



Title	複合鋳込み遠心鋳造法により作製した過共晶Al-Ni合金傾斜機能材の凝固組織
Author(s)	大参, 達也; 上田, 誠; 伊藤, 洋一 他
Citation	日本金属学会誌, 64(7), 483-489 https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.64.7_483
Issue Date	2000-07
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/74671
Type	journal article
File Information	1-8.pdf



複合鋳込み遠心鋳造法により作製した 過共晶 Al-Ni 合金傾斜機能材の凝固組織

大 参 達 也 上 田 誠* 伊 藤 洋 一 松 浦 清 隆 工 藤 昌 行

北海道大学大学院工学研究科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 64, No. 7 (2000), pp. 483-489
© 2000 The Japan Institute of Metals

Solidification Structure of Functionally Graded Hypereutectic Al-Ni Alloys Produced by Centrifugal Duplex Casting

Tatsuya Ohmi, Makoto Ueda*, Youichi Itoh, Kiyotaka Matsuura and Masayuki Kudoh

Division of Materials Science and Engineering, Graduate School of Engineering, Hokkaido University, Sapporo 060-8628

Solidification structures of Al-Ni and Al-Ni-Si alloys produced by Centrifugal Duplex Casting (CDC process) have been investigated. The CDC process is applicable to the production of a cast pipe of an aluminum alloy with an *in situ* composite layer containing fine intermetallic crystals. In this process, two molten metals, *i.e.* “the first melt” (aluminum or a hypoeutectic aluminum alloy) and “the second melt” (a hypereutectic or hyperperitectic aluminum-transition metal alloy with a higher liquidus temperature), are poured in sequence at a given interval into a rotating mold of a centrifugal caster. Because the first melt acts as a coolant, the second melt is rapidly quenched to precipitate extremely fine primary crystals when they are mixed in the mold.

When the first melt of an Al-5 mass%Ni alloy and the second melt of an Al-30 mass%Ni alloy were used, the composite layer in the CDC pipe consisted of the “refined composite layer” with fine intermetallic particles and the “coarse composite layer” with relatively coarse particles. The coarse composite layer is subdivided into two sub-layers, *i.e.* the layer with accumulated flaky particles and that with freely grown particles.

The refined composite layer was not formed when the first melt was aluminum whose melting point is higher than the liquidus temperature of the Al-5 mass%Ni alloy. On the other hand, large clusters with fine Al₃Ni crystals were formed when the first melt was an Al-12 mass%Si alloy whose liquidus temperature is lower than the Al-Al₃Ni eutectic temperature. However, these clusters did not form the refined composite layer but coexisted with flaky particles of Al₃Ni.

(Received January 12, 2000; Accepted May 22, 2000)

Keywords: centrifugal casting, composite material, intermetallic compound, aluminum alloy, mixing, rapid solidification, structure control, solidification

1. 緒 言

過共晶ないし過包晶の Al-遷移金属合金は、初晶として硬質の金属間化合物粒子を晶出する。近年、これらの金属間化合物を積極的に利用してアルミニウム材の高機能化を図る試みがなされている。例えば、遠心鋳造法を用いて初晶金属間化合物粒子を鋳造材の表面に偏在させて傾斜機能化を図るプロセスが検討されている¹⁻³⁾。しかし、一般にアルミニウム合金から晶出する初晶金属間化合物は粗大に成長することが多く、機械的強度や加工性等に悪影響を及ぼすため、初晶微細化の必要性が指摘されている⁴⁾。

最近、著者らは「複合鋳込み遠心鋳造法」と称する新しいプロセスを過包晶 Al-Cr 合金に適用することにより、微細な初晶金属間化合物が外周部に偏在した管状の傾斜機能材が作製できることを報告した^{5,6)}。複合鋳込み遠心鋳造法では、

2 種類の異種金属溶湯を液相線温度の低い順に、遠心鋳造装置の回転鋳型内に時間差注湯する。著者らの実験では、最初に鋳込む溶湯(1次溶湯)として Al 溶湯を、後から鋳込む溶湯(2次溶湯)として高 Cr 濃度の Al-Cr 合金溶湯を使用した。本プロセスでは、2次溶湯は、鋳型内の1次溶湯の温度が低下した段階で混合され、1次溶湯との密度差により外周側に移動していく。この過程で、2次溶湯は、高速で回転する1次溶湯に接触して分散・急冷され、微細な初晶金属間化合物を多数含んだ半凝固状態で外周部に集積して表面複合層を形成する。この機構により初晶の微細化と偏在化とが同時に実現される。

過包晶組成の Al-Cr 合金では最終凝固の反応型が包晶反応(液相+Al₇Cr→Al固溶体)⁷⁾であるため、マトリックスはα相(Al固溶体)単相になる。これに対して、Al-Ni系やAl-Fe系のように最終凝固の反応型が共晶反応の場合、初晶晶出後に起こる共晶反応によっても金属間化合物が生成するため、Al-Cr系とは異なる組織になることが予想される。例えば、複合鋳込み遠心鋳造材の内周側の層は、Al-Cr系ではα相単相になるが⁵⁾、Al-Ni系ではAl-Al₃Ni共晶組織になる

* 北海道大学大学院生、現在：三菱マテリアル㈱(Graduate Student, Hokkaido University, Present address: Mitsubishi Materials Co., Ltd.)

と予想される。Al-Al₃Ni 共晶に関しては、Al₃Ni 相を棒状に成長させて繊維強化型の *in-situ* 複合材⁸⁾を製造することが試みられており、複合鋳込み遠心鋳造材の場合でも共晶組織が内周部の強化に寄与する可能性がある。また、初晶金属間化合物が人為的に微細化され集積された複合層のような領域内で共晶反応が起こった場合に、どのような凝固組織が形成するかは、興味深い問題と思われる。

そこで、本研究では、過共晶 Al-Ni 系合金を対象とした複合鋳込み遠心鋳造を試み、得られた鋳造管試料の凝固組織を調査した。

2. 実験方法

本研究で使用した横型遠心鋳造装置は、回転中の試料温度を計測するためのスリップリング機構を備えている⁵⁾。鋳型は断熱レンガ製の円筒形容器(内径 80 mm・奥行き 40 mm・肉厚 10 mm)である。鋳型の回転速度(N)は 19 s^{-1} である。このとき、試料外周での遠心力の重力倍数は 59 G となる。

鋳造された合金の総質量は 336 g、作製された管状試料の肉厚は約 16 mm である。2 次溶湯には過共晶組成の Al-30 mass%Ni 合金を使用した。また 1 次溶湯には、①Al-Al₃Ni 共晶組成(Al-5.7 mass%Ni)⁹⁾に近い亜共晶組成である Al-5 mass%Ni 合金、②純 Al、および③Al-Si 共晶組成(Al-12.6 mass%Si)¹⁰⁾に近い Al-12 mass%Si 合金の 3 種類を用いた(以後、濃度単位の mass%を%と略記する)。1 次溶湯と 2 次溶湯との質量比は 3:1 とした。このとき、混合後の平均組成はそれぞれ①Al-11.25%Ni、②Al-7.5%Ni、および③Al-7.5%Ni-9%Si となる。これらの組成を有する合金の凝固過程を Al-Ni 系および Al-Ni-Si 系平衡状態図^{9,11)}から推測すると、①および②の場合では、(1)初晶 Al₃Ni の晶出、(2)Al-Al₃Ni 二元共晶反応の順、また③の場合では、(1)初晶 Al₃Ni の晶出、(2)Al-Al₃Ni 二元共晶反応、(3)Al-Al₃Ni-Si 三元共晶反応の順に推移するものと考えられる。

Al-Cr 合金の複合鋳込み遠心鋳造実験の結果⁵⁾によると、複合層の組織は 2 次溶湯の鋳込みのタイミングにより変化する。すなわち、二段階の鋳込み操作の間の時間間隔($\Delta\tau$)が短すぎる場合には、複合層は微細粒子複合層と粗大粒子複合層との二層組織となる。粗大粒子複合層の形成は、 $\Delta\tau$ を長くして溶湯混合時の 1 次溶湯の固相割合を増加させることにより抑制される。この操作は、固相が熔融する時の吸熱効果(「潜熱吸収効果」¹²⁾)により 1 次溶湯の冷却能力を向上させるという着想に立脚している。しかし、 $\Delta\tau$ を長くしすぎた場合は、1 次溶湯の凝固層が外周部に残存するようになる。本研究では、予備調査の結果に基づき、2 次溶湯の鋳込みのタイミングを各 1 次溶湯に対してそれぞれ以下のように設定した。なお、鋳造時の溶湯の過熱度は、1 次溶湯に関しては 100 K、2 次溶湯に関しては 50 K とした。

- ① Al-5%Ni: 共晶凝固開始から 130 s 経過後。
- ② 純 Al: 凝固開始から 120 s 経過後。
- ③ Al-12%Si: 共晶凝固開始から 200 s 経過後。

これらの条件は、鋳造管試料の長手方向中央部において 1 次溶湯の外周凝固層が残存しない範囲で $\Delta\tau$ が最大になるよ

うに求めたものである。

また、比較材として、Al-10%Ni 合金および Al-7.5%Ni-9%Si 合金の通常遠心鋳造材を作製した。いずれの合金の場合も、鋳造時における溶湯の過熱度は 100 K とした。

鋳造後、試料の長手方向中央部近傍において、組織観察およびビッカース硬さ測定を行った。なお、試料軸心に沿う断面を縦断面、軸心に直交する断面を横断面と称することにする。

試料のマクロ組織の顕出には 0.5%フッ酸水溶液を使用した。また、ミクロ組織の観察は、SEM の反射電子線像によった。

3. 実験結果および考察

3.1 通常遠心鋳造材の組織

Fig. 1(a) および (b) に、それぞれ Al-10%Ni 合金および Al-7.5%Ni-9%Si 合金の通常遠心鋳造材のマクロ組織を示す。いずれも管状試料の長手方向中央部における横断面の組織である。ここで、横軸(y)は試料外周からの半径方向距離を示している。各試料において針状ないしデンドライト状に見える黒い相が初晶金属間化合物の Al₃Ni 相である。初晶金属間化合物は、過包晶 Al-Cr 合金の場合⁵⁾と同様に遠心力の効果によって外周側に偏在している。しかし、いずれの試料においても初晶は粗大に成長しており、長さが 5~10 mm に及ぶものも観察される。また、各試料について共晶領域のミクロ組織を調査した結果、Fig. 1(a) の試料では共晶 Al₃Ni、(b) の試料では共晶 Al₃Ni および共晶 Si の存在がそ

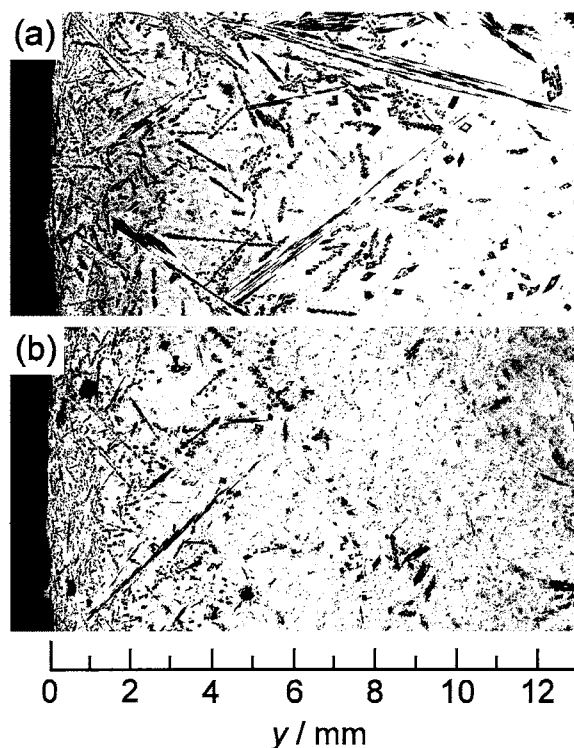


Fig. 1 Macrostructures of a part of the transverse cross section of the cast pipes produced by the conventional centrifugal casting. y : distance from the outer periphery. (a) Al-10 mass%Ni alloy; (b) Al-7.5 mass%Ni-9 mass%Si alloy.

れぞれ確認された。

3.2 複合鋳込み遠心鋳造材の組織

Fig. 2 に、1 次溶湯として Al-5%Ni 合金を用いた複合鋳込み遠心鋳造材のマクロ組織を示す。本試料では、初晶金属間化合物のほとんどは外周側に集積して、厚さおよそ 8~10 mm の複合層を形成している。この複合層は、初晶のサイズや分布状態により、さらに三つの領域(図中の領域 A~C)に分類することができる。Fig. 3(a)~(d)は、複合層の各領域と内周側の共晶領域における典型的なミクロ組織をそれぞれ示している。いずれも試料横断面における組織である。写真中で白く見える相が Al_3Ni 相、黒いマトリックスが α 相である。

まず、試料の最外周部に位置する領域 A は、Fig. 3(a)に示すように、極めて微細な Al_3Ni 相が密集した組織となっている。この結果から、過包晶 Al-Cr 合金の場合⁵⁾と同様に過共晶 Al-Ni 合金に対しても複合鋳込み遠心鋳造法による初晶の微細化が可能であることが確認できる。この領域を「微細粒子複合層」と呼ぶことにする。

領域 B および領域 C は、Al-Cr 系の「粗大粒子複合層」に相当する領域である。Fig. 3(b)は、領域 B のミクロ組織を示している。この領域では針状あるいは点線状の断面形状を有する初晶が数多く観察された。これらの初晶に関して特に注目されるのは、初晶粒子の長径が遠心力方向に対して垂直な方向に配向する傾向がある点である。これらの粒子を切断方向の異なる断面上で観察した結果を Fig. 4 に示す。Fig. 4(a)は試料縦断面の組織であり、Fig. 4(b)は遠心力方向に対して垂直な断面の組織である。これらの組織を横断面の組織と比較してみる。まず、縦断面(Fig. 4(a))と横断面(Fig. 3(b))とでは、ほぼ同様の組織となっている。これに対し

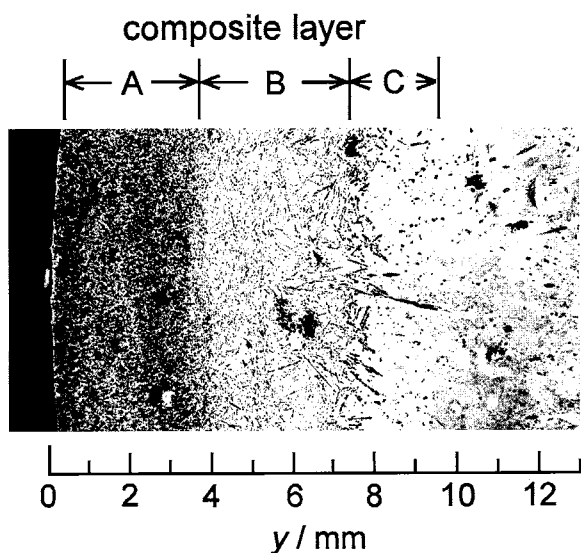


Fig. 2 Macrostructure of the cast pipe produced by the CDC process with the combination of the first melt of an Al-5 mass%Ni alloy and the second melt of an Al-30 mass%Ni alloy. Region A is the refined composite layer. Region (B+C) is the coarse composite layer, where Region B is the sub-layer with accumulated flaky particles and Region C is the sub-layer with freely grown particles.

て、遠心力方向に対して垂直な断面では、Fig. 4(b)に見られるような二次元的に成長したデンドライト状の初晶が数多く観察された。すなわち遠心力方向に対して平行な断面で見られる針状あるいは点線状の初晶形状は、デンドライト・スケルトンから成る板状の初晶粒子の断面形状であると考えられる。そこで、領域 B を「板状粒子層」と呼ぶことにする。

なお、同様の方法で微細粒子複合層を調査したところ、観察面の方向による組織の違いは認められず、等方的な組織であることが確認された。

次に、板状粒子層より内周側の領域 C では、ランダムな方向に成長した粗大な初晶が観察される。Fig. 3(c)は粗大粒子のミクロ組織の一例である。Fig. 2 に見られるように、成長方向が内周側を向いている粒子が特に粗大成長する傾向がある。この特徴によって、領域 C を「板状粒子層」から区別することができる。ここでは領域 C を「自由成長粒子層」と呼ぶことにする。なお、板状粒子層および自由成長粒子層の形成機構については、3.4 で詳細に検討する。

複合層(領域 A~C)より内周側の領域では、Al- Al_3Ni 共晶中に初晶あるいは分離共晶と思われる Al_3Ni 粒子がまばらに分散した組織(Fig. 3(d)参照)が大半を占めていた。ここではこの領域を「内層」と称する。共晶組織は、棒状の Al_3Ni を有する共晶コロニーと板状 Al_3Ni を有する共晶コロニーとが混在した組織となっていた。また、試料の内周表面近傍では一部に α 相のデンドライトも観察された。

次に、複合層における共晶組織について検討する。

まず、内層に隣接する自由成長粒子層では、初晶近傍の共晶組織は、Fig. 3(c)に見られるように、板状の共晶 Al_3Ni がまばらに分布する乱れた組織となっている。さらに、初晶を取り囲む α 相のみの領域(ハロー)¹³⁾が見られる。一方、初晶から離れた位置では Fig. 3(d)と同様の発達した共晶組織が観察された。

次に、板状粒子層では、Fig. 4 に見られるように、初晶の間隙に板状の共晶 Al_3Ni がわずかに観察される程度である。さらに、微細粒子複合層(Fig. 3(a))では、もはや共晶 Al_3Ni と思われる組織は見られない。微細粒子複合層では、初晶粒子が極めて密に分布しているため、ハローが生成した段階で凝固が終了してしまい、 α 相と Al_3Ni 相との coupled growth が起こる余地がなかったものと考えられる。

3.3 複合層の組織に及ぼす 1 次溶湯組成の影響

Fig. 5 の(a)および(b)は、それぞれ 1 次溶湯として純 Al および Al-12%Si 合金を用いた試料のマクロ組織を示している。初晶金属間化合物が外周側に偏在する傾向は共通しているが、初晶の微細化の程度や分布状態は、1 次溶湯の組成によりかなり異なっている。

まず、純 Al を用いた Fig. 5(a)では、Al-5%Ni 合金を用いた場合に見られた微細粒子複合層が存在せず、複合層は板状粒子層と自由成長粒子層とから構成されている。また、内周側にも比較的粗大な初晶が多く分布しており、複合層と内層との境界は明瞭ではない。このように、初晶微細化の程度は Al-5%Ni 合金を用いた場合より低い。これは、Al の融点(933 K)が Al- Al_3Ni 共晶温度(913 K)より高いため、1 次

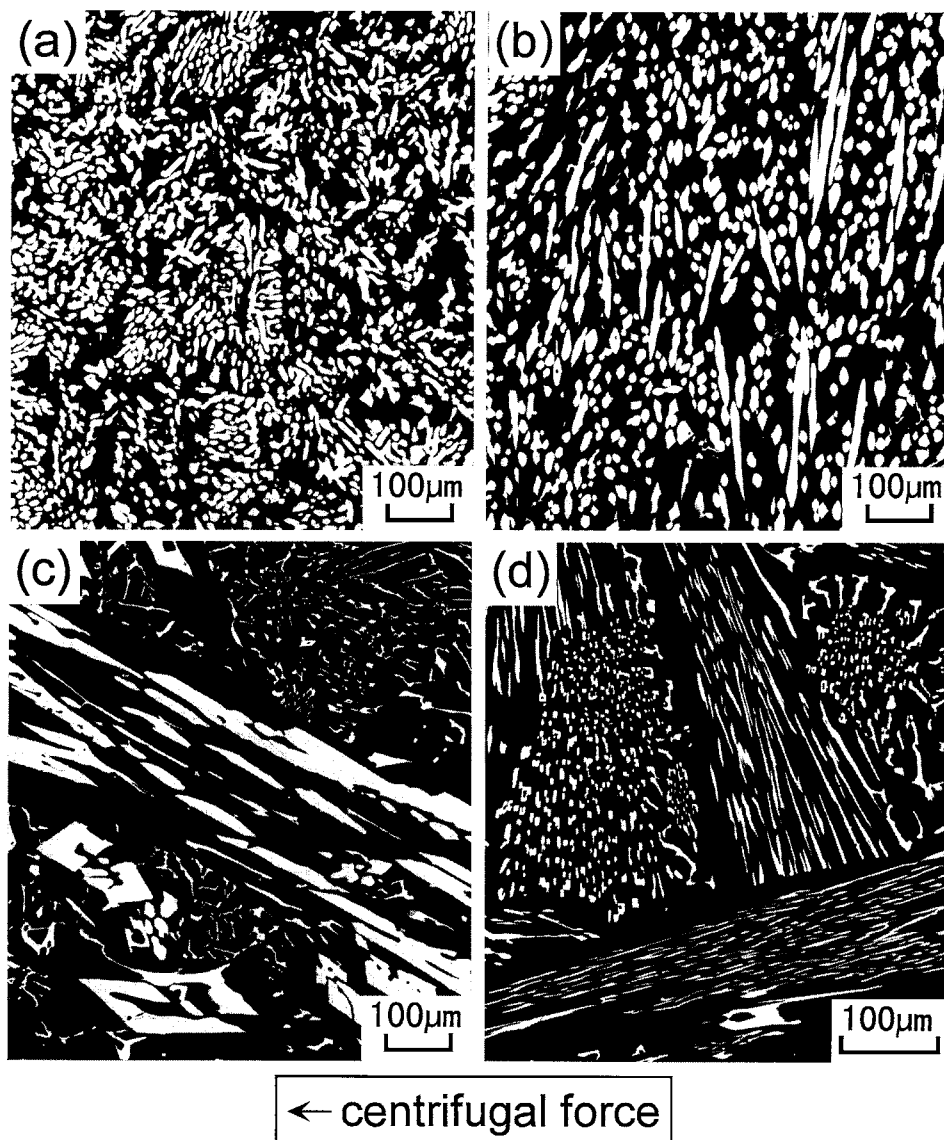


Fig. 3 Microstructures of (a) Region A, (b) Region B, (c) Region C and (d) the “inner layer” which is located in the inner side of the composite layer. These photographs are back-scattered electron images taken using SEM. The bright particles are Al_3Ni crystals, and the dark matrix is aluminum solid solution (α -phase).

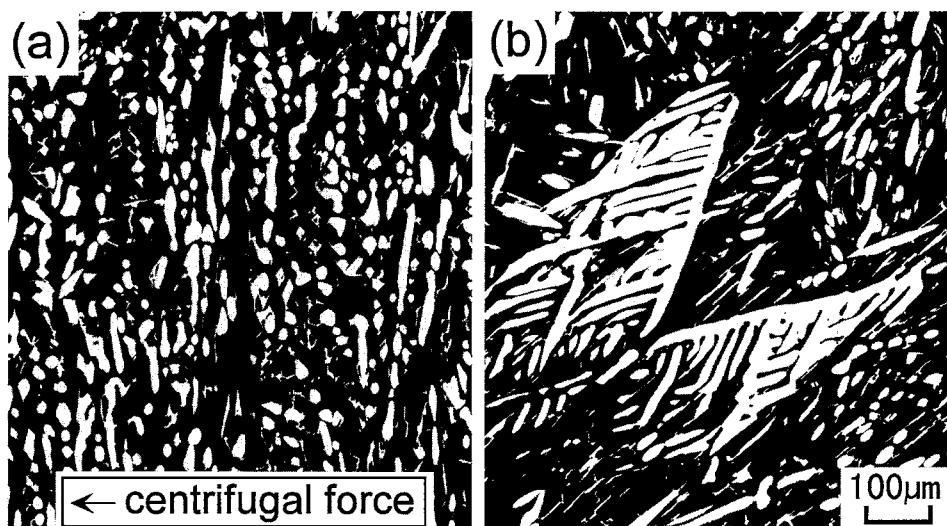


Fig. 4 Microstructures of Region B observed on different sections. (a) A longitudinal cross section; (b) a section normal to the direction of the centrifugal force.

溶湯の冷却能力がより低いことによるものと考えられる。

一方、Al-12%Si 合金を用いた Fig. 5(b) では、黒色の島状組織が試料外周側に分布している。これらの島状組織のなかには、長径が 2 mm を越える大きなものも存在する。Fig. 6(a) および (b) に、島状組織およびその周辺のマイクロ組織写真をそれぞれ示す。白い相が Al_3Ni 相、黒いマトリックスが α 相、また灰色の相が Si 相である。Fig. 6(a) から、島状組織には極めて微細な Al_3Ni 相が密集していることが確認でき

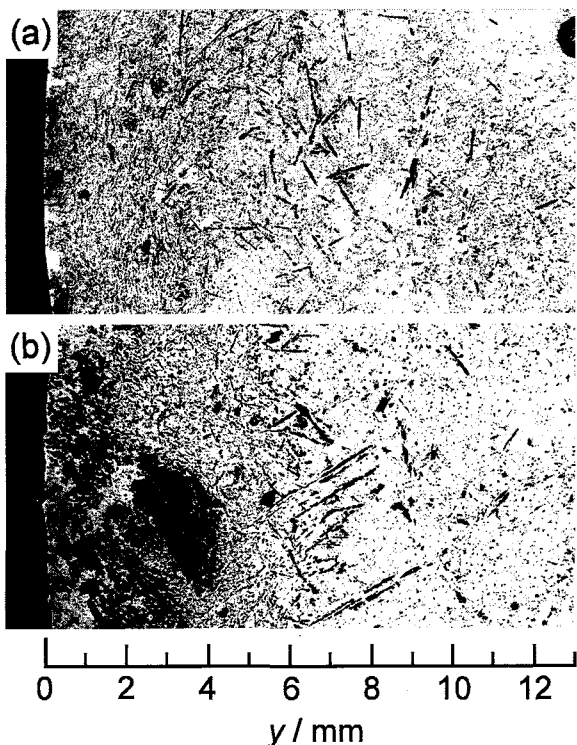


Fig. 5 Effects of the first-melt composition on the structure of the composite layer. (a) Al; (b) Al-12 mass%Si alloy.

る。Al-Cr 系の複合鋳込み遠心鋳造においても、2 次溶湯の Cr 濃度が高い場合には、同様の島状組織が生成した⁵⁾。このような島状組織の起源は 2 次溶湯の流体塊であり、初晶凝固過程の初期に流体塊の見掛けの粘度が急速に増大することにより生成したものと考えられる⁵⁾。Fig. 7 は、Fig. 6(a) の島状組織の一部を EPMA 分析して得られた組成マップである。ここで注目されるのは、 Al_3Ni 相の存在割合が相対的に低い領域では共晶 Si が観察されるのに対し、 Al_3Ni 相が最も密集している領域内では Si の存在が認められない点である。この結果は、2 次溶湯の一部がその初期組成をほぼ維持したまま最終凝固に至る場合があることを示す直接的な証拠である。この例に端的に示されるように、2 次溶湯は 1 次溶湯との混合過程で高い液相線温度を維持したまま急冷される。この現象を著者らは「混合急冷効果」^[14]と呼んでいる。

1 次溶湯として Al-12%Si 合金を用いた場合に、Fig. 6(a) のような大きな島状組織が生成した要因は、Al-Si 共晶温度 (850 K) が Al- Al_3Ni 共晶温度より 63 K も低いため 1 次溶湯の冷却能力が高く、島状組織の起源である 2 次溶湯の流体塊が微細に分散される前に凝固終了に至ったためと考えられる。

しかし、これらの島状集団は独自の層を形成することではなく、Fig. 6(b) に示すような板状粒子が分布する領域と混在している。混合急冷された 2 次溶湯の流体塊が微細粒子複合層を形成するためには、流体塊が変形能を有する半凝固状態で外周側に充填するか、あるいは個々の流体塊自体が微細であることが必要である。本試料のように混合急冷の段階で大きな流体塊が完全凝固するような場合では、独立した微細粒子複合層が形成できなかったものと考えられる。

3.4 板状粒子層および自由成長粒子層の形成機構

複合層における粗大初晶粒子の形成機構は以下のように考えられる¹⁵⁾。

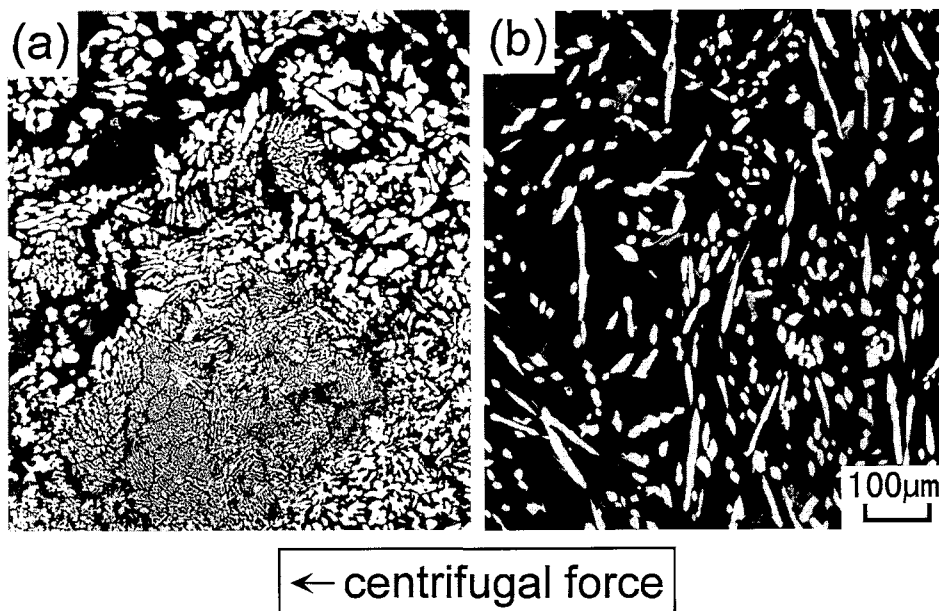


Fig. 6 Microstructures of the composite layer shown in Fig. 5(b). (a) Cluster structure; (b) structure near the cluster. The bright particles are Al_3Ni crystals, the dark matrix is α -phase, and the gray particles are silicon crystals.

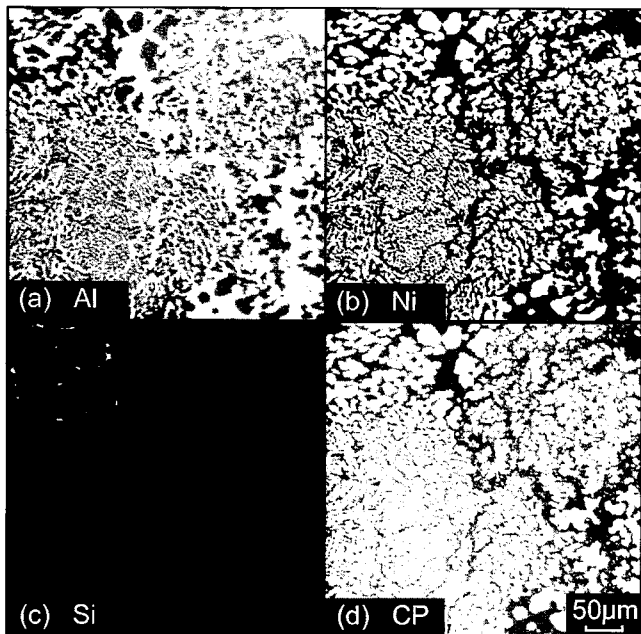


Fig. 7 Composition maps of a part of the cluster structure shown in Fig. 5(b). (a) Al image; (b) Ni image; (c) Si image; (d) COMPO image (back-scattered electron image).

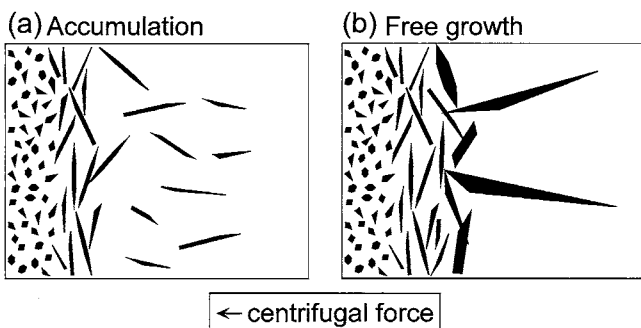


Fig. 8 Schematic illustrations of the formation mechanism of the coarse composite layer. (a) Accumulation of intermetallic flakes; (b) free growth of intermetallic crystals.

まず、2次溶湯が1次溶湯と接触して急冷される混合急冷段階において、2次溶湯の溶質成分の一部が1次溶湯中に拡散し、過包晶ないし過共晶組成の液相(以降、バルク液相¹⁵⁾と称する)が生じる。続いて、混合急冷過程が終了し試料全体が徐冷する段階で、バルク液相中の溶質成分が粗大な金属間化合物として晶出する。粗大成長する初晶粒子の主な起源は、混合急冷過程において乱流混合が急速に進行した領域で核生成しバルク液相中に分散された孤立粒子である。これらの初晶粒子は、Fig. 8(a)に模式化して示すように、バルク液相からの溶質の供給を受けて成長しつつ沈降し、堆積層を形成する¹⁵⁾。Al-Ni系複合鋳込み遠心鋳造材においては、板状粒子層がこの堆積層に相当すると考えられる。板状粒子層の特徴である初晶粒子の配向は、位置エネルギーが小さくなるように初晶が堆積した結果であると説明することができる。

さらに、孤立粒子の沈降後もバルク液相の組成が過包晶ないし過共晶組成である場合、Fig. 8(b)に示すように、バルク液相領域に最も近い複合層最内周側の粒子が溶質の優先的

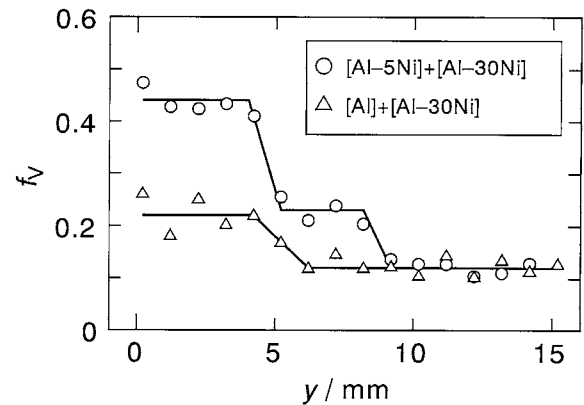


Fig. 9 Profiles of volume fraction of Al_3Ni phase, f_V , measured on the transverse cross section of the Al-Ni pipes produced by the CDC process.

な供給を受けて著しく粗大に成長することになる。この場合、優先成長方向が内周側を向いている粒子が最も成長に有利な環境にあると考えられる。Al-Ni系複合鋳込み遠心鋳造材における自由成長粒子層はこのような機構により形成したものと推測される。

これらの粗大粒子複合層の生成を防ぐためには、1次溶湯への溶質の混入を抑制する必要がある。その手段として、1次溶湯の冷却能力を高め、2次溶湯が初晶凝固を完了するまで急冷することが考えられる⁵⁾。Al-Cr合金を用いた複合鋳込み遠心鋳造では、潜熱吸収効果を利用することにより、複合層全域を微細粒子複合層にすることができた⁵⁾。しかし、Al-Ni系では、3種類の1次溶湯のいずれを使用した場合も、粗大粒子の生成を完全に防ぐことはできなかった。とりわけ、1次溶湯としてAl-12%Si合金を用いた場合は、1次溶湯の温度がAl-Al₃Ni共晶温度より低く、一部の2次溶湯流体塊がほぼ初期組成のまま凝固するほど急冷されているにもかかわらず、粗大な初晶が生成した。この原因については現在のところ詳細は不明だが、一つの要因として、2次溶湯の過冷却が考えられる。すなわち、初晶金属間化合物の核生成頻度が低い場合、2次溶湯が急冷されても過冷した液体状態のまま1次溶湯中に均一混合してしまう可能性がある。しかし、現時点では、Al-Ni合金における初晶の核生成頻度に関するデータが見あたらないため、詳細な検討は今後の課題である。

3.5 金属間化合物の体積率および硬さの分布

Fig. 9に、Al-Ni系複合鋳込み遠心鋳造材の横断面におけるAl₃Ni相の体積率(f_V)の分布を示す。1次溶湯としてAl-5%Ni合金を用いた試料では、 f_V 値は内周部において最も低く、外周側に向かって階段状に増加する傾向が見られる。外周部($y=0\sim3$ mm)、二段目の領域($y=5\sim8$ mm)および内周部($y=9\sim14$ mm)の各平坦部での f_V の平均値を求めたところ、それぞれ0.44、0.23および0.12となった。また、これらの領域と組織とを照合したところ、外周部は微細粒子複合層、二段目の領域は板状粒子層、内周部は内層であり、また二段目の領域と内周部との間の遷移領域が自由成長粒子層

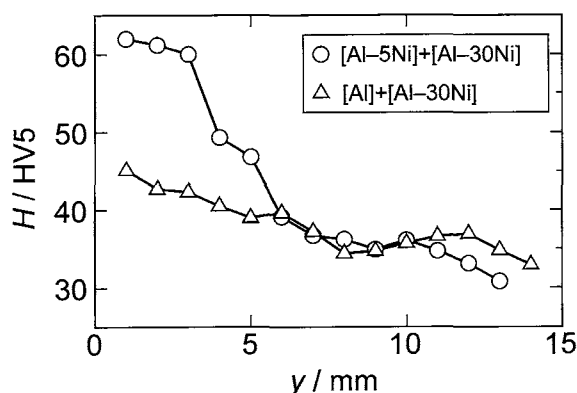


Fig. 10 Profiles of Vickers hardness, H, measured on the transverse cross section of the Al-Ni pipes produced by the CDC process.

であった。また、純 Al の 1 次溶湯を用いた試料では、外周部 ($y=0\sim4$ mm) が板状粒子層、内周部 ($y=6\sim15$ mm) がほぼ内層であり、 f_v の平均値はそれぞれ 0.22 および 0.12 であった。すなわち、板状粒子層あるいは内層における Al_3Ni 相体積率は試料に関わらずほぼ同じである。

Fig. 10 に、Fig. 9 と同じ試料におけるビッカース硬さ分布を示す。各プロットの値は、 y の等しい円周上の 5 点の測定値を平均したものである。いずれの試料においても、硬さの分布は f_v の分布に類似した傾向を示している。次に、1 次溶湯として Al-5%Ni 合金を用いた試料の複合層外周側 ($y=1\sim3$ mm) における平均硬さを Fig. 10 から求めたところ、62(HV5) であった。一方、本研究と同じ鋳型回転速度で作製した Al-Cr 系試料の内でも最も高い硬さを有していたのは、純 Al と Al-20%Cr 合金の組み合わせを用いた試料であった⁶⁾。この試料の複合層外周側の平均硬さは 53(HV5) であった。以上の結果は、複合層の硬さという点では、Al-Ni 系試料の方が Al-Cr 系試料より優れていることを示している。

次に、Fig. 9 および Fig. 10 に示した 2 種類の Al-Ni 系試料の内層における α 相の硬さを測定したところ、いずれも 26(HV0.01) であった。一方、内層の平均硬さは、いずれの試料も 35(HV5) であった。この結果から、内層を共晶組織にすることによって硬さが向上することが確認できる。

4. 結 言

過共晶組成の Al-Ni 合金および Al-Ni-Si 合金に複合鋳込み遠心鋳造法を適用し、微細な Al-Ni 系金属間化合物が外周部に偏在した管状の傾斜機能材の製造を試みた。得られた

複合鋳込み遠心鋳造材の凝固組織を調査し、さらに複合層の組織に及ぼす 1 次溶湯組成の影響について検討した。得られた結果を以下に要約する。

(1) 2 次溶湯として Al-30%Ni, 1 次溶湯として Al-5%Ni 合金を用いた複合鋳込み遠心鋳造材では、複合層は、①極めて微細な初晶 Al_3Ni 粒子が密集した微細粒子複合層、②板状に成長した初晶粒子が堆積した板状粒子層、および③ランダムな方向に成長した粗大な初晶が分布する自由成長粒子層から成る。また、内層は Al- Al_3Ni 共晶を主体とした組織となる。

(2) 1 次溶湯として純 Al を用いた場合、微細粒子複合層は形成しない。これは、Al の融点が Al- Al_3Ni 共晶温度より高いため、1 次溶湯の冷却能力が不十分であることによる。

(3) 1 次溶湯として Al-12%Si を使用した場合、微細な Al_3Ni 相が密集した大きな島状組織が生成する。しかし、これらの島状集団は独自の層を形成せず、板状粒子の分布する領域と共存する。

(4) Al-Ni 系の複合鋳込み遠心鋳造材では、 Al_3Ni 相の体積率の分布は、凝固組織の各層に対応する階段状のプロファイルを示す。

文 献

- 1) K. Murata, M. Takada, T. Nakata and T. Umeda: J.F.S., **64**(1992), 537-542.
- 2) K. Murata, H. Harada, T. Nakata and T. Umeda: J.F.S., **66**(1994), 110-115.
- 3) Y. Fukui, N. Yamanaka, Y. Watanabe and Y. Oya-Seimiya: J. JILM, **44**(1994), 622-627.
- 4) Y. Watanabe and Y. Fukui: J. JILM, **46**(1996), 395-403.
- 5) T. Ohmi, Y. Kimura, Y. Itoh, M. Kudoh and K. Matsuura: J. Japan Inst. Metals, **60**(1996), 490-496.
- 6) T. Ohmi, Y. Kimura, Y. Itoh, K. Matsuura and M. Kudoh: J. Japan Inst. Metals, **63**(1999), 429-434.
- 7) J. L. Murray: *Binary Alloy Phase Diagrams* (2nd. Ed.), Ed. by T. B. Massalski, ASM, (1990), p. 138-140.
- 8) F. D. Lemky, R. W. Hertzberg and J. A. Ford: Trans. Met. Soc. AIME, **233**(1965), 334-341.
- 9) M. F. Singleton, J. L. Murray and P. Nash: *Binary Alloy Phase Diagrams* (2nd. Ed.), Ed. by T. B. Massalski, ASM, (1990), p. 181-184.
- 10) J. L. Murray and A. J. McAlister: *Binary Alloy Phase Diagrams* (2nd. Ed.), Ed. by T. B. Massalski, ASM, (1990), p. 211-213.
- 11) P. Villars, A. Prince and H. Okamoto: *Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams*, ASM International, (1995), p. 4167-4179.
- 12) T. Ohmi and M. Kudoh: Mater. Japan, **37**(1998), 102-105.
- 13) M. F. X. Gigliotti Jr., G. A. Colligan and G. L. F. Powell: Metall. Trans., **1**(1970), 891-897.
- 14) T. Ohmi, K. Matsuura, M. Kudoh and Y. Itoh: J. JILM, **48**(1998), 42-47.
- 15) T. Ohmi, M. Ueda and M. Kudoh: J.F.S., **69**(1997), 822-827.