

加熱鋳型式連続鋳造法 OCC プロセスの現状と可能性

Research and Future Potential of the Ohno Continuous Casting Process

千葉工業大学 工学部
教授

本保元次郎 Genjiro Motoyasu

トロント大学 工学部
主任研究員

早田 博 Hiroshi Soda

千葉工業大学
名誉教授

大野篤美 Atsumi Ouno

トロント大学 工学部
教授

Alexander McLean

1 はじめに

加熱鋳型式連続鋳造法、通称 OCC (Ohno Continuous Casting) プロセス¹⁾は、表面欠陥のない平滑な表面の鋳塊を製造する方法として1978年に誕生した²⁾。この方法は、「結晶遊離説」³⁾に基づき発明された方法で、従来の冷却鋳型を用いる方式とは全く逆に、鋳造金属の凝固温度以上に加熱した鋳型を用いて、一方向凝固組織もしくは単結晶を製造する独特の連続鋳造法である。そしてこの方法は、従来から用いられてきた多くの金属及び合金を、単に凝固法を変えることによって凝固粒界を除き、新しい特性を持った新素材に変えることのできる可能性を持っている。

図1は、OCCプロセスの原理を従来の連続鋳造法と比較して示している。従来の連続鋳造法は、水冷式の中空の鋳型に溶湯を供給し、まず鋳型壁面上で安定な凝固殻を形成させる。それを鋳型から引き出して、さらに鋳塊に冷却を加えて得るというものであった。このような方法では、鋳塊の外周に鋳塊表面に垂直に並んだ柱状晶ができやすく、鋳塊内部には溶質や不純物の偏析、巣や気泡などの鋳造欠陥が発生しや

すいことが知られている。そして、これらの欠陥は凝固粒界に集中しやすく、鋳塊の機械的性質や耐食性を低下させる大きな要因となっている。また、鋳造時に発生したこのような欠陥は、熱処理や塑性加工によっても完全に除去することは難しく、最終製品の中に履歴として残ってしまい問題となっている。

これに対してOCCプロセスは、連続鋳造用の鋳型を加熱し、溶湯の接する鋳壁面の温度が常に鋳造する金属の凝固温度以上になるように保持している。この加熱によって、鋳壁面からの凝固、言い換えると結晶の核生成を完全に阻止するものである。一方、凝固させるための放熱は、鋳型から引き出される鋳塊を鋳型の外で冷却して行う。それにより、鋳塊の凝固は、鋳型出口端近傍で鋳壁を避けて鋳塊の凝固先端でのみ一方向に進行していく。この結果、鋳塊の凝固界面の形状はその中心部が鋳型内に突出した形となる。そして、鋳塊表層部は溶湯膜に覆われた状態で鋳型から引き出され、鋳型直外で凝固を完了することになる。このため鋳型との摩擦が無くなり従来法で製造困難であった複雑断面形状等の製品の鋳造が可能となる。

本稿では、OCCプロセスの特徴について紹介するとともに、現在までに研究されてきた各種金属材料の特性と現状についての概略及びこれからの課題と新素材開発の可能性について述べる。

2 OCCプロセスの特徴

OCCプロセスでは、鋳造金属の凝固温度以上に加熱した鋳型を用いているために、得られる鋳塊の多くは、次の挙げられる特徴を持っている^{4,5)}。

(1) 単結晶組織からなる鋳塊が得られる^{6,7)}。

鋳型からの新たな結晶の生成がなく、凝固は鋳塊先端で絶えず一方向に進行する。そのために、一方向凝固中

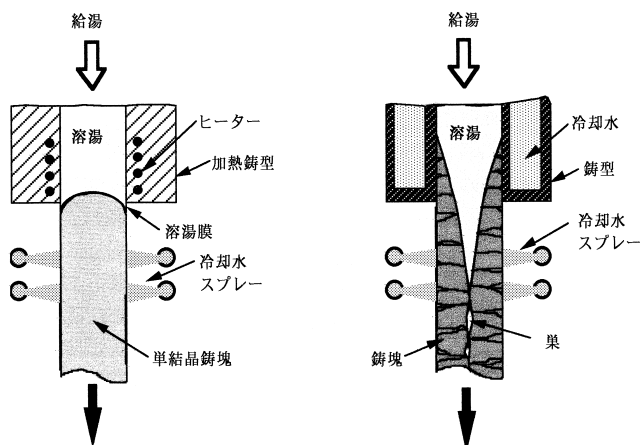


図1 OCCプロセスの原理

の結晶は互いの競争成長により、鑄造するに従って結晶数が減少していく。そして、やがて鑄塊は単結晶となる。

- (2) 平滑表面の鑄塊が得られる⁸⁻¹⁰⁾。

鑄塊表層が鑄型から出た時点では、まだ薄い溶湯膜に覆われた状態で鑄塊と鑄型との摩擦がない。また、その溶湯膜が鑄型と接することなく鑄型の外で凝固するために、鑄塊は引き摺り傷などの全くない平滑な鏡面となる。

- (3) 最終断面形状またはそれに近い形状の鑄塊が得られる¹¹⁾。

鑄型内では溶けた状態で保たれ、凝固による流動性の低下がない。そのため、溶湯が鑄型内での流動を確保できる範囲内では小径や薄肉の鑄塊を作ることが可能である。

- (4) 塑性加工性に優れた鑄塊が得られる¹²⁾。

得られた鑄塊は、全て一方向凝固組織もしくは単結晶からなり、塑性加工時に割れ発生の起点となりやすい加工方向に垂直な結晶粒界がない。そのために割れが発生しにくく、優れた圧延加工性や線引加工性等を示している。

- (5) 中心偏析や巣のない鑄塊が得られる^{13, 14)}。

最終凝固部が鑄塊表層となるために、溶湯中のガスや不純物は表層に集まりやすく、鑄塊中心部には気胞等の鑄塊欠陥が発生しにくい。

3 OCCプロセスの鑄造方法

OCCプロセスには、従来の連続鑄造法と同様に、鑄塊の引き出し方向により、上引き式、下引き式及び水平式の3つの鑄造方式に分けられる¹⁾。これらの方式の中で現在工業用に用いられているのは、細線や薄板の連続鑄造に適している水平式連続鑄造法と、異形断面鑄塊の製造に適している上向き式連続鑄造法である。水平式連続鑄造法では、直径0.5 mmの細線から20 mm程度の丸棒、厚さ10 mm程度までの薄板の鑄造を行い、また、上向き式連続鑄造法では直径10 mm～30 mm程度の棒や管、複雑断面形状の異形断面鑄塊等が製造されている。なお、各材料の連続鑄造速度については、鑄塊の材質、形状、大きさ等により異なり、遅いもので5 mm/min程度、速いもので1000 mm/min程度である。

図2には、鑄造装置の例として水平式OCC連続鑄造装置の写真を示している。鑄造装置は、各方式及び鑄造対象材料の種類、大きさにより多少異なるが、基本的には、試料溶解用の電気炉、湯面制御装置、加熱鑄型、冷却装置及び鑄塊引き出し用ピンチロールから構成されている。鑄造方法は水平式

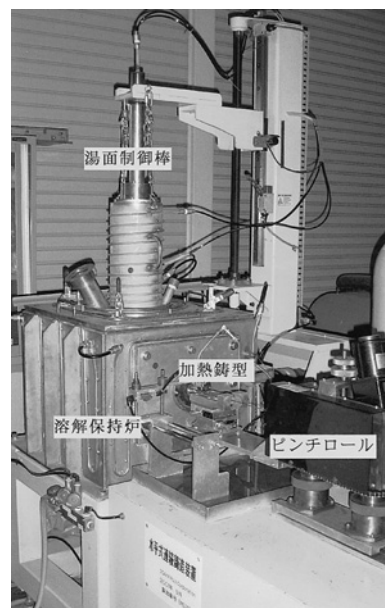


図2 水平式OCC連続鑄造装置外観

連続鑄造法を例にとり示すと、最初に電気炉で金属試料を溶解し所定の温度で保持後、湯面制御装置により湯面を上昇させる。そこで、溶湯は給湯管から鑄型内へと供給され、予め鑄型出口端にセットしてあった鑄塊ダミー先端と接触する。次に、冷却装置により冷却を始め、鑄造ダミー先端に接触した溶湯を凝固させる。それと、同時にピンチロールにより鑄型からダミーとそれに続く鑄塊を徐々に引き出し連続鑄造を開始する。その後、冷却位置や溶湯供給量を調製して所定の鑄造速度で連続鑄造を継続し長尺の鑄塊を作製する。

なお、OCCの原理を応用したものには、薄板用に開発されたOSC (Ohno Strip Casting) プロセス¹⁵⁻¹⁹⁾や回転式OSCプロセス^{20, 21)}がある。

4 各種OCC鑄塊の性質

OCCプロセスは、前章に示したように種々の特性を有するOCC鑄塊を製造できる。ここでは、現在までに研究されてきた各種OCC鑄塊の中で、今後の新素材開発に有用と思われる性質について例を示しながら紹介する。

4.1 一方向凝固単結晶組織からなるOCC鑄塊

図3は、OCCプロセスにおいて単結晶が生成される過程を模式的に示している。最初に、鑄造開始時に鑄塊ダミー先端で複数の結晶が核生成していく。その後、鑄造が進むに従って一方向凝固が進行するが、この時、加熱された鑄型面からの新たな結晶の供給がないために、一方向凝固中に結晶数が増加することはない。一方、はじめに生成した複数の結晶は、一方向凝固時に互いに競争成長するために、凝固が進む

につれて鋳塊断面に確認できる結晶数は減少し、やがては単結晶へと変化する。このような単結晶化は、合金より純金属、また断面積の小さい鋳塊のほうが早く起こりやすい。そして、そのまま鋳造を続けるかぎり、単結晶はどこまでも継続していく。図4には、単結晶への変化の典型的な例として錫の薄板鋳塊を示している²²⁾。

また、このような単結晶材は、鋳造速度の増大により亜粒界が発生しミクロ的な組織に変化が見られる場合もある。図5はその例として、鋳造速度が40、50及び120 mm/minの単結晶純銅線（直径6 mm）の円断面において、ECC（Electron Channelling Contrast）により確認できた亜粒界の存在を示している⁶⁾。鋳造速度が速くなった場合は、鋳造歪みの

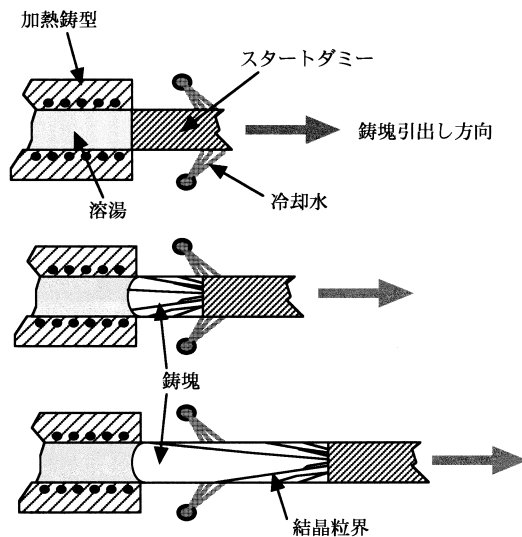


図3 単結晶の形成過程



図4 錫の単結晶鋳塊

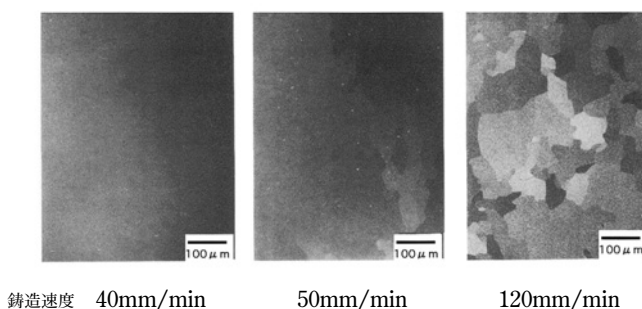


図5 純銅の断面ミクロ組織

増加により発生したと思われる亜粒界の形成が顕著になることがわかる。逆にゆっくりの場合は、亜粒界がほとんどみられず鋳造速度を調整することにより高品質の単結晶が得られることを示している。単結晶線を製品化したものとしては、高純度銀、高純度銅を用いた高品質オーディオ・ビジュアルケーブルが挙げられる。単結晶化することにより、信号伝達特性が良くなり、再現音質や映像の品質が向上するとされている²³⁾。

一方、このような単結晶鋳塊は、その結晶方位により異なった性質を示すことも明らかになってきている。特に結晶構造に異方性を持つ金属、例えば、非常に脆い材料として知られている菱面体構造のビスマスでは、種々の結晶方位の異なる単結晶を作製した場合、結晶方位によって曲げ加工性や伸びに著しい差があることが認められている^{24, 25)}。また、劈開面破断しやすい稠密六方晶の亜鉛の場合にも、350%にも及ぶ伸びが認められる。このように、金属素材を単結晶化することにより、新しい特性が得られている。

図6に得られた直径2 mmの亜鉛単結晶線の鋳造速度と結晶方位の分布の関係を示し、図7には引張試験結果を示している²⁶⁾。このように、OCCプロセスによって種々の結晶方位を持つ単結晶材が得られ、結晶方位により性質が大きく異なっている。このことは結晶方位を任意に制御することにより今までにない素材をつくる可能性を示すものである^{27, 28)}。

4.2 均質で健全なOCC鋳塊

OCCプロセスでは、鋳塊の凝固先端部で方向凝固が連続的に進行する。そのため、従来の鋳塊によく見られた鋳造

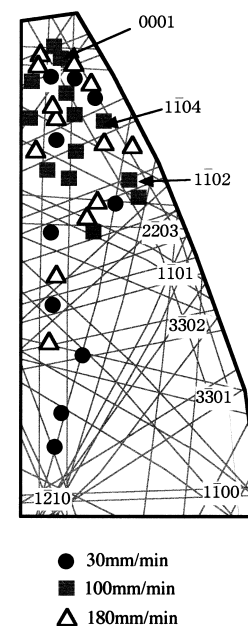


図6 亜鉛単結晶線の結晶方位と鋳造速度

欠陥、例えば、巣、気泡、不純物の偏析が起こりにくい。図8は、OCCプロセス及び従来式の間欠連続鋳造法により得られたステライトNo.6の棒材の断面写真を示している²⁹⁾。この写真のように、鋳塊中心部に巣等のできやすい合金においても、OCCプロセスを用いれば均質で健全な鋳塊が得られる³⁰⁾ことがわかる。

このような均質鋳塊を加工していった場合には、従来の鋳塊に比較して良好な塑性加工性を示すことが明らかになっている。図9は、錫一亜鉛半田合金の線引加工率と歩留り率を示したもので、OCC材の歩留り率が従来材に比較し極めて高い³¹⁾。OCC材の良好な塑性加工性は、他の金属や合金材料においても同様で³²⁾、組織の方向性と均質な溶質分布、少ない鋳造欠陥等、鋳塊の健全性によるものである。図10は、Al-1%Si合金の直径20 μ mのボンディングワイヤーの写真で、これは直径20mmのOCC棒の素材から直径20 μ mまで加工したものである。この場合も、歩留り率が極めて高

く、塑性加工性の良さを示している。現在この利点活用して温度ヒューズ、無鉛半田細線の製造が行われている。

また冷間で塑性加工を行うことにより高強度加工硬化材も作製できる。強加工されたOCCアルミニウム合金材は、従来材に比べ、硬さ、引張り強さ、疲労特性等に優れている^{33, 34)}。

4.3 複合材料・組織からなるOCC鋳塊

OCCプロセスでは、鋳型出口端直外で一方向凝固が連続的に進行するため凝固収縮によるひずみや割れの発生が少ない。そのため、硬く割れ易い合金においても小径の棒材や管材の鋳造が可能である。一方、溶湯は鋳型内で溶けた状態で保たれ、溶湯が鋳型内で流動できる範囲で小径の線・棒、薄板材だけではなく薄肉の管材を製造できる。さらに、鋳型の形状を変えることにより管材を製造しつつその内部に別の材料を供給することも可能である。

OCCプロセスで製造される複合材料には、表面硬化用肉盛溶接等に使われる共晶複合材、金属中にセラミック粒子を分散させた粒子分散複合材、線材の内側と外側の材質の異な

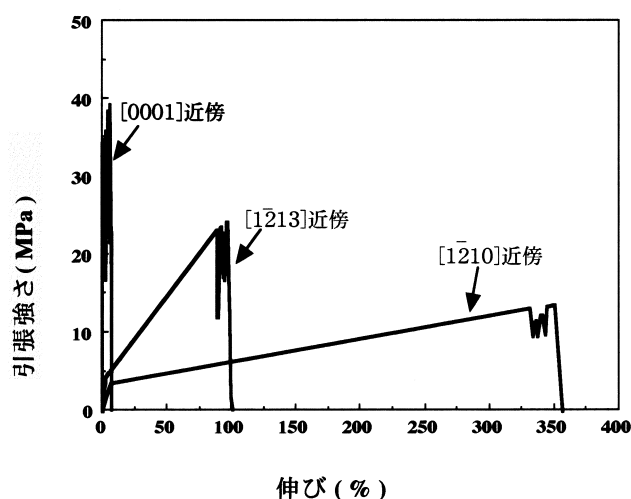
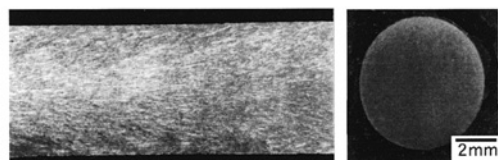
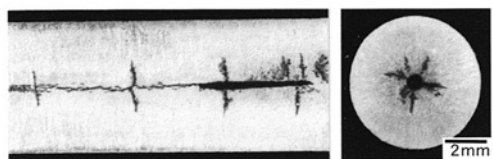


図7 亜鉛単結晶線の結晶方位と引張強さ及び伸びの関係



OCC 鋳造棒



間欠連続鋳造棒

図8 OCCプロセス及び間欠連続鋳造法により得られたステライトNo.6棒の断面組織

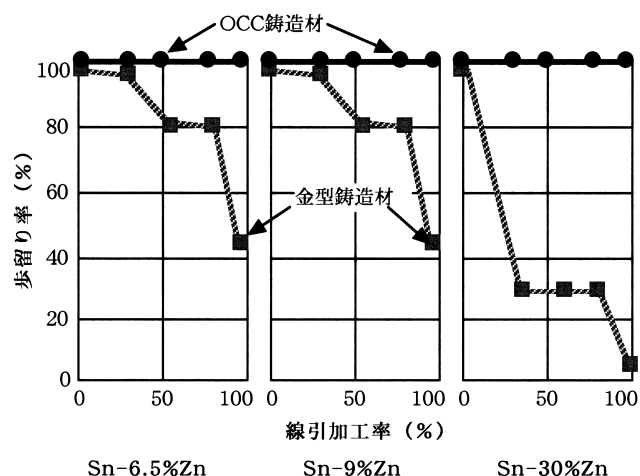


図9 錫一亜鉛半田合金線の線引加工率と歩留りの関係

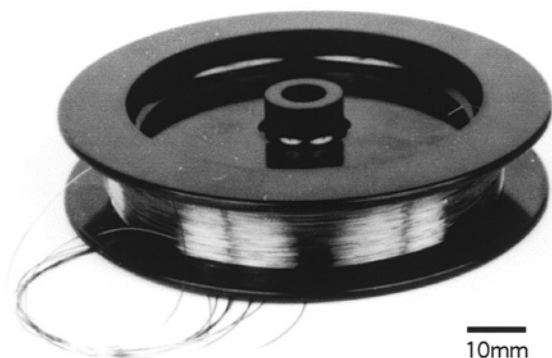


図10 Al-1%Si合金製ボンディングワイヤー (ϕ 20 μ m)

る有芯複合材等がある。

分散複合材としては、図11の写真のように、黒く見えるSiC粒子を分散させた直径2 mmのアルミニウム合金細線を、約1mの長さではあるが作製することができる^{35, 36)}。しかし、均質長尺細線の製造条件については、まだ適正条件が得られていない。

共晶複合材としては、銅を多く含有した硬質のアルミニウム合金の肉盛溶接棒が工業的に製造され、アルミニウム合金製ピストンのリング溝部分の硬さや耐磨耗性の向上に用いられている³⁷⁾。

OCCプロセスによる有芯複合材には、図12のように、内側、外側とも金属で構成されているもの^{38, 39)}、また、内側は光ファイバー、外側はアルミニウム合金で構成されているものがある^{40, 41)}。前者は、超音波測定用パッファロッドとして応用され優れた超音波伝導特性を示している。後者は、圧力歪センサーとしての応用が検討されている。

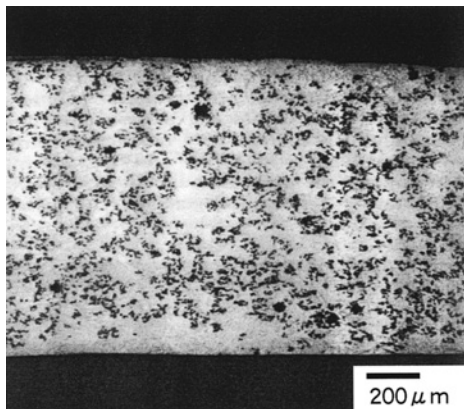
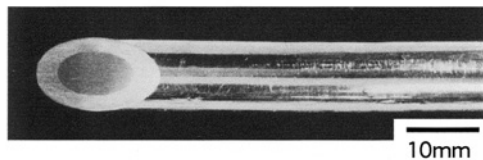
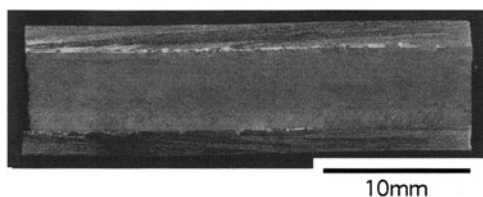


図11 SiC粒子を分散させたアルミニウム合金細線



表面状態



断面組織

図12 アルミニウム合金有芯複合材の表面状態及び断面組織

5 OCCプロセスの適用による新機能の発現

次にOCCプロセスによる鋳塊は、他の鋳造法では得ることのできない機能性を有することも明らかになってきている。

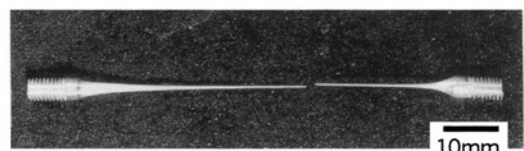
5.1 超塑性OCC鋳塊

従来、超塑性現象については幾つかの説が示されているが、いずれも組織は細かい粒状結晶において発生している。OCCプロセスでは、共晶組成の合金等において一方向凝固組織であるが非常に微細なラメラ組織が得られる。これらの合金の幾つかは、超塑性現象が起こることが明らかとなっている。Sn-Pb共晶の場合、3000%の超塑性伸びが見られたり⁴²⁾、図13のようにAl-33%Cu共晶合金でも最高1700%もの伸びが観察されている⁴³⁾。これらは、動的な再結晶による超塑性現象の発現と推測されている。このように、この方法は新しい超塑性材料の製造法としても応用できるものである。

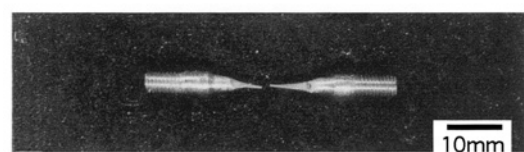
5.2 形状記憶及び超弾性OCC鋳塊

実用化されている形状記憶及び超弾性合金には、TiNi系合金がある。これ以外にも、銀系や銅系形状記憶合金があり、特に素材価格の面から銅系形状記憶合金の実用化が望まれている。しかし、従来の方法で製造された銅系形状記憶合金においては、応力集中によって結晶粒界から容易に破断するために、疲労寿命が短く、実用化への大きな障害となっている⁴⁴⁾。

現在、著者らはOCCプロセスを応用して溶湯から製品形状の銅系形状記憶合金線を直接作製する研究を行っている⁴⁵⁾。この方法では溶湯から表面性状及び寸法精度の優れた細線が得られることと、凝固終了直後の細線が冷却水により急冷さ



OCC材



金型鋳造材

図13 Al-33%Cu共晶合金の超塑性現象

れることにより溶体化焼入れ処理と同様の効果が期待できるためである。図14は、OCCプロセスにより作製したCu-14.1%Al-4.2%Ni形状記憶合金線の曲げ試験での形状回復率を示している。鑄造速度が比較的遅い場合は形状記憶効果を示し、速い場合は超弾性を示している。これは、鑄造速度が速くなるに従って共析温度付近での冷却速度が速くなるために、マルテンサイト相中に固溶される溶質濃度が変化したものと推測される。それに伴い熱弾性応力型マルテンサイトの変態温度が変わったためであると考えられる。同様に図15は、Cu-Al-Ni合金線の破断までの繰り返し曲げ回数と形状回復率の関係を示したもので、最高で25000回で破断している。市販されているTiNi系形状記憶合金線を同じ試験で評価した場合、2000回程度で破断していることから、OCC材は十分実用可能な超弾性合金材といえる⁴⁶⁻⁴⁸⁾。

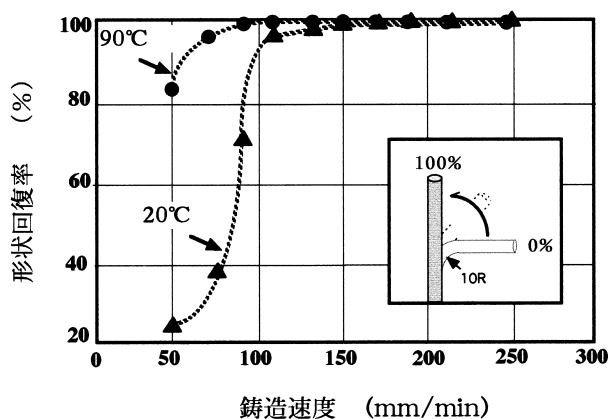


図14 Cu-Al-Ni形状記憶合金線の鑄造速度と形状回復率の関係

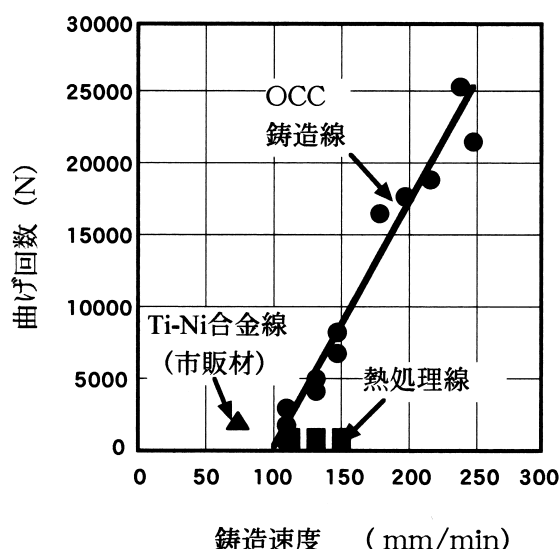


図15 Cu-Al-Ni形状記憶合金線の破断までの繰り返し曲げ回数

5.3 耐熱・耐摩耗性OCC鑄塊

ステライトとして知られているコバルト基合金は、高温での硬度、耐摩耗性、耐食性に優れ、高温で用いられる切削材料、スキットレール及びエンジンバルブ等に必要不可欠な材料である。この合金は、塑性加工が困難なために肉盛り溶接等により成形されているが、それに代わる成形法の開発が強く望まれている。OCCプロセスでは、直接製品形状断面の鑄塊が得られるために、図16に示したようなステライト鑄塊を製造できる⁴⁹⁾。このようなステライト鑄塊を応用して種々の製品が試作されている⁵⁰⁻⁵²⁾。また、OCCステライト材の特徴としては、一方向凝固組織からなり結晶粒界に起因する腐食や割れが発生しにくいために他の方法で作製したものに比較し、耐食性、耐摩耗性及び耐衝撃性に優れている。

5.4 高磁性OCC鑄塊

磁性材料として注目されているNd-Fe合金は、硬く脆い難加工性材料であるために、粉末冶金等により成形されている。また、一般に磁性材料は組織に一方向性を持たせることにより性質が向上することが知られている。OCCプロセスでは、歪みの少ない直接棒形状の一方向凝固組織からなる鑄塊が得られるために磁性材料の製造法として適していると思われる。現在著者らはその可能性を知るためにNd-10 wt% Fe合金の鑄造を試みている⁵³⁾。この合金では、鑄造速度が遅い場合は保磁力が極めて低いのにに対し、鑄造速度を速めた場合は高い保磁力が得られている。これは組織の方向性と凝固速度の差により生成した相の違いによると思われるが、現在検討中である。

6 新素材への応用と課題

OCCプロセスは、巣や偏析等の鑄造欠陥の発生が極めて少なく、単結晶もしくは一方向凝固組織からなり、平滑表面で任意の断面形状を持つ鑄塊を得ることのできる特殊な連続

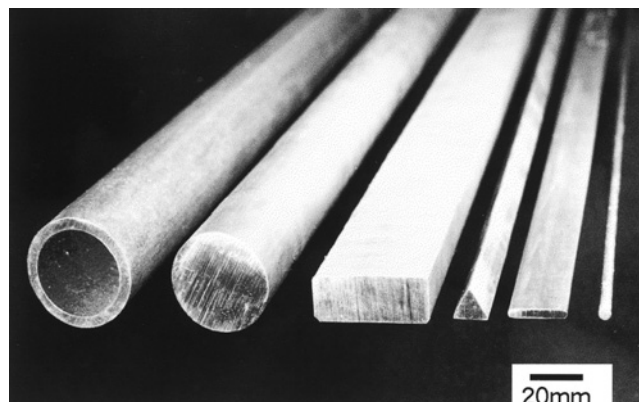


図16 コバルト基合金鑄造材の断面形状

鋳造である。このプロセス特有の凝固過程及び組織形態から、下記のような材料の開発が期待される。

- (1) 極端に内部欠陥や表面欠陥の存在を嫌う電子機器、音響機器材料の高級素材。またその良好な塑性加工性を生かして、従来得られなかった極細線や極薄箔。
- (2) 高硬度で難加工性のために細線の実用化が困難であった材料、例えば、機械的性質に優れる金属間化合物、共晶複合材及び硬い金属ロー材。
- (3) 組織の健全性、優れた耐食性を必要とされる材料、結晶粒界等の存在や溶質偏析等を嫌う原子力材料。
- (4) 連続鋳造時の熱処理的な効果を利用した均質組成合金、形状記憶及び超弾性合金。
- (5) 一方向性凝固組織を求められるタービンプレード素材、磁性材料

一方、鋳型を凝固温度以上に保つこのプロセスでは、高融点金属や凝固温度範囲の広い合金への対応、鋳型材質、鋳型と熔融金属との反応、加熱方法、温度制御方法、鋳造速度の増大等の技術的な課題、また、鋳造速度や鋳塊寸法の限界に関連した原理的及びコスト的な課題が残されている。

7 おわりに

鋳型を鋳造金属の凝固温度以上に加熱し、鋳型壁上での結晶の生成を防ぐという考えにより開発されたOCCプロセスは、まだ技術的な問題点が残されているが、単結晶、一方向凝固組織材を連続的に製造できる技術、平滑表面で均質材を連続的に製造できる技術、複雑断面形状材を連続的に製造できる技術、難加工性材を連続的に製造できる技術等、多くの可能性を持つ新しい連続鋳造技術である。

参考文献

- 1) 大野篤美：特許第1049146号。
- 2) 大野篤美：日本金属学会報，30（1991），448。
- 3) 大野篤美，茂木徹一，早田博：日本金属学会誌，35（1971），11。
- 4) A.Ohno：J. Metals，38（1986），14。
- 5) 大野篤美：日本金属学会報，23（1984），773。
- 6) H.Soda，A.McLean，Z.Wang and G.Motoyasu：J. of Materials Science，30（1995），5438。
- 7) 大野篤美：塑性と加工，29（1988），1196。
- 8) 本保元次郎，大野篤美，茂木徹一：鋳物，59（1987），670。
- 9) H.Soda，G.Motoyasu，A.McLean，S.D.Bagheri and D.D.Perovic：J. of Cast Metals Research，9（1996），37。
- 10) H.Soda，G.Motoyasu，A.McLean and A.Ohno：Canadian Metallurgical Quarterly，33（1994），89。
- 11) 山崎裕之：千葉工業大学博士論文，1993。
- 12) 本保元次郎，大野篤美：軽金属，41（1991），84。
- 13) H.Soda，G.Motoyasu，F.Chabchub，H.Hu and A.McLean：Cast Metals，6（1994），225。
- 14) 大野篤美：軽金属，39（1989），735。
- 15) 多田弘一，大野篤美：日本金属学会誌，57（1993），1072。
- 16) 多田弘一，田島至，大野篤美：軽金属，43（1993），247。
- 17) A.Ohno，G.Motoyasu，K.Tada and M.Takahashi：Light Metals Processing and Applications，Proceedings of 32nd Conference of Metallurgists of CIM，CANADA，（1993），337。
- 18) 藤原靖幸，本保元次郎：日本金属学会誌，63（1999），152。
- 19) 本保元次郎，稲田礼二郎，本間貞一，大野篤美：軽金属，49（1999），542。
- 20) 大野篤美，本保元次郎，高橋勝：日本金属学会誌，55（1991），677。
- 21) 多田弘一，大野篤美：軽金属，41（1991），406。
- 22) A.Ohno：Proceedings of Metallurgical Processes for the Year 2000 and Beyond，TMS，Warrendale，USA（1988），155。
- 23) 篠原正秀，中野耕作，山崎明，柴田光義STEREO：古川電工時報，（1986），105。
- 24) H.Soda，A.Sinansn，A.McLean，W.A.Miller，H.Kadowaki and G.Motoyasu：Solidification Processing 1997，Proceedings of the 4th Decennial International Conference，（1997），21。
- 25) 本保元次郎，角脇英基，早田博：日本金属学会誌，63（1999），669。
- 26) G.Motoyasu，H.Kadowaki，H.Soda and A.McLean：Materials Transactions，JIM，40（1999），377。
- 27) G.Motoyasu，H.Soda，A.McLean：J. Materials Science，34（1999），3893。
- 28) H.Soda，A.McLean，H.Kadowaki，G.Motoyasu：The Bulletin of the Bismuth Institute，75（2000），1。
- 29) 山崎裕之，大野篤美，本保元次郎，清水，早田博：日本金属学会誌，57（1993），190。
- 30) H.Soda，A.McLean，J.Shen，Q.Xia，G.Motoyasu，M.Korotkin，K.Yan：J. of Materials Science，32（1997），1841。
- 31) 本保元次郎，大野篤美：日本金属学会誌，51（1987），936。

- 32) G.Motoyasu, T.Hosaka, K.Kanazawa, M.Uehara, Z.A.Daya, H.Soda and A.McLean : Proceedings of PRICM 4, The Japan Institute of Metals (2001), 2391.
- 33) 本保元次郎, 大野篤美 : 軽金属, 39 (1989), 38.
- 34) 大野篤美, 本保元次郎, 河合秀信 : 軽金属, 40 (1990), 817.
- 35) A.McLean, H.Soda, Q.Xia, A.K.Pramanick, A.Ohno, G.Motoyasu, T.Shimizu, S.A.Gedeon and T.North : Composites Part A, 28A (1997), 153.
- 36) H.Soda, Q.Xia, A.McLean, A.K.Pramanick and G.Motoyasu : Materials Science and Engineering, A216 (1996), 61.
- 37) 清水享 : アルトピア, 20, 6 (1990), 18.
- 38) H.Soda, G.Motoyasu, S.Okumura, A.McLean and A.Ohno : Materials Science and Technology, 11 (1995), 1174.
- 39) H.Soda, A.Ichinose, G.Motoyasu, A.Ohno and A.McLean : Cast Metals, 5 (1992), 95.
- 40) O.Lisboa, H.Soda, C.K.Jen, G.Motoyasu and A.McLean : Smart Materials and Structures, 5 (1996), 187.
- 41) H.Soda, W.Li, A.McLean, C.K.Jen, G.Motoyasu and O.Lisboa : Materials Science and Technology, 13 (1997), 596.
- 42) 本保元次郎, 大野篤美 : 日本金属学会誌, 54 (1990), 321.
- 43) G.Motoyasu, H.Soda, A.McLean and T.Shimizu : J. Materials Science Letters, 16 (1997), 556.
- 44) 舟久保熙康 : 形状記憶合金 (産業図書), (1986)
- 45) 本保元次郎, 金子道紀, 藤原靖幸, 早田博 : 鑄造工学会誌, 70 (1998), 635.
- 46) G.Motoyasu, H.Soda, M.Kaneko and A.McLean : Metallurgical and Materials Trans. A, 32 (2001), 585.
- 47) N.Ishii, G.Motoyasu, H.Soda, A.McLean, K.Kanazawa and M.Uehara : Proceedings of PRICM 4, The Japan Institute of Metals, (2001), 2387.
- 48) 本保元次郎, 金沢憲一, 上原勝, 早田博, A.McLean : 銅と銅合金, 41 (2002), 261.
- 49) 山崎裕之, 大野篤美, 清水享 : 日本金属学会誌, 58 (1994), 37.
- 50) 山崎裕之, 大野篤美, 清水享 : 日本金属学会誌, 58 (1994), 1061.
- 51) A.Ohno, G.Motoyasu, H.Yamazaki, H.Soda and A.McLean : Proceedings of 1999 International Conference of Advanced Manufacturing Technol., Xi'an, China, (1999), 1123.
- 52) H.Soda, A.McLean, G.Motoyasu, A.Ohno, H.Yamazaki and T.Shimizu : Proceedings of M.C. Flemings on Solidification and Materials Processing, TMS, Warrendale, USA, (2001), 513.
- 53) G.Motoyasu, H.Soda and A.McLean : Proceedings of The 1st Korea-Japan Conference for Young Foundry Engineers, (2003), 137.

(2003年5月7日受付)