

## Al-Si系合金単層材を用いたろう付の接合性と耐変形性に及ぼすSi量の影響\*

黒崎 友仁\*\*, 村瀬 崇\*\*\*, 寺山 和子\*\*\*\*, 石雅和\*\*\*\*\*  
戸次 洋一郎\*\*, 二宮 淳司\*\*\*\*\*, 新倉 昭男\*\*\*\*\*

### Influence of the Si content on the Bonding Ability and the Deformation Resistance during Brazing in Al-Si Alloy Single Layer Materials\*

Tomohito Kurosaki\*\*, Takashi Murase\*\*\*, Kazuko Terayama\*\*\*\*, Masakazu Seki\*\*\*\*\*  
Yoichiro Betsuki\*\*, Junji Ninomiya\*\*\*\*\*, and Akio Niikura\*\*\*\*\*

In the conventional brazing method, a filler material is required. The filler material melts at the brazing temperature and bonds the members. This study demonstrates a new brazing method where the aluminum members are bonded without a filler material by using the liquid phase provided from the Al-Si alloy single-layer material. In the new method, the Al-Si alloy single layer material partially melts and provides the liquid phase during brazing. Generally, the amount of liquid phase is influenced by the Si content. Therefore, we investigated the influence of Si content on the bonding ability and deformation resistance in a single-layer material. The bonding ability was evaluated by using a test piece made of fin and base materials, and the deformation resistance was evaluated by a sagging test. The bonding ability increased with Si content, but the deformation resistance decreased. We clarified that the trade-off between these properties can be avoided by using Al-2.5mass%Si alloy at 600°C brazing. We also investigated the influence of Si content on the metal structure and changes in the metal structure during brazing. Accordingly, we clarified that a spherical liquid phase formed from the Si phase and a laminar liquid phase formed through the grain boundaries.

**Keywords:** Al-Si alloy; brazing; semi-solid;

#### 1. 緒言

自動車用熱交換器、デバイス用ヒートシンクなどのように多数の接合点を金属接合する製品では、アルミニウム部材同士のろう付が利用されている<sup>1)-5)</sup>。ろう

付ではろう材を層状に張り合わせたクラッド材<sup>6),7)</sup>や置きろうなどが使用されている。しかしクラッド材を製造するためには、心材とろう材を casting 時や熱間圧延時にクラッドする必要があり、単層材を製造するより著しく生産性が低く、コストが高いという課題があっ

\* 本稿の主要部分は、軽金属, **68** (2018), 125-132に掲載。

The main part of this paper has been published in the Journal of Japan Institute of Light Metals, **68** (2018), 125-132.

\*\* 株式会社UACJ R&Dセンター 第一研究部

Research Department I, Research & Development Division, UACJ Corporation

\*\*\* 乳源東陽光UACJ精箔有限公司

Ruyuan Dongyangguang UACJ Fine Aluminum Foil co., Ltd.

\*\*\*\* 株式会社UACJ 板事業本部深谷製造所 品質保証部

Quality Assurance Department, Fukaya Works, Flat Rolled Products Division, UACJ Corporation

\*\*\*\*\* 株式会社UACJ 板事業本部深谷製造所 製造部

Production Department, Fukaya Works, Flat Rolled Products Division, UACJ Corporation

\*\*\*\*\* 株式会社UACJ R&Dセンター 研究企画業務部

Research Planning & General Service Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

\*\*\*\*\* 株式会社UACJ R&Dセンター 第二・第三開発部, 博士(工学)

Develop Department II and III, Research & Development Division, UACJ Corporation, Ph. D. (Eng.)

た。また、板厚が0.05 mmを下回るような薄い材料やクラッド率が低い材料では、ろう材層を安定的に形成することができず製造が困難であった。一方、置きろうを使用する場合、あらかじめ製造した置きろうをろう付け前に製品に合わせて設置する必要があった。これらの課題の解決には、従来のクラッド材において心材が担っていた構造を保つ役割と、ろう材が担っていた継手を接合する役割を単層の材料で担わせることが必要である。すなわち、ろう付時に大きな変形をせず構造を保ちつつ、ろう付時に液体となって接合部を充填し接合部材同士を金属接合する役割である。そこで我々は、単層材を用いてろう付加熱中に部分的に液相を生成させ固相部分で構造を保つ方法を検討した。

単層材において部分的に液相を生成させて接合する技術として、半熔融状態の材料に接合部材を差し込んで接合する技術<sup>8)</sup>や、半熔融状態で突合せ圧力を加えながら接合する技術<sup>9)</sup>が検討されている。しかしこれらは、半熔融した単層材に変形を伴う点や特定の方向に強く圧力を掛けながら接合する点から、多数の接合点を同時に接合して構造体を製造するろう付に不向きであった。一方、ろう付に関する過去のクラッド材の知見<sup>10)</sup>から、ろう材のケイ素量を低減すると発生する液相量が減少すると共に、残存する固相量が多くなりろう材層が流出せず、ろう付後も残存する現象が確認されていた。

我々はこの現象に着目し、さらにケイ素量や金属組織を制御することで、構造体としての形状を維持しつつ、接合に必要な液相を供給できる単層材が実現できるのではないかと考えた。しかしケイ素量を低減すると液相量が減少し、接合性を確保するのが困難になる懸念があった。また、半熔融状態では液相量の増加により急激に材料の強度が低下することが報告されている<sup>11)</sup>ことから、ケイ素量が多すぎると耐変形性を維持できない懸念があった。上述の観点から、本報では単層材によるろう付の実現のために、Al-Si系合金単層材における接合性と耐変形性へのケイ素量の影響を明らかにする。

## 2. 実験方法

本実験に検討したろう付用材料の化学成分を **Table 1** に示す。Al-Si系合金から成る単層材はDC 鋳造、熱間圧延、冷間圧延、中間焼鈍と最終冷間圧延を行い、板厚0.2 mm及び0.07 mmのH12調質にて作製した。クラッド材は3003アルミニウム合金にZnを2.5mass%添加した心材の両面に4343アルミニウム合金を10%クラッドし、前記単層材の工程に準じて板厚0.07 mm、H14調質にて作製した。**Fig. 1** にAl-2.5mass%Si単層材とクラッド材の断面光学顕微鏡観察像を示す。Fig. 1 (a)の単層材では板厚方向で第二相粒子分布の明確な変化はないが、Fig. 1 (b)のクラッド材では図中の上部及び下部の皮材部分に比較的大きな粒子が存在していた。

これらのろう付用材料を用いて、**Fig. 2**に示す形状の試験片を作製した。板厚0.2 mmのろう付用材料はベース材として用いるため、幅16 mm、長さ70 mmに切断した。組み合わせるフィン材には板厚0.05 mmのろうを生成しないAl-Mn系合金ベア材を使用した。板厚0.07 mmのろう付用材料はフィン材として用いるため、幅16 mm長さ300 mm程度に切断した後、フィン高さ5 mm、フィンピッチ2.5 mm、先端曲率半径0.3 mmのコレットフィン形状に成形し長さ60 mmに切断した。組み合わせるベース材にはろうを生成しない工業用純アルミニウム製の多穴管を使用した。Al-Mn系合金や工業用純アルミニウムは共にろう付温度において液相が生成せずかつフラックスと反応を起こしにくい材料、相手材として使用した。板厚0.2 mmのろう付用材料は参考文献<sup>10)</sup>で使用されているクラッド材の板厚を模擬し、ケイ素量による影響を明らかにする基礎検討のために使用した。板厚0.07mmのろう付け用材料はフィン材への適用を想定し、一般的クラッドフィン材と特性を比較するために使用した。組立はフィン材を挟むようにベース材を設置し、さらにその両外側に幅16 mm、厚さ1 mmのベース材よりも約50 mm長いステンレス製板材を設置し、ステンレス製板材の両端に取り付けられたねじとボルトを締め両ステンレス製

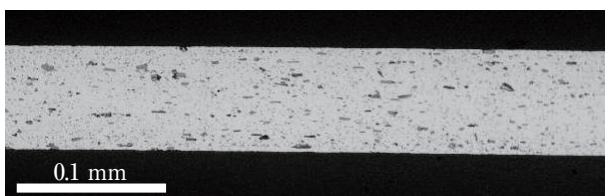
**Table 1** Chemical composition of the alloys.

Alloys	Composition (mass%)								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
Al-2.0mass%Si	1.94	0.03	0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.01	0.01	Bal.
Al-3.0mass%Si	2.92	0.04	0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.01	0.01	Bal.
Al-4.0mass%Si	3.94	0.05	0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.01	0.01	Bal.
Al-2.5mass%Si	2.52	0.04	0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.01	0.01	Bal.
3003+2.5Zn	0.51	0.17	0.16	1.06	<0.01	<0.01	2.39	0.01	Bal.
4343	7.60	0.20	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.01	0.01	Bal.

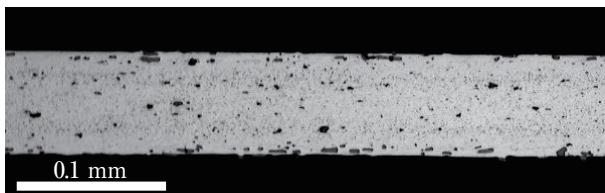
板材を固定することで、ベース材とフィン材を間接的に固定した。固定の強さはベース材とフィン材が落下しない程度の最小限に留めた。

このように組み立てた試験片に対して、フッ化物系フラックス（森田化学社製，製品名称FL7）を5mass%含む溶液に浸漬し，70℃の恒温槽で600 s乾燥した。その後，雰囲気制御ろう付炉（ノコロックブレージング炉）にて窒素雰囲気中で600℃，180 sのろう付加熱を行い，フィンとチューブを模した試験片を作製した。この時窒素雰囲気中の酸素濃度は50 ppm以下，露点は-50℃以下に管理した。炉中の温度は600～610℃に制御し，試験片に設置した熱電対の温度が600℃±2℃を示す状態で180 s保持した。試験片は各組み合わせにつき一つ作製した。

作製した試験片を長さ20 mm程度に切断し，幅方向に垂直な断面を観察できるようにエポキシ系樹脂に埋め込んだ。樹脂硬化後，エメリー紙及びバフを使用して

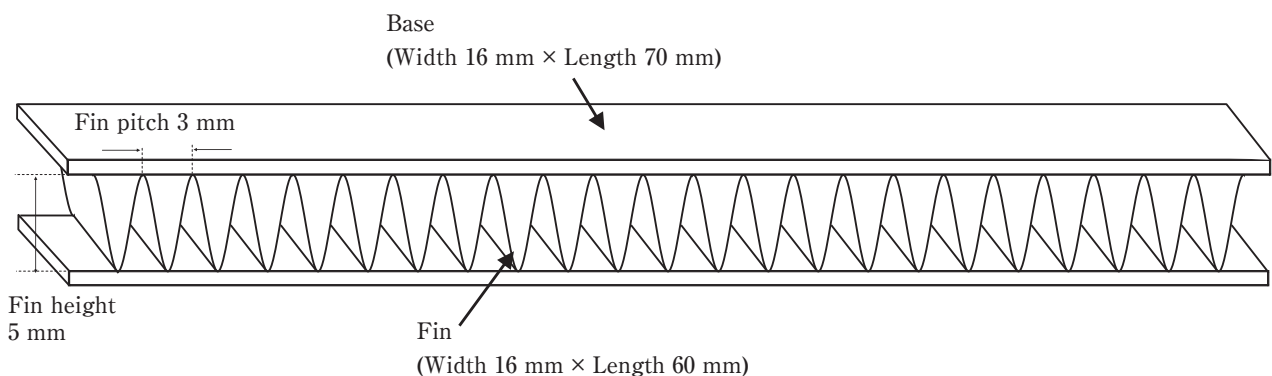


(a) Single-layer material



(b) Clad material

**Fig. 1** Difference in the cross-sectional microstructures between the single-layer material and the clad material before brazing.



**Fig. 2** Schematic of the test piece.

鏡面研磨した。その後ケラー氏液に常温で20 sec浸漬してエッチングを施し，接合部断面観察用サンプルとした。上記サンプルのフィン材とベース材が接合している部位を光学顕微鏡で観察し，接合部長さを測定することで接合性を評価した。接合部長さは各組合せの試験片一つずつからそれぞれ一つ切り出したサンプルを使用し，光学顕微鏡で接合部を三箇所撮影した画像から画像解析ソフト (ImageJ) を用いて測定した。接合部長さの測定例を **Fig. 3 (a)** に示す。接合部に形成されているフィレットにおける両方のR部が最も近づく2点を直線で結び，長さを測定した。また，板厚0.2 mmのろう付用材料をベース材に使用した実験では，同じ光学顕微鏡観察像からベース材の変形量を測定して耐変形性を評価した。変形量の測定例を **Fig. 3 (b)** に示す。変形量はベース材の下側の板表面のうち未変形部を結ぶ補助線を引き元の板形状を再現し，補助線から最もベース材が離れている点と補助線との距離を画像解析ソフト (ImageJ) で測定して求めた。フィン材として使用した板厚0.07 mmのろう付用材料は耐変形性をサグ試験<sup>12)</sup>で評価した。サグ試験ではろう付用材料を幅16 mm，突き出し長さ30 mmに調整し，サグ試験用のジグにセットした状態でろう付模擬加熱に供した。加熱条件は600℃，180 sとし，雰囲気は窒素雰囲気とした。窒素雰囲気中の酸素濃度は50 ppm以下，露点は-50℃以下とした。サグ試験はろう付加熱中の材料の耐変形性を相対的に評価する手法である。所定の突き出し長さで片持ち梁の状態でろう付模擬加熱を行い，加熱中に自重で変形し垂れ下がる量を加熱後に垂下量として測定した。本研究では，一緒に加熱したAl-2.5mass%Si単層材とクラッド材の垂下量を比較して耐変形性を相対的に評価した。



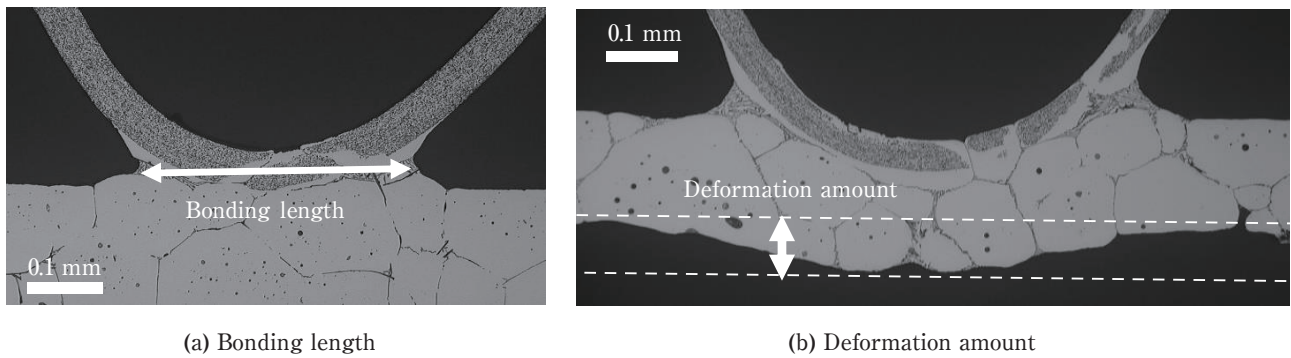


Fig. 3 Examples of the measurement.

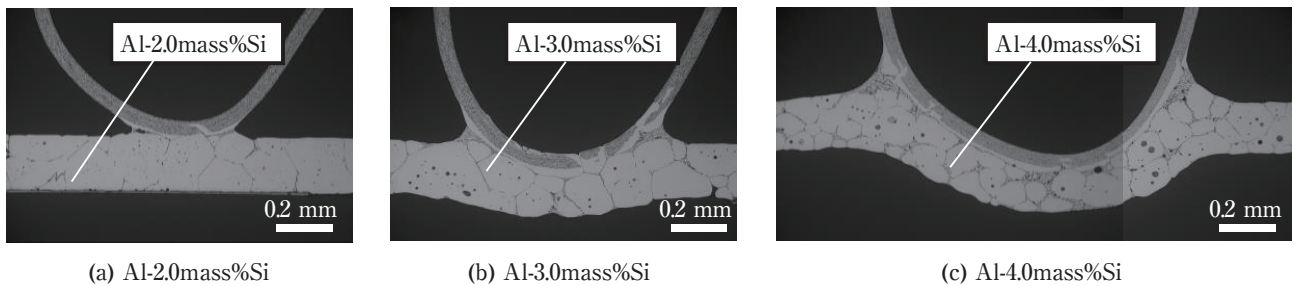


Fig. 4 Cross-sectional optical micrographs of brazed test pieces made of Al-Si alloys with a thickness of 0.2 mm.

### 3. 結果

Fig. 4に板厚0.2 mmのろう付用材料を使用してろう付した試験片の断面光学顕微鏡観察像を示す。ケイ素量が増加すると共に、接合部長さとベース材の変形量が増加する傾向が確認された。また、フィン材とベース材の接合部にフィレットが形成されていた。

Fig. 5にケイ素量と接合部長さの関係を示す。ケイ素量2%で十分なフィレットが形成されており、ケイ素量の増加に伴い接合部長さは直線的に増加していた。

Fig. 6にケイ素量と変形量の関係を示す。ケイ素量が2mass%ではほとんど変形しないが、3mass%以上では大きな変形が確認された。また3mass%以上では変形量のバラツキが大きかった。この結果から形状を維持した上で可能な限り接合部長さを確保する為には、ケイ素量を2mass%以上3mass%未満の範囲とするのが適切であると考えられた。

Fig. 7に板厚0.07 mmのろう付用材料を使用して作製した試験片の断面光学顕微鏡観察像を示す。Al-2.5mass%Si単層材をフィン材に使用した試験片 (Fig. 7 (a)) は、クラッド材をフィン材に使用した試験片 (Fig. 7 (b)) と同様にフィンが座屈することなく、フィレットが形成されていた。Fig. 7の観察像から接合部長さを各3点ずつ測定した。Al-2.5mass%Si単層材は

接合部長さが0.50 mmであり、接合部長さが0.45 mmであったクラッド材に対して同等以上の接合性を示した。

Fig. 8にサグ試験結果を示す。Al-2.5mass%Si単層材は、クラッド材に比べ垂下量が高く、耐変形性は相対的に低かった。ただし、Fig. 7の結果から、本実験においてフィンが座屈しない程度の耐変形性を有していることが確認された。

### 4. 考察

#### 4.1 ケイ素量によるろう付性及び耐変形性への影響

Fig. 5及びFig. 6に示すように、ケイ素量の増加に伴いろう付性が向上し耐変形性は低下した。その理由はケイ素量の変化によりろう付時に材料中に発生する液相量が増加したためと考えられる。

ろう付中に材料中に発生する液相量を測定することは困難であるが、平衡状態図から推定することができる。Al-Si 2元系平衡状態図<sup>13)</sup>にて示されるとおり、Fig. 5及びFig. 6で使用したAl-2.0～4.0mass%Siでは、600℃は共晶温度以上であり液相と $\alpha$ -アルミニウム相の共存領域である。その際、この原理によりケイ素量が多いほど液相の割合が多い。ケイ素量とこの原理で求めた液相率の関係をFig. 9に示す。ケイ素量が

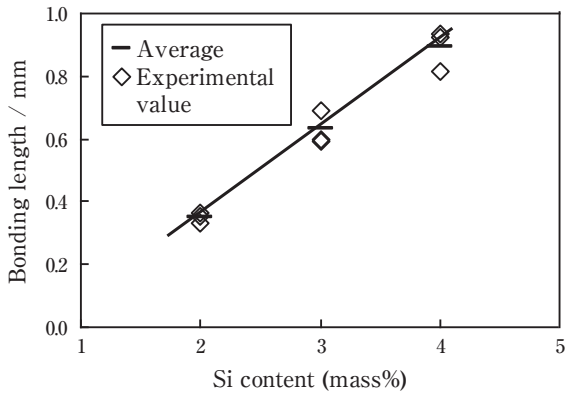


Fig. 5 Relationship between the Si content and the bonding length.

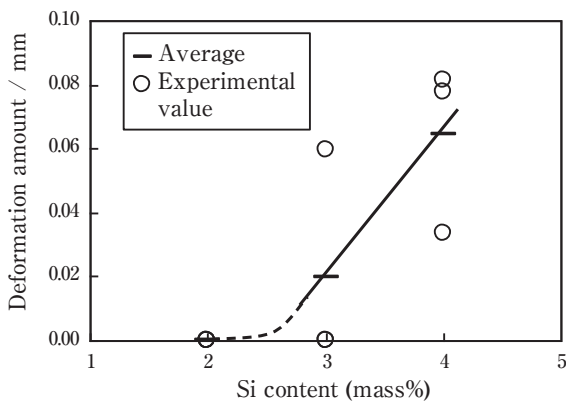
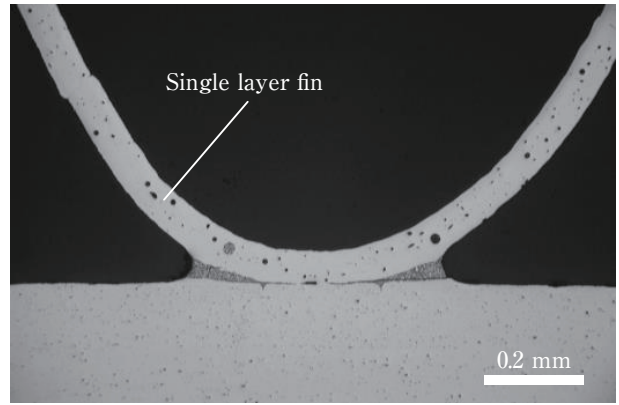


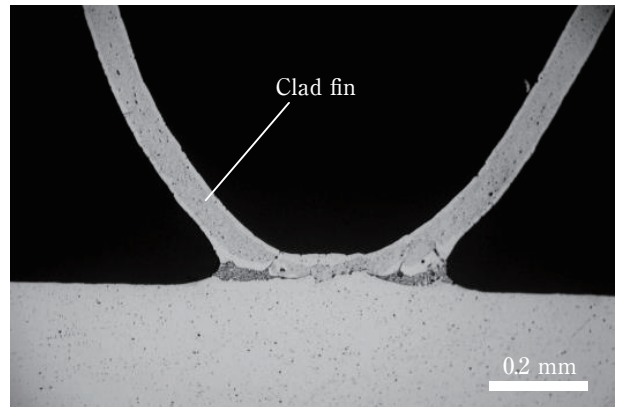
Fig. 6 Relationship between the Si content and the deformation amount.

増えるとともに液相率が直線的に増加していた。従って接合部長さと変形量は、材料中に発生する液相量の増加に伴い直線的に増加したと考えられる。また、本実験から2.5mass%以上のケイ素量で耐変形性が低下することが明らかとなったが、このケイ素量で状態図から算出された液相率は約20%であった。従って20%程度の液相率で耐変形性が低下することが示唆された。

ケイ素量変化に伴う液相率変化と金属組織との対応を調査するために、2.0～4.0mass%のケイ素量を有する板厚0.2 mmのろう付用材料を使用して作製した試験片の、ベース材の断面観察像をFig. 10に示す。接合部の変形等の影響を除外するため、接合部から離れた部位を観察した。いずれのケイ素量においても、形態から見て粒界に沿っていると推定される膜状の第二相と、粒内の球状の第二相が形成されていた。Fig. 10に示した画像は二次元の断面像であるが、画像中のどこにおいても粒界に沿っていると推定される第二相は線状に観察され粒内の第二相は円状に観察されたことから、



(a) Single layer fin



(b) Clad fin

Fig. 7 Cross-sectional optical micrographs of brazed test pieces made of brazing materials with a thickness of 0.07 mm.

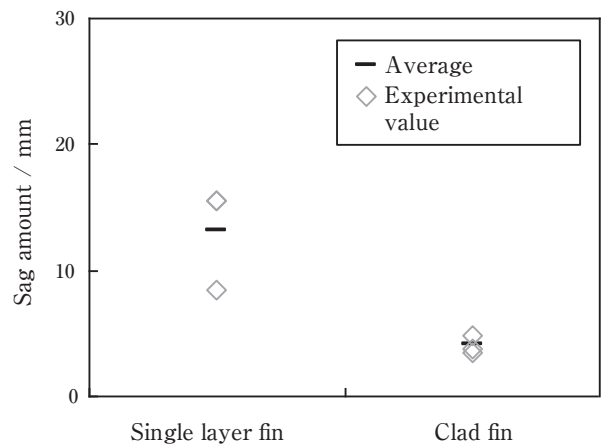
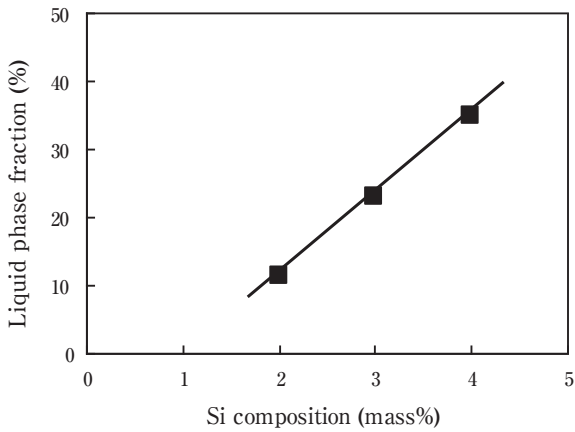


Fig. 8 Sag amount of the brazing materials with 0.07 mm in each thickness.

それぞれ三次元的には膜状及び球状であるものと判断した。第二相をより詳しく観察するために、更に拡大したものをFig. 11に示す。矢印部で示すように、膜状及び球状の第二相はラメラ状の共晶組織になっている

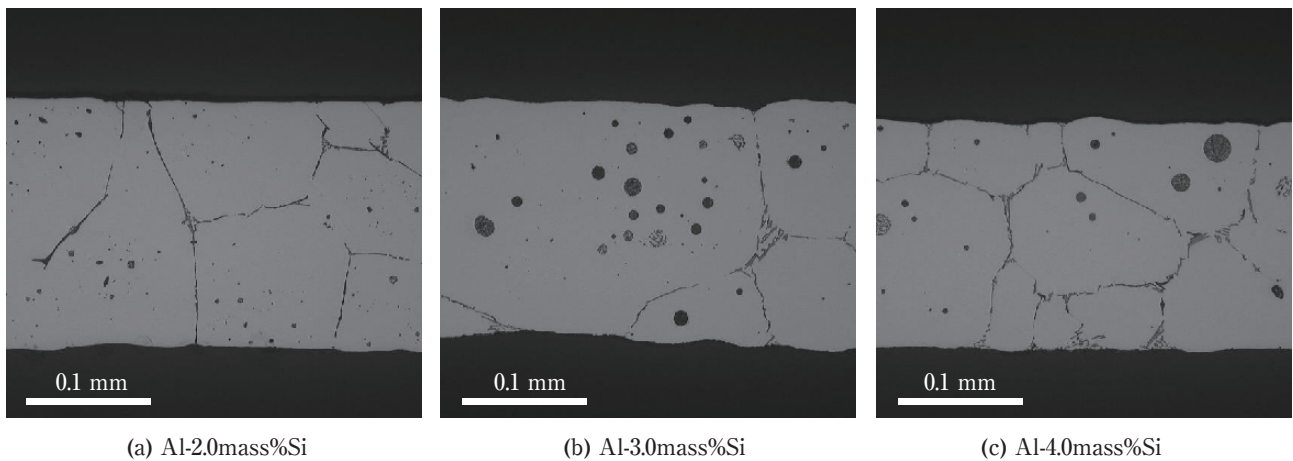


**Fig. 9** Relationship between the Si content and the liquid phase fraction.

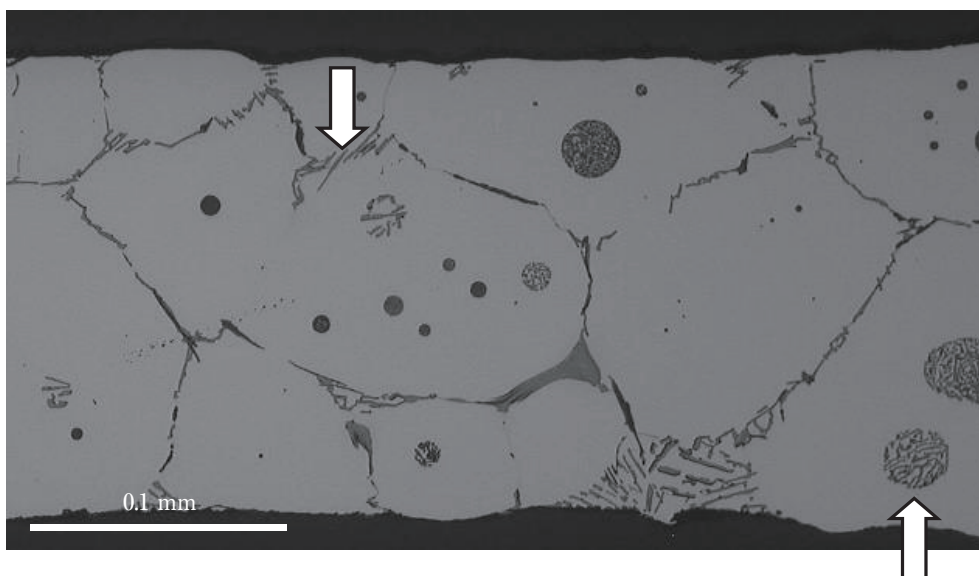
ことが分る。

**Fig. 12**にAl-2.0mass%Siの断面EPMA分析結果を示す。ケイ素が球状及び膜状に濃化していることが確認された。以上から、ろう付後に観察された膜状及び球状の第二相は液相が凝固した際に形成されたアルミニウムとケイ素の共晶組織であり、その形態はろう付中の液相の形態と対応していると考えられる。すなわち、ろう付け時は粒界に沿った膜状の液相と粒内の球状の液相が存在していたと考えられる。

Fig. 10で使用された各ケイ素量の材料において、球状の共晶組織の面積率及び平均径を画像解析(旭化成社製 A像君を使用)によって測定した。その結果を**Fig. 13**に示す。1つの材料につき観察像3枚分の画像



**Fig. 10** High magnification cross-sectional optical micrographs of each Al-Si alloy base materials with the thicknesses of 0.2 mm after brazing.



**Fig. 11** Magnified image of the lamellar and the spherical eutectic structures of Al-4.0mass%Si after brazing.



解析を行い、平均値を算出した。ケイ素量が多いほど、球状共晶組織の面積率及び平均径が直線的に増加することが確認された。なお、球状の共晶組織の面積率はFig. 9に示した液相率よりも小さい値を示していた。これは材料中に発生した液相は粒内に球状に形成されたもの以外にも、粒界及び表面に膜状に形成されたものがあるためと考えられる。一方、膜状の共晶組織は厚さを評価することは困難であるが、膜状の共晶組織が交差する三重点において、ケイ素量が多いほど粗大な共晶組織が形成される傾向が見られる。これらの球

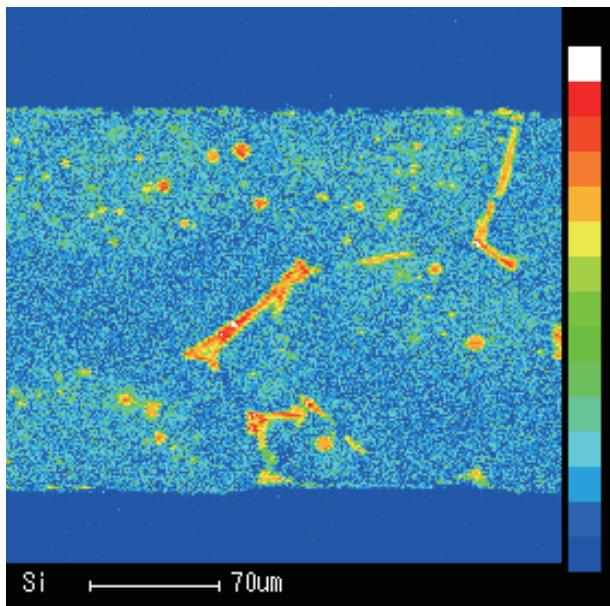
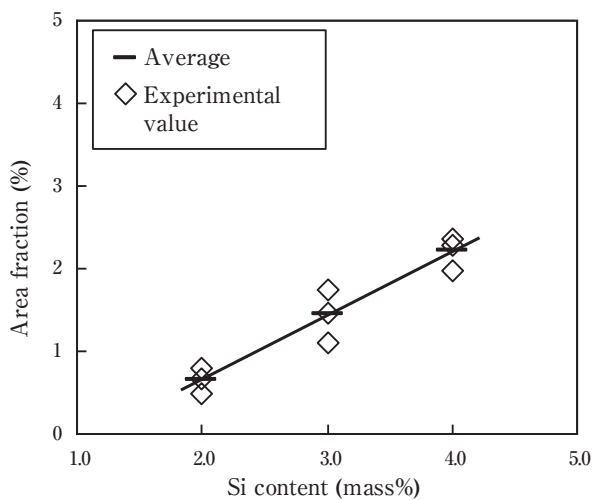


Fig. 12 Cross-sectional EPMA mapping image of Al-2.0mass%Si after brazing.



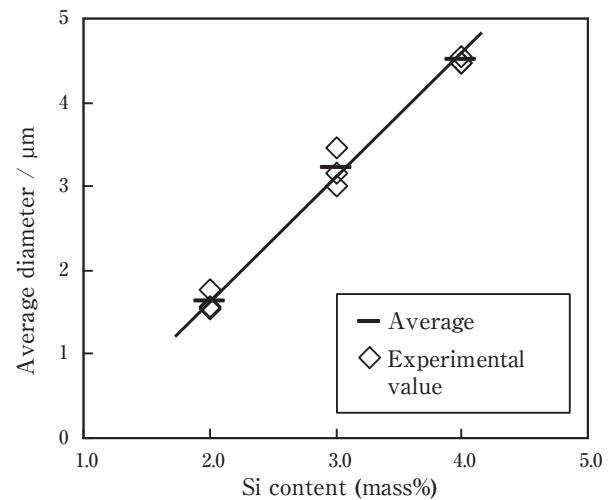
(a) Area fraction

状及び膜状の共晶組織の増加傾向は、前述の状態図から求めたケイ素量と液相率の関係を裏付けている。

#### 4.2 ろう付中の金属組織変化

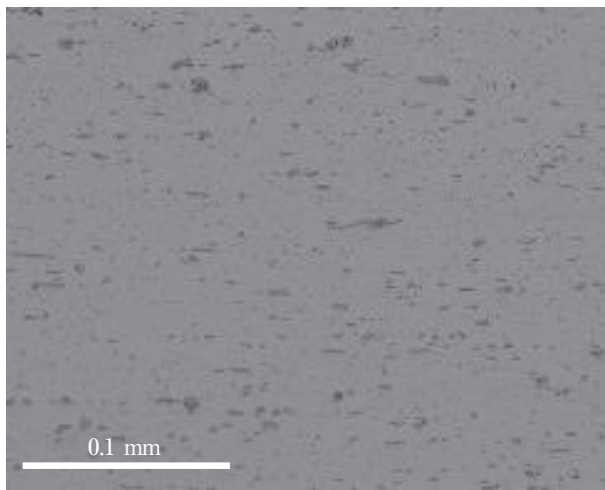
4.1ではケイ素量が増加するほど600℃における材料中の液相率が増加し、金属組織も液相の増加に対応する形態になっていた。しかし、膜状及び球状の液相の形成過程は不明であった。そこで、Al-2.5mass%Siを使用しろう付前後の金属組織変化を調査した。

Fig. 14にAl-2.5mass%Siのろう付前後の板表面光学顕微鏡観察像を示す。板断面では観察視野が狭いため板表面の観察を行った。ろう付前 (Fig. 14 (a)) はケイ素相が分散しているが、ろう付後 (Fig. 14 (b)) は膜状及び球状の共晶組織が観察された。Al-Si 2元系平衡状態図からろう付前に存在するケイ素相は共晶温度を超える温度に加熱されると、アルミニウム相と反応し液相を生成すると推定される。その変化過程をその場観察により調査した。Fig. 15にAl-2.5mass%Siの加熱時の金属組織変化を光学顕微鏡にてその場観察した結果を示す。Al-2.5mass%Si板材の表面を断面観察と同様の方法で研磨及びエッチングを行い米倉製作所製の加熱ステージ (MS-TPS) に設置し、光学顕微鏡を用いて観察した。加熱ステージ内はアルゴン雰囲気とした。加熱速度は520℃まで180 sで急速に加熱し、共晶温度近傍の520℃から600℃までは0.17℃/sの速度で昇温した。Fig. 15 (a) に示されるように550℃程度まではケイ素相が分散していた。しかし共晶温度を超えた585℃ (Fig. 15 (b)) まで加熱すると、ケイ素相を起点に球状に液相が形成される様子が確認された。また膜状に液

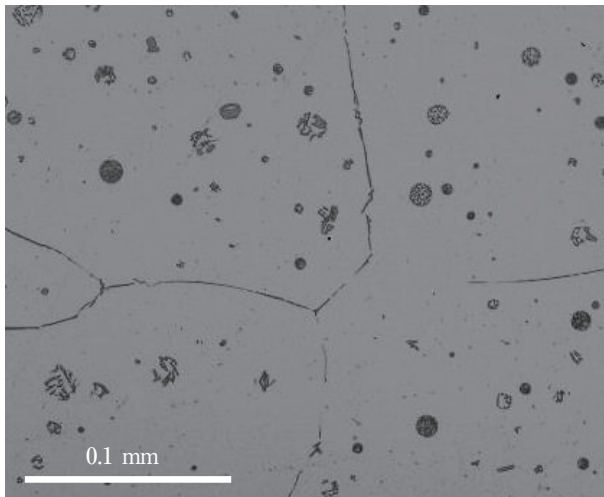


(b) Average diameter

Fig. 13 Relationship between the Si content and (a) area fraction, (b) average diameter of the spherical eutectic structures.



(a) Before brazing



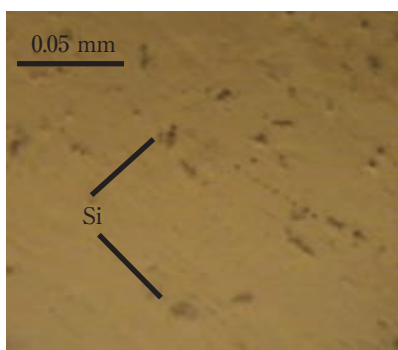
(b) After brazing

**Fig. 14** Optical micrographs of the Al-2.5mass%Si before and after brazing in L-LT section.

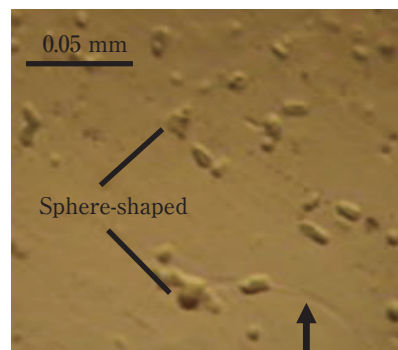
相が形成される様子も観察された。さらに590°C (Fig. 15 (c)) まで加熱を継続すると、球状及び膜状の液相が成長していた。その後は酸化皮膜が表面を厚く覆ってしまい観察が困難であった。以上の結果から、ろう付前に分散しているケイ素相を起点に球状に液相が発生することが確認された。また、膜状の液相も合わせて発生することが確認された。

液相が球状に形成される理由としては、固液界面エネルギーを最小化するように溶融反応が進むためという平衡論的な仮説や、溶融過程における局所的な濃度勾配と拡散のバランスによるという速度論的な仮説などが考えられるが、本実験ではそのメカニズムの解明には至っていない。特に液相中の局所的な濃度勾配や固液界面の位置は凝固時に液相が二相に分離する際にその状態が変わると考えられるため、凝固後の成分分析等から溶融時の状態を推定することが困難である。本材料の溶融時の金属組織挙動をより詳しく解明するためには、計算的な手法と実験的な手法を織り交ぜたアプローチが必要と考える。

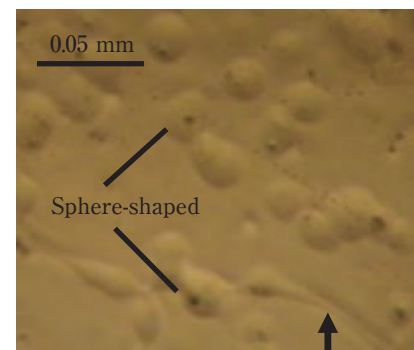
液相が膜状に形成される理由は、その形状や分布から結晶粒界に沿って発生したためと考えられる。そこでろう付加熱後の板表面の結晶粒組織をバーカー氏液を用いた陽極酸化で顕在化させ、偏光フィルターを使用して光学顕微鏡にて観察した結果をFig. 16に示す。結晶粒ごとにアルミニウム相のコントラストが変化しており、コントラストの異なるアルミニウム相の境界が結晶粒界である。また膜状及び球状に黒く観察されるのが第二相である。陽極酸化法の影響により、第二相は実物よりも大きく観察されている点に留意が必要である。Fig. 16から結晶粒界に対応して膜状の第二相



(a) 550°C



(b) 585°C



(b) 590°C

**Fig. 15** In situ observation images of the microstructure of Al-2.5mass%Si during brazing.



が形成されており、結晶粒界に沿って液相が形成されていたことが確認された。その理由は以下と考えられる。本材料は母材がH12調質のためろう付け加熱時に再結晶が生じ、その際の粒界移動時に溶質元素が集められ粒界上のケイ素濃度が増大する。加えて、粒界は界面エネルギーによりマトリクスよりエネルギーが高い。以上の2点から、粒界に沿って液相が発生したと考えられる。これらの金属組織変化を模式的にFig. 17にまとめた。

以上の金属組織と接合性及び耐変形性との関係についてさらに考察する。

接合性は材料から接合部に供給される液相量に影響される。観察された金属組織を元に液相が接合部に供給される経路は三つ考えられる。一つ目は元々表面近傍に存在するケイ素相が周囲のアルミニウム相と反応して熔融した際に、表面に流れ出る経路である (Fig. 17の①)。二つ目は、結晶粒界にて生成した液相が結晶粒界を伝って表面に流れ出る経路である (Fig. 17の②)。三つ目は、結晶粒内に球状に形成された液相中のケイ素が、固相拡散によって表面や粒界に移動して液相を供給する経路である (Fig. 17の③)。本実験ではケイ素

量を増加させるほど接合性が良かったが、それは上記三つの経路のいずれの液相量も増加するためと考えられる。

しかし厳密には経路によって液相の供給量が異なる可能性があり、どの経路が支配的に影響しているかは今後の検討課題である。例えば三つ目の経路については、ケイ素が加熱中に拡散できる距離以上には液相は移動しないはずであるという制約がある。本実験のろう付条件である600℃、180 sにおいて、式1で定義される2次元ランダムウォークの平均距離を求めると0.024 mmと算出される。ここで $x$ は移動距離 (mm)、 $D$ は拡散係数 ( $\text{mm}^2/\text{s}$ )、 $t$ は時間 (s) とした。計算を簡単にするためろう付時の昇温及び降温過程は計算から除外した。また $D$ は式2から求めた。この式2の $R$ は気体定数 ( $\text{J}/\text{mol}/\text{K}$ )、 $T$ は温度 (K) とし、 $D_0$ 及び $Q$ は文献値<sup>14)</sup>を使用した。この計算結果から、本実験の条件では表面や粒界から0.024 mm以上離れた粒内の液相は接合部に供給される経路がないと考えられる。

$$x = \sqrt{2Dt} \quad \dots\dots\dots \text{(式1)}$$

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad \dots\dots\dots \text{(式2)}$$

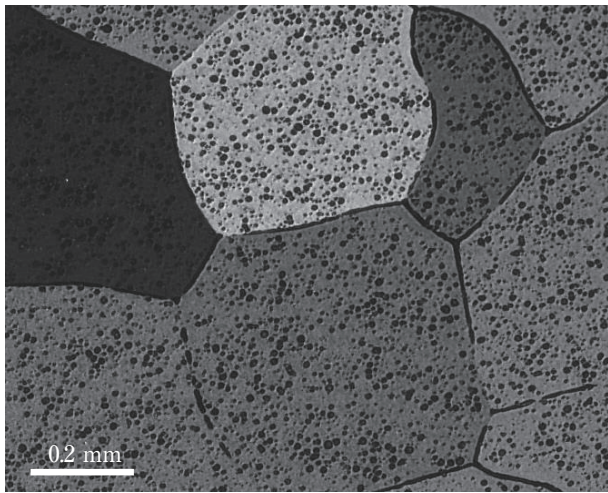


Fig. 16 Grain structure of Al-2.5mass%Si after brazing.

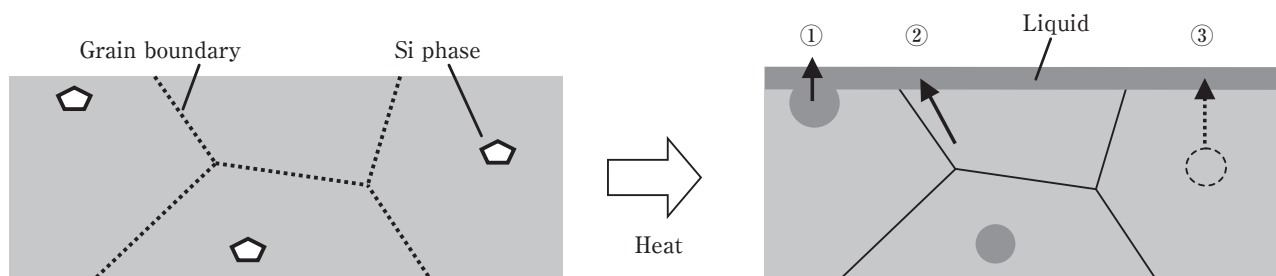


Fig. 17 Schematic liquid flow of Al-Si alloy during brazing.

なお、いずれの経路で供給された場合でも接合部に供給された液相量に対応して材料の体積は減ると予想される。本実験では接合部に供給される液相量が少ないため明らかな体積減少は観察されていないが、接合部に多くの液相を供給するようなケースでは体積減少にも注意が必要である。

一方、ろう付中の耐変形性については高温での変形挙動であるため粒界すべりが発生し結晶粒径が強く影響することが知られている<sup>15)</sup>。本実験では、ケイ素量を増加させるほど結晶粒界に形成される液相量が増加したため粒界すべりが容易になり、耐変形性が低下し

たとえられる。しかし、結晶粒界に形成された液相量を判別することは容易ではないため、その影響を解明するのは今後の課題である。

## 5. 結言

Al-Si系合金単層材におけるケイ素量による接合性及び耐変形性への影響を調査し、以下の点が明らかとなった。

- (1) ケイ素の組成が高いほど、接合部長さが長く接合性が増加していた。
- (2) ケイ素の組成が高いほど、変形量が大きく耐変形性は低下していた。
- (3) Al-2.5mass%Si単層材を板厚0.07 mmのフィン材として用い、顕著な変形を起こすことなく金属接合された試験片を作製することができた。
- (4) ろう材を用いずに単層材のみでろう付が可能なが示された。

## 参考文献

- 1) 川瀬寛：アルミニウムブレージングハンドブック，アルミニウムブレージングハンドブック編集委員会，軽金属溶接構造協会，(2004)，3-13.
- 2) 川瀬寛：軽金属，**48** (1998)，426-431.
- 3) 中村雅勇：アルミニウム技術便覧，軽金属協会，カロス出版，(1996)，826-836.
- 4) 納康弘：軽金属溶接，**30** (2000)，130-142.
- 5) 竹内桂三：軽金属，**41** (1991)，208-220.
- 6) 大家正二郎：アルミニウム技術便覧，軽金属協会，カロス出版，(1996)，1233-1238.
- 7) JIS Z 3263 (2002).
- 8) 木内学，柳本潤，杉山澄雄：生産研究，**51** (1999)，105-108.
- 9) 圓城敏男，池内建二：溶接学会論文集，**2** (1984)，599-605.
- 10) 手島聖英，杉浦慎也，根倉健二，大河内隆樹，長谷川恵津夫，渥美哲郎，田中宏和，久富裕二：軽金属，**64** (2014)，150-156.
- 11) 坂口信人，常川雅功，渡辺良夫：軽金属，**63** (2013)，229-233.
- 12) 杉原諄，瀧川淳：アルミニウムブレージングハンドブック，アルミニウムブレージングハンドブック編集委員会，軽金属溶接構造協会，(2004)，130-133.
- 13) T. B. Massalski：Binary alloy phase diagrams，**I** (1986)，165.
- 14) 小菅張弓：アルミニウム材料の基礎と工業技術，「アルミニウム材料の基礎と工業技術」編集委員会，軽金属協会，(1998)，57.
- 15) 丸山公一，中島英治：高温強度の材料科学，内田老鶴圃，(1997)，15-22.



黒崎 友仁 (Tomohito Kurosaki)  
(株)UACJ R&Dセンター 第一研究部



村瀬 崇 (Takashi Murase)  
乳源東陽光UACJ精箔有限公司



寺山 和子 (Kazuko Terayama)  
(株)UACJ 板事業本部深谷製造所 品質保証部



石 雅和 (Masakazu Seki)  
(株)UACJ 板事業本部深谷製造所 製造部



戸次 洋一郎 (Yoichiro Betsuki)  
(株)UACJ R&Dセンター 第一研究部



二宮 淳司 (Junji Ninomiya)  
(株)UACJ R&Dセンター 研究企画業務部



新倉 昭男 (Akio Niikura)  
(株)UACJ R&Dセンター 第二・第三開発部  
博士(工学)