

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号
特許第4495455号
(P4495455)

(45) 発行日 平成22年7月7日(2010.7.7)

(24) 登録日 平成22年4月16日(2010.4.16)

(51) Int.Cl.	F I
B 2 2 D 11/06 (2006.01)	B 2 2 D 11/06 3 3 0 B
B 2 2 D 1/00 (2006.01)	B 2 2 D 1/00 B
B 2 2 D 11/00 (2006.01)	B 2 2 D 1/00 L
	B 2 2 D 1/00 A
	B 2 2 D 11/00 A

請求項の数 3 (全 11 頁)

(21) 出願番号 特願2003-528333 (P2003-528333)	(73) 特許権者 503093305 ニューコア・コーポレーション アメリカ合衆国 2 8 2 1 1 ノースカロ ライナ州 シャーロット レックスフォー ド ロード 1 9 1 5
(86) (22) 出願日 平成14年9月13日 (2002. 9. 13)	
(65) 公表番号 特表2005-501741 (P2005-501741A)	
(43) 公表日 平成17年1月20日 (2005. 1. 20)	
(86) 国際出願番号 PCT/AU2002/001257	(74) 代理人 110000512 特許業務法人山田特許事務所
(87) 国際公開番号 W02003/024644	(72) 発明者 ブレッジ・ウォルター アメリカ合衆国 4 6 1 1 2 インディア ナ州 ブラウンズバーグ レークショア サークル 6 7
(87) 国際公開日 平成15年3月27日 (2003. 3. 27)	(72) 発明者 マハパトラ・ラーマ・バラフ アメリカ合衆国 4 6 2 5 4 インディア ナ州 インディアナポリス アプト 1 0 2 7 エルクホーン ドライブ 5 4 5 1 最終頁に続く
審査請求日 平成17年6月16日 (2005. 6. 16)	
(31) 優先権主張番号 60/322, 261	
(32) 優先日 平成13年9月14日 (2001. 9. 14)	
(33) 優先権主張国 米国 (US)	
前置審査	

(54) 【発明の名称】 鋼ストリップ製造

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

間にロール間隙を有し、ロール間隙の端に隣接した閉込めクロージャを備えた、一對の冷却製造ロールを組立て、

鋼を製造ロール間に導入して製造ロール間に製造溜めを形成し、
製造ロールを相互回転させ、溶鋼を凝固させ、金属殻を製造ロール表面上に形成して、
前記凝固殻から製造ロールのロール間隙を介して凝固薄鋼ストリップを形成する諸段階からなる連続製造による鋼ストリップ製造方法において、

取鍋内の装入鋼及び鋳造形成材料を加熱してケイ素、マンガン、カルシウム酸化物を含む鋳造によって覆われた溶鋼を形成することにより製造溜め形成前の取鍋の溶鋼を精製し、不活性ガスを溶鋼中に吹き込むことで取鍋内の溶鋼を攪拌して脱硫させ、その後、酸素を吹き込んで全酸素含量が100ppm以上の溶鋼を製造する、
更なる段階からなり、

溶鋼溜めの溶鋼が、0.001～0.1重量%の炭素含量、0.1～2.0重量%のマンガン含量、0.1～1.0重量%のケイ素含量、0.01重量%程度又はそれ以下のアルミニウム含量を有し、遊離酸素及び脱酸化剤在物中の酸素からなる全酸素含量が100ppm～250ppmのマンガンケイ素キルド鋼であり、

前記製造ロール表面上に形成される金属殻が、
2～4g/cm³の在物密度で鋼中に分配されるMnO、SiO₂、Al₂O₃のうちいずれか1つ又はそれ以上からなる酸化剤在物を有し、薄鋼ストリップの形成を促進する

、ことを特徴とする連続鋳造による鋼ストリップ製造方法。

【請求項 2】

鋳造時の溶鋼の硫黄含量が 0.01 重量%以下である、請求項 1 で請求の鋼ストリップ製造方法。

【請求項 3】

凝固鋼が 100～250 ppm の全酸素含量を有する、請求項 1 又は請求項 2 で請求の鋼ストリップ製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は鋼ストリップ鋳造に関し、特に、双ロール鋳造機での薄鋼ストリップの連続鋳造に適用される。

【背景技術】

【0002】

双ロール鋳造では、溶融金属が相互方向に回転する一対の冷却水平鋳造ロール間に導入されることにより、金属殻が動いているロール表面上に凝固してロール間のロール間隙で合わされ、ロール間のロール間隙から下方に送給される凝固ストリップ品を生み出す。本明細書では「ロール間隙」という語をロール同士が最接近する領域全般を指すものとして用いる。溶融金属は取鍋から小容器へと注がれて、そこからロール間隙の上方に位置した金属供給ノズルを通して流れ、ロール間のロール間隙へと向かわされ、ロール間隙直上にあつてロール間隙長さ方向に沿って延びるロール鋳造表面に支持された溶融金属鋳造溜めを形成できる。通常、この鋳造溜めを画成するのは、ロール端面に摺動係合で保持されて、溢流しないよう鋳造溜めの 2 端を堰止める側板又は堰であるが、電磁バリヤ等の代替手段も提案されている。

【0003】

【特許文献 1】アメリカ特許第 5,720,336 号

【特許文献 2】アメリカ特許第 5,934,359 号

【特許文献 3】アメリカ特許第 6,059,014 号

【特許文献 4】アメリカ特許第 5,184,668 号

【特許文献 5】アメリカ特許第 5,277,243 号

【非特許文献 1】ドイツ、デュッセルドルフで行われた METEC 会議 99 (1999 年 6 月 13～15 日)に提出された書類「プロジェクト M での最近の開発、BHP 及び IHI による低炭素鋼ストリップ鋳造の共同開発」

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

双ロール鋳造機での薄鋼ストリップ鋳造の場合、鋳造溜めの溶鋼は一般に 1500℃程度以上もの温度になるので、ロール鋳造表面全体にわたり非常に高速で冷却する必要がある。特に重要なのは、鋳造表面での鋼初期凝固時に高い熱流束と広範な核生成を達成して金属殻を形成することである。アメリカ特許第 5,720,336 号により、溶融金属と各鋳造表面との界面に本質的な液体層が形成されるよう、脱酸品として形成される金属酸化物の大部分が初期凝固温度で液体であるよう溶鋼成分を調節することで、初期凝固時の熱流束を増やすことのできる仕方が開示されている。アメリカ特許第 5,934,359 号及び第 6,059,014 号及び国際出願 AU99/00641 号に開示されているように、初期凝固時の鋼の核生成は鋳造表面の肌理(texture)に影響され得る。特に、国際出願 AU99/00641 号では、ランダムな凹凸の肌理が、鋳造表面全体にわたり分配される核生成可能な場所を提供して初期凝固を高め得ることが開示されている。我々は、核生成が溶鋼中の酸化介在物(oxide inclusions)の存在にも左右されること、そして、驚くべきことには双ロールストリップ鋳造で、鋳造前の溶鋼脱酸時に形成される介在物の数を最少にした「クリーンな」鋼での鋳造が有利でないことを今回つきとめた。

【0005】

連続鋳造用の鋼は注入前に取鍋内で脱酸処理される。双ロール鋳造では鋼がケイ素マンガノ取鍋脱酸を受けるのが一般であるが、カルシウム添加のアルミニウム脱酸を用いることで、溶融金属を鋳造溜めに送給する金属供給システムの細い金属流通路を詰まらせ得る固形の Al_2O_3 介在物の形成を制御することが可能である。今までは、取鍋処理して溶鋼中の全酸素レベルを最小限とすることにより、鋼の最適なクリーンを求めるのが望ましいと考えられてきた。しかしながら、我々が今回つきとめたことは、鋼の酸素レベルを下げることで介在物の容積が減らされ、そして、もし鋼の全酸素含量を或るレベル以下に減少させたら、鋼とロール表面との初期接触の性質が悪影響を受け、急速な初期凝固と高い熱流束を生じるのに不十分な核生成となってしまうことである。溶鋼は取鍋内での脱酸により整えられて、全酸素含量が鋳造ロール上での十分な凝固と十分なストリップ品の製造を確保する範囲内とされる。溶鋼は、初期凝固に適切な密度の核生成場所をロール表面上に提供するのに十分な酸化介在物（典型的には MnO 、 CaO 、 SiO_2 及び／又は Al_2O_3 ）の分配を含み、結果としてのストリップ品が凝固介在物の特徴的な分布を示す。

10

【課題を解決するための手段】

【0006】

間にロール間隙を有し、ロール間隙の端に隣接した閉込めクロージャを備えた、一對の冷却鋳造ロールを組立て、

鋼を鋳造ロール間に導入して鋳造ロール間に鋳造溜めを形成し、

20

鋳造ロールを相互回転させ、溶鋼を凝固させ、金属殻を鋳造ロール表面上に形成して、前記凝固殻から鋳造ロールのロール間隙を介して凝固薄鋼ストリップを形成する諸段階からなる連続鋳造による鋼ストリップ製造方法において、

溶鋼が、 $0.0001 \sim 0.01$ 重量%の炭素含量、 $0.01 \sim 2.0$ 重量%のマンガノ含量、 $0.01 \sim 10$ 重量%のケイ素含量を有し、遊離酸素及び脱酸介在物中の酸素からなる少なくとも 100 ppm の全酸素含量を有する低炭素鋼であり、溶鋼を固化して溶鋼の全酸素含量を反映した $2 \sim 4 \text{ g/cm}^3$ の介在物密度で酸化介在物レベルの鋼中に分配される MnO 、 SiO_2 、 Al_2O_3 のうちいずれか1つ又はそれ以上からなる脱酸介在物と凝固介在物からなる酸化介在物を有する前記金属殻を形成し、薄鋼ストリップの形成を促進する連続鋳造による鋼ストリップ製造方法が提供される。

30

【0007】

鋳造溜めの溶鋼の全酸素含量は $100 \sim 250 \text{ ppm}$ にできる。より具体的には、約 200 ppm にできる。低炭素鋼は $0.001 \sim 0.1$ 重量%の炭素含量、 $0.1 \sim 2.0$ 重量%のマンガノ含量、 $0.01 \sim 10$ 重量%のケイ素含量を有することができる。鋼は 0.01 重量%程度又はそれ以下のアルミニウム含量を有することができる。アルミニウムは例えば 0.008 重量%以下の少量でもよい。溶鋼はケイ素／マンガノキルド鋼とすることができる。

【0008】

酸化介在物は凝固介在物及び脱酸介在物である。凝固介在物は鋳造での鋼の冷却・凝固時に形成され、脱酸介在物は鋳造前の溶鋼脱酸時に形成される。凝固鋼は、 $2 \sim 4 \text{ g/cm}^3$ の介在物密度で鋼中に分配される MnO 、 SiO_2 、 Al_2O_3 のうちいずれか1つ又はそれ以上で通常は構成される酸化介在物を含むことができる。

40

【0009】

溶鋼は鋳造ロール間への導入前に取鍋内で精製し、取鍋で鋼装入物及び鉍滓形成材料を加熱することによりケイ素、マンガノ、カルシウム酸化物を含む鉍滓で覆われた溶鋼を形成することによって鋳造溜めを形成することができる。溶鋼は不活性ガスを吹き込むことにより攪拌して脱硫を引き起こし、ケイ素／マンガノキルド鋼等の鋼では、次いで酸素を吹き込むことにより、少なくとも 100 ppm 、通常は 250 ppm 以下の所望全酸素含量の鋼を製造できる。脱硫により溶鋼の硫黄含量を 0.01 重量%以下に減らすことができる。

50

【0010】

上記したような双ロール連続 casting で製造される薄鋼ストリップは厚が5 mm以下であり、凝固酸化介在物を含む凝固鋼として形成される。介在物の分布は、外面から2ミクロン深さのストリップの2表面域が少なくとも120介在物/mm²の単位面積当たり密度の凝固介在物を含むようにできる。

【0011】

凝固鋼はケイ素／マンガンキルド鋼とすることができ、酸化介在物は、MnO、SiO₂及びAl₂O₃。介在物のうちの1つまたはそれ以上からなることができる。介在物は典型的には2～12ミクロンの大きさとするので、介在物の少なくとも過半数はその大きさ範囲内である。

10

【0012】

上記した方法により、酸化介在物中に分配された酸素含量の多い独自の鋼が製造される。具体的には、溶鋼の酸素含量が多いことと casting 溜め内で溶鋼の駐留時間が短いことが組み合わさって、展性(ductility)特性の改良された薄鋼ストリップが生み出される。

【発明を実施するための最良の形態】

【0013】

本発明をより詳細に記述できるよう、いくつかの実施例を添付図面を参照して提供する。

【0014】

我々は、アメリカ特許第5,184,668号及び第5,277,243号に十分に記述された種類の双ロール casting 機を用いて1 mm厚程度及びそれ以下の鋼ストリップを製造し、広範な casting 試験を行った。ケイ素マンガンキルド鋼を用いた斯かる casting 試験により、図1に示すように、溶鋼中の酸化介在物の融点が鋼凝固時に得られる熱流束に対し効果を有することが実証された。低融点酸化物により、溜め上域での熔融金属と casting ロール表面との伝熱接触が改良され、高い伝熱速度を生み出す。融点が casting 溜めの鋼温度よりも高い場合、液状介在物は生じない。従って、介在物融点が約1600℃以上の場合には伝熱速度の劇的な減少がある。

20

【0015】

アルミニウムキルド鋼での casting 試験により、高融点アルミナ介在物(融点2050℃)の形成を避けるためにはカルシウム処理をして液体CaO・Al₂O₃介在物を有する必要があることが示された。

30

【0016】

凝固金属殻内に、従って薄鋼ストリップ内に形成される酸化介在物は、鋼の冷却・凝固時に形成される介在物と、取鋼での精製時に形成される脱酸介在物とからなる。

【0017】

鋼中の遊離酸素レベルは冷却時にメニスカスで劇的に減少され、ストリップ表面近くに凝固介在物が生ずることになる。これらの凝固介在物は、次式により大部分はMnO・SiO₂からなる。



【0018】

エネルギー分散型分光法(EDS)マップから得られるストリップ表面の凝固介在物の様子を図2に示す。凝固介在物が極端に微細(典型的には2～3 μm以下)であり、表面から10～20 μm以内に帯状に位置していることがわかる。ストリップ中の介在物の典型的な大きさ分布を、ドイツ、デュッセルドルフで行われたMETEC会議99(1999年6月13～15日)に提出した我々の書類「プロジェクトMでの最近の開発、BHP及びIHIによる低炭素鋼ストリップ casting の共同開発」から図3に示す。

40

【0019】

凝固介在物の比較レベルは主に鋼中のマンガン及びケイ素レベルにより左右される。図3は、マンガン：ケイ素の比が介在物の液相温度に重大な効果を有することを示している。0.001～0.1重量%の炭素含量、0.1～2.0重量%のマンガン含量、0.1～10重量%のケイ素含量及び0.01重量%程度又はそれ以下のアルミニウム含量を有

50

するマンガンケイ素キルド鋼は、鑄造溜め上域で鋼冷却時に斯かる酸化介在物を製造できる。特に、M06と名付けられた鋼は次の組成を有することができる。

炭素	0.06	重量%
マンガン	0.6	重量%
ケイ素	0.28	重量%
アルミニウム	0.002	重量%。

【0020】

脱酸介在物は取鍋での溶鋼脱酸時にアルミニウム、ケイ素及びマンガンを生み出される。従って、脱酸時に形成される酸化介在物の組成は主に $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ をベースとしている。これらの脱酸介在物はストリップ中にランダムに位置していて、ストリップ表面近くの凝固介在物よりも粗い。

10

【0021】

介在物のアルミナ含量は鋼の遊離酸素レベルに強い効果を有する。図4は、アルミナ含量が増えにつれて鋼中の遊離酸素が減ることを示している。以下の反応からわかるように、アルミナを導入することで、 $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ 介在物が希釈される結果、活性が減少し、それがひいては遊離酸素レベルを減少させる。



【0022】

$\text{MnO} - \text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$ ベースの介在物に関し、液相温度に対する介在物組成の効果は図5に示す三相図から得ることができる。薄鋼ストリップ中の酸化介在物の分析により、 MnO/SiO_2 比が典型的には0.6~0.8の範囲内であることが示され、この体制では、図6に示すように、酸化介在物のアルミナ含量が介在物融点(液相温度)に最強の効果を有することが判明した。

20

【0023】

本発明による鑄造では、鋼初期凝固温度で液体である凝固介在物及び脱酸介在物を有すること、及び鑄造溜めの溶鋼が少なくとも100ppmの酸素含量を有して溶鋼の全酸素含量に反映された酸化介在物レベルを有する金属殻を製造して、鑄造ロール表面での鋼の初期凝固時に核生成及び高い熱流束を促進することが重要であると我々は突きとめた。凝固介在物も脱酸介在物も酸化介在物であり、核生成場所を提供して金属凝固プロセス時の核生成に著しく貢献するが、脱酸介在物は、濃度を変えられ得る点で結局のところ速度制御である。脱酸介在物は非常に大きくて典型的には4ミクロン以上であるが、凝固介在物は全般に2ミクロン以下であり、 $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ ベースであって Al_2O_3 を含まないが、脱酸介在物は Al_2O_3 も有する。

30

【0024】

上記M06等級のケイ素／マンガッキルド鋼を用いた鑄造試験で、鋼の全酸素含量が取鍋精製工程で100ppmより低いレベルに減少されたら、熱流束が減少されて鑄造が損なわれるが、全酸素含量が少なくとも100ppm以上、典型的には200ppm程度ならば、良好な鑄造結果が達成できることが判明している。全酸素含量は「ルコ」(Leco)機器により測定でき、取鍋処理時の「リンス」(rinsing)の程度、即ち、多孔栓又はトップランスを介し取鍋内に泡立てられるアルゴンの量と処理の持続時間により制御される。全酸素含量は、ルコTC-436窒素/酸素測定器を用い、ルコから入手可能であるTC436窒素/酸素測定器指示マニュアル(フォーム番号200-403改訂版、1996年4月、7-1頁~7-4頁の第7章)に記述の従来の手順により測定した。

40

【0025】

高い全酸素含量で得られる高められた熱流束が核生成場所としての酸化介在物の利用可能性によるものかどうかを知るために、取鍋脱酸をケイ化カルシウム(Ca-Si)で行う鋼で鑄造試験が行われ、その結果がM06等級鋼として知られる低炭素ケイ素キルド鋼での鑄造と比較された。結果を次の表に示す。

【0026】

【表 1】

M06 等級と Ca-Si 等級との熱流束の差

铸造番号	等級	铸造速度(m/分)	溜め高さ(mm)	除去された全熱(MW)
M 33	M06	64	171	3.55
M 34	M06	62	169	3.58
O 50	Ca-Si	60	176	2.54
O 51	Ca-Si	66	175	2.56

10

【0027】

マンガン及びケイ素レベルは通常のケイ素キルド等級と類似していたが、Ca-Si 組の遊離酸素レベルは低く、酸化介在物は比較的多くの酸化カルシウムを含んでいた。Ca-Si 組の熱流束は、介在物融点が高いにもかかわらず、低かった（表 2 参照）。

【0028】

【表 2】

Ca-Si 脱酸での鋳滓組成

20

等級	遊離酸素 (ppm)	鋳滓組成(重量%)				介入物融点 (°C)
		SiO ₂	MnO	Al ₂ O ₃	CaO	
Ca-Si	23	32.5	9.8	32.1	22.1	1399

【0029】

Ca-Si 等級の遊離酸素レベルは M06 等級の 40～50 ppm に比べ低く、典型的には 20～30 ppm であった。酸素は表面活性素子であり、従って、酸素レベルの減少は、溶鋼と铸造ロールとの間の濡れを減少させて伝熱速度の減少を引き起こすと予想される。しかしながら、図 7 から、40～20 ppm の酸素減少では観測された熱流束の減少を説明できる程表面張力を増加させるのには充分でないかもしれないと思われる。

30

【0030】

鋼の酸素レベルを下げることにより介在物の容積が減り、従って、初期核生成用の酸化介在物の数が減る、と結論できる。これは鋼とロール表面との間の初期接触の性質に悪影響を与える可能性を持つ。ディップテスト(dip testing)作業により、約 120/mm² の核生成単位面積当たり密度が、铸造溜め上域であるメニスカス域での初期凝固で十分な熱流束を発生させるのに必要であることが示された。ディップテストは、双ロール铸造機の铸造表面での状態を密にシュミレートした速度で冷却ブロックを溶鋼浴内へと進めることを含む。鋼は溶融浴内を移動しつつ冷却ブロック上に凝固し、ブロック表面に凝固鋼の層を生み出す。この層厚を面積全体にわたり所々の地点で計測して凝固速度の変動、従って、種々の位置での伝熱の有効速度をマッピングできる。従って、全体の凝固速度や全熱流束計測を行うことが可能である。ストリップ表面の微構造を調べ、凝固微構造の変化を観測凝固速度及び伝熱値の変化と関連づけて、冷却表面での初期凝固時の核生成に関連した構造を調べることも可能である。ディップテスト装置は、アメリカ特許第 5,720,336 号に比較的详细に記述されている。

40

【0031】

初期核生成時の液状鋼の酸素含量と伝熱の関係を付録 1 に記述したモデルを用いて調べた。このモデルは、全介在物が球形であって鋼全体にわたり均一に分配されている、と想

50

定している。表面層を $2\ \mu\text{m}$ であると想定し、その表面層に存在する介在物のみが鋼初期凝固時の核生成工程に参画できると想定した。モデルの入力は、鋼の全酸素含量、介在物径、ストリップ厚、鑄造速度、表面層厚であった。出力は、 $120/\text{mm}^2$ の目標核生成単位面積当たり密度を達成するのに必要な鋼全体での介在物の % であった。

【0032】

図8は、ストリップ厚を 1.6mm 、鑄造速度を $80/\text{分}$ と想定した場合の、核生成プロセスに参画し、全酸素含量で表現される種々の鋼クリーンレベルで目標の核生成単位面積当たり密度を達成するのに必要な、表面層中の酸化介在物の % のグラフである。これは、介在物の大きさ $2\ \mu\text{m}$ 、全酸素含量 200ppm では、表面層で利用可能な全酸化介在物の 20% が目標核生成単位面積当たり密度 $120/\text{mm}^2$ を達成するのに必要であることを示している。しかしながら、全酸素含量 80ppm では、介在物の 50% 位が臨界核生成速度を達成するのに必要であり、全酸素レベル 40ppm は目標の核生成単位面積当たり密度を達成するのに不十分な酸化介在物レベルである。従って、取鍋内での脱酸により鋼を整える場合には、鋼の酸素含量を制御して $100\sim 250\text{ppm}$ 、典型的には約 200ppm の全酸素含量を生み出すことができる。この結果、初期凝固時に鑄造ロールに隣接した 2ミクロン の深さの層は単位面積当たり密度が少なくとも $120/\text{mm}^2$ の酸化介在物を含む。これらの介在物は最終凝固ストリップ品の外面層中に存在し、適宜の試験、例えばエネルギー分散型分光法(EDS)で検出できる。

【0033】

(例)

[入力]

(十分な伝熱速度を得るのに必要な)臨界核生成単位面積当たり密度(数/ mm^2) 120

(この値は実験のディップテスト作業から得られた。)

ロール幅 (m) 1

ストリップ厚 (mm) 1.6

取鍋トン (t) 120

鋼密度 (kg/m^3) 7800

全酸素 (ppm) 75

介在物密度 (kg/m^3) 3000

[出力]

介在物質質量 (kg) 21.42857

介在物径 (m) $2.00\text{E}-06$

介在物容積 (m^3) 0.0

介在物の全数 1706096451319381.5

表面層厚 μm (片側) 2

表面介在物全数 4265241128298.4536

(これらの介在物のみが初期核生成工程に参画できる)

鑄造速度 (m/分) 80

ストリップ長 (m) 9615.38462

ストリップ表面積 (m^2) 19230.76923

必要な核生成場所の全数 2307692.30760

核生成工程に参画するのに必要な利用可能な介在物の % 54.10462

【0034】

(付録1)

[記号一覧表]

w = ロール幅 (m)

t = ストリップ厚 (mm)

m_s = 取鍋内の鋼重量 (トン)

ρ_s = 鋼密度 (kg/m³)

ρ_i = 介在物密度 (kg/m³)

O_t = 鋼の全酸素 (ppm)

d = 介在物径 (m)

v_i = 1 介在物の容積 (m³)

m_i = 介在物の質量 (kg)

N_t = 介在物の全数

t_s = 表面層厚 (μm)

N_s = (核生成プロセスに参画できる) 表面中にある介在物の全数

u = 鑄造速度 (m/分)

L_s = ストリップ長 (m)

A_s = ストリップ表面積 (m²)

N_{req} = 目標の核生成密度を達成するのに必要な介在物全数

NC_t = (ディップテストから得た) 単位面積当たりの目標核生成密度 (数/mm²)

N_{av} = 初期核生成工程のため鑄造ロール表面での溶鋼から利用可能な全介在物の %
[式]

$$(1) \quad m_i = (O_t \times m_s \times 0.001) / 0.42$$

注: マンガンケイ素キルド鋼では、酸素 0.42 kg が、30% MnO、40% SiO₂ 及び 30% Al₂O₃ 組成の介在物 1 kg を製造するのに必要である。

(カルシウム注入の) アルミニウムキルド鋼では、酸素 0.38 kg が、50% Al₂O₃ 及び 50% CaO 組成の介在物 1 kg を製造するのに必要である。

$$(2) \quad v_i = 4.19 \times (d/2)^3$$

$$(3) \quad N_t = m_i / (\rho_i \times v_i)$$

$$(4) \quad N_s = (2.0 \times t_s \times 0.001 \times N_t / t)$$

$$(5) \quad L_s = (m_s \times 1000) / (\rho_s \times w \times t / 1000)$$

$$(6) \quad A_s = 2.0 \times L_s \times w$$

$$(7) \quad N_{req} = A_s \times 10^6 \times NC_t$$

$$(8) \quad N_{av} \% = (N_{req} / N_s) \times 100.0$$

式 1 は、鋼中の介在物質量を計算する。

式 2 は、球形であると仮定した 1 介在物の容積を計算する。

式 3 は、鋼中で利用可能な介在物全数を計算する。

式 4 は、(各側で 2 μm であると想定して) 表面層で利用可能な全介在物数を計算する。

これらの介在物が初期核生成でのみ参画できることに注意。

式 5 及び式 6 は、ストリップの全表面積を計算するのに用いる。

式 7 は、目標の核生成速度を達成するのに表面に必要な介在物数を計算する。

式 8 は、核生成工程に参画しなければならない表面で利用可能な全介在物の % を計算するのに用いられる。この数が 100 % より大ならば、表面での介在物の数は目標の核生成速度達成に充分でないことに注意。

【図面の簡単な説明】

【0035】

【図 1】ケイ素／マンガンキルド鋼を用いた双ロール鑄造試験で得られた、熱流束に対する介在物融点の効果を示す。

【図 2】凝固鋼ストリップ中の一群の微細凝固介在物を示す、マンガンのエネルギー分散型分光法(EDS) マップである。

【図 3】介在物液相温度に対し、マンガン：ケイ素含量を変えることの効果を示すグラフである。

【図 4】(ストリップ介在物から計測される) アルミナ含量と脱酸効果との関係を示す。

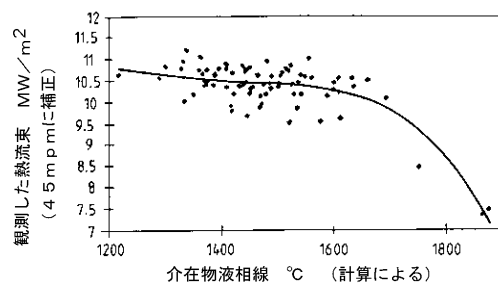
【図 5】MnO・SiO₂・Al₂O₃ の三相図である。

【図 6】アルミナ含量介在物と液相温度との関係を示す。

【図 7】表面張力に対する溶鋼中の酸素の効果を示す。

【図 8】相異なる鋼クリーンレベルでの核生成で利用可能な介在物に関する計算結果のグラフである。

【図 1】



【図 2】

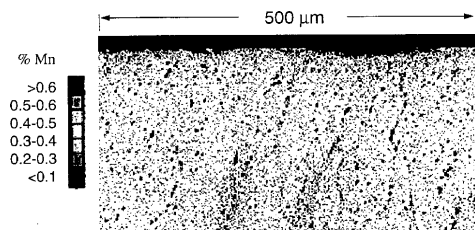
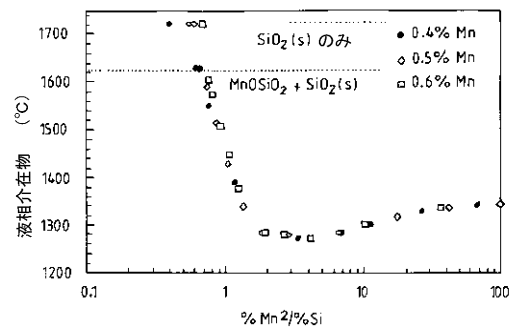
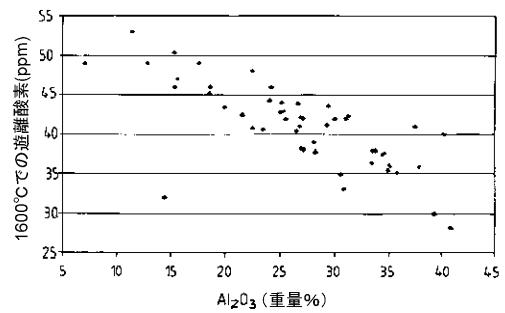


図 2

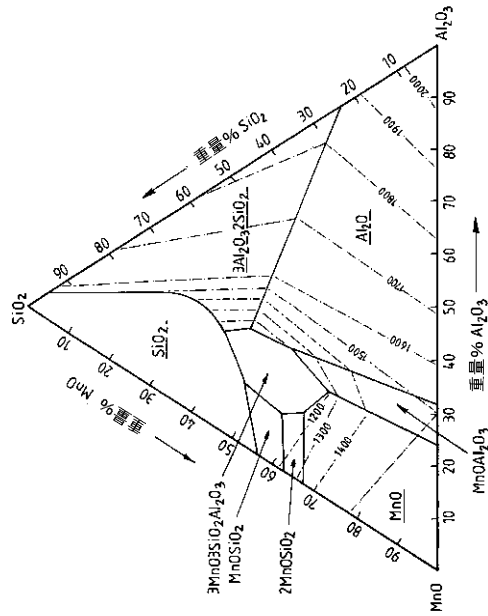
【図 3】



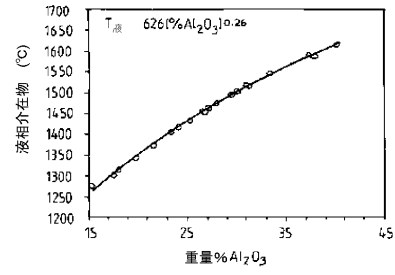
【図 4】



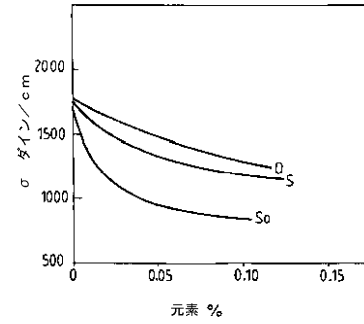
【図 5】



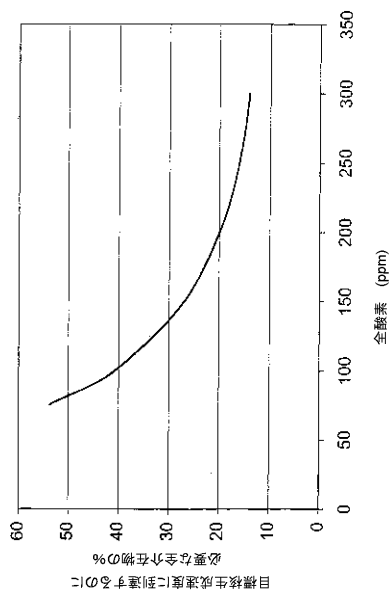
【図 6】



【図 7】



【図 8】



フロントページの続き

(72)発明者 ストレッチョフ・レイザー
オーストラリア 2289 ニュー サウス ウェールズ アダムスタウン ハイツ マリン ス
トリート 7

審査官 日比野 隆治

(56)参考文献 特開平10-029047 (JP, A)
特開平06-246393 (JP, A)
特開平11-229096 (JP, A)
特開平05-043937 (JP, A)
特開平03-291139 (JP, A)
特開平06-100989 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

B22D 1/00

B22D 11/00

B22D 11/06