

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4697841号
(P4697841)

(45) 発行日 平成23年6月8日(2011.6.8)

(24) 登録日 平成23年3月11日(2011.3.11)

(51) Int.Cl.	F 1
C 2 1 D 8/12 (2006.01)	C 2 1 D 8/12 B
B 2 2 D 11/06 (2006.01)	B 2 2 D 11/06 3 3 O B
B 2 2 D 11/12 (2006.01)	B 2 2 D 11/12 A
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 3 U
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/60

請求項の数 6 (全 11 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2002-551194 (P2002-551194)
(86) (22) 出願日	平成13年12月18日 (2001.12.18)
(65) 公表番号	特表2004-526862 (P2004-526862A)
(43) 公表日	平成16年9月2日 (2004.9.2)
(86) 國際出願番号	PCT/EP2001/014966
(87) 國際公開番号	W02002/050315
(87) 國際公開日	平成14年6月27日 (2002.6.27)
審査請求日	平成16年11月30日 (2004.11.30)
(31) 優先権主張番号	RM2000A000677
(32) 優先日	平成12年12月18日 (2000.12.18)
(33) 優先権主張国	イタリア (IT)

(73) 特許権者	503220233 チッセンクラップ アッチャイ スペチア リ テルニ ソシエタ ペル アチオニ イタリア国、O 5 1 0 0 テルニ、ヴィア ーレ ベネディット ブリン、2 1 8
(74) 代理人	100130029 弁理士 永井 道雄
(74) 代理人	100065385 弁理士 山下 穎平
(72) 発明者	フォルツナチ・ステファノ イタリア国、O O 1 2 9 ローマ、ヴィア ーディ カステル ロマノ、1 0 0 / 1 0 2、チェントロ シヴィルッポ マテリア リ ソシエタ ペル アチオニ内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】方向性電磁鋼板の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

F e - S i 方向性電磁鋼板を製造するための方法であって、
 2 . 5 ~ 5 . 0 重量 % の S i と、
 2 0 0 ~ 1 0 0 0 p p m の C と、
 0 . 0 5 ~ 0 . 5 重量 % の M n と、
 0 . 0 7 ~ 0 . 5 重量 % の C u と、
 2 重量 % 未満の C r + N i + M o と、
 3 0 p p m 未満の O と、
 5 0 0 p p m 未満の S + S e と、
 5 0 ~ 4 0 0 p p m の A l と、
 1 0 0 p p m 未満の N と

を含み、残部 F e 及び不回避的不純物からなる溶鋼が 1 . 5 - 4 m m の厚さの連続鋼板として直接鋳造される工程、

前記鋼板がインライン熱間圧延される工程、

前記熱間圧延された鋼板が巻き取られる工程、

次に、1段階または中間焼鈍を伴う2つ以上の段階で 1 ~ 0 . 1 5 m m の最終厚さに冷間圧延される工程、

次に、前記冷間圧延された鋼板が1次再結晶化を実施するために連続焼鈍され、更に2次再結晶化を実施するために引き続き焼鈍される工程を有する方法において、

前記インライン熱間圧延工程が、フェライトからオーステナイトへの変態で得られるオーステナイト体積分率が25～60%となるように、かつ合金組成をかかるオーステナイト分率が2相の安定平衡内におさまるように調整しつつ、金属マトリックス内で誘発させ、

かつ鋳造機とインラインである2本の圧延用冷却ロールのと間で、前記鋼板を1000～1300の温度範囲で、鋼板の厚みが20%を超える変形率が得られるように、熱間圧延することにより変形させる工程であり、

前記熱間圧延された鋼板が高圧の水と蒸気で急冷されマルテンサイト体積分率5～15%となる

ことを特徴とする前記方法。

10

【請求項2】

前記インライン熱間圧延工程と前記巻取工程との間に、前記鋼板が1100～1200で少なくとも5秒間保持される、請求項1項に記載の方法。

【請求項3】

前記冷間圧延工程の前に、前記鋼板が1200の最高温度で焼鈍される、請求項1又は2に記載の方法。

【請求項4】

前記焼鈍工程の後に、前記鋼板が、750～950の温度から400に12秒未満の時間内に連続急冷される、請求項3に記載の方法。

【請求項5】

前記溶鋼に、0.01重量%以下のCe、0.03重量%以下のNbからなる群から選択される少なくとも1つの元素が添加される、請求項1～4のいずれか1項に記載の方法。

20

【請求項6】

前記溶鋼に、0.1重量%以下のSn、0.02重量%以下のPが添加される、請求項1～4のいずれか1項に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

(発明の分野)

本発明は、変圧器コアの製造を専用とし、優れた磁気特性を有する方向性(grain-oriented)電磁鋼板(strip)の製造に関する。より正確には、本発明は、Fe-Si合金が鋼板として直接連続鋳造され、また巻取の前に鋼板それ自体が圧延により連続的に変形されて、金属マトリックス内に量および分布が制御された所定のオーステナイト分率の形成を誘発し、かくして冷間圧延の前に安定かつ均一に再結晶化される鋼板微細構造を獲得する方法に関する。

30

【0002】

(従来技術)

方向性電磁鋼板(Fe-Si)は、0.18～0.50mmの厚さを有する鋼板として典型的に工業的に製造され、特定の製品等級に応じて可変の磁気特性によって特徴づけられる。前記等級は、特定の基準方向(圧延方向)に沿って評価される所定の電磁動作条件(例えば単位W/kgの1.7テスラでP^{50Hz})に晒される鋼板の特定の電力損失を実質的に指す。前記鋼板の主な利用対象は変圧器コアの製造である。優れた磁気特性(著しい異方性)は、前記鋼板の最終結晶構造を制御して達成される。そこでは、すべての粒子或いはほとんどすべての粒子が、圧延方向と最も完全に位置合わせされた最も容易な磁化方向(<001>軸)を有するように配向されている。実際に、ゴス方位({110}<001>)を中心とする配向を有し、一般に1～20mmの平均粒径を有する最終製品が獲得される。ゴス方位を中心とする角分散が小さくなると、製品の透磁性が改善され、したがって磁気損失が小さくなる。低い磁気損失(コア損失)および高透磁性を有する最終製品は、変圧器の設計、寸法および歩留まりに関し大きな利点を有する。}

40

【0003】

50

上述の材料の最初の工業的製造は、1930年代初頭のU.S. Firm ARMCOによって記述された(USP 1,956,559)。それ以来、製品の磁気的および物理的品質、および変換コストおよびサイクル合理化の両方に関して、多くの重要な改良が方向性電磁鋼板の生産技術に導入されてきた。既存の技術のすべては、最終製品の非常に強力なゴス構造を獲得するために同一の冶金的方法、すなわち、均一な分布の第2相および／または複数の偏析元素によって主導される2次再結晶化法を活用している。非金属の第2相および複数の偏析元素は、選択的な2次再結晶化法を動機付ける、最終焼鈍中の粒界運動を制御(減速)する際に基本的な役割を果たす。

【0004】

MnSを粒界運動の抑制剤として利用する当初のARMCO技術では、および抑制剤が主に窒化アルミニウム(AlN+MnS)であるNSCによって開発されたその後続の技術(EP8,385、EP17,830、EP202,339)では、両方の生産工程に共通の非常に重要な義務的な工程(binding step)は、熱間圧延の直前に、鋳造後のスラブ冷却中に粗大に析出される硫化物および／または窒化物の完全な溶解を保証する程度に十分な時間の間に非常に高温(約1400)で、連続鋳造されたスラブ(古くはインゴット)を加熱して、熱間圧延鋼板の金属マトリックス全体にわたって、非常に微細なかつ均一に分布された形態で硫化物および／または窒化物を再析出することである。工程中に、しかし常に冷間圧延の前に、このような微細な再析出を開始しました完了し、ならびに析出寸法を調整できる。前記温度に加熱されるスラブは、Fe-3%Si合金の高温における延性および溶融スラグの形成の故に、特殊な炉(プッシャ炉、溶融スラグ移動ビーム炉、誘導炉)の使用を必要とする。

10

【0005】

溶鋼の新しい鋳造技術は、生産工程を単純化して溶鋼をよりコンパクトかつ可撓性にすること、かつコストを低減することを目的とする。前記技術の1つは、スラブの連続鋳造のシーケンスにより直接熱間圧延に合っている既に粗圧延がされたスラブの従来の典型的な厚さを有するスラブを連続鋳造し、連続トンネル炉で処理してスラブの温度を上昇／維持し、巻取鋼板に仕上げ圧延することからなる「薄いスラブ」の鋳造である。方向性製品製造の前記技術の利用に関連する問題は、主に、所望の最善の微細構造および磁気特性を最終製品において獲得しようとするならば、仕上げ熱間圧延段階の始めに微細に析出されなければならない、第2相を形成する元素を溶解状態で維持するために必要な高温を維持かつ制御する難しさにある。このような問題は、異なる方法で、例えば、熱間圧延中に第2相の析出(粒子成長抑制剤)を安定制御するために、微細合金元素の特定の濃度範囲に関連して鋳造スラブの薄い厚さを利用することにより、あるいは金属マトリックス内の抑制剤形成の方法を劇的に修正することにより対処された。

20

【0006】

最高レベルの工程合理化およびより高い生産フレキシビリティを提供し得る鋳造技術は、溶鋼(鋼板鋳造)から鋼板を直接製造することからなる技術であり、これによって熱間圧延段階が完全に省略される。このような並々ならぬ革新は、ずっと以前に考案かつ特許されており、またそれ以来、電磁鋼板、より詳しくは方向性電磁鋼板を製造するための種々のプロセス条件が考案かつ特許してきた。しかし、鋳造機に関する従来技術は、炭素鋼および不銹鋼のみを製造する既存のプラントで示されているように工業用途に利用できるが、現在まで、方向性電磁鋼板の分野では上述の技術による工業生産は行われていない。

30

【0007】

本発明者らは、鋼板の直接凝固(鋼板鋳造)により方向性電磁鋼板を工業的に生産するためには、冷間圧延前の鋼板の微細構造が、鋳造段階中に獲得される鋼板の微細構造とは相当異なることが必要であると考える。凝固構造は、鋳造条件の変動および合金組成に対応して影響を受けやすいために、鋳造鋼板の高い凝固速度は、鋼板全体にわたって、または異なる鋳造ロットの間に均質かつ再現可能な粒子構造を得ることを困難にする。鋼板鋳造から始まる中間製品の微細構造は、従来のスラブ鋳造から誘導される中間製品の微細構

40

50

造に比べ、典型的な熱間圧延中に鋼板の変形が起らないため、凝固構造によってはるかに多くの影響を受ける。

【0008】

(発明の概要)

本発明の目的は、鋼板鋳造から導かれる電磁鋼板の品質故の欠点を解決することである。したがって、本発明の目的は電磁鋼板を製造するための方法であり、そこにおいて鋳造ステーションと巻取ステーションとの間の鋼板のインライン厚さ低減により、相変態による相当の再結晶化レベルが誘発され、したがって冷間圧延前に結晶構造を正常化し、この結果、プロセス条件に変動が起こっても、最終製品の品質に関し実質的に影響を与えない。

10

【0009】

本発明の他の目的は、優れた磁気特性と一定の品質とを有する方向性電磁鋼板を工業的に製造することを可能にすることであり、本発明の方法は現在利用中の従来の方法と比べて安定してありかつ単純化されている。

【0010】

本発明のさらなる目的は本発明の以下の記述から明白であろう。

【0011】

(発明の詳細な記述)

本発明の第1の重要な態様は、シリコンを含有する溶融合金が、鋼板鋳造（対の冷却ロールと反転回転ロールの間の鋳造）として公知の鋳造技術によって鋼板の形態で直接固化され、したがって、現在利用されている技術に関し、合金をスラブまたはインゴットに鋳造し、前記スラブを特殊な高温炉で長時間（必要な熱均一性を獲得するため）熱処理に晒し、前記スラブを熱間圧延によって厚さの減少が合計96～99%の間（スラブ鋳造技術に応じて変る）になるように、鋼板に変形させる作業を回避することにある。

20

【0012】

本発明の第2の重要な態様は、フェライト相（体立方格子）と平衡したマトリックス内のオーステナイト相（面立方格子）の熱力学的安定性を制御するために、シリコン含有合金の化学組成が特別に選択されることにある。より正確には、最終的な優れた磁気特性を獲得するために、25～60%のオーステナイト分率が1100～1200の間で安定するように合金の化学的性質を調整することが好都合である。したがって、フェライト相を安定化するシリコンの強い傾向を抑制（balance）するために、いくつかの元素が利用され、オーステナイト形成を有利にする。それらの元素の中で、炭素は、その固有のオーステナイト化効果ならびにマトリックスへのその特定の移動性の故に特に重要であり、当該移動性のため、酸化ポテンシャルが制御される焼鈍雰囲気を利用して鋼板表面から抽出することにより当該分野において通常実施される固体状態の脱炭工程によって、炭素の容易な除去が可能になる。炭素は、所望のオーステナイト分率を制御しやすい量で鋼組成内に好便に存在し、かくして簡単な脱炭工程によりフェライトの安定性を再び向上することが可能であり、したがって、最終の二次再結晶焼鈍中、所望の最終の組織に有害だと見られる重要な相変態現象が回避される。しかし、公知のように、前記材料では、炭化物の形成によるコア損失に対する悪影響を除去するために、最終製品内の炭素含有量を50ppm未満のレベルに低減することが必要である。合金の炭素含有量が高いと、脱炭の実施に必要な時間がそれだけ長くなる。その場合、生産性のため、炭素含有量を最大0.1重量%内に維持することが好都合である。本発明者らは、実験的かつ文献から得られる経験則に従って、獲得可能なオーステナイト分率が異なる合金組成物により評価した。

30

【0013】

本発明の第3の態様は、鋳造鋼板の金属マトリックス内のフェライトからオーステナイトへの変態が、約1150を中心とする温度間隔、典型的に1000～1300で、連続鋳造を伴うインラインの冷却ロール間の圧延によりまた巻取の前に、20%を超える急激な変形によって誘発されることにある。前記の急激で局所的な変形は、熱力学的に非

40

50

常に安定しているとしても力学的理由のために相が獲得されないと見られるマトリックス内の核形成およびオーステナイト相の形成に必要なエネルギーを材料に付与する。実際に、考えられる温度で2相の間に平衡状態を獲得するためには、非常に長い時間が必要であり、一方、運転および冷却時間は、特に鋼板としての直接鋳造（鋼板鋳造）の場合に本来非常に短い。

【0014】

フェライトからオーステナイトへの相変態は、本発明によれば、化学組成の選択に従つて量的に調整可能であり、また工業プロセスで必要とされているように一貫して再現性がある。本発明に従って規定される温度範囲内で誘発される相変態の結果、製造された鋼板内の粒子分布は、寸法および組織の両方の点で、鋼板の幾何学的プロファイル全体にわたって著しく均質でありかつ再現性がある。特に、このことは、最終組織の選択プロセスが、粒子の構造および配向の小さな局所的差異に対してさえも大きな影響を与え、また鋼板鋳造製品の場合にさらに大きな影響を与えるという点で、方向性鋼板の生産に典型的な微細構造上の異質性（ヘテレオジエネティ、heterogeneity）という欠点の問題を解決する。実際に、従来の工程では、冷間圧延前の鋼板構造は、凝固構造の破碎化、再結晶化および均質化に寄与する、鋳造スラブの著しい高温変形の結果であり、反対に、直接凝固によって獲得される鋼板では、構造は凝固構造に直接左右され、また高い凝固速度および工程の著しく力学的な性質の故に、鋳造条件（例えば鋼板厚さ、鋳造速度、鋳造ロールへの熱伝達等）の小さな変動さえも、凝固構造の、したがって鋼板の幾何学的プロファイル全体にわたって最終鋼板の微細構造の周期的または任意の局所的变化を誘発することができる。10

【0015】

本発明の方法は、微細構造を改良しつつ均質にする高い高温変形レベルを欠くため、直接鋳造鋼板の固有の欠点を克服する。前記の高い変形レベルは従来の鋳造ベースの技術に典型的であり、また本発明において、量および分布の点でフェライトからオーステナイトへの相変態の制御を引き起こすことに非常に効率的に置き換えられ、微細構造を改良（refine）しつつ均質にすることができる。20

【0016】

鋼板鋳造に適切な高い凝固速度も、本発明による方法を最善に活用するための重要な冶金上の要素である。実際に、スラブまたはインゴットから始まる従来技術では、もあるならば、フェライト／オーステナイト変態は、オーステナイト化を起こす諸元素が濃縮される化学分離ゾーン、特に半製品のコア（芯部）に局在する。したがって、前記ゾーンでは、鋼の平均的な化学組成がオーステナイト変態に合わないとしても、オーステナイト化元素の局所濃度の故に、オーステナイト変態が生じることがある。反対に、鋼板鋳造では、高い凝固速度は偏析現象を強力に制限し、したがって、マトリックス内のオーステナイト化元素の分布を均質にする。前記の状態では、鋼板の幾何学的プロファイル全体にわたって鋼組成を選択することによって規定されるオーステナイトの体積分率は、所定の温度範囲の熱間圧延によって、安定かつ再現性よく獲得される。30

【0017】

本発明の別の要素は、インライン熱間圧延工程の後に鋼板を急冷することによって、硬質相（炭化物、セメンタイト、パーライト、ベイナイト）の制御された分布を獲得するために、また金属マトリックス内のあるマルテンサイトの形成（四角格子）を制御するために、上に規定したような鋼板内で誘発されるオーステナイトの体積分率の制御を利用する工程の規定である。均質に分布された硬質相（急冷相）が存在することにより、明確に、急冷構造が存在しない場合に関し硬質相が存在するときに冷間圧延によって獲得される、異なる変形モデルおよびより高い硬化レベルの故に、冷間圧延によって適切な変形組織を制御することができる。このことは、冷間圧延すべき鋼板の厚さ（同一の最終厚さ）の低減、したがって鋳造鋼板の厚さの低減を許容し、これは鋳造生産性にとって重要な利点である。実際に、鋼板が厚さの低減に正比例して長くなり、一方、鋳造速度が厚さ低減の2乗で増加するという点において、鋳造鋼板が薄くなると、鋳造生産性はそれだけ高くなる40

。本発明の別の要素は、インライン圧延ミルと巻取機との間に連続加熱装置を利用して、インライン変形後に鋼板が 1150 °C を中心とする温度、典型的に 1100 ~ 1200 °C に少なくとも 5 秒間維持される工程である。このことは、例えば、バーナまたは電気加熱装置または赤外線ランプまたは誘導加熱装置が設けられた加熱チャンバによって達成できるが、任意の能動または受動システムにより、所定の範囲で少なくとも 5 秒間所望の鋼板温度を獲得し得る。この場合、前記チャンバからの出口で任意の急冷段階が実施される。

【0018】

本発明の他の態様は、冷間圧延の前に、1200 °C を超えない、好ましくは 1170 °C を超えない温度で鋼板が焼鈍される工程である。このような焼鈍は、いくつかの理由のため、特に最終製品の磁気特性の制御に関して、方向性電磁鋼板の生産工程に有利になることがある。工程に有用ないくつかの現象は、例えば、本発明の製品において 2 次再結晶化の制御に必要な非金属の第 2 相を析出すること、あるいは冷間圧延の前に鋼板表面の脱炭制御を実施できることであり、これによって、冷間圧延鋼板の組織に対し積極的な効果を持つことがある。さらに、この焼鈍は、鋳造工程後に鋼板を巻き取る前に急冷相を形成する代わりに、急冷相の形成を、この焼鈍工程段階に移行する可能性を提供できる。この場合、焼鈍炉の終端には、必要な冷却速度を達成できる適切な冷却装置が存在しなければならない。例えば、制御圧力において水と蒸気の混合物を鋼板面に噴霧するためのノズルが設けられた一群のランスによって、本発明の教示に関連して、鋼板冷却を有効に達成できる。

【0019】

典型的に、インライン圧延後、該鋼板は 5 ~ 15 % のマルテンサイト体積分率を獲得するように急冷される。急冷装置は 750 ~ 950 °C の温度から作動して、12 秒未満で該鋼板を 400 °C に冷却する。

【0020】

本発明の最後の要素は、化学組成が次の 2 つの別個のクラスから選択される元素の存在を必要とする工程である：すなわち、(i) 金属マトリックス内のオーステナイトとフェライトとの間の所望の平衡を制御するために有用な元素、(ii) 1 次および 2 次再結晶化段階中に粒子成長制御および方向性に必要な硫化物、セレン化物、窒化物、窒素炭化物等のような第 2 相分布を制御するために有用な元素。

【0021】

典型的に、鋳造鋼の組成は、2.5 ~ 5 重量 % の Si、200 ~ 1000 ppm の C、0.05 ~ 0.5 重量 % の Mn、0.07 ~ 0.5 重量 % の Cu、2 重量 % 未満の Cr + Ni + Mo、30 ppm 未満の O、500 ppm 未満の S + Se、50 ~ 400 ppm の Al、100 ppm 未満の N を含む。この組成に、Zr、Ti、Ce、B、Ta、Nb、V および Co からなる群から選択される少なくとも 1 つの元素、および Sn、Sb、P、Bi からなる群から選択される少なくとも 1 つの元素を添加できる。

【0022】

多くの元素はオーステナイト相とフェライト相との間の平衡制御に有用であり、また特に選択上の制限はなく、コストおよび歩留まりが重要である。しかし、具体的に、鋼スクラップを原料として利用する電気炉鋼の工場では、シリコン含有量、ならびにクロム、ニッケル、モリブデン、ニオビウム、銅、マンガンおよびスズの含有量を調和させることが好都合であり得る。

【0023】

多くの元素はまた、粒成長の抑制のために第 2 相粒子の分布を制御するために有用である。異なる温度において、溶解性の、熱的に安定した化合物が共存する、異なる組成を有する第 2 相の混合物を獲得するために、硫化物、セレン化物、窒素炭化物、窒化物を形成できる元素から前記元素を選択することが好都合である。この選択の結果、熱処理中に溶解性のより高い粒子が溶解性のより低い粒子の前に溶解および / または成長するという点において、第 2 相粒子による粒界運動の牽引力 (drag force) は温度上昇に応じて徐々に減少する。このことは、より狭い溶解温度範囲によって特徴づけられる单一の

10

20

30

40

50

組成タイプの抑制剤の利用に関して、より優れた結晶粒成長の制御を可能にする。

【0024】

以下の実施例は単なる例示を目的とするものであり、本発明の範囲を限定しない。

【0025】

実施例 1

表1に示した組成物を有するいくつかの鋼を、対の二重反転ロールが設けられた鋼板铸造機で厚さ3.5mmの鋼板として铸造した。次に、铸造鋼板を1150の温度でインライン熱間圧延し、2.0mmの厚さとした。各々の鋼組成物の铸造運転中、铸造時間のほぼ中間に於いて、铸造鋼板の厚さが2.0mmに減じたので、インライン圧延を終えた。次に、熱間圧延した鋼板を1100で焼鈍し、單一段階で0.30mmに冷間圧延した。
10

【0026】

【表1】

表1

鋼	C (ppm)	Si (%)	Mn (%)	S (ppm)	Cr (ppm)	Ni (ppm)	Al (ppm)	Cu (ppm)
A	500	3.1	0.2	75	300	100	250	0.1
B	300	3.1	0.1	68	350	120	270	0.15
C	350	3.2	0.4	70	320	110	230	0.3
D	400	3.1	0.3	80	290	150	280	0.25
E	500	3.1	0.4	50	400	100	280	0.2

20

【0027】

次に、冷間圧延した鋼板を脱炭し、MgOを主体とする焼鈍分離剤で被覆し、1200に達するまで15/時間の昇温速度で箱焼鈍(box annealed)し、この温度で20時間保持し、次に絶縁被覆および張力被覆を施した。铸造状態の鋼板において、1150のオーステナイト(γ相)成分を膨張計測定により計算した。得られたデータを表2に示す。

【0028】

【表2】

表2

鋼	γ(1150)(%)
A	27
B	11
C	15
D	19
E	25

30

【0029】

異なる鋼組成について、最終製品で測定した磁気特性を表3に示す。なお表3における非インライン圧延とは上記工程において鋼板をインライン熱間圧延しなかったものである。

40

【0030】

【表3】

表 3

鋼	インライン熱間圧延	非インライン圧延
	B800(mT)	B800(Mt)
A	1950	1700
B	1720	1650
C	1730	1630
D	1900	1680
E	1945	1710

【0031】

10

実施例 2

表 4 に示したような異なる組成を有するいくつかの鋼を、対の反転ロールが設けられた鋼板鋳造機で厚さ 2.1 mm の鋼板として直接鋳造した。

【0032】

【表 4】

表 4

鋼	C (ppm)	Si (%)	Mn (%)	S (ppm)	Cr (ppm)	Ni (ppm)	Al (ppm)	Cu (ppm)
A	550	3.3	0.3	80	450	200	280	0.15
B	300	3.1	0.2	68	350	120	270	0.2
C	350	3.2	0.4	70	320	130	230	0.3
D	400	3.0	0.3	80	290	180	280	0.25
E	400	3.1	0.4	75	250	200	290	0.25

20

【0033】

次に、1170 で鋳造鋼板を 1.0 mm の厚さにインライン熱間圧延し、高圧の水と蒸気によって 150 の温度に急冷し、次に巻き取った（急冷ストリップ）。約半分を同様にして鋼を鋳造した後、急冷を停止し、700 で該鋼板を巻き取った（非急冷ストリップ）。

【0034】

表 5 は、巻取後の鋼板で金属組織学的に測定したマルテンサイト分率を示している。

【0035】

30

【表 5】

表 5

鋼	急冷ストリップ	非急冷ストリップ
	マルテンサイト(%)	マルテンサイト(%)
A	19	0
B	3	0
C	5	0
D	13	0
E	15	0

40

【0036】

次に、鋼板をより小さなコイルに分割し、この部分を 0.3 mm に冷間圧延し（鋳造 A は冷間圧延中に脆さの問題を示し、最終製品に達しなかった）、脱炭し、MgO を主体とする焼鈍分離剤で被覆し、次に 1200 に達するまで 20 / 時間の昇温速度で箱焼鈍し、次にこの温度で 20 時間保持した。表 6 は、最終製品で測定した磁気特性 (800 A / m の誘導) を示している。

【0037】

【表 6】

表 6

鋼	急冷ストリップ	非急冷ストリップ
	B800(mT)	B800(mT)
A	=====	1830
B	1790	1650
C	1890	1630
D	1920	1820
E	1950	1830

【0038】

実施例 3

10

急冷せずに 700 で巻き取った実施例 2 の他のより小さなコイルを、1150 で 60 秒間焼鈍し、高圧の水と蒸気によって 150 に急冷し、室温で酸洗いして巻き取った。次に、先行の実施例 2 で得られたように同様にして鋼板を最終製品にした。表 7 は、巻き取られた鋼板で測定したマルテンサイト分率および関連の磁気特性を示している。

【0039】

【表 7】

表 7

鋼	マルテンサイト (%)	B800 (mT)
A	12	1950
B	2	1700
C	5	1740
D	8	1920
E	9	1920

【0040】

実施例 4

20

表 8 に示した組成 (ppm 単位) の 5 つの異なる合金を、対の反転ロールにより鋳造機で 2.2 ~ 2.4 mm の厚さの鋼板として直接鋳造した。

【0041】

【表 8】

30

表 8

	Si	C	Mn	Cu	Sn	Cr	Mo	Nb	Ni	P	Al	Ce	N	S
A	3.2	0.07	0.40	0.25	0.1	0.03	0.1	0.03	0.02	-	0.030	0.01	0.01	0.010
B	3.3	0.06	0.06	0.07	-	0.09	0.03	-	0.03	-	0.004	-	0.007	0.025
C	3.0	0.03	0.95	0.40	0.06	0.30	0.02	0.02	0.20	0.02	0.015	-	0.007	0.015
D	3.1	0.05	0.15	0.25	-	0.02	0.03	-	0.02	-	0.028	-	0.008	0.007
E	3.4	0.07	0.40	0.35	-	0.03	0.05	0.01	0.03	0.01	0.030	-	0.008	0.006

【0042】

鋳造鋼を 1150 で 1.2 mm の厚さにインライン熱間圧延した。前記巻取鋼板から、より小さなコイルを獲得した。次に、各条件の鋼板について、鋼板を 1170 に急速加熱し、1100 に冷却して二段階で焼鈍し、水と蒸気を吹き付けて室温まで急冷した（第 1 の群； 鋼板 A1、B1、C1、D1、E1）。第 2 の群（前の第 1 の群と同じ）の鋼板を、第 1 の群と同様の熱サイクルで、しかし急冷段階なしに焼鈍した（鋼板 A2、B2、C2、D2、E2）。次に、すべての鋼板を 0.29 mm の最終厚さに単一段階で冷間圧延した。次に、鋼板を 1 次再結晶化、窒化処理、2 次再結晶化用の連続パイロットラインで処理した。各鋼板を以下のように処理した。

40

- ・ 第 1 の処理ゾーン（1 次再結晶化）において、 pH_2O / pH_2 の比率が 0.60 の湿潤窒素 - 水素雰囲気内で 180 秒間（この内の 50 秒間は処理温度に加熱するため）、830、850 および 870 の温度を鋼板に適用した。

- ・ 第 2 の処理ゾーンにおいて、 pH_2O / pH_2 の比率が 0.09 の湿潤窒素 - 水素雰

50

囲気内で、30体積%のアンモニアを添加して、890で50秒間窒化処理を実施した。

・第3のゾーンにおいて、 pH_2O / pH_2 の比率が0.01の湿潤窒素 - 水素雰囲気内で、1100で50秒間処理した。

【0043】

MgOを主体とする焼鈍分離剤で被覆した後、パイロットラインで処理した鋼板を、50%の窒素 - 水素雰囲気内で1200に達するまで約60/時間の昇温速度で箱焼鈍し、この温度で純粋な水素内に3時間保持し、水素内で800に、引き続き窒素内で室温に冷却した。

【0044】

前記鋼板の各々のサンプルで測定した磁気特性をmT単位の平均誘導値B800として測定した。これを表9に示す。

【0045】

【表9】

表9

脱炭 T(℃)	A1	B1	C1	D1	E1	A2	B2	C2	D2	E2
830	1890	1800	1920	1930	1910	1690	1520	1730	1640	1580
850	1930	1750	1940	1910	1920	1730	1540	1780	1540	1630
870	1940	1590	1890	1900	1890	1780	1530	1690	1520	1540

10

20

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
H 01F 1/16 (2006.01) H 01F 1/16 B

(72)発明者 チカーレ・ステファノ
イタリア国、00129 ローマ、ヴィア ディ カステル ロマノ、100/102、チェント
ロ シヴィルッポ マテリアリ ソシエタ ペル アチオニ内
(72)発明者 アブツルッセ・ギウセッペ
イタリア国、00129 ローマ、ヴィア ディ カステル ロマノ、100/102、チェント
ロ シヴィルッポ マテリアリ ソシエタ ペル アチオニ内

審査官 佐藤 陽一

(56)参考文献 特開平05-295440 (JP, A)
特開平05-253602 (JP, A)
特開平05-279741 (JP, A)
特開平03-072027 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C21D 8/12, 9/46,501
C22C 38/00-38/60