

双ロール鋳造法を用いたAl-Fe-Ni系合金フィン材の再結晶挙動

Recrystallization Behavior of Al-Fe-Ni Alloy Fin Stock Manufactured by Twin-Roll Continuous Casting

新倉 昭男
Akio Niikura川原 晃
Akira Kawahara木村 剛
Go Kimura土公 武宜
Takeyoshi Doko

概要 自動車用熱交換器のフィン材として使われている、双ロール鋳造法(CC法)を用いたAl-Fe-Ni系合金の再結晶挙動について研究を行った。CC法を用いることによって、半連続鋳造法(DC法)と比較して、強度、熱伝導性、ろう付時のエロージョン性などに優れたフィン材を製造することができる。このエロージョン性に優れる理由の1つは、ろう付時に約1 mm以上の粗大な再結晶粒が生成することである。DC法を用いて製造すると、再結晶時に第2相分散粒子からの粒子促進核発生(PSN)が顕著になり、再結晶粒は微細化した。これに対してCC法を用いると、第2相分散粒子や旧粒界ではなく、変形帯、せん断帯、遷移帯などの核発生サイトから再結晶が生じ、粗大な結晶粒が生成した。また、中間焼鈍550°C、最終圧延率50%のCC材では、集合組織が大きく変化しない連続的な再結晶が生じ、小角粒界をもつ粒径約200 μmの再結晶粒が生成した。

Abstract: Factors controlling the recrystallization of a twin-roll continuous cast (CC) Al-Fe-Ni alloy used in the fins of heat exchangers were investigated by analyzing the microstructure, grain structure, texture, and electron backscattering patterns. CC Al-Fe-Ni alloy fin stocks have a high specific strength, good thermal conductivity and good brazability in comparison with direct chill (DC) cast materials. One of the reasons for good brazability is the formation of a coarse grain structure after recrystallization during brazing process. Recrystallized grains larger than 1 mm are formed in CC Al-Fe-Ni alloy, whereas the size of grains formed in DC cast Al-Fe-Ni alloy is less than 0.1 mm, so the recrystallization of CC Al-Fe-Ni alloy is less affected by particle stimulated nucleation (PSN) than that of DC Al-Fe-Ni alloy. We found that nuclei of recrystallization seem to be deformation band, shear band and transition band without 2nd phase particles and initial grain boundaries. The recrystallization of CC Al-Fe-Ni alloy through the intermediate annealing at 550°C and the cold-rolling to 50% reduction looks like continuous recrystallization.

1. はじめに

地球温暖化などの環境問題対策から自動車の燃費向上が求められ、主要部品の1つである熱交換器は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^{1), 2)}。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に行われている。熱交換器の主要な部材の1つであるフィン材の板厚を薄くするためには、強度、熱伝導性とろう付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Al-Si系合金の

ろう材を用いたろう付工法によって製造される。このろう付工程において、アルミニウム合金部材は、融点に近い600°C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。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、この加熱は一種の溶体化処理にもなり、熱伝導率を低下させる。

このような中著者らは、ろう付加熱したAl-Fe-Ni系合金において、Ni量を増加させると熱伝導率がAl-Mn系合金ほど低下せず強度が増加することを見出した^{3), 4)}。さらに、通常の鋳造方法である半連続鋳造(DC)法を用いるのではなく、双ロール鋳造圧延法(CC法)を用いることによって、フィン材の強度と熱伝導性を向上できること

を見出した^{5), 6)}。現在、CC法を用いたAl-Fe-Ni系合金は、自動車用熱交換器のフィン材として使われている。

通常CC法によって製造されたアルミニウム合金は、鋳造時の冷却速度がDC鋳造材よりも大きいために、添加元素が過飽和に固溶し、また晶出物が微細に分散することが知られている^{5), 6)}。これら微細な分散粒子は、分散強化により強度向上に寄与するとともに、再結晶挙動に大きな影響を及ぼす⁷⁾。

通常ろう付時の加熱中では、アルミニウム合金の再結晶が生じる。このとき、フィン材においては、溶融したろう材の侵食(エロージョン)を抑制するため、ろう付加熱時の再結晶過程で、粗大な結晶粒の生成が望まれている。我々は、CC法を用いたAl-Fe-Ni系合金では、DC鋳造法を用いた同合金と比較して、ろう付加熱時の再結晶工程で非常に粗大な結晶粒が生成することを見出している^{5), 6)}。

そこで、本研究では、CC法を用いたAl-Fe-Ni系合金の再結晶挙動について、DC鋳造法を用いた材料と比較して、詳細に研究を行った。

2. 実験方法

表1に示す組成の合金を実験に用いた。CC材は、双ロール鋳造機を用いて厚さ約6 mmの連続鋳造板を作製した。DC鋳造法を模擬するために、金型鋳造法を用いて試料を作成した。金型鋳造材(MC材)は、金型鋳造により厚さ70 mmの合金鋳塊を作製し、面削および均質化処理を行い、板厚3.5 mmまで熱間圧延を行った。図1

表1 供試材の成分 (mass%)
Table 1 Specimen composition (mass%).

	Si	Fe	Ni	Zn	Zr	Al
CC材	0.5	1.6	1.1	0.5	0.05	Bal.
MC材	0.5	1.7	1.2	0.6	0.05	Bal.

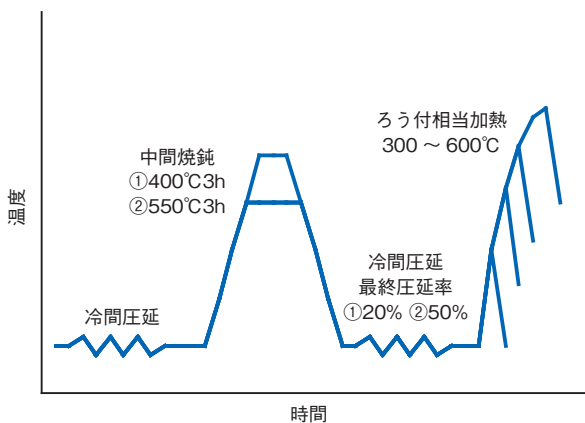


図1 供試材の製造工程
Fig.1 Preparation process of specimens.

に示すように、両者を冷間圧延、中間焼鈍(400°C3時間、550°C3時間の2種)、さらに冷間圧延を行い板厚0.06 mmの供試材を得た。最終冷間圧延率は20%および50%とした。これら供試材を600°Cに加熱した窒素雰囲気炉に導入し、300~600°Cの所定の温度で取り出し、サンプルとした。これらを、硬度測定、マクロ組織の観察(王水浸漬)、走査型電子顕微鏡(SEM)観察、透過型電子顕微鏡(TEM)観察などのサンプルに供した。また、X線回折による極点図測定と、EBSPを用いた結晶方位分布解析を行った。

3. 実験結果

3.1. 供試材の組織

中間焼鈍後の試料の圧延方向(L-ST)断面をSEM観察した結果を図2に示す。CC材は、1 μm以下の微細な晶出物が密に分散している。また、晶出物の形状も球状である。これに対して、MC材は長径5 μm以上の角張った粗大な晶出物が存在する。CC材にはこのような粗大な晶出物は観察されない。CC材では、中間焼鈍を400°Cから550°Cに増加させると、分散粒子がわずかに大きくなった。

図3に供試材の中間焼鈍後のTEM観察結果を示す。CC材は、中間焼鈍400°Cおよび550°Cともに、1 μm以下の金属間化合物が微細に分散している。中間焼鈍550°Cの方が中間焼鈍400°Cよりも化合物の粒径がやや大きかった。これに対して、MC材は、中間焼鈍400°Cと550°Cともに1 μm以下の化合物が非常に少なかった。

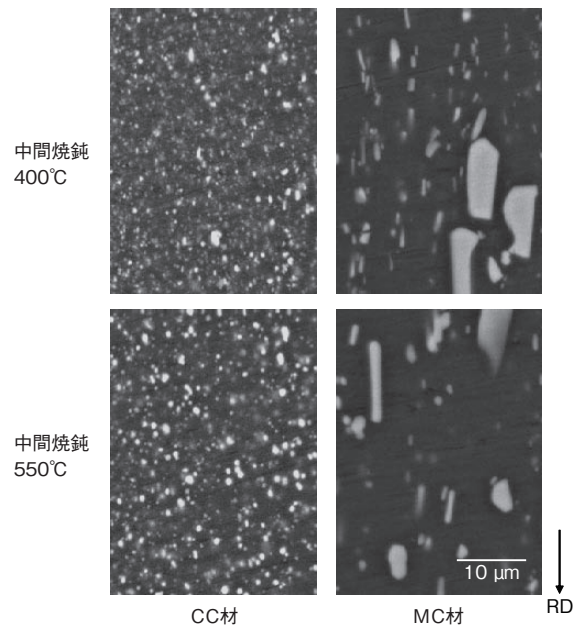


図2 中間焼鈍後の試料のSEM観察
Fig.2 SEM microstructures of Al-Fe-Ni alloy after intermediate annealing at 400°C and 550°C in transverse section.

CC材とMC材の化合物をEDXで組成分析した結果、Al-Si-Fe-Ni系化合物であった。また、中間焼鈍400℃のCC材ではサブグレインが残存していた。微細な化合物がサブグレイン粒界の移動を抑制していたと思われる。これに対してその他の試料は、サブグレインが残存せず、再結晶が完了していた。

中間焼鈍後の結晶粒組織を観察した結果を図4に示す。400℃に加熱したCC材は圧延で生成した繊維組織を維持しているのに対し、550℃に加熱したCC材は再結晶が生じ50 μm以上の粗大な結晶粒が生成した。MC材は、100 μm以下の微細な結晶粒であった。

3.2. ろう付加熱中のビッカース硬度

中間焼鈍後に20%と50%の最終圧延率で冷間圧延した試料を使い、ろう付加熱中の所定の温度で取り出した

試料のビッカース硬度を図5に示す。中間焼鈍400℃のCC材(図5(a))は、400℃で大きく硬度が低下しその後ほぼ一定である。CC材は400℃で再結晶が終了したと思われる。これに対してMC材は、300℃で硬度が大きく低下し、400℃以上でほぼ一定であった(図5(b))。このような傾向は中間焼鈍550℃材でも変わらなかった。

3.3. ろう付相当加熱した供試材の組織観察

図6と図7にろう付加熱中に、400℃で取り出した試料と素板のマクロ組織観察結果を示す。CC材とMC材ともに、400℃まで加熱すると再結晶が生じた。CC材は、MC材と比較して粗大な再結晶粒が生成した。中間焼鈍400℃(最終圧延率20%)のCC材では、長径5 mm以上の粗大な結晶粒が生成した。最終圧延率を50%に高めた中間焼鈍400℃のCC材では、結晶粒径が約1 mm程度

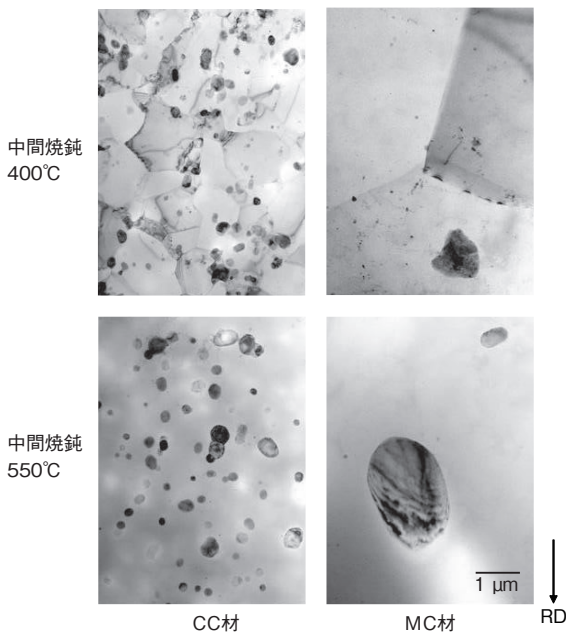


図3 中間焼鈍後の試料のTEM観察
Fig.3 TEM microstructures of Al-Fe-Ni alloy after intermediate annealing at 400℃ and 550℃ in normal section.

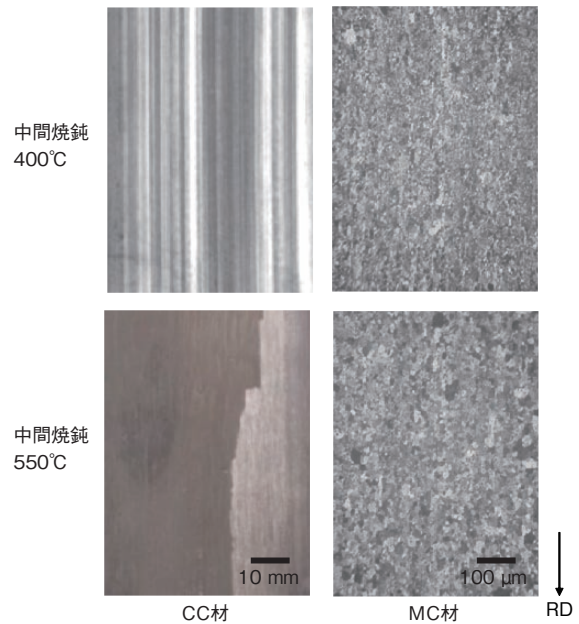


図4 中間焼鈍後の試料の光学顕微鏡組織観察
Fig.4 Optical microstructures of Al-Fe-Ni alloy after intermediate annealing at 400℃ and 550℃ in normal section.

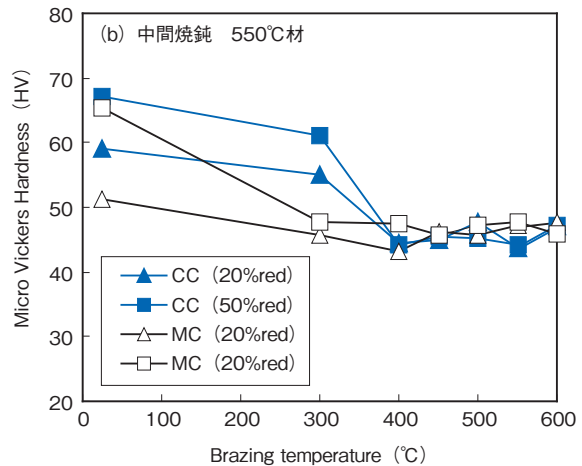
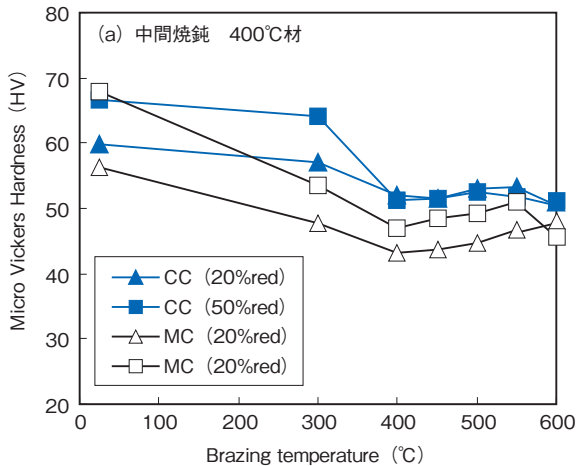


図5 ろう付加熱中に所定の温度で取り出した試料のビッカース硬度
Fig.5 Microvickers hardness of Al-Fe-Ni alloy after cold-rolling (20% and 50%) and final heating up to 600℃.

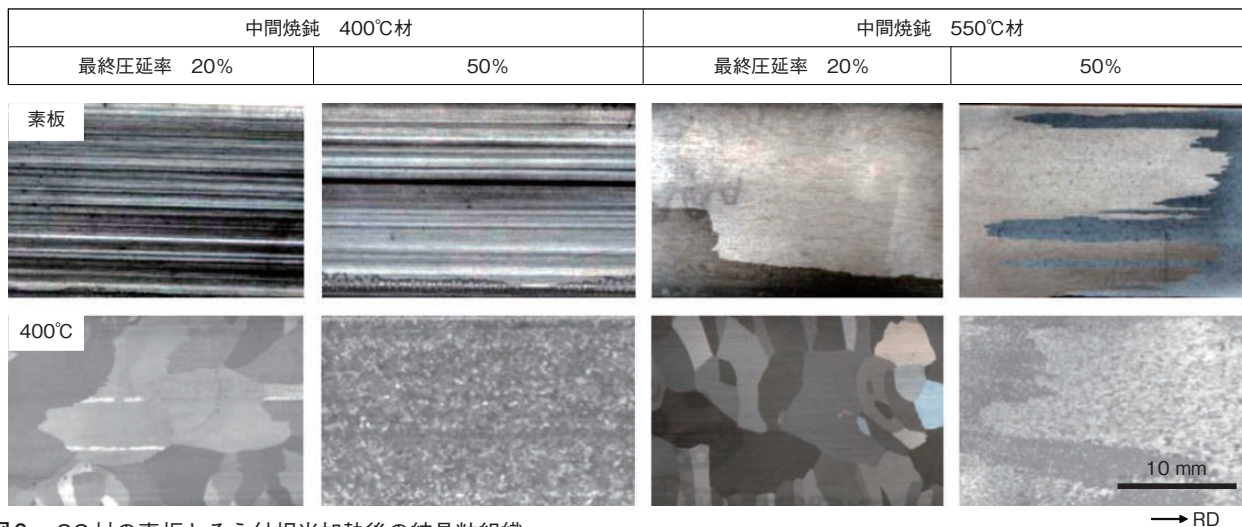


図6 CC材の素板とろう付相当加熱後の結晶粒組織
 Fig.6 Optical micrographs of CC Al-Fe-Ni alloy as-rolled and heated at 400°C through intermediate annealing at 550°C in normal section. Final cold reduction ratios are 20% and 50%.

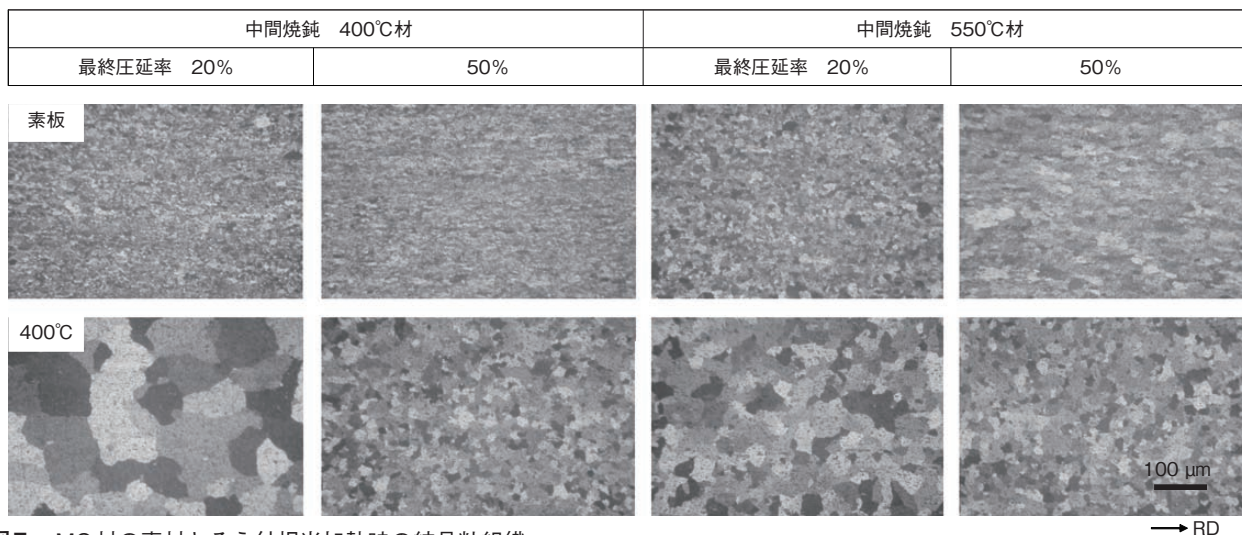


図7 MC材の素材とろう付相当加熱時の結晶粒組織
 Fig.7 Optical micrographs of MC Al-Fe-Ni alloy as-rolled and heated at 400°C through intermediate annealing at 550°C in normal section. Final cold reduction ratios are 20% and 50%.

となり、最終圧延率20%材より微細な結晶粒が生成した。ひずみ量が増大したことから再結晶の核発生サイトが増加したためと考えられる。

中間焼鈍550°CのCC材では、素板で粗大な結晶粒が観察される。これは、図4で示したように中間焼鈍で結晶粒径50 mm以上の非常に粗大な結晶粒が生成したことによる。中間焼鈍550°C（最終圧延率20%）のCC材は、400°Cまで加熱すると再結晶が生じ、長径5 mm以上の粗大な結晶粒が生成した。これに対し、中間焼鈍550°C（最終圧延率50%）のCC材では、約1 mm以下の再結晶粒が生成した。この再結晶組織では、中間焼鈍で生成した結晶粒がコントラストの違いとして(大きな結晶方位差として)観察される。中間焼鈍で生成した粗大な結晶粒の内部で、微細な再結晶が生じている。中間焼鈍で生成した結晶粒は、素板が再結晶する時に、再結晶粒のマクロ的な結晶方位に影響を及ぼしている。

これらCC材に対してMC材は、約100 μm程度の微細な結晶粒が生成した。粗大な晶出物が多く、また微細な化合物が少ないことにより結晶粒が微細化したと思われる。中間焼鈍400°C材よりも、550°C材の方が微細な結晶粒が生成している。

3.4. ろう付相当加熱後の結晶粒径

これら試料の最終圧延率とろう付相当加熱後の結晶粒径の関係を図8に示す。最終圧延率が増加するに従って結晶粒は微細になる。これは、ひずみ量が増大したことから再結晶の核発生サイトが増加したことによると考えられる。また、CC材は、MC材と比較して粗大な再結晶粒が生成した。CC材、MC材ともに、中間焼鈍550°C材よりも中間焼鈍400°C材の方が粗大な結晶粒が生成した。

これらの挙動を明確にするため、図2から分散粒子分布を画像解析で求めた結果を図9に示す。CC材は円相

当径で2 μm以下の分散粒子が多い。これに対してMC材は2 μm以上の粗大な分散粒子が多く存在している。したがって、MC材は、再結晶時に第2相分散粒子からの粒子促進核発生 (particle stimulated nucleation: PSN) が顕著であると考えられる。PSNによって、MC材の再結晶粒は微細になったと考えられる。また、CC材では、0.8 μm以下の分散粒子の量が、中間焼鈍温度が低い方が多い。0.8 μm以下の分散粒子が、再結晶の核発生サイト (変形帯, せん断帯, 遷移帯, 第2相分散粒子など) からの核発生を抑制していると思われる。図10に、300℃加熱した中間焼鈍550℃, 最終圧延率50%のCC材とMC材の反射電子像を示す。MC材では、分散粒子周りからの再結晶の核発生が観察される。これに対して、CC材は観察されていない。MC材はPSNが顕著に起こっていることが分かる。

4. 考察

これまで再結晶によって生じる金属組織と集合組織の変化は多くの研究者によって研究されてきた^{8)~17)}。加工されたアルミニウム合金を加熱すると、通常、転位密度の低い新しい結晶粒が生成し(核発生), 大角粒界の移動に伴うこの新しい結晶粒の成長によって再結晶(不連続再結晶)が生じる。また、場合によっては、大角粒界の移動を伴わずに、實際上回復過程のみで転位が消滅し新しい結晶組織が生じる連続再結晶が生じることもある^{8)~17)}。

不連続再結晶では、加工硬化の回復, 新しい結晶粒組織の形成, 新しい結晶方位分布(集合組織)の形成が生じる。これに対して、連続再結晶では、加工組織の結晶方位分布が再結晶組織にそのまま引き継がれることが多い。したがって再結晶前後において、結晶粒の方位分布が大きく変わる場合は、核発生・成長型の不連続再結晶が生じていると考えられる^{10)~15)}。

不連続再結晶の核発生は、急激に結晶方位が変化する領域(結晶方位差約15°以上)などで生じる。核発生となりうる核発生サイトは、たとえば、再結晶前の結晶粒界

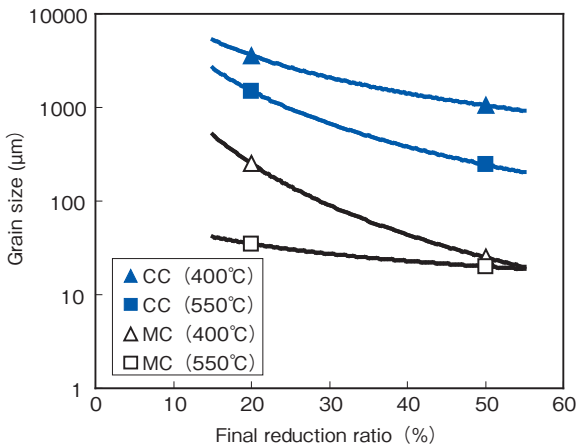


図8 400℃まで加熱した試料の結晶粒径
Fig.8 Relationship between grain size and final cold reduction ratio in Al-Fe-Ni alloy heated at 400℃ through intermediate annealing at 400℃ and 550℃.

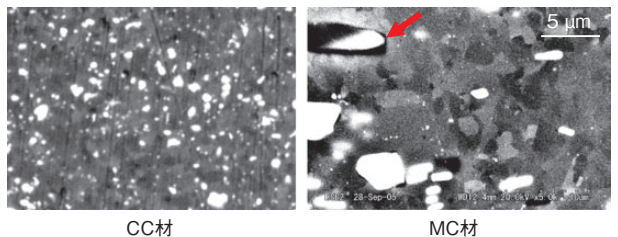


図10 300℃加熱した中間焼鈍550℃, 最終圧延率50%のCC材とMC材の反射電子像
Fig.10 Backscattering electron micrograph of Al-Fe-Ni alloy heated at 300℃ through intermediate annealing at 550℃ and final cold reduction at 50%.

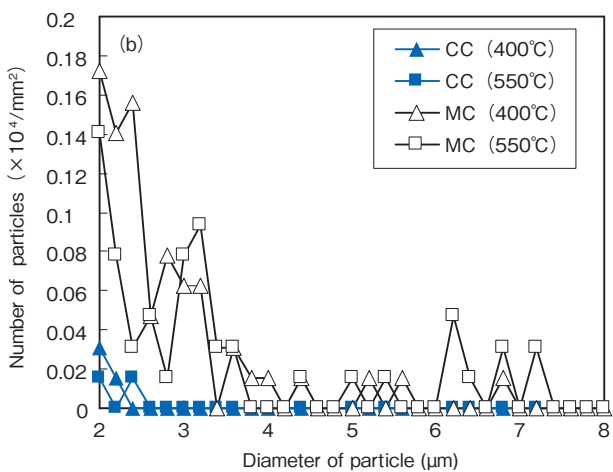
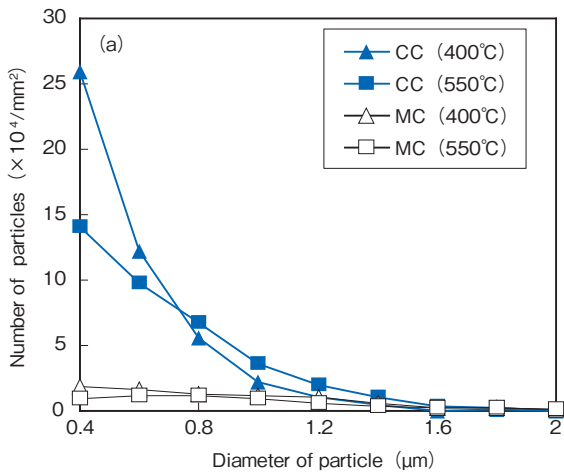


図9 素板の第2相分散粒子分布
Fig.9 Particle size distribution of Al-Fe-Ni alloy through intermediate annealing at 400℃ and 550℃.

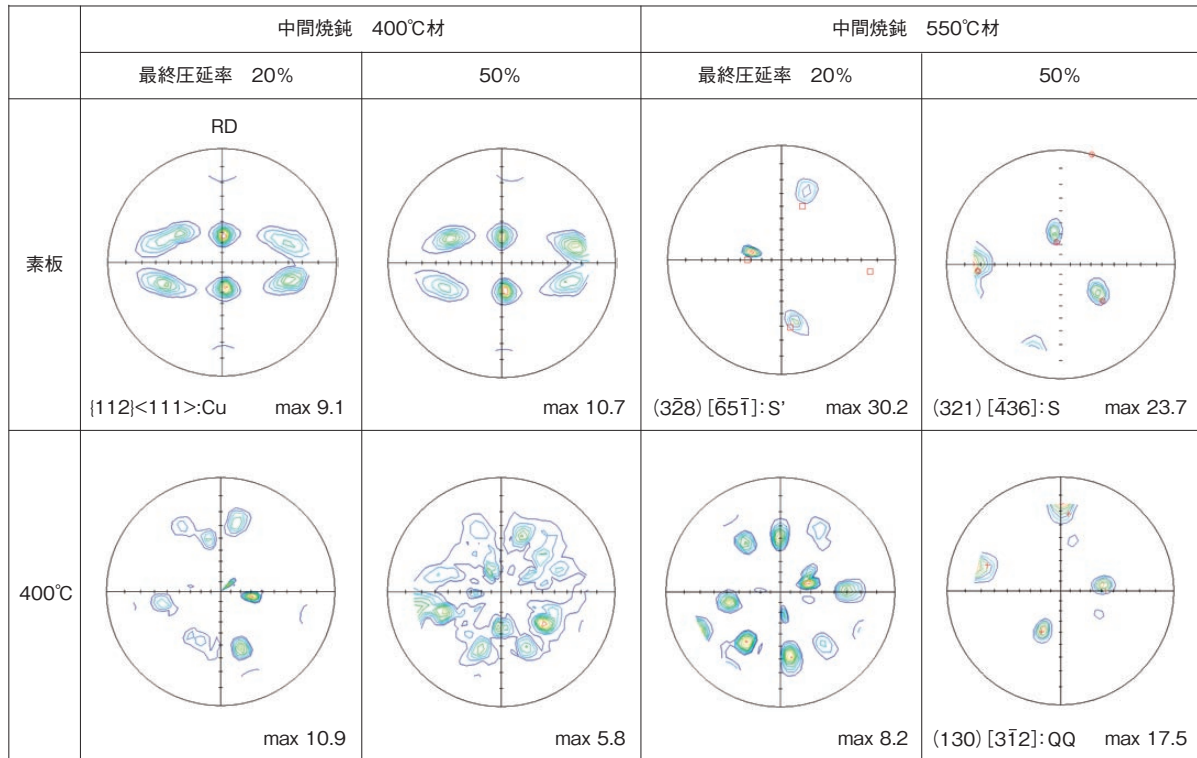


図11 CC材の{111}極点図
 Fig.11 {111} X-ray pole figures of CC Al-Fe-Ni alloy as-rolled and heated at 400°C. Intermediate annealing: 400°C and 550°C. Final reduction ratio: 50% and 20%.

(旧粒界), 変形帯, せん断帯, 遷移帯, 第2相分散粒子のまわりなどである。

図9に示したように, MC材は2 μm以上の粗大な第2相分散粒子が多く存在している。したがって, MC材の再結晶時の主な核発生サイトは, 第2相分散粒子だと思われる。これに対して, CC材の主な核発生サイトは明確ではない。そこで, 再結晶挙動をより詳細に調べるために, 再結晶時の結晶方位分布の変化の測定を行った。

4.1. 集合組織

X線回折より求めたCC材の{111}極点図を図11に示す。中間焼鈍400°Cの素板では, 最終圧延率によらず同じ圧延集合組織を示している。これらの結晶方位は, ODF解析により圧延集合組織であるCu方位{112}<111>近傍に集積していた。これら中間焼鈍400°Cの素板を400°Cまで加熱すると, ランダムな集合組織に変化した。したがって, 中間焼鈍400°C材は, 最終圧延率によらず不連続再結晶が生じさまざまな方位の結晶粒が生成したと考えられた。これに対して, 中間焼鈍550°Cの素板は, 比較的単純な集合組織を示している。これは, 図6で示したように, 中間焼鈍で生成した粗大な1個の結晶粒からX線回折を行ったためである。中間焼鈍550°Cの最終圧延率20%の結晶方位は, 素板において, 再結晶集合組織のS'方位¹⁶⁾近傍の(32̄8) [65̄1]に集積している。この試料を400°Cまで加熱すると, いくつかの結晶方位が混在した集合組織になった。これは, 図6のように結晶方

位の異なった約1.5 mm程度の結晶粒が生成したためと考えられる。これに対して, 中間焼鈍550°Cの最終圧延率50%の結晶方位は, 素板において, 圧延集合組織のS方位である(321) [436]近傍に集積している。この試料を400°C加熱すると, Al-Cu合金などで報告されている再結晶集合組織のQQ方位(130) [31̄2]¹⁷⁾に集積がみられた。この最終圧延率50%の時のみについて, 集合組織が大きく変化しなかった。

図12にMC材の{111}極点図を示す。すべてのMC材は, 代表的な圧延集合組織のCu方位{112}<111>近傍に集積していた。これらを400°Cまで加熱すると, 再結晶集合組織のDC方位{100}<011>などに变化した。したがって, MC材は, 集合組織からも不連続再結晶が生じていると考えられる。これに対して, 中間焼鈍550°C, 最終圧延率50%のCC材のみで, 素板と400°C加熱した後の集合組織が大きく変化せず, 連続的な再結晶が生じた。このように, 中間焼鈍と最終圧延率がある特定の条件で, 連続的な再結晶挙動を示すことは, MC材にはないCC材の特徴と考えられた。

4.2. EBSP観察

連続的な再結晶挙動を示す中間焼鈍550°C, 最終圧延率50%のCC材の再結晶の過程を詳細に調べるために, EBSP観察を行った。図13に素板と加熱温度400°C材のIPF Map (逆極点図)とEBSP観察より求めた{111}極点図を示す。素板はひずみが残存しているため, 明瞭なイ

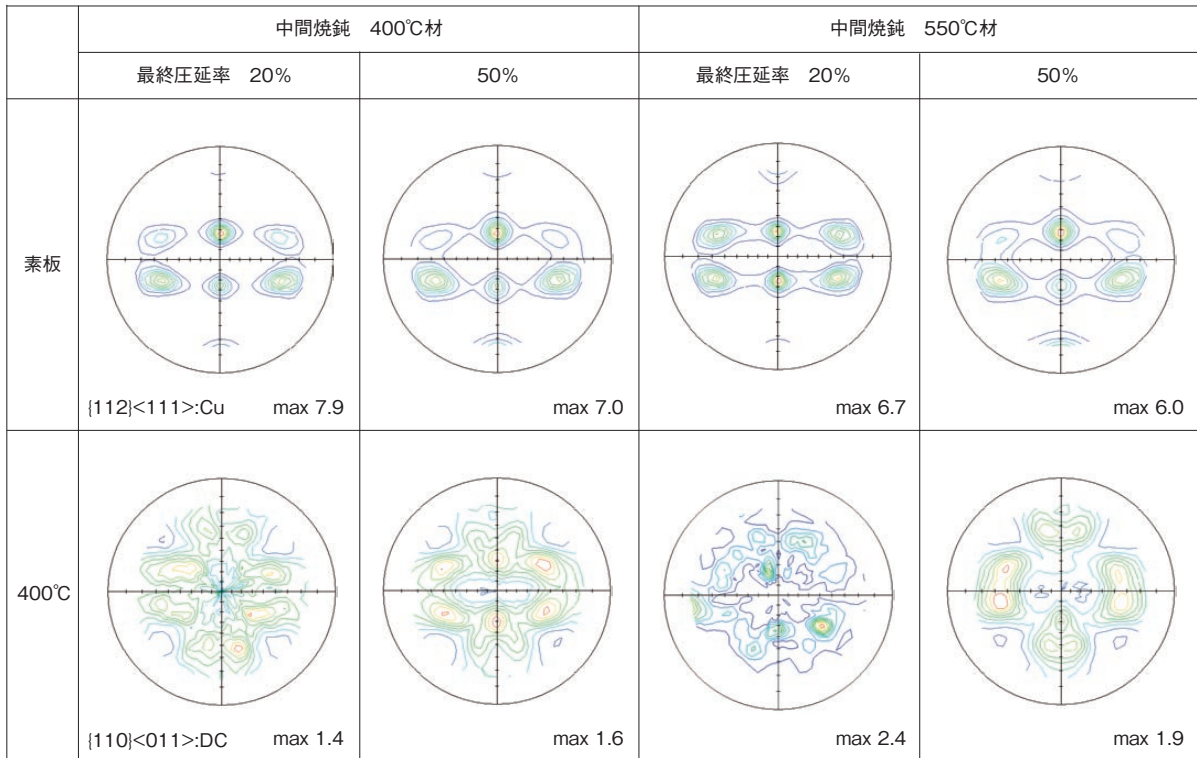


図12 MC材の{111}極点図
Fig.12 {111} X-ray pole figures of Al-Fe-Ni alloy as-rolled and heated at 400°C. Intermediate annealing: 400°C and 550°C, Final reduction ratio: 50% and 20%.

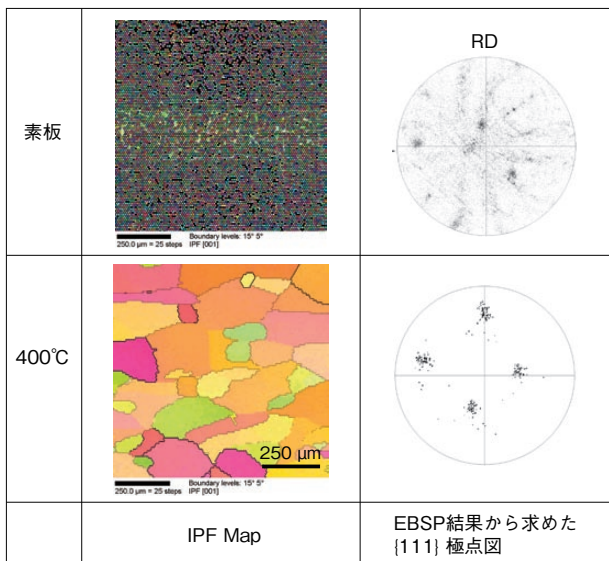


図13 素板と加熱した400°Cまで試料のIPFMapとEBSP結果から求めた{111}極点図(CC材, 中間焼鈍550°C, 最終圧延率50%)

Fig.13 EBSP maps and {111} pole figures generated from the EBSP map in CC Al-Fe-Ni alloy as-rolled and heated at 400°C after intermediate annealing at 550°C and final cold-rolling to 50% reduction.

メージが観察されない。400°Cでは等軸な結晶粒が生成し、結晶粒径は約200 μmであった。図13の400°Cまで加熱した試料の結晶方位差分布を図14に示す。方位差15°以下の小角粒界が大きな割合を占めている。したがって、このCC材は、再結晶において中間焼鈍で生成した結晶粒内に、小角粒界を多く持つ結晶粒が多数生成したと

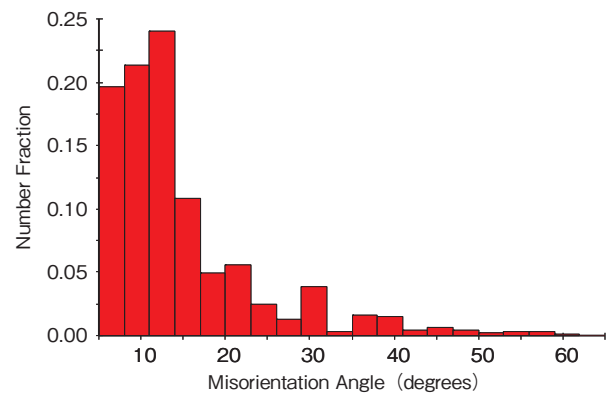


図14 図13のEBSPマップから求めた結晶粒方位差分布
Fig.14 Misorientation angles determined from the EBSP maps in Fig.13.

考えられる。再結晶によって(321)[$\bar{4}36$]から(130)[3 $\bar{1}2$]にわずかに方位回転していることが分かった。

4.3. CC材の再結晶挙動

CC材の再結晶の主な核発生サイトについて考察する。図9に示したようにCC材では、2 μm以上の第2相分散粒子がMC材よりも少ない。したがって、CC材では、図10のように第2相分散粒子からの粒子促進核発生(PSN)はほとんどないと考えられる。さらに1 μm以下の第2相分散粒子が、粗大な第2相分散粒子、変形帯、遷移帯などからの再結晶核発生を抑制していると思われる。また、再結晶の核発生サイトとなりうる素板の結晶粒界(旧粒界)については、中間焼鈍400°C材の旧粒界の方が550°C

材よりも多い(図6)。しかし、図9の再結晶粒は中間焼鈍400℃材の方が大きくなっている。したがって、旧粒界が、再結晶の核発生サイトに及ぼす影響は小さいと考えられる。よって、CC材の再結晶の核発生サイトは、変形帯、せん断帯、遷移帯などと推定された。別途行った断面組織観察結果では、せん断帯はほとんど観察されなかったため、CC材の核発生サイトは変形帯、遷移帯などと考えられた。

次に中間焼鈍550℃、最終圧延率50%のCC材の連続的な再結晶挙動について考察する。素板の結晶粒は非常に粗大なため(図6)、素板の結晶粒界からの核発生はほとんどないと考えられる。中間焼鈍550℃、最終圧延率20%では、わずかな核発生サイトから再結晶が生じ、素板とは結晶方位の異なる粗大な再結晶粒が生成した。最終圧延率を50%まで増加させると、より多くのひずみが導入されたことにより、変形帯、遷移帯などの核発生サイトが増加したと考えられる。この増加した核発生サイトから再結晶が生じ、約200 μmの再結晶粒が生じた。この再結晶粒は、隣同士の結晶粒の方位差が15度未満であり、再結晶前の結晶方位から大きく方位回転していない。この連続的な再結晶が生じる条件は、2 μm以上の第2相分散粒子が少なく1 μm以下の第2相分散粒子が多いことでPSNを抑制すること、素板の結晶粒が大きく旧粒界からの核発生がないこと、最終圧延率50%のひずみを導入し、変形帯、遷移帯などからの核発生を増加させることが考えられる。

一般に連続再結晶において、加工組織から再結晶組織に変化する過程は非常に複雑であり、初期の結晶粒径、導入されたひずみ量、圧延や押出などの加工モード、加工温度などの多くの要因が適切な場合にのみ連続再結晶が生じる。Gholiniaら¹⁵⁾は、これらの要因について調べ、アルミニウム合金で連続再結晶が生じる要因は、初期の結晶粒径が超微細粒であること、高いひずみ量の導入が必要なることを明らかにした。また、Jazaeriら¹⁰⁾は、超微細粒と高いひずみ量だけでなく、粗大な第2相分散粒子の存在も重要な要因であると述べている。本研究では、これらの研究結果と異なり、微細かつ多量の第2相分散粒子が存在すること、初期の結晶粒が粗大なこと、中程度のひずみ量が必要であることなどが連続的な再結晶を生

じる要因であった。したがって、GholiniaやJazaeriらが提唱する連続再結晶のメカニズムとは異なったメカニズムで、連続的な再結晶が生じたと考えられる。

5. まとめ

自動車用熱交換器のフィン材として使われている、双ロール鋳造法(CC法)を用いたAl-Fe-Ni系合金の再結晶挙動について金型鋳造材(MC材)と比較して研究を行い、次の知見を得た。

- 1) CC材は、MC材と比較して再結晶粒が非常に粗大であった。その理由として、CC材は、再結晶の核発生サイトがMC材よりも少ないことが考えられた。
- 2) CC材の再結晶の核発生サイトは、第2相分散粒子や旧粒界ではなく、変形帯、せん断帯、遷移帯などと推定された。
- 3) MC材は、再結晶時に第2相分散粒子からの粒子促進核発生(PSN)が顕著であった。
- 4) 中間焼鈍550℃、最終圧延率50%のCC材は、集合組織が大きく変化せず、連続的な再結晶が生じた。このとき、再結晶によって、(321)[436]S方位から、(130)[312]QQ方位へわずかに方位回転した。また、粗大な結晶粒から再結晶で生成した結晶粒(粒径約200 μm)は、隣同士の結晶方位差が15度未満の小角粒界をもつ再結晶粒が多かった。
- 5) 中間焼鈍550℃、最終圧延率50%のCC材で連続的な再結晶が生じたのは、2 μm以上の第2相分散粒子が少なく1 μm以下の第2相分散粒子が多いことでPSNを抑制したこと、素板の結晶粒が大きく旧粒界からの核発生がなかったこと、最終圧延率50%のひずみを導入し、変形帯、遷移帯などからの核発生を増加させたことが考えられる。

本研究の一部は、Proceedings of the 10th International Conference on Aluminum (Materials Science Forum, Vols. 519-521 (2006) 1635.)に“Alloys Recrystallization behavior in twin-roll continuous cast Al-Fe-Ni alloy: Akio Niikura, Akira Kawahara, Go Kimura and Takeyoshi Doko.”として掲載されている。

参考文献

- 1) 岡崎恵一, 磯部保明: 軽金属, **56** (2006), 240.
- 2) 川瀬寛: 軽金属溶接, **23** (1985), 392.
- 3) 新倉昭男, 土公武宜, 石川和徳: 古河電工時報, **100** (1997), 117.
- 4) 竹内桂三, 福田淳, 新保胤治, 土公武宜, 新倉昭男: 日本金属学会会報”まてりあ”, **39** (2000), 81.
- 5) 川原晃, 新倉昭男, 土公武宜: 古河電工時報, **115** (2003)73.
- 6) A.Kawahara, A.Niikura, T.Doko, J.G Kim and K.Negura: Proceedings of the Vehicle Thermal Management System (VTMS) 6th Conference (2003), 415.
- 7) 新倉昭男, 川原晃, 木村剛, 土公武宜: 軽金属学会第109回秋期大会概要集, (2005), 273.
- 8) F.J. Humphreys and M. Hatherly: Recrystallization and Related Annealing Phenomena, Second Edition (Pergamon Press, Oxford 2003).
- 9) 伊藤邦夫: 軽金属, **30** (1980), 337.
- 10) H. Jazaeri and F. J. Humphreys: Acta Mater., **52** (2004), 3239.
- 11) H. Jazaeri and F. J. Humphreys: Acta Mater., **52** (2004), 3252.
- 12) J.Li and S. Saimoto: Material Science Forum, **273-275** (1998), 459.
- 13) H. Jin and S. Saimoto: Mater Sci., Technol., **19** (2003), 1197.
- 14) E. NES: Mater: Sci., **13** (1978), 947.
- 15) A. Gholinia, F. J. Humphreys and P. B. Prangnell: Mater. Sci. Technol., **16** (2000), 1251.
- 16) 伊藤邦夫: 軽金属, **43** (1993), 285.
- 17) K. Luecke and O. Engler: Mater. Sci. Technol., **6** (1991), 113.



新倉 昭男 (Akio Niikura)
技術研究所



川原 晃 (Akira Kawahara)
技術研究所



木村 剛 (Go Kimura)
技術研究所



土公 武宜 (Takeyoshi Doko)
技術研究所