

双ロール連続鋳造圧延法による 熱交換器用アルミニウム合金フィン材の開発

Development of Aluminum Alloy Fin Stock for Brazing Using a Twin-Roll Continuous Casting Method

川原 晃*
Akira Kawahara

新倉昭男*
Akio Niikura

土公武宜*
Takeyoshi Doko

概要 高強度、高熱伝導性を満たした自動車熱交換器用アルミニウム合金フィン材を開発し、実用化した。このフィン材は双ロール連続鋳造圧延法を用いて鋳造したAl-Fe-Ni-Si系合金であり、金属間化合物を微細、密に分散させることによって強度増加を実現した。

本フィン材は0.06 mmの板厚において、ろう付加熱（600℃、3分）後に130 MPaの引張強度、50% IACSの導電率を持つ。自動車用熱交換器のフィン材として広く用いられているAl-Mn系（3000系）合金は、同条件で引張強度約110 MPa、導電率は約40% IACSである。本フィン材は、純アルミ系（1000系）合金と同等の導電率を維持しながら強度を向上しており、熱交換器フィン材料の薄肉化を可能にする。

1. はじめに

地球温暖化対策などの目的から自動車の燃費向上が求められ、主要部品のひとつである熱交換器の軽量化が強く求められている。アルミニウム合金は高い熱伝導性を有し、また、銅などの金属材料よりも比強度に優れることから熱交換器部材として広く用いられている。近年では、さらに熱交換器を軽量にするためにアルミニウム合金部材の板厚を薄くする研究開発が盛んである。

図1にアルミニウム合金製熱交換器の一例として、ラジエータの外観を示す。熱交換器の主要な部材のひとつであるフィン材の板厚を薄くするためには、強度と熱伝導性の向上が必要となる。通常、アルミニウム合金製熱交換器はろう付工法によって製造される。アルミニウム合金部材は、ろう付工程において合金の融点に近い600℃近傍に加熱される。この工程がフィン材の強度と熱伝導性の向上を困難にしている。つまり、ろう付時の加熱はアルミニウム合金にとって焼鈍処理となり、強度が低下する。また、この加熱は溶体化処理にもなり、熱伝導率を低下させる。

このような課題に対して、当社はこれまでの研究でAl-Fe-Si系合金にニッケルを添加することによって、熱伝導率が低下せず強度が向上する知見を得た。この合金系では、主にAl-Fe-Ni-Si系金属間化合物の分散強化によって強度が増加し、アルミニウム母相への添加元素の固溶が少ないために熱伝導率が低

下しないと考えられている¹⁾。開発したAl-Fe-Ni-Si系合金は、ろう付加熱後の強度と熱伝導性に優れ、ラジエータ用フィン材として生産を行っている²⁾。

その後も各熱交換器メーカーではフィン材を薄肉化する検討が行われ、生産中のフィン材と同等の熱伝導率を持ち、さらに高強度なフィン材が必要とされた。この要求に対して、当社では分散強化を基本にした強度向上の研究をさらに推し進めた。本稿では、検討結果として双ロール連続鋳造圧延法を適用したAl-Fe-Ni-Si系フィン材合金の開発について報告する。

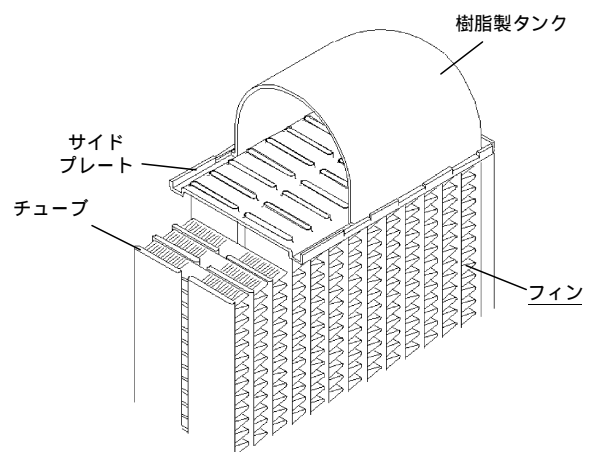


図1 熱交換器（ラジエータ）の外観模式図
Schematic view of heat exchanger

* 研究開発本部 メタル総合研究所

2. フィン材の要求特性

アルミニウム合金製ラジエータの製造工程を図2²⁾に示す。フィン材はコルゲート（波形）成形され、チューブ材などの他の部材と組み付け後、600 近傍の温度でろう付される。フィン材に要求される諸特性のうち、ろう付加熱の影響を強く受けるものを以下に述べる。

2.1 引張強度

熱交換器の使用時に、冷却水の圧力によってチューブが膨らむ。その膨張を支える部材であるフィンの強度が低いとフィンが座屈し、その結果チューブが破断する。したがってフィン材の引張強度は高いことが望ましい。しかし、ろう付時の加熱のため、アルミニウム合金の一般的な強化法をフィン材に適用す

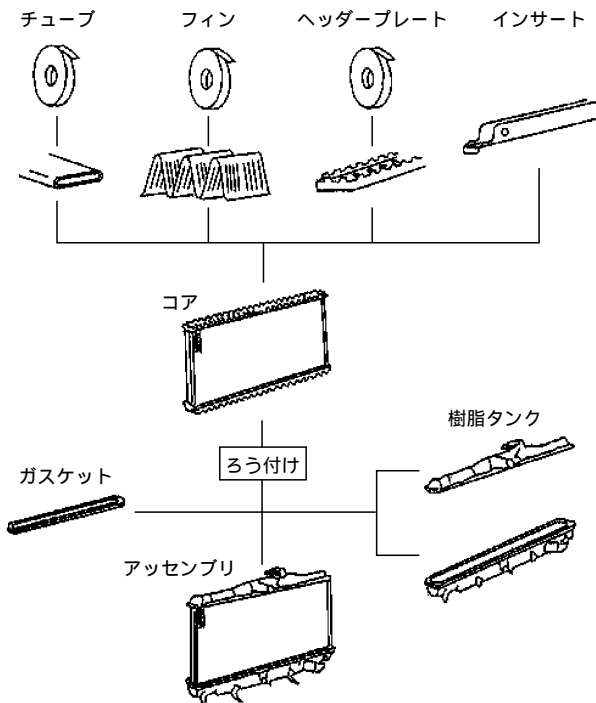


図2 アルミニウム製ラジエータの製造工程²⁾
Manufacturing process for aluminum heat exchanger²⁾

ることは困難である。引張強度の向上法については第3節で詳しく述べる。

2.2 熱伝導性

熱交換器の熱効率を向上するために熱交換器部材の熱伝導性は高いことが望ましい。しかし、アルミニウム合金に添加した元素は、ろう付工程においてアルミニウム母相に固溶し熱伝導率が低下する。

2.3 ろう付性

フィン材はろう付工程中に、溶融したろう材によってエロージョン（浸食溶解）されないことが必要である。図3 b)に示すように、ろう材がフィン材を浸食溶解すると、フィン・チューブ接合部の強度が低下するため、ろう付工程中にフィン材が変形、座屈したり、熱交換器使用時にチューブの膨張を支えることができなくなる。

フィン材の板厚が薄くなると、ろう材の浸食によってフィン材が分断しやすくなる³⁾。また、量産でのろう付工程においては様々な大きさの熱交換器が同時に加熱されるため、小型の熱交換器の温度は600 よりも高くなり、ろう浸食の不具合が生じやすくなる。

2.4 耐座屈（サグ）性

ろう付工程時に、熱交換器は鉄製ワイヤーなどを用いて形状を固定する。鉄とアルミニウム合金の熱膨張係数の差によって、600 近傍で熱交換器は強固に締めつけられることになる。600 近傍の温度においてワイヤーに締めつけられても、熱交換器が座屈して変形することがないように、フィン材は耐座屈性に優れる必要がある。

3. 高強度化の検討

フィン材に要求される特性のうち、引張強度の向上を第一の目的として検討を行った。フィン材の薄肉化に関して最も重要と考えたためである。以下に引張強度向上の手法と、他の特性との関係について述べる。

アルミニウム合金の強度向上の方法の一つに固溶硬化がある。例えば、5000系合金はマグネシウムの固溶硬化を利用した合金系である。しかし、マグネシウムはろう付加熱時にフラックス成分のフッ素と反応し、ろう付による接合ができなくな

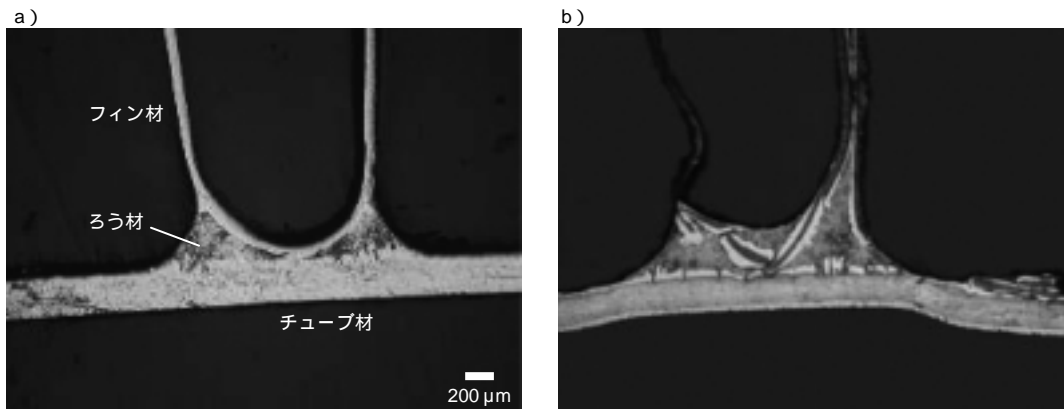


図3 フィン・チューブ接合部の断面マイクロ写真
a) 健全なフィン・チューブ接合部, b) ろう材の浸食によりフィンが座屈した部位
Cross section of a fin-tube joint
a) Sound joint, b) Fin stock is buckled due to erosion of filler metal

ることから、フィン材合金にマグネシウムを添加することはできない。また、シリコンや銅も、アルミニウムに固溶して強度を向上するが、同時に合金の融点を下げる。フィン材合金の融点が低下して、ろう付加熱温度に近くなると、2.3節で述べたろう材の浸食が生じやすくなる。したがって熱交換器用部材にシリコンや銅を多量に添加することはできない。

一方、結晶粒を微細化すると、一般に耐力や引張強度が増加する。しかし、熱交換器用フィン材の再結晶組織が微細であると、溶融ろう材の高速拡散経路である結晶粒界が増加することになり、ろう材の浸食が生じやすくなる。さらに、アルミニウム合金の高温での変形は粒界に沿ったすべり変形が支配的と考えられている。したがって、フィン材の再結晶粒が微細であると、2.4節で述べた耐座屈性が低下する。

また、ろう付時の加熱によってフィン材は焼鈍されるため、加工硬化によって熱交換器部材の強度を向上することはできない。

以上の理由から、熱伝導性やろう付性などの特性を低下させずに、フィン材の強度を向上する最も有効な手法は、分散強化であると考えられる。

3000系合金はアルミニウムにマンガンを添加した合金系で

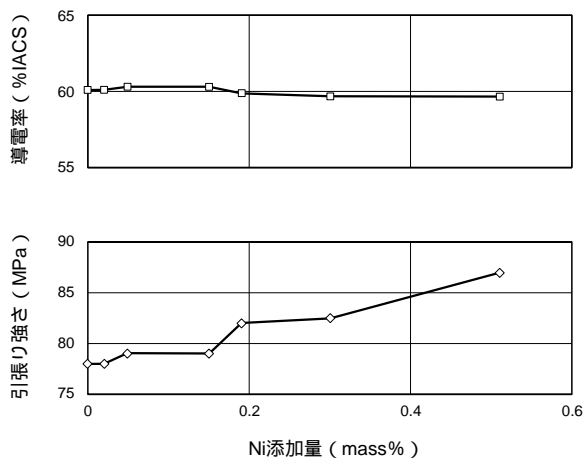


図4 Al-0.1%Si-0.5%Fe合金にニッケルを添加したときのろう付加熱後の引張り強度と導電率の変化²⁾
Changes with Ni addition in tensile strength and electrical conductivity of Al-0.1%Si-0.5%Fe alloy fin stock after brazing²⁾

あり、Al-Mn系金属間化合物を析出させて強度を向上している。しかし、マンガンは600においてアルミニウム合金に対する固溶量が大きく、そのため3000系合金のろう付加熱後の熱伝導率は、純アルミニウム系合金や、Al-Fe系合金と比較すると著しく低い。フィン材のように熱伝効率が特に重視される熱交換器部材へ適用するのは好ましくない。

当社はAl-Fe合金における鉄の最大固溶量が0.05 wt.%⁴⁾と小さく、また、Al-Ni合金におけるニッケルの最大固溶量が鉄と同等に小さい⁵⁾ことに着目した。図4²⁾に、Al-0.1 wt.% Si-0.5 wt.% Fe合金にニッケルを添加した時の引張強度と導電率の変化を示す。なお、本稿では熱伝導率の指標として導電率を使用する。両者は比例関係にあり、導電率は熱伝導率より簡便に測定できるためである。図4に示したようにAl-Fe-Ni-Si系合金においてニッケルの添加量を増すと、ろう付加熱後において導電率の低下を伴わずに引張強度が増加することを見出した。そして、熱伝導性と引張強度に優れたAl-Fe-Ni-Si系フィン材用合金を開発し、1995年に実用化した。

フィン材に対してさまざまな強化法を実施した時の、フィン材の諸特性の変化を表1にまとめて示す。

4. 双ロール連続鋳造圧延法の検討

1995年以降、フィン材のさらなる強度向上を検討した結果、鉄とニッケルの添加量がある量以上添加しても強度が増加せず、さらにろう付加熱後の再結晶組織が微細化することがわかった。したがって、合金組成を変更するだけでは、薄肉化に適したフィン材を開発することができないと判断した。

そこで、鋳造時に溶湯の冷却速度が大きいと晶出相が微細化する⁶⁾ことに着目し、より大きな冷却速度が得られる方法として、双ロール連続鋳造圧延法 (Twin-roll Continuous Casting method; 以下CC法) を用いて熱交換器用フィン材を製造する検討を行った。

図5に、CC法における溶湯の凝固部の模式図を示す。CC法ではアルミニウム合金溶湯が連続的に鋳造ロール間に供給され、厚さ数mmの鋳造板に鋳造され、そのままコイルに巻き取られる。溶湯は水冷ロールによって直接冷却されるため、一般の工業的鋳造法であるDirect Chill法 (以下DC法) よりも鋳造時の冷却速度が大きい。図6にCC鋳造機によって作製した鋳造板のSEM観察結果を示す。作製した鋳造板では、10 μm以

表1 アルミニウム合金の強度増加の手段と、熱交換器部材に適用する場合の問題点
Techniques for strengthening of aluminum alloys and problems specific to fin stock

主に利用する強化法	強度増加の手段	問題点など
固溶強化	マグネシウムの添加	ろう付できない。
	銅、シリコンの添加	熱伝導性が低下する。 耐ろう浸食性が低下する。
分散強化	マンガンの添加	ろう付加熱後に熱伝導性が低下する。
	鉄、ニッケルの添加	無し
加工硬化	歪みの付与	ろう付加熱前に付与しても、加熱によって焼鈍される。 ろう付加熱後は、チューブ材と接合されており、歪みを付与することはできない。
結晶粒微細化強化	冷間圧延率増加	耐ろう侵食性が低下する。 耐座屈性が低下する。

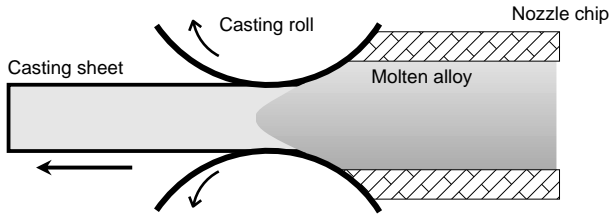


図5 CC鋳造機における溶湯の凝固箇所 schematic view around the casting roll of continuous casting method

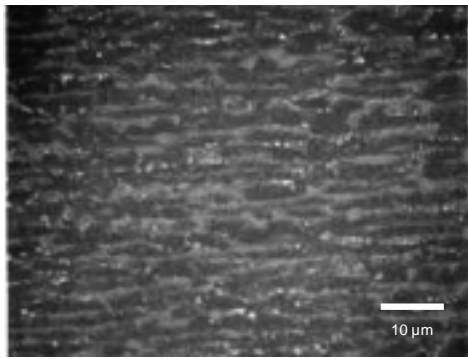


図6 鋳造板のSEM組織 SEM image of casting sheet

上の粗大な金属間化合物が全域にわたって存在しないことを確認した。

図6を用いて鋳造時の冷却速度を見積もった。DAS (dendrite arm spacing), d と、鋳造時の冷却速度 c の間には下記の関係が成り立つことが多数の合金系において実験的に求められており、また理論上も説明されている⁶⁾。

$$d = A \times c^{-n} \quad (A, n: \text{合金系に特有の定数})$$

開発を行った合金系に近い合金組成として、Al-Fe-Si系合金における A と n の値はそれぞれ33.4, 0.33と求められている⁷⁾。図6のSEM組織から d は約 $4 \mu\text{m}$ であるので、上式から鋳造時の冷却速度は $600 \sim 700 \text{ / sec}$ となる。DC法における冷却速度は $0.5 \sim 5.0 \text{ / sec}$ であり、それと比較すると $100 \sim 1000$ 倍の冷却速度となる。

Al-Si系合金に種々の量の鉄とニッケルを添加して作製したフィン材の引張強度を図7に示す。フィン材はAl-0.5 wt.% Si合金に鉄とニッケルの量を変えて添加した合金を、それぞれDC法とCC法にて鋳造し、DC法で作製した鋳塊にのみ熱間圧延を行ったのち、中間焼鈍を加えながら 0.06 mm まで冷間圧延した。600 で3分間加熱したフィン材を、JIS規格の試験片に加工して引張試験し、鉄とニッケルの添加量の合計に対して引張強度をプロットした。鉄とニッケルの添加量の合計が $2.0 \text{ wt.}\%$ を超えると、DC法を用いたフィン材では強度があまり向上しない。これに対して、CC法によるフィン材では鉄とニッケルの添加量増加に伴って引張強度が増加した。また、鉄とニッケルの添加量がほぼ同じであれば、CC法を用いて鋳造したフィン材は、DC法によるフィン材よりも引張強度が高い。

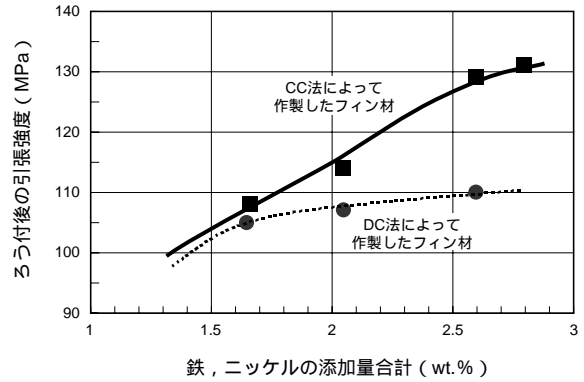


図7 鉄添加量 + ニッケル添加量と、ろう付加熱後引張強度の関係 (Al-0.5 wt.% Si) Relationship between the iron and nickel addition of fin stock and the tensile strength after brazing. Base alloy is Al-0.5 wt.% Si.

5. 本開発フィン材の特性

CC法を適用することで引張強度を向上できることを確認した。さらに、導電率などの特性も良好となるように、合金組成、CC鋳造条件、鋳造後の冷間圧延工程を検討し、薄肉化に有効な熱交換器用アルミニウムフィン材を開発した。開発フィン材の合金組成の例を表2に示す

5.1 熱伝導性と引張強度

図8に、開発したフィン材をろう付加熱した後の引張強度と導電率を示す。比較として3000系合金 (A3003に1.5 wt.%のZnを添加した合金)、1000系合金 (A1050)、及び当社が過去開発したAl-Fe-Ni-Si系合金 (いずれもDC法で作製) の特性を同時に示す。フィン材の板厚は 0.06 mm に統一した。

本開発フィン材は引張強度が約 130 MPa であり、過去に開発したAl-Fe-Ni-Si系フィン材の引張強度を約 20 MPa 上回る。また、導電率は 50% IACSであり、1000系合金と同等である。

表2 開発フィン材の合金組成例 (wt.%) Typical chemical composition of the developed alloy (wt.%)

Si	Fe	Ni	Zn	Al
0.5	1.7	1.1	0.6	残

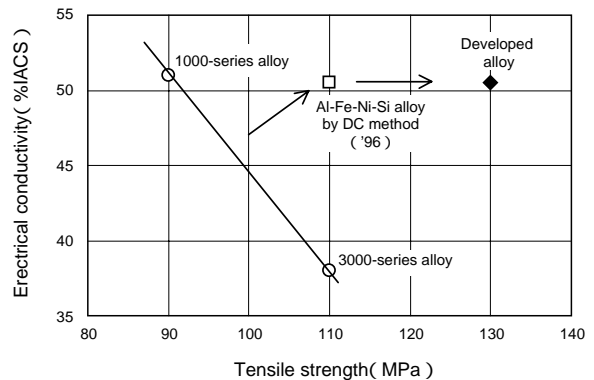


図8 ろう付加熱後の引張強度と導電率の関係 Relationship between tensile strength and electrical conductivity after brazing

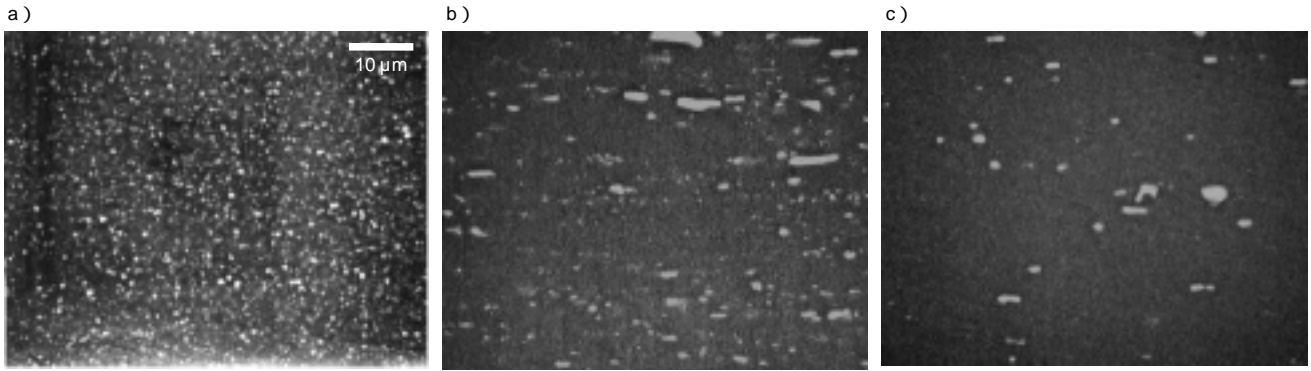


図9 フィン材のSEM観察結果（ろう付加熱後）
 a) 本開発フィン材, b) Al-Fe-Ni-Si系合金フィン材 (DC法), c) 3000系フィン材
 SEM images of fin stocks after brazing
 a) New fin stock developed here, b) Al-Fe-Ni-Si alloy fin stock made by DC method, c) 3000-series alloy fin stock

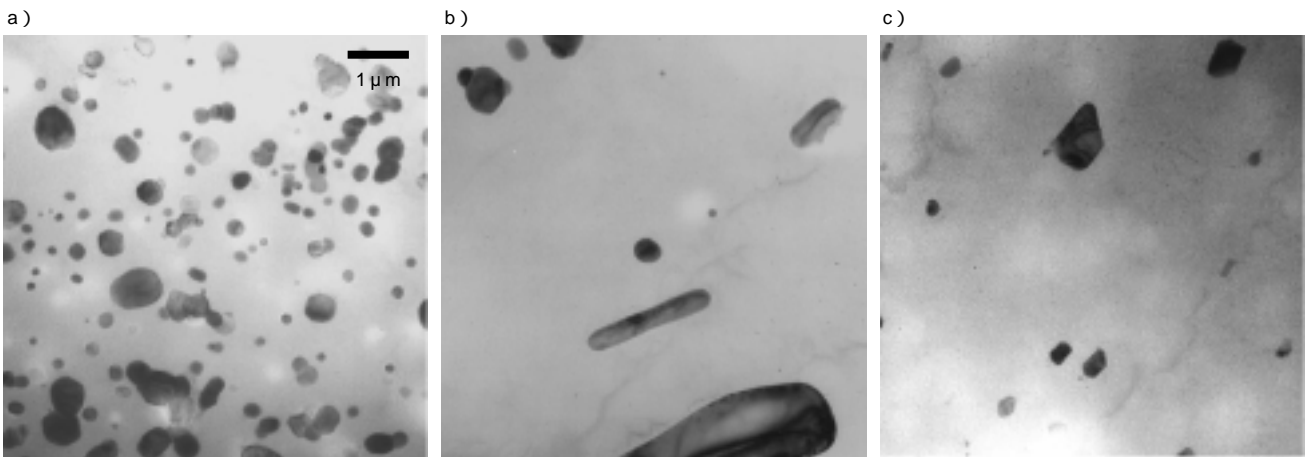


図10 フィン材のTEM観察結果（ろう付加熱後）
 a) 本開発フィン材, b) Al-Fe-Ni-Si系合金フィン材 (DC法), c) 3000系フィン材
 TEM images of fin stocks after brazing
 a) New fin stock developed here, b) Al-Fe-Ni-Si alloy fin stock made by DC method, c) 3000-series alloy fin stock



図11 フィン材のマクロ組織（ろう付加熱後）
 a) 本開発フィン材, b) Al-Fe-Ni-Si系合金フィン材 (DC法), c) 3000系フィン材
 Macro structure of fin stocks after brazing
 a) New fin stock developed here, b) Al-Fe-Ni-Si alloy fin stock made by DC method, c) 3000-series alloy fin stock

600 で加熱した後のフィン材のSEM, 及びTEM観察結果をそれぞれ図9, 図10に示す。図9において, 3000系合金フィン材中には金属間化合物がほとんど存在しない。一方, Al-Fe-Ni-Si系合金フィン材 (図9 a), b)) には多くの金属間化合物が存在している。さらにCC法による本開発フィン材では, 金属間化合物は微細で, 密に存在している。図10から, DC法によるAl-Fe-Ni-Si系フィン材中の金属間化合物の一部は約5 μm以上の大きさである。DC法において鉄とニッケルの添加量を増加しても強度が向上しなかったのは, 金属間化合物が粗大化し, 分散数が増加しなかったためと考えられる。これに対して, 本

開発フィン材の金属間化合物はほとんどが1 μm以下である。CC法は铸造時の溶湯の冷却速度が大きいので, 高濃度に鉄, ニッケルを添加しても, 金属間化合物が粗大化せず, 分散数が増加することによって強度が向上したと考えられる。

5.2 ろう付性

図11に本開発フィン材, DC法によるAl-Fe-Ni-Si系フィン材, 及び3000系フィン材のマクロ組織を示す。マクロ組織の観察は, フィン材をろう付相当の加熱後, 王水に浸漬して行った。DC法を用いたフィン材の再結晶粒径は0.2 mm (b)) から1 mm (c)) 程度である。一方, CC法による本開発フィン材の

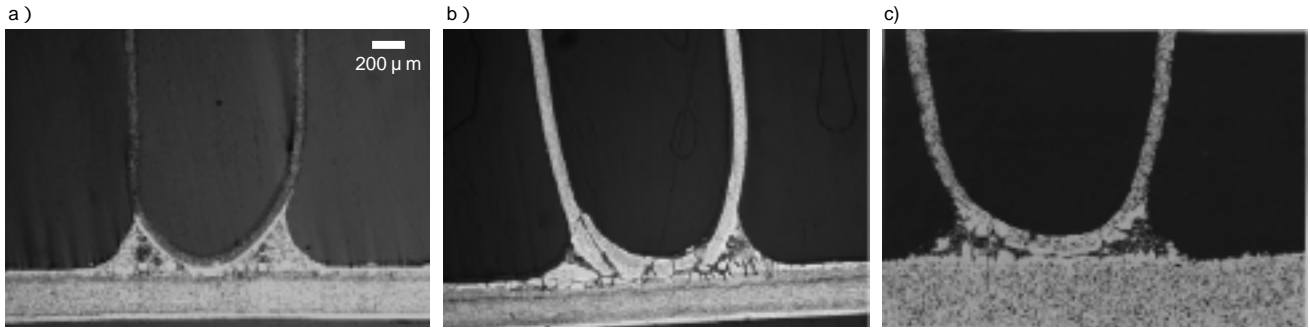


図12 フィンとチューブのろう付接合部断面マイクロ組織
 a) 本開発フィン材, b) Al-Fe-Ni-Si系合金フィン材 (DC法), c) 3000系合金フィン材
 Cross sections of typical fin-tube joints
 a) New fin stock developed here, b) Al-Fe-Ni-Si alloy fin stock made by DC method, c) 3000-series alloy fin stock

再結晶粒径は5 mm以上に粗大化している。

3.2節で述べたように、熱交換器用フィン材の再結晶粒径は本開発フィン材のように粗大であることが望ましい。本開発フィン材の再結晶粒径が粗大な理由は、図10に示したように、約5 μm以上のサイズの金属間化合物がほとんど存在しないためと考えられる。分散粒子のサイズが約5 μm以上であると、その周辺にひずみを蓄えて再結晶核生成サイトとなることが多い。したがって本開発フィン材はDC法によるフィン材と比較して、再結晶の核生成サイトが少ないと思われる。また、一方で本開発フィン材には1 μmより小さい金属間化合物が多数存在している。このような分散粒子は、アルミニウム合金が再結晶するときにサブグレインや結晶粒界が移動するのを妨げると考えられている。本開発フィン材は再結晶の核生成サイトが少なく、また結晶粒界の移動が妨げられることによって、高温まで再結晶が遅延し、その結果ろう付加熱後に粗大な再結晶組織になると考えられる。

図12は、610 × 3分でろう付したフィン材とチューブ材の接合部の断面マイクロ組織である。ここで使用したフィン材の板厚は、開発フィン材が0.06 mm、その他は0.07 mmである。DC法によるフィン材の接合部は、ろう材がフィン材を浸食し、フィン材が分断している。それに対して本開発フィン材は、板厚が薄いにもかかわらずろう材の浸食がない健全な接合をしている。このように本開発フィン材は、ろう付時の耐ろう浸食性に優れている。

5.3 耐座屈性

500 以上の高温におけるフィン材の変形は、粒界すべりが支配的と考えられている⁸⁾。したがって、フィン材の高温での変形を防ぐには再結晶組織を粗大にすることが有効と思われる。既に述べたとおり、本開発フィン材は粗大な再結晶組織を持ち、耐座屈性に優れると考えられる。

フィン材の耐座屈性は、垂下量の測定によって評価できる⁸⁾。垂下量は一般にフィン材の板厚が厚いほど、再結晶粒径が大きいほど、小さくなる。垂下量の測定は図13に示すように突き出し長さ50 mmの片持ちとし、600 °Cまで約50 /分まで加熱し、5分間の保持を経て、室温まで冷却した後の垂下量を測定した。使用したフィン材サンプルは、本開発フィン材が板厚0.06 mm、その他は0.07 mmである。

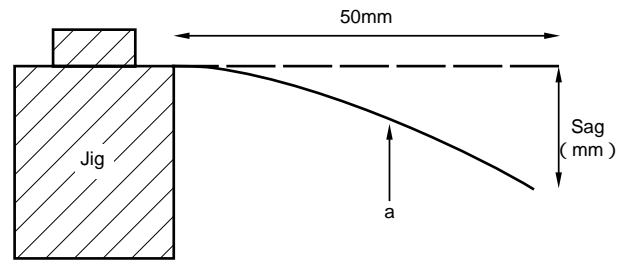


図13 垂下試験装置 (aはフィン材サンプル)
 Testing method for sag. The arrow "a" indicates a specimen.

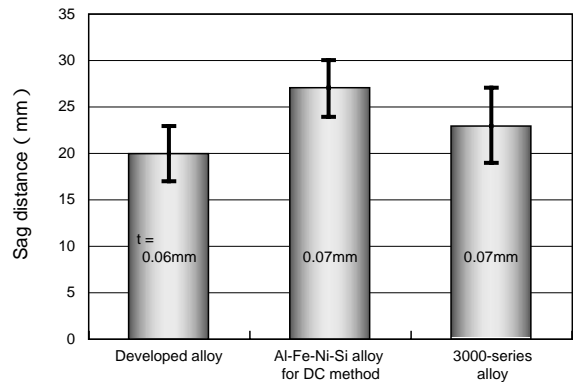


図14 600 °Cに5分保持したときのフィン材の垂下量
 Sag distance of fin stocks held at 600°C for 5 minutes

各フィン材の垂下量を図14に示す。本開発フィン材は板厚が薄いにもかかわらず、DC法によるフィン材よりも垂下量が小さく、耐座屈性に優れている。

5.4 耐食性

フィン材の自然電位をチューブ材の自然電位よりも卑に設定すると、チューブよりも先にフィンが腐食する。熱交換器の耐食性(チューブの貫通寿命)は、このようにフィンによるチューブの犠牲防食効果を基本に設計されている。フィン材の自然電位を卑化するため、一般的に熱交換器用フィン材には垂鉛を添加する。本開発フィン材においても、組み合わせるチューブ材の自然電位から必要添加量を設計し、0.6 wt.%の垂鉛を添加している。

0.06 mmまで冷間圧延を行ったフィン材をコルゲート成形

し、チューブ材とろう付し、3段の熱交換器模擬サンプルを作製した。このサンプルを塩水噴霧試験（SST）、及び塩化銅酸性塩水噴霧試験（CASS）に供し、チューブ材の貫通寿命を計測した。本開発フィン材はDC法によるフィン材と同等の犠牲防食効果を持ち、チューブ貫通寿命は同等であった。

6. おわりに

自動車熱交換器用アルミニウム合金フィン材を開発した。本開発フィン材は、鋳造方法として双ロール連続鋳造圧延法（CC法）を適用し、金属間化合物が微細且つ密に分布した金属組織を持つ。金属間化合物の分散強化によって本フィン材の引張強度はろう付加熱後に130 MPaである。同時に導電率はろう付後に50% IACSであり、1000系合金と同等である。これらの特性は、鋳造方法と合金組成を検討し、アルミニウム母相への元素の固溶がほとんどなく、また、晶析出する金属間化合物の粗大化を防いだことによって達成された。さらに、本開発フィン材はDC法によるフィン材と比較して、ろう付後に粗大な再結晶組織を持つため、耐ろう浸食性や耐サグ性に優れている。

以上のように本開発フィン材は、フィン材を薄肉化するために重要な諸特性に優れ、ラジエータ用フィン材として実用化された。また、ラジエータ以外の熱交換器に適用することで他の熱交換器の軽量化、小型化を実現できる。

参考文献

- 1) 新倉昭男, 土公武宜, 石川和徳: 古河電工時報, **100** (1997), 117.
- 2) 竹内桂三, 福田淳他: 日本金属学会会報“まてりあ”, **39** (2000), 81.
- 3) 新倉昭男, 土公武宜, 石川和徳: 軽金属学会第92回春季大会講演概要 (1997), 279.
- 4) J.K.Edger: Trans.Amer.Inst.Min.Met.Eng., **180** (1949), 225.
- 5) R.Krsnik et al.: Solid State Commun., **12** (1973), 891.
- 6) 岡本平: 日本金属学会会報, **17** (1978), 731.
- 7) 三木功, 小菅張弓, 長浜勝介: 軽金属, **25** (1975), 1.
- 8) 土公武宜, 竹内宏明, 石川和徳, 浅見重則: 古河電工時報, **86** (1990), 9.