(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2016 年 10 月 20 日(20.10.2016)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2016/167313 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *B21B 1/26* (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01) *C21D 9/46* (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2016/061991

(22) 国際出願日: 2016 年 4 月 14 日(14.04.2016)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2015-083603 2015 年 4 月 15 日(15.04.2015) JP
特願 2015-083604 2015 年 4 月 15 日(15.04.2015) JP

(71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 田中 泰明(TANAKA, Yasuaki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 榊原 睦海(SAKAKIBARA, Mutsumi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 横山 卓史(YOKOYAMA, Takafumi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 川田 裕之(KAWATA, Hiroyuki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 杉浦 夏子(SUGIURA, Natsuko); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 近藤 泰光(KONDO, Yasumitsu); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: アセンド特許業務法人(ASCEND IP LAW FIRM); 〒5300003 大阪府大阪市北区堂島一丁目５番１７号 Osaka (JP).

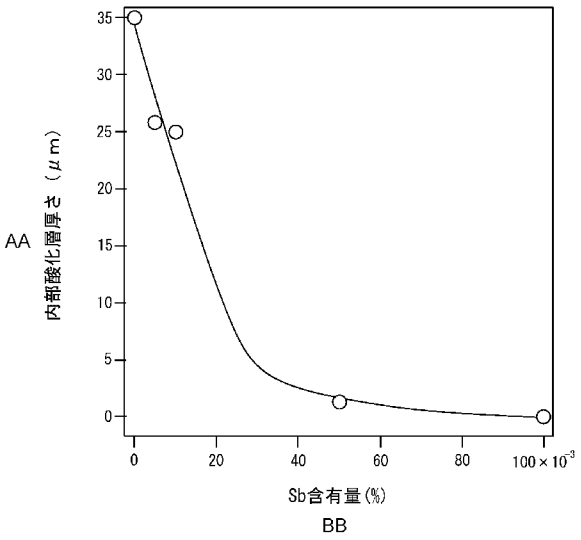
(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK,

[続葉有]

(54) **Title**: HOT-ROLLED STEEL SHEET AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称 : 熱延鋼板及びその製造方法

FIG. 2



AA Internal oxide layer thickness (μm)
BB Sb content (%)

(57) **Abstract**: Provided is a hot-rolled steel sheet in which the formation of an internal oxide layer is restricted and which has superior workability. This hot-rolled steel sheet according to an embodiment of the present invention has a chemical composition that satisfies formula (1) and contains, by mass%, 0.07-0.30% of C, over 1.0-2.8% of Si, 2.0-3.5% of Mn, no more than 0.030% of P, no more than 0.010% of S, 0.01 to less than 1.0% of Al, no more than 0.01% of N, no more than 0.01% of O, and 0.03-0.30% of Sb, the remainder comprising Fe and unavoidable impurities. (1) Si + Mn ≥ 3.20 where, the chemical symbols in formula (1) are assigned the content (% by mass) of the corresponding element.

(57) 要約: 内部酸化層の形成が抑制され、かつ、加工性に優れた熱延鋼板を提供する。本実施形態による熱延鋼板は、質量%で、Ｃ：０．０７～０．３０%、Ｓｉ：１．０超～２．８%、Ｍｎ：２．０～３．５%、Ｐ：０．０３０%以下、Ｓ：０．００１０%以下、Ａｌ：０．０１～１．０%未満、Ｎ：０．０１%以下、Ｏ：０．０１%以下、Ｓｂ：０．０３～０．３０%含有し、残部はＦｅ及び不純物からなり、式（１）を満たす化学組成を有する。 Ｓｉ＋Ｍｎ≧３．２０ （１） ここで、式（１）中の元素記号には、対応する元素の含有量（質量%）が代入される。

WO 2016/167313 A1

SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

明　細　書

発明の名称 ： 熱延鋼板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、熱延鋼板及びその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 自動車の軽量化及び衝突安全性を両立させるために、自動車への高強度鋼板の適用が進んでいる。高強度鋼板は、高強度化のために多くの合金元素を含有する。特に、９８０ＭＰａ以上の引張強度を有する高強度鋼板は、Ｓｉ及びＭｎを多く含有する。

[0003] 高強度鋼板は通常、次の方法で製造される。はじめに、スラブを熱間圧延して熱延鋼板を製造し、コイル状に巻き取る。次に、熱延鋼板を酸洗、冷間圧延及び焼鈍する。

[0004] 熱延鋼板の冷間加工性を高めるために、コイル状に巻き取る際の温度（以下、巻取温度と称する）を高める場合がある。巻取温度が高ければ、熱延鋼板の表層近傍に内部酸化層が形成される。内部酸化層は熱延鋼板の母材表面から板厚中央に向かって数十μｍの厚さで形成される。内部酸化層は、冷間圧延後の鋼板（冷延鋼板）の表面性状、成形性及び溶接性を低下する。そのため、内部酸化層は、熱延鋼板に対して酸洗処理を実施することにより、冷間圧延前に除去される。

[0005] また、熱延鋼板の製造において、熱延鋼板の表面に酸化皮膜（スケール）が形成される。スケールは、鋼板の表面性状、成形性及び溶接性を低下する。そのため、スケールも内部酸化層と同様に、熱延鋼板に対して酸洗処理を実施することにより除去される。

[0006] しかしながら、内部酸化層やスケールが厚ければ、熱延鋼板に対する酸洗処理に過大な作業負荷が掛かる。さらに、内部酸化層、スケールが残存すれば、上述のとおり、冷延鋼板の表面性状、成形性及び溶接性が低下する。さらに、冷延鋼板の成形時に内部酸化層やスケールが剥離して、押し疵等の表

面疵の原因となる。

[0007] 内部酸化層は、母材中の合金元素が選択的に酸化されることにより形成される。Ｓｉ及びＭｎは酸化され易い。したがって、Ｓｉ及びＭｎ含有量が高い熱延鋼板では、内部酸化層が生じ易い。スケールも同様に、Ｓｉ及びＭｎ含有量が高い熱延鋼板で厚くなりやすい。

[0008] 内部酸化層及びスケールはさらに、鋼板温度が高い時間が長く続くほど、厚くなる。上述のとおり、熱延鋼板の冷間加工性を高めるために巻取温度を高めれば、内部酸化層がさらに生じ易く、厚くなりやすい。スケールも同様である。

[0009] このような内部酸化層及びスケールの形成を抑制する技術が、特開昭６２－１３５２０号公報（特許文献１）、特表２０１０－５３５９４６号公報（特許文献２）、特開２０１３－２５３３０１号公報（特許文献３）、特開２０１１－１８４７４１号公報（特許文献４）、特開２０１１－２３１３９１号公報（特許文献５）、特開２０１２－０３６４８３号公報（特許文献６）、特開２０１３－２１６９６１号公報（特許文献７）、特開２０１３－１０３２３５号公報（特許文献８）、特表２０１０－５０３７６９号公報（特許文献９）、特表２０１１－５２３４４１号公報（特許文献１０）、特開２０１５－１１３５０５号公報（特許文献１１）、特開２００４－３３２０９９号公報（特許文献１２）、特開２０１３－０６０６５７号公報（特許文献１３）及び特表２０１１－５２３４４３号公報（特許文献１４）に提案されている。

[0010] 特許文献１では、鋼板表面に酸化防止剤を塗布する。これにより、内部酸化層及びスケールの生成が抑制される、と特許文献１には記載されている。

[0011] 特許文献２では、熱延鋼板を比較的低温である５３０～５８０℃で巻き取る。これにより、酸化層の生成が抑制される、と特許文献２には記載されている。

[0012] 特許文献３では、圧延後の熱延鋼板を７５０℃～６００℃で巻き取ってコイルにする。巻き取り後、コイルを１０～３０分保持した後、コイルを払い

出しながら、熱延鋼板の冷却を実施する。そして、熱延鋼板の温度が５５０℃以下となったときに、熱延鋼板を再度巻き取ってコイルにする。この場合、酸化層が薄くすることができる、と特許文献３には記載されている。

[0013] 特許文献４～６では、熱間圧延後又は巻き取り後の鋼板に対して、酸素濃度を低減した雰囲気中で熱処理又は冷却処理を実施する。酸素濃度を低減した雰囲気中での熱処理又は冷却処理により、スケール及び内部酸化層が低減する、とこれらの文献には記載されている。

[0014] 特許文献７では、熱間圧延後の熱延鋼板に対して、巻き取り前にデスケーリングを実施して、表面の酸化スケールを除去する。酸化スケールを除去することにより、コイル冷却中における内部酸化層の生成に利用される酸素供給源が低下する。そのため、スケールだけでなく、内部酸化層が低減する、と特許文献７には記載されている。

[0015] 特許文献８では、熱延鋼板の内部酸化量を、その長手方向、幅方向にわたり適正範囲で均一化させるための冷却方法が提案されている。

[0016] 一方、特許文献９～１４では、上述の特許文献とは異なる技術を提案する。特許文献９では、鋼の合金成分と熱延鋼板の熱処理条件とを適切に制御して、内部酸化を抑制する。具体的には、特許文献９では、鋼にＳｂを０．００１～０．１％含有させ、１１００～１２５０℃で再加熱して熱間圧延し、４５０～７５０℃で巻取する。その後、熱延鋼板を酸洗及び冷間圧延し、７００～８５０℃で焼鈍する。これにより、内部酸化層の形成を抑制する。

[0017] 特許文献１０では、合金成分を適切に制御して酸化物の生成を抑制し、めっき性を改善する技術を提案する。特許文献１０では、Ｓｂを０．００５～０．１％含有し、Ｎｉ、Ｍｎ、ＡｌおよびＴｉの含有量の関係を調整した鋼スラブを用いる。この鋼スラブを熱間加工し、５００～７００℃で熱延巻取する。さらに、酸洗、冷間圧延及び焼鈍する。これにより、内部酸化を抑制する。

[0018] 特許文献１１では、Ｓｂを０．０２～０．１０％含有するスラブを熱間圧延、酸洗、冷間圧延、焼鈍及び冷却する。ここで、熱間圧延における仕上げ

圧延温度を８００～１０００℃、冷間圧延における圧下率を２０％以上とする。さらに、焼鈍を、露点：－３５℃以下の雰囲気中にて、７５０～９００℃の温度域で６０秒以上保持する条件で行う。焼鈍後、３０℃／秒以上の平均冷却速度で３００℃以下まで冷却した後、焼戻しする。これにより、内部酸化を抑制する。

[0019] 特許文献１２～１４には、Ｓｉの含有量、スラブの加熱温度、仕上げ圧延の温度及び巻取温度等を適切に調整することでスケールを抑制することについて記載がある。

[0020] しかしながら、特許文献１～１４の技術を実施しても、内部酸化層が深く形成されたり、スケールが厚く形成されたりする場合がある。

先行技術文献

特許文献

[0021] 特許文献1：特開昭６２－１３５２０号公報

特許文献2：特表２０１０－５３５９４６号公報

特許文献3：特開２０１３－２５３３０１号公報

特許文献4：特開２０１１－１８４７４１号公報

特許文献5：特開２０１１－２３１３９１号公報

特許文献6：特開２０１２－０３６４８３号公報

特許文献7：特開２０１３－２１６９６１号公報

特許文献8：特開２０１３－１０３２３５号公報

特許文献9：特表２０１０－５０３７６９号公報

特許文献10：特表２０１１－５２３４４１号公報

特許文献11：特開２０１５－１１３５０５号公報

特許文献12：特開２００４－３３２０９９号公報

特許文献13：特開２０１３－０６０６５７号公報

特許文献14：特表２０１１－５２３４４３号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0022] 本発明の目的は、内部酸化層又はスケールの形成が抑制される熱延鋼板を提供することである。

課題を解決するための手段

[0023] 本実施形態による熱延鋼板は、質量%で、Ｃ：０．０７～０．３０%、Ｓｉ：１．０超～２．８%、Ｍｎ：２．０～３．５%、Ｐ：０．０３０%以下、Ｓ：０．０１０%以下、Ａｌ：０．０１～１．０%未満、Ｎ：０．０１%以下、Ｏ：０．０１%以下、Ｓｂ:０．０３～０．３０%、Ｔｉ：０～０．１５%、Ｖ：０～０．３０%、Ｎｂ：０～０．１５%、Ｃｒ：０～１．０%、Ｎｉ：０～１．０%、Ｍｏ：０～１．０%、Ｗ：０～１．０%、Ｂ：０～０．０１０%、Ｃｕ：０～０．５０%、Ｓｎ：０～０．３０%、Ｂｉ：０～０．３０%、Ｓｅ：０～０．３０%、Ｔｅ：０～０．３０%、Ｇｅ：０～０．３０%、Ａｓ：０～０．３０%、Ｃａ：０～０．５０%、Ｍｇ：０～０．５０%、Ｚｒ：０～０．５０%、Ｈｆ：０～０．５０%、及び、希土類元素：０～０．５０%を含有し、残部はＦｅ及び不純物からなり、式（１）を満たす化学組成を有する。

Ｓｉ＋Ｍｎ≧３．２０ （１）

ここで、式（１）中の元素記号には、対応する元素の含有量（質量%）が代入される。

発明の効果

[0024] 本実施形態の熱延鋼板では、内部酸化層又はスケールの形成が抑制される。

図面の簡単な説明

[0025] [図1]図１は、Ｓｂ未含有の高Ｓｉ・高Ｍｎ含有鋼（Ｓｂ未含有鋼）と、高Ｓｉ・高Ｍｎ含有鋼にＳｂを０．１%含有したＳｂ含有鋼とにおける、ナイタール腐食された断面のＳＥＭ画像と、ＳＥＭ画像領域におけるＥＰＭＡでの酸素マッピング画像と、Ｓｂマッピング画像とを示す一覧図である。

[図2]図２は、高Ｓｉ・高Ｍｎ含有鋼に含有されるＳｂ量を変化させて、熱延鋼板を製造した場合の、Ｓｂ含有量（×１０$^{-3}$％）と内部酸化層の厚さ（μｍ）との関係を示す図である。

[図3]図３は、上述のＳｂ未含有鋼及びＳｂ含有鋼での、表層近傍のＳＥＭ画像である。

発明を実施するための形態

[0026] 本発明者らは、高Ｓｉ・高Ｍｎ含有鋼における内部酸化層及びスケールについて調査及び検討を行い、次の知見を得た。

[0027] 巻取り後の熱延鋼板の表層には、母材（地金）内部に形成される内部酸化層と、表面に隣接するスケールとが形成される。

[0028] 内部酸化層及びスケールは次のメカニズムで形成されると考えられる。熱延鋼板の表面及び熱延鋼板の表層部の粒界を介して、酸素イオンが熱延鋼板内部に侵入する。熱延鋼板内部に侵入した酸素イオンが母材の鉄を酸化することで内部酸化層が形成される。一方、粒界を介して母材中の鉄イオンが熱延鋼板の表面に移動する。表面に移動したＦｅが酸化されることでスケールが形成される。

[0029] 内部酸化層及びスケールを抑制するためには、酸素イオン及び鉄イオンの移動経路（粒界及び表面）を遮断することが有効である。粒界及び表面に偏析しやすい元素（以下、偏析元素という）を熱延鋼板に含有させると、偏析元素は、熱延鋼板の表面及び粒界に偏析して酸素イオン及び鉄イオンの移動を抑制する。そのため、酸素イオンが熱延鋼板内部へ侵入するのを抑制できる。さらに、鉄イオンが熱延鋼板表面へ移動するのを抑制できる。この結果、内部酸化層及びスケールの形成を抑制できる。

[0030] 偏析元素はたとえば、Ｐ、Ｂ、Ｓｂである。しかしながら、Ｐ及びＢは粒界に偏析し、酸素イオン及び鉄イオンの移動経路を遮断するものの、熱延鋼板の機械的性質も低下する。

[0031] 一方、Ｓｂは熱延鋼板の表面に偏析する。そこで本発明者らは、高Ｓｉ・高Ｍｎ含有鋼にさらにＳｂを含有させて熱延鋼板を製造し、スケール及び内

部酸化層の厚さを調査した。

[0032] 図１は、従来の高Ｓｉ・高Ｍｎ含有鋼（以下、Ｓｂ未含有鋼という）と、従来の高Ｓｉ・高Ｍｎ含有鋼にＳｂを０．１０％含有したＳｂ含有鋼とにおける、表面近傍の断面のＳＥＭ画像と、ＳＥＭ画像領域におけるＥＰＭＡでの酸素マッピング画像と、Ｓｂマッピング画像とを示す。Ｓｂ未含有鋼は、質量％で、Ｃ：０．１８５％、Ｓｉ：１．８％、Ｍｎ：２．６％、Ｐ：０．０１％、Ｓ：０．００２％、ＡＩ：０．０３％未満、Ｎ：０．００３％、Ｏ：０．０００９％、及び、Ｔｉ：０．００５％を含有し、残部はＦｅ及び不純物であった。Ｓｂ含有鋼は、Ｓｂ未含有鋼の化学組成に、０．１０％のＳｂを含有した鋼であった。いずれの鋼においても、従来と同様の熱間圧延により熱延鋼板とした。製造された熱延鋼板に対して、上述の組織観察、及び、ＥＰＭＡマッピングを実施した。

[0033] 図１のＳＥＭ画像を参照して、Ｓｂ未含有鋼では、鋼板表面にスケール１０が形成され、母材に内部酸化層２０が形成された。一方、Ｓｂ含有鋼では、スケール１０が形成されたものの、その厚さはＳｂ未含有鋼よりも薄かった。また、Ｓｂ含有鋼では、内部酸化層２０が観察されなかった。ＥＰＭＡでの酸素マッピングを実施した結果、Ｓｂ未含有鋼では、スケール１０及び内部酸化層２０において、酸素が観察された（図中白色領域及び灰色領域）。一方、Ｓｂ含有鋼では、スケール１０が形成された領域にのみ、酸素が観察された（図中白色領域）。

[0034] さらに、ＥＰＭＡでのＳｂマッピングを実施した。その結果、Ｓｂ含有鋼では、スケール１０と母材との界面に、Ｓｂを含有する層３０（図中の白色領域、以下Ｓｂ濃化層という）が観察された。

[0035] 以上のとおり、高Ｓｉ・高Ｍｎ含有鋼にＳｂを含有した場合、Ｓｂ濃化層が形成される。このことから、次の事項が考えられる。高Ｓｉ・高Ｍｎ含有鋼にＳｂを適量含有した場合、熱間圧延工程において、スケールと母材との界面（熱延鋼板の表面）にＳｂ濃化層が形成される。Ｓｂ濃化層は、酸素イオンの母材への侵入を遮断する。そのため、母材中の鉄が酸化されず、内部

酸化層が形成されにくい。Ｓｂ濃化層はさらに、母材中の鉄イオンがスケールに移動するのを抑制する。そのため、スケールの成長が抑制され、スケールの厚さが薄くなる。

[0036] このように、Ｓｂ濃化層は酸素イオン及び鉄イオンの移動を遮断する、いわゆるバリア層として機能する。そのため、Ｓｂ濃化層の形成により、熱延鋼板の巻取り後にスケールから母材に酸素イオンが侵入するのを抑制することができる。さらに、母材からスケールへの鉄イオンの移動も抑制できる。そのため、内部酸化層及びスケールの生成が抑制される。

[0037] 粒界に偏析する元素であるＰ及びＢを高Ｓｉ・高Ｍｎ含有鋼に含有しても、Ｓｂ濃化層のようなバリア層は形成されない。したがって、スケール及び内部酸化層の抑制には、Ｓｂが適している。

[0038] 図２は、高Ｓｉ・高Ｍｎ含有鋼に含有するＳｂ量を変化させて、熱延鋼板を製造した場合（巻取り温度は７５０℃）の、Ｓｂ含有量（×１０$^{-3}$％）と内部酸化層の厚さ（μｍ）との関係を示す図である。図２を参照して、Ｓｂ含有量が増加するに従い、内部酸化層の厚さは顕著に低下する。そして、Ｓｂ含有量が０．０３％以上となった場合、Ｓｂ含有量の増加に従い、内部酸化層の厚さは低下するものの、Ｓｂ含有量が０．０３％未満の場合ほど低下代は大きくならない。つまり、内部酸化層の厚さとＳｂ含有量との関係には、Ｓｂ含有量＝０．０３％付近で変曲点が存在する。

[0039] 本実施形態ではさらに、Ｓｂ濃化層が酸素イオン及び鉄イオンの移動だけでなく、母材中の炭素の移動も抑制する。その結果、板厚方向に均一な組織を維持しやすく、冷間圧延及び焼鈍後の冷延鋼板の強度が得られやすくなる。

[0040] 図３は、上述のＳｂ未含有鋼及びＳｂ含有鋼での、表層近傍のＳＥＭ画像である。図３を参照して、Ｓｂ未含有鋼では、表層に脱炭層４０が形成されている。一方、Ｓｂ濃化層が母材とスケールとの界面に形成されるＳｂ含有鋼では、脱炭層が形成されていない。したがって、Ｓｂ濃化層は、酸素イオン及び鉄イオンの移動を抑制するだけでなく、母材中の炭素の移動も抑制で

きる。

[0041] 以上の知見に基づいて完成した本実施形態による熱延鋼板は、質量％で、Ｃ：０．０７～０．３０％、Ｓｉ：１．０超～２．８％、Ｍｎ：２．０～３．５％、Ｐ：０．０３０％以下、Ｓ：０．０１０％以下、Ａｌ：０．０１～１．０％未満、Ｎ：０．０１％以下、Ｏ：０．０１％以下、Ｓｂ:０．０３～０．３０％、Ｔｉ：０～０．１５％、Ｖ：０～０．３０％、Ｎｂ：０～０．１５％、Ｃｒ：０～１．０％、Ｎｉ：０～１．０％、Ｍｏ：０～１．０％、Ｗ：０～１．０％、Ｂ：０～０．０１０％、Ｃｕ：０～０．５０％、Ｓｎ：０～０．３０％、Ｂｉ：０～０．３０％、Ｓｅ：０～０．３０％、Ｔｅ：０～０．３０％、Ｇｅ：０～０．３０％、Ａｓ：０～０．３０％、Ｃａ：０～０．５０％、Ｍｇ：０～０．５０％、Ｚｒ：０～０．５０％、Ｈｆ：０～０．５０％、及び、希土類元素：０～０．５０％を含有し、残部はＦｅ及び不純物からなり、式（１）を満たす化学組成を有する。

Ｓｉ＋Ｍｎ≧３．２０ （１）

ここで、式（１）中の元素記号には、対応する元素の含有量（質量％）が代入される。

[0042] 上記化学組成は、Ｔｉ：０．００５～０．１５％、Ｖ：０．００１～０．３０％、及び、Ｎｂ：０．００５～０．１５％からなる群から選択される１種又は２種以上を含有してもよい。

[0043] 上記化学組成は、Ｃｒ：０．１０～１．０％、Ｎｉ：０．１０～１．０％、Ｍｏ：０．０１～１．０％、Ｗ：０．０１～１．０％、及び、Ｂ：０．０００１～０．０１０％からなる群から選択される１種又は２種以上を含有してもよい。

[0044] 上記化学組成は、Ｃｕ：０．１０～０．５０％を含有してもよい。

[0045] 上記化学組成は、Ｓｎ、Ｂｉ、Ｓｅ、Ｔｅ、Ｇｅ及びＡｓからなる群から選択される１種又は２種以上を合計で０．０００１～０．３０％含有してもよい。

[0046] 上記化学組成は、Ｃａ、Ｍｇ、Ｚｒ、Ｈｆ及び希土類元素からなる群から

選択される１種又は２種以上を合計で０．０００１～０．５０％含有してもよい。

[0047] 本実施形態による熱延鋼板は、表面とスケールとの間に０．５μｍ以上の厚さを有するＳｂ濃化層を備える。

[0048] 上記熱延鋼板の組織では、フェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上であり、熱延鋼板の引張強度が８００ＭＰａ以下であってもよい。

[0049] 上記熱延鋼板の組織では、ベイナイト及びマルテンサイトの総面積率が７５％以上であり、熱延鋼板の引張強度が９００ＭＰａ以上であってもよい。

[0050] 上記熱延鋼板の組織は、ベイナイト及びマルテンサイトの総面積率が７５％以上であり、熱延鋼板の引張強度が８００ＭＰａ以下であってもよい。

[0051] 好ましくは、熱延鋼板の内部酸化層の厚さは５μｍ以下である。

[0052] 好ましくは、フェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上である組織と８００ＭＰａ以下の引張強度を有する上記熱延鋼板において、スケール厚さは１０μｍ以下である。

[0053] 好ましくは、フェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上である組織と８００ＭＰａ以下の引張強度を有する上記熱延鋼板において、熱延鋼板の表層の脱炭層厚さは２０μｍ以下である。

[0054] 好ましくは、ベイナイト及びマルテンサイトの総面積率が７５％以上である組織と、９００ＭＰａ以上の引張強度とを有する上記熱延鋼板において、スケール厚さは７μｍ以下である。

[0055] 好ましくは、ベイナイト及びマルテンサイトの総面積率が７５％以上である組織と、８００ＭＰａ以下の引張強度とを有する上記熱延鋼板において、スケール厚さは７μｍ以下である。

[0056] フェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上である組織と８００ＭＰａ以下の引張強度を有する上記熱延鋼板の製造方法は、上記化学組成を有する鋼材を準備する工程と、鋼材を１１００～１３５０℃に加熱した後、熱間圧延して鋼板にする工程と、鋼板を、６００～７５０℃、好ましくは６５０～７５０℃、より好ましくは７００～７５０℃で巻き取る工程とを備える

。

[0057] ベイナイト及びマルテンサイトの総面積率が７５％以上である組織と、９００ＭＰａ以上の引張強度とを有する上記熱延鋼板の製造方法は、上記化学組成を有する鋼材を準備する準備工程と、鋼材を１１００～１３５０℃に加熱した後、熱間圧延して鋼板とし、巻取温度まで鋼板を冷却する熱間圧延工程と、冷却後の鋼板を、１５０～６００℃、好ましくは３５０～５００℃、より好ましくは４００～５００℃で巻き取る工程とを備える。

[0058] ベイナイト及びマルテンサイトの総面積率が７５％以上である組織と、８００ＭＰａ以下の引張強度とを有する上記熱延鋼板の製造方法は、上記化学組成を有する鋼材を準備する準備工程と、鋼材を１１００～１３５０℃に加熱した後、熱間圧延して鋼板とし、巻取温度まで鋼板を冷却する熱間圧延工程と、冷却後の鋼板を、１５０～６００℃、好ましくは３５０～５００℃、より好ましくは４００～５００℃で巻き取る工程と、巻取後の鋼板を５５０℃以上で焼戻しする工程とを備える。

[0059] 以下、本実施形態による熱延鋼板について詳述する。

[0060] ［第１の実施の形態］

［化学組成］

本実施形態による熱延鋼板の化学組成は、次の元素を含有する。化学組成について「％」は、特に断りが無い限り質量％を意味する。

[0061] Ｃ：０．０７～０．３０％

炭素（Ｃ）は、熱延鋼板中の残留オーステナイトを形成し、鋼の強度及び成形性を高める。Ｃ含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。一方、Ｃ含有量が高すぎれば、熱延鋼板の強度が高くなりすぎ、冷間圧延性が低下する。Ｃ含有量が高すぎればさらに、鋼の溶接性が低下する。したがって、Ｃ含有量は０．０７～０．３０％である。Ｃ含有量の好ましい下限は０．１０％であり、より好ましくは０．１２％であり、さらに好ましくは０．１５％である。Ｃ含有量の好ましい上限は０．２５％であり、より好ましくは０．２２％である。

[0062] Ｓｉ：１．０超～２．８％

シリコン（Ｓｉ）は、鉄系炭化物の生成を抑制し、残留オーステナイトを形成しやすくする。残留オーステナイトの形成により、鋼の強度及び成形性が高まる。Ｓｉ含有量が低すぎれば、この効果が得られない。一方、Ｓｉ含有量が高すぎれば、内部酸化層が顕著に成長して、熱延鋼板の表面性状が低下する。Ｓｉ含有量が高すぎればさらに、熱延鋼板が脆化して、延性が低下する。したがって、Ｓｉ含有量は１．０超～２．８％である。Ｓｉ含有量の好ましい下限は１．３％であり、より好ましくは１．５％である。Ｓｉ含有量の好ましい上限は２．５％であり、より好ましくは２．０％である。

[0063] Ｍｎ：２．０～３．５％

マンガン（Ｍｎ）は、鋼板の強度を高める。Ｍｎ含有量が低すぎれば、焼鈍後の冷却中に軟質な組織が多量に形成され、強度が低くなる。一方、Ｍｎ含有量が高すぎれば、板厚の中央部に粗大なＭｎ濃化部が発生し、鋼が脆化する。そのため、鋳造したスラブが割れやすくなる。Ｍｎ含有量が高すぎればさらに、鋼の溶接性が低下する。Ｍｎ含有量が高すぎればさらに、熱延鋼板が硬くなり、冷間圧延性が低下する。したがって、Ｍｎ含有量は２．０～３．５％である。Ｍｎ含有量の好ましい下限は、２．２％であり、より好ましくは２．３％であり、さらに好ましくは２．５％である。Ｍｎ含有量の好ましい上限は３．２％であり、より好ましくは３．０％である。

[0064] Ｐ：０．０３０％以下

燐（Ｐ）は、鋼板の板厚中央部に偏析し、溶接部を脆化する。したがって、Ｐ含有量は０．０３０％以下である。Ｐ含有量は低い方が好ましい。しかしながら、Ｐ含有量を低くするためには、製造コストが高くなる。したがって、製造コストを考慮すれば、Ｐ含有量の下限はたとえば、０．００１０％である。

[0065] Ｓ：０．０１０％以下

硫黄（Ｓ）は、鋼の溶接性を低下する。Ｓはさらに、鋳造時及び熱延時の製造性を低下する。Ｓはさらに、Ｍｎと結合してＭｎＳを形成し、鋼の延性

及び伸びフランジ性を低下する。したがって、Ｓの含有量は０．０１０％以下である。Ｓ含有量の好ましい上限は、０．００５％であり、さらに好ましくは、０．００２５％である。Ｓ含有量の下限は特に制限されない。しかしながら、製造コストを考慮すれば、Ｓ含有量の下限はたとえば、０．０００１％である。

[0066] Ａｌ：０.０１～１.０％未満

アルミニウム（Ａｌ）は、鉄系炭化物の生成を抑制し、残留オーステナイトを形成しやすくする。残留オーステナイトの形成により、鋼の強度及び成形性が高まる。Ａｌはさらに、鋼を脱酸する。Ａｌ含有量が低すぎれば、この効果が得られない。一方、Ａｌ含有量が高すぎれば、鋼の溶接性が低下する。したがって、Ａｌ含有量は、０．０１～１．０％未満である。Ａｌ含有量の好ましい下限は０．０２％である。Ａｌ含有量の好ましい上限は、０．８％であり、より好ましくは０．５％である。本明細書において、Ａｌ含有量はｓｏｌ．Ａｌ（酸可溶Ａｌ）を意味する。

[0067] Ｎ：０.０１％以下

窒素（Ｎ）は粗大な窒化物を形成し、鋼の延性及び伸びフランジ性を低下する。Ｎはさらに、溶接時のブローホール発生の要因となる。したがって、Ｎ含有量は低い方が好ましい。Ｎ含有量は０．０１％以下である。Ｎ含有量の好ましい上限は０．００５％である。Ｎ含有量の下限は特に制限されない。しかしながら、製造コストを考慮すれば、Ｎ含有量の下限はたとえば、０．０００１％である。

[0068] Ｏ：０.０１％以下

酸素（Ｏ）は酸化物を形成して、鋼の靭性及び伸びフランジ性を低下する。したがって、Ｏ含有量は低い方が好ましい。Ｏ含有量は０．０１％以下である。Ｏ含有量の好ましい上限は０．００８％であり、さらに好ましくは０．００６％である。Ｏ含有量の下限は特に制限されない。しかしながら、製造コストを考慮すれば、Ｏ含有量の好ましい下限はたとえば、０．０００１％である。

[0069] Ｓｂ：０．０３～０．３０％

アンチモン（Ｓｂ）は、上述のとおり鋼の表面に偏析しやすい元素である。Ｓｂは、熱間圧延中に熱延鋼板の表面（スケールと母材との界面）にＳｂ濃化層を形成する。Ｓｂ濃化層は、熱延鋼板の表面に露出した粒界から、酸素イオンが熱延鋼板の内部に侵入するのを抑制する。Ｓｂ濃化層はさらに、母材中の鉄イオンがスケールへ移動するのを抑制する。そのため、熱延鋼板の内部酸化層の形成及びスケールの成長が抑制される。Ｓｂはさらに、Ｃの移動を制限して、脱炭層の形成も抑制する。

[0070] Ｓｂ含有量が低すぎれば、Ｓｂ濃化層が形成されにくくなり、上述の効果が得られない。一方、Ｓｂ含有量が高すぎれば、鋼板の加工性が低下する。Ｓｂ含有量が高すぎればさらに、熱延鋼板の機械的性質が低下する。したがって、Ｓｂ含有量は０．０３～０．３０％である。Ｓｂ含有量の好ましい下限は０．０５％であり、より好ましくは０．０７％であり、さらに好ましくは０．１０％であり、さらに好ましくは０．１１％である。Ｓｂ含有量の好ましい上限は０．２５％であり、より好ましくは０．２０％である。

[0071] 上記熱延鋼板の化学組成はさらに、式（１）を満たす。

Ｓｉ＋Ｍｎ≧３．２０ （１）

ここで、式（１）中の元素記号には、対応する元素の含有量（質量％）が代入される。

[0072] Ｓｉ及びＭｎの合計含有量が３．２０％未満であれば、冷間圧延後に実施する焼鈍において残留オーステナイトが安定しない。この場合、焼鈍後の鋼板の強度又は延性が低い可能性がある。したがって、Ｓｉ及びＭｎの合計含有量の下限は３．２０％である。この場合、冷間圧延及び焼鈍後であっても、鋼板の強度及び延性は高い。Ｓｉ及びＭｎの合計含有量の下限は好ましくは３．５０％である。一方、Ｓｉ及びＭｎの合計含有量が５．０％以下であれば、焼鈍時に相変態の遅延を抑制できる。そのため、未変態オーステナイトへ炭素（Ｃ）が十分に濃縮し、残留オーステナイトがより安定化する。したがって、好ましくは、Ｓｉ及びＭｎの合計含有量の上限は５．０％であり

、より好ましくは、４．５％である。

[0073] 本実施形態による熱延鋼板の化学組成の残部は、Ｆｅ及び不純物からなる。ここで、不純物とは、熱延鋼板を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ又は製造環境などから混入されるものであって、本実施形態による熱延鋼板に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0074] ［任意元素］

上記熱延鋼板の化学組成は、上記必須元素に加えて、以下に説明する任意元素を含有してもよい。任意元素は含有されなくてもよい。

[0075] 上記化学組成は、Ｆｅの一部に代えて、Ｔｉ、Ｖ及びＮｂからなる群から選択される１種又は２種以上を含有してもよい。Ｔｉ、Ｖ及びＮｂはいずれも任意元素であり、鋼の強度を高める。

[0076] Ｔｉ：０～０．１５％

チタン（Ｔｉ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｔｉは、炭窒化物を形成して鋼の強度を高める。Ｔｉはさらに、フェライト結晶粒の成長を抑制して鋼を細粒強化する。Ｔｉはさらに、再結晶を抑制して鋼を転位強化する。しかしながら、Ｔｉ含有量が高すぎれば、炭窒化物が過剰に生成して鋼の成形性が低下する。したがって、Ｔｉ含有量は０～０．１５％である。Ｔｉ含有量の好ましい上限は０．１０％であり、より好ましくは０．０７％である。Ｔｉ含有量の好ましい下限は０．００５％であり、より好ましくは０．０１０％であり、さらに好ましくは０．０１５％である。

[0077] Ｖ：０～０．３０％

バナジウムは任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、ＶはＴｉと同様に、鋼を析出物強化、細粒強化及び転位強化して、鋼の強度を高める。しかしながら、Ｖ含有量が高すぎれば、炭窒化物が過剰に析出して鋼の成形性が低下する。したがって、Ｖ含有量は０～０．３０％である。Ｖ含有量の好ましい上限は０．２０％であり、より好ましくは０．１５％である。Ｖ含有量の好ましい下限は０．００１％であり、より好ましくは０．

００５％である。

[0078] Ｎｂ：０～０．１５％

ニオブ（Ｎｂ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｎｂは、Ｔｉ及びＶと同様に、鋼を析出物強化、細粒強化及び転位強化して、鋼の強度を高める。しかしながら、Ｎｂ含有量が高すぎれば、炭窒化物が過剰に析出して鋼の成形性が低下する。したがって、Ｎｂ含有量は０～０．１５％である。Ｎｂ含有量の好ましい上限は０．１０％であり、さらに好ましくは０．０６％である。Ｎｂ含有量の好ましい下限は０．００５％であり、より好ましくは０．０１０％であり、さらに好ましくは０．０１５％である。

[0079] 上記化学組成は、Ｆｅの一部に代えて、Ｃｒ、Ｎｉ、Ｍｏ、W及びＢからなる群から選択される１種又は２種以上を含有してもよい。Ｃｒ、Ｎｉ、Ｍｏ、W及びＢはいずれも任意元素であり、鋼の強度を高める。

[0080] Ｃｒ：０～１．０％

クロム（Ｃｒ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｃｒは高温での相変態を抑制し、鋼の強度を高める。しかしながら、Ｃｒ含有量が高すぎれば、鋼の加工性が低下して、生産性が低下する。したがって、Ｃｒ含有量は０～１．０％である。Ｃｒ含有量の好ましい下限は０．１０％である。

[0081] Ｎｉ：０～１．０％

ニッケル（Ｎｉ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｎｉは高温での相変態を抑制し、鋼の強度を高める。しかしながら、Ｎｉ含有量が高すぎれば、鋼の溶接性が低下する。したがって、Ｎｉ含有量は０～１．０％である。Ｎｉ含有量の好ましい下限は０．１０％である。

[0082] Ｍｏ：０～１．０％

モリブデン（Ｍｏ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｍｏは高温での相変態を抑制し、鋼の強度を高める。しかしながら、Ｍｏ含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性が低下して生産性が低下する。

したがって、Ｍｏ含有量は０～１．０％である。Ｍｏ含有量の好ましい下限は０．０１％である。

[0083] Ｗ：０～１．０％

タングステン（Ｗ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｗは高温での相変態を抑制し、鋼の強度を高める。しかしながら、Ｗ含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性が低下して生産性が低下する。したがって、Ｗ含有量は０～１．０％である。Ｗ含有量の好ましい下限は０．０１％である。

[0084] Ｂ：０～０．０１０％

ボロン（Ｂ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｂは高温での相変態を抑制し、鋼の強度を高める。しかしながら、Ｂ含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性が低下して生産性が低下する。したがって、Ｂ含有量は０～０．０１０％である。Ｂ含有量の好ましい上限は０．００５％であり、より好ましくは０．００３％である。Ｂ含有量の好ましい下限は０．０００１％であり、より好ましくは０．０００３％であり、さらに好ましくは０．０００５％である。

[0085] 上記化学組成は、Ｆｅの一部に代えて、Ｃｕを含有してもよい。

[0086] Ｃｕ：０～０．５０％

銅（Ｃｕ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｃｕは微細な粒子として鋼中に析出し、鋼の強度を高める。しかしながら、Ｃｕ含有量が高すぎれば、鋼の溶接性が低下する。したがって、Ｃｕ含有量は０～０．５０％である。Ｃｕ含有量の好ましい下限は０．１０％である。

[0087] 上記化学組成は、Ｆｅの一部に代えて、Ｓｎ、Ｂｉ、Ｓｅ、Ｔｅ、Ｇｅ及びＡｓからなる群から選択される１種又は２種以上を含有してもよい。これらの元素は任意元素であり、内部酸化層の形成を抑制する。

[0088] Ｓｎ：０～０．３０％

Ｂｉ：０～０．３０％

Ｓｅ：０～０．３０％

Ｔｅ：０～０．３０％

Ｇｅ：０～０．３０％

Ａｓ：０～０．３０％

スズ（Ｓｎ）、ビスマス（Ｂｉ）、セレン（Ｓｅ）、テルル（Ｔｅ）、ゲルマニウム（Ｇｅ）及びヒ素（Ａｓ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、これらの元素は、Ｍｎ及びＳｉの偏析を抑制して内部酸化層の形成を抑制する。しかしながら、これらの元素の含有量が高すぎれば、鋼の成形性が低下する。したがって、Ｓｎ含有量は０～０．３０％であり、Ｂｉ含有量は０～０．３０％であり、Ｓｅ含有量は０～０．３０％であり、Ｔｅ含有量は０～０．３０％であり、Ｇｅ含有量は０～０．３０％であり、Ａｓ含有量は０～０．３０％である。Ｓｎ含有量の好ましい上限は０．２５％であり、さらに好ましくは０．２０％である。Ｂｉ含有量の好ましい上限は０．２５％であり、さらに好ましくは０．２０％である。Ｓｅ含有量の好ましい上限は０．２５％であり、さらに好ましくは０．２０％である。Ｔｅ含有量の好ましい上限は０．２５％であり、さらに好ましくは０．２０％である。Ｇｅ含有量の好ましい上限は０．２５％であり、さらに好ましくは０．２０％である。Ａｓ含有量の好ましい上限は０．２５％であり、さらに好ましくは０．２０％である。Ｓｎ含有量の好ましい下限は０．０００１％である。Ｂｉ含有量の好ましい下限は０．０００１％である。Ｓｅ含有量の好ましい下限は０．０００１％である。Ｔｅ含有量の好ましい下限は０．０００１％である。Ｇｅ含有量の好ましい下限は０．０００１％である。Ａｓ含有量の好ましい下限は０．０００１％である。なお、Ｓｎ、Ｂｉ、Ｓｅ、Ｔｅ、Ｇｅ及びＡｓからなる群から選択される２種以上を含有させる場合、合計で０．０００１～０．３０％とするのが好ましい。

[0089] 上記化学組成は、Ｆｅの一部に代えて、Ｃａ、Ｍｇ、Ｚｒ、Ｈｆ及び希土類元素（ＲＥＭ）からなる群から選択される１種又は２種以上を含有してもよい。これらの元素は任意元素であり、鋼の成形性を高める。

[0090] Ｃａ：０～０．５０％

Ｍｇ：０～０．５０％

Ｚｒ：０～０．５０％

Ｈｆ：０～０．５０％

希土類元素（ＲＥＭ）：０～０．５０％

カルシウム（Ｃａ）、マグネシウム（Ｍｇ）、ジルコニウム（Ｚｒ）、ハフニウム（Ｈｆ）及び希土類元素（ＲＥＭ）はいずれも任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、これらの元素は、鋼の成形性を高める。しかしながら、これらの元素の含有量が高すぎれば、鋼の延性が低下する。したがって、Ｃａ含有量は０～０．５０％であり、Ｍｇ含有量は０～０．５０％であり、Ｚｒ含有量は０～０．５０％であり、Ｈｆ含有量は０～０．５０％であり、希土類元素（ＲＥＭ）含有量は０～０．５０％である。Ｃａ含有量の好ましい下限は、０．０００１％であり、より好ましくは、０．０００５％であり、さらに好ましくは、０．００１％である。Ｍｇ含有量の好ましい下限は、０．０００１％であり、より好ましくは、０．０００５％であり、さらに好ましくは、０．００１％である。Ｚｒ含有量の好ましい下限は、０．０００１％であり、より好ましくは、０．０００５％であり、さらに好ましくは、０．００１％である。Ｈｆ含有量の好ましい下限は、０．０００１％であり、より好ましくは、０．０００５％であり、さらに好ましくは、０．００１％である。希土類元素（ＲＥＭ）含有量の好ましい下限は、０．０００１％であり、より好ましくは、０．０００５％であり、さらに好ましくは、０．００１％である。なお、Ｃａ、Ｍｇ、Ｚｒ、Ｈｆ及び希土類元素（ＲＥＭ）からなる群から選択される２種以上を含有させる場合、合計で０．０００１～０．５０％とするのが好ましい。

[0091] 本明細書におけるＲＥＭは、Ｓｃ、Ｙ、及び、ランタノイド（原子番号５７番のＬａ～７１番のＬｕ）からなる群から選ばれる１種又は２種以上である。ＲＥＭ含有量は、これらの元素の合計含有量を意味する。

[0092] ［組織］

本実施形態の熱延鋼板の組織は、特に限定されない。本実施形態の熱延鋼

板の組織はたとえば、主としてフェライト及びパーライトからなる。具体的には、組織において、フェライト及びパーライトを合わせた面積率が７５％以上である。組織において、フェライト及びパーライト以外の領域（残部）は、ベイナイト（焼戻しベイナイトを含む）、マルテンサイト（焼戻しマルテンサイトを含む）、及び、残留オーステナイトからなる群から選択される１種又は２種以上である。

[0093] 組織におけるフェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上であれば、熱延鋼板の強度を抑えることができる。この場合、冷間加工性が高まる。

[0094] 各相の面積率は、次の方法で求めることができる。

[0095] ［フェライト及びパーライトの面積率］

熱延鋼板を圧延方向と垂直な面で切断する。切断面を鏡面研磨する。鏡面研磨された切断面のうち、表面から板厚の１／４位置±５ｍｍの範囲であって、かつ、熱延鋼板の幅中央部（幅方向中心から幅方向に±１０ｍｍの範囲）を観察領域と定義する。観察領域をナイタール腐食液で腐食する。腐食後、走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）を用いて、観察領域のうち、任意の２００μｍ×１５０μｍの範囲を撮影する。撮影された領域（以下、撮影領域という）の画像を用いて、フェライト及びパーライトを特定する。特定されたフェライト及びパーライトの面積の総計を求め、撮影領域全体の面積の総計で除して、フェライト及びパーライトの総面積率（％）を求める。フェライト及びパーライトの面積は、メッシュ法又は画像処理ソフトウェア（商品名：イメージプロ）を用いて測定する。

[0096] ［ベイナイト及びマルテンサイトの面積率］

ベイナイト及びマルテンサイトの面積率の測定方法は次のとおりである。上述のフェライト及びパーライトの面積率の測定方法と同じ撮影領域（２００μｍ×１５０μｍ）において、電子後方散乱回折像法（ＥＢＳＤ法）を用いて撮影して写真画像を生成する。

[0097] 写真画像からパーライト及び残留オーステナイトを除いた部分を、画像処理により抽出する。残った領域の低温変態相について、１５度を隣接結晶粒

との方位差の閾値として定義し、結晶粒を特定する。特定された各結晶粒において、粒内平均の菊地回折パターンの鮮明度（Grain Average Image Quality：ＧＡＩＱ）を数値化する。数値化されたＧＡＩＱに対する面積率のヒストグラムを作成する。作成されたヒストグラムが２つのピークを有する場合、ＧＡＩＱが高い側の分布をベイナイト由来、ＧＡＩＱが低い側の分布をマルテンサイト由来とする。ベイナイト由来と特定されたＧＡＩＱを有する結晶粒の総面積率を、ベイナイト面積率と定義する。ヒストグラム中において、２つのピークが重なっている場合、分布が重なり合う境界までのＧＡＩＱで特定された結晶粒をベイナイトと定義して、ベイナイトの面積率を求める。

[0098] 上述のフェライト面積率、パーライト面積率及びベイナイト面積率及び後述の残留オーステナイト面積率の総和（％）を１００（％）から差し引いた値（％）を、マルテンサイトの面積率を定義する。

[0099] ［残留オーステナイトの面積率］

残留オーステナイトの面積率は、Ｘ線回折法により決定される。具体的には、上述のフェライト及びパーライトの面積率の測定方法と同じ撮影領域（２００μｍ×１５０μｍ）において、オーステナイトとフェライトとの間の反射面強度が相違するという性質を用いて、残留オーステナイトの割合をＸ線回折法によって実験的に求める。ＭｏのＫα線を用いたＸ線回折法により得られる像から、次式を用いて残留オーステナイト面積率Ｖγを求める。

$$V\gamma = (2/3)\{100/(0.7\times\alpha(211)/\gamma(220)+1)\} + (1/3)\{100/(0.78\times\alpha(211)/\gamma(311)+1)\}$$

ここで、α（２１１）はフェライトの（２１１）面における反射面強度、γ（２２０）はオーステナイトの（２２０）面における反射面強度、γ（３１１）はオーステナイトの（３１１）面における反射面強度である。

[0100] ［引張強度］

本実施形態の熱延鋼板の好ましい引張強度は８００ＭＰａ以下であり、さ

らに好ましくは７００ＭＰａ以下である。引張強度が低いため、冷間加工性が高まる。引張強度の下限は特に限定されないが、たとえば４００ＭＰａである。引張強度はＪＩＳ　Ｚ２２４１（２０１１）に準拠した金属材料引張試験方法により求めることができる。

[0101] ［Ｓｂ濃化層について］

上述のとおり、Ｓｂ濃化層は、熱延鋼板の母材表面とスケールとの界面に形成される。Ｓｂ濃化層の有無は、電子微小分析法（ＥＰＭＡ）にて観察できる。具体的には、熱延鋼板を圧延方向と垂直な面で切断し、切断面のうち、表面を含む幅中央部（幅方向中心から幅方向に±１０ｍｍの範囲）のうち、熱延鋼板の幅方向に５０μｍ×深さ方向に４５μｍの任意の領域を観察領域と定義する。観察領域を含むサンプルを採取する。観察領域に対してＥＰＭＡを用いたマッピング分析を実施する。Ｓｂ濃度が領域平均の１．５倍以上の部分をＳｂ濃化層として特定する。観察領域の幅（５０μｍ）に対して９０％以上でＳｂ濃化層が確認された場合、Ｓｂ濃化層が形成されていると認定する。

[0102] 特定されたＳｂ濃化層の厚さを、観察領域の幅方向５μｍピッチで測定し、その平均値をＳｂ濃化層の厚さと定義する。Ｓｂ濃化層の好ましい厚さは０．５μｍ以上であり、さらに好ましくは１．０μｍ以上であり、さらに好ましくは１．５μｍ以上である。

[0103] Ｓｂは高温において鋼の粒界及び表面に偏析し、特に、表面に偏析して濃化する傾向が強い。スケールが母材を覆っている場合であっても、Ｓｂは母材表面へ強く偏析する。Ｓｂの偏析を十分に生じさせ、Ｓｂ濃化層の形成を促進するために、熱延鋼板を高温域に長時間滞留させるのが好ましい。Ｓｂ濃化層は熱間圧延時においても形成され、圧延により引き延ばされる。そのため、仕上げ圧延温度は、後述のとおり、高温である方が好ましい。

[0104] ［内部酸化層の厚さ］

本実施形態の熱延鋼板では、Ｓｂ濃化層が形成されるため、内部酸化層の厚さが抑制される。内部酸化層の好ましい厚さは５μｍ以下である。

[0105] 内部酸化層は次の方法で測定される。熱延鋼板の幅中央部（幅方向中心から幅方向に±１０ｍｍの範囲）内の任意の位置から、熱延鋼板の表面を含む小片を切り出す。小片の表面のうち、圧延方向と垂直な断面（以下、観察面という）を鏡面研磨する。観察面に対してＣ蒸着を実施する。Ｃ蒸着後、観察面の表面近傍部分を電界放出形走査電子顕微鏡（ＦＥ-ＳＥＭ）を用いて任意の視野を１０００倍で撮影し、画像を得る（各視野は２００μｍ×１８０μｍ）。得られた画像に基づいて、内部酸化層の厚さ（μｍ）を求める。内部酸化層では、Ｓｉ及びＭｎの酸化物が母材中に生じている。そのため、一般的なＳＥＭに標準的に搭載されている反射電子像により、スケールと、内部酸化層と、母材とを容易に区別できる。

[0106] 得られた画像において、スケールと母材との界面から内部酸化層の最下端までの距離を、圧延方向に１０μｍ毎に求める。この測定を任意の３視野で実施し、得られた距離の平均値を、内部酸化層厚さ（μｍ）と定義する。

[0107] ［スケール厚さ］

本実施形態の熱延鋼板では、Ｓｂ濃化層が形成されるため、スケールの生成も抑制される。スケールの好ましい厚さは１０μｍ以下である。

[0108] スケール厚さは、次の方法で測定する。内部酸化層の厚さの測定時と同様に、ＦＥ－ＳＥＭを用いて画像を得る。得られた画像（内部酸化層を測定したものと同じ画像を使用すれば足りる）において、スケールを特定し、スケールの最上端と界面との間の距離を、圧延方向に１０μｍ毎に求める。この測定を任意の３視野で実施して得られた距離の平均値をスケール厚さ（μｍ）と定義する。

[0109] ［脱炭層の厚さ］

本実施形態の熱延鋼板ではさらに、Ｓｂ濃化層が形成されるため、脱炭相の厚さも抑制される。脱炭層の好ましい厚さは２０μｍ以下である。

[0110] 脱炭層は次の方法で測定する。熱延鋼板の幅中央部（幅方向中心から幅方向に±１０ｍｍの範囲）内の任意の位置から、熱延鋼板の表面を含む小片を切り出す。小片の表面に対して、ＥＰＭＡによるＣＫα線の線分析を実施し

、鋼板の表面から深さ方向にＣ強度（線分析結果）を得る。得られた線分析結果のうち、鋼板中の最小のＣ強度位置から、Ｃ強度が、鋼板の平均Ｃ強度（母材のＣ強度）と鋼板中の最小のＣ強度との差の９８％となる深さ位置までの距離を、脱炭層の厚さ（μｍ）と定義する。

[0111] 以上、本実施形態の熱延鋼板では、Ｓｂ濃化層が内部酸化層の生成を抑制する。Ｓｂ濃化層はさらに、スケールの生成を抑制する。Ｓｂ濃化層はさらに、脱炭層の生成も抑制する。本実施形態の熱延鋼板ではさらに、組織において、フェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上である。そのため、引張強度が８００ＭＰａ以下、好ましくは７００ＭＰａ以下に抑えられ、優れた冷間加工性を有する。

[0112] 本実施形態の熱延鋼板ではさらに、後述のデスケーリングを実施してもよい。この場合、ファイアライトに起因して表面に形成される島状スケールの表面における面積率が低くなる。そのため、酸洗性がさらに高まる。

[0113] ［製造方法］

上述の熱延鋼板の製造方法の一例を説明する。製造方法は、準備工程と、熱間圧延工程と、巻取工程とを備える。

［準備工程］

準備工程では、上記化学組成を有する鋼材を準備する。具体的には、上記化学組成を有する溶鋼を製造する。溶鋼を用いて、鋼材であるスラブを製造する。スラブは、連続鋳造法により製造されてもよい。又は、溶鋼を用いてインゴットを製造し、インゴットを分塊圧延してスラブを製造してもよい。

[0114] ［熱間圧延工程］

準備された鋼材（スラブ）を加熱する。加熱温度は、１１００～１３５０℃である。加熱時間は、３０分以上とすることが好ましい。加熱されたスラブを、粗圧延機及び仕上げ圧延機を用いて熱間圧延して、鋼板にする。粗圧延機は一列に並んだ複数の圧延スタンドを備え、各圧延スタンドはロール対を有する。粗圧延機はレバース式であってもよい。仕上げ圧延機は、一列に並んだ複数の圧延スタンドを備え、各圧延スタンドはロール対を備える。

[0115] ［デスケーリング］

熱間圧延では、複数の圧延スタンド（粗圧延機又は仕上げ圧延機）の間に設置された１又は複数の高水圧デスケーリング装置により、圧延中の鋼板に対してデスケーリングを行ってもよい。デスケーリングは、１０５０℃以上の鋼板に実施するのが好ましい。この場合、本実施形態の化学組成の鋼板のように、高Ｓｉ・高Ｍｎ含有鋼の表面に生じるFe_2SiO_4（ファイヤライト）を効果的に除去できる。ファイヤライトが残存すると、熱延鋼板の表面に島状スケールが形成される。島状スケールが熱延鋼板の表面に残存すれば、酸洗時にスケールが除去されにくくなる。ファイアライトが残存すればさらに、冷間圧延時に押し込み疵が発生して、冷延鋼板の外観を損なう場合がある。デスケーリングを実施すれば、ファイヤライトを除去できる。

[0116] 仕上げ圧延時において仕上げ圧延スタンド間に１又は複数の高水圧デスケーリング装置を配置する場合、仕上げ圧延機の先頭の圧延スタンドの入側近傍に配置された加熱装置により、粗圧延後であって仕上げ圧延前の鋼板（粗バー）を１０５０℃以上に加熱することが好ましい。粗バーを加熱する方法は特に限定されない。たとえば、誘導加熱装置、リフロー炉等により、粗バーを加熱する。

[0117] ［仕上げ圧延温度ＦＴ］

熱間圧延において、仕上げ圧延機の最終スタンドの出側での鋼板の表面温度を、仕上げ圧延温度ＦＴ（℃）と定義する。好ましい仕上げ圧延温度ＦＴ（℃）は、Ar_3変態温度＋５０℃以上である。仕上げ圧延温度ＦＴがAr_3変態温度＋５０℃未満であれば、鋼板の圧延抵抗が増加して生産性が低下する。さらに、フェライト及びオーステナイトの二相域で鋼板が圧延される。この場合、鋼板の組織が層状組織を形成して、機械的性質が低下する。したがって、仕上げ圧延温度ＦＴはAr_3変態温度＋５０℃以上である。好ましい仕上げ圧延温度ＦＴは９２０℃超であり、さらに好ましくは９５０℃以上である。

[0118] 仕上げ圧延完了後、巻取温度まで鋼板を冷却する。冷却方法は特に限定さ

れない。冷却方法はたとえば、水冷、強制空冷及び放冷である。

[0119] ［巻取工程］

熱間圧延工程で製造された熱延鋼板を巻き取り、コイルにする。コイル巻き取り開始時の熱延鋼板の表面温度（以下、巻取温度という）ＣＴは、好ましくは、６００℃～７５０℃である。

[0120] 巻取温度ＣＴが高すぎれば、熱延鋼板での内部酸化層の生成が促進される。一方、巻取温度ＣＴが低すぎれば、本実施形態の熱延鋼板のように、Ｓｉを多量に含有する鋼では、熱延鋼板の強度が高くなりすぎ、冷間圧延性が低下する。

[0121] 巻取温度ＣＴを６００℃～７５０℃とすれば、熱延鋼板の強度の上昇を抑えることができ、かつ、本実施形態に規定する鋼組成においては内部酸化層の生成が抑制される。巻取温度ＣＴは、好ましくは６５０℃～７５０℃であり、より好ましくは、７００℃～７５０℃である。

[0122] 以上の工程により、本実施形態の熱延鋼板を製造できる。なお、上述の製造方法は、フェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上となる熱延鋼板の製造方法の一例であり、本実施形態の熱延鋼板の製造方法はこれに限定されない。

[0123] ［第２の実施の形態］

熱延鋼板の組織は、主としてベイナイト及びマルテンサイトからなる組織であってもよい。具体的には、ベイナイト及びマルテンサイトを合わせた面積率が７５％以上であってもよい。

[0124] ［組織］

本実施形態（第２の実施の形態）による熱延鋼板の化学組成は、第１の実施の形態の熱延鋼板と同じであり、式（１）を満たす。式（１）を満たさなければ、冷延鋼板の延性が低下する場合がある。式（１）を満たせば、焼鈍後の冷延鋼板においても、優れた延性が得られる。

[0125] 一方、本実施形態の熱延鋼板の組織は、第１の実施の形態と異なる。本実施形態の熱延鋼板の組織は、ベイナイト及びマルテンサイトを合わせた面積

率が７５％以上である。

[0126] ベイナイト及びマルテンサイト以外の領域（残部）は、フェライト、パーライト、及び、残留オーステナイトからなる群から選択される１種又は２種以上である。本実施形態では、好ましくは、巻取後の熱延鋼板に焼戻し処理を実施する。これにより、鋼板の強度をある程度低下させることができ、ある程度の強度を保ちつつ冷間加工性を高めることができる。焼戻しを行った場合におけるベイナイトは主として焼戻しベイナイトであり、マルテンサイトは主として焼戻しマルテンサイトである。組織中の各相の面積率の測定方法は、第１の実施の形態と同じである。

[0127] ［引張強度］

本実施形態の熱延鋼板は、上記化学組成及び組織を有する。巻取後に焼戻しを実施しない場合、本実施形態の熱延鋼板の引張強度は９００ＭＰａ以上である。

[0128] 一方、巻取後に焼戻しを実施した場合、熱延鋼板の引張強度は８００ＭＰａ以下である。この場合、冷間加工性を高めることができ、冷間圧延時に製造設備にかかる負荷を低減できる。引張強度の下限は特に限定されないが、たとえば４００ＭＰａである。引張強度はＪＩＳ　Ｚ２２４１（２０１１）に準拠した方法で求める。

[0129] ［製造方法］

本実施形態による熱延鋼板の製造方法の一例を説明する。製造方法は、準備工程と、熱間圧延工程と、巻取工程とを備える。第１の実施形態の製造方法と比較して、巻取工程での巻取温度ＣＴが異なる。好ましくはさらに、巻取工程後、焼戻し工程を実施する。その他の工程は第１の実施形態と同じである。

[0130] ［巻取工程］

熱間圧延工程で製造された鋼板を巻取り、コイルにする。コイル巻取り開始時の鋼板の表面温度（巻取温度）が低すぎれば、鋼板の強度が上昇し、巻取り装置にかかる負荷が大きくなる。したがって、コイル巻取開始時の鋼板

の表面温度（巻取温度）ＣＴは、１５０～６００℃であり、好ましくは３５０～５００℃であり、より好ましくは４００℃～５００℃である。

[0131] ［焼戻し工程］

本実施形態の熱延鋼板は巻取温度ＣＴが６００℃以下、好ましくは５００℃以下であるため、硬度が高い。そこで、強度を下げて冷間圧延性を高めるために焼戻しを実施してもよい。焼戻し工程では、巻取後の鋼板を５５０℃以上（Ａｃ１変態温度以下）で焼戻しする。焼戻し時間が短すぎれば、上記効果が得られにくい。一方、焼戻し時間が長すぎれば、その効果が飽和する。したがって、好ましい焼戻し時間は、５５０℃以上の温度域において、０．５～８時間である。

[0132] 以上の工程により、第２の実施形態の熱延鋼板を製造できる。

[0133] なお、焼戻し処理は実施しなくてもよい。焼戻しを実施しない場合も、熱延鋼板の組織は、ベイナイト及びマルテンサイトを合わせた面積率が７５％以上であり、残部がフェライト、パーライト、及び、残留オーステナイトからなる群から選択される１種又は２種以上である。ただし、焼戻しを実施しない場合のベイナイト組織及びマルテンサイト組織は、焼戻しベイナイト及び焼戻しマルテンサイトを主体とした組織ではなく、巻取工程において形成される焼戻しベイナイト、焼戻しマルテンサイトを一部含む、ベイナイト及びマルテンサイト主体の組織となる。

[0134] 焼戻し処理を実施しない場合、熱延鋼板の引張強度は９００ＭＰａ以上である。焼戻しを実施しない熱延鋼板は、熱延鋼板として高い引張強度が必要とされる場合等に特に有用である。

[0135] なお、上述の製造方法は、ベイナイト及びマルテンサイトの総面積率が７５％以上となる熱延鋼板の製造方法の一例であり、本実施形態の熱延鋼板の製造方法はこれに限定されない。

[0136] ［その他の実施形態］

上述の第１及び第２の実施形態では、組織が規定されている。しかしながら、本実施形態の熱延鋼板の組織は特に限定されない。上記化学組成及び式

（１）を満たせば、必要な加工性、強度を維持しつつ、Ｓｂ濃化層を形成でき、内部酸化層及び／又はスケールの生成を抑制できる。

[0137] 上記製造方法は一例に過ぎない。したがって、他の製造方法によっても、第１及び第２の実施形態の熱延鋼板を製造できる場合がある。

[0138] なお、熱間圧延工程の仕上げ圧延において、最終のデスケーリングを実施した時の鋼板の温度から、仕上げ圧延後の冷却によって鋼板の温度が８００℃になるまでの平均冷却速度（以下、ＡＤＦＴという）は１０℃／秒以上とすることが好ましい。この場合、熱延鋼板表面のスケールの生成をさらに抑制できる。

実施例

[0139] 本発明の熱延鋼板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る。したがって、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。

[0140] ［実施例１］

表１に示す化学組成を有する溶鋼を製造した。

[0141]

[表1]

TABLE1

鋼種	化学組成（単位は質量%、残部はFe及び不純物）																					備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Sb	Ti	V	Nb	Cr	Ni	Mo	B	Cu	Sn,Bi,Se,Te,Ge,As	Ca	Mg	REM	Si+Mn	
A	0.076	1.10	2.39	0.007	0.0011	0.0420	0.0034	0.0014	0.10	–	–	–	–	–	–	–	–		–	–	–	3.49	発明例
B	0.120	1.97	2.01	0.011	0.0016	0.0240	0.0022	0.0011	0.20	–	–	–	–	–	–	–	–		–	–	–	3.98	発明例
C	0.182	1.75	2.70	0.009	0.0010	0.0330	0.0034	0.0012	0.05	–	–	–	–	–	–	–	–		–	–	–	4.45	発明例
D	0.185	1.80	2.60	0.010	0.0020	0.0300	0.0030	0.0009	0.07	0.005	–	–	–	–	–	–	–		–	–	–	4.40	発明例
E	0.152	1.20	2.11	0.008	0.0021	0.0310	0.0026	0.0019	0.03	0.062	–	–	0.12	–	–	0.0014	–		–	–	–	3.31	発明例
F	0.152	1.10	2.24	0.007	0.0023	0.0400	0.0016	0.0029	0.03	–	–	–	–	0.24	–	–	0.12		–	–	–	3.34	発明例
G	0.181	1.20	2.41	0.015	0.0034	0.0380	0.0019	0.0015	0.03	–	–	–	–	–	–	–	–		0.0006	–	–	3.61	発明例
H	0.178	1.20	2.42	0.014	0.0036	0.0410	0.0027	0.0018	0.03	–	–	–	–	–	–	–	–		–	–	Ce:0.0013	3.62	発明例
I	0.182	1.10	2.39	0.009	0.0024	0.0190	0.0020	0.0011	0.03	–	–	–	–	–	–	–	–		–	0.0013	–	3.49	発明例
J	0.179	1.10	2.37	0.013	0.0023	0.0680	0.0028	0.0022	0.04	–	–	–	–	–	–	–	–		–	–	Nd:0.0007	3.47	発明例
K	0.179	1.10	2.14	0.009	0.0019	0.0350	0.0025	0.0019	0.07	–	0.083	–	–	–	–	–	–		–	–	–	3.24	発明例
L	0.180	1.10	2.45	0.001	0.0026	0.0980	0.0044	0.0019	0.07	–	–	–	–	–	–	–	–		–	–	–	3.55	発明例
M	0.200	1.10	2.30	0.010	0.0010	0.0330	0.0030	0.0015	0.07	–	–	–	–	–	–	–	–	Sn:0.01	–	–	–	3.40	発明例
N	0.175	1.75	2.70	0.009	0.0011	0.0330	0.0022	0.0021	0.05	0.005	–	–	–	–	–	–	–	Se:0.05	–	–	–	4.45	発明例
O	0.190	1.75	2.80	0.010	0.0010	0.0330	0.0022	0.0014	0.11	0.005	–	–	–	–	–	–	–	Ge:0.02 As:0.03	–	–	–	4.55	発明例
P	0.180	2.20	3.10	0.010	0.0010	0.0330	0.0030	0.0015	0.01	–	–	–	–	–	–	–	–	Bi:0.02 Te:0.04	–	–	–	5.30	比較例
Q	0.150	2.00	2.60	0.010	0.0020	0.0300	0.0030	0.0009	=													4.60	比較例
R	0.429	1.10	2.50	0.007	0.0011	0.0270	0.0022	0.0016	=	–	–	–	–	–	–	–	–		–	–	–	3.60	比較例
S	0.155	2.88	2.21	0.016	0.0033	0.0240	0.0029	0.0020	=	0.034	–	–	–	–	–	0.0009	–		–	–	–	5.09	比較例
T	0.142	1.10	0.70	0.012	0.0038	0.0080	0.0034	0.0026	0.40	–	–	–	–	–	–	–	–		–	–	–	1.80	比較例
U	0.250	1.10	5.61	0.014	0.0030	0.2900	0.0034	0.0019	0.02	–	–	–	–	–	–	–	–		–	–	–	6.71	比較例

（注）数値の下線は本発明の範囲から外れることを示す。

[0142] 表１を参照して、鋼種Ａ～Ｏは本実施形態の鋼材の化学組成の範囲内であった。一方、鋼種Ｐ～Ｕの化学組成は、本実施形態の鋼材の化学組成の範囲

外であった。

[0143] 上記溶鋼を用いて、造塊法により鋼材（インゴット）を製造した。複数の熱間圧延スタンドからなる試験用熱間圧延ミルを用いて、鋼材を表２に示す熱間圧延条件（加熱温度（℃）、仕上げ圧延温度ＦＴ（℃））で熱間圧延して、熱延鋼板を製造した。さらに、熱間圧延後の熱延鋼板に対して、表２に示す巻取温度ＣＴ（℃）で巻取られたコイル相当の熱履歴をN_2パージされた徐冷炉により与えた。

[0144] なお、仕上げ圧延機の入側に粗バーヒータを模擬した再加熱炉を設置して、表２に示す条件で再加熱した。また、仕上げ圧延機の圧延スタンド間に高水圧デスケーリング装置を配置して、仕上げ圧延中の鋼板に対してデスケーリングを実施した。デスケーリング実施直前の鋼板の表面温度（デスケーリング温度）は、表２に示すとおりであった。

[0145]

[表2]

TABLE2

試験番号	鋼種	加熱温度（℃）	再加熱温度（℃）	デスケ温度（℃）	FT（℃）	CT（℃）	備考
1	A	1280	1100	1050	970	655	発明例
2	B	1250	1100	1080	930	655	発明例
3	C	1280	1090	1050	970	655	発明例
4	C	1250	1100	1060	970	700	発明例
5	C	1220	1120	1085	970	720	発明例
6	C	1280	-	980	850	450	発明例
7	D	1250	1170	1100	970	730	発明例
8	D	1280	1010	1050	990	500	発明例
9	E	1200	1110	1070	930	700	発明例
10	F	1200	1140	1100	930	655	発明例
11	G	1200	1080	1050	930	700	発明例
12	H	1200	1090	1080	930	700	発明例
13	I	1250	1060	1050	900	655	発明例
14	J	1220	1080	1060	930	700	発明例
15	K	1250	1100	1080	900	720	発明例
16	L	1220	1110	1100	950	730	発明例
17	M	1280	1120	1080	950	700	発明例
18	N	1230	1080	1050	950	700	発明例
19	O	1280	1090	1060	980	700	発明例
20	P	1200	1080	1060	980	700	比較例
21	Q	1280	1060	1060	950	750	比較例
22	R	1200	1070	1060	930	400	比較例
23	S	1200	-	1000	950	650	比較例
24	T	1250	1100	1050	930	680	比較例
25	U	1200	1080	1050	900	655	比較例

[0146] ［内部酸化層厚さ及びスケール厚さ測定試験］

各試験番号の熱延鋼板の幅中央部（幅方向中心から幅方向に±１０ｍｍの範囲）から小片を切り出した。小片の表面のうち、圧延方向と垂直な断面（以下、観察面という）を鏡面研磨した。観察面に対してＣ（カーボン）蒸着を実施した。Ｃ蒸着後、観察面の表面近傍部分を電界放出形走査電子顕微鏡（ＦＥ-ＳＥＭ）を用いて撮影し、画像を得た。得られた画像を用いて、上述の方法により、内部酸化層の厚さ（μｍ）及びスケール厚さ（μｍ）を求めた。

[0147] ［脱炭層測定試験］

各試験番号の熱延鋼板の幅中央部（幅方向中心から幅方向に±１０ｍｍの範囲）から小片を切り出した。小片の表面に対して、ＥＰＭＡによるＣＫα線の線分析を実施した。得られた線分析結果のうち、鋼板中の最小のＣ強度位置から、Ｃ強度が、鋼板の平均Ｃ強度（母材のＣ強度）と鋼板中の最小のＣ強度との差分の９８％となる深さ位置までの距離を、脱炭層の厚さ（μｍ）と定義した。

[0148] ［Ｓｂ濃化層測定試験］

第１の実施の形態に記載された測定方法により、Ｓｂ濃化層の有無、及び、Ｓｂ濃化層の厚さ（μｍ）を測定した。

[0149] ［冷間圧延性評価試験］

鋼板の幅中央部、かつ、表面から１／４厚さの位置から、ＪＩＳ規格の５号引張試験片を採取した。平行部は圧延方向に平行とした。引張試験片を用いて、ＪＩＳ　Ｚ２２４１（２０１１）に準拠した引張試験を、大気中、常温（２５℃）にて実施し、引張強度（ＭＰａ）を得た。

[0150] ［酸洗性評価試験］

各試験番号の鋼板の板幅中央部から、鋼板表面を含む試験片を採取した。試験片のうち、鋼板表面を含む領域は、幅５０ｍｍ×長さ７０ｍｍであった。試験片に対して酸洗試験を実施した。酸洗試験では、８５℃に加熱した８％塩酸水溶液中に試験片を浸漬して、試験片の表面のスケールを除去した。試験片の表面全体のスケールが除去された時間（酸洗完了時間）を測定した。酸洗完了時間が６０秒以内である場合、酸洗性に優れると判断した。

[0151] ［試験結果］

表３に試験結果を示す。

[0152]

[表3]

TABLE3

試験番号	組織（面積%）			引張強度TS（MPa）	脱炭層厚さ（μm）	スケール厚さ（μm）	Sb濃化層厚さ（μm）	内部酸化層厚さ（μm）	酸洗性	備考
	F	P	その他							
1	89	11	−	621	0.7	5.0	2.3	0.0	○	発明例
2	84	16	−	623	0.7	5.0	2.9	0.0	○	発明例
3	46	54	−	652	0.7	5.0	1.4	0.8	○	発明例
4	46	54	−	617	1.1	5.0	1.4	0.8	○	発明例
5	46	54	−	618	2.0	5.0	1.5	0.8	○	発明例
6	0	0	B:75, M:18, Rg:7	967	0.2	5.0	1.1	0.8	○	発明例
7	53	47	−	593	1.5	5.0	1.9	0.2	○	発明例
8	0	0	B:100	823	0.1	5.0	1.5	0.2	○	発明例
9	78	22	−	650	1.1	7.0	1.1	4.0	○	発明例
10	75	25	−	577	0.7	9.0	0.8	5.0	○	発明例
11	71	29	−	529	1.1	9.0	1.1	4.0	○	発明例
12	71	29	−	523	2.1	6.0	1.1	4.0	○	発明例
13	69	31	−	590	0.7	6.0	0.9	1.8	○	発明例
14	70	30	−	562	1.9	6.0	1.2	0.2	○	発明例
15	70	30	−	639	2.1	5.0	1.8	0.2	○	発明例
16	70	30	−	641	1.9	5.0	1.7	0.2	○	発明例
17	66	34	−	497	1.1	5.0	2.0	0.8	○	発明例
18	47	53	−	570	2.1	5.0	1.3	0.0	○	発明例
19	43	57	−	531	1.1	5.0	2.6	0.0	○	発明例
20	75	25	−	643	1.1	5.0	0.4	20.0	×	比較例
21	71	29	−	596	186.0	75.0	0.0	40.0	×	比較例
22	0	0	B:52, M:31, Rg:17	904	5.0	100.0	0.0	10.0	×	比較例
23	85	15	−	643	65.0	100.0	0.0	30.0	×	比較例
24	77	23	−	−	0.9	3.0	5.3	0.0	○	比較例
25	0	0	M:92, Rg:8	−	69.0	8.0	0.2	8.0	○	比較例

[0153] 表３中の「組織」は、鋼板の幅中央部（幅方向中心から幅方向に±１０ｍｍの範囲）の板厚／４深さ位置における組織を示す。各組織のうち、「Ｆ」欄には、各組織中のフェライトの面積率（%）が記載され、「Ｐ」欄にはパーライトの面積率が記載されている。「その他」欄には、フェライト及びパーライト以外の相の面積率が記載されている。「Ｂ」はベイナイト（焼戻しベイナイト含む）の面積率（%）であり、「Ｍ」はマルテンサイト（焼戻しマルテンサイトを含む）の面積率（%）である。「Ｒｇ」は残留オーステナイトの面積率（%）である。各相の面積率は、上述の測定方法により測定した。

[0154] 「引張強度ＴＳ」は、鋼板の幅中央部の引張強度ＴＳ（ＭＰａ）を示す。引張強度が８００ＭＰａ以下である場合、冷間圧延性に優れると判断した。

[0155] 表３中の「酸洗性」欄の「○」印は、酸洗完了時間が６０秒以内であったことを示す。「×」印は、酸洗完了時間が６０秒を超えたことを意味する。

[0156] 表３を参照して、試験番号１～１９の化学組成は適切であり、式（１）も満たした。そのため、Ｓｂ濃化層が確認された。Ｓｂ濃化層の厚さはいずれも０．５μｍ以上であった。さらに、スケール厚さは１０μｍ以下であり、内部酸化層の厚さは５μｍ以下であった。したがって、内部酸化層及びスケールを抑制できた。その結果、酸洗性に優れた。さらに、脱炭層の厚さは２０μｍ以下であった。

[0157] 試験番号１～５、試験番号７、及び、試験番号９～１９ではさらに、フェライト及びパーライトの生成に適した製造条件であった。そのため、これらの試験番号の熱延鋼板の組織ではいずれも、フェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上であった。そのため、引張強度が８００ＭＰａ以下であった。

[0158] 試験番号６及び試験番号８では、巻取温度ＣＴが１５０～６００℃であったため、組織におけるベイナイト及びマルテンサイトの総面積率が７５％以上であり、引張強度が９００ＭＰａ以上であった。

[0159] 一方、試験番号２０で用いた鋼種Ｐでは、Ｓｂ含有量が低すぎた。そのため、Ｓｂ濃化層の厚さが０．５μｍ未満であり、内部酸化層の厚さが５μｍを超えた。そのため、酸洗性が低かった。

[0160] 試験番号２１で用いた鋼種Ｑでは、Ｓｂが含有されなかった。そのため、Ｓｂ濃化層が確認されなかった。その結果、内部酸化層の厚さが５μｍを超え、スケール厚さが１０μｍを超えた。そのため、酸洗性が低かった。さらに、脱炭層厚さが２０μｍを超えた。

[0161] 試験番号２２で用いた鋼種Ｒでは、Ｃ含有量が高すぎた。さらに、Ｓｂが含有されなかった。さらに、巻取温度ＣＴが低すぎた。そのため、組織が主としてベイナイト及びマルテンサイトからなり、フェライト及びパーライト

が存在しなかった。そのため、引張強度が８００ＭＰａを超えた。さらに、Ｓｂ濃化層が存在しなかったため、内部酸化層の厚さが５μｍを超え、スケール厚さが１０μｍを超えた。そのため、酸洗性が低かった。

[0162] 試験番号２３で用いた鋼種Ｓでは、Ｓｉ含有量が高すぎ、かつ、Ｓｂが含有されなかった。その結果、Ｓｂ濃化層が生成せず、内部酸化層の厚さが５μｍを超え、スケール厚さが１０μｍを超えた。そのため、酸洗性が低かった。さらに、脱炭層厚さが２０μｍを超えた。

[0163] なお、試験番号２３では、熱間圧延時、粗バーヒータでの加熱を実施しなかった。そのため、デスケーリング温度が１０５０℃未満であった。その結果、島状スケール率が６％を超えた。

[0164] 試験番号２４で用いた鋼種Ｔでは、Ｍｎ含有量が低すぎ、ＡｌＩ含有量が低すぎ、かつ、Ｓｂ含有量が高すぎた。そのため、鋼材の脆化が激しく、評価試験を中止した。試験番号２５では、Ｍｎ含有量が高かった。そのため、鋼材の脆化が激しく、評価試験を中止した。

[0165] ［実施例２］

表４に示す化学組成を有する溶鋼を製造した。

[0166]

[表4]

TABLE4

鋼種	化学組成（単位は質量%、残部はFe及び不純物）																						備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Sb	Ti	V	Nb	Cr	Ni	Mo	B	Cu	Sn	Bi	Te	Ca	Mg	REM	Si+Mn	
A	0.155	1.25	2.23	0.009	0.0025	0.0586	0.0042	0.0016	0.05	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	3.48	発明例
B	0.176	1.71	2.49	0.014	0.0014	0.0588	0.0042	0.0023	0.11	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	4.20	発明例
C	0.178	1.41	2.13	0.013	0.0031	0.0540	0.0039	0.0028	0.15	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	3.55	発明例
D	0.151	1.19	2.24	0.008	0.0033	0.0608	0.0032	0.0028	0.12	0.062	–	–	0.12	–	–	0.0014	–	–	–	–	–	–	–	3.42	発明例
E	0.148	1.65	2.73	0.013	0.0022	0.0770	0.0022	0.0013	0.08	–	–	–	–	0.24	–	–	0.12	–	–	–	–	–	–	4.38	発明例
F	0.169	1.90	2.08	0.013	0.0012	0.0722	0.0020	0.0019	0.22	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.0008	–	0.0006	–	–	3.98	発明例
G	0.186	1.21	2.83	0.009	0.0024	0.0837	0.0043	0.0029	0.08	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.05	–	0.0013	–	4.04	発明例
H	0.118	1.67	2.42	0.008	0.0013	0.0790	0.0041	0.0014	0.13	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	Nd:0.0007	4.09	発明例
I	0.138	1.32	2.68	0.013	0.0029	0.0742	0.0038	0.0019	0.18	–	–	–	–	–	0.14	–	–	–	–	–	–	–	–	4.00	発明例
J	0.159	1.79	2.03	0.012	0.0025	0.0905	0.0038	0.0026	0.11	–	0.083	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	3.81	発明例
K	0.182	1.74	2.84	0.008	0.0032	0.0859	0.0033	0.0021	–	–	0.053	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	4.58	比較例
L	0.113	1.40	2.42	0.008	0.0022	0.0232	0.0030	0.0026	0.41	0.005	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	3.82	比較例
M	0.110	1.86	2.68	0.013	0.0011	0.0974	0.0028	0.0011	0.004	0.005	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	4.54	比較例
N	0.131	1.02	2.05	0.012	0.0034	0.0926	0.0026	0.0016	0.15	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	3.07	比較例
O	0.172	0.93	2.11	0.008	0.0013	0.0252	0.0021	0.0027	0.03	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	3.04	比較例
P	0.169	1.88	1.55	0.015	0.0028	0.0205	0.0018	0.0012	0.08	–	–	–	–	–	–	0.0046	–	–	–	–	–	–	–	3.43	比較例
Q	0.121	2.96	2.21	0.011	0.0014	0.0320	0.0043	0.0023	0.15	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	5.17	比較例
R	0.123	1.70	3.99	0.008	0.0032	0.0321	0.0041	0.0028	0.09	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	5.69	比較例
S	0.185	1.75	2.50	0.010	0.0020	0.0350	0.0035	0.0016	0.02	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	4.25	比較例

（注）数値の下線は本発明の範囲から外れることを示す。

[0167] 上記溶鋼を用いて、造塊法により鋼材（インゴット）を製造した。試験用

熱間圧延ミルを用いて、鋼材を表５に示す熱間圧延条件（加熱温度（℃）、及び、仕上げ圧延温度ＦＴ（℃））で熱間圧延して、鋼板を製造した。さらに、熱間圧延後の鋼板に対して、表５に示す巻取温度ＣＴ（℃）での巻取を模擬した熱処理を実施した。具体的には、巻取温度ＣＴ（℃）に設定した炉内に鋼板を積層して装入した。炉内は窒素雰囲気であり、鋼板表面は大気から遮断された状態であった。つまり、鋼板の表面状態は実製造によるコイルの表面状態と同等であった。炉内で鋼板を巻取温度ＣＴ（℃）で３０分保持した後、２０℃／時間で室温まで徐冷した。

[0168] [表5]

TABLE5

試験番号	鋼種	加熱温度(℃)	FT(℃)	CT(℃)	鋼組織	Sb濃化層厚さ(μm)	内部酸化層厚さ(μm)	TS(MPa)	EL(%)	備考
1	A	1250	950	750	F+P	1.5	1	540	11.9	本発明例
2	B	1250	950	750	F+P	2.4	0	633	10.7	本発明例
3	C	1250	950	750	F+P	2.8	0	596	11.1	本発明例
4	D	1250	950	750	F+P	2.5	0	682	10.0	本発明例
5	E	1250	950	750	F+P	2.2	0	620	11.1	本発明例
6	F	1250	950	750	F+P	3.4	0	585	10.1	本発明例
7	G	1250	950	750	F+P	2.2	0	599	11.6	本発明例
8	H	1250	950	750	F+P	2.6	0	596	10.9	本発明例
9	I	1250	950	750	F+P	3.0	0	585	11.7	本発明例
10	J	1250	950	750	F+P	2.4	0	566	10.0	本発明例
11	K	1250	950	750	F+P	0	47	648	10.5	比較例
12	L	1250	950	750	F+P	5.3	0	-	-	比較例
13	M	1180	950	750	F+P	0	34	616	10.4	比較例
14	N	1250	950	750	F+P	2.8	0	534	8.8	比較例
15	O	1250	950	750	F+P	1.1	4	548	8.7	比較例
16	P	1250	950	750	F+P	2.0	0	562	6.7	比較例
17	Q	1250	950	750	F+P	2.7	0	682	7.8	比較例
18	R	1250	950	750	B+M	2.3	0	1317	3.2	比較例
19	S	1200	950	750	F+P	0.3	25	640	10.2	比較例

[0169] ［フェライト及びパーライトの面積率の測定試験］

実施例１と同様の方法により、熱間圧延後の鋼板（熱延鋼板）中のフェライト及びパーライトの合計の面積率を測定した。結果を表５に示す。表５の「鋼組織」中、「Ｆ＋Ｐ」は、熱延鋼板の組織のうち、フェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上であったことを示す。表５の「鋼組織」中、「Ｂ＋Ｍ」は、熱延鋼板の組織のうちベイナイト及びマルテンサイトの総面

積率が７５％以上であったことを示す。

[0170] ［内部酸化層の厚さ測定試験］

各試験番号の熱間圧延後の鋼板（熱延鋼板）の内部酸化層の厚さを実施例１と同じ方法で測定した。具体的には、熱延鋼板の板幅中央部から熱延鋼板の表面を含む小片を切り出した。小片の表面のうち、圧延方向と垂直な断面（以下、観察面という）を鏡面研磨した。観察面に対してＣ（カーボン）蒸着を実施した。Ｃ蒸着後、観察面の表面近傍部分を電界放出形走査電子顕微鏡（ＦＥ－ＳＥＭ）を用いて観察倍率１０００倍で撮影して画像を得た。得られた画像に基づいて、上述の方法で内部酸化層の厚さを測定した。結果を表５に示す。

[0171] なお、スケールは熱延鋼板の外部で鉄イオンが酸化されて形成された層である。一方、内部酸化層はＳｉ及びＭｎの酸化物を含み、熱延鋼板内部に形成された層である。そのため、一般的なＳＥＭを用いることにより、スケール、内部酸化層及び母材は容易に区別できた。

[0172] ［引張試験］

各試験番号の熱延鋼板の引張強度ＴＳをＪＩＳ　Ｚ２２４１（２０１１）に準拠した方法で測定した。結果を表２に示す。表５の「ＴＳ（ＭＰａ）」中、「－」は熱延鋼板の端に割れが生じ測定不能であったことを示す。

[0173] ［均一伸び測定試験］

各試験番号の熱延鋼板を圧下率５０％で冷間圧延した。冷間圧延後の鋼板に対して焼鈍を実施した。焼鈍は、以下の条件で行った。鋼板を平均加熱速度５℃／秒でＨＣ温度（$Ａｅ_3$温度＋１０℃）まで加熱し、鋼板に対してこのＨＣ温度にて９０秒の焼鈍を施した。その後、鋼板をＡＣ温度（ＨＣ温度－１２０℃）まで２℃／秒の冷却速度で徐冷した。さらに、鋼板をＡＣ温度から４２０℃まで８０℃／秒で急冷した。鋼板を４２０℃で３００秒保持した後に室温まで放冷した。焼鈍後の鋼板に対してＪＩＳ　Ｚ２２４１（２０１１）に準拠した方法で、引張試験を実施した。引張試験の試験中、試験片にくびれが発生するまで（試験片が一様伸びを示す区間）に試験片が伸びた長

さを測定した。得られた長さを、試験片の長さで割って均一伸びＥＬとした。結果を表５に示す。表５の「ＥＬ（％）」中、「－」は鋼板の端に割れが生じ測定不能であったことを示す。

[0174] ［試験結果］

表４及び表５を参照して、試験番号１～１０の化学組成は適切であった。さらに、試験番号１～１０の製造条件は適切であった。そのため、試験番号１～１０の熱延鋼板の組織は、フェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上であった。試験番号１～１０の熱延鋼板はさらに、０．５μｍ以上の厚さのＳｂ濃化層が形成された。また、内部酸化層の厚さが５μｍ以下であり、内部酸化層の形成が抑制された。

[0175] さらに、試験番号１～１０の熱延鋼板の引張強度は８００ＭＰａ以下であり、冷間圧延時の加工性に優れた。試験番号１～１０の冷延鋼板の均一伸びは１０．０％以上であり、冷間圧延後においても優れた加工性を示した。

[0176] 試験番号１１で用いた鋼種Ｋでは、Ｓｂを含有しなかった。そのため、試験番号１１の熱延鋼板では、Ｓｂ濃化層が形成されず、内部酸化層厚さが４７μｍと厚かった。

[0177] 試験番号１２で用いた鋼種Ｌでは、Ｓｂ含有量が高すぎた。そのため、試験番号１２の熱延鋼板の端に割れが生じ、引張試験が実施できなかった。したがって、冷間圧延時の加工性が低かった。

[0178] 試験番号１３で用いた鋼種Ｍでは、Ｓｂ含有量が低すぎた。そのため、試験番号１３の熱延鋼板は内部酸化層厚さが３４μｍと厚かった。

[0179] 試験番号１４で用いた鋼種Ｎでは、Ｓｉ及びＭｎの合計含有量が３．０７％であり、式（１）を満たさなかった。そのため、試験番号１４の冷延鋼板では、同じくフェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上である試験番号１～１０と比較して、均一伸びＥＬが低く、１０％未満であった。

[0180] 試験番号１５で用いた鋼種Ｏでは、Ｓｉ含有量が０．９３％と低かった。さらに、鋼種ＯはＳｉ及びＭｎの合計含有量が３．０４％であり、式（１）を満たさなかった。そのため、試験番号１５の冷延鋼板の均一伸びは８．７

％であり、同じくフェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上である試験番号１～１０と比較して、低かった。

[0181] 試験番号１６で用いた鋼種Ｐでは、Ｍｎ含有量が１．５５％と低かった。そのため、試験番号１６の冷延鋼板の均一伸びは６．７％であり、同じくフェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上である試験番号１～１０と比較して、低かった。

[0182] 試験番号１７で用いた鋼種Ｑでは、Ｓｉ含有量が２．９６％と高かった。そのため、試験番号１７の冷延鋼板の均一伸びは７．８％であり、同じくフェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上である試験番号１～１０と比較して、加工性が低かった。

[0183] 試験番号１８で用いた鋼種Ｒでは、Ｍｎ含有量が３．９９％と高かった。そのため、試験番号１８の冷延鋼板の均一伸びは３．２％であり、加工性が低かった。

[0184] 試験番号１９で用いた鋼種Ｓでは、Ｓｂ含有量が０．０２％と低かった。そのため、試験番号１９の熱延鋼板ではＳｂ濃化層の厚さが０．５μｍ未満であり、内部酸化層厚さが２５μｍと厚かった。

[0185] ［実施例３］

表４示す化学組成を有する溶鋼を製造した。

[0186] 上記溶鋼を用いて、造塊法により鋼材（インゴット）を製造した。試験用熱間圧延ミルを用いて、鋼材を表６に示す熱間圧延条件（加熱温度（℃）、及び、仕上げ圧延温度ＦＴ（℃））で熱間圧延して、鋼板を製造した。さらに、熱間圧延後の鋼板に対して、表６に示す巻取温度ＣＴ（℃）での巻取を模擬した熱処理を実施した。具体的には、巻取温度ＣＴ（℃）に設定した炉内に鋼板を積層して投入した。炉内は窒素雰囲気であり、鋼板表面は大気から遮断された状態であった。つまり、鋼板の表面状態は実製造によるコイルの表面状態と同等であった。炉内で鋼板を巻取温度ＣＴ（℃）で３０分保持した後、２０℃／時間で室温まで徐冷した。さらに、試験番号２、５、７、１３及び１５以外の試験番号の鋼板に対して、表６に示す焼戻し温度（℃）

及び焼戻し時間（ｈｒ）で、焼戻しを実施した。表６中、「焼戻し時間（ｈｒ）」は、鋼板を表６に示す焼戻し温度で滞留させた時間を示す。

[0187] [表6]

TABLE6

試験番号	鋼種	加熱温度（℃）	FT（℃）	CT（℃）	焼戻し温度（℃）	焼戻し時間（hr）	組織（面積率（%））					Sb濃化層厚さ（μm）	内部酸化層厚さ（μm）	スケール厚さ（μm）	TS（MPa）	EL（%）	備考
							F	P	B	M	γ						
1	A	1250	960	450	700	0.5	−	−	88	12	−	1.3	0	4.8	621	12.5	本発明例
2	A	1250	980	400	−	−	−	−	88	22	10	0.8	0	4.8	1095	8.9	本発明例
3	B	1250	970	450	650	1.0	−	−	86	14	−	1.9	0	2.7	748	11.3	本発明例
4	C	1250	980	450	600	8.0	−	−	85	15	−	2.5	0	4.8	781	11.6	本発明例
5	C	1250	950	450	−	−	−	−	86	−	14	2.2	0	4.8	955	6.9	本発明例
6	D	1250	980	450	700	0.5	−	−	88	12	−	2.1	0	4.1	618	11.1	本発明例
7	D	1250	960	450	−	−	1	−	88	−	11	1.8	0	4.1	948	12.3	本発明例
8	E	1250	930	440	700	0.5	−	−	85	15	−	1.7	0	5.1	610	12.1	本発明例
9	F	1250	970	150	700	0.5	3	−	−	98	2	3.3	0	5.7	628	11.5	本発明例
10	G	1250	955	460	700	0.5	−	−	84	16	−	1.7	0	4.7	654	13.1	本発明例
11	H	1250	930	460	700	0.5	1	−	89	11	−	2.2	0	2.6	590	12.2	本発明例
12	I	1250	950	440	680	0.5	−	−	89	11	−	2.8	0	3.7	666	12.5	本発明例
13	I	1250	950	450	−	−	−	−	89	−	11	2.6	0	3.7	930	7.8	本発明例
14	J	1250	950	460	700	0.5	1	−	87	11	−	2.0	0	4.1	621	10.9	本発明例
15	A	1250	950	450	−	−	−	−	88	−	12	0.8	0	4.8	1095	9.8	本発明例
16	K	1250	950	450	700	1.0	−	−	80	20	−	0.0	30	9.8	608	11.2	比較例
17	L	1250	950	450	650	0.5	−	−	91	9	−	5.7	0	5.1	−	12.7	比較例
18	M	1200	950	450	650	1.0	−	−	89	11	−	0.0	22	12.3	517	10.0	比較例
19	N	1250	950	480	700	0.5	17	−	83	−	−	2.5	0	6.9	597	9.2	比較例
20	O	1250	980	450	700	0.5	3	−	86	11	−	1.0	0	6.6	635	9.3	比較例
21	P	1250	950	480	700	0.5	30	−	70	−	−	1.7	0	5.7	637	7.5	比較例
22	Q	1250	950	450	700	0.5	−	−	88	12	−	2.5	0	4.7	587	7.9	比較例
23	R	1250	950	450	700	0.5	−	−	40	60	−	1.8	0	5.6	597	3.2	比較例
24	S	1200	950	450	650	1.0	−	−	85	15	−	0.2	14	8.3	660	11.0	比較例

[0188] ［ベイナイト及びマルテンサイトの面積率の測定試験］

上述の方法により、熱延鋼板中のベイナイト及びマルテンサイトの面積率を測定した。結果を表６に示す。表６の「鋼組織」中、「Ｆ」はフェライトの面積率、「Ｐ」はパーライトの面積率、「Ｂ」はベイナイトの面積率、「Ｍ」はマルテンサイトの面積率、「γ」はオーステナイトの面積率をそれぞれ示す。

[0189] ［内部酸化層厚さ及びスケール厚さ測定試験］

各試験番号の熱延鋼板に対して、実施例１と同じ方法で内部酸化層厚さ及びスケール厚さを測定した。結果を表６に示す。

[0190] ［Ｓｂ濃化層厚さ測定試験］

各試験番号の熱延鋼板に対して、実施例１と同じ方法で、Ｓｂ濃化層の有無、及び、Ｓｂ濃化層の厚さ（μｍ）を測定した。結果を表６に示す。

[0191] ［引張試験］

実施例１と同じ方法により、各試験番号の引張強度ＴＳ（ＭＰａ）を測定した。結果を表６に示す。表６の「引張強度」中、「－」は熱延鋼板の端に割れが生じ測定不能であったことを示す。

[0192] ［均一伸び測定試験］

実施例２と同じ方法により、各試験番号の均一伸びＥＬを測定した。結果を表６に示す。

[0193] ［試験結果］

表４及び表６を参照して、試験番号１～１５の化学組成は適切であった。さらに、試験番号１～１５の製造条件は適切であった。そのため、試験番号１～１５の熱延鋼板の組織では、ベイナイト及びマルテンサイトの総面積率が７５％以上であった。試験番号１～１５の熱延鋼板ではさらに、０．５μｍ以上の厚さを有するＳｂ濃化層が確認された。その結果、内部酸化層の厚さが５μｍ以下であり、内部酸化層の形成が抑制された。さらに、試験番号１～１５の熱延鋼板のスケール厚さは７μｍ以下であり、スケールが抑制された。

[0194] 試験番号１、３、４、６、８～１２及び１４では、焼戻しを実施した。そのため、引張強度ＴＳが８００ＭＰａ以下、均一伸びＥＬは１０％以上であり、冷間圧延後において優れた加工性が得られた。一方、試験番号２、５、７、１３及び１５では、焼戻しを実施しなかった。そのため、引張強度が９００ＭＰａ以上であり、優れた強度が得られた。

[0195] 一方、試験番号１６で用いた鋼種Ｋでは、Ｓｂを含有しなかった。そのため、Ｓｂ濃化層が形成されなかった。その結果、内部酸化層の厚さが５μｍを超え、スケール厚さが７μｍを超えた。

[0196] 試験番号１７で用いた鋼種Ｌでは、Ｓｂ含有量が０．４１％と高すぎた。そのため、試験番号１７では、熱延鋼板の端に割れが生じ、加工性が低かっ

た。そのため、引張試験が実施できなかった。

[0197] 試験番号１８で用いた鋼種Ｍでは、Ｓｂ含有量が０．００４％と低すぎた。そのため、試験番号１８の熱延鋼板ではＳｂ濃化層が形成されなかった。そのため、内部酸化層の厚さが５μｍを超え、スケール厚さが７μｍを超えた。

[0198] 試験番号１９で用いた鋼種Ｎでは、Ｓｉ及びＭｎの合計含有量が３．０７％であり、式（１）を満たさなかった。そのため、焼戻しを実施したにもかかわらず、均一伸びＥＬが１０％未満であった。

[0199] 試験番号２０で用いた鋼種Ｏでは、Ｓｉ含有量が０．９３％と低かった。さらに、鋼種ＳはＳｉ及びＭｎの合計含有量が３．０４％であり、式（１）を満たさなかった。そのため、焼戻しを実施したにもかかわらず、均一伸びＥＬが１０％未満であった。

[0200] 試験番号２１で用いた鋼種Ｐでは、Ｍｎ含有量が１．５５％と低かった。そのため、組織において、フェライトの面積率が３０％であり、マルテンサイト及びベイナイトを合わせた面積率は７５％未満であった。その結果、焼戻しを実施したにもかかわらず、均一伸びＥＬが１０％未満であった。

[0201] 試験番号２２で用いた鋼種Ｑでは、Ｓｉ含有量が２．９６％と高かった。そのため、焼戻しを実施したにもかかわらず、均一伸びＥＬが１０％未満であった。

[0202] 試験番号２３で用いた鋼種Ｒでは、Ｍｎ含有量が３．９９％と高かった。そのため、焼戻しを実施したにもかかわらず、均一伸びＥＬが１０％未満であった。

[0203] 試験番号２４で用いた鋼種Ｓでは、Ｓｂ含有量が０．０２％と低かった。そのため、Ｓｂ濃化層の圧Ｓが０．５μｍ未満であった。そのため、内部酸化層厚さが１０μｍを超え、スケール厚さが７μｍを超えた。

[0204] 以上、本発明の実施の形態を説明した。しかしながら、上述した実施の形態は本発明を実施するための例示に過ぎない。したがって、本発明は上述した実施の形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述し

た実施の形態を適宜変更して実施することができる。

請求の範囲

[請求項1] 質量％で、

Ｃ：０．０７～０．３０％、

Ｓｉ：１．０超～２．８％、

Ｍｎ：２．０～３．５％、

Ｐ：０．０３０％以下、

Ｓ：０．０１０％以下、

Ａｌ：０．０１～１．０％未満、

Ｎ：０．０１％以下、

Ｏ：０．０１％以下、

Ｓｂ:０．０３～０．３０％、

Ｔｉ：０～０．１５％、

Ｖ：０～０．３０％、

Ｎｂ：０～０．１５％、

Ｃｒ：０～１．０％、

Ｎｉ：０～１．０％、

Ｍｏ：０～１．０％、

Ｗ：０～１．０％、

Ｂ：０～０．０１０％、

Ｃｕ：０～０．５０％、

Ｓｎ：０～０．３０％、

Ｂｉ：０～０．３０％、

Ｓｅ：０～０．３０％、

Ｔｅ：０～０．３０％、

Ｇｅ：０～０．３０％、

Ａｓ：０～０．３０％、

Ｃａ：０～０．５０％、

Ｍｇ：０～０．５０％、

Ｚｒ：０～０．５０％、

Ｈｆ：０～０．５０％、及び、

希土類元素：０～０．５０％を含有し、残部はＦｅ及び不純物からなり、式（１）を満たす化学組成を有する、熱延鋼板。

Ｓｉ＋Ｍｎ≧３．２０　（１）

ここで、式（１）中の元素記号には、対応する元素の含有量（質量％）が代入される。

[請求項2] 請求項１に記載の熱延鋼板であって、質量％で、

Ｔｉ：０．００５～０．１５％、

Ｖ：０．００１～０．３０％、及び、

Ｎｂ：０．００５～０．１５％からなる群から選択される１種又は２種以上を含有する、熱延鋼板。

[請求項3] 請求項１又は請求項２に記載の熱延鋼板であって、質量％で、

Ｃｒ：０．１０～１．０％、

Ｎｉ：０．１０～１．０％、

Ｍｏ：０．０１～１．０％、

Ｗ：０．０１～１．０％、及び、

Ｂ：０．０００１～０．０１０％からなる群から選択される１種又は２種以上を含有する、熱延鋼板。

[請求項4] 請求項１～請求項３のいずれか１項に記載の熱延鋼板であって、質量％で、

Ｃｕ：０．１０～０．５０％を含有する、熱延鋼板。

[請求項5] 請求項１～請求項４のいずれか１項に記載の熱延鋼板であって、質量％で、

Ｓｎ、Ｂｉ、Ｓｅ、Ｔｅ、Ｇｅ及びＡｓからなる群から選択される１種又は２種以上を合計で０．０００１～０．３０％含有する、熱延鋼板。

[請求項6] 請求項１～請求項５のいずれか１項に記載の熱延鋼板であって、質

量％で、

Ｃａ、Ｍｇ、Ｚｒ、Ｈｆ及び希土類元素からなる群から選択される１種又は２種以上を合計で０．０００１～０．５０％含有する、熱延鋼板。

[請求項7] 請求項１～請求項６のいずれか１項に記載の熱延鋼板であって、

表面とスケールとの間に０．５μｍ以上の厚さを有するＳｂ濃化層を備える、熱延鋼板。

[請求項8] 請求項１～請求項７のいずれか１項に記載の熱延鋼板であって、

前記熱延鋼板の組織では、フェライト及びパーライトの総面積率が７５％以上であり、

前記熱延鋼板の引張強度が８００ＭＰａ以下である、熱延鋼板。

[請求項9] 請求項１～請求項７のいずれか１項に記載の熱延鋼板であって、

前記熱延鋼板の組織では、ベイナイト及びマルテンサイトの総面積率が７５％以上であり、

前記熱延鋼板の引張強度が９００ＭＰａ以上である、熱延鋼板。

[請求項10] 請求項１～請求項７のいずれか１項に記載の熱延鋼板であって、

前記熱延鋼板の組織は、ベイナイト及びマルテンサイトの総面積率が７５％以上であり、

前記熱延鋼板の引張強度が８００ＭＰａ以下である、熱延鋼板。

[請求項11] 請求項１～請求項１０のいずれか１項に記載の熱延鋼板であって、

前記熱延鋼板の内部酸化層の厚さが５μｍ以下である、熱延鋼板。

[請求項12] 請求項８に記載の熱延鋼板であって、

前記熱延鋼板の表面のスケール厚さが１０μｍ以下である、熱延鋼板。

[請求項13] 請求項８に記載の熱延鋼板であって、

前記熱延鋼板の表層の脱炭層厚さが２０μｍ以下である、熱延鋼板。

[請求項14] 請求項９又は請求項１０に記載の熱延鋼板であって、

前記熱延鋼板の表面のスケール厚さが７μｍ以下である、熱延鋼板。

[請求項15] 請求項８に記載の熱延鋼板の製造方法であって、

請求項８に記載の化学組成を有する鋼材を準備する工程と、

前記鋼材を１１００～１３５０℃に加熱した後、熱間圧延して鋼板にする工程と、

前記鋼板を、６００～７５０℃で巻き取る工程とを備える、熱延鋼板の製造方法。

[請求項16] 請求項９に記載の熱延鋼板の製造方法であって、

請求項９に記載の化学組成を有する鋼材を準備する準備工程と、

前記鋼材を１１００～１３５０℃に加熱した後、熱間圧延して鋼板とし、巻取温度まで前記鋼板を冷却する熱間圧延工程と、

前記冷却後の前記鋼板を、１５０～６００℃で巻き取る工程とを備える、熱延鋼板の製造方法。

[請求項17] 請求項１０に記載の熱延鋼板の製造方法であって、

請求項１０に記載の化学組成を有する鋼材を準備する工程と、

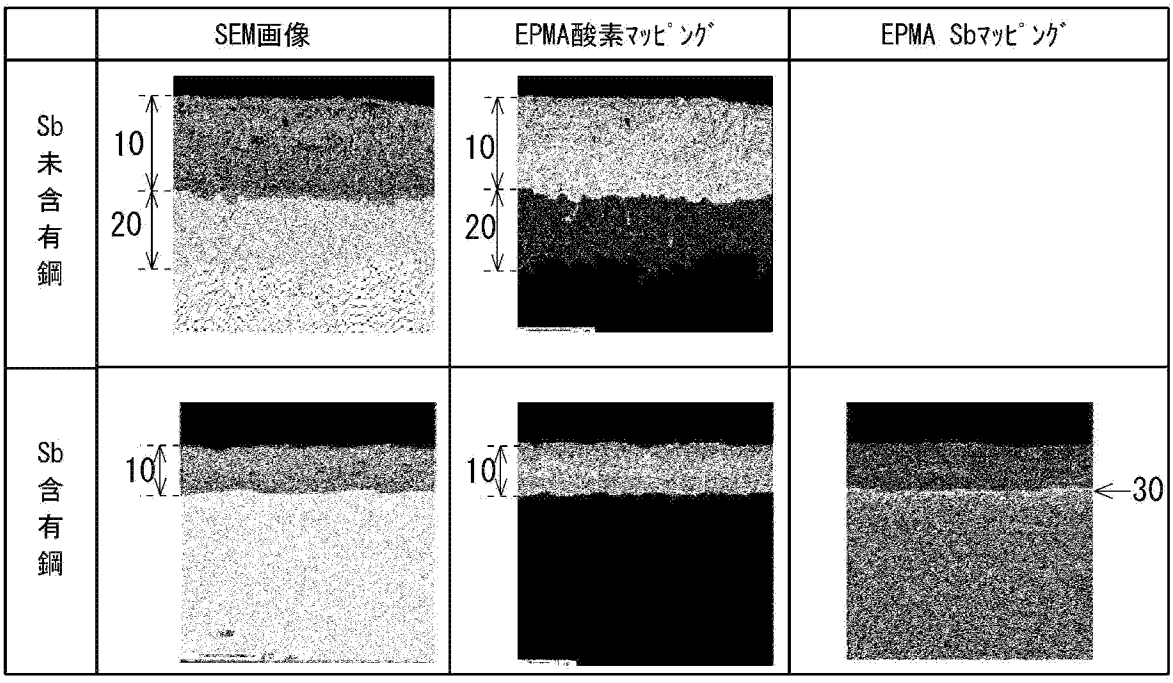
前記鋼材を１１００～１３５０℃に加熱した後、熱間圧延して鋼板にする工程と、

前記鋼板を、１５０～６００℃で巻き取る工程と、

巻取後の前記鋼板を５５０℃以上で焼戻しする工程とを備える、熱延鋼板の製造方法。

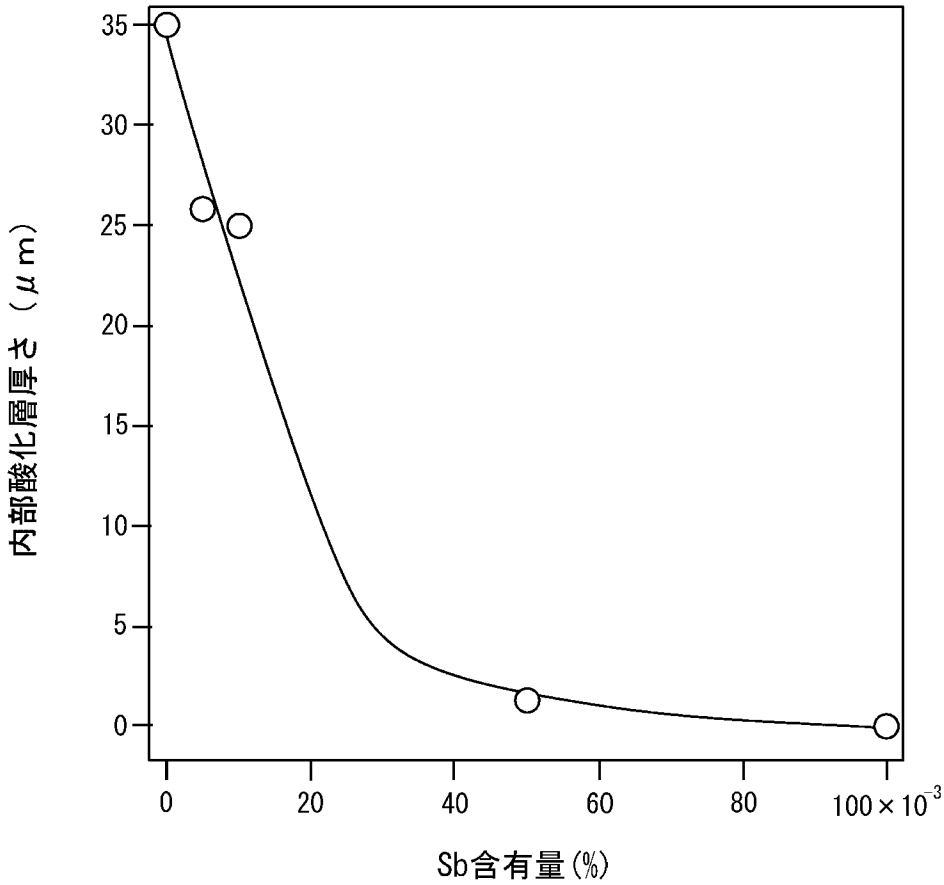
[図1]

FIG. 1



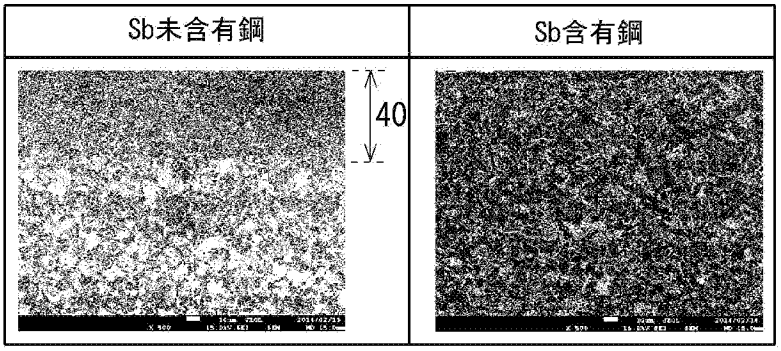
[図2]

FIG. 2



[図3]

FIG. 3



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2016/061991

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *C22C38/60*(2006.01)i, *B21B1/26*(2006.01)n, *C21D9/46*(2006.01)n

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C22C38/00-C22C38/60, B21B1/26, C21D8/02, C21D9/46

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2014-508854 A (Posco), 10 April 2014 (10.04.2014),	1-4,6-9,13, 15-16
Y	claims; 0021 to 0043, 0048 to 0049, 0061; table 1	1-2,7,10-12, 14,17
A	& US 2013/0295402 A1 claims; 0023 to 0045, 0050 to 0051, 0063; table 1 & WO 2012/091328 A2 & EP 2660345 A2 & KR 10-2012-0073407 A & CN 103392022 A	5

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
30 June 2016 (30.06.16)	19 July 2016 (19.07.16)

Name and mailing address of the ISA/	Authorized officer
Japan Patent Office 3-4-3,Kasumigaseki,Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915,Japan	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2016/061991

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y A	WO 2015/015739 A1 (JFE Steel Corp.), 05 February 2015 (05.02.2015), claims; 0031 to 0051, 0065 to 0071, 0132; tables 1, 2 & EP 2998416 A1 claims; 0016 to 0037, 0053 to 0060, 0126 to 0127; tables 1, 2 & CN 105473749 A & KR 10-2016-0014687 A	1-6,8,13,15 11-12,14 7,9-10,16-17
Y A	JP 2008-297609 A (Kobe Steel, Ltd.), 11 December 2008 (11.12.2008), claims; 0001, 0054, 0059; tables 2, 4, 6, 8 & US 2009/0277547 A1 claims; 0001, 0181 to 0184; tables 11, 13, 15, 17 & WO 2008/007785 A1 & EP 2053140 A1 & EP 2465961 A1 & EP 2465962 A1 & KR 10-2009-0018166 A & CN 101460647 A	1-2,7,10-11, 17 3-6,8-9, 12-16
Y A	JP 2014-214374 A (Kobe Steel, Ltd.), 17 November 2014 (17.11.2014), claims; 0001 to 0006, 0072 (Family: none)	11-12,14 1-10,13, 15-17
Y A	JP 2013-216961 A (Kobe Steel, Ltd.), 24 October 2013 (24.10.2013), claims; 0001 to 0011; tables 1, 2 (Family: none)	11-12,14 1-10,13, 15-17
Y A	JP 2010-502845 A (Posco), 28 January 2010 (28.01.2010), claims; 0025 to 0029 & WO 2008/082146 A1 claims; 52 to 59 & EP 2097547 A1 & KR 10-2008-0061853 A & CN 101495661 A	11-12,14 1-10,13, 15-17
A	JP 2011-63877 A (JFE Steel Corp.), 31 March 2011 (31.03.2011), claims; 0045 & US 2012/0216925 A1 claims; 0045 & WO 2011/021724 A1 & EP 2468911 A1 & AU 2010285619 A1 & CA 2770585 A1 & CN 102482750 A & KR 10-1291010 B1 & MX 2012002200 A	1-17

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2016/061991

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2013/099235 A1 (JFE Steel Corp.), 04 July 2013 (04.07.2013), claims; 0023 to 0040, 0045 to 0051; tables 1, 2 & US 2014/0342184 A1 claims; 0051 to 0089, 0107 to 0117, 0134 to 0136; tables 1, 2 & JP 5413546 B2 & EP 2799568 A1 & TW 201337000 A & CN 104011242 A & KR 10-2014-0099544 A	1-17
A	JP 2013-60657 A (JFE Steel Corp.), 04 April 2013 (04.04.2013), claims; 0015 to 0024, 0037; table 1 (Family: none)	1-17

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１６／０６１９９１

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, B21B1/26(2006.01)n, C21D9/46(2006.01)n

Ｂ．　調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00-C22C38/60, B21B1/26, C21D8/02, C21D9/46

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０１６年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１６年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１６年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

Ｃ．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
X	JP 2014-508854 A (ポスコ) 2014.04.10, 特許請求の範囲,0021-0043,0048-0049,0061,表１	1-4,6-9,13, 15-16
Y	& US 2013/0295402 A1, Claims,0023-0045,0050-0051,0063,TABLE 1 & WO 2012/091328 A2 & EP 2660345 A2 & KR 10-2012-0073407 A	1-2,7,10-12, 14,17
A	& CN 103392022 A	5

☑　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。　　☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー
「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「＆」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
３０．０６．２０１６	１９．０７．２０１６

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
郵便番号１００－８９１５
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

特許庁審査官（権限のある職員）　４Ｋ　３５５７
鈴木　葉子
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

Ｃ（続き）．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
X Y A	WO 2015/015739 A1（ＪＦＥスチール株式会社）2015.02.05, 請求の範囲,0031-0051,0065-0071,0132,表1,表2 & EP 2998416 A1, Claims,0016-0037,0053-0060,0126-0127, TABLE 1,TABLE 2 & CN 105473749 A & KR 10-2016-0014687 A	1-6,8,13,15 11-12,14 7,9-10,16-17
Y A	JP 2008-297609 A（株式会社神戸製鋼所）2008.12.11, 特許請求の範囲,0001,0054,0059,表2,表4,表6,表8 & US 2009/0277547 A1 ,Claims,0001,0181-0184,TABLE 11,TABLE 13, TABLE 15,TABLE 17 & WO 2008/007785 A1 & EP 2053140 A1 & EP 2465961 A1 & EP 2465962 A1 & KR 10-2009-0018166 A & CN 101460647 A	1-2,7,10-11, 17 3-6,8-9, 12-16
Y A	JP 2014-214374 A（株式会社神戸製鋼所）2014.11.17, 特許請求の範囲,0001-0006,0072（ファミリーなし）	11-12,14 1-10,13, 15-17
Y A	JP 2013-216961 A（株式会社神戸製鋼所）2013.10.24, 特許請求の範囲,0001-0011,表1,表2（ファミリーなし）	11-12,14 1-10,13, 15-17
Y A	JP 2010-502845 A（ポスコ）2010.01.28, 特許請求の範囲,0025-0029 & WO 2008/082146 A1 ,Claims,52-59 & EP 2097547 A1 & KR 10-2008-0061853 A & CN 101495661 A	11-12,14 1-10,13, 15-17
A	JP 2011-63877 A（ＪＦＥスチール株式会社）2011.03.31, 特許請求の範囲,0045 & US 2012/0216925 A1 ,Claims,0045 & WO 2011/021724 A1 & EP 2468911 A1 & AU 2010285619 A1 & CA 2770585 A1 & CN 102482750 A & KR 10-1291010 B1 & MX 2012002200 A	1-17
A	WO 2013/099235 A1（ＪＦＥスチール株式会社）2013.07.04, 特許請求の範囲,0023-0040,0045-0051 表1,表2 & US 2014/0342184 A1 ,Claims,0051-0089,0107-0117,0134-0136, TABLE 1,TABLE 2 & JP 5413546 B2 & EP 2799568 A1 & TW 201337000 A & CN 104011242 A & KR 10-2014-0099544 A	1-17
A	JP 2013-60657 A（ＪＦＥスチール株式会社）2013.04.04, 特許請求の範囲,0015-0024,0037,表1（ファミリーなし）	1-17