

(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
2012年10月18日(18.10.2012)



(10) 国際公開番号
WO 2012/141297 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/14 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2012/060151
- (22) 国際出願日: 2012年4月13日(13.04.2012)
- (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 2011-089491 2011年4月13日(13.04.2011) JP
- (71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社(NIPPON STEEL 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; および
- (75) 発明者/出願人(米国についてのみ): 横井 龍雄(YOKOI Tatsuo) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 首藤 洋志(SHUTO Hiroshi) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 岡本 力(OKAMOTO Riki) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田

区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 藤田 展弘(FUJITA Nobuhiro) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 中野 和昭(NAKANO Kazuaki) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 山本 武史(YAMAMOTO Takeshi) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP).

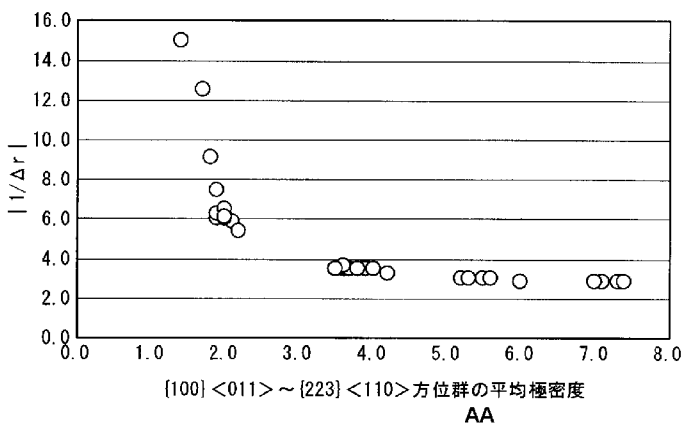
- (74) 代理人: 志賀 正武, 外(SHIGA Masatake et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 Tokyo (JP).
- (81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

[続葉有]

(54) Title: HOT-ROLLED STEEL FOR GASEOUS NITROCARBURIZING AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

(54) 発明の名称: ガス軟窒化用熱延鋼板及びその製造方法

[図1]

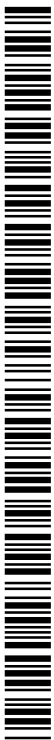


AA - Average pole density of the orientation group {100}<011>-{223}<110>

(57) Abstract: This invention provides a hot-rolled steel for gaseous nitrocarburizing with excellent isotropic workability, and a manufacturing method thereof. In addition to having an appropriate chemical composition, this hot-rolled steel for gaseous nitrocarburizing has, in the plate thickness center 5/8 to 3/8 of the plate thickness from the surface of the steel plate, a 1.0-4.0 average pole density of the orientation group {100}<011>-{223}<110>, expressed by the arithmetic average of the pole densities of each orientation of {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>, {112}<011> and {223}<011>, and has a 1.0-4.8 pole density of the crystal orientation {332}<113>. This hot-rolled steel sheet further has a 10µm or smaller average crystal particle diameter in the plate thickness center, and the microstructure comprises perlite (over 6% by component percentage) and ferrite (the remaining portion).

(57) 要約: 本発明は、等方加工性に優れるガス軟窒化用熱延鋼板及びその製造方法を提供するものである。本発明のガス軟窒化用熱延鋼板は、しかるべき化学成分組成を有すると共に、

鋼板の表面から5/8~3/8の板厚範囲である板厚中央部における{100}<011>、{116}<110>、{114}<110>、{112}<011>、{223}<110>の各方位の極密度の相加平均で表わされる{100}<011>~{223}<110>方位群の平均極密度が1.0以上4.0以下で、かつ{332}<113>の結晶方位の極密度が1.0以上4.8以下であり、さらに、板厚中心での平均結晶粒径が10µm以下であり、ミクロ組織が、組織分率で6%超のパールライトと残部がフェライトからなるものである。



WO 2012/141297 A1



(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, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, 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, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

- 国際調査報告 (条約第 21 条(3))
- 補正された請求の範囲及び説明書 (条約第 19 条(1))

明 細 書

発明の名称： ガス軟窒化用熱延鋼板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、等方加工性に優れるガス軟窒化用熱延鋼板及びその製造方法に関する。本願は、2011年04月13日に、日本に出願された特願2011-089491号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 近年、自動車の燃費向上を目的とする各種部材の軽量化のため、鉄合金等の鋼板の高強度化による薄肉化や、Al合金等の軽金属の適用が進められている。しかし、鋼等の重金属と比較した場合、Al合金等の軽金属は比強度が高いという利点があるものの、著しく高価であるという欠点がある。そのため、その適用は特殊な用途に限られている。従って、各種部材の軽量化をより安価でかつ広い範囲に推進するために、鋼板の高強度化による薄肉化が必要とされている。

[0003] 鋼板の高強度化は、一般的に成形性（加工性）等の材料特性の劣化を伴う。そのため、材料特性を劣化させずに如何に高強度化を図るかが高強度鋼板の開発において重要となる。特に、内板部材、構造部材、足廻り部材、トランスミッション等の自動車部材として用いられる鋼板は、その用途に応じて、曲げ性、伸びフランジ加工性、バーリング加工性、延性、疲労耐久性、耐衝撃性（靱性）及び耐食性等が求められる。従って、これら材料特性と高強度性とを高い水準でバランス良く発揮させることが重要である。

[0004] 特に、自動車部品のうちで、板材を素材として加工され回転体として機能を発揮する部品、例えば、オートマチックトランスミッションを構成するドラムやキャリア等は、エンジン出力をアクスルシャフトへ伝達する仲介をするための重要部品である。これらの部品は、フリクション等を低減するため形状としての真円度や円周方向の板厚の均質性が求められている。さらに、このような部品の成形には、バーリング加工、絞り、シゴキ、張出し成形と

いった成形様式が用いられるため、局部伸びに代表されるような極限変形能が非常に重要視されている。

[0005] このような部材に用いられる鋼板は、さらに、成形後に部品として自動車に取り付けた後に衝突等による衝撃を受けても部材が破壊し難い特性である耐衝撃性、すなわち靱性を向上させることが望ましい。特に寒冷地での使用を考慮した場合には、低温での耐衝撃性を確保するために、低温での靱性（低温靱性）を向上させることが望ましい。このため、上記鋼材の耐衝撃性を高めることは重要である。なお、この耐衝撃性（靱性）は、 $v T r s$ （シャルピー破面遷移温度）等で規定されるものである。

すなわち、上記部品を始めとする板厚の均一性が求められる部品用の薄鋼板には、優れた加工性に加えて、塑性的な等方性と耐衝撃性（靱性）とを両立させることが求められている。

[0006] 例えば特許文献1には、高強度と特に成形性に寄与する各種材料特性とを両立するために、鋼組織をフェライトが90%以上でかつ、残部をベイナイトとすることで高強度と延性、穴広げ性とを両立する鋼板の製造方法が開示されている。

しかしながら、特許文献1に開示される技術を適用して製造される鋼板は、塑性等方性については何ら言及されていない。そのため、例えば歯車などの真円度や円周方向の板厚の均質性が求められる部品に適用することを前提にすると部品の偏心による不正な振動やフリクションロスによる出力の低下が懸念される。

[0007] また、例えば特許文献2、3には、Moを添加して析出物を微細化することで高強度かつ優れた伸びフランジ性を有する高張力熱延鋼板が開示されている。

しかしながら、上述した特許文献2、3に開示された技術を適用した鋼板は、高価な合金元素であるMoを0.07%以上添加することを必須としているため製造コストが高いという問題点がある。更に、特許文献2及び3に開示の技術においては、塑性等方性について何ら言及されていない。そのた

め、真円度や円周方向の板厚の均質性が求められる部品に適用することを前提にすると、部品の偏心による不正な振動やフリクションロスによる出力の低下が懸念される。

[0008] 一方、例えば特許文献4には、鋼板の塑性等方性の向上、すなわち、塑性異方性の低減に関して、エンドレス圧延と潤滑圧延を組み合わせることで、表層せん断層のオーステナイトでの集合組織を適正化して r 値（ランクフォード値）の面内異方性を低減する技術が開示されている。

しかしながら、このような摩擦係数の小さい潤滑圧延をコイル全長にわたって実施するためには圧延中のロールバイトと圧延材とのスリップによる噛み込み不良を防止するためにエンドレス圧延が必要である。そのため、この技術を適用するためには粗バー接合装置や高速クロップシャー等の設備投資が伴うため負担が大きい。

[0009] また、例えば、特許文献5には、Zr、Ti、Moを複合添加し、950℃以上の高温で仕上げ圧延を終了することにより、780MPa級以上の強度の鋼板において、 r 値の異方性を低減し、伸びフランジ性と深絞り性を両立させる技術が開示されている。

しかしながら、高価な合金元素であるMoを0.1%以上添加することを必須としているため、製造コストが高いという問題点がある。

[0010] 鋼板の靱性を向上させる研究は、従来から進展しているものの、高強度でかつ、塑性的な等方性及び靱性が優れたガス軟窒化用熱延鋼板は、上述した特許文献1～5を以ってしても開示されていない。

先行技術文献

特許文献

[0011] 特許文献1：日本国特開平6-293910号公報

特許文献2：日本国特開2002-322540号公報

特許文献3：日本国特開2002-322541号公報

特許文献4：日本国特開平10-183255号公報

特許文献5：日本国特開2006-124789号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0012] 本発明は、上述した問題点に鑑みて案出されたものである。すなわち、引張強度で440MPa以上の高強度でかつ、延性、及び加工後の厳しい板厚均一性、真円度および耐衝撃性が要求される部材への適用が可能であり、さらに等方加工性（等方性）、穴広げ性に優れ、さらに、ガス軟窒化処理後には、十分な耐チップング性、耐転動疲労特性を示すガス軟窒化用熱延鋼板、及びその鋼板を安価に安定して製造できる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] 上記の課題を解決して係る目的を達成するために、本発明は以下の手段を採用した。

[0014] (1) すなわち、本発明の一態様に係る熱延鋼板は、質量%で、C含有量 [C] が0.07%超0.2%以下のCと、Si含有量 [Si] が0.001%以上2.5%以下のSiと、Mn含有量 [Mn] が：0.01%以上4%以下のMnと、Al含有量 [Al] が：0.001%以上2%以下のAlとを含有し、P含有量 [P] を0.15%以下、S含有量 [S] を0.03%以下、N含有量 [N] を0.01%以下に制限し、さらに、Ti含有量 [Ti] が、以下の式 (a) を満たすTiを含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、鋼板の表面から5/8～3/8の板厚範囲である板厚中央部における {100} <011>、{116} <110>、{114} <110>、{112} <110>、{223} <110>の各方位の極密度の相加平均で表わされる {100} <011>～{223} <110>方位群の平均極密度が1.0以上4.0以下で、かつ {332} <113>の結晶方位の極密度が1.0以上4.8以下であり、さらに、板厚中心での平均結晶粒径が10μm以下であり；ミクロ組織が、組織分率で6%超のパーライトと残部がフェライトからなる。

$$0.005 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \leq Ti \leq 0.015$$

$$+ [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \cdots (a)$$

- [0015] (2) 上記(1)に記載のガス軟窒化用熱延鋼板は、前記{100}<011>~{223}<110>方位群の前記平均極密度が2.0以下で、かつ、前記{332}<113>の結晶方位の前記極密度が3.0以下であってもよい。
- [0016] (3) 上記(1)に記載のガス軟窒化用熱延鋼板は、前記平均結晶粒径が7 μ m以下であってもよい。
- [0017] (4) 上記(1)~(3)のいずれか一項に記載のガス軟窒化用熱延鋼板は、さらに、質量%で、Nb含有量[Nb]が0.005%以上0.06%以下のNbと、Cu含有量[Cu]が0.02%以上1.2%以下のCuと、Ni含有量[Ni]が0.01%以上0.6%以下のNiと、Mo含有量[Mo]が0.01%以上1%以下のMoと、V含有量[V]が0.01%以上0.2%以下のVと、Cr含有量[Cr]が0.01%以上2%以下のCrと、Mg含有量[Mg]が0.0005%以上0.01%以下のMgと、Ca含有量[Ca]が0.0005%以上0.01%以下のCaと、REM含有量[REM]が0.0005%以上0.1%以下のREMと、B含有量[B]が0.0002%以上0.002%以下のBと、のいずれか一種又は二種以上を含有してもよい。
- [0018] (5) 本発明の一態様に係るガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法は、質量%で、C含有量[C]が0.07%超0.2%以下のCと、Si含有量[Si]が0.001%以上2.5%以下のSiと、Mn含有量[Mn]が0.01%以上4%以下のMnと、Al含有量[Al]が0.001%以上2%以下のAlと、を含有し、P含有量[P]を0.15%以下、S含有量[S]を0.03%以下、N含有量[N]を0.01%以下、に制限し、さらに、Ti含有量[Ti]が、以下の式(a)を満たすTiを含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼塊またはスラブを、1000℃以上1200℃以下の温度域で圧下率が40%以上の圧下を1回以上行う第1の熱間圧延を行い；前記第1の熱間圧延完了後から150秒以内に1000℃以上

の温度域で第2の熱間圧延を開始し、前記第2の熱間圧延では、下記式（b）において鋼板成分により決定される温度を T_1 ℃とした場合に、 $T_1 + 30$ ℃以上 $T_1 + 200$ ℃以下の温度範囲において、少なくとも1回は1パス30%以上の圧延を行い、かつ、圧下率の合計が50%以上となる圧下を行い； A_r3 変態点温度以上 $T_1 + 30$ ℃未満の温度範囲で、圧下率の合計が30%以下である第3の熱間圧延を行い； A_r3 変態点温度以上で熱間圧延を終了し； $T_1 + 30$ ℃以上 $T_1 + 200$ ℃以下の温度範囲における30%以上の圧下率のパスを大圧下パスとした場合、前記大圧下パスのうちの最終パスの完了から冷却開始までの待ち時間 t 秒が下式（c）を満たすように、50℃/秒以上の冷却速度で、冷却温度変化が40℃以上140℃以下でかつ、冷却終了温度が $T_1 + 100$ ℃以下となる冷却を行い；550℃超で巻き取る。

$$0.005 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \leq T_i \leq 0.015 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \dots (a)$$

$$T_1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V] \dots (b)$$

$$t \leq 2.5 \times t_1 \dots (c)$$

ここで、 t_1 は下記式（d）で表される。

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100) + 3.1 \dots (d)$$

ここで、 T_f は、大圧下パスの最終パス圧下後の温度（℃）、 P_1 は、大圧下パスの最終パスの圧下率（%）である。

[0019] （6）上記（5）に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法では、前記一次冷却は、圧延スタンド間において冷却を行ってもよい。

[0020] （7）上記（5）または（6）に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法では、前記待ち時間 t 秒が、更に、下記式（e）を満たしてもよい。

$$t_1 \leq t \leq 2.5 \times t_1 \dots (e)$$

[0021] (8) 上記(5)または(6)に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法では、前記待ち時間 t 秒が、さらに、下記式 (f) を満たしてもよい。

$$t < t_1 \dots (f)$$

[0022] (9) 上記(5)～(8)のいずれか一項に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法では、前記第2の熱間圧延における各パス間の温度上昇を 18°C 以下としてもよい。

[0023] (10) 上記(9)に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法では、前記スラブまたは鋼塊が、さらに、質量%で、Nb含有量 [Nb] が 0.005% 以上 0.06% 以下のNbと、Cu含有量 [Cu] が 0.02% 以上 1.2% 以下のCuと、Ni含有量 [Ni] が 0.01% 以上 0.6% 以下のNiと、Mo含有量 [Mo] が 0.01% 以上 1% 以下のMoと、V含有量 [V] が 0.01% 以上 0.2% 以下のVと、Cr含有量 [Cr] が 0.01% 以上 2% 以下のCrと、Mg含有量 [Mg] が 0.0005% 以上 0.01% 以下のMgと、Ca含有量 [Ca] が 0.0005% 以上 0.01% 以下のCaと、REM含有量 [REM] が 0.0005% 以上 0.1% 以下のREMと、B含有量 [B] が 0.0002% 以上 0.002% 以下のBと、のいずれか一種又は二種以上を含有してもよい。

[0024] (11) 上記(5)～(8)のいずれか一項に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法では、前記スラブまたは鋼塊が、さらに、質量%で、Nb含有量 [Nb] が 0.005% 以上 0.06% 以下のNbと、Cu含有量 [Cu] が 0.02% 以上 1.2% 以下のCuと、Ni含有量 [Ni] が 0.01% 以上 0.6% 以下のNiと、Mo含有量 [Mo] が 0.01% 以上 1% 以下のMoと、V含有量 [V] が 0.01% 以上 0.2% 以下のVと、Cr含有量 [Cr] が 0.01% 以上 2% 以下のCrと、Mg含有量 [Mg] が 0.0005% 以上 0.01% 以下のMgと、Ca含有量 [Ca] が 0.0005% 以上 0.01% 以下のCaと、REM含有量 [REM] が 0.0005% 以上 0.1% 以下のREMと、B含有量 [B] が 0.0002% 以上 0.002% 以下のBと、のいずれか一種又は二種以上を

含有してもよい。

発明の効果

[0025] 本発明によれば、延性及び加工後の厳しい板厚均一性、真円度および耐衝撃性が要求される部材への適用が可能な等方加工性、穴広げ性、韌性に優れる高強度ガス軟窒化用熱延鋼板が得られる。また、上述のガス軟窒化用熱延鋼板を安価に安定して製造できる。このため、本発明は工業的価値が高い。

図面の簡単な説明

[0026] [図1] $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の平均極密度と等方性との関係を示す図である。

[図2] $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度と等方性との関係を示す図である。

[図3] 本実施形態に係る熱延鋼板の製造方法を示すフローチャートである。

発明を実施するための形態

[0027] 以下に、本発明を実施するための形態について詳細に説明する。なお、以下では、組成における質量%を、単に%と記載する。また、本実施形態においては、等方加工性に優れるガス軟窒化用熱延鋼板を単に熱延鋼板という場合がある。

[0028] 本発明者らは、延性及び加工後の厳しい板厚均一性、真円度および耐衝撃性が要求される部材への適用に好適なガス軟窒化用熱延鋼板について、加工性に加えて、等方性と耐衝撃性とを両立させるために鋭意研究を重ねた。

なお、ガス軟窒化用熱延鋼板では、部品として使用される際にガス軟窒化処理が行われることを想定している。そのため、原板（ガス軟窒化処理を行っていない熱延鋼板）での韌性に加えて、ガス軟窒化処理後（単に窒化処理後と言う場合がある）でも、十分な耐衝撃性（韌性）を示すことが求められる。通常、ガス軟窒化処理後の熱延鋼板は、表層に生成する化合物相などの影響で、ガス軟窒化処理前の熱延鋼板に比べて耐衝撃性が劣化する。本実施形態に係る熱延鋼板では、原板の韌性を目標値以上とし、さらに、窒化層を制御することで、ガス軟窒化処理後の熱延鋼板の韌性についても目標値以上

とすることを検討した。

なお、本実施形態において、単に耐衝撃性、または靱性と言う場合、原板、窒化処理後の両方の耐衝撃性、または靱性を示す。

検討の結果、以下の新たな知見を得た。

[0029] 等方性を向上させる（異方性を低減する）ためには、異方性の原因である未再結晶オーステナイトからの変態集合組織の形成を回避することが有効である。このためには、仕上げ圧延後のオーステナイトの再結晶を促進することが望ましい。そして、その手段としては仕上げ圧延での最適な圧延パススケジュールと圧延温度の高温化が有効である。

[0030] 一方、窒化処理前及び窒化処理後のいずれにおいても、耐衝撃性（靱性）を向上させるためには脆性破面の破面単位の微細化、すなわち、ミクロ組織単位の細粒化が効果的である。この細粒化には、 γ （オーステナイト） \rightarrow α （フェライト）変態時の α の核生成サイトを増加させることが有効である。従って、その核生成サイトとなり得るオーステナイトの結晶粒界や転位密度を増加させることが望ましい。これら結晶粒界や転位密度を増加させるためには、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態点温度以上でかつ出来る限り低温で圧延することが望ましい。言いかえると、オーステナイトを未再結晶とし、未再結晶率が高い状態で $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態をさせることが望ましい。なぜなら、再結晶後のオーステナイト粒は、再結晶温度での粒成長が早いため、非常に短時間で粗大化して $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の α 相でも粗大粒となるためである。

[0031] 本発明者らは、上記のように通常の熱間圧延手段では望ましい条件が相反する条件となるため、等方性と靱性の両立は難しいと考えられていた。これに対して、本発明者らは、等方性と耐衝撃性を高い水準でバランスさせた鋼板を得ることができる全く新しい熱間圧延方法を発明するに至った。

[0032] 本発明者らは、等方性と集合組織の関係について以下の知見を得た。

鋼板を真円度や円周方向の板厚の均質性が求められる部品に加工する場合、トリミングや切削の工程を省略し加工ままで部品特性を満足する板厚均一性、真円度を得るために、等方性の指標である等方性指標 $1 / |\Delta r|$ が 3

． 5以上であることが望ましい。図1に示すように、等方性指標を3.5以上とするために、鋼板の集合組織で鋼板の表面から5/8～3/8の板厚範囲である板厚中央部における{100} <011>～{223} <110>方位群の平均極密度は、4.0以下とする。この平均極密度が4.0超となると異方性が極めて強くなる。一方、この平均極密度が1.0未満になると局部変形能の劣化による穴広げ性の劣化が懸念される。さらに優れた等方性指標6.0を得るためには、{100} <011>～{223} <110>方位群の平均極密度を、2.0以下とすることがより望ましい。等方性が6.0以上の場合、コイル内でのバラツキを考慮した場合でも、十分に加工ままで部品特性を満足する板厚均一性、真円度が得られる。ここで、{100} <011>～{223} <110>方位群の平均極密度とは、{100} <011>、{116} <110>、{114} <110>、{112} <110>、{223} <110>の各方位の相加平均で表わされる方位群である。そのため、{100} <011>、{116} <110>、{114} <110>、{112} <110>、{223} <110>の各方位の極密度を相加平均することで、{100} <011>～{223} <110>方位群の平均極密度を得ることができる。

[0033] 上記の等方性指標は、JIS Z 2201記載の5号試験片に加工し、JIS Z 2241記載の試験方法に従って行って求められる。等方性指標である $1/|\Delta r|$ における Δr は圧延方向、圧延方向に対して45°方向並びに90°方向（板幅方向）の塑性歪比（r値）をそれぞれ r_0 、 r_{45} 、 r_{90} と定義すると、 $\Delta r = (r_0 - 2 \times r_{45} + r_{90}) / 2$ と定義される。なお、 $|\Delta r|$ は、 Δr の絶対値を示す。

[0034] これら各方位の極密度はEBSP法（Electron Back Scattering Diffraction Pattern）などの方法を用いて測定する。具体的には、{110}極点図に基づきベクトル法により計算した3次元集合組織や{110}、{100}、{211}、{310}極点図のうち複数の極点図（好ましくは3つ以上）を用いて級数展開法で計

算した3次元集合組織から求めればよい。

[0035] 同様に、図2に示すように、等方性指標 $1 / |\Delta r|$ を3.5以上とするために、鋼板の集合組織で鋼板の表面から $5/8 \sim 3/8$ の板厚範囲である板厚中央部における $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度が4.8以下とする。この極密度が4.8超となると異方性が極めて強くなる。一方、この極密度が1.0未満になると局部変形能の劣化による穴広げ性の劣化が懸念される。より優れた等方性指標である6.0以上を得るためには、 $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度が3.0以下であることがより望ましい。等方性指標の値が6.0以上の場合、コイル内でのバラツキを考慮しても十分に加工ままで部品特性を満足する板厚均一性、真円度が得られるためさらに望ましい。

なお、上記の $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の平均極密度及び $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度は、意図的にある結晶方位に向けた結晶粒の割合を他の方位よりも高めるようにした場合には、値が高くなる。

また、上記の平均極密度、極密度が低いと、穴広げ性などの加工性が向上する。なお、穴広げ性は、70%以上であることが望ましい。

[0036] 上述の極密度とは、X線ランダム強度比と同義である。X線ランダム強度比とは、特定の方位への集積を持たない標準試料と供試材のX線強度を同条件でX線回折法等により測定し、得られた供試材のX線強度を標準試料のX線強度で除した数値である。この極密度は、X線回折、EBSP法、またはECP (Electron Channeling Pattern) 法のいずれでも測定が可能である。例えば、 $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の極密度は、これらの方法によって測定された $\{110\}$ 、 $\{100\}$ 、 $\{211\}$ 、 $\{310\}$ 極点図のうち、複数の極点図を用いて級数展開法で計算した3次元集合組織 (ODF) から $\{100\} \langle 011 \rangle$ 、 $\{116\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{114\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{223\} \langle 110 \rangle$ の各方位の極密度を求め、これら極密度を相加平均す

ることが求められる。E B S P等に供する試料は、機械研磨などによって鋼板を所定の板厚まで表面より減厚する。次いで、化学研磨や電解研磨などによって歪みを除去すると同時に、板厚の $5/8 \sim 3/8$ の範囲で適当な面が測定面となるように、上述の方法に従って試料を調整して測定すればよい。板幅方向については、鋼板の端部から $1/4$ もしくは、 $3/4$ の位置で採取することが望ましい。なお、これらの極密度は、ガス軟窒化処理前後で変化しない。

[0037] 当然のことであるが、上述の極密度の限定が板厚中央部だけでなく、なるべく多くの厚みについて満たされることで、より一層局部変形能が良好になる。しかしながら、鋼板の表面から $3/8 \sim 5/8$ の板厚における方位集積が、もっとも強く製品の異方性に影響を与えるため、鋼板の表面から $5/8 \sim 3/8$ の板厚範囲である板厚中央部の測定を行うことで、概ね鋼板全体の材質特性を代表できる。そのため、鋼板の表面から $5/8 \sim 3/8$ の板厚範囲である板厚中央部における $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の平均極密度と、 $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度とを規定するものとする。

[0038] ここで、 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ とは、上述の方法で試料を採取した時、板面の法線方向が $\{hkl\}$ に平行で、圧延方向が $\langle uvw \rangle$ と平行であることを示している。なお結晶の方位は通常、板面に垂直な方位を $[hkl]$ 又は $\{hkl\}$ 、圧延方向に平行な方位を (uvw) または $\langle uvw \rangle$ で表示する。 $\{hkl\}$ 、 $\langle uvw \rangle$ は等価な面の総称であり、 $[hkl]$ 、 (uvw) は個々の結晶面を指す。すなわち、本実施形態においては体心立方構造を対象としているため、例えば (111) 、 (-111) 、 $(1-11)$ 、 $(11-1)$ 、 $(-1-11)$ 、 $(-11-1)$ 、 $(1-1-1)$ 、 $(-1-1-1)$ 面は等価であり区別がつかない。このような場合、これらの方位を総称して $\{111\}$ と称する。ODF表示では他の対称性の低い結晶構造の方位表示にも用いられるため、個々の方位を $[hkl]$ (uvw) で表示するのが一般的であるが、本実施形態においては $[hkl]$ (uvw) と

$\{h k l\} \langle u v w \rangle$ は同義である。

[0039] 次に本発明者らは、耐衝撃性（靱性）について調査した。

原板の $v T r s$ 及び窒化処理後の $v T r s$ は、平均結晶粒径が細粒であるほど低温化する、すなわち靱性が向上する。さらに、窒化処理後の $v T r s$ は、平均結晶粒径の他に、パーライト分率などの影響を受ける。本実施形態に係る熱延鋼板では、窒化処理後の $v T r s$ を、寒冷地で窒化処理部品として使用するのに耐え得る $-20^{\circ}C$ 以下とする場合、本実施形態に記載した成分範囲を有し、パーライト分率が6%超である熱延鋼板において、板厚中心部での平均結晶粒径を $10\mu m$ 以下とすることが望ましいことが分かった。さらに、厳しい環境での使用を想定して窒化処理後の $v T r s$ を $-40^{\circ}C$ 以下とする場合、板厚中心部での平均結晶粒径を $7\mu m$ 以下とすることがより望ましい。

耐衝撃性（靱性）は、Vノッチシャルピー衝撃試験で得られる $v T r s$ （シャルピー破面遷移温度）にて評価した。ここで、Vノッチシャルピー衝撃試験は、JIS Z 2202に基づいて試験片を作製し、これについてJIS Z 2242で規定される内容でシャルピー衝撃試験を行い、 $v T r s$ を測定した。

[0040] 上記の通り、耐衝撃性（靱性）には組織の板厚中心部での平均結晶粒径の影響が大きい。板厚中心部での平均結晶粒径の測定は以下のように行った。鋼板の板厚方向における中央部付近からマイクロサンプルを切り出し、EBSP-OIM（登録商標）（Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy）を用いて結晶粒径を測定した。マイクロサンプルはコロイダルシリカ研磨剤で30～60分研磨し、倍率400倍、 $160\mu m \times 256\mu m$ エリア、測定ステップ $0.5\mu m$ の測定条件でEBSP測定を実施した。

[0041] EBSP-OIM（登録商標）法は走査型電子顕微鏡（SEM）内で高傾斜した試料に電子線を照射し、後方散乱して形成された菊池パターンを高感

度カメラで撮影し、コンピュータ画像処理することにより照射点の結晶方位を短時間で測定する。

EBS P法ではバルク試料表面の微細構造並びに結晶方位を定量的に解析することができ、分析エリアはSEMで観察できる領域で、SEMの分解能にもよるが、最小20nmの分解能で分析できる。解析は数時間かけて、分析したい領域を等間隔のグリッド状に数万点マッピングして行う。多結晶材料では試料内の結晶方位分布や結晶粒の大きさを見ることができる。

[0042] 本実施形態においては、結晶粒の方位差において一般的に結晶粒界として認識されている大傾角粒界の閾値である 15° を結晶粒界と定義して、マッピングした画像より粒を可視化し、平均結晶粒径を求めた。すなわち、「平均結晶粒径」とはEBS P-OIM（登録商標）にて得られる値である。

[0043] 上記したように本発明者らは、等方性および耐衝撃性を得るための各々の要件を明らかにした。

すなわち、耐衝撃性に直接係わる平均結晶粒径は仕上げ圧延終了温度が低温ほど細粒になる。しかし、等方性の支配因子の一つである鋼板の表面から $5/8 \sim 3/8$ の板厚範囲である板厚中央部における $\{100\} \langle 011 \rangle$ 、 $\{116\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{114\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{223\} \langle 110 \rangle$ の各方位の極密度の相加平均で表わされる $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の平均極密度と、 $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度とは、仕上げ圧延温度に対して平均結晶粒径とは逆の相関を示す。そのため、この等方性と耐衝撃性を両立する技術はこれまで全く示されていなかった。

[0044] そこで本発明者らは等方性のために仕上げ圧延後のオーステナイトを十分に再結晶させてかつ、再結晶粒の粒成長を極力抑制することで、等方性と耐衝撃性を同時に向上させる熱間圧延方法および条件を探索した。

[0045] 圧延により加工組織となったオーステナイト粒を再結晶させるためには、最適な温度域でかつ合計50%以上の大きな圧下率で仕上げ圧延を行うことが望ましい。一方、製品板のミクロ組織を細粒化するためには、仕上げ圧延

終了後に一定時間以内に冷却を開始してオーステナイト粒の再結晶後の粒成長を極力抑制することが望ましい。

[0046] そこで、前述の式（b）で表される鋼板成分により決定される温度を T_1 （ $^{\circ}\text{C}$ ）として、 $T_1 + 30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T_1 + 200^{\circ}\text{C}$ 以下の温度範囲における合計圧下率 R の熱間圧延を行い、この熱間圧延終了から $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の冷却速度で冷却温度変化が 40°C 以上 140°C 以下、かつ冷却終了温度が $T_1 + 100^{\circ}\text{C}$ 以下となる冷却を行うまでの待ち時間 t 秒との関係において本実施形態に係る熱延鋼板の要件である「鋼板の集合組織で鋼板の表面から $5/8 \sim 3/8$ の板厚範囲である板厚中央部における $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の平均極密度と、板厚中心での平均結晶粒径とそれぞれどのようになるかを調査した。なお、 R は全て 50% 以上である。合計圧下率（圧下率の合計）とは、いわゆる累積圧下率と同義であり、上記各温度範囲での圧延における、最初のパス前の入口板厚を基準とし、この基準に対する累積圧下量（上記各温度範囲での圧延における最初のパス前の入口板厚と上記各温度範囲での圧延における最終パス後の出口板厚との差）の百分率である。

[0047] $T_1 + 30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T_1 + 200^{\circ}\text{C}$ 以下の温度範囲における合計圧下率 R の熱間圧延が終了してから $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の冷却速度冷却を行うまでの待ち時間 t が前述の式（c）で表されるように $t \leq 2.5$ 秒以内で、冷却温度変化が 40°C 以上 140°C 以下、かつ冷却終了温度が $T_1 + 100^{\circ}\text{C}$ 以下となる場合に、「鋼板の集合組織で鋼板の表面から $5/8 \sim 3/8$ の板厚範囲である板厚中央部における $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の平均極密度が 1.0 以上 4.0 以下でかつ $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度が 1.0 以上 4.8 以下」であり、さらに「板厚中心での平均結晶粒径が $10 \mu\text{m}$ 以下」となっている。すなわち、本実施形態で目的とする等方性及び耐衝撃性を満足すると考えられる。

これは、等方性と耐衝撃性の両方を向上させ得る範囲、すなわち、十分なオーステナイトの再結晶と細粒化が両立する範囲が後程詳細に述べる本実施

形態で規定する熱間圧延方法で達成可能であることを示している。

さらに、より靱性を向上させる目的で平均結晶粒径が $7\ \mu\text{m}$ 以下とする場合には、待ち時間 t 秒を t_1 未満とすることが望ましく、より等方性を向上させる目的で $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の平均極密度を 2.0 以下とする場合には、待ち時間 t 秒を t_1 以上 $2.5 \times t_1$ 以下とすることが望ましいことが分かった。

[0048] 本発明者らは、上述のような基礎的研究によって得られた知見に基づき、さらに、延性及び加工後の厳しい板厚均一性、真円度および耐衝撃性が要求される部材への適用に好適なガス軟窒化用熱延鋼板及びその製造方法について鋭意検討を行った。その結果、下記の条件からなる熱延鋼板及びその製造方法を想到するに至った。

本実施形態における化学成分の限定理由について説明する。

[0049] C含有量 [C] : 0.07超0.2%以下

Cは、母材の強度、パーライト分率に大きな影響を与える元素である。しかし、穴広げ時の割れの起点となるセメントイト (Fe_3C) 等の鉄系炭化物を生成させる元素でもある。Cの含有量 [C] が、0.07%以下では、低温変態生成相による組織強化による強度向上の効果を得ることが出来ない。一方、0.2%超含有していると中心偏析が顕著になり打ち抜き加工時に二次せん断面の割れの起点となるセメントイト (Fe_3C) 等の鉄系炭化物が増加し、打ち抜き性や穴広げ性が劣化する。このため、Cの含有量 [C] は、0.07%超0.2%以下の範囲に限定する。強度の向上とともに延性とのバランスを考慮する場合には、Cの含有量 [C] は0.15%以下であることが望ましい。

[0050] Si含有量 [Si] : 0.001%以上2.5%以下

Siは、母材の強度上昇に寄与する元素である。また、溶鋼の脱酸材としての役割も有する。Si含有量 [Si] は、0.001%以上である場合に上記効果を発揮するが、2.5%を超えても強度上昇に寄与する効果が飽和する。また、変態点に大きく影響を及ぼす元素であり、Si含有量 [Si]

が、0.001%未満の場合や2.5%を超える場合には、パーライトの生成が抑制される虞がある。このため、Si含有量 [Si] は、0.001%以上2.5%以下の範囲に限定する。なお、強度向上と穴広げ性の向上の観点からは、Siは、0.1%超添加することでその含有量の増加に伴い、鋼板組織中におけるセメントイト等の鉄系炭化物の析出を抑制し、強度向上と穴広げ性の向上に寄与する。一方、添加量が1%を超えてしまうと鉄系炭化物の析出抑制の効果は飽和する。従って、Si含有量 [Si] の望ましい範囲は、0.1%超1%以下である。

[0051] Mn含有量 [Mn] : 0.01%以上4%以下

Mnは、固溶強化及び焼入れ強化により強度向上に寄与する元素である。しかし、Mn含有量 [Mn] が、0.01%未満ではこの効果を得ることが出来ない。一方、4%超ではこの効果が飽和する。また、変態点に大きく影響を及ぼす元素であり、Mn含有量 [Mn] が、0.01%未満の場合や4%を超える場合には、パーライトの生成が抑制される虞がある。このため、Mn含有量 [Mn] は、0.01%以上4.0%以下の範囲に限定する。Sによる熱間割れの発生を抑制するためにMn以外の元素が十分に添加されない場合には、Mn含有量 [Mn] とS含有量 [S] が質量%で $[Mn] / [S] \geq 20$ であることが望ましい。さらに、Mnは、その含有量の増加に伴いオーステナイト域温度を低温側に拡大させて焼入れ性を向上させ、バーリング性に優れる連続冷却変態組織の形成を容易にする元素である。この効果は、Mn含有量 [Mn] が、1%未満では発揮しにくいので、1%以上添加することが望ましい。

[0052] P含有量 [P] : 0%超0.15%以下

Pは、溶銑に含まれている不純物であり、粒界に偏析し、含有量の増加に伴い靱性を低下させる元素である。このため、P含有量は、低いほど望ましい。0.15%超含有すると加工性や溶接性に悪影響を及ぼすので、0.15%以下に制限する。特に、穴広げ性や溶接性を考慮すると、P含有量は、0.02%以下であることが望ましい。Pを0%にするのは、操業上、困難

であるので、0%は含まない。

[0053] S含有量 [S] : 0%超0.03%以下

Sは、溶銑に含まれている不純物であり、含有量が多すぎると、靱性を低下させたり、熱間圧延時の割れを引き起こしたりするばかりでなく、穴広げ性を劣化させるA系介在物を生成させる元素である。このためSの含有量は、極力低減させるべきである。しなしながら、0.03%以下ならば許容できる範囲であるので、0.03%以下に制限する。ただし、ある程度の穴広げ性を必要とする場合のS含有量 [S] は、好ましくは0.01%以下、より好ましくは0.005%以下である。Sを0%にするのは、操業上、困難であるので、0%は含まない。

[0054] Al含有量 [Al] : 0.001%以上2%以下

Alは、鋼の精錬工程における溶鋼脱酸のために0.001%以上添加する。しかし多量の添加は、コストの上昇を招くため、その上限を2%とする。また、Alをあまり多量に添加すると、非金属介在物を増大させ延性及び靱性を劣化させる。そのため延性及び靱性の観点からは0.06%以下であることが望ましい。更に望ましくは0.04%以下である。また、Siと同様に材料組織中におけるセメントイト等の鉄系炭化物の析出を抑制する効果を得るためには、0.016%以上含有させることが望ましい。従って、Al含有量 [Al] は、0.016%以上0.04%以下であることがさらに望ましい。

[0055] N含有量 [N] : 0%超0.01%以下

Nは、鑄造時にTiと粗大なTiNを生成し、ガス軟窒化時のTiによる表面硬度向上効果を低下させる。そのため、極力低減させるべきである。しなしながら、0.01%以下ならば許容できる範囲である。耐時効性の観点からは0.005%以下とすることが更に望ましい。Nを0%にするのは、操業上、困難であるので、0%は含まない。

[0056] Ti含有量 [Ti] : $0.005 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \leq [Ti] \leq 0.015 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \cdot$

・ ・ (a)

Tiは、フェライト変態後にTiCとして析出させ、ピンニング効果により冷却中または巻き取り後の α 粒の粒成長を抑制するために添加する。ただし、Tiは、オーステナイト相の高温域においてTiNおよびTiS等として析出固定されてしまう。そのため、 α 相においてピンニングに有効なTiを確保するために $0.005 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32$ 以上添加する。一方、 $0.015 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32$ 超添加してもその効果は飽和するためにこれを上限とする。また、Tiは、TiCとしてCを固定するので、過度に添加すると、パーライトの生成が抑制される虞がある。

また、Tiは成形後のガス軟窒化処理においてNと結びつき硬度を高める効果がある。そのためには $0.005 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32$ 以上添加する。Ti含有量[Ti]がこれ未満であると、ガス軟窒化処理後において、耐チップング性、耐転動疲労特性が低下するため、原板では、十分な機械的特性を示しても、ガス軟窒化用熱延鋼板としては不十分である。

[0057] 以上の化学元素は、本実施形態における鋼の基本成分（基本元素）であり、この基本元素が制御（含有または制限）され、残部が鉄及び不可避免的不純物よりなる化学組成が、本実施形態の基本組成である。しかしながら、この基本成分に加え（残部のFeの一部の代わりに）、本実施形態においては、必要に応じて、さらに、Nb、Cu、Ni、Mo、V、Cr、Ca、Mg、REM、Bを一種又は二種以上含有していてもよい。なお、これらの選択元素が鋼中に不可避免的に（例えば、各選択元素の量の下限未満の量）混入しても、本実施形態における効果を損なわない。以下に、各元素の成分限定理由について述べる。

[0058] Nb、Cu、Ni、Mo、V、Crは、析出強化もしくは固溶強化により熱延鋼板の強度を向上させる効果がある元素である。しかし、Nb含有量[Nb]が0.005%未満、Cu含有量[Cu]が0.02%未満、Ni含

有量 [Ni] が 0.01%未満、Mo含有量 [Mo] が 0.01%未満、V含有量 [V] が 0.01%未満、Cr含有量 [Cr] が 0.01%未満では上記効果を十分に得ることができない。また、Nb含有量 [Nb] が 0.06%超、Cu含有量 [Cu] が 1.2%超、Ni含有量が [Ni] 0.6%超、Mo含有量 [Mo] が 1%超、V含有量 [V] が 0.2%超、Cr含有量 [Cr] が 2%を超えて添加しても上記効果は飽和して経済性が低下する。従って、必要に応じて、Nb、Cu、Ni、Mo、V、Crを含有させる場合、Nb含有量 [Nb] は 0.005%以上0.06%以下、Cu含有量 [Cu] は 0.02%以上1.2%以下、Ni含有量 [Ni] は 0.01%以上0.6%以下、Mo含有量 [Mo] は 0.01%以上1%以下、V含有量 [V] は 0.01%以上0.2%以下、Cr含有量 [Cr] は 0.01%以上2%以下であることが望ましい。

[0059] Mg、CaおよびREM（希土類元素：Rare Earth Metal）は、破壊の起点となり、加工性を劣化させる原因となる非金属介在物の形態を制御し、加工性を向上させる元素である。Ca、REMおよびMgはいずれも、0.0005%未満添加では上記効果を発揮しない。また、Mgの含有量 [Mg] を 0.01%超、Caの含有量 [Ca] を 0.01%超、REMの含有量 [REM] を 0.1%超添加しても上記効果が飽和して経済性が低下する。従ってMg含有量 [Mg] は 0.0005%以上0.01%以下、Ca含有量 [Ca] は 0.0005%以上0.01%以下、REM含有量 [REM] は、0.0005以上0.1%以下の量を添加することが望ましい。

[0060] B含有量 [B] : 0.0002%以上0.002%以下

Bは、成形後のガス軟窒化処理においてNと結びつき硬度を高める効果がある。ただし、0.0002%未満の添加ではその効果が得られない。一方、0.002%を超えて添加してもその効果が飽和する。さらに、熱間圧延でのオーステナイトの再結晶を抑制する元素であるため、多量の添加は未再結晶オーステナイトからの $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態集合組織を強め、等方性を劣化させる

恐れがある。このため、Bの含有量 [B] は、0.0002%以上0.002%以下とする。一方、連続鋳造後の冷却工程でスラブ割れの観点からは [B] は0.0015%以下が望ましい。すなわち、B含有量 [B] は、0.001%以上0.0015%以下であることがより望ましい。

[0061] なお、これらを主成分とする熱延鋼板には、さらに、不可避的不純物として、Zr、Sn、Co、Zn、Wを合計で1%以下含有しても構わない。しかしながらSnは、熱間圧延時に疵が発生する虞があるので0.05%以下が望ましい。

[0062] 次に、本実施形態に係る熱延鋼板におけるミクロ組織等の冶金的因子について詳細に説明する。

本実施形態に係る熱延鋼板のミクロ組織は、組織分率で6%超のパーライトと残部がフェライトからなる。この組織構成の規定は、窒化処理後の靱性、すなわち、ガス軟窒化処理後に部品として使用される際の耐衝撃性に関わる。

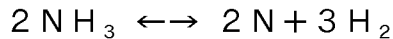
[0063] ガス軟窒化処理は $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態点温度以下である570℃前後の比較的低温で行われる。すなわち、ガス軟窒化処理は焼き入れ処理と異なり相変態による焼き入れ組織強化ではなく、硬さの高い窒化物を作ることによって著しく硬化させる処理である。

ガス軟窒化処理した材料の断面を顕微鏡で観察すると厚さ約10~20 μ mの化合物層（白層： ϵ 窒化物 $Fe_{2-3}N$ ）及び、その深部に厚さ100~300 μ m程度の拡散層が確認できる。さらにその深部には処理前とほとんど変化のない母材組織が存在している。なお、上記化合物層は、脆化層であり、深すぎると窒化処理後の靱性を低下させる虞があるため、20 μ m以下が好ましい。

また、ガス軟窒化後化合物層の表面から0~5 μ mの平均ビッカース硬度Hv（0.005kgf）は、ガス軟窒化処理を施された部品において、耐チップング性、耐転動疲労特性を満足するために、350Hv以上の硬度とすることが求められる。耐摩耗性の観点から、さらに望ましくは400Hv

以上である。

[0064] ガス軟窒化処理では、



の反応で得られたNが鋼板表面より拡散して窒化物を作る。その際の鉄と窒素の化合物は、面心立方格子の γ 相 (Fe_4N) と稠密六方格子の ζ 相 (Fe_2N) の2種類があり、N濃度が11%を超えると ζ 相が生成する。この ζ 相は窒化処理後の靱性を極端に劣化させる。

[0065] ガス軟窒化処理によって得られる耐摩耗性、耐焼付性、耐疲労性、耐食性などと、窒化処理後の靱性とを両立するためには、Nの拡散を制御し、 ζ 相の生成を避けなければならない。

本発明者らは、 ζ 相の生成をNの拡散を抑制することで可能な限り回避する方法について金属組織学的観点より鋭意研究を重ねた。その結果、ミクロ組織において、組織分率で6%超のパーライトが存在するとNの拡散が抑制され ζ 相の生成を回避できることを新たに知見した。

このメカニズムは明らかではないが、パーライト組織を形成しているバンド状のセメンタイトラメラにサンドイッチされる形で存在するフェライトにおいてCが鉄格子中に多く存在し、ガス軟窒化処理で鉄格子中に拡散しようとするNの侵入サイトを占有していることにより、Nの拡散が抑制されたためと考えられる。

[0066] 本実施形態に係る熱延鋼板においてパーライトの組織分率の上限については特に規定しない。しかしながら、本実施形態に係る熱延鋼板の成分範囲は亜共析鋼となる範囲であるため、25%が上限となる。

本実施形態に係る熱延鋼板においてパーライトのラメラ間隔については特に限定しない。しかし、2 μm 超であるとセメンタイトラメラにサンドイッチされる形で存在するフェライトの鉄格子中に存在するCの濃度が減少し、Nの拡散を抑制する効果が低下する可能性がある。そのため、パーライトのラメラ間隔は2 μm 以下が望ましい。より望ましくは1.5 μm 以下、さらに一層望ましくは1.0 μm 以下である。

[0067] ラメラ間隔の測定については、以下のように行った。ナイタールにてエッチング後にSEMにて5000倍以上の倍率で少なくとも5視野以上観察し、パーライト組織のラメラ間隔を測定した。本実施形態におけるラメラ間隔とは、その平均値を示している。

[0068] 次に、本実施形態に係る熱延鋼板の製造方法の限定理由について、以下に詳細に説明する。（以下、本実施形態に係る製造方法という。）

本実施形態に係る製造方法において、熱間圧延工程に先行して上述した成分を有するスラブなどの鋼片を製造する。この鋼片の製造方法は特に限定されるものではない。すなわち、上述した成分を有する鋼片の製造方法としては、高炉、転炉や電炉等による溶製工程に引き続き、各種の二次精練工程で目的の成分含有量になるように成分調整を行い、次いで通常の連続鋳造、又はインゴット法による鋳造の他、薄スラブ鋳造などの方法で鋳造工程を行うようにしてもよい。また、連続鋳造によってスラブを得た場合には、高温鋳片のまま熱間圧延機に送ってもよく、一度室温まで冷却後に加熱炉にて再加熱した後に熱間圧延してもよい。原料にはスクラップを使用しても構わない。

[0069] 上述した製造方法により得られたスラブは、熱間圧延工程前にスラブ加熱工程において加熱を行う。本実施形態に係る製造方法においてこの加熱温度は特に限定しない。ただし、加熱温度が1260℃超であると、スケールオフにより歩留が低下するので、加熱温度は1260℃以下が望ましい。また、1150℃未満の加熱温度では、スケジュール上操業効率を著しく損なうため、加熱温度は1150℃以上が望ましい。

スラブ加熱工程における加熱時間については特に限定しない。しかし、中心偏析等を回避する観点からは、上述した加熱温度に達してから30分以上保持することが望ましい。ただし、鋳造後の鋳片を高温のまま直送して圧延する場合はこの限りではない。

[0070] スラブ加熱工程の後には、特に待つことなく、例えば5分以内に加熱炉より抽出したスラブに対して粗圧延（第1の熱間圧延）を行う粗圧延工程を開始

し粗バーを得る。

この粗圧延（第1の熱間圧延）は、以下に説明する理由により1000℃以上1200℃以下の温度域で、40%以上の圧下を1回以上行う。粗圧延温度が1000℃未満では、粗圧延での熱間変形抵抗が増して、粗圧延の操業に障害をきたす恐れがある。

一方、この粗圧延温度が1200℃超では、平均結晶粒径が大きくなって靱性を低下させる要因となる。さらに、粗圧延中に生成する二次スケールが成長しすぎて、後に実施するデスクーリングや仕上げ圧延でスケールを除去することが困難となる恐れがある。この粗圧延終了温度が1150℃超では、介在物が延伸し穴広げ性を劣化させる原因となる場合がある。そのため望ましくは1150℃以下である。

[0071] また、粗圧延での圧下率が小さいと、平均結晶粒径が大きくなって靱性を低下させる要因となる。望ましくは40%以上であると、結晶粒径がより均一且つ細粒となる。一方、65%超では、介在物が延伸し穴広げ性を劣化させる原因となる場合がある。そのため、上限は65%とすることが望ましい。

[0072] 熱延鋼板の平均結晶粒径を細粒化するためには、粗圧延後、すなわち仕上げ圧延（第2の熱間圧延）前のオーステナイト粒径が重要である。そのため、オーステナイト粒径を200μm以下とすることが望ましい。仕上げ圧延前のオーステナイト粒を小さくすることで、熱延鋼板の結晶粒の細粒化および均質化が大きく促進される。オーステナイト粒径を200μm以下にするためには、40%以上で1回以上の圧下を行う。

この細粒化および均質化の効果をより効率的に得るためには、オーステナイト粒径は、100μm以下にすることがより望ましい。このためには、粗圧延（第1の熱間圧延）において40%以上の圧下を2回以上行うことが望ましい。ただし、10回を超える圧下は温度の低下やスケールの過剰生成の懸念がある。

[0073] このように、仕上げ圧延前のオーステナイト粒径を小さくすることが、後

々の仕上げ圧延でのオーステナイトの再結晶促進に有効である。これは、仕上げ圧延中の再結晶核の1つとして粗圧延後の（すなわち仕上げ圧延前の）オーステナイト粒界が機能することによると推測される。このようにオーステナイト粒径を小さくした上で、後述するように仕上げ圧延、冷却開始までの時間などを適切に制御することが、鋼板での平均結晶粒径を細粒化に有効である。

粗圧延後のオーステナイト粒径を確認するためには、仕上げ圧延に入る前の鋼板を可能な限り急冷することが望ましく、 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で鋼板を冷却して、断面の組織をエッチングしてオーステナイト粒界を浮き立たせて光学顕微鏡にて測定する。この際、50倍以上の倍率にて20視野以上を、画像解析や切断法にて測定する。

- [0074] 粗圧延完了後に行う圧延（第2の熱間圧延、及び第3の熱間圧延）では、粗圧延工程終了後に得られた粗バーを、粗圧延工程と仕上げ圧延工程との間で接合し、連続的に圧延を行うようなエンドレス圧延を行うようにしてもよい。その際に粗バーを一旦コイル状に巻き、必要に応じて保温機能を有するカバーに格納し、再度巻き戻してから接合を行ってもよい。
- [0075] また、仕上げ圧延（第2の熱間圧延）を行うにあたって、粗バーの圧延方向、板幅方向、板厚方向における温度のバラツキを小さく制御することが望ましい場合がある。この場合は、必要に応じて、粗圧延工程の粗圧延機と仕上げ圧延工程の仕上げ圧延機との間、又は仕上げ圧延工程中の各スタンド間において、粗バーの圧延方向、板幅方向、板厚方向における温度のバラツキを制御できる加熱装置で粗バーを加熱してもよい。
- [0076] 加熱の手段としては、ガス加熱、通電加熱、誘導加熱等の様々な加熱手段が考えられるが、粗バーの圧延方向、板幅方向、板厚方向における温度のバラツキを小さく制御可能であれば、いかなる公知の手段を用いてもよい。加熱装置の方式としては、工業的に温度の制御応答性が良い誘導加熱方式が好ましい。特に、誘導加熱方式でも板幅方向でシフト可能な複数のトランスバーズ型誘導加熱装置を設置すれば、板幅に応じて板幅方向の温度分布を任意

にコントロールできるのでより好ましい。加熱装置の方式としては、トランスバース型誘導加熱装置と共に板幅全体加熱に優れるソレノイド型誘導加熱装置との組み合わせにより構成される装置が最も好ましい。

[0077] これらの加熱装置を用いて温度制御する場合には、加熱装置による加熱量の制御をすることが望ましい。この場合は、粗バー内部の温度は実測できないため、装入スラブ温度、スラブ在炉時間、加熱炉雰囲気温度、加熱炉抽出温度、さらにテーブルローラーの搬送時間等の予め測定された実績データを用いて、粗バーが加熱装置に到着時の圧延方向、板幅方向、板厚方向における温度分布を推定する。そしてその推定値に基づいて、加熱装置による加熱量を制御することが望ましい。

[0078] 誘導加熱装置による加熱量の制御は、例えば、以下のようにして制御する。

誘導加熱装置（トランスバース型誘導加熱装置）の特性として、コイルに交流電流を通じると、その内側に磁場が生じる。そして、この中に置かれている導電体には、電磁誘導作用により、磁束と直角の円周方向にコイル電流と反対の向きの渦電流が起こり、そのジュール熱によって導電体は加熱される。渦電流は、コイル内側の表面に最も強く発生し、内側に向かって指数関数的に低減する（この現象を表皮効果という）。

[0079] したがって、周波数が小さいほど電流浸透深さが大きくなり、厚み方向に均一な加熱パターンが得られる。逆に、周波数が大きいほど電流浸透深さが小さくなり、厚み方向に表層をピークとする過加熱の小さな加熱パターンが得られることが知られている。

よって、トランスバース型誘導加熱装置によって、粗バーの圧延方向、板幅方向の加熱は従来と同様に行なうことができる。

[0080] 板厚方向の加熱は、トランスバース型誘導加熱装置の周波数変更によって浸透深さを変化させて、板厚方向の加熱パターンを操作することによってその温度分布の均一化を行なうことができる。

この場合は、周波数可変型の誘導加熱装置を用いることが好ましいが、コ

ンデンサーの調整によって周波数変更を行ってもよい。誘導加熱装置による加熱量の制御は、周波数の異なるインダクターを複数配置して必要な厚み方向加熱パターンが得られるように夫々の加熱量の配分を変更してもよい。誘導加熱装置による加熱量の制御は、被加熱材とのエアギャップを変更すると周波数が変動する。そのため、エアギャップを変更して所望の周波数及び加熱パターンを得るようにしてもよい。

[0081] また、例えば、金属材料疲労設計便覧（日本材料学会編）に記載されているように、熱延又は酸洗ままの鋼板の疲労強度は、鋼板表面の最大高さ R_y と相関がある。そのため、仕上げ圧延後の鋼板表面の最大高さ R_y （JIS B0601：2001に規定された R_z に相当）は、 $15\ \mu\text{m}$ （ $15\ \mu\text{m}$ R_y 、 $12.5\ \text{mm}$ 、 $\ln 12.5\ \text{mm}$ ）以下であることが望ましい。この表面粗度を得るためには、デスクーリングにおいて、鋼板表面での高圧水の衝突圧 $P \times$ 流量 $L \geq 0.003$ の条件を満たすことが望ましい。その後の仕上げ圧延は、再びスケールが生成してしまうのを防ぐためにデスクーリング後、5秒以内に行うのが望ましい。

[0082] 粗圧延（第1の熱間圧延）工程が終了した後、仕上げ圧延（第2の熱間圧延）工程を開始する。ここで、粗圧延終了から仕上げ圧延開始までの時間は150秒以下とする。粗圧延終了から仕上げ圧延開始までの時間が150秒超であると、鋼板中の平均結晶粒径が大きくなって靱性が低下する。下限は、特に限定しないが、粗圧延後に完全に再結晶を完了させる場合には、5秒以上であることが望ましい。また、ロール接触による粗バー表層の温度低下と加工発熱による粗バー板厚方向の温度の不均一化によって材質への影響が懸念される場合は、20秒以上であることが望ましい。

[0083] 仕上げ圧延においては、仕上げ圧延開始温度を 1000°C 以上とする。仕上げ圧延開始温度が 1000°C 未満であると、各仕上げ圧延パスにおいて圧延対象の粗バーに与えられる圧延温度が低温化し、未再結晶温度域での圧下となり集合組織が発達し等方性が劣化する。

仕上げ圧延開始温度の上限は特に規定しない。しかし、 1150°C 以上で

あると、仕上げ圧延前及びパス間で鋼板地鉄と表面スケールの上にウロコ状の紡錘スケール欠陥の起点となるブリスターが発生する虞がある。そのため、仕上げ圧延開始温度は、 1150°C 未満であることが望ましい。

[0084] 仕上げ圧延は、鋼板成分により決定される温度を T_1 ($^{\circ}\text{C}$) とすると、 $T_1 + 30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T_1 + 200^{\circ}\text{C}$ 以下の温度範囲において少なくとも1回は1パス30%以上の圧下を行い、且つ、この温度範囲での圧下率の合計を50%以上とし、 $T_1 + 30^{\circ}\text{C}$ 以上で熱間圧延を終了する。ここで T_1 とは、各元素の含有量を用いて下記の式 (b) で算出される温度である。

$$T_1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V] \dots (b)$$

この T_1 温度自体は経験的に求めたものである。 T_1 温度を基準として、各鋼のオーステナイト域での再結晶が促進されることを発明者らは実験により経験的に知見した。ただし、上記式 (b) において含まれない化学元素 (化学成分) の量は、0%として計算する。

[0085] $T_1 + 30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T_1 + 200^{\circ}\text{C}$ 以下の温度範囲での合計圧下率が50%未満であると熱間圧延中に蓄積される圧延ひずみが十分ではなく、オーステナイトの再結晶が十分進行しないために結晶粒径が粗大化するとともに、集合組織が発達し等方性が劣化する。そのため、仕上げ圧延での合計圧下率を50%以上とする。望ましくは合計圧下率が70%以上であると温度変動等に起因するバラツキを考慮しても十分な等方性が得られる。

一方、合計圧下率が90%を超えると、加工発熱等により、 $T_1 + 200^{\circ}\text{C}$ 以下の温度範囲を維持することが難しくなるため望ましくない。また、圧延荷重が増加し圧延が困難となる場合がある。

さらに、蓄積した歪の開放による均一な再結晶を促すため、 $T_1 + 30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T_1 + 200^{\circ}\text{C}$ 以下での圧下率の合計を50%以上とした上で、この圧延中に少なくとも1回は1パス30%以上の圧下を行う。

[0086] 第2の熱間圧延終了後、均一な再結晶を促すために、 A_r3 変態点温度以

上 $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 未満の温度域での加工量をなるべく少なく抑えることが望ましい。そのためには、 A_r3 変態点温度以上 $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 未満での圧延（第3の熱間圧延）における圧下率の合計を30%以下に制限する。板厚精度や板形状の観点からは、10%以下の圧下率が望ましいが、より等方性を求める場合には、圧下率は0%がより望ましい。

[0087] 第1から第3の熱間圧延はいずれも、 A_r3 変態点温度以上で終了する必要がある。 A_r3 変態点温度未満での熱間圧延では、二相域圧延となり、加工フェライト組織残留により、等方性、延性が低下する。なお、望ましくは、圧延終了温度は、 $T_1^\circ\text{C}$ 以上である。

[0088] さらに、再結晶粒の粒成長を抑制するために、 $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 以上 $T_1 + 200^\circ\text{C}$ 以下の温度範囲における30%以上の圧下率のパスを大圧下パスとした場合、前記大圧下パスのうちの最終パスの完了から冷却開始までの待ち時間 t 秒が下記式 (c) を満たすように、 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上の冷却速度で冷却温度変化が 40°C 以上 140°C 以下、かつ冷却停止温度が $T_1 + 100^\circ\text{C}$ 以下となる一次冷却を行う。

冷却までの待ち時間 t が $2.5 \times t_1$ 秒超であると再結晶したオーステナイト粒が高温で保持されるために著しく結晶粒が成長し、その結果靱性が劣化する。なお、上記の一次冷却は、圧延後に可能な限り迅速に鋼板を水冷するためには、圧延スタンド間で冷却を行うことが望ましい。なお、最終圧延スタンド後面には温度計、板厚計等の計装機器が設置されていること場合には、冷却水をかける際に発生するスチーム等で計測が困難となるため、最終圧延スタンド直後に冷却装置を設置することが難しい。

$$t \leq 2.5 \times t_1 \dots (c)$$

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100) + 3.1 \dots (d)$$

ここで、 T_f は、大圧下パスの最終パス圧下後の温度 ($^\circ\text{C}$)、 P_1 は、大圧下パスの最終パスの圧下率 (%) である。

なお、待ち時間 t は、熱間圧延終了からの時間ではなく、上記の通りとす

る方が、実質的に望ましい再結晶率と再結晶粒径を得られるため、望ましいことが分かった。なお、一次冷却は、冷却開始までの待ち時間が上記の通りであれば、第3の熱間圧延とどちらを先に行っても構わない。

[0089] 冷却温度変化を 40°C 以上 140°C 以下に制限することにより、再結晶したオーステナイト粒の粒成長をより抑制することができる。さらにバリエーション選択（バリエーション制限の回避）をより効果的に制御することで、集合組織の発達をさらに抑制することもできる。上記一次冷却の温度変化が 40°C 未満であると、再結晶したオーステナイト粒が粒成長し靱性が劣化する。一方、 140°C 超では A_r3 変態点温度以下までオーバーシュートする恐れがありその場合再結晶オーステナイトからの変態であってもバリエーション選択の先鋭化の結果集合組織が形成され等方性が低下する。また、冷却停止温度が A_r3 変態点温度以下になった場合、ベイナイト組織が生成し、フェライト及びパーライトの生成が抑制される虞がある。

この冷却での冷却速度が $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満であると再結晶したオーステナイト粒が粒成長し靱性が劣化する。一方、冷却速度の上限は特に定めないが板形状の観点から $200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下が妥当と思われる。また、冷却終了時の鋼板温度が、 $T1 + 100^{\circ}\text{C}$ 超では、冷却の効果が十分得られない。これは、例え最終パス後に適正な条件で一次冷却を実施したとしても一次冷却終了後の鋼板温度が $T1 + 100^{\circ}\text{C}$ 超では、結晶粒成長が起こる恐れがあり著しくオーステナイト粒径が粗大化する懸念があるためである。

[0090] なお、冷却開始までの待ち時間 t を $t1$ 未満にさらに限定した場合、より粒成長を抑え、一層優れた靱性を得ることができる。

[0091] 一方、冷却開始までの待ち時間 t を $t1 \leq t \leq 2.5 \times t1$ にさらに限定した場合、結晶粒のランダム化を十分に促進し、安定して一層優れた極密度及び等方性を得ることができる。

[0092] さらに、粒成長を抑え、優れた靱性を得るためには、 $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ 以下の温度範囲における圧延において、各仕上げ圧延パス間の温度上昇を 18°C 以下とすることが望ましい。温度上昇を抑えるためには、

例えば、パス間冷却装置等を使用することができる。

[0093] 上述の規定した圧延が行われているか否は、圧延率については圧延荷重、板厚測定などから実績または計算により求めることができる。また、温度についても、スタンド間温度計があれば実測可能であり、またはラインスピードや圧下率などから加工発熱等を考慮した計算シミュレーションが可能であるため、いずれか或いはその両方によって得ることができる。

[0094] 本実施形態に係る製造方法において、圧延速度は特に限定しないが、仕上げ最終スタンド側での圧延速度が400 m p m未満であるとやはり γ 粒が成長粗大化する傾向がある。従って、延性を得るためのフェライトの析出可能な領域が減少してしまい延性が劣化する虞がある。また、上限については特に限定しなくとも効果を得ることができるが、設備制約上1800 m p m以下が現実的である。従って、仕上げ圧延工程における圧延速度は、必要に応じて400 m p m以上1800 m p m以下とすることが望ましい。

また、一次冷却後、巻き取り工程前にさらに圧延スタンド通過後に二次冷却を行ってもよい。その冷却パターンについては、特に規定するものではなく、後述の巻き取り温度を満足できる範囲で、ラインスピードや巻き取り温度に応じて適宜設定してもよい。

[0095] 続く、巻き取り工程においては、巻き取り温度を550℃超とする。550℃以下ではBs点以下となりミクロ組織にベイナイトが混入し、窒化処理後の耐衝撃性が劣化する虞がある。また、巻き取り後にパーライト変態が十分に進行しない。巻き取り温度の上限は特に定めないが、圧延終了温度よりは高温とはならない。また、850℃超の場合、コイル最外周の酸化により鋼板表面性状が劣化する虞があるので850℃以下が望ましい。さらに望ましくは800℃以下である。

ただし、パーライト組織のラメラ間隔を2 μ m以下にする場合には、巻き取り温度を800℃以下とすることが望ましい。1.5 μ m以下とする場合、700℃以下とすることがより望ましい。パーライト組織は主に巻き取り工程にて生成し、パーライトのラメラ間隔はFeおよびCの拡散距離に

大きな影響を受ける。

[0096] さらに、鋼板形状の矯正や可動転位導入により延性の向上を図ることを目的として、全工程終了後においては、圧下率0.1%以上2%以下のスキンプラス圧延を施してもよい。また、全圧延工程終了後は、得られた熱延鋼板の表面に付着しているスケールの除去を目的として、必要に応じて得られた熱延鋼板に対して酸洗してもよい。更に、酸洗した後は、得られた熱延鋼板に対してインライン又はオフラインで圧下率10%以下のスキンプラス又は冷間圧延を施しても構わない。

[0097] 本実施形態に係る熱延鋼板は、鑄造後、熱間圧延後、冷却後の何れかの場合において、溶融めっきラインにて熱処理を施してもよく、更にこれらの熱延鋼板に対して別途表面処理を施すようにしてもよい。溶融めっきラインにてめっきを施すことにより、熱延鋼板の耐食性が向上する。酸洗後の熱延鋼板に亜鉛めっきを施す場合は、得られた鋼板を亜鉛めっき浴中に浸漬し、必要に応じて合金化処理してもよい。合金化処理を施すことにより、熱延鋼板は、耐食性の向上に加えて、スポット溶接等の各種溶接に対する溶接抵抗性が向上する。

参考のため、図3に、本実施形態に係る製造方法の概略を示すフローチャートを示す。

[0098] なお、これらの工程が完了した後、得られた熱延鋼板にガス窒化処理を行うことで、窒化処理部品が得られる。

実施例

[0099] 以下に、実施例に基づいて本発明をさらに説明する。

表1に示す化学成分を有するA~A1の鑄片を、転炉、二次精錬工程、連続鑄造を経て作製した後、再加熱し、粗圧延に続く仕上げ圧延で2.0~3.6mmの板厚に圧下し、一次冷却を行い、必要に応じて二次冷却を行った後に巻き取り、熱延鋼板を作製した。より詳細には、表2~表7に示す製造条件に従って、熱延鋼板を作製した。また、上記熱延鋼板に対して、アンモニアガス+ N_2 + CO_2 の雰囲気中で560~580℃に5時間加熱保持する

ガス軟窒化処理を行った。なお、表中の化学組成についての表示は、全て質量%である。

また、表1における成分の残部は、Fe及び不可避免的不純物をいい、「0%」、「-」は、いずれも検出されなかったことを示している。更に表中における下線は、本発明の範囲外であることを示している。

[0100] ここで、「成分」とは表1に示した各記号に対応した成分を有する鋼を、「Ar3変態点温度」とは下記の式(g)にて算出されるAr3温度(°C)を、「T1」とは前記式(b)にて算出される温度を、「t1」とは前記式(d)にて算出される時間をいう。

$$Ar3 = 910 - 310 \times [C] + 25 \times [Si] - 80 \times [Mn_{eq}] \dots (g)$$

ただし[Mn_{eq}]は、Bが添加されていない場合は式(h)によって、Bが添加されている場合は下記式(i)によって示される。

$$[Mn_{eq}] = [Mn] + [Cr] + [Cu] + [Mo] + [Ni] / 2 + 10 \times ([Nb] - 0.02) \dots (h)$$

$$[Mn_{eq}] = [Mn] + [Cr] + [Cu] + [Mo] + [Ni] / 2 + 10 \times ([Nb] - 0.02) + 1 \dots (i)$$

ここで、「成分元素」は、質量%で表わされる成分元素の含有量である。

[0101] 「加熱温度」とは鋳片加熱工程における加熱温度を、「保持時間」とは加熱工程における所定の加熱温度での保持時間を、「1000°C以上40%以上の圧下回数」や「1000°C以上40%以上の圧下率」とは、粗圧延での1000°C以上1200°C以下の温度範囲における40%以上のパスの圧下率や圧下回数を、「仕上げ圧延開始までの時間」とは粗圧延工程終了から仕上げ圧延工程開始までの時間を、「合計圧下率」とは、各温度域の熱間圧延における合計圧下率をいう。また、「T_f」は大圧下パスの最終パス圧下後の温度を、「P1」とは大圧下パスの最終パスの圧下率を、「パス間最大温度上昇」とは、T1 + 30°C以上T1 + 200°C以下の温度域での各パス間で加工発熱等により上昇した最大温度をいう。なお、この実施例では、P1

が「－」の場合を除いて30%以上の最終圧下で仕上げ圧延を終了した。従って、 P_1 が「－」の場合を除いて、 T_f が仕上げ圧延終了温度である。

更に、「一次冷却開始までの待ち時間」とは、 $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 以上 $T_1 + 200^\circ\text{C}$ 以下の温度範囲における30%以上の圧下率のパスを大圧下パスとした場合、前記大圧下パスのうちの最終パスの完了から冷却開始までの待ち時間、「一次冷却速度」とは、一次冷却温度開始から一次冷却を完了するまでの平均冷却速度を、「一次冷却温度変化」とは一次冷却開始温度と終了温度の差を、「巻き取り温度」とは、巻き取り工程においてコイラーにて巻き取る温度を示している。

[0102] 得られた鋼板の評価結果を表8～10に示す。なお、機械的特性のうち、引張特性、等方性、穴広げ性については、原板にて評価を行い、靱性については、原板及び窒化処理後の熱延鋼板の両方で評価を行った。また、ガス軟窒化処理後の耐チップング性、耐転動疲労特性の評価として、ガス軟窒化後化合物層の表面から $5\mu\text{m}$ までの平均硬度($H_v(0.005\text{kgf})$)を調査した。鋼板の評価方法は、前述の方法と同一である。ここで、「パーライト分率」とは、光学顕微鏡組織からポイントカウント法で測定したパーライト組織の面積分率を、「平均結晶粒径」とは、EBSP-OIMTMで測定した平均結晶粒径を、「 $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の平均極密度」とは圧延面と平行な $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の極密度を、「 $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度」とは圧延面と平行な $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度を、「ガス軟窒化後化合物層深さ」とは、アンモニアガス+ $\text{N}_2 + \text{CO}_2$ の雰囲気中で $560 \sim 580^\circ\text{C}$ に5時間加熱保持するガス軟窒化処理を行った後に表層から断面マイクロサンプルを採取して顕微鏡観察して測定した化合物層(白層： ϵ 窒化物 Fe_{2-3}N)の深さ(厚さ)を示している。なお、パーライト分率は、表層部と板厚中心部のいずれで測定してもほぼ同じ値を示す。

[0103] 「引張試験」結果は、C方向JIS5号試験片の結果を示す。表中、「Y_P」は降伏点、「T_S」は引張強さ、「E₁」は伸びをそれぞれ示す。「等

方性」とは $|\Delta r|$ の逆数を指標とした。「穴広げ」結果は、JFS T 1001 : 1996 記載の穴広げ試験方法で得られた結果を示した。「靱性」はサブサイズの V ノッチシャルピー試験で得られた遷移温度 ($v T r s$) を示している。

[0104] 本発明に沿うものは、鋼番 8、13、15、16、24~28、30、31、34~37、40~42、56、61、63、64、72~76、78、79、82~85、88~90 である。これらの鋼板は、所定の量の鋼成分を含有し鋼板の集合組織で鋼板の表面から $5/8 \sim 3/8$ の板厚範囲である板厚中央部における $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の平均極密度が 1.0 以上 4.0 以下でかつ $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度が 1.0 以上 4.8 以下で、さらに板厚中心での平均結晶粒径が $10 \mu m$ 以下で、さらに組織分率で 6% 超のパーライトと残部がフェライトからなるミクロ組織であることを特徴した引張強度が 440 MPa 以上のガス軟窒化用熱延鋼板である。また、これらの熱延鋼板は、等方性、窒化処理後の靱性、原板の靱性及びガス軟窒化後化合物層の表面から $5 \mu m$ までの平均硬度、穴広げ性において、いずれも優れた特性を示している。

[0105]

[表1]

鋼	質量%																備考		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cu	Ni	Mo	V	Cr	B	Mg		Ca	Rem
A	0.069	1.20	2.51	0.016	0.003	0.023	0.0026	0.144	0.020	-	-	-	-	-	0.0014	0.0022	-	-	-
B	0.071	1.17	2.46	0.011	0.002	0.029	0.0040	0.179	0.017	-	-	-	-	-	-	0.0024	-	-	-
C	0.067	1.14	1.98	0.007	0.001	0.011	0.0046	0.091	0.038	-	-	-	-	-	-	0.0019	-	-	-
D	0.036	0.94	1.34	0.008	0.001	0.020	0.0028	0.126	0.041	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E	0.043	0.98	0.98	0.010	0.001	0.036	0.0034	0.099	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0021	-	-
F	0.042	0.73	1.04	0.011	0.001	0.024	0.0041	0.035	0.019	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0018	-
G	0.089	0.91	1.20	0.008	0.001	0.033	0.0038	0.000	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0022	-	-
H	0.180	0.03	0.72	0.017	0.004	0.011	0.0035	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
I	0.022	0.05	1.12	0.009	0.004	0.025	0.0047	0.102	-	-	-	-	-	-	0.0011	-	-	0.0020	-
J	0.004	0.12	1.61	0.080	0.002	0.041	0.0027	0.025	0.025	-	-	-	-	-	0.0011	-	-	0.0020	-
K	0.230	0.18	0.74	0.017	0.002	0.005	0.0051	0.000	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0020	-
L	0.091	0.02	1.50	0.007	0.001	0.011	0.0046	0.026	-	0.06	0.03	-	-	-	-	-	-	-	-
M	0.100	0.03	1.45	0.008	0.001	0.020	0.0028	0.020	-	-	0.03	-	-	-	-	-	-	-	-
N	0.081	0.01	1.51	0.010	0.001	0.036	0.0034	0.022	-	-	0.48	-	-	-	-	-	-	-	-
O	0.090	0.02	1.55	0.011	0.001	0.020	0.0041	0.024	0.011	-	-	0.10	-	-	-	-	-	-	-
P	0.087	0.02	1.52	0.008	0.001	0.033	0.0038	0.023	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Q	0.220	0.12	1.25	0.012	0.005	0.026	0.0041	0.028	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
R	0.145	0.15	1.22	0.011	0.004	0.024	0.0040	0.025	-	-	-	-	-	-	-	0.0012	-	-	-
S	0.075	0.18	1.24	0.010	0.010	0.030	0.0044	0.036	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0020	-
T	0.067	0.24	1.28	0.009	0.003	0.022	0.0043	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
U	0.142	2.65	1.25	0.007	0.001	0.036	0.0034	0.018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
V	0.144	2.42	1.22	0.008	0.001	0.020	0.0041	0.021	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0022	-	-
W	0.151	0.95	1.24	0.010	0.001	0.033	0.0038	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
X	0.146	0.11	1.28	0.011	0.001	0.026	0.0035	0.019	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Co:0.001	-
Y	0.143	0.01	1.22	0.008	0.004	0.024	0.0047	0.027	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Z	0.149	0.00	1.24	0.012	0.004	0.030	0.0027	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AA	0.144	0.12	4.60	0.012	0.002	0.036	0.0051	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AB	0.145	0.14	3.80	0.011	0.002	0.020	0.0046	0.024	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AC	0.146	0.14	1.10	0.010	0.001	0.033	0.0028	0.016	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Zr:0.002	-
AD	0.139	0.11	0.02	0.009	0.001	0.026	0.0034	0.018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AE	0.141	0.18	1.00	0.007	0.001	0.024	0.0041	0.021	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AF	0.144	0.16	1.22	0.200	0.001	0.030	0.0038	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AG	0.145	0.15	1.24	0.002	0.040	0.022	0.0037	0.078	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AH	0.149	0.13	1.24	0.011	0.005	0.023	0.0042	0.040	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AI	0.141	0.12	1.22	0.011	0.004	0.026	0.0045	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

[表2]

鋼番	冶金因子		製造条件										第2の熱間圧延				
	成分	Ar3変態点温度(°C)	加熱温度条件			第1の熱間圧延				仕上げ圧延開始までの時間(秒)	圧延終了温度(°C)	圧延開始温度(°C)	合計圧下率(%)	Tf(°C)	P1(%)	1パス30%以上のパスの回数	パス間最大温度上昇(°C)
			加熱温度(°C)	保持時間(分)	1000°C以上の40%以上の圧下回数	1000°C以上の40%以上の圧下率(%)	γ粒径(μm)	圧延終了温度(°C)									
比較例 1	A	638	895	1260	45	2	45/45	100	1090	60	1080	90	990	40	1	15	
比較例 2	B	723	903	1260	45	2	45/45	100	1090	60	1080	90	990	40	1	12	
比較例 3	C	720	887	1230	45	3	40/40/40	80	1060	60	1050	93	980	35	2	15	
比較例 4	D	798	896	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	990	32	3	12	
比較例 5	E	779	875	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	970	32	3	12	
比較例 6	F	833	866	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	960	32	3	12	
比較例 7	G	825	851	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	950	32	3	12	
本発明 8	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	90	1020	89	980	35	2	15	
比較例 9	H	813	858	1200	60	0	-	250	1030	60	1020	93	980	35	2	15	
比較例 10	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	180	1020	93	980	35	2	15	
比較例 11	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	45	980	35	2	15	
比較例 12	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	800	35	2	15	
比較例 13	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	30	1020	93	1050	35	2	15	
本発明 14	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	-	0	15	
本発明 15	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	25	
本発明 16	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15	
比較例 17	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15	
比較例 18	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15	
比較例 19	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15	
比較例 20	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15	
比較例 21	I	751	876	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	960	32	3	12	
比較例 22	J	699	865	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	950	32	3	12	
比較例 23	K	800	852	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	950	32	3	12	
本発明 24	L	772	858	1180	90	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	940	32	3	12	
本発明 25	M	779	856	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	960	32	3	12	
本発明 26	N	662	905	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	950	32	3	12	
本発明 27	O	766	871	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	940	32	3	12	
本発明 28	P	705	866	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	940	32	3	12	
比較例 29	Q	761	860	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950	40	1	11	
本発明 30	R	787	858	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950	40	1	11	

[0107] [表3]

鋼番	冶金因子		製造条件													
	成分	Ar3 変態点 温度 (°C)	加熱温度条件			第1の熱間圧延					第2の熱間圧延					
			加熱 温度 (°C)	保持 時間 (分)	1000°C以上 40%以上の 圧下回数	1000°C以上 40%以上の 圧下率(%)	γ 粒径 (μm)	圧延 終了温度 (°C)	仕上げ圧延 開始までの 時間(秒)	圧延開始 温度 (°C)	合計 圧下率 (%)	Tf P1 (°C)(%)	1パス 30%以上 のパスの回数	パス間最大 温度上昇 (°C)		
本発明	31	S	808	858	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
比較例	32	T	617	881	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
比較例	33	U	847	856	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
本発明	34	V	844	857	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
本発明	35	W	806	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
本発明	36	X	781	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
本発明	37	Y	784	859	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
比較例	38	Z	782	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
比較例	39	AA	516	863	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
本発明	40	AB	581	862	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
本発明	41	AC	797	856	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
本発明	42	AD	882	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
比較例	43	AD	882	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
比較例	44	AE	886	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
比較例	45	AF	787	857	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
比較例	46	AG	786	871	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
比較例	47	AH	785	862	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
比較例	48	AI	788	857	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
比較例	49	A	638	895	1260	45	2	45/45	100	1090	60	1080	90	990/40	1	15
比較例	50	B	723	903	1260	45	2	45/45	100	1090	60	1080	90	990/40	1	12
比較例	51	C	720	887	1230	45	3	40/40/40	80	1060	60	1050	93	980/35	2	15
比較例	52	D	798	896	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	990/32	3	12
比較例	53	E	779	875	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	970/32	3	12
比較例	54	F	833	866	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	960/32	3	12
比較例	55	G	825	851	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	950/32	3	12
本発明	56	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	90	1020	89	980/35	2	15
比較例	57	H	813	858	1200	60	0	-	250	1030	60	1020	93	980/35	2	15
比較例	58	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	180	1020	93	980/35	2	15
比較例	59	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	45	980/35	2	15
比較例	60	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	800/35	2	15

[0108] [表4]

鋼番	冶金因子		加熟温度条件				第1の熱間圧延				第2の熱間圧延					
	成分	Ar3 変態点 (°C)	加熱温度 (°C)	保持時間 (分)	1000°C以上40%以上の圧下回数	1000°C以上40%以上の圧下率(%)	γ 粒徑 (μm)	圧延終了温度(°C)	仕上げ圧延開始までの時間(秒)	圧延開始温度(°C)	合計圧下率(%)	Tf (°C)	P1 (%)	1/パス30%以上のパスの回数	パス間最大温度上昇(°C)	
本発明	61	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	30	1020	93	1050/35	2	15
比較例	62	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980 -	0	15
本発明	63	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980/35	2	25
本発明	64	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980/35	2	15
比較例	65	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980/35	2	15
比較例	66	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980/35	2	15
比較例	67	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980/35	2	15
比較例	68	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980/35	2	15
比較例	69	I	751	876	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	960/32	3	12
比較例	70	J	699	865	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	950/32	3	12
比較例	71	K	800	852	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	940/32	3	12
本発明	72	L	772	858	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	960/32	3	12
本発明	73	M	779	856	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	950/32	3	12
本発明	74	N	662	905	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	940/32	3	12
本発明	75	O	766	871	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	950/32	3	12
本発明	76	P	705	866	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	940/32	3	12
比較例	77	Q	761	860	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
本発明	78	R	787	858	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
本発明	79	S	808	858	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
比較例	80	T	617	881	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
比較例	81	U	847	856	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
本発明	82	V	844	857	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
本発明	83	W	806	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
本発明	84	X	781	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
本発明	85	Y	784	859	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
比較例	86	Z	782	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
比較例	87	AA	516	863	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
本発明	88	AB	581	862	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
本発明	89	AC	797	856	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
本発明	90	AD	882	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
比較例	91	AD	882	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
比較例	92	AD	882	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
比較例	93	AE	886	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
比較例	94	AF	787	857	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
比較例	95	AG	786	871	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
比較例	96	AH	785	862	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
比較例	97	AI	788	857	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10

[0109] [表5]

鋼番	第3の熱間圧延		冷却条件						
	合計 圧下率(%)	t1(秒)	2.5 × t1	一次冷却開始までの 待ち時間 t(秒)	t/t1	一次冷却 速度(°C/秒)	一次冷却 温度変化(°C)	一次冷却 停止温度(°C)	巻取り 温度(°C)
1	0	0.40	1.00	0.25	0.6	60	90	900	650
2	0	0.51	1.28	0.25	0.5	60	90	900	650
3	0	0.62	1.55	0.25	0.4	65	110	870	600
4	0	0.73	1.83	0.25	0.3	60	70	920	600
5	0	0.71	1.78	0.25	0.4	60	70	900	600
6	0	0.72	1.80	0.25	0.3	60	70	890	600
7	0	0.65	1.63	0.25	0.4	60	70	880	600
8	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670
9	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670
10	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670
11	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670
12	0	3.40	8.50	0.25	0.1	65	110	690	670
13	0	0.29	0.73	0.25	0.9	65	110	940	670
14	0	-	-	0.25	-	65	110	870	670
15	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670
16	0	0.27	0.68	0.20	0.7	65	110	870	670
17	0	0.27	0.68	0.25	0.9	5	110	870	670
18	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	20	960	670
19	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	205	775	670
20	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	450
21	0	0.89	2.23	0.60	0.7	60	70	890	650
22	0	0.88	2.20	0.60	0.7	60	70	880	650
23	0	0.82	2.05	0.60	0.7	60	70	870	650
24	0	0.61	1.53	0.60	1.0	60	70	890	600
25	0	0.73	1.83	0.60	0.8	60	70	880	600
26	0	2.00	5.00	0.60	0.3	60	70	870	600
27	0	0.99	2.48	0.60	0.6	60	70	880	600
28	0	1.08	2.70	0.60	0.6	60	70	870	600
29	5	0.47	1.17	0.40	0.9	50	80	870	700
30	5	0.44	1.11	0.40	0.9	50	80	870	700

[0110]

[表6]

鋼番	第3の熱間圧延		冷却条件									
	合計 圧下率(%)	t1(秒)	t1(秒) $2.5 \times t1$	一次冷却開始までの 待ち時間 t(秒)	t/t1	一次冷却 速度(°C/秒)	一次冷却 温度変化(°C)	一次冷却 停止温度(°C)	巻取り 温度(°C)			
31	5	0.44	1.11	0.40	0.9	50	80	870	700			
32	5	0.86	2.14	0.40	0.5	50	80	870	700			
33	5	0.42	1.05	0.40	1.0	50	80	870	700			
34	5	0.43	1.07	0.40	0.9	50	80	870	790			
35	12	0.77	1.93	0.70	0.9	70	130	810	780			
36	12	0.77	1.92	0.70	0.9	70	130	810	750			
37	12	0.81	2.02	0.70	0.9	70	130	810	750			
38	12	0.78	1.94	0.70	0.9	70	130	810	750			
39	12	0.89	2.24	0.70	0.8	70	130	810	550			
40	12	0.86	2.16	0.70	0.8	70	130	810	550			
41	12	1.07	2.68	1.00	0.9	55	85	845	750			
42	25	1.05	2.63	1.00	1.0	55	85	845	750			
43	31	1.05	2.63	1.00	1.0	55	85	845	750			
44	25	1.06	2.66	1.00	0.9	55	85	845	750			
45	25	1.09	2.73	1.00	0.9	55	85	845	750			
46	25	1.40	3.51	1.00	0.7	55	85	845	750			
47	25	1.20	3.00	1.00	0.8	55	85	845	750			
48	25	1.09	2.74	1.00	0.9	55	85	845	750			
49	0	0.40	1.00	1.00	2.5	60	90	900	650			
50	0	0.51	1.28	1.00	2.0	60	90	900	650			
51	0	0.62	1.55	1.00	1.6	65	110	870	600			
52	0	0.73	1.83	1.00	1.4	60	70	920	600			
53	0	0.71	1.78	1.00	1.4	60	70	900	600			
54	0	0.72	1.80	1.00	1.4	60	70	890	600			
55	0	0.65	1.63	1.00	1.5	60	70	880	600			
56	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670			
57	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670			
58	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670			
59	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670			
60	0	3.40	8.50	4.00	1.2	65	110	690	670			

[0111]

[表7]

鋼番	第3の熱間圧延		冷却条件					巻取り温度(°C)	
	合計 圧下率(%)	t1(秒)	2.5×t1 (秒)	一次冷却開始までの 待ち時間 t(秒)	t/t1	一次冷却 速度(°C/秒)	一次冷却 温度変化(°C)		一次冷却 停止温度(°C)
61	0	0.29	0.73	0.50	1.7	65	110	940	670
62	0	-	-	0.50	-	65	110	870	670
63	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670
64	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670
65	0	0.27	0.68	0.50	1.9	5	110	870	670
66	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	20	960	670
67	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	205	775	670
68	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	450
69	0	0.89	2.23	2.00	2.2	60	70	890	650
70	0	0.88	2.20	2.00	2.4	60	70	880	650
71	0	0.82	2.05	2.00	2.4	60	70	870	650
72	0	0.61	1.53	1.00	1.6	60	70	890	600
73	0	0.73	1.83	1.00	1.4	60	70	880	600
74	0	2.00	5.00	3.00	1.5	60	70	870	600
75	0	0.99	2.48	2.00	2.0	60	70	880	600
76	0	1.08	2.70	2.00	1.9	60	70	870	600
77	5	0.47	1.17	1.00	2.1	50	80	870	700
78	5	0.44	1.11	1.00	2.3	50	80	870	700
79	5	0.44	1.11	1.00	2.3	50	80	870	700
80	5	0.86	2.14	1.00	1.2	50	80	870	700
81	5	0.42	1.05	1.00	2.4	50	80	870	700
82	5	0.43	1.07	1.00	2.3	50	80	870	790
83	12	0.77	1.93	1.00	1.3	70	130	810	780
84	12	0.77	1.92	1.00	1.3	70	130	810	750
85	12	0.81	2.02	1.00	1.2	70	130	810	750
86	12	0.78	1.94	1.00	1.3	70	130	810	750
87	12	0.89	2.24	1.00	1.1	70	130	810	550
88	12	0.86	2.16	1.00	1.2	70	130	810	550
89	12	1.07	2.68	2.00	1.9	55	85	845	750
90	25	1.05	2.63	2.00	1.9	55	85	845	750
91	31	1.05	2.63	2.00	1.9	55	85	845	750
92	25	1.05	2.63	4.00	3.8	55	85	845	750
93	25	1.06	2.66	2.00	1.9	55	85	845	750
94	25	1.09	2.73	2.00	1.8	55	85	845	750
95	25	1.40	3.51	2.00	1.4	55	85	845	750
96	25	1.20	3.00	2.00	1.7	55	85	845	750
97	25	1.09	2.74	2.00	1.8	55	85	845	750

[0112]

[表8]

銅番	ミクロ組織										窒化処理前機械的特性					窒化処理後特性	
	パーライト分率 (%)	ラメラ間隔 (μm)	平均結晶粒径 (μm)	{100}<011>~ {223}<110> 方位群の 平均極密度	{322}<113> 結晶方位の 極密度	ガス軟窒化後 化合物層 0~5μm 平均硬度 (Hv(0.005kgf))	ガス軟窒化後 化合物層 深さ(μm)	引張試験			λ (%)	vTrs (°C)	vTrs (°C)	処理後特性			
								YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)							
1	5.9	1.0	5.5	3.7	4.5	500	21	774	941	15.6	3.5	70	-108	-18			
2	6.0	1.0	6.0	3.7	4.5	500	21	770	895	16.8	3.5	75	-93	-19			
3	5.7	0.8	6.0	3.8	4.5	475	21	721	810	18.5	3.5	76	-93	-18			
4	3.1	0.8	5.0	3.7	4.5	500	24	716	794	19.2	3.5	77	-125	-10			
5	3.7	0.8	7.0	4.0	4.7	450	23	733	814	18.7	3.5	74	-68	-12			
6	3.6	0.8	6.0	4.0	4.7	450	23	477	603	27.6	3.5	79	-93	-13			
7	7.6	0.8	7.5	4.0	4.7	300	19	360	480	33.6	3.5	90	-58	-20			
8	15.3	1.1	6.0	3.7	4.4	450	12	388	511	30.0	3.5	72	-93	-48			
9	13.6	1.1	10.5	4.0	4.8	450	13	365	488	32.0	3.5	71	-11	-5			
10	14.1	1.1	10.5	4.0	4.8	450	13	355	470	29.4	3.5	74	-15	-5			
11	15.3	1.1	11.0	5.2	5.4	450	12	396	520	28.5	3.0	60	-19	-10			
12	15.2	1.1	3.0	7.1	6.2	450	12	440	536	22.0	2.9	69	-124	-67			
13	12.3	1.1	7.0	3.7	4.5	450	15	352	466	29.3	3.5	72	-45	-42			
14	15.0	1.1	11.0	7.3	6.3	450	12	399	522	30.1	2.8	66	-10	0			
15	12.0	1.1	7.0	3.7	4.4	450	15	381	505	31.8	3.5	74	-50	-45			
16	11.4	1.1	5.5	3.6	4.3	450	16	360	481	32.0	3.6	78	-100	-60			
17	13.0	1.1	10.5	3.8	4.5	400	14	357	477	30.8	3.5	75	-11	0			
18	12.0	1.1	10.5	3.8	4.5	400	15	371	495	28.9	3.5	76	-15	-5			
19	0.0	-	4.5	7.4	6.3	400	30	403	530	30.5	2.8	64	-126	-19			
20	0.5	-	6.5	3.9	4.6	350	27	381	500	26.8	3.5	72	-80	-18			
21	1.9	1.0	6.5	4.0	4.7	450	25	434	571	33.7	3.5	71	-80	-15			
22	0.3	-	9.0	4.0	4.7	350	27	294	431	36.5	3.5	82	-31	-18			
23	29.6	1.0	7.0	4.0	4.8	300	7	360	505	29.2	3.5	70	-58	-25			
24	7.7	0.8	4.5	3.6	4.4	400	19	380	503	29.1	3.5	80	-128	-80			
25	8.5	0.8	5.5	3.5	4.3	400	18	372	496	30.5	3.5	81	-108	-58			
26	6.9	0.8	5.0	3.5	4.3	400	20	385	530	28.8	3.5	75	-125	-68			
27	7.7	0.8	6.0	3.5	4.3	400	19	388	509	30.0	3.5	78	-93	-48			
28	7.4	0.8	5.5	3.5	4.3	400	20	394	522	29.0	3.5	73	-108	-58			
29	21.0	1.6	4.0	4.0	4.8	450	10	432	568	26.4	3.5	60	-131	-55			
30	10.4	1.6	5.5	3.9	4.6	450	15	390	513	29.2	3.5	78	-108	-50			

[0113]

[表9]

鋼番	ミクロ組織										窒化処理前機械的特性				窒化処理後特性	
	パーライト 分率 (%)	ラメラ間隔 (μm)	平均 結晶粒径 (μm)	$\{100\}<011\}>\sim$ $\{223\}<110\}>$ 方位群の 平均極密度	$[332]<113\>$ 結晶方位の 極密度	ガス軟窒化後 化合物層 0 \sim 5 μm 平均硬度 (Hv(0.005kgf))	ガス軟窒化後 化合物層 深さ(μm)	引張試験			等方性 穴広げ		vTrs ($^{\circ}\text{C}$)	窒化 処理後 vTrs ($^{\circ}\text{C}$)		
								YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	1/ $ \Delta r $	λ (%)				
31	6.1	1.6	6.0	3.8	4.5	400	18	373	491	30.5	3.5	81	-93	-50		
32	5.8	1.6	7.0	4.0	4.8	400	22	321	422	35.5	3.5	95	-58	-15		
33	6.0	1.6	7.0	3.8	4.6	400	24	417	549	27.3	3.5	73	-68	-10		
34	6.4	2.0	7.0	3.7	4.5	400	20	411	541	27.7	3.5	74	-68	-41		
35	12.0	2.0	6.5	3.7	4.4	375	17	423	556	27.0	3.5	72	-80	-67		
36	11.0	1.8	6.0	3.8	4.6	375	16	385	506	29.6	3.5	74	-93	-78		
37	6.1	1.8	5.5	3.9	4.7	375	19	373	491	30.5	3.6	81	-108	-40		
38	5.4	1.8	5.5	3.9	4.7	400	22	333	438	34.2	3.5	91	-108	-18		
39	2.0	0.5	4.0	3.6	4.4	425	26	528	695	21.6	3.7	72	-127	-19		
40	6.1	0.5	4.5	3.7	4.5	425	20	487	641	23.4	3.5	71	-122	-50		
41	13.0	1.8	6.0	3.6	4.4	400	17	378	498	30.1	3.6	70	-93	-40		
42	6.3	1.8	6.5	3.9	4.7	350	18	335	441	34.0	3.5	91	-80	-40		
43	6.2	1.8	4.5	7.0	6.2	350	18	353	464	32.0	2.9	68	-136	-84		
44	5.7	1.8	7.0	3.9	4.7	350	24	324	426	35.2	3.5	94	-68	-10		
45	7.0	1.8	7.0	3.8	4.6	350	17	377	496	24.0	3.5	55	-18	5		
46	7.1	1.8	7.0	3.8	4.6	350	17	371	488	21.0	3.5	42	-16	10		
47	4.0	1.8	7.0	4.0	4.7	450	27	389	512	29.3	3.5	78	-68	-5		
48	14.0	1.8	11.0	3.5	4.3	300	8	388	510	29.4	3.5	71	-5	0		
49	5.8	1.0	7.5	1.9	2.7	500	21	663	872	17.2	7.5	79	-58	-18		
50	5.9	1.0	8.0	1.9	2.7	500	21	630	829	18.1	7.5	80	-48	-19		
51	5.6	0.8	8.0	2.0	2.9	475	21	571	751	20.0	6.5	81	-48	-18		
52	3.0	0.8	7.0	1.9	2.7	500	24	560	736	20.4	7.5	82	-68	-10		
53	3.6	0.8	9.0	2.0	3.0	450	23	574	755	19.9	6.5	82	-31	-12		
54	3.5	0.8	8.0	2.0	3.0	450	23	426	561	26.7	6.5	71	-48	-13		
55	7.5	0.8	9.5	2.0	3.0	300	19	340	448	33.5	6.5	89	-24	-20		
56	15.2	1.1	8.0	2.0	2.9	450	12	362	476	31.5	6.5	84	-48	-48		
57	13.5	1.1	12.5	2.0	3.0	450	13	346	455	33.0	6.5	76	10	15		
58	14.0	1.1	12.5	2.1	3.2	450	13	335	441	34.0	5.9	79	10	15		
59	15.2	1.1	12.0	4.2	4.9	450	12	368	484	31.0	3.2	60	6	10		
60	15.1	1.1	5.0	5.3	5.4	450	12	386	499	26.0	3.0	63	-125	-67		

[0114] [表10]

鋼番	マイクロ組織										酸化処理前機械的特性					酸化処理後特性	
	パーライト 分率 (%)	ラメラ間隔 (μm)	平均 結晶粒径 (μm)	[100]<011>~ (223)<110> 方位群の 平均極密度	{332}<1113> 結晶方位の 極密度	ガス軟酸化後 化合物層 0~5 μm 平均硬度 (Hv(0.005kgf))	ガス軟酸化後 化合物層 深さ(μm)	引張試験			等方性 欠広げ		酸化 処理後 vTrs ($^{\circ}\text{C}$)	酸化 処理後 vTrs ($^{\circ}\text{C}$)			
								YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	1/ $\Delta\epsilon$	λ (%)			vTrs ($^{\circ}\text{C}$)		
61	12.2	1.1	10.0	1.9	2.7	450	15	334	440	34.1	7.5	91	-25	-20			
62	14.9	1.1	13.0	5.5	5.5	450	12	370	486	30.8	3.0	64	15	20			
63	11.9	1.1	10.0	1.9	2.7	450	15	358	471	31.9	7.5	85	-26	-20			
64	11.3	1.1	7.5	2.0	3.0	450	16	341	449	33.4	6.3	89	-40	-30			
65	12.9	1.1	12.5	2.0	2.9	400	14	338	445	33.7	6.5	90	10	15			
66	11.9	1.1	12.5	2.0	2.9	400	15	351	461	32.5	6.5	87	10	13			
67	0.0	-	6.5	5.6	5.6	400	30	375	494	30.4	3.0	66	-80	-19			
68	0.4	-	8.5	2.0	3.0	350	27	354	466	32.2	6.0	86	-39	-18			
69	1.8	1.0	8.5	2.0	3.0	450	25	404	531	28.2	6.1	75	-39	-15			
70	0.2	-	11.0	2.0	3.0	350	27	306	403	37.3	6.1	99	-5	0			
71	29.5	1.0	9.5	1.9	3.0	300	7	358	471	31.9	6.0	85	-24	-20			
72	7.6	0.8	6.5	2.0	3.0	400	19	356	469	32.0	6.0	85	-80	-50			
73	8.4	0.8	7.5	2.0	3.0	400	18	351	462	32.4	6.1	87	-58	-38			
74	6.8	0.8	7.0	2.0	3.0	400	20	375	494	30.4	6.0	81	-68	-48			
75	7.6	0.8	8.0	2.0	3.0	400	19	360	474	31.6	6.2	84	-48	-38			
76	7.3	0.8	7.5	2.0	3.0	400	20	370	486	30.8	6.0	82	-58	-48			
77	20.9	1.6	6.0	2.2	3.4	450	10	402	529	28.4	5.4	48	-53	-20			
78	10.3	1.6	7.5	2.0	3.0	450	15	363	478	31.4	6.0	84	-58	-48			
79	6.1	1.6	8.0	2.0	2.9	400	18	348	458	32.8	6.5	87	-48	-30			
80	5.7	1.6	9.5	1.9	3.0	400	22	300	394	38.0	6.3	101	-24	-10			
81	5.9	1.6	9.0	2.0	2.9	400	24	388	511	29.3	6.5	78	-31	-5			
82	6.3	2.0	9.0	1.9	2.7	400	20	383	504	29.8	7.5	79	-31	-25			
83	11.9	2.0	8.5	1.9	2.7	375	17	393	518	29.0	7.5	77	-39	-30			
84	10.9	1.8	8.0	2.0	2.9	375	16	358	472	31.8	6.5	85	-48	-30			
85	6.1	1.8	7.5	2.0	3.0	375	19	348	458	32.8	6.1	87	-58	-40			
86	5.3	1.8	7.5	2.0	3.0	400	22	311	409	36.7	6.0	98	-58	-18			
87	1.9	0.5	6.0	1.8	2.6	425	26	491	645	23.2	9.2	84	-93	-19			
88	6.1	0.5	6.5	1.9	2.7	425	20	453	596	25.2	7.5	70	-80	-50			
89	12.9	1.8	8.0	1.8	2.6	400	17	353	464	32.3	9.2	86	-48	-40			
90	6.2	1.8	8.5	2.0	3.0	350	18	344	440	34.0	6.1	91	-39	-35			
91	6.2	1.8	6.0	6.0	5.7	350	18	348	457	33.0	2.9	68	-90	-60			
92	6.2	1.8	14.0	1.4	2.1	350	18	650	441	32.0	15.0	91	-10	15			
93	5.6	1.8	9.0	2.0	3.0	350	24	334	440	34.1	6.0	91	-31	-10			
94	6.9	1.8	9.0	2.0	2.9	350	17	351	462	24.0	6.5	48	-18	-5			
95	7.0	1.8	9.0	2.0	2.9	350	17	346	455	26.0	6.5	61	-16	-7			
96	4.2	1.8	9.0	2.0	3.0	450	25	363	477	31.4	6.1	84	-31	-5			
97	13.9	1.8	13.0	1.7	2.4	300	8	361	475	31.6	12.5	84	15	20			

産業上の利用可能性

[0115] 本発明によれば、延性及び加工後の厳しい板厚均一性、真円度および耐衝撃性が要求される部材への適用が可能な等方加工性に優れるガス軟窒化用熱延鋼板が得られる。本発明で製造した鋼板は、高強度でありながら、延性及び加工後の厳しい板厚均一性、真円度および耐衝撃性が要求される内板部材、構造部材、足廻り部材、トランスミッション等の自動車部材をはじめとして、造船、建築、橋梁、海洋構造物、圧力容器、ラインパイプ、機械部品などあらゆる用途に用いることができる。このため、本発明は工業的価値が高い。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C含有量 [C] が0.07%超0.2%以下のCと、

Si含有量 [Si] が0.001%以上2.5%以下のSiと、

Mn含有量 [Mn] が：0.01%以上4%以下のMnと、

Al含有量 [Al] が：0.001%以上2%以下のAlと、

を含有し、

P含有量 [P] を0.15%以下、

S含有量 [S] を0.03%以下、

N含有量 [N] を0.01%以下、

に制限し、

さらに、Ti含有量 [Ti] が、以下の式1を満たすTiを含有し

、

残部がFe及び不可避免的不純物からなり；

鋼板の表面から5/8～3/8の板厚範囲である板厚中央部における {100} <011>、{116} <110>、{114} <110>、{112} <110>、{223} <110>の各方位の極密度の相加平均で表わされる {100} <011>～{223} <110>方位群の平均極密度が1.0以上4.0以下で、かつ {332} <113>の結晶方位の極密度が1.0以上4.8以下であり、

さらに、板厚中心での平均結晶粒径が10μm以下であり；

ミクロ組織が、組織分率で6%超のパーライトと残部がフェライトからなる；

ことを特徴とするガス軟窒化用熱延鋼板。

$$0.005 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \leq Ti \leq 0.015 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \cdots (1)$$

[請求項2]

前記 {100} <011>～{223} <110>方位群の前記平均極密度が2.0以下で、かつ、前記 {332} <113>の結晶方

位の前記極密度が3.0以下であることを特徴とする請求項1に記載のガス軟窒化用熱延鋼板。

[請求項3] 前記平均結晶粒径が7 μm 以下であることを特徴とする請求項1に記載のガス軟窒化用熱延鋼板。

[請求項4] さらに、質量%で、
Nb含有量 [Nb] が0.005%以上0.06%以下のNbと、
Cu含有量 [Cu] が：0.02%以上1.2%以下のCuと、
Ni含有量 [Ni] が：0.01%以上0.6%以下のNiと、
Mo含有量 [Mo] が：0.01%以上1%以下のMoと、
V含有量 [V] が：0.01%以上0.2%以下のVと、
Cr含有量 [Cr] が：0.01%以上2%以下のCrと、
Mg含有量 [Mg] が：0.0005%以上0.01%以下のMgと、
Ca含有量 [Ca] が：0.0005%以上0.01%以下のCaと、
REM含有量 [REM] が：0.0005%以上0.1%以下のREMと、
B含有量 [B] が：0.0002%以上0.002%以下のBと、
のいずれか一種又は二種以上を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれか一項に記載のガス軟窒化用熱延鋼板。

[請求項5] 質量%で、
C含有量 [C] が0.07%超0.2%以下のCと、
Si含有量 [Si] が0.001%以上2.5%以下のSiと、
Mn含有量 [Mn] が：0.01%以上4%以下のMnと、
Al含有量 [Al] が：0.001%以上2%以下のAlと、
を含有し、
P含有量 [P] を0.15%以下、
S含有量 [S] を0.03%以下、

N含有量 [N] を0.01%以下、
に制限し、

さらに、Ti含有量 [Ti] が、以下の式1を満たすTiを含有し、

残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼塊またはスラブを、
1000℃以上1200℃以下の温度域で圧下率が40%以上の圧下
を1回以上行う第1の熱間圧延を行い；

前記第1の熱間圧延完了後から150秒以内に1000℃以上の温
度域で第2の熱間圧延を開始し；

前記第2の熱間圧延では、下記式2において鋼板成分により決定さ
れる温度をT1℃とした場合に、T1+30℃以上T1+200℃以
下の温度範囲において、少なくとも1回は1パス30%以上の圧延を
行い、かつ、圧下率の合計が50%以上となる圧下を行い；

Ar3変態点温度以上T1+30℃未満の温度範囲で、圧下率の合
計が30%以下である第3の熱間圧延を行い；

Ar3変態点温度以上で熱間圧延を終了し；

T1+30℃以上T1+200℃以下の温度範囲における30%以
上の圧下率のパスを大圧下パスとした場合、前記大圧下パスのうちの
最終パスの完了から冷却開始までの待ち時間t秒が下式3を満たすよ
うに、50℃/秒以上の冷却速度で、冷却温度変化が40℃以上14
0℃以下でかつ、冷却終了温度がT1+100℃以下となる冷却を行
い；

550℃超で巻き取る；

ことを特徴とするガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法。

$$0.005 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \leq Ti \leq 0.015 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \dots (1)$$

$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100$$

$$\times [Mo] + 100 \times [V] \dots (2)$$

$$t \leq 2.5 \times t_1 \dots (3)$$

ここで、 t_1 は下記式4で表される。

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100) + 3.1 \dots (4)$$

ここで、 T_f は、大圧下パスの最終パス圧下後の温度(°C)、 P_1 は、大圧下パスの最終パスの圧下率(%)である。

[請求項6] 前記一次冷却は、圧延スタンド間において冷却を行うことを特徴とする請求項5に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法。

[請求項7] 前記待ち時間 t 秒が、更に、下記式5を満たすことを特徴とする請求項5または6に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法。

$$t_1 \leq t \leq 2.5 \times t_1 \dots (5)$$

[請求項8] 前記待ち時間 t 秒が、さらに、下記式6を満たすことを特徴とする請求項5または6に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法。

$$t < t_1 \dots (6)$$

[請求項9] 前記第2の熱間圧延における各パス間の温度上昇を18°C以下とすることを特徴とする請求項5または6に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法。

[請求項10] 前記スラブまたは鋼塊が、さらに、質量%で、
 Nb 含有量 $[Nb]$ が0.005%以上0.06%以下の Nb と、
 Cu 含有量 $[Cu]$ が：0.02%以上1.2%以下の Cu と、
 Ni 含有量 $[Ni]$ が：0.01%以上0.6%以下の Ni と、
 Mo 含有量 $[Mo]$ が：0.01%以上1%以下の Mo と、
 V 含有量 $[V]$ が：0.01%以上0.2%以下の V と、
 Cr 含有量 $[Cr]$ が：0.01%以上2%以下の Cr と、
 Mg 含有量 $[Mg]$ が：0.0005%以上0.01%以下の Mg と、
 Ca 含有量 $[Ca]$ が：0.0005%以上0.01%以下の Ca

と、

REM含有量 [REM] が：0.0005%以上0.1%以下のREMと、

B含有量 [B] が：0.0002%以上0.002%以下のBと、
のいずれか一種又は二種以上を含有することを特徴とする請求項9に記載のガス軟窒化用熱延鋼板。

[請求項11]

前記スラブまたは鋼塊が、さらに、質量%で、

Nb含有量 [Nb] が0.005%以上0.06%以下のNbと、

Cu含有量 [Cu] が：0.02%以上1.2%以下のCuと、

Ni含有量 [Ni] が：0.01%以上0.6%以下のNiと、

Mo含有量 [Mo] が：0.01%以上1%以下のMoと、

V含有量 [V] が：0.01%以上0.2%以下のVと、

Cr含有量 [Cr] が：0.01%以上2%以下のCrと、

Mg含有量 [Mg] が：0.0005%以上0.01%以下のMg

と、

Ca含有量 [Ca] が：0.0005%以上0.01%以下のCa

と、

REM含有量 [REM] が：0.0005%以上0.1%以下のREMと、

B含有量 [B] が：0.0002%以上0.002%以下のBと、
のいずれか一種又は二種以上を含有することを特徴とする請求項5または6に記載のガス軟窒化用熱延鋼板。

補正された請求の範囲
[2012年9月10日(10.09.2012) 国際事務局受理]

[請求項1]

質量%で、

C含有量 [C] が0.07%超0.2%以下のCと、

Si含有量 [Si] が0.001%以上2.5%以下のSiと、

Mn含有量 [Mn] が：0.01%以上4%以下のMnと、

Al含有量 [Al] が：0.001%以上2%以下のAlと、

を含有し、

P含有量 [P] を0.15%以下、

S含有量 [S] を0.03%以下、

N含有量 [N] を0.01%以下、

に制限し、

さらに、Ti含有量 [Ti] が、以下の式1を満たすTiを含有し、

残部がFe及び不可避免的不純物からなり；

鋼板の表面から5/8～3/8の板厚範囲である板厚中央部における {100} <011>、{116} <110>、{114} <110>、{112} <110>、{223} <110>の各方位の極密度の相加平均で表わされる {100} <011>～{223} <110>方位群の平均極密度が1.0以上4.0以下で、かつ {332} <113>の結晶方位の極密度が1.0以上4.8以下であり、

さらに、板厚中心での平均結晶粒径が10 μm以下であり；

マイクロ組織が、組織分率で6%超のパーライトと残部がフェライトからなる；

ことを特徴とするガス軟窒化用熱延鋼板。

$$0.005 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \leq T i$$
$$\leq 0.015 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \dots$$

(1)

[請求項2] 前記 {100} <011> ~ {223} <110> 方位群の前記平均極密度が2.0以下で、かつ、前記 {332} <113> の結晶方位の前記極密度が3.0以下であることを特徴とする請求項1に記載のガス軟窒化用熱延鋼板。

[請求項3] 前記平均結晶粒径が7 μm以下であることを特徴とする請求項1に記載のガス軟窒化用熱延鋼板。

[請求項4] さらに、質量%で、
Nb含有量 [Nb] が0.005%以上0.06%以下のNbと、
Cu含有量 [Cu] が: 0.02%以上1.2%以下のCuと、
Ni含有量 [Ni] が: 0.01%以上0.6%以下のNiと、
Mo含有量 [Mo] が: 0.01%以上1%以下のMoと、
V含有量 [V] が: 0.01%以上0.2%以下のVと、
Cr含有量 [Cr] が: 0.01%以上2%以下のCrと、
Mg含有量 [Mg] が: 0.0005%以上0.01%以下のMgと、
Ca含有量 [Ca] が: 0.0005%以上0.01%以下のCaと、
REM含有量 [REM] が: 0.0005%以上0.1%以下のREMと、
B含有量 [B] が: 0.0002%以上0.002%以下のBと、

のいずれか一種又は二種以上を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれか一項に記載のガス軟窒化用熱延鋼板。

[請求項5]

質量%で、

C含有量 [C] が0.07%超0.2%以下のCと、

Si含有量 [Si] が0.001%以上2.5%以下のSiと、

Mn含有量 [Mn] が：0.01%以上4%以下のMnと、

Al含有量 [Al] が：0.001%以上2%以下のAlと、

を含有し、

P含有量 [P] を0.15%以下、

S含有量 [S] を0.03%以下、

N含有量 [N] を0.01%以下、

に制限し、

さらに、Ti含有量 [Ti] が、以下の式1を満たすTiを含有し、

残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼塊またはスラブを、1000℃以上1200℃以下の温度域で圧下率が40%以上の圧下を1回以上行う第1の熱間圧延を行い；

前記第1の熱間圧延完了後から150秒以内に1000℃以上の温度域で第2の熱間圧延を開始し；

前記第2の熱間圧延では、下記式2において鋼板成分により決定される温度を $T1$ ℃とした場合に、 $T1+30$ ℃以上 $T1+200$ ℃以下の温度範囲において、少なくとも1回は1パス30%以上の圧延を行い、かつ、圧下率の合計が50%以上となる圧下を行い；

Ar3変態点温度以上 $T1+30$ ℃未満の温度範囲で、圧下率の合計が30%以下である第3の熱間圧延を行い；

A r 3変態点温度以上で熱間圧延を終了し；

T 1 + 3 0 ° C以上T 1 + 2 0 0 ° C以下の温度範囲における30%以上の圧下率のパスを大圧下パスとした場合、前記大圧下パスのうちの最終パスの完了から冷却開始までの待ち時間 t 秒が下式3を満たすように、5 0 ° C / 秒以上の冷却速度で、冷却温度変化が4 0 ° C以上1 4 0 ° C以下でかつ、冷却終了温度がT 1 + 1 0 0 ° C以下となる冷却を行い；

5 5 0 ° C超で巻き取る；

ことを特徴とするガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法。

$$0.005 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \leq T_i \leq 0.015 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \dots$$

(1)

$$T_1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V] \dots (2)$$

$$t \leq 2.5 \times t_1 \dots (3)$$

ここで、t 1は下記式4で表される。

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100) + 3.1 \dots (4)$$

ここで、T fは、大圧下パスの最終パス圧下後の温度 (°C)、P 1は、大圧下パスの最終パスの圧下率 (%) である。

[請求項6]

前記一次冷却は、圧延スタンド間において冷却を行うことを特徴とする請求項5に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法。

[請求項7]

前記待ち時間 t 秒が、更に、下記式5を満たすことを特徴とする請求項5または6に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法。

$$t_1 \leq t \leq 2.5 \times t_1 \dots (5)$$

[請求項8] 前記待ち時間 t 秒が、さらに、下記式6を満たすことを特徴とする請求項5または6に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法。

$$t < t_1 \dots (6)$$

[請求項9] 前記第2の熱間圧延における各パス間の温度上昇を 18°C 以下とすることを特徴とする請求項5または6に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法。

[請求項10] (補正後) 前記スラブまたは鋼塊が、さらに、質量%で、
Nb含有量 [Nb] が 0.005% 以上 0.06% 以下のNbと、
Cu含有量 [Cu] が 0.02% 以上 1.2% 以下のCuと、
Ni含有量 [Ni] が 0.01% 以上 0.6% 以下のNiと、
Mo含有量 [Mo] が 0.01% 以上 1% 以下のMoと、
V含有量 [V] が 0.01% 以上 0.2% 以下のVと、
Cr含有量 [Cr] が 0.01% 以上 2% 以下のCrと、
Mg含有量 [Mg] が 0.0005% 以上 0.01% 以下のMgと、
Ca含有量 [Ca] が 0.0005% 以上 0.01% 以下のCaと、
REM含有量 [REM] が 0.0005% 以上 0.1% 以下のREMと、
B含有量 [B] が 0.0002% 以上 0.002% 以下のBと、
のいずれか一種又は二種以上を含有することを特徴とする請求項9に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法。

[請求項11] (補正後) 前記スラブまたは鋼塊が、さらに、質量%で、

Nb含有量 [Nb] が0.005%以上0.06%以下のNbと、

Cu含有量 [Cu] が：0.02%以上1.2%以下のCuと、

Ni含有量 [Ni] が：0.01%以上0.6%以下のNiと、

Mo含有量 [Mo] が：0.01%以上1%以下のMoと、

V含有量 [V] が：0.01%以上0.2%以下のVと、

Cr含有量 [Cr] が：0.01%以上2%以下のCrと、

Mg含有量 [Mg] が：0.0005%以上0.01%以下のMgと、

Ca含有量 [Ca] が：0.0005%以上0.01%以下のCaと、

REM含有量 [REM] が：0.0005%以上0.1%以下のREMと、

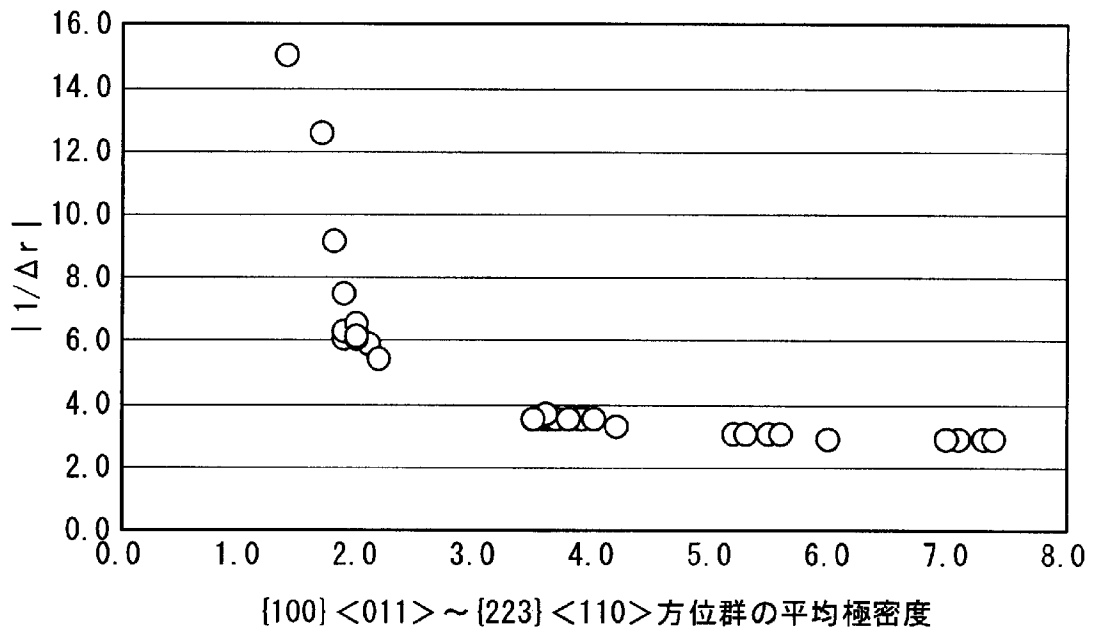
B含有量 [B] が：0.0002%以上0.002%以下のBと、

のいずれか一種又は二種以上を含有することを特徴とする請求項5または6に記載のガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法。

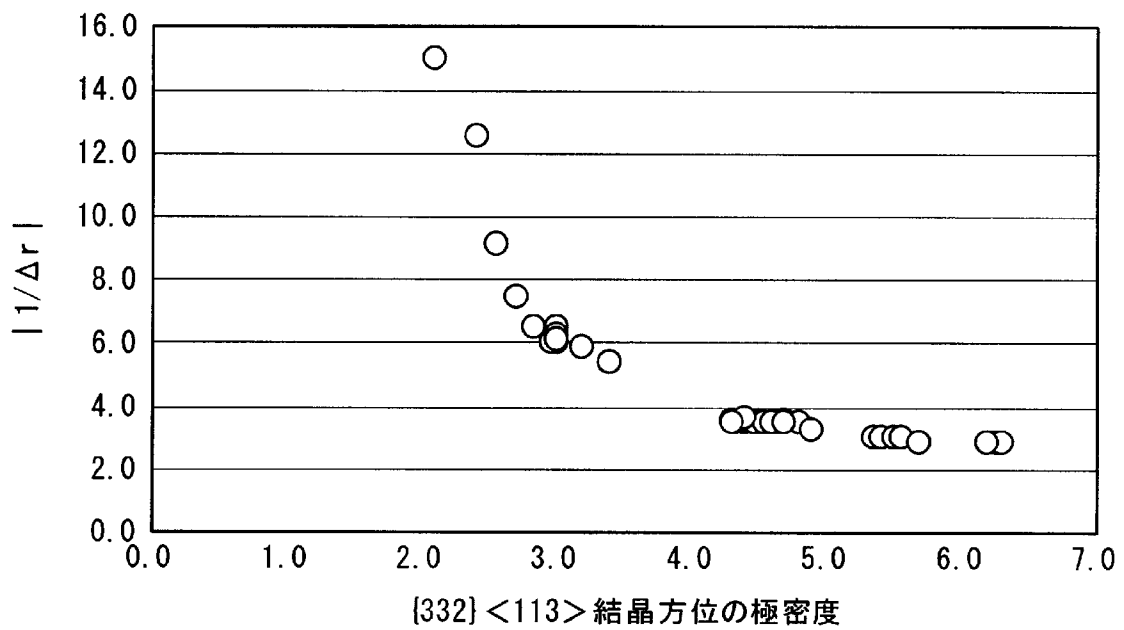
条約第19条(1)に基づく説明書

請求項10及び11の、「ガス軟窒化用熱延鋼板」を「ガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法」に補正し、請求項10及び11が、ガス軟窒化用熱延鋼板の製造方法に係る発明であることを明確にした。この補正の根拠は、出願時の明細書の第[0023]、[0024]段落等に記載されている。

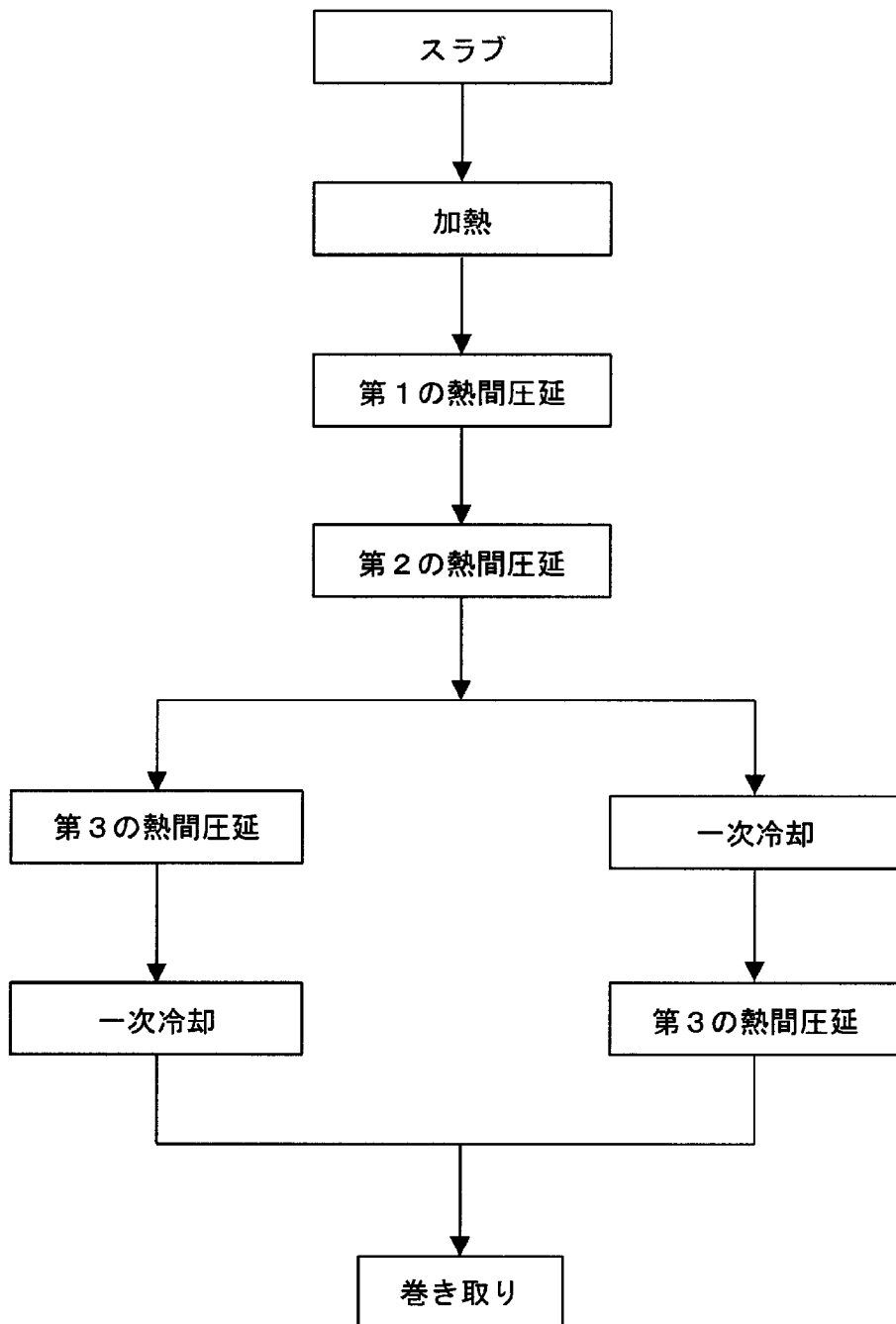
[図1]



[図2]



[図3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/060151

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i

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)

C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/04, C21D9/46-9/48

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	1996-2012
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2012	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2012

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.
A	JP 2009-068057 A (JFE Steel Corp.), 02 April 2009 (02.04.2009), claims (Family: none)	1-11
A	JP 9-049065 A (Kobe Steel, Ltd.), 18 February 1997 (18.02.1997), claims (Family: none)	1-11
P, A	WO 2012/014926 A1 (Nippon Steel Corp.), 02 February 2012 (02.02.2012), claims (Family: none)	1-11

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
03 July, 2012 (03.07.12)

Date of mailing of the international search report
17 July, 2012 (17.07.12)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))
 Int.Cl. C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i

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. C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/04, C21D9/46-9/48

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 1971-2012年
 日本国実用新案登録公報 1996-2012年
 日本国登録実用新案公報 1994-2012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
A	JP 2009-068057 A (J F E スチール株式会社) 2009.04.02, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-11
A	JP 9-049065 A (株式会社神戸製鋼所) 1997.02.18, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-11
P, A	WO 2012/014926 A1 (新日本製鐵株式会社) 2012.02.02, 請求の範囲 (ファミリーなし)	1-11

☐ 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。

<p>* 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</p>	<p>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</p>
---	---

国際調査を完了した日 03.07.2012	国際調査報告の発送日 17.07.2012
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/J P) 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) 鈴木 毅 4 K 9 1 5 4 電話番号 03-3581-1101 内線 3435