

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号  
特許第7563626号  
(P7563626)

(45)発行日 令和6年10月8日(2024.10.8)

(24)登録日 令和6年9月30日(2024.9.30)

(51)国際特許分類

F I

<b>B 2 2 D</b>	<b>11/00</b>	<b>(2006.01)</b>	<b>B 2 2 D</b>	<b>11/00</b>	<b>A</b>
<b>B 2 2 D</b>	<b>11/108</b>	<b>(2006.01)</b>	<b>B 2 2 D</b>	<b>11/108</b>	<b>F</b>
<b>B 2 2 D</b>	<b>11/12</b>	<b>(2006.01)</b>	<b>B 2 2 D</b>	<b>11/12</b>	<b>Z</b>
<b>B 2 2 D</b>	<b>11/16</b>	<b>(2006.01)</b>	<b>B 2 2 D</b>	<b>11/16</b>	<b>1 0 5</b>
<b>C 2 1 D</b>	<b>8/02</b>	<b>(2006.01)</b>	<b>C 2 1 D</b>	<b>8/02</b>	<b>B</b>

請求項の数 10 (全18頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2023-556717(P2023-556717)  
 (86)(22)出願日 令和5年7月28日(2023.7.28)  
 (86)国際出願番号 PCT/JP2023/027675  
 (87)国際公開番号 WO2024/053276  
 (87)国際公開日 令和6年3月14日(2024.3.14)  
 審査請求日 令和5年9月14日(2023.9.14)  
 (31)優先権主張番号 特願2022-143845(P2022-143845)  
 (32)優先日 令和4年9月9日(2022.9.9)  
 (33)優先権主張国・地域又は機関  
 日本国(JP)

(73)特許権者 000001258  
 J F E スチール株式会社  
 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号  
 (74)代理人 100184859  
 弁理士 磯村 哲朗  
 (74)代理人 100123386  
 弁理士 熊坂 晃  
 (74)代理人 100196667  
 弁理士 坂井 哲也  
 (74)代理人 100130834  
 弁理士 森 和弘  
 (72)発明者 伊藤 陽一  
 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号  
 J F E スチール株式会社内  
 (72)発明者 西中 一貴

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 鋼鋳片、連続鋳造方法及び、鋼鋳片の製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、C : 0 . 0 3 % 以上 0 . 1 0 % 以下、S i : 0 . 0 1 % 以上 0 . 5 0 % 以下、M n : 0 . 1 0 % 以上 1 . 0 0 % 以下、P : 0 . 0 0 1 % 以上 0 . 0 1 0 % 以下、S : 0 . 0 0 0 1 % 以上 0 . 0 0 5 0 % 以下、N i : 2 . 0 % 以上 7 . 5 % 未満、A l : 0 . 0 1 0 % 以上 0 . 0 8 0 % 以下、N : 0 . 0 0 1 0 % 以上 0 . 0 0 5 0 % 以下、O : 0 . 0 0 0 5 % 以上 0 . 0 0 4 0 % 以下を含有し、残部が F e 及び不可避免的不純物からなる、N i を含有する鋼鋳片であって、前記鋼鋳片の表面における凝固核の密度が 0 . 3 5 個 / m m <sup>2</sup> 以上 0 . 6 0 個 / m m <sup>2</sup> 未満である鋼鋳片。

【請求項 2】

更に、質量%で、C u : 0 . 0 3 % 以上 1 . 5 0 % 以下、C r : 0 . 0 3 % 以上 1 . 0 0 % 以下、M o : 0 . 0 2 % 以上 1 . 0 0 % 以下、N b : 0 . 0 0 3 % 以上 0 . 1 0 0 % 以下、V : 0 . 0 0 3 % 以上 0 . 1 0 0 % 以下、T i : 0 . 0 0 5 % 以上 0 . 0 2 0 % 以下、B : 0 . 0 0 0 2 % 以上 0 . 0 0 2 5 % 以下、C a : 0 . 0 0 0 5 % 以上 0 . 0 0 5 0 % 以下、M g : 0 . 0 0 0 5 % 以上 0 . 0 0 3 0 % 以下から選択される 1 種又は 2 種以上を含有する、請求項 1 に記載の鋼鋳片。

【請求項 3】

請求項 1 又は 2 に記載の鋼鋳片を鋳造するための連続鋳造方法であって、1 3 0 0 における粘度が 0 . 5 P a · s ( 5 ポアズ ) 以上のモールドパウダーを鋳型内に添加する工程を含む、連続鋳造方法。

## 【請求項 4】

請求項 1 又は 2 に記載の鋼鑄片を鑄造するための連続鑄造方法であって、  
鑄型を毎分 80 サイクル以上の振動数で振動させる工程を含む、連続鑄造方法。

## 【請求項 5】

請求項 1 又は 2 に記載の鋼鑄片を鑄造するための連続鑄造方法であって、  
1300 における粘度が  $0.5 \text{ Pa} \cdot \text{s}$  (5 ポアズ) 以上のモールドパウダーを鑄型内に添加する工程及び、  
鑄型を毎分 50 サイクル以上の振動数で振動させる工程、を含む、連続鑄造方法。

## 【請求項 6】

請求項 1 又は 2 に記載の鋼鑄片を鑄造するための連続鑄造方法であって、  
1300 における粘度が  $0.15 \text{ Pa} \cdot \text{s}$  (1.5 ポアズ) 以上のモールドパウダーを鑄型内に添加する工程及び、  
鑄型を毎分 80 サイクル以上の振動数で振動させる工程、を含む、連続鑄造方法。

10

## 【請求項 7】

請求項 3 に記載された連続鑄造方法で製造されたスラブに対して手入れ処理を行う手入れ工程と、  
前記手入れ工程の後、加熱炉内の加熱温度を  $1100$  以下で前記スラブを加熱する加熱工程と、を含む Ni を含有する、鋼鑄片の製造方法。

## 【請求項 8】

請求項 4 に記載された連続鑄造方法で製造されたスラブに対して手入れ処理を行う手入れ工程と、  
前記手入れ工程の後、加熱炉内の加熱温度を  $1100$  以下で前記スラブを加熱する加熱工程と、を含む Ni を含有する、鋼鑄片の製造方法。

20

## 【請求項 9】

請求項 5 に記載された連続鑄造方法で製造されたスラブに対して手入れ処理を行う手入れ工程と、  
前記手入れ工程の後、加熱炉内の加熱温度を  $1100$  以下で前記スラブを加熱する加熱工程と、を含む Ni を含有する、鋼鑄片の製造方法。

## 【請求項 10】

請求項 6 に記載された連続鑄造方法で製造されたスラブに対して手入れ処理を行う手入れ工程と、  
前記手入れ工程の後、加熱炉内の加熱温度を  $1100$  以下で前記スラブを加熱する加熱工程と、を含む Ni を含有する、鋼鑄片の製造方法。

30

## 【発明の詳細な説明】

## 【技術分野】

## 【0001】

本発明は、Ni (ニッケル) を含有する鋼鑄片、連続鑄造方法、鋼鑄片の製造方法に関する。

## 【背景技術】

## 【0002】

鋼に Ni を添加すると低温靱性が向上することが知られている。9 質量%前後の Ni を含有する鋼 (以下、Ni 含有鋼とも称する) は、9% Ni 鋼とも称されている。9% Ni 鋼は、 $-160$  以下での使用にも耐えるため、例えば、LNG タンクなどの低温用の溶接構造用鋼として広く使用されている。

40

## 【0003】

ところで、Ni 含有鋼は、表面に疵が発生しやすいことが知られている。例えば、鑄造された後の鑄片には、表面及び表面の近傍に多数の割れ (以下、表面割れとも称する) が存在する。

## 【0004】

従来から、Ni を含有する鋼鑄片の表面割れは、粗大な凝固組織の結晶粒界に沿って発

50

生していることが知られている。具体的には、表面割れは、Ni含有鋼の延性が低下する600～900の温度範囲、すなわち、連続鑄造の二次冷却帯の区間において、矯正応力、バルジング応力、熱応力などの引張り応力が鋼鑄片に加えられることによって発生すると考えられている。

#### 【0005】

より詳しくは、鋼鑄片に引張り応力が加えられると、特定の領域において当該鋼鑄片に含まれているS（硫黄）やP（リン）などが濃化する。S（硫黄）やP（リン）の濃度の増加は、鋼鑄片の粒界脆化を招く。したがって、当該領域においては、脆化した結晶粒界が引張り応力によって破壊されることにより表面割れが発生する。

#### 【0006】

このような表面割れを防止するために、鋼鑄片を鑄造する際の二次冷却において鋼鑄片の温度を管理することが行われている。例えば、特許文献1には、Niを5～10質量%含有する溶鋼を連続鑄造する際に、二次冷却帯における、冷却速度の制御及び、鑄片の表面温度の制御を行うことが開示されている。

#### 【0007】

また、特許文献2には、Niを8～10質量%含有するNi含有鋼を連続鑄造する際に、鑄造時における絞り値を推定し、この絞り値が50%以上になるように、二次冷却強度を制御することが開示されている。

#### 【先行技術文献】

#### 【特許文献】

#### 【0008】

【文献】特開平8-10919号公報

【文献】特開平8-33964号公報

#### 【発明の概要】

#### 【発明が解決しようとする課題】

#### 【0009】

このように、多くの表面割れを抑制する連続鑄造方法が提案されているが、表面割れの発生を完全に抑制することは困難である。鋼鑄片に表面割れが生じると、グラインダーなどを用いて表面を研削する等による、いわゆる手入れ処理によって表面割れが除去される。このため、表面割れが多くなると、手入れ処理の範囲や、処理時間も長くなるため生産性が低下し、製造コストが上昇する問題がある。

#### 【0010】

ところで、近年では、Ni合金の価格が高騰しているため、鋼におけるNiの含有量を低減させることが行われている。例えば、9%Ni鋼の代替として7%Ni鋼による代替鋼種を拡充することが行われている。また、エチレン液化燃料容器向けには、5%Ni鋼が用いられている。このように、Niの含有量が7.5質量%未満のNi含有鋼においても需要が非常に高まってきている。

#### 【0011】

Ni含有量が7.5質量%未満の比較的Niの含有量が少ない鋼種についても、上記の粗大な凝固組織の結晶粒界に沿った鋼鑄片の表面割れの発生が製造上の課題となっている。

#### 【0012】

本発明は、上記問題に鑑みてなされたものであり、Niを2.0質量%以上7.5質量%未満含有しかつ、表面割れが少ない鋼鑄片、連続鑄造方法及び、鋼鑄片の製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】

#### 【0013】

上記課題を解決するため、本発明は以下の特徴を有する。

#### 【0014】

[1]

10

20

30

40

50

質量%で、C：0.03%以上0.10%以下、Si：0.01%以上0.50%以下、Mn：0.1%以上1.0%以下、P：0.001%以上0.010%以下、S：0.0001%以上0.0050%以下、Ni：2.0%以上7.5%未満、Al：0.010%以上0.080%以下、N：0.0010%以上0.0050%以下、O：0.0005%以上0.0040%以下を含有し、残部がFe及び不可避的不純物からなる、Niを含有する鋼鑄片であって、前記鋼鑄片の表面における凝固核の密度が0.35個/mm<sup>2</sup>以上である鋼鑄片。

[ 2 ]

更に、質量%で、Cu：0.03%以上1.50%以下、Cr：0.03%以上1.00%以下、Mo：0.02%以上1.00%以下、Nb：0.003%以上0.100%以下、V：0.003%以上0.100%以下、Ti：0.005%以上0.020%以下、B：0.0002%以上0.0025%以下、Ca：0.0005%以上0.0050%以下、Mg：0.0005%以上0.0030%以下から選択される1種又は2種以上を含有する、[ 1 ]に記載の鋼鑄片。

10

[ 3 ]

[ 1 ]又は[ 2 ]に記載の鋼鑄片を鑄造するための連続鑄造方法であって、1300における粘度が0.5Pa・s(5ポアズ)以上のモールドパウダーを鑄型内に添加する工程を含む、連続鑄造方法。

[ 4 ]

[ 1 ]又は[ 2 ]に記載の鋼鑄片を鑄造するための連続鑄造方法であって、鑄型を毎分80サイクル以上の振動数で振動させる工程を含む、連続鑄造方法。

20

[ 5 ]

[ 1 ]又は[ 2 ]に記載の鋼鑄片を鑄造するための連続鑄造方法であって、1300における粘度が0.5Pa・s(5ポアズ)以上のモールドパウダーを鑄型内に添加する工程及び、鑄型を毎分50サイクル以上の振動数で振動させる工程、を含む、連続鑄造方法。

[ 6 ]

[ 1 ]又は[ 2 ]に記載の鋼鑄片を鑄造するための連続鑄造方法であって、1300における粘度が0.15Pa・s(1.5ポアズ)以上のモールドパウダーを鑄型内に添加する工程及び、鑄型を毎分80サイクル以上の振動数で振動させる工程、を含む、連続鑄造方法。

30

[ 7 ]

[ 3 ]～[ 6 ]のいずれかに記載された連続鑄造方法で製造されたスラブに対して手入れ処理を行う手入れ工程と、

前記手入れ工程の後、加熱炉内の加熱温度を1100以下で前記スラブを加熱する加熱工程と、を含むNiを含有する、鋼鑄片の製造方法。

【発明の効果】

【0015】

本発明によれば、鋼鑄片の表面における凝固核の密度が0.35個/mm<sup>2</sup>以上であるため、凝固セルのサイズを従来のサイズよりも小さくすることができる。これにより、凝固セルの界面におけるS(硫黄)及びP(リン)の偏析を従来よりも軽減することができる。その結果、凝固セルの界面での脆化を抑制することができる。また、凝固セルの界面に作用する応力も分散させることができる。これにより、凝固セルの界面における割れの発生を抑制することができ、鋼鑄片の表面における割れの発生を低減することができる。その結果、鋼鑄片の表面の割れを除去するための手入れ処理の処理時間を軽減することができ、生産性の向上及び製造コストの低減を図ることができる。

40

【発明を実施するための形態】

【0016】

本発明のNiを含有する鋼鑄片(以下、単に鋼鑄片とも称する)は、Niを2.0質量%以上7.5質量%未満含有する。鋼鑄片は、例えば、常温よりも低い温度域で用いられ

50

る低温用鋼として用いることができる。

【0017】

本発明のNiを含有する鋼鑄片は、質量%で、C：0.03%以上0.10%以下、Si：0.01%以上0.50%以下、Mn：0.10%以上1.00%以下、P：0.001%以上0.010%以下、S：0.0001%以上0.0050%以下、Ni：2.0%以上7.5%未満、Al：0.010%以上0.080%以下、N：0.0010%以上0.0050%以下、O：0.0005%以上0.0040%以下を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる。

【0018】

鋼鑄片は、C（炭素）を組成として含むことにより、母材の強度を確保することができる。特に、鋼鑄片に含まれるCの含有量を0.03質量%（以下、単に「%」と記す）以上とすることで、母材の強度を良好なものとするすることができる。鋼鑄片に含まれるCの含有量が過剰になると、脆性破壊の起点となるセメンタイトや、島状マルテンサイトが増加し、好適な靱性が得られない恐れがある。鋼鑄片に含まれるCの含有量を0.10%以下とすることで、適切な鋼鑄片の靱性を得ることができる。

10

【0019】

鋼鑄片は、Si（珪素）を組成として含むことにより、鋼鑄片に含まれる酸素を取り除く脱酸の効果を高めることができる。また、鋼鑄片は、Siを組成として含むことにより、母材の強度を確保することができる。Siの添加量が高くなると、溶接熱影響部（HAZ：Heat-Affected Zone）の組織中に島状マルテンサイトが生成し、良好なHAZの靱性が得られない傾向がある。

20

【0020】

すなわち、鋼鑄片のSiの含有量を0.50%以下とすることで、好適なHAZの靱性を確保することができる。鋼鑄片のSiの含有量を0.01%以上とすることで、優れた脱酸の効果をj得ることができ、また母材の強度を良好なものとするjことができる。

【0021】

鋼鑄片は、Mnを組成として含むことにより、母材の強度を確保することができる。Mnの添加量が高くなると、良好なHAZの靱性が得られない傾向がある。

【0022】

特に、鋼鑄片のMnの含有量を0.10%以上とすることで、母材の強度を良好なものとするjことができる。また、鋼鑄片のMnの含有量を1.00%以下とすることで、好適なHAZの靱性を確保することができる。

30

【0023】

鋼鑄片は、P（リン）を組成として含むと粒界脆化を招く傾向がある。このため、鋼鑄片は、P（リン）を可能な限り低い量を組成として含むとよい。鋼鑄片のP（リン）含有量が0.010%以下であることにより、粒界脆化によって表面割れが促進されることを抑制することができる。これにより、母材及びHAZの靱性を良好なものとするjことができる。

【0024】

また、鋼鑄片のP（リン）の含有量を0.001%以上とすることで、製鋼工程における脱磷精煉の負荷をj上がることを抑制し、製造コストの上昇を招くことを抑制することができる。

40

【0025】

鋼鑄片は、S（硫黄）を組成として含むと粒界脆化を招く傾向がある。このため、鋼鑄片は、S（硫黄）を組成として可能な限り低い量を含むとよい。鋼鑄片のS（硫黄）含有量が0.0050%以下であることにより、粒界脆化をもたらし、表面割れの発生が促進されることを抑制することができる。これにより、母材及びHAZの靱性を良好なものとするjことができる。特にS（硫黄）は、MnSなどの介在物として鋼鑄片の靱性を低下させる。このため、鋼鑄片のS（硫黄）の含有量は低い方が望ましい。

【0026】

50

また、鋼鑄片のS（硫黄）の含有量を0.0001%以上とすることで、製鋼工程における脱燐精錬の負荷を上がることを抑制し、製造コストの上昇を招くことを抑制することができる。

【0027】

上述の通り、鋼鑄片は、Ni（ニッケル）を組成として2.0%以上7.5%未満を含む。鋼鑄片は、上述の成分を含むことにより、9%Ni鋼より少ないNiの含有量で、9%Ni鋼と同等の物性を実現することができる。このような目的から、鋼鑄片のNiの含有量は、2.0%以上7.5%未満とするとよく、6.5%以上7.5%未満とすることが好ましい。尚、Niの含有量が2.0%未満では、Niによる低温における靱性が得られない傾向がある。

10

【0028】

鋼鑄片は、Al（アルミニウム）を組成として含むことにより、鋼鑄片に含まれる酸素を取り除く脱酸の効果を高めることができる。また、鋼鑄片は、Al（アルミニウム）を組成として含むことにより、母材の強度を確保することができる。Al（アルミニウム）の添加量が高くなると、粗大なAlNにより母材及びHAZ靱性が低下する傾向がある。

【0029】

すなわち、鋼鑄片のAl（アルミニウム）の含有量を0.080%以下とすることで、好適なHAZの靱性を確保することができる。特に、鋼鑄片のSiの含有量を0.010%以上とすることで、優れた脱酸の効果を得ることができる。

【0030】

鋼鑄片は、N（窒素）を組成として含むとAlN等の粗大な金属窒化物が生成され、母材及びHAZ靱性が低下する傾向がある。このため、鋼鑄片は、N（窒素）を組成として可能な限り低い量を含むとよい。

20

【0031】

鋼鑄片のN（窒素）含有量が0.0050%以下であることにより、好適な母材及びHAZの靱性を確保することができる。また、鋼鑄片のN（窒素）の含有量が0.0010%以上とすることで、製鋼工程における脱窒処理及び吸窒防止処理の負荷を上がることを抑制し、製造コストの上昇を招くことを抑制することができる。

【0032】

鋼鑄片は、O（酸素）を組成として含むと、介在物を形成し母材及びHAZ靱性が低下する傾向がある。このため、鋼鑄片は、O（酸素）を組成として可能な限り低い量を含むとよい。鋼鑄片のO（酸素）含有量が0.0040%以下であることにより、好適な母材及びHAZの靱性を確保することができる。

30

【0033】

また、鋼鑄片のO（酸素）の含有量が0.0005%以上とすることで、製鋼工程における介在物除去処理の負荷を上がることを抑制し、製造コストの上昇を招くことを抑制することができる。

【0034】

更に、鋼鑄片は、上記の合金元素の他に、母材や継手の強度及び靱性の向上のために、Cu、Cr、Mo、Nb、V、Ti、B、Ca、Mgから選択される1種または2種以上を含有することが好ましい。

40

【0035】

鋼鑄片は、Cu（銅）を組成として含むとよい。鋼鑄片は、Cu（銅）を組成として含むことにより、母材の強度を確保することができる。Cu（銅）の添加量が高くなると、良好なHAZの靱性が得られない傾向がある。

【0036】

すなわち、鋼鑄片のCu（銅）の含有量を0.03%以上とすることで、良好な母材の強度を得ることができる。また、鋼鑄片のCu（銅）の含有量を1.50%以下とすることで、好適なHAZの靱性を確保することができる。

【0037】

50

鋼鑄片は、Cr（クロム）を組成として含むとよい。鋼鑄片は、Cr（クロム）を組成として含むことにより、母材の強度を確保することができる。Cr（クロム）の添加量が高くなると、良好なHAZの靱性が得られない傾向がある。

【0038】

すなわち、鋼鑄片のCr（クロム）の含有量を0.03%以上とすることで、良好な母材の強度を得ることができる。また、鋼鑄片のCr（クロム）の含有量を1.00%以下とすることで、好適なHAZの靱性を確保することができる。

【0039】

鋼鑄片は、Mo（モリブデン）を組成として含むとよい。鋼鑄片は、Mo（モリブデン）を組成として含むことにより、母材の強度を確保することができる。Mo（モリブデン）の添加量が高くなると、良好なHAZの靱性が得られない傾向がある。

10

【0040】

すなわち、鋼鑄片のMo（モリブデン）の含有量を0.02%以上とすることで、良好な母材の強度を得ることができる。また、鋼鑄片のMo（モリブデン）の含有量を1.00%以下とすることで、好適なHAZの靱性を確保することができる。

【0041】

鋼鑄片は、Nb（ニオブ）を組成として含むとよい。鋼鑄片は、Nb（ニオブ）を組成として含むことにより、母材の強度を確保することができるかつ、結晶の細粒化を図ることができる。Nb（ニオブ）の添加量が高くなると、良好なHAZの靱性が得られない傾向がある。

20

【0042】

すなわち、鋼鑄片のNb（ニオブ）の含有量を0.003%以上とすることで、良好な母材の強度を得ることができかつ、スラブ中の結晶の細粒化を図ることができる。また、鋼鑄片のNb（ニオブ）の含有量を0.100%以下とすることで、好適なHAZの靱性を確保することができる。

【0043】

鋼鑄片は、V（バナジウム）を組成として含むとよい。鋼鑄片は、V（バナジウム）を組成として含むことにより、母材の強度を確保することができかつ、結晶の細粒化を図ることができる。V（バナジウム）の添加量が高くなると、良好なHAZの靱性が得られない傾向がある。

30

【0044】

すなわち、鋼鑄片のV（バナジウム）の含有量を0.003%以上とすることで、良好な母材の強度を得ることができかつ、スラブ中の結晶の細粒化を図ることができる。また、鋼鑄片のV（バナジウム）の含有量を0.100%以下とすることで、好適なHAZの靱性を確保することができる。

【0045】

鋼鑄片は、Ti（チタン）を組成として含むとよい。鋼鑄片は、Ti（チタン）を組成として含むことにより、母材の強度を確保することができかつ、スラブ中の結晶の細粒化を図ることができる。Ti（チタン）の添加量が高くなると、粗大なTiNによりHAZ靱性が低下する傾向がある。

40

【0046】

すなわち、鋼鑄片のTi（チタン）の含有量を0.005%以上とすることで、良好な母材の強度を得ることができかつ、結晶の細粒化を図ることができる。また、鋼鑄片のTi（チタン）の含有量を0.020%以下とすることで、好適なHAZの靱性を確保することができる。

【0047】

鋼鑄片は、B（ボロン）を組成として含むとよい。鋼鑄片は、B（ボロン）を組成として含むことにより、極微量でも焼入れ性を向上させることができる。その結果、制御冷却及び焼入れ熱処理を施す場合に、顕著な強度上昇を図ることができる。B（ボロン）の添加量が高くなると、粗大なボロン窒化物や炭硼化物を析出することによりHAZ靱性が低

50

下する傾向がある。

【0048】

すなわち、鋼鑄片のB（ボロン）の含有量を0.0002%以上とすることで、良好な強度を得ることができる。また、鋼鑄片のB（ボロン）の含有量を0.0025%以下とすることで、好適なHAZの靱性を確保することができる。

【0049】

鋼鑄片は、Ca（カルシウム）を組成として含むとよい。鋼鑄片は、Ca（カルシウム）を含むことで、介在物の形態制御を行うことができ、靱性を向上させることができる。Ca（カルシウム）は、Sと結合して、CaSとなる。CaSは、粒界での延性低下割れを抑制しかつ、表面割れの低減を図ることができるCa（カルシウム）の添加量が高くなると、粗大なCa含有介在物が生成することによりHAZ靱性が低下する傾向がある。

10

【0050】

すなわち、鋼鑄片のCa（カルシウム）の含有量を0.0005%以上とすることで、良好な強度を得ることができる。また、鋼鑄片のCa（カルシウム）の含有量を0.0050%以下とすることで、好適なHAZの靱性を確保することができる。

【0051】

鋼鑄片は、Mg（マグネシウム）を組成として含むとよい。鋼鑄片は、Mg（マグネシウム）を含むことで、介在物の形態制御を行うことができ、靱性を向上させることができる。Mg（マグネシウム）は、Sと結合して、MgSとなる。MgSは、粒界での延性低下割れを抑制することができる。

20

【0052】

またMgSは、オーステナイト粒径を微細にする効果が大きく、連続鑄造時や圧延時の表面割れの低減を図ることができる。Mg（マグネシウム）の添加量が高くなると、粗大なMg含有介在物が生成することによりHAZ靱性が低下する傾向がある。

【0053】

すなわち、鋼鑄片のMg（マグネシウム）の含有量を0.0005%以上とすることで、良好な強度を得ることができる。また、鋼鑄片のMg（マグネシウム）の含有量を0.0030%以下とすることで、好適なHAZの靱性を確保することができる。

【0054】

鋼鑄片は、その表面における凝固核の密度が0.35個/mm<sup>2</sup>以上である。表面における凝固核の密度は、0.35個/mm<sup>2</sup>以上5.00個/mm<sup>2</sup>未満であることが好ましく、0.50個/mm<sup>2</sup>以上5.00個/mm<sup>2</sup>未満であることがさらに好ましい。

30

【0055】

凝固核の密度を5.00個/mm<sup>2</sup>以上とすると、より強冷却なモールドパウダーを使用し、鑄型振動数を非常に高い値にする必要があるため好ましくない。すなわち、鑄型の冷却が強くなりすぎると、鑄型内の鋼鑄片の冷却が不均一となることに起因する縦割れの発生が顕著となる傾向がある。また、モールドパウダーの流入不足によるブレイクアウトなどの操業上の問題も生じやすくなる。以上により、凝固核の密度を極端に高くする（5.00個/mm<sup>2</sup>以上とする）ことは有効と言えない。

【0056】

鋼鑄片の表面の凝固核の密度は、以下の方法により測定することができる。例えば、鋼鑄片の表面において、デンドライト樹枝がほぼ同じ方向を向いている塊（凝固セル、又はデンドライトセル）は、1つの凝固核から成長したものとみなすことができる。すなわち、所定の面積当たりの当該塊の数を算出することにより、凝固核の密度を算出することができる。

40

【0057】

実際のNi含有鋼鑄片を詳細に調査した結果、表面割れを抑制するためには、凝固核の個数が多いほど望ましい。具体的には、鋼鑄片の表面における凝固核の密度が0.35個/mm<sup>2</sup>以上であれば、効果的に表面割れを抑制することができる。

【0058】

50

以上で説明した、鋼鑄片を鑄造するための連続鑄造方法について説明する。

連続鑄造の鋼鑄片の表面での凝固核の密度を高くする方法の1つとして、連続鑄造の初期凝固時の冷却を強くすること、つまり、鑄型内での冷却を強化することが挙げられる。

【0059】

一般的に、Niを含有する鋼鑄片の連続鑄造は、鑄型の溶鋼の湯面上からモールドパウダーを添加する工程を含む。モールドパウダーは、酸化防止剤、保温剤、鑄型と凝固シェルとの潤滑剤などとして機能する。

【0060】

このモールドパウダーは、凝固シェルと鑄型との間隙に流入することから、溶鋼と鑄型とは直接接触せず、溶鋼はモールドパウダーの流入層を介して鑄型によって間接的に冷却されている。

10

【0061】

したがって、モールドパウダーの粘度を調整することにより、その流入層の厚さを薄く形成し、鑄型における抜熱能力を高めることにより、凝固核の密度を高くすることができる。

【0062】

例えば、モールドパウダーは、CaO、SiO<sub>2</sub>、Na<sub>2</sub>O、CaF<sub>2</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>などで構成されている。モールドパウダーの熱伝導度は、金属である溶鋼及び連続鑄造用鑄型を構成する銅のそれよりも著しく低い。

【0063】

溶鋼から鑄型への抜熱は、モールドパウダーの流入層の厚さに左右される。モールドパウダーの流入層の厚さが薄くなれば鑄型による冷却効率が高くなる。厚さが厚くなれば冷却効率が低下する。

20

【0064】

モールドパウダーの流入層の厚さは、モールドパウダーの消費量から推定できる。モールドパウダーの流入層の厚さは、通常、0.1~0.3mm程度とされている。

【0065】

モールドパウダーの流入層の厚さを薄く形成するためには、粘度の高いモールドパウダーを使用するとよい。したがって、鋼鑄片は、1300における粘度が0.5Pa·s(5ポアズ)以上のモールドパウダーを鑄型内に添加して連続鑄造することが好ましい。

30

【0066】

モールドパウダーの1300における粘度は、0.5Pa·s(5ポアズ)以上5.0Pa·s(50ポアズ)以下であることが好ましく、1.0Pa·s(10ポアズ)以上5.0Pa·s(50ポアズ)以下であることがより好ましい。

【0067】

モールドパウダーの1300における粘度は、0.5Pa·s(5ポアズ)以上とすることで、凝固シェルと鑄型との間隙にモールドパウダーを流れ込みにくくすることができる。このため、モールドパウダーの流入層の厚さを薄くすることができ、溶鋼から鑄型への抜熱を大きくすることができる。これにより、凝固核の密度を高くする、すなわち、0.35個/mm<sup>2</sup>以上とすることができ、表面割れの発生を抑制することができる。

40

【0068】

凝固核の密度は、鑄型を所定の振動数(オシレーション・サイクル)で振動させることによっても制御することができる。例えば、鑄型が振動することにより、凝固途中のデンドライト樹枝状晶の一部が解離してモールドパウダー流入層の表面に付着する。デンドライト樹枝状晶がモールドパウダー流入層の表面に付着すると、その箇所から凝固核が発生する。これにより、凝固核の密度を高めることができる。

【0069】

連続鑄造は、例えば、鑄型を毎分80サイクル以上の振動数で振動させる工程を含むことが好ましい。当該鑄型を振動させる振動数は、80~400サイクルであることが好ましく、100~400サイクルであることがより好ましい。

50

## 【0070】

当該鋳型を振動させる振動数が80サイクル未満であると、十分な凝固核の密度を確保することができない恐れがある。また、当該鋳型を振動させる振動数が400サイクルを超えると、鋳型が共振を起こして鋳造が不安定となる傾向がある。

## 【0071】

モールドパウダーの粘度は、鋳型の振動数（オシレーション・サイクル）に応じて変更することができる。例えば、鋳型の振動数（オシレーション・サイクル）を毎分50サイクルとした場合、1300における粘度が0.5 Pa・s（5ポアズ）以上のモールドパウダーを使用するとよい。このようにしても、Niを含有する鋼鋳片の表面での凝固核の密度を0.35個/mm<sup>2</sup>以上とすることができる。

10

## 【0072】

また、例えば、鋳型の振動数（オシレーション・サイクル）を毎分80サイクルとした場合、1300における粘度が0.15 Pa・s（1.5ポアズ）以上のモールドパウダーを使用するとよい。このようにしても、Niを含有する鋼鋳片の表面での凝固核の密度を0.35個/mm<sup>2</sup>以上とすることができる。

## 【0073】

特に、鋳型の振動数（オシレーション・サイクル）を毎分80サイクル以上とし、1300における粘度が0.5 Pa・s（5ポアズ）以上のモールドパウダーを使用することが好ましい。このような条件では、鋼鋳片の表面割れを大幅に減少させることができる。

## 【0074】

ところで、Niを含有する鋼鋳片の表面には、細かいディンプルを含む面及び、極めて平坦な面が存在する。ディンプルを含む面は、600～900の延性低下温度領域で結晶粒界が破壊されて形成されたと考えられる。

20

## 【0075】

平坦な面は、その形状から、一種の凝固割れにより形成されたと考えられる。より具体的には、溶鋼が凝固する際に最終凝固部は、C、S、Pなどが濃化して融点が低下する。平坦な面は、最終凝固部に低融点の液相が存在している状態で、既に凝固が完了した周囲の部分が収縮して形成される。

## 【0076】

より具体的には、表面割れは、鋳型内で凝固シェルが成長する際に、凝固シェルを構成する2つの凝固セルの境界に、C、S、Pなどの溶質元素が濃化する。その結果、低融点の液相が生じることにより凝固割れが発生する。この凝固割れを起点として、二次冷却帯での熱応力や曲げ矯正による応力などによって更に割れが進行すると考えられる。

30

## 【0077】

従って、従来実施されていた二次冷却帯での熱応力や曲げ矯正応力を緩和するだけでは表面割れを十分に抑制することができない。表面割れを抑制するためには、鋳型での初期凝固における凝固割れを抑制することが重要かつ、必要である。

## 【0078】

凝固割れは、最終凝固部での溶質元素の濃化が少ないほど、また、最終凝固部に作用する熱応力が小さいほど発生しにくい。例えば、凝固セルのサイズが小さくなると、自ずと冷却速度が速くなって溶質元素の濃化が抑制される。また、凝固セルのサイズが小さいと熱応力が分散され、個々の凝固セルの界面に作用する熱応力が小さくなる。凝固セルのサイズを小さくすることは、凝固割れの防止に有効である。

40

## 【0079】

一般的に、凝固セルの個数と凝固核の個数とは相関関係があり、凝固セルのサイズは、凝固核の密度が高くなるほど小さくなることが知られている。このため、凝固セルのサイズは、溶鋼が鋳型と接触する部分における凝固核の密度を高くすることで小さくすることができる。

## 【0080】

すなわち、本発明のNiを含有する鋼鋳片は、高い凝固核の密度を有するため、凝固セ

50

ルのサイズを小さくすることができる。その結果、表面割れが少ないNiを含有する鋼鋳片を提供することができる。

【0081】

本発明の連続鋳造方法によれば、鋼鋳片の表面における初期凝固を制御することができる。これにより、多数の凝固核が発生され、凝固セルの界面へのP（リン）やS（硫黄）などの不純物元素及びC（炭素）の濃化が低減される。このため、凝固セルの界面での凝固割れを抑制することができる。したがって、鋼鋳片の表面に発生する、いわゆる表面割れを抑制することができる。

【0082】

以上のように、本発明に係るNi含有鋼鋳片は、鋳片表面での凝固核の密度が0.35個/mm<sup>2</sup>以上である。このため、凝固セルのサイズを小さくすることができる。これにより、凝固セルの界面でのS及びPの濃化が軽減されるため、凝固セルの界面での脆化を抑制することができる。また、凝固セルの界面に作用する応力も分散され、凝固セルの界面における凝固割れを抑制することができる。その結果、鋼鋳片の表面における割れの発生を低減することができる。

10

【0083】

また本発明では、上述した連続鋳造で生成したスラブを用いて鋼鋳片を製造する方法について説明する。Niを含有する鋼鋳片の製造方法は、連続鋳造方法で製造されたスラブに対して手入れ処理を行う手入れ工程と、手入れ工程の後、加熱炉内の加熱温度を1100以下でスラブを加熱する加熱工程と、を含む。

20

【0084】

鋼鋳片の製造方法では、溶鋼を連続鋳造して生成したスラブを用いて鋼鋳片を製造する。従来では、生成したスラブを1000~1200で加熱する（第1加熱処理）。第1加熱が行われたスラブを厚さが60~90%程度にする予備圧延（軽分塊圧延）を行う。予備圧延が行われたスラブに疵がなくなるまで研削して、疵を除去する手入れ処理を行う。手入れ処理が行われたスラブを1000~1200で加熱する（第2加熱処理）。第2加熱処理が行われたスラブに圧延（本圧延）が行われている。

【0085】

従来の製造方法で製造した鋼鋳片には、オーステナイト粒界にスケールを伴った割れが存在することが確認されている。このスケールの組成には、Fe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>（ファイアライト）が含まれている。スケールを伴った割れの原因の1つとして、Fe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>（ファイアライト）の存在が挙げられている。

30

【0086】

Fe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>スケールは、シリコン（Si）を0.05%以上含有する鋼において、Fe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>の生成に伴って生成される。尚、Fe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>は、ウスタイト（FeO）との共晶温度が1170である。Fe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>は、共晶温度以上で液相酸化物である。

【0087】

Fe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>スケールが生成されると結晶粒界が脆弱になる。Fe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>スケールは、高温下で液相であるため、結晶粒界や母相の深部まで拡散しやすい。

【0088】

Fe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>スケールが生成された後に、熱応力や圧延が行われる際の歪によって粒界割れが生じる。したがって、連続鋳造において表面の疵の発生を抑制しても、Fe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>（ファイアライト）の存在により製品である鋼鋳片の表面に疵が形成される。

40

【0089】

よって、鋼鋳片を製造する際には、その製造工程においてFe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>の共晶温度以下で実行されることが好ましい。言い換えれば、加熱炉の加熱温度をFe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>の共晶温度以下とすることが好ましい。

【0090】

尚、結晶粒界部におけるFe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>スケールの生成には、当該領域にP、S等の元素が偏析していることも関連している。このため、例えば、1100程度の共晶温度以

50

下の温度で製造工程を実施しても、当該領域の一部に液相の  $Fe_2SiO_4$  スケールが生成する場合がある。

【0091】

このため、 $Fe_2SiO_4$  スケールを伴った割れが生じることを抑制するためには、1100 以下で加熱工程が実行されることが好ましく、1050 以下で加熱工程が実行されることがさらに好ましい。また、このような条件下で加熱工程においてスラブを加熱した後に、圧延工程が行われることが好ましい。

【0092】

ところで、本発明の連続鋳造方法により凝固核の密度を制御してスラブを生成した場合には、従来のスラブよりも優れた靱性を有するため、軽分塊圧延等の予備圧延なしに鋼鋳片を製造することができる。

10

【0093】

したがって、本発明の連続鋳造方法により凝固核の密度を制御してスラブを生成した場合には、下記の(1)~(3)を行うことにより鋼鋳片を製造することができる。

【0094】

(1) 生成されたスラブの疵がなくなるまで、およそ表面から3~6mmを研削して疵を除去する手入れ処理を行う(手入れ工程)。

(2) 手入れ処理がされたスラブを1100 以下で加熱する(加熱工程)。

(3) 加熱工程が行われたスラブを圧延(本圧延)する。

【0095】

このように、スラブの温度を1100 以下で加熱処理を実施することで、鋼鋳片(製品)の表面の疵欠陥を製品として問題のないレベルに抑制することができる。言い換えれば、このように、鋼鋳片を製造することにより、 $Fe_2SiO_4$  スケールの生成を抑制することができ、1回の圧延工程で疵の発生が抑制された鋼鋳片(製品)を製造することが可能となる。

20

【実施例1】

【0096】

Niの含有量が3.5質量%である3.5%Ni鋼、同含有量が5.0質量%である5%Ni鋼及び、同含有量が7.0質量%である5%Ni鋼を溶製して溶鋼を作成した。溶鋼の作成には、転炉及びRH真空脱ガス装置を用いた。

30

【0097】

垂直曲げ型スラブ連続鋳造機を用いて、この溶鋼を鋳造する試験をした。垂直曲げ型スラブ連続鋳造機は、厚さ250mm、幅2100mmであった。試験は、合計20ヒート実施(試験No.1~20)した。表1に、試験No.1~20の化学成分を示す。表2に、試験No.1~20の連続鋳造機での鋳造条件を示す。

【0098】

40

50

【表 1】

		Ni含有鋼の化学成分(質量%)														
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	N	O	Cu	Cr	Mo	Nb	V	Ti	B
7%Ni鋼	試験No.1	0.06	0.06	0.15	0.004	0.0010	7.4	0.026	0.0052	0.0025	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001
7%Ni鋼	試験No.2	0.06	0.06	0.15	0.004	0.0010	7.4	0.025	0.0028	0.0022	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001
7%Ni鋼	試験No.3	0.06	0.06	0.15	0.003	0.0010	7.4	0.024	0.0028	0.0022	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001
7%Ni鋼	試験No.4	0.06	0.06	0.15	0.004	0.0010	7.4	0.022	0.0030	0.0020	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001
7%Ni鋼	試験No.5	0.06	0.06	0.15	0.003	0.0010	7.4	0.026	0.0028	0.0022	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001
7%Ni鋼	試験No.6	0.10	0.06	0.15	0.004	0.0010	7.0	0.026	0.0053	0.0024	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001
7%Ni鋼	試験No.7	0.10	0.06	0.15	0.004	0.0010	7.0	0.025	0.0026	0.0026	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001
7%Ni鋼	試験No.8	0.10	0.06	0.15	0.003	0.0010	7.0	0.028	0.0025	0.0030	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001
7%Ni鋼	試験No.9	0.10	0.06	0.15	0.004	0.0010	7.0	0.024	0.0024	0.0022	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001
7%Ni鋼	試験No.10	0.10	0.06	0.15	0.004	0.0010	7.0	0.022	0.0026	0.0028	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001
5%Ni鋼	試験No.11	0.05	0.07	0.80	0.003	0.0010	5.0	0.026	0.0055	0.0025	0.01	0.40	0.10	0.001	0.001	0.001
5%Ni鋼	試験No.12	0.05	0.07	0.80	0.003	0.0010	5.0	0.024	0.0025	0.0024	0.01	0.40	0.10	0.001	0.001	0.001
5%Ni鋼	試験No.13	0.05	0.08	0.75	0.004	0.0010	5.0	0.028	0.0022	0.0023	0.01	0.40	0.10	0.001	0.001	0.001
5%Ni鋼	試験No.14	0.05	0.07	0.80	0.003	0.0010	5.0	0.024	0.0024	0.0025	0.01	0.40	0.10	0.001	0.001	0.001
5%Ni鋼	試験No.15	0.05	0.08	0.75	0.005	0.0010	5.0	0.022	0.0028	0.0023	0.01	0.40	0.10	0.001	0.001	0.001
3.5%Ni鋼	試験No.16	0.10	0.06	0.80	0.004	0.0010	3.5	0.026	0.0054	0.0024	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001
3.5%Ni鋼	試験No.17	0.10	0.06	0.80	0.004	0.0010	3.5	0.025	0.0025	0.0022	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001
3.5%Ni鋼	試験No.18	0.10	0.06	0.83	0.005	0.0010	3.5	0.022	0.0024	0.0026	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001
3.5%Ni鋼	試験No.19	0.10	0.06	0.80	0.004	0.0010	3.5	0.024	0.0026	0.0025	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001
3.5%Ni鋼	試験No.20	0.10	0.06	0.82	0.005	0.0010	3.5	0.022	0.0028	0.0024	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001

【 0 0 9 9 】

10

20

30

40

50

【表 2】

	鋼铸件サイズ 幅(mm)×厚さ(mm)	铸造速度 (m/min)	モールドパウ ダ-の粘度 (Pa·s)	モールドパウ ダ-の消費量 (kg/m <sup>2</sup> )	铸型振動 振幅(mm)×振動数(cpm)
試験No.1	2100×250	0.8	0.20	0.48	8mm×60cpm
試験No.2	2100×250	0.8	0.06	0.55	8mm×60cpm
試験No.3	2100×250	0.8	2.00	0.28	8mm×60cpm
試験No.4	2100×250	0.8	0.20	0.44	8mm×60cpm
試験No.5	2100×250	0.8	2.00	0.30	8mm×60cpm
試験No.6	2100×250	0.8	0.20	0.46	8mm×60cpm
試験No.7	2100×250	0.8	0.08	0.56	8mm×60cpm
試験No.8	2100×250	0.8	1.00	0.35	8mm×60cpm
試験No.9	2100×250	0.8	0.20	0.48	8mm×60cpm
試験No.10	2100×250	0.8	1.00	0.34	8mm×60cpm
試験No.11	2100×250	0.8	0.20	0.46	8mm×60cpm
試験No.12	2100×250	0.8	0.06	0.58	8mm×60cpm
試験No.13	2100×250	0.8	1.00	0.33	8mm×60cpm
試験No.14	2100×250	0.8	0.20	0.44	8mm×60cpm
試験No.15	2100×250	0.8	1.00	0.33	8mm×60cpm
試験No.16	2100×250	0.8	0.20	0.46	8mm×60cpm
試験No.17	2100×250	0.8	0.07	0.58	8mm×60cpm
試験No.18	2100×250	0.8	0.50	0.32	8mm×60cpm
試験No.19	2100×250	0.8	0.20	0.48	8mm×80cpm
試験No.20	2100×250	0.8	0.50	0.35	8mm×80cpm

## 【0100】

試験No.1、4、6、9、11、14、16については、铸造速度は、0.8m/minとした。铸型のオシレーションの振幅は8mmとした。同オシレーションの振動数は、毎分60サイクルとした。モールドパウダ-は、1300における粘度が0.20Pa·sのものを用いた。

## 【0101】

試験No.2、3、5、7、8、10、12、13、15、17、18については、铸造速度は、0.8m/minとした。铸型のオシレーションの振幅は8mmとした。同オシレーションの振動数は、毎分60サイクルとした。モールドパウダ-は、1300における粘度が0.06~2.00Pa·sのものを用いた。

## 【0102】

試験No.19については、铸造速度は、0.8m/minとした。铸型のオシレーションの振幅は8mmとした。同オシレーションの振動数は、毎分80サイクルとした。モールドパウダ-は、1300における粘度が0.20Pa·sのものを用いた。

## 【0103】

試験No.20については、铸造速度は、0.8m/minとした。铸型のオシレーションの振幅は8mmとした。同オシレーションの振動数は、毎分80サイクルとした。モールドパウダ-は、1300における粘度が0.5Pa·sのものを用いた。

## 【0104】

铸造後の鋼铸件を長さ300mmに切り出した。切り出した試料について、次の処理を行った後に表面割れの評価を行った。各試料の表面をショットブラスト処理して表面の酸化膜を除去した。その後、浸透探傷試験により表面割れを判別した。判別した表面割れについて、割れの長さ及び個数を測定した。

## 【0105】

表面割れの深さを調べるために、表面からの距離3mmの位置、6mmの位置、9mmの位置で研削した。研削したそれぞれの面において、浸透探傷試験により表面割れを判別した。判別した表面割れについて、割れの長さ及び個数を測定した。

## 【0106】

铸件表面の凝固核の密度は、以下の方法により測定した。鋼铸件の表面から試料を採取

し、ショットブラストにより表面の酸化膜を除去した。酸化膜が除去された鋼鋳片の表面を鏡面研削し、ピクリン酸で腐食して凝固組織を現出させた。

【0107】

現出させた凝固組織を写真撮影した。写真において、デンドライト樹枝がほぼ同じ方向を向いている塊（凝固セル、又はデンドライトセル）を1つの凝固核から成長したものとみなした。所定の面積当たりの当該塊の数を算出することにより、凝固核の密度を算出した。

【0108】

具体的には、凝固組織の写真に写っている塊を凝固セルの個数として数え、その凝固セルの占めている面積で除して凝固核の密度とした。また、凝固セルの大きさは、オシレーションマークの近くでは小さく、オシレーションマークから離れると大きくなる傾向がある。このため、凝固セルを数える範囲は、互いに隣接する1のオシレーションマークから他のオシレーションマークまでとし、平均的な値を求めた。

【0109】

表3に、試験No. 1～20の凝固核の密度及び、割れ総長さ（割れ長さ×割れ個数）の調査結果を示す。

【0110】

【表3】

	凝固核の密度 (個/mm <sup>2</sup> )	割れ総長さ(割れ長さ×個数)(mm/m <sup>2</sup> )				区分
		表面	3mm面	6mm面	9mm面	
試験No.1	0.28	5588	188	12	0	比較例
試験No.2	0.40	28	0	0	0	本発明
試験No.3	0.52	21	0	0	0	本発明
試験No.4	1.00	12	0	0	0	本発明
試験No.5	3.60	2	0	0	0	本発明
試験No.6	0.29	5488	182	14	0	比較例
試験No.7	0.42	25	0	0	0	本発明
試験No.8	0.60	15	0	0	0	本発明
試験No.9	0.90	10	0	0	0	本発明
試験No.10	4.20	2	0	0	0	本発明
試験No.11	0.33	3668	144	4	0	比較例
試験No.12	0.43	24	0	0	0	本発明
試験No.13	0.55	18	0	0	0	本発明
試験No.14	0.80	8	0	0	0	本発明
試験No.15	4.50	2	0	0	0	本発明
試験No.16	0.27	2340	86	0	0	比較例
試験No.17	0.44	20	0	0	0	本発明
試験No.18	0.50	14	0	0	0	本発明
試験No.19	0.80	8	0	0	0	本発明
試験No.20	1.80	2	0	0	0	本発明

【0111】

試験No. 1、6、11、16では、凝固核の密度が0.35個/mm<sup>2</sup>未満であった。試験No. 1、5、9、13では、多くの表面割れが発生した。また、試験No. 1、6、11、16は、表面からの距離3mmの位置又は、6mmの位置で割れが発生していた。

【0112】

これに対して、試験No. 2～5、7～10、12～15、17～20では、凝固核の密度が0.35個/mm<sup>2</sup>よりも高い結果が得られた。試験No. 2～5、7～10、12～15、17～20の結果を参照すると、凝固核の密度が高くなるにつれて、表面割れの発生が減少している。

【0113】

特に、凝固核の密度が1.50個/mm<sup>2</sup>を超える試験No. 5、10、15、20では、大幅な表面割れの減少が確認された。尚、表3の備考欄には、本発明の範囲内の試験を

「本発明例」と表示し、それ以外を「比較例」と表示している。

【0114】

(鋼鑄片の製造試験)

試験No. 1～20のスラブを下記の方法で加熱工程及び、圧延工程を行い、鋼鑄片(以下、製品とも称する)を製造した。製品は、従来の製造方法に相当する「方法A」及び、本発明の製造方法に相当する「方法B」を用いて作成した。

【0115】

(方法A)

生成したスラブに疵がなくなるまで、およそ表面から3～6mmを研削して疵を除去する手入れ処理を行う。手入れ処理をしたスラブを1050又は、1200で加熱する(第1加熱処理)。第1加熱が行われたスラブを厚さが250mmから190mmとする予備圧延(軽分塊圧延)を行う。予備圧延が行われたスラブに疵がなくなるまで、およそ表面から3～6mmを研削して疵を除去する手入れ処理を行う。手入れ処理が行われたスラブを1050又は、1200で加熱する(第2加熱処理)。第2加熱処理が行われたスラブに本圧延し、厚さを190mmから25mmにした。その後、表面からの距離が3mm、6mm、9mmの面における疵を検査(以下、製品検査とも称する)した。

10

【0116】

(方法B)

生成したスラブに疵がなくなるまで、およそ表面から3～6mmを研削して疵を除去する手入れ処理を行う(手入れ工程)。手入れ処理をしたスラブを1050又は、1200で加熱する(加熱工程)。加熱工程が行われたスラブに本圧延し、厚さを250mmから25mmにした。その後、表面からの距離が3mm、6mm、9mmの面について製品検査をした。

20

【0117】

製品検査は、以下の3段階で評価した。

○：製品疵無し

△：製品疵少量(手入れ処理によって製品として採用可能)

×：製品疵大量(手入れ処理を施しても疵が残り、製品として採用不可能)

【0118】

表4に、各製品圧延後の表面疵発生状況を示す。

30

【0119】

40

50

【表 4】

	スラブ手入	(方法A)		(方法B)	
		加熱温度1200°C	加熱温度1050°C	加熱温度1200°C	加熱温度1050°C
試験No.1	9mm手入実施	△	△	×	×
試験No.2	3mm手入実施	△	○	×	○
試験No.3	3mm手入実施	△	○	×	○
試験No.4	3mm手入実施	△	○	×	○
試験No.5	3mm手入実施	△	○	△	○
試験No.6	9mm手入実施	△	△	×	×
試験No.7	3mm手入実施	△	○	×	○
試験No.8	3mm手入実施	△	○	×	○
試験No.9	3mm手入実施	△	○	×	○
試験No.10	3mm手入実施	△	○	△	○
試験No.11	9mm手入実施	△	△	×	×
試験No.12	3mm手入実施	△	○	×	○
試験No.13	3mm手入実施	△	○	×	○
試験No.14	3mm手入実施	△	○	×	○
試験No.15	3mm手入実施	△	○	△	○
試験No.16	6mm手入実施	△	△	×	×
試験No.17	3mm手入実施	△	○	×	○
試験No.18	3mm手入実施	△	○	×	○
試験No.19	3mm手入実施	△	○	×	○
試験No.20	3mm手入実施	△	○	△	○

○:製品疵無し  
△:製品疵少量(製品手入れ範囲)  
×:製品疵大量(製品手入れNG)

## 【0120】

方法Aでスラブの加熱温度が1200 で製造した場合、製品の疵は若干残るものの、当該疵は生産障害を生じない範囲内であった。

## 【0121】

5～7%Ni鋼の試験No.1, 6, 11については、手入れの処理の量が9mmであった。これに対して、これら以外の5～7%Ni鋼の試験についての手入れの処理の量は、3～6mmであった。また、3.5%Ni鋼の試験No.16については、手入れの処理の量が6mmであった。これに対して、3.5%Ni鋼のこれら以外の試験についての手入れの処理の量は、3mmであった。すなわち、本発明例は、比較例よりも手入れ処理の量を大幅に低減できている。

## 【0122】

試験No.2～5、7～10、12～15、17～20のスラブの加熱温度が1050としたものは、軽分塊圧延を行わなかった場合でも、「 :製品欠陥無し」の評価が得られた。したがって、これらの試験については、プロセスコストの大幅な削減及び、製品の品質を安定して向上させることができる。

## 【0123】

製品の疵(欠陥部)についてEPMA(Electron Probe MicroAnalyzer)で調査した結果、1200 でスラブを加熱した試験例では、疵中にFe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>成分のスケールが多量に含まれていることが分かった。スラブを加熱する際の酸化スケールの影響が疵の形成に大きく寄与することが分かった。

10

20

30

40

50

## フロントページの続き

## (51)国際特許分類

F I

C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 A
C 2 2 C	38/08	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 2 B
C 2 2 C	38/54	(2006.01)	C 2 2 C	38/08	
			C 2 2 C	38/54	

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

(72)発明者 荒牧 則親

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

(72)発明者 佐藤 祐也

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

審査官 中西 哲也

## (56)参考文献

特開2009-248099(JP,A)

特開2001-081516(JP,A)

特開昭57-026141(JP,A)

特開平08-010919(JP,A)

特開平01-228644(JP,A)

特開平02-250917(JP,A)

## (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)

B 2 2 D 11/00 - 11/22

C 2 2 C 38/00 - 38/60