(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7633513号
(P7633513)

(45)発行日　令和7年2月20日(2025.2.20)

(24)登録日　令和7年2月12日(2025.2.12)

(51)国際特許分類		FI		
B22D 11/108 (2006.01)		B22D	11/108	Z
B22D 11/00 (2006.01)		B22D	11/00	A
B22D 11/04 (2006.01)		B22D	11/04	311D
B22D 11/11 (2006.01)		B22D	11/04	311J
B22D 11/115 (2006.01)		B22D	11/11	D

請求項の数　2　（全11頁）　最終頁に続く

(21)出願番号　特願2021-84428(P2021-84428)
(22)出願日　令和3年5月19日(2021.5.19)
(65)公開番号　特開2022-177976(P2022-177976A)
(43)公開日　令和4年12月2日(2022.12.2)
審査請求日　令和6年1月22日(2024.1.22)

(73)特許権者　000006655
日本製鉄株式会社
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号
(74)代理人　100090273
弁理士　國分 孝悦
(72)発明者　三島 和晃
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号
日本製鉄株式会社内
(72)発明者　塚口 友一
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号
日本製鉄株式会社内
(72)発明者　岡田 信宏
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号
日本製鉄株式会社内
審査官　中西 哲也

最終頁に続く

(54)【発明の名称】　鋼の連続鋳造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項１】

導電率が７０ＩＡＣＳ％以下の鋳型銅板を備えた鋳型に、δ－γ変態が生じうる組成の溶鋼を流し込み、モールドパウダーを供給し、電磁撹拌装置を用いて湯面下５０mm、長辺銅板から５mm位置全幅における平均溶鋼流速が５ｃｍ／ｓ以上となるように前記溶鋼を撹拌しながら連続鋳造を行う鋼の連続鋳造方法であって、

前記モールドパウダーは、

質量％で、

Na_2O：６％以上、

Li_2O：０．５％以上、および

Ｆ：１５％以下、

を含有し、

塩基度（Ｔ．ＣａＯ／SiO_2）が１．１以上１．７以下であり、

１３００℃における粘度が０．２０Ｐａ・ｓ以下であり、

溶融状態から５℃／ｍｉｎで冷却した際に析出する主たる結晶がカスピダインであり、第二結晶がＮａＦまたはＮｅｐｈｅｌｉｎｅであることを特徴とする鋼の連続鋳造方法。

【請求項２】

前記鋳型が、さらに電磁ブレーキ装置を備え、鋳型内の溶鋼湯面から鋳型下端までの距離が８００mm以上であることを特徴とする請求項１に記載の鋼の連続鋳造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】
【０００１】
本発明は、亜包晶鋼などの鋼を製造する際に、縦割れ及び横方向のひび割れを防止するための鋼の連続鋳造方法に関する。
【背景技術】
【０００２】
溶融金属の連続鋳造において、鋳型内の溶融金属表面を被覆するように連続鋳造用モールドパウダーが供給される。以下、このような連続鋳造用モールドパウダーを単に「モールドパウダー」と呼ぶ。鋳型内に供給されたモールドパウダーは、溶融金属からの加熱によって溶融金属表面に溶融層を形成し、溶融したモールドパウダーは溶鋼のメニスカス部から鋳型内壁に沿って鋳型と凝固シェルとの間隙へ流入し、フィルムを形成する。
【０００３】
モールドパウダーは、溶融金属の連続鋳造において以下のような特性を具備することが要求される。
まず、第１に、溶鋼湯面上にてモールドパウダーが溶融して形成された溶融モールドパウダー層およびその上の未溶融のモールドパウダー層が溶鋼湯面を被覆することにより、空気との接触を遮断するため、溶鋼の再酸化を防止して保温する効果が得られる。
第２に、溶融したモールドパウダーは、鋳型と凝固シェルとの間に流入して潤滑剤として働く必要があるため、モールドパウダーが常に適当量供給され、モールドパウダーの消費速度に合わせて、適正量の溶融モールドパウダープール厚となる溶融速度を有していることが要求される。
第３に、溶融モールドパウダー層が溶鋼中を浮上してきた非金属介在物を吸収し、非金属介在物を吸収することによって溶融モールドパウダーの物性（粘度、溶融温度、凝固温度など）の変化が小さいことが要求される。
第４に、溶融したモールドパウダーが鋳型と凝固シェルとの間に流れ込み、均一なパウダーフィルムを形成して、パウダーフィルムが鋳型と凝固シェルとの間で潤滑作用を有するとともに、鋳造する鋼の特性によっては凝固シェルの緩冷却化特性が要求されることもある。
第５に、溶融したモールドパウダーが適度な粘度、界面張力を持ち、溶融したモールドパウダーが溶鋼中へ巻き込まれないことが必要である。
【０００４】
ここで、質量％でＣ濃度が０．０７％～０．１８％の普通鋼（以下、亜包晶鋼）など、δ－γ変態が生じうる組成の溶鋼の鋳造を行う場合には、溶鋼が凝固する初期段階でデルタフェライトが形成され、その後、さらに冷却されるとデルタフェライトからオーステナイトに変態する。デルタフェライトからオーステナイトに変態すると収縮が起こるため、不均一凝固に起因する縦割れが起きやすい。そこで、このような縦割れを防止するために、特許文献１には、カスピダイン（Cuspidine：$3CaO \cdot 2SiO_2 \cdot CaF_2$）がフィルム中に析出するようなモールドパウダーを用い、鋳型への抜熱量を低減する鋳造方法が開示されている。
【先行技術文献】
【特許文献】
【０００５】
【文献】特許第６５１５３９４号公報
【発明の概要】
【発明が解決しようとする課題】
【０００６】
しかしながら、特許文献１に記載のモールドパウダーを使用すると、縦割れを防止することができるが、鋳造時に横方向にひび割れが発生してしまう場合がある。
【０００７】
本発明は前述の問題点を鑑み、δ－γ変態が生じうる組成の鋼を製造する際に、不均一

凝固による縦割れを防止するとともに、鋳造時における横方向のひび割れを防止できる鋼の連続鋳造方法を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【０００８】

本発明者らは、まず、亜包晶鋼など、δ－γ変態が生じうる組成の鋼の鋳造を行う際に、どのような場合に、鋳造時に横方向にひび割れが発生してしまうかについて調査した。その結果、緩冷却能が低いモールドパウダーを用いた場合には、このようなひび割れが発生しないこと、さらには、近年よく用いられる電磁撹拌装置を備えた鋳型を用いた場合に、このようなひび割れが発生することがわかった。

【０００９】

そこで本発明者らは、さらにこのようなひび割れが発生する原因について調査した。まず、ひび割れした際の鋳片表層を観察すると、粗大なオーステナイト粒が形成されており、そのオーステナイト粒の粒界でひび割れが発生していた。オーステナイト粒の粗大化は、初期凝固領域よりも後に、鋳片表面が高温で保持される時間が長い場合に起きる現象である。このような現象は、通常ならば二次冷却の水量条件により回避できる現象であるが、二次冷却条件によらず、オーステナイト粒が粗大化し、ひび横割れの発生してしまうことが分かった。

【００１０】

以上の結果から、本発明者らは、オーステナイト粒が粗大化するのは、鋳型下部における冷却条件に原因があると推定した。電磁撹拌装置を備えた鋳型は通常、導電率および熱伝導率が低い銅板材質が使用される。また、電磁撹拌装置を備えた鋳型は、電磁撹拌装置のスペースを確保するため、鋳型銅板の鋳造方向が通常の鋳型よりも長く、さらに電磁ブレーキ装置を備えた鋳型の場合は、さらに鋳型銅板の鋳造方向が長くなる。さらに、特許文献１に記載のモールドパウダーを用いると、鋳型への抜熱量が低減されるため、鋳型上部では緩冷却により縦割れが防止できるが、鋳型下部までもが抜熱量が低下するため、オーステナイト領域での冷却が緩やかになる。

【００１１】

以上のように、抜熱しにくいモールドパウダーおよび銅板が使用され、さらに鋳型の鋳造方向が長いことから、冷却能が高い二次冷却帯に鋳片が突入するのが遅くなり、粗大なオーステナイト粒が成長してしまうことが分かった。以上の結果から、本発明者らは縦割れと横方向のひび割れの両方を防止するために、鋳型上部では緩冷却しつつ鋳型下部では冷却能を確保する条件を見出し、本発明に至った。

【００１２】

本発明は、以下の通りである。

（１）

導電率が７０ＩＡＣＳ％以下の鋳型銅板を備えた鋳型に、δ－γ変態が生じうる組成の溶鋼を流し込み、モールドパウダーを供給し、電磁撹拌装置を用いて湯面下５０mm、長辺銅板から５mm位置全幅における平均溶鋼流速が５ｃｍ／ｓ以上となるように前記溶鋼を撹拌しながら連続鋳造を行う鋼の連続鋳造方法であって、

前記モールドパウダーは、

質量％で、

Na_2O：６％以上、

Li_2O：０．５％以上、および

Ｆ：１５％以下、

を含有し、

塩基度（Ｔ．ＣａＯ／SiO_2）が１．１以上１．７以下であり、

１３００℃における粘度が０．２０Ｐａ・ｓ以下であり、

溶融状態から５℃／ｍｉｎで冷却した際に析出する主たる結晶がカスピダインであり、第二結晶がＮａＦまたはＮｅｐｈｅｌｉｎｅであることを特徴とする鋼の連続鋳造方法。

【００１３】

（２）
前記鋳型が、さらに電磁ブレーキ装置を備え、鋳型内の溶鋼湯面から鋳型下端までの距離が８００mm以上であることを特徴とする上記（１）に記載の鋼の連続鋳造方法。
【発明の効果】
【００１４】
本発明によれば、亜包晶鋼などのδ－γ変態が生じうる組成の鋼を製造する際に、不均一凝固による縦割れを防止するとともに、鋳造時における横方向のひび割れを防止できる鋼の連続鋳造方法を提供することができる。
【図面の簡単な説明】
【００１５】
【図１】第２の実施例における鋳型長さとひび割れ個数との関係を示す図である。
【発明を実施するための形態】
【００１６】
以下、本発明の実施形態について説明する。
本実施形態では、鋼の連続鋳造方法において、鋳型上部での抜熱性をある程度確保しながら鋳型下部でも冷却能を有するモールドパウダーを使用する。具体的には、緩冷却能を有する一方で、結晶化過多にならず、結晶析出後はＳｉ－Ｎａ－Ｌｉ－Ｆ－Ｏを主とする液相が残存するモールドパウダーを用いることで、鋳型下部における冷却能を担保する。一方で、モールドパウダーのみでは鋳型上部での緩冷却化は不十分となるため、鋳型上部における不均一凝固の防止は、モールドパウダーによる緩冷却化とともに、電磁撹拌により淀みのない溶鋼流動を与えることで実現する。さらに、鋳型の銅板には導電率の低い材質を用い、電磁攪拌による不均一抑制効果を十分に享受できるようにする。
【００１７】
まず、本実施形態で用いるモールドパウダーの条件について説明する。まず、鋳型上部で緩冷却し、鋳型下部で強冷却できるような条件として、初晶のカスピダインを安定的かつ潤沢に析出させながらも、カスピダイン析出後の残部を凝固しにくい組成にし、鋳型下部における抜熱を促進する。このようにカスピダイン析出後の残部を凝固しにくくするためには、Li_2Oを含む組成でありかつ、ＮａとＦを十分に含むようにする。
【００１８】
Ｌｉは原子半径が小さいことから、ほとんど結晶をつくらず、結果としてLi_2Oは鋳型下部での冷却能を向上させる効果がある。また、Li_2Oは低分子量であるため、少量含むような場合でも効果を発揮する。一方で、ＮａとＦを十分に含む場合には、残部のＦはＮａＦとして析出するか、ガラス相または液相として残るかである。また、ＮａＦは低融点であるため、鋳型内では実質的にガラス相または液相と同等とみなすことができる。
【００１９】
但し、比較的高融点であるCaF_2としてＦが固定化されることを避けるようにすることが必要である。つまり、本実施形態で用いるモールドパウダーにおいて析出する結晶は、主たる結晶（第１の結晶）がカスピダインであり、２番目に多い結晶（第２の結晶）はCaF_2以外の結晶とする。
【００２０】
ここで、溶融したモールドパウダーが凝固する際に析出する主たる結晶について説明する。対象となるモールドパウダーを１３００℃～１４００℃で一旦溶融した後、溶融状態から５℃／ｍｉｎの冷却速度で凝固したときに、最も多く析出する結晶を主たる結晶という。主たる結晶の定義は、前記凝固したモールドパウダーをＸ線回折解析に供した際のピーク強度が他の結晶の１．５倍以上ある結晶をいう。結晶をピーク強度順に並べたとき、１番と２番とのピーク強度比が１．５倍以上であれば、１番の結晶のみが主たる結晶である。１番と２倍のピーク強度比が１．５倍未満であり、２番と３番のピーク強度比が１．５倍以上であれば、１番と２番の結晶が主たる結晶である。２番の結晶は二次的な結晶化で析出した結晶であるといえる。
【００２１】

このように、カスピダインが析出した後に残される液相又はガラス相において、Ｓｉ－Ｎａ－Ｌｉ－Ｆ－Ｏを多量に含むようにすることが重要である。

【００２２】

次に、モールドパウダーに含まれる成分について説明する。以下、特に断りがなく単に％と記載されているものは質量％を意味するものとする。

［Ｔ．ＣａＯ／SiO_2］

ＣａＯ及びSiO_2はいずれもモールドパウダーの主成分であるが、塩基度（Ｔ．ＣａＯ／SiO_2）は、１．１～１．７とする。塩基度が１．１未満であると、カスピダインが十分に析出しないため、鋳型上部での抜熱性が大きくなり、縦割れが発生してしまう。一方、塩基度が１．７を超えると、ＣａＯが多くなりすぎることから、液相またはガラス相中にＣａが多く含まれるようになる。この場合、CaF_2又はＣａＯを含む比較的融点が高い結晶がさらに析出し、鋳型下部での冷却能が低下してしまう。

【００２３】

［Li_2O］

前述のようにLi_2Oは鋳型下部での冷却能を向上させる効果がある。そのため、Li_2Oは０．５％以上含むものとする。なお、Li_2Oの含有量の上限は特に指定しないが、Li_2Oは高価であるため、５．０％以下であることが好ましい。

【００２４】

［Na_2O］

前述のように、Na_2O中のＮａが低融点であるＮａＦとして析出することにより、実質的にガラス相または液相と同等とみなすことができる。したがって、Na_2Oは６％以上含むものとする。なお、Na_2Oの含有量の上限は特に指定しないが、Na_2Oが多すぎるとモールドパウダーが焼結しやすくなり、生成した焼結体（スラグリム）が操業に悪影響を及ぼすことから、１２％以下であることが好ましい。

【００２５】

［Ｆ］

ＦはＮａＦとして析出するために必要な元素であるが、過剰に含まれると、CaF_2が析出しやすくなるため、１５％以下とする。なお、本実施形態では、第一の結晶をカスピダインとすることから、Ｆ含有量はある程度決まるが、５％以上含むことが好ましい。

【００２６】

［Al_2O_3、ＭｇＯ、ＳｒＯ］

これらの化合物はモールドパウダー中において必須ではないが、Al_2O_3は粘度を上げる効果をもつ一方、過剰に入れると高融点結晶が析出する原因になるため、２～８％含むことが好ましい。ＭｇＯは凝固温度を下げるために使用されることがあるが、同様に高融点結晶が析出する原因になるため、５％以下の含有量であることが好ましい。また、ＳｒＯはカスピダインの析出量を調整するために使用されることがあるが、過剰に使用するとカスピダインが十分に析出しなくなるため、５％以下の含有量であることが好ましい。

【００２７】

続いて、本実施形態で用いるモールドパウダーのその他の特性について説明する。モールドパウダーの凝固温度は特に指定しないが、高すぎると潤滑不良の懸念があり、低すぎると縦割れの懸念があることから、１１００℃以上１２００℃以下とすることが好ましい。また、モールドパウダーの粘度に関しても特に指定しないが、主たる結晶がカスピダインである場合には、通常は１３００℃における粘度が０．２０Ｐａ・ｓ以下である。

【００２８】

次に、本実施形態における鋼の連続鋳造方法でのモールドパウダー以外の条件について説明する。前述のように、鋳型の銅板には導電率が低いものと用いるようにする。具体的には、常温において導電率が７０ＩＡＣＳ（International Annealed Copper Standard）％以下の材質を用いるようにする。ここで、電気抵抗（又は電気伝導度）の基準として、国際的に採択された焼鈍標準軟銅（体積抵抗率：$1.7241\times10^{-2}\mu\Omega m$）の導電率を、１００ＩＡＣＳ％として規定する。導電率が７０ＩＡＣＳ％を超える銅板を用い

ると、初期凝固領域で強冷却となってしまうことから、縦割れが発生してしまうからである。なお、銅板の導電率の下限は特に指定しないが、導電率が低すぎると、凝固不良が生じやすくなるため、４０ＩＡＣＳ％以上とすることが好ましい。

【００２９】

また、本実施形態においては、鋳型に溶鋼を流し込む際に、電磁攪拌装置を用いて電磁攪拌を行うことにより淀みのない溶鋼流動を与え、不均一凝固を防止する。攪拌条件としては、湯面下５０ｍｍ、長辺銅板から５ｍｍ位置全幅における平均溶鋼流速が５ｃｍ／ｓ以上となるようにする。この位置における平均溶鋼流速が５ｃｍ／ｓ未満であると、溶鋼が十分に攪拌せず不均一凝固が生じ、その結果縦割れが発生してしまう。一方、この位置における平均溶鋼流速の上限については特に指定しないが、流速が大きすぎるとモールドパウダーを溶鋼に巻き込んでしまう可能性があることから、この位置での平均溶鋼流速は２０ｃｍ／ｓ以下とすることが好ましい。

【００３０】

また、電磁攪拌装置のみならず、さらに電磁ブレーキ装置を備えた鋳型を用いる場合がある。電磁ブレーキ装置を鋳型に設置する場合には、多くのスペースが必要になるため、その分鋳型が長くなる。したがって、溶鋼湯面から鋳型下端までの距離が長いほど電磁ブレーキ装置を搭載する設計の自由度が高まり、望ましい形態といえる。また、本実施形態の連続鋳造方法では、溶鋼湯面から鋳型下端までの距離が長いほど効果に顕著な差が生じる。以上の点から、電磁ブレーキ装置を備える鋳型を使用する場合には、鋳型内の溶鋼湯面から鋳型下端までの距離が８００ｍｍ以上確保することが好ましい。

【００３１】

以上のように本実施形態においては、所定の条件のモールドパウダーを用い、かつ鋳型の銅板を導電率の低いものを使用し、さらに溶鋼流速を制御することにより、亜包晶鋼などδ－γ変態が生じうる組成の鋼の連続鋳造において、縦割れを防止するとともに横方向のひび割れも防止することができる。

【実施例】

【００３２】

本発明の実施例について説明する。実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。

【００３３】

（第１の実施例）

Ｃを質量％で０．０９～０．１２％含む溶鋼を１５０ｔ以上用意し、電磁攪拌装置を備えた、鋳型幅が１３００ｍｍで湯面から鋳型下端までの距離が７００ｍｍの鋳型に流し込み、表１に示すサンプルＡ～ＧおよびＬ～Ｐのモールドパウダーをそれぞれの例において添加した。その後、２次冷却を経て厚さ２５０ｍｍのスラブを製造した。なお、鋳型の銅板の導電率および攪拌流速（湯面下５０ｍｍ、長辺銅板から５ｍｍ位置全幅における平均溶鋼流速）は、表２に示す条件とし、攪拌流速は、湯面下５０ｍｍ、長辺銅板から５ｍｍ位置全幅における平均溶鋼流速を測定した。

【００３４】

縦割れ及び横方向のひび割れは、スラブ１５０ｔ単位で観察し、それぞれの割れの有無を評価した。

【００３５】

【表１】

表1

		パウダー組成 (mass%)								塩基度	粘度(Pa･s) at 1300℃	凝固温度 (℃)	主たる結晶	第一結晶
		T.CaO	SiO_2	Na_2O	Li_2O	F	Al_2O_3	MgO	SrO	T.CaO /SiO_2				
実施例	A	40.0	32.0	10.0	1.5	10.0	2.0	0.0	0.7	1.25	0.06	1130	Cuspidine	NaF
	B	36.2	29.0	11.2	2.0	11.0	7.5	0.0	0.0	1.25	0.11	1160	Cuspidine	NaF
	C	43.2	26.8	6.4	0.9	10.2	3.2	0.0	0.0	1.61	0.08	1170	Cuspidine	Nepheline
	D	37.1	29.7	9.3	1.1	8.5	5.3	0.0	0.0	1.25	0.11	1140	Cuspidine	NaF
	E	41.0	28.0	9.8	0.6	8.8	3.5	2.0	0.5	1.46	0.12	1180	Cuspidine	NaF
	F	38.1	33.7	9.6	1.8	11.2	2.0	0.0	0.3	1.13	0.06	1140	Cuspidine	NaF
	G	44.3	26.4	6.8	1.2	10.3	3.0	0.0	0.0	1.68	0.07	1180	Cuspidine	Nepheline
比較例	L	35.2	32.6	6.2	0.6	10.4	1.3	0.0	0.0	1.08	0.09	1160	Cuspidine	–
	M	46.5	26.1	7.4	0.7	7.8	3.9	0.5	0.0	1.78	0.07	1235	Cuspidine	–
	N	43.0	27.0	5.6	0.7	10.0	3.0	0.0	0.0	1.59	0.14	1180	Cuspidine	–
	O	43.0	27.0	6.5	0.3	10.0	3.0	0.0	0.0	1.59	0.14	1180	Cuspidine	NaF
	P	38.8	27.8	7.0	0.6	15.8	3.7	0.5	0.0	1.40	0.09	1160	Cuspidine	CaF_2

下線：本発明の条件を満たさないもの

【００３６】

【表２】

表2

		モールドパウダー	鋳造速度(m/min)	銅板の導電率(IACS%)	撹拌流速(cm/s)	縦割れ	ひび割れ
実施例	1	A	1.3	50	12		
	2	B	1.3	50	12		
	3	C	1.3	50	12		
	4	D	1.3	50	12		
	5	E	1.1	50	6		
	6	F	1.5	40	12		
	7	G	1.8	65	16		
比較例	1	L	1.3	50	12	有	
	2	M	1.3	50	12		有
	3	N	1.3	50	12		有
	4	O	1.3	50	12		有
	5	P	1.3	50	12		有
	6	A	1.3	50	4	有	
	7	C	1.3	50	4	有	
	8	A	1.3	75	8	有	
	9	C	1.3	75	8	有	

下線:本発明の条件を満たさないもの

【００３７】

表２の実施例１～７では、いずれにおいても縦割れ及び横方向のひび割れは確認できなかった。一方、比較例については、比較例１では、塩基度が小さすぎたため、主たる結晶がカスピダインであったが析出が十分でなかった。その結果、縦割れが発生した。比較例２では、塩基度が大きすぎたため、融点が高い結晶が生じ、鋳型下部での冷却能が低下した。その結果、横方向のひび割れが発生した。

【００３８】

比較例３では、Na_2Oが不足していたため、低融点であるNaFの析出が少なく、鋳型下部での冷却能が低下した。その結果、横方向のひび割れが発生した。比較例４では、Li_2Oが不足していたため、鋳型下部での冷却能が低下した。その結果、横方向のひび割れが発生した。比較例５では、Ｆが過剰に含まれていたため、第二結晶として融点の高いCaF_2が析出し、鋳型下部での冷却能が低下した。その結果、横方向のひび割れが発生した。

【００３９】

比較例６及び７では、撹拌流速は撹拌流速が小さすぎたため不均一凝固が生じ、その結果、縦割れが発生した。比較例８及び９では、銅板の導電率が高すぎたため、初期凝固領域で強冷却となってしまった。その結果、縦割れが発生した。

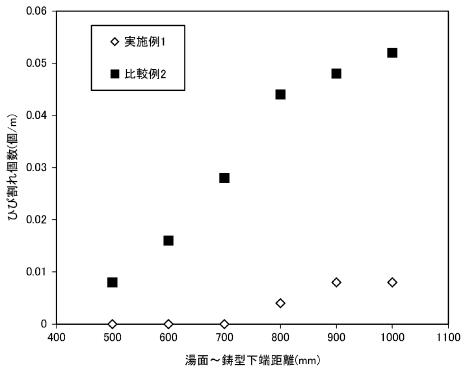
【００４０】

（第２の実施例）

第１の実施例と同じ溶鋼を用意し、電磁撹拌装置および電磁ブレーキ層装置を備えた、鋳型幅が１３００mmで湯面から鋳型下端までの距離がそれぞれ異なる鋳型に流し込み、表１に示すサンプルＡ及びＭのモールドパウダーをそれぞれの例において添加した。その後、２次冷却を経て厚さ２５０mmのスラブを製造した。このとき、鋳型の銅板の導電率は５０ＩＡＣＳ％で、撹拌流速は１２ｃｍ／ｓとした。また、電磁ブレーキ装置により、鋳型厚み中心において最大値で３０００ガウスを印加した。

【００４１】
横方向のひび割れは、スラブ３００ｔ単位で観察し、単位長さ当りのひび割れの個数を評価した。
【００４２】
図１は、湯面から鋳型下端までの距離と、ひび割れ個数との関係を示す図である。図１に示すように、サンプルＡのモールドパウダーを用いた場合と、サンプルＭのモールドパウダーを用いた場合とで比較すると、サンプルＡではひび割れが存在しない、もしくは極端に少なかった。また、湯面から鋳型下端までの距離が８００ｍｍ以上の場合にその差が顕著であった。

【図面】
【図１】


◇実施例1
■比較例2
ひび割れ個数(個/m)
湯面～鋳型下端距離(mm)
0.06
0.05
0.04
0.03
0.02
0.01
0
400
500
600
700
800
900
1000
1100

フロントページの続き

(51)国際特許分類
Ｂ２２Ｄ　11/059(2006.01)

ＦＩ
Ｂ２２Ｄ　11/115　Ｂ
Ｂ２２Ｄ　11/059　１２０Ｂ

(56)参考文献
国際公開第２０２０／２４６４９８（WO，Ａ１）
特開２００３－２９０８８８（ＪＰ，Ａ）
特開２０００－２８００５１（ＪＰ，Ａ）
特開２００６－２１２６６２（ＪＰ，Ａ）
特開２００２－００１５０１（ＪＰ，Ａ）
米国特許出願公開第２０１７／０２６６７１８（ＵＳ，Ａ１）
中国特許出願公開第１０３３１７１１１（ＣＮ，Ａ）
韓国公開特許第１０－２０１３－００１５１４８（ＫＲ，Ａ）

(58)調査した分野　(Int.Cl.，ＤＢ名)
Ｂ２２Ｄ　１１／００－１１／２２