

ISSN 0039-4963

SKEGA2 53(1) 1-129 (2012)

VOL.53

2012

SUMITOMO LIGHT METAL
TECHNICAL REPORTS

住友輕金屬技報



住友軽金属技報

第 53 巻 第 1 号 平成 24 年

目 次

論 文

P764	7N01 アルミニウム合金の時効特性に及ぼす化学成分の影響	箕田 正雄 吉田 英雄	1
P765	Development and Application of New Alloy AA2013	Katsuya Kato Tadashi Minoda Hideo Sano	8
P766	Effect of Annealing Condition on Earing and Texture Formation in Cold-Rolled 5182 Aluminum Alloy	Minemitsu Okada Seiichi Hirano	14
P767	Effect of Coarse Al ₆ Mn Particles on Work Hardening in Al-Mn Binary Alloy	Shingo Iwamura Kazuyo Ogawa	23
P768	Deformation Behaviors of Pure Aluminum and Al-4.5%Cu Alloy in Semi Solid State	Nobuhito Sakaguchi	27
P769	板形状変化予測に基づくクーラントを用いた冷間圧延機の形状制御	堂前 宏英 岡村 義	36
P770	異方性降伏関数を用いた 6000 系アルミニウム合金板の液圧バルジシミュレーションと実験検証	彌永 作彦 桑原 直峰 上野 幸生 浅野 峰	43
P771	野球バットの打撃性能評価システムの製作とバット支持方法の選択	香山 博之 那須 英彰 五嵐 重人 十川 雄二 北川 昌一 高橋 一孝 佐藤 孝	52

解 説

P772	超々ジュラルミンと零戦 —超々ジュラルミン開発物語— (その 1)	吉田 英雄	60
------	-----------------------------------	-------	----

技 術 資 料

R573	アルミニウムろう付技術の変遷	伊藤 泰永	79
R574	アルミニウム合金板の絞り成形時の耳形成に及ぼす集合組織の影響	田中 宏樹	92
R575	冷温水空調システム用銅管の腐食事例と対策	鈴木 忍三 河野 浩	99
R576	当社の CAE の取り組み	鳥飼 岳也 高橋 昌	105

新 製 品 紹 介

R577	高反射・高放熱性プレコートアルミニウム板	初野 圭一郎 竹田 委央	110
R578	業務用アルミニウム製ろう付製水皿	井神 浩	115
R579	冷凍空調機器用高性能伝熱管 —サーモエクスセルチューブ—	植田 茂樹 法福 守	117

随 想

R580	超々ジュラルミンの発明者, 五十嵐勇博士の生家を訪ねて	吉 田 英 雄	119
------	-----------------------------------	---------	-----

イベント報告

R581	アルミと銅に触れて遊んで学ぶおもしろ科学	武 藤 伸 之	122
------	----------------------------	---------	-----

発 明 と 考 案

I 114	最近登録の当社主要特許		123
-------	-------------------	--	-----

公 表 資 料

	論文・講演・資料		127
--	----------------	--	-----

SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS

Vol. 53 No. 1, 2012

CONTENTS

Technical Paper

P764	Influence of Chemical Composition on Aging Property of 7N01 Aluminum Alloy	Tadashi Minoda Hideo Yoshida	1
P765	Development and Application of New Alloy AA2013	Katsuya Kato Tadashi Minoda Hideo Sano	8
P766	Effect of Annealing Condition on Earing and Texture Formation in Cold-Rolled 5182 Aluminum Alloy	Minemitsu Okada Seiichi Hirano	14
P767	Effect of Coarse Al ₆ Mn Particles on Work Hardening in Al-Mn Binary Alloy	Shingo Iwamura Kazuyo Ogawa	23
P768	Deformation Behaviors of Pure Aluminum and Al-4.5%Cu Alloy in Semi Solid State	Nobuhito Sakaguchi	27
P769	Flatness Control Using Roll Coolant Based on Predicted Flatness Variation in Cold Rolling Mills	Yukihiro Dohmae Yoshihide Okamura	36
P770	Hydraulic Bulge Forming Simulation of 6000 Series Aluminum Alloy Sheets Using Anisotropic Yield Functions and Experimental Validation	Daisaku Yanaga Toshihiko Kuwabara Naoyuki Uema Mineo Asano	43
P771	Development of the Evaluating System on Hitting Performance and Choice of Clamping Methods for Baseball Bats	Hiroyuki Kagawa Takeshi Yoneyama Hideaki Nasu Shigeto Igarashi Yujiro Kitagawa Masaya Takahashi Kazutaka Sato	52

Explanation

P772	Extra Super Duralumin and Zero Fighter –History of Extra Super Duralumin– Part 1	Hideo Yoshida	60
------	---	---------------	----

Technical Review

R573	History of Aluminum Brazing Technology	Yasunaga Itoh	79
R574	Effect of Texture on Earing Behavior in Deep Drawing of Aluminum Alloy Sheets	Hiroki Tanaka	92
R575	Corrosion Behavior and its Prevention of Copper Tube in Air Conditioning System using Hot and Cold Water	Shinobu Suzuki Kozo Kawano	99
R576	Effort of CAE in Sumitomo Light Metal	Gaku Torikai Masaya Takahashi	105

New Products

R577	High Reflection and High Heat Radiation Pre-coated Aluminum Alloy Sheet	Keiichiro Hatsuno Ichio Takeda	110
R578	Aluminum Brazing Ice Tray for Commercial Ice Machine	Hiroshi Ikami	115

R579	High Performance Finned Tubes for Heat Exchangers – THERMOEXCEL TUBE –	Shigeki Ueda Mamoru Houfuku	117
------	---	--------------------------------	-----

Essay

R580	Visit to the Birth Place of Dr. I. Igarashi, the Inventor of Extra Super Duralumin	Hideo Yoshida	119
------	---	---------------	-----

Event Report

R581	Learn the Science with Pleasure through Materials of Aluminium and Copper	Nobuyuki Muto	122
------	--	---------------	-----

Invention and Device

I 114	Main Registered Patents in Recent		123
-------	-----------------------------------	--	-----

Distributed Data

	Published Papers and Presentations		127
--	------------------------------------	--	-----

7N01 アルミニウム合金の時効特性に及ぼす 化学成分の影響*

箕田 正** 吉田 英雄***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 53 No. 1 (2012), pp. 1-7

Influence of Chemical Composition on Aging Property of 7N01 Aluminum Alloy

Tadashi Minoda and Hideo Yoshida

The influence of room temperature pre-aging (RTPA) conditions on the strength of 7N01 aluminum alloy in T6 temper was changed by the zinc and magnesium contents. When both the zinc and magnesium contents were the lowest and the RTPA was omitted, the strength became the lowest because the rate of aging during artificial aging decreased and the η' phase heterogeneously precipitated. On the other hand, the η' phase became finer and the strength in T6 condition became higher as the RTPA was longer and higher. Also, the two-step artificial aging resulted in a higher strength. It was considered that the GP(I) zones, which formed during RTPA, dissolved and the GP(II) zones formed during heating process of the artificial aging. Because the GP(II) zones were the precursor to the η' phase, the strength became higher by the RTPA and the two-step artificial aging. Furthermore, the influence of the RTPA on the strength in T6 temper decreased with the increasing zinc and magnesium contents, and it almost disappeared when both the zinc and magnesium contents were maximum values. It was considered that the GP(I) and GP(II) zones adequately formed during the heating stage of the artificial aging process because the solute zinc and magnesium atoms were sufficiently present.

1. 緒 言

7N01 アルミニウム合金は、ポートホール押出が可能であること、焼入れ感受性が低いこと、溶接継手効率が高いことなどから、溶接構造などに広く用いられている。本系合金の強化機構は主として η' 相による析出強化であり¹⁾、焼入れ後に室温予備時効を行うことで、人工時効処理後の強度が向上することが知られている²⁾。さらに室温予備時効の効果は、Zn, Mg 量が少ないほど顕著である^{3,4)}。人工時効処理時に、一旦 100°C で保持を行うことにより強度が向上することから⁵⁾、工業的には1段目を 100~120°C、2段目を 150°C 以上とした2段時効処理が行われることが多い⁶⁾。しかし工業生産において、7N01 合金の室温予備時効は時効待ちの仕掛品を増

加させるため、可能であれば無くしたい。神田らは 7 mass% の Zn を含有する Al-Zn-Mg 合金において、50°C/h の昇温速度で 160°C の人工時効処理を行うと、0.36mass% の低 Mg 量の場合には室温予備時効を行うことで析出物が微細かつ密になり、最高到達硬さが高くなるが、1.09mass% 以上の Mg 量では、室温予備時効を行わなくても強度への影響がないことを示している⁷⁾。さらに竹村らは、4.6~4.7mass% Zn を含有した 7N01 合金鍛造材について、人工時効特性に及ぼす室温予備時効時間の影響を調査し、Mg 量が 1.1~1.9mass% の範囲では、室温予備時効は2段時効の人工時効特性に影響しないことを報告している⁸⁾。しかし、7N01 合金の化学成分範囲は、Zn : 4.0~5.0mass%、Mg : 1.0~2.0 mass% と広く、後者の研究では 7N01 合金の成分規格範囲を網羅していないため、Zn 量の影響が明らかでなく、さらに近年 6000 系合金で議論されている室温予備時効温度の影響も明確でない。そこで本研究では、

* 軽金属, 61 (2011), 718-723 に主要部分掲載

** 住軽テクノ名古屋 名古屋製作所, 博士 (工学)

*** 研究開発センター 常務研究員, 博士 (工学)

7N01 合金の Zn, Mg 量による時効特性への影響を調査し、工業生産における室温予備時効管理の指針を得ることを目的とした。

2. 実験方法

供試材として、Zn, Mg 添加量をそれぞれ 7N01 合金の上・中・下限、すなわち Zn の目標組成を 4.0, 4.5, 5.0mass% とし、Mg の目標組成を 1.0, 1.5, 2.0mass% としてそれぞれ変量した計 9 種類の 7N01 合金押出材を作製した。このとき量産材を反映し、不純物として 0.1mass%Si および 0.15mass%Fe, 遷移元素として 0.4mass%Mn および 0.2mass%Zr を添加した。化学成分を Table 1 に示す。目標組成から若干のずれはあるが、以後は目標組成で表記する。押出材の形状は厚さ 3 mm, 幅 35mm の平板とした。熱処理の概略を Fig. 1 に示す。試験材は 460°C-1 h の溶体化処理後、氷水焼入れを行い、室温予備時効なし、および 5°C, 20°C, 40°C に保持した恒温槽内でそれぞれ 1 日および 4 日の室温予備時効を行った後、人工時効処理を行った。

焼入れを行った時の外気温は 15°C 以下であったが、室温予備時効なしの場合は、焼入れ後 30 分以内に人工時効処理を開始し、予備時効処理ありの場合は、焼入れ後 30 分以内に試験片を恒温槽内に装入した。人工時効

処理は、1 段時効として 150°C-8 h, 2 段時効として 100°C-3 h+150°C-8 h の計 2 条件を採用し、大気炉で昇温速度 50°C/h にて処理を行った。人工時効処理後の試験片について、押出方向が引張軸方向に一致するように JIS 5 号形状の引張試験片を作製し、インストロン型試験機を用いて室温で引張試験を行った。またシグマテスタ (磁気応答テストコイル装置) による導電率測定を行った。さらに一部の試験片については、幅および厚さ中央部の L-LT 断面 (法線方向が厚さ方向に一致する面) の透過電子顕微鏡 (TEM) 組織観察を行った。また時効硬化挙動について考察を行うため、一部の試験材について焼入れ直後から、室温予備時効後、人工時効過程でのビッカース硬さおよび導電率変化を測定した。このとき溶体化処理および焼入れ条件は上述と同様とし、室温予備時効はなし (30 分以内) および 5°C, 20°C, 40°C でそれぞれ 4 日とした。さらに人工時効処理は、150°C での 1 段時効および 100°C-3 h+150°C での 2 段時効の 2 条件とし、150°C での保持時間を最長 24h まで行った。昇温速度は上述と同様、50°C/h とした。さらに人工時効処理における昇温速度の影響を調査するため、Al-5.0%Zn-2.0%Mg 材について、オイルバスを用いた人工時効処理を Fig. 1 と同一条件で行い、引張試験を行った。

3. 結果

9 種類の化学成分における、0.2% 耐力に及ぼす室温予備時効および人工時効処理条件の影響を Fig. 2 に示す。全体には Zn, Mg 量の増加に伴って強度の上昇がみられる。Zn, Mg 量とも下限 (Al-4.0%Zn-1.0%Mg) の場合、室温予備時効なしでは最も強度が低く、さらに 1 段時効材と 2 段時効材ではほとんど強度差はみられない。室温予備時効を行った場合、温度が高く、さらに日数が長いほど強度が上昇する傾向がみられ、さらにその上昇量は 2 段時効材の方が大きい。7N01-T6 押出材の JIS H 4100 規格において耐力は 275MPa 以上が規定されているが、5°C の場合には 4 日間の室温予備時効を行っても規格強度に達しないため、冬期の製造が困難であることが分かる。一方、Zn, Mg 量の増加に伴い、室温予備時効が低温、短時間でも到達強度が高くなる傾向がみられる。特に、Al-4.5%Zn-1.5%Mg 以上の含有量を有する合金では、2 段時効処理を行うことで室温予備時効はほとんど強度に影響しなくなる。さらに Zn, Mg 量とも上限 (Al-5.0%Zn-2.0%Mg) の場合には、1 段時効処理でも室温予備時効の影響はみられない。このように、Zn, Mg 量が多いほど、室温予備時効管理が不要になることが分かる。

Zn, Mg 量とも下限 (Al-4.0%Zn-1.0%Mg) の場合における、人工時効処理後の TEM 組織を Fig. 3 に示す。室温予備時効なし (a), (b) の場合、 η' 相とみられ

Table 1 Chemical composition of the alloys (mass%)

No.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Zr	Al
1	0.11	0.17	0.10	0.42	1.03	3.90	0.20	Bal.
2	0.11	0.14	0.10	0.41	1.03	4.42	0.18	Bal.
3	0.12	0.15	0.10	0.42	1.02	4.87	0.17	Bal.
4	0.11	0.15	0.09	0.41	1.50	3.87	0.20	Bal.
5	0.11	0.14	0.09	0.41	1.53	4.28	0.22	Bal.
6	0.11	0.14	0.10	0.42	1.56	4.83	0.19	Bal.
7	0.11	0.14	0.10	0.41	2.07	3.98	0.17	Bal.
8	0.11	0.13	0.10	0.41	2.06	4.43	0.19	Bal.
9	0.11	0.14	0.10	0.42	2.05	4.87	0.19	Bal.

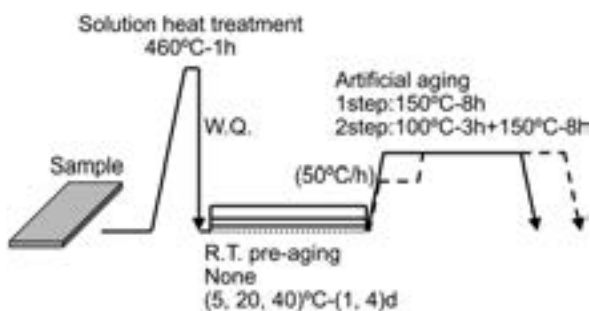


Fig. 1 Schematic diagram of heat treatment.

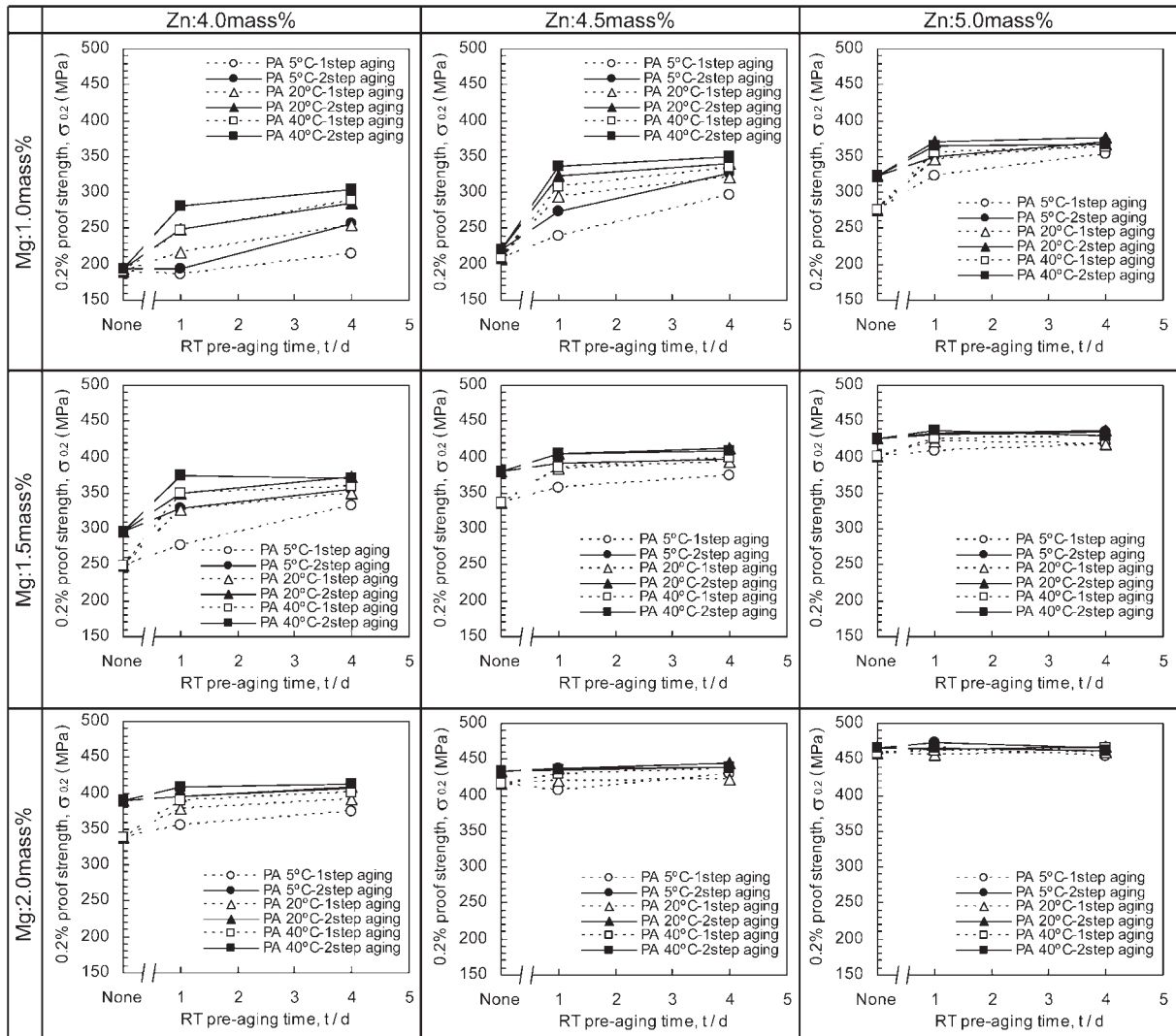


Fig. 2 Influence of room temperature pre-aging and artificial aging conditions on the 0.2% proof strength of 7N01 aluminum alloys.

る析出物は比較的粗大で少ない傾向がみられる。また Fig. 3 (a) の条件では、観察視野によっては析出物が観察されない結晶粒もあり、分散状態はきわめて不均一であった。一方、室温予備時効が 40°C-4 日 (e), (f) の場合には、析出物は微細で高密度に分散している。さらに、1 段階時効材 (a), (c), (e) に比べて 2 段階時効材 (b), (d), (f) の方が、析出物は微細で高密度な傾向がみられる。すなわち、Fig. 2 で強度の低かった条件では析出物が粗大かつ低密度であり、強度の高かった条件では析出物が微細かつ高密度な傾向がみられる。Zn, Mg 量が上限 (Al-5.0%Zn-2.0%Mg) の場合における、人工時効処理後の TEM 組織を Fig. 4 に示す。いずれも η 相とみられる化合物は微細かつ高密度に析出しており、分散状態に明らかな有意差はみられない。このことは、Fig. 2 に示した強度に有意差がないことに対応している。

9 種類の化学成分における、導電率測定結果を Fig. 5 に示す。大まかな傾向は Fig. 2 に示した強度と同様で

あり、低強度の場合に導電率も低い傾向がみられる。ただし、Zn, Mg 下限材 (Al-4.0%Zn-1.0%Mg) において室温予備時効が 4 日の場合、5°C-4 日の 1 段階時効材を除いてほぼ導電率が同等であるが、Fig. 2 に示したように強度が大きく異なる。これらは析出元素量 (固溶元素量の低下量) は同等であるが、Fig. 3 に示したように、析出サイズが異なるために強度差が生じたと思われる。また Zn, Mg 下限材以外では、2 段階時効材よりも 1 段階時効材の方がわずかに導電率が高い傾向がみられることから、析出が速いと考えられる。

Zn, Mg 下限材 (Al-4.0%Zn-1.0%Mg) および上限材 (Al-5.0%Zn-2.0%Mg) について、焼入れ直後、室温予備時効後、100°C-3h 処理後および 150°C 昇温直後から 24h までの保持における熱処理過程でのピッカーズ硬さおよび導電率変化を、それぞれ Fig. 6 および Fig. 7 に示す。Fig. 6 (a) において、いずれの条件においても 150°C-8h の人工時効処理では硬さが上昇過程で

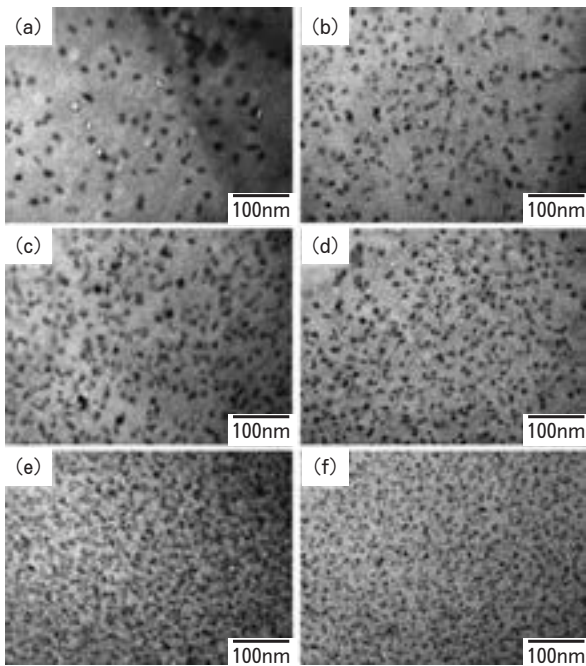


Fig. 3 TEM structures of Al-4.0%Zn-1.0%Mg alloy after artificial aging. The room temperature pre-aging conditions after quenching were, (a), (b) : none, (c), (d) : 5 °C- 4 d, (e), (f) : 40 °C- 4 d, and the artificial aging conditions were, (a), (c), (e) : 1 step, (b), (d), (f) : 2 step.

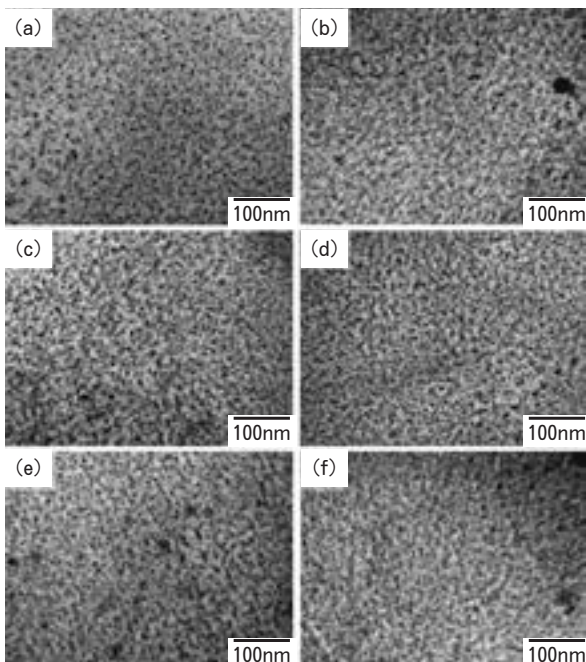


Fig. 4 TEM structures of Al-5.0%Zn-2.0%Mg alloy after artificial aging. The room temperature pre-aging conditions after quenching were, (a), (b) : none, (c), (d) : 5 °C- 4 d, (e), (f) : 40 °C- 4 d, and the artificial aging conditions were, (a), (c), (e) : 1 step, (b), (d), (f) : 2 step.

あり、ピーク強度に達していないことが分かる。さらに室温予備時効を行った試験片では、室温予備時効の条件によって硬さに大きな差がみられるが、導電率の差は小さい。しかし、室温予備時効を行わなかった試験片は、硬さ上昇が最も遅く、さらに導電率の上昇も遅いことから、析出自体が遅いといえる。一方、Fig. 7においては、いずれの条件も 150 °C- 8 h でほぼピーク強度に達していることが分かる。また 150 °C- 12 h 以下では、1 段階時効材の方が 2 段階時効材よりも導電率が若干高く、硬さが若干小さい傾向がみられ、時効硬化速度がわずかに異なるとみられる。150 °C- 8 h では 1 段階時効材の方が 2 段階時効材よりも導電率が高く、前述の Fig. 5 の結果と一致する。しかし 150 °C- 12 h を超えると、その差はほとんどみられない。Fig. 8 に、オイルバスを用いて人工時効処理を行った Al-5%Zn-2%Mg 材の耐力を示す。人工時効処理が 2 段階の場合にはこれまでと同様、室温予備時効条件による強度差はみられなかったが、1 段階時効の場合には、室温予備時効が低温かつ短時間であるほど、到達強度が低くなった。成分上限材でも 1 段階時効の場合には、150 °C までの昇温過程における時効が大きく強度に影響することが分かった。

4. 考 察

7N01 合金の Zn, Mg 量が化学成分規格下限の場合には、室温予備時効条件と人工時効処理での 100 °C- 3 h のステップ有無は強度に大きく影響を及ぼすが、規格上限の場合にはほとんど影響しないことがわかった。これらは TEM 組織でみられたように、 η' 相の分散状態の違いに起因している。すなわち、低強度の場合には η' 相が粗大かつ不均一析出しており、高強度の場合には微細均一析出であった。

ところで Berg ら⁹⁾ および Hansen ら¹⁰⁾ は、Al-Zn-Mg 合金の GP ゾーンには GP(I) と GP(II) の 2 種類があり、GP(I) は溶体化処理温度には依存せず室温時効で生成し、120 °C 以下の温度で存在することを示している。すなわち、GP(I) は室温時効で生成するが、150 °C までの昇温過程で分解してしまうと考えられる。一方、GP(II) は 450 °C 以上の溶体化処理温度からの焼入れ後、70 °C 以上で生成し、 η' 相の前駆段階であると彼らは推測している。さらに Fig. 6 において室温予備時効材を 100 °C に昇温して 3 h 保持すると、硬さが低下し、導電率が上昇したことから考えると、2 段階時効処理の 100 °C 前後では、GP(I) の分解が起こり、GP(II) の生成が生じ始めていると推測される。このことから Zn, Mg 下限材 (Al-4.0%Zn-1.0%Mg) における焼入れ直後から 150 °C 到達までの析出過程は以下のように推定され、Fig. 9 にその模式図を示す。まず焼入れ直後では、Zn 原子、Mg 原子および焼入れ凍結空孔は均一に分散した状態であるが、室温予備時効を行わずに 150 °C に昇温す

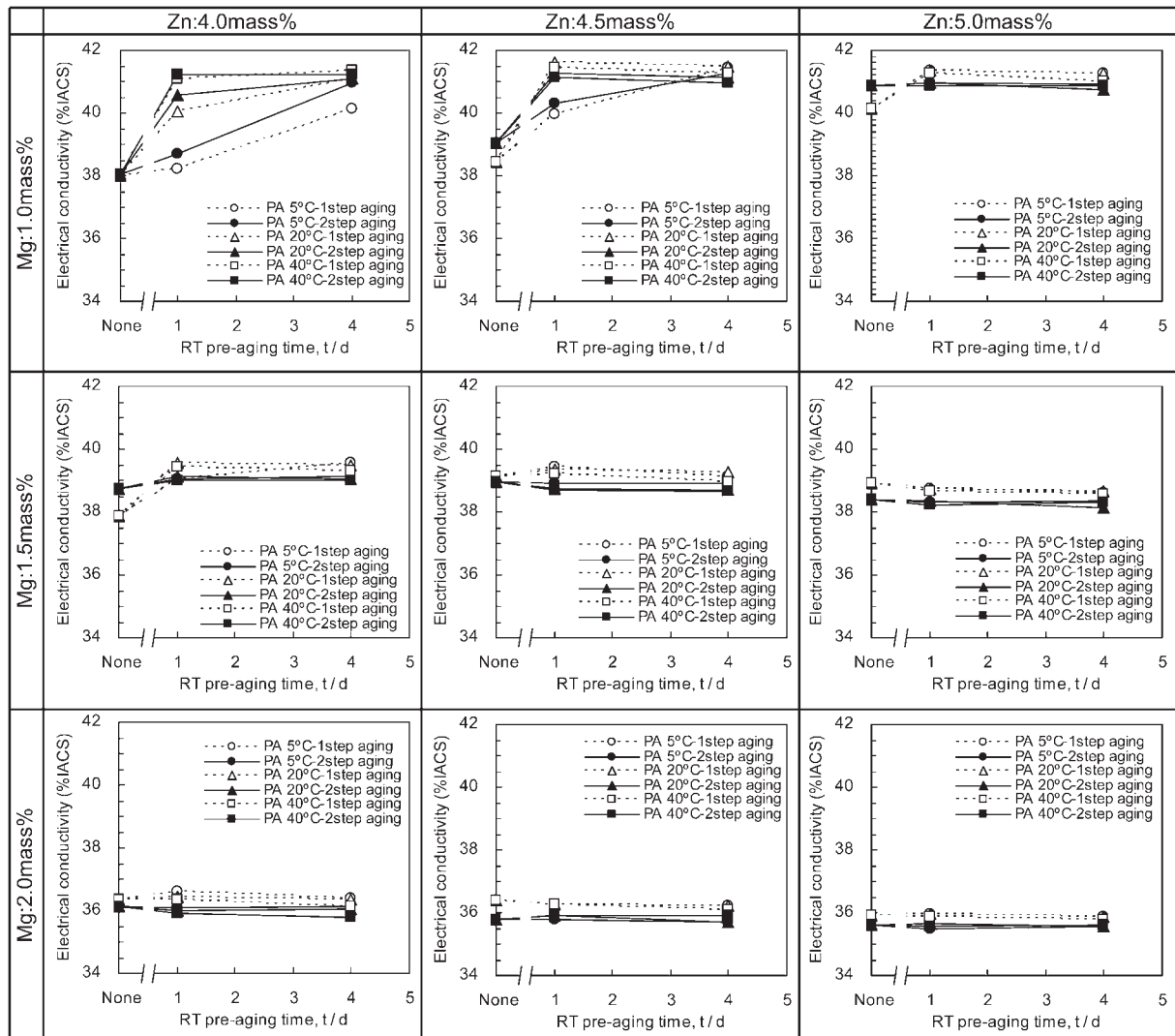


Fig. 5 Influence of room temperature pre-aging and artificial aging conditions on the electrical conductivity of 7N01 aluminum alloys.

ると、GP(I) や GP(II) がほとんど形成されないか、あるいは昇温過程で生成しても量が少ないため、 η' 相の析出速度が遅くなり、不均一析出を生じる。また、2 段階時効処理により 100°C-3 h で保持した場合でも同様と考えられる。このことは、Fig. 6 でピッカース硬さおよび導電率が、焼入れ直後、100°C-3 h 保持後、150°C 昇温直後でほとんど変化していないことから推測できる。一方、室温予備時効を行った場合、高温かつ長時間ほど GP(I) が多く生成する。Fig. 6 の硬さおよび導電率変化をみると、室温予備時効温度が高いほど、室温予備時効直後の導電率が低く、硬さが大きい傾向がみられ、GP(I) が多く生成したことが推測できる。室温で生成した GP(I) は昇温過程で分解するが、分解した Zn, Mg 原子は近接しているため 70°C 以上で GP(II) を生成する。さらに 100°C-3 h の保持を行うことで、GP(II) の生成が促される。これらの GP(II) は 150°C までの昇温過程で成長し、 η' 相に遷移する。そのため、室温予備時効が高温、

長時間で、さらに 100°C-3 h の保持を行うことで、人工時効処理による η' 相の生成が微細かつ高密度になり、強度が向上したと考えられる。Fig. 6 において、100°C-3 h の保持後はいずれも導電率が上昇し、硬さが低下したが、焼入れ直後の状態までは変化していないことから、GP(I) の分解が進むとともに、GP(II) の生成を生じていると推測される。さらに、150°C 昇温直後の導電率は焼入れ直後よりわずかに低い程度まで上昇した。硬さも低下したが、焼入れ直後よりは大きく、さらに室温予備時効温度が高いほど硬さが大きい傾向がみられた。そして、1 段階時効材よりも 2 段階時効材の方が硬さが大きい。このことから、150°C 昇温直後には GP(II) の成長と η' 相への遷移が生じていると推測される。

一方、Zn, Mg 量が増加するにつれ、室温予備時効の影響は小さくなり、Zn, Mg 量が上限の場合 (Al-5.0%Zn-2.0%Mg) には室温予備時効の影響はほとんどみられなくなった。Fig. 7 にみられるように、室温予備

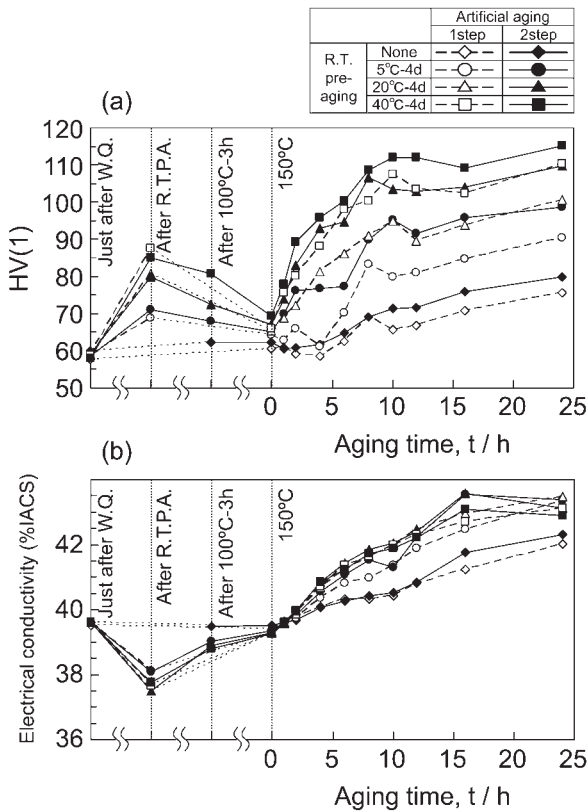


Fig. 6 Changes in Vickers hardness and electrical conductivity during heating process of Al-4.0%Zn-1.0%Mg alloy.

時効を行わない1段階時効材でも、150°C昇温直後には導電率がわずかに(0.4%IACS)低下し、硬さが上昇している。マトリックス中の固溶Zn, Mg原子が多いため昇温過程での析出速度が増大し、50°C/hの昇温速度でも十分にGP(I)の生成および分解と、GP(II)の生成が生じた結果と推測される。なおFig. 8に示したように、オイルバスで1段階の人工時効処理を行った場合には、室温予備時効条件が到達強度に大きく影響を及ぼした。このことから、昇温過程でのGP(II)の生成が重要であることが分かる。同様のことは、神田ら⁷⁾が、Al-7.32mass%Zn-2.07mass%Mg合金を用いた実験でも述べており、160°Cでの人工時効処理において、室温予備時効を行わずにオイルバスで処理を行った場合には、昇温速度50°C/hの徐加熱に比べ、最高到達強度が大きく低下することを示している。

5. まとめ

(1) 7N01合金はZnおよびMgの含有量によって、人工時効処理後の強度に及ぼす自然時効(室温予備時効)の影響が大きく異なることが分かった。人工時効処理の昇温速度が50°C/hの場合、Al-4.5%Zn-1.5%Mg組成を境に、低Zn, Mg側ではT6強度に及ぼす室温予備時効の影響が大きく、100°C-3h+150°C-8hの2段階

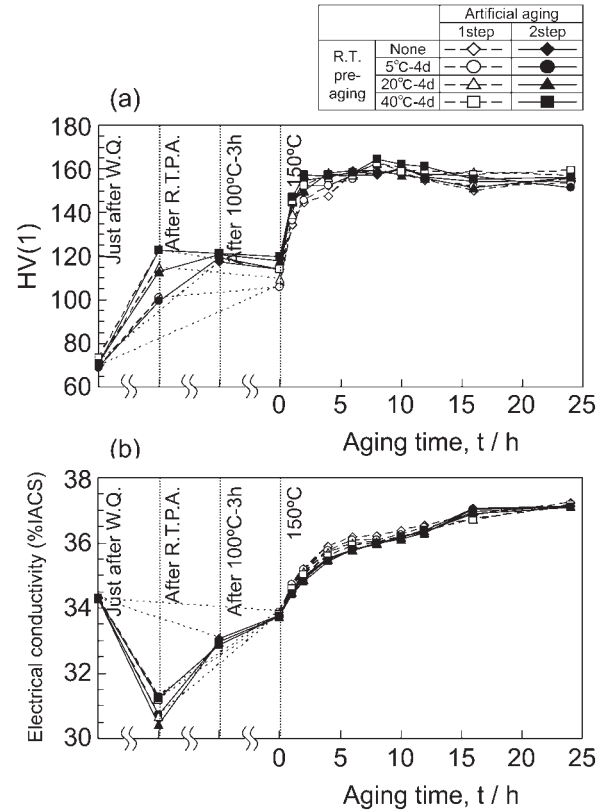


Fig. 7 Changes in Vickers hardness and electrical conductivity during heating process of Al-5.0%Zn-2.0%Mg alloy.

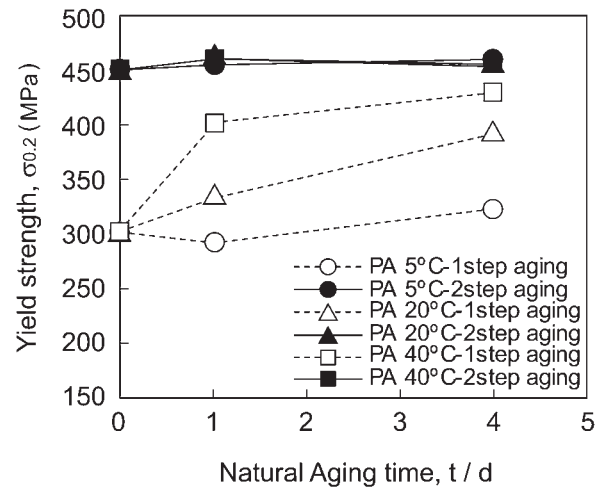


Fig. 8 Yield strength of Al-5.0%Zn-2.0%Mg alloy after artificial aging in a oil bath (heating rate : 500°C/min).

効でも温度および時間(日数)の管理が必要であるといえる。

(2) Zn, Mg量が下限の時、室温予備時効を行わない場合には人工時効処理時の時効速度が大きく低下し、 η 相が不均一かつ粗大析出したため、強度が低かった。これは人工時効の昇温過程において、GP(I)やGP(II)が

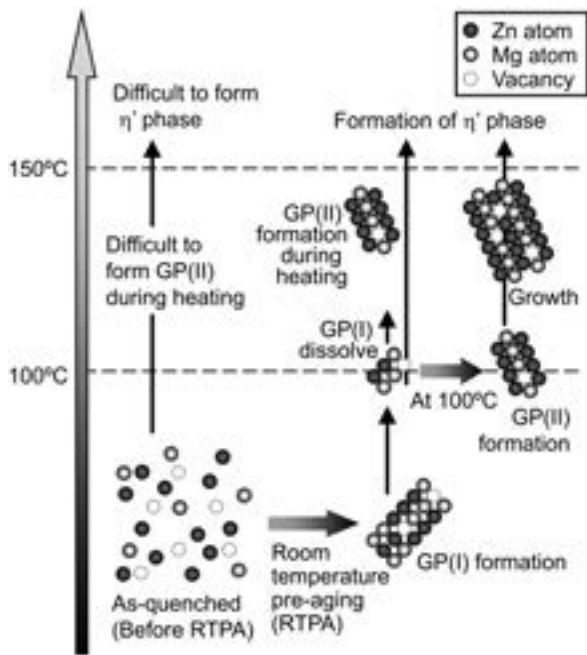


Fig. 9 Schematic model of clustering and precipitation sequence of Al-4.0%Zn-1.0%Mg alloy.

ほとんど形成されないか、生成しても量が少ないためと考えられた。一方、室温予備時効が高温、長時間であり、さらに人工時効処理を2段で行うことにより、 η' 相が微細かつ高密度に析出し、強度が上昇した。室温予備時効

で生成した GP(I) が、昇温過程で分解して GP(II) を生成し、 η' 相に遷移した結果と考えられた。

(3) Zn, Mg 量が上限の時、室温予備時効を行わずに人工時効処理を1段で行った場合でも、 η' 相が微細高密度に析出し、十分に高い強度が得られた。これはマトリックス中の固溶 Zn, Mg 原子量が多いため、人工時効処理の昇温過程で GP(I) および GP(II) が十分に生成した結果と考えられた。

参考文献

- 1) J. Lendvai : Mater. Sci. Forum, **217-222** (1996), 43-56.
- 2) H. Hug : Aluminium Suisse, (1963), 49-65.
- 3) 寺井士郎, 馬場義雄 : 住友軽金属技報, **10** (1969), 42-66.
- 4) 馬場義雄 : 日本金属学会報, **9** (1970), 491-500.
- 5) I. Kovács, J. Lendvai, T. Ungár, K. Banizs and J. Lakner : Aluminium, **53**, (1977), 497-503.
- 6) 箕田 正, 軽金属, **58** (2008), 312-327.
- 7) 神田知之, 松田眞一, 吉田英雄 : 軽金属学会第 104 回春期大会講演概要, (2003), 291-292.
- 8) 竹村英貴, 橋内 透 : 軽金属学会第 116 回春期大会講演概要, (2009), 279-280.
- 9) L. K. Berg, J. Gjønnes, V. Hansen, X. Z. Li, M. Knutson-Wedel, G. Waterloo, D. Schryvers and L. R. Wallenberg : Acta Mater., **49** (2001), 3443-3451.
- 10) V. Hansen, O. B. Karlsen, Y. Langsrud and J. Gjønnes : Mater. Sci. and Tech., **20** (2004), 185-193.

Development and Application of New Alloy AA2013*

Katsuya Kato**, Tadashi Minoda***

and Hideo Sano****

AA2024 alloy has a higher strength and superior fatigue properties. Therefore, this alloy has been used in various applications. However, it has a lower extrudability and it cannot be extruded into a hollow shape using the port-hole die. On the other hand, 6xxx aluminum alloys have a higher extrudability and can be extruded. The strength of 6xxx alloys is lower than that of AA2024 alloy. As a solution of these problems, new alloy AA2013 has been developed for extrusion. The static strength of AA2013-T6511 is higher than that of AA2024-T3511. The fatigue strength of AA2013-T6511 is almost the same as that of AA2024-T3511, while the fatigue crack propagation rate is lower than that of AA2024-T3511. AA2013 alloy has an excellent extrudability, and it can be extruded to complex shapes. Complex shape extrusion of AA2013 alloy can make integrated constructions possible and reduce assembly costs. The design allowable properties of AA2013 alloy were registered in the Metallic Materials Properties Development and Standardization (MMPDS) in order to use this alloy for aerospace applications. AA2013 alloy is expected to be applied to not only aerospace applications, but also general uses.

1. Introduction

AA2024 alloy has been used as an aerospace material for more than a half century because of its higher strength and superior fatigue strength. But AA2024 alloy has a lower extrudability and can't be extruded into a hollow shape with port-hole die. AA2013 alloy has been developed as an alternative of AA2024 alloy¹⁾. Its target strength is the same or higher than that of AA2024-T3511. This alloy is classified in the 2000 series, but it was developed based on the Al-Mg-Si alloy. Therefore, the extrudability of AA2013 alloy is similar to 6000 series alloy and superior to that of AA2024 alloy. For the purpose of aerospace and other applications, the mechanical and physical properties were required as the design allowable properties. In this paper, mainly the properties and the applica-

tions of AA2013-T6511 extrusions are introduced.

2. Development of AA2013 alloy

2.1 Chemical composition

Table 1 shows the chemical composition range of AA2013 alloy. This alloy was developed based on the AA6013 alloy. For the purpose to enhance

Table 1 Chemical composition range of AA2013 alloy (mass%).

Element	min	max
Silicon	0.6	1.0
Iron	—	0.40
Copper	1.5	2.0
Manganese	—	0.25
Magnesium	0.8	1.2
Chromium	0.04	0.35
Zinc	—	0.25
Titanium	—	0.15
Other Elements, each	—	0.05
Other Elements, total	—	0.15
Aluminum	remainder	

* The main part of this paper was presented at the 10th International Aluminum Extrusion Technology Seminar & Exposition in Miami, May 15-18, (2012)

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

*** Nagoya Works, Sumikei Techno Nagoya Co., Ltd. Dr. Eng.

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

strength, the copper content was increased. A small amount of chromium was also added to the fine recrystallized microstructure and to improve the corrosion resistance. This alloy can be extruded to complex and thin shapes. The specific gravity of AA2013 and AA2024 alloys are 2.72 and 2.77 Mg/m³ respectively, therefore a weight reduction of 2 pct can be achieved by using the AA2013 alloy instead of the AA2024 alloy.

2.2 Extrudability

Fig. 1 shows the extrusion limit diagram of solid shape for the AA2013 alloy. The AA2013 alloy has higher extrudability compared with the AA2024 alloy. Hollow and thin wall shapes of AA2013 alloy can be produced by the port-hole die due to its excellent extrudability. Fig. 2 shows an example of the hollow extrusion of AA2013 alloy. The minimum thickness of the shape in Figure 2 is 1.30 mm. Fig. 3 shows the cross-sectional microstructure. The joint line is unclear and therefore seam welding quality is as good as that of solid part¹⁾.

3. Experimental Procedure

AA2013-T6511 extrusions with the composition of Al-0.8mass%Si-0.4mass%Fe-1.7mass%Cu-1.0mass%Mg-0.15mass%Cr were used for the evaluation of extrusion properties. Its 6 inch billet was extruded into flat bar shape with 4.0mm thickness and 100mm width, heat-solution treatment, stretched and aged artificially. The tensile test was performed according to ASTM B557. The Fatigue test was performed according to ASTM E466. The fatigue crack propagation test was performed according to ASTM E647. The exfoliation corrosion test was performed according to ASTM G34. The intergranular corrosion test was performed according to ASTM G110. The stress corrosion cracking tests were performed according to ASTM G47.

4. Results and Discussion

4.1 Mechanical properties

4.1.1 Static properties

Table 2 shows the design allowable of static mechanical properties. The A-value of the tensile

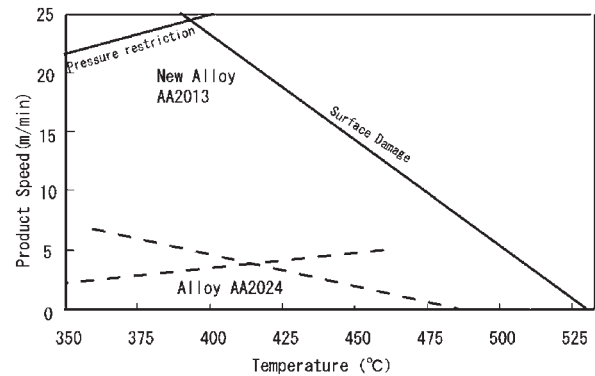


Fig. 1 Extrusion limit diagram in solid shape.

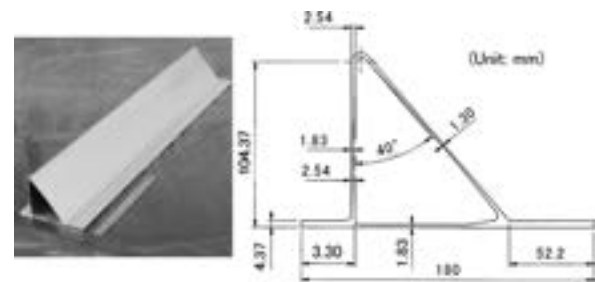


Fig. 2 An example of the hollow shape extruded by the port-hole die.

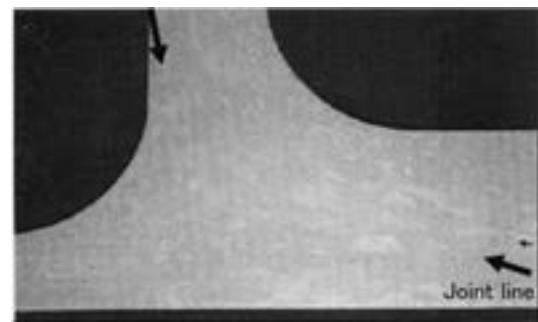


Fig. 3 A cross-sectional microstructure of the hollow shape extruded by the port-hole die.

strength of AA2013-T6511 is almost the same as that of AA2024-T3511, while the A-value of yield strength of AA2013-T6511 is higher than that of AA2024-T3511. The A values of compressive strength, shear strength and bearing properties of AA2013-T6511 are higher than those of AA2024-T3511.

Fig. 4 shows the influence of exposure at elevated temperatures on the room temperature tensile yield strength. The yield strengths of AA2013-T6511 are higher than those of AA2024-T62 below 270°C-10 h and 220°C-1000 h. Fig. 5 shows the effect of temperature on the tensile

Table 2 Design allowable of static mechanical properties.

	Tensile properties (MPa)		Compressive strengths (MPa)	Shear strengths (MPa)	Bearing properties (MPa)			
	F _{ty}	F _{tu}			Bearing values (e/D=2.0)		Bearing values (e/D=1.5)	
			F _{cy}	F _{su}	F _{bry}	F _{bru}	F _{bry}	F _{bru}
2013-T6511 A-value *	365	400	365	283	662	910	565	717
2024-T3511 A-value *	290	393	234	200	490	745	421	579
Increasing ratio	x1.3	x1.0	x1.6	x1.4	x1.2-1.4			

* At least 99 percent of the population of values is expected to equal or exceed the A-value with a confidence of 95 percent.

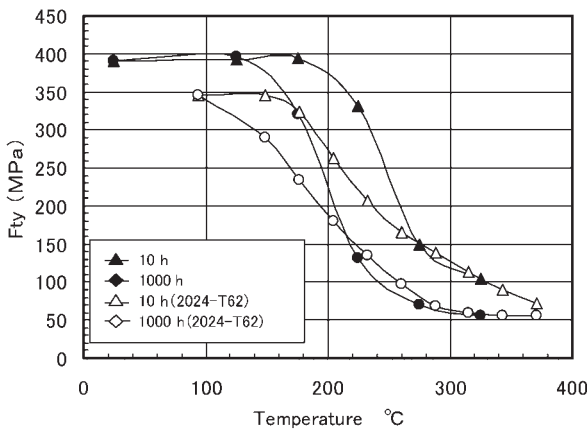


Fig. 4 Influence of exposure at elevated temperatures on the room temperature tensile yield strength of the AA2013-T6511.

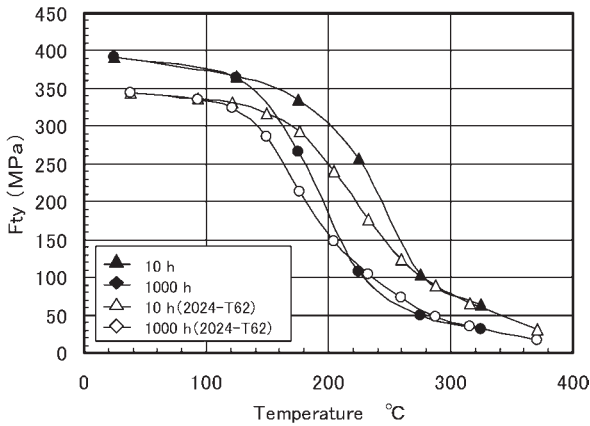


Fig. 5 Influence of temperature on the tensile yield strength of the AA2013-T6511.

yield strength. The results are similar to that shown in Figure 4. These results suggest that the AA2013-T6511 has a superior heat resistance to the AA2024-T62.

4.1.2 Fatigue properties

Fig. 6 shows the unnotched fatigue property

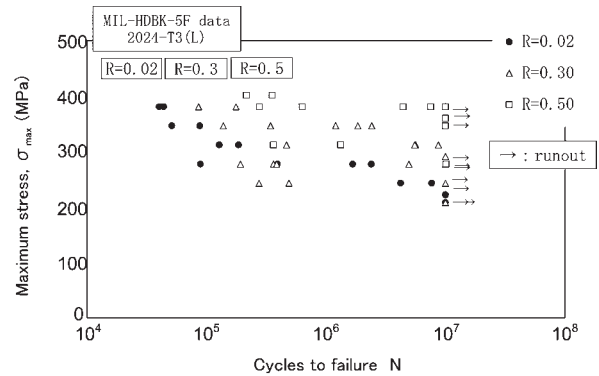


Fig. 6 The unnotched fatigue property of the AA2013-T6511.

of AA2013-T6511. The fatigue life in the higher stress region is almost the same as that of AA2024-T3, while that in the lower stress region is longer than that of AA2024-T3. Fig. 7 shows the fatigue property of the notched specimens. The fatigue life of AA2013-T6511 in the R=0.02 condition is the same as that of AA2024-T3511. Fig. 8 shows the fatigue crack propagation data for the AA2013-T6511. The fatigue crack propagation rate of AA2013-T6511 is lower than that of AA2024-T3. From Figs. 7 and 8, it is considered that the fatigue properties of AA2013-T6511 are superior to that of AA2024-T3.

4.2 Corrosion resistances

Fig. 9 shows the appearances and cross sections of the specimens after the exfoliation corrosion test. The AA2024-T3511 shows severe exfoliation corrosion. While the AA2013-T6511 shows a slight intergranular corrosion and the rank of the exfoliation was estimated to EB.

Fig. 10 shows the appearances and cross sections of the specimens after the intergranular

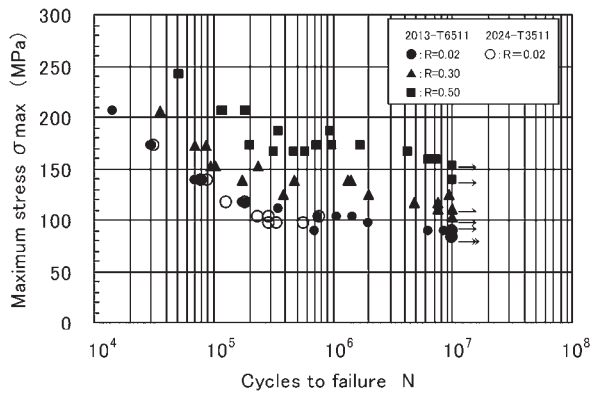


Fig. 7 Fatigue property of the notched, $K_t=3.0$, AA2013-T6511.

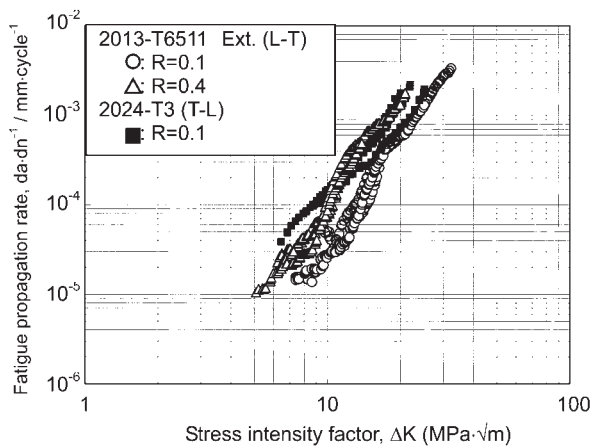


Fig. 8 Fatigue crack propagation data of the AA2013-T6511.

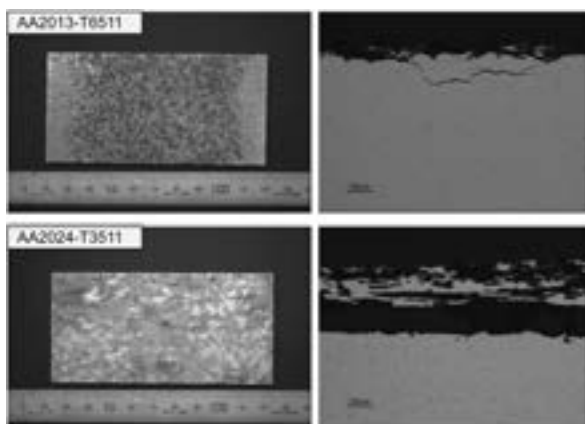


Fig. 9 Appearances and cross sections of specimens after the exfoliation corrosion test.

corrosion test. The AA2013-T6511 shows a slight intergranular corrosion, while the 2024-T3511 shows pitting corrosion.

It is difficult to compare the corrosion resistance because the morphology of the corrosion is different. But in the corrosion depth, it can be

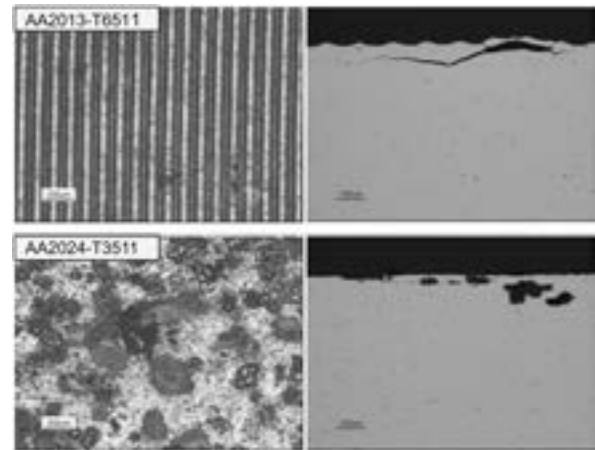


Fig. 10 Appearances and cross sections of specimens after the intergranular corrosion test.

estimated that the corrosion resistance of AA2013-T6511 is almost the same or better than that of AA2024-T3511.

4.3 Stress corrosion cracking

The stress corrosion cracking tests were performed by the 3.5 pct sodium chloride alternate immersion test. The stresses were loaded at 292 MPa and 329 MPa by springs in the width direction. **Table 3** shows the results of the stress corrosion cracking test and **Fig. 11** shows the cross section of the specimens after 480 hours at 292 MPa. After test, the AA2013-T6511 did not rupture, but the AA2024-T3511 ruptured after 348h at 329 MPa. Furthermore, little apparent corrosion was observed in the AA2013-T6511, while severe corrosion was observed in the AA2024-T3511. It can be estimated that the AA2013-T6511 has a superior resistance in stress corrosion cracking to the AA2024-T3511.

5. Application of AA2013 alloy

5.1 Reduction of assembly costs

Fig. 12 shows the example of total cost estimation of a conventional structure and an integrated structure. Complex cross-sectional extrusions make integrated structure possible, so assembly costs can be reduced. Furthermore, the weight of the structure is also reduced.

5.2 The high strength tube of AA2013-T 8

Fig. 13 shows the effect of cold reduction percent on the strength of AA2013-T 8. The strength of AA2013 alloy can be significantly increased by cold reduction of T 8 temper. This

Table 3 Stress corrosion cracking test results.

Alloy	Applied Stress	Time				
		240h	480h	720h	960h	
		I	I	I	I	
AA2013-T6511	292 MPa	→				No rupture
	329 MPa	→				No rupture
AA2024-T3511	292 MPa	→				No rupture
	329 MPa	→ X 348h				Rupture

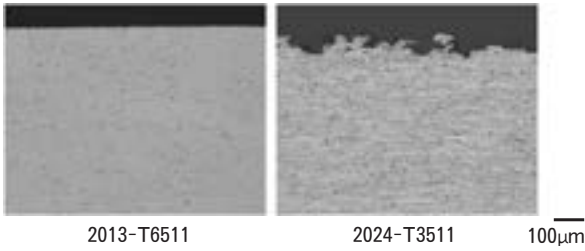


Fig. 11 Cross sections of specimens the stress corrosion after cracking test of 480h at 292MPa.

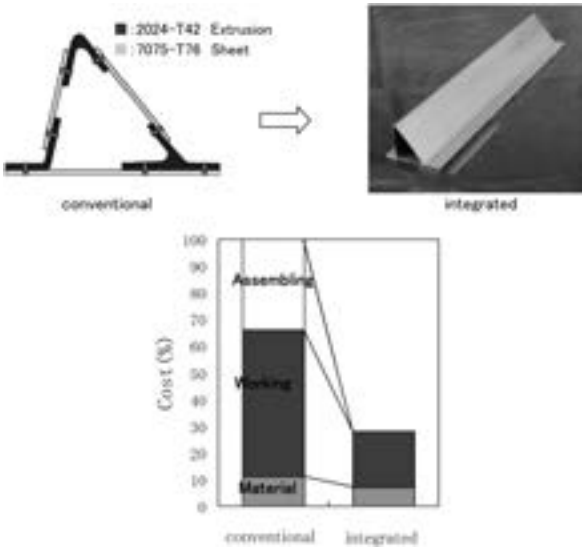


Fig. 12 The total cost estimation of conventional structure and integrated structure.

effect can reduce the wall thickness of extrusions for structural applications. **Fig. 14** shows the appearance of AA2013-T 8 drawn tubes. Its strength is about 20pct higher than that of extruded tube in T6 temper. Its tube can be anodized to contribute to increase corrosion resistance.

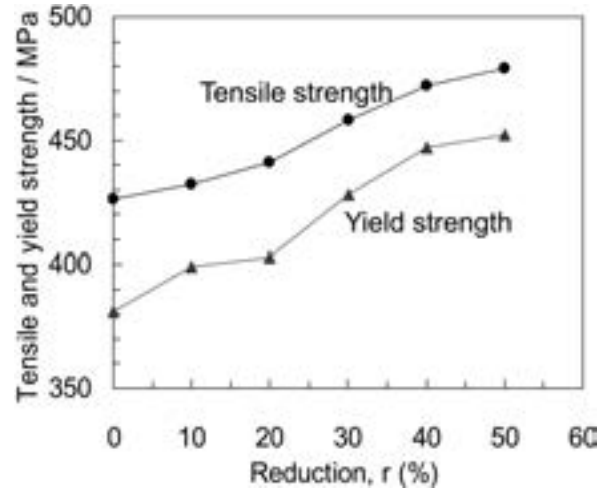


Fig. 13 The effect of cold reduction percent on the strength of AA2013-T 8.

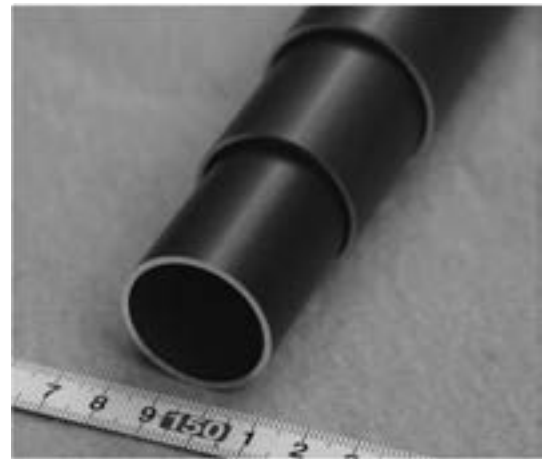


Fig. 14 Appearance of AA2013-T8 drawn tubes after anodizing.

6. Registration of the AA2013-T6511 extrusion

The alloy composition and T6511 temper were registered by the Aluminum Association. Its design allowable of tensile properties was published as AMS4326 as an aerospace material specification. And also design allowable of the properties of AA2013-T6511 were included in MMPDS version 5 covers thickness below 5 mm.

7. Conclusion

The advantage of AA2013 alloy is its excellent extrudability, and the complex thin hollow shapes can be extruded by the port-hole die. The mechanical properties and corrosion resistance

of AA2013-T6511 are the same or better than those of AA2024-T3511. Furthermore, the AA2013-T6511 has a superior stress corrosion cracking resistance to the AA2024-T3511. Its complex shape extrusion can integrate the structure of airplane to contribute to reduce the assembly costs. And AA2013 alloy has possibility to be applied to various products.

Acknowledgements : This study was carried out as part of an entrusted research of The Society of Japanese Aerospace Companies. The authors would like to acknowledge Kawasaki Heavy Industries, Ltd., in Japan, for their cooperation in developing of this alloy.

References

- 1) H. Sano, S. Tani, H. Yoshida, T. Minoda, T. Iwakami and Y. Yoshino : Sumitomo Light Metal Technical Reports, **39** (1998), 31

Effect of Annealing Condition on Earing and Texture Formation in Cold-Rolled 5182 Aluminum Alloy*

Minemitsu Okada** and Seiichi Hirano***

The effect of the annealing conditions on the earing and recrystallization texture formation in a cold-rolled 5182 aluminum alloy was investigated. The earing of 5182 aluminum alloy strongly depends on the heating rate during annealing. At a low heating rate (0.01- 1 K/s), the earing of a drawn cup developed in 45 deg. to the sheet rolling direction. At a high heating rate (10K/s), the ears were lower. The earing behavior was characterized by the texture components. As the heating rate increased, the intensity of the cube component increased whereas the intensities of the Brass, Cu and SB components decreased. The recrystallization kinetics during isothermal annealing was quantified by the Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) equation. The results showed that the JMAK exponent for recrystallization was determined to be 2.4 at 553K and around 4 at 573K and 593K. The apparent activation energy for recrystallization was estimated to be 203kJ/mol.

1. Introduction

Understanding the evolution of the recrystallization texture in the cold-rolled 5182 aluminum alloy is important in order to control the earing behavior of the can end stock. In some cases, an intermediate annealing process is carried out to obtain the desired earing in the final product¹⁾. In comparison to the continuous annealing treatment, the batch annealing treatment at a slower heating rate has a higher earing tendency on drawn cups situated at 45 deg. to the sheet rolling direction. In the present study, the effect of the annealing conditions on the earing and recrystallization texture in the cold-rolled 5182 aluminum alloy was ascertained. The transformation kinetics of recrystallization and the texture changes during the isothermal annealing were investigated to estimate the effect of the annealing temperature on the recrystallization texture formation.

2. Experimental Procedures

The material used in the present investigation was a hot-rolled 5182 aluminum alloy, which was produced using standard industrial practices. The chemical composition of this alloy is shown in **Table 1**. The hot band was cold-rolled to 67% reduction in thickness. The cold-rolled sheet was annealed at different heating rates from 0.01 to 10 K/s in an electric furnace or an infrared furnace until the temperature of the material reached 723K, and then quenched in water. Earing of the annealed sheets was measured with cups drawn in the ratio of 1.67. To determine the degree of recrystallization and the texture changes, the cold-rolled sheets were isothermally annealed at different temperatures for various times in a salt bath, followed by water quenching. The microstructure and the texture analyses were performed at the quarter thickness position in the annealed sheets. The microstructure was revealed by anodization and observed under polarized light using an optical microscope. The textures were analyzed by the (111), (200) and (220) pole figures measured by the Schulz back-reflection method using Cu K α radiation. The orientation distribution functions (ODFs) were calculated from the three

* Main part of this paper was presented in ICAA13 (2012).

** No.1 Department, Research & Development Center

*** Sheet & Plate Technology Department, Production Division

Table 1 Chemical composition of 5182 aluminum alloy (mass%).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.13	0.27	0.06	0.32	4.5	0.04	0.05	0.02	bal.

incomplete pole figures using the series expansion method.

3. Results

The influences of the heating rate on earing are shown in Fig. 1. It is evident that a higher heating rate caused a decrease in the earing. The influences of the heating rate on the recrystallization texture are shown in Fig. 2. At the lower heating rate, the Brass and SB textures, which were stronger than the cube texture, would contribute to 45 deg. earing. The cube texture increased with the increasing heating rate. On the other hand, the Brass, SB and Cu textures decreased with the increasing heating rate. At the higher heating rate, a balanced texture with the tendency of low or no earing could be achieved. For the low heating rate, the grain boundary mobility might be moderated, with the result that a retained rolling texture could be formed through extended recovery. In such cases, however, the grain-shapes are elongated in the rolling direction. Fig. 3 shows the microstructures of the sheets annealed at the different heating rates. The grain sizes decreased with the increasing heating rate, nevertheless, the sizes were 13-16 μm and the grain-shapes were almost equiaxed. It is suggested that the fine grain sizes and the equiaxed shapes were produced by discontinuous recrystallization, even if the heating rate was low, at least in the range of this study.

This effect of the heating rate is not new and is often referred to as batch and flash annealing. For the 50% cold-rolled 8090 Al-Li alloy, the higher heating rate of 4.2K/s weakened the Brass texture and introduced the recrystallization textures. On the other hand, the lower heating rate of 0.83K/s intensified the as-rolled texture²⁾. The higher heating rate might reduce the amount of recovery and promote recrystallization by preserving a large driving force and a high thermal energy. On the other hand, the lower heating rate might increase the amount of

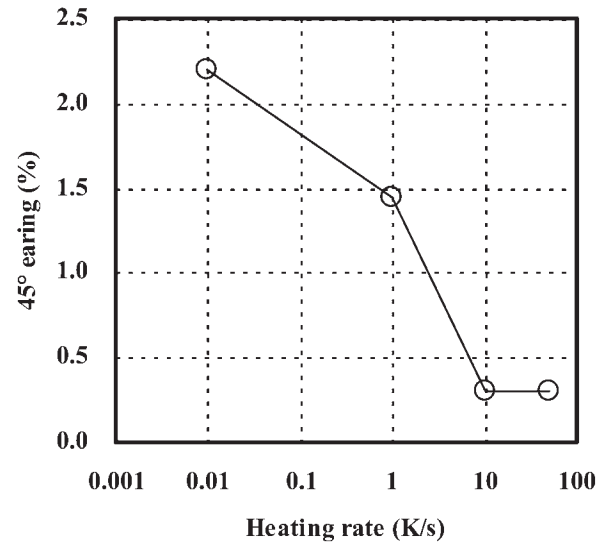
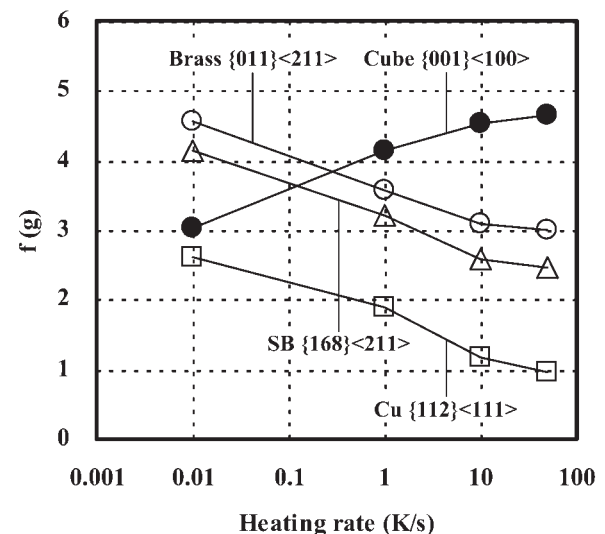


Fig. 1 45°earing of annealed sheets.

Fig. 2 Intensities of the ODF $f(g)$ of the sheets annealed at different heating rates.

recovery and retard recrystallization. Therefore, these effects of the heating rate were supposed to be the results of the differences in recovery and the recrystallization kinetics depending on the temperature.

The recrystallization temperature of the continuous heat annealing was estimated by the relationship between the temperature and the time to recrystallize during the isothermal annealing (Fig. 4). According to the often adopted theory,

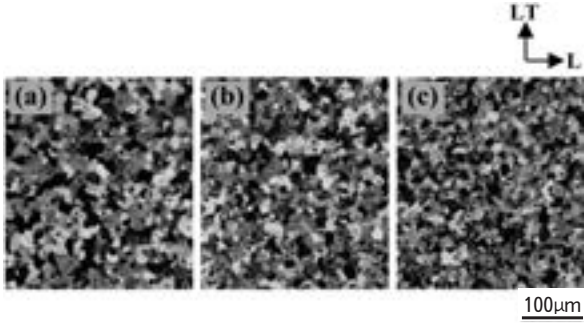


Fig. 3 Microstructures of the sheets annealed at the heating rates of : (a) 0.01K/s, (b) 1 K/s, (c) 50K/s.

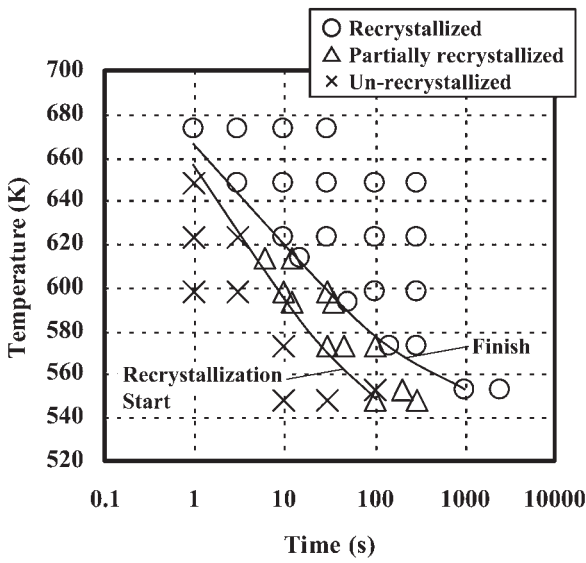


Fig. 4 Recrystallization temperatures vs. times of isothermal annealing.

the conditions of the recrystallization during the continuous heat annealing can be estimated using Eq.(1) :

$$\sum_{i=l}^{i=n} \frac{\Delta t_i}{z_i} = 1 \quad (1)$$

where Δt_i is the holding time and z_i is the time needed to start or finish the recrystallization during the isothermal annealing at temperature T_i (Fig. 5). If the division of Δt is small enough, Eq.(1) can be rewritten to Eqs. (2) and (3) :

$$\int_{t=0}^{t=t} \frac{dt}{z(T)} = 1 \quad (2)$$

$$\int_{T=T_0}^{T=T} \frac{1}{z(T)} \cdot \frac{dT}{dT} \cdot dT = 1 \quad (3)$$

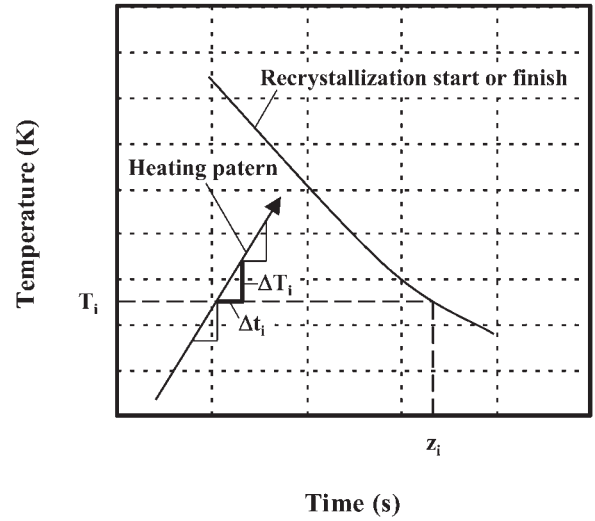


Fig. 5 Estimation of recrystallization temperature during continuous heat annealing from recrystallization curve of isothermal annealing (schematic).

In the case of the continuous heat annealing at a constant heating rate $1/(dt/dT)$, the temperatures and the times for recrystallization could be determined using Eq.(3). Fig. 6 shows the results of the calculations with the heating curves. The temperatures at which the recrystallization starts and finishes would increase with the increasing heating rate (Table 2). In the range including these temperatures, if the temperature dependence of the controlling mechanisms for recovery and recrystallization were different, the effects of the heating rate on the recrystallization textures might be predicted.

The influences of temperature on the recrystallization progress during the isothermal annealing are shown in Fig. 7. Even if the sheets were annealed at 553K, the recrystallization progressed by the nucleation and growth process (Fig. 8). The degree of recrystallization as a function of the annealing time is well described by the JMAK equation :

$$x(t) = 1 - \exp(-kt^n) \quad (4)$$

where t is the annealing time, $x(t)$ is the degree of recrystallization, k is a constant and n is the JMAK exponent. The $x(t)$ data can be plotted in the $\log \ln\{1/(1-x(t))\}$ versus $\log t$ format. The values of n were determined by fitting the experimental data to Eq. (4). The results are shown in Fig. 9. The JMAK exponent n for

recrystallization was determined to be 2.4 at 553K and around 4 at 573K and 593K.

The time to 50% recrystallization ($t_{0.5}$), which was derived from Eq. (4), is related to the temperature (T) and the activation energy (Q_{RX}) in an Arrhenius-type representation :

Table 2 Recrystallization temperatures during continuous heat annealings.

Heating rate (K/s)	Temperature (K)	
	Start	Finish
0.01	503	548
1	583	613
10	633	653
50	673	678

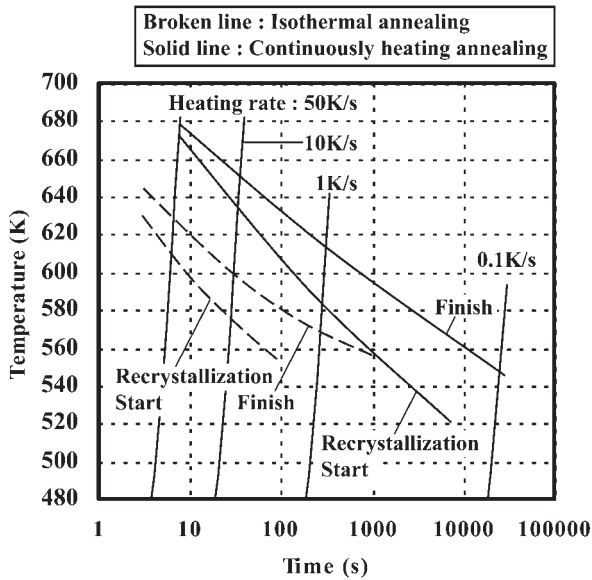


Fig. 6 Calculated recrystallization temperatures and times of continuous heat annealing and the heating curves.

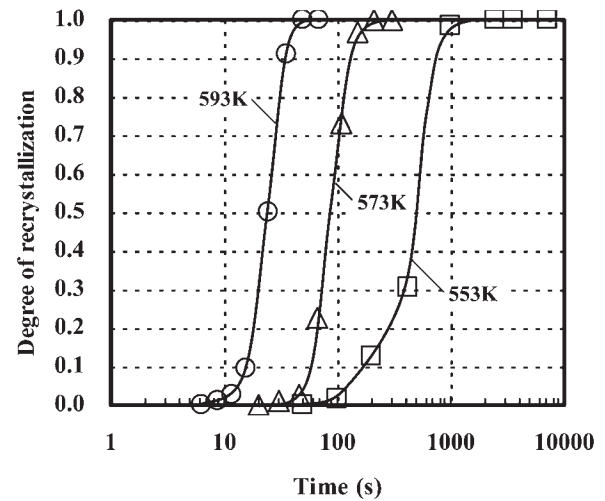
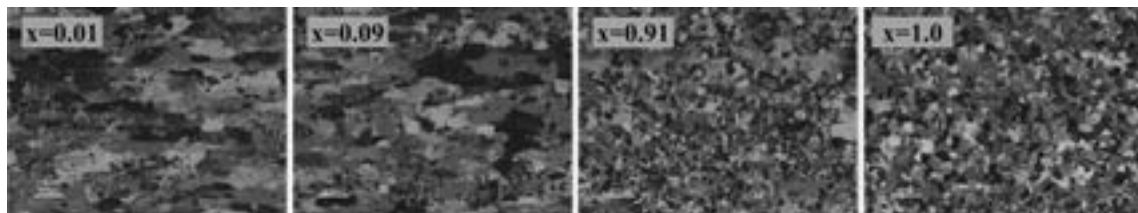
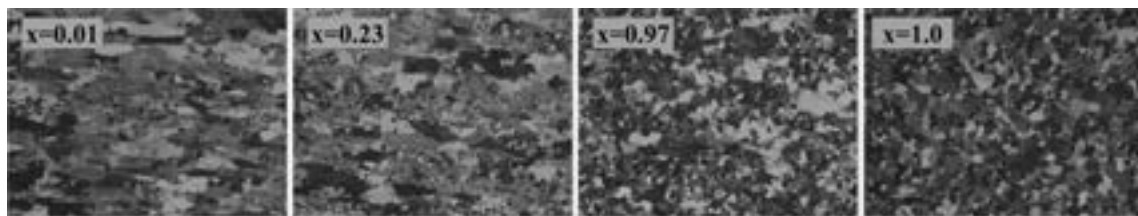


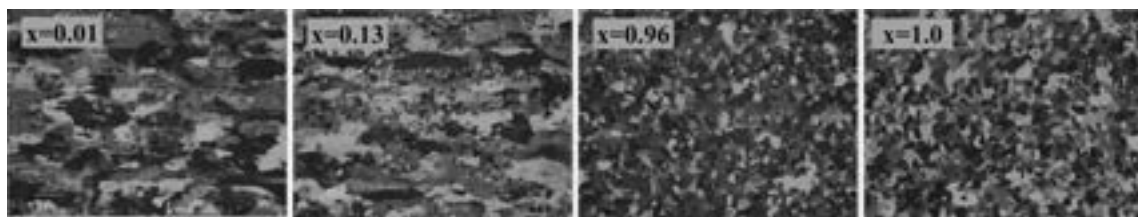
Fig. 7 Isothermal recrystallization curve of the cold-rolled sheets.



(a) 593K



(b) 573K



(c) 553K

100μm

Fig. 8 Microstructures of the sheets isothermally annealed at (a) 593K, (b) 573K, (c) 553K.

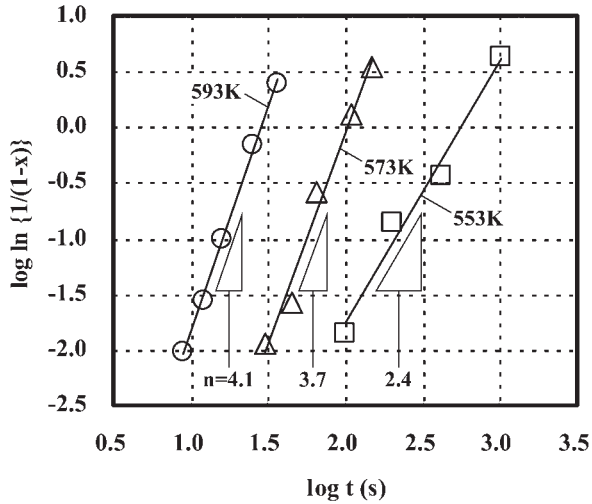


Fig. 9 $\log \ln \{1/(1-x)\}$ vs. $\log t$ of the cold-rolled sheets isothermally annealed at different temperatures.

$$t_{0.5} = t_0 \exp(Q_{RX}/RT) \quad (5)$$

where, t_0 is a constant, Q_{RX} is the apparent activation energy for recrystallization, R is the universal gas constant, and T is the annealing temperature in K. The apparent activation energy for recrystallization was estimated from the

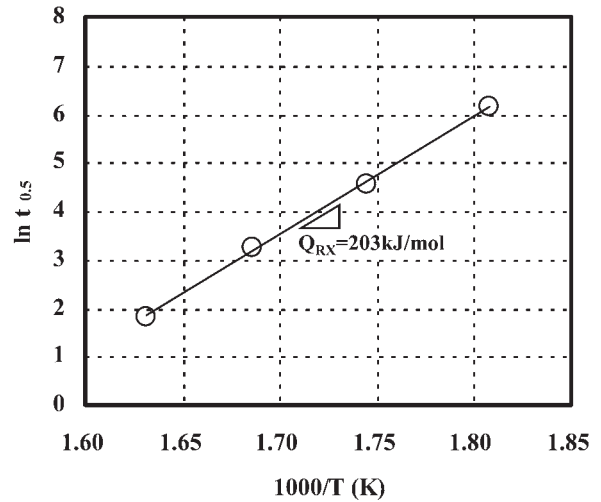


Fig. 10 $\log t_{0.5}$ vs. inverse temperature plot used in the apparent activation energy for recrystallization of cold-rolled sheets.

slope to be 203kJ/mol (Fig. 10). It is clear that the annealing temperature did not alter the apparent activation energy for recrystallization.

Fig. 11 shows the texture evolution during isothermal annealing at different temperatures. The degrees of recrystallization are the same with Fig. 8. During annealing, the β fiber roll-

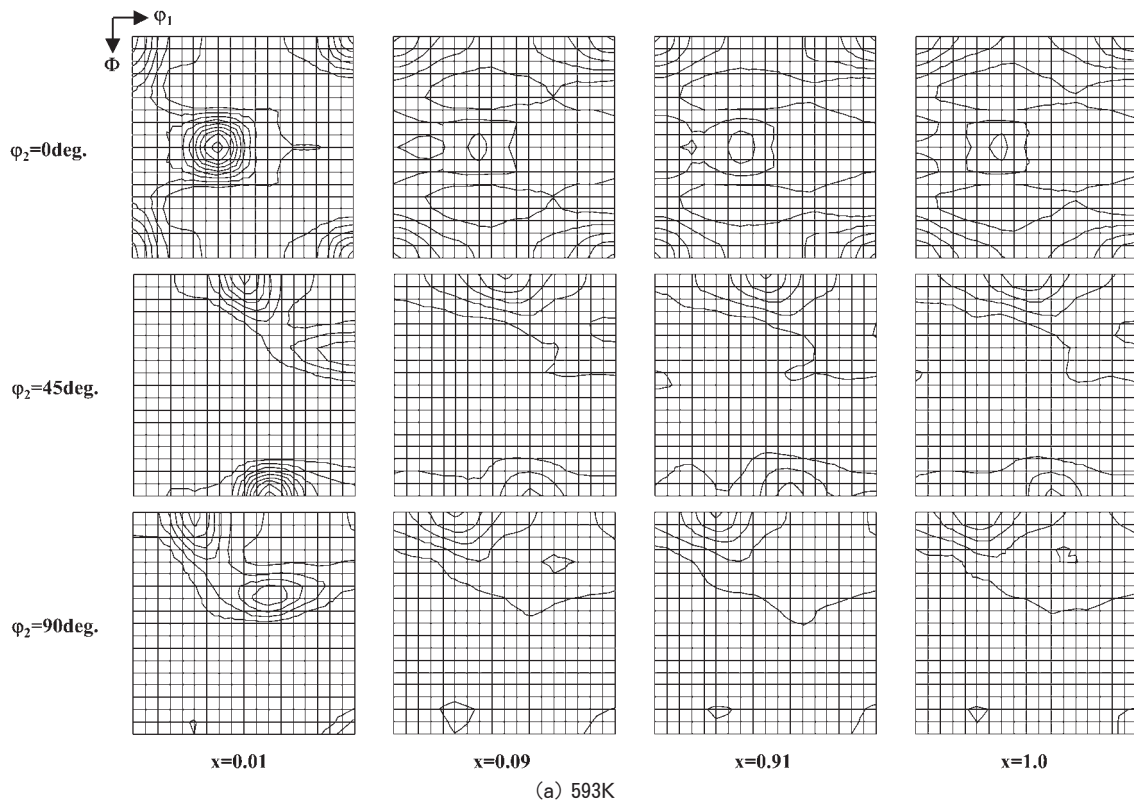


Fig. 11 Texture evolution of cold-rolled sheets during isothermal annealing at (a) 593K, (b) 573K, (c) 553K.

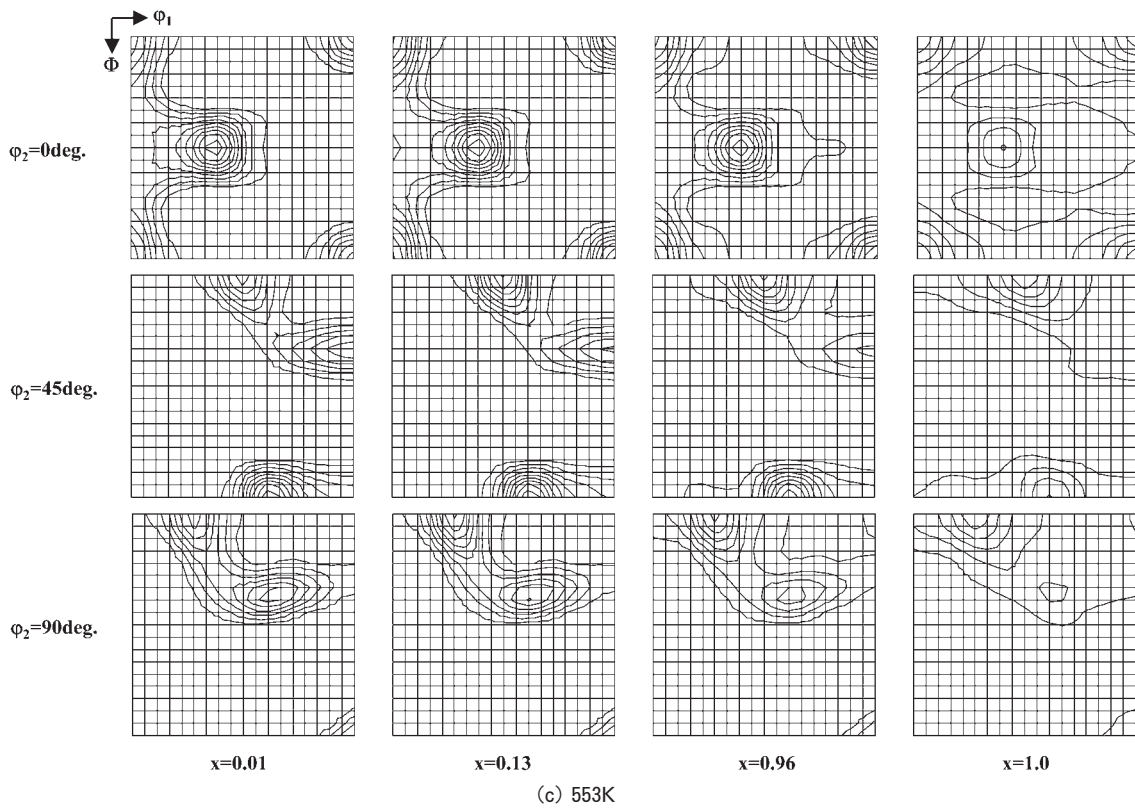
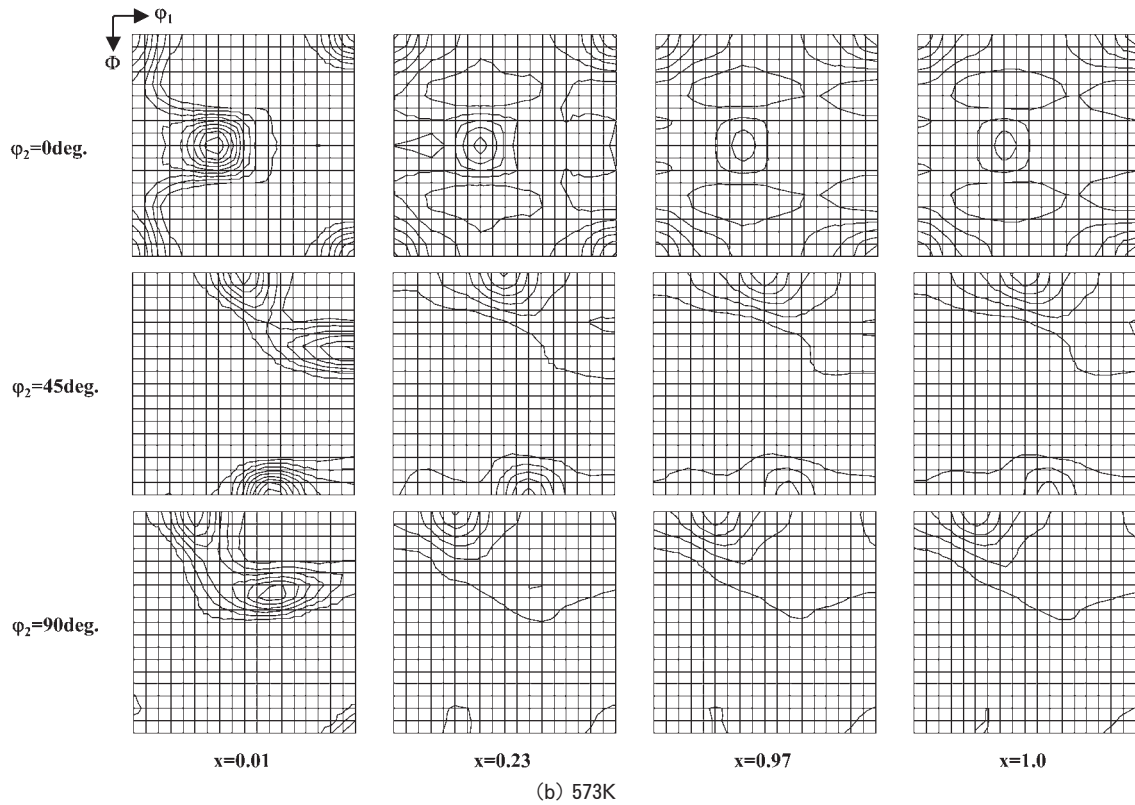


Fig. 11 (Continued).

ing texture was converted into the recrystallization texture. At high temperatures, the strength of the β fiber rolling texture decreased

during the early stage of recrystallization. Fig. 12 shows the texture variation and the progress of recrystallization as a function of the

isothermal annealing time at 553K and 573K. The intensity of the cube component is a maximum during the initial stage of recrystallization, then decreases with the increasing degree of recrystallization. As expected, the sharpness of the retained cube component increased with recovery.

Fig. 13 and Fig. 14 show the softening behavior and the texture variation at different temperatures as a function of the degree of recrystallization, respectively. The SB $\{168\} \langle 211 \rangle$ component was represented as the component around the S $\{123\} \langle 634 \rangle$ orientation

because the intensity of the SB was stronger than that of the S. At high temperatures (573K, 593K), the intensity of the textures and the hardness substantially decreased with the occurrence of the primary recrystallization. On the other hand, at a low temperature (553K), the rolling texture was still retained even if recrystallization progressed.

4. Discussion

The experimental results revealed that the apparent activation energy for recrystallization

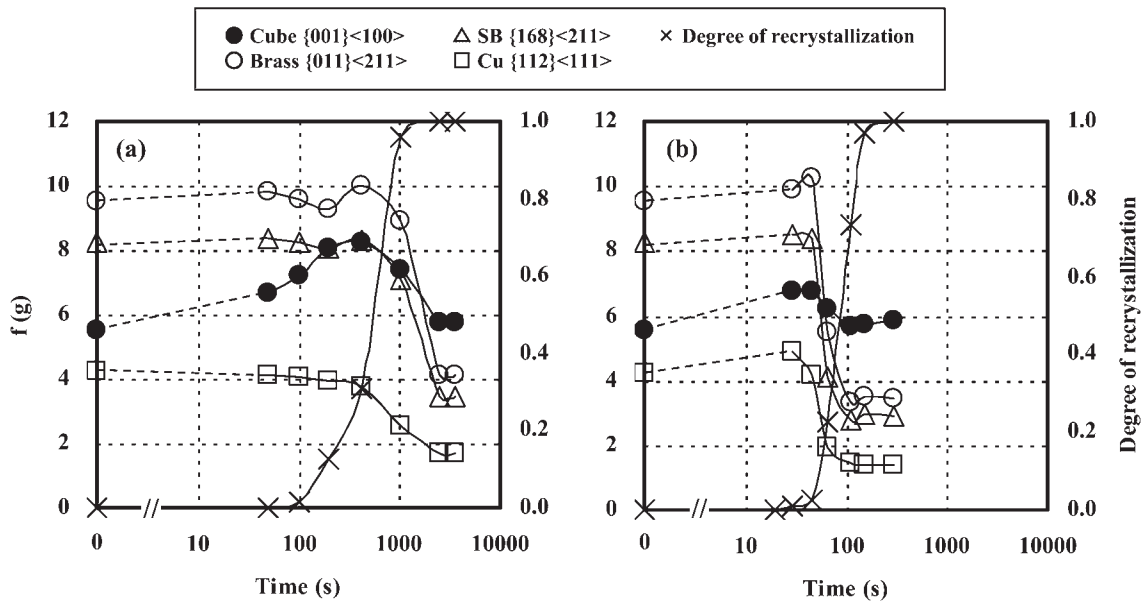


Fig. 12 Intensities of the ODF $f(g)$ and recrystallization curve of the cold-rolled sheets annealed at : (a) 533K, (b) 573K.

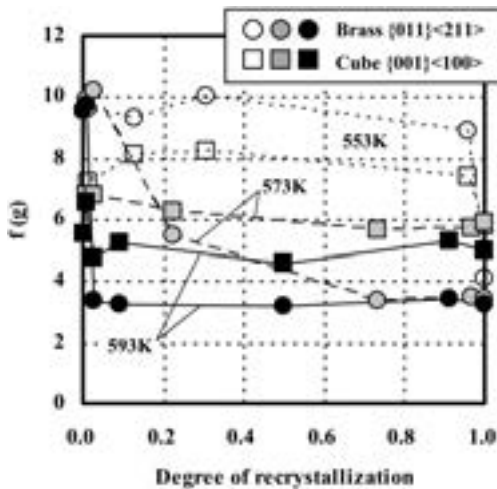


Fig. 13 Plots of intensities of the ODF $f(g)$ as a function of the degree of recrystallization.

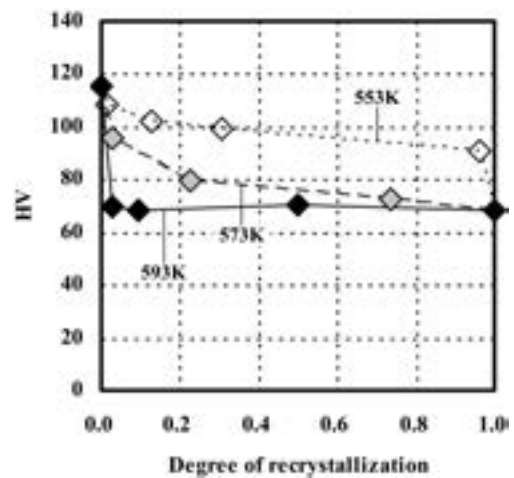


Fig. 14 Comparison of softening behavior as a function of the degree of recrystallization.

was estimated to be 203kJ/mol from 553 to 593K, which is almost the same as the activation energy for the diffusion of iron and/or manganese in aluminum. It was considered that the rate controlling process of recrystallization was the dislocation motion controlling the nucleation and/or the migration of grain boundaries influenced by the drag effects of the solute atoms. Also the inhibition of the grain boundary motion by precipitation during annealing would not occur, as observed in the 3000 series alloys³⁾.

During the isothermal annealing at high temperature, the texture changes and the softening were initially rapid, but decreased as early as the degree of the recrystallization reached the order of 0.1 (Figs. 13 and 14). It was suggested that during the early stage of recrystallization, the recovery had already progressed enough to form the subgrains which could act as nuclei. At low temperature, the initial texture and hardness were not fully decreased in spite of the fact that the degree of recrystallization reached the order of 0.9, i.e., both the recrystallized grains and the area of remaining stored energy concurrently existed. Additionally, the JMAK exponent for recrystallization was determined to be 2.4 at 553K. These tendencies might be an indication of the inhomogeneous distribution of recrystallization nuclei, such as grain boundaries, shear bands or large second-phase particles. Fig. 15 shows the effect of the cold rolling reduction on the JMAK exponent estimated from the hardness variation vs. the annealing time (Fig. 13). In this case of a high cold rolling reduction (90%), it was revealed that the JMAK exponent did not strongly depend on the annealing temperature, and it was suggested that the sites of nucleation were not restricted to the special regions even if the annealing temperature was low⁵⁾. In the 7075 aluminum alloy, a similar case was reported that dislocation cell thickness decreased and recrystallized grain sizes increased as the severity of deformation increased. However, both quantities saturated at approximately 85% cold-rolled reduction⁶⁾. Thus, it was suggested that the lower cold rolling reduction would provide the inhomogeneity of the stored energy distribution, and the lower annealing temperature would recrystallize the regions of

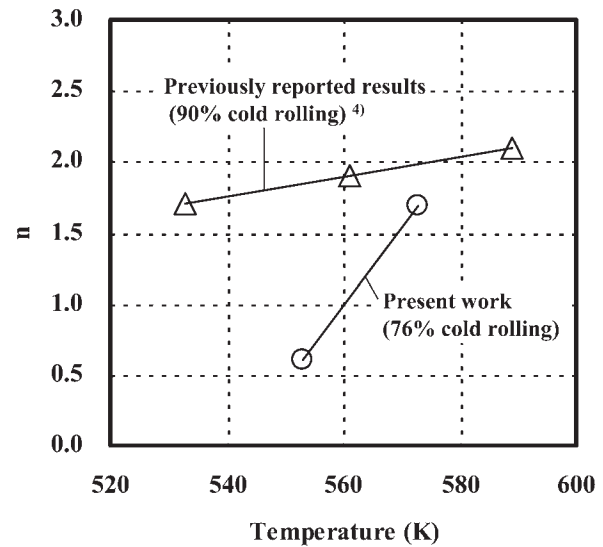


Fig. 15 Effect of cold rolling reduction on temperature dependence of JMAK exponent n .

high stored energy first.

When the recrystallization occurs in the special regions, it is widely recognized that the texture components will be influenced according to the sites of nucleation, e.g., grain boundaries, shear bands^{7,8)} and large second-phase particles^{9,10)}. However, in this study, the contribution of the nucleation at the particles would not be high because the cold rolling reduction was not high. During the continuous heat annealing, the recrystallization texture will be controlled whether or not the conditions lead to inhomogeneous recrystallization. If the cold rolling reduction is low, the slow heating rate will promote the textures affected by the restricted sites of nucleation, but the rapid heating rate will promote the cube component that usually appeared. However, in the case when the cold rolling reduction is high enough to lead to a homogeneous recrystallization even though the heating rate is slow, the texture will mainly consist of the cube component.

5. Conclusion

(1) The earing of the cold-rolled 5182 aluminum alloy strongly depends on the heating rate. At a low heating rate (0.01-1K/s), the ears on a drawn cup developed in 45 deg. to the sheet rolling direction. At a high heating rate (10K/s), the ears were lower.

(2) The earing behavior is characterized by the texture components. As the heating rate increases, the intensity of the cube component increases while the intensities of the Brass, Cu and SB components decrease.

(3) The JMAK exponent for recrystallization during isothermal annealing was determined to be 2.4 at 553K and around 4 at 573K and 593K. The apparent activation energy for recrystallization was estimated to be 203kJ/mol.

(4) During isothermal annealing at a high temperature (573K, 593K), the intensity of textures and the hardness significantly decrease with the occurrence of the primary recrystallization. On the other hand, at low temperature (553K), the initial texture and hardness are not fully decreased in spite of the fact that the degree of recrystallization reached the order of 0.9.

(5) The recrystallization texture will be controlled whether or not the conditions lead to inhomogeneous recrystallization. If the condi-

tion of cold rolling reduction, heating rate or annealing temperature leads to inhomogeneous recrystallization, the textures will be affected by the restricted sites of nucleation.

References

- 1) W. B. Hutchinson, A. Oscarsson, A. Karlsson : *Mat. Sci. and Tech.*, **5** (1989), 1118.
- 2) A. W. Bowen : *Mat. Sci. and Tech.*, **6** (1990), 1058.
- 3) W. Harlimont : *Aluminium*, **53** (1977), 171.
- 4) W. C. Liu and J. G. Morris : *Mat. Sci. and Eng. A* **402** (2005), 215.
- 5) O. Engler and K. Lucke : *Scripta Metall. et Mater.*, **27** (1992), 1527.
- 6) J. A. Wert, N. E. Paton, C. H. Hamilton and M. W. Mahoney : *Metall. Trans. A*, **12A** (1981), 1267.
- 7) E. Koken and J. D. Embury : *Scripta Metall.*, **22** (1988), 99.
- 8) J. Hjelen, R. Orsund and E. Nes : *Acta Metall. Mater.*, **39** (1991), 1377.
- 9) F. J. Humphreys : *Acta Metall.*, **25** (1977), 1323.
- 10) H. E. Vatne, O. Engler and E. Nes : *Mat. Sci. Forum*, **157-162** (1994), 1501.

Effect of Coarse Al₆Mn Particles on Work Hardening in Al-Mn Binary Alloy*

Shingo Iwamura** and Kazuyo Ogawa***

The effects of coarse Al₆Mn particles ($\sim 3 \mu\text{m}$) on the formation of a deformed microstructure in the Al-0.66mass%Mn binary alloy have been investigated by tensile tests and microstructure analyses. The coarse particles have less effect on the dislocation migration in the deformation range up to yield strain. Due to the localization of the dislocations around the coarse particles, the maximum n-value appears in the deformation range around $\epsilon = 0.02$. The dislocation cells are formed in the deformation range above $\epsilon = 0.10$. During this stage, the localized dislocations around the particles promote annihilation of the dislocations and prevent an increase in the flow stress. For a higher deformation, the subgrains with a high angle boundary form around the coarse particles. As a consequence of these results, the coarse Al₆Mn particles have a greater effect on the work hardening than solute manganese atoms in the deformation range above $\epsilon = 0.10$.

1. Introduction

AA3XXX alloys sheets are used for beverage can bodies, heat exchangers and other various applications. The strength properties of the AA3XXX alloys, categorized as non-heat treatable alloys, are controlled by the annealing condition and/or cold rolling reduction. With respect to the products of H1 temper, the solute/precipitate states of the manganese atoms also affect the strength properties, though the strength mainly depends on the alloy composition and cold rolling reduction. For example, fine α -Al (Mn, Fe) Si particles formed by heat treatment at 375°C make strengths higher¹⁾. On the other hand, for industrial products, particles coarsen to large size because the AA3XXX alloys are usually homogenized at high temperature, i.e. 450°C. Though these large particles have little effect on the work hardening behavior¹⁾, the effects should be taken into consideration for high-precision controlling of the strength. In this study, the effect of the coarse

particles and solute atoms on the work hardening was studied in order to summarize the role of the coarse particles for high-precision controlling of the strength.

2. Experimental Procedure

In the present study, DC cast ingots of 3 N-aluminum and Al-0.66mass%Mn binary alloy, the compositions of which are shown in **Table 1**, were used. These ingots were solution-treated in air at 640°C for 24h, then cold-rolled at 87% reduction. After that, the sheets were recrystallized by salt bath at 600°C for 30s. These plates are named as sample A for 3 N-Al sheets and sample S for solution-treated Al-Mn alloy sheets. Furthermore, to study the effect of the coarse particles, heat treatment in a salt-bath at 450°C for 48h was carried out to sample S. These plates are labeled as sample P for heat-treated Al-Mn alloy. The manufacturing process in this study is shown in **Fig. 1**.

It is clear from **Fig. 2** that there are few particles in sample A and sample S. It is suggested that most of the manganese atoms would dissolve in the matrix. Coarse particles ($\sim 3 \mu\text{m}$) were observed in sample P. These particles were identified as Al₆Mn by X-ray diffraction. The electrical conductivities of the samples

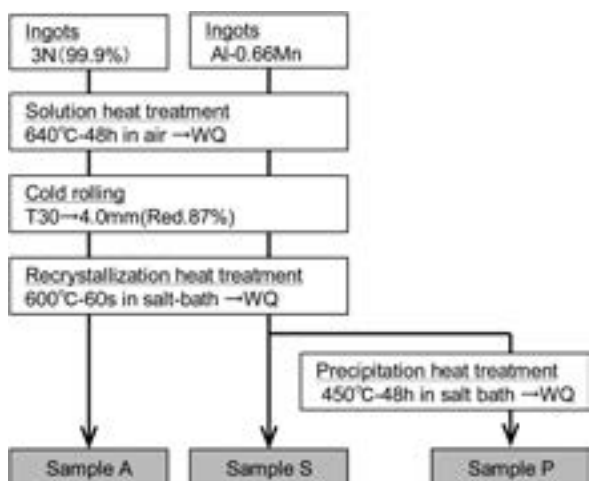
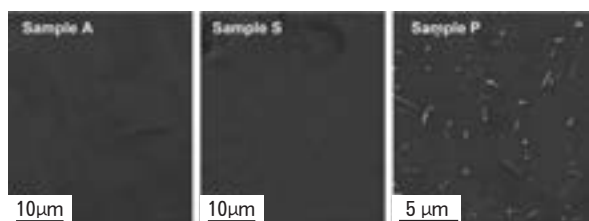
* Main part of this paper was presented in ICAA13 (2012).

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

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

Table 1 Chemical composition of the specimens (mass%).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
3N-Al	0.01	0.02	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.01	Bal.
Al-0.66Mn	0.02	0.03	<0.01	0.66	<0.01	<0.01	<0.01	0.01	Bal.

**Fig. 1** Flow chart of the manufacturing process.
WQ : water quench.**Fig. 2** SEM images of the specimens.

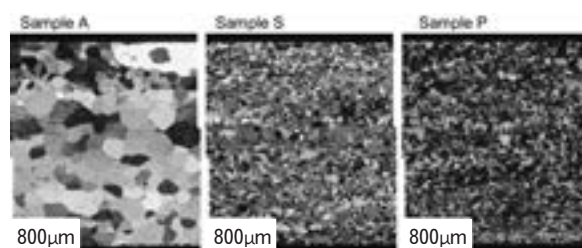
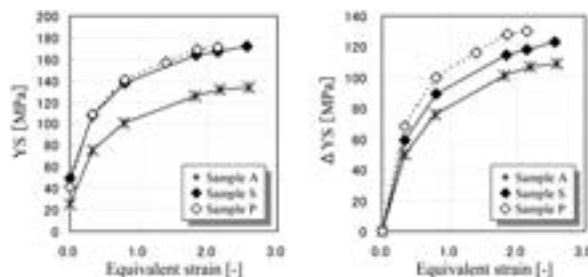
are shown in **Table 2**. In sample P, the amount of manganese atoms was determined from the conductivity value as 0.37% in the matrix and 0.29% in the Al_6Mn particles. **Fig. 3** shows the microstructures of the samples. Though sample A has a larger grain structure than those of sample S and sample P, we thought that the difference in the grain size had little effect on the work hardening behavior.

3. Results

Fig. 4 shows the yield stress of the samples cold-rolled by 0 ~ 80%. The strengths of sample S and sample P are higher than that of sample A. This indicates that the manganese content has a significant effect on the strength. Compared to sample S, sample P shows slightly higher strength. The amount of work

Table 2 Conductivity and the amount of manganese atoms in the samples.

	Conductivity [%IACS]	Amount of Mn [mass%]	
		in the matrix	in the precipitates
Sample A	62.6	0	0
Sample S	35.7	0.66	0
Sample P	42.1	0.37	0.29

**Fig. 3** Microstructures of the specimens.**Fig. 4** Yield stress of the cold worked samples.

hardening, Δ YS, is in the following order : sample P > sample S > sample A. This result indicates that the Al_6Mn particles, even in the case of coarse particles, harden more effectively than solute manganese atoms. Though coarse particles as shown in **Fig. 2** generally have a negligible effect on the strength¹⁾, it is important to know the slight effect of coarse particles on the work hardening in order to control the strength of AA3XXX alloy in H1 temper.

4. Discussion

The results mentioned above indicate that the Al_6Mn particles harden more effectively than

solute manganese atoms in H1 temper. We next discuss the role of the coarse Al₆Mn particles on the work hardening behavior by a comparison of sample P and sample S.

4.1 Early stage of deformation

Table 3 shows the tensile properties of the samples. Sample S shows higher yield stress than that of sample P. On the other hand, the tensile strength of sample P is higher than that of sample S. These results indicate that, at least up to yield strain, the solute manganese atoms have a greater effect as an inhibitor from migration of the dislocations than the Al₆Mn particles. The Al₆Mn particles show their importance above yield strain in which interaction between the dislocations and the particles arises.

4.2 Small strain ($\epsilon \sim 0.02$)

Fig. 5 shows the change in the n-value during the tensile test calculated from stress-strain curve. The n-value shows a peak value at $\epsilon = 0.02$ in sample P. Fig. 6 a shows a TEM micrograph of sample P stretched by $\epsilon = 0.02$. At this strain, the interaction between the particles and the dislocations produces localization of the dislocations around the coarse Al₆Mn parti-

cles. This suggests that the peak of the n-value at $\epsilon = 0.02$ corresponds to the pile-up of dislocations around the coarse particles. In addition, dislocation cells have not formed yet at $\epsilon = 0.02$ as shown in Fig. 7.

4.3 Medium strain ($\epsilon = 0.10 \sim$)

In sample P, though the n-value attained maximum value at $\epsilon = 0.02$, n-value decreased to lower value than that of sample S in the higher strain range ($\epsilon = 0.10 \sim$). Fig. 6 b shows a TEM micrograph of sample P stretched by $\epsilon = 0.10$. During this stage, the localization of dislocations around the particles saturates and dislocation cells form (as shown in Fig. 7). It is reasonable to postulate that a higher dislocation density around particles promotes annihilation of the dislocations during deformation, and results in lower n-value than that of sample S. It should be noted that the flow stress of sample P is higher than that of sample S, because the total dislocation density increases by the presence of the coarse Al₆Mn particles.

Table 3 Tensile properties of the samples.

	TS [MPa]	YS [MPa]	EL [%]
Sample S	83	49	55
Sample P	85	41	56

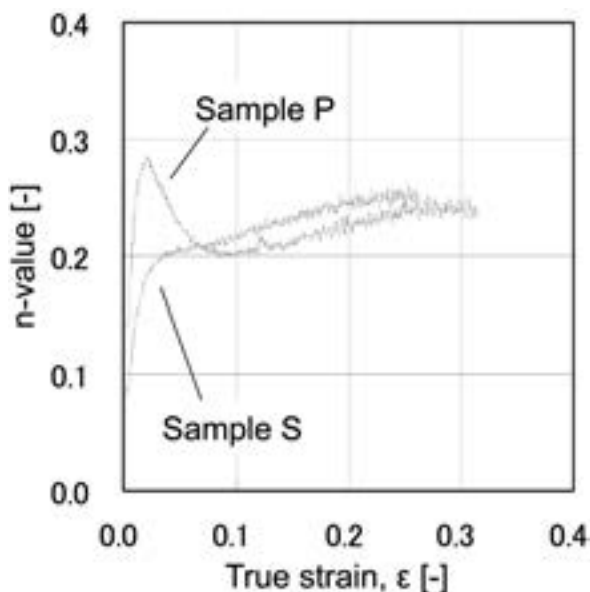


Fig. 5 Change in n-value during tensile test.

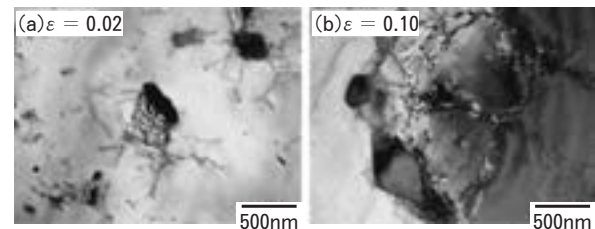


Fig. 6 TEM micrographs of sample P stretched by (a) $\epsilon = 0.02$, (b) $\epsilon = 0.10$.

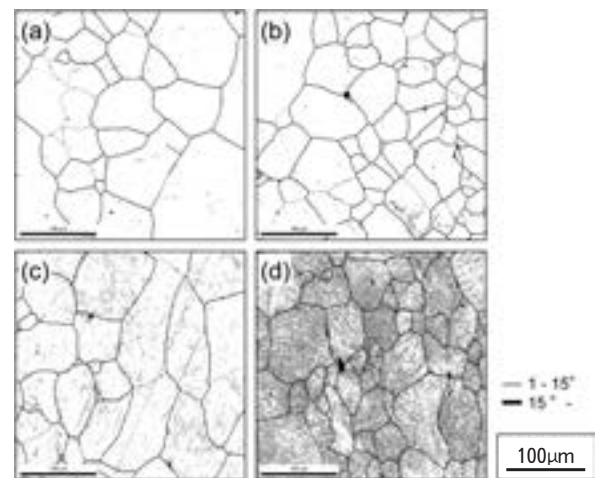


Fig. 7 EBSD grain boundary map of pre-deformed sample P. (a) non-deformed, (b) $\epsilon = 0.02$, (c) $\epsilon = 0.10$, (d) $\epsilon = 0.26$.

4.4 High strain

Fig. 8 shows EBSD grain boundary map of sample P cold-rolled by $\epsilon = 1.9$. During this stage, dislocation cells develop into subgrains. Namely, the subgrains around the Al_6Mn particles have high-angle boundaries. As reported by Humphreys^{2, 3)} and Liu⁴⁾, the localization of dislocations around the particles produces a higher dislocation density and more rotation of the dislocation cells and subgrains.

5. Summary

The study of the effect of the coarse Al_6Mn particles on the work hardening behavior of an Al-0.66%Mn binary alloy had the following conclusions :

(1) The Al_6Mn particles, even in the case of coarse particles, harden more effectively than solute manganese atoms. Though the coarse particles generally have few effects on the strength, it is important to take the slight effect into consideration in order to control the strength of the AA3XXX alloys in H1 temper.

(2) The role of the coarse Al_6Mn particles on formation of the deformation microstructure is as follows :

- At the early stage of deformation, coarse Al_6Mn particles prevent the migration of dislocations less effectively than solute manganese atoms. Because coarse Al_6Mn particles have little interaction between the dislocations and the particles.

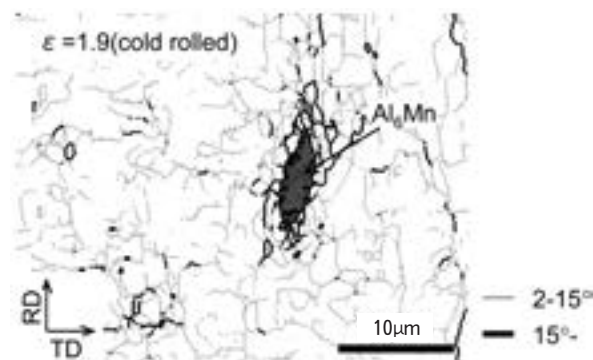


Fig. 8 EBSD grain boundary map of sample P cold rolled by $\epsilon = 1.9$.

- At $\epsilon = 0.02$, dislocations localize around coarse Al_6Mn particles. This phenomenon brings a peak of the n-value.
- Dislocation cells form in the deformation range over $\epsilon = 0.10$. During this stage, the dislocations localizing around the particles promote annihilation of the dislocations.
- In the higher deformed state, i.e., $\epsilon = 1.9$, dislocation cells develop into subgrains. In particular, subgrains around the Al_6Mn particles have high-angle boundaries.

References

- 1) Y. J. Li, A. M. F. Muggerud, A. Olsen and T. Furu : *Acta. Met.*, **60** (2012), 1004-1014.
- 2) F. J. Humphreys : *Acta Met.*, **27** (1979), 1801-1814.
- 3) F. J. Humphreys and P. N. Kalu : *Acta Met.*, **38** (1990), 917-930.
- 4) Q. Liu, Z. Yao, A. Godfre and W. Liu : *J. Alloys Compd.*, **482** (2009), 264-271.

Deformation Behaviors of Pure Aluminum and Al-4.5%Cu Alloy in Semi Solid State*

Nobuhito Sakaguchi**

To clarify the mechanism of hot tearing in the aluminum alloy ingot, the mechanical properties and the deformation behaviors of pure aluminum and the Al-4.5mass%Cu alloy in the semi solid state were investigated by the tensile test method in that state. The tensile strength and elongation of the Al-4.5mass%Cu alloy remarkably decreased with the generation of liquid in the grain boundaries at a temperature above the solidus. The healing by the liquid flow into the crack was observed in a high temperature range in the semi solid state by *in situ* observations. The pure aluminum exhibited a very high ductility in the temperature range that was solidus to near the liquidus. The deformation behaviors in the semi solid state of both alloys were classified into four stages based on their mechanical properties, fracture surface morphologies, and *in situ* observations on the tensile tests. In the lowest temperature stage, a large uniform deformation and a high tensile strength were obtained. The embrittlement with the liquid film occurred in the second stage. The healing behavior of the crack by liquid flow occurs in the third stage. The slurry zone was the highest temperature range of the semi solid state. The brittle temperature ranges in which hot tearing occurred in both alloys were determined by that classification. These data obtained from the tensile test in the semi solid state could be applied to several simulations, such as solidification and hot working.

1. Introduction

The hot tearing in the ingot has occurred frequently in DC casting process of aluminum alloys. Many reports for the mechanism of the hot tearing had been published^{1~3)}. Recently, Watanabe et al. reviewed about the hot tearing^{4,5)}, summarized the mechanism to the following "in the semi solid state, if the tensile strain or stress generated by solidification shrinkage exceeds the strength or the fracture strain of the material, hot tearing will occur." Eskin clarified that crack initiators, propagation mechanisms, and fracture modes, would change with solid fraction of the material⁶⁾. Therefore, the investigation for the deformation

behaviors of aluminum alloys in the semi solid state need to clarify the mechanism of the hot tearing. However, in most of the previous studies, the mechanical properties of aluminum alloys with a high content of the eutectic element at wide temperature range in the semi solid state were investigated. The mechanical properties of aluminum alloys with a low eutectic content such as wrought aluminum alloys produced by DC casting were not investigated. Thus, to clarify the mechanism of hot tearing that would occur in DC casting aluminum ingots, it was necessary to investigate the deformation behaviors and mechanical properties of aluminum alloys with a low eutectic content.

In this study, the deformation behaviors and mechanical properties of aluminum alloys which had a low eutectic content and a narrow temperature range in the semi solid state were investigated by the new tensile test method.

* The main part of this paper was presented at the TMS (The Minerals, Metals & Materials Society) 141st Annual Meeting & Exhibition, Orlando, Florida, United States of America, March 11-15, 2012.

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

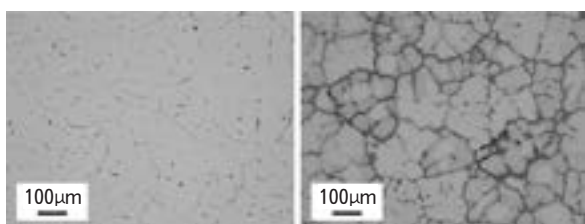
2. Experimental procedures

2.1 Materials and sample preparation

Pure aluminum and Al-Cu alloy were selected for the sample alloys. Pure aluminum has the narrowest temperature range in the semi solid state among wrought aluminum alloys. Pure aluminum which is used widely in industry has included low contents of Fe and Si as impurities. Therefore, the pure aluminum which was sample of this study included the 0.1%Fe and 0.1%Si ("mass%" has been expressed as "%" in this paper). On the other hand, Al-4.5%Cu had a relatively wide temperature range in the semi solid state compared with pure aluminum. Pure aluminum and Al-4.5%Cu billets were produced by DC casting, 330 mm in diameter. The chemical compositions of those billets are shown in **Table 1**. Plate-type specimens for the tensile test were taken from stable parts of those billets. The section size of parallel part of specimen was 4 mm thickness and 3 mm width. The gage length to evaluate the elongation was 10mm length. In this study, ten gage marks were marked at intervals of 1mm. The average grain sizes of pure aluminum and Al-4.5%Cu specimens were $196\mu\text{m}$ and $153\mu\text{m}$, respectively. **Fig. 1** shows the microstructures of the specimens. Each microstructure is characterized by the dendrites and the compounds are observed in grain boundaries and inter dendrite arms. The solidus of pure aluminum and Al-4.5%Cu were identified to 644°C and 549°C by differential thermal analysis (DTA).

Table 1 Chemical compositions of ingots (mass%).

	Cu	Fe	Si	Ti	Mg	Al
Pure aluminum	≤ 0.01	0.10	0.10	0.02	0.01	Bal.
Al-4.5%Cu	4.44	0.05	0.03	0.02	0.01	Bal.



(a) Pure aluminum

(b) Al-4.5%Cu

Fig. 1 Microstructures of tensile test specimens.

2.2 Tensile test apparatus and condition

Generally, a tensile test in the semi solid state has been performed in two type methods. In one case, the test was performed after the specimen remelted by heating to the test temperature above the solidus^{2,7-9}). In the other case, it was performed after the liquid sample solidified by cooling to the test temperature below the liquidus⁹). In this study, a tensile test based on the first case had been selected because of the high accuracy of the temperature control. The schematic of the tensile test apparatus is shown in **Fig. 2**. In this test, the specimen was heated by using an infrared lamp, located on a jig (support bar) in the chamber filled by Ar gas. The deformation behavior of the specimen was observed through the window located on upper side of the chamber. In this apparatus, the specimen does not contact to the jig in loading direction before loading. Therefore, the thermal stress, which generate between the heated specimen and the jig, could eliminate by using the apparatus. **Fig. 3** shows the heating property of

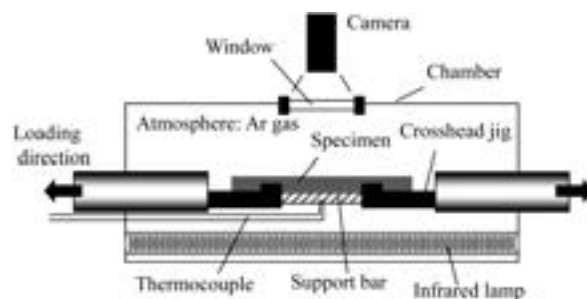


Fig. 2 Schematic drawing of tensile test apparatus.

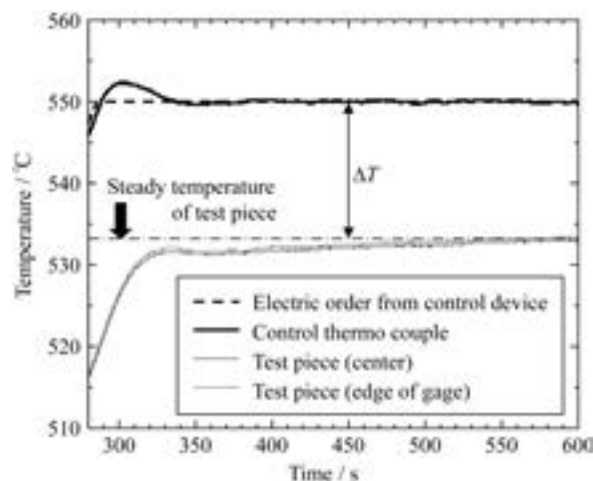


Fig. 3 Heating property of tensile test apparatus.

this apparatus, for example the specimen temperature was controlled to 533°C. The lag time was 50s, the temperature of the control thermocouple became stable after the electric order from a control device reached to 550°C. On the other hand, the specimen temperature became stable 250s after the electric order from control device reached to 550°C. The specimen temperature could be stable at the tensile test temperature in a short time. The temperature difference (ΔT) between the control thermocouple and the specimen was essentially attributed to the chemical composition and the shape of the specimen and the jig. It should be noted that ΔT could be controlled with an accuracy of $\pm 1.5^\circ\text{C}$ in this apparatus. ΔT on Al-4.5%Cu and pure aluminum were 17.0°C and 10.4°C , respectively. Further, ΔT on the evaluation area, which is same part of specimen as gage length to evaluate the elongation, of the specimen could be controlled with an accuracy of $\pm 0.6^\circ\text{C}$ on both alloys.

In this study, the crosshead speed on the tensile test was 0.05mm/s. Further, a load was detected by a load cell measuring until 2 kN attached to the apparatus. The elongation was estimated by comparing the gage marks before and after the tensile test. The cross section micrograph of the specimen after tensile fracture in semi solid state was shown in Fig. 4. There are many small cracks in this cross section without main crack. To estimate the elongation, the displacement by these small cracks in loading direction should not be included. Therefore, the smallest displacement in the gage marks on the specimen, which was estimated that had the minimum amount of cracks, was defined to the elongation on this specimen¹⁰⁾. The fracture surfaces of the specimens were ob-

served using a scanning electron microscope (SEM) equipped with an energy dispersive X-ray spectrometer (EDX).

3. Results

3.1 Mechanical properties in semi solid state

The changes in the mechanical properties and deformation behaviors of pure aluminum and Al-4.5%Cu are shown in Fig. 5. By using our tensile test apparatus, we could examine the mechanical properties near the liquidus (660°C) of pure aluminum, which had a narrow temperature range in the semi solid. However in the test of pure aluminum, the maximum elongation for a specimen was over 100%, because the motion distance of the crossheads in the chamber was limited less than 10mm. Therefore, the unbroken specimen over the tensile limit was denoted as an "unbroken" in Fig. 5. On the other hand, the specimen which healed by the liquid flow into the crack could not be estimated the elongation.

The tensile strength of pure aluminum near the solidus was approximately 2 MPa. However, the elongation of pure aluminum was not estimated because of the unbroken. The tensile strength and elongation of pure aluminum did not decrease until the liquidus. On the other hand, the tensile strength of Al-4.5%Cu was approximately 9 MPa near the solidus. The tensile strength of Al-4.5%Cu decreased to approximately 1MPa at the temperature range of 559°C - 561°C . Over the temperature range, the tensile strength of Al-4.5%Cu decreased gradually. The elongation of Al-4.5%Cu near the solidus was not estimated because of the unbroken situations. The elongation of Al-4.5%Cu decreased rapidly to less than 1 % at the temperature range of 559°C - 561°C as same as its tensile strength.

3.2 Fracture surface

3.2.1 Fracture surface of pure aluminum

The fracture surfaces of tensile specimens on pure aluminum at 650°C , 655°C , and 658°C are shown in Fig. 6. The fracture surface of pure aluminum at 650°C included flat surfaces such as a brittle fracture surface formed by intergranular fracture. However, the creases,

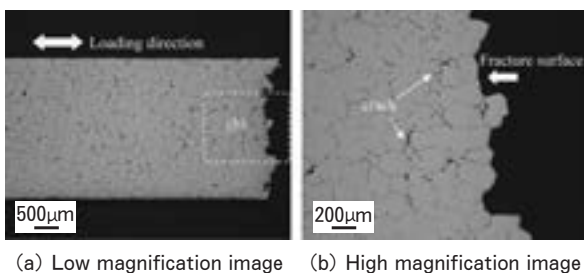


Fig. 4 Cross section micrographs of tensile fractured specimen.

which were considered to be the trace of a ductile fracture, were observed on this surface. Further, the needle-shaped compounds were observed. Al and Fe elements were detected on the needle-shaped compounds by EDX analysis. The frac-

ture surface at 655°C included a rounded surface as compared with one at 650°C, but the needle-shaped compound was not observed. The fracture surface at 658°C was smooth compared with the fracture surface at 655°C. The grain shape

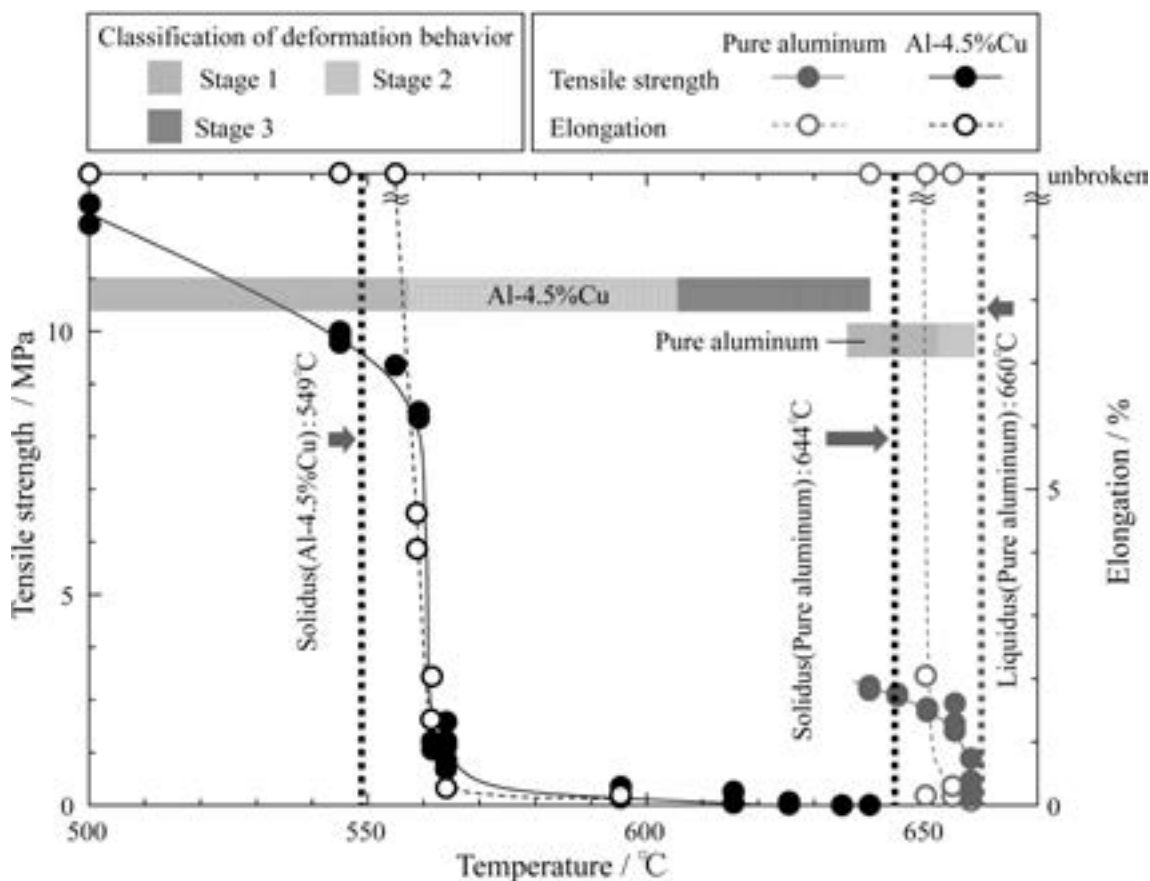


Fig. 5 Change in mechanical properties and deformation behaviors of pure aluminum and Al-4.5%Cu.

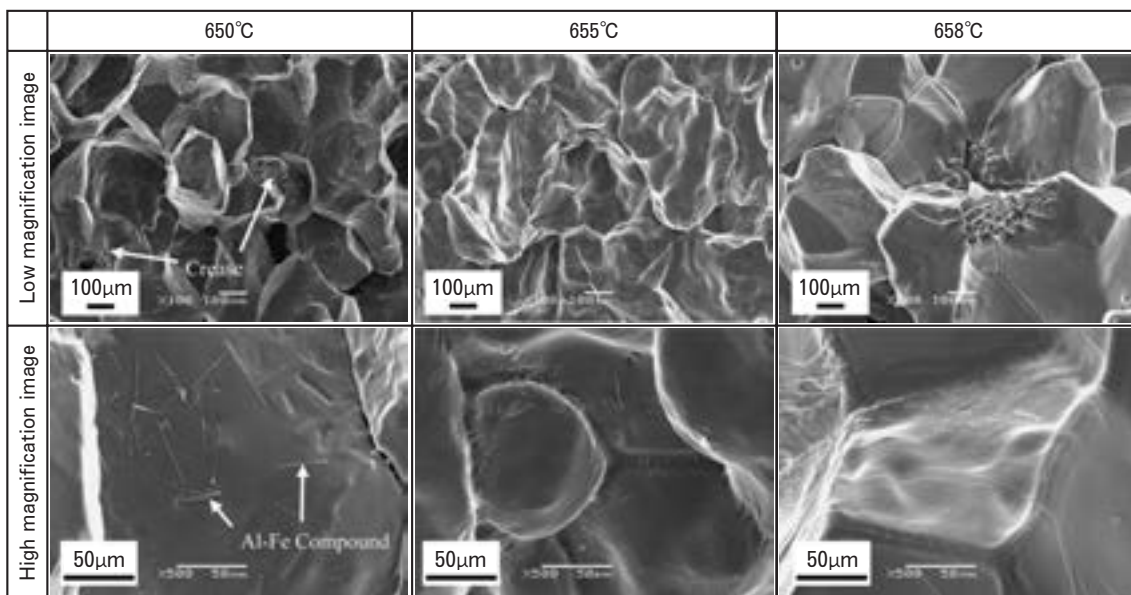


Fig. 6 SEM micrographs of fracture surfaces on pure aluminum.

was collapsed partially in the fracture surface. It was considered that those collapsed grains on the fracture surface were formed by the local melting of α -Al dendrite (grain), because the test temperature was very close to the liquidus.

3.2.2 Fracture surface of Al-4.5%Cu

The fracture surfaces of tensile specimens on Al-4.5%Cu at 559°C, 561°C, and 595°C are shown in Fig. 7. A comparing those fracture surfaces showed that the roundness on surface had increased with the test temperature. The creases and pores, which were considered to the trace of a ductile fracture, were observed on the surfaces at 559°C. The spikes, which were considered the trace of contact with solids at the fracture surface, were observed on the surface at 561°C. However, the creases and pores were not observed on this surface. The fracture surface at 595°C was smooth as compared with the other fracture surfaces. The trace of ductile fracture was not observed on the surface too.

3.2.3 *In situ* observation of tensile deformation

The result of the *in situ* observation on the tensile test of Al-4.5%Cu at 615°C is shown in Fig. 8. As shown in this figure, the crack would be healed by the liquid flow quickly. The specimen on the tensile test looked like still connecting with flowed liquid phase, and did not break to add a few strains approximately 2 mm (20% in elongation). In that case, the liquid with solid

phase had flowed into the crack, as the results the specimen would not break on the visual observation. The result on the *in situ* observation of tensile deformation of Al-4.5%Cu at 625°C is shown in Fig. 9. As shown in this figure, the crack was healed by the liquid flow, too. However, that specimen was broken unexpectedly with a few strains of approximately 2 mm. It was considered that the solid fraction at this 625°C was smaller than that at 615°C. As a result of the connection strength on specimen at 625°C was lower than that at 615°C, because only the liquid phase flowed into the crack. On the other hand, on the tensile test of pure aluminum, the healing phenomenon of a crack by the liquid flow was not observed at all.

4. Discussion

4.1 Classification of deformation behaviors in semi solid state

Generally, the semi solid state is classified into two types. One type is a slurry state, which is situated at a higher temperature range in semi solid state. In this state, the solid phase (grain) is considered to float in the liquid phase because the solid fraction is low. Moreover, each solid phase exists independently and is not strongly bonded with the adjacent solid phase. The other type is a mushy state, which is situated at a lower temperature range in semi solid

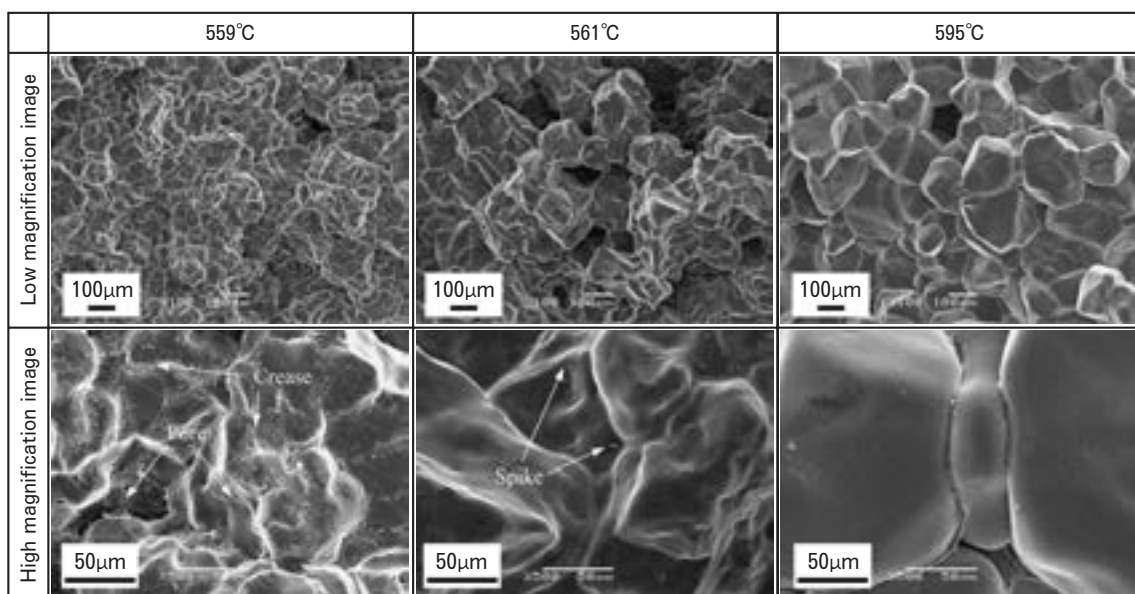


Fig. 7 SEM micrographs of fracture surfaces on Al-4.5%Cu.

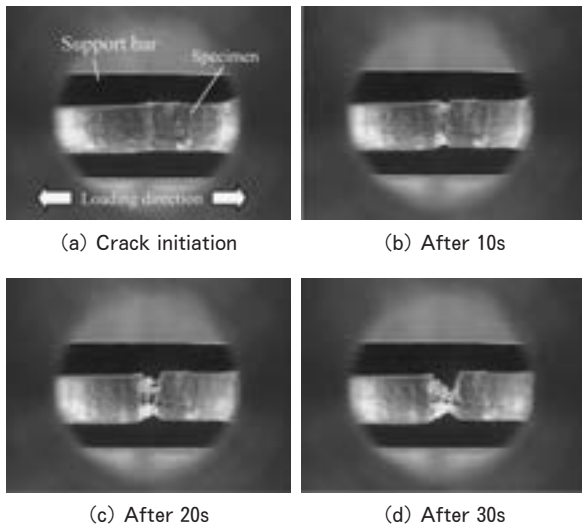


Fig. 8 Deformation behavior of Al-4.5%Cu on tensile test at 615°C.

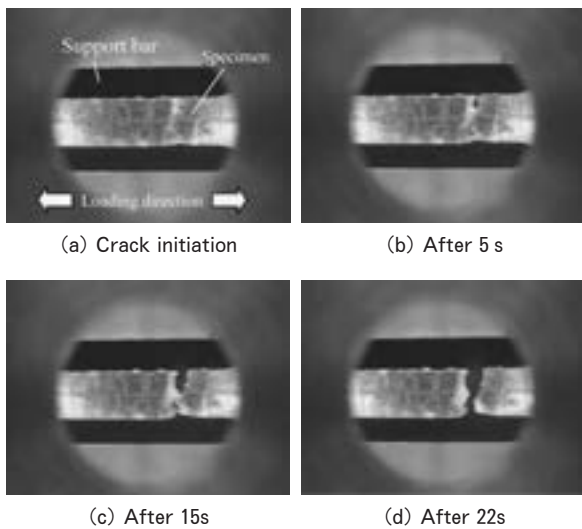


Fig. 9 Deformation behavior of Al-4.5%Cu on tensile test at 625°C.

state. In this state, the solid phase is strongly bonded with each other. Further, the liquid phase exists only in the grain boundary because the solid fraction is high. The hot tearing is considered to occur in this mushy state in general. However, the fracture mode of the material in the mushy state would change with the solid fraction. In this study, the deformation behavior in the mushy state has been classified by means of the mechanical properties, fracture surface morphology, and the result of *in situ* observation on the tensile deformation.

The classification of the deformation behavior is shown in Table 2. And the temperature ranges of these stages on pure aluminum and

Table 2 Classification of deformation behavior in semi solid state.

Stage 1	Large uniform deformation and high tensile strength are obtained.
Stage 2	Embrittlement with liquid film occurs.
Stage 3	Healing behavior of crack by liquid flow occurs.
Stage 4	Slurry zone. Specimen is not able to keep original shape.

Al-4.5%Cu are shown in Fig. 4. The deformation behaviors in the mushy state were classified into three stages. Finally, in this study the deformation behaviors in the semi solid state were classified into four stages included the one in the slurry state. Stage 1 is the lowest temperature range in the semi solid state. In this stage, the specimens in the tensile test have showed the large uniform deformation and the high tensile strength equal to that at the temperature fairly below the solidus. This stage on pure aluminum and Al-4.5%Cu is situated at the temperature less than 650°C and 559°C, respectively. In stage 2, the specimens in the tensile test have showed the characteristic embrittlement because the liquid film was formed in grain boundary. This stage is characterized by the decrease in both the tensile strength and the elongation with increasing temperature. Further, in this stage, the fracture surface morphology has also changed with temperature. The change in the fracture surface morphology would be discussed later. This stage is situated at the temperature ranges of 650°C-658°C on pure aluminum, 559°C-615°C on Al-4.5%Cu. In stage 3, the specimens in the tensile test have showed the characteristic healing. The crack on the specimen in the tensile test was healed by the liquid flow. The crack on Al-4.5%Cu was healed at temperatures greater than 615°C. As the result, stage 3 on Al-4.5%Cu is situated at the temperature greater than 615°C. However, on pure aluminum the temperature range for stage 3 could not be determined in this study. In stage 4, the specimens in the tensile test would have showed the characteristic slurry state, but on both pure aluminum and Al-4.5%Cu, the temperature range of stage 4 could not be determined in this study.

4.2 Change in fracture surface morphology

The temperature range for stage 2 on pure

aluminum was very narrow. It was found that the fracture surface morphology in the temperature range on pure aluminum had changed with temperature. Although the needle-shaped compounds detected Al and Fe elements by EDX were observed on the fracture surface of tensile specimen at 650°C, these compounds were not observed at 655°C. Therefore, in the temperature range of 650°C-655°C, these compounds would melt and form the liquid film in grain boundary. However, the tensile strength of pure aluminum at 655°C was nearly equal to that at 650°C. The tensile strength of pure aluminum decreased rapidly in the temperature range of 655°C-658°C. At 658°C, the trace of local melting of α -Al dendrites was observed. Therefore, it is considered that the tensile strength of pure aluminum in stage 2 depends on the amount of the bounding with α -Al dendrites and its strength, and not on the existence of the liquid film formed by the melting of these compounds.

The fracture surface morphology on Al-4.5%Cu has changed with increasing temperature as same as that of pure aluminum. A large number of creases and pores, which were the evidence of a ductile fracture, were observed on the fracture surface at 559°C. At 561°C, the spikes, which were also the evidence of a ductile fracture, were observed on the fracture surface. However the evidence of the ductile fracture was not observed on the fracture surface at 595°C. It was observed that the area of ductile fracture surface decreased with increasing temperature. The phase changes on Al-4.5%Cu during solidification had been calculated by JMatPro V6.0 and the calculation results are shown in Fig. 10. As shown in this figure, the compounds of the Al-Cu system were appeared near the solidus. It was considered that a liquid film was formed in grain boundary by melting the compounds of the Al-Cu system. Therefore, in stage 2 on Al-4.5%Cu, the tensile strength would depend on the amount of the liquid film formed by the melting of those compounds, and not on the bounding strength with α -Al dendrites.

4.3 Sensitivity of hot tearing

Hot tearing in the semi solid state would occur when the tensile strain or stress generated by solidification shrinkage exceeded the strength or the fracture strain of the material.

In stage 1, the solidified materials could deform without the crack when high stress generated by solidification shrinkage or some external force act upon the materials. In DC casting process, the crack formed in the ingot would be healed by the liquid flow in the same manner as stage 3, because high temperature liquid had been continuously supplied to the solidification surface in the sump. Therefore, the temperature range in which hot tearing would occur corresponded to stage 2 in the semi solid state.

The fracture surface of the hot tearing occurred in DC casting ingot on Al-Cu alloy is shown in Fig. 11. The feature on the fracture surface in stage 2 such as creases, spikes and rounded surface are observed on this figure. Therefore, it is reasonable that the hot tearing in DC casting would occur at the same temperature range for stage 2.

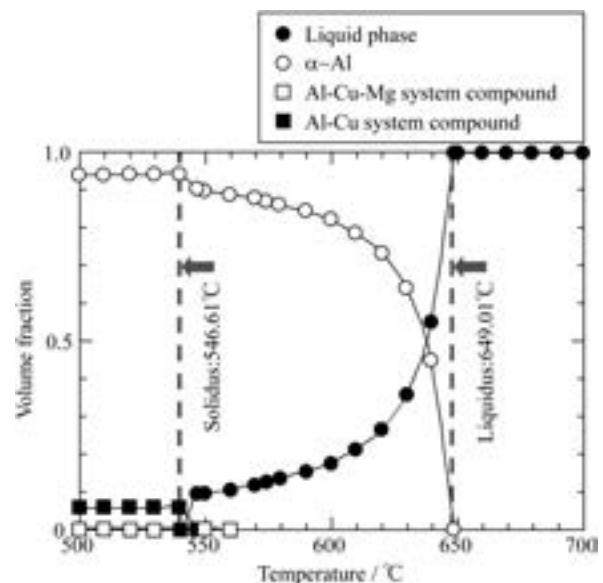
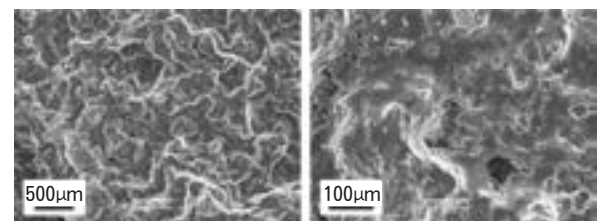


Fig. 10 Calculation result of phase changing during solidification in Al-4.5%Cu by JMatPro V6.0.



(a) Low magnification image (b) High magnification image

Fig. 11 SEM images of fracture surface with hot tearing on Al-Cu alloy occurred in DC casting ingot.

It was found that the temperature range for stage 2 on Al-4.5%Cu was larger than that on pure aluminum. Thus, it is most possibly that the hot tearing would occur on Al-4.5%Cu than on pure aluminum. It is considered that the temperature range for stage 2 would control the sensitivity of the hot tearing. In that tensile test, different factors controlled the tensile strength in stage 2 on pure aluminum and Al-4.5%Cu. On pure aluminum, the tensile strength in stage 2 has depended on the amount of the bounding with α -Al dendrites and its strength. On the other hand, the tensile strength on Al-4.5%Cu in stage 2 had depended on the existence of the liquid film formed by the melting of compounds. However, those factors would be affected significantly on the microstructure morphology, for example, grain size, compound size and its distribution, dendrite arms morphology etc.. Therefore, the relation among the microstructure, the mechanical properties and deformation behaviors in semi solid state would be investigated in future work.

In the case of DC casting process, the hot tearing would occur when the tensile strain or stress generated by solidification shrinkage had exceeded over the strength or the fracture strain of the material. It is considered that the hot tearing is affected by the tensile strain or stress distribution in the ingot and its change in time. Therefore, the stress analysis by the computer simulation would be necessary to discuss these factors. The obtained numerical data for the mechanical properties in the semi solid state could be applied to the computer simulation for several casting conditions. In the future we could establish the casting conditions to prevent the hot tearing in any alloys.

5. Conclusions

To clarify the mechanism of hot tearing on the DC casting ingot produced, the mechanical properties and the deformation behaviors of pure aluminum and Al-4.5%Cu alloy in the semi solid state were investigated by a new tensile test method. Those alloys have the narrow temperature range in the semi solid state among wrought aluminum alloys.

(1) On Al-4.5%Cu, the tensile strength and

elongation have decreased remarkably at the temperature above the solidus. This result would depend on the existence of a liquid film in the grain boundary. And *in situ* observation, the healing by the liquid flow into the crack was observed at the high temperature range in the semi solid state.

(2) Pure aluminum exhibited very high ductility until near the liquidus. It is considered that the tensile strength of pure aluminum in the semi solid state depended on the amount of the bounding with α -Al dendrites and its strength, and not on the existence of the liquid film formed by the melting of those compounds.

(3) The deformation behaviors in the semi solid state of both alloys were classified into four stages based on their mechanical properties, fracture surface morphologies, and *in situ* observations on the tensile tests. Stage 1 was the lowest temperature range in the semi solid state. In that stage, the large uniform deformation and the high tensile strength which equal to that at the temperature fairly below the solidus were observed. In stage 2, the characteristic embrittlement was observed. In stage 3, the crack on the material was healed by the liquid flow. In stage 4, the characteristic slurry state was formed. The temperature range in which hot tearing would occur correspond to stage 2 (brittle temperature range) in the semi solid state.

(4) The obtained numerical data for the mechanical properties in the semi solid state can be applied to the computer simulation for several casting conditions. In the future, we could establish the casting conditions to prevent the hot tearing in any alloys.

References

- 1) M. Morishita, M. Abe, K. Tokuda and M. Yoshida :
Journal of Japan Institute of Light Metals, **59** (2009),
417.(in Japanese)
- 2) H. Nagaumi, P. Suvanchai, T. Okada and T. Umeda :
Mater. Trans., **47** (2006), 2918
- 3) T. Isobe, M. Kubota and S. Kitaoka : Journal of
Japanese Foundry Engineering Society, **50** (1978), 425.
(in Japanese)
- 4) T. Watanabe, R. Kimura, T. Nakazawa, H. Chiba,
S. Tanaka, T. Ueki, T. Toriyama and M. Yoshida :
Journal of Japan Institute of Light Metals, **58** (2008),
395.(in Japanese)
- 5) T. Watanabe, R. Kimura, T. Nakazawa, H. Chiba,
S. Tanaka, T. Ueki, T. Toriyama and M. Yoshida : *ibid.*,
58 (2008), 464.
- 6) D. G. Eskin : **Physical Metallurgy of Direct Chill
Casting of Aluminum Alloys**, CRC Press (2008), 183.
- 7) H. Chiba, T. Ueki, T. Toriyama, I. Endo, T. Kobayashi
and M. Yoshida : Journal of Japan Institute of Light
Metals, **61** (2011), 135.(in Japanese)
- 8) A. Zama, T. Nakazawa, K. Toshimitsu and M. Yoshida :
ibid., **61** (2011), 181.
- 9) A. Zama, K. Toshimitsu, T. Watanabe, H. Chiba, T.
Toriyama and M. Yoshida : *ibid.*, **61** (2011), 446.
- 10) N. Sakaguchi, M. Tsunekawa and Y. Watanabe : *ibid.*,
61 (2011), 66.

板形状変化予測に基づくクーラントを用いた 冷間圧延機の形状制御*

堂 前 行 宏** 岡 村 義 英***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 53 No. 1 (2012), pp. 36-42

Flatness Control Using Roll Coolant Based on Predicted Flatness Variation in Cold Rolling Mills

Yukihiro Dohmae and Yoshihide Okamura

Flatness control for cold rolling mills is one of the important technologies for improving product quality and productivity. In particular, a poor flatness leads to strip tearing in the extreme case and, moreover, it significantly reduces productivity. Therefore, various flatness control systems have been developed. The main actuators for flatness control are classified into two types; one is the mechanical equipment, such as the roll bender, and the other is a zone coolant spray which controls the thermal expansion of the roll. Flatness variation, such as center buckle or edge wave is mainly controlled by the mechanical actuator which has high response characteristics. On the other hand, flatness variation of the local zone can be controlled by the zone coolant spray although this response is lower than the response of the mechanical actuator. For accomplishing a good flatness accuracy in cold rolling mills, it is important to improve the performance of the coolant control. In this paper, a new coolant control method based on a flatness variation model is described. In the proposed method, the state of the coolant spray on or off is selected in order to minimize the flatness deviation by using the predicted flatness variation. The effectiveness of the developed system has been demonstrated by application in an actual plant.

1. はじめに

冷間圧延機において板幅方向の形状(ひずみ分布)を制御して所望の板形状を得ることは、品質面のみならず、ひずみ分布の偏りによる板流れや局所的なひずみによる板破断などを防止するために、操業面においても重要な技術課題の一つである。

板形状を制御する方式については、従来から様々な手法が開発されている^{1~9)}。形状制御に用いられるおもなアクチュエータとしては、ロールベンダー等のメカニカルなもの、ロールの熱膨張を調節するものに大別され

る。後述する板幅中央部でのひずみ(中伸び)や板端部でのひずみ(耳波)のような形状変動は、高応答性を有するメカニカルなアクチュエータで制御可能である。一方で局所的なひずみについては、板幅方向に一樣に複数個配置されたノズルから吐出されるクーラントと呼ばれる冷却油を用いて、板幅方向のロールの熱膨張量を変化させることで形状制御を行う。冷間圧延のような薄板材において、局部ひずみの少ない良好な形状精度を得るためには、クーラント制御が特に重要である。

クーラント制御方法としては、目標の形状に対して伸び側の箇所はロールの熱膨張量が大きすぎるためクーラントの吐出を行い、張り側の箇所は逆に熱膨張量が小さすぎるためクーラントの吐出を止めるといった、いわゆるオン/オフによる方法が一般的に用いられている^{5,6,10)}。しかしながら検出された形状偏差のみにもとづく単純な

* 計測自動制御学会論文集, 48-4 (2012), 193 に主要部を掲載

** 名古屋製造所 板生産技術部 (当時 研究開発センター)

*** 研究開発センター 第一部, 工学博士

オン/オフ制御では、制御精度の改善には限界があった。

一方で形状偏差の大きさだけでなく、その時間変化などもある程度考慮した Fuzzy 理論による制御手法が報告されており^{8,9)}、従来の一般的なクーラント制御に比べて形状精度の向上が確認されている。しかし Fuzzy 制御では一般的に計算負荷が高くなりやすいこと、また制御性能を追求するための調整に時間を要するという問題がある。クーラント制御のためのモデルについては、これまであまり検討されてこなかったが、制御性能の向上と調整負荷の軽減をはかるためには、対象の特徴をよく捉えた制御モデルの構築とともに、調整が容易で見通しのよい制御が望まれる。

本論文では、クーラントの吐出状態に応じた形状変化をモデル化し、このモデルにもとづいて予測的に制御を行う新たなクーラント制御手法¹¹⁾について述べる。また実機への適用結果により、本手法の有効性について検証する。

2. 制御対象と板形状変化モデル

2.1 対象の概要

本論文で対象とする圧延機は Fig. 1 に示すような非可逆式 4 段冷間圧延機であり、形状制御用のアクチュエータとしてはワークロールベンダー、圧延機左右のロールギャップ開量を異なる設定とするレベリング、バックアップロールのクラウンを変化させることが可能な VC (Variable Crown) ロール、及びクーラントスプレーを有している。

前述のように、一般的にクーラントスプレーを除くアクチュエータは油圧による操作が行われており、その応答は数十～数百 ms と速く、制御対象となる板の幅方向全体に影響を及ぼすため、ひずみを素早く制御すること

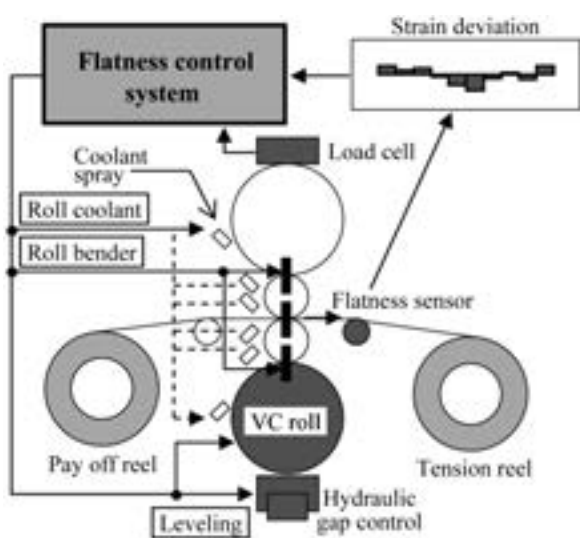


Fig. 1 Cold rolling mill and flatness control actuators.

が可能である。しかしこれらの操作によるひずみの修正は、Fig. 2 に示すような中伸びや耳波などの特定のパターンのものに限られてしまうため、局部的なひずみを制御することは困難である。一方クーラントによる制御はロールの熱膨張量の変化を用いるもので、その応答は数秒～数十秒程度となり、前述の油圧アクチュエータを用いる場合に比べて遅い。しかしながらクーラントを吐出するためのノズルは板幅方向に一樣に配置されており、ノズルの吐出状態はそれぞれ任意に操作することが可能である。したがって局部的なひずみを制御するうえでクーラントによる制御は重要な役割を果たすものとなっている。

2.2 板形状変化モデル

クーラントによるロールの温度変化を表すモデルとしては、一般にロールの円周方向熱伝導を無視した 2 次元熱伝導方程式が用いられている^{12,13)}。ここでは簡単のため、さらにロール半径方向熱伝導を無視したつぎのような式を考える。

$$c\rho \frac{\partial T_s}{\partial t} = \lambda \frac{\partial^2 T_s}{\partial z^2} \quad (1)$$

ただし c はロール比熱、 ρ はロール密度、 T_s はロール温度、 t は時間、 λ はロール熱伝導率、 z はロール軸方向座標である。

板幅方向に設置されたクーラントノズルに対応する第 i ゾーンについて、ある定常状態からの微小なロール表面温度変化を考えると、第 i ゾーンでのロール表面温度変化 ΔT_{Si} はつぎのように近似される。

$$\begin{aligned} \frac{d}{dt} \Delta T_{Si} = & -2 \frac{\lambda}{c\rho} \frac{1}{(z_r)^2} \Delta T_{Si} \\ & + \frac{\lambda}{c\rho} \frac{1}{(z_r)^2} (\Delta T_{Si+1} + \Delta T_{Si-1}) + K \cdot \Delta q_i \end{aligned} \quad (2)$$

ただし z_r はロール軸方向のゾーン分割幅、 Δq_i は i ゾーンクーラント流量変化、 K は係数である。(2) 式を模式的に表すと Fig. 3 のようになる。

定常状態近傍においては、ロールの熱膨張変化は ΔT_{Si} に比例し、板の形状変化 $\Delta \varepsilon_i$ はロール熱膨張変化に比例すると考えられるので、 $\Delta \varepsilon_i$ は ΔT_{Si} に比例するものと考えられる。そこで (2) 式より、 $\Delta \varepsilon_i$ をつぎの

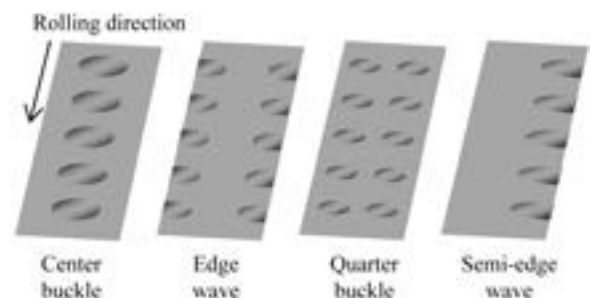


Fig. 2 Examples of bad strain distribution.

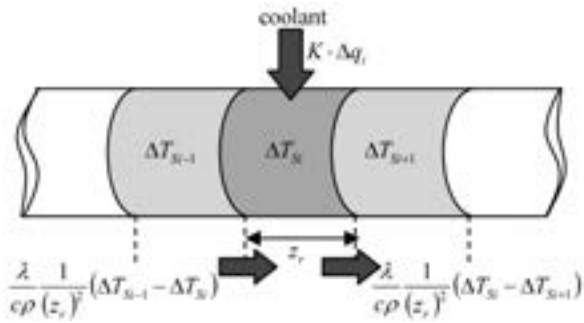


Fig. 3 Heat balance model of roll.

ように表すこととする。

$$\frac{d}{dt}\Delta\varepsilon_i = A_i \cdot \Delta\varepsilon_i + A_{i+1} \cdot \Delta\varepsilon_{i+1} + A_{i-1} \cdot \Delta\varepsilon_{i-1} + B_i \cdot \Delta q_i \quad (3)$$

ただし A 及び B は後述する形状変化に関わる係数である。ところでクーラント制御においては、一般にノズルからのクーラント吐出オン/オフで行なわれるため、 Δq_i に代えてつぎのような入力 Δu_i で表す。

$$\Delta u_i = \begin{cases} 1 : \text{クーラントオン} \\ -1 : \text{クーラントオフ} \end{cases} \quad (4)$$

(4) 式を (3) 式に代入するとともに、形状計で検出される板形状変化を Δy_i とすると、板の形状変化を表すモデルとしてはつぎようになる。ただし d_i は検出ノイズなどの外乱である。

$$\frac{d}{dt}\Delta\varepsilon_i = A_i \cdot \Delta\varepsilon_i + A_{i+1} \cdot \Delta\varepsilon_{i+1} + A_{i-1} \cdot \Delta\varepsilon_{i-1} + B_i \cdot \Delta u_i \quad (5)$$

$$\Delta y_i = \Delta\varepsilon_i + d_i \quad (6)$$

2.3 実機によるモデルパラメータの検証

前節 (5) 式のモデルについて検討するため、圧延中に形状制御用の各アクチュエータの操作を停止して、ひずみ分布の変化があまりみられなくなる程度時間が経過した後に、第 i ゾーンのクーラントの吐出状態を変化させた場合の第 i ゾーン、及びその両隣側ゾーンの形状変化の一例を Fig. 4 に示す。なお形状変化の単位は I-unit¹⁴⁾ である。

Fig. 4 によると第 i ゾーンの形状変化量に対して、その両隣側のゾーンの形状はほとんど変化していない。通常、形状制御への影響を考慮して隣接ゾーンに影響を及ぼさないようにするため、クーラントのノズル形状やノズル角度等に工夫がなされており、今回行った実験でも、

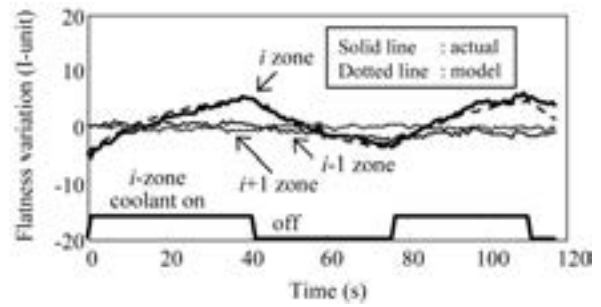


Fig. 4 Flatness variations by the coolant changes.

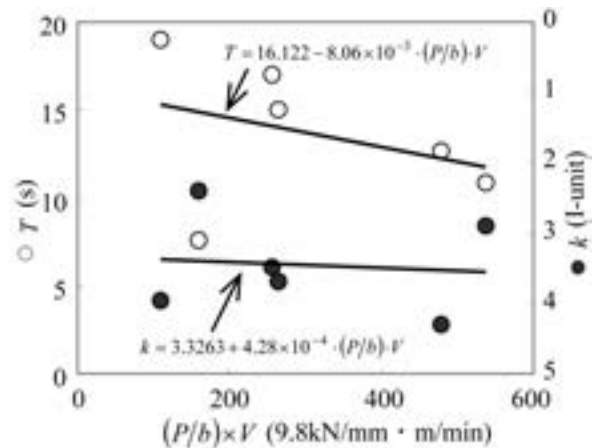


Fig. 5 Relation between $(P/b) \times V$ and model parameters.

隣接ゾーンに影響がないことが確認された。よって本実験結果からは、当該ゾーンへの両隣側のゾーンの形状変化の影響は無視できると考えてよい。したがって (5) 式は右辺第 2 項及び第 3 項を省略することで、(7) 式のような一次遅れ系に簡略化することができる。

$$\frac{d}{dt}\Delta\varepsilon_i = A_i \cdot \Delta\varepsilon_i + B_i \cdot \Delta u_i \quad (7)$$

ただし $A_i = -1/T_i$ 及び $B_i = k_i/T_i$ であり、 T_i は形状変化時定数、 k_i はクーラントオン/オフ時の形状変化を表す係数である。本実験結果 (出側板厚 = 0.15mm, 板幅 = 1,025mm, 圧延速度 = 160m/min) における T_i 及び k_i の同定値は $T_i = 20$ s, $k_i = 6$ I-unit 程度となる (Fig. 4 の破線参照)。Fig. 4 とは別の圧延機での幾つかの圧延条件において、 T 及び k をロールへの単位時間、単位幅当りの入熱に相当する $(P/b) \times V$ なるパラメータ (P : 圧延荷重, b : 板幅, V : 圧延速度) で整理してみると Fig. 5 のようになる。物理的には $(P/b) \times V$ が増加すると、ロール温度が上昇してクーラント温度との相対差が大きくなることから、 T の値は小さくなる方向で k の値は大きくなる方向になると考えられる。Fig. 5 において、 $(P/b) \times V$ を変数として T 及び k を各々線形近似すると実線のようになり、概ね上述の傾向である

ことが確認できる。ただし時定数についてばらつきが大きいものもあり、近似精度を向上させるには今後さらに確認していくことが必要である。

3. 予測制御則

3.1 形状予測アルゴリズム

制御開始から n ステップ後の第 i ゾーンの形状変化量予測値を $\Delta\varepsilon_i^n$ とすると、次ステップの形状変化量予測値 $\Delta\varepsilon_i^{n+1}$ は、(7) 式よりつぎのように表される。

$$\Delta\varepsilon_i^{n+1} = a_i \cdot \Delta\varepsilon_i^n + b_i \cdot \Delta u_i^n \quad (8)$$

後進差分近似によれば $a_i = (1 - \delta / T_i)$ 、 $b_i = k_i \delta / T_i$ と表せる。ただし δ はデータサンプリング時間である。

第 i ゾーン形状変化検出値 Δy_i 及び次ステップの形状変化予測値 $\Delta \hat{y}_i$ を (6) 式を用いて表すとつぎのようになる。

$$\Delta y_i = \Delta\varepsilon_i^n + d_i \quad (9)$$

$$\Delta \hat{y}_i = \Delta\varepsilon_i^{n+1} + d_i \quad (10)$$

ここでは1ステップ間での外乱 d_i の変化は僅かであり無視できるものと仮定する。(9) 式及び (10) 式から、 $\Delta \hat{y}_i$ は Δy_i を用いてつぎのように求められる。

$$\Delta \hat{y}_i = \Delta y_i + \Delta\varepsilon_i^{n+1} - \Delta\varepsilon_i^n \quad (11)$$

3.2 クーラント制御則

形状予測アルゴリズムに基づいた予測形状を用いて、各ゾーンのノズル開閉操作を行う。まずクーラント制御ステップごとに、(8) 式及び (11) 式を用いてクーラントの吐出状態に応じた Δu_i^n の演算を以下のように行う。

(第 i ゾーンクーラントオン: $\Delta u_i^n = 1$ の場合)

$$\begin{aligned} \Delta \hat{y}_i^{n+1} &= \Delta y_i + \Delta\varepsilon_i^{n+1} - \Delta\varepsilon_i^n \\ &= \Delta y_i + (a_i - 1) \cdot \Delta\varepsilon_i^n + b_i^n \end{aligned} \quad (12)$$

(第 i ゾーンクーラントオフ: $\Delta u_i^n = -1$ の場合)

$$\begin{aligned} \Delta \hat{y}_i^{n+1} &= \Delta y_i + \Delta\varepsilon_i^{n+1} - \Delta\varepsilon_i^n \\ &= \Delta y_i + (a_i - 1) \cdot \Delta\varepsilon_i^n - b_i^n \end{aligned} \quad (13)$$

ここで $\Delta\varepsilon_i^n$ は (8) 式により求めた前周期の $\Delta\varepsilon_i^{n-1}$ の演算結果を用いる。

つぎに吐出状態ごとに演算された $\Delta \hat{y}_i$ から、目標とする形状に最も近くなる吐出状態を選択する。ここで選択した吐出状態を、その制御ステップにおける第 i ゾーンの吐出設定としてノズルの開閉操作を行う。以上の説明を模式的に表現すると Fig. 6 のようになる。Fig. 6 では $\Delta u_i^n = 1$ とした場合に $\Delta \hat{y}_i$ が目標 (一点鎖線部) に近づくと予測されることから i ゾーンのクーラントをオンとする。

同様にして、制御対象となる板幅方向の全てのゾーンに対して、形状予測演算の結果を用いてノズルの開閉操作を行うことで、その制御ステップにおけるクーラントの吐出設定を決定する。このように本手法ではモデルにもとづいて予測的に制御を行っており、物理的な意味合いが明確であるとともに、制御パラメータは k_i 及び T_i の2つのみであるため、実機での調整がきわめて容易である。

なおここまで各ゾーンのノズルが1つの場合について示してきたが、各ゾーンに対してノズルがロール円周方向に複数個設置されているような場合も同様にして制御則を決定することが可能である。すなわちノズルの吐出状態のおおのこの組合せに応じて形状予測を行い、複数ある組合せの中から形状予測値が最も目標形状近くとなるような吐出状態を選択し、各ゾーンの吐出設定としてノズルの開閉操作を行えばよい。この場合は Fig. 6 の $\Delta \hat{y}_i^n$ は2種類でなく、ノズルの吐出状態の組合せに応じた数となる。

4. 適用結果

4.1 シミュレーションによる検討結果

ここではクーラント制御として最も一般的に使用されている、単純に形状が目標に対して伸び側であればクーラントを吐出し、張り側であればクーラントを止める制御法 (以下、従来法とする) と、本論文で提案する制御法 (以下、提案法とする) とのそれぞれの方式について、

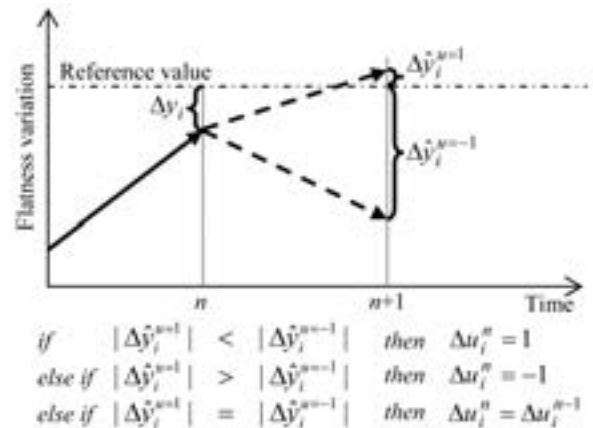


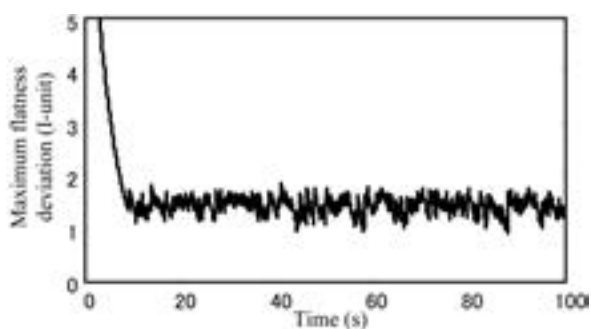
Fig. 6 Algorithm of proposed method.

形状制御性能をシミュレーションにより比較検討した。シミュレーション時の各パラメータの設定値を Table 1 に示す。ここでは各ゾーンのノズルが1つの場合の結果を Fig. 7 に、またノズルが2つの場合の結果を Fig. 8 にそれぞれ示す。したがって Table 1 での k_i については、Fig. 7 のケースでは 5.0I-unit の単独、Fig. 8 のケースでは 2.5 と 5.0I-unit の両方を使用している。なお Fig. 7 及び Fig. 8 の縦軸については、検出された形状偏差の幅方向全てにおける最大値と最小値との差をとったものであり、以下ではこれを最大形状偏差と称す。

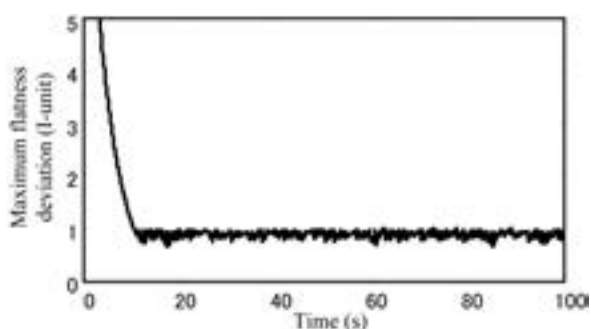
まず Fig. 7 (各ゾーンのノズルが1つの場合)の結果において、従来法では検出形状のみにもとづいてクーラント吐出を単純にオン/オフしていることから、形状変化の状態によっては過制御となってしまう可能性があるため、最大形状偏差の挙動が振動的となっている。一方で提案法によれば、形状変化の状態を予測することにより、従来法に比べて振動的な挙動を抑制できるとともに、

Table 1 Simulation parameters.

Parameters	Value
Coolant zone numbers	40
Control period	0.5s
Coefficient parameter k_i	2.5, 5.0I-unit
Time constant T_i	5.0s
Initial strain condition	Random at ± 5.0 I-unit



(a) Conventional control



(b) Proposed control

Fig. 7 Simulation results using single coolant header.

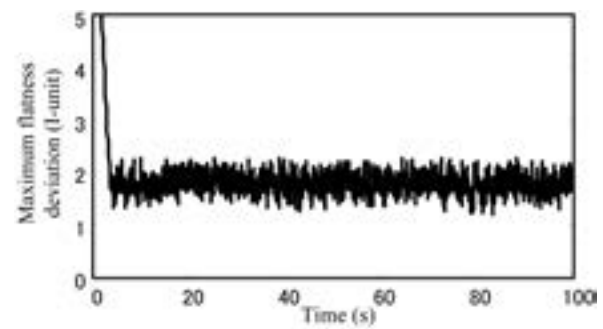
最大形状偏差も低減されており、より目標に近い板形状が得られている。

つぎに Fig. 8 (各ゾーンのノズルが2つの場合)の結果において、従来法ではクーラント吐出流量の増加により形状制御能力が向上することで、制御開始直後の目標形状への即応性は改善されるが、その分だけ目標形状近傍での形状変動に対しては、過制御となった場合の影響も更に助長してしまうこととなり、Fig. 7 に比べて定常部での形状変動は悪化している。一方で提案法では、各ゾーンにおけるクーラント吐出状態の組合せにより演算される予測形状に応じて、目標とする形状に最も近くなるクーラント吐出状態が選択される。これによりクーラントノズルが1つの場合に比べて、さらに柔軟な制御が可能となり、Fig. 7 の結果に比べても目標形状への追従性が改善されるとともに、形状の振動的な挙動がより少なく、最大形状偏差についても低く抑えられている。

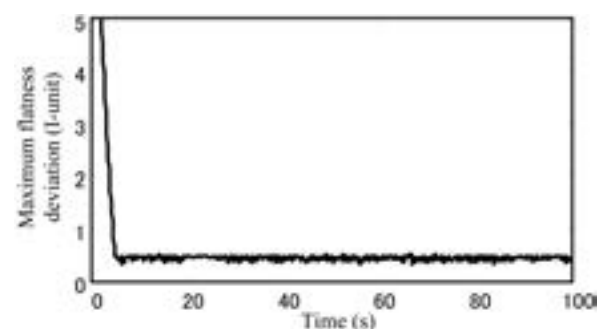
また Fig. 8 での提案法において、形状変化時定数 T が実際とモデルで $\pm 20\%$ 異なる場合を想定したときの結果を Fig. 9 に示した。モデルに対して実際の時定数が小さくなると、定常状態で振動的な挙動が現れやすくなることが確認できる。ただし想定したモデル誤差範囲内においては、制御性能の変動は許容できるレベルであり、モデル誤差に対しても安定性が確保されている。

4.2 実機適用結果

従来法及び提案法をそれぞれ実機に適用した結果を Fig. 10 及び Fig. 11 に示す。またこのときの圧延条件を Table 2 に示す。なおメカニカルなアクチュエータの



(a) Conventional control



(b) Proposed control

Fig. 8 Simulation results using double coolant headers.

制御としては外乱オブザーバを用いた制御方法²⁾を適用し、クーラント制御方法のみ従来法と提案法を切替えて

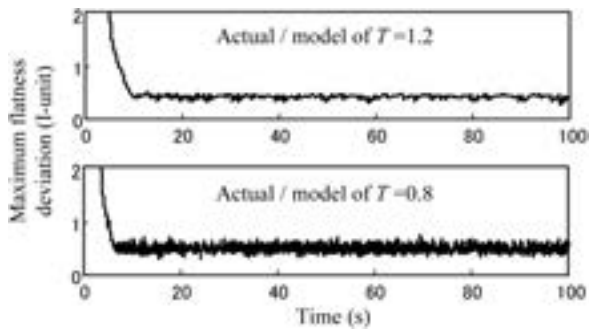


Fig. 9 Simulation results by proposed control in case of T mismatch at $\pm 20\%$.

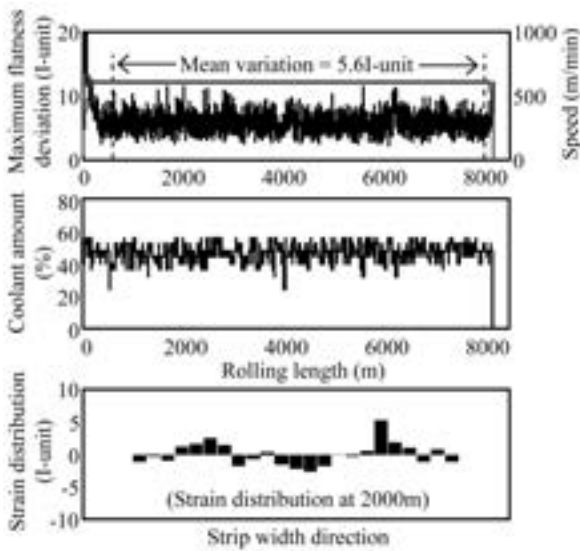


Fig. 10 Practical results of conventional control.

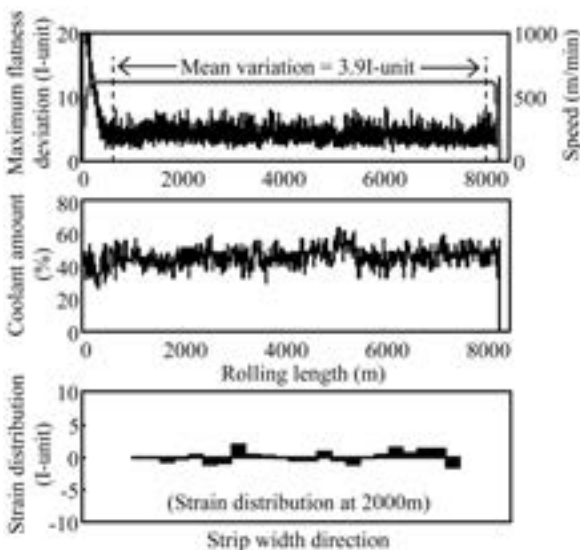


Fig. 11 Practical results of proposed control.

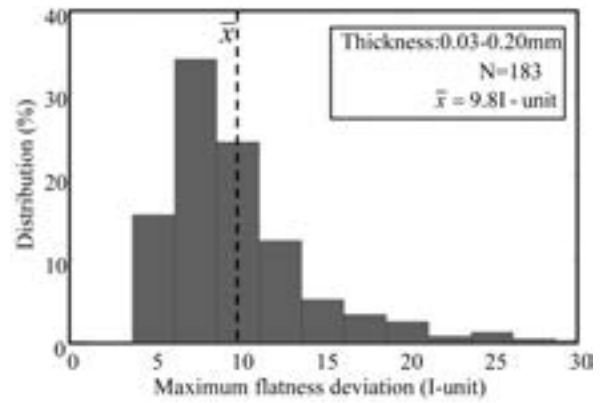
比較した。また目標とする幅方向形状はフラットとした。

Fig. 10 は従来法の適用結果であるが、最大形状偏差はシミュレーションでみられたような振動的な挙動が確認できる。このときのクーラント制御流量は45%前後ではほぼ一定に推移しているが、単純なオン/オフ動作では形状の状態変化に十分対応できていないと考えられる。幅方向ひずみ分布においても、目標形状に対して局所的なひずみ偏差を十分に抑制できていないことが確認できる。

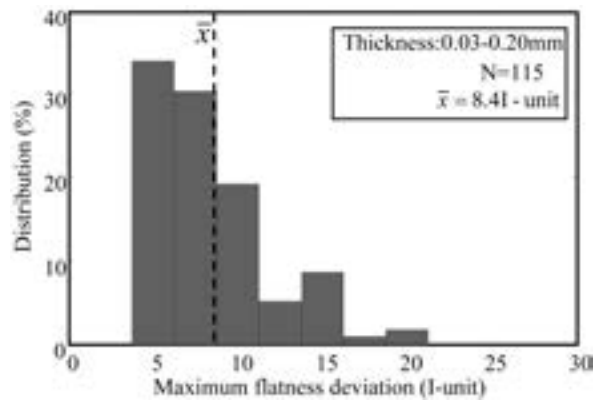
一方 Fig. 11 は提案法の適用結果であり、従来法と比べて最大形状偏差を抑制できており、幅方向ひずみ分布についても、より目標形状に近いものとなっている。このときのクーラント制御流量をみると、全長での平均レベルは従来法の場合と大差ないが、予測した形状変動に対して効果的に流量を増減できていることが、形状精度

Table 2 Productive conditions.

Parameters	Material or value
Strip material	Aluminum alloy
Exit strip thickness	0.136mm
Strip width	1,260mm
Rolling speed	600m/min



(a) Conventional control



(b) Proposed control

Fig. 12 Effect of proposed control method.

の改善に繋がっているものと考えられる。

また従来法及び提案法の長期間の適用結果を Fig. 12 に示す。Fig. 12 は従来法、提案法のそれぞれを適用した場合の最大形状偏差の全長平均値のヒストグラムである。Fig. 12 によると提案法を適用した場合に最大形状偏差が全体的に小さくなっていることが確認できる。また各手法適用時の平均値は従来法：9.8I-unit、提案法：8.4I-unit となり、提案法を適用することで形状精度がおおよそ 15% 程度改善していることが確認できる。

5. おわりに

本論文では、冷間圧延機における板形状制御に関して、特に局部的なひずみを制御するうえで大きな役割を果たすクーラント制御について、新たな制御手法を提案した。

提案した手法は、クーラントによる形状変化をモデル化し、幅方向一様に設置されたクーラントノズルの各箇所について、モデルによる形状変化の予測結果から、最も目標に近づくと予測された吐出状態にしたがって、ノズルの開閉操作を行うことで形状を制御するものである。また制御則は物理的な意味合いが明確であるとともに、実機調整がきわめて容易であるという特徴も有している。

シミュレーションによる検討、及び実機への適用の結果、提案法を用いることで従来法に比べて局部的なひずみが大幅に改善され、本手法の有効性が確認された。現状ではいくつかの圧延条件のもとで、予め実験にて同定したモデルパラメータを用いて形状予測を行っているが、形状精度をさらに向上させるためには、各種圧延条件に応じたモデルパラメータの誤差低減をはかって形状

予測精度を改善し、より適したクーラント設定を行う必要があると考えられる。これについては今後の課題としたい。

参考文献

- 1) 天沼陽介, 覚張文夫, 守田義之, 川崎弘光, 鈴木 宣: 材料とプロセス, 5-5 (1992), 1608.
- 2) I. Hoshino, M. Kawai, M. Kokubo, T. Matsuura, Hiroshi Kimura and Hidenori Kimura: Control Eng. Practice, 1-6 (1993), 917.
- 3) 西野隆夫, 伊山彰一, 木村俊一, 岡本真明, 松本義朗: 住友金属工業技報, 41-4 (1989), 535.
- 4) 近藤勝也, 大井俊哉, 小峰一晃, 竹本 裕, 伊山彰一: 塑性と加工, 33-374 (1992), 241.
- 5) 馬場勘次, 柿本純忠, 山本晋康, 稲葉光延, 新留照英, 石原 明: 材料とプロセス, 5-5 (1992), 1610.
- 6) 安部可治, 関口邦男: 電気学会論文誌 D, 123-10 (2003), 1213.
- 7) 雲英洋一, 都筑 茂, 三角憲二: IHI 技報, 48-2 (2008), 129.
- 8) 長谷川明彦, 瀧 文男: 製鉄研究, 339 (1990), 53.
- 9) 前田英樹, 堺 俊夫, 服部 哲, 中島正明: 塑性と加工, 32-361 (1991), 136.
- 10) 松下富春, 服部重夫, 田宮 進: 神戸製鋼技報, 37-1 (1987), 51.
- 11) 堂前行宏, 岡村義英: 第 51 回自動制御連合講演会論文集, (2008), 343.
- 12) 日本鉄鋼協会: 板圧延の理論と実際 (1984), 141.
- 13) 服部重夫, 水田篤男, 山口喜弘, 田宮 進, 辻 邦夫: 塑性と加工, 23-263 (1982), 1238.
- 14) 日本鉄鋼協会: 板圧延の理論と実際 (1984), 266.

異方性降伏関数を用いた 6000 系アルミニウム合金板の 液圧バルジシミュレーションと実験検証*

彌 永 大 作** 桑 原 利 彦***
上 間 直 幸**** 浅 野 峰 生****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 53 No. 1 (2012), pp. 43-51

Hydraulic Bulge Forming Simulation of 6000 Series Aluminum Alloy Sheets Using Anisotropic Yield Functions and Experimental Validation

Daisaku Yanaga, Toshihiko Kuwabara,
Naoyuki Uema and Mineo Asano

Biaxial tensile tests of 6000 series aluminum alloy sheets with different density cube textures were carried out using cruciform specimens. The specimens were loaded under linear stress paths in a servo-controlled biaxial tensile testing machine. Plastic orthotropy remained coaxial with the principal stresses throughout every experiment. Successive contours of plastic work in stress space and the directions of plastic strain rates were precisely measured and compared with those calculated using selected yield functions; the von Mises, Hill's quadratic and Yld2000-2d. The Yld2000-2d yield functions with exponents of 12 and 6 are capable of reproducing the general trends of the work contours and the directions of plastic strain rates observed for test materials with high and low cube textures, respectively. Hydraulic bulge tests were also conducted and the variations of the thickness strain along the meridian directions of the bulged samples were compared with that calculated using finite element analysis (FEA) based on the Yld2000-2d yield functions with exponents of 12 and 6. The differences of cube texture density cause significant differences in the strain distributions of the bulged specimens, and the FEA results calculated using the Yld2000-2d yield functions show good agreement with the measurement results.

1. 緒 論

自動車の軽量化は CO₂ 排出量の削減に有効であり、地球環境保全の上で極めて重要な技術課題である^{1,2)}。アルミニウム合金板は軟鋼板に比べて比重が小さく、さらに耐食性にも優れており、軽量化を実現する材料として注目されている。しかし、アルミニウム合金板は軟鋼板に比べて、延性に劣り破断しやすい、弾性率が小さいために弾性回復（スプリングバック）が大きいなど、プ

レス成形が難しい材料である^{3,4)}。

アルミニウム合金板のプレス成形品への適用をさらに拡大するためには、二つの方策が有効である。第一は、成形性向上に有効な集合組織を作り込み、素材そのものの成形性を高めることである。第二は、有限要素法に代表される成形シミュレーションの予測精度を向上させて、成形不具合を高精度に予測し、プレス工程設計のトライレス化を推進することである。

前者に対しては、多結晶塑性解析による成形性予測が有効である。例えば Yoshida ら⁵⁾ は、fcc 金属板の成形限界ひずみに及ぼす集合組織の影響を詳細に計算し、Cube 方位を多く含む集合組織において、平面ひずみ引張から等二軸引張領域において、成形限界ひずみが大幅

* 軽金属, 62 (2012), 7 に掲載.

** 東京農工大学機械システム工学専攻

*** 東京農工大学大学院工学研究院先端機械システム部門

**** 研究開発センター 第一部

に向上することを定量的に予測している。

後者に対しては、成形シミュレーションに用いる材料モデルの高精度化が必須である⁶⁾。材料モデルとしては、多結晶塑性モデルと降伏関数を用いる方法の二種類に大別される。多結晶塑性モデルは多くの計算時間を必要とするので、曲げ割れ予測⁷⁾のような局所領域における変形予測に適している。一方、自動車パネルのような大物部品の成形解析に対しては、降伏関数を用いる現象論的材料モデルを用いる方が、計算時間が少なく済むので実用的である。実際、所与の板材に対して適切な降伏関数を選択すれば、円筒絞り容器の耳形成⁸⁾、スプリングバック⁹⁾、張出し成形¹⁰⁾、伸びフランジ成形^{11,12)}、面ひずみ¹³⁾の予測精度向上に有効であることが立証されている。

現象論に基づく塑性力学解析では、集合組織の違いによって発現する塑性変形特性の差違は、降伏関数の違いによって表現する^{14,15)}。したがって、集合組織の差異に起因する塑性変形特性の差違が、降伏関数を用いた現象論的塑性力学解析によって再現可能であることを立証することは、板材成形シミュレーションの精度向上、ひいてはトライレス生産を前進させる上で極めて重要である。

そこで、本研究では、同一の化学成分で Cube 方位密度の異なる 2 種類の 6016 アルミニウム合金板を供試材として、十字形試験片を用いた二軸引張試験¹⁶⁾を行い、それぞれに対して最適な降伏関数を同定する。次に、大きな二軸引張ひずみを素板に付与できる成形実験として液圧バルジ試験を行い、成形後のひずみ分布を測定し、アルミニウム合金板の塑性変形特性に及ぼす Cube 方位密度の差違の影響を明らかにする。最後に、二軸引張試験により同定された降伏関数を用いて液圧バルジ成形シミュレーションを行い、実験値と計算値の比較を行う。そして、液圧バルジ成形シミュレーションの解析精度に及ぼす異方性降伏関数の影響を明らかにする。

2. 供 試 材

供試材は化学成分が同一で、Cube 方位密度が異なる 2 種類の 6016 アルミニウム合金板 (Al-1.0Si-0.5Mg-0.1Mn (mass%), 初期板厚 0.9mm) である。いずれも Cube 方位が主方位であり、板厚 1/4 部の方位密度 (ランダム比) は各々 133 および 21 であった。以下前者を HC (High Cube)、後者を LC (Low Cube) と呼ぶ。それらの機械的性質を Table 1 に示す。単軸引張試験は JIS13 号 B 型試験片を用いて行った。両材料ともに、時効硬化の経時変化の影響を避けるために、熱処理から約 2 年が経過し、時効がほぼ飽和したものを使用した。

Table 1 Mechanical properties of test materials.

Tensile direction (°)		$\sigma_{0.2}$ (MPa)	c^* (MPa)	n^*	α^*	r -value**
High Cube	0	169	494	0.24	0.008	0.54
	45	152	469	0.28	0.014	0.13
	90	163	485	0.25	0.007	0.55
Low Cube	0	152	474	0.25	0.007	0.80
	45	146	469	0.27	0.009	0.26
	90	145	466	0.26	0.007	0.70

* Parameters for Swift's hardening law, $\sigma = c(\alpha + \epsilon^p)^n$, for the strain range of $0.002 \leq \epsilon^p \leq \epsilon_B^p$, where ϵ_B^p is the logarithmic plastic strain at the maximum load.

** Measured at a uniaxial nominal strain of 0.10.

3. 二軸引張試験の方法と結果

3.1 実験方法

二軸引張試験に用いた十字形試験片を Fig. 1 に示す。本試験片は文献¹⁶⁾で提案された試験片と相似形状である。各腕部は、長さ 30mm × 幅 0.2mm のスリットを 3.75mm 間隔に 7 本有し、応力測定部である 30mm 四方の正方形領域の変形拘束を極力小さくしている。素板からの試験片の切り出しおよびスリットの加工はすべてレーザー加工にて行った。試験片の腕の方向は素板の圧延方向及び圧延直角方向に平行とした。本研究で用いた油圧サーボ制御二軸引張試験機の詳細については文献¹⁶⁾を参照されたい。以下、素板の圧延方向を x 軸、圧延直角方向を y 軸、板厚方向を z 軸とする。

二軸引張試験は、公称応力比 (荷重比) $\sigma_{N_x} : \sigma_{N_y} = 1 : 0, 4 : 1, 2 : 1, 4 : 3, 1 : 1, 3 : 4, 1 : 2, 1 : 4, 0 : 1$ の 9 通りの線形負荷経路で行った。各軸方向の垂直ひずみ成分は、試験片中心から 10mm 離れた中心線上に塑性域ひずみゲージ (東京測器研究所製 YFLA-2) を貼り付けて測定した^{*1)}。

垂直応力成分は、荷重の測定値をその瞬間の断面積 (面内塑性ひずみの測定値を用いて体積一定則より算定) で除した真応力として算定した。またひずみを試験片の中心軸上で計測しているので $\sigma_{xy} = 0$ とみなした。相当塑性ひずみ速度は $(1 \sim 4) \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の範囲内であった。

二軸引張応力下における供試材の加工硬化特性を定量的に評価するため、等塑性仕事面^{19,20)}を測定した。等塑性仕事面は、以下の手順により求めた。まず圧延方向の単軸引張試験を行い、既定の対数塑性ひずみ ϵ_0^p に達したときの塑性流動応力 σ_0 と、 ϵ_0^p に達するまでになされた単位体積当りの塑性仕事 W を求める。さらに二軸

*1: 有限要素法による十字形試験片の詳細な応力解析^{17,18)}によれば、十字形試験片の中心から $(0.6 \sim 0.8) \times B$ の位置でひずみを測定することにより (B は応力測定部の辺長)、応力の測定誤差が 2% 未満となることが示されている。

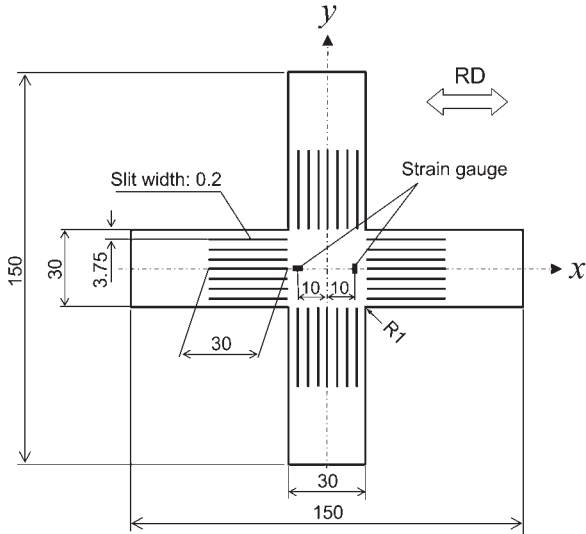


Fig. 1 Cruciform specimen for biaxial tensile test.

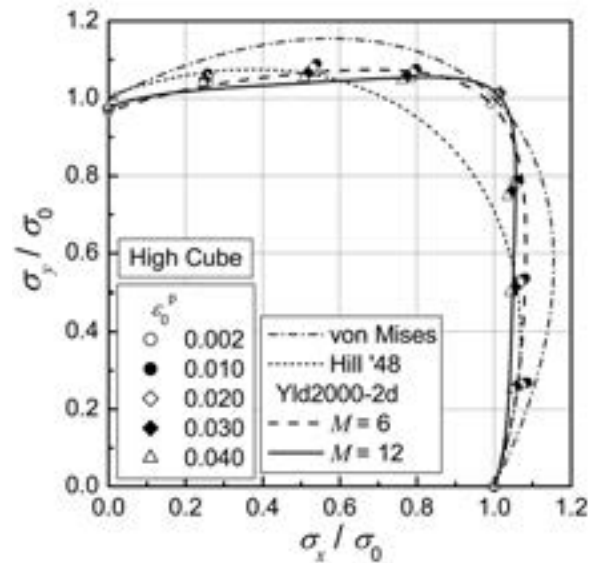
引張試験および圧延直角方向の単軸引張試験を行い、 W と等量の塑性仕事を与える応力点 (σ_x, σ_y) 及び $(0, \sigma_{90})$ を求める。最後に、それらを主応力空間にプロットして、 ϵ_0^p に対する等塑性仕事面を決定した。 ϵ_0^p を十分に小さくとれば、等塑性仕事面は初期降伏曲面とみなすことができる。

3.2 実験結果

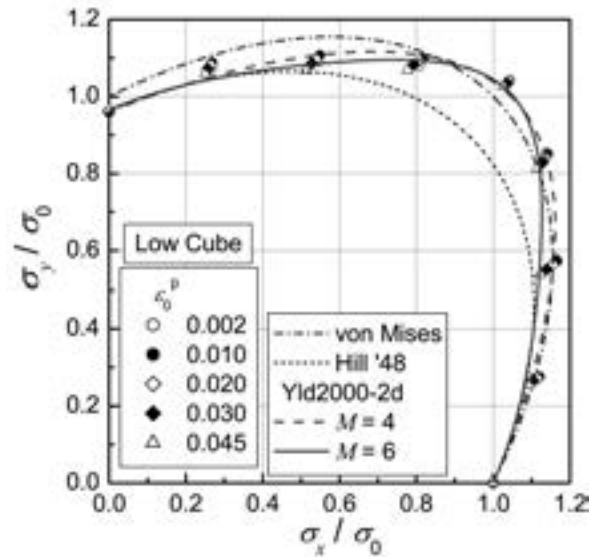
線形負荷経路に対して測定された HC および LC の無次元化等塑性仕事面を各々 Fig. 2 (a) および (b) に示す。等塑性仕事面の形状変化を明確にするために、各 ϵ_0^p に対応する応力点の座標値を当該の ϵ_0^p に対応する σ_0 で除して、無次元化している。両供試材共に、 $\sigma_{N_x}:\sigma_{N_y} = 1:0, 1:1, 0:1$ では、塑性仕事の増加に伴う応力点の位置変化はほとんどない。一方、それら以外の応力比では、無次元化等塑性仕事面は収縮傾向を示し、異方硬化挙動が確認された。等塑性仕事面の形状は、HC では等二軸引張方向に尖ったトレスカの降伏曲面に近い形となった。一方 LC は、平面ひずみ引張近傍の応力状態 ($\sigma_{N_x}:\sigma_{N_y} = 2:1$ および $1:2$) において HC よりも等塑性仕事面が張り出す形状になった。

無次元化等塑性仕事面の実験値と von Mises²¹⁾, Hill '48²²⁾, Yld2000-2d²³⁾ 降伏関数から計算される理論降伏曲面との比較も合わせて Fig. 2 に示す。降伏関数を同定したパラメータは、HC, LC 共に初期降伏曲面の $\epsilon_0^p = 0.002$ と、9 つすべての応力経路において応力点が測定できており、かつその中で最大の ϵ_0^p に対応するものをそれぞれ選択した。すなわち HC では $\epsilon_0^p = 0.04$, LC では $\epsilon_0^p = 0.045$ である。両供試材ともに、実験値の再現精度が最も優れているのは Yld2000-2d 降伏関数である。次数 M の最適値については後述する。

各種降伏関数における法線則の妥当性を検証するために、各線形応力経路における塑性ひずみ速度の方向 θ の実験値と計算値 (理論降伏曲面の外向き法線ベクトル



(a)

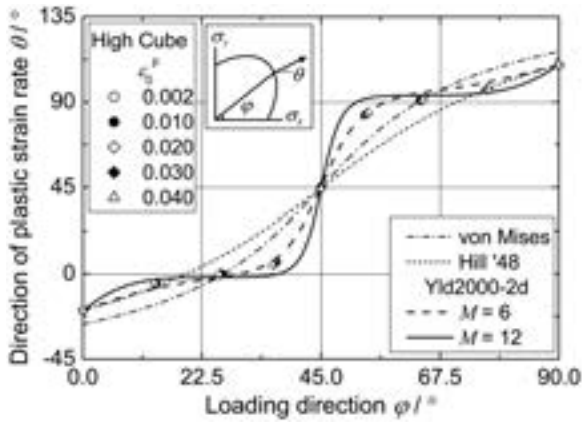


(b)

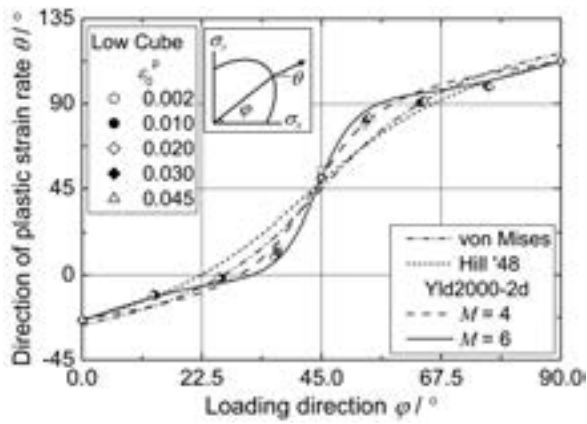
Fig. 2 Measured stress points comprising contours of plastic work, compared with theoretical yield loci. Each symbol corresponds to a contour of plastic work for a particular value of ϵ_0^p . The Yld2000-2d yield functions are determined using the uniaxial and biaxial tensile stress data for $\epsilon_0^p = 0.002$ ($M = 6$ for HC and 4 for LC) and $\epsilon_0^p = 0.040$ ($M = 12$ for HC) and $\epsilon_0^p = 0.045$ ($M = 6$ for LC).

の方向) を比較した結果を Fig. 3 に示す。図の横軸 φ は、応力空間における応力経路の方向である。 θ, φ ともに、 x 軸方向を 0° とし、反時計方向の角度増分を正と定義している。無次元化等塑性仕事面の結果同様、両供試材ともに、実験値の再現精度が最も優れているのは Yld2000-2d 降伏関数である。

降伏関数による、等塑性仕事面の形状と塑性ひずみ速度の方向の再現精度を定量的に評価するために、次式に



(a)



(b)

Fig. 3 Comparison of directions of measured plastic strain rates with those of the local outward vectors normal to the yield loci calculated using selected yield functions.

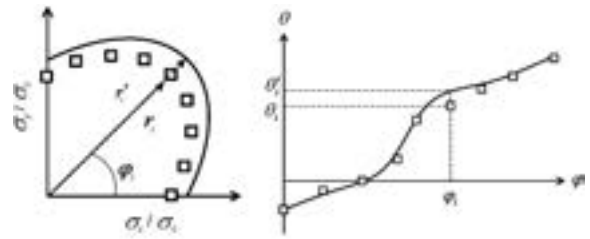
より標準偏差 S_r および S_θ を計算した。

$$S_r = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (r_i - \bar{r})^2}{n-1}} \quad (1a)$$

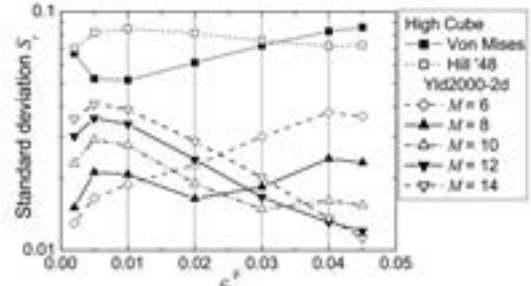
$$S_\theta = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (\theta_i - \bar{\theta})^2}{n-1}} \quad (1b)$$

ここで、 i は線形応力経路の番号 ($i = 1 \sim 9$ が線形応力経路 $\sigma_{N_x} : \sigma_{N_y} = 1:0, 4:1, 2:1, 4:3, 1:1, 3:4, 1:2, 1:4, 0:1$ に対応), φ_i は、 i 番目の応力経路の角度, r_i および r'_i は、 i 番目の線形応力経路における等塑性仕事点および降伏曲面までの原点からの距離, θ_i および θ'_i は、 i 番目の応力経路における塑性ひずみ速度の方向の実験値と計算値 (理論降伏曲面の外向き法線ベクトル方向) である。

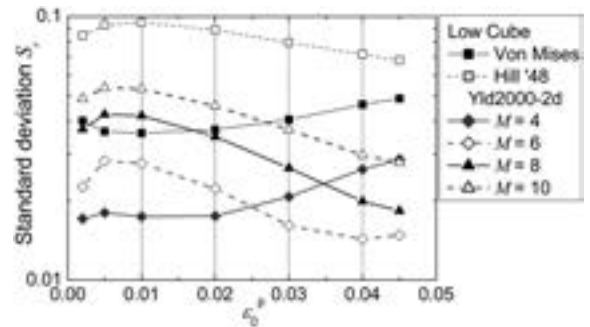
ε_0^p の増加 (加工硬化の進展) に伴う S_r および S_θ の変化を Fig. 4 に示す。まず HC については、降伏初期 ($\varepsilon_0^p \leq 0.01$) では、次数 $M = 6$ もしくは 8 の Yld2000-



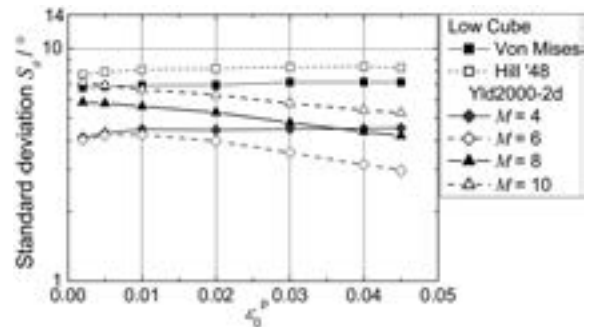
(a1)



(a2)



(b1)



(b2)

Fig. 4 Standard deviations for (a 1 and b 1) work contours and (a 2 and b 2) the directions of plastic strain rate.

2d 降伏関数が、等塑性仕事面の形状および塑性ひずみ速度の方向とともに、実験値の再現精度が最もよい。一方、 ϵ_0^p の増加に伴って、塑性ひずみ速度の方向の変化は小さいものの、等塑性仕事面の形状については最適次数が $M = 12 \sim 14$ に推移している。すなわち、HC においては、塑性仕事の進展に伴って、最適次数が増大し、トレスカ型の降伏関数に漸近することがわかった。

一方 LC については、降伏初期 ($\epsilon_0^p \leq 0.01$) では、等塑性仕事面の形状および塑性ひずみ速度の方向とともに、次数 $M = 4$ の Yld2000-2d 降伏関数が、実験値の再現精度が最もよい。しかしながら、 ϵ_0^p の増加に伴って、等塑性仕事面の形状および塑性ひずみ速度の方向に対する最適次数が $M = 6$ に推移している。

von Mises および Hill の二次降伏関数は、Yld2000-2d 降伏関数に比べて、本供試材の塑性変形挙動の再現精度に劣る。

4. 液圧バルジ試験の方法と結果

4.1 実験方法

Cube 方位密度の差違が板材の張出し変形特性に及ぼす影響を検証するために、等二軸引張応力下での加工硬化特性の測定及びバルジ試験片のひずみ分布の測定を行った。

本研究で用いた液圧バルジ試験装置を Fig. 5 に示す。本液圧バルジ試験装置は、文献²⁴⁾で使用されたものと同一である。ダイ穴直径は 150mm、素板直径は 220mm である。直径 190mm の円周上には三角ビードを配し、素板の流入を抑えている。ビードによる素板の流入抑制効果を高めるため、素板とダイの間は無潤滑とした。

試験片頂点部のひずみ ϵ_x, ϵ_y は、試験片中心から

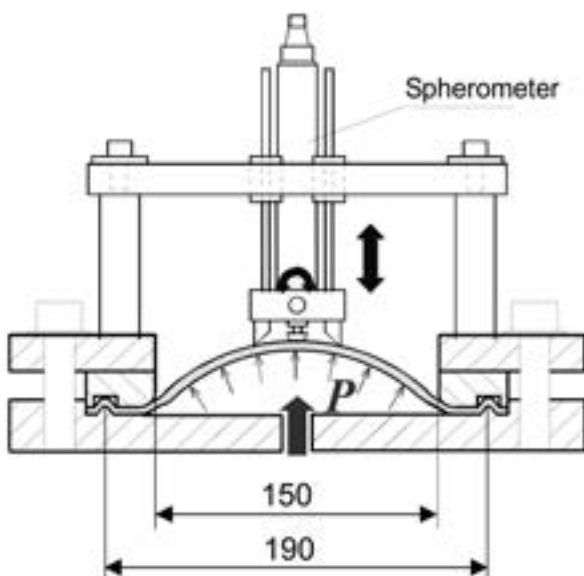


Fig. 5 Experimental apparatus for hydraulic bulging test.

5 mm の位置に、圧延方向と圧延直角方向にそれぞれ一枚ずつ塑性域ひずみゲージ (東京測器研究所製 YFLA-2) を貼付けて測定した。バルジ頂点部の曲率半径 ρ は、三点式曲率計を用いて、圧延方向から 45° 方向の曲率半径を測定した。本曲率計は、2本のツメ (間隔 40mm) とその中央に位置する変位計から構成され、上下変位と紙面に垂直な軸回りの回転の自由度を有しており、試験片のバルジ頂点部に常に3点で接するように設計されている。内圧の負荷においては、圧延方向のひずみ速度を観測しつつ、相当塑性ひずみ速度が $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 一定になるように内圧をフィードバック制御した。 $\rho, \epsilon_x, \epsilon_y$ および内圧 P の測定値はデータロガーを経由して 0.1s 毎に PC に記録した。

バルジ頂点部の等二軸引張応力 σ_b は次式より求めた。

$$\sigma_b = \frac{P\rho}{2t} \quad (2)$$

ここで、 t はバルジ頂点部の板厚であり、 ϵ_x, ϵ_y の測定値から、体積一定則を用いて次式より算出した (弾性ひずみは無視した)。

$$t = t_0 \exp(\epsilon_z) = t_0 \exp(-\epsilon_x - \epsilon_y) \quad (3)$$

$|\epsilon_z| \approx 0.15$ にて一度ひずみゲージを張り替え、さらに試験を継続し、 $|\epsilon_z| \approx 0.3$ までの $\sigma_b - |\epsilon_z|$ 曲線を測定した。さらに変換式

$$\bar{\sigma} = \sigma_b / \lambda, \quad \bar{\epsilon} = \lambda |\epsilon_z| \quad (4)$$

を用いて供試材の相当応力-相当塑性ひずみ ($\bar{\sigma} - \bar{\epsilon}$) 曲線を決定した。ここで λ は、基準塑性ひずみ ϵ_0^p (HC で $\epsilon_0^p = 0.04$, LC で $\epsilon_0^p = 0.045$) に対応する σ_0 と σ_b の比 ($\lambda \equiv \sigma_b / \sigma_0$) である。

バルジ試験片のひずみ分布の測定では、圧延方向から $0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$ 方向の半径線に沿って 10mm 角の格子をけがき、成形高さが 38mm に達した時点で成形を止め、各格子の面内ひずみを測定することにより、式 (3) を用いて各子午線方向の板厚ひずみ分布を測定した。

4.2 実験結果

式 (4) から決定された $\bar{\sigma} - \bar{\epsilon}$ 曲線を Fig. 6 に示す。さらに、それらを $\bar{\epsilon} \leq 0.3$ のひずみ範囲で近似した Swift の加工硬化式も併記している。近似式のパラメータを Table 2 に示す。なお比較として、圧延方向の単軸引張試験から測定された真応力 σ_x - 対数塑性ひずみ ϵ_x^p 曲線の Swift 近似式 (Table 1 参照) も併記した。これらの近似式は、5節で述べる有限要素解析における加工硬化式として用いる。

5. 液圧バルジ成形の有限要素解析

材料モデル（降伏関数と加工硬化式の組合せ）を変えて、液圧バルジ成形の FEM 解析を行い、得られた計算値と実験値を比較することにより、材料モデルの適否が液圧バルジ成形シミュレーションの解析精度に与える影響を明らかにする。

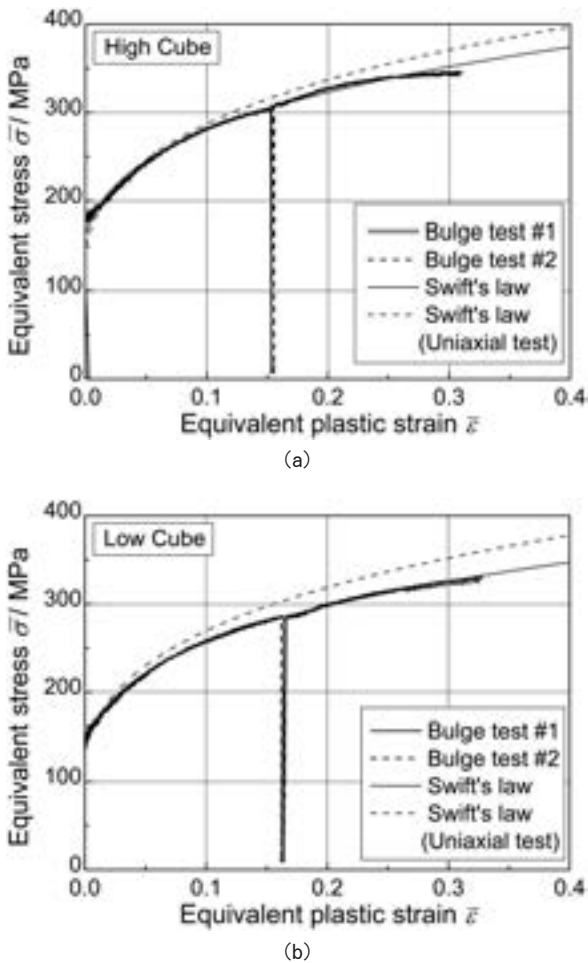


Fig. 6 Equivalent stress-equivalent plastic strain curves determined using the hydraulic bulge test data and those approximated by Swift's hardening laws.

Table 2 Parameters for the Swift's hardening laws as shown in Fig. 6.

Texture	λ^*	c^{**} (MPa)	n^{**}	α^{**}
HC	1.010	455	0.22	0.009
LC	1.026	426	0.23	0.007

* $\lambda \equiv \sigma_b / \sigma_0$, where σ_0 and σ_b are the uniaxial and equibiaxial stresses, respectively, comprising the work contour for $\epsilon_0^p = 0.04$ (HC) and 0.045 (LC).

** Parameters for Swift's hardening law, $\sigma = c(\alpha + \epsilon^p)^n$, determined for a strain range of $0.002 \leq \epsilon^p \leq 0.30$.

メッシュ分割ソフトは Hyper Mesh Ver. 10.0, FEM 解析のソルバーは Abaqus/Standard Ver. 6.9-1 を使用する。ポストプロセッサとして Abaqus/Viewer を用いる。

解析モデルを Fig. 7 (a) に示す。対称性を考慮して 1/4 モデルを用いた。ダイと板押えは解析的剛体と定義し、試験治具と同一寸法とした。素板の初期要素分割を Fig. 7 (b) に示す。素板半径は金型のビード半径と同じ 95mm とし、板縁を完全固定した。4 節点低減積分要素 S4R を使い、要素分割は半径方向に 1mm, 半径 30~95mm の範囲は円周方向に 36 分割, 半径 30mm 以内の範囲は自動分割した。

素板とダイおよび板押えの接触条件は、表面同士による接触 (Surface to Surface) とし、板押え力を 30kN, 摩擦係数を 0.3 に設定した。

解析に用いた降伏関数は、等方性の von Mises 降伏関数, Hill の二次降伏関数 (Hill '48) および次数 M の Yld2000-2d 降伏関数である。Hill '48 の異方性パラメータの決定には、圧延方向から $0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$ 方向の単軸引張試験から測定された r 値 (r_0, r_{45}, r_{90}) と圧延方向の塑性流動応力 σ_0 を用いた。Yld2000-2d の異方性パラメータの決定には、圧延方向から $0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$ 方向の単軸引張応力 ($\sigma_0, \sigma_{45}, \sigma_{90}$) および r 値 (r_0, r_{45}, r_{90}) に加えて、等二軸引張試験から測定された降伏応力 σ_b と塑性ひずみ速度比 $r_b \equiv d\epsilon_y^p / d\epsilon_x^p$ を用いた。

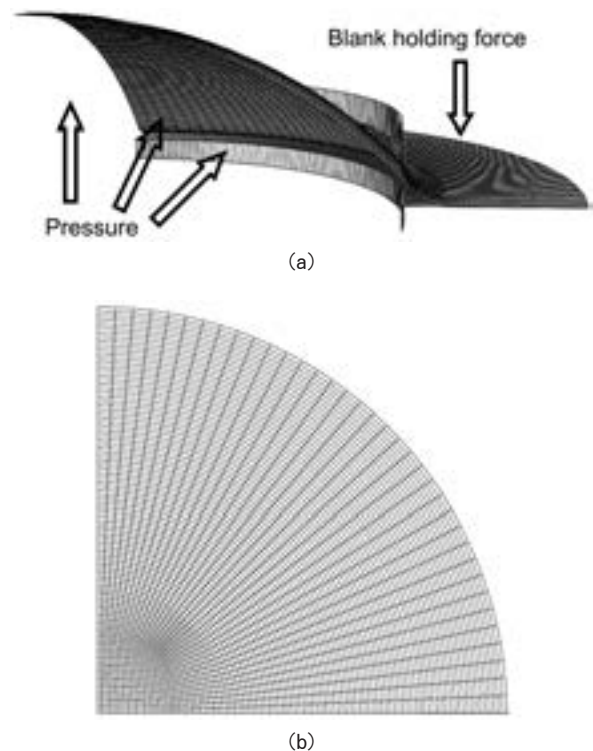


Fig. 7 Schematic illustration of FEM model. (a) Tool. (b) Initial mesh division of a blank.

Yld2000-2d 降伏関数の次数 M については、HC では $\epsilon_0^p = 0.04$ の等塑性仕事面に対して標準偏差の最も小さい $M = 12$ を、LC では $\epsilon_0^p = 0.045$ の等塑性仕事面に対して標準偏差の最も小さい次数 $M = 6$ を選択した (3.2 節参照)。

解析手順は以下の通りである。まずダイと板押えの間で素板を挟み、規定の板押え力でダイを素板に押し付ける。次に、素板の裏面に内圧を負荷して張出し成形を開始し、頂点部が成形高さ 38mm に達した時点で成形を終了する。成形後の試験片について、圧延方向から 0° , 45° , 90° 方向の子午線上の主ひずみを読み取り、体積一定則より板厚ひずみを算定して、実験値と比較した。

6. 結果と考察

バルジ成形後の板厚ひずみ分布の実験値と計算値の比較を Fig. 8 に示す。(a) は圧延方向の単軸引張試験で測定された $\sigma_x - \epsilon_x^p$ 曲線を Swift の式で近似した場合 (Table 1 参照)、(b) は液圧バルジ試験で決定された曲線を Swift の式で近似した場合である (Table 2 参照)。

両供試材の実験値同士を比較すると、頂点部では LC の方が、周辺部では HC の方が板厚減少が大きく、結果

として、頂点部と周辺部の板厚ひずみの差は LC の方が HC よりも大きくなっている。これは、Fig. 2 に示す二軸引張試験の結果から定性的に説明できる。すなわち、HC の方が、等二軸引張 (頂点部) と平面ひずみ引張 (周辺部) の強度差が小さいので、LC に比べて周辺部における引張変形が大きくなり、その結果板厚減少が促進されたためである。すなわち、Cube 方位密度の差違は、等塑性仕事面の形状の差違、すなわち等二軸引張と平面ひずみ引張における素材の強度差をもたらし、結果としてひずみ分布の差違を引き起こすことが確認された。

実験値と計算値を比較すると、Fig. 8 (a), (b) いずれの場合でも (すなわち計算に用いた加工硬化式の如何にかかわらず)、Yld2000-2d 降伏関数が最も実験値に近く、全体的な板厚分布の傾向を的確に再現できている。一方 von Mises 及び Hill の二次降伏関数は、どちらも頂点部の板厚減少を過大に、周辺部のひずみを過小に予測しており、実験値との差違が顕著である。

頂点部と周辺部の板厚ひずみの差は、Hill の二次 $>$ von Mises $>$ Yld2000-2d 降伏関数の順番に大きい。これは、前述した HC と LC における板厚ひずみの差違の原因と同じであり、等二軸引張 (頂点部) と平面ひずみ引張 (周辺部) の降伏応力の差が大きい降伏関数ほど、

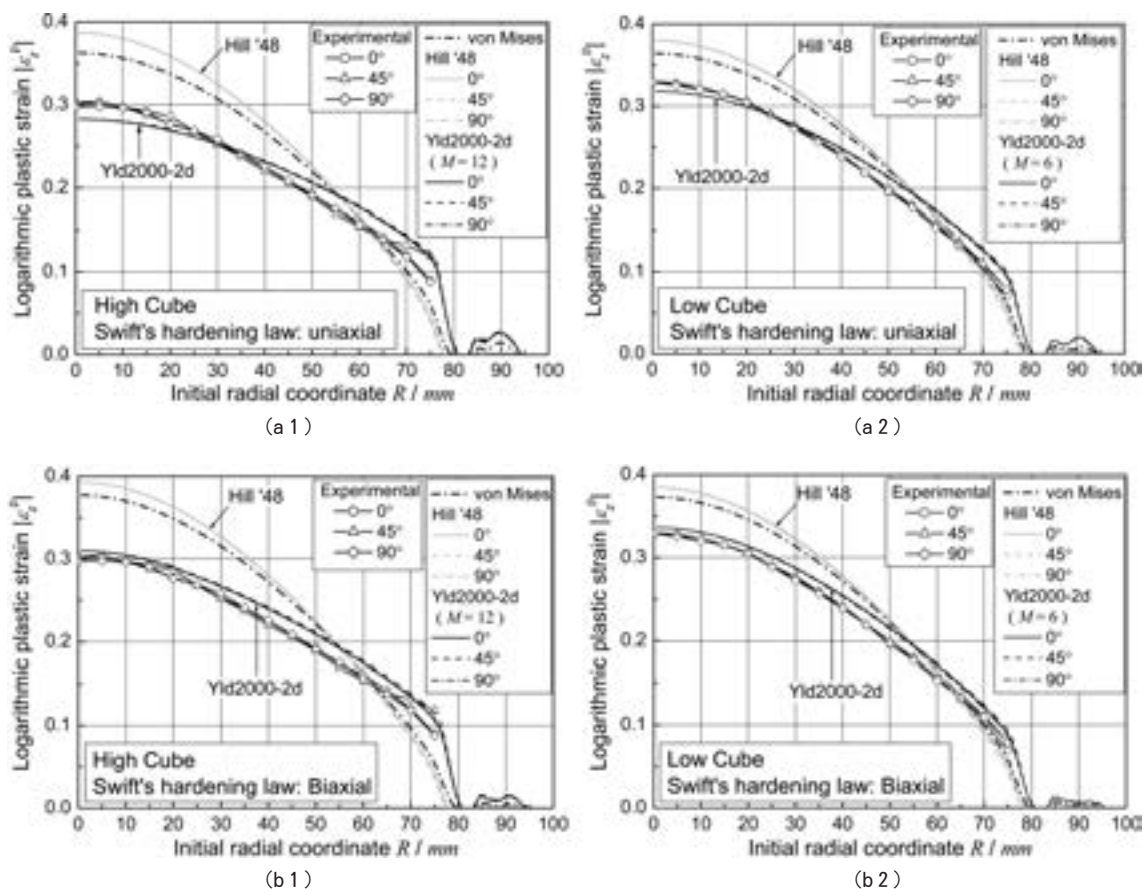


Fig. 8 Measured thickness strain along the meridian lines of hydraulic bulge specimens, compared with those calculated using finite element analysis with selected yield functions.

頂点部と周辺部の板厚ひずみの差が大きくなったと解釈できる。

以上の結果は次のように総括できる。二軸引張試験によって測定された等塑性仕事面の形状と塑性ひずみ速度の測定値に対して、最も近い計算値を与えたのは、HC、LCともに Yld2000-2d 降伏関数であった。さらに、液圧バルジ成形された素板の半径方向線に沿う板厚分布について、実験値の傾向を最も精度よく再現できたのも Yld2000-2d 降伏関数であった。これより、二軸引張試験に基づいて適切な降伏関数を選択することが、張出し成形シミュレーションにおける材料の変形挙動の予測精度向上に対して必要不可欠であることが明らかとなった。実際、液圧バルジ試験で素板が受ける応力状態は、応力空間の第1象限のなかの、等二軸引張 ($\sigma_x:\sigma_y = 1:1$) から平面ひずみ引張 ($\sigma_x:\sigma_y \approx 2:1$ もしくは $1:2$) の範囲に該当する。したがって、応力空間の第1象限における材料の弾塑性変形挙動を正確に再現できる降伏関数が、液圧バルジ成形解析における材料変形挙動の予測精度に優れるのは当然といえる。

Yld2000-2d 降伏関数を用いた場合の加工硬化式の影響について、さらに詳細に検討する。 σ - ε 曲線を圧延方向の単軸引張試験より同定した場合 (Fig. 8 (a)) は、等二軸引張試験より同定した場合 (Fig. 8 (b)) に比べて、両供試材共に、頂点部の板厚減少を過小に予測し、周辺部の板厚減少を過大に予測している。また、後者の方が実際の板厚分布の傾向とよく一致している。これより、成形シミュレーションに用いる加工硬化式は、解析対象の応力状態と同等もしくはそれに近い応力状態を再現した材料試験を行って同定することが推奨される。

本解析では硬化則として等方硬化則を用いた。しかし Fig. 2 から明らかなように、本供試材は異方硬化挙動を示しているため、等方硬化則の仮定は厳密に言えば正しくない。異方硬化挙動を再現する方法として、Yld2000-2d 降伏関数の異方性パラメータを塑性仕事もしくは ε_0^p の関数として変化させる方法が考えられる。しかし、十字形試験片を用いた二軸引張試験では、液圧バルジ試験で供試材に付与されるほどの大きな塑性ひずみ域における硬化挙動を測定することはできない。これに対し筆者らの一人は、板材を曲げ成形後、溶接して円管形状にすれば、破断直前までの大きな塑性ひずみ域における二軸応力下での硬化挙動の測定と定式が実現可能であることを示した²⁵⁾。アルミニウム合金板についても同様の実験手法を適用すれば、異方硬化挙動を正確に測定し、かつそれを再現できる材料構成則を定式化でき、より高精度な成形シミュレーションが実現可能となろう。今後の研究課題としたい。

7. 結 論

Cube 方位密度が異なる二種類のアルミニウム合金板 (HC 及び LC) の二軸引張試験を行った。塑性変形初期 ($\varepsilon_0^p = 0.002$) から $\varepsilon_0^p = 0.040$ (HC) および 0.045 (LC) までの塑性ひずみの範囲において、両供試材ともに異方硬化挙動を示した。すなわち、両供試材ともに、等塑性仕事面および塑性ひずみ速度の方向は Yld2000-2d 降伏関数による計算値と概ねよい一致を示したが、その最適な次数 M は、HC では 6 もしくは 8 ($\varepsilon_0^p = 0.002$) から 12 ($\varepsilon_0^p = 0.040$) へ、LC では 4 ($\varepsilon_0^p = 0.002$) から 6 ($\varepsilon_0^p = 0.045$) へ増加した。このように、Cube 方位密度の違いは、二軸引張試験における塑性変形挙動の差違として明確に検出された。

さらに液圧バルジ成形試験およびその有限要素解析を行い、子午線方向の板厚分布について実験値と計算値を比較した。その結果、両供試材ともに、二軸引張試験で測定された塑性変形挙動の再現精度に最も優れる Yld2000-2d 降伏関数が、バルジ成形解析においても実験値に最も近い計算値を与えた。以上より、二軸引張試験方法による適切な降伏関数の選択は、有限要素解析によるアルミニウム合金板の成形シミュレーションの精度向上に有効であることが立証された。

今回の解析で使用した Yld2000-2d 降伏関数のサブルーチンプログラムは、Swinburne University of Technology の Jeong Whan Yoon 教授にご提供頂いた。記して謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) 大久保宜夫, 杉沢正基: 塑性と加工, **21** (1980), 92.
- 2) 富岡良郎, 中村真一郎: 塑性と加工, **35** (1994), 1029.
- 3) 福永良太, 小池正俊: 塑性と加工, **46** (2005), 590.
- 4) 井上博史, 稲数直次: 軽金属, **47** (1997), 246.
- 5) K. Yoshida, M. Kuroda and S. Ikawa: Acta Materialia, **55** (2007), 4499.
- 6) T. Kuwabara: Int. J. Plasticity, **23** (2007), 385.
- 7) 伊川慎吾, 浅野峰生, 黒田充紀, 吉田健吾: 軽金属, **61** (2011), 53.
- 8) J.-W. Yoon, F. Barlat, R. E. Dick and M. E. Karabin: Int. J. Plasticity, **22** (2006), 174.
- 9) T. Kuwabara, Y. Asano, S. Ikeda and H. Hayashi: Proc. IDDRG2004, (2004), 55.
- 10) 桑原利彦, 梅村昌史, 吉田健吾, 黒田充紀, 平野清一, 菊田良成: 軽金属, **56** (2006), 323.
- 11) 桑原利彦, 橋本一真, 飯塚栄治, J.-W. YOON: 塑性と加工, **50** (2009), 925.
- 12) 橋本一真, 桑原利彦, 飯塚栄治, J.-W. YOON: 鉄と鋼, **96** (2010), 557.
- 13) 守屋岳志, 桑原利彦, 木村星香, 高橋 進: 塑性と加工, **49** (2008), 1081.
- 14) T. Kuwabara, A. Van Bael and E. Iizuka: Acta Materialia, **50** (2002), 3717.
- 15) D. Banabic, F. Barlat, O. Cazacu and T. Kuwabara: Advances in anisotropy and formability, Int. J. Mater. Form., **3** (2010), 165.
- 16) 桑原利彦, 池田 聡: 塑性と加工, **40** (1999), 145.
- 17) 花房泰浩, 瀧澤英男, 桑原利彦: 塑性と加工, **52** (2011), 282.
- 18) Y. Hanabusa, H. Takizawa and T. Kuwabara: Steel Research Int., **81** (2010), 1376.
- 19) R. Hill, S. S. Hecker and M. G. Stout: Int. J. Solids Struct., **31** (1994), 2999.
- 20) R. Hill and J. W. Hutchinson: J. Appl. Mech., **59** (1992), S 1.
- 21) R. Von Mises: Göttingen Nachrichten, math.-phys. Klasse, (1913), 582.
- 22) R. Hill: Proc. Roy. Soc. London, A193 (1948), 2817.
- 23) F. Barlat, J. C. Brem, J.- W. Yoon, K. Chung, R. E. Dick, D. J. Lege, F. Pourboghra, S. H. Choi and E. Chu: Int. J. Plasticity, **19** (2003), 1297.
- 24) 池田 聡, 桑原利彦: 鉄と鋼, **90** (2004), 1016.
- 25) 伊敷万太郎, 桑原利彦, 山口 誠, 前田恭志, 林田康宏, 逸見義男: 日本機械学会論文集 (A), **75** (2009), 491.

野球バットの打撃性能評価システムの製作と バット支持方法の選択*

香 川 博 之** 米 山 猛**
 那 須 英 彰*** 五十嵐 重 人***
 北 川 雄二郎*** 高 橋 昌 也****
 佐 藤 一 孝*****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 53 No. 1 (2012), pp. 52-59

Development of the Evaluating System on Hitting Performance and Choice of Clamping Methods for Baseball Bats

Hiroyuki Kagawa, Takeshi Yoneyama, Hideaki Nasu, Shigeto Igarashi,
Yujiro Kitagawa, Masaya Takahashi, and Kazutaka Sato

Many studies on baseball bats have been carried out around the world. Much useful knowledge regarding the development of bats, e.g., coefficient of restitution, trampoline effect etc, have been obtained. However, the effect of the clamping conditions on the hitting performance has not yet been clarified. Therefore, we have developed an evaluation system for the coefficient of restitution on baseball bats using three kinds of clamping devices for the bats, that is, "rigid clamp", "rotating-free clamp", and "free support". In this paper, the evaluation system and some examples of the experimental results are reported. We concluded that the differences in the clamping method of metal baseball bats scarcely affected the evaluation results of the coefficient of restitution on hitting. The rotating-free clamp is well suited to the system from the viewpoint of the simplicity of experimental operation and adequacy of the data.

1. 緒 言

野球に限らずボールを打撃するスポーツでは、用具のスイートスポットと呼ばれる領域で打撃すると効率よくボールが打ち返されると表現されるが、種目によってはその位置の定義があいまいで、選手の感覚的な表現である場合も見受けられる。高木¹⁾は、野球バットのように剛性の高い用具の場合には、打撃中心(撃心)において打撃を行うと用具を握る手に衝撃が伝わりにくく、打撃力が大きいことを説明している。また、Adair²⁾は、野

球バットの固有振動の節で打撃を行うことでバットの振動が起こらず、しびれ難いことや、ボールのもつエネルギーがバットに振動が吸収されず打撃効率がよいことを説明している。撃心の位置はバットの握り位置(バット支持位置)により変化するが、通常の握り位置と考えられるグリップのほぼ中央を握った場合の撃心位置について、市販されているいくつかの野球バットについて調べたところ、振動の節と非常に近い位置になっており、経験的に形状が最適化されてきたものと思われる。

目的に応じたよりよい野球バットを開発するためには、これまで開発してきた実際の野球バットの打撃性能を評価・分類し、形状や材料などとの関係を明らかにする必要がある。打撃特性に関して、これまでに鳴尾ら³⁾、田中ら⁴⁾、西川ら⁵⁾など多くの研究があり、様々な評価システムが構築されてバット開発に必要で有用なデータが

* 日本機械学会論文集C編, 77-783 (2011), 258 に掲載
 ** 金沢大学 理工学域機械工学類, 博士(工学)
 *** 元金沢大学大学院
 **** 研究開発センター 第三部, 博士(工学)
 ***** 株式会社 住軽テクノ恵那

蓄積されている。また、打撃時の反発係数に影響を与えるといわれるトランポリン効果については、秦ら⁶⁾、Nathanら⁷⁾、本江ら⁸⁾などにより詳細に検討がなされており、野球バットやゴルフクラブの打撃具の剛性と反発係数の関係などが議論されている。著者ら⁹⁾も、金属製野球バット開発の現場で使用するために、打撃性能評価システムの開発を独自に行ってきた。前述の先行研究などで構築された評価システムは、打撃時のバットの支持方法が様々であり、打撃性能との関係はまだ明確にわかっていない。そこで、本研究では開発した評価システムにより、市販の金属製野球バットを使い、3種類の支持方法について打撃試験を行った。反発係数に対する支持方法の影響を実験的に調べ、評価システムに適した支持方法について検討を行った。

2. 評価システムの概要

評価システムは、ピッチング装置、球速測定装置、バッティング装置から構成され、Fig. 1に示すように配置した。これにより、球速測定装置で投球速度および打球速度を計測することができる。

ピッチング装置には、硬式および軟式ボールに対応した市販の2ローター回転式ピッチングマシンを採用し、左右のローター回転速度を一致させ、ボールの回転速度を無視できるようにした。球速測定装置には、ボールの通り道を左右から挟むように配置した樹脂板に、11組のレーザー光センサがFig. 2に示すように取り付けられている。ピッチング装置から発射されたボールは図の左方から入り、1組のトリガ用センサに反応した瞬間から球速測定装置は測定を開始する。ボールが右方へ進むに連れ順番に2組の速度検出用センサを通過する。バットとの衝突後、打球は左方に進み2組のセンサを投球とは逆

の順番で通過する。各センサの通過時間はパーソナルコンピュータに記録される。各センサはボール進行方向に対して0.1m間隔で取付けられており、2組のセンサ間を通過する時間から投球速度および打球速度の区間平均を算出できる。また、打球が投球方向に対して上下に逸れる場合を想定して、バットの打撃点を中心として水平面から放射状に 0° 、 $\pm 7.5^\circ$ 、 $\pm 15^\circ$ の計5方向に速度検出用センサを配置した。球速測定精度については、毎秒20,000コマの高速度ビデオカメラを用い、ほぼ妥当であることを確認した。

バッティング装置には、Fig. 3に示すような回転自由支持、完全固定支持および完全自由支持の3種類のバット支持具を取付けられるようになっており、実験により使い分けることができる。ここで、A点は代表的な握り位置（回転中心）とし、ASTM¹⁰⁾の実験に合わせバットのグリップ端から152mmの位置とした。G点はバットの重心点、B点は打撃点で、AB間の距離をRと定義した。B点は実際にはバット表面に位置するが、図では便宜的に中心軸上に描いた。どの支持方法の場合にも、装置には静止しているバット表面近傍に10組のレーザー光センサが取り付けられており、バットの長手方向に10mm間隔で並べることで、打撃時のボール位置Rを検出できるようになっている。

回転自由支持（Rotating-free clamp）とは、バットの握り部を回転軸に固定することで打撃時に支持位置を中心に自由に回転できるようにした支持方法である。これは回転軸にバットが完全に固定されていることを除き、ASTMとほぼ同様の支持方法になっている。なお、打撃点が撃心に一致する場合には、理論的にはバット支持部に力が作用せず、後述の完全自由支持と等価になる。支持具の回転軸にはFig. 4に示すような遮蔽板が取り付けられており、光センサ上を通過する時間により、打撃後のバットの回転速度 ω_1 を測定することができる。

完全固定支持（Rigid clamp）とは、バットの握り部が完全に固定されており、打撃時にバットが回転しない

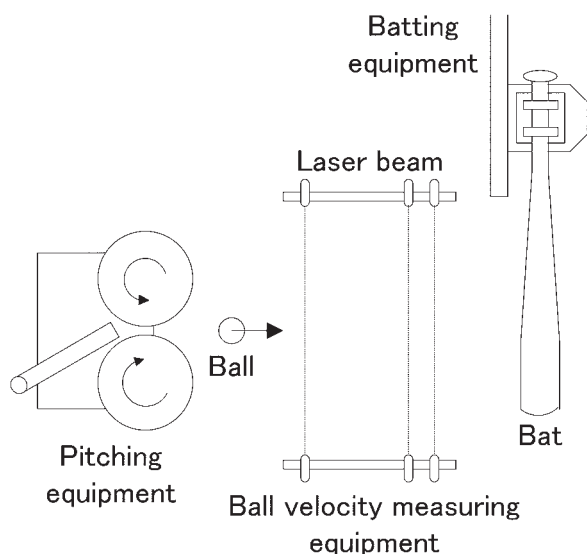


Fig. 1 Evaluation system for baseball bats.

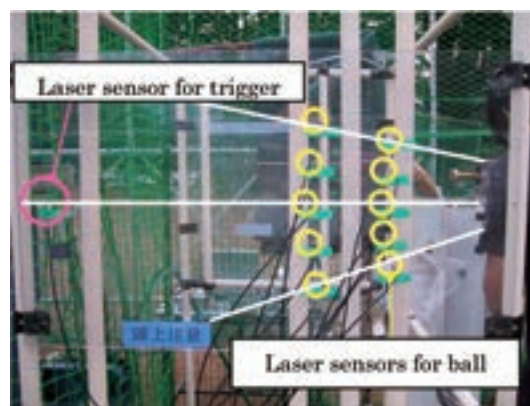


Fig. 2 Alignment of laser sensors in the ball velocity measuring equipment.

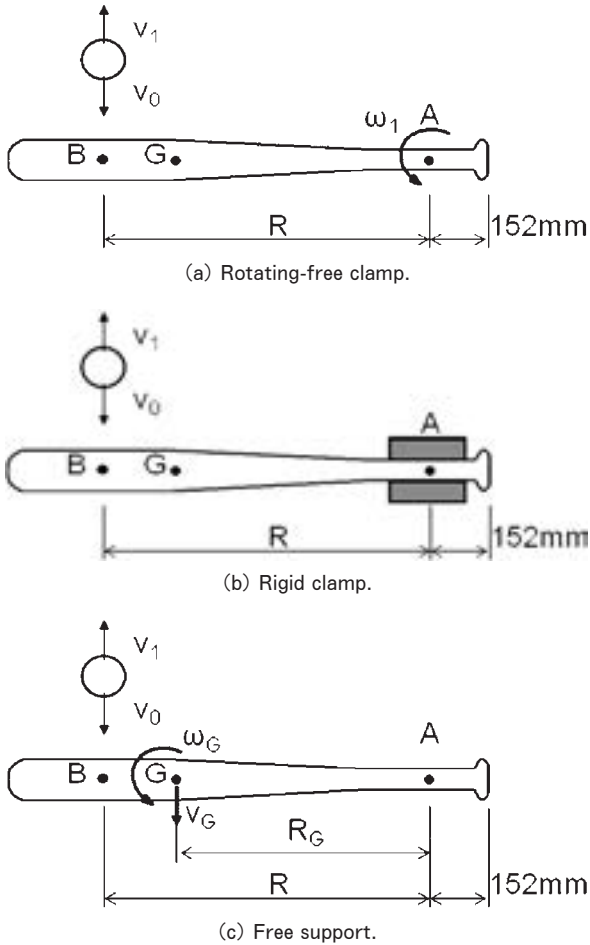


Fig. 3 Types of clamping methods.

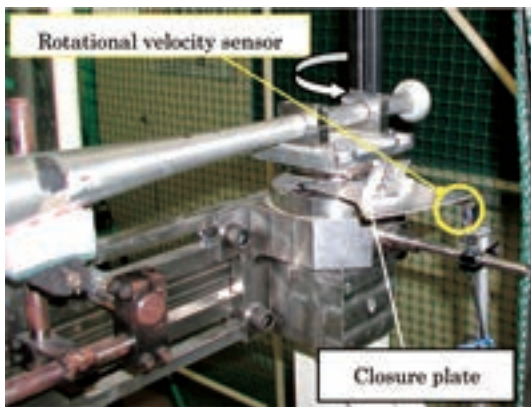


Fig. 4 Rotation-free clamp device.

支持方法である。バット支持部には、打撃により大きなモーメントや力が作用する。打撃点が撃心に一致する場合には、バットを剛体棒と仮定すれば理論的にはモーメントのみが作用することになる。支持具には作用するモーメントを評価するために、トルク計が取付けられている。

完全自由支持 (Free support) とは、Fig. 5 に示すように台にバットを水平に置くだけの構造であり、打撃によりバットは後方へ自由に飛んでいく。これは鳴尾ら³⁾

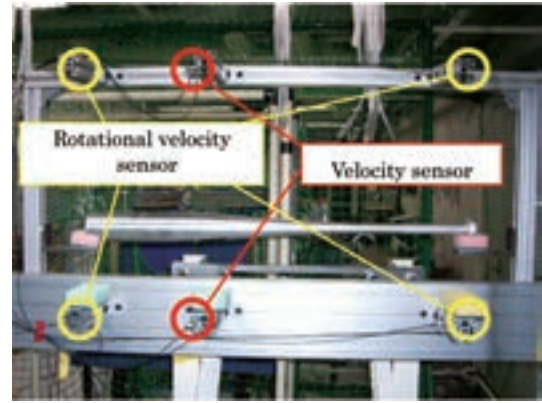


Fig. 5 Free support device.

と同様の支持方法になっているが、バット重心の速度および回転速度の測定に、コストや処理作業低減を考慮して、高速度カメラではなくレーザ光センサを使っている。センサ位置を変えられるようになっており、打撃直後のバットの重心、先端、グリップ部の速度を測定し、バット重心の速度 V_G および回転速度 ω_G を算出できる。なお、回転自由支持と完全自由支持については、バットの握り部を A 点から $\pm 50\text{mm}$ の位置で固定している。

3. 反発係数の算出方法

3.1 回転自由支持の場合

Fig. 3 (a) に示すように、水平面上で回転自由支持された質量 M 、回転軸まわりの慣性モーメント I のバットに対して、回転軸から距離 R の位置で打撃実験を行う場合について考える。バットとボールの反発係数 e は、打球速度 v_0 、打球速度 v_1 および打撃後のバットの回転速度 ω_1 から (1) 式により求められる。

$$e = \frac{v_1 + R\omega_1}{v_0} \quad (1)$$

また、ボールの質量を m とすると、打撃位置 R は角運動量保存則から (2) 式のように算出される。

$$R = \frac{I\omega_1}{m(v_0 + v_1)} \quad (2)$$

実験では打撃位置 R についても実測しており、(2) 式で算出された値と大きく異なる場合には、不良データとして除外することで、反発係数の評価精度を高めた。

3.2 完全固定支持の場合

Fig. 3 (b) に示すように、完全に固定支持されたバットに対して打撃を行う場合について考える。反発係数 e は (1) 式および (2) 式より ω_1 を消去すると、次式が得られる。なお、本研究ではトルク計の中心軸が A 点に一致し、打撃位置 R を実際の握り部固定端からではなく A 点から重心 G までの距離としてデータを整理し

た。

野球における通常の打撃では、バットには長い周期のしなり変形を生じるが、特に硬式ボールの場合にはバットとボールの接触時間は非常に短く、しなり変形がほとんど生じていない状態でボールが跳ね返される¹¹⁾。本研究では、衝突の瞬間には回転自由支持のようにバットが回転する場合とほとんど変わらず、見かけ上、(2)式が成立するものと仮定した。ただし、バットが剛体でしなり変形を生じない場合、すなわち剛体壁と見なせる場合には(2)式が成立せず、(3)式を使うと実際の反発係数よりも大きく評価されることになる。

$$e = \frac{\frac{mR^2}{I}(v_0 + v_1) + v_1}{v_0} \quad (3)$$

3.3 完全自由支持の場合

Fig. 3(c) に示すように、バットを全く拘束せず、自由運動できるように打撃を行うと、バットの重心が速度 V_G および回転速度 ω_G で運動することになる。したがって、反発係数 e は(4)式により求められる。

$$e = \frac{v_1 + V_G + (R - R_G)\omega_G}{v_0} \quad (4)$$

ここで、AG間の距離を R_G とすると、角運動量保存則から打撃位置 R が(5)式のように算出される。したがって、回転自由支持の場合と同様に、打撃位置 R の実測値と比較することで不良データを除外し、評価精度を高めた。

$$R = \frac{(I - MR_G^2)\omega_G}{m(v_0 + v_1)} + R_G \quad (5)$$

4. 実験方法

本研究には、Table 1 に示すような2種類の市販の硬式野球用アルミニウム製バットを用いた。装置への取り

Table 1 Properties of baseball bats used for experiments.

Type	Bat 1	Bat 2
Entire length, L [m]	0.842	0.840
Weight, M [kg]	0.899	0.896
Moment of inertia on pivot, I [kgm ²]	0.181	0.171
Distance between pivot and center of mass, R_G [m]	0.379	0.361
Distance between pivot and center of percussion, R_C [m]	0.531	0.529

付けを考慮してグリップの滑り止めテープを取除いたため、バットの質量 M が規定値 (0.9kg) よりわずかに小さくなっている。打撃には2種類のボールを使用した。直径はどちらも71mmで、硬式野球ボールの質量 m は0.15kg、軟式野球ボールの質量 m は0.136kgであった。なお、本実験では、軟式ボールの場合にも硬式バットを使って打撃を行った。

投球速度は、ピッチング装置で投球可能な最高速度、打球計測が可能な最低速度およびその中間速度の3段階に変えた。硬式および軟式ボールでは、投球可能な最高速度が異なるため、設定値は一致していない。また、実際の試合では、打者は撃心位置 R_C 近傍で打撃を行っていると考えられるが、バットの打撃位置の影響について調べるために、打撃位置 R を幅広く変えた。

実験では投球速度 v_0 および打球速度 v_1 、打撃位置 R の他に、回転自由支持では打撃後のバットの回転速度 ω_1 を、完全固定支持では支持部に作用したモーメント T を、完全自由支持では打撃後のバット重心の速度 V_G および回転速度 ω_G を測定した。さらに、毎秒20,000コマの高速度ビデオカメラによりボールの変形の観察および接触時間の測定を行った。

回転自由支持および完全自由支持の場合について、打撃位置 R のセンサによる実測値と(2)式および(5)式による打撃位置 R の計算値を比較した。多少のばらつきはあるものの両者はほぼ一致しており、本評価法が妥当であることを示した。本来は両者が完全に一致すべきであるが、打球方向が左右にそれて打球速度測定値に誤差が生じる場合があることや打撃位置検出センサの間隔が10mmであることなどから、本研究では以後、回転自由支持および完全自由支持の場合については、打撃位置 R の計算値との誤差が±20mm以内の実験結果のみを評価に使うことにした。

5. 実験結果と考察

5.1 硬式ボールの場合

硬式ボールを使って反発係数 e の評価を行った。例として、バット1について長手方向の反発係数分布をFig. 6に示す。横軸は、代表的な握り位置 (Fig. 3のA点) から打撃位置の距離 R であり、数値が大きいほどバット先端側になる。また、図中の実線および破線は、撃心および重心の位置をそれぞれ示したものである。なお、投球速度 v_0 の平均は、回転自由支持、完全固定支持および完全自由支持について、それぞれ46.6m/s (168km/h)、46.5m/s (168km/h) および41.8m/s (150km/h) であった。また、完全固定支持については、打撃時にバットが損傷しやすかったため、ここでは撃心位置でのみ実験を行った。

打撃位置の違いによる反発係数分布は、回転自由支持と完全自由支持のどちらの場合についても、撃心 (実線)

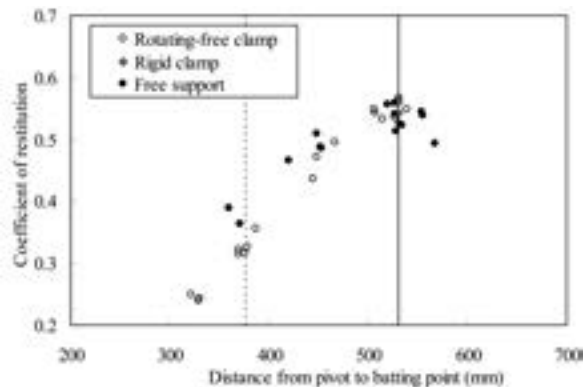


Fig. 6 Distribution of the coefficient of restitution along the longitudinal direction of Bat 1 in case of hard ball.

の近傍で最大になり、それより遠ざかるにしたがって小さくなった。また、撃心よりもグリップに近づくにつれて、回転自由支持の反発係数が完全自由支持のものより徐々に小さくなる傾向にあった。この撃心は、バットを剛体と仮定すると理論的には打撃時に代表的な握り位置に力が作用しない場所になる。しかも、そこが振動的な節に近い場所になるようにバットが作られているため、打者は撃心近傍で打撃を行い、大きな反発力を得るだけでなく、衝撃力や振動によるしびれを感じないようにしているものと考えられる。

撃心近傍の反発係数は、完全固定支持を含め、支持方法によらずほぼ一致した。以上より、硬式ボールを使って撃心近傍で打撃を行う場合には、バットの支持方法は反発係数にほとんど影響しないことを意味している。また、グリップに近づくにつれて支持方法の影響が大きくなることを示唆している。

ボールとバットの接触時間は、正確に測定することは困難であったが、高速度カメラで観察する限り、1 ms程度であった。したがって、バットの材料内を伝播する音速がおおよそ 1000m/s 以上になれば、撃心位置でボールを打撃した衝撃がバットのグリップ方向へ伝播し、グリップエンドで反射して戻ってきたときに、ボールとバットがまだ接触していることになる。言い換えれば、ボールの接触時間が衝撃の伝播時間よりも長くなり、バット支持の影響が反発係数に表れる可能性がある。文献¹²⁾によればアルミニウムの音速が 4900m/s 以下とあり、ヤング率と密度からバット材内を伝播する音速を概算しても 5000m/s 程度となり、バット支持の影響が考えられる範囲にある。しかし、上記のように実験では支持方法による差がほとんどなかった。コアをもつ硬式ボール特有の構造から実質的な接触時間が観察した接触時間よりも短い可能性もあるが、その原因については今後の課題である。

次に、投球速度の影響について調べた。撃心近傍で打撃を行った結果を Fig. 7 に示す。完全自由支持につい

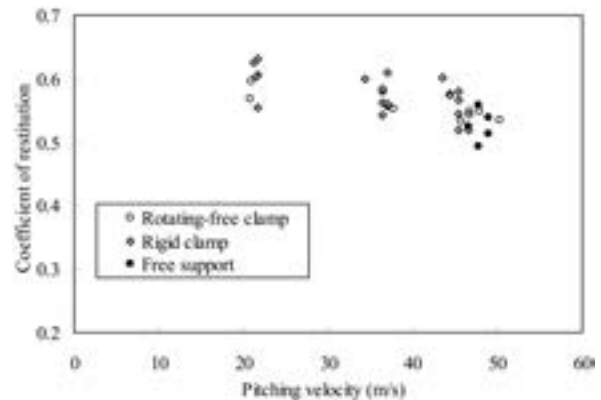


Fig. 7 Relationship between pitching velocity and coefficient of restitution at the center of percussion of Bat 1 in case of hard ball.

ては、低速ではバットが打撃後に下方に飛ばされ評価が難しいため、高速領域についてのみ実験を行った。

本研究の範囲では、どの速度についても支持方法が反発係数にほとんど影響しなかった。また、投球速度が大きくなるにしたがって、反発係数がやや小さくなるのがわかる。完全固定支持の場合、データのばらつきが若干大きいのが、これは他の支持方法のように打撃位置によって評価に使うデータを選択せずに、全データを用いたことなどが影響しているものと考えられる。

以上の結果は、バット 2 についても同様であった。

5.2 軟式ボールの場合

軟式ボールを使って硬式ボールと同様に反発係数 e の評価を行った。なお、軟式ボールは、ピッチングマシンで投球できる最大速度が小さく実験が難しいことから完全自由支持については実験を行わなかった。

例として、バット 2 について長手方向の反発係数分布を Fig. 8 に示す。平均投球速度は、回転自由支持および完全固定支持について、それぞれ 25.8m/s (93km/h) および 24.9m/s (90km/h) であった。図より回転自由支持の場合には、打撃位置によらずほぼ一定値になった。バット先端ほど反発係数がごくわずかに小さくなっていくが、これは神田ら¹³⁾の FEM 解析の結果と傾向が一致している。高速ビデオカメラによる観察によると軟式ボールは打撃時に大きく変形し、初期の球が円板状つぶれてバット表面にへばりつくようになっていた。そのため、本研究の範囲では反発係数はボールの変形が支配的であり、バット自体の変形の影響が小さかったものと考えられる。このことは、軟式ボールの場合、打者にとって硬式ボールほど打撃位置が重要ではないことを示している。

さらに、投球速度の影響について調べるために、軟式ボールを撃心近傍で打撃した結果を Fig. 9 に示す。これより、投球速度の増加にともない反発係数が大きく減少することがわかる。これは、軟式ボールの方が硬式ボ

ルよりもボール自体の変形が大きく、投球速度の増加にともないエネルギー損失が大きくなるためと考えられる。また、完全支持の方が回転自由支持よりもやや大きい値になった。高速度カメラで観察したところ、ボールとバットの接触時間は4.5~5.5msと硬式ボールに比べて長く、回転自由支持の場合にはボールがバットに接触してまだ大きく変形しているときにバットが後方へ回転していく様子がわかることから、軟式ボールの場合には接触時間が長く支持方法の違いが影響したのと考えられる。これについては、観察に限界があるため、コンピュータシミュレーションなどにより詳細に検討する予定である。

以上の結果は、バット1についても同様であった。

5.3 完全固定支持の場合に作用するモーメント

完全固定支持の場合に、バット支持部に取り付けられているトルク計で測定した打撃後のモーメント変化を示す。例として、バット2に対して、硬式ボールを速度22.7m/s (81.8km/h) および軟式ボールを25.3m/s (90.9km/h) で投球したものを Fig. 10 (a) および (b) にそれぞれ示す。縦軸は、回転自由支持の場合の回転軸Aに相当する位置回りのモーメントTであり、バット

を後方に回転させる方向が正值になっている。横軸は、投球されたボールが球速測定装置のトリガセンサを通過してから時間を示している。また、図中の破線はバットとボールが衝突した時間を示している。

硬式ボールの場合については、支持部には打撃直後から後方のモーメントが作用し、バットのほぼ1次モード固有振動数で減衰しながら振動することがわかる。また、高次の振動も観察され、1次モードが減衰するに従って目立ってくる。本研究の範囲では、この傾向は他の場合についても同様であった。前述のようにバットとの接触時間が1ms程度であるため、このトルクTがほとんど作用していない内に離れていることを示しており、支持の影響が小さかったことを裏付けている。また、打者の手には、ボールを打ち返した後で衝撃を感じる事が考えられる。

軟式ボールの場合についても、硬式ボールと同様であったが、打撃直後の高次の振動が硬式ボールよりも目立たなかった。トルクのパワースペクトルを示すと Fig. 11 のようになり、この例では軟式ボールの場合には高次成分はほとんどないことがわかる。また、硬式ボールの場合にも同様であるが、約40Hzの最も大きな振動成分は、バットの握り部を固定した片持ちりの固有振動にほぼ

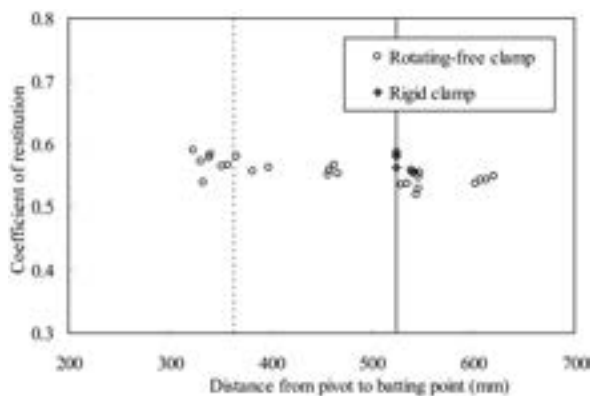


Fig. 8 Distribution of the coefficient of restitution along the longitudinal direction of Bat 2 in case of rubber ball.

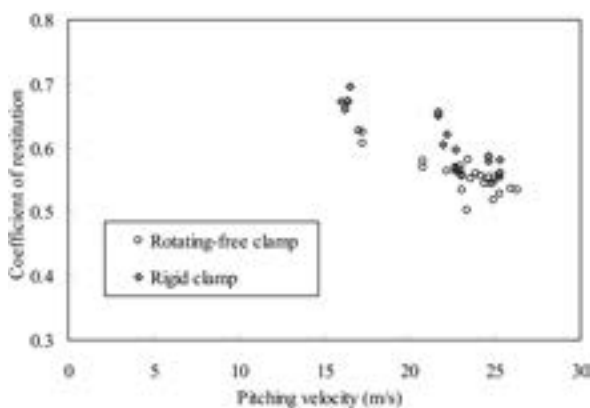
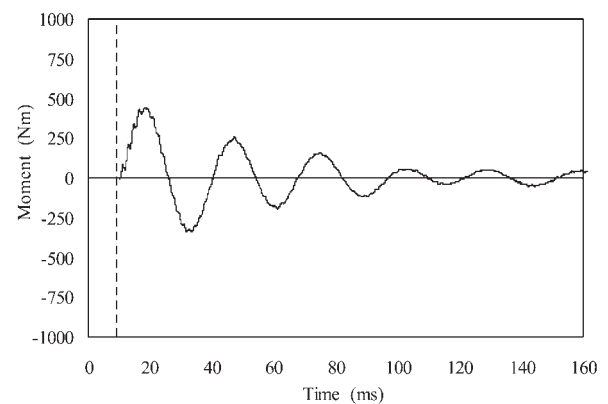
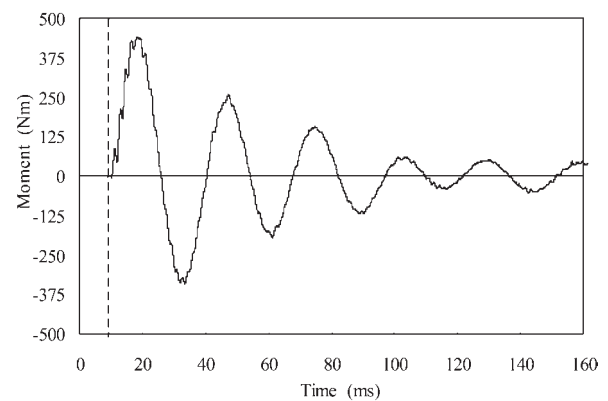


Fig. 9 Relationship between pitching velocity and coefficient of restitution at the center of percussion of Bat 2 in case of rubber ball.



(a) In case of hard ball ($v_0 = 22.7$ [m/s]).



(b) In case of rubber ball ($v_0 = 25.3$ [m/s]).

Fig. 10 Moment of clamping device at the pivot A of Bat 2.

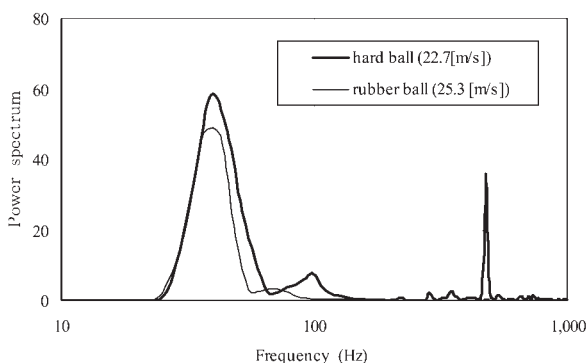


Fig. 11 Power spectrum of the moment of clamping device at the pivot A of Bat 2.

なっており、回転自由支持や完全自由支持とは異なり、打撃後のバット回転を拘束したことにより生じるものと考えられる。接触時間については、約5msと硬式ボールより5倍程度も長く、バットと接触している間にトルクが上昇している。今後、接触時間と反発係数の関係について調べる必要があると考えられる。

5.4 支持方法と評価の容易性

最後に、本研究で実験を行った3通りの支持方法の、長所や短所についてまとめる。

バットの取り付けについては、完全固定支持および回転自由支持は、六角レンチを使い治具でバットを固定するだけでよく、一旦固定すれば評価実験が終わるまで繰り返し実験を行うことができる。なお、後者は打撃ごとにバットの回転位置を初期位置に戻す必要があるが、手間はほとんどかからない。完全自由支持は、治具で固定する必要がなくバットを台に載せるだけでよいが、打撃ごとにバットが飛ぶため、それを回収し台の上に正確に載せ直す必要がある。

各センサ測定については、完全固定支持および回転自由支持では、打撃位置 R を変えるときに、固定軸および回転軸をそれぞれスライドさせるだけでよい。これに対して、完全自由支持では、バット重心の速度および回転速度を測定するセンサの位置を打撃位置により調整する必要があり、打撃位置だけではなく投球速度の条件を変更するたびに非常に多くの手間がかかる。また、打撃後のバットが重力の影響で後方だけではなく下方にも飛び、投球速度が小さい場合には本装置ではバットの回転速度測定を行うことができないという欠点がある。

実験によるバットの損傷については、完全固定支持では、固定部に大きなモーメントや打撃力が作用するため、投球速度が大きい場合には取り付け位置で塑性変形を生じることがある。回転自由支持では、モーメントは作用せず、撃心位置で打撃する限り打撃力も作用しないため、損傷を生じにくい。完全自由支持では、固定部がなく打撃による損傷を生じにくい、飛んで行ったバットが装置やその周辺に衝突する可能性があるため、それによる

損傷には工夫が必要になる。

データの妥当性については、回転自由支持および完全自由支持では、3章で説明したように打撃位置 R のセンサによる実測値と(2)式および(5)式による評価値を比較することで検証できる。これに対して、完全固定支持では本研究の範囲では検証方法はない。また、バットとボールの接触時間が長い場合には、バットの回転が拘束されているために打球速度が大きくなり、角運動量保存則が成立しない可能性がある。その場合、反発係数が大きく評価される危険性がある。

以上から、バットの損傷が少なく、測定に手間がかからない、しかもデータの妥当性を検証できることから、本研究では回転自由支持が打撃性能評価試験に適していると考え、以後の評価に使用することにした。実際に評価実験を行ったところ、他の支持方法と比較して回転自由支持の場合が短時間に効率よく多くのデータを収集できることを確認した。

6. 結 言

本研究では、野球バットの打撃性能評価システムを開発し、打撃時の反発係数評価を行った。また、バット支持方法の影響について実験的に調べた。本実験の範囲では、主に以下の結論が得られた。

(1) 硬式ボールの場合、反発係数は撃心近傍で最大になり、撃心より離れるにしたがって減少した。打者は振動節近傍でもある撃心で打撃を行い、大きな反発力を得るだけではなく、衝撃力や振動によるしびれを感じないようにしているものと考えられる。これに対して、軟式ボールの場合、打撃位置によらずほぼ一定になり、打者にとって硬式ボールほど打撃位置が重要ではないものとする。

(2) 撃心において打撃を行ったところ、投球速度が大きくなるにしたがって反発係数が減少した。特に軟式ボールの場合にはこの傾向が顕著であった。これは、軟式ボールの方が硬式ボールよりもボール自体の変形が大きく、投球速度の増加にともないエネルギー損失が大きいためと考えられる。

(3) 撃心において打撃を行ったところ、反発係数はバット支持方法の違いで、硬式ボールについてはほとんど差がなかった。これに対して、軟式ボールについては完全固定支持の方が回転自由支持に対してやや大きくなった。硬式ボールの場合、打撃時のバットとの接触時間が非常に短く、支持部の影響がほとんどなかったものと思われる。

(4) 各支持方法の長所や短所について整理した。バットの損傷が少なく、測定に手間がかからない、しかもデータの妥当性を検証できることから、本打撃性能評価システムにおいては回転自由支持が最適であると考えられる。

参 考 文 献

- 1) 高木隆司：スポーツの力学，講談社，(1983)，1.
- 2) R. Adair：ベースボールの物理学，紀伊国屋書店，(1996)，1.
- 3) 鳴尾丈司，宮沢一敏，佐藤文宣：日本機械学会シンポジウム講演論文集，55-920 (1992)，187.
- 4) 田中皓一，増田泰亮，児玉 斎：日本機械学会論文集 A 編，58-556 (1992)，2365.
- 5) 西川範浩，西脇剛史，森 貞樹：日本機械学会ジョイント・シンポジウム講演論文集，59-940 (1994)，21.
- 6) 秦秀敏，宇津野秀夫，松久 寛：日本機械学会ジョイント・シンポジウム講演論文集，26-04 (2004)，89.
- 7) A. M. Nathan, D. A. Russell, L. V. Smith：Proceeding of the 5 th International Conference on Sports Engineering, 2 (2004)，38.
- 8) 本江哲行，岩田佳雄，小松崎俊彦，三枝 宏，佐藤秀紀：日本機械学会ジョイント・シンポジウム講演論文集，26-04 (2004)，162.
- 9) 那須英彰，香川博之，高橋昌也，米山 猛，五十嵐重人，佐藤一孝：日本機械学会ジョイント・シンポジウム講演論文集，16-05 (2005)，9 .
- 10) ASTM：Standard Test Method for Measuring Baseball Bat Performance Factor1, F1881, (1998)，1 .
- 11) 仁村亮介，香川博之，米山 猛，高橋昌也：日本機械学会2011 年度年次大会 DVD 論文集，(2011)，J231014.
- 12) 日本アルミニウム協会：アルミハンドブック，住友軽金属工業株式会社，(2002)，26.
- 13) 神田芳文，鳴尾丈司，御園和則：日本機械学会ジョイント・シンポジウム講演論文集，26-04 (2004)，95.

超々ジュラルミンと零戦

—超々ジュラルミン開発物語— (その1) *

吉田 英雄**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 53 No. 1 (2012), pp. 60-78

Extra Super Duralumin and Zero Fighter

—History of Extra Super Duralumin— Part 1

Hideo Yoshida

The history of the development of the Extra Super Duralumin is divided in three stages ; first, pre-history before the invention of the ESD, next, the invention of the ESD and its commercial production during World War II and finally, the development of high strength aluminum alloys after World War II. In this review, the pre-history of the ESD in the first stage is summarized, while the other stages will be reviewed in the next issues. For the pre-history, the following seven topics are described : (1) the discovery of aluminum and the establishment of its smelting method, that is, the experiments of aluminum extraction by Davy, Oersted and Wöhler, and the invention of Hall and Héroult, (2) the starting of commercial production in Europe and North America, (3) the discovery of the age hardening phenomena in the Al-Cu-Mg alloy, the invention of Duralumin by Wilm, (4) the application of Duralumin to the Zeppelin Airship, (5) the research and development of Duralumin, (6) the invention of Super Duralumin, and (7) the growth of aluminum industries during and after World War II.

1. はじめに

超々ジュラルミンは、戦前我が国で開発されたアルミニウム合金で英語名 Extra Super Duralumin の頭文字を取って ESD の名前で知られている。この合金は世界の名機と賞賛された零戦（零式艦上戦闘機）の主翼に使用され、太平洋戦争で零戦の材料を分析した米軍は日本のアルミニウム材料の優れた強度に驚き、早速米国のアルミニウム会社アルコアに類似合金 7075 を製造させた。この 7075 合金は戦後の世界の代表的な航空機用アルミニウム合金になった。ここでは 7075 合金の基となった ESD はどのようにして誕生し、どのように生産されたか、そして戦後の材料開発にどのように引き継がれてきたかその歴史を明らかにし、今後の材料開発のための参考にしてもらえればとの思いでまとめた。参考とした資料が住友軽金属（住友金属）に残されたものが中心であ

るために、ほぼ住友軽金属（住友金属）の歴史になっていることを最初にお断りしておかねばならない。また、発明者の五十嵐勇博士（1892-1986）については、筆者自身が直接お会いしたこともないので、五十嵐博士の執筆されたものや対談、薫陶を受けた方々がかかれたものから判断していかざるをえないこともあり、実際のところ、実像はよくわからないというのが実情である。入社以来、我々にとっては伝説の人で、幾分神格化された部分もあるかと思うが、ご容赦願いたい。また、戦前から戦後の軽金属学の歩みについて、奇しくも五十嵐博士と同年生まれである京都大学名誉教授西村秀雄博士（1892-1978）が「軽金属時代」に執筆された「随筆軽合金史」（1948～1952）、「統軽合金史」（1953～1954）、「海外に於ける軽金属学の進歩」（1955～1957）、「軽金属研究雑話」（1957～1959）などを参考にした。一方、生産技術に関しては元技術研究所、技術調査役、竹内勝治博士の執筆された「アルミニウム合金展伸材—その誕生から半世紀—」¹⁾、「技術の歩み」²⁾等を参考にした。なお、西村博士の随筆集等は、それを掲載した「軽金属時

* 本稿はアルトピア, Vol.40 No.7, No.8, No.10, No.11 に掲載したものに加筆して転載したもの

** 研究開発センター 常務研究員, 博士 (工学)

代」が一部アルミニウム協会に保管されているが、それを元に竹内博士が上記文献を執筆されるときに集録したもので、住友軽金属の図書室に保管されている。あらためて竹内博士に感謝の意を表します。

2. 超々ジュラルミン前史

2.1 アルミニウムの発見とその製錬法の確立

前史としてどこまで遡ればよいかは、いろいろ考えられるが、そもそもアルミニウムが登場するのは19世紀になってからでまだ新しい金属であるので、簡単にこの発見の歴史から述べる。往時ローマでは渋い収斂性のある物質を *alumen* と呼び、薬剤、染色、木材の耐火剤等に用いられていた。この *alumen* はたぶんアルミニウムと硫酸第一鉄との混合物に多少の不純物を交えたものであったろうと考えられている。12世紀頃には *alumen* の良質なものを *alum* (明礬) (注1) と称し、13世紀頃イタリアで製造された。18世紀、フランスの化学者ルイ・ベルナル・ギトン・ドゥ・モルボ (Louis-Bernard Guyton de Morveau, 1737~1816) は、*alum* は礬土の塩類 (*sel alumineux*) であるから、礬土は *alumine* と称すべきとし、英国では *alumina*、ドイツでは *Thonerde* と呼ばれた³⁾。これは今日の酸化アルミニウムのことである。その後、1782年ラボアジエ (Lavoisier) は、アルミナは多分ある金属と酸素の化合物であるが、その酸素との親和力は非常に強いために炭素やそのほかの還元剤では還元できないであろうと言った。1808年英国のデーヴィ (Sir Humphrey Davy) は、明礬 (*alum*) に因んでその金属にアルミアム (*aluminium*) という名を与えた。その後アルミナム (*aluminum*) に改称、さらにその後フランスのドヴィル (Henri Etienne Sainte-Claire Deville) によりアルミニウム (*aluminium*) と正式に命名される。以後、*aluminium* が一般的であるが、*aluminum* は主に米国で用いられるようになった。(注2)

(注1) 明礬は一価の陽イオンの硫酸塩と三価の金属イオンの硫酸塩の複合塩の総称である。一般にはカリウム明礬をさし、化学組成は $\text{AlK}(\text{SO}_4)_2 \cdot 12\text{H}_2\text{O}$ と記される。その他、鉄明礬、 $\text{KFe}^{3+}_3(\text{SO}_4)_2(\text{OH})_6$ などがある。大分の明礬温泉では、明礬の原料となる「湯の花」(硫酸礬土) を販売している。「湯の花」の主成分はハロトリカイトという鉱物で、化学的には鉄とアルミニウムの硫酸塩。江戸時代、「湯の花」から大きな明礬の結晶をどのように作っていたかは秘伝にされていたため、現在その記録は残されていない。最近、それを復活させた別府大学教授恒松柘氏の研究がある。詳細は筆者が軽金属学会ホームページに寄稿したエッセイ <http://www.jilm.or.jp/society/?mode=content&pid=139> を参照のこと。

(注2) 米国では1828年の Noah Webster's Dictionary が *aluminum* を採用しているが、1890年代半ばまでは両方が使用されていた。公式には1925年 The American Chemical Society が *Aluminum* を採用したことによる。一方、世界的には The International Union of Pure and Applied Chemistry (IUPAC) が公式に *aluminium* を採用し、現在は論文でも両方が用いられている。<http://www.worldwidewords.org/articles/aluminium.htm> を参照のこと。

デーヴィは、アルミナ中の金属をヴォルタの電池を使って抽出しようと試みたが成功しなかった。その後1825年デンマークのエールステッド (Hans Christian Oersted) が塩化アルミニウムとカリウムアマルガムから金属アルミニウムを初めて取り出したと言われている。1827年にはドイツのヴェーラー (Frederick Wöhler) が塩化アルミニウムとカリウムを反応させてアルミニウムを分離した^{4,5)}。

1854年にはフランスのドヴィルはカリウムに代わって価格の安いナトリウムによって塩化アルミニウムを還元しアルミニウムを分離した。ドヴィルは皇帝ナポレオン三世のあと押しを得て、1856年、パリ郊外に生産能力2トンの工場を作り、これが最初のアルミニウム製錬工場となった。ドヴィルの作ったアルミはパリ万博で「粘土から得た銀」(*l'argent issu de l'argile, the silver from the clay*) と呼ばれ、非常に高価なものであった。もともと甲冑を軽くしたいとの思いを持っていたナポレオン三世は大のアルミ好きで、特に大切な客には金や銀ではなくアルミ製フォークやナイフ、スプーンで接待したとの逸話は有名である。しかしながら、ドヴィルの化学的還元法では、まだまだ高価なナトリウムを用いなければならないことと、不純物の鉄やケイ素が多くなり、耐食性に乏しいため用途が限られるといった問題があった。このため電気化学的に抽出する方法も試みられたが、大量の電力を必要としたため工業的には実現しなかった。おりしも1870年発電機がベルギーのグラムによって発明され、1878年には英国で世界最初の水力発電が行われた⁶⁾。

1886年2月23日、米国の23歳のホール (Charles Martin Hall) は電気分解によるアルミニウムの製造に成功した。彼はオハイオ州オーバリン大学 (Oberlin College) で指導教官の F. F. ジュウェット (Frank Fanning Jewett) 教授 (注3) の下でアルミニウムの分離に取り組み、1885年に大学卒業した後も研究を継続していた。彼の方法は氷晶石を溶剤にしてアルミナを溶かし、その熔融塩を電気分解してアルミニウムを還元抽出するという画期的な方法であった。1795年グリーンランドで発見された氷晶石は、アルミナの融点 (2,050°C) を1,000°C 以上も下げ、980~1000°C で熔融することができ、アルミニウムの製造を容易にした。ホー

ルの発明とほぼ同時に、フランスのエルー (Paul Louis Toussaint Héroult) も同じ方法を見出した。エルーはサント・バルブ学校でドヴィルのアルミニウムの研究のことを学び、15歳のときに彼の有名な論文を読んだ。1885年相続した小さななめし革工場の蒸気機関とダイナモを利用してさまざまなアルミニウム化合物の電気分解を試みた結果、アルミニウムの分離に成功した⁴⁾。ホールの方法は1889年に米国で、エルーの方法は1888年フランス、ベルギー、イギリスなどで特許が取得された。彼らの方法は実質的に同じ方法なので、「ホール・エルー法」と呼ばれている。彼らは同年の生まれで、発見も同年、亡くなったのも同じ1914年で歴史の偶然である。

Fig. 1はホールとエルーの写真である。

(注3) F. F. ジュウエット, 1844年生まれで、イエール大学で化学と鉱物学を学び1870年卒業, 1873年から1875年, ドイツのゲッチンゲン大学で化学を研究し, アルミニウムの分離に成功したヴェーラー教授と出会った。1876年イエール大学総長から東京大学で科学を教えるよう推薦され, 翌年東京大学の教壇に立った。1880年, 日本を離れ, 36歳でオーバリン大学の化学・鉱物学の教授となった。ホールは大学に入学してジュウエットと会い, ヴェーラー教授からもらったアルミニウムの小片を見せられ, 「アルミの経済的製法を発明したものは人類に恩恵を与えるだけでなく, 巨万の富を得ることができるだろう」といわれ, ホールのアルミに対する関心はいっそう深まったとのことである (小寺純雄, C. M. ホールの師, F. F. ジュウエット, その来日120年に憶う)⁷⁾。

アルミニウムの原料であるアルミナに関しては, 1888年, オーストリアのバイヤー (Karl Josef Bayer) によってボーキサイトからアルミナを製造するバイヤー法が発明された。これはボーキサイトを苛性ソーダに溶かし, アルミン酸ナトリウム液とし, これを加水分解し水酸化アルミニウムを晶析させ, これを焼成し水分を除去してアルミナを製造する方法である。アルミナは明礬石



Fig. 1 C. M. Hall (left) and P. L. T. Héroult (right).

だけでなく, 霞石, 礬土頁岩などいろんな鉱石に含まれているが, ボーキサイトには特にケイ酸が少なく, アルミナが約50%以上含まれている。ボーキサイトは1821年フランスのレ・ボー (Les Baux-de-Provence) (注4)でベルティエ (Pierre Berthier) により発見されボーキサイト (bauxite) と名づけられたが, 現在ではオーストラリア, ギニア, ブラジル, ジャマイカといった熱帯で雨が多く, 風化作用の大きい地域で多く産出されている。このようにしてアルミニウムが大量生産できる段階となった^{8,9)}。

(注4) レ・ボーはフランスのプロバンス地方, アルル (Arles) とアビニョン (Avignon) の中間に位置し, 小高い白い岩山の上にボー族が支配した城跡が残っている。筆者はなぜここでボーキサイトが発見されたのかを確かめたくて, 2006年6月ここを訪れた。詳細は「軽金属」に書いた「レ・ボーを訪ねて」を参照のこと¹⁰⁾。この城跡は観光地になっていて, その案内書には風景の中で赤茶けた場所 (○印で囲んだところ) が採掘地点と書かれている (Fig. 2)。なお余談ではあるが, ここは松本清張の小説「詩城の旅人」(日本放送出版協会, 1989年)の舞台でもある。

2.2 アルミニウムの工業の形成¹¹⁾

エルーは新しい溶融塩電解法の工業化のため, 最初は化学的還元法でアルミニウムを製造していたアレ・カマルグ社 (Produits Chimiques d'Alais et de la Camargue) の A. R. Pechiney に特許を売ろうとしたが断られたため, まず1888年スイス資本とドイツ資本の合弁でアルミニウム・インダストリー社 (Aluminium Industrie A. G. 略称 AIAG, 後のスイスアルミニウム) を設立し, スイスのノイハウゼン (Neuhausen) に工



Fig. 2 Mining place of Bauxite indicated by the circle near the ruined castle of Les Baux de Provence.

場を建設し、ライン川の瀑布を利用した水力発電でアルミニウムの生産を始めた。その後、フランスの Société Électrométallurgique Française (のちのユジューヌ (Ugine) 社) に実施権を与えグルノーブルの近くのフロージュ (Froges) に 1889 年最初のアルミニウム工場を設立した⁵⁾。A. R. Pechiney は、フロージュでの生産に危機感を覚え自らの会社を閉め、電解法での生産に変えるため、1897 年フロージュの会社を買収し、1921 年、アレ・フロージュ・カマルグ社 AFC (Compagnie des Produits Chimiques et Électrométallurgique d'Alais, Froges et Camargue, その後ベンネー (Pechiney) 社) と名称を変更した¹²⁾。イギリスでも、1894 年ブリティッシュ・アルミニウム社 (British Aluminium Co., Ltd.) が設立され、エルーの特許を譲り受けてスコットランドのフォイヤーズ (Foyers) で生産を始めた。アルミニウム生産量は 1890 年には 150 トンであったのが、1900 年には 4100 トンまで増大し、アルミニウムの価格もこの 10 年間で 1/8 程度まで低下した。エルーの特許が切れると多数の企業が操業を開始した。欧州では 1913 年には 11 企業、20 工場に達し、世界生産の 57% を占めるようになった。

一方、ホールは 1888 年 7 月 31 日にピッツバーグで新会社を設立した。当初、ピッツバーグ・アルミニウム社 (Pittsburgh Aluminium Company) としたが、二ヶ月後の 1888 年 10 月 1 日にピッツバーグ・リダクション社 (The Pittsburgh Reduction Company) に変更¹³⁾、

1907 年には今日のアルコア (Aluminum Company of America = ALCOA) に改称した。面白いことにこの会社の最初の名に Aluminum でなく Aluminium が用いられていることで、当時、米国でも両方の綴りが用いられていたことを物語っている。この会社が Aluminium を用いたのは、印刷屋が同社の或る便箋に Aluminium の i を不注意で抜かしてしまったが、その印刷屋が倒産してしまい刷りなおすための 300 ドルを支出するよりこのまま使おうと決めたからだとの真偽のほどはわからぬ逸話が残っている^{14, 15)}。同社は 300 ドルの支出さえまかならないのが実態だったそうである。1888 年 12 月、日産 6 ポンドの生産であったが、その後、さらに新工場を建設して、1900 年には 3200 トンにまで増加した。電力は当初火力発電であったが、その後低廉な水力発電に切り替えた。1893 年ナイアガラ・フォールズ電力会社 (Niagara Falls Power Co.) から電力を買っていたが、1896 年にはこの会社を買収した。Fig. 3 はナイアガラの滝にある発電所とピッツバーグ・リダクション社の製錬所の様子を描いた絵画である¹⁶⁾。その後、各地の電力会社を買収して生産を拡大した。ボーキサイトについても当初はアルミナを購入していたが、原料の確保が重要になり、全米のボーキサイト会社を買収して、ボーキサイトの鉱床を独占していった。1899 年にはアルコアはカナダ、シャウィニガン (Shawinigan) に製錬工場を建設し、1901 年操業を開始した。この工場の生産はノーザン・アルミニウム社 (Northern Aluminium Co.) が行い、1925 年に社名をアルキャン

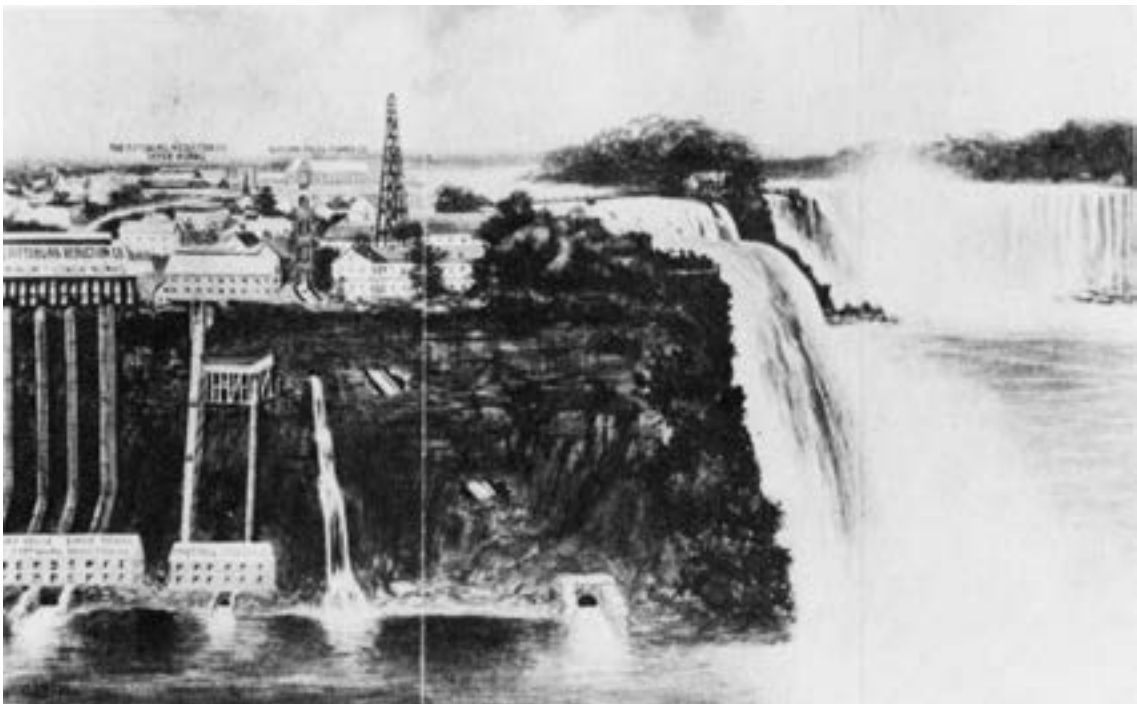


Fig. 3 Drawing of the upper works of the Pittsburgh Reduction Company adjacent to the at Niagara Falls Power Company and the two house of the lower works spanning the cliff face, circa 1900¹⁶⁾.

(Aluminium Company of Canada = ALCAN) に改称した。アルコアによる独占体制に対する批判が1920年代に盛り上がり、同社は政府の勧告を受け入れ、1928年にカナダにアルミニウム・リミテッド (Aluminium Limited Co., 1966年アルキャン・アルミニウム・リミテッド, Alcan Aluminium Limited と改称) を設立し、持株を新会社へ移管した。ノーザン・アルミニウム社 (ALCAN) はその中核会社となった。北米のアルミニウム生産量は1900年の3200トンから1913年には27400トンと急激に増加した。1900年頃のアルミニウム市場は家庭用器物が50%、ついで鉄鋼脱酸剤が25%であったが、その後送電線、自動車部品、機械部品、容器の蓋などに利用されるようになった。

日本においてアルミニウムの利用は軍需品から始まった。1894年、当時の陸軍は飯ごう、水筒その他携帯用軍装品にアルミニウムを使用することを決定し、地金を輸入して、東京および大阪砲兵工廠で生産を開始した。1898年、住友伸銅場は大阪砲兵工廠から圧延を請け負って、輸入地金を受け取り圧延して板として納入した。この頃、アルミニウムは最初、陸軍がつけた名前で「礬素」と呼ばれていたが、通りが悪いので、新たに銀のように美しく、銀よりも軽い「軽銀」という名前が考案された^{4,5)}。明治30年代になると民間でもアルミニウム什器が製造されるようになり輸入地金は1900年の100トンから1912年には約1000トンへと増大した。第一次世界大戦の開始で欧州からの地金の輸入が中断したが、その間隙を縫ってノーザン・アルミニウム社が日本に進出し、日本の市場はアルキャンの支配下に入った。1920年には、国内需要の増加とともに、大戦で欧州からの輸入が困難となった東南アジアへの器物輸出が増えて地金消費量が2000トンへと増大した。

2.3 ジュラルミンの発明

1890年代、欧米ではAl-Sn, Al-Zn, Al-Cu, Al-Auなどの二元合金状態図が研究されていた¹⁷⁾。アルミニウムも鉄や銅と同様に合金にして強度を高めることが行われた。現在、添加元素として多く用いられているマグネシウムは、1808年英国のデービーが電気化学的方法により硫酸マグネシウムから水銀を用いて分離して得られたのが最初である。アルミニウムへのマグネシウムの添加もすでに1900年以前に行われていて、マグネシウムを15%まで添加していくと引張強さは徐々に上昇していくことがわかっていた。1899年マッハ (L. Mach) がマグネシウムを3~30%含む合金をマグナリウム (Magnalium) の名称で開発した¹⁸⁾。これはのちのマグネシウムを5~12%含むヒドロナリウム (Hydronalium) や56Sなどの合金に繋がっている。1906年にはMnが添加された3S (3003) が米国で開発された¹⁹⁾。

ドイツのウィルム (Alfred Wilm) は1901年、ベルリンの近くのノイバーベルスベルク (Neubabelsberg) にある理工学中央研究所 (Zentralstelle für wissenschaftliche-technische Untersuchungen) に招聘され、翌年ドイツ兵器弾薬製造会社から真鍮製の薬莖をアルミニウム合金で代替するための開発委託を受け研究を開始した。彼はAl-4%Cu合金を鋼と同じように焼入れして、引張強さ15.5~22.9kg/mm²、伸び5~7%を得たが、真鍮の代替には及ばなかった。1903年この熱処理法でDRP170085の特許を申請した。その後研究を続け、1906年時効硬化現象を発見した。この発見にまつわる次のエピソードは有名な話である^{20,21)}。

1906年9月のある土曜日、Al-4%Cu-0.5%Mn合金に0.5%Mgを添加した3mm厚みの板材を作成し、520℃の塩浴炉で加熱後焼入れした。ウィルムは午後の1時頃、退出間際の助手のヤブロンスキー (Jablonski) に硬度の測定を命じて計ったところ、その変化はわずかであった。その続きを翌々日の月曜日に行ったところ著しく増加していることに驚いて、測定器をチェックし実験を繰り返した。その結果、硬さが焼入れ後1時間まではほとんど変化せずにそれ以降4日間にわたって増加し、その後一定になることを確認した。この熱処理により、引張強さ40kg/mm²、伸び20~25%が得られた。

1907年1月11日、Al-4%Cu合金をベースに微量マグネシウム添加の影響を調べ、2%以下のマグネシウムと5%以下の銅を含むアルミニウム合金で、特にCu4%にMg0.25~0.5%を含むアルミニウム合金が効果的として特許を申請した (DRP204543, 1908年11月認可)。マグネシウム量2%以下としたことについては、当時アルミニウムの強度を高めるには2%以上のマグネシウム添加が必要なことは、マグナリウム合金に代表されるように既に知られており特許も出されていたためである。その後、系統的な実験を行い、マグネシウムを含むアルミニウム合金の熱処理法としてD.R.P.244554 (1909年3月20日申請, 1912年3月9日認可) の特許を取得した。

この材料の製造については、1908年ドイツ兵器弾薬製造会社の姉妹会社であるデュレナ・メタルヴェルケ社 (Dürener Metallwerke A. G.) でのジュラルミン板の工場試作が行われたが、研究所はこの発明に関心を持たなかった。これは彼が特許を申請した1909年、彼を招聘した研究所長が交替したため、ウィルムの研究は中止となり、ウィルムはジュラルミン (Duralumin) を自分の手で工業化するために研究所と交渉の上、ジュラルミンの特許を彼の名義とし研究所を辞めた。幸いにもデュレナ・メタルヴェルケ社がウィルムの特許の使用権を得て、同社技術役員のリック博士 (R. Beck) の協力のもとで工業化に成功した^{21,22)}。(注5)

(注5) 戦前、プロペラ技術導入のためにヤマハから

1941年ドイツに派遣されていた佐貫亦男元日大教授は、1981年、その数年前倒産して操業停止したデュレナ・メタルヴェルケ社を訪問している。「なぜ、ジュラルミンの生みの親のデュレナ・メタルヴェルケ社が倒産したか、アメリカのアルコア社などは、まだ栄えているのに」との疑問を持って訪問したが、明確な回答が得られず、何か小さい企業がこの大廃墟の中で細々と作業していて、これがあのデュレナ・メタルヴェルケ社のなれの果てかと思ひ写真を撮影したとの話が「ジュラルミンの誕生」に掲載されている²³⁾。この佐貫博士の話を知らずに、筆者も2008年Aachenで開催されたICAA11に参加した際にDürenの同社を訪問しようと考えたが、ネットで調べても連絡先がわからず断念した。

1909年ウィルムとデュレナ・メタルヴェルケ社の間でこの新製品に対する商品名の相談があり、ウィルムは当初ハルトアルミニウム (Hartaluminium) を提案したが、国際市場を考え、フランス語で硬いという意味のDurを用いてDuraluminにした。Duraluminは地名のDürenerから来たとも言われているが、現在のドイツ人の多くはDüralumin (Dürener-Alumin) よりDur-Aluminとして理解しているとのことである²²⁾ (注6)。

(注6) Duraluminの語源については、前述の佐貫博士の「ジュラルミンの誕生」にも同様な記述がある。小岩昌宏京都大学名誉教授の「名前の由来を探る」では、外国人はすべて「Hard (Hart) 派」だが日本人はほとんど「Dürener 派」であるとのこと、この原因は濱住松二郎著「金属総論」(内田老閣園, 1927)の記述にあると教授は述べている²⁴⁾。それではということで外国の文献を調べてみると、R. J. Andersonの有名な教科書、*The Metallurgy of Aluminium and Aluminium Alloys*の261ページに“Duralumin takes its name from the Dürener Metalwerke Aktien Gesellschaft, where heat-treatable light aluminium alloys were first produced.”²⁵⁾とあるので、一概に濱住教授に責任があるとも思えない。

ウィルムの生涯についてはドイツのアルミニウムセンター (Aluminium Zentrale) のハース博士 (M. H. Haas) が1935~40年頃に詳しくまとめている^{20, 26, 27)}。博士によれば、ウィルムは第一次世界大戦後1919年、妻と6人の子供たちとともに鶏を育てることに専念するために生まれ故郷のシレジアの山村に引退した。養鶏でもアルミニウム合金で培ってきた方法で採卵鶏、中でも白色レグホーンを改良して名声を得た。その後1937年8月6日、68歳で亡くなったとのことである。1939年、東京大学航空技術研究所教授石田四郎先生がドイツに出

張した際にハース博士から贈られたウィルムのレリーフが、先生の遺志により軽金属協会に寄贈され、現在、軽金属学会事務局に飾られている (Fig. 4)。1939年の訪問のいきさつに関しては、石田教授が、「軽金属」に執筆している²⁸⁾。

2.4 ツェッペリン飛行船²⁹⁾

ジュラルミンはまず飛行船に用いられた。有名なツェッペリン飛行船はフェルディナンド・フォン・ツェッペリン伯爵 (Ferdinand Adolf Heinrich August Graf von Zeppelin, Fig. 5) によって発明された。彼は軍人としてアメリカの南北戦争を視察するためにアメリカに赴き、ミシシッピ川の河畔で偵察用の繫留気球に乗ったことが契機となり、飛行船の開発を始めた。彼の行き着いた飛行船は20人も乗れる巨大なものであった。彼の構想を実現するために、1890年ドイツ皇帝ウイヘルム2世に飛行船建造を進言したが理解されず、1890年陸軍少将を退役し、彼は全財産を投じて1898年自ら飛行船建造会社を設立した。ツェッペリンの飛行船の構造は従来のエンベロープに水素を詰める軟式飛行船ではなく、金属で骨組みを作り、外皮 (麻布か木綿布) で覆ってその中に水素ガスを詰めたガス囊 (注7) を数個並べるといった硬式飛行船であった。その理由は (1) 船体を金属の骨組みで作れば、飛行船が大型になっても、また多



Fig. 4 Relief of Dr. A. Wilm at the office of the Japan Institute of Light Metals. This relief presented to Prof. Ishida by Dr. Haas was donated to the Japan Light Metal Association (now, the Japan Aluminium Association) by Prof. Ishida.

少ガス嚢がしぼんでも変形しないこと、(2) 水素ガスを数個のガス嚢に分散して詰めれば、その内の1つに穴が開いてガスが流出しても安全であることであった。船体の骨組みは鉄で作るつもりだったが、重くなることが懸念され、アルミニウムが用いられた。種々の困難を乗り越えて、1900年6月、全長128m、直径11.65mのツェッペリン第一号硬式飛行船 LZ1 (注8) が完成した。Fig. 6はその構造を示す。正24角形の筒状でアルミニウムの骨組みの上に羽布を張り、内部に水素ガスを詰めた17個のガス嚢を収納する構造であった。以後、40年間ツェッペリンの飛行船はこの構造様式を踏襲した²⁹⁾。組み立てはフリードリッヒスハーフェン(Friedrichshafen)に近いマンツェル(Manzell)付近のボーデン湖(Bodensee)上に浮かぶ格納庫で行われた。これには土地を購入する資金の問題もあったが、湖上では格納庫を回転させることができ搬出や搬入のときに横風を受けにくくすることができるメリットもあった。このLZ1は不幸にも400m上昇し、15分ほどボーデン湖上を飛び回ったところで、異常が生じ、船体が折れ曲がり墜落した。この失敗で、「狂人伯爵」とまで陰口をたたかれたが、それにめげることなく、1905年LZ2を建造した。そのころ皇帝は自国の海軍がイギリス海軍に遅れを取っていることに懸念を抱き、空飛ぶ戦艦ともいえるツェッペリン飛行船に期待をかけて国費を投じることを決め、1906年LZ3、1908年LZ4 (Fig. 7)³⁰⁾が建造された。これらの飛行船の成功とともにツェッペリン伯爵は一躍「国民的英雄」となった。1908年9月、「ツェッペリン飛行船有限会社」をフリードリッヒスハーフェンに設立し、この新会社で最初に作られたLZ5の骨組みにジュラルミンが初めて用いられた。翌1909年に世界初の旅客を専門とする商業航空会社「ドイツ飛行船運輸株式会社」を設立した。



Fig. 5 Ferdinand Graf von Zeppelin.

(注7) 木綿布の内面にゴムを薄く塗り、その上に牛の盲腸を切り開いて加工したゴールドビーターズ・スキンを特殊なニカワで一重または二重に貼る。さらにその上に塗料を塗ってガスの漏洩を少なくしたもの。1頭の牛から得られる盲腸の大きさは700×150mm～1000×250mmであるから、大型硬式船一隻、例えば16個のガス嚢を持ったR101(英国の硬式飛行船)に必要な牛の盲腸は約15万頭分とのことである²⁹⁾。

(注8) L: Luftschiff, Z: Zeppelin, LZはツェッペリン社の機体製造番号。この番号とは別に、第一次世界大戦中は、陸軍はLZ(ただし生産数を秘匿するために30を加えた数字を用いた)、海軍はLで識別した。これに対し、シュツェ・ランツ社の飛行船はSLで識別された。

一方、英国のヴィッカーズ社(Vickers Company, その後The Vickers Sons & Maxim Ltd.)は1909年、剛性の高い英海軍飛行船“Mayfly”の建造を開始した。1910年、デュレナ・メタルヴェルケ社はジュラルミンを12.75トン生産したが、そのうち10トンをヴィッカーズ社に供給した。しかし、この船は1911年9月、試験飛行のため倉庫から移動するときに、操作ミスで真二つに折れてしまった。これはこの合金が「ドイツ製」だからとの疑いをもたれたことで、1911年、ヴィッカーズ社は、ウィルムから製造の許諾を得て自らこの合金の生産を開始した²²⁾。ヴィッカーズ社は英国、フランス、スペイン、ポルトガル、イタリアさらに米国で製造する権利を有した。ドイツでは1914年までにこの合金は独海軍ツェッペリン用に規格登録され、1916年までに720トン、生産された。飛行船の内部構造をFig. 8に示す。この図はL30の船体の内部である³⁰⁾。外皮を覆った後で、ガス嚢は装着する前の状態である。ジュラルミンを



Fig. 6 Structure of Zeppelin Airship, LZ1²⁹⁾.



Fig. 7 LZ4 at Bodensee near Freidrichshafen, with more powerful engines, flew to Zürich in twelve hour flights³⁰⁾.

用いた複雑な骨組みがわかる。一機あたり約9トン使用され、1914年から1918年の間にツェッペリン船88隻、シュッテ・ランツ船 (Schütte-Lanz) 20隻が建造された。シュッテ・ランツ船はツェッペリン飛行船建造会社のライバル会社で、木材とベニア合板と接着剤で接合させた骨組みを持つ硬式船を作ったが、水に弱い構造的な欠陥があったため主として陸軍で用いられた。1918年以後のシュッテ・ランツ船には、木材に代わってジュラルミン、主としてパイプが多用された²⁹⁾。

さて、第一次世界大戦では、ドイツは、イギリス、フランスに対して飛行船を用いた空爆を行った。ロンドンの初空襲は1915年5月31日の深夜に陸軍のLZ38により行われた。1915年から1918年の間の襲撃回数は、パリでは3回であったが、ロンドンには51回に及んだ。ロンドン空襲で最大のものは1916年9月2日の深夜に行われた。この日は一度に陸海軍の飛行船16隻がロンドンとその周辺を襲い、460発以上の爆弾を投下した。戦争が長引くにつれて、イギリスも高射砲や戦闘機で反撃し犠牲となる飛行船も増えてきた。9月23日は12隻が出動し、その中で、Super Zeppelin (全長189m、最大直径24m) と呼ばれる海軍のL30、L31、L32、L33がロンドンを爆撃した³⁰⁾。L32はイギリス戦闘機に迎撃され、エセックス州のグレート・バーステッド (Great Bursted) 付近に墜落して乗員全員が死亡した。L33は対空砲火と戦闘機の攻撃により北海を越えて帰還するの



Fig. 8 Inside the hull of the L30, looking forward, after application of the outer cover, but before the gas cells were in place³⁰⁾.

は不可能と判断し、24日、エセックス州リトル・ウィグバラ (Little Wigborough) に不時着した。乗員たちは船体の焼却を試みたが、ろうじて一部を燃やすことができただけだった (Fig. 9)。イギリスの技術者はその骨格を調査し、後日、英国の飛行船 R33 および R34 を建設する際の基礎とした³¹⁾。

飛行船の残骸の一部が日本に持ち込まれて、日本でのジュラルミンの研究が始まることとなる。Fig. 10 は現在住友軽金属に保管されているツェッペリンの骨材の一部である。元住友金属の杉浦稠三 (しげぞう) 氏や山本正雄氏によると、大正5年 (1916年) 5月、ロンドン駐在の海軍監督官、氏家長明機関中佐がロンドン郊外クロイドン (Croydon) 飛行場付近に墜落したツェッペリン飛行船 (R33) の残骸の一部を入手し、呉海軍艦政本部に送り、同年末住友伸銅所に到着したとのことである^{32, 33)}。現在、インターネットや文献で検索する限り、5月にクロイドン近郊で撃墜された飛行船はなく、R33も英国の機体番号でドイツの飛行船の機体番号にはない。元住友軽金属社長の佐藤史郎氏によれば、これは9月に撃墜されたL33 (LZ76) の可能性が高いとのことである³⁴⁾、この日にクロイドンを通過して対空砲火を浴びたのはL33とともに出撃したL31である。L31はその日は無事戻ったが、10月1日の出撃でロンドン爆撃中にイギリス戦闘機にロンドンの北、ポッターズ・バー (Potters Bar) の付近で撃墜された³¹⁾。現在の所、持ち帰った残骸はどの飛行船のものか定かではない。ロンドン近郊で墜落した飛行船をクロイドン空港に集めて調査した後の残骸ではないかと推測される。

飛行船は高高度で航続距離が長く、重量物を運べるのが長所 (有効搭載量はグラフ・ツェッペリン LZ127 で30トン、ヒンデンプルグ号 LZ129 で88トン²⁹⁾) であるが、この飛行船による爆撃を阻止するために戦闘機

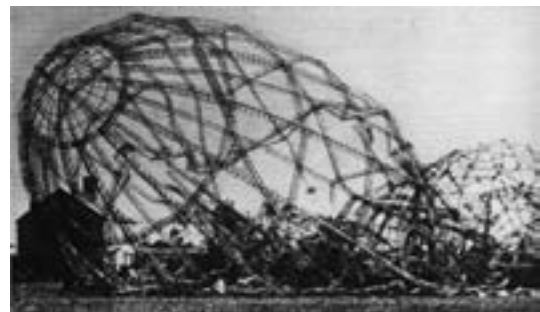


Fig. 9 The skeleton of L33 by New Hall Cottages, Little Wigborough, Essex. There was so little hydrogen left in the gas cells that the attempt to destroy the ship by fire left the framework almost intact, providing a useful source of information for the British authorities³¹⁾.



Fig. 10 Part of frame of Zeppelin Airship shot down near London, brought into Japan by Japanese Navy and stored in Sumitomo Light Metal.

の性能が向上した。第一次世界大戦後は、ドイツは戦争に敗れ、一時飛行船の建造は禁止されたが、その後1928年、「グラフ・ツェッペリン」(Graf Zeppelin, 全長235.5m, 最大直径30.5m)が完成し、主に旅客飛行船として世界のほとんどの地域の空を翔破した。この中で、1937年、ニュージャージー州で着陸寸前、爆発炎上するというヒンデンプルグ号(Hindenburg, LZ129, 全長247.2m, 最大直径41.2m)の大惨事が起きた。この発火の原因は静電気放電説が有力である。なお、旅客機分野では1919年ユンカースは波板状ジュラルミンを使った全金属製旅客機F.13 (Fig. 11)を開発した。第二次世界大戦ではナチスは飛行船を飛ばして打ち落とされるより、そのジュラルミンで戦闘機を作ったほうがましだと考え、全ての飛行船が解体された²⁹⁾。

2.5 英米のジュラルミン研究 (1910~1920年代)

2.5.1 英国

ウィルムの研究成果は、論文としてはMetallurgieに1911年発表された。その論文に掲載された3.5%Cuと0.5%Mgを含むアルミニウム合金の室温での時効硬化曲線をFig. 12に示す³⁵⁾。ジュラルミンの研究が発表されると、ウィルムの論文は同年、ル・シャトリエによりフランスの金属学会誌Revue de Metallurgieに、翌



Fig. 11 Yunkers F.13 fabricated with corrugated panels of Duralmin sheets.

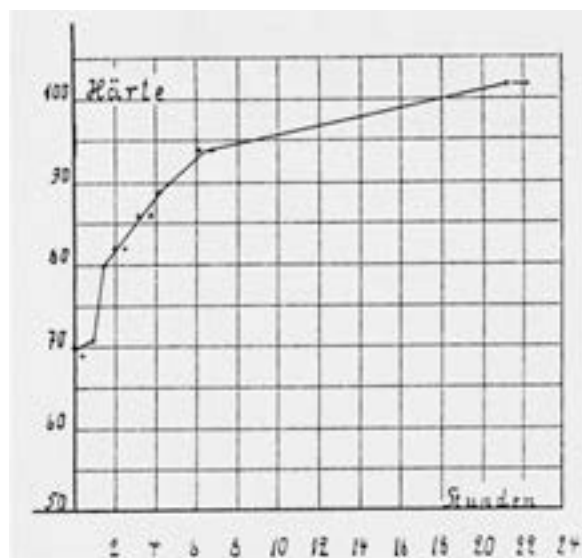


Fig. 12 Age hardening curve at room temperature of an Al-3.5%Cu-0.5%Mg alloy obtained by Wilm (vertical axis; hardness, horizontal axis; time (hours))³⁵⁾.

年に英国の金属学会誌 Journal of the Institute of Metals にその要約が掲載された。残念なことに、フランスには学会や工業界からの支持を得た研究組織が作られなかった。これに関して、西村秀雄博士(注9)は、「随筆・軽合金史(其六)」に、「ジュラルミンがドイツで生まれたためか、フランスではこの方面に関して1920年頃まで余り語るべき学術的な発表はない。元来、フランス人は創意に富んだ国民であって、近代的な発明とか発見に多くの名を残しているが、他の国で既に研究したことなどを、追従することを好まないのである。この点はわが国と異なっている」と書いている³⁶⁾。

(注9) 西村秀雄博士 (Fig. 13) : 1892年京都市に生まれ、1918年7月京都帝国大学採鉱冶金学科卒業、三菱鉱業研究所に勤務後、約2ヵ年で母校に戻り、講



Fig. 13 Prof. H. Nishimura (J. Japan Institute of Light Metals, No. 15 (1955), 9.

師、助教授を経て1930年京都帝国大学教授に昇進、工学研究所長、工学部長を歴任後、1955年退官する。この間、金属材料学および金属加工学の講義および研究を担当する。退官後も財団法人応用科学研究所長として人材の育成に尽力した。1962年日本金属学会賞、1963年本多記念賞を受賞、1970年日本学士院会員に選出、1968年勲二等旭日重光章が授与された。村上陽太郎博士によると「絵や書をよくされ、平素はご多忙でゆっくり絵を描かれる時間的余裕もないが、たまの日曜日とか夏休みなど暇を作ってはお書きになる。絵をご覧になることもお好きであるので、展覧会等には研究室全部をつれて頂いて、先生からお得意のご説明を伺い、一向に知識のないわれわれにも楽しめる機会に恵まれた」とのことである³⁷⁾。古河電工におられた田中道夫氏によると「先生がパリに御留学中一日お宅を訪問しますと、部屋中絵であり、冶金の学者の部屋のようではありませんでした³⁷⁾といわれるくらい絵画や書にも造詣の深い文化人でもあった。後述するFig. 14にも示すように、「軽金属時代」の「軽合金史」にも自らのスケッチを掲載していた。晩年には都会の喧騒を避け、小豆島に自ら設計した「碧水居」を訪ねては随筆などの執筆、書画などの創作をした。今回参考にした「軽金属時代」に発表した膨大な「随筆 軽合金史」等々は単行本として出版される予定だったが、「軽金属時代」の廃刊によって実現しなかったと残念なことである。アルミニウムのみならず金属組織学、金属加工学が学問として確立し始めた頃の議論が今でも貴重で参考になる。

仏国に対し、英国は、National Physical Laboratory (NPL) の冶金部長であったローゼンハイン (W. Rosenhain) らが、1910年、Al-3%Cu-1%Mn合金が優れた性質を有していることを報告しており、ジュラルミンの成分がこの合金に近いので、彼はこの報告書の

データが利用されてジュラルミンができたものでドイツの発明ではないと述べている。こうした中で、1913年ジュラルミンは英国のヴィッカース社の発明であるかのような記事がでてきて、ウィルムは、直ちに“Improvement of aluminium and its alloys, and in particular Duralumin, for armament”と題して反論している。ここにウィルムの発明に対する思いが込められているのでその内容を紹介する²²⁾。

1) この10年間、わが国の軍事当局者は、アルミニウムは非常に軽いためにアルミニウムを採用しようとしてきた。ところがドイツ軍部はアルミニウムの導入に関心をほとんど持たなかった。期待してもしばしば失望することが多いが、軍事の世界ではアルミニウムはその輝きを決して失ってはならず、たゆまない熱意で新しい実験がなされている。

2) 小さな武器の改良や発射速度を増加させるには自ずと弾薬の軽量化が問題となる。非常に重要なことは、ジュラルミンの存在はわがプロシア陸軍省にとって役立つものとなるということである。

3) わが軍事当局者はアルミニウムが軍備品に寄与するとして、アルミニウムが果たすべき条件を発表し、わが国の国内産業は問題解決に着手した。

4) ベルリンとカールスルーエ (Karlsruhe) にあるドイツの武器弾薬工場は、ベルリン近郊のNeubabelsbergの理工学研究所を通して仕事を行っていた。1902年、私はアルミニウムの大気中での耐食性向上とともに機械的性質向上の研究のために、この研究所で正式な職を得た。

5) それゆえ、ジュラルミンの発見はドイツでなされた長年の研究の結果である。それは、1906年にアルミニウムに他の金属を添加することと実用的な薬莖に必要な強度と硬さが得られる熱処理を組み合わせることによって成功した。

6) ドイツにおいて、ジュラルミンはこの数年デュレンの鉄鋳物工場で製造されてきた。この工場はドイツで製造販売する独占的な権利を有している。

英独のジュラルミン発明の先陣争いに関する論争はこれ以降も続く³⁸⁾。肝腎のプロシアはウィルムの研究を止めさせて、研究所は彼の発明を擁護しなかったことである。

1921年、英国 National Physical Laboratory のハンセン (D. Hansen) とゲイラー (M. L. V. Gaylor) の両氏によって、Al-Mg₂Siの準二元系の状態図が得られ、Mg₂Siはアルミニウムに固溶するが、これも高温から低温になるにつれて著しく固溶度が減少することを発表した³⁹⁾。1922年、ゲイラー女史はAl-CuAl₂-Mg₂Siの準三元系合金の状態図を明らかにし、ジュラルミンの硬化にはCuAl₂とMg₂Siの両方の析出硬化が寄与することを報告した³⁹⁾。さらにゲイラー女史は1923年Al-Cu-Mg系三元合金状態図を研究し、アルミニウム固溶体と

平衡するのは CuAl_2 , $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$, Al_3Mg_2 であることを報告した。 $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$ については 1919 年ドイツのボーゲル (Vogel) がすでに発見していたが、これを再確認した⁴⁰⁾。

なお、 $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$ 準二元系状態図の研究と Mg_2Si を含むアルミニウム合金の時効については、英国で研究され発表されたが、それを実用合金として利用しようとしたのは、スイスのジュリーニ (Giulini) 社で、1916 年アルデュール (Aludur) という名称で、焼入れ焼戻しを使用する合金として特許を取得している²¹⁾。その後スイスの AIAG によってアルドライ (Aldrey) という名称の合金が導電率の高いアルミニウム合金として、特許が成立した。このアルドライは焼入れしてから線引きをして焼戻しすると強度がさらに向上し導電率も高いので送電線に適した⁴⁰⁾。

2.5.2 米国

米国でも海軍は第一次世界大戦の開戦とともに硬式飛行船の開発に異常な興味を示し、アルコアに生産を促した。大戦前のアルコアは地金生産工程の研究開発に重点を置いていたので、画期的な加工製品を開発したり、工業規模で生産したりする力を持っていなかった。また、アルコアの創始者の一人であるホールが中央研究所の創設といった考え方を拒否していたので、実験設備はないに等しいかあっても原始的なものであり、実験に従事する訓練されたスタッフもいない状況だった⁴¹⁾。1914 年ホールが亡くなり、新しいアルミニウムの市場を開拓することを目指して体系的な研究計画を進める中央研究機関

(central research department) を設立することとなり、1919 年 Technical Department が設立され、その下に Technical Direction Bureau と Research Committee (その中に Research Bureau) が設置された¹⁶⁾。一方で、アルコアは ACC (Aluminium Casting Company) のリナイト研究所 (Lynite Laboratories) を手に入れた。この研究所は当時、米国では最高級の非鉄金属の技術者を抱えており、特に同所の所長であったザイ・ジェフリース (Zay Jeffries, 1888-1965) (注 10) は、高強度アルミニウムについての科学的解明がなされなくては本当の値打ちはわからない、そして冶金学的に書き記した指図書を見ればその製品ができるのでなくては意味がないと考えた⁴¹⁾。1920 年リナイト研究所はアルコアの研究所に合併された。1930 年、Technical Direction Bureau と Research Bureau は New Kensington に設立された ARL (Aluminum Research Laboratories, 1950 年代、Alcoa Research Laboratories に改称) に統合された¹⁶⁾。

(注 10) ザイ・ジェフリース (Zay Jeffries, Fig. 14⁴²⁾)^{43, 44)}: 1888 年サウスダコタ生まれ。1909 年サウスダコタ鉱山技術大学の機械工学を卒業後、クリーブランドのケース応用科学大学 (現在 Case Western Reserve 大学) の冶金学インストラクターとして採用された。その後クリーブランドでの新技術に関するコンサルタントになり、GE のタングステンランプの事業所やアルミニウム鋳造の ACC で働いた。1920 年アルコアのコンサルタントになり、同時に一緒に研究するためミシガン大学から R. S. Archer を迎え入れ、

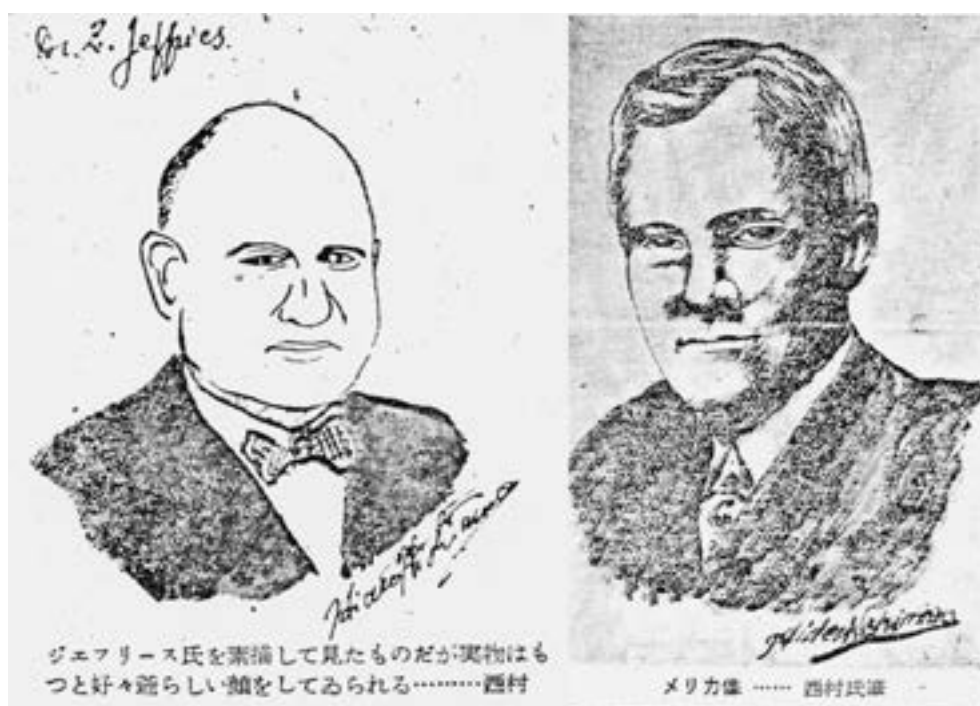


Fig. 14 Dr. Jeffries (left) and Dr. Merica (right) sketched by Prof. Nishimura^{42, 50)}.

1920年代のアルコアの鋳造や鍛造でのアルミニウム合金研究を進展させた。彼の材料学に対する貢献としては金属の結晶粒径の測定法（ジェフリース法として知られている）と材料学的特性との関連、二次再結晶と介在物の関連、転位論の先駆けとなった「すべり干渉説」がある。その後、政府の多くの委員会で活動し、1945年にはGEの副社長となった。日本では日本金属学会のジェフリース賞でその名前はよく知られている。昭和26年、日本金属学会は博士の業績と日米間交流の尽力を評価して名誉員に推薦した。その折に100ドルの寄贈を受けた学会では、この寄付金を賞金として新進気鋭の研究者、技術者に奨学を主眼とする懸賞論文を募集して、昭和29年からジェフリース賞が出されるようになった。現在では賞牌がなくなったため終了している⁴⁵⁾。なお、ジェフリース本人が冶金学者としての研究業績を報告している⁴⁶⁾。

1916年、アルコアは米海軍からドイツが使用している合金と同等かより高い強度の合金が求められ、同じ頃、フランスで墜落したツェッペリン飛行船の桁の破片が海軍から送られてきた。これらの情報をもとにアルコアは引張強さ43kg/mm²、耐力28kg/mm²を有するジュラルミンと同様な合金17S（Cu 4.0%、Mg 0.5%、Mn 0.5%）を商品化した。アルコアは海軍の建造する飛行船シェナンドア（Shenandoah）号のための17S合金圧延材を供給する義務を負った。1922年末には、高強度合金板、年間25000トンの生産が可能となり、17Sが主役となった⁴¹⁾。1923年にシェナンドア号はニュー・

ケンジントン（New Kensington）工場の上空を飛行し、成功のうちに完工した。しかし、1925年、この飛行船は嵐の中で三つに割れて墜落し、14名が死亡するという悲劇が生じた（Fig. 15）¹⁶⁾。この事故の情報を受けて、アルコアは飛行船の事故は金属が原因で生じたかどうか確認するためにすぐに事故現場に向かい、残骸を確認して破壊点がすべて綺麗で腐食がないことを確かめた。これに対し、標準局やMIT教授から、粒界腐食の嫌疑がかけられたため、アルコアの試験部は同業他社に先んじた最新鋭の機器を備えることで対処しその嫌疑を晴らすこととなった^{16, 41)}。さらに耐食性向上のため、1928年、17S板材に高純度アルミニウムを板厚の2.2~10%表面に貼り付けたクラッド材を開発しAlcladと呼んだ¹⁹⁾。

米国政府も合金の研究開発を支援するために、1913年、米国標準局はメリカ（P. D. Merica, Fig. 14⁵⁰⁾）を長とする非鉄金属研究班を組織し冶金専門家を投入した。彼はベルリン大学で学位を取得したばかりであった²²⁾。1919年米国鋳山冶金学会（AIME）の講演会でジュラルミンに関する報告を行い、1921年AIMEの会誌にも発表された^{47, 48)}。その発表内容を西村博士の「随筆軽合金史（其三）」から引用して紹介する⁴⁹⁾。アメリカからは、Cu 0.04~3.74%、Mg 0~3.5%を含む16種の試料を造塊、熱間圧延、冷間圧延、焼鈍により0.8mmの板を作り、この板を熱処理して引張試験と硬度を測定した。478~525℃から焼入れして20℃および100℃で時効した。最も強度が高い成分はCu 3.18%、Mg 0.46%、

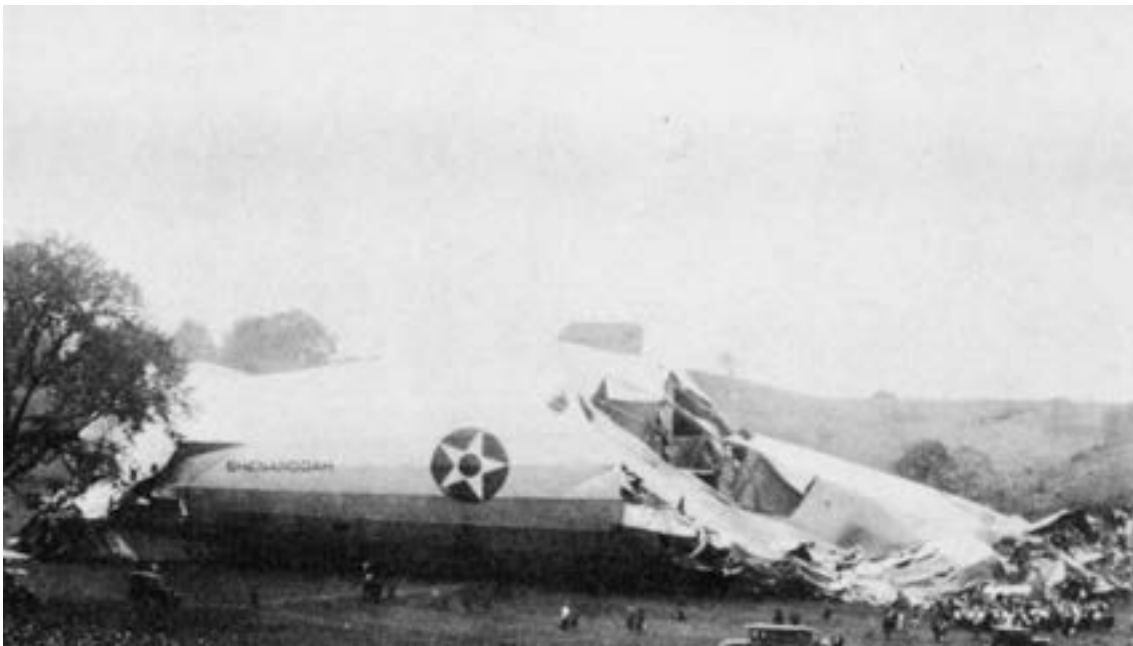


Fig. 15 Wrecked Shenandoah at the site in Caldwell County, Ohio, where the rear section of the airship came down 3 September 1925, next to a cornfield. Of the 11 officers and 31 men aboard, 14 were killed and 2 injured¹⁶⁾.

Fe 0.34%, Si 0.24%であった。引張強さが35~36kg/mm²でジュラルミンより強度が低いのが、これはCuが少なく、Mnが含まれないためと考えられた。その他、Cu 3.74%, Mg 1.08%, Fe 0.52%, Si 0.3%という合金を515°Cから焼入れして125°Cで14日間時効すると引張強さ45kg/mm²、伸び11%を得ている。この成分はその後開発された超ジュラルミンに近く、既にジュラルミンを超える材料が示唆されている。

幸田成康博士は編著「合金の析出」²¹⁾の第一章「時効硬化研究の歩み」の中で、メリカの研究成果の優れた点として、第一にAl-CuとAl-Mg二元系の状態図を決定し、時効硬化は合金の固溶限が温度低下に伴って減少するが相変化が原因で起こることをはっきりと認めたこと、第二に500°Cからの焼入れによってCuAl₂の析出が抑えられ、室温あるいは100°Cの時効でCuAl₂がコロイド状に分散したきわめて細かい粒子として析出することによって硬化が生じると考えたことをあげている。すなわち焼入れして時効すると硬化を生じるという「析出硬化説」を提唱していることである。西村博士も「この析出硬化説がもとになって時効硬化の現象が研究されてきたから、時効硬化に関する理論の第一歩をここに画した意味で、メリカの業績は大切なものである」と評価している⁴⁹⁾。しかしながら、「実際、CuAl₂のみを含むアルミニウム銅合金も、Mg₂Siのみを含むアルミニウム合金も、どれも焼入れして常温では時効を余りしない。Mg₂Siを含む合金などは全く示さないのである。これが両方の化合物を含んだときに、どうして常温で硬化が著しいのか不思議でならなかった」、また「アルミニウム、マグネシウム、銅の三元合金になると、どうしてジュラルミンのように常温時効が進むのか、この疑問に応えるような研究はなかった」と述べている⁵⁰⁾。

このようにメリカの析出硬化説では高温時効には有効であったが、常温時効硬化については十分な説明を与えることができなかった。1920年、フレンケル(W. Fraenkel)は電気抵抗が常温時効とともに上昇することを明らかにした^{39, 51)}。この結果、常温時効硬化については析出によるものならば、母相の濃度が低下し電気抵抗は減少すべきであるのに、実際は上昇するため、常温時効と高温時効は違うメカニズムで生じていることが認識され、いくつかの析出前硬化説が唱えられた²¹⁾。しかしなぜ硬化するかという機構についての説明は不十分であった。この頃、常温時効、人工時効、低温時効、高温時効という術語が固定化されてきた²¹⁾。

メリカの発表に関してジェフリースは1921年、メリカの硬化説を補強する立場から、塑性変形の微細機構であるすべりと析出物の干渉という観点から、ある臨界の大きさの粒子が最も硬化に寄与するという「すべり干渉説(slip interference theory)」を提唱した⁵²⁾。考え方としては今日の転位論による析出硬化の説明と似てい

る²¹⁾。これらの説に対し、東北大学の本多光太郎博士や今野清兵衛博士は硬化が過飽和固溶体から析出状態に移る中間の状態が生じると考えた。これは鋼がオーステナイト→マルテンサイト→パーライトに変化する中間のマルテンサイトにおいて硬化することと同じ機構を考えていたが、その中間の状態の内部構造に関する説明は不十分であった。幸田博士は「析出前に過飽和に固溶した溶質原子が析出しようとして移動し、それが固溶体母相内で偏析ともいふべき状態をつくりだすことが、どうして著しい硬化をもたらすのかの説明が不足していた」と述べている²¹⁾。1930年頃、小久保定次郎博士は、常温時効硬化は銅原子がアルミ原子よりも小さいため、銅原子の移動によって格子にひずみを生じて硬化および電気抵抗の上昇があるとし「ひずみ硬化説」を唱えた²¹⁾。メリカも同様に硬化が析出に先立って生じることがわかってくると、結晶格子内にCuAl₂として析出するまでに特定の場所に銅原子が集合してくる。メリカはこれをノットと称し、銅原子が集まった周囲の格子が歪み、それが迂りを妨げるため硬化の現象が生じると考えた。ノットは今日よく用いられるクラスターに相当する²¹⁾。なお時効硬化理論については、Gürtlerが1956年時点でのドイツにおける研究の歩みをまとめていて、この日本語訳が「軽金属資料」に掲載されている⁵³⁾。

2.6 ジュラルミンから超ジュラルミンへ (1920~1930年代)

アルコアは17Sについてドイツから過大なロイヤリティ支払いの要求や、過大な法廷費の支払いを嫌い代替合金の開発を研究者に要求した⁴¹⁾。研究者の方でもジュラルミンの強度をさらに向上させたいという要求は当然起きてくる。その最初は、1925年のアルコアのアーチャー(R. S. Archer)とジェフリースの研究である⁵⁴⁾。彼らは、Siを0.5%以上添加することで高温時効でジュラルミンより高い強度が得られることを報告している。西村博士によれば超ジュラルミン(スーパー・ジュラルミン)という名称は1927年、米国の機械学会(ASME)のクリーブランドの講演会で、ジェフリースが引張強さ38~44kg/mm²の強力なアルミニウム合金ができ、これを超ジュラルミンという名称で発表したのが最初とされている⁵⁵⁾。アルコアは1928年、14S(Cu 4.4%, Mg 0.4%, Si 0.9%, Mn 0.8%)を開発した。焼入れ焼戻し(T6調質)で耐力42kg/mm²が得られたが、伸びが13%と低いので、板材としてよりも鍛造品で多く用いられた^{19, 56)}。ドイツのデュレナ・メタルヴェルケ社の主任技術者であったマイスナーも1930年、英国の金属学会で講演発表し、論文名“The Effect of Artificial Ageing upon the Resistance of Super-Duralumin to Corrosion by Sea-Water”, “The Artificial Ageing of Duralumin and Super-Duralmin”として英国金属学会誌に投稿している^{57, 58)}。論文でSuper-Duraluminが

出てくるのはこれが最初である^{59, 60)}。マイスナーの超ジュラルミンはCu 4%, Mg 0.5%, Si 0.8%, Mn 0.5%, Al 残分という合金で、ジュラルミンと比較してケイ素が多い。この合金の板材の焼入れ焼戻し後の引張強さは50kg/mm²近くなる。マイスナーは多分CuAl₂とMg₂Siの析出を組み合わせるとよく時効硬化すると考えてこのような成分を選んだと考えられる。西村教授は、もし常温時効をする合金を目標にしたなら、もっと変わった方向に進んだかもしれないと述べている⁵⁵⁾。当時、ケイ素を多く含有した超ジュラルミンを含ケイ素型超ジュラルミンと称していた²¹⁾。

これに対し、24S (Cu 4.5%, Mg 1.5%, Mn 0.6%) がアルコアによって1931年開発された。ジュラルミン中のMg量を1.5%まで増加させたもので、含ケイ素型超ジュラルミンが人工時効を必要とするのに対し、24Sは室温時効だけでジュラルミンを越える強度に達する特徴がある。これを24S型超ジュラルミンと称した²¹⁾。現在では超ジュラルミンというと24Sを指すことが多い。24S-T3は、代表値で引張強さ49kg/mm²、耐力35kg/mm²で、17S-T4は引張強さ44kg/mm²、耐力28kg/mm²で、17Sに比べ耐力が20%高い。T3調質では圧延材や押出材を焼入れ後矯正あるいは残留応力を最小限にするために1.5~3%の引張加工をすることで強度も向上する。この合金は強度が高いためすぐに17S-T4に取って代わった⁶¹⁾。そしてそのクラッド材Alclad 24S-T3は旅客機の胴体の材料としていまなお使われているが、その最初の飛行機がDC-3である¹⁹⁾。DC-3はDC-2に比して定員を5割増としながら、その運航経費は僅か3%ほどの増に過ぎなかった。それ以前のアメリカ合衆国の航空旅客輸送は、旅客運賃収入だけでは必要なコストを賄えず、連邦政府の郵便輸送補助金を受けることで何とか成り立っていた。ところがDC-3 (Fig. 16) は、その収容力によって、自らの運賃収入だけでコストをペイできた。郵便補助金に頼る必要のない「飛ばせば儲かる飛行機」の出現は、航空輸送の発展における重要なエポックであった。これはひとえに24S合金開発によるところが大きい。連合軍欧州総司令官であり、のちにアメリカ合衆国大統領となったドワイト・D・アイゼンハワー (D. D. Eisenhower) は、第二次世界大戦の連合軍勝利に著しく寄与したのは「ダコタ (DC-3の軍用輸送機バージョン) とジープとバズーカ砲である」と述べている。

1930年代になるとX線回折を用いた研究が進展してきた²¹⁾。1935年ヴァッサマン (G. Wassermann) とヴィアツ (J. Weerts) により200°C 30分加熱したAl-Cu合金で平衡相のCuAl₂と違う斑点を見出した⁶²⁾。これは結晶構造から組成としてはCuAl₂であるが、さらに300°Cの高温に加熱すると平衡相に変化するので、平衡



Fig. 16 DC-3 fabricated with Alclad 24-T3 sheet.

相析出の途中の中間的な準安定相であると考えた。その翌年、フィンク (W. L. Fink) とスミス (D. W. Smith) はDebye-Scherrer写真において中間相の干渉線を認め、平衡相CuAl₂の θ 相に対し、この新相を θ' と名づけた⁶³⁾。1938年、National Physical Laboratoriesのプレストン (G. D. Preston) は200°Cで見れる中間相の結晶構造を研究し、母相の{001}面上で整合性を有するため、この中間相は母相の{001}面に平行な平板状の外形をとることを明らかにした⁶⁴⁾。

1938年、フランスのパリ大学のギニエ (A. Guinier) と英国のプレストンはそれぞれ別個に、時効初期のAl-Cu合金単結晶に単色X線を照射することで、今日GPゾーン (Guinier-Preston Zone) と呼ばれている溶質原子の集合体を発見した^{65~68)}。Fig. 17に示すようにX線照射でラウエ斑点に異常な線状模様が出現し⁶⁶⁾、この線状模様は母相の{001}面上に平面状にCu原子の偏析が生じたことによるためと同じ結論に達した。これまで曖昧であった時効初期の過飽和固溶体で生じる変化が明らかとなった。その後ギニエ等は、Al-Cu合金で25~300°Cまでの時効処理を行い、X線の変化と硬さの関係調べ、初期の時効変化はGPゾーンの形成と、高温の弱い硬化は中間相の析出と関連があることを明らかにした⁶⁹⁾。またGPゾーンのサイズを求め、20°C時効では径50 Å以下、100°C時効では150~200 Å、厚みは20~100°Cで4 Åとしている。

ここで最近のGPゾーンの直接観察の研究成果を示し、最近の研究の進歩を紹介したい。Fig. 18は京大原子炉実験所に在職された故吉田博行博士が存命中に大阪大学の橋本初次郎教授グループと共に撮影されたGP(I)ゾーンの高分解能電子顕微鏡である⁷⁰⁾。Al-3.97%Cu合金を140°Cで3時間加熱した時に生成した単層のGPゾーンを円盤に平行な方向から観察しているため筋状のコントラストになっている。今でこそ高分解能電子顕微鏡法観察は容易になったが、上記の観察像が発表された時代にあってはGP(I)ゾーンのこのように鮮明な観察像は画期的な成果であった。吉田博士は、電子回折動力学理論

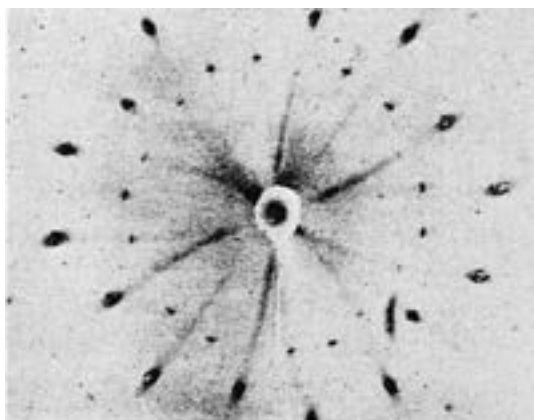


Fig. 17 X-ray diffraction patterns of an Al-4%Cu crystal which demonstrated the existence and nature of GP zones after aging at room temperature (Preston, 1938)⁶⁶⁾.

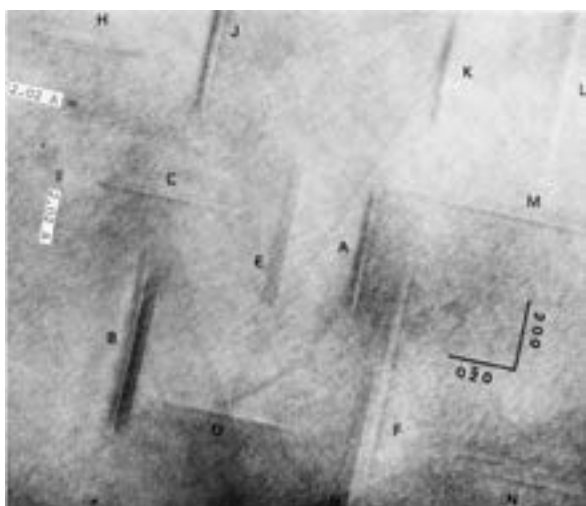


Fig. 18 Lattice image of a (001) specimen of an Al-3.97 wt%Cu alloy aged for 10.8 ks at 413K and 2146.4 ks at room temperature. The image of G.P.(I) zones appeared as sharp contrast along the (200) and (020) lattice plane⁷⁰⁾.

の創始者の一人として電子顕微鏡法の世界的権威に数えられる橋本初次郎博士（京都工芸繊維大学、のちに大阪大学）のもとで研究され、京大村上陽太郎教授研究室在籍中、更に京大原子炉実験所転出後も一貫して電子顕微鏡法を金属材料研究に応用することに執念を燃やし続けられた方である。その熱意とは裏腹に、性格温厚で学内外の研究者と和気藹々と付き合っておられた。著者も学生時代、原子炉実験所での鉄への放射線照射の実験や会社への電子顕微鏡導入では随分お世話になった。電子顕微鏡は、その後も電界放射型電子銃の搭載、特性 X 線組成分析 (EDX)、電子線エネルギー損失分光法 (EELS)、走査透過電子顕微鏡法 (STEM)、収差補正装置等、目覚ましい発展を遂げた。HAADF-STEM 法も電子顕微鏡法の新機能の一種で、現在は単層で銅原子が集積した構造も原子オーダーの像として撮影できる。HAADF-STEM 法のアルミニウム合金への応用は東北大学の今野豊彦博士が先鞭を付けられたが、掲載の Fig. 19 は横浜国立大学の竹田真帆人博士（彼は京大村上陽太郎教授研究室から阪大の橋本初次郎教授研究室に進んだので吉田博行博士と同門で、GP ゾーンの電顕観察や生成機構に関して化学結合の観点から精力的に研究されている⁷¹⁾）の研究グループのメンバーであった孫成圭博士が得た Al-Cu 合金に形成される複数の構造の HAADF-STEM 像を示す⁷²⁾。単層、多層 GP ゾーンの Cu 組成像で Cu の偏析が良く分かる。

常温時効した試料を高温時効すると少し軟化してから再び硬化する現象は、初め英国でゲラー女史が Al-Cu 合金で発見し発表した⁷³⁾が、その後忘れられていた⁷³⁾。当初その解釈は明確ではなかったが、その後、焼入れ状態に戻ると考えられた。プレストンは線状模様が 200°C 10 分の熱処理で消失することから、Cu 原子の集合体 (GP ゾーン) が熱処理で溶解すると結論付けている²¹⁾。この現象を、独語では Rückbildung、英語では reversion、日本語では復元と訳されている⁷⁴⁾。

西村教授は、アルコアの 24S が実用化されてくると、

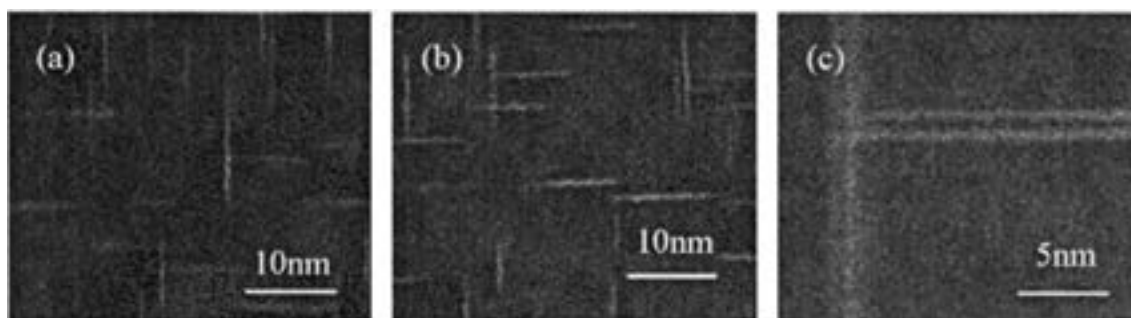


Fig. 19 HAADF-STEM images obtained from Al-1.94 at% Cu aged at 403 K for (a) 6.0×10^2 , (b) 6.0×10^4 , (c) 3.0×10^6 s. (a) shows monolayer copper-rich clusters smaller than single-layer platelets seen in (b). A slightly larger monolayer G.P.(I) is observed in (b). In (c), the precipitates consisting of two copper-rich planes were formed⁷²⁾.

「ジュラルミンははじめ Al-CuAl₂-Mg₂Si の準三元系として取り扱われたが、筆者はこれを Al-Cu-Mg 系として扱うことが合理的であると考えて、Al 側の Al-Cu-Mg 系合金の状態図を研究した。その結果 Al と平衡すべき三元化合物に S と名称を与え、その固溶度が 24S の時効の原因をなすことを提唱した」と述べている⁷⁵⁾。この S 相の組成比は、CuAl と Mg₄Al₃ を結ぶ線上の化合物 (7CuAl, 2Mg₄Al₃) が最も近い組織と考え Al₁₃Cu₇Mg₈ とした^{76, 77)}。その後、英国の Raynor らは西村教授の提案した S 化合物を CuAl₂ と Mg を結ぶ直線上の化合物になるとして Al₂CuMg とした⁷⁵⁾。この相の組成は、教授の分析値とほぼ一致する。S 相を考え Al-Cu-Mg 系合金の時効析出現象を解明したことは西村教授の大きな業績である^{21, 78)}。

2.7 世界大戦によるアルミニウム工業の発展¹¹⁾

第一次世界大戦はアメリカに膨大な軍需市場を提供し、アメリカの生産量は 1915 年の 4 万 1100 トンから、19 年には 5 万 8300 トンに増大した。大戦終了後、各国は余剰在庫を抱えたため、欧州から米国への輸出が活発となり、米国は国内市場の防衛のため関税障壁を設けてアルコアの独占を強化することとなった。またアルコアは 1920 年代に入ると欧州への進出を図り、ノルウェーの会社に資本参加し、フランス、イタリアの会社を買収した。さらには欧州諸国のボーキサイト資源や水力発電の買収も行い、各地にアルミニウム加工及び製品工場を建設した。このようにして、ボーキサイト鉱山、水力発電所、アルミナ製造工場、電解工場、圧延・鋳物などの加工工場を展開し、米国のみならず北米大陸さらには第一次世界大戦後も海外の鉱山や製錬工場を系列化におき、世界最大のアルミニウム企業へと成長した。このように海外活動の多角化に伴って、国内事業と海外事業を分離して管理することとなった。1928 年カナダにアルミニウム・リミテッド (Aluminium Limited, 1966 年 Alcan Aluminium Limited と改称) を設立し海外事業をこの会社に移管した。形式的には別会社に分離したが、大株主は共通なので、事実上アルコアの支配下にあった。その後反トラスト法により 1950 年完全に分離独立した。1931 年世界恐慌に見舞われ米国、カナダの生産量は半減したが、国際カルテルと軍備拡張により、1936 年以降急速に拡大し、北米の生産は 39 年 22 万 3000 トンに達し、世界全体の三分之一を占めた。

第二次世界大戦による軍需の増大は、アルミニウム産業の飛躍的な発展をもたらした。米国政府は一層の設備拡張をするため、1926 年以来タバコ包装用アルミニウム箔の生産を行っていたレイノルズ社 (Reynolds Metals Corp.) に融資を行ってアルミニウム製錬事業に進出させ、アルコアの独占が事実上崩壊した。この結果、1943 年アルコアが年産 44 万トン、レイノルズ社が

年産 8 万 5000 トンの能力となった。また政府は 7 億ドルの資金を投じて、アルミナ工場 2、電解工場 9、加工工場 25 を建設し民間業者に委託した。これらの大部分をアルコアが建設・運営した。1943 年には 83 万 4800 トンの生産をあげた。

Fig. 20 はアルコアが管理運営していた Trentwood の米軍軍需工場の 5 タンデム熱間圧延機である。1949 年 Kaiser に払い下げられた⁷⁹⁾。

カナダにおいてはアルミニウム・リミテッドが海外事業を展開し、その直系のアルキャンがカナダ唯一のアルミニウム企業として発展した。その原動力はカナダ国内の豊富で低廉な水力電源である。1925 年サガネー河口 (Saguenay River) に 20 万kw の水力発電所を建設し、4 マイル先のアーバイダ (Arvida: 創立者のアーサー・バイニング・デイビス, Arthur Vining Davis の頭文字をとって命名) に新工場を建設した。その後も発電所の建設や設備の拡張を行い、1943 年には 45 万トンの生産をあげ、世界第二位を占め、カナダはアルミニウムの世界最大の輸出国となった。

ドイツの生産は第一次世界大戦までは、スイス系のラインフェルデン (Rheinfelden) 精錬所が生産する年間 800 トンに過ぎず、14,000 トンにも達していた当時の国内消費は輸入に頼っていた。大戦の勃発とともに、三製錬工場を建設し、1917 年国営の VAW (Vereinigte Aluminium Werke) を設立し、三製錬所と新たに建設した三工場を国営及び半国営とした⁴⁰⁾。軍備拡張を背景として、1918 年には、14,100 トンであったが、1925 年、27,200 トン、1936 年 70,700 トン、1943 年 203,100 トンと増大し、第二次世界大戦では、米国、カナダに次ぐ世界第三位の生産国になった。1918 年から 1943 年までの各国のアルミニウム地金の生産量の推移を Table 1 に示す。

わが国では、1912 年九州水力電気(株)はブリティッシュ・

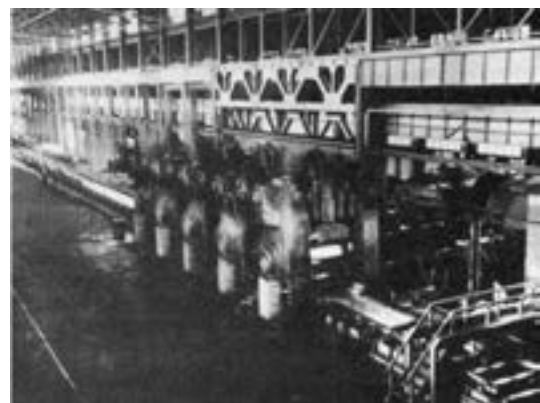


Fig. 20 A five-stand hot rolling mill at the Alcoa's combined Defense Plant Corporation facility at Trentwood, Washington⁷⁹⁾.

アルミニウム社からの輸入により鋼芯アルミニウム電線が敷設された。これが契機となって古河合名はブリティッシュ・アルミニウムからの技術導入で1919年古河電工を設立した。これに対抗して住友電線もアルコアからの技術導入により1925年生産を開始した。1935年に入ると準戦時体制下に入って航空機製造事業の拡大が急がれアルミニウムの需要は急激に増加した。1938年政府はアルミニウム地金と屑の価格および流通を完全に統制し大増産に乗り出した。

国産地金に関しては、1916年日本軽銀(株)が年産200トンの電解工場を名古屋に建設したのがわが国最初のアルミニウム製錬企業である。この計画は知多半島の白粘土を原料として苛性ソーダで処理してアルミナを製造し電解するという方式であった。しかし原料が不適でコスト的に合わず一年で閉鎖された。その後、同社の経営は藤田組(同和鉱業)に委ねられ、名古屋工場での研究を続け、1918年長野県大町に電解工場を建設した。この工場は藤田組系列の明治水力電気が3万kWの電源開発に対応したものであったが、第一次世界大戦後の不況で挫折した。1921年軍部は航空機を中心とする軍需の拡大に対応させるために軍需工業研究奨励金を交付してアル

ミニウム製錬の企業化を促進した。この政府助成を得て、日本軽銀大町工場での工業化試験が再開されるとともに、政府機関である東京工業試験所でもアルミナの製造研究が進められた。

アルミニウム製錬の企業化に成功したのは1934年のことである。日本電工(昭和電工の前身で当時の社名は日本沃度)は横浜にアルミナ工場、大町に電解工場を建設した。原料は朝鮮の明礬石であった。これに対し、住友化学は、同社で開発した住友法と浅田明礬製造所の子会社し磨(しかま)化学が開発した浅田法によって明礬石からアルミナ製造を行い、1934年、年産1500トンの製錬能力を有する住友アルミニウム製錬(株)を発足させた。理化学研究所は乾式アルミナ製造法を開発し、この方式を採用した日満アルミニウム(株)が設立され、富山県に工場を建設した。同工場は満州の礬土頁岩を原料として年産3000トンの規模で1935年操業を開始した。1935年、三井、三菱、古河の共同出資で設立された日本アルミニウムは台湾高雄にアルミナ工場、電解工場を建設し、ピントンの島のボーキサイトを原料としてわが国最初のバイヤー法による年産6000トン規模で生産を開始した。1936年には日本曹達、満州軽金属の二社が、1939年に

Table 1 Aluminum Production in the world (1918-1943)¹¹⁾.

Country	Company	Factory	Aluminum Production (unit : 1,000ton)			
			1918	1925	1935	1943
France	2	5	12.0	20.0	21.8	46.5
Germany	2	5	14.1	27.2	70.7	203.1
UK	2	4	8.3	9.7	15.1	56.6
Switzerland	2	6	19.9	21.0	11.7	18.5
Norway	5	6	6.9	21.3	16.0	23.5
Sweden	1	1	—	—	1.7	3.6
Spain	1	1	—	—	1.2	0.8
Hungary	1	1	—	—	0.3	9.5
Jugo-Slavia	1	1	—	—	—	2.0
Austria	2	3	—	3.0	2.4	44.2
Italy	3	5	1.7	1.9	14.0	46.2
Europe (Total)	22	38	62.9	104.1	154.9	454.5
USSR		6	—	—	24.5	62.3
USA	3	16	56.6	63.5	54.1	834.8
Canada	1	4	15.0	15.0	20.6	449.7
India	1	1	—	—	—	1.3
Japan	6	8	—	—	2.7	114.1
Others	5	6	—	—	—	35.6
Total (World)	38	79	134.5	182.6	256.8	1952.3

は朝鮮窒素, 東北振興アルミニウムがアルミニウム製錬に進出した。国産原料で出発した日本電工, 住友化学も1937年頃からコスト的に有利なボーキサイト原料に転換した。1939年古河電工と東京電灯との共同出資で日本軽金属(株)が設立され, 地金生産は年産5.4万トンでわが国最大のアルミニウム製錬工場ができた。終戦時にはわが国の地金生産能力は年間13万トンの規模に達し, 米国, カナダ, ドイツに次いで世界第4位を占めた。

参 考 文 献

- 竹内勝治：アルミニウム合金展伸材—その誕生からの半世紀—, 軽金属溶接構造協会, 1986.
- 竹内勝治：技術の歩み, 住友軽金属工業株式会社, 1995, (非売品).
- 小久保定次郎：アルミニウムの性質及び用途, 内田老鶴圃, 1940, 5.
- ウィークス, レスター：元素発見の歴史 (大沼正則監訳), 朝倉書店, 1989, 610.
- 小林藤次郎：アルミニウムのおはなし, 日本規格協会, 1985.
- アルミニウム読本, 軽金属協会監修, 軽金属通信社, 1974.
- 小寺純雄：C. M. ホールの師, F. F. ジュウエット, その来日120年に憶う, アルトピア, 2月(1997), 62.
- 森永卓一：アルミニウム製錬, 日刊工業新聞社, 1968.
- 新版アルミニウム技術便覧, カロス出版, 1996.
- 吉田英雄：レ・ボーを訪ねて, 軽金属, 57(2007), 389.
- 佐藤眞住, 藤井清隆著：現代の産業アルミニウム工業, 東洋経済新報社, 1968.
- <http://www.fundinguniverse.com/company-histories/pechiney-sa-history/>
- http://www.alcoa.com/global/en/about_alcoa/pdf/Alcoa_History_120_years.pdf.
- C. C. Carr：ALCOA, An American Enterprise, Rinehart & Company, Inc., (1952), 25.
- アルコア物語 (其三), 軽金属時代, No.297, April(1959), 5.
- M. B. W. Graham and B. H. Pruitt：R & D for Industry, A Century of Technical Innovation at Alcoa, Cambridge, 1990.
- 西村秀雄：随筆・軽合金史 (其一), 軽金属時代, No.172(1948), 2.
- A. Zeerleder：The technology of Aluminium and its Light Alloys, Nordemann Publishing Company, (1936), 31.
- J. T. Staley：History of Wrought-Aluminum Alloy Development, Aluminum Alloys-Contemporary Research and Applications, edited by A. K. Vasudevan and R. D. Doherty, Academic Press, Inc.(1989), 3.
- M. H. Haas：Wie das Duralumin erfunden wurde, Aluminium, 18(1936), 366.
- 幸田成康：時効硬化研究の歩み, 合金の析出, 幸田成康監修, (1972), 丸善, 1.
- O. H. Duparc：Alfred Wilm and the beginnings of Duralumin, Z. Metallkde, 96(2005), 398.
- 佐貫亦男：ジュラルミンの誕生, アルミニウム, 618号, 2月号(1982), 28.
- 小岩昌宏：金属学プロムナード, アグネ技術センター, 2004.
- R. J. Anderson：The Metallurgy of Aluminium and Aluminium Alloys, Henry Carey Baird & Co., Inc., (1925), 261.
- M. H. Haas：Alfred Wilm, der Erfinder des Duralumins, Aluminium, 17(1935), 502.
- M. H. Haas：Unser Alfred Wilm, Aluminium, 22(1940), 497.
- 石田四郎：基礎研究とその応用, 軽金属, 22(1972), 5.
- 牧野光雄：飛行船の歴史と技術, 成山堂書店, (2010).
- D. H. Robinson：The Zeppelin in Combat, Schiffer Publishing, 1994, 21.
- Ian Castle：London 1914-17, The Zeppelin Menace, Osprey Publishing, 2008.
- 山本正雄：私の歩んで来た軽金属工業, 軽金属, 5(1952), 31.
- 軽金属工業発達史 (其の一), 航空機用軽合金材料について：軽金属, 6(1953), 103.
- 佐藤史郎：最近, 想うこと, 「セレンディピティ」, アルミニウム, 11(2004), 38.
- A. Wilm：Metallurgie, 8(1911), 225.
- 西村秀雄：随筆・軽合金史 (其六), 軽金属時代, No.177(1949), 2.
- 村上陽太郎：西村秀雄先生退官功績記念会記事, 軽金属, No.16(1955), 15.
- R. Beck：Duralumin. Seine Eigenschaften und Verwendungsgebiete, Z. Metallkde, 16(1924), 122.
- 西村秀雄：随筆・軽合金史 (其七), 軽金属時代, No.178(1949), 27.
- 西村秀雄：随筆・軽合金史 (其11), 軽金属時代, No.182(1949), 14.
- 清水 啓：アルミニウム外史 (上巻), 戦争とアルミニウム, カロス出版, (2002).
- 西村秀雄：随筆・軽合金史 (其29), 軽金属時代, No.200(1951), 10.
- <http://www.asmcleveland.com/zay-jeffries>
- <http://www.encyclopedia.com/doc/1G2-2830902180.html>
- 木村 尚：ジェフリース博士の志を忘れまい, 日本金属学会誌, 25(1986), 782.
- Z. Jeffries：Autobiographical Notes of a Metallurgist, The Sorby Centennial Symposium on the History of Metallurgy, ed. by C. S. Smith, Gordon and Breach Science Publishers, 1963, 109.
- P. D. Merica, R. G. Watenberg and J. R. Freeman：Constitution and Metallography of Aluminum and Its Light Alloys with Copper and with Magnesium, Trans. of AIME, 64(1921), 3.
- P. D. Merica, R. G. Watenberg and H. Scott：Heat Treatment and Constitution of Duralumin, Trans. of AIME, 64(1921), 41.
- 西村秀雄：随筆・軽合金史 (其三), 軽金属時代, No.174(1949), 2.
- 西村秀雄：随筆・軽合金史 (第23回), 軽金属時代, No.194(1950), 17.
- W. Fraenkel and R. Seng：Z. Metallkde, 12(1920), 225.
- 西村秀雄：随筆・軽合金史 (其五), 軽金属時代, No.176

- (1949), 2.
- 53) G. Gürtler : 50 Jahre Aushärtung, Aluminium, **32** (1956), 575., 時効硬化現象の研究 (時効現象研究同好会誌, 東京工業大学), 軽金属資料, No.291 (1957), 5.
- 54) R. S. Archer and Z. Jeffries : New Developments in High Strength Aluminum Alloys, Trans. AIME, **71** (1925), 828.
- 55) 西村秀雄 : 随筆・軽合金史 (第20回), 軽金属時代, No.191 (1950), 2.
- 56) W. A. Anderson : Precipitation Hardening Aluminum-Base Alloys, *Precipitation From Solid Solution*, ASM, (1959), 150.
- 57) K. L. Meissner : The Effect of Artificial Ageing upon the Resistance of Super-Duralumin to Corrosion by Sea-Water, J. Inst. Metals. **35** (1931), 187.
- 58) K. L. Meissner : The Artificial Ageing of Duralumin and Super-Duralmin, J. Inst. Metals. **35** (1931), 207.
- 59) 西村秀雄 : アルミニウム及其合金, 共立社, (1941), 231.
- 60) J. D. Edward, F. C. Frary and Z. Jeffries : The Aluminum Industry, Aluminum Product and Their Fabrication, McGraw-Hill Book Company, (1930), 247.
- 61) T. W. Bossert : Development of 24S alloy extensively used in aircraft, Metal Progress, Jan. (1937), 42.
- 62) G. Wassermann und J. Weert : Über den Mechanismus der CuAl_2 -Ausscheidung in einer aushärtbaren Kupfer-Aluminium-Legierung, Metallwirt. **14** (1935), 605.
- 63) W. L. Fink and D. W. Smith : Age-Hardening of Aluminum Alloys, I-Aluminum-Copper Alloy, AIME, Met. Div., **122** (1936), 284.
- 64) G. D. Preston : Diffraction of X-rays by an Age-Hardening Alloys of Aluminium and Copper, The Structure of an Intermediate Phase, Phil. Mag. **26** (1938), 855.
- 65) A. Guinier : Un nouveau type de diagrams de rayons X, Compt. Rend., **206** (1938), 1641.
- 66) G. D. Preston : The Diffraction of X-Rays by Age-Hardening Aluminium-Copper Alloys, Proc. Roy. Soc., **A167** (1938), 526.
- 67) A. Guinier : Structure of Age-Hardened Aluminium-Copper Alloys, Nature, **142** (1938), 569.
- 68) G. D. Preston : Structure of Age-Hardened Aluminium-Copper Alloys, Nature, **142** (1938), 570.
- 69) J. Calvet, P. Jacquet et A. Guinier : The Age-Hardening of a Copper-Aluminium Alloy of Very High Purity, J. Inst. Metals, **6** (1939), 177.
- 70) H. Yoshida, H. Hashimoto, Y. Yokota and N. Ajika : High Resolution Lattice Images of G. P. Zones in an Al-3.97wt%Cu Alloy, Trans. Japan Inst. Metals, **24** (1983), 378.
- 71) M. Takeda, H. Oka and I. Onaka : A New Approach to the Study of the GP(I) Zones Stability in Al-Cu Alloy by Means of Extended Hückel Molecular Orbital Calculations, phy. stat. sol.(a), **132** (1992), 305.
- 72) S. K. Son, M. Takeda, M. Mitome, Y. Bando and T. Endo : Precipitation behavior of an Al-Cu alloy during isothermal aging at low temperature, Materials Letters, **59** (2005), 629.
- 73) M. L. V. Gaylor : The Constitution and Age-Hardening of Alloys of Aluminium with Copper, Magnesium, and Silicon in the Solid State, J. Inst. Metals, **28** (1922), 213.
- 74) 西村秀雄 : 随筆・軽合金史 (第33回), 軽金属時代, No.204 (1951), 2.
- 75) 西村秀雄 : 続・軽合金史, (第六回), 軽金属時代, No.227 (1953), 22.
- 76) 西村秀雄 : Alを主成分とせる Al-Cu-Mg系合金の状態図に就て, 日本金属学会誌, **1** (1937), 8.
- 77) 西村秀雄 : Alを主成分とせる Al-Cu-Mg系合金の時効硬化に就て, 日本金属学会誌, **1** (1937), 59.
- 78) 村上陽太郎 : アルミニウム合金の時効析出にまつわる歴史と進歩, 第31回軽金属セミナー「アルミニウム合金の時効析出—基礎から応用まで—」, 軽金属学会, (2008).
- 79) G. D. Smith : *From Monopoly to Competition, The Transformation of Alcoa, 1888-1986*, Cambridge University Press, (1988).

アルミニウムろう付技術の変遷

伊藤 泰永*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 53 No. 1 (2012), pp. 79-91

History of Aluminum Brazing Technology

Yasunaga Itoh

As the first step in the industrialization of an aluminum heat exchanger, the description is remaining as which intercooler for airplanes was used in the U.S. in 1939. In Japan, the oil cooler for airplanes was put in practical use in 1956. Each of them was manufactured by brazing, which uses flux, but there were 2 significant improvements in brazing technology after that. The first improvement was that the vacuum brazing process, which does not need flux, was put in practical use early in the 1970s, and while the use of brazing products was expanded by utilization of vacuum brazing, the material technology also remarkably progressed. The second improvement was that brazing, which uses the non-corrosive flux, was put in practical use in the 1980s, and its use in heat exchangers for cars quickly progressed. Now, the production of the heat exchangers for cars has significantly expanded around the world, and Japan became the center for brazing technology. There is no telling when the third improvement will occur. The subject has been repeatedly challenged until now. It appears that fluxless brazing in a nitrogen atmosphere, and low-temperature brazing for joining high intensity materials are currently being developed.

1. はじめに (ろう付技術の工業化)

1914年から1918年にかけての第一次世界大戦における戦闘機のエンジン冷却には銅製のラジエータが用いられており¹⁾, その後1930年代の終わりにかけてはアルミニウム製の熱交換器が用いられた記録はない。アルミニウムろう付技術の最初の工業化に関しては, Hoglund, G. O. がミネソタ大学の助教授を経て1928年に入社したアルコア社と, 航空機製品を手がけていた米国ユナイテッドエアプロダクト社との共同により浸漬ろう付法(ディップろう付法)の開発が進められ^{2~4)}, 1936年にハネウェル社の航空事業部門であるギャレットエアリサーチを設立したCliff Garrettらによって, 1939年にFig. 1のBoeing B-17ターボスーパーチャージャーシステム⁵⁾にオールアルミニウム製のインタークーラが組み入れられたとの記載がある⁶⁾。1940年代にはアルミニウムのろう付法はトーチろう付, 浸漬ろう付及び炉中ろう付の三つに分類され⁷⁾, 航空機を中心にアルミニウム製ろう付製品の利用が拡大していった。



Fig. 1 Description relevant to the intercoolers in the Pilot's Manual for Boeing B-17 flying fortress.⁵⁾

* 研究開発センター 第二部

一方、国内では1954年に住友金属工業の航空機器事業部門（現在の住友精密工業）が浸漬ろう付による航空機用熱交換器の開発に着手し、1956年に Fig. 2 の空冷エンジン・オイルクーラを完成させた⁸⁾。このオイルクーラが国内初のアルミニウム製熱交換器であるとされている。

以上が国内外におけるろう付技術工業化の第一歩であり、その後は自動車、鉄道などの輸送機器をはじめとして、医療機器、電子部品、化学プラントなど様々な分野にてアルミニウムろう付製品が活用されるようになったが、今日に至るまでの間、加熱炉を用いたろう付技術は新しい手法の開発によって大きく変貌した。本報ではアルミニウムろう付技術の変遷とそれらにおけるキーテクノロジーについて概説する。

2. ろう付技術の変遷とキーテクノロジー

加熱炉によるアルミニウムろう付技術と主要製品の変遷を整理すると Table 1 のようである。以下ではそれぞれのろう付技術とキーテクノロジーについて述べる。

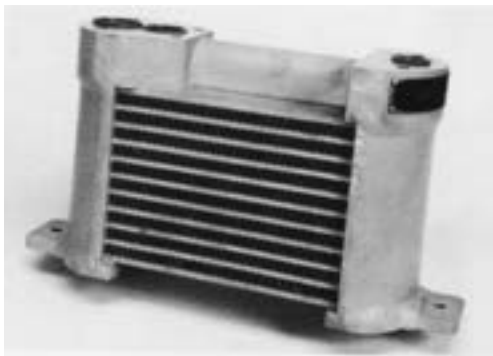


Fig. 2 Air-cooled engine oil cooler for T-34.⁶⁾

2.1 浸漬ろう付法及び炉中ろう付法

アルミニウムをろう付接合するには、アルミニウムのろう材及び相手材の酸化皮膜を破壊・除去することが不可欠であり、トーチろう付を含めて、初期の頃のろう付ではいずれも腐食性の強いフラックスを使用していた。ろう付用フラックスの成分例を Table 2 に示す⁹⁾。フラックスは成分によって反応温度が異なり、ろう付する母材やろう材の成分に応じて使い分けられる。Table 2 のフラックスにより、2000 系合金、Mg 含有量の多い 5000 系合金及び Cu 含有量の多い 7000 系合金を除く多くのアルミニウム合金のろう付が可能であり、溶融したフラックスが継手の隙間に侵入して酸化皮膜を破壊するとともに、溶融したろう材の表面張力を低下させてろうの流動を促進するため、接合性は優れている¹⁰⁾。

フラックスの機能に関しては完全に解明されているとは言えないが、フラックスによる酸化皮膜の破壊・除去の機能は次のアノード/カソード反応で説明されており¹¹⁾、白金電極との電位差の測定から 4 秒程度で酸化皮膜が除去されることも確認されている¹²⁾。

<アノード反応>



(アルミ母材の溶出→酸化皮膜の剥離)

<カソード反応>



フラックスを製品に塗布して大気炉内で加熱接合する炉中ろう付に比べて、浸漬ろう付では溶融させたフラックス中に製品を浸漬するため、フラックスが継手間隙に進入して酸化皮膜を破壊するとともに、フラックスが熱伝達媒体となり、大型の製品を短時間に均一に昇温でき

Table 1 Changes of aluminum brazing process and the main products.

Brazing process	Flux	Furnace atmosphere	Year							
			1940s	1950s	1960s	1970s	1980s	1990s	2000s	2010s
Furnace brazing	Corrosive flux	Air (Dry air)	Aircraft HX		Automobile HX					
Dip brazing		Air	Aircraft HX		Automobile HX		Railroad HX		Industrial HX	
Vacuum brazing	Non-flux	Vacuum ($10^{-4} \sim 10^{-2}$ Pa)			Aircraft HX		Automobile HX		Railroad HX	
Nocolok® brazing	Non-corrosive flux	Nitrogen ($\text{O}_2 < 1000\text{ppm}$)					Automobile HX		Aircraft HX	
									Railroad HX	
									Electric devices HX	

HX : Heat exchanger

Table 2 Components of the flux for aluminum brazing.⁹⁾

Composition of flux (%)																	Brazing temperature (°C)	Application alloy						
CdCl ₂	NaCl	KCl	LiCl	SrCl ₂	BaCl ₂	AgCl	ZnCl ₂	SnCl ₂	Mixture of fluorides	PbCl ₂	NH ₄ Cl	SbCl ₂	NaF	KF	LiF	CaF ₂			MgF ₂	AlF ₃	ZnF ₂	CdF ₂		
—	35	35	20	5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Al
—	20	25	—	—	50	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	5	—	—	—	—	—	—	—	Al
—	38	—	—	—	55	—	—	—	—	—	—	—	—	2	—	—	3	2	—	—	—	—	—	Al
—	28	51	15	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	6	—	—	—	—	—	Al
—	5	48	37	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	7	—	—	—	3	—	—	—	610	Al
—	26	54	—	—	—	—	12	—	—	—	—	—	—	—	8	—	—	—	—	—	—	—	588	Al
—	5	48	37	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	7	—	—	—	—	—	3	—	538	Al
—	28	54	—	—	—	—	11.95	0.05	—	—	—	—	—	—	6	—	—	—	—	—	—	—	510	Al-Mn
—	30	36	18	—	—	—	9.9	—	—	0.1	—	—	—	—	8	—	—	—	—	—	—	—	588	Al-2.5Mg-0.25Cr
15.95	24	52	—	—	—	—	—	0.05	—	—	—	—	—	—	8	—	—	—	—	—	—	—	593	Al-Mn
12.9	29	50	—	—	—	—	—	—	—	0.1	—	—	—	—	8	—	—	—	—	—	—	—	593	Al-2.5Mg-0.25Cr
—	—	56	36	—	—	0.1	—	—	—	—	—	—	8	—	—	—	—	—	—	—	—	—	510	Al

る利点を有している¹³⁾。そのため 1960 年代には Fig. 3 のような化学プラント用大型熱交換器が国内外で盛んに製造されるようになり¹⁴⁾、同時期には鉄道車両向け熱交換器の生産も活発化した⁸⁾。また、炉中ろう付による自動車用カーエアコンの生産が始まったのもこの頃からである¹⁵⁾。

浸漬ろう付と炉中ろう付は、航空機用熱交換器を皮切りとして、自動車用熱交換器から日用品に至るまで様々なろう付製品を世の中に送り出してきたのであるが、接合性に優れる反面で、生産性と環境面で幾つかの課題を有している。例えば、フラックスはアルミニウムに対して強い腐食性を有するため、接合後にフラックスを除去しなければならない欠点がある。また、浸漬ろう付の場合は溶融フラックスに対する様々な管理も必要であり、フラックスの除去に加えて生産性を損ねる懸念もある¹³⁾。これらを改善すべく、炉中ろう付法において Fig. 4 のように露点を低下させた乾燥空気によってフラックスの使用量を減じたり、反応性の低いフラックスを使用する試みも行われたが¹⁶⁾、フラックス除去の回避には至らずに利用は拡大しなかった。

以上のように、炉中ろう付及び浸漬ろう付に関する技術は、フラックスの開発に始まり、フラックスの改良と除去・管理の技術など、フラックスに関する課題が大半を占めている。6000 系の高強度合金を安定して接合できることから現在でも航空機部品を中心に実用されているが、1960 年代後半に米国の GE 社でフラックスを使用しない真空ろう付法¹⁷⁾が開発されたのを契機として、1970 年代から 1990 年代にかけて急速に真空ろう付に置き換わっていった。これがアルミニウムろう付技術



Fig. 3 Large heat exchanger brazed by dip brazing.¹⁴⁾

における最初の大きな転換期であった。

2.2 真空ろう付法

加熱炉内を高真空にすることで、フラックスを使用しないで接合する真空ろう付法に関しては、米国では既に 1940 年代に開発されていたようである¹⁸⁾。真空ろう付は当初、炉内を 1×10^{-5} Pa 台に排気することで接合の可能性を確認し、続いて Mg を酸素のゲッター材として使用することで $1 \times 10^{-2} \sim 10^{-3}$ Pa 台の圧力でも接合できるように改善して工業化に至った。即ち、真空ろう付法

においては Mg がフラックスの代替として機能し、その作用については次の反応であるとされている¹⁹⁾。

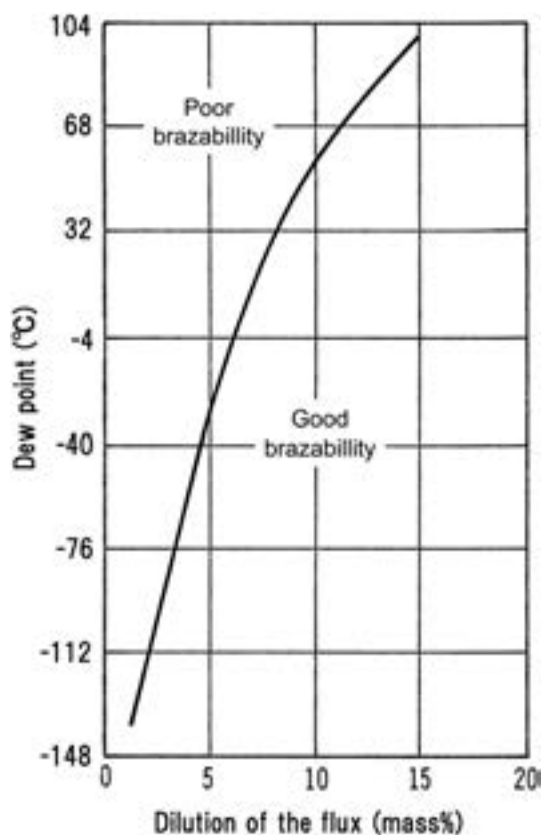
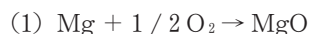


Fig. 4 Relation between dew point and dilution of the flux on brazability.¹⁶⁾

(1) と (2) が Mg による酸素及び水蒸気の除去を意味し、(3) は酸化皮膜の還元を意味している。Mg は製品と共に炉内に置いて蒸発させても、あるいはろう材やブレイジングシートの心材中に添加しても効果を発揮することから、(1)~(3) のメカニズムは概ね妥当と考えられる。但し、Mg の使い方としてはろう材中に添加するのが最も効果的である。その理由を Fig. 5 に示す²⁰⁾。Fig. 5 はカップ型の試験片を真空炉内で加熱し、560°C、575°C 及び 585°C まで加熱したカップ壁の断面であり、写真の上側がカップの外側、下側がカップの内側を示している。575°C のカップ外側ではろう材表面に激しい凹凸を生じているが、これは溶融を開始したろう材から Mg が激しく蒸発（沸騰）したために生じたものである。この激しい蒸発によってろう材表面の酸化皮膜は機械的に分断され、至近距離に相手材があれば、蒸発した Mg が相手材の酸化皮膜にも作用して濡れ性を向上させる。

一方、Fig. 5 のカップ内側ではろう材に凹凸が生じず、ろう材は 575°C の段階で溶融・流動している。密閉度の高いカップ内側では Mg の蒸発が緩慢となり、ろう材は Al-Si-Mg の三元共晶（融点 551°C）によって溶融が進行し、カップ外側よりも早期に溶融と流動を開始するからである。ところがカップ内側では Mg の蒸発が緩慢で酸化皮膜の機械的分断が進まず、さらには溶融ろう中の高い Mg 濃度によって表面張力も低下している。

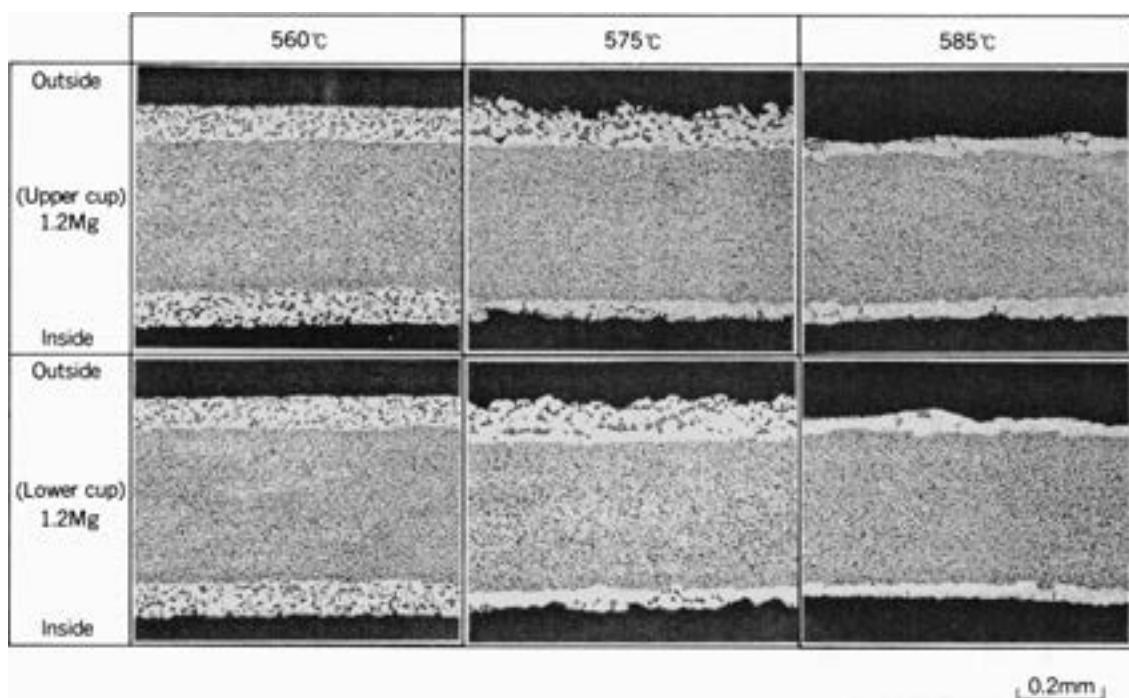


Fig. 5 Cross sections of cup specimen composed of Al-10Si-1.2Mg filler metals.²⁰⁾

そのため Fig. 6 に示すようにカップ内側のろうがカップの外側へ流出し、カップ内側でのフィレット形成が劣る結果を招く²⁰⁾。真空ろう付においては製品内部のフィレット形成能が劣る原因となるため注意が必要である。なお、これと似たような偏った流動は、後述のノコロックろう付法において二種類のろう材の Si 濃度や Zn 濃度に差をつけた場合にも発生するが、フィレット形成に偏りを生ずるほどではなく、真空ろう付の場合とメカニズムは異なる。

炉中ろう付あるいは浸漬ろう付から真空ろう付への転換によってろう付の工程は簡略化され、多くの場合、生産性は向上した。また、炉中ろう付や浸漬ろう付と同様に 6000 系合金のろう付が可能であり、航空機、自動車、鉄道、産業機器などすべての分野において真空ろう付への転換は急速に進んだ。自動車用熱交換器では、1970 年代に Fig. 7²¹⁾ のような真空ろう付によるドロンカップ型エバポレータが登場し、日本国内でも 1980 年代にかけて急速に普及した。オイルクーラも Cu-Ni 合金製あるいはステンレス製からアルミニウム製への移行が真空ろう付法によって進展した²²⁾。その他、航空機や鉄道車両用熱交換器、化学プラント用の大型熱交換器についても浸漬ろう付から真空ろう付への転換が図られた²³⁾。

しかしながら、真空ろう付では溶融したろうが継手の隙間を埋める能力（間隙充填性）が炉中ろう付及び浸漬ろう付に比べて低下し、大型の製品では加熱に長時間を要するようになった。それにより、真空ろう付では精密な継手精度が要求され、材料面での工夫も必要になった。接合性の低下を補うためにろう材の量を多くすると、溶融ろうによる母材や心材の侵食が問題となる。侵食の機構を図解すると Fig. 8 のようである²⁴⁾。加熱に長時間を要する大型製品のろう付では、ろう材が溶融する前に

ろう材中の Si が心材中に粒内拡散し、ろう材中に Si 粒子の枯渇する領域（depleted zone²⁵⁾）が生ずる。これによりろう材量が減少する一方で、Si 濃度の上昇によって心材の融点が低下する。一方、ろう材が溶融して以降の溶解（dissolution）と浸透（penetration）は、従来エロージョン（erosion）と呼称されている侵食現象を支配している機構であり、それらは加熱時間の長短によらず発生する。ろう付における溶解は母材や心材が溶融ろう中に溶出する現象であり、ろう材が Al-Si の二元系で心材が純アルミニウムあるいは Al-Mn 系であれば、継手における侵食量は、継手に形成されたフィレット中の Si 濃度、フィレット体積及びろう付到達温度の三つの因子によって一義的に決定される²⁶⁾。ただし、形成されたフィレット中の Si 濃度は加熱前のろう材 Si 濃度とは一致しないので注意が必要である²⁷⁾。溶解は特に薄肉のフィン材に対して甚大な影響を及ぼすため、ろう材量の適正化とろう付温度の管理が重要である。また、溶融したろうが特定の部位を流動する場合には、Fig. 9 のように溶解による溝（dissolution groove）を形成することがある。この溝は温度上昇に伴ったろう材中の液相の発生とその流動によって連続的に溶解速度因子を変えながら成長するため²⁴⁾、ろうの流動方向にプラスの温度勾配をつけないように加熱することで溶解溝の成長を最小限にとどめることができる。以上、溶解に関しては材料因子よりもろう付時の温度因子が支配的となる。

心材中へのろうの浸透は粒内浸透（sub-boundary penetration）と流界浸透（grain boundary penetration）の二つに分類される。粒内浸透は心材の結晶粒内

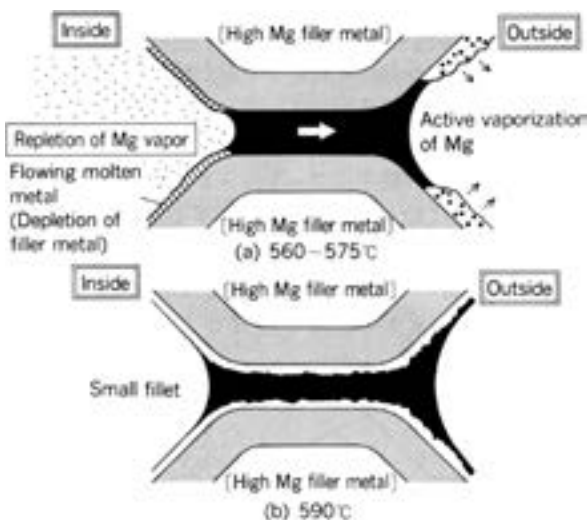


Fig. 6 Schematic illustration of fillet formation mechanism at brazed joint of cup specimen.²⁰⁾



Fig. 7 Philco-Ford Corporation vacuum brazed aluminium air conditioner evaporator of packed-block construction.²¹⁾

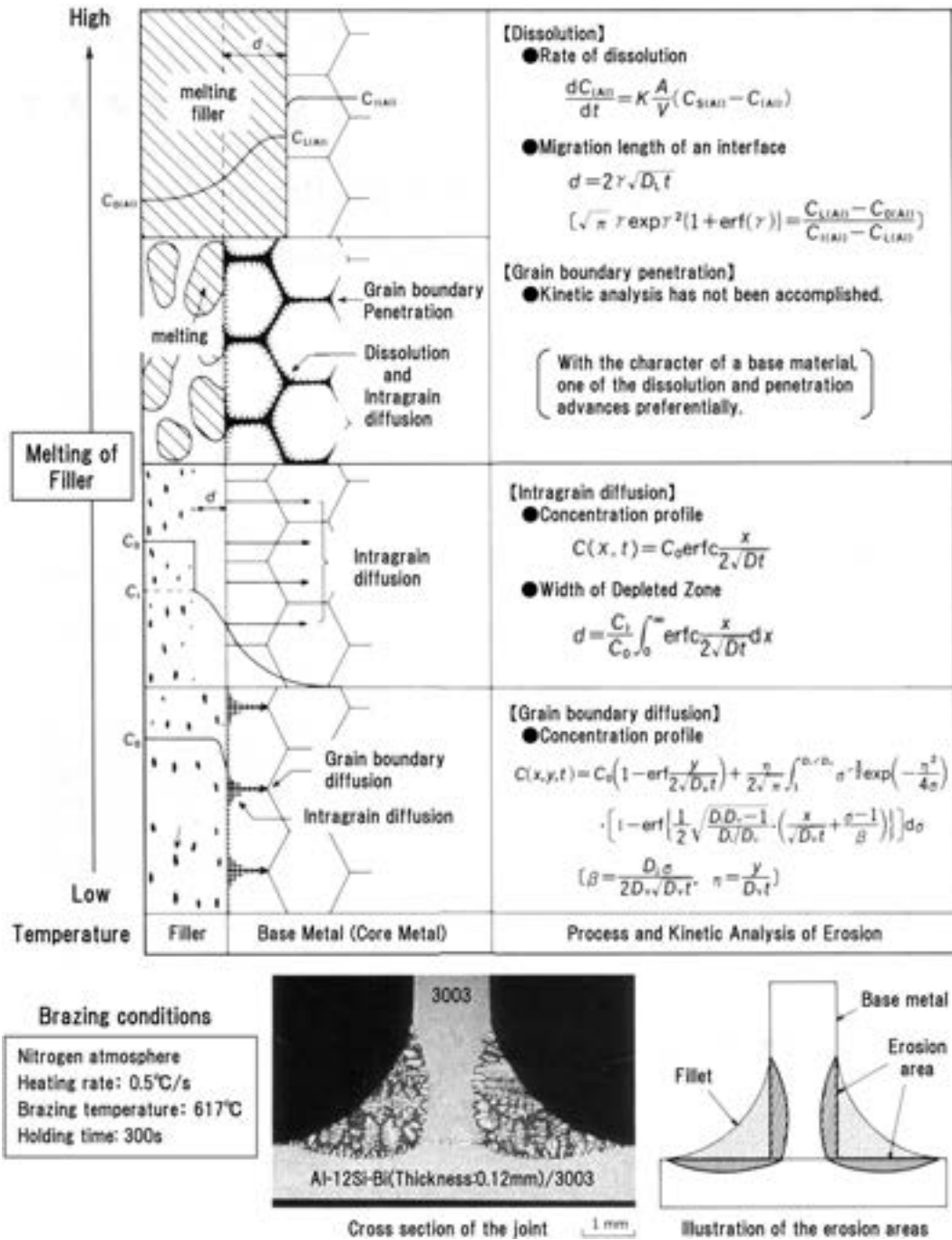


Fig. 8 Mechanism of erosion.²⁴⁾

に細かく存在する亜結晶粒界にろうが急速に進入する現象であり、ろうの侵入後は溶解と拡散 (diffusion) によって結晶粒は短時間で Al-Si の α 相として均一化する²⁸⁾。粒内浸透が薄肉のフィン材で起きるとフィンの座屈が発生し、チューブやヘッダの心材で粒内浸透が起きると有効なろう材量が不足して洩れ不良を招くこともある。一般的に亜結晶粒界はろう付温度に達するまでの間に消失するが、ろう付前に 3~15% 程度の低加工を加えた材料においては残留しやすくなり、加工度の他に、心材成分や均質化処理条件、さらにはろう付時の温度履歴

も影響する。一方、流界浸透は心材の結晶粒径が小さい場合に発生しやす²⁹⁾、心材や母材におけるろう付前の結晶粒径あるいはろう付加熱時に再結晶する粒径が細かくなならないように材料の製造条件を調整する必要がある。以上、浸透に関しては材料因子が支配的である。なお、溶解と浸透に関してはすべてのろう付法に共通する問題であり、心材中に Si, Cu, Mg, Zn などの低融点化元素を多く含む場合には特に注意が必要である。

炉中ろう付や浸漬ろう付と比べて加熱処理時間が長く、間隙充填性も劣る欠点を補うために、加熱技術やろう材

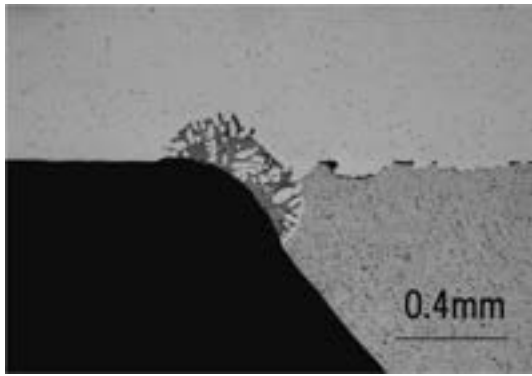


Fig. 9 Dissolution groove occurred in a brazed joint.

に関しても様々な工夫がなされた。加熱技術については、例えば、高真空を保ちつつ生産性を向上させる連続式真空炉³⁰⁾、加熱シミュレーションと正確な温度制御³¹⁾などが挙げられる。ろう材については、例えば、Bi 添加効果の検証³²⁾や、実験的な試みとして Mg 量の調整による製品内外部での溶融時間差の改善³³⁾などがある。また、耐食性に関しては炉中ろう付の頃から Zn 拡散処理が用いられていたが^{34,35)}、真空ろう付では加熱中に Zn が蒸発して電位勾配が逆転する（材料表面が貴になる）ため好ましくない。そこで Sn や In を利用した犠牲防食^{36~39)}や、Ti 添加による層状腐食効果の付加^{40,41)}が図られた。

真空ろう付はアルミニウムろう付製品の利用拡大に大きく貢献し、材料技術にも顕著な進歩をもたらした。ところが、1970 年代終盤に米国 Alcan から発表された非腐食性フラックスによる新しい炉中ろう付法⁴²⁾が、1980 年代以降において自動車用熱交換器の製造方法の主流となった。これがアルミニウムろう付技術における二度目の大きな転換期であった。

2.3 ノコロックろう付法

ノコロックろう付法 (Nocolok® Flux Brazing Process) の開発と実用化の歴史については小笠原⁴³⁾が詳述しているので、本報では応用技術に関する点を中心に紹介する。ノコロックフラックスは $KAlF_4$ と K_3AlF_6 の共晶組成を利用したものであり、状態図は Fig. 10 で示される。フラックスは 560°C 程度で溶融し、塩化物系フラックスと同様に酸化皮膜を破壊・除去する。ノコロックフラックスの最大の特徴は、アルミニウムに対して非腐食性のため、ろう付後の洗浄が不要な点にある。フラックスの反応性が低いので炉内雰囲気窒素などの不活性ガスを使用するのが必須であるが、露点と酸素濃度には厳しい管理を必要としない。真空ろう付に比べて炉の費用が安くなり、窒素ガスが熱伝達媒体となるため短時間での加熱が実現され、生産性が大きく向上する。フラックスを塗布する前に脱脂処理は必要であるが、化学エッチングは必要としない。以上の特徴から、1980 年代の中頃から自動車用熱交換器の生産方法として急速に普及

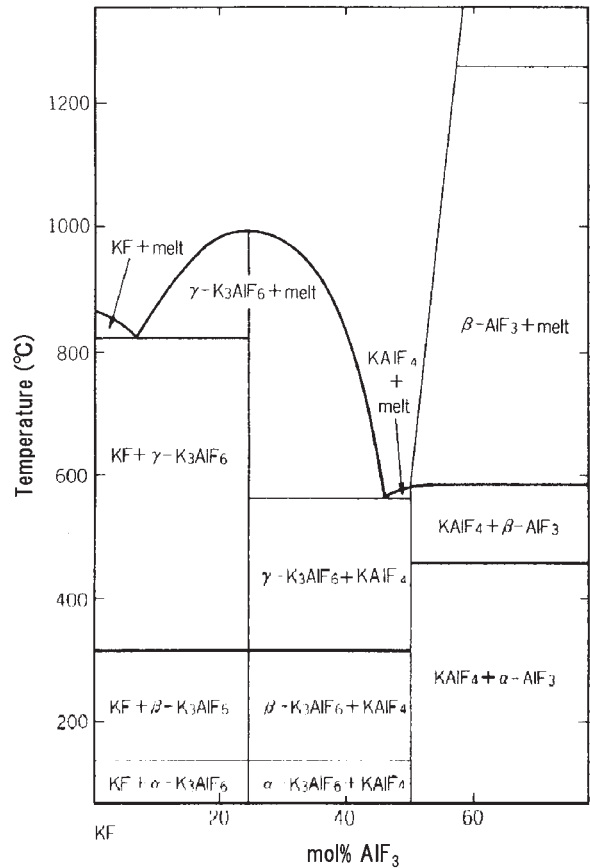


Fig. 10 KF-AlF₃ phase diagram

し、ラジエータが銅製からアルミニウム製に置き換わるきっかけにもなった⁴⁴⁾。

ノコロックろう付法の採用による最大の成果は防食技術の革新にある。防食の基本となるのは Fig. 11 及び Fig. 12⁴⁵⁾に示される Zn による犠牲陽極処理 (Zn 拡散処理) であり、Zn 拡散処理はラジエータにかぎらず、ヒータ、コンデンサ、エバポレータ等すべての自動車用熱交換器で用いられている。Zn 拡散処理以外にも、熱交換器の外側では犠牲陽極フィンによる防食⁴⁶⁾、ラジエータやヒータの内側では Fe, Ni 添加によるアルカリ腐食の防食⁴⁷⁾や心材 Mn による電位ギャップの形成⁴⁸⁾など様々な工夫が施されている。さらには、ろう材量や加熱速度など、ろう付施工に関する部分も細かく調整された^{49,50)}。その結果、Fig. 13 のように最近の 20 年間に於いてチューブ材の肉厚はおよそ 1/5 にまで薄肉化された⁵¹⁾。材料の薄肉化による軽量化に加えて、接合性が向上したことから材料と熱交換器の設計自由度が増し、熱交換器の性能も向上した。その成果として、例えばラジエータの性能指標 (= 熱交換性能/熱交換器重量) は Fig. 14 のように飛躍的に向上した⁵²⁾。

ノコロックろう付法における防食技術のひとつの革新として、Zn 置換フラックスの実用化がある。従来のコンデンサ用押出多穴管チューブ表面には Zn 溶射が施されていたが⁴⁶⁾、Zn を含むフラックス成分 $KZnF_3$ (トリ

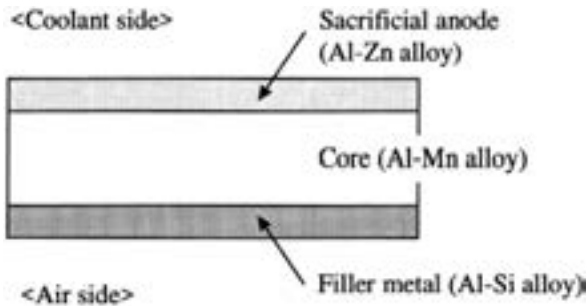


Fig. 11 Schematic diagram of cross sectional tube stock.⁴⁵⁾

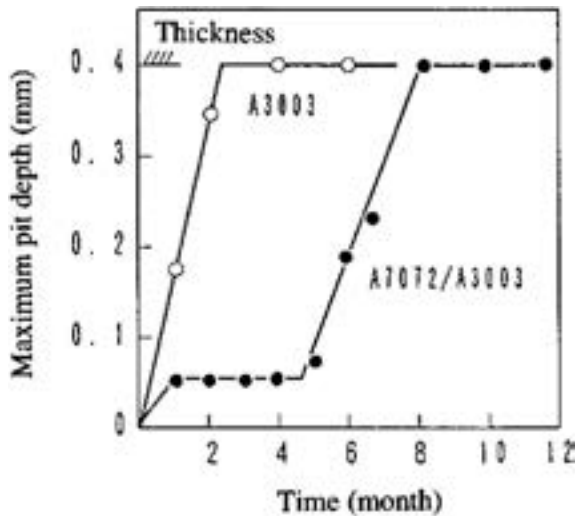


Fig. 12 Sacrificial anodic effect of A7072 clad.⁴⁵⁾

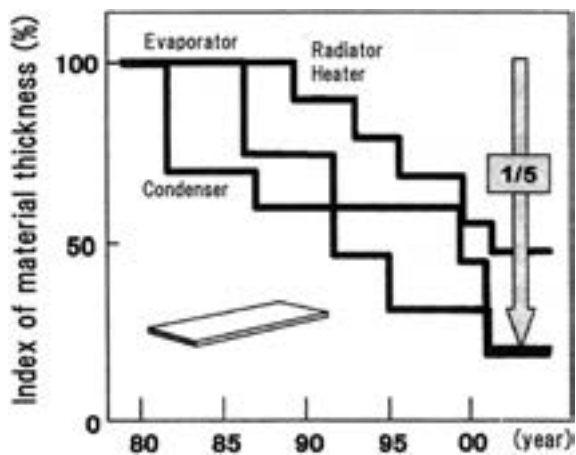


Fig. 13 Gage down changes of tube materials thickness.⁵¹⁾

フルオロ酸カリウム) によって Zn 拡散層を形成することで、コストダウン及び Zn 量の低減と均一化が実現された。Zn 置換フラックスの反応は凡そ次式と推定され、Fig. 15 に示されるようにアルミニウムとの反応によりフラックス成分を自己生成し、放出された Zn が材料中に拡散して犠牲腐食層を形成する⁵³⁾。

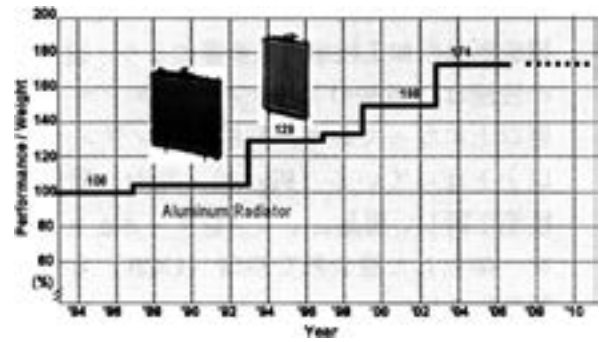
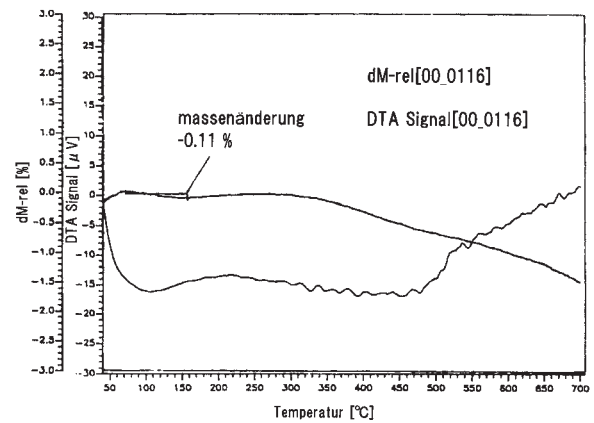
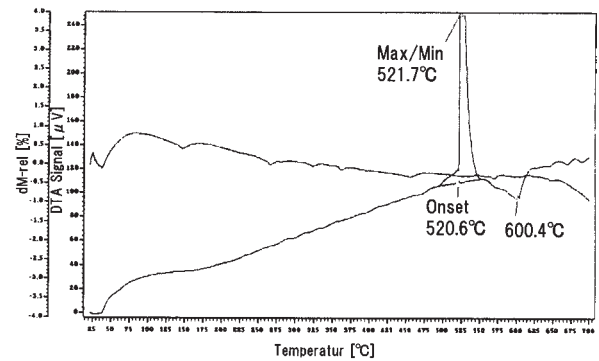


Fig. 14 Performance/Weight changes of aluminum radiator.⁵²⁾



(a) Heating only of flux



(b) Heating together of flux and aluminum

Fig. 15 DTA profile of KZnF₃ flux.⁵³⁾



一方、接合面では、まずフラックスとバインダーの開発に進展が見られた。ノコロック SiI フラックスは Si 粉末とノコロックフラックスを混合したものであり、Fig. 16 のように Si 粉末とアルミニウムの素地とを反応させて生じる Al-Si 融液によって接合する⁵⁴⁾。Si 粉末ではなく、Al-Si 粉末による接合の試みもある⁵⁵⁾。K₂SiF₆ (ヘキサフルオロ珪酸カリウム) は次式によって金属 Si を生成し、Fig. 17 のように接合させる^{53, 56, 57)}。



これらの手法はブレージングシートを用いずに接合できる利点があり、既に一部で実用化されている。また、上記の Zn 置換フラックスを含めて、効率的に使用するにはフラックスあるいは金属粉末とフラックスの混合物を予めろう付部材に均一に塗布しておくことが望まれる。そこで密着性と熱分解性に優れた樹脂バインダの開発と実用化も進んでいる⁵⁸⁾。ノコロックフラックスの性質として、Mg との反応によりフラックスの機能が低下するため、6000 系合金など Mg を多く含有する材料を使用できない欠点がある。Mg 含有量 0.6% 以下の合金であれば、ノコロックフラックス塗布量を多くすることで接合はできるが、フラックス残渣が大量になるため実用には適さない。そこで Mg との反応で融点の低い錯化合物を作るべく、CsAlF₄ を応用した Cs 含有量 2% のノコロックフラックスが開発されている⁵⁹⁾。Cs 含有系フラックスは他にも多種類あるが、いずれもノコロックフラックスに比べて価格の高いことが難点である。

前述のごとく材料の薄肉化が進展する一方で、Zn の拡散を制限して犠牲腐食層を薄くする必要性が高まった。それにはろう付の到達温度を変えずに加熱速度と冷却速度を上げること、即ち、急速加熱と急速冷却が必要になった。より物理的に表現すると、アルミニウム中での Zn の拡散係数を D としたとき、 D を時間で積分した $\int D \cdot dt = \Sigma D \cdot t$ を小さくする必要があった。古くから

ろう付では「均熱」の概念が重要視され、製品がろう付温度に達してからも「保持」が必要との観念が支配的であった。換言すると、熱伝導場において平衡状態となるような加熱が指向されていたが、 $\Sigma D \cdot t$ を極限的に小さくするには、少なくとも昇温過程では均熱を度外視するとともに、熱的に非平衡のまま加熱を終了する必要もある。元々、熱交換器は熱伝導性の良いアルミニウム合金で構成され、熱伝導性に優れた構造で成り立っている。また、限られた区間におけるろうの流動は数秒以内に完遂することから、アルミニウム製熱交換器のろう付は熱的平衡状態を必ずしも必要としない。冷却過程において温度上昇する部位が存在しても構わないとも言える。ノコロックろう付の急速化は熱交換器メーカーだけでなく、加熱炉メーカーや熱処理メーカー等でも様々な取組みが行われている^{59,60)}。

ノコロックろう付法の採用によって自動車用熱交換器の生産性は向上し、耐食性も著しく改善された。その結果、熱交換器を構成する部材の薄肉化が年々進み、熱交換器の軽量化と高性能化が大きく進展した。ノコロックろう付は航空機用熱交換器でも一部採用されており、最近では空調家電用熱交換器に波及する動きもある。ノコロックろう付法の優位性は今後も健在であり、材料及び接合技術の開発と実用化は一層進むものと考えている。しかし一方で、自動車用熱交換器における材料の薄肉化はすでに限界レベルにあるとも考えられ、今後の行方を占うと、これまでの延長線上にない、別のイメージも彷彿される。

3. ろう付技術が生み出した異色の製品

新製品や新技術の開発はニーズから始まることが多い。ところがろう付技術開発に携わっていると、稀にはあるが「これをろう付してみてもどうか?」と思うことがある。社会のニーズが技術を進化させ、次々に新製品を生み出す中で、進化した技術が製品を生み出した珍しい事例を紹介する。

1980 年代、住友精密工業では化学プラント用大型高圧熱交換器を対象として浸漬ろう付から真空ろう付への転換が進められていた。その技術転換に材料メーカーとして協力する中で、大型ろう付製品の加熱技術を学ばせて頂いた。それは物温フィードバックによる極めて正確な温度制御であり、大型で複雑な構造をもった製品を最短時間で目標の温度域に収束させる加熱技術であった⁶¹⁾。制御室のモニター画面に映し出された情報は、実際の大型製品を対象とした CAE (Computer Aided Engineering) とも言えるものであり、当時接着剤で接合していた大型ハニカムパネルのろう付接合版を発想する契機となった。

アルミニウム合金製ろう付ハニカムパネルの基本構成を Fig. 18 に示す。ハニカムコアと面板は 6951、枠材は

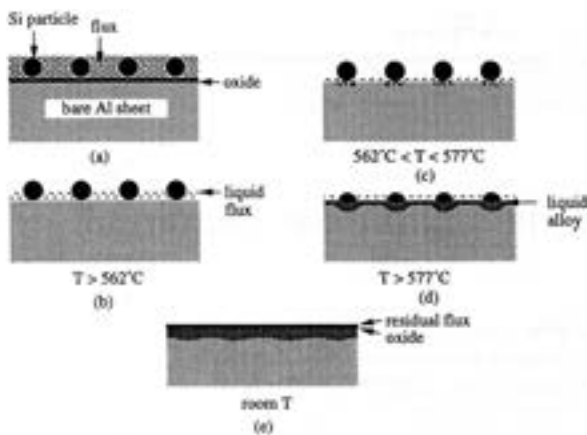


Fig. 16 Reaction process of Nocolor Sil flux.⁵⁴⁾

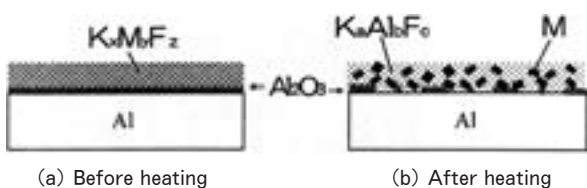


Fig. 17 Reaction of K_2SiF_6 flux.⁵⁶⁾

6N01あるいは6063で、Al-Si系ろう材により真空ろう付で接合する。比剛性が高く、溶接接合も可能なことから建築構造物^{62,63)}、船舶⁶⁴⁾及び自動車⁶⁵⁾等の構造物材料として実用化開発を進めた。この内、鉄道車両での開発経緯をTable 3に示す。Fig. 19は1987年から宮崎実験線で走行試験を開始したリニア MLU002の超電導支持枠である⁶⁶⁾。左右両側の箱桁がろう付ハニカムパネルの溶接構造物であり、Fig. 20のFEM解析とFig. 21の強度試験の結果はよく一致し、疲労強度は予想を上回る結果を示した。これ以降、次世代新幹線のSTAR21と300X、リニア山梨実験線 MLX01-1の構体(車両の側壁、床、天井を構成する一次構造物)に採用された。強度試験はその都度実施しており、鉄道車両構体への適用性が系統的に評価された⁶⁷⁻⁶⁹⁾。その後、1997年から営業運転を開始したFig. 22の500系新幹線の構体と、2007年に登場したFig. 23のN700新幹線のガイシオオイ(パンタグラフを保護するカバーと騒音防止の翼)に採用されて現在に至っている。500系新幹線及びN700新幹線用のハニカムパネルはFig. 24⁷⁰⁾のように全数を超音波検査して出荷されるのであるが、500系パネル製造当時に技術を担当していた筆者の記憶では、検査対象となったパネルのハニカムコアと面板の接合部(フィレットを形成させる部位)に欠陥は全く見当たらなかった。パネルの上下面を合わせて概算で634kmもの長さとなるが、フィレット切れが一ヶ所もないという結果は、大

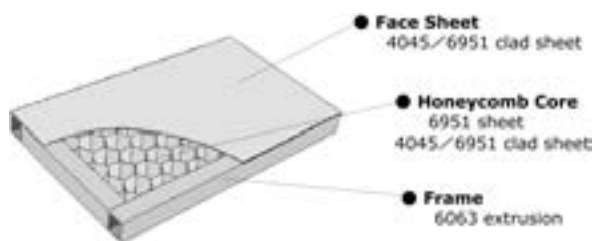


Fig. 18 Component materials of brazed honeycomb panel.



Fig. 19 SCM support frame (hatching area).⁶⁵⁾

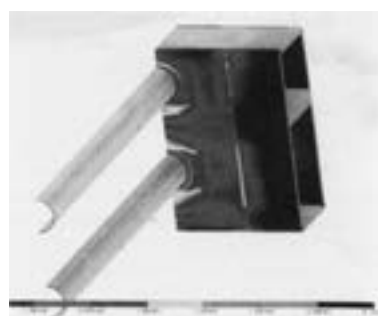


Fig. 20 FEM analysis of a beam joint.⁶⁵⁾

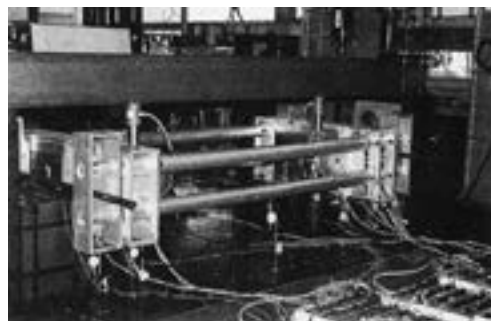


Fig. 21 Strength test of a beam joint.⁶⁵⁾

Table 3 Development history of Aluminum brazed honeycomb panel in railroad vehicle.

Year	Application	User company
1987	SCM support frame for Mag-Lev train MLU002, Miyazaki experiment line	Railway Technical Research Institute
1992	Body structure of next-generation Shinkansen STAR21 (953-1)	East Japan Railway Company
1995	Body structure of next-generation Shinkansen 300X (955-5, 6)	Central Japan Railway Company
1997~	Body structure of series 500 Shinkansen	West Japan Railway Company
2003	Body structure of Mag-Lev train MLX01-1, Yamanashi experiment line	Central Japan Railway Company
2007~	Pantograph covers on N700 Shinkansen	Central Japan Railway Company

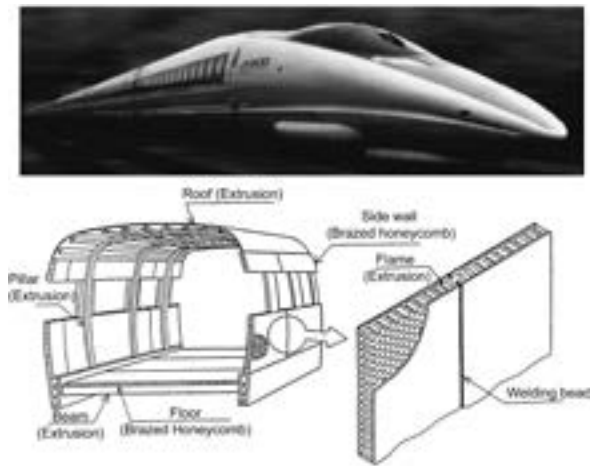


Fig. 22 Body structure of series 500 Shinkansen.

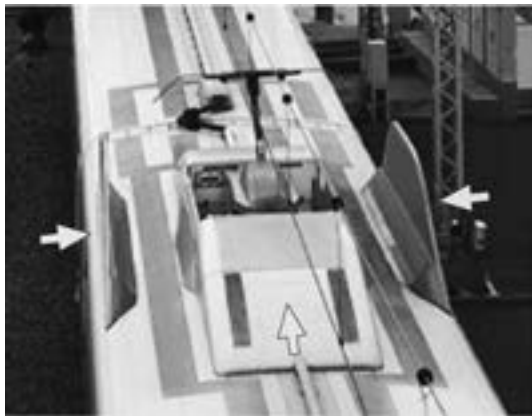


Fig. 23 Pantograph covers on N700 Shinkansen. (Arrow parts use brazed honeycomb panels)

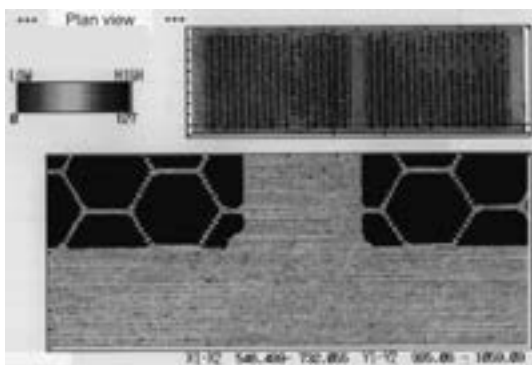


Fig. 24 Ultrasound inspection result of brazed honeycomb panel for series 500 Shinkansen.⁶⁹⁾

面積での平坦性あるいは所定の曲率を確保する複合治具の利用に加えて、多点物温フィードバックによる正確な温度制御を実施し続けた成果であると考えている。

ろう付ハニカムパネルは、ろう付接合材が輸送機の一次構造材として適用された極めて珍しい製品である。ろ

う付接合には、細かな接合部を一度に、ほぼ同時に接合できる特長がある。ろう付部の疲労強度を基礎的な試験片で評価する試みもあるが⁷¹⁾、ひとつの、あるいは狭い面積のろう付継手が構造物の要点に用いられることはない。例えば応力の集中するボルト締結部位には、十分な面積の埋込部材を設置して応力を緩和すればよい。細部を同時に接合できる利点を生かした設計と精密な製造を実施することで、ろう付接合が熱交換器の製造技術にとどまらないことを示唆した事例であると考えられる。なお、真空ろう付技術による大型高圧熱交換器は1993年に小山田記念賞を受賞し、ろう付ハニカムパネルは1991年に軽金属協会技術賞を、1993年には全国発明賞を拝受した⁷²⁾。

4. 今後の展望

2012年9月まで16ヶ月連続で販売台数1位が続いているトヨタ自動車の三代目プリウスのPCU (Power Control Unit) には、Fig. 25のアルミニウム製パワー半導体用冷却器が搭載されている^{73,74)}。この冷却器の接合対象部材は大別してアルミニウム、絶縁基板、パワー半導体素子の三種類であり、前者二つを真空ろう付で接合した後に半導体素子をはんだ付接合するといった、二段階の加熱冷却工程を経る。はんだ付工程で要求される面精度と製品完成後の寸法精度の両方をクリアするために、各工程で発生する形状変動をFig. 26のように予測して、治具に矯正能力を付与した⁷²⁾。自動車部品には様々な性能要求があり、それは一般の自動車用熱交換器においても同様ではあるが、2010年に小山田記念賞を受賞した本冷却器では、繊細な着眼点でろう付を実践している点が注目された。

前述のとおり、アルミニウム製熱交換器のろう付は米国での開発に端を発し、その後の二度に渡る大きな転換



Fig. 25 Aluminum direct cooling device for the power semiconductors.⁷²⁾

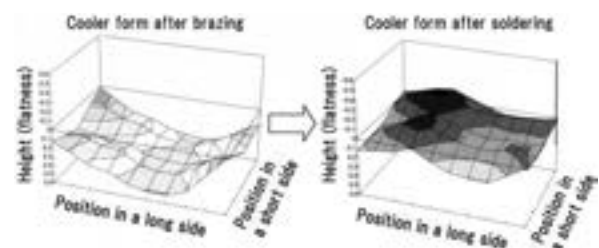


Fig. 26 Form changes of the cooler by heat processing.⁷²⁾

期も米国からの授かり物でもたらされた。それらの恩恵と国内技術者のたゆまぬ努力のおかげで、日本のメーカーによる自動車用熱交換器の生産は地球を席卷する勢いで拡大している。鉄道車両用熱交換器と産業用大型熱交換器も技術力の高さが世界各地で評価されている。今やアルミニウムろう付の利用技術において、日本が世界のトップに君臨する存在になったとすれば、そろそろ独自に開発したろう付技術で世界をリードしてもよい時期を迎えていると思われる。今一度世界に目を向けると、欧州では窒素雰囲気中でフラックスを用いずにろう付するフラックスレスろう付方法⁷⁵⁾や、フラックスレスかつ550℃以下の低温でろう付する技術⁷⁶⁾などが近年次々と報告されている。熱交換器と電子部品との近接化や冷媒通路の細径化等のトレンドを意識しつつ、高強度材接合への要求にも呼応した報告が目立つ。低温ろう付接合及び不活性ガス雰囲気中でのフラックスレスろう付接合の課題に関してはすでに何十年も前から様々な手段で検討されているが、いずれも本格的あるいは広範な実用化には至っていない。本報では紹介しなかったが、それらの課題に秘められた訴求力が今日において日に日に高まっているようにうかがえる。

三度目の転換期。それがいつ訪れるのかはわからないが、外国からの授かり物を待つのか、自ら生み出すかの選択は、ろう付技術者の意思に委ねられているのではないだろうか。

参 考 文 献

- 1) John Coltman : Metal Progress, **45** (1941),211
- 2) Hogland. G. O. : "Brazing the Aluminum Alloys", American Welding Soc., Chicago, October 23-27,(1939)
- 3) Herbert A., M. E. Trought : "BAUXITE AND ALUMINUM", Minerals Yearbook,(1940), 652
- 4) Merton J. Peck : "Inventions in the Postwar American Aluminum Industry", Harvard University,(1962), 287
- 5) Pilot's Manual for Boeing B-17 flying fortress, Mid-Atlantic Air Museum Store,(1935-), 1
- 6) Richard A. Leyes,William A. Fleming : " The history of north american small gas turbine aircraft engines", Smithsonian Institution,(1999), 613
- 7) Mike A. Miller : Welding J.,**25**(1946), 102s
- 8) 住友精密工業五十年史,(1961-2010), 328
- 9) 島田 : 軽金属溶接, **12** (1974), 267
- 10) R. A. Wood, I. B. Robinson : Welding J., **53** (1974),440s
- 11) M. F. Jordan, D. R. Miner : J. Inst. Metals, 85 (1956-57), 33
- 12) 大沢 : 日本金属学会誌, **37** (1973), 94
- 13) 岩崎, 安孫子 : 軽金属溶接, **23** (1985), 551
- 14) Paul B. Dickerson : Metal Progress, **87** (1965), 80
- 15) 石丸, 三浦 : 軽金属, **33** (1983), 157
- 16) J. R. Terril I : Metal Progress, **96** (1969), 70
- 17) M. M. Schwartz, F. B. Gurtner, P. K. Shutt : Welding J., **46** (1967), 424s
- 18) O. R. Singleton : Welding J., **49** (1970), 843
- 19) J. R. Terril, C. N. Cochran, J. J. Stokes, W. E. Haupin : Weld J., **50** (1971), 833
- 20) 伊藤, 難波 : 軽金属, **41** (1991), 3
- 21) J. E. Tomlinson : Sheet Metal Ind., **51** (1974), 766
- 22) 井関 : 軽金属溶接, **20** (1982), 112
- 23) 田淵, 中村 : 軽金属溶接, **12** (1974), 401
- 24) 伊藤, 難波 : 住友軽金属技報, 30(1989), 53
- 25) J. R. Terril : Welding J., **45** (1966), 202s
- 26) 前田, 伊藤, 難波 : 住友軽金属技報, **35** (1994), 57
- 27) 伊藤, 難波 : 軽金属学会第76回春季大会講演概要集, (1989), 253
- 28) 鈴木, 伊藤, 小山 : 軽金属, **34** (1984), 708
- 29) 杉山, 難波 : 軽金属溶接, **23** (1985), 555
- 30) 江口 : 軽金属溶接, **14** (1976), 276
- 31) 堀田 : 軽金属溶接, **48** (2010), 459
- 32) 竹本, 岡本 : 軽金属, **32** (1982), 646
- 33) 前田, 伊藤 : 住友軽金属技報, **33** (1992), 135
- 34) 馬場, 直江, 萩原 : 住友軽金属技報, **12** (1971), 139
- 35) 池田 : 住友軽金属技報, **21** (1980), 101
- 36) 川瀬, 山口, 石川 : 軽金属, **29** (1979), 505
- 37) 田辺, 馬場, 宇野, 萩原 : 住友軽金属技報, **27** (1986), 1
- 38) T. Fukuda, H. Ikeda, Y. Hasegawa, T. Nagasawa : 住友軽金属技報, **42** (2001), 49
- 39) T. Nagasawa, Y. Hasegawa, H. Ikeda, T. Fukuda : 住友軽金属技報, **42** (2001), 57
- 40) S. Yamauchi, Y. Shoji, K. Kato, Y. Suzuki, K. Takeuchi, Y. Isobe : 住友軽金属技報, **42** (2001), **34** (1993), 20
- 41) Y. Isobe, K. Takeuchi, M. Tanaka, M. Mori, S. Yamauchi, K. Namba : 住友軽金属技報, **42** (2001), **34** (1993), 20
- 42) W. E. Cook, T. E. Wright, J. A. Hirschfield : 軽金属溶接, **16** (1978), 365
- 43) 小笠原 : 軽金属溶接, **50** (2012), 2
- 44) 藤吉 : 軽金属溶接, **38** (2000), 181
- 45) 磯部 : 材料と環境, **48** (1999), 469
- 46) 池田 : 住友軽金属技報, **41** (2000), 134
- 47) 田中, 池田 : 軽金属学会第97回秋季大会講演概要集, (1999), 123
- 48) 江戸 : 軽金属溶接, **47** (2009), 102
- 49) 正路 : 住友軽金属技報, **48** (2007), 87
- 50) 山下, 正路 : 軽金属, **59** (2009), 344
- 51) 手島 : 軽金属溶接, **50** (2012), 15
- 52) 石原 : 軽金属溶接, **45** (2007), 426
- 53) 江部 : 軽金属溶接, **42** (2004), 435
- 54) R. S. Timsit, B. J. Janeway : J. Mater. Res., **8** (1993), 2749
- 55) 兵庫 : 軽金属溶接, **45** (2007), 420
- 56) 久富 : 住友軽金属技報, **49** (2008), 172
- 57) 谷中, 太田 : 軽金属溶接, **46** (2008), 557
- 58) 西村, 金子, 川瀬 : 軽金属溶接, **41** (2003), 356
- 59) 神田, 小西 : 軽金属溶接, **42** (2004), 440
- 60) 三井, 安孫子, 上田, 難波 : 軽金属, **43** (1993), 171
- 61) 山口, 奥戸, 横谷, 小堀 : 住友軽金属技報, **33** (1992), 173
- 62) 山口 : 溶接技術, **45** (1997), 110
- 63) 金子, 竹内, 青景, 萩原 : 住友軽金属技報, **35** (1994), 228
- 64) 伊藤 : 住友軽金属技報, **39** (1998), 136

- 65) 小田, 阿座上, 加藤, 永岡, 奥戸, 難波: 軽金属, **41** (1991), 728
- 66) 服部: 電気車の科学, **46** (1993), 26
- 67) 服部: アルミニウム, **3** (1996), 148
- 68) 石丸, 服部: 溶接技術, **45** (1997), 115
- 69) 伊藤: 軽金属溶接, **37** (1999), 151
- 70) 低温接合委員会: 軽金属溶接, **45** (2007), 471
- 71) 難波, 伊藤: アルミニウム, **4** (1997), 485
- 72) 森, 藤, 柳本, 古川: 軽金属, **61** (2011), 119
- 73) 納, 田中: 軽金属溶接, **50** (2012), 8
- 74) たとえば, A Wittebrood, A Burger, S. Kirakham : VTMS,(2011), 35
- 75) たとえば, G. Humpson, S. P. S. Sangha, D. M. Jacobson : Materials Science and Technology, **11** (1995), 1161

アルミニウム合金板の絞り成形時の耳形成に及ぼす 集合組織の影響*

田中宏樹**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 53 No. 1 (2012), pp. 92-98

Effect of Texture on Earing Behavior in Deep Drawing of Aluminum Alloy Sheets

Hiroki Tanaka

It is well known in deep drawing of aluminum alloy sheets that the cube{100} <001> texture causes four ears on a cup at 0° and 90° to the rolling direction whereas the rolling textures of Brass {110} <112>, S{123} <634> and Cu {112} <111> generate 45° ears. These relationships have been confirmed by making use of the ODF and EBSD methods. It is also known in aluminum alloy sheets that two ears on a cup formed by deep drawing at 0° and 180° to the rolling direction may grow by cold rolling. In previous reports, Goss and RD rotated cube textures were reported as the cause of the 0°/180° earing. However, the growth process of the 0°/180° earing is not clear. In the present study, a texture analysis was carried out in the cold rolling process of AA6016 aluminum alloy sheets that have a strong cube texture through the thickness and a weak Goss texture at the center layer. The RD rotated cube texture is formed at the surface layer by cold rolling whereas the cube texture at the center layer rapidly decreased. It is indicated that the RD rotated cube texture at the surface layer and persisting Goss texture at the center layer cause the high 0°/180° earing. These texture factors are discussed on the basis of a crystal plasticity finite element analysis. The calculated earing profiles derived by the finite element analysis show much the same patterns of the experimental earing profiles.

1. はじめに

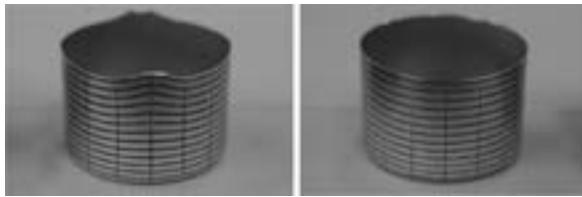
深絞り成形は各種容器製造の基本となる成形工程で、飲料缶や自動車用部材など広く利用されている。アルミニウム合金板を深絞り加工すると、カップの開口部に耳が生じる。これは材料の異方性や加工要因（潤滑、しわ押さえ力、治具の偏心等）¹⁾が原因で発生する。材料の塑性異方性は集合組織と相関があり、アルミニウム合金板材の集合組織と耳発生の関係について、これまでいくつかの報告がある。一般的に、アルミニウム板材を再結晶させると立方体{100} <001>方位が優先方位として形成し、これを深絞り成形すると0°/90°耳（4山）が形成する。冷間圧延を施すと立方体方位が減少して圧延

集合組織（β-fiber）が発達し、深絞り成形では45°耳（4山）が形成されやすくなる²⁾。缶ボディも絞り、しごき（DI）加工を利用して成形するが、この耳の制御が重要である。例えば、耳部をトリミングして金属ロスを最小とするよう、耳率の制御と安定化が求められる。また、0°/180°耳（2山）が発達するとブランクの保持圧力に耐えられずピンチングが発生して、成形不良の原因となることがある²⁾。Fig. 1は耳の発生が顕著な場合と、殆ど耳が発生しないノン・イヤリング状態を示す。このように耳の制御は、成形用アルミニウム板材にとって重要な課題である。

本報では、まずノン・イヤリング（耳率2%以下）を目的に、1000系合金板を冷間圧延した場合の集合組織と耳形状変化について示す。次に、0°/180°耳の発生機構を検討した結果について述べる。

* 軽金属学会 研究部会報告書 No.56 (2011), 40-48 に主要部掲載

** 研究開発センター 第一部, 工学博士



(a) Earing formation (b) Non-earing

Fig. 1 Appearance of deep drawn cups.

2. 1050 合金板の耳形状と集合組織の関係

実機サイズで製造した 3.2mm 厚の 1050 合金熱間圧延板を用いた。その化学成分を Table 1 に示す。バッチ炉で 350°C - 3 h の中間熱処理を行い、室温で 0.16mm 厚 (95% 圧下) まで圧延した。途中の板厚でもサンプル採取し、集合組織と深絞り成形時の耳形状を調査した。集合組織は板表面で {111}, {110}, {100} 不完全極点図を測定し、大阪府立大学の井上博史准教授により公開配布されている解析ソフト「Standard ODF」³⁾ を利用して ODF 解析した。円筒深絞り成形はblank径をφ87.5mm, ポンチ径をφ50mm で実施した。耳形状の表記方法を Fig. 2 に示す。カップの縁の高さを測り、平均高さをゼロレベルとしてプラス側が耳部、マイナス側が谷部となるよう表記した。耳率は耳部と谷部のそれぞれ頂点位置を測定し、下記 (1) 式を用いて導出した。

$$\text{耳率 (\%)} = \frac{(\text{耳高さ平均} - \text{谷高さ平均})}{(\text{耳高さ平均} + \text{谷高さ平均}) / 2} \times 100 \quad (1)$$

Fig. 3 に冷間圧延による偏光組織変化を示す。O 材 (中間熱処理後) は平均粒径が 49μm の等軸再結晶組織となっている。冷間圧延により圧延方向に伸長し、90% 圧延材では隣接する結晶粒の境界が不鮮明となる。また、90% 以上の圧延材では、圧延方向に直角にコントラストの異なる組織形態が認められる。SEM-EBSD で方位変化を測定した結果を Fig. 4 に示す。25% 圧延材で、粒内に微小な方位変化が生じていることがわかる。冷間圧延量を増やすと、立方体方位が減少していく様子が視覚的にわかる。立方体方位と圧延集合組織である Brass {110} <112> 方位, Cu {211} <111> 方位, S {123} <634> 方位のみを抽出 (理想方位から 10° 以内を考慮) した結果を Fig. 5 に示す。各方位の変化をグラフ化したものが Fig. 6 である。立方体方位は 25% 冷間圧延で約半減し、90% 冷間圧延で面積率が 1% 以下となっている。Brass, Cu 方位はあまり大きな変化は見られない。S 方位は冷間圧延とともに増加し、立方体方位とは逆の傾向を示す。再結晶の際、立方体方位は 40° <111> 関係にある S 方位を蚕食して成長しやすいとの報告⁴⁾ があるが、冷間圧延での変化はこの関係が関与しているものと

Table 1 Chemical composition of the material (mass%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.09	0.27	0.02	<0.01	<0.01	<0.01	0.01	0.01	Bal.

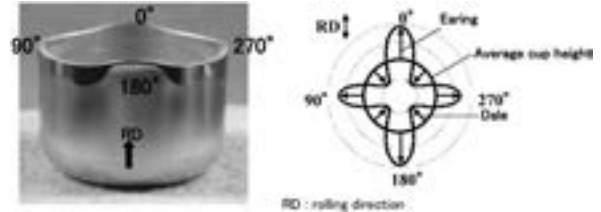


Fig. 2 Notation system on earing profile.

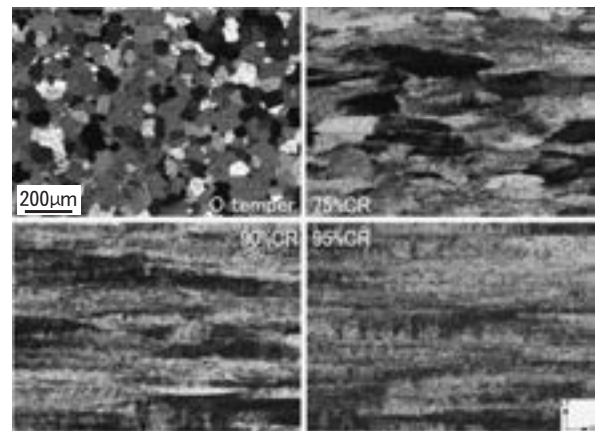


Fig. 3 Microstructures of AA1050 aluminum alloy sheets. CR : cold rolling reduction.

考えられる。Table 2 に耳率と耳形状をまとめる。O 材では 6.8% の 0°/90° 耳 (4 山) であり、90% 冷間圧延したサンプルで耳率が 2% 以下のノン・イヤリング状態となる。95% 冷間圧延材では 45° 耳 (4 山) となる。ODF と耳形状を併記して Fig. 7 に示す。O 材では立方体方位密度が 25 で、明瞭な 0°/90° 耳 (4 山) を示す。75% 冷間圧延で立方体方位密度が 9 に低下するが、圧延集合組織の方位密度もさほど高くないため、45° 耳より 0°/90° 耳が目立つ。90% 冷間圧延材では立方体方位密度が極めて低く、圧延集合組織の集積が認められるが、耳形状はノン・イヤリング状態となる。立方体方位の面積率が 0.1% となる 95% 冷間圧延材では、45° 耳となる。立方体方位の存在がかなり減少しても、0°/90° 耳形成への影響は続くことがわかる。

3. 0°/180° 耳の発生機構

45° 耳と 0°/180° 耳が混在した 6 山の耳を形成することがある。0°/180° 耳と相関のある集合組織として Goss {110} <001> 方位^{2,5)} や、立方体方位が RD 軸回転した {hk0} <001> 方位が指摘^{6,7)} されている。Engler

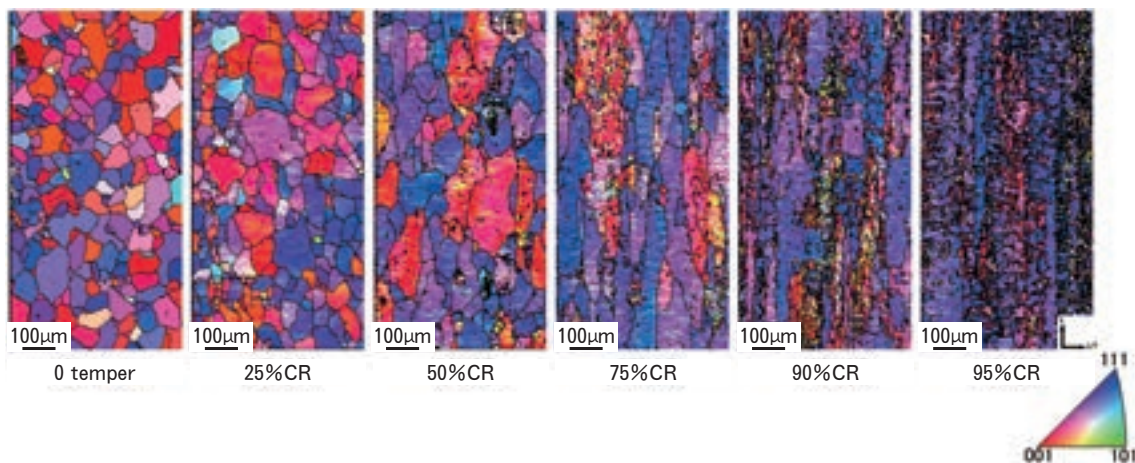


Fig. 4 Microstructures of AA1050 aluminum alloy sheets by EBSD measurements in cold rolling process. CR : cold rolling reduction.

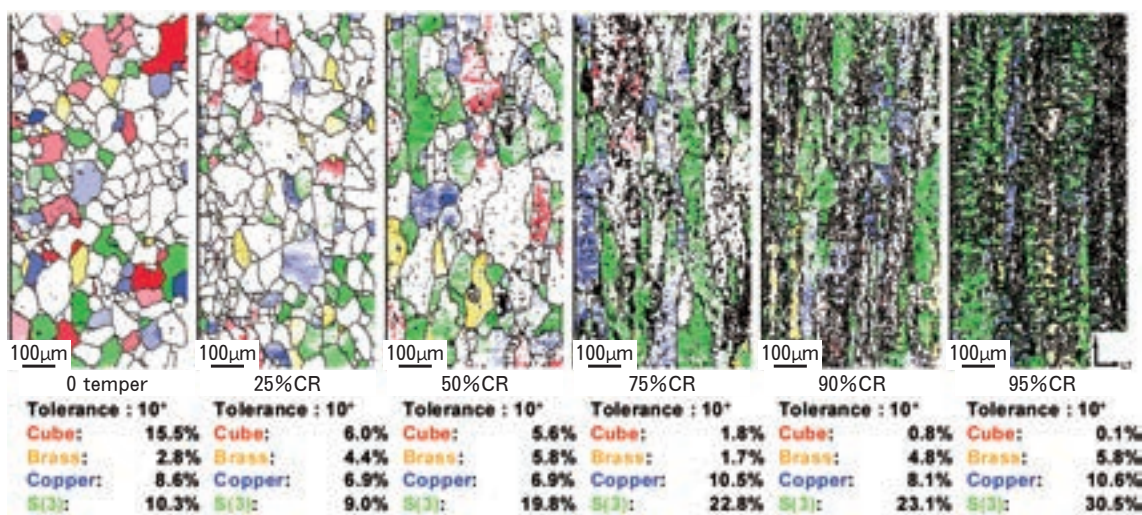


Fig. 5 Orientation maps of AA1050 aluminum alloy sheets by EBSD measurements in cold rolling process. CR : cold rolling reduction.

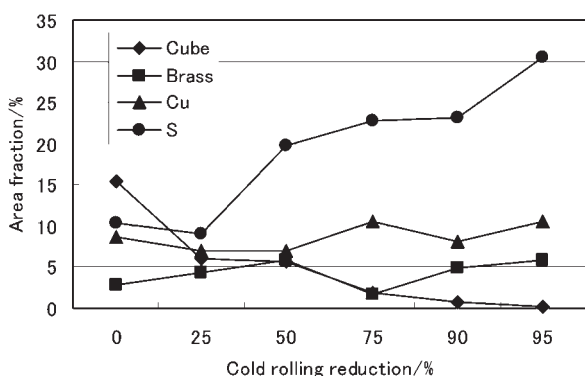


Fig. 6 Change of the cube and rolling textures during cold rolling.

Table 2 Change of earing ratio in AA1050 aluminum alloy sheets during cold rolling

	Earing ratio (%)	direction
0 temper	6.8	four 0°/90° ears
25%CR	6.0	four 0°/90° ears
50%CR	5.2	four 0°/90° ears
75%CR	2.6	four 0°/90° ears
90%CR	1.1	four 0°/90° ears and four 45° ears
95%CR	3.9	four 45° ears

らは多結晶塑性モデルを利用して、Goss 方位から Brass 方位の間の α -fiber が 0°/180° 耳を顕在化させる可能性を指摘している⁸⁾。これまでの報告例では冷間圧

延量とともに集合組織や耳形状がどのように変化するかを調査したものが少なく、0°/180° 耳形成機構についてなお不明な点がある。そこで、尖鋭な立方体方位を初期方位として有するサンプルを用い、冷間圧延によってそ

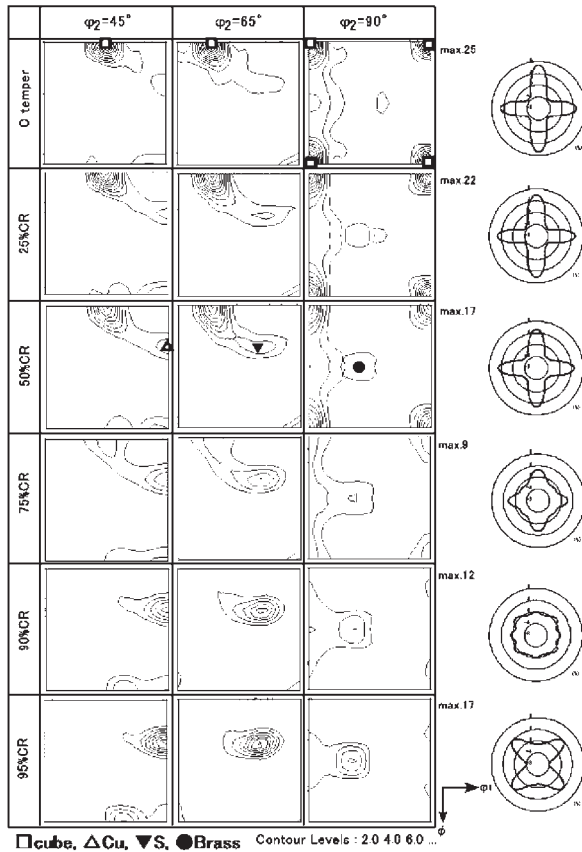


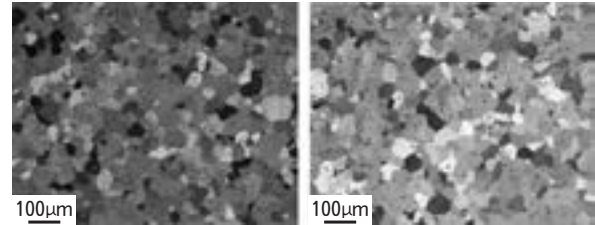
Fig. 7 The relationships between texture and earing profile changes during cold rolling. CR : cold rolling reduction.

の集合組織の変化を厚さ方向に調査し、耳形状の変化、特に 0°/180° 耳形成との相関性を調査する。さらに、結晶塑性モデルを用いた有限要素法解析により、集合組織と耳形状の関係をより詳細に考察する。

供試材として実機サイズで製造した 6016 合金-T4 板 (板厚 1 mm) を用いた。Table 3 に化学成分を示す。この板材の表面と板厚中心部の偏光組織を Fig. 8 に示す。いずれも平均粒径が 36 μ m の等軸再結晶粒組織を呈している。この板材をさらに冷間圧延で 0.4mm (60% 圧下), 0.2mm (80% 圧下) に仕上げた。冷間圧延板は深絞りでの成形割れを防ぐため、空気炉 (50 $^{\circ}$ C/h 昇温) で 180 $^{\circ}$ C-24h の処理を行って耳形状を測定した。集合組織調査用サンプルも同様な熱処理を施した。円筒深絞り成形条件を Table 4 に示す。装置の仕様上、1 mm 板と 0.4mm 以下の板厚ではblank径が異なる。しかし、本報で対象とする耳形状の比較に対して、blank径の影響は無視できる。集合組織は板表面と板厚中心部で {111}, {110}, {100} 不完全極点図を測定し、前述の解析ソフト「Standard ODF」を利用して ODF 解析した。Fig. 9 に T4 板の ODF を示す。表層、中心部ともに立方体方位が尖鋭に発達している。また、中心部には Goss 方位の集積も認められる。このように立方体、

Table 3 Chemical composition of the material (mass%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al
1.0	0.15	0.01	0.07	0.40	Bal.



(a) Surface layer ; Ave.GS=36 μ m (b) Center layer ; Ave.GS=36 μ m

Fig. 8 Microstructures of AA6016 aluminum alloy sheets in T4 temper. Ave.GS : average grain size.

Table 4 Forming conditions of deep drawing

Blank	Thickness : 1.0mm Diameter : 64mm	Thickness : 0.4mm Diameter : 55mm	Thickness : 0.2mm Diameter : 55mm
Punch	Diameter : 33.0mm Radius : 4.0mm		
Die	Diameter : 35.6mm Radius : 5.0mm	Diameter : 34.0mm Radius : 2.5mm	Diameter : 33.5mm Radius : 1.5mm
Blank holder force	1.2kN/cm ²		
Punch speed	7.0mm/s		

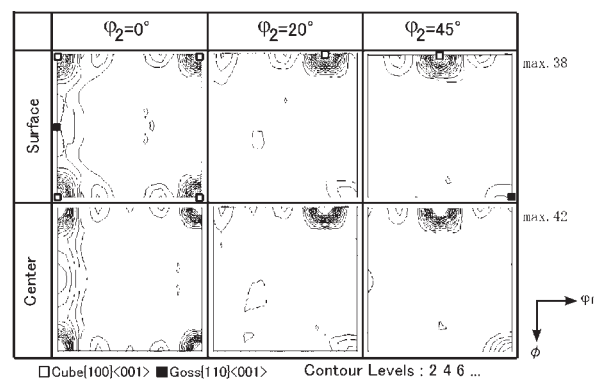


Fig. 9 Texture of AA6016 aluminum alloy sheets in T4 temper.

Goss といった再結晶集合組織以外の配向性は認められない。

Fig. 10 に冷間圧延による耳形状の変化を示す。T4 調質の 1 mm 板は 0°/90° 耳の 4 山である。冷間圧延とともに 90-270° 耳よりも 0-180° 耳が目立つようになる。本サンプルでは 80% 圧延を施しても 45° 耳の形成が認められず、図 7 で示したようなノン・イヤリング状態を作ることが難しいと思われる。Fig. 11 に冷間圧延によ

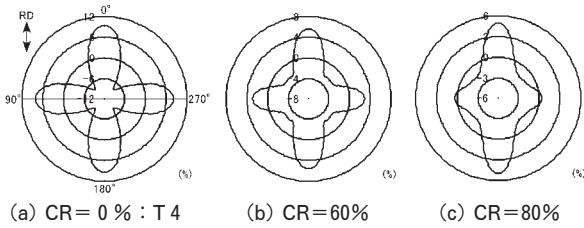


Fig. 10 Earing profiles at the top edge of drawn cup walls. The radial scale indicates the percentage of the height from zero level set in the cup wall. CR : cold rolling reduction.

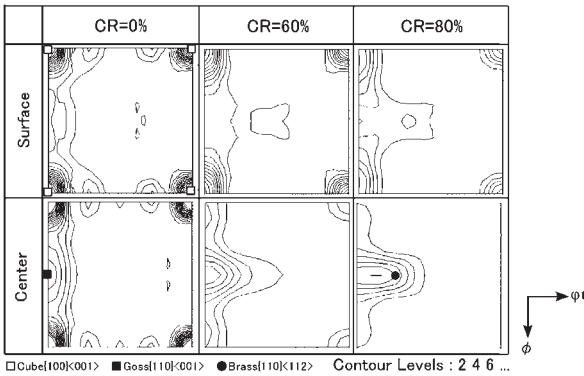


Fig. 11 The change of textures at $\varphi_2 = 0^\circ$ section during cold rolling. CR : cold rolling reduction.

る板表面と中心部の ODF 変化を、 $\varphi_2 = 0^\circ$ 断面で示す。板表面部の立方体方位は冷間圧延に伴い RD 軸回転し、 $\{hk0\} \langle 001 \rangle$ 方位成分への広がりが見られる。しかし、Goss 方位の方位密度は増加しない。中心部の立方体方位は急激に方位密度が低下する。また、Goss 方位から Brass 方位にかけての α -fiber が、冷間圧延とともに形成する様子が見られる。中心部の Goss 方位は、冷間圧延による方位密度変化が小さい。立方体方位から Goss 方位にかけての方位密度変化を Fig. 12 に示す。上述した通り、板表面では立方体方位の方位密度が冷間圧延とともに低下し、 $\phi = 15 \sim 30^\circ$ ($\varphi_1 = 0^\circ$) の方位密度が上昇する。中心部における立方体方位は、板表面よりも急激に減少し、 $\{hk0\} \langle 001 \rangle$ 方位成分の増加は認められない。また、中心部の Goss 方位は、冷間圧延を施してもその方位密度はほとんど変化しない。

上述した耳形状変化を、結晶塑性モデルを用いた有限要素解析によって考察する。この手法の詳細は黒田らの解説⁹⁾や伊川らの曲げ加工性への解析例¹⁰⁾を参照されたい。本報においては Asaro¹¹⁾や Peirce¹²⁾らによって定式化された結晶塑性モデルを用いる。このモデルではすべてのすべり系を活動系と考え、 α 番目のすべり系におけるすべり速度 $\dot{\gamma}^{(a)}$ を次式で仮定する。

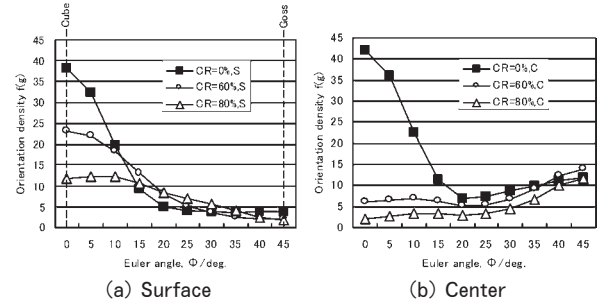


Fig. 12 Orientation density at $\varphi_1 = 0^\circ$ and $\varphi_2 = 0^\circ$. CR : cold rolling reduction.

$$\dot{\gamma}^{(a)} = \dot{\gamma}_0 \text{sgn}(\tau^{(a)}) \left| \frac{\tau^{(a)}}{g^{(a)}} \right|^{1/m} \quad (2)$$

ここに、 $\text{sgn}()$ は $()$ 内の変数の符号、 $\dot{\gamma}_0$ は基準すべり速度で材料パラメータである。 m はひずみ速度感性指数、 $g^{(a)}$ はすべりに対する抵抗を示す。本報の解析ではそれぞれ $0.02 \times 10^{-6} / \text{s}$ 、 0.02 、 100MPa ($g^{(a)}$ の初期値) の値を用いた。また、 $g^{(a)}$ の発展則¹⁰⁾の中で計算に使用する h_0 (初期すべり硬化係数) と n (加工硬化指数) は、それぞれ 3000MPa 、 0.15 とした。多結晶体の変形解析として、各結晶粒の変形が巨視的な変形と等しいと仮定する拡張 Taylor モデル¹³⁾を用いた。数値解析に用いるモデル集合組織の創製方法は、WIMV 法¹⁴⁾を用いて導出した ODF の方位密度を定量的な数値に変換して、 1000 結晶粒を考慮して作製した¹⁰⁾。本報における耳形状解析モデルの模式図を Fig. 13 に示す。初期ブランク形状として $\phi 64 \text{mm}$ の $1/4$ 円を想定し、その中に 8 節点ソリッド要素を 1620 要素設定し、板厚方向には 1 層、各要素に 1 積分点を設けた。微視的な組織の不均一性を表現するために、各積分点には上述したモデル集合組織からランダムに 10 方位を選択して、深絞り成形時の塑性変形量を計算した。この各要素の変形量の合計が耳形状となる。なおパンチは $\phi 33 \text{mm}$ 、ダイは $\phi 35.6 \text{mm}$ の剛体要素とした。

Fig. 14 に ODF 実測データを基に耳形状を計算した結果を示す。冷間圧延前 (CR = 0%) は 0° 方向と 90° 方向の耳がほぼ同等で、Fig. 10 に示した実測値に近い状況を示している。冷間圧延とともに、 $0 - 180^\circ$ 耳の 2 山が目立ってくる。このように、今回設定したパラメータによる結晶塑性有限要素解析は、実測データの傾向を良く表している。ここで、 $0^\circ / 180^\circ$ 耳を顕著にする方位を検討する。Fig. 11, 12 で示したように、板表面の立方体方位は冷間圧延によって RD 軸に回転して $\{hk0\} \langle 001 \rangle$ 方位成分が増えてくる。また、中心部の立方体方位は急速に減少し、初期状態から存在していた Goss 方位が冷間圧延を施してもあまり変化せずに残存する。そこで、立方体方位、RD 軸に 15° 、 23° 回転した立方体方位 (それぞれ RD 15° 、RD 23° -立方体方位) 及び Goss 方位の耳形状を、上述したモデルを用いて計

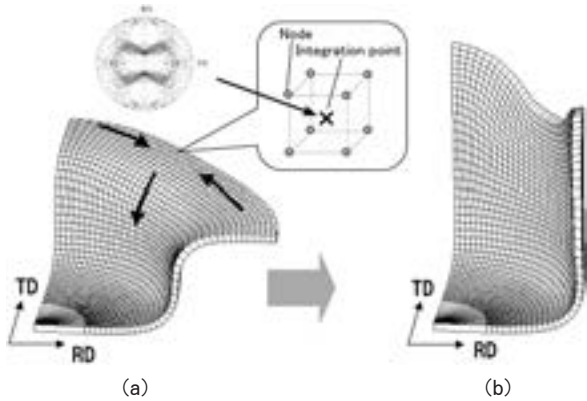


Fig. 13 Scheme illustrating the geometry of deep drawn cup used for the finite element analysis in this study. (a) illustrating in process of deep drawing, (b) calculated ear profile.

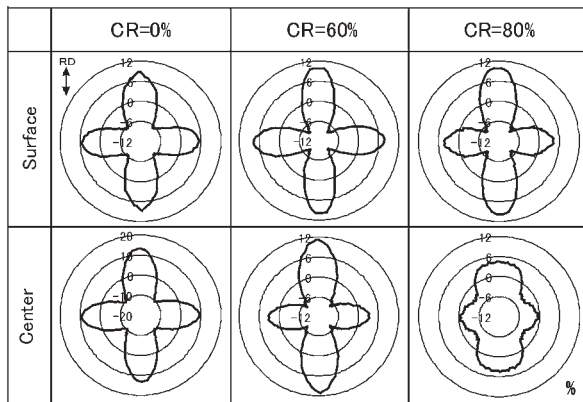


Fig. 14 Calculated earing profiles by making use of the textures shown in Fig. 5. CR : cold rolling reduction.

算した。それぞれの理想方位から 15° 以内の分散方位のみを考慮し、1000 結晶粒でモデル集合組織を創製した。各積分点には 5 方位を選択して計算した。その結果を Fig. 15 に示す。RD15°-立方体方位では、やや 0°/180° 耳の方が 90°/270° 耳よりも高くなる。RD23°-立方体方位、Goss 方位ともに 0°/180° 耳の方が明らかに大きくなることわかる。同様な方法で Goss~Brass 方位にかけての α -fiber 方位群の耳形状を計算した。その結果を Fig. 16 に示す。Goss 方位から ND 軸に 15° 回転した方位までは明瞭な 0°/180° 耳が形成するが、23° 回転した方位ではその傾向は減少し 45° 耳の形成が若干認められる。ND 軸に 30° 回転した方位は Brass 方位と同じ 45° 耳 (4山) となる。Engler ら⁸⁾ は Goss 方位から Brass 方位の間の α -fiber が 0°/180° 耳を顕在化させる可能性を指摘しているが、今回の検討結果では Goss 方位から ND 軸に約 15° 回転した α -fiber 方位成分までの限られた範囲が 0°/180° 耳形成に影響すると考えられる。

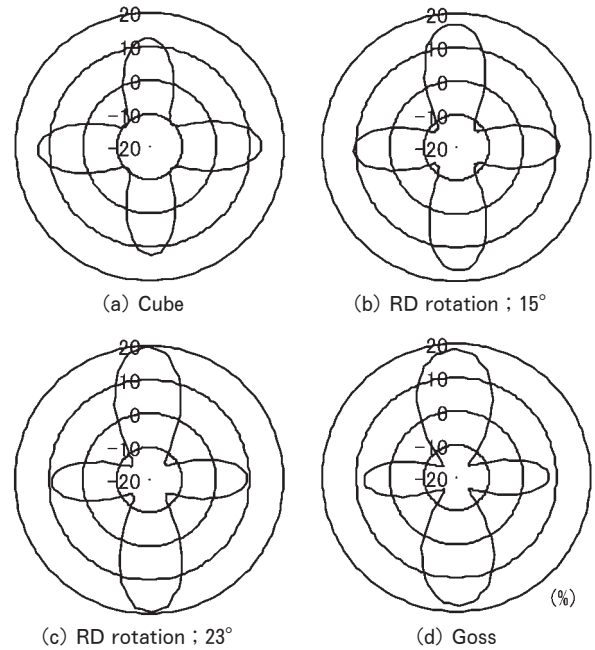


Fig. 15 Calculated earing profiles on RD rotated cube texture.

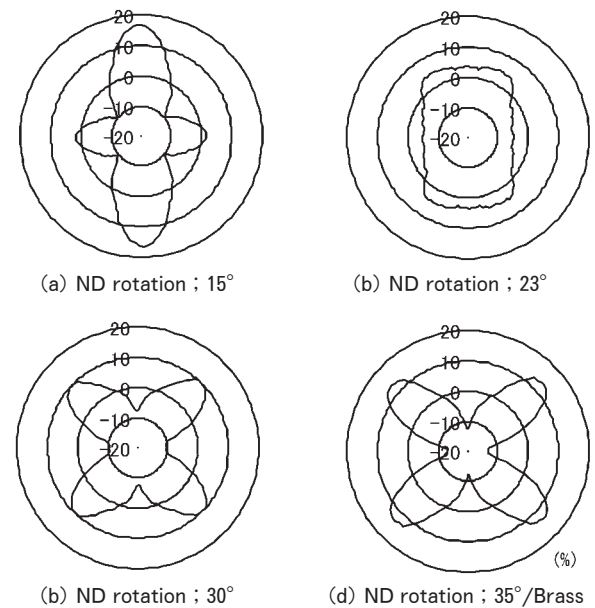


Fig. 16 Calculated earing profiles on the α -fiber ($\langle 110 \rangle // ND$).

Ren¹⁵⁾ は冷間圧延による立方体方位変化をシミュレーション計算しており、冷間圧延によって ND 方向から TD 方向に向けてせん断ひずみが生じると、立方体方位は RD 軸に対して回転することを示している。この計算では 89.5% の圧下率で {100} <001> 方位は {130} <001> 方位まで回転する。これは本研究の板表面での立方体方位変化を説明する理由となる。しかし、中心部での立方体方位の急激な減少は Ren のモデルでは説明がつかず、別な機構を検討する必要がある。

4. ま と め

深絞り加工時に発生する耳は、その集合組織と強い相関がある。冷間圧延前の立方体方位密度の違いによって、冷間圧延後の耳形状が変化する。初期の立方体方位密度が高い場合、冷間圧延を施してもノン・イヤリング化が認められず、 $0^\circ/180^\circ$ 耳が顕在化することがある。これは冷間圧延による $\{hk0\} \langle 001 \rangle$ 方位形成やGoss方位の残存が原因と考えられる。 $0^\circ/180^\circ$ 耳の低減にはGoss方位形成を抑えることが有効である。しかしGoss方位の形成過程には不明な点が多く、鋳塊から熱間圧延工程での組織変化を精査する必要がある。

参 考 文 献

- 1) A. S. Malin and B. K. Chen : Aluminum Alloys for Packaging, TMS, (1993), 251-260.
- 2) F. J. Humphreys and M. Hatherly : *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Pergamon, (1995), 397-398.
- 3) 井上博史 : までりあ, **40** (2001), 589-591.
- 4) K. Lücke and O. Engler : Proc. 3rd Int. Conf. on Aluminium Alloys, Vol. III(1992), 439-452.
- 5) A. Oscarsson and H. E. Ekström : Aluminum Alloys for Packaging II, TMS, (1996), 63-71.
- 6) J. Hirsch, P. Wagner and H. Schmiedel : Materials Science Forum Vol.217-222, (1996), 641-646.
- 7) S. E. Naess : Z. Metallkde., **82** (1991), 259-264.
- 8) O. Engler and J. Hirsch : Mater. Sci. Eng., A452-453 (2007), 640-651.
- 9) 黒田充紀, 志澤一之 : 塑性と加工, **43** (2002), 299-309.
- 10) 伊川慎吾, 浅野峰生, 黒田充紀, 吉田健吾 : 軽金属, **61** (2011), 53-59.
- 11) R. J. Asaro : Acta Metall., **27** (1979), 445-453.
- 12) D. Peirce, R. J. Asaro and A. Needleman : Acta Metall., **31** (1983), 1951-1976.
- 13) R. J. Asaro and A. Needleman : Acta Metall., **33** (1985), 923-953.
- 14) S. Matthies and G. W. Vinel : Phys. Status Solidi, (b) **112** (1982), K111-K115.
- 15) B. Ren : Aluminum Alloys for Packaging III, TMS, (1998), 49-58.

冷温水空調システム用銅管の腐食事例と対策*

鈴木 忍** 河野 浩三**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 53 No. 1 (2012), pp. 99-104

Corrosion Behavior and its Prevention of Copper Tube in Air Conditioning System using Hot and Cold Water

Shinobu Suzuki and Kozo Kawano

This paper describes the case studies of failures from pitting corrosion and its prevention of copper tubes in an air conditioning system using hot and cold water.

In the copper tubes used for the heat exchanger in an air conditioning system using hot and cold water, corrosion may occur under the influence of environmental and material factors. As a distinctive failure problem, the leakages of the copper tubes may have been found after several months of service life after replacement of the heat exchanger with a sufficiently long service. As a material factor, the influence of a carbon film on the inner surface of the copper tube is significant, and the corrosion could be prevented by reducing the carbon film on the inner surface of the copper tube below 2 mg/m^2 .

1. はじめに

高リン脱酸銅継目無管 (JIS H3300 C1220, 以下, 銅管と記す) は加工性, ろう付け接合性が良好であることから, エアコンを始めとする各種熱交換器の伝熱管, 給湯器の伝熱管, 冷温水・冷却水を使用する空調機器の伝熱管, 建築用の配管, 等に多く使用されている。また, 銅の微量金属作用による抗菌性が広範囲に検証され^{1,2)}, 衛生的にも優れた配管種であることが示されている。しかしながら, 銅本来の良好な耐食性によって, 多くは問題なく使用されてはいるものの, 使用環境によっては稀に腐食が発生し, その進行によって漏洩事故を引き起こす場合もある。

銅管に発生する腐食現象は, 銅イオン溶出に伴う青水問題³⁾, 潰食⁴⁾, 孔食に大きく分類され, 孔食については, 冷水型孔食, II型孔食⁵⁾, さらにはマウンドレス型孔食⁶⁾に類別することができる。これらの孔食は使用水の水質の影響を大きく受けて発生, 進行するが, 冷水型孔食のみは, 水質以外に材料側にも大きな問題を有しているものとみなされる。すなわち, 銅管は抽伸油を使用

して引き抜き加工を行って製管するが, その調質のために実施される軟化処理によって, 管内面に残存する抽伸油が分解してカーボン皮膜が形成される⁷⁾。冷水型孔食に関しては, このカーボン皮膜の影響を大きく受けて腐食が発生するとされ, その閾値は使用環境によって異なる。日本国内で経験される銅管の冷水型孔食には, 建築用に遊離炭酸を多く含む地下水を使用した場合に発生するものと, 空調用に冷温水を通水する場合に発生するものがある。前者に関しては, 遊離炭酸が 15 mg/L 以上含む地下水において, 銅管内面のカーボン皮膜量が 5 mg/m^2 を超える場合に発生するとされ⁸⁾, この知見が広められるとともに, カーボン皮膜量を前値以下とする対策材を開発し, その適用によって一定の防食効果が得られている⁹⁾。一方, 後者に関しては, 前述の地下水使用時よりもカーボン皮膜量をさらに低値とすることが防食には有効となるため, 空調機器, ならびに設備保全の需要家に対して, 実験結果を踏まえてカーボン皮膜の影響を指摘するとともに, 機器使用環境下においても高耐食性が期待可能なまでにカーボン皮膜量を低減させた材料開発に努めている。

本報では冷温水空調システム用銅管に発生する冷水型孔食に関し, これまでの知見を基に使用環境別の腐食の

* 空気調和・衛生工学, 85-1 (2011) に主要部を掲載

** 研究開発センター 第四部

特徴をまとめるとともに、その対策について新たな実験結果を加えて詳説した。

2. 腐食事例

冷温水空調システムにおける銅管の孔食は、開放系蓄熱槽を使用した空調システムのエアハンドリングユニットやファンコイルユニットの熱交換器伝熱管に散見され、また、吸収式冷凍機やターボ冷凍機の伝熱管にも同様な孔食が経験されることもある。これらのシステムでは、機器や伝熱管を防食するために、防錆剤や各種薬品による水処理がなされることがあり、水処理の運用条件によって腐食の状況は異なる。以下に冷温水空調システムにおける銅管の孔食の特徴を、水処理有無に区別して示す。

2.1 水処理無の場合の孔食の特徴¹⁰⁾

水処理無の場合に経験される孔食は、長期にわたり安定して使用された熱交換器を機器の老朽化のために更新した後に、短期間の使用で発生する傾向が強い。その孔食は、伝熱管に使用された銅管の内面が緑青色スケールで覆われ、局所的に同色のマウンドが散見されてその下部で進行する。腐食生成物を分析すると、塩基性炭酸銅、亜酸化銅が同定され、塩基性硫酸銅が検出されることもある。また、銅管内面には黄土色の堆積物が観察されることが多く、これらは主配管である鋼管や亜鉛めっき鋼管からの腐食生成物（亜鉛とケイ素の化合物であるヘミモルファイト、鉄酸化物）と判断されている。水質的な特徴としては、補給水である上水と比較して pH が 8～9 と若干高く、M アルカリ度も 100～数 100ppm と高い。また、上述の腐食生成物が水中微粒子となって水中に浮遊するため蒸発残留物も非常に多くなる。一方、材料側の腐食要因として管内面のカーボン皮膜に着目し、実際に腐食が発生した施設にて通水試験を行うことで、水中微粒子の有無と孔食発生との関係を検証している。Fig. 1 にカーボン皮膜量を変えた銅管における 10 ヶ月供試材の内面および断面状況を、Fig. 2 に腐食深さの経時変化を示す。この結果によれば、孔食の進行に対する

カーボン皮膜量の影響は明確であり、カーボン皮膜量が 2 mg/m^2 を上回る場合には腐食の進行が顕著となることが確認された。水中微粒子の影響を調査した試験では、フィルターによって水中微粒子を除去することで腐食の進行が遅延される結果も得られ、水処理無の場合の水中微粒子、すなわち、主配管の腐食生成物の影響を指摘した (Fig. 3)。また、カーボン皮膜量に関しては、孔食が経験された別の空調システムにおいても通水試験を行い、腐食深さに及ぼすその影響を調査した。Fig. 4 に示すように、この通水試験においても、孔食の進行はカーボン皮膜量が高値となるほど顕著となった。

2.2 水処理有の場合の孔食の特徴^{11～13)}

各種薬品を用いた水処理は、冷温水空調システムの運用開始時から実施される場合と、主配管である鋼管や亜鉛めっき鋼管の腐食の発生に伴って実施される場合の 2 通りがあり、後者の場合が多いとされている。そして、孔食の発生はいずれの場合においても設備改修のために伝熱管を取替えた後に多く経験され、漏洩事故に至るまでの使用期間が非常に短期間であることが特徴である。水処理実施時に発生する孔食は緑青色の斑点状の腐食生成物の下部で進行する。腐食生成物是非晶質であり、亜鉛、カルシウムが顕著に検出される。水処理に使用される薬品は多岐にわたるようであるが、分散剤としてホスホン酸系化合物が、鉄防錆剤には硫酸亜鉛が使われることもあり、緑青色スケールから検出された元素はこれらの化合物に由来したものと推測している。これまでに、ホスホン酸系化合物が添加された冷却水における銅の孔食に及ぼす添加条件や水質の影響が研究され、ホスホン酸系防錆剤、硫酸亜鉛ならびにベンゾトリアゾールの三者共存下のみで孔食が発生すること、硫酸イオンの増量とともに、また、低 pH ほど発生傾向が増大すること、カルシウム硬度の増大により低 pH でも孔食が抑制されること等を明らかとした。一般に孔食発生傾向は、定電位電解法によって求めた孔食発生電位と自然電極電位の関係から予測できるが、低 pH 下にてベンゾトリアゾールを添加した場合には、孔食発生電位が著しく貴となる

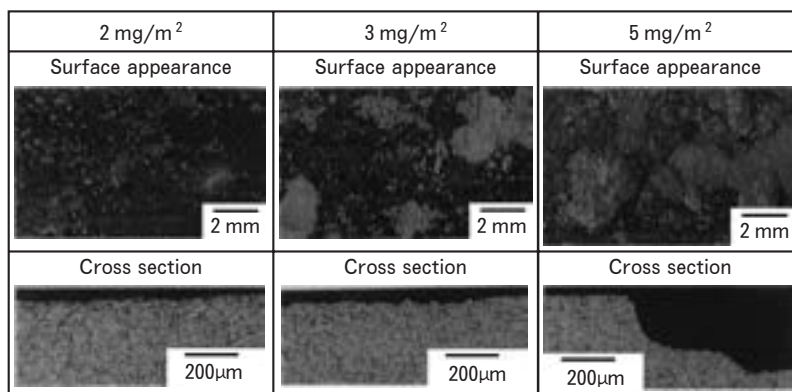


Fig. 1 Surface appearance and cross section of copper tubes tested for 10 months.

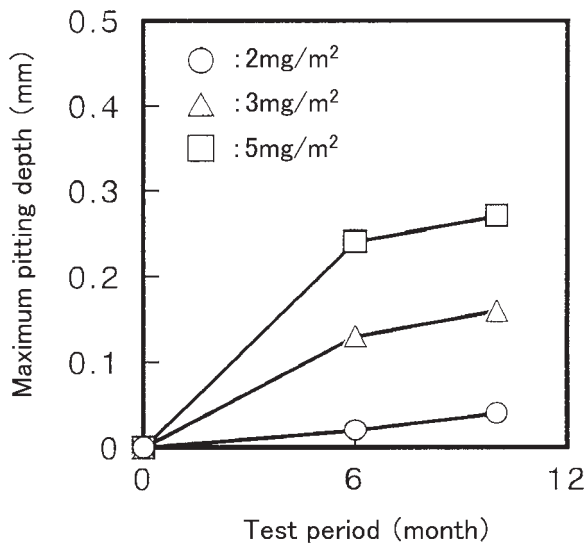


Fig. 2 Maximum pitting depth of copper tubes with various amount of carbon film.

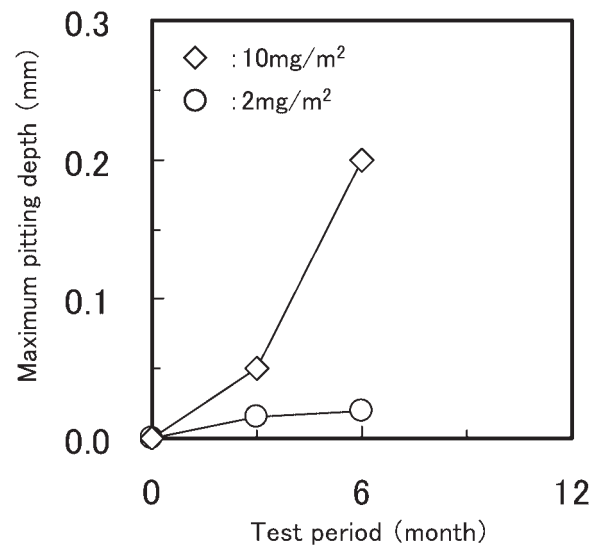


Fig. 4 Maximum pitting depth of copper tubes with various amount of carbon film.

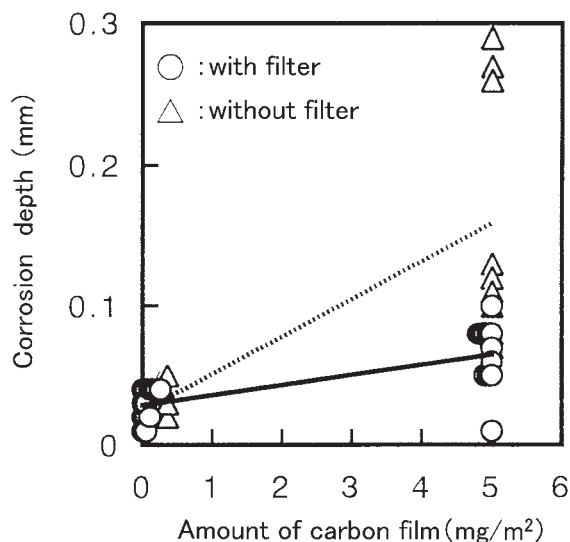


Fig. 3 Effect of removing fine particles in test water on the relationship between corrosion depth and amount of carbon film in copper tubes.

ことが明確化された。すなわち、低 pH 下ではベンゾトリアゾールの添加は安定な防食皮膜の生成に有効なことを示唆している。しかしながら、微小な欠陥の存在は避けがたく、防食皮膜が生成するがゆえに微小な欠陥部における孔食の進行が加速する可能性が危惧された。したがって、ベンゾトリアゾールのような防錆剤の使用に関しては、孔食の局在化に十分に注意する必要がある。一方、前述のごとく、水処理実施時の孔食の発生は、水処理を開始した直後に伝熱管を取替えることで多く経験されることから、長年にわたる使用で変質した使用水と各種薬品添加の影響だけでなく、伝熱管に用いた銅管のカーボン皮膜の影響を強く受けるものと考えている。このこ

とに関しては、後述のフィールド試験による検証結果によって示す。なお、水処理に用いられる薬品種は非常に多く、それらとカーボン皮膜との関係については今後の検討課題として詳細に調査する必要がある。

3. カーボン皮膜の影響と対策材の効果検証

冷温水空調システムの銅管に経験される孔食の材料側要因として、銅管内面のカーボン皮膜の影響が考えられた。カーボン皮膜は銅管を軟化処理する際に、管内の残油が変質、焼き付いて生成するとされている。冷温水空調システムに使用される熱交換器を製造する上で、軟質銅管が多く用いられることから、カーボン皮膜の影響は無視できない。実際に著者らが調査した熱交換器において、銅管内面のカーボン皮膜量が 10mg/m^2 を超えるような状況が多く経験されている。孔食と銅管内面のカーボン皮膜との因果関係に関しては、古くは欧州において研究がなされ、銅管内面にカーボン皮膜が存在する場合には水中への露出時間の経過とともに電位が異常に貴化して孔食が発生するとの報告¹⁴⁾があり、また、孔食発生に対するカーボン皮膜の影響としては、この皮膜が効果的なカソード面を提供するとするもの¹⁵⁾、孔食内部と外部を遮り孔食の発生および成長に好都合な“membrane”になるとするもの^{16, 17)}、あるいは、カーボン皮膜は電位が貴であるため銅の電位を貴にして孔食発生の臨界電位を越えさせるとするもの¹⁸⁾などが報告されている。著者らの調査でもカーボン皮膜量の増加とともに自然電極電位が貴となる傾向が得られており、この傾向を示した銅管において孔食発生を確認している。すなわち、孔食抑制についてはカーボン皮膜を除去することが有効であり、これまでの試験結果によれば、カーボン皮

膜量を 2 mg/m^2 以下とすることで電位の貴化が抑制されて良好な耐食性が得られることを確認している。

これらの観点から、特殊な酸洗浄¹⁹⁾あるいは熱処理条件の工夫によってカーボン皮膜量を 2 mg/m^2 以下とした耐食性銅管を開発し、その性能を、熱交換器銅管に冷水型孔食による漏洩が生じた実機冷温水空調システムにおけるフィールド試験によって検証した。以下に、その試験結果を実施例として4例示す。

(1) 実施例 1¹⁰⁾

<漏洩状況>

設備竣工後7年目に冷温水空調システムの熱交換器を取替えたところ、熱交換器銅管に漏洩事故が頻発。

<試験条件>

- 水処理：無
- 配管：実機空調器のバイパス配管
- 試験水：開放型蓄熱槽式冷温水
- 水温： 35°C
- 流速： 0.1 m/s
- 試験期間：4 ヶ月

<試験結果>

耐食性銅管の自然電極電位は一般銅管（カーボン皮膜量 $\geq 5 \text{ mg/m}^2$ ）のそれより卑であり¹⁰⁾、孔食発生が完全に防止された（Fig. 5）。

(2) 実施例 2

<漏洩状況>

設備竣工以来30年間にわたり問題なく使用されていたが、設備老朽化のために熱交換器を取替えたところ、短期間の稼働で熱交換器銅管に漏洩事故発生。

<試験条件>

- 水処理：有
- 配管：実機空調器のバイパス配管
- 試験水：開放型蓄熱槽式冷温水
- 水温： 7°C

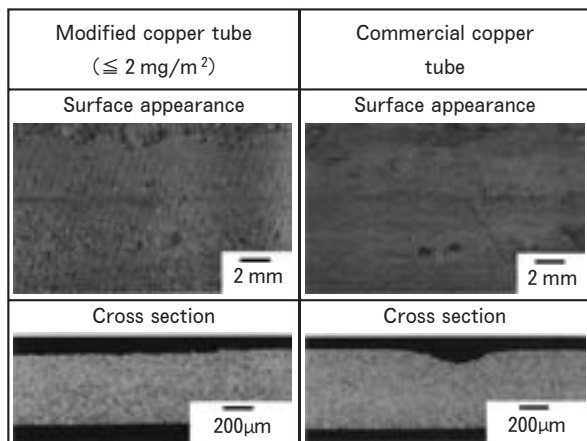


Fig. 5 Surface appearance and cross section of copper tubes tested in case 1.

- 流速： 0.1 m/s
- 試験期間：2 ヶ月

<試験結果>

一般銅管では試験開始2ヵ月後には漏洩に至ったものの、耐食性銅管では腐食は認められず、良好な耐食性が確認された（Fig. 6）。

(3) 実施例 3

<漏洩状況>

設備竣工後22年経過した時点で熱交換器銅管に孔食による漏洩事故が生じたことから熱交換器が取替えられたが、2年の使用にて漏洩事故再発。

<試験条件>

- 水処理：有
- 配管：実機空調器のバイパス配管
- 試験水：開放型蓄熱槽式冷温水
- 水温：未確認
- 流速： 0.1 m/s
- 試験期間：12 ヶ月

<試験結果>

自然電極電位は耐食性銅管の方が一般銅管より卑で推移した（Fig. 7）。一般銅管では顕著な孔食が発生したが、耐食性銅管では良好な耐食性が確認された（Fig. 8）。

(4) 実施例 4

<漏洩状況>

設備竣工後10年以上にわたり問題なく使用されていたが、投入薬品種を変更後、2年の使用において熱交換器銅管に漏洩事故発生。

<試験条件>

- 水処理：有
- 配管：実機空調器のバイパス配管
- 試験水：吸収式冷凍機冷却水
- 水温：室温

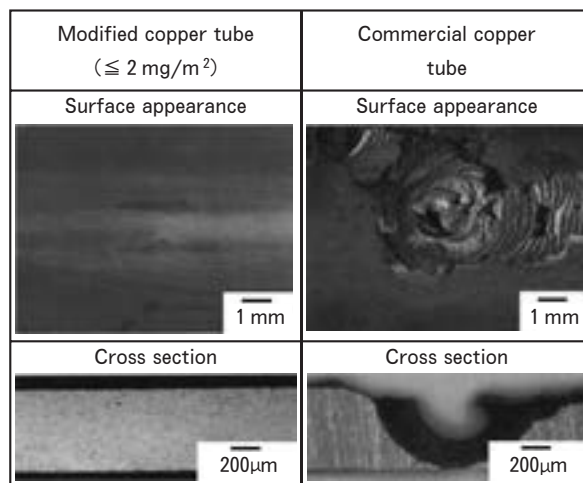


Fig. 6 Surface appearance and cross section of copper tubes tested in case 2.

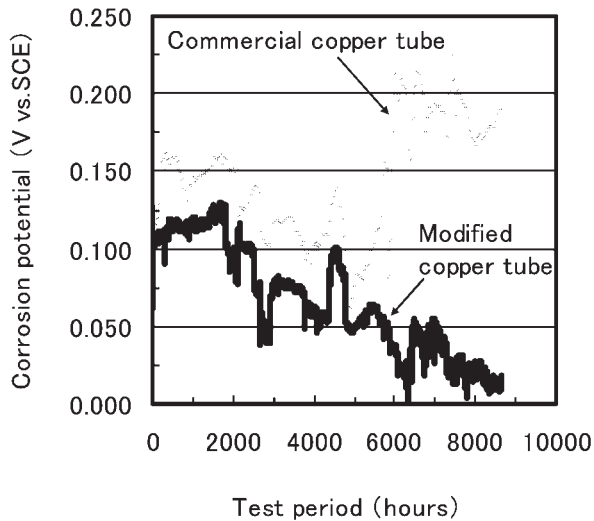


Fig. 7 Changes of corrosion potential of both copper tubes tested in case 3.

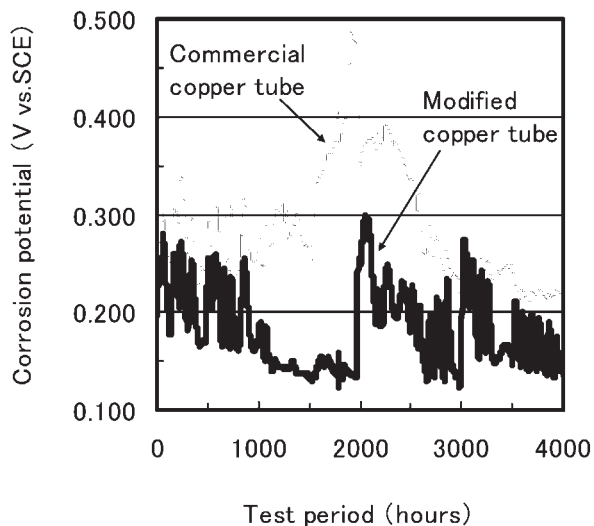


Fig. 9 Changes of corrosion potential of both copper tubes tested in case 4.

- ・流速：0.1m/s
- ・試験期間：3 ヶ月

<試験結果>

耐食性銅管の自然電極電位は一般銅管のそれより卑で推移した (Fig. 9)。耐食性銅管には孔食は発生せず、良好な耐食性が確認された (Fig. 10)。

以上の結果から、銅管内面のカーボン皮膜は冷温水空調システムでの水処理有無に関係なく、内表面の電位を貴化させて孔食を誘発させる作用が示唆された。同空調システム用銅管の孔食発生を防止するには、カーボン皮膜量を 2 mg/m^2 以下まで低減させた耐食性銅管の適用が有効である。そして、カーボン皮膜量を工業的に安定して低値とする製造技術の確立を進め、その見通しが得られている。

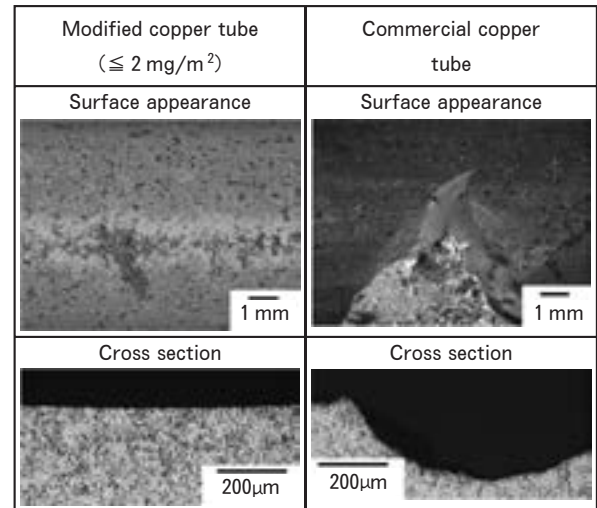


Fig. 8 Surface appearance and cross section of copper tubes tested in case 3.

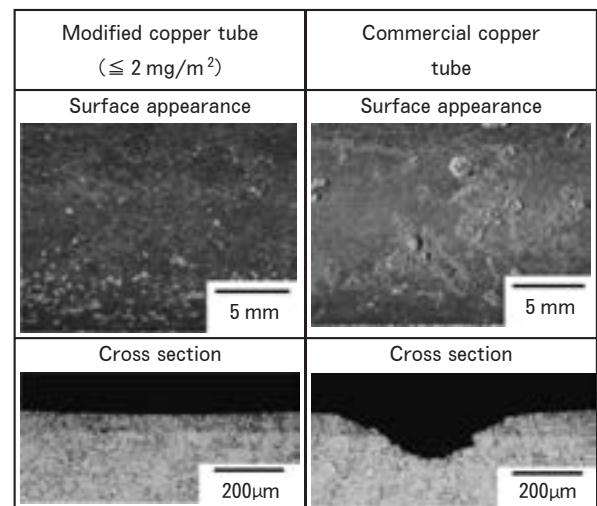


Fig. 10 Surface appearance and cross section of copper tubes tested in case 4.

4. おわりに

冷温水空調システム用伝熱管に使用される銅管では使用環境と材料の影響で腐食が発生する場合があります。材料側の要因としては管内表面のカーボン皮膜の影響が強く、その付着量を 2 mg/m^2 以下とすることで腐食抑制が達成できる。

吸収式冷凍機も含め、冷温水空調システムの安定運用の観点から、カーボン皮膜量を工業的に安定して 2 mg/m^2 以下とした安価な対策材の早期実用化が望まれる。

参 考 文 献

- 1) 笹原武志, 菊野理津子, 山田 豊: 用水と廃水, **49** (2007), 132.
- 2) 小澤智子: 第 59 回全国水道研究発表大会講演集, 8-37 (2008).
- 3) 山田 豊, 伊藤順一, 渥美哲郎, 永田公二: 伸銅技術研究会誌, **34** (1995), 107.
- 4) 山田 豊, 河野浩三, 渥美哲郎: 伸銅技術研究会誌, **36** (1997), 154.
- 5) 浜元隆夫, 熊谷正樹, 河野浩三, 山内重徳: 本紙, **28** (1987), 70.
- 6) 鈴木 忍, 金森康二, 河野浩三: 銅と銅合金, **50** (2011), 151.
- 7) 渥美哲郎, 森田浩之, 三好静夫: 本誌, **46** (2005), 6.
- 8) 山田 豊, 河野浩三, 鈴木 忍, 渥美哲郎: 材料と環境, **48** (1999), 647.
- 9) 渥美哲郎, 今井正也, 松下 彰: 日本国特許 第 2701120 号.
- 10) 山田 豊, 森 明久, 畑中隆一, 渥美哲郎, 中尾信之: 材料と環境, **47** (1998), 723.
- 11) 浜元隆夫, 渥美哲郎, 河野浩三: 伸銅技術研究会誌, **29** (119), 101.
- 12) 山田 豊, 世利修美, 田頭孝介, 永田公二: 材料と環境, **42** (1993), 558.
- 13) 永田公二, 河野浩三: 本誌, **35** (1994), 28.
- 14) F. J. Cornwell, G. Wildsmith & P. T. Gilbert: ASTM TP-576, ASTM, **155** (1976).
- 15) H. S. Campbell: J. Inst. Metals, **77** (1950), 345.
- 16) V. F. Lucey: Brit. Corros. J., **2** (1967), 175.
- 17) V. F. Lucey: Brit. Corros. J., **7** (1972), 36.
- 18) M. Pourbaix: Corrosion, **25** (1969), 267.
- 19) 鈴木 忍: 日本国特許 第 5072059 号.

当社の CAE の取り組み

鳥飼 岳* 高橋 昌也**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 53 No. 1 (2012), pp. 105-109

Effort of CAE in Sumitomo Light Metal

Gaku Torikai and Masaya Takahashi

Recently, in accordance with the progress of digital engineering, computer simulation is expected to expand and become a key technology. Shortening of a product development period, improvements in the performance and quality of a product and production cost reduction are achieved. However the quality problem is increasing as the number of CAE users increases without the basic knowledge of CAE. In this paper, effort of CAE in Sumitomo Light Metal is introduced in order to avoid this problem.

1. はじめに

製造業において、製品の設計・製造に必要な工学現象をシミュレートする CAE (Computer Aided Engineering) は、仮想設計・仮想試作のキーテクノロジーとして、さらなる拡大・発展が期待されている。また、近年、高性能のコンピュータが安価になり、なおかつ CAD ソフトウェアの操作も簡便になったことから、CAE の普及が加速している。顧客ニーズが絶え間なく変化する現代において、CAE を用いることで、製品開発期間の短縮、性能・品質の向上および生産コスト低減を達成した事例が多数見られる。しかしながら、CAE の普及に伴う弊害も顕在化してきている。汎用の CAE ソフトウェアを用いれば、CAE に関する知識や、対象となる工学現象に関する知識がなくても、何かしらの計算結果を導くことができるが、その計算結果は正しいとは限らない。この問題を解決するには、CAE 技術者の知識を向上させることと、CAE 結果を検証する体制が必要である。

当社では、一般社団法人日本機械学会が実施する計算力学技術者認定試験を活用することで、CAE 技術者の工学的知識を深めている。また、計算力学技術者がモデル化や計算条件及び計算結果を検証することで、計算ミスの根絶に努めている。

本報では、CAE を通した技術者育成に関する当社の取り組みと CAE を用いて開発した製品の事例を紹介する。

2. CAE を通した技術者育成

2.1 工学知識の習得

信頼性の低い CAE 結果を基に製品を設計・製造すると、必要なスペックを得られず、設計・試作をやり直す場合がある。このような損失を回避するためにも、CAE 技術者の技術力を向上させて計算結果の信頼性を確保することは重要である。

CAE 結果を出すだけであれば、CAE ソフトウェアのオペレーションを覚えれば良い。ところが、CAE を用いて、設計、あるいは、製造問題を検討するには、Fig. 1 に示すような様々な知識が必要になる。これらの知識が不足している場合には、工学現象のメカニズムを把握できず、誤った考察を基に設計・開発を進めることになる。逆に、工学現象を適切にモデル化し、正しい計算条件を入力し、得られた計算結果を正しく検証できるならば、CAE は非常に有用な道具になる。当社の CAE 技術者は、大学等で CAE の専門教育を受けてはいないが、社内勉強会や社外講習会を受講し、さらには自学自習することで、Fig. 1 に示す知識を学んでいる。

当社では 2006 年度より CAE を使う研究者が計算力学技術者認定試験を受験し、現在では、固体力学分野で 10 名 (1 級: 4 名, 2 級: 6 名)、熱流体力学分野で 3 名 (1 級: 3 名) が計算力学技術者として認定されている。

* 研究開発センター 第三部, 計算力学技術者 1 級 (固体・熱流体)

** 研究開発センター 第三部, 博士 (工学), 計算力学技術者 1 級 (固体)

2.2 CAE 結果の検証

ASME V & V¹⁾によれば、Fig. 2 に示すようなフローチャートに従って CAE の計算条件および計算結果を検証すべきと言われている。ここで、Verification は数式化された物理モデルが数値的に正確に解かれているかを「数学的な視点から検証」することであり、Validation は物理モデルが現実の現象を表現できているかを物理的(実験的)な視点から「妥当性を確認」することである。当社では、Fig. 2 に示すような注意点に留意し、有資格者が計算条件および得られた計算結果について検証している。

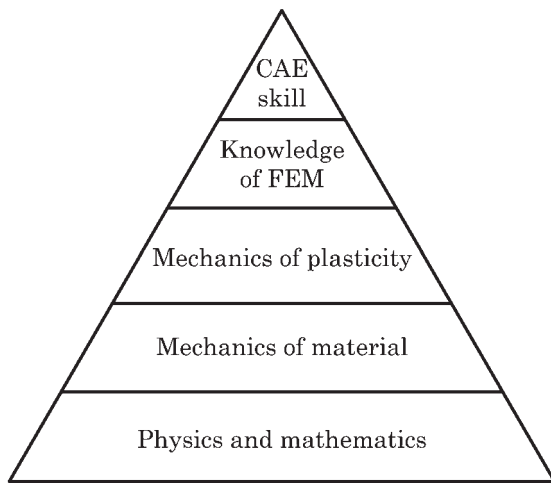


Fig. 1 Knowledge required for CAE regarding solid mechanics.

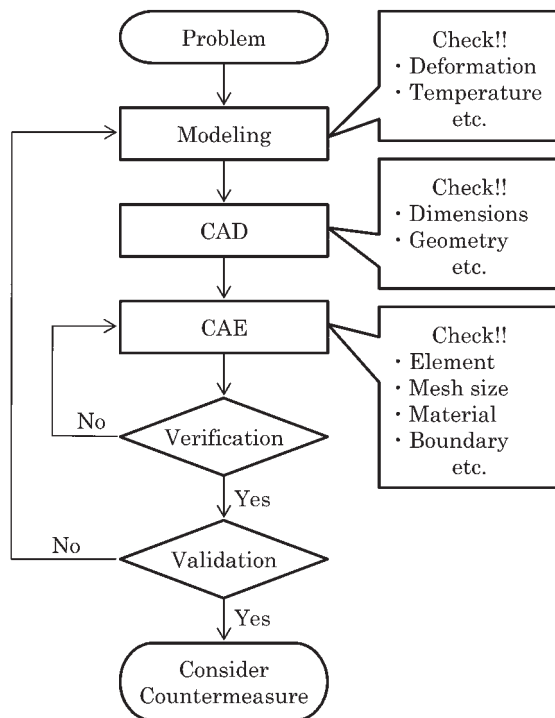


Fig. 2 Flow chart of CAE.

2.2.1 Verification の事例

弾塑性力学の基礎知識について社員教育する際、代表的な CAE 手法の一つである FEM (Finite Element Method, 有限要素法) を用いた演習を行い、前述の Verification の重要性を認識させている。たとえば、Fig. 3 に示すようなはりのたわみについて、材料力学から導かれる理論値と CAE による計算値を比較させる。はりの長さ $l = 100\text{mm}$ 、断面形状を幅 3mm 、高さ 2mm の矩形 (断面 2 次モーメント $I = 2\text{mm}^4$) とし、材質をアルミニウム (ヤング率 $E = 70000\text{MPa}$)、はり中央に集中荷重 P が 1N 作用した場合、はりのたわみ δ の理論値は式 (1) になる。

$$\delta = \frac{Pl^3}{48EI} = 0.1488(\text{mm}) \quad (1)$$

理論値は一意的に決まるのに対し、CAE による計算結果は、同じ CAE ソフトウェアを使っているにも拘らず人によって結果が異なる。たとえば、CAE による計算値は、Fig. 4 に示すように、メッシュの種類やサイズによって、その値が大きく変化する。

はりのたわみでは、外表面が引張、内表面が圧縮とな

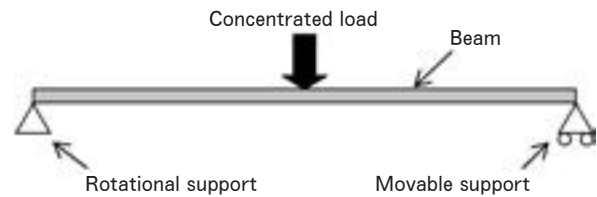


Fig. 3 Bending of beam model.

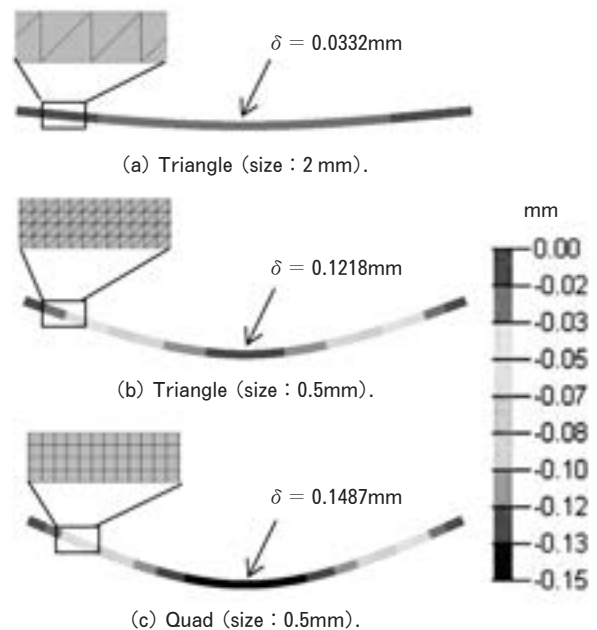


Fig. 4 Vertical displacement and deformed shape (100 magnification).

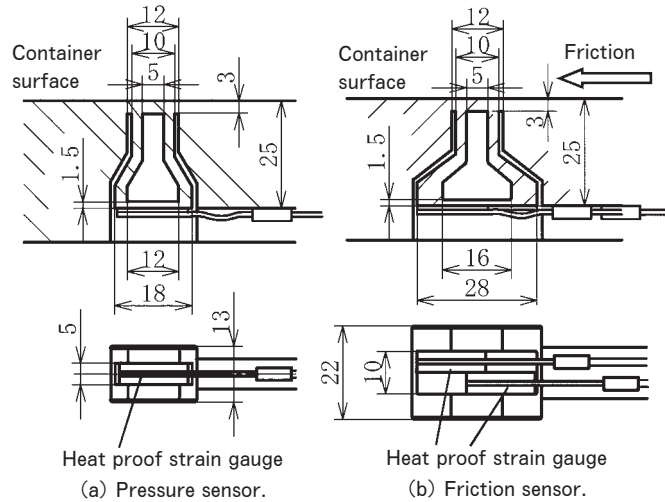


Fig. 5 Structure of a pressure and friction sensor.

り、厚さ方向に応力勾配を持つため、厚さ方向にメッシュを作成する必要がある。また、三角形要素の自由度は低いため、はりの剛性が高めに評価される。このような教育を通して、正しくCAE結果を導くための材料力学及びFEMの知識の重要性と、CAE結果を鵜呑みにすることの危険性を学ぶ機会を設けている。

2.2.2 Validationの事例

押し出し加工における条件の最適化をはかるため、解析モデルを構築する必要があった。しかしながら、最も重要な境界条件であるビレットとコンテナ間の摩擦条件が不明であった。押し出し加工後のコンテナ壁面に付着しているビレット表層部の様子や、押し出し加工中のコンテナ面に加わる圧力の概算値から、ビレットとコンテナ間との摩擦状態は完全固着状態であることが推察されたが確証はない。そこで、Fig. 5に示すような圧力センサ及び摩擦センサを作製し、押し出し中における圧力と摩擦力を計測した²⁾。また、CAEを用いて、押し出し中における圧力と摩擦力を計算した。Fig. 6に押し出しのFEMモデルを示す。ビレットとコンテナの摩擦条件を完全固着条件とすることで、Fig. 7に示すように、コンテナ面の各位置における圧力変化は実験と解析でよく一致した。このようにValidationされたCAEモデルを用いて、Fig. 8やFig. 9に示すように、押し出しの温度シミュレーション³⁾や表層流れのシミュレーション⁴⁾を実施することができた。さらに、これらの押し出し温度や表層流れのCAE結果を実験で確認すること⁵⁾も行っている。設計、CAD、CAE、実験すべてを担当することで、総合的な技術力が向上すると考えている。

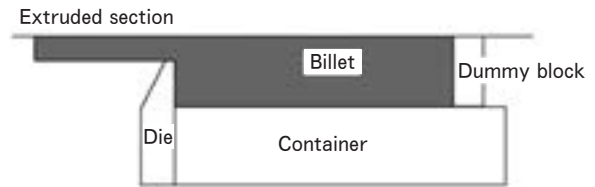
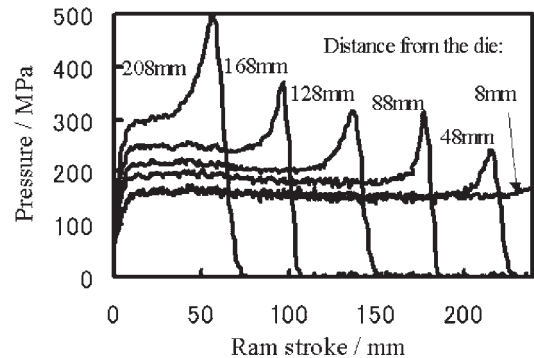
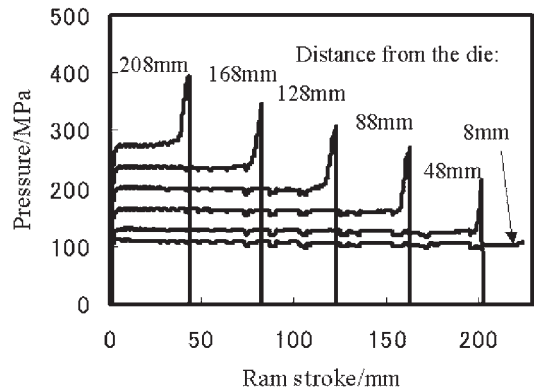


Fig. 6 Extrusion model used for FEM analysis.



(a) Pressure output at each position with stroke measured by pressure sensors.



(b) Pressure output at each position with stroke analyzed by FEM.

Fig. 7 Pressure increase at the corner of the dummy block.

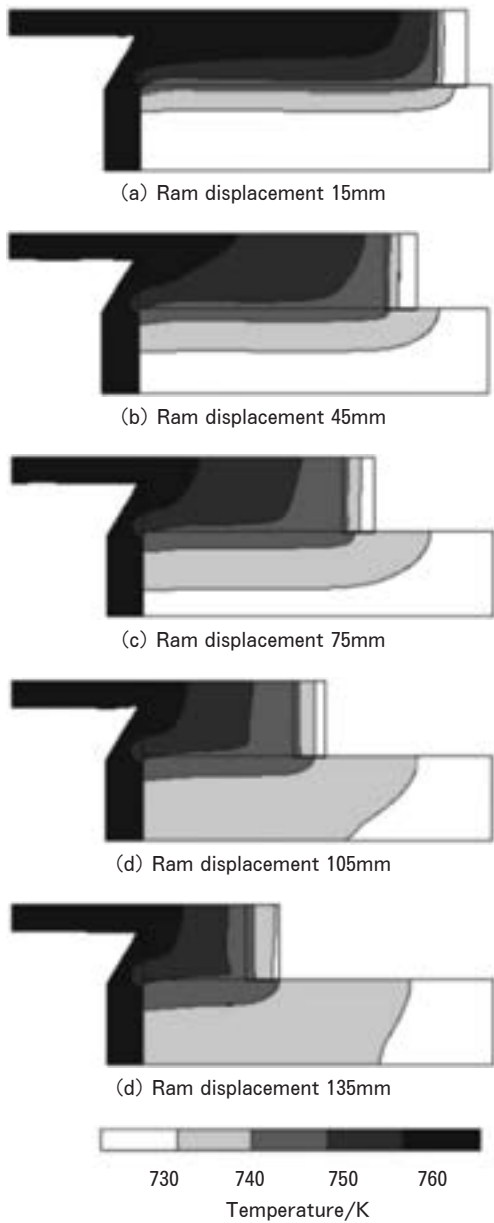


Fig. 8 Temperature distribution calculated by FEM.

3. CAE を用いて開発した製品の事例

CAE を用いて設計した製品の事例を Fig. 10 に示す⁶⁾。この製品は、板材に凹凸模様を効果的につけることによって、等方的に曲げ剛性を高めた板材である。本製品は SMART SHEET[®] という名称で商標登録している。たとえば、板厚 0.3mm の平板に深さ 2 mm の卍型の凹凸模様を付与することで、等方的に 8 倍程度に曲げ剛性を高めることが可能となり、曲げ剛性支配の部品ならば、板厚を半減することができる。Fig. 11 に示すように、3 点曲げによる評価で平板に比べて非常に高い剛性を確認した。曲げ剛性を高める板としては、波板形状や多角形のエンボス形状が従来から使用されているが、波板の曲げ剛性の異方性は極めて大きく、またエンボス板の曲げ

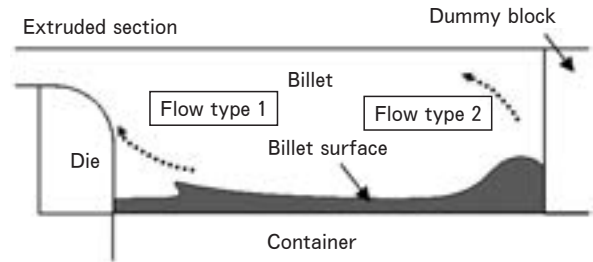


Fig. 9 Surface flow distribution calculated by FEM.

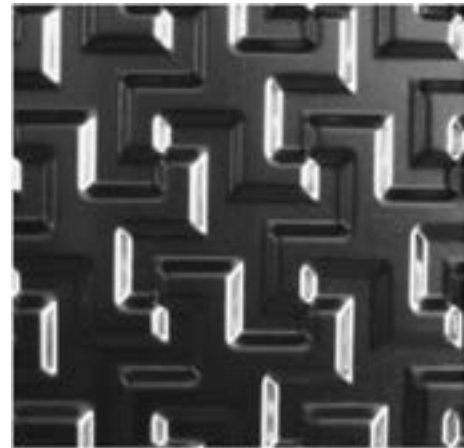


Fig. 10 Schematic of SMART sheet.

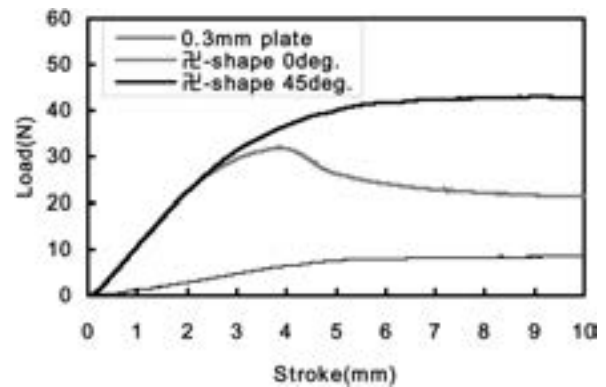


Fig. 11 Load-Stroke diagram of three point flexural test.

剛性の向上率は 2 から 3 倍程度であった。本事例は、実験だけでは最適化が困難であるが、CAE を用いて効率よく設計を行った良い例である。

さらに、この SMART SHEET を技術者の育成にも活用している。曲げ特性⁷⁾や面内圧縮特性⁸⁾及び振動特性⁹⁾などの基礎特性を調査することで、技術力の向上を試みている。また、SMART SHEET を用いた具体的な製品開発^{10,11)}にも取り組んでいる。

4. お わ り に

当社の CAE に関する取り組みについて紹介するとともに、技術者育成について述べた。計算力学技術者認定試験を活用することで、工学全般の基礎知識が身につく、技術者としてのレベルが向上する。また、有資格者が計算条件および得られた計算結果について検証することで、計算ミスの根絶に努めている。ASME V & V を参照に、数学的な視点と物理的（実験的）な視点から計算結果を検証しており、当社の CAE 技術者は、CAE だけではなく、自らが実験も行うところに強みがある。

今後は CAE を用いた製品開発の分野が広がっていくことに期待している。

参 考 文 献

- 1) 「Guide for Verification and Validation in Computational Solid Mechanics」
<<http://cstools.asme.org/csconnect/pdf/CommitteeFiles/24816.pdf>> (2012/08/13 アクセス)
- 2) 米山 猛, 高橋昌也: 塑性と加工, **47** (2006), 527.
- 3) 高橋昌也, 米山 猛: 本誌, **46** (2005), 31.
- 4) 柴田 聡, 高橋昌也: 第 61 回塑性加工連合講演会講演論文集, (2010), 151.
- 5) 鳥飼 岳, 高橋昌也: 第 58 回塑性加工連合講演会講演論文集, (2007), 159.
- 6) 高橋昌也: 本誌, **52** (2011), 51.
- 7) 松田公一, 高橋昌也: 日本機械学会 2012 年度年次大会講演論文集, J041023, (2012)
- 8) 深田紗代, 松田公一, 高橋昌也: 日本機械学会 2012 年度年次大会講演論文集, J041021, (2012)
- 9) 橋本一真, 高橋昌也: 日本機械学会 2012 年度年次大会講演論文集, G100052, (2012)
- 10) 高橋昌也, 松田公一, 橋本一真: 日本機械学会 2012 年度年次大会講演論文集, J041022, (2012)
- 11) 中西英貴, 松田公一, 高橋昌也: 日本機械学会 2012 年度年次大会講演論文集, J041031, (2012)

高反射・高放熱性プレコートアルミニウム板

初野 圭一郎* 竹田 委千央*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 53 No. 1 (2012), pp. 110-114

High Reflection and High Heat Radiation
Pre-coated Aluminum Alloy Sheet

Keiichiro Hatsuno and Ichio Takeda

The incandescent lamp and fluorescent lamp are currently being replaced by the LED lamp for energy savings. The required electricity of the LED lamp is 1 / 5 that of the other 2 lamps. The LED lamp lifetime is about 40,000 hours. It is 40 times of the incandescent lamp lifetime. On the other hand, the LED element is vulnerable to heat. In a high temperature environment, the LED element cannot achieve a specific light flux and normal lifetime. Therefore, it is necessary to radiate the heat away from the LED lamp housing. It is important that the emissivity of the housing surface is increased by coating. In addition, reflected rays at the housing surface increase the light fluxes. We have successfully developed high reflectance, high emissivity and superior formability pre-coated aluminum alloy sheet.

1. 緒 言

近年、省エネルギーの観点から、白熱電球や蛍光灯に代わり、LED照明への転換が進められている。LED照明の長所は、白熱電球に比べ消費電力が約5分の1、寿命は約40倍の約4万時間と言われている。また、従来の蛍光灯は微量ながら紫外線を放出するが、LEDは赤外線および紫外線の放射がほとんど無いため、照射対象の温度上昇や紫外線による劣化を抑制できる。一方で、LED素子は熱に弱いため、高温に曝されると所定の光束や寿命が得られない。そこで、LED照明の筐体等から効率よく放熱させるために筐体の放射率を向上させることが重要である^{1,2)}。

また、従来の反射部材には、高反射のフィルムやアルミニウム板にフィルムを貼り付けたものが使用されたり、未塗装のアルミニウム合金板をプレス成形し、成形後に塗装する方法が取られていた。これらの方法は、複雑な製造プロセスが必要となり、製造コストが高くなる。そのため、製造コストが低く、高い反射特性を有する材料の開発が望まれている。また、筐体形状の小型化、薄型化および複雑化が進行しており、従来のプレコートアルミニウム合金板に比較し、より高い成形性が要求されるようになった³⁾。本報では、高い放射率および反射率が

得られ、成形性に優れたプレコートアルミニウム合金板を開発したので、その内容について紹介する。

2. 高反射・高放熱性プレコート材の
開発コンセプト

高反射・高放熱性プレコート材を用いたLED照明の模式図をFig. 1に示す。LED照明では、LEDから発する光の有効利用と、LED素子や基板から発生する熱を熱伝導により拡散し、筐体から輻射により放熱することが重要である。そのため、アルミニウム素材としては熱伝導性が良好なA1050系やA8021系を用いる。また、塗料としては反射率および放射率に優れた顔料を選択することが重要である。塗膜の構成をFig. 2に示す。白色顔料としては、酸化チタン(TiO₂)や酸化亜鉛(ZnO)などが上げられる。TiO₂とZnOの光学的性質をTable 1に示す⁴⁾。TiO₂とZnOを比較すると、TiO₂の屈折率は2.52~2.71とZnOの2.0に比較し、1.2~1.3倍程度大きく、隠ぺい力は150~270cm²/gとZnOの35~45cm²/gに比較し、5倍程度大きい。TiO₂が白色顔料として良好な光学的性質を持つことがわかる。

Planckの法則から求められる黒体の分光放射輝度スペクトルと実験的に求めたTiO₂の分光放射輝度スペクトルをFig. 3に示す。この結果から、TiO₂の分光放射

* 研究開発センター 第三部

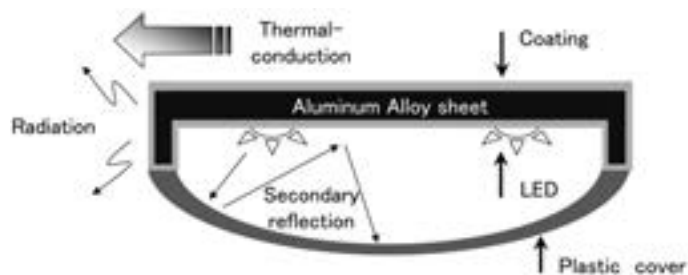


Fig. 1 Schematic model of LED illumination lamp by using pre-coated aluminum alloy sheet.

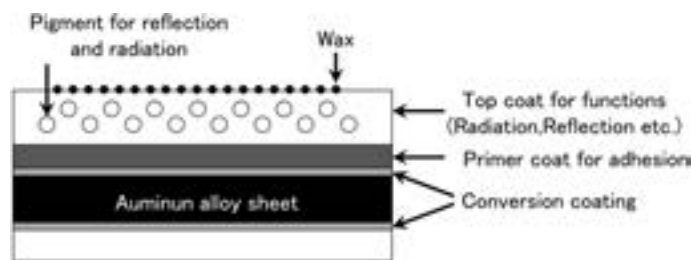


Fig. 2 Schematic cross-section of pre-coated aluminum alloy sheet.

Table 1 Optical properties of TiO₂ and ZnO.

	TiO ₂	ZnO
Refraction index	2.5 (Rutile) 2.7 (Anatase)	2.0
Opacifying properties (cm ² /g)	250~270 (Rutile) 150~170 (Anatase)	35~45
Tinctorial power	1700 (Rutile) 1300 (Anatase)	230

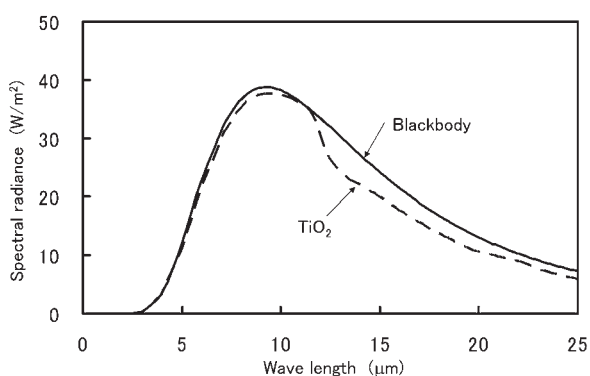


Fig. 3 Spectral radiance blackbody and TiO₂.

輝度スペクトルと黒体の放射強度スペクトルに近い値を示すことがわかる。このことから、TiO₂は高い熱放射特性を有することが推測される。このように、良好な光学的、熱的性質を有するTiO₂を顔料として選定し、塗料を開発することとした。

3. 高反射・高放熱性プレコート材の特徴

3.1 反射率

反射顔料に要求される光学的性質は白色度が高いことおよび隠蔽力が高いことであり、照射光の可視光範囲である380~780nmの波長を均等かつ全量反射することが理想である。白色塗料の場合、被塗物の色を完全に隠蔽した塗膜の反射率を指し、Kubelka-Munk理論(K-M理論)の膜厚が無限大の反射率Rをいう。反射率Rは顔料の持つ光散乱係数(S)と、顔料・展色材の光吸収係数(K)によって決定される。Kubelka-Munkの式を(1)に示す。

$$K/S = (1-R)^2 / 2R \quad (1)$$

$$(0 \leq R \leq 1)$$

この式から反射率Rが大きくなると、K/Sの値が小さくなる。このことから、光散乱係数を増大させること、光吸収係数を低下させることが反射率向上には有効であることが判る。次に、光の散乱および吸収への影響因子をTable 2に示す⁵⁾。光の吸収を避けるためには、顔料の汚染を極力少なくし、ベース樹脂中の不純物を低減させることが重要である。本塗料系では、ベース樹脂の透過率とワックスの添加が光の吸収に影響すると考えられる。

顔料濃度と反射率の関係をFig. 4に示す。顔料が添加されていない場合は、反射率が71%であるが、TiO₂を5 vol%添加した塗料を塗布すると反射率が67%程度に低下した。顔料が添加されていない場合の反射率は、

アルミニウム合金板表面での反射と塗料による吸収のみで構成されている。TiO₂がわずかに添加された状態では、アルミニウム合金板の表面がTiO₂で隠ぺいされ表面からの反射が減少する。さらに、TiO₂の添加量が少ないため、TiO₂の光の散乱が十分に得られず、反射率が低下したと考えられる。さらにTiO₂を添加すると反射率は急速に増加し、添加量が30vol%程度に達すると反射率は約92%と極大値を示す。さらに、TiO₂の添加量が増加すると、反射率は90%程度まで減少した。TiO₂のように光の波長より小さい粒子の光散乱は、粒子の外側に光散乱を起こす領域、すなわち、光散乱体積(Scattering volume)が存在する。Fig. 5に示すように、粒子間距離が十分に大きい場合には、隣接する粒子の光散乱体積に影響されることなく、Mie理論で説明できる顔料本来の光散乱を発揮するが、粒子間距離が小さい場合には、粒子の光散乱体積が圧縮され、顔料の光散乱効率が低下するため反射率が低下すると考えられる⁵⁾。本塗料系では、TiO₂の濃度を20~30vol%に調

整することで良好な反射率が得られることがわかる。

塗膜厚と反射率の関係をFig. 6に示す。膜厚の増加に伴い、反射率が向上するが、膜厚が90μm以上では、反射率の増加が小さくなる。TiO₂単体の反射率は、波長500nmで95~96%である⁶⁾。Resin Aを用いた塗料系では、ほぼTiO₂単体での反射率に近い値を示しており、被塗物の色を完全に隠蔽した状態と考えられる。Resin AとResin BではTiO₂の添加量は同一であるが、反射率に差が見られた。このことから、Resin BはResin Aに比較し、光の吸収因子が多い、すなわち、塗膜の透過率が低いと考えられた。

このように、顔料の添加濃度および塗膜の透過率を最適化することで、塗膜厚が30μmで、550nmにおける反射率が90%以上を有するプレコート材の開発に成功した。

3.2 放熱性

物体からの輻射放熱を考える上では、Planckの法則(黒体からの熱放射)が重要であり、Planckの法則からWienの変位側とStefan-Boltzmannの法則が導かれた。Stefan-Boltzmannの式を(2)に示す。Stefan-

Table 2 Influence factor of scattering and absorption.

Scattering factor	Absorption factor
Refraction index of pigment	Oxygen defects in the crystal
Particle size of pigment	Inpurity of internalcrystalline
Purity of pigment	Contamination of pigment
Concentration of pigment	Concentration of pigment
Uniformity of pigment in coating film	Nonuniformity of pigment in coating film
	Contamination of the film
	Transmittance of the film

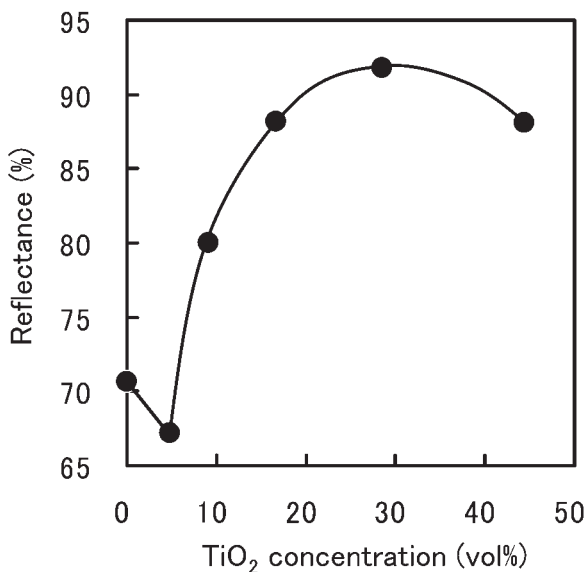


Fig. 4 Relationship between TiO₂ concentration and reflectance.

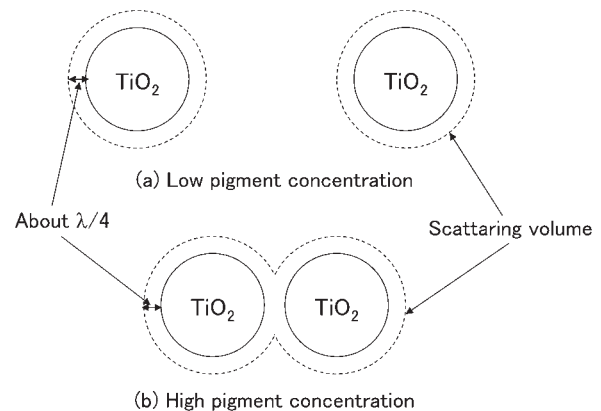


Fig. 5 Schematic illustration of TiO₂ scattering volume.

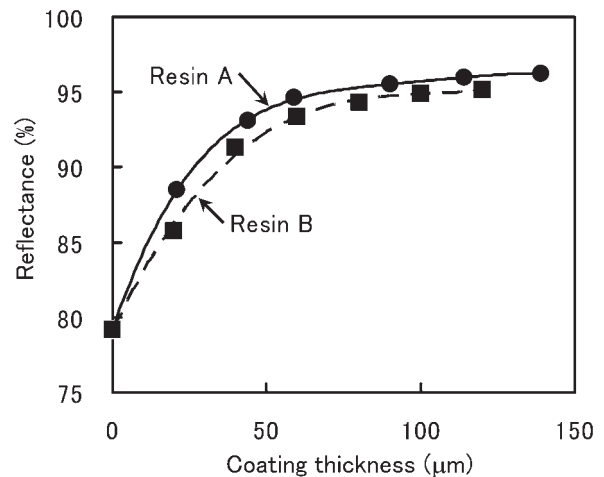


Fig. 6 Relationship between coating thickness and reflectance.

Boltzmann の法則では、単位面積あたりの全放射エネルギー E_b は絶対温度 T の 4 乗に比例することが示されており、また、放射率 ε を用いることで完全黒体ではない灰色体からの放射エネルギーを求めることができる。

$$E_b = \varepsilon \delta T^4 \quad (2)$$

Stefan-Boltzmann 定数 (δ) $5.67 \times 10^{-8} \text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$
放射率 (ε) $0 < \varepsilon < 1$

TiO_2 を 20vol% を添加した塗料を塗布した塗装板の分光放射スペクトルを Fig. 7 に示す。 TiO_2 を 20vol% 添加した塗料を塗布した塗装板と、 TiO_2 未添加の塗料を塗布した塗装板の分光放射スペクトルを比較すると、波長 3 ~ 6 μm の範囲と 10 μm 以上の範囲で放射率の増加が見られた。 TiO_2 の添加量を 0, 5, 10 および 20vol% と変化させた場合の放射率の変化を Fig. 8 に示す。なお、放射率は波長 2.5 ~ 25 μm での放射率の平均値を用いた。 TiO_2 を 5 vol% 添加すると放射率が 53.3% から 81.0% まで増加するが、それ以上添加しても放射率の増加は見られなかった。このことから、10vol% 以上 TiO_2 添加しても放熱性への影響は小さいと考えられ

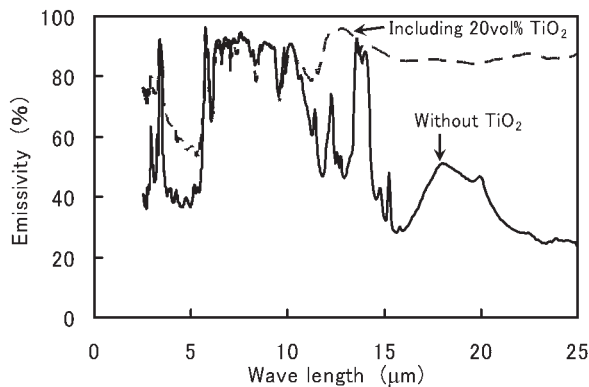


Fig. 7 Influence of spectral emissivity on addition to TiO_2 .

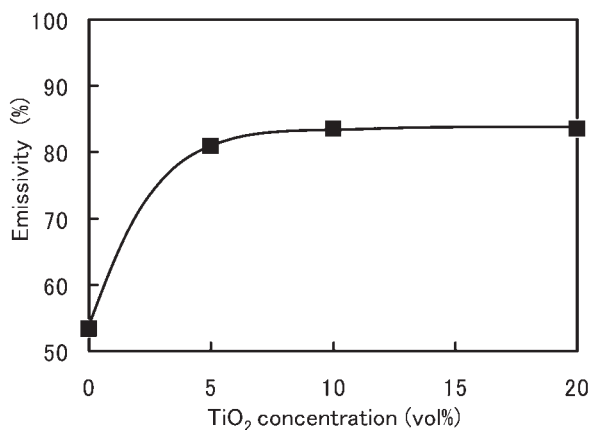


Fig. 8 Relationship between TiO_2 concentration and emissivity.

た。放熱性測定装置の模式図を Fig. 9 に示す。出力を 7.5W に制御した直流電源にヒーターを接続し、その上に塗装板を張り付け、遮風のためにアクリルケース中に設置した。各部の温度が平衡に達するまで 30 分間加熱し、表面温度を測定した。測定値はヒーター中央部の温度を代表値として用いた。塗装板の表面温度測定結果を Fig. 10 に示す。塗装板の放射率の増加に伴い、表面温度がほぼ直線的に低下した。 TiO_2 の添加量が 10vol% と 20vol% で表面温度に大きな差は見られなかった。この結果は、放射率の測定結果とよく一致した。

4. 結 言

各種実験の結果から、 TiO_2 の添加量が 20 ~ 30vol% の範囲で反射率と放熱性を満足することを見出し、高い反射率および放熱特性を有するプレコート材の開発に成功した。

弊社の代表的な反射プレコート材の性能を Table 3 に示す。Super white 90 は反射率に特化したプレコート材であり、塗膜厚が 40 μm と厚く、ベース樹脂の透過率を維持するためにワックス等の添加を極力抑えているため、やや成形性に劣る製品となっている。Refwhite 2

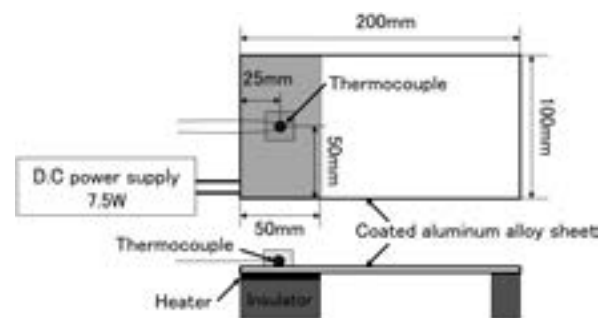


Fig. 9 Schematic illustration of heat radiation measuring equipment.

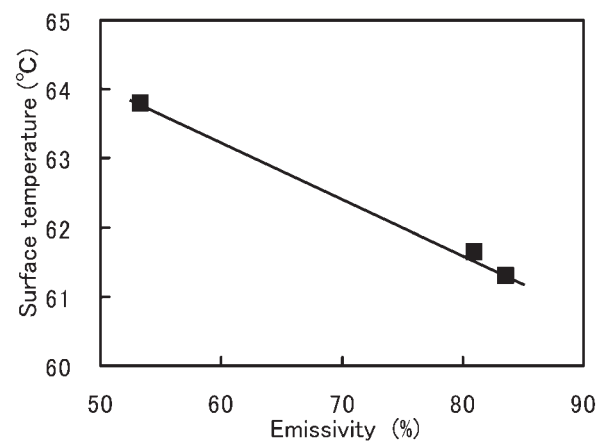


Fig. 10 Relationship between emissivity and surface temperature.

は成形性に優れるが、高い成形性を維持するために、顔料濃度を抑え、ワックス添加量を増やしたため、反射率がやや劣る製品となっている。本技術資料で紹介した高反射・高放熱性プレコート材 (New material) は、TiO₂の添加量を最適化し、高い透過率のベース樹脂を用いることで、塗膜厚が30μmとやや薄い領域で反射率90%を達成した。また、ワックス量の最適化により、Refwhite 2 と同等の成形性を獲得した。高い反射率、放熱性および成形性が要求される照明用筐体の素材に適していると考えられる。

Table 3 Performance comparison of pre-coated aluminum alloy sheet.

Name	Reflectance (550nm, %)	Emissivity (%)	Friction coefficient	Forming height (mm)
Super white 90	91.0	84.8	0.10	19.5
New material	90.0	82.5	0.12	20.2
Ref white 2	86.0	83.4	0.08	20.3

参考文献

- 1) 城戸孝聡：住友軽金属技報, **51** (2010), 177-178.
- 2) 宇佐見勉：軽金属学会第 119 回秋期大会講演概要. (2010), 185.
- 3) 上田 薫, 春日 司：日本国特許第 4783445 号
- 4) (社) 色材協会編：色材光学ハンドブック, (1989), 朝倉書店
- 5) 清野 学：酸化チタン, (1991), 技報堂出版
- 6) 新タイプークニュース Vol. 1, (2005), 石原産業株式会社

業務用アルミニウム製ろう付製氷皿

井 神 浩*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 53 No. 1 (2012), pp. 115-116

Aluminum Brazing Ice Tray for Commercial Ice Machine

Hiroshi Ikami

1. はじめに

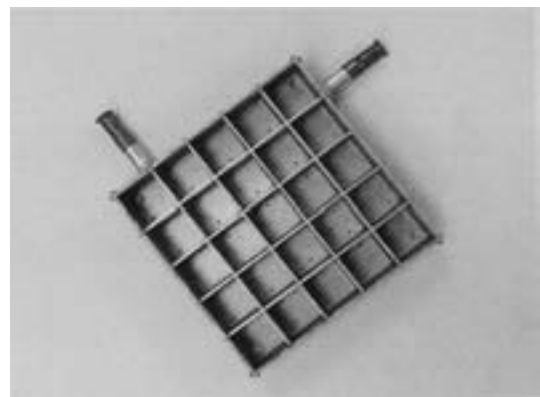
飲食店等の厨房ならびに大型スーパーや小売店舗等には、短時間で大量の水を製氷できる製氷機が設置されている。この業務用の製氷機には、銅製あるいはアルミニウム製の製氷皿が組み込まれている。製氷皿は、性能面で銅製が主流であったが、最近では、軽量化ならびコスト削減のため、銅製からアルミニウム製に置き換わる傾向にある。当社グループの株式会社ナルコ岩井では、所有する真空ろう付炉を用いてアルミニウム製製氷皿を製造している (Fig. 1)。

銅製の製氷皿が、ろう付された銅部材に錫めっき処理することで製作されているのに対して、アルミニウム製製氷皿は、アルミニウム部材をろう付より組立てたのち、陽極酸化皮膜処理して製作される。銅に比較して、アルミニウムの熱伝導率は劣るものの、冷媒部と製氷部の構造を工夫するなどして、製氷能力が確保されている。

2. 特 徴

- (1) ろう付方法には、自動車に搭載されている熱交換器をはじめとして多くのアルミニウムろう付製品に使用されているフラックスろう付 (代表的にはノクロックろう付) とフラックスを使用しない真空ろう付とがある。前者では、製品にフラックスが残存するため、食品用として使用される製氷皿には適さない。そこで、本製品は、後者の真空ろう付法により製造される。このため、冷媒管部内面および製氷部表面にフラックス等の異物がなく、清浄な仕上がりとなる。
- (2) 製氷皿のアルミニウム製冷媒管は、製氷機のコンプレッサーに接続するため銅製のチューブと接続する必要がある。本製品は、製氷機メーカーでの組立て作業性を考慮し、冷媒管接続側端部に銅製の連結パイプを溶接により取り付けている (Fig. 2)。

- (3) 冷媒管部は、板材をプレス加工で張り出し成形された冷媒プレート製氷皿底面部にろう付で接合し、一体化している。これにより、冷媒が直接、製氷部底面と接する構造となり、熱伝達性に優れ、製氷能力を高めている (Fig. 3)。
- (4) 耐食性向上のため、陽極酸化皮膜を $10\mu\text{m}$ 以上付与しており、特に冷媒プレート部の腐食による貫通孔発生を防止している。



(a) Ice making side



(b) Refrigerant flow path side

Fig. 1 Structure of Aluminum ice tray.

* 研究開発センター 加工品開発部



Fig. 2 Copper-Aluminum connecting pipe.

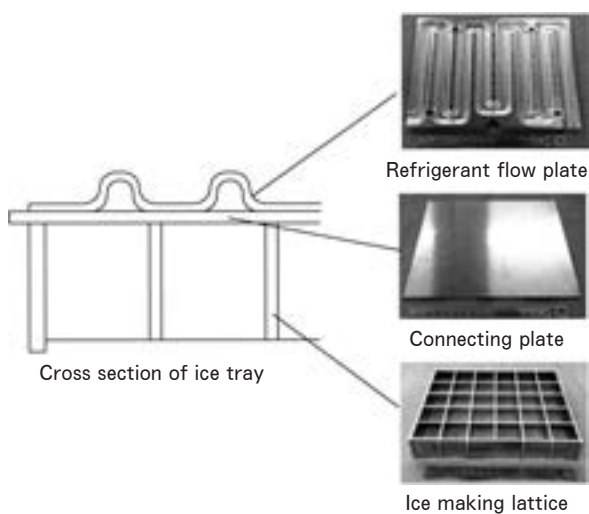


Fig. 3 Structure of refrigerant flow path and ice making part.

3. 製氷皿の品質

(1) ろう付品質

製氷部におけるろう付部のフィレット形成を安定させるため、ブレイジングシートの成分の適正化を行い、フィレットが欠損することを防止している (Fig. 4)。

(2) 気密性

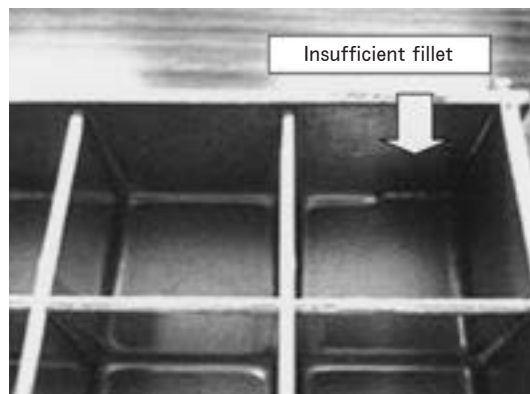
製品に使用される銅とアルミニウム製の連結パイプは溶接前に全数漏れ検査を実施している。また、組立された製品においても2度の気密検査工程を設けており、ろう付部ならびに連結パイプ溶接部の気密性を保証している。

(3) 耐食性

陽極酸化皮膜は、耐塩水噴霧試験、キャス試験、封孔度試験を満足することを確認している。

(4) 製品寸法

製氷された氷が格子から容易に外れるためには、製氷部の格子がろう付時に変形しないことが重要である。そのため、格子に変形を与えないよう工夫され



(a) Excessive amounts of Magnesium



(b) Moderate amount of Magnesium

Fig. 4 Comparison of brazing fillet appearance at ice-making bottom area.

た治具を用いてろう付を行なっている。以上のような最適化された材料、工法を用いて製品製作を行い、また、試験、検査により安定した品質を確保している。

お問い合わせ先

株式会社 ナルコ岩井
産業機器大阪営業部

〒532-8666
大阪市淀川区三国本町三丁目9番39号
TEL (06) 6394-6213
FAX (06) 6394-6235

冷凍空調機器用高性能伝熱管 —サーモエクセルチューブ—

植田 茂樹* 法 福 守*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 53 No. 1 (2012), pp. 117-118

High Performance Finned Tubes for Heat Exchangers — THERMOEXCEL TUBE —

Shigeki Ueda and Mamoru Houfuku

The Sumikei Copper Tube Co.,Ltd. started the production of high performance finned tubes, which are called "THERMOEXCEL TUBE". This tube has unique fins made by cutting and plowing up.

The THERMOEXCEL TUBE has a high heat transfer performance and light weight when compared to the conventional low-finned tube.

1. はじめに

ターボ冷凍機やチラー等の熱交換器には、外面にフィンを持つフィンチューブが使用されています。住軽伸銅ではフィンチューブとして、トレッドフィンチューブ等の高性能伝熱管の開発・製造を行ってきましたが、このたび、日立電線(株)からサーモエクセル製造設備を購入し、サーモエクセルチューブの製造・販売を開始しました。

サーモエクセルチューブは大型冷凍機からチラー、パッケージエアコン等に幅広く用いられ、機器の高性能化・小型化に貢献することが出来ます。

2. 特 長

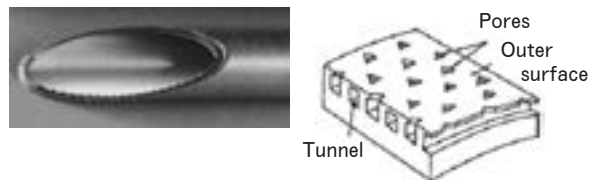
サーモエクセルチューブは、切削バイトによりフィンを鋳き起こす独特な方法により製造されます。塑性加工によるローフィンチューブに比べて、フィンを薄く、鋭利な形状に加工することが出来ますので、軽量・高性能な伝熱面形状が実現出来ます。

代表的な品種を Fig. 1, Table 1 に示します。サーモエクセル E はターボ冷凍機のシェル&チューブタイプの熱交換器に使用される蒸発器用伝熱管です。外表面の微細な開口部と、外表面下でこれらを連結する螺旋状のトンネルを形成させており、気泡が連続的にかつ効率よ

く発生し、きわめて高い蒸発伝熱性能が得られます。

サーモエクセル C はシェル&チューブや二重管式熱交換器に使用される凝縮器用伝熱管です。鋭い鋸刃状のフィンにより凝縮液膜が薄くなり、優れた凝縮伝熱性能が得られます。

サーモエクセル E, サーモエクセル C とともに、管内面にコルゲート(二次元 or 三次元)や内面溝を付加することにより、管内側の性能向上が可能です。



Appearance and construction of Thermoexcel-E



Appearance and construction of Thermoexcel-C

Fig. 1 Thermoexcel tube (Inner grooved type)

* (株)住軽伸銅 技術管理部

Table 1 Characteristic and application

Product name	Characteristic	Application
Thermoexcel-E	Tunnel structure	Evaporator • Shell & tube heat exchanger
Thermoexcel-C	Sharp saw teeth fin	Condenser • Shell & tube heat exchanger • Double tube type heat exchanger
Thermoexcel-CP	High & sharp saw teeth fin	
Thermoexcel-F	Finned tube (40 fins per inch)	Condenser Absorber • Shell & tube heat exchanger

3. 品 種

Table 2 Range of specification

Product name	Thermoexcel-C
Outside diameter of fin	10.5~26.8mm
Temper	O, 1 / 2 H, H
Material	C1220 (standard) C1020, C6871, C7060
Tube ends	Expandable matching with outside diameter of fin

4. 性 能

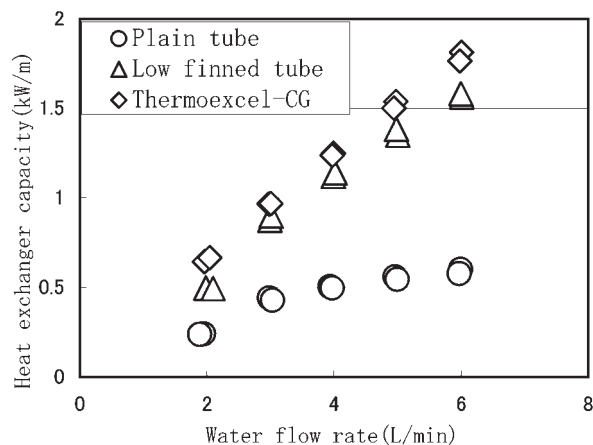
サーモエクスセルチューブは様々な冷凍・空調機器に使用されております。近年では優れた省エネ性からヒートポンプ機器が注目され、サーモエクスセルチューブもこうした機器に組み込まれ高性能化に貢献しています。

Table 3 と Fig. 2 に温水暖房用の凝縮器に適用したときの伝熱性能を示します。

お問い合わせ先

株式会社住軽伸銅

技術管理部 植田, 法福



Double-tube heat exchanger
Outer tube : Plain tube ($\phi 19.05 \times 1.0t$)
Inner tube : Sample tube
Refrigerant : R410A(in the annulus)
Heating medium : Water (in sample tube)

Fig. 2 Heat exchanger capacity

E-mail : SHIGEKI_UEDA@sumikei-ct.co.jp

E-mail : MAMORU_HOUFUKU@sumikei-ct.co.jp

〒441-1295

愛知県豊川市大木町新道 100

TEL (0533) 93-2807

ホームページ <http://www.sumikei-ct.co.jp/>

Table 3 Specifications of sample tubes

Sample name	Outside diameter (mm)	Inside diameter (mm)	Dimensions of finned part		Dimensions of internal corrugation		Weight per length (g/m)	Heating capacity/weight ratio (%)
			Fin height (mm)	Fin pitch (mm)	Depth of corrugation (mm)	Pitch of corrugation (mm)		
Plain tube	12.7	11.3	—	—	—	—	239	100
Low finned tube	14.4	9.8	1.5	1.3	—	—	457	140
Thermoexcel-CG*	14.0	10.6	0.9	0.7	0.5	7	344	211

*Thermoexcel-CG : Thermoexcel-C with intermittent corrugation

随 想

超々ジュラルミンの発明者、五十嵐勇博士の生家を訪ねて

吉 田 英 雄*

五十嵐勇博士 (Fig. 1) と聞かれてお分かりになるのは、年配の方々や住友の関係者であろうと想像される。また超々ジュラルミンも同様であろうと考えられる。ジュラルミンは聞いたことはあるが超ジュラルミン、超々ジュラルミンについて正確に答えられる人は少なくなったのではないと思われる。五十嵐博士と超々ジュラルミンの詳細については、永田公二：軽金属，60 (2010)，p.192, p.244 を参照のこと。

最近、小職は弊社の新入社員教育では住友軽金属のアイデンティティでもある超々ジュラルミンの歴史の語り部となっている。昨年は軽金属学会 60 周年記念行事が各支部で催され、小職が支部長を務めている東海支部、さらには中国四国支部、九州支部で日本が発明した超々ジュラルミンについて語る機会を得た。特に、平成 23 年 10 月 22 日開催された九州支部主催「軽金属学会 60 周年記念シンポジウム」では「肥後が輩出した五十嵐勇博士と超々ジュラルミン」と題して講演を行なったが、支部長の河村能人熊本大学教授が、五十嵐博士が熊本県出身ということで、熊本県やマスコミ関係者に PR していただき、学会関係者以外も参加されたようだ。五十嵐博士の甥にあたる方や親戚の方々も講演会に参加された



Fig. 1 Dr. I. Igarashi

ということが講演後に分かった。残念ながら、帰られた後でお会いできなかったが、その後、甥にあたる五十嵐聖氏とメールでやり取りをし、今回、軽金属学会春期大会が九州大学で行なわれたので、これを機会に熊本県玉名市にある五十嵐博士の生家を訪問することとなった。

メールのやり取りで最初に驚いたのは、生家がお寺でその長男として出生したということである。どこにもそのような記録は残っていなかったように思う。しかし、本人や先輩たちが書かれたものを読むと、ものの考え方や生き方で他の研究者と何かが違うなと思っていた疑問が氷解した気がした。

五十嵐博士の生家は、東光明寺 (ひがしこうみょうじ) で、浄土真宗大谷派 (本山：東本願寺) に属している。東光明寺は東本願寺 (大谷派) の光明寺という意味で、近くに西本願寺系の西光明寺もある。現在の玉名市溝上に承応 3 年 (1654 年) 開基された由緒あるお寺である。現在は五十嵐勇博士の末弟秀雄氏 (第 12 世住職) のご長男で、勇博士とは甥にあたる五十嵐聖氏が第 13 世住職となられている。五十嵐勇博士は父、善立 (第 11 世住職) と母、ミキの三男四女の長男として 1892 年出生された。博士は先妻いきとの間に一男三女を儲けられたが、先妻は 1929 年、33 歳で早世されたため、後妻シヅエを迎えられた。東光明寺には先妻のいきの墓が残されている。晩年、博士は後妻とともに熊本市島崎で余生をおくられ、1986 年他界され別のお寺の墓に葬られたとのこと。博士の長男の全 (たもつ) 氏は秋田大学鉱山学部講師として金属の研究をされ、1960 年頃には「軽金属」にも勇氏と連名で論文を執筆されたこともあったが、2003 年他界され、三人のご息女も亡くなられたとのことである。Fig. 2 は東光明寺本堂前で 1928 年頃撮影した博士 (後列左から二人目) が若かりし頃の五十嵐家の写真で、今回五十嵐聖氏の許可を得て複写した。聖氏と直接お会いし、講演を聞きに来られたのは、河村先生からの要請かなと思っていたら、玉名市の広報記事に五十嵐勇の名前があることに気がついたからとのこと。偶然とはいえ、記事を読まれることがなかったら今回の訪問はなかったのかと思った。河村先生の県庁やマスコミ関係者への案内に感謝したい。

その後の五十嵐博士については、住友軽金属年表や五十嵐勇年譜もあり詳らかにされている。1913 年広島高等師範学校卒業後、台湾の中学で教鞭を執られた。1919 年京都帝国大学に入学、1922 年同大学理学部物理学科

* 研究開発センター 常務研究員
軽金属，62 (2012)，No.12 から転載



Fig. 2 Photograph of Igarashi Family taken before the main temple of Higashi-Koumyoji in about 1928. The back row ; Dr. I. Igarashi (the second person from the left) and his two younger brothers and sister. The front row ; his father (the center) and mother (the second from the left), his former wife (the right end) and his son and three daughters.

を卒業後住友合資会社に入社し、同伸銅所に勤務された。同年5月より翌年7月まで、住友家が本多光太郎博士の発明したKS鋼や研究所設立を支援した関係からか、東北帝国大学金属材料研究所に留学し、所長の本多光太郎博士に師事された。金属材料研究所は、1922年その前身の鉄鋼研究所が研究対象を鉄と鋼だけでなく銅合金や軽合金などにも広げるために改称されたものである。住友金属からも多くの研究者が派遣された。1939年、「航空機用材としての軽合金の研究」で工学博士を授与され、1941年名古屋製造所研究部長、1943年住友金属工業株式会社金属研究所長兼伸銅所研究部長を務めた。金属研究所は伸銅所と名古屋軽合金製造所の研究技術部門を横断的に統括するために1943年設立された。1945年技師長兼名古屋製造部技術部長を歴任し、1946年退社された。その後、東北帝国大学に講師として招聘され、翌年工学部教授、1951年秋田大学鉱山学部教授を兼務、1958年岩手大学教授、1962年定年により退職され、住友軽金属工業株式会社研究顧問となられ、1970年顧問を退かれた。この間、1968年勲三等旭日中綬章、1974年公益財団法人本多記念会の本多記念賞が授与された。Fig. 3は東光明寺に保管されていた五十嵐勇博士の学位記である（今回この学位記によって、大阪帝国大学工学部から学位が授与されたことがわかった）。

五十嵐博士の発明、超々ジュラルミンについて簡単にまとめると次のようになる。五十嵐博士は住友に入り、



Fig. 3 Igarashi's Diploma in Doctor kept in Higashi-Koumyoji. The priest of Higashi-Koumyoji, Hijiri Igarashi guessed that the reason why this diplomat has been kept in this temple is that Dr. Igarashi brought and showed the diploma to his parents in about 1939, and his parent kept it.

優秀な先輩がおられたため、すぐにはジュラルミンや超ジュラルミンの研究開発にはつかず、他の耐食性アルミニウム合金、耐熱性アルミニウム合金鋳物、マグネシウム合金を扱っていた。しかし先輩方が偉くなったため、超ジュラルミンや超々ジュラルミンの開発に取り組むこととなった。そのうちに他社が高強度のトム合金を出してきたことや、海軍から米国の超ジュラルミンよりも高い強度の合金を作れとの要請があり高強度アルミニウム合金の開発に取り組まざるを得なくなった。最も重要な問題は時期割れ、今で言う応力腐食割れが抑制できるかどうかであった。ここで合金が割れるための評価方法を考え、腐食環境や負荷応力でも割れにくい合金の探求が始まった。その結果、クロム添加で抑制できることを見出し、超々ジュラルミンESD (Extra Super Duralumin), Al-8%Zn-1.5%Mg-2%Cu-0.5%Mn-0.25%Cr合金を発明した。この合金が零式艦上戦闘機の主翼に採用され、戦闘機の性能向上に大いに寄与した。この合金はいち早く米軍に察知され、アルコアに類似合金の7075を作らせた。これが戦後の世界の代表的な航空機用アルミニウム合金となり、現在でも多く使用されている。

長男にも拘わらず、お寺を継がれず企業の研究者の道に行ったことは、比較するのは僭越ではあるが、小職も長男であるが代々の置職人の家業を継がずに大学に行き企業の研究者の道に入ったのでその気持ちはよく分かる気がする。現在の聖氏も50歳までは日立系の会社の技術者であったが、家を継ぐために戻られたとのこと。檀家を多く抱えているお寺を継がざるをえないのは職人と違って大変なことだと思った。ただ小さい頃、教え込まれた仏の教えや人生観はそう簡単には変わらないように思う。「大自然の理法」に興味を持ち、それを追求しようとして京都大学理学部物理学科に進学したこと、荣誉

を目指して研究をしていたわけではなく、自然を探求する中で深く掘り下げた結果、発明できたこと、未熟な理論にしばられないこと、思った結果と矛盾した事実が示されたときにのみ進歩があり発展があると考えていたこと、自分の発明した超々ジュラルミンについては、その結果を自慢することなく謙虚であったことなど、その生き方には学ぶところが多い。帰り際に、聖氏からは仏教の「縁起の理法」を教わり、これが博士の人生観にある

のかなと思った。

超々ジュラルミンの開発の歴史については、カロス出版「アルトピア」に連載開始した小職の「超々ジュラルミンと零戦」を読んでもいただければ幸いです。

今回の訪問で、御住職の五十嵐聖氏には大変お世話になりました。本稿についても丁寧なコメントを頂き感謝しております。あらためてお礼申し上げます。

イベント報告

アルミと銅に触れて 遊んで学ぶおもしろ科学

武藤伸之*

当社名古屋製造所は、4月8日に恒例のイベント「稲荷祭2012」を同製造所で開催し、従業員やその家族、地域住民など約2500人のご来場を頂いた。当日は、寒冬で遅咲きだった桜も満開を迎え、絶好の春らしい晴天に恵まれ、2年ぶりの開催であったが（昨年は東日本大震災の直後で自粛となった）、盛況な半日となった。

名古屋製造所敷地内に立地する当研究開発センターも当祭に併せて例年のように、小学校低学年を中心とした子供たちを対象に子供向けイベントを開催した。若者のものづくり離れ傾向や将来を支える技術者不足が危惧されるなか、我々が日頃研究開発対象としているアルミニウムや銅の素材に関係する、次世代の技術者が育つ土壌づくりの一端を担えればとの思いから始まったイベントであり、将来、当社のような素材メーカーに関わりをもってもらえれば幸いである。

今年は、入社1、2年目の若手中心に開催側スタッフを構成し、伝統は継承しつつ、フレッシュな感性で創意工夫を凝らしたイベントコーナーを設けた。また、今年も名古屋市立向陽高校科学部の皆さんに参加を頂いた。当会場には、約270人の親子らのご来場を頂き、会場は終始盛況で、休憩時間が取れないとスタッフはうれしい悲鳴をあげるほどであった。以下に今回の催しものの一部を紹介する。

①金属パイブレース (図1)

2本の銅パイブ間に強力な磁石を並べたレール上に約3cm長さのアルミニウムパイブを渡して置き、レールを介してアルミニウムパイブに直流電流を流すことにより、発生したローレンツ力でアルミニウムパイブを転がし、ゴールさせるレース・ゲーム。手回し発電機で発電して電流を流すため、手回し加減が勝負のポイントである。

②傾斜ボーリング

傾斜させたアルミニウムパイブのなかにボールを入れ、転がしてピンに見立てたアルミニウムパイブを倒すボーリングゲーム。傾斜したアルミニウムパイブをどの方向に向けるかが勝負のポイント。単純に楽しめるとあって結構人気が高かった。

③音あてクイズ

材質、寸法を工夫して手作りしたアルミニウムパイブ製鍵盤打楽器を使って、音感を試すクイズ。かなりいい音が響いていたが、雑踏の中、案外難しかったかも…。

④アルミニウム・パズル

アルミニウム厚板材を三角形や多角形に成形したピースを組



図1 金属パイブレース

み合わせて、課題の形状をつくるパズルゲーム。小さな子供向けから高学年向けまで大人にも難しい問題もあった。アルミニウム材の質感、重量感が体感できたかと思う。

⑤アルミニウム・ワイヤーアート (図2)

カラー塗装したφ1mmのアルミニウムワイヤーを使い、いろんなデザインの飾りをつくるコーナー。終始賑わいをみせていた。参加したちびっこアーティスト達はきっと満足する飾りができたかと思う。

⑥向陽高校科学部おもしろ実験 (図3)

当社試験プレスで製作した無地アルミニウム缶が使われた定番のフランクリンモーター回転実験のほか、押出アルミニウムパイブとアルミニウム缶蓋板材で製作した5つのルートのコースター・レール上を転がる金属球のゴール到達速さを観測する実験などが披露された。コースター・レールは、高低差を様々に変えたもので、どのコースが速いか、真剣に観察する子供の姿が印象的だった。

また、スタンプラリーを採用し、3つ以上のイベントコーナーに参加した子供たちには懐かしいルービックキューブやアルミニウムホイッスルなどの景品も用意した。稲荷祭会場内でホイッスルの音があちこちで聞こえたのはいうまでもない。将来、楽しい思い出とともに少しでもアルミニウムや銅の素材に触れたことを思い出し、素材や科学に興味をもってくれば、仕事の合間や休日の時間を費やして準備したスタッフにとってうれしい限りである。最後に、イベントにご協力頂いた向陽高校の生徒諸君、顧問の先生ならびに事前準備や当日運営に携わったスタッフの方々に本誌面を借りて謝意を示させて頂く。



図2 ワイヤーアート体験



図3 おもしろ科学実験 (向陽高校科学部)

* 研究開発センター加工品開発部

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. 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 4783445 号

発明者：上田 薫，春日 司

出 願：特願 2009-73392 (平成 21 年 3 月 25 日)

《特徴》

ベース樹脂 100 質量部に対して高反射物質を 30 質量部以上含有する高反射層を有するプレコート層を片面又は両面に形成されたアルミニウム合金板。高反射物質は、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、ケイ酸マグネシウム、酸化亜鉛、ガラス、窒化アルミニウム、窒化ホウ素、シリカ、酸化ジルコニウム、中空ガラスビーズのうち 1 種以上よりなり、その平均粒径は 0.1~10 μm である。高反射層の膜厚は 20~150 μm である。ベース樹脂は、正反射率 80% 以上のアルミニウム合金板上に厚さ 10 μm の塗膜を形成した際の塗装前後の正反射低下率が 10% 以下である。

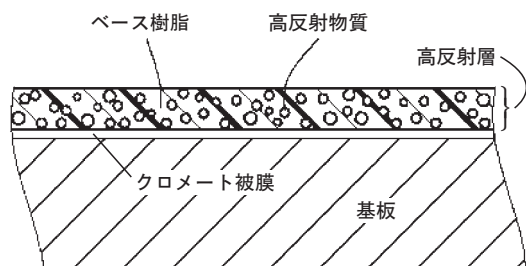


図 1

《効果》

透光性を有するベース樹脂に屈折率の大きい高反射物質を含有させた高反射層に侵入した光がベース樹脂を透過し、ベース樹脂と高反射物質との界面において反射するため、高い反射率を得ることができる。

《用途》

照明の反射板、液晶ディスプレイの裏側面に配置される液晶バックパネル等。

2. 発明の名称 絞り及びしごき加工用樹脂被覆アルミニウム合金板 登録番号 特許第 4803659 号

発明者：宇佐見 勉，北山浩文

出 願：特願 2006-62541 (平成 18 年 3 月 8 日)

《特徴》

(a) 数平均分子量が 7000~30000 であり、かつガラス転移温度が -20 $^{\circ}\text{C}$ 以上であるポリエステル樹脂 50~90 質量部、(b) ビスフェノール型エポキシ樹脂 3~40 質量部、及び (c) アミノ樹脂 5~30 質量部を含有する樹脂塗膜形成用塗料((a)、(b) 及び (c) の合計含有量は 100 質量部) を塗布し、焼付けて得られる樹脂被覆アルミニウム合金板。

《効果》

絞り及びしごき加工時に樹脂塗膜の割れや剥離が生じ難く、かつ高温多湿環境に曝されても、樹脂塗膜の割れや剥離が生じ難い樹脂被覆アルミニウム合金板を提供することができる。

《用途》

表面実装用のリード線を無くしたチップタイプのアルミニウム電解コンデンサのケース。

3. 発明の名称 重合せ材料の端面接合方法 登録番号 特許第 4756921 号

発明者：熊谷正樹

出願：特願 2005-169276 (平成 17 年 6 月 9 日)

《特徴》

複数の金属板を重ね合わせて両側から拘束しながら、金属板よりも硬質の押圧ピンを重合せ部の端面に押し付けつつ押圧ピンを回転させることにより、重合せ部の端面を擦って摩擦発熱させ、塑性流動を起こさせることによって、金属板の重合せ部の端面を接合する端面接合方法。押圧ローラの周面に凹溝を設けることもできる。

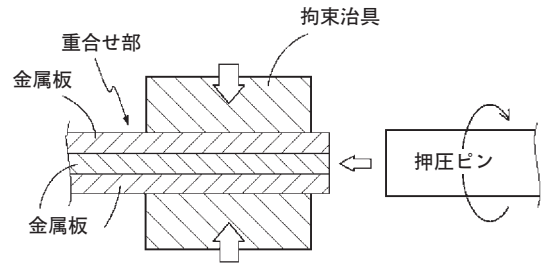


図 2

《効果》

重合せ部の端面において、効果的な固相接合が実現され、装置構造的にも簡単となり、高価な溶接装置や付属機械等が不要となる他、接合作業においても、単純・簡略化され得て、接合操作が容易となり、接合コストの低減にも有利に寄与し得る。

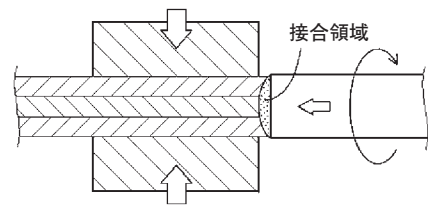


図 3

《用途》

自動車用電装部品カバー、電池ケース

4. 発明の名称 段付き重合せ材料の摩擦攪拌接合製品 登録番号 特許第 4846329 号

発明者：熊谷正樹

出願：特願 2005-291856 (平成 17 年 10 月 5 日)

《特徴》

金属板の端部が重合せ部の両側に位置するようにした段付き形状において、その重合せ部の所定部位を摩擦攪拌接合することにより得られる、段付き重合せ材料の摩擦攪拌接合製品において、摩擦攪拌接合部位と金属板の端部との間に、少なくとも 3 mm 以上の長さの接着剤層を、重合せ部の重合せ界面において、それら摩擦攪拌接合部位と金属板端部との間を遮断するように介在させ、重合せ部を、摩擦攪拌接合部位と接着剤層とによって接合する。

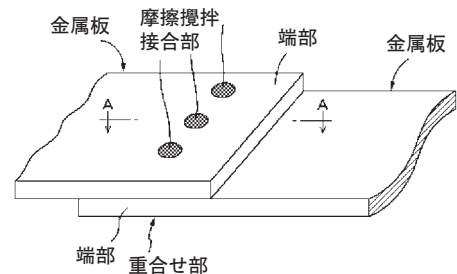


図 4

《効果》

複数の被接合部材の板状部を段付き形状において重ね合わせ、そしてその重合せ部分を摩擦攪拌接合して得られる接合製品において、強固な接合部を実現し、疲労破壊の問題を解消して、信頼性の高い接合製品を提供する。

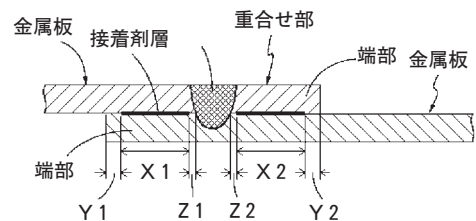


図 5

《用途》

複数の金属板部材を重ね合わせて、それらをリベットや抵抗スポット溶接の如き点接合にて連結して、一体化する自動車のボディ部材や各種部品など。また、鉄道車両を始めとする各種車両や航空機等の輸送機分野、家電製品、建材等の構造物の分野においても、広く採用される。

5. 発明の名称 摩擦攪拌点接合体
登録番号 特許第 4858763 号

発明者：田中晃二，熊谷正樹，吉田英雄
 出願：特願 2006-177394（平成 18 年 6 月 27 日）

《特徴》

アルミニウム合金板と鋼板を重ね合わせ、アルミニウム合金板側から鋼板近傍の位置までプローブを挿入し、アルミニウム合金板の残層の厚さを 0.21~0.36mm、かつプローブ回転数を 1000~2000rpm とし、0.1~50nm の厚さのアルミニウムの酸化物及び鉄の酸化物を主成分とするアモルファス層からなる接合界面を有してアルミニウム合金板と鋼板とを接合した摩擦攪拌点接合体。

《効果》

アルミニウム合金と鋼を接合することができる。

《用途》

軽量化された自動車用部品。

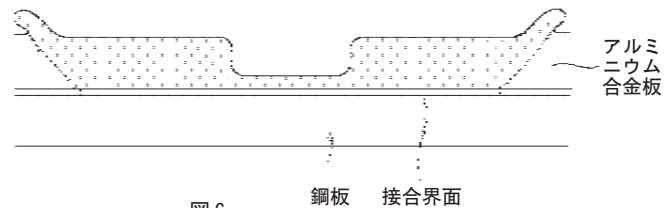


図6

6. 発明の名称 アルミニウム合金材の接合方法並びにプレス成形用接合材
登録番号 特許第 4707318 号

発明者：箕田 正，田中晃二，熊谷正樹
 出願：特願 2003-375238（平成 15 年 11 月 5 日）

《特徴》

同じ厚さの T4 調質した 6000 系アルミニウム合金材同士を、端面を突き合わせて摩擦攪拌接合し、GP ゾーンが形成され接合部の硬さが最大硬さとなる前に亜時効の人工時効処理を終了させるようにすることを特徴とするアルミニウム合金材の接合方法。

《効果》

接合部の硬さをアルミニウム合金材の母材部よりも高めると共に、熱影響部の硬さを接合部と母材部の中間の硬さとなるようになり、接合材の接合強度とプレス成形性を高め得るアルミニウム合金材の接合技術を提供する。

《用途》

自動車のインナー材等のボディパネルを与えるプレス成形用接合材たるテーラードブランク材

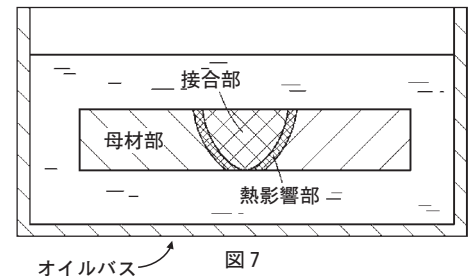


図7

7. 発明の名称 分散強化合金の製造方法
登録番号 特許第 4916284 号

発明者：熊谷正樹，安藤哲也
 出願：特願 2006-310894（平成 18 年 11 月 17 日）

《特徴》

マトリックス金属より硬く、かつ酸化物生成エネルギーがマトリックス金属より低い溶質金属元素を含有するマトリックス金属に硬質回転工具を挿入して攪拌することによりマトリックス金属中に酸素を導入した後、加熱することにより溶質金属を内部酸化させ、マトリックス金属中に溶質金属元素の酸化物を分散してなる分散強化合金を製造する方法。

《効果》

粉末を用いることなく、また、大きな圧延機や押出機を用いることなくアルミナ分散強化銅を製造できる。

《用途》

アルミナ分散強化銅、酸化錫分散強化銀の抵抗スポット溶接用電極材料

8. 発明の名称 深絞り成形性に優れた Al-Mg-Si 合金板材およびその製造方法 登録番号 特許第 4836486 号

発明者：箕田 正, 古山 努

出願：特願 2005-127563 (平成 17 年 4 月 26 日)

《特徴》

Mg : 0.2~0.8%, Si : 0.5~1.2%, Cu : 0.4~1.0%, Si%/Mg% : ≥ 1.5 , Fe : $\leq 0.4\%$ の組成を有し, 下記 (1)~(4) のいずれの条件をも満足することを特徴とする Al-Mg-Si 合金 T4 調質板材。

(1) Cube 方位の方位密度 : ≤ 7 , Goss 方位の方位密度 : ≥ 7 で, かつ, Goss 方位の方位密度/Cube 方位の方位密度 : ≥ 2.0 の集合組織を有し,

(2) 圧延方向に対して 0 度, 45 度, 90 度方向のランクフォード値がいずれも 0.55 以上,

(3) 平均結晶粒径が 100 μm 以下,

(4) エリクセン試験機を用いた限界成形高さが 13.0mm 以上 (ただし, 試験片の直径 : 110.0mm (円板), パンチの形状 : 平頭, パンチの直径 : 50mm, 成形速度 : 2.0mm/s)

また, 上記組成を有する鋳塊を 500 $^{\circ}\text{C}$ 以上の温度で均質化処理した後, そのまま, あるいは室温まで冷却した後 500 $^{\circ}\text{C}$ 以上に再加熱し, 熱間圧延を行い, 熱間圧延の終了温度を 350 $^{\circ}\text{C}$ 以下とし, ついで板厚減少率 50% 以上の冷間圧延を行った後, 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の速度で 460 $^{\circ}\text{C}$ 以上に昇温し, 460 $^{\circ}\text{C}$ ~515 $^{\circ}\text{C}$ の温度で 60s 以内に保持した後, 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の速度で室温まで冷却することを特徴とする Al-Mg-Si 合金 T4 調質板材の製造方法。

《効果》

深絞り成形性に優れた Al-Mg-Si 合金板材を提供する。

《用途》

自動車外板などの輸送機部材。

9. 発明の名称 グリップエンドの製造方法 登録番号 特許第 4669349 号 (株式会社 住軽テクノ恵那と共有)

発明者：小南友幸, 佐藤一孝

出願：特願 2005-249261 (平成 17 年 8 月 30 日)

《特徴》

円盤状の塊よりなる素材に鍛造加工を施すことにより, 底部とその外周端から円筒状に立ち上がった側壁部とを有するカップ状の中間体を成形する鍛造工程と, 側壁部に絞り加工を施し, 内方に屈曲させる絞り工程とを有する。鍛造工程は, 素材の外径に対応する内径 D1 を有する有底の加工穴を設けたダイスと, 加工穴の内径 D1 よりも小さい外径 D2 を有するパンチとを用いて, 加工穴内に配置した素材をパンチにより圧縮することにより行い, 中間体の底部の厚みは, ダイスに対するパンチの相対的な前進量によって調整する。

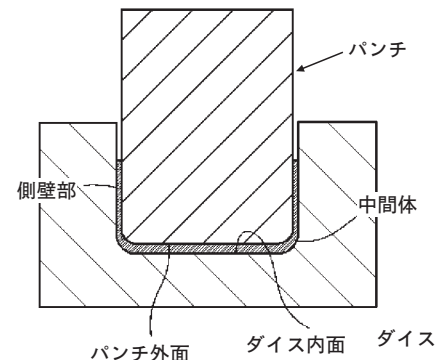


図 8

《効果》

底部及び側壁部の肉厚を制御することができ, 容易に重さの調整をすることができる。

《用途》

アルミニウム合金製球技用バット。

No.	題 目	発 表 者	講演大会・研究発表会	発 表 月
7	Al-Cu 系合金及び Al-Mn 系合金の固液共存域での強度支配因子	坂口 信 人 常川 雅 功 渡辺 良 夫	軽金属学会： 第 122 回春期大会	2012.05
8	アルミニウム合金クラッド材の疲労特性	尾崎 良 太 (デンソー) 山田 耕 二	軽金属学会： 第 122 回春期大会	2012.05
9	Effect of Annealing Condition on Earing and Texture Formation in Cold Rolled 5182 Aluminum Alloy	岡田 峰 光 平野 清 一	TMS： ICAA13	2012.06
10	Effect of Coarse Particles on Work Hardening in the Al-Mn Alloy	岩村 信 吾 小川 和 代	TMS： ICAA13	2012.06
11	アルミニウム合金板の成形限界ひずみに及ぼす成形条件の影響調査	上 間 直 幸	日本塑性加工学会： 平成 24 年度 塑性加工春季講演会	2012.06
12	高い Cube 方位密度を有する 6000 系アルミニウム合金板の二軸応力下での加工硬化特性	上 間 直 幸 浅野 直 峰 (東京農工大) 彌永 大 利 桑原 作 彦	日本塑性加工学会： 平成 24 年度 塑性加工春季講演会	2012.06
13	スマートシートとスマートコアパネルの曲げ剛性	高橋 昌 也 橋本 一 真 松田 公 一	日本機械学会： 2012 年度年次大会	2012.09
14	スマートシートの振動特性	橋本 一 真 高 橋 昌 也	日本機械学会： 2012 年度年次大会	2012.09
15	スマートシート積層材を用いた衝撃吸収部材の開発	中松 英 貴 高 西 公 一 橋 田 昌 也	日本機械学会： 2012 年度年次大会	2012.09
16	スマートシートの面内圧縮特性	深田 紗 代 松田 公 一 高 橋 昌 也	日本機械学会： 2012 年度年次大会	2012.09
17	スマートシートの曲げ特性に及ぼす板厚の影響	松田 公 一 高 橋 昌 也	日本機械学会： 2012 年度年次大会	2012.09
18	パラレルフロータイプオールアルミ熱交換器の開発	水田 貴 彦 柿 山 史 郎	日本冷凍空調学会： 2012 年度年次大会	2012.09
19	クロスフィンタイプオールアルミ熱交換器の開発	柿 山 史 郎	日本冷凍空調学会： 2012 年度年次大会	2012.09
20	開放式脱気機による給湯用銅管の防食に関する研究 (第 2 報)	河野 浩 三 鈴木 三 忍 (ダイダグ) 田中 法 幸 佐藤 藤 幸 茂	空気調和・衛生工学会： 平成 24 年度大会	2012.09
21	平面ひずみ引張における Al-Mg-Si 系合金の加工硬化挙動	浅野 直 幸 上 間 直 峰 (東京農工大) 彌永 大 利 桑原 作 彦	軽金属学会： 第 123 回秋期大会	2012.11
22	Al-Mg-Si 系合金の曲げ割れ発生におけるマイクロボイドの役割	山本 裕 介 浅野 峰 英 吉田 正 裕 (豊橋技科大) 小戸 林 田 正 裕	軽金属学会： 第 123 回秋期大会	2012.11
23	Al-Mg-Si 系合金圧延板の再結晶過程における Goss 方位粒の挙動	中山 英 貴 浅野 裕 介 吉田 峰 英 雄	軽金属学会： 第 123 回秋期大会	2012.11
24	Al-Mn 合金冷延板の再結晶挙動に及ぼす固溶 Mn および粒子サイズ分布の影響	小川 和 代 岩村 信 吾 横井 代 吾 洋	軽金属学会： 第 123 回秋期大会	2012.11
25	純アルミニウムの延性に及ぼすひずみ速度の影響	中村 拓 郎 浅野 峰 英 雄 吉田 正 裕	軽金属学会： 第 123 回秋期大会	2012.11
26	リチウムイオン電池正極材の密着性に及ぼすアルミニウム箔表面粗さの影響	本居 徹 也 田中 宏 樹 船 戸 寧 寧	軽金属学会： 第 123 回秋期大会	2012.11

No.	題 目	発 表 者	講演大会・研究発表会	発 表 月
27	プレコートアルミニウム合金板の放熱性におよぼす顔料組成の影響	初野圭一郎	軽金属学会： 第123回秋期大会	2012.11
28	A1050の冷間圧延における磨耗粉発生挙動に及ぼす油中水分量の影響	上田 薫 戸谷 友貴	軽金属学会： 第123回秋期大会	2012.11
29	アルミニウムのろう付中のフィレット形状予測	田中宏和	軽金属学会： 第123回秋期大会	2012.11
30	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	軽金属学会： 第123回秋期大会	2012.11
31	硫酸イオン環境におけるアルミニウム合金の犠牲陽極作用に関する検討	小路知浩 藤村涼子 小山高弘	軽金属学会： 第123回秋期大会	2012.11

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	アルミニウム合金板の絞り成形時の耳形成に及ぼす集合組織の影響	田中宏樹	軽金属学会研究委員会： 第88回シンポジウム集合組織研究部 会 成果報告	2011.11
2	アルミニウム表面の皮膜厚さ測定方法の検討	高柳麻衣	一水会： 第120回分析管理研究会	2011.11
3	高剛性パネルの開発 （軽量化と高剛性を表現するアルミニウム材料の 適用と今後の課題）	高橋昌也	日本塑性加工学会北陸支部： 第66回技術懇談会	2011.12
4	空調用熱交換表面処理フィン材	磯村紀寿	日本冷凍空調学会： 着霜除霜研究会	2012.02
5	軽量化に貢献するアルミニウムの接合技術	熊谷正樹	名古屋大学グリーンモビリティ連携研 究センター： 第2回次世代自動車公開シンポ	2012.03
6	次世代の航空機用アルミニウム合金	佐野秀男	軽金属学会東海支部： 平成24年度第1回講演会	2012.04
7	アルミニウム合金板の諸特性とその成形事例	岡田峰光	日本塑性加工学会： 第125回塑性加工学講座	2012.04
8	材料科学から見た曲げ変形	伊川慎吾	日本塑性加工学会プロセッシング計算 力学分科会： セミナー	2012.06
9	アルミニウム圧延材におけるトライボロジー	上田 薫	関西潤滑懇談会： 7月度例会	2012.07
10	A5182-Oアルミニウム合金板の温間成形限界 試験法の確立	鳥飼 岳	軽金属学会中国四国支部： 講演大会	2012.07
11	アルミニウム材料と加工技術の進歩	熊谷正樹	溶接学会東海支部： 第77回溶接研究会「軽量化材料の最 近の進歩」	2012.08
12	アルミニウムの表面処理技術	米光 誠	大阪府工業協会： 金属材料基礎講座	2012.08
13	アルミニウムの溶接・接合	福田敏彦	大阪府工業協会： 金属材料基礎講座	2012.08
14	軽量化に貢献するアルミニウムの接合技術	熊谷正樹	自動車技術会： 技術講習会「燃費低減に向けた軽量化 材料と加工技術の最前線」	2012.09
15	アルミニウム合金板の張出し成形性に及ぼす ひずみ速度の影響	上間直幸	日本塑性加工学会： 第63回塑性加工連合講演会	2012.11

（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53巻 第1号 (非売品)

平成24年12月25日 印刷 (無断転載お断り)

平成24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, 2012, (annually)

SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS VOL. 53 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	株式会社ナルコ岩井
	株式会社住軽テクノ	住軽エンジニアリング株式会社
	株式会社住軽テクノ名古屋	NALCO (THAILAND) CO., LTD
	株式会社住軽テクノ群馬	P. T. YAN JIN (INDONESIA)
	株式会社住軽テクノ恵那	IWAI METAL (AMERICA) CO., LTD
	Sumikei Techno Czech s. r. o.	IWAI METAL (MEXICO) S.A. DE C.V.
	Sumikei Techno (Thailand) Co., Ltd.	住軽商事株式会社
	株式会社住軽伸銅	泉メタル株式会社
	スミケイ銅管販売株式会社	株式会社アルミセンター
	東洋フイツテング株式会社	スミケイ運輸株式会社
	住軽(広州)金属製品有限公司	株式会社住軽日軽エンジニアリング
	SUMIKEI (MALAYSIA) SDN. BHD.	軽金属押出開発株式会社

SUMITOMO LIGHT METAL INDUSTRIES, LTD.
RESEARCH & DEVELOPMENT CENTER