また、圧延材の表面品質を維持するためにピックアップインクルージョンを抑制することが必要であり、そのために、ロールコーティングは均一で緻密であることが望ましいとされている。工業的にはブラシロールを用いてロールコーティングの量および形態を整えているが、圧延油組成によってもロールコーティングの緻密さが変化することが知られている^{16~18)}。圧延油中のエステル成分の量を変更して熱間圧延を行った場合、境界潤滑性が向上するために、ロールコーティング量は減少する。このロールコーティングを用いて圧延された圧延材の表面を分析した結果を Fig. 8 に示す。エステル成分の増加とともに、ロールコーティングからの移着に由来する酸素、炭素およびマグネシウムが増加する傾向が得られている。これは、圧延油中のエステルが増加することによって剥離しやすいロールコーティングが生成したことを示唆している。

アルミニウム合金の熱間圧延油は、油性と乳化の両作用を得るために脂肪酸を用いることが多い。脂肪酸を用いた場合には、副生成物であるアルミニウム石鹸が生成する。アルミニウムは三価の金属であるため、脂肪酸との反応により高分子ミセルを形成し、ゲル化する^{19,20)}。脂肪酸として一般的なオレイン酸を例とした場合、オレイン酸アルミニウムによって、粘度の増加により摩擦係

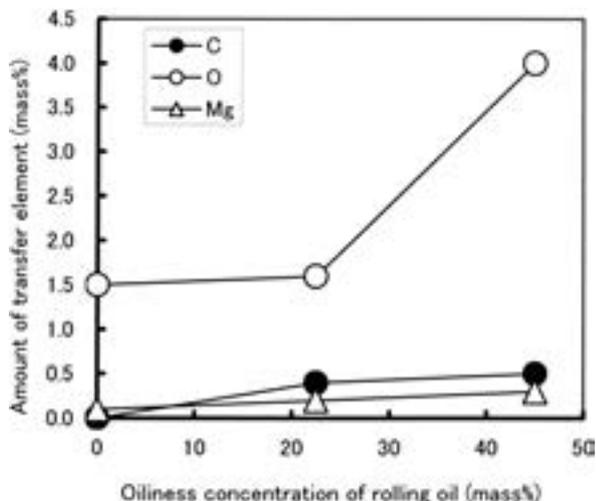


Fig. 8 Relationship between oiliness concentration of rolling oil and amount of transfer element from roll coating on surface of A1050 strip after rolling.¹⁶⁾

数が低下する。またエマルジョン粒径も増大するため、そのことによっても潤滑性が大きく変動する²¹⁾。アルミニウム石鹸の生成に伴う圧延油性性能の変化を嫌って、脂肪酸を含有しない熱間圧延油の適用が試みられた事例もあるが、脂肪酸にはアルミニウム摩耗粉を分散させ、圧延機周辺を清浄に保つ作用もあり、完全な実用化には至っていない。脂肪酸は工業的には未だ主要な添加剤の一つとなっている。

3.2 冷間圧延

3.2.1 冷間圧延の摩擦状態

アルミニウム合金の冷間圧延は熱間圧延工程後の板を各用途に適した板厚、平坦度および材料強度に加工することを目的としている。通常、熱間圧延で板厚2.0~12.0mmまで圧延された板を、複数回圧延を行うことによって板厚0.1~3.0mmの板に加工される。冷間圧延後の材料の温度は室温から150°C程度の範囲であり、摩擦係数は0.03~0.1である場合が多く、冷間圧延における潤滑は、流体潤滑の領域を含む混合潤滑領域であるといえる。冷間圧延では、潤滑不足現象としてはヘリンボーンと呼ばれる表面に生じる縞状の光沢ムラが、また潤滑過多現象としてはワークロール周速が出側板速度を超え、板厚制御が困難になるスリップ現象や、導入された油分によってアルミニウム合金表面が自由変形し、光沢が変化するなどの問題が生じる。このため、圧延品種毎に圧延条件および圧延油の組成を適正に調整している。

3.2.2 冷間圧延油

アルミニウム合金の冷間圧延油には、国内では一般的に、40°Cの動粘度が1~5 mm²/sの鉱物油を基油とし、添加剤として高級アルコール、エステル、脂肪酸を数%添加して使用されている(ストレートオイル)。国内の一部と海外では、エマルジョンタイプの冷間圧延油が用

いられている場合がある。ストレートオイルタイプにおいては、低粘度の鉱物油を用いているため、冷間圧延では鉱物油のヒュームが圧延機周辺に飛散する。1995年頃より、作業環境や安全性に対する配慮から芳香族成分を低減させた低芳香族基油が用いられるようになっている。冷間圧延油に要求される性質として、潤滑性に優れること、環境負荷が少ないこと、酸化劣化し難いこと、摩耗粉の発生量が少ないことおよび熱処理後に表面に残炭が生じるオイルステインを生じないことが挙げられる。

3.2.3 冷間圧延のトライボロジー

アルミニウム合金の冷間圧延では、ストレートオイルを用いているので、摩擦面への油分の導入と圧延油の境界潤滑性の2点が重要である。冷間圧延機の高速度化が進行するにつれて、ロールバイト内への圧延油の導入量が多くなり、オイルピットの形成が促進され光沢不良が発生しやすくなっている。これらは適正な圧延油粘度および圧延条件の選択により回避される^{22,23)}。境界潤滑性については、特にアルミニウム合金の冷間圧延において、熱間圧延や鋼板圧延と異なり脂肪酸ではなくアルコールが境界潤滑性に優れていることが知られている^{1,24)}。近年の分析機器の発達に伴い、アルミニウム合金表面でのアルコールの反応について明らかとなりつつあるが^{25,26)}、熱間工程との差異についての解明が今後の課題である。また、近年使用が拡大している低芳香族基油が、境界潤滑性を低下させる現象が良く知られている。柴田らは、低芳香族基油と含芳香族基油とに油性剤としてそれぞれにドデシルアルコールを1 mass%添加し、アルミニウム合金箔の圧延を行い、芳香族成分の影響を調査している。Fig. 9に示されるように含芳香族基油に比べて低芳香族基油はヘリンボーンの発生限界が低い。高真空中で、アルミニウムの表面を切削し、生じた新生面へのアルコールの吸着活性を比較した結果をFig. 10に示す。共存成分がない場合やヘキサン、シクロヘキサンといったパラフィン、ナフテンが共存する場合よりも、芳香族であるベンゼンが共存する場合の方が油性剤であるアルコールの吸着活性は高くなる。すなわち芳香族が共存しないことによるアルコールの吸着活性の低下が、低芳香族基油の潤滑性が低下する一因となっていることが明らかとされている²⁷⁾。この低芳香族基油を用いた場合の潤滑性の低下に対して、アルミニウム合金の新生面に効果的に吸着する化合物を圧延油に添加することが行われている。

分子内にエーテル結合を有する化合物を用いることにより、圧延荷重を低減でき、摩耗粉やロールコーティングもより少なくすることができる。含酸素化合物を用いた場合のロールコーティング中の酸素量が増加することから、アルミニウム合金の新生面に含酸素化合物が吸着し不活性化させることによって、凝着を抑制したものと推測されている。このように含酸素化合物は、従来の油性剤である脂肪酸やアルコールにない利点を有しているため、多くのアルミニウム合金圧延メーカーで実用化が

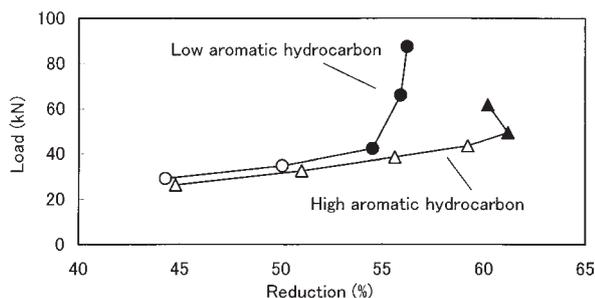


Fig. 9 Effect of aromatic hydrocarbon on lubrication of rolling.²⁷⁾ (● and ▲ indicate appearance of herringbone on strip)

進んでいる。しかしながら実操業においては、合金種や加工量によっては、その効果が認められないことや、含酸素化合物の消耗などの問題が認められており、今後の課題となっている。

4. おわりに

アルミニウム合金の圧延におけるトライボロジーについては、未だ解明されていない現象は多い。しかしながら、近年の分析機器や計算機化学の発達による新しいアプローチ²⁸⁾によって、アルミニウム新生面での油性剤の吸着挙動など、従来は現象より推定するほか無かった機構が明らかとなりつつあり、今後益々の発展が期待される。

近年、最新の圧延機を導入することによるアルミニウム合金圧延材の生産量の増加が著しい。しかしながら製品の品質においては、未だ国内製品に一日の長がある。これはトライボロジーを代表とする生産技術が優れていることに他ならない。アルミニウム合金圧延産業の今後の発展には、トライボロジー技術の更なる発展が不可欠であり、今後の更なる研究活動に大いに期待する。

参考文献

- 1) 松井邦昭：トライボロジスト, **40**, 8 (1995), 632.
- 2) 神鳥基哉, 杉江明士, 星野郁弥：塑性と加工, **36**, 417 (1995), 1084.
- 3) 長倉 弘：塑性と加工, **36**, 417 (1995), 1101.
- 4) 池野尚志：軽金属, **10**, 45 (1960), 386.
- 5) 軽金属学会 研究委員会編：アルミニウム熱間圧延時のロールコーティング, 軽金属学会, (1992).
- 6) 門山尚志, 秦 昌弘, 杉下幸男, 松井邦昭, 池田昌則, 市本武彦：R&D 神戸製鋼技報, **48**, 1 (1998), 27.
- 7) 今泉 榮, 山内 彰：古河電工時報, **111** (2003), 79.
- 8) 細見和弘, 間瀬俊朗：日本トライボロジー学会 トライボロジー会議 東京 予稿集, (1997), 36.

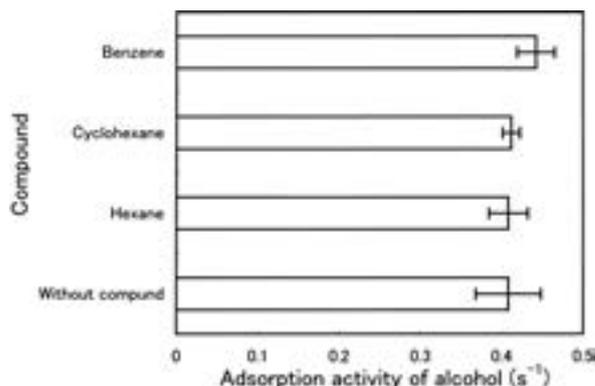


Fig. 10 Influence of compound from base oil upon adsorption activity of alcohol.²⁷⁾

- 9) 細見和弘, 間瀬俊朗：日本トライボロジー学会 トライボロジー会議 東京 予稿集, (1998), 331.
- 10) 中西裕信, 佐伯公三：日本トライボロジー学会 トライボロジー会議 新潟 予稿集, (2003), 147.
- 11) 中原綱光：トライボロジスト, **40**, 8 (1995), 644.
- 12) S. R. Schmidt and W. R. D. Wilson：Lubrication Engineering, **52** (1996), 168.
- 13) 細見和弘, 間瀬俊朗：日本トライボロジー学会 トライボロジー会議 東京 予稿集, (1997), 423.
- 14) 渡邊貴道, 細見和弘, 村松将邦, 吉貝寿伸, 喜多良彦：軽金属学会第 114 回春期大会講演概要, (2008), 213.
- 15) 村松将邦, 吉貝寿伸, 渡邊貴道, 細見和弘, 喜多良彦, 竹田恭一：軽金属学会第 116 回春期大会講演概要, (2009), 191.
- 16) 喜多良彦, 村松将邦, 吉貝寿伸, 渡邊貴道, 細見和弘, 竹田恭一：軽金属学会第 117 回秋期大会講演概要, (2009), 203.
- 17) 渡邊貴道, 細見和弘, 間瀬俊朗：トライボロジー会議予稿集 (2001-11), (2001), 387.
- 18) 渡邊貴道, 細見和弘：日本トライボロジー学会 トライボロジー会議予稿集 (2002-10), (2002), 387.
- 19) 山手重好, 色部 航：脂肪酸化学, 幸書房 (1971), 50.
- 20) X. Wang, M. Rackaitis：Journal of Colloid and Interface Science, **331**, 2 (2009), 335.
- 21) 渡邊貴道, 細見和弘：本誌, **46**, 1 (2005), 43.
- 22) 村松秀敏, 細見和弘, 間瀬俊朗：日本トライボロジー学会 トライボロジー会議 北九州 予稿集, (1996), 405.
- 23) 志度誠一：トライボロジスト, **41**, 5 (1996), 363.
- 24) 細見和弘, 間瀬俊朗：日本トライボロジー学会 トライボロジー会議 北九州, (1996), 387.
- 25) F. Wiltord, J. M. Martin, T. Le Mogne, F. Jarnias, M. Querry, P. Vergne：TRIBOLOGIA, **6** (2006), 7.
- 26) Yanhong Hu, Weimin Liu：Wear, **218** (1998), 244.
- 27) 柴田潤一：トライボロジスト, **53**, 7 (2008), 437.
- 28) Y. Tan, W. Huang, X. Wang：Tribology international, **35** (2002), 381.

アルミニウム合金押出材の自動車への適用*

伊藤清文** 熊谷正樹***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 52 No. 1 (2011), pp. 101-106

Application of Aluminum Alloy Extrusion to Automotive Parts

Kiyofumi Ito and Masaki Kumagai

This paper is an introduction for aluminum alloys used as extrusion products and examples of weight reduction for automobiles by mainly using aluminum alloy extrusion products. Also, newly developed aluminum alloys are presented. Some functional alloys, forging alloys and the energy absorption shapes are used for automotive parts. Lead-free machinable alloys, heat and wear resistance alloys and high strength and tough alloys are described. The specific use of aluminum alloys are presented as bumpers, door sashes, sub-frames, outer tubes of shock absorber, hybrid frames, etc.

1. はじめに

近年の地球環境問題に関連して自動車からの二酸化炭素排出量の削減や燃費の向上が叫ばれている。燃費の向上に関して諸対策が講じられているが、その中でも車体の軽量化は最も有効な手段の一つと考えられている。車体軽量化の方法は種々あり、アルミニウム合金を利用することはよく知られた軽量化の手段である。

本報では、アルミニウム合金押出材を利用した軽量化に的を絞ってその特徴を紹介する。

2. アルミニウム合金押出材について

2.1 アルミニウム合金の選定指針

アルミニウム合金の選定にあたっては、強度、耐食性、装飾性、加工性等の諸特性を総合して検討することが必要である。すべての条件を満足することは困難であり、各種特性の優先順位を決め、個々の項目について検討することが基本である。

一般に、純アルミニウム系(1000系)から、Al-Mg系(5000系)、Al-Mg-Si系(6000系)合金、Al-Cu系

(2000系)合金、Al-Zn-Mg系(7000系)合金の順に強度が高くなる。引張強さに関しては、調質を含めると1080-O材の約60MPaから、7075-T6の約600MPaまで広範囲にわたっている。

機械部品等で耐食性を問題としない場合、または完全な防食対策を施す場合は、2014-T6、2017-T3、2024-T4、7075-T6材等を用いることができる。耐食性を重視する場合には、一般的に純アルミニウム系の1100、1200を検討し、さらに耐食性が必要な場合は、1070、1080等の高純度アルミニウムを検討することが多い。また、Al-高Mg合金、Al-Cu系合金、Al-Zn-Mg系合金では、使用条件によっては応力腐食割れが生じることがあるため、応力値(含む残留応力)と環境(含む温度)を十分検討した設計が必要となる。応力腐食割れが懸念される場合には、マグネシウムが3mass%以下の5052合金のようなAl-Mg合金やAl-Mg-Si系合金を採用することが一般的である。

加工性を重視する考え方では、切粉特性、切削表面の特性の他、耐食性、表面処理性、表面模様等もポイントになる。一般的には、絞り加工用としては、1100、3003、3004系が使用される。自動車用のプレス成形用材料としては他にAl-Mg系合金やAl-Mg-Si系合金がフード等に採用されている。

アルミニウム合金は、熱間押出性にすぐれるため、押し出し加工により、種々の断面の形材が製造できる。従って、押し出し形材の断面形状を利用した材料の有効利用、成

* 自動車技術, vol.64, No.11, (2010), 47-51に「自動車用アルミニウム合金押出材について」と題して主要部を掲載

** 研究開発センター 第五部

*** 研究開発センター 第五部, 工学博士

形加工の省略が可能となり、トータルコストの削減に寄与することが多い。

溶接性の観点では、溶融溶接（MIG，TIG）は、純アルミニウム系，Al-Mn系，Al-Mg系，Al-Mg-Si系および銅を含まないAl-Zn系合金で可能である。継手強度を重要視する場合には，7N01合金や7003合金等が用いられる。

2.2 機能用アルミニウム合金押出型材・管・棒

2.2.1 押出型材の特徴

アルミニウム合金は、複雑な断面形状、薄肉、そして多穴型ホロー型材の製作が可能である。高強度で、すぐれた曲げ加工性を有するホロー押出用合金も開発されている。Fig. 1 にカーエアコンのコンデンサ用のアルミニウム合金多穴管の断面形状の例を示す。1円硬貨の大きさと比較することで、断面の大きさが分かる。さらに高強度で、優れた曲げ加工性を有するホロー押出用合金も開発されている。

2.2.2 管・棒の特徴

高強度アルミニウム合金を構造材や回転軸として使用し、大幅な軽量化が達成できる。また、溶接構造用、精密切削用等豊富な種類の中から用途に合わせて、最適な合金を選択することが可能である。熱間・冷間鍛造やテーパ加工、段付加工等により各種の部品への成形を比較的容易に行うことができる。

押出管、あるいは引抜き管は熱交配管、燃料配管にも利用されている。また、最近ではクラッド管を採用することで防食性能を向上させて、燃料の大気開放チューブをステンレスからアルミニウム合金に置換された例もある（Fig. 2 参照）。

2.3 鍛造用アルミニウム合金

アルミニウム合金は、使用用途に応じて各種の合金を鍛造することが可能であり、自動車用としては強度、加



Fig. 1 Example of the cross section of multi flow tube for condenser of car air conditioner

工性及び耐食性の面から 6000 系合金が最適と考えられている。通常は 6061-T6 が用いられることが多いが、この合金を改良して、高強度合金として足まわりや構造用として開発されたものや耐摩耗性に優れ、かつ鍛造性が良好な合金として開発されたものもある。その用途例を以下に示す。

- ・衝撃が加わる部材：アッパーアーム，ロアアーム等の足まわり部品
- ・強度が必要な部材：ブラケット，プロペラシャフト
- ・耐圧性，気密性部材：油圧部品，ブレーキ部品
- ・耐摩耗性部材：パワーステアリングのハウジング，コンプレッサ部品

Fig. 3 は高強度 6000 系の高強度合金を鍛造して製造されたサスペンションアームの例である¹⁾。

2.4 エネルギー吸収型材

アルミニウム合金のエネルギー吸収能力は鉄鋼材に勝る高性能であり、前面衝突を想定したクラッシュボディ構造に最適と考えられる。アルミニウム合金押出型材の特性を生かし、最適な断面形状の設定が可能であるため、軽量化されたフロントサイドメンバー、バンパーサポート等に採用されている。Fig. 4²⁾ に Al-Mg-Si 系合金押出材製のクラッシュボックスの断面形状及びその圧壊形状の例を示す。

2.5 鉛フリー快削材

地球環境保護の観点から、世界的に環境汚染物質の使用量削減・全廃の方針が打ち出され、自動車・電機の部品用材料においても、その対応が求められるようになってきたことは周知である。これらの要請に応えるため、鉛を含まず切り屑処理性を向上させた鉛フリー快削合金



Fig. 2 Air vent tube



Fig. 3 Examples of suspension arms (Forged)¹⁾

が開発されている。切削性に関しては、従来の鉛入り2011合金の代替材として使用できるレベルにあり、また、使用環境が100℃以上になる用途に使えて、2017合金の代替としても有効な材料も開発されている³⁾。機械的性質については2011合金に近い強度が得られている⁴⁾。

2.6 耐熱・耐摩耗性アルミニウム合金

アルミニウム合金系の耐熱合金としてはニッケルを含む2618合金や4032合金等が知られている。しかしながらこれらの合金よりも150℃における機械的性質を向上させた合金が開発されており、150～200℃での使用に適している^{4,5)}。また、この開発合金は疲労強度が非常に優れているため、繰り返し荷重のかかる用途に適している。4032合金は約12mass%のシリコンを含むため、特に耐摩耗性にも優れた合金である。その用途は、エンジン部品、コンプレッサロータ、スクロール等耐熱性、耐摩耗性の要求される部材に適している (Fig. 5⁶⁾ 参照)。また、4032合金をさらに高強度化した合金も開発されている^{4,7)}。

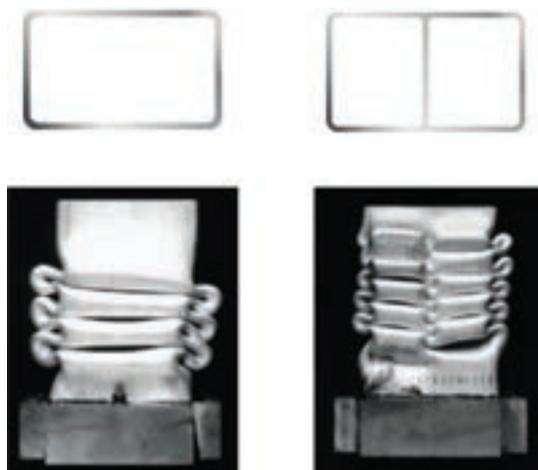


Fig. 4 Examples of cross section and crashing form of crash box²⁾



Fig. 5 Parts made from heat and wear resistant alloy⁶⁾

2.7 精密押出形材

近年、エレクトロニクス、情報機器、家電等の分野を中心に、高実装技術による製品の小型・精密化が進展してきた。これに伴い使用される素材には、高精密で、強く、薄く、軽量であることが求められ、また徹底した合理化への要望も高まってきている。このようなニーズに応えるために、従来の製造方法では不可能であった中高力合金による高精度・小型薄肉形材が開発された。この精密押出形材は薄肉化により製品の軽量・小型化を実現するとともに、複雑な断面形状と高い寸法精度を実現し、部品点数の削減、加工工程の省略、性能の向上、新しい用途への応用等を可能としている。

2.7.1 中高力合金でも小型・精密な形材が可能

従来、中高力合金では小型で高精密な形材を製造することが困難であったが、中高力合金でも、小型・薄肉で、しかも金属組織が均一な製品ができる。

2.7.2 薄肉による軽量化が可能

この精密押出形材は、工業生産では困難とされていた中高力合金での薄肉形材の押出を可能とし、また、軟質合金では、一層の薄肉化を可能としている。

2.7.3 寸法公差

JIS特殊級の押出材とこの精密押出形材の寸法公差を比較したものが Fig. 6⁸⁾ である。精密押出形材はJIS特殊級と比較してはるかに厳しい公差で製造することが可能である。

2.8 高強度高靱性アルミニウム合金

自動車等の輸送機器の軽量化が進展する中、高強度なアルミニウム合金への要望が一段と高まっている。この要求に対して、7075合金よりも高強度の合金が開発されている。高強度でありながら、衝撃によって破壊しにくいねばり強さを備えた材料であり、世界最高の強度、靱性を兼ね備えたAl-Zn-Mg-Cu系の新合金である⁹⁾。この合金はオートバイのフロントフォーク等に使用されている。

2.9 その他特殊な用途の紹介

アルミニウム合金押出材で比較的多く自動車に使われているものはバンパーであり、その一例を Fig. 7 に示す¹⁰⁾。

サブフレーム (日産スカイライン, ホンダレジェンド)

Mark	Size	Tolerance	
		JIS Special Class	Micro Shape
A	2.54	±0.15	±0.07
B	1.78	±0.15	±0.07
C	3.23	±0.19	±0.07

Fig. 6 Tolerance of precision extrusion shape⁸⁾

にアルミニウム合金押出型材を使用した例もある (Fig. 8 参照)。また, AUDI の TT クーペには鋼とアルミニウム合金のハイブリッドスペースフレームが採用されており, アルミニウム合金は押出材, 鋳物等が使用されている (Fig. 9¹¹⁾ 参照)。また, ドアサッシュに採用された例 (Fig. 10 参照) やサンルーフレールに押出型材が使用された例がある。足回り関係では BMW 5 シリーズ (Fig. 11¹²⁾), ポルシェのショックアブソーバに使用された例が挙げられる。その他, インストルメント・パネルメンバ (スバル レガシー: Fig. 12¹²⁾), ホンダ Acura TL 等) やデッキレールにも押出材が採用されている。Fig. 13¹³⁾ はマクラーレン MP 4-12 のハイブリッドフレームを示す。このフレームには CFRP, アルミニウム押出材等が使用されている。その他, HV 車のハー

ネスチューブ, 燃料電池車 (Honda FCV Clarity) 用サブフレームに利用された例もある。この燃料電池車用サブフレームは Fig. 14¹⁴⁾ に示すように, 押出型材, 切削部品および板が FSW されている。FSW は固相接合であるため継手効率が高いことが特徴であり, 今後自動車部品等の接合に多用されるものと考えられる。

3. おわりに

本稿では, アルミニウム合金押出材の特性及びその自動車への応用例を簡単に述べた, 本稿が読者諸氏の参考となれば幸甚である。また, 本稿への製品紹介をご了承いただいた関係各位に深謝の意を表します。



Fig. 7 Example of bumper reinforcement¹⁰⁾



Fig. 8 Sub-frame of Nissan Skyline (2001)



Fig. 9 Hybrid space frame of Audi TT coupe¹¹⁾



Fig. 10 Door sash of Nissan Fuga

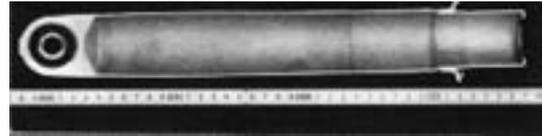


Fig. 11 Example of outer tube of shock absorber (BMW 5 series 2003)¹²⁾



Fig. 12 Example of instrument panel member and its cross section¹³⁾



Fig. 13 Hybrid frame of McLaren MP 4 -12C¹⁴⁾

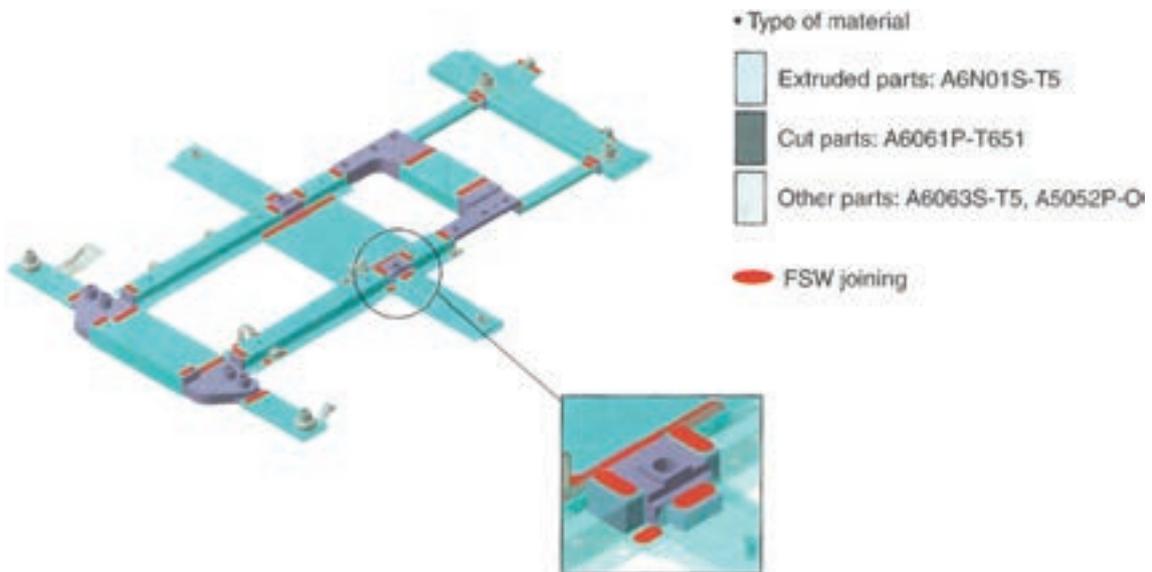


Fig. 14 Sub-frame of Honda FCV Clarity for fuel cell¹⁵⁾

参 考 文 献

- 1) 早坂他：自動車技術, Vol.62, No. 3 (2008), 86
- 2) <http://www.alumi-world.jp/oshidashi/2103c01a.html>
- 3) 本誌, Vol.40 (1999), 164
- 4) 本誌, Vol.51 (2010), 8
- 5) 本誌, Vol.40 (1999), 168
- 6) <http://www.alumi-world.jp/oshidashi/2106c01a.html>
- 7) 本誌, Vol.40 (1999), 167
- 8) <http://www.alumi-world.jp/oshidashi/2107c01a.html>
- 9) 本誌, Vol.40 (1999), 166
- 10) <http://www.alumi-world.jp/oshidashi/2101c01a.html>
- 11) EUROCARBODY2006, 配布 CD
- 12) <http://www.aluminum.or.jp/jidosya/japanese/03/03-09/localindex.htm>
- 13) <http://www.aluminum.or.jp/jidosya/japanese/03/03-09/03-09Localindex.htm>
- 14) <http://www.mclarenautomotive.com/uk/default.aspx#/p11/explode>
- 15) 小林他：Honda R&D Technical Review, 21-1 (2009), 49

FSW の実用化と展望

熊谷正樹*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 52 No. 1 (2011), pp. 107-112

Practical Use and Promising Future of Friction Stir Welding

Masaki Kumagai

Friction stir welding has been successfully applied to the production of wide aluminum alloy panels since 1997. A wide extrusion floor panel for the superexpress Series 700 Shinkansen had been produced by friction stir welding in our mill shop. Other FSWed panels had been used for bridges from the viewpoint of reducing the Life Cycle Cost (LCC). The FSWed tailored blank is a good material for the total cost savings of automotive parts manufacturing. Friction stir spot welding (FSSW) was developed in order to assemble the autobody sheets instead of resistance spot welding. Double action FSSW without an endhole and a flush was developed by our company. Also, self-reacting FSW, which did not need backing jigs, was used for the H-II B rocket fuel tank dome. Double action FSW technologies will make progress in the future.

1. ま え が き

地球環境保護のため自動車の二酸化炭素排出量の削減や燃費の向上が叫ばれるなか、車体や部品の軽量化が最も効果があると言われており、軽いアルミニウム合金の適材適所の採用によりその効果が実現しつつある。アルミニウム合金を効率よく車体や部品に採り入れるためには、成形や接合も含むトータルメリットを考えることが重要である。ここでは、TWI (The Welding Institute) で開発されたアルミニウム合金に適する画期的な摩擦攪拌接合 (Friction Stir Welding^{1,2)}；以下 FSW と略) 法の実用化の流れと、最近の技術開発から予想される展望につき解説する。

2. 各種アルミニウム合金の FSW

Fig. 1 に FSW の原理を示す。FSW は鋼製のツールを回転させながら接合部に差込み、ツール周辺の母材を摩擦発熱させた状態で塑性流動させて接合する、固相接合法の一種である。溶加材、不活性ガス、大電流、熟練技能が不要で、閃光やスパッターが生じず環境にやさしい接合法である。固相接合なので、溶接割れ感受性を考慮する必要は無く、合金によって多少の接合性の違い

はあれ、アルミニウム合金同士の接合ではどんな組合せでも接合できる。代表的な溶接構造物用材料である 6 N01-T 5 材の突合せ継手特性を Fig. 2 に示す³⁾。継手はアーク溶接に比べて表裏平坦で、熱影響が小さく、歪みも少ない。疲労特性や耐衝撃性にも優れている。接合部の成分は母材と変わらないので、接合後に時効硬化熱処理を施すことにより、接合部を含めて均一な強度の部品を作ることができ (Fig. 3)、軽量化に有効である⁴⁾。高強度の超々ジュラルミン合金でも、FSW と熱処理のタイミングを最適化したプロセスにより、継手の耐食性を大幅に改善することができる⁵⁾。鋳物はガス孔等の欠陥を有しており、アーク溶接ではブローホールが多発するので勧められないが、FSW によれば攪拌により欠陥が分散されて健全な接合が可能である (Fig. 4)。分散

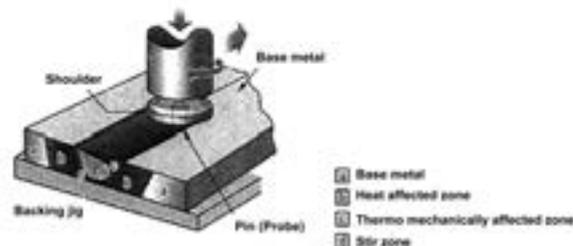


Fig. 1 Principle of FSW.

* 研究開発センター 第五部, 工学博士

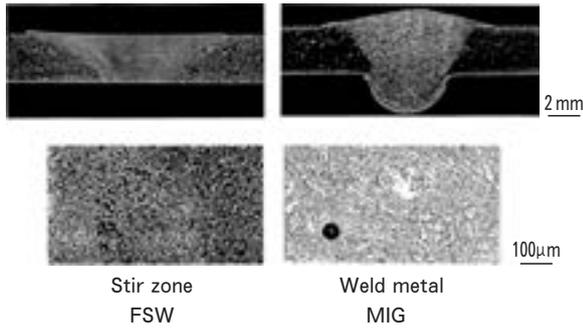


Fig. 2 Cross section structures of 6N01-T5 weld.

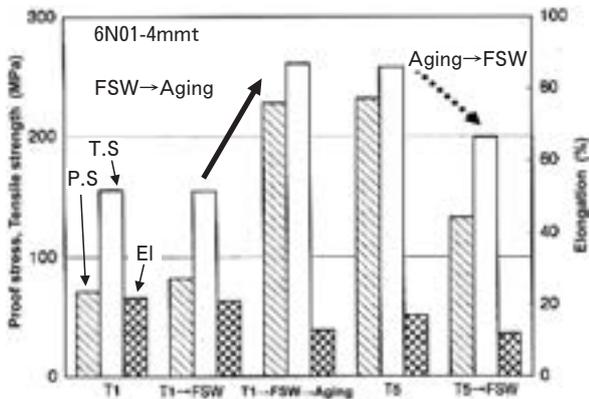


Fig. 3 Effect of post-weld heat treatment process of 6N01 alloy.

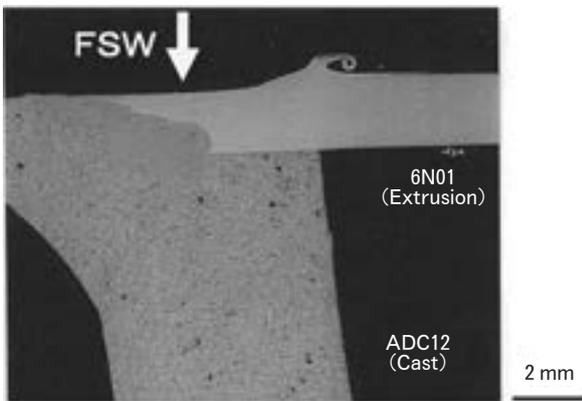


Fig. 4 FSW between extrusion and cast material.

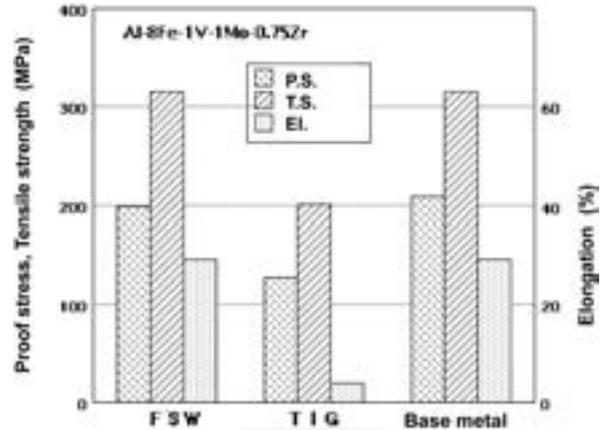


Fig. 5 Mechanical property of weld on rapid solidified powder alloy.



Fig. 6 Wide extrusion floor panel of the Series 700 Shinkansen both sides.



Fig. 7 Wide extrusion deck panels of the Shin-Kakogawa Bridge.

強化型急凝固固材等も、分散粒子の粗大凝集化を生じることなく接合できるので、TIG溶接のように急冷材の特性を失うことは無い (Fig. 5)⁶⁾。最近では、鋼との異種金属接合も可能になってきた。

FSWの実用化は、欧州では船舶、米国では航空宇宙、日本では鉄道車両分野で進んだ。Fig. 6に700系新幹線の床の一部に用いられた広幅形材を示す³⁾。薄い部分で2.3mmという薄さの6N01-T5形材4枚を同時にFSWして平坦な広幅形材としている。その後、船舶³⁾、橋梁 (Fig. 7)⁷⁾、ヒートシンク、パラボラアンテナ³⁾等、多

種多様なアルミニウム合金構造物にFSWが適用されてきた。最近では、Fig. 8に示すような隅肉、中空、曲線、曲面等の複雑な形状の接合も可能になり、アルミホイールや天然ガス燃料タンク⁸⁾等の自動車部品にも適用範囲が広がっていった。

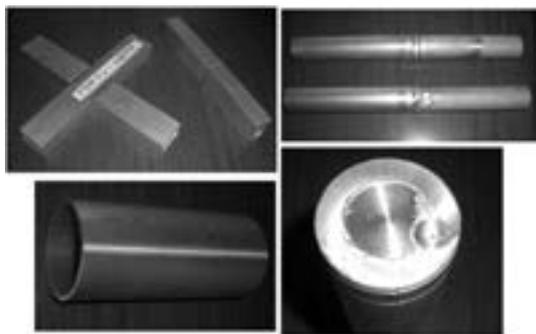


Fig. 8 FSW of complex shapes.

3. テーラードブランク

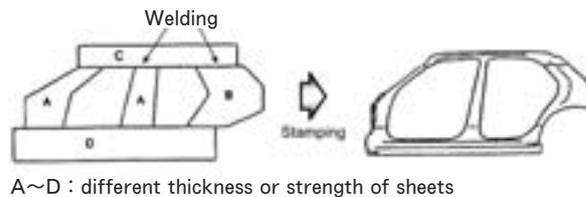
自動車ボディへアルミニウム合金板を適用する際の課題のひとつとしてテーラードブランク化が挙げられる (Fig. 9)。テーラードブランクの接合法としては、熱影響部が少なく、継手形状が滑らかでプレス成形に影響の少ない FSW が適する⁹⁾。

ボディシート材としてベークハード性に優れる 6016 合金の T4 板 (等厚接合は 0.8mm 同士, 差厚接合は 0.8 および 2.0mm) を用いて調査した。接合条件は, ツールショルダー径 12mm, ツール回転数 1500rpm, 接合速度 500mm/min 等とした。差厚接合は段差を上にした突合せ継手で, ツールを斜めに差し込んで行った。成形性の評価は引張試験および ϕ 100mm 液圧バルジ試験により行った。

Fig. 10 に等厚継手の引張試験後の試験片の外観を示す。FSW のままのものは接合ビード端から約 2mm の位置で接合方向に沿って破断していた。この熱影響部での破断を, 復元熱処理により改良した FSW 改良材は母材で破断した。母材の伸び 27% と比較して, FSW 改良材の伸びは 19% と母材に近い値であった。0.8mm と 2mm の差厚継手の引張試験においても, 破断位置は等厚継手と同じであり, FSW 改良材の伸びは 13% と高かった。Fig. 11 および Fig. 12 に各種接合方法の液圧バルジ試験結果を示す。引張試験と同様に, FSW 改良材は接合線に平行に破断するのではなく, 母材破断した。母材の成形高さ 29mm と比較して, FSW 改良材の等厚継手の成形高さは 25mm (母材の 86%) で, 差厚継手の成形高さは 13mm (母材の 45%) であった¹⁰⁾。

Fig. 12 で FSW の成形高さが母材より低かったのは熱影響部で局部軟化したためと考えられ, FSW 改良材の成形高さが FSW したただけのものより高かったのは, 熱影響部での局所的な軟化が抑制されて相対的に硬さの低い母材で破断したためと考えられる。

これらの結果から, 6000 系合金 T4 板テーラードブランクは自動車ボディに十分適用できるものであると考えられる。最近では, 6016-T4-1.2mm の等厚接合での接合速度は 8m/min まで向上している (Fig. 13)。



A~D : different thickness or strength of sheets

Fig. 9 Principle of tailored blanks.

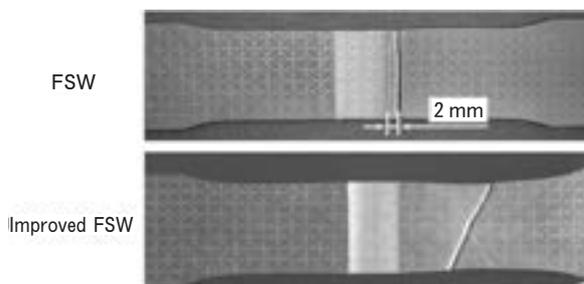


Fig. 10 Apparatus of 6016-T4 FSW welds after tensile test.

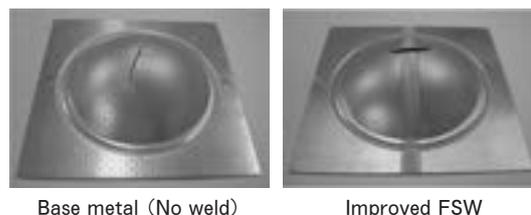


Fig. 11 Apparatus of FSW weld after bulge test.

FSW の接合速度を 4 m/min として他の接合法と要求特性を比較すると有利であることが判る (Table 1)。レーザ溶接並みの接合速度が達成されて実用的な生産性が見込めることから, 量産車への適用が期待される。

4. FSW 点接合

FSW 点接合 (Friction Stir Spot Welding ; 以下 FSSW と略) は自動車ボディにアルミニウム合金が使われるのにもなって利用されるようになってきた¹¹⁾。プローブ (ピン) とショルダーからなる一体式ツールでの点接合は, マツダ RX-8 をはじめ複数の量産車に既に適用され, 大幅なランニングコストの削減を実現している。一体式ツールでの接合では穴が残るため場合によっては強度や耐食性が懸念されるが, 複動式ツールを用いることにより穴を無くすることが可能となり, ツールを交換すること無く板厚の異なる母材の接合が可能になる。ここでは, 複動式ツールを利用した FSW 点接合 (Fig. 14)¹²⁾ に関する技術開発について紹介する。

供試材には自動車ボディシート材として一般的な A6016-T4 の厚さ 1 および 2 mm の板と A6N01-T5 の厚さ 3 mm の押出材を用いた。ロボットへの搭載を想

定した小型複動 FSSW ガンを作製し、同じ回転工具で厚さ 1 mm 同士の重ね接合を行った。従来のようにショルダー（径 10mm）とプローブ（径 5 mm）を一体駆動させ穴とバリを残した継手 C，別駆動させて穴を無くした継手 B，クランプでショルダーの外周部も押さえて穴とバリを無くした継手 A を作製した。接合深さはプローブ先端が下板に 0.3mm 挿入される状態までとした。また，上板の厚さを 2 および 3 mm に変えて同じ回転工具で穴を無くしたものを，接合前にプローブの突き出し量を変えることにより接合を行ったものを比較した。継手の評価は，組織観察，引張剪断および十字引張試験にて

行った。

Fig. 15 に 1 mm 板同士の重ね継手の表側の外観を示す。穴もバリも無い継手 A は表面の凹みが 0.15mm 以下であった。それぞれの継手の断面組織を Fig. 16 に示す。それぞれ下板まで攪拌され元の界面の酸化皮膜も十分分断されており，欠陥も見られなかった。継手 A の表面が母材とほぼ同じ平面であるのに対し，バリが残る継手 B は穴を埋めるためにショルダーの押し込み量が多く，凹みが 0.3mm 以上となった。

Fig. 17 に継手の引張剪断（TSS）および十字引張（CTS）試験結果を示す。引張剪断荷重は抵抗スポット溶接継手の JIS-A 級平均値約 2 kN を大きく上回った。破断は剪断および十字引張とも界面の未接合部から接合部外周の母材表面にかけて生じており，穴もバリも無い継手 A は下板が大きく栓抜け破断する理想的な状態で

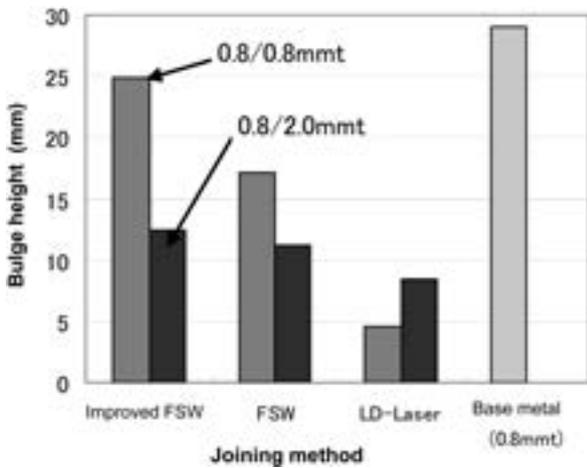


Fig. 12 Bulge test result of various welds.

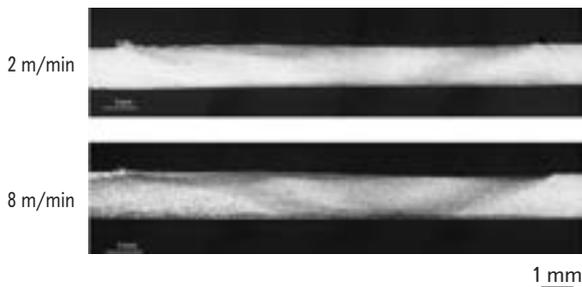


Fig. 13 Cross section structures of FSW welds of thin sheets.

Table 1 Performance as tailored blank of various welding methods.

		FSW	LD-Laser	YAG Laser	DCEN-TIG
Weld quality	Surface	good	good	medium	good
	Porosity	good	poor	poor	poor
	Crack	good	medium	poor	medium
	Distortion	good	good	medium	poor
Welding Speed (FSW = 1)		1	0.9	0.5	0.7
Stamping formability		good	medium	poor	medium

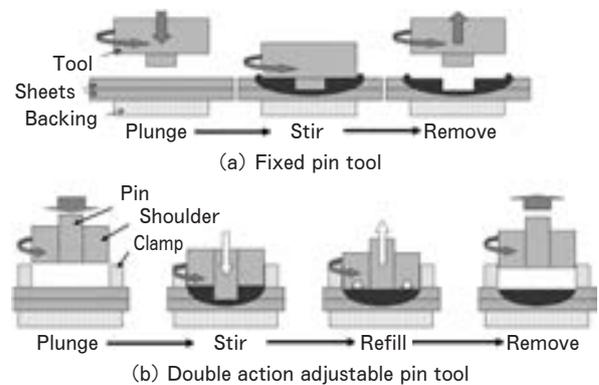


Fig. 14 Principle of friction stir spot welding.

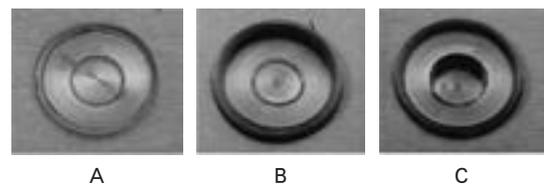


Fig. 15 Apparatus of various FSSW joints.

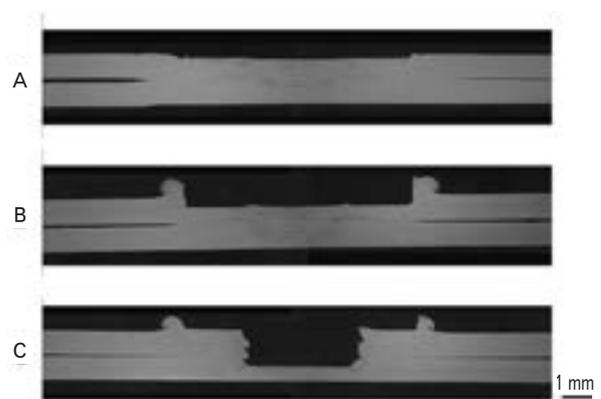


Fig. 16 Cross section structures of various FSSW joints.

あった。継手 B および C はショルダーに当たる部分に破断が伝播しており、継手 B は上板が薄くなった分継手強度が低かった。各継手の剪断疲労試験を行ったところ、穴やバリの有無は関係なく、ほぼ同等の疲労強度を示した。いずれも破断はツールのショルダーが当たっていた面に円弧状に生じていた。

上板厚を 2 および 3 mm とし穴とバリが無くなるように接合した継手も、同様に下板まで十分に攪拌されていた。それぞれの継手の引張剪断荷重は 3.4kN および 4.1kN (Fig. 18 3 A に上板厚 3 mm の継手断面を示す) であり、1 mm 同士の継手 A とほぼ同様の継手強度で 1 mm の下板母材で破断した。穴もバリも残る上板厚が 3 mm の継手の引張剪断荷重は 2.3kN (Fig. 18 3 C に継手断面を示す) で、継手強度としては十分であったが穴の底面外周で破断した。Fig. 19 にこれらの継手強度を示すが、上板が 3 mm になると接合方法による強度

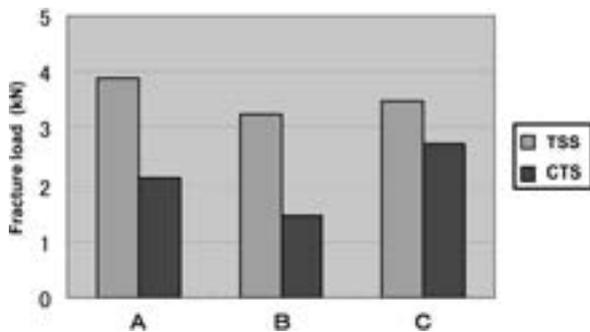


Fig. 17 Strength of FSSW joints.

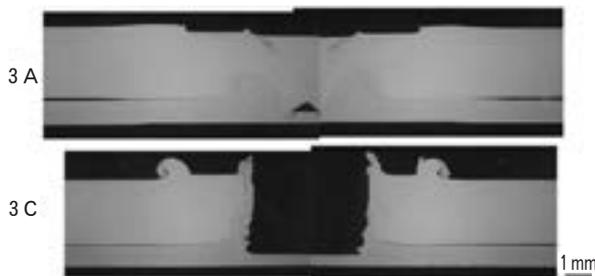


Fig. 18 Cross section structures of joints in upper sheet thickness of 3 mm.

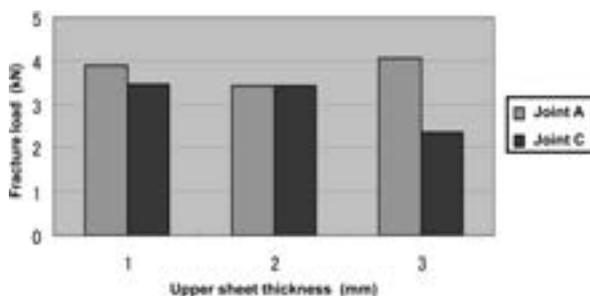


Fig. 19 Strength of FSSW joints in thick upper sheets.

差が顕著であった。

この結果から、複動式ツールで穴を残さずバリも出さずに接合すると、一体式ツールでの接合ではバリとして排出される攪拌された母材が、下板方向に塑性流動して界面近傍の接合体積が増えるため、厚板や 3 枚以上の重ね点接合にも有利である (Fig. 20)。ショルダーを先行して母材に挿入することにより、攪拌部を大きくして継手強度を上げることも可能となり、表面もより平坦になっている。

今回開発した複動式ツールを搭載したロボットガンも開発され、2005 年 11 月の国際ロボットショーに出展された (Fig. 21)。本装置では、1 打点約 1 秒で穴もバリも残らない FSW 点接合を連続して行うことが可能であった。

さらに、本接合法は固相接合であり、アルミニウム合金と鋼の接合も期待できる。従来の熔融溶接では、界面に Fe_2Al_5 等の脆い金属間化合物が形成されるため接合は困難とされていた。Fig. 22 に示すように、6016 合金を上板とし、軟鋼板を下板として、ツールをアルミニウムと鋼の界面直上まで差込んで、攪拌によるアルミニウム側の塑性流動で界面に新生面を出して接合することに

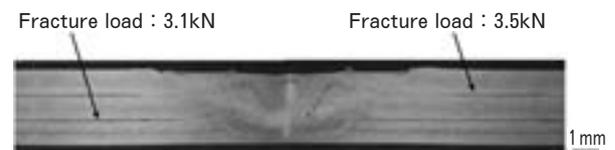


Fig. 20 3 sheets lap joint by double action FSSW.



Fig. 21 Double action FSSW robot system.

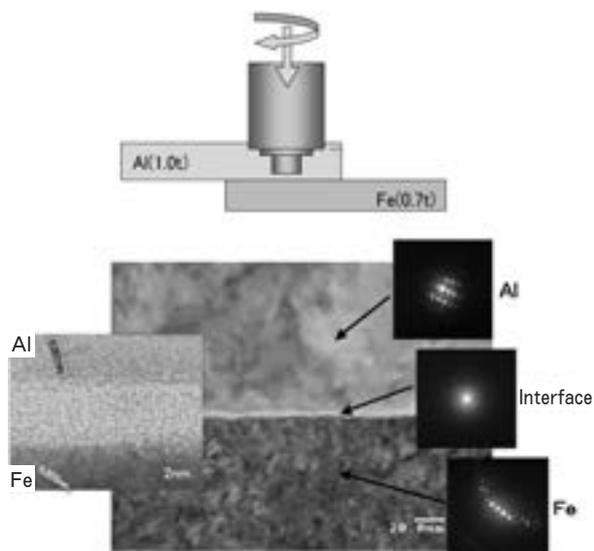


Fig. 22 FSW between aluminum sheet and steel sheet.

より、アルミ側母材破断となる強固な接合が可能となった¹³⁾。接合界面には金属間化合物は生成せず、ナノオーダーのアモルファス層が見られるだけの新しい界面構造であることが判ってきた。今後、ツール形状の改良や複動式ツールのような新しい接合プロセスにより、より信頼性の高い異材接合法として期待される。

5. おわりに

FSW 技術はさらに進化しつつあり、ツールのプローブを偏心させたり、ツールをタンデムで走らせたりする試みがなされている。最も注目すべき FSW の新技術のひとつとして、Fig. 23 に示すセルフリアクティング法がある¹⁴⁾。これは複動式ツールを用い、プローブの先にもうひとつのショルダーを取付け、母材を挟み込んで FSW する方法である。この方法によると、裏当て治具が不要で、通常の実合せ FSW で懸念される裏面の未接合部が生じず、中空材の接合が低い押付け荷重で可能になるため FSW の適用範囲が広がる。H-II B ロケットの燃料タンクのドームの接合に採用され、複数回の打上に成功している。

接合にとどまらず、Friction Stir Processing と称して材料の組織制御や複合材の創製への挑戦も始まった。FSW はますます発展する可能性を秘めた技術であり、

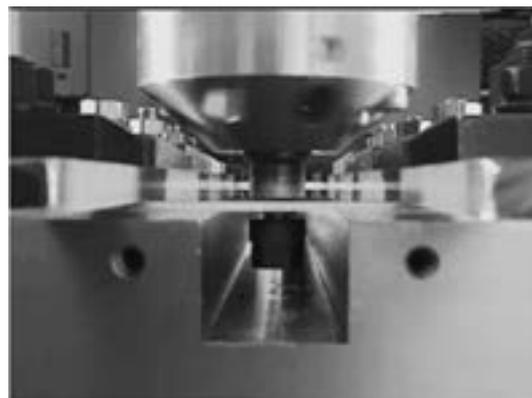


Fig. 23 Self-reacting bobbin tool.

アルミニウム合金に適した要素技術としてますます重要なものになるであろう。

参考文献

- 1) C. J. Dawe : Welding & Metal Fabrication, (1995), 1.
- 2) 時末 光 : FSW の基礎と応用, 日刊工業新聞社, (2005), 188.
- 3) 熊谷正樹, 田中 直 : 軽金属溶接, 39 (2001), 22.
- 4) 田中 直, 熊谷正樹 : 軽金属学会第 95 回秋期大会講演概要, (1998), 257.
- 5) 都筑隆之, 佐藤広明, 吉田英雄, 熊谷正樹, 大久保喜正, 八太秀周, 田中 直 : 日本航空宇宙工業会平成 12 年度先端航空機部品・素材技術に関する調査研究成果報告書 No. 1502 “摩擦接合を用いたアルミ合金製大型押出部材の航空機への適用化研究”, (2001).
- 6) 熊谷正樹, 田中 直 : 溶接学会春季全国大会講演概要, 68 (2001), 296.
- 7) 大隅心平, 山口進吾, 熊谷正樹, 田中 直, 林 典史, 喜田靖 : 本誌, 44 (2003), 147.
- 8) 坂井幸彦, 小笠博司, 阿部昇栄, 向坊長嗣, 須永義弘 : 自動車研究, vol.25, No.11 (2003), 17.
- 9) 浅野峰生, 宇都秀之, 田中晃二, 前田興一, 熊谷正樹, 渋谷和久 : 軽金属学会第 108 回春期大会講演概要, (2005), 59.
- 10) 熊谷正樹, 箕田 正, 田中晃二, 浅野峰生 : 自動車技術会秋季学術講演会, (2005), 13.
- 11) 熊谷正樹, 田中晃二 : 軽金属学会第 102 回春期大会講演概要, (2002), 247.
- 12) 熊谷正樹, 青木健太 : 溶接学会春季全国大会講演概要, 76 (2005), 98.
- 13) 田中晃二, 熊谷正樹, 吉田英雄 : 軽金属, 56 (2006), 317.
- 14) 田中 直, 熊谷正樹, 渋谷和久, 吉田英雄 : 溶接学会秋季全国大会講演概要, 75 (2004), 226.

アルミニウム薄板の長さ 1 m 電磁シーム溶接 — 新しい板継ぎ法の提案 —

相 沢 友 勝* 熊 谷 正 樹**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 52 No. 1 (2011), pp. 113-118

One-meter Long Seam Welding of an Aluminum Sheet to Another Sheet by Applying Magnetic Pressure

Tomokatsu Aizawa and Masaki Kumagai

This paper describes a one-meter long seam welding technique of an aluminum sheet to another sheet by applying magnetic pressure and its experimental results. When an impulse current from a capacitor bank passes through a one-meter long one-turn electric coil, a magnetic flux is suddenly generated around the coil. Eddy currents are induced inside the one-meter overlapped parts of aluminum (near the coil) and another sheet placed on the coil. The sheets have a gap (1 mm) between them. The parts can be joined both by the joule heat generated in them and by the high-speed collision with magnetic pressure applied to them. The bank energy required for the one-meter long seam welding is about 4 kJ for an aluminum (A1050, 0.5mm thick) sheet and a mild steel sheet (0.5mm thick). There is a proposed new joining method of long sheet metal ends (coil ends) using this welding technique.

1. はじめに

アルミニウム薄板を巻かれた部分から取り出し、連続的に熱処理や表面処理する走行ラインでは、先行するアルミニウム薄板の終端部と、次にラインへ導入するアルミニウム薄板の始端部とを接続する必要がある。このような接続は「板継ぎ」と呼ばれ、各種の方法がある^{1,2)}。両薄板の接続部分だけを短時間止め、機械的な方法で継ぐことが多い。機械的な方法には、切りくずや切り粉が発生する欠点がある。超音波溶接法や抵抗シーム溶接法では、切りくずなどは出ないが、接続時間が比較的に長くなる。また、溶接しにくいアルミニウム薄板に対し十分な接合強度が得られない場合がある。この板継ぎに、アルミニウム薄板のシーム溶接に適した電磁溶接法の使用が検討されている^{1,2)}。溶接時間が数10 μ sと非常に短く、接合強度が十分あり、切りくずなどが出ないからである³⁾。

ここでは、電磁シーム溶接の原理、接合状態、アルミニウム薄板を長さ 1 m にわたりシーム溶接する実験、

各種板継ぎ方法、ライン通板試験用継手の製作、通板試験結果、新しい板継ぎ法などについて既報³⁾をもとに報告する。

2. 電磁シーム溶接の原理

電磁シーム溶接は、電磁圧接と同じ原理の溶接法であり、アルミニウムなど良導電性の薄板へ高密度磁束を急激に加え、他の金属薄板へ溶接する技術である。瞬間的な溶接法で、溶接部分が溶融しない固相接合法である。アルミニウム薄板同士^{4,5)}の他、アルミニウム薄板を鉄鋼⁵⁻⁷⁾など異種金属薄板へも圧接できる。ここでは、アルミニウム薄板と鋼薄板をシーム溶接する原理を概説する。

高密度磁束を急激に発生させるため Fig. 1 に示す板状コイル（電流方向の最大長さ約 1 m）を使用する。コイルの巻数は 1 で、ワンターンコイルと呼ばれる。絶縁したコイル上に溶接するアルミニウム薄板、鋼薄板を Fig. 2 (a) のように重ね、固定する。重ねた薄板の間に、間隙約 1 mm を設ける。コイルに放電電流を急激に流す。電流は、幅 5 mm のコイル中央部分に集中して流

* 東京都立工業高等専門学校 名誉教授、理学博士

** 研究開発センター 第五部、工学博士

れ、この部分に沿って高密度の磁束が発生する。この磁束はアルミニウム板に交差する。アルミニウム板には、渦電流と呼ばれる誘導電流が流れ、磁束の浸入を妨ぐ。この渦電流は、コイル中央部分近くでコイル電流と反対向きに流れる。これらの電流間には互いに反発する力（電磁力）が働く。アルミニウム板は上向きの力を受ける。

電磁力を受けたアルミニウム板は、変形しながら上側の鋼板へ高速（約 300m/s）で衝突する。衝突時に発生する金属ジェットで接合面はクリーニングされる⁷⁾。電磁力の大きさ、間隙などを適切に選べば、衝突した両薄板はコイル中央部分に沿って連続してシーム溶接される（Fig. 2 (b)）。コイルに放電電流を流してから溶接終了までの時間は数 10 μ s である。

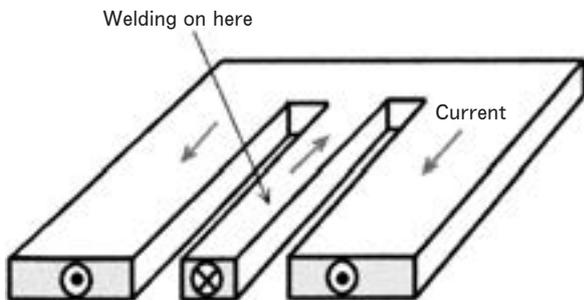


Fig. 1 One-turn electric coil for seam welding.

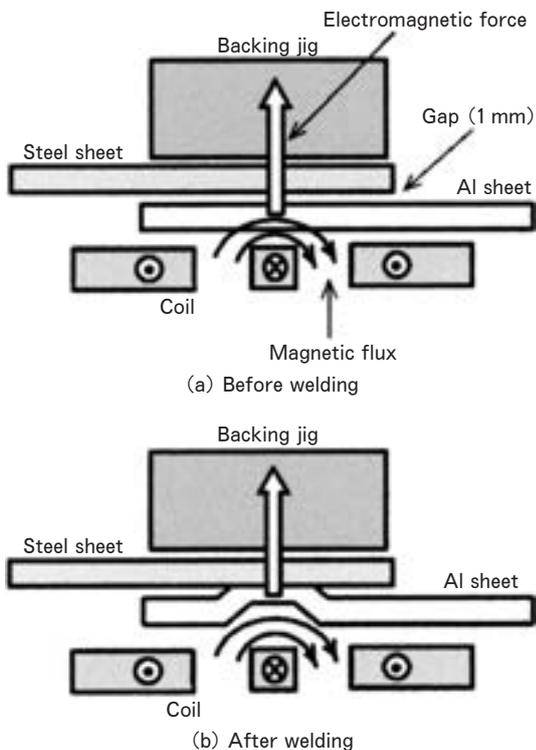


Fig. 2 Principle of seam welding by applying magnetic pressure.

3. 溶接された両薄板の接合状態

実際に Fig. 2 のようにシーム溶接された継手（アルミニウム板 A5052/鋼板 SPCC）の外観例を Fig. 3 に示す。この例では、継手中央に沿って端から端まで 100mm にわたりシーム溶接されている。アルミニウム板側から見た溶接部は、10mm 程度の幅で変形している。条件を選んで溶接し、継手を無理にはく離したときの接合面を Fig. 4 に示す。接合面は全面的には溶接されず、Fig. 4 のように縦長の環状に溶接される。端部を除けば、2 本線状にシーム溶接される。これは磁界がリング状に発生し、その磁界が母材と交差する部分が最も電磁力が大きくなるからである。

継手のシーム溶接方向に垂直な接合界面を光学顕微鏡で観察した結果例を Fig. 5 に示す。Fig. 5 (a) は溶接部全体を撮った写真であり、直線的な鋼板に変形したアルミニウム板が衝突して接合している。(b) は溶接部分の説明図であり、この部分には、Fig. 4 の縦長の環状部分の 2 本線に対応し、2 ヶ所の溶接部とその間の非溶接部が存在する。この部分の長さ 4~5 mm はコイル中央部分の幅 5 mm にほぼ等しい。片方の溶接部を拡大した写真が Fig. 5 (c) である。多くの場合、爆発圧接などに特有な金属ジェットによる波状模様が生じる⁷⁾。金属板が傾斜衝突するとき、その衝突表面が高温・高圧状態になり、塑性流動を生じ、衝突点の移動方向へ金属の一部が噴射され、接合界面は金属学的にしっかり結合される。

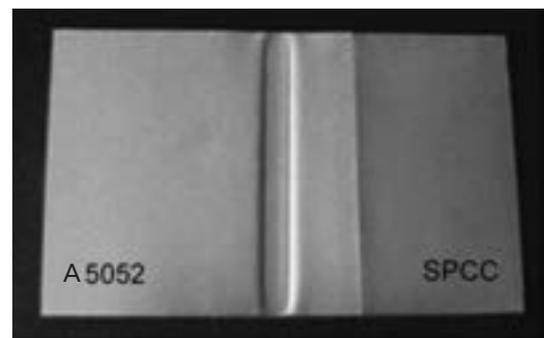


Fig. 3 Appearance of 100 mm long seam welded sheets.

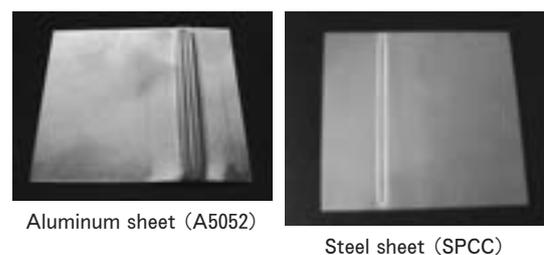
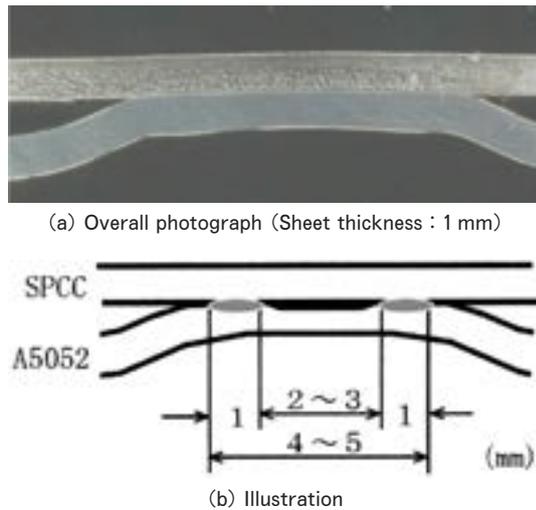
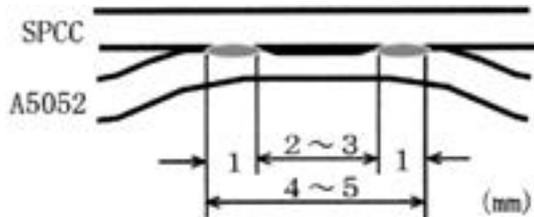


Fig. 4 Appearance of detachment side of seam welded sheets (Fig. 3).



(a) Overall photograph (Sheet thickness : 1 mm)



(b) Illustration



(c) Enlarged photograph of joining interface

Fig. 5 Optical micrograph of joining interface of welded sheet (Fig. 3).

4. 長さ 1 m にわたりシーム溶接する装置および実験方法

装置の構成を Fig. 6 に、コンデンサ電源、放電スイッチ、板状ワンターンコイルからなる放電回路の外観例を Fig. 7 に示す。電源を充電し、放電スイッチを閉じ、コイルに放電電流を流す装置である^{8,9)}。コンデンサ電源の静電容量は 100 または 200 μ F である。板状コイルは板厚 3 mm のクロム銅合金製で、中央部分の幅は 5 mm、長さ 0.5 または 1 m である。固定具は鉄鋼製である。1 m シーム溶接時、放電回路の全インダクタンスは約 0.23 μ H、アルミニウム薄板と電磁結合したコイル部分のインダクタンスは約 0.21 μ H である。

実験用のアルミニウム薄板として、幅 100 mm、長さ 500 および 1000 mm、厚さ 0.5 および 1 mm の工業用純アルミニウム A1050 などを使用する。他に金属薄板として、同じ大きさ、厚さの銅、鉄鋼、ステンレス鋼を用いる。シーム溶接する各薄板 (2 枚) の重ね幅は約 50 mm、薄板に設ける間隙は約 1 mm である。

実験 (0.5 および 1 m シーム溶接) は次のように行われる。

- (1) 板状ワンターンコイル (Fig. 7 (a)) を薄いシートで絶縁する。
- (2) 絶縁したコイル上に重ねたアルミニウム薄板など

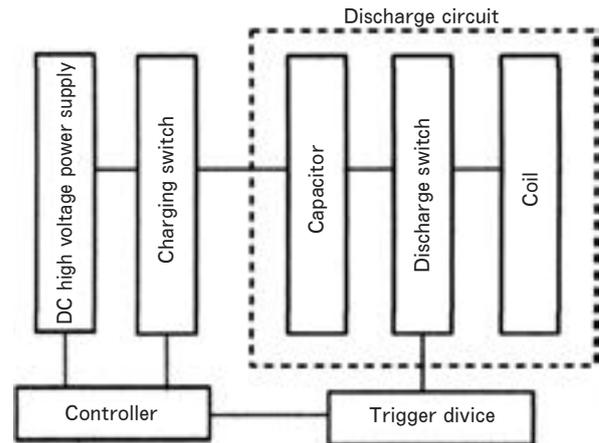


Fig. 6 Block diagram of discharge system for welding.



(a) Flat one-turn coil and capacitor bank.



(b) Sheets for welding put on insulated above coil.



(c) Fixation of coil and sheets with clamping vises.

Fig. 7 Appearance of discharge circuit and procedure to fix coil and sheets for welding.

を配置する (Fig. 7 (b))。

- (3) コイルおよびアルミニウム薄板などを締付け金具で固定する (Fig. 7 (c))。
- (4) 電源を充電し、溶接するのに必要な放電電流をコイルに流す。
- (5) 電源を接地し、締付け金具を外す。

5. 長さ 1 m にわたるシーム溶接結果

5.1 電流波形および関係量

1 m シーム溶接時、コイルに流れる電流波形例を Fig. 8 に示す。図の縦軸は電流値 (大きさ)、横軸は時間を示す。流れ始めた電流は約 $6\mu\text{s}$ で最大値に達する。その後、時間と共に減衰振動し、約 $100\mu\text{s}$ 流れる。最大電流値はコンデンサ電源の充電エネルギーが 3 kJ のとき約 130kA であった。このときコイルとアルミニウム薄板の間に発生する最大磁束密度は、約 20T、発生する最大磁気圧力は約 140MPa と概算される。

5.2 シーム溶接結果

コンデンサ電源の充電エネルギー 2.5kJ, アルミニウム板厚 0.5mm でシーム溶接したアルミニウム/アルミニウム板 (A1050) の外観例を Fig. 9 および Fig. 10 に示す。中央部分が長手 (横) 方向に 1 m にわたり端から端までシーム溶接されている。参考のため、長さ 0.5m のコイルを用いて、シーム溶接した結果も示してある。Fig. 10 は端部の拡大写真である。端部の外観は Fig. 3 と同様である。充電エネルギー 3.7kJ, アルミ板厚 0.5mm でシーム溶接したアルミニウム (A5052)/鉄鋼板 (SPCC) の外観例を Fig. 11 に示す。1 m にわたり端から端までシーム溶接されている。同様に、アルミニウム薄板を銅薄板、ステンレス鋼薄板にシーム溶接できた。

以上のように溶接された継手から引張り試験片を数カ所で切り出し、引張せん断試験を行った。端部 (約 10mm) を除き、すべて母材 (アルミニウム) 破断する接合強度が得られた。

6. 各種板継ぎ方法

アルミニウム薄板を連続的に熱処理や表面処理する走行ライン (Fig. 12) では、多くの場合、薄板を巻回形成された部分から徐々に取り出し、加熱処理などが行われる。巻かれた部分がなくなると、その終端部と新たにラインに導入するアルミニウム薄板 (巻かれた部分) の始端部とを重ねて板継ぎする必要がある。板継ぎは、Fig. 12 のジョイナーと呼ばれる板継ぎ装置で行われる。各種処理装置を通過中の薄板を止めることなく、薄板の接続部分だけを短時間止めて板継ぎする。このため、アキュムレーターと呼ばれる装置がある。

板継ぎには各種の方法、例えば、重ねた部分をプレス

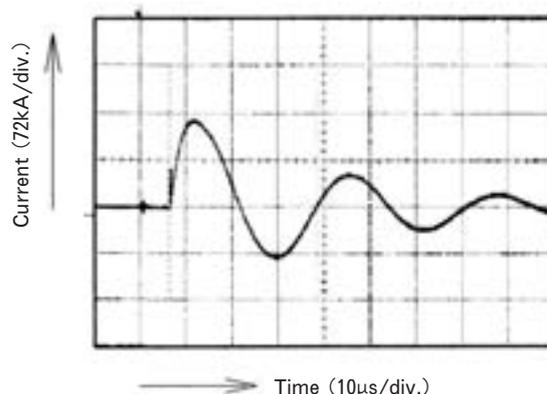


Fig. 8 Waveform of discharge current.

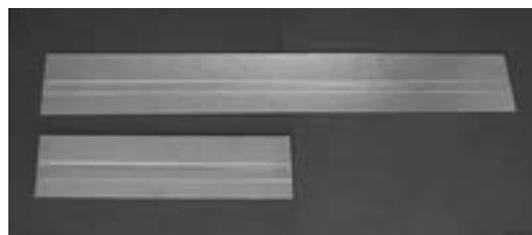


Fig. 9 Seam welding joints of aluminum sheets for 1 m (upper) and 0.5m (lower) long.

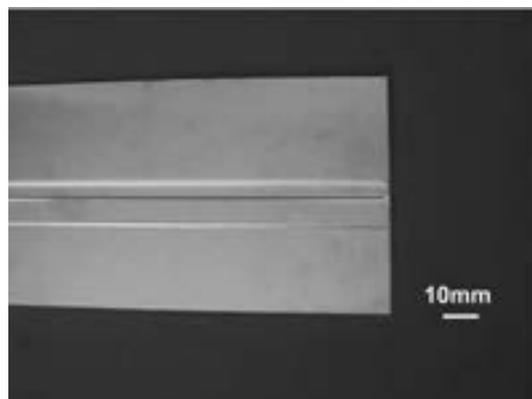


Fig. 10 End enlarged picture of above joint.



Fig. 11 Seam welding joints of aluminum/steel sheets for 1 m long.

成形し、凹凸嵌合させる機械的連結法、溶接による接合法、接着による方法などがある^{1,2)}。従来の板継ぎ法には、次のような欠点がある。凹凸嵌合する機械的連結法では、切りくずや切り粉が発生し、アルミニウム薄板表面を損傷する恐れがある。超音波溶接法、抵抗シーム溶

接法では、接合時間が比較的長くなる。また、溶接しにくいアルミニウム薄板に対し十分な接合強度が得られない場合もある。接着による方法では、高温、高張力に耐えられず、処理の種類が制限される。

これに対し電磁シーム溶接による板継ぎ法 (Fig. 13 (a)) には、以下の利点がある。

- (1) シーム溶接部分の引張せん断強度は、母材 (アルミニウム) と同程度である。
- (2) 準備時間を含めて数 10 秒以内の短時間で接続できる。
- (3) 板継ぎ部分に切りくずや切り粉が付着しない。

7. ライン通板試験用継手の製作

通板試験用のアルミニウム薄板 (Fig. 13 (b)) として、幅約 1000mm、長さ約 1000mm、厚さ 0.3mm の工業用純アルミニウム A1050 などを使用する。シーム溶接する薄板 (2 枚) の重ね幅は約 50mm、ここに設ける間隙は約 1mm である。使用する板状コイルは、板厚 3

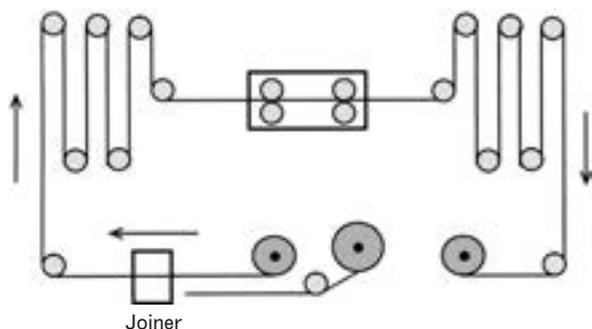


Fig. 12 Schematic diagram of heat or surface treatment line for rolled long sheet metal.

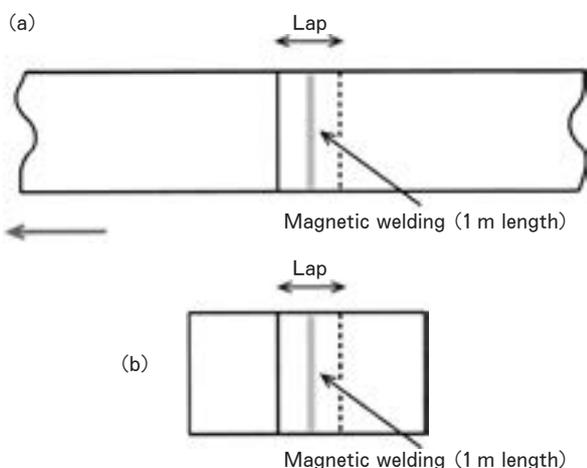


Fig. 13 Joining outline of long sheet metal ends by applying magnetic pressure (a) and making outline of joint for treatment line passage test (b).

mm のクロム銅合金製で、中央部分の幅は 5 mm、長さ 0.5m である。このコイル上に前記のアルミニウム薄板を固定して溶接する。薄板の一部分は、締め付け金具で固定するため、Fig. 14 のように巻かれる。

長さ 1m にわたるシーム溶接実験は、装置の都合で、シーム長さ 0.5m ずつ 2 度に分けて行われた。装置を改善すれば、1 度の実験 (放電) で、基礎実験と同様に長さ 1m のシーム溶接ができる。

溶接された継手から引張り試験片を数カ所で採取し、引張せん断試験を行った。端部を除き、すべて母材 (アルミニウム) 破断する接合強度が得られた。

8. ライン通板試験および結果

前記のように長さ 1m にわたり電磁シーム溶接されたアルミニウム薄板 B は、ライン上を先行するアルミニウム薄板 A の終端部と、次に導入するアルミニウム薄板 C の始端部との間に Fig. 15 のように置かれる。薄板 A と薄板 B、薄板 B と薄板 C は、板継ぎ装置で通常の方法 (部分的にせん断変形し、凹凸嵌合させる連結法) で接続される。これらをアキュムレーター、脱脂槽、表面処理槽、塗油装置などのラインを走行させ、巻取る。

ライン通板 (走行) の結果、アルミニウム薄板 B の電磁シーム溶接された部分に、破損、はく離などは見られなかった。通板試験後のアルミニウム薄板 B の外観を Fig. 16 に示す。

9. 新しい板継ぎ法

電磁シーム溶接による新しい板継ぎ法の概念を Fig. 17 で説明する。Fig. 17 は、ライン上を先行する薄板 (アルミニウムなど) A の終端部、板継ぎ用アルミニウム薄板 B、後続する薄板 (アルミニウムなど) C の始端部を示す。ライン上を走行する薄板 A と薄板 C は、板



Fig. 14 Making state of joint for treatment line passage test.

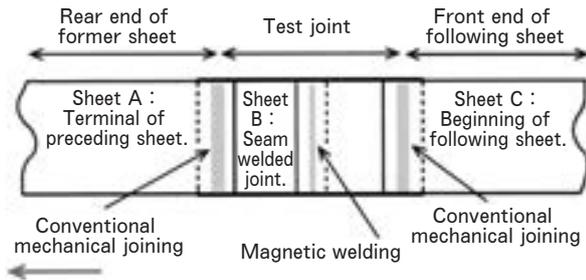


Fig. 15 Treatment line passage method of seam welded joint for test.

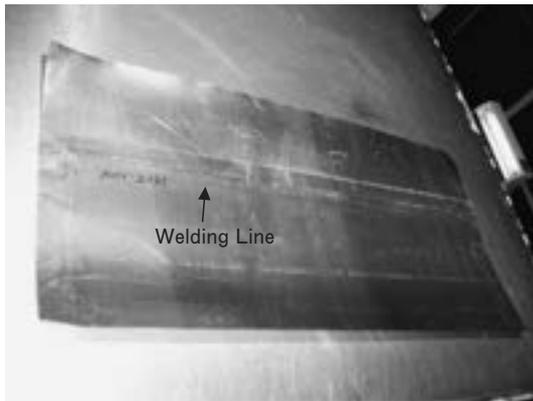


Fig. 16 Appearance of sheet B (aluminum sheets) after line passage

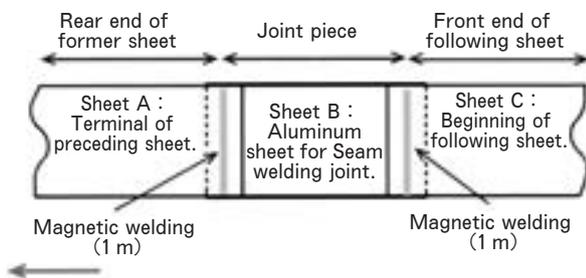


Fig. 17 New joining outline of long sheet metal ends by applying magnetic pressure.

継ぎ用アルミニウム薄板 B を介して接続される。両薄板 A, C の端部には、長さ 1~2 m のアルミニウム薄板 B が Fig. 17 のように電磁シーム溶接される。シーム溶接の長さは 1 m などである。

この板継ぎ法には、6 章で述べた電磁シーム溶接による板継ぎの利点に以下が追加される。

(4) 薄板 A, C の材質、板厚によらず、同じアルミニウム薄板 B を介して接続できる。

(5) 薄板 A, C がアルミニウム、薄板 B が鉄鋼やステンレス鋼でも接続できる。

10. おわりに

アルミニウム薄板を長さ 1 m にわたり各種金属薄板（アルミニウム、鉄鋼、ステンレス鋼など）に電磁シーム溶接できた。溶接部分の接合強度は、部分的な引張せん断試験の結果、母材で破断する強さが得られた。この溶接法でアルミニウム薄板を 1 m 板継ぎし、ライン通板（走行）試験を行った。電磁シーム溶接された部分に、破損、はく離などは見られなかった。

現在、コイル上に置かれた溶接板材を締め付け金具で固定するのに数分を要するが、昇降装置⁹⁾に改良すれば、数 10 秒以内の短時間で固定でき、溶接を含めてもこの程度の短時間で済む。ここで紹介した新しい板継ぎ法では、1 m のシーム溶接 (Fig. 17) を 2 ヶ所で行う必要がある。しかし、2 ヶ所を同時（並列）に行うことも可能である¹⁰⁾。従来の板継ぎ法に代わる新技術として電磁シーム溶接の使用が期待される。

参考文献

- 1) 熊谷正樹, 田中晃二, 松田正文: 日本国特許 特開 2005-324225 (2005).
- 2) 熊谷正樹, 相沢友勝: 日本国特許 第 4313276 号, (2009).
- 3) 相沢友勝, 熊谷正樹, 岡川啓悟: 軽金属溶接, 48-5 (2010), 158.
- 4) 相沢友勝: 軽金属溶接, 41-3 (2003), 114.
- 5) 相沢友勝: 軽金属, 54-4 (2004), 153.
- 6) 相沢友勝: 軽金属溶接, 42-2 (2004), 79.
- 7) 相沢友勝: 溶接学会誌, 77-8 (2008), 718.
- 8) 相沢友勝: 日本国特許 第 3751153 号, (2005).
- 9) 相沢友勝, 小崎 崇, 増田幸一, 米永祐司, 松田正文: 日本国特許 第 3942082 号, (2007).
- 10) 相沢友勝, 岡川啓悟, 石橋正基, カシャニ メハダッド: 平成 23 年度塑性加工春季講演会講演論文集, (2011), 225.

光学顕微鏡によるアルミニウム合金の組織観察*

大久保 喜 正**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 52 No. 1 (2011), pp. 119-128

Metallography of Aluminium Alloys by
Optical Microscope

Yoshimasa Ohkubo

This paper explains the metallographic techniques used with an optical microscope for examining of aluminium alloys. It includes many illustrations of how to prepare the specimens, i.e., mounting, grinding, polishing and etching techniques, and how to observe the microstructure. These techniques are available for students, new employees or less experienced engineers who use a microscope. Optical microscopes are used in many laboratories and factories, but all the operators do not know the optical principles and functions in detail. For the routine observations, e.g., product inspection, they may use a limited technique. However, when they research new materials or investigate unknown defects, they should use a combination of different techniques, i.e., bright-field, dark-field, differential interference-contrast, to get a better understanding of the microstructure. It is important to understand the functions and to use a microscope by themselves.

1. はじめに

肉眼では識別できない金属の結晶粒の形状・寸法，第二相粒子の分布状態，欠陥の有無等，微細な金属組織を把握しようとするとき，通常行われることは光学顕微鏡を用いた観察である。光学顕微鏡による観察は，その特徴として，

- 1 μm未満のマイクロ構造から数 mm のマクロ構造まで識別できる
- ステージを広く可動でき試料の全体像を捕え易い
- 試料調整および観察操作が手軽で容易である
- 装置が安価，省スペースおよび運転費用が安い

等があり，近年，様々な組織解析装置がある中においても相変わらず材料の研究開発や品質の判定に重要な位置にある。

観察に至るまでの手法は古くに確立されており¹⁾，装置，用具に改良があるものの今日まで原理的には変わっていない。過去に試料調整および観察の手法や組織見本について紹介した優れた報告^{2~4)}や出版物^{5~10)}が幾つも発行されているうえ，多くの機関で観察が日常的に行われているので，今改めて記述する必要もないかもしれ

ないが，これから光学顕微鏡を利用しようとする学生や新入社員，あるいは経験の少ない人が実用上参考になるように，試料調整から観察までの手順・手法を，多くの事例を紹介しながら述べることにする。

なお，試料調整から観察までに1種類の最適な手順があるわけではない。各機関・事業所は，扱う対象試料や設備事情の中で，無駄に時間をかけずに速く，確実な，各自の洗練された手順を持っていると考えられる。ここでは観察までの一般的手順および観察例を紹介する。

2. 試料調整

2.1 試料採取

材料の中から観察対象部分を含むように切断する。ここで，試料寸法，切断位置，発熱，変形や切断面近傍の加工ひずみに注意して，観察対象に損傷を与えない切断装置，切断方法を採用。

変形しやすい試料では，先に樹脂埋めし，形状を固定した後，切断し，更に埋め直す場合もある。

2.2 試料の樹脂埋め込み

採取した試料をそのまま研磨，あるいは基板に貼って研磨することもあるが，通常，研磨と観察作業を容易にするために試料を型枠内に置き，樹脂を流し入れて埋込

* 軽金属，60-9 (2010)，467 に主要部掲載

** 研究開発センター 第五部

む。その前に、樹脂と試料の密着性が高まるように試料をよく洗浄・脱脂しておく必要がある。また、試料の種類が後になって判別できるよう、試料に刻印やけがきをつけるか試料内容を書いたラベルを貼って試料と同時に樹脂中に埋め込むのが良い。型枠内に試料を多数配置して埋込み、研磨労力を省くことも可能であるが、性質の類似した試料にして研磨の仕上りやエッチング程度が一致するようにしなければならない。

樹脂には、熱間埋込み樹脂と冷間埋込み樹脂があり、それぞれに多くの品種が市販されている。熱間埋込み樹脂は専用の埋込みプレスの中で温度と圧力をかけて硬化させるのに対し、冷間埋込み樹脂は、静置して時間をかけて硬化させる。目的に応じて適切なものを用いれば良いが、アルミニウムでは組織や物性が変化する温度が低いので冷間埋込み樹脂を用いることが多い。なお、多品種をそろえ、使い分けることは大変なので、冷間埋込み樹脂の中で、密着しやすいよう収縮率が小さくて、発熱（冷間埋込み樹脂でも硬化剤を増せば硬化時に 100℃ を超えて発熱する）の小さいものを汎用的に使用して差し障りない。また、冷間埋込み樹脂は、多くが透明であるため埋め込んだ後も外から特定位置を確認しながら研磨作業できる利点や型枠さえ用意すれば寸法の大きな試料でも埋込みに対応できる利点がある。

樹脂を流し込んだ後は、針金などで試料位置を整え、硬化するまで静置すれば良いが、樹脂内の気泡が試料に付着して密着性を妨げたり、表面亀裂や腐食孔などの微小隙間に樹脂が含浸しないことがあるので、一度、減圧下に置き、脱気した後、静置すると良い。

2.3 研磨

埋込まれた試料は、面出し、ペーパー研磨（研磨紙による研磨）、バフ研磨、最終仕上げ研磨の順に、試料表面を徐々に鏡面状態に仕上げていく。その表面は、条痕等の傷が見出せない平滑な面と光学顕微鏡の焦点深度以内の凹凸の平坦な面を持ち、更に条痕の下に存在する加工層が極力取り除かれる必要がある。観察面の各仕上がり過程を Fig. 1 に示す。

2.3.1 面出し

面出しは、研磨砥石や卓上の小型旋盤を使って、試料採取したときの切断面の除去および狙った観察面の手前まで効率的に研磨面を近づける作業である。なお、観察面の裏面も平坦にしておくと、研磨するときや観察するときに取り扱いが良い。

2.3.2 ペーパー研磨

ペーパー研磨は、シート状研磨紙を緩やかに傾斜させた平板上に置き、手に持った試料を往復させて研磨する手動式方法と、円形研磨紙を回転円板型研磨機に固定し回転する研磨紙に試料を押し付けて研磨する機械式方法がある。いずれも SiC 粒子を接着させた耐水性研磨紙を用いて、水を流しながら研磨面での発熱を抑え、研磨粉を排出しながら行う。試料を手を持って研磨するとき

は、研磨面全体に均等な圧力で研磨紙に押し付け、研磨面が凸状にならないようにしなければならない。手動式では、押す方向のみに力を入れた方が試料が傾かず平坦に仕上げやすい。面出しされた表面は傷が深いばかりでなくその下に加工層も深く存在しているので、作業では研磨紙の粒度を粗いものから始め、前段階の研磨による条痕を完全に消去させ、条痕の下の加工層を新しい粒度に相当した深さまで減少させながら、多段階に細かい粒度に変えていく。研磨粒度の順序の一例は、320 番→500 番→800 番→1200 番→2400 番である。途中を省くとかえって効率を落とすことがある。前段階の条痕の消失は前段階と研磨方向を 90° 変えて研磨することで確認できる。また、粒度が細くなるほど適度に力を緩めて、発熱と研磨面の下の加工層の発生を抑えるべきである。Fig. 2¹¹⁾ に、鋼材の場合であるが、条痕および加工層の深さと砥粒の粒度の関係を参考に示す。SiC 砥粒の粒度が 400 番より小さくなると加工層の深さが急激に浅くなることを示されている。

2.3.3 バフ研磨

バフ研磨は、ペーパー研磨で取り切れない条痕および加工層を更に小さく取り除いていく作業である。バフ研磨以降を琢磨と呼ぶ場合もある。回転円盤型研磨機の円盤にフェルトや合成繊維を垂直に接着させた布などでできた研磨布を置き、その上からペーパー研磨で使用する砥粒よりも粒度の細かい砥粒を懸濁させた液体を滴下して、試料を研磨していく。円盤の回転数は砥粒の飛散損失と試料の発熱防止のために 300rpm 程度以下に抑えるのが良い。研磨布には、けばの有無・長短の種類があり、

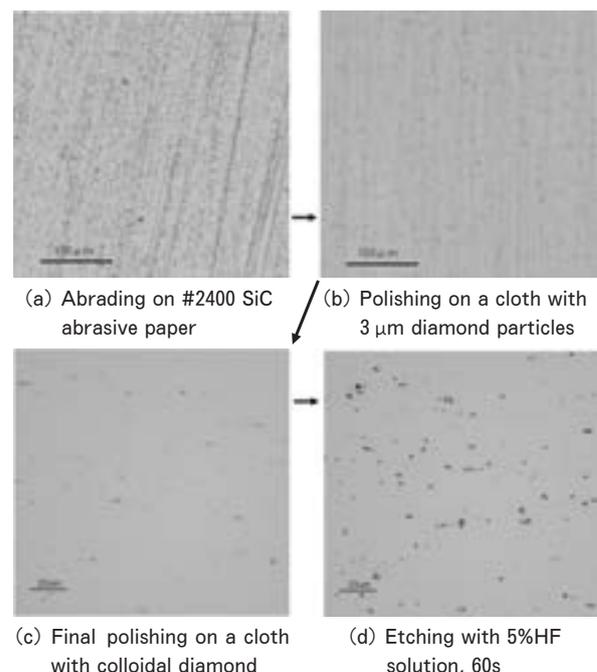


Fig. 1 Metallographic preparation procedure (Hot rolled A1050).

けばの長いものは研磨に有効な砥粒と試料の接触が少ないため、研磨速度は小さいが、加工層の発生を抑えた良好な仕上げ面を作りやすい。ただし、弾性が大きいため時間をかけて仕上げる間に試料の縁が丸みを持ったり、凹凸のある面になる心配がある。一方、けばの無いものや短いものは研磨速度が大きく平坦度にも優れているが、加工層を発生させやすい、研磨屑による傷に敏感であるといった特徴がある。アルミニウムには、けばの長い方が好まれている。砥粒にはダイヤモンド粒子が一般的に使用される。他にアルミナ粒子も使用されるが、ダイヤモンド粒子の方が、硬度が高く、鋭い角を持っているため速く研磨でき、しかも試料内に金属間化合物が分布していても凹凸のない仕上がり面を得やすいので好まれる。ペーパー研磨と同様に条痕と加工層を徐々に小さくするため砥粒を大きなものから小さなものへ段階的に、また、試料を押さえつける圧力も前半高くし、後半低くしていく。バフ研磨の仕上げ例は、中程度のけばを持つ羊毛布を使用し、6 μm のダイヤモンド粒子の懸濁液から始め、次に3 μm で仕上げである。6 μm 粒子での開始時はやや強い圧力でペーパー研磨面を手早く消し、次に圧力を下げ、仕上げるようにする。1 μm 等、更に微細な砥粒を使用して良質な面に仕上げ、研磨を完了させることもできるが、軟質なアルミニウムの場合、試料中に砥粒が埋まって取り除きにくいことがあるため、3 μm 程度までで終え (Fig. 1 (b)), 次の最終仕上げ研磨に移行する方が良いと考えられる。

2.3.4 最終仕上げ研磨

回転円盤を用いたバフ研磨に残った微細な条痕および加工層を、組織観察に問題とならない状態まで取り除き、鏡面状に最終仕上げ (Fig. 1 (c)) する作業である。バフ研磨と同様であるが、非常に細かい砥粒を使用しマイルドな研磨によって仕上げる。仕上げ例は、合成繊維を垂直に接着させた研磨布を机上に固定し、その上に0.05 μm のダイヤモンド粒子の懸濁液を垂らし、試料を手を持って低い圧力で円運動させる。ダイヤモンド粒子の代わりにシリカ粒子を用いることもある。

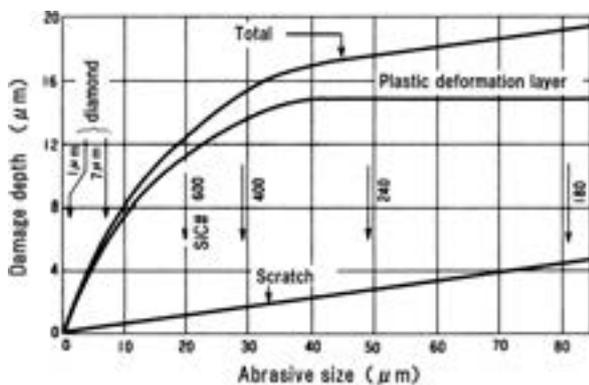


Fig. 2 Relationship between damage depth and abrasive particle size¹¹⁾.

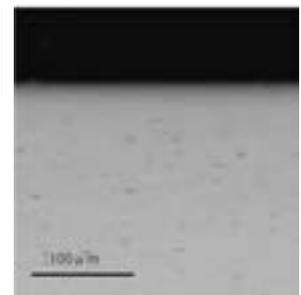
また、上記研磨で仕上げが困難な場合には、電解研磨を行うことがある。例えば、箔材や薄板の表面組織を見る場合、樹脂に埋込んで研磨することは困難なので、電解研磨の方が良い。試料を陽極として電解液中で電解すると、凸部が溶解して平滑面を得られる。液組成の例は、 H_3PO_4 : 800ml + H_2SO_4 : 200ml + CrO_3 : 50g である。電解研磨は、研磨に要する時間が短いだけでなく、加工層が生じないという利点があるが、電気化学的性質の異なる相が混在する試料ではうまくいかない場合がある。

2.4 研磨欠陥

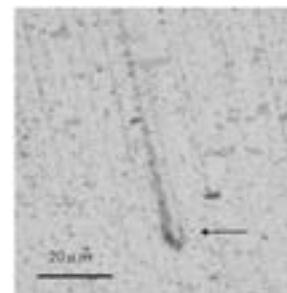
Fig. 3 に理想的な試料表面でない欠陥例を幾つか示す。Fig. 3 (a) の隙間は、縁のダレの原因となったり、試料をエア乾燥するとき隙間に入った研磨粉や水分が染み出して観察表面を汚したりする。縁を観察する場合しばしば隙間に樹脂を充填させて補修する。Fig. 3 (b) のダレ



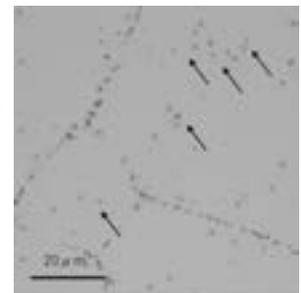
(a) Gap between specimen and epoxy resin



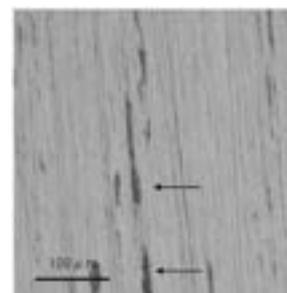
(b) Dull edge of specimen



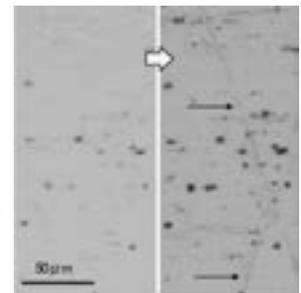
(c) Score of drop-out intermetallic compound (Comet tail)



(d) Implanting of abrasive particles (1 μm diamond)



(e) Seizing of polished powder



(f) Scratch appeared by etching (The same sights before and after etching)

Fig. 3 Surface defects in the preparation process.

は縁の観察を妨げる。試料を樹脂埋めするときに縁の対面側に補強用の材料を同時に埋め込むことで予防できる。Fig. 3 (c) のコメントテイルは仕上げ過程でよく認められ、消失するように仕上げ研磨する。Fig. 3 (d) の研磨粒子埋め込みは一見すると第二相粒子と間違ふ場合があり、識別に経験が必要である。埋まった砥粒粒度より粗い砥粒からやり直すことが必要である。Fig. 3 (e) はバフ研磨のときに砥粒懸濁液の滴下不足のときに起こる。潤滑を悪くしない適切な滴下が必要である。Fig. 3 (f) は条痕を消滅させたがその下に加工層が残っていたためにエッチングにより加工層が線状に出現したものである。丁寧に仕上げ研磨することが望ましいが、撮影位置から避けたり、顕微鏡の開口絞りを広げて目立たなくさせることもできる。

2.5 エッチング

最終研磨を終えた試料表面は、通常、光をほとんど一様に反射するために金属組織を示さない。そこで、組織に対応したコントラストを得るためにエッチングを行う。一般的には、適当な酸またはアルカリ溶液に脱脂綿を浸し、それを研磨仕上げ表面に軽くこすり当てて、目的に応じた組織要素を選択的に腐食させる。これにより、第二相粒子や結晶粒を観察できるようになる (Fig. 1 (d))。

エッチング液は、その使用方法の目安とともに規格¹²⁾、便覧等^{5,6,9)}に多くの種類が紹介されているので、それらを参考にされたい。その中で、アルミニウム合金に広範囲に使用されるものはふっ化水素酸とケラー氏液である。1000系、4000系、5000系、6000系にはふっ化水素酸を使用することが多く、2000系、3000系、7000系にはケラー氏液を使用することが多い。ただし、エッチングのされ方は、合金種、調質や製造工程のどの段階かにより異なり、また、観察志向により着目組織が異なるため、多くの場合、経験的にエッチング液の種類やエッチング時間を決めるのが実情である。

便覧等に紹介されている代表的なエッチング液を5種類選び、それぞれに適量と判断された時間と、更にエッチングによる変化を強調させるため過剰に長時間エッチングした例を Fig. 4 に示す。例えば、A6061 合金において棒状 Mg₂Si 析出相を観察しやすいものはふっ化水素酸で、次いでりん酸である。ケラー氏液では析出物が棒状であることを認めにくく、水酸化ナトリウム水溶液では析出物を観察できない。A3003 合金において Al₆Mn (Fe) 相と α-AlSiFe (Mn) 相を区別しやすいのはりん酸で次いで水酸化ナトリウム水溶液である (α-AlSiFe (Mn) 相のみ黒色化)。ケラー氏液とふっ化水素酸ではほとんど両相を区別できない。

3. 観 察

3.1 光学顕微鏡

光学顕微鏡は、室内灯の真下など明るい場所を避け、

振動による観察像のぶれを防ぐため除振台の上に設置されることが好ましい。

金属は可視光線を透過しないので光学顕微鏡による組織観察には反射光を利用する。すなわち、可視光線を試料表面で反射させ、組織によって異なる反射光の強度を明暗のコントラストとして観察する。顕微鏡の構造形式には、試料をステージに載せ、試料表面を上から観察する正立顕微鏡と試料を穴の開いたステージに下向きに載せ、下から観察する倒立顕微鏡がある。正立顕微鏡は試料と対物レンズの位置関係を確認しながら観察でき、操作性が良い。この外観を Fig. 5 に示す。倒立顕微鏡では平坦に仕上がった試料の観察面がステージに接して光軸と観察面が垂直に保たれるので、正立顕微鏡を使うときのように試料を油粘土上にハンドプレスを用いて固定する必要がない。また、ステージは上下に不稼動な構造であるため剛性が高く、重量のある試料でも対応できる。それぞれに利点があり、どちらを使っても良い。

顕微鏡では対物レンズで拡大された像を更に接眼レンズで拡大するので、観察倍率 M₁ は両者の倍率の積

$$M_1 = M_{ob} \cdot M_{oc} \quad (1)$$

M_{ob} : 対物レンズの倍率,

M_{oc} : 接眼レンズの倍率

となる。組み合わせによって 15 倍から 2000 倍程度を実現できる。なお、最近では接眼レンズを使わずにカメラアダプタと TV カメラを介してパソコンのモニタに組織像を出力して観察することが多く、その場合の倍率 M₂ は

$$M_2 = M_{ob} \cdot M_{ad} \cdot C \quad (2)$$

M_{ad} : カメラアダプタの投影倍率,

C : モニタ倍率 (TV カメラ内 CCD サイズとモニタサイズで決まる)

である。ただし、モニター内で組織像の表示サイズは自由に変えられるので、校正されたスケールを組織と同時に映して正味の倍率、組織の大きさを判断する必要がある。

顕微鏡の分解能は、試料内の 2 個の点または線を 2 個の点または線として識別できる最小間隔を長さ (μm) で表したもので、顕微鏡の性能を表す主な指標である。分解能 d は

$$d = 0.61 \cdot \lambda / NA \quad (3)$$

λ : 使用波長

(可視光線の場合通常 0.55μm で計算)

NA : 対物レンズの開口数

によって与えられ (Reyleigh の式)、対物レンズの開口

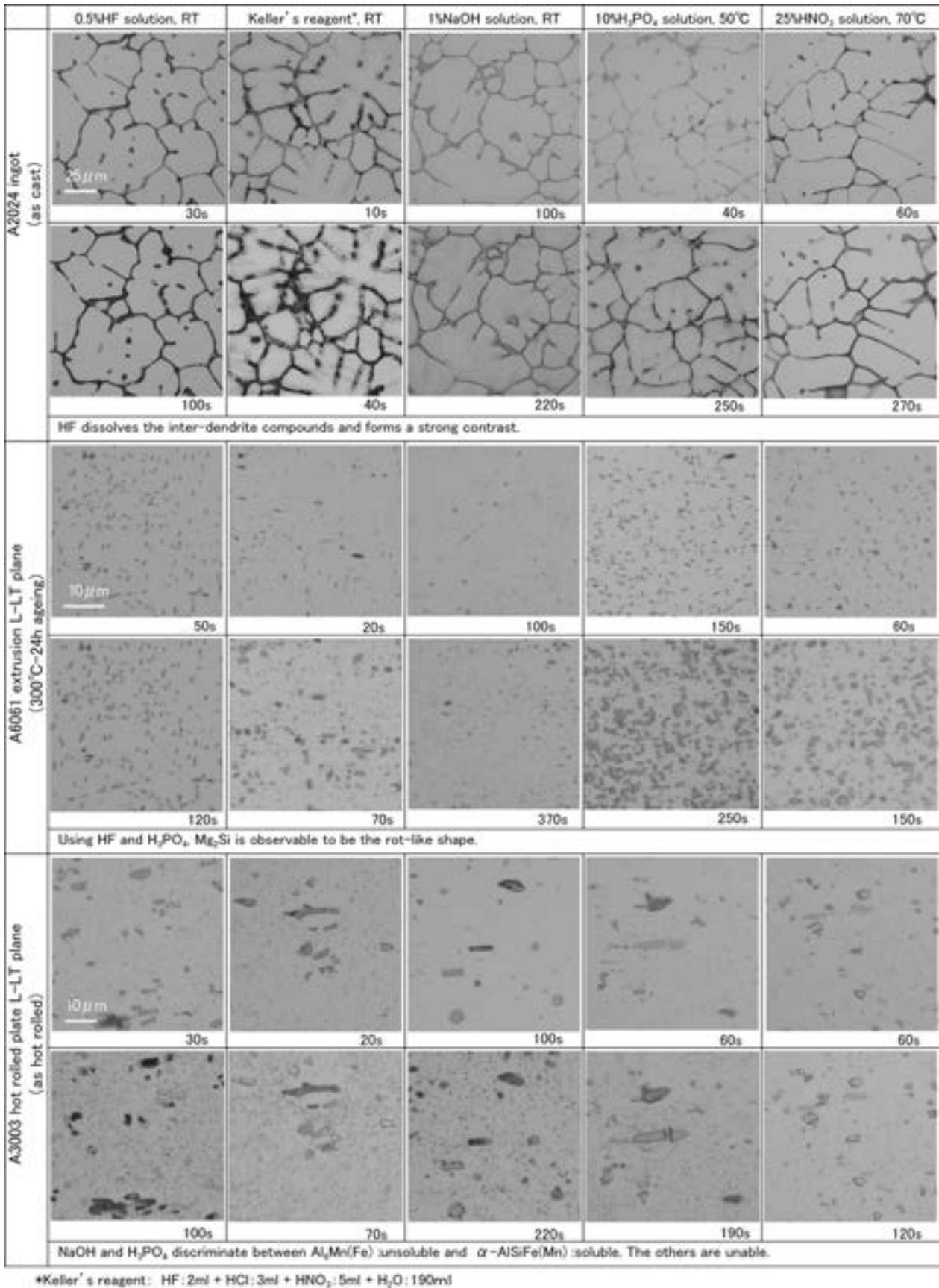


Fig. 4 Comparison of etching method (Upper row : proper condition, Lower : over-etching).

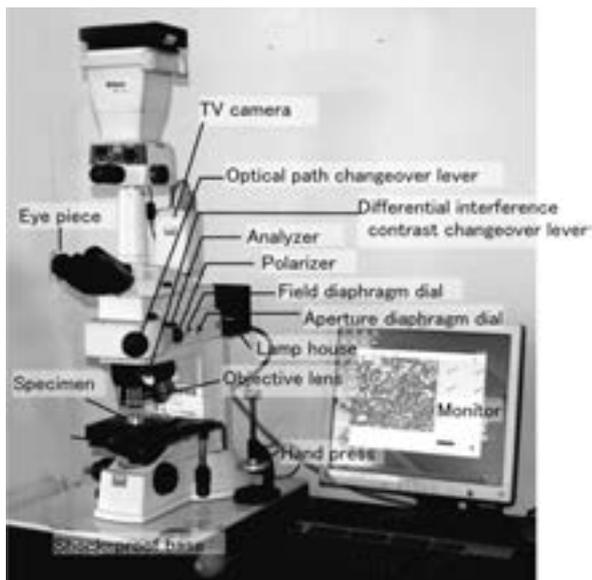


Fig. 5 Optical microscope.

数で決まる。例えば、開口数 NA が 0.75 の標準的な 50 倍対物レンズでは、 $d=0.45$ (μm) と計算される。

開口数とは、試料面の一ヶ所から散乱する光に対して対物レンズが光軸からどの範囲までの角度を取り込むかを示す、対物レンズの性能を示す重要な数値で、

$$NA = n \cdot \sin \theta \quad (4)$$

n : 対物レンズ先端と試料表面間の屈折率
(空気なら 1),

θ : 光軸と一番外を通る光とがなす角 (Fig. 7)

で表される。この数値の高い方が、分解能、焦点深度や明るさが高くなる。数値は、Fig. 6 に示すように対物レンズ側面の倍率表示の後ろに '/' で仕切られて表示されている。

3.2 観察方法

3.2.1 明視野観察 : Fig. 7¹³⁾ および Fig. 8 (a)

明視野観察は、試料表面に同軸落射でケラー照明 (照射面に輝度ムラが生じないように光学系を工夫した照明) を照射し、その反射光を直接観察する方法である。Fig. 7 および Fig. 8 (a) に明視野観察における光路図を示す。光源 (通常ハロゲンランプ、最近 LED ランプもある) から出た光は、レンズ、開口絞り、視野絞りを経て、光軸に対して 45° の角度に配置されたハーフミラーで反射され、対物レンズを通して試料表面を照射し、試料表面にて反射された光は、再度、対物レンズを通った後、ハーフミラーを透過して観察光学系 (接眼レンズまたは TV カメラ) に渡る。

明視野観察 (および偏光観察、微分干渉観察) では、光源から出た光を開口絞りと視野絞りを使って、試料に照射する前に調整する。開口絞りとは、照射光の開口数



Fig. 6 Indication of an objective lens.

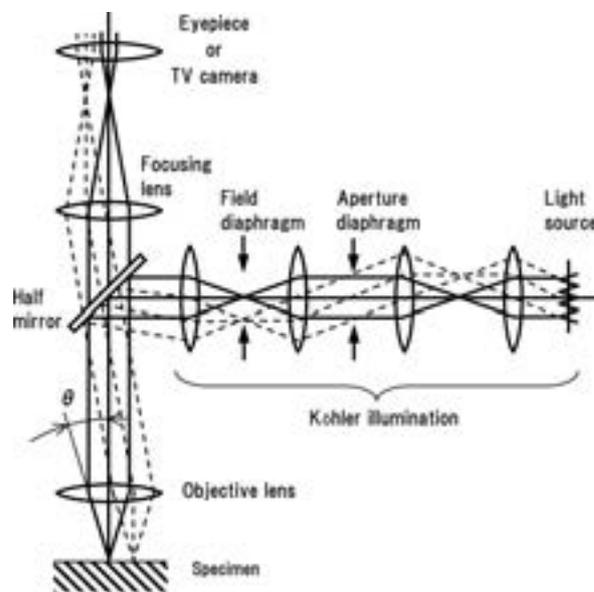


Fig. 7 Light path in an incident-light microscope (Infinity optical system).

を調整する絞りで、これを絞っていくとコントラスト、焦点深度は増大するが、分解能は低下する。目的に合う組織像が得られるように調整することが必要であるが、一般に対物レンズの瞳径の 70% から 80% の径に絞るのが適するといわれる。対物レンズの瞳径は接眼レンズを 1 本抜き取り直接鏡筒を覗き込んだときに開口絞りを全開にしたとき見える範囲で (Fig. 9 (a)), 覗きながら絞ることにより絞り量を確認できる (Fig. 9 (b))。Fig. 10 に開口絞りを全開したときと大きく絞ったとき (瞳径の 20% 程度) の A6061 合金過時効材の組織を示す。大きく絞るとコントラストが増加し、全開では観察できなかった粒界を確認することができる (Fig. 10 (b))。一方、全開すると分解能が高まるため、低倍でも化合物を個々に識別できたり (Fig. 10 (a)), 化合物の形状を確認しやすい (Fig. 10 (c))。視野絞りとは、試料表面に照射する光の大きさを調整する絞りで、必要以上に広く照射する

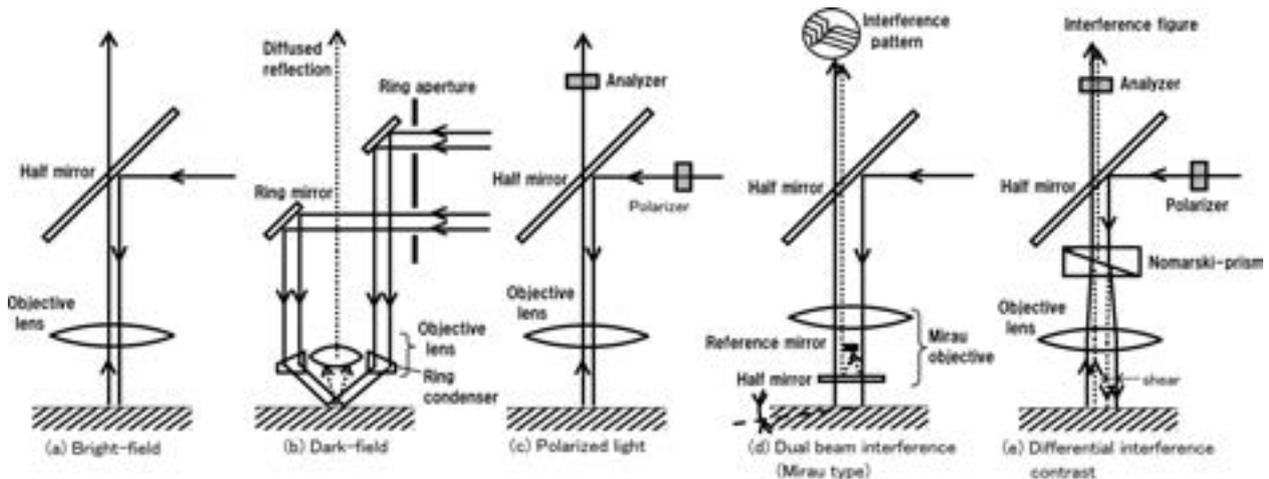


Fig. 8 Light paths in various microscopy.

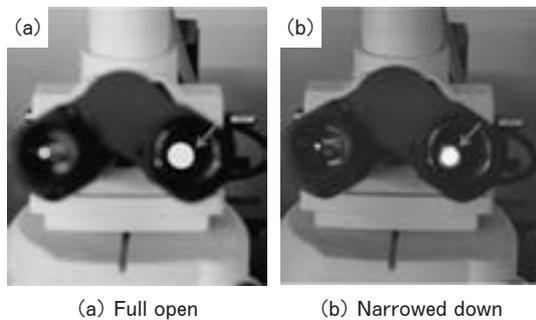


Fig. 9 Changeover of the aperture diaphragm, watching through the eye piece.

と他からの迷光が混入し、フレアの発生により像のコントラストが低下する。通常、観察範囲・撮影範囲に接する程度まで絞るのが良いとされる。

明視野観察以外に、対物レンズの交換および顕微鏡本体にある観察方法切替レバー（あるいはダイヤル, Fig. 5）を操作することで、簡単に暗視野観察、偏光観察、二拘束干渉観察、微分干渉観察等ができる。以下に、これらを簡単に説明する。

3.2.2 暗視野観察：Fig. 8 (b)

リング状の照明を対物レンズ内部のレンズの外側から試料表面に照射すると、すなわち対物レンズの開口数よりも大きな角度で照射すると、試料の平坦な面からの反射光は内部のレンズに取り込まれず、試料の凹凸で乱反射した光のみが対物レンズに取り込まれ、暗い背景に試料の凹凸を示す像が得られる。明暗兼用対物レンズ (Fig. 6) がついていれば、開口絞りと視野絞りを全開にして顕微鏡本体にある明暗照明切替レバーを動かし、更に、明るさ調整することで像が得られる。Fig. 11 は AC 9 B 合金を暗視野観察した例である。基地のアルミニウムに対し Si 粒子および Al-Ni 系化合物とみられる粒子は仕上げ研磨工程において研磨されにくく微小な段差を持っているため、この界面が乱反射し、粒子の輪郭線が得られている。通常は、化合物の輪郭を得るためだけでなく、明視野観察では見えにくい試料表面内や縁にある穴、異物、傷、微小段差等を観察するときに使用する。

3.2.3 偏光観察：Fig. 8 (c)

試料表面に Barker 液 (HBF₄ : 4-5 ml + H₂O : 200 ml) 等を用いて結晶方位に依存した偏光性を持つ陽極酸化皮膜を形成させ、互いに直行方向に配置した 2 枚の偏光フィルタ (アナライザとポラライザ) を通して偏光特性に応じたコントラストを得る観察方法である。明視野観察の光路にアナライザとポラライザを差込み、明るさ調整することで得られる。結晶粒を観察するときによく利用される。Fig. 12 に高純度アルミニウムを偏光観

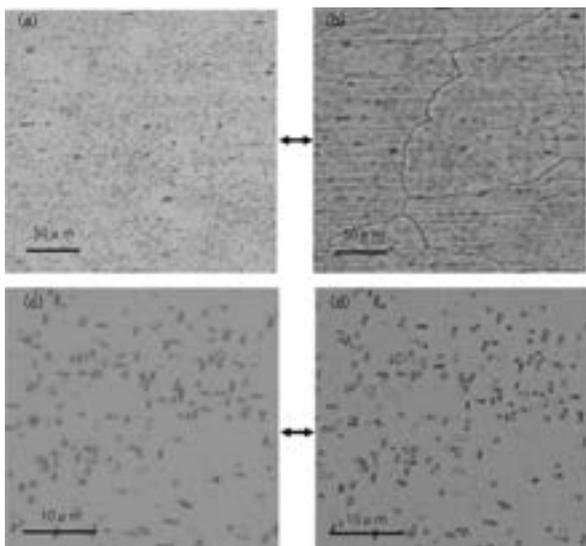


Fig. 10 Difference between aperture diaphragm (a)(c) full open and (b)(d) narrowed down at the same sight. (A6061, 0.5%HF etching for (a)(b) 120s, (c)(d) 70s)

察した例を示す。結晶粒が明瞭に認められる。

3.2.4 二光束干渉観察：Fig. 8 (d)

照射光を対物レンズの中のハーフミラーによって2分割し、1本を試料面に、もう一本を参照ミラー面に反射させ、両方の反射光を干渉させて干渉縞模様を作り、縞の曲がりや試料ステージの上下動による縞の移動方向で試料表面に存在する微小な段差や傾斜の存在、あるいはそれが凹か凸かを観察する方法である。照射光を分割および反射光を結合するハーフミラーを内蔵した専用の対物レンズが必要である。光学系の異なるマイケルソン型やミロー型対物レンズが市販されている。なお、ミロー型対物レンズでは試料を傾斜ステージに載せる必要がある。

3.2.5 微分干渉観察：Fig. 8 (e)

試料面に横方向に微量（シャー量という）ずれた2本の偏光した光を照射し、反射光を干渉させて、レリーフのように立体感のある陰影のついた組織像を得る方法である。偏光観察と同様に光路にアナライザとポラライザを入れ、更に、照射光を分割および反射光を結合するノマルスキープリズムを対物レンズの上方に差込み、明るさを調整することで得られる。ノマルスキープリズムは水晶や方解石を適当な角度で貼り合わせたプリズムである。極めて微小な段差（数nmまで）、表面傷や表面に付着した微小な異物を観察するときに使われる。微分干渉観察した例を Fig. 13 に示す。仕上げ研磨工程において研磨されにくいSi粒子およびAl-Ni系化合物とみられる粒子の持つ微小段差は、明視野観察ではわからないが、微分干渉観察では浮彫のようになっていることがわかる。また、コントラストも増している。

3.3 撮影

TVカメラで取得した映像をパソコンのモニタに映し、パソコン操作で撮影する。明るさ、コントラスト、フォーカスをモニタを見ながら調整し、確認した上で撮影できるので便利である。ピンボケ写真になる危険も小さく、失敗しても、撮影数が増えても苦にならない。ファイル名をつけてパソコン内に保存するので整理もしやすい。

3.4 観察例

上記説明の中でアルミニウムの化合物や結晶粒の観察例を幾つか挙げているが、Fig. 14 に追加して紹介する。やや特殊なものとして、Fig. 14 (i) はA6061合金冷間鍛造品-T6材の鍛流線である。再結晶したT6材は鍛流線を出しにくい、通常マクロエッチング液として使用する10%水酸化ナトリウム水溶液で2minエッチングすることにより明瞭に結晶組織の流れ変形を現している。Fig. 14 (j) はA5083合金-75%冷間圧延材のせん断帯である。冷延後に130°C-3day熱処理し、粒界およびせん断帯にβ相を析出させた後5%ふっ化水素酸で30sエッチングしている。Fig. 14 (k) は観察困難なA3003合金熱延材の粒界を明瞭に観察するためガリウム塗布処理したものである。研磨した試料表面に約50

°Cの液体ガリウムを塗布後、50°C加熱処理し、粒界にガリウムを浸透させた後に再研磨し5%ふっ化水素酸で30sエッチングしたものである。Fig. 14 (l) は高純アルミニウムの結晶方位情報を得るエッチピットである。電解研磨後、HCl：60ml+HNO₃：60ml+HF：5ml+H₂O：20mlの液で15sエッチングしたものである。

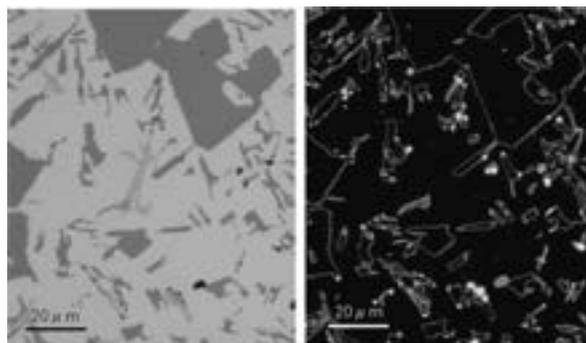


Fig. 11 Bright field and dark field (right side) illumination at the same sight. (AC9B, 5%HF)

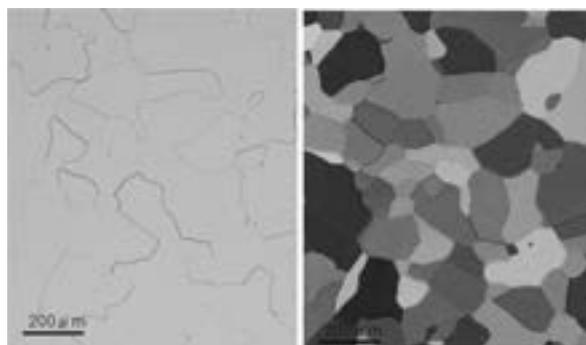


Fig. 12 Bright field and polarized light (right side) illumination at the same sight. (99.99%Al, anodic etching in H₃BO₃ : 6g + HF : 15ml+H₂O : 280ml)

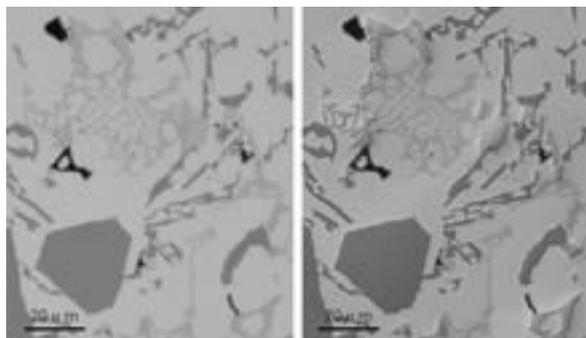


Fig. 13 Bright field and differential interference contrast (right side) illumination (AC9B, 5%HF).

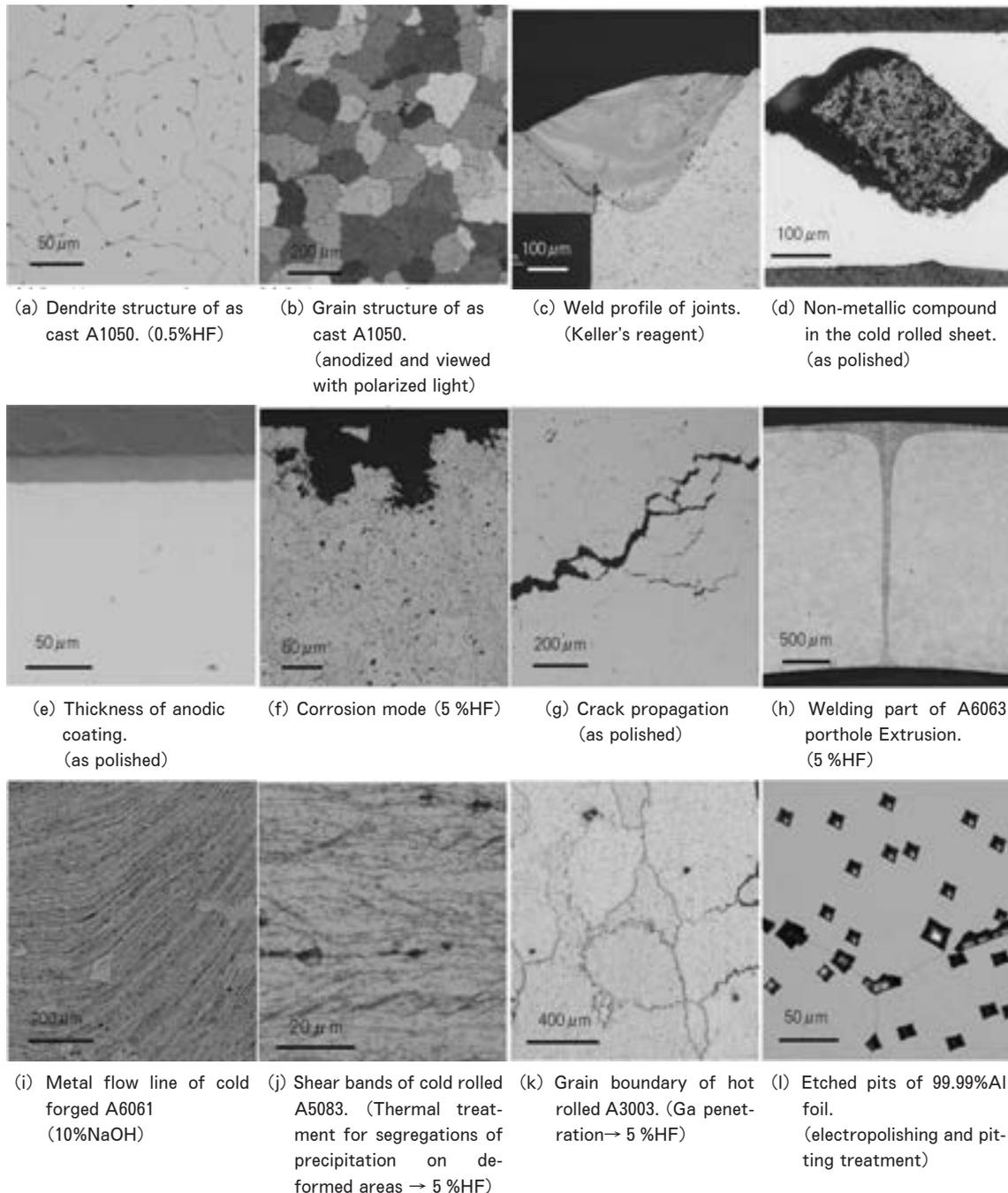


Fig. 14 Some examples of micrography.

4. おわりに

光学顕微鏡は、多くの研究機関・事業所に普及し、常用される観察装置であるが、その原理・機能を十分知らずに利用している人も大勢いると思われる。製品出荷検査等、観察内容が決まっている場合には決まった機能を利用すればよいが、未知の欠陥調査や研究開発のために組織調査する場合には、明視野観察、暗視野観察、干渉観察を併用すると理解を深められる情報を得られる場合が多い。ぜひ機能を理解して自ら顕微鏡を操作して観察してもらいたい。

参考文献

- 1) J. Nutting and R. G. Baker : The Microstructure of Metals, The Institute of Metal, (1965).
- 2) 中田栄一：軽金属, 33 (1983), 111-119.
- 3) 佐久間健人：軽金属, 49 (2009), 265-271.
- 4) 堀川 宏：軽金属, 59 (1999), 621-630.
- 5) 幸田成康監修：金属組織写真集 非鉄材料編, 日本金属学会, (1972), 621-630.
- 6) 軽金属学会編：アルミニウムの組織と性質, 軽金属学会, (1991), 7-20.
- 7) 丸本ストルアス編：メタログガイド.

- 8) G. Petzow 著 (村松源太郎訳) : 金属エッチング技術, アグネ, (1977).
- 9) *ASM HANDBOOK 2004 vol. 9*, ASM INTERNATIONAL, (2004), 711-751.
- 10) 馬場義雄, 吉田英雄 : アルミニウム技術便覧, 軽金属協会, (1985), 177-188.
- 11) 丸本工業編 : 金属顕微鏡試料準備法の概要, (1982), 16.
- 12) *ASTM STANDARDS E407-07*.
- 13) 坂野 均 : 第 23 回 軽金属 세미나 材料評価機器とその応用 ~みる~, 軽金属学会, (1998), 1-9.

最近登録の当社主要特許

Main Registered Patents in Recent

お問い合わせの際は、下記へご連絡下さい。

技術部 知的財産室 TEL. 052 (654) 1151 FAX. 052 (654) 3076

なお、これら以外にも多数の登録・出願公開中の特許があります。

1. 接合

1. 発明の名称 サブフレーム、およびサブフレームの製造方法 登録番号 特許第 4288330 号

発明者：熊谷正樹，田中 直，山田 徹，松本政治

出 願：特願 2002-200025 (平成 14 年 7 月 9 日)

《特徴》

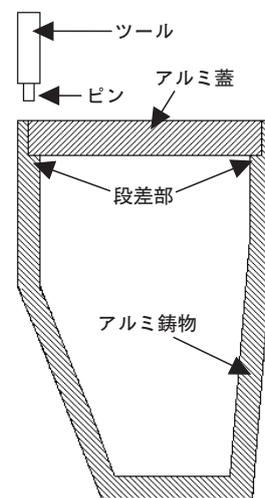
開断面形状部分の開口面周縁全体にわたって段差部が形成され、内側にリブが設けられていない構造のアルミニウム合金製の鋳物本体と、開断面形状部分の開口面を塞ぐようにアルミニウム合金製の蓋を摩擦攪拌接合法によって接合する。

《効果》

接合に起因する歪みやブローホールなどの欠陥などが無く、強度的に優れた軽量で高剛性なサブフレームを製造することができる。

《用途》

形状が複雑で、高剛性が必要とされる自動車用サブフレーム。



2. 発明の名称 異種金属部材の接合方法 登録番号 特許第 4602796 号

発明者：熊谷正樹，田中晃二

出 願：特願 2005-056939 (平成 17 年 3 月 2 日)

《特徴》

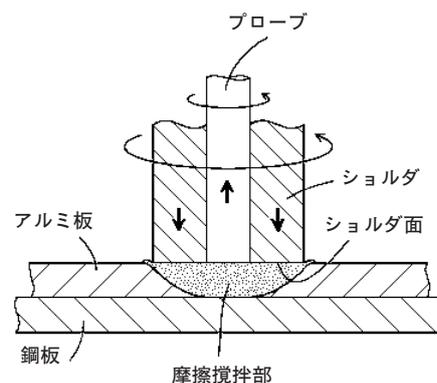
アルミニウム部材と鉄部材とを重ね合わせ、複動式回転ツールのプローブ先端が鉄部材の直上に達するようにアルミニウム部材側から回転させつつ差し込み、アルミニウム部材と鉄部材を摩擦攪拌点接合させた後、プローブを引き抜く際にプローブ穴を埋め込むようにする。

《効果》

材質が異なり、また硬度も異なる二つの金属部材の板状部を重ね合わせて、その重ね合わせ部分を接合する際に、接合部の健全性を高める。

《用途》

自動車、各種車両、建材等、アルミニウム合金板と鋼板の接合部。



3. 発明の名称 熱処理型アルミニウム合金材の摩擦攪拌接合方法 登録番号 特許第 43351024 号

発明者：箕田 正，田中晃二，熊谷正樹
出 願：特願 2003-371055 (平成 15 年 10 月 30 日)

《特徴》

T4 調質された熱処理型アルミニウム合金材に復元処理を施し，復元状態にある材料を摩擦攪拌接合する。

《効果》

熱処理型アルミニウム合金材の摩擦攪拌接合において，その攪拌接合部や熱影響部での破断を防止して，延性とプレス成形性に優れた接合材を得ることができる。

《用途》

テーラードブランク等，熱処理型アルミニウム材の接合。

4. 発明の名称 熱処理型アルミニウム合金材の接合方法 登録番号 特許第 4351025 号

発明者：箕田 正，田中晃二，熊谷正樹
出 願：特願 2003-373408 (平成 15 年 10 月 31 日)

《特徴》

T4 調質された熱処理型アルミニウム合金材を摩擦攪拌接合し，攪拌接合部に GP ゾーンが形成される前に復元処理を施す。

《効果》

熱処理型アルミニウム合金材の摩擦攪拌接合において，その攪拌接合部や熱影響部での破断を防止して，延性とプレス成形性に優れた接合材を得ることができる。

《用途》

テーラードブランク等，熱処理型アルミニウム材の接合。

5. 発明の名称 金属板の板継ぎ方法および装置 登録番号 特許第 4481736 号

発明者：熊谷正樹，田中晃二
出 願：特願 2004-180665 (平成 16 年 6 月 18 日)

《特徴》

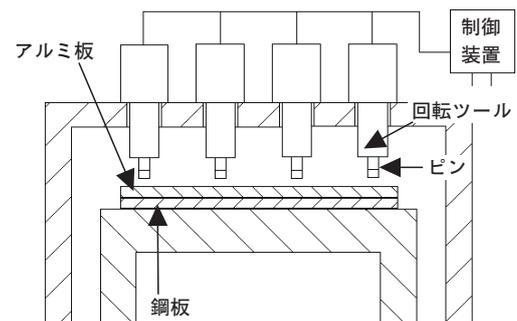
一方にアルミニウム板，他方に鋼板を用い，一方の板の始端と他方の板の終端とを互いに重ね合わせた後，アルミニウム板側から回転ツールを回転させつつ差し込んで，長さ方向の複数個所の重ね合せ部分で摩擦攪拌接合にて点接合することにより連結する。

《効果》

金属板の種類にかかわらず，より十分な連結強度をもって連結し得る手法と装置とを提供することができる。

《用途》

圧延加工や塗装処理，熱処理，表面処理等の連続ラインにおけるアルミニウム合金コイルと鋼コイルの連結。



8. 発明の名称 高反射プレコートアルミニウム合金板 登録番号 特許第 4584796 号

発明者：細見和弘，道木隆徳，城戸孝聡

出願：特願 2005-251471 (平成 17 年 8 月 31 日)

《特徴》

アルミニウム合金板の片面または両面に，高反射物質含有層をプレコートしたアルミニウム合金板。高反射物質として，2,5-チオフェンジイル（5-tert-ブチル-1,3-ベンゾキサゾール）を必須成分とし，硫酸バリウム，酸化チタン，炭酸カルシウム，硫酸カルシウム，アルミナ，酸化マグネシウム，硫酸マグネシウム，酸化亜鉛，硝子，窒化アルミニウム，窒化ホウ素，シリカ，酸化ジルコニウム，リン酸カルシウム，中空ガラスビーズのうち 1 種または 2 種以上を任意成分として含有する。高反射層は，数平均分子量 5000~50000 の合成樹脂を主成分とし，動物性ワックス，植物性ワックス，合成ワックス，石油ワックスの 1 種あるいは 2 種よりなるインナーワックスを含有する合成樹脂系塗料である。

《効果》

可視光全波長に対する反射率に優れ，かつ，成形性に優れる。

《用途》

液晶の蛍光灯バックパネルをはじめあらゆる蛍光反射板等。

9. 発明の名称 LED 電球用放熱部材 登録番号 特許第 4637272 号 (国際出願中)

発明者：初野圭一郎，武藤伸之，加藤健志，玉置充宏

出願：特願 2010-116993 (平成 22 年 5 月 21 日)

《特徴》

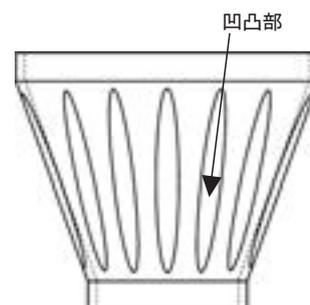
アルミニウム合金板の両面または片面に，ウレタン樹脂，アイオノマー樹脂，ポリエチレン樹脂，エポキシ樹脂，フッ素樹脂，ポリエステル樹脂の 1 種あるいは 2 種以上からなる数平均分子量が 10000~40000 のベース樹脂中に放熱性物質を含有する放熱性塗膜を備える合成樹脂塗膜をプレコートしたアルミニウム合金板を，略円錐形にプレス成形することによって外周側面に凹凸部を形成する。

《効果》

放熱性能に優れ，構造が簡単で，生産性に優れ，コストの低い LED 電球用放熱部材を提供し，高性能で安価な LED 電球の実現を図ることができる。

《用途》

LED 素子を内蔵する LED 電球における放熱部材。



10. 発明の名称 被接触物に対する傷付け防止性ならびに摺動性に優れたプレコート金属板および成形品**登録番号 特許第 4616746 号**

発明者：道木隆徳，細見和弘，玉置充宏

出願：特願 2005-288519（平成 17 年 9 月 30 日）

《特徴》

発泡ビーズおよびインナーワックスを含有する合成樹脂系塗膜を，ロールコート法により少なくとも一方の面に 0.5~100 μm の厚みでプレコートした金属板。発泡ビーズは，発泡温度 70 $^{\circ}\text{C}$ ~250 $^{\circ}\text{C}$ であって塗装前には発泡していない粒径 ϕ 1~100 μm の原料粒子を用いてコーティングし，焼き付け時の加熱によって原料粒子を粒径 ϕ 3~500 μm に発泡させて中空状に膨張させる。

《効果》

接触物に対して傷付け防止性ならびに摺動性に優れる。

《用途》

スロットインタイプの光ディスクドライブ機器部品。

11. 発明の名称 プレコートアルミニウム合金板およびプレス成形品の製造方法**登録番号 特許第 4603452 号**

発明者：細見和弘，渡邊貴道

出願：特願 2005-287433（平成 17 年 9 月 30 日）

《特徴》

アルミニウム合金基板の少なくとも一方の面に，ガラス転移点が 70 $^{\circ}\text{C}$ 以上，酸価 50KOH/g 以上，分子量 20000~100000，中和剤として水酸化ナトリウム，水酸化カリウム，アンモニア，アミンから選ばれる 1 種以上を含む水溶性アクリル樹脂を含み，0.1%~30% のカルナウバを含有し，かつ，pH 8 以上のアルカリ水溶液によりアルミニウム合金基板から除去可能な，厚みが 0.1 μm ~30 μm の有機樹脂皮膜を焼付け塗装して被覆する。

《効果》

プレス成形性およびプレス成形後の脱膜性に優れる。

《用途》

デジタルカメラなどの電子機器筐体，自動車の電装部品や電池筐体等。

12. 発明の名称 筐体用高光沢アルミニウム塗装材およびその製造方法**登録番号 特許第 4669906 号****(国際出願中)**

発明者：米光 誠，細見和弘

出願：特願 2010-009174（平成 22 年 1 月 19 日）

《特徴》

表面粗さ Ra が 0.001~0.05 μm のアルミニウム合金基材の表面に，アニオン電着塗装により，厚み 5~50 μm の塗膜が形成されている。

《効果》

鏡面に匹敵する高い光沢感と色彩を併せもつ筐体用高光沢アルミニウム塗装材を製造することができる。

《用途》

パソコン，携帯電話等の電子機器等の筐体。

13. 発明の名称 機能性アルミニウム合金板およびその製造方法
登録番号 特許第 4546776 号

発明者：細見和弘，伊藤秀男

出願：特願 2004-196904（平成 16 年 7 月 2 日）

《特徴》

アルミニウム合金基板の片面または両面に、リン酸クロメート，リン酸ジルコニウム，酸化ジルコニウム，クロム酸クロメートのいずれかの化成皮膜を 5～40mg/m²形成し，この化成皮膜の表面から，出力 0.00002～1.0kWH/m²，極間距離 0.1～5 mm という条件でコロナ放電処理を施した後に樹脂塗膜を形成する。

《効果》

コロナ放電処理により，密着性および耐食性を非常に高くすることができる。

《用途》

基板と樹脂塗膜や樹脂フィルムとの密着性，および耐食性に対する要求が厳しい材料。

14. 発明の名称 放熱性，耐傷付き性および導電性に優れたプレコートアルミニウム合金板
登録番号 特許第 4681345 号

発明者：道木隆徳，細見和弘

出願：特願 2005-134946（平成 17 年 5 月 6 日）

《特徴》

Al-Mg-Cu 系アルミニウム合金基板の一方の面に潤滑性塗膜を形成し，他方の面に放熱性塗膜を形成した両面プレコートアルミニウム合金板。潤滑性塗膜は，ベース樹脂 100 重量部に対して，インナーワックスを 0.2～5.0 重量部含有させた第 1 の有機樹脂系塗料を塗布して硬化させたものであり，放熱性塗膜は，ベース樹脂 100 重量部に対して，酸化チタンを 3～60 重量部とカーボンブラックを 0.2～15 重量部を必須とした第 2 の有機樹脂系塗料を塗布して硬化させたものである。第 1 および第 2 の有機樹脂系塗料は，数平均分子量 5000～30000 のポリエステル樹脂を主成分としており，硬化後の膜厚が 1～40μm である。

《効果》

プレス成形性および放熱性に優れる。

《用途》

パソコン，CD-ROM ドライブ，プラズマディスプレイパネルバックパネルなどの筐体，ハイブリッド自動車や電気自動車のインバーターおよび ECU 筐体，あるいは，電池ケース等。

15. 発明の名称 自動車用モールディングおよびその製造方法
登録番号 特許第 4656499 号

発明者：宇佐見勉

出願：特願 2005-074957（平成 17 年 3 月 16 日）

《特徴》

金属芯材に，無水マレイン酸で変性したポリプロピレン樹脂 70～99% とエチレン-酢酸ビニル共重合体 1～30% からなる 0.1～10μm 厚さの接着剤層を介して，押出成形により，ポリオレフィン樹脂組成物層を設けたことを特徴とする自動車用モールディング。

《効果》

接合強度に優れ，接着力のばらつきを小さくすることができ，使用環境に長期間さらされても界面剥離を生じない。

《用途》

ベルトラインモール，ウインドウモール，サイドモールなどの自動車用モールディング。

3. 箔材料

16. 発明の名称 高強度Al-Fe合金箔およびその製造方法 登録番号 特許第4364616号

発明者：本居徹也，日比野淳

出願：特願2003-402922（平成15年12月2日）

《特徴》

Fe：0.8～2.0%，Si：0.2%以下，Mn：0.1%以下を含有し，マトリックス中に円相当直径0.1～1.0 μ mの金属間化合物が $4 \times 10^6 \sim 8 \times 10^6$ 個/cm²分散していることを特徴とするAl-Fe合金箔。および，上記成分を含有する鋳塊を460～500℃で均質化处理し，熱間圧延および加工度40～60%の冷間圧延を行った後，300～400℃で1回目の中間焼鈍を行い，その後冷間圧延して300～400℃で2回目の中間焼鈍を行い，さらに冷間圧延して製箔する。

《効果》

強度に優れ，ピンホールや破断を生じることなしに薄肉化することができる。

《用途》

食料品や薬品の包装など，ポリエチレンなどと貼り合わせて使用される5～200 μ m程度の板厚を有するアルミニウム箔。

公表資料

論文・講演・資料

1. 論文・技術報告書 (学・協会会誌, 国際会議論文集)

No.	題 目	著 者	掲 載 誌・論 文 集	発 行 月
1	冷温水空調システム用および循環給湯システム用銅管の腐食事例と対策	鈴木 忍 河野 浩三	空気・調和衛生工学会： 空気調和衛生工学 第85巻第1号	2011.01
2	Al-4.5mass%Cu 合金の固液共存域での変形挙動	坂常 信人 渡川 雅良 辺 功夫	軽金属学会： 軽金属 第61巻第2号	2011.01
3	アルミプレコート材を使用したLED照明用高放熱ヒートシンクの開発	城戸 孝 聡	カロス出版： アルトピア 第41巻第4号	2011.03
4	銅管に発生するマウンドレス型孔食事例と対策	鈴木 忍 金野 康三 河野 浩三	日本伸銅協会 (銅及び銅合金研究会)： 銅と銅合金 第50巻	2011.08
5	Cu-3mass%Ti 合金の時効処理特性に及ぼす温間加工の影響	安藤 哲也	日本伸銅協会 (銅及び銅合金研究会)： 銅と銅合金 第50巻	2011.08
6	ハイブリッド車用インバータ冷却器の開発	山下 尚希 (株デンソー) 山 中 章 稲 垣 充 晴	日本アルミニウム協会： アルミニウム 第18巻秋号 通巻82号	2011.09

2. 講演発表 (学会, 協会, 研究会)

No.	題 目	発 表 者	講演大会・研究発表会	発 表 月
1	自動車部品へのアルミニウム押出材の適用	熊谷 正樹 伊藤 清文	自動車技術会： 2011年春季大会フォーラム	2011.05
2	Al-Mg-Si 系合金の時効析出挙動に及ぼす溶体化処理後の冷間加工度の影響	山本 裕介 小関 好生 浅野 峰生	軽金属学会： 第120回春期大会	2011.05
3	スコア成形したアルミニウム合金薄板の疲労特性	岡田 峰 光	軽金属学会： 第120回春期大会	2011.05
4	Al-Mg 合金溶湯と硫酸バリウム添加耐火物の濡れ性および反応性	谷 真 一	軽金属学会： 第120回春期大会	2011.05
5	若手技術者の軽金属業界の歩き方	坂口 信 人	軽金属学会： 第120回春期大会	2011.05
6	Al-4.5Cu 合金の固液共存域での応力-ひずみ線図	坂常 信人 渡川 雅良 辺 功夫	軽金属学会： 第120回春期大会	2011.05
7	アルミニウムクラッド材の熱間圧接における各諸条件の影響	船戸 寧	軽金属学会： 第120回春期大会	2011.05
8	表面分析によるアルミニウム酸化皮膜厚さの測定	高柳 麻衣 米光 衣誠	軽金属学会： 第120回春期大会	2011.05
9	ICP 発光分光における高感度分析条件の検討	前 早 織	軽金属学会： 第120回春期大会	2011.05
10	プレコートアルミニウム合金板の潤滑性におよぼすインナーワックス配合組成の影響	初野 圭一郎	軽金属学会： 第120回春期大会	2011.05
11	A50 冷間圧延における磨耗粉発生挙動の調査	戸谷 友貴 上田 薫 米光 誠 細見 和弘	軽金属学会： 第120回春期大会	2011.05
12	空調用熱交換器の熱交換性能に及ぼすフレアー割れの影響	佐藤 好 生	軽金属学会： 第120回春期大会	2011.05
13	弱アルカリ水溶液中のアルミニウム合金に対する腐食抑制剤の混合添加の効果	田中 宏和 高尾 麻衣 小 崎 良高 米 山 太 光 弘 誠	軽金属学会： 第120回春期大会	2011.05

No.	題 目	発 表 者	講演大会・研究発表会	発 表 月
14	NaCl, MgCl ₂ , CaCl ₂ が6000系合金の耐食性に及ぼす影響の調査	藤 村 涼 子 小 山 高 弘 内 田 秀 俊	軽金属学会： 第120回春期大会	2011.05
15	6000系アルミニウム合金板の液圧バルジ成形に及ぼす集合組織の影響：有限要素解析と実験検証	上 間 直 幸 浅 野 峰 生 (東京農工大学) 彌 永 大 作 桑 原 利 彦	軽金属学会： 第120回春期大会	2011.05
16	PVD法で成膜した硬質皮膜のアルミニウムとの摩擦 磨耗特性の検討	森 尻 篤 史 渡 邊 貴 一 初 野 圭 一 (東京農工大学) 増 田 哲 也 保 母 也 誠	日本トライボロジー学会： トライボロジー会議2011春東京	2011.05
17	銅合金のピレット表層流れに及ぼす押出加工条件の影響	柴 田 聡 高 橋 昌 也	日本塑性加工学会： 第42回塑性加工春季講演会	2011.05
18	Cu/Cu-alloy 管製造の現状と課題	安 藤 哲 也	日本塑性加工学会ロールフォーミング 分科会： YOKOHAMA TUBE & PIPE 2011 in OSAKA	2011.06
19	アルミニウム合金の活用による軽量接合構造の展望	熊 谷 正 樹	溶接学会： 平成23年度秋季全国大会技術セッション	2011.09
20	ビード形状に及ぼすFSW条件の影響	田 中 直 福 中 敏 彦 熊 谷 正 樹	溶接学会： 平成23年度秋季全国大会	2011.09
21	開放式脱気機による給湯用銅管の防食に関する研究	河 野 浩 三 鈴 木 忍	空気調和・衛生工学会： 平成23年度空気調和・衛生工学会	2011.09
22	ノコロックフラックス/ノコロックZnフラックス 混合物の酸化挙動	熊 谷 英 敏 久 富 裕 二	軽金属学会： 第121回秋期大会	2011.11
23	Al-Zn-Mg-Cu系合金の押出形状が機械的性質に及ぼす影響	新 里 喜 文 箕 田 正	軽金属学会： 第121回秋期大会	2011.11
24	Al-Mg合金の加工硬化挙動におよぼす粗大な第二相 粒子の影響	岩 村 信 吾 小 川 和 代	軽金属学会： 第121回秋期大会	2011.11
25	1050系アルミニウムの冷間圧延における磨耗粉発生 挙動に及ぼす油性剤種の影響	戸 谷 友 貴 上 田 光 薫 米 見 和 誠 細 和 弘	軽金属学会： 第121回秋期大会	2011.11
26	Al-Mg-Si系合金の時効硬化挙動に及ぼす液体化処理 温度の影響	布 川 啓 太 山 本 裕 介 内 田 秀 俊	軽金属学会： 第121回秋期大会	2011.11
27	3000系合金の孔食に及ぼすCu添加と熱処理の影響	小 山 高 弘 藤 村 路 知 小 路 知 浩	軽金属学会： 第121回秋期大会	2011.11
28	Al-Fe系合金のn値に及ぼす均質化処理条件の影響	浅 野 峰 生 吉 田 英 雄	軽金属学会： 第121回秋期大会	2011.11
29	1200系合金の延性に及ぼす熱処理条件の影響	中 村 拓 郎 吉 浅 野 英 峰 浅 野 雄 生	軽金属学会： 第121回秋期大会	2011.11
30	平面ひずみ圧縮変形下でのアルミニウム単結晶の結晶 方位回転挙動	山 本 裕 介 浅 野 峰 生 吉 田 英 雄	軽金属学会： 第121回秋期大会	2011.11
31	アルミと銅のMIG溶接に関する研究	福 田 敏 彦 熊 谷 正 樹	軽金属学会： 第121回秋期大会	2011.11
32	高強度Al-Zn-Mg合金溶接継手の強度特性	箕 田 正 (岐阜大学) 三 田 陽 介 山 縣 裕 人 新 川 真 (協栄製作所) 平 口 興 志 継	軽金属学会： 第121回秋期大会	2011.11

3. 講演・解説・寄稿（抜粋）（学術・技術団体などの研究会・委員会、他）

No.	題 目	発 表 者	研究会・委員会・他	実 施 月
1	DC 鋳造における溶湯処理と鋳塊品質	常 川 雅 功	日本鋳造工学会東海支部： 第 3 回鋳造先端プロセス研究部会	2010.12
2	アルミニウム合金板材の絞り成形性を考慮した集合組織制御	田 中 宏 樹	日本塑性加工学会： 第 187 回塑性加工技術セミナー	2010.12
3	銅管の走間偏肉測定方法および装置の検討	武 藤 伸 之	日本非破壊検査協会： H23 年春季公演大会	2011.05
4	FSW の工業的応用	熊 谷 正 樹	軽金属溶接構造協会： FSW オペレータ認証の為の講習会	2011.06
5	アルミニウム合金板の諸特性とその成形事例	内 田 秀 俊	日本塑性加工学会： 第 120 回塑性加工講座「板材成形の基礎と応用～基礎編」	2011.06
6	非鉄金属材料（銅・銅合金）	河 野 浩 三	名古屋産業振興公社： 名古屋市中小企業技術者研修	2011.07
7	非鉄金属材料（アルミニウム・アルミニウム合金）	岩 村 信 吾	名古屋産業振興公社： 名古屋市中小企業技術者研修	2011.07
8	高性能内面溝付管の開発	水 田 貴 彦	伝熱学会東海支部： 2011 年度伝熱コロキウム	2011.07
9	展伸用アルミニウム合金の連続鋳造	常 川 雅 功	日本アルミニウム協会： 中核人材育成講座・溶解鋳造コース	2011.09
10	超々ジュラルミン開発の歴史から学ぶこと	吉 田 英 雄	軽金属学会中国・四国支部： 60 周年記念講演会	2011.09
11	最近の高耐食性強度ブレージングシート	久 富 裕 二	軽金属溶接協会： ブレージングセミナー	2011.09
12	アルミニウム表面の皮膜厚さ測定方法の検討	高 柳 麻 衣	軽金属学会東海支部： 女性の会 第 1 回懇談会	2011.09
13	アルミニウムの連続鋳造	常 川 雅 功	軽金属学会： 軽金属基礎技術講座	2011.09
14	展伸用アルミニウム合金とその熱処理	八 太 秀 周	軽金属学会： 軽金属基礎技術講座	2011.09
15	循環給湯用銅管に発生する腐食とその対策	鈴 木 忍	腐食防食協会： 水処理・淡水腐食小委員会	2011.09
16	4 角形を基本とした高剛性凹凸形状の開発	上 間 直 幸	軽金属学会東海支部： 創立 60 周年記念 ポスター講演会	2011.10
17	Al-Zn-Mg-Cu 合金の機械的性質に及ぼす集合組織の影響	新 里 喜 文	軽金属学会東海支部： 創立 60 周年記念 ポスター講演会	2011.10
18	NaCl, MgCl ₂ , CaCl ₂ が 6000 系合金の耐食性に及ぼす影響の調査	藤 村 涼 子	軽金属学会東海支部： 創立 60 周年記念 ポスター講演会	2011.10
19	平面ひずみ圧縮変形下でのアルミニウム単結晶の結晶方位回転挙動	山 本 裕 介	軽金属学会東海支部： 創立 60 周年記念 ポスター講演会	2011.10
20	Al-Mg 合金の再結晶および加工硬化に及ぼす粗大な第二相粒子の影響	小 川 和 代	軽金属学会東海支部： 創立 60 周年記念 ポスター講演会	2011.10
21	アルミニウム表面における各種皮膜厚さ分析方法の検討	高 柳 麻 衣	軽金属学会東海支部： 創立 60 周年記念 ポスター講演会	2011.10

（おことわり）発表者名は連名順序に関係なく、当社社員を先頭部に記載しています。

当社製品の主な用途

●アルミ圧延品

板製品 ビール缶、清涼飲料水缶、コーヒー缶、ボトル缶、PPキャップ、各種容器、アルミ箔製品、エアコン放熱器、コンピュータ部品、厨房器具、ビル建築用外装パネル、建築用内外装品(ブラインド、ドア、サイディング)、防音パネル、自動車部品、カーエアコン、ラジエータ、コンテナ、トレーラ、鉄道車両、航空機、船舶、印刷版、ネームプレート、反射板、熱交換器(産業用)、各種機械部品、ほか。

管、棒、形材製品 自動車部品、二輪車部品、トラック用アオリ、コンテナ、船舶、航空機、鉄道車両、高欄、手すり、水門、照明用ポール、電話ボックス、アーバンファニチャー、テレビ・ビデオ部品、ステレオ・ラジオ部品、OA機器部品、カメラ部品、制御機器部品、野球バット、ラケット、スキースtock、トロフィー、電子ピアノ部品、エアシリンダー、熱交換器(産業用)、ブスバー、各種配管、ほか。

●伸銅品

銅・銅合金管 給水・給湯用被覆銅管(プリゾール・チューブ)、STC銅管、建築設備配管、給水・給湯配管、医療ガス配管、空調冷媒用配管、原子力・火力発電所復水器、海水淡水化装置、ほか。

銅管継手・他 継手(エルボ、ソケット、ユニオン、T、おす・めすアダプター等)、電子機器冷却用ヒートパイプ、床暖房パネル、復水器用チタン管、ほか。

当社製品に関する情報は、インターネットでもご覧いただけます。

<URL> <http://www.Sumitomo-LM.co.jp>

複写される方へ

本誌は下記協会に複写に関する権利を委託していますので、本誌に掲載された著作物を複写したい方は、同協会から許諾を受けて複写して下さい。但し(社)日本複写権センター(同協会が権利を再委託)と包括複写許諾契約を締結している企業の社員による社内利用目的の複写ではその必要はありません。(社外頒布用の複写は許諾が必要です。)

なお、著作物の転載・翻訳のような、複写以外の許諾は、同協会では扱いませんので、発行人へ直接ご連絡ください。

権利委託先：(中法) 学術著作権協会
〒107-0052 東京都港区赤坂9-6-41 乃木坂ビル
TEL：03-3475-5618 FAX：03-3475-5619
E-mail：info@jaacc.jp

また、アメリカ合衆国において本誌を複写したい場合は、次の団体に連絡して下さい。

Copyright Clearance Center, Inc.
222 Rosewood Drive, Danvers, MA 01923 USA
Phone +1-978-750-8400 FAX +1-978-646-8600

Notice for Photocopying

If you wish to photocopy any work of this publication, you have to get permission from the following organization to which licensing of copyright clearance is delegated by the copyright owner.

<All users except those in USA>
Japan Academic Association for Copyright Clearance, Inc. (JAACC)
6-41 Akasaka 9-chome, Minato-ku, Tokyo 107-0052 Japan
Phone：+81-3-3475-5618 FAX：+81-3-3475-5619
E-mail：info@jaacc.jp

<Users in USA>
Copyright Clearance Center, Inc.
222 Rosewood Drive, Danvers, MA 01923 USA
Phone：+1-978-750-8400 FAX：+1-978-646-8600

住友軽金属技報 第52巻 第1号 (非売品)

平成23年12月25日 印刷 (無断転載お断り)

平成23年12月25日 発行 (年1回発行)

発行所 住友軽金属工業株式会社研究開発センター
編集兼 洪 江 和 久
発行人

名古屋市港区千年3丁目1番12号
郵便番号 455-8670
電話(案内) (052) 651-2100
ファックス (052) 651-8117
E-mail: RDC_GYOMU@mail.Sumitomo-LM.co.jp

印刷所 株式会社 昭栄社 印刷所
名古屋市中川区十番町3丁目1番地

Issued December 25, 2011, (annually)

SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS VOL. 52 NO.1

SUMITOMO LIGHT METAL INDUSTRIES, Ltd.
Research & Development Center

3-1-12, Chitose, TEL: +81-52-651-2100
Minato-ku, Nagoya, FAX: +81-52-651-8117
455-8670 JAPAN E-mail: RDC_GYOMU@mail.Sumitomo-LM.co.jp

住友軽金属工業株式会社

本 社 〒105-8601 東京都港区新橋5-11-3 (新橋住友ビル) ☎ (03)3436-9700 FAX (03)3434-6464
大 阪 支 店 〒541-0041 大阪市中央区北浜4-5-33 (住友ビル) ☎ (06)6220-8407 FAX (06)6220-8404
名 古 屋 支 店 〒460-0022 名古屋市中区金山1-13-13(金山プレイス8F) ☎ (052)324-4710 FAX (052)324-4730
北 海 道 支 店 〒060-0003 札幌市中央区北三条西3-1-25 (北三条ビル8F) ☎ (011)241-4651 FAX (011)221-3254
静 岡 支 店 〒420-0857 静岡市葵区御幸町5-9 (静岡フコク生命ビル5F) ☎ (054)255-2471 FAX (054)255-6210
九 州 支 店 〒812-0011 福岡市博多区博多駅前1-2-5 (紙与博多ビル10F) ☎ (092)472-6301 FAX (092)472-6257
名 古 屋 製 造 所 〒455-8670 名古屋市港区千年3-1-12 ☎ (052)654-1111 FAX (052)654-0498
研 究 開 発 セ ン タ ー 〒455-8670 名古屋市港区千年3-1-12 ☎ (052)651-2100 FAX (052)651-8117

<http://www.Sumitomo-LM.co.jp>

主な関連会社

住軽アルミ箔株式会社

株式会社住軽テクノ

株式会社住軽テクノ名古屋

株式会社住軽テクノ群馬

株式会社住軽テクノ恵那

Sumikei Techno Czech s. r. o.

Sumikei Techno(Thailand)Co., Ltd.

株式会社住軽伸銅

スミケイ銅管販売株式会社

東洋フイツテング株式会社

住軽(広州)金属製品有限公司

SUMIKEI(MALAYSIA)SDN. BHD.

株式会社日本アルミ

株式会社日本アルミ滋賀製造所

住軽エンジニアリング株式会社

NALCO(THAILAND)CO., LTD

岩井金属工業株式会社

P. T. YAN JIN(INDONESIA)

IWAI METAL(AMERICA)CO., LTD

IWAI METAL(MEXICO)S.A.DE C.V.

住軽商事株式会社

泉メタル株式会社

株式会社アルミセンター

スミケイ運輸株式会社

株式会社住軽日軽エンジニアリング

軽金属押出開発株式会社

SUMITOMO LIGHT METAL INDUSTRIES, LTD.
RESEARCH & DEVELOPMENT CENTER