

(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
2017年10月5日(05.10.2017)



(10) 国際公開番号
WO 2017/169561 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C23C 2/02 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)
 - (21) 国際出願番号: PCT/JP2017/008957
 - (22) 国際出願日: 2017年3月7日(07.03.2017)
 - (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 2016-070749 2016年3月31日(31.03.2016) JP
特願 2016-232543 2016年11月30日(30.11.2016) JP
 - (71) 出願人: J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
 - (72) 発明者: 南 秀和(MINAMI Hidekazu); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 船川 義正(FUNAKAWA Yoshimasa); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 金子 真次郎(KANEKO Shinjiro); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
 - (74) 代理人: 熊坂 晃, 外(KUMASAKA Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目7番1号 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 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, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, 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, KH, KN, KP, KR, KW, 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, 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))

(54) Title: THIN STEEL PLATE, GALVANIZED STEEL PLATE, HOT ROLLED STEEL PLATE PRODUCTION METHOD, COLD ROLLED FULL HARD STEEL PLATE PRODUCTION METHOD, HEAT TREATED PLATE PRODUCTION METHOD, THIN STEEL PLATE PRODUCTION METHOD, AND GALVANIZED STEEL PLATE PRODUCTION METHOD

(54) 発明の名称: 薄鋼板およびめっき鋼板、並びに、熱延鋼板の製造方法、冷延フルハード鋼板の製造方法、熱処理板の製造方法、薄鋼板の製造方法およびめっき鋼板の製造方法

(57) Abstract: The purpose of the present invention is to provide a thin steel plate, etc., having a TS of at least 540 MPa, excellent ductility, a low yield ratio (YR), excellent YP in-plane anisotropy, and excellent plating properties. The thin steel plate includes a specific component composition, ferrite, and a second phase. The ferrite area ratio is at least 50%. The second phase contains martensite having an area ratio, relative to the whole, of 1.0%-25.0%. The average ferrite crystal grain size is at least 3 μm. The difference in hardness between the ferrite and the martensite is 1.0-8.0 GPa. The ferrite aggregate composition is 0.8-7.0, by inverse intensity ratio of γ-fibers to α-fibers. The thin steel plate has a tensile strength of at least 540 MPa.

(57) 要約: 540MPa以上のTSを有し、延性に優れ、さらに、降伏比(YR)が低く、かつ、YPの面内異方性に優れ、めっき性に優れた薄鋼板等を提供することを目的とする。特定の成分組成と、フェライトと第2相とを含み、前記フェライトは、面積率が50%以上であり、前記第2相は、面積率が全体に対して1.0%以上25.0%以下のマルテンサイトを含有し、前記フェライトの平均結晶粒径が3μm以上であり、前記フェライトと前記マルテンサイトの硬度差が1.0GPa以上8.0GPa以下であり、かつ、前記フェライトの集合組織が、α-fiberに対するγ-fiberのインバース強度比で、0.8以上7.0以下である鋼組織と、を有し、引張強度が540MPa以上である薄鋼板とする。



WO 2017/169561 A1

明 細 書

発明の名称：

薄鋼板およびめっき鋼板、並びに、熱延鋼板の製造方法、冷延フルハード鋼板の製造方法、熱処理板の製造方法、薄鋼板の製造方法およびめっき鋼板の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、薄鋼板およびめっき鋼板、並びに、熱延鋼板の製造方法、冷延フルハード鋼板の製造方法、熱処理板の製造方法、薄鋼板の製造方法およびめっき鋼板の製造方法に関するものである。本発明の薄鋼板等は、自動車用部品等の構造部材として好適に用いることができる。

背景技術

[0002] 近年、地球環境の保護意識の高まりから、自動車のCO₂排出量削減に向けた燃費改善が強く求められている。これに伴い、車体材料を高強度化して薄肉化を図り、車体を軽量化しようとする動きが活発となってきている。しかしながら、鋼板の高強度化により、延性の低下が懸念される。このため、高強度高延性鋼板の開発が望まれている。また、鋼板の高強度化、薄肉化により形状凍結性は著しく低下する。これに対応するため、プレス成形時に、離型後の形状変化を予め予測し、形状変化量を見込んで型を設計することが広く行われている。しかし、鋼板の降伏応力（Y P）が変化すると、これらを一定とした見込み量からのズレが大きくなり、形状不良が発生し、プレス成形後に一個一個形状を板金加工する等の手直しが不可欠となり、量産効率を著しく低下させる。従って、鋼板のY Pのバラツキは可能な限り小さくすることが要求されている。

[0003] 高強度冷延鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板の延性向上に対しては、これまでにフェライト-マルテンサイト二相鋼（Dual-Phase鋼）や残留オーステナイトの変態誘起塑性（Transformation Induced Plasticity）を利用したTRIP鋼など、種々の

複合組織型高強度鋼板が開発されてきた。

[0004] 例えば、高強度冷延鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板においては、特許文献1では、成分組成を規定し、フェライトとベイニティックフェライトと残留オーステナイトの体積率を規定することにより、延性に優れた鋼板が提案されている。

[0005] 特許文献2では、板幅方向における伸びのバラツキが改善された高強度冷延鋼板の製造方法が提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開2007-182625号公報

特許文献2：特開2000-212684号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] しかしながら、特許文献1および2に記載の高強度鋼板では、加工性のなかでも、とりわけ延性に優れるとしているが、いずれもYPの面内異方性について考慮されていない。

[0008] 本発明は、かかる事情に鑑み開発されたもので、540MPa以上のTSを有し、延性に優れ、さらに、降伏比(YR)が低く、かつ、YPの面内異方性に優れ、めっき性に優れた薄鋼板及びめっき鋼板並びにこれらの製造方法を提供することを目的とするとともに、上記薄鋼板やめっき鋼板を得るために必要な熱延鋼板の製造方法、冷延フルハード鋼板の製造方法、熱処理板の製造方法を提供することも目的とする。

[0009] なお、本発明において、延性すなわちEI(全伸び)に優れるとは、 $TS \times EI$ の値が15000MPa・%以上を意味する。また、YRが低いとは、 $YR = (YP / TS) \times 100$ の値が75%以下を意味する。また、YPの面内異方性に優れるとは、YPの面内異方性の指標である $|\Delta YP|$ の値が50MPa以下を意味する。なお、 $|\Delta YP|$ は次式(1)で求められる

。

$$|\Delta YP| = (YPL - 2 \times YPD + YPC) / 2 \dots (1)$$

ただし、YPL、YPDおよびYPCとは、それぞれ鋼板の圧延方向（L方向）、鋼板の圧延方向に対して45°方向（D方向）、鋼板の圧延方向に対して直角方向（C方向）の3方向から採取したJIS5号試験片を用いて、JIS Z 2241（2011年）の規定に準拠して、クロスヘッド速度10mm/分で引張試験を行って測定したYPの値である。

課題を解決するための手段

- [0010] 発明者らは、540MPa以上のTSを有し、延性に優れ、さらに、YRが低く、YPの面内異方性に優れ、めっきをした場合のめっき性にも優れる薄鋼板等を得るべく鋭意検討を重ねたところ、以下のことを見出した。
- [0011] 焼鈍時の昇温中にフェライトの再結晶を促進し、かつ、第2相（フェライト以外の相を意味する。具体的にはマルテンサイト、未再結晶フェライト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、焼戻しベイナイト、パーライト、セメントイト（合金炭化物含む）、残留オーステナイト等を意味する）の1つであるマルテンサイトの面積率等を適正に調整することで、延性の向上、YRの低下、さらには、YPの面内異方性の低減を同時に実現し、めっきをしたときのめっき性も高められることを見出した。
- [0012] その結果、540MPa以上のTSを有し、延性に優れ、さらに、降伏比（YR）が低く、かつ、YPの面内異方性に優れ、めっきをしたときのめっき性にも優れる薄鋼板等を得ることが可能となった。
- [0013] 本発明は、上記知見に基づいてなされたものである。すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。
- [0014] [1] 質量%で、C：0.03%以上0.20%以下、Si：0.70%以下、Mn：1.50%以上3.00%以下、P：0.001%以上0.100%以下、S：0.0001%以上0.0200%以下、Al：0.001%以上1.000%以下、N：0.0005%以上0.0100%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、フェライト

と第2相とを含み、前記フェライトは、面積率が50%以上であり、前記第2相は、面積率が全体に対して1.0%以上25.0%以下のマルテンサイトを含み、前記フェライトの平均結晶粒径が3 μ m以上であり、前記フェライトと前記マルテンサイトの硬度差が1.0GPa以上8.0GPa以下であり、かつ、前記フェライトの集合組織が、 α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比で、0.8以上7.0以下である鋼組織と、を有し、引張強度が540MPa以上である薄鋼板。

[0015] [2] 前記マルテンサイトの平均サイズが1.0 μ m以上15.0 μ m以下である [1] に記載の薄鋼板。

[0016] [3] 前記成分組成は、さらに、質量%で、Mo:0.01%以上0.50%以下、Ti:0.001%以上0.100%以下、Nb:0.001%以上0.100%以下、V:0.001%以上0.100%以下、B:0.0001%以上0.0050%以下、Cr:0.01%以上1.00%以下、Cu:0.01%以上1.00%以下、Ni:0.01%以上1.00%以下、As:0.001%以上0.500%以下、Sb:0.001%以上0.200%以下、Sn:0.001%以上0.200%以下、Ta:0.001%以上0.100%以下、Ca:0.0001%以上0.0200%以下、Mg:0.0001%以上0.0200%以下、Zn:0.001%以上0.020%以下、Co:0.001%以上0.020%以下、Zr:0.001%以上0.020%以下およびREM:0.0001%以上0.0200%以下のうちから選ばれる少なくとも1種の元素を含有する [1] 又は [2] に記載の薄鋼板。

[0017] [4] [1] ~ [3] のいずれかに記載の薄鋼板の表面にめっき層を備えるめっき鋼板。

[0018] [5] [1] 又は [3] に記載の成分組成を有する鋼スラブを加熱し、粗圧延を行い、その後の仕上げ圧延において、仕上げ圧延入り側温度が1020 $^{\circ}$ C以上1180 $^{\circ}$ C以下、仕上げ圧延の最終パスの圧下率が5%以上15%以下、該最終パスの前のパスの圧下率が15%以上25%以下、仕上げ圧延

出側温度が800℃以上1000℃以下の条件で熱間圧延し、平均冷却速度5℃/s以上90℃/s以下で冷却して、巻取温度が300℃以上700℃以下の条件で巻き取る熱延鋼板の製造方法。

[0019] [6] [5] に記載の製造方法で得られた熱延鋼板を酸洗し、35%以上の圧下率で冷間圧延する冷延フルハード鋼板の製造方法。

[0020] [7] [5] に記載の製造方法で得られた熱延鋼板又は [6] に記載の製造方法で得られた冷延フルハード鋼板を、最高到達温度がT1温度以上T2温度以下、[最高到達温度-50℃] から最高到達温度までの温度域での滞留時間が500s以下の条件で加熱し、[T1温度-10℃] から550℃の温度域の平均冷却速度が3℃/s以上の条件で冷却し、かつ、600℃以上の温度域の露点が-40℃以下である薄鋼板の製造方法。

ただし、

$$T1 \text{ 温度 } (^\circ\text{C}) = 745 + 29 \times [\%Si] - 21 \times [\%Mn] + 17 \times [\%Cr]$$

$$T2 \text{ 温度 } (^\circ\text{C}) = 960 - 203 \times [\%C]^{1/2} + 45 \times [\%Si] - 30 \times [\%Mn] + 150 \times [\%Al] - 20 \times [\%Cu] + 11 \times [\%Cr] + 350 \times [\%Ti] + 104 \times [\%V]$$

である。なお、上記式において [%X] は鋼板の成分元素Xの含有量（質量%）とする。

[0021] [8] [5] に記載の製造方法で得られた熱延鋼板又は [6] に記載の製造方法で得られた冷延フルハード鋼板を、最高到達温度がT1温度以上T2温度以下、[最高到達温度-50℃] から最高到達温度までの温度域での滞留時間が500s以下の条件で加熱し、その後、冷却し、酸洗する熱処理板の製造方法。

ただし、

$$T1 \text{ 温度 } (^\circ\text{C}) = 745 + 29 \times [\%Si] - 21 \times [\%Mn] + 17 \times [\%Cr]$$

$$T2 \text{ 温度 } (^\circ\text{C}) = 960 - 203 \times [\%C]^{1/2} + 45 \times [\%Si] - 30 \times$$

$$[\%Mn] + 150 \times [\%Al] - 20 \times [\%Cu] + 11 \times [\%Cr] + 350 \times [\%Ti] + 104 \times [\%V]$$

である。なお、上記式において $[\%X]$ は鋼板の成分元素 X の含有量（質量％）とする。

[0022] [9] [8] に記載の製造方法で得られた熱処理板を、 $T1$ 温度以上に再度加熱し、次いで $[T1 \text{ 温度} - 10^\circ\text{C}]$ から 550°C の温度域の平均冷却速度が $3^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の条件で冷却し、かつ、 600°C 以上の温度域の露点が -40°C 以下である薄鋼板の製造方法。

[0023] [10] [7] 又は [9] に記載の製造方法で得られた薄鋼板にめっきを施すめっき鋼板の製造方法。

発明の効果

[0024] 本発明により得られる薄鋼板及びめっき鋼板は、 540 MPa 以上の TS を有し、延性に優れ、さらに、降伏比 (YR) が低く、かつ、 YP の面内異方性に優れ、めっきをしたときのめっき性にも優れる。また、本発明により得られた薄鋼板およびめっき鋼板を、例えば、自動車構造部材に適用することによって車体軽量化による燃費改善を図ることができ、産業上の利用価値は極めて大きい。なお、 TS は 590 MPa 以上であることが好ましい。

[0025] また、本発明の熱延鋼板の製造方法、冷延フルハード鋼板の製造方法、熱処理板の製造方法は、上記の優れた薄鋼板やめっき鋼板を得るための中間製品の製造方法として、薄鋼板やめっき鋼板の上記の特性改善に寄与する。

発明を実施するための形態

[0026] 以下、本発明の実施形態について説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

[0027] 本発明は、薄鋼板およびめっき鋼板、並びに、熱延鋼板の製造方法、冷延フルハード鋼板の製造方法、熱処理板の製造方法、薄鋼板の製造方法およびめっき鋼板の製造方法である。まず、これらの関係について説明する。

[0028] 本発明の薄鋼板は、本発明のめっき鋼板を得るための中間製品でもある。1 回法の場合には、スラブ等の鋼素材から出発して、熱延鋼板、冷延フルハ

ード鋼板、薄鋼板となる製造過程を経てめっき鋼板になる（ただし、冷間圧延を行わない場合には冷延フルハード鋼板を経由しない）。2回法の場合には、スラブ等の鋼素材から出発して、熱延鋼板、冷延フルハード鋼板、熱処理板、薄鋼板となる製造過程を経てめっき鋼板になる（ただし、冷間圧延を行わない場合には冷延フルハード鋼板を経由しない）。本発明の薄鋼板は上記過程の薄鋼板である。なお、薄鋼板が最終製品の場合もある。

[0029] また、本発明の熱延鋼板の製造方法は、上記過程の熱延鋼板を得るまでの製造方法である。

[0030] 本発明の冷延フルハード鋼板の製造方法は、上記過程において熱延鋼板から冷延フルハード鋼板を得るまでの製造方法である。

[0031] 本発明の熱処理板の製造方法は、上記過程において、2回法の場合に、熱延鋼板又は冷延フルハード鋼板から熱処理板を得るまでの製造方法である。

[0032] 本発明の薄鋼板の製造方法は、上記過程において、1回法の場合は熱延鋼板又は冷延フルハード鋼板から薄鋼板を得るまでの製造方法、2回法の場合は熱処理板から薄鋼板を得るまでの製造方法である。

[0033] 本発明のめっき鋼板の製造方法は、上記過程において、薄鋼板からめっき鋼板を得るまでの製造方法である。

[0034] 上記関係があることから、熱延鋼板、冷延フルハード鋼板、熱処理板、薄鋼板、めっき鋼板の成分組成は共通し、薄鋼板、めっき鋼板の鋼組織が共通する。以下、共通事項、薄鋼板、めっき鋼板、製造方法の順で説明する。

[0035] <成分組成>

本発明の薄鋼板等は、質量%で、C：0.03%以上0.20%以下、Si：0.70%以下、Mn：1.50%以上3.00%以下、P：0.001%以上0.100%以下、S：0.0001%以上0.0200%以下、Al：0.001%以上1.000%以下、N：0.0005%以上0.0100%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有する。

[0036] 上記成分組成は、さらに、質量%で、Mo：0.01%以上0.50%以

下、Ti : 0.001%以上0.100%以下、Nb : 0.001%以上0.100%以下、V : 0.001%以上0.100%以下、B : 0.0001%以上0.0050%以下、Cr : 0.01%以上1.00%以下、Cu : 0.01%以上1.00%以下、Ni : 0.01%以上1.00%以下、As : 0.001%以上0.500%以下、Sb : 0.001%以上0.200%以下、Sn : 0.001%以上0.200%以下、Ta : 0.001%以上0.100%以下、Ca : 0.0001%以上0.0200%以下、Mg : 0.0001%以上0.0200%以下、Zn : 0.001%以上0.020%以下、Co : 0.001%以上0.020%以下、Zr : 0.0001%以上0.020%以下およびREM : 0.0001%以上0.0200%以下のうちから選ばれる少なくとも1種の元素を含有してもよい。

[0037] 以下、各成分について説明する。以下の説明において、成分の含有量を表す「%」は「質量%」を意味する。

[0038] C : 0.03%以上0.20%以下

Cは、鋼の重要な基本成分の1つであり、特に、本発明では、2相域に加熱したときのオーステナイトの面積率、ひいては変態後のマルテンサイトの面積率に影響するため、重要な元素である。そして、得られる鋼板の強度等の機械的特性は、このマルテンサイトの分率（面積率）と硬度および平均サイズによって大きく左右される。ここで、Cの含有量が0.03%未満ではマルテンサイトの分率を確保できず、鋼板の強度を確保することが難しい。一方で、Cの含有量が0.20%を超えるとマルテンサイトの硬度が増大し、フェライトとマルテンサイトの硬度差が増大するため、局部伸びが低下し、結果として全伸びが低下する。また、マルテンサイトの平均サイズが増大するため、局部伸びが低下し、全伸びが低下する。したがって、C含有量は、0.03%以上0.20%以下の範囲内とした。下限について好ましいC含有量は0.04%以上とする。上限について好ましいC含有量は0.15%以下、より好ましくは0.12%以下とする。

[0039]

Si : 0.70%以下

Siは、 α 相中の固溶C量を減少させることによって伸び等の加工性を向上させる元素である。しかし、0.70%を超える量のSiを含有すると、焼鈍時の冷却中にフェライト変態が促進される効果、また、炭化物生成が抑制される効果があるため、マルテンサイトの硬度が上昇し、フェライトとマルテンサイトの硬度差が増大する結果、局部伸びが低下し、全伸びが低下する。また、赤スケール等の発生による表面性状の劣化や、溶融めっきを施す場合には、めっき付着性および密着性の劣化を引き起こす。したがって、Si含有量は0.70%以下とし、好ましくは0.60%以下、より好ましくは0.50%以下とする。

[0040] また、溶融亜鉛めっきを施す場合には、Si量が0.40%以下であれば、焼鈍中にSiの表面濃化量が増大することをより抑えられ、焼鈍板表面のぬれ性の低下をより抑えられるため、めっき付着性および密着性がより高くなる。したがって、Si含有量は0.40%以下とし、好ましくは0.35%以下とする。なお、本発明では通常Si含有量は0.01%以上である。

[0041] Mn : 1.50%以上3.00%以下

Mnは、鋼板の強度確保のために有効である。また、焼入れ性を向上させて複合組織化を容易にする。同時に、Mnは、冷却過程でのパーライトやベイナイトの生成を抑制する作用があり、オーステナイトからマルテンサイトへの変態を容易にする。こうした効果を得るには、Mn含有量を1.50%以上にする必要がある。一方、Mn含有量が3.00%を超えると、マルテンサイトの平均サイズが増大するため、局部伸びが低下し、全伸びが低下する。また、スポット溶接性およびめっき性を損なう。また、鑄造性の劣化などを引き起こす。さらに、板厚方向のMn偏析が顕著となり、結果としてYRが上昇し、TS×EIの値が低下する。したがって、Mn含有量は1.50%以上3.00%以下とする。下限について好ましいMn含有量は1.60%以上とする。上限について好ましいMn含有量は2.70%以下、より好ましくは2.40%以下とする。

[0042] P : 0.001%以上0.100%以下

Pは、固溶強化の作用を有し、所望の強度に応じて添加できる元素である。また、フェライト変態を促進するため、複合組織化にも有効な元素である。こうした効果を得るためには、P含有量を0.001%以上にする必要がある。一方、P含有量が0.100%を超えると、フェライト粒界またはフェライトとマルテンサイトの異相界面に偏析して、粒界を脆化させるため、局部伸びが低下し、全伸びが低下する。また、溶接性の劣化を招くとともに、溶融亜鉛めっきを合金化処理する場合には、合金化速度を大幅に遅延させてめっきの品質を損なう。また、P含有量が0.100%を超えると、粒界偏析により脆化することによって耐衝撃性が劣化する。従って、P含有量は0.001%以上0.100%以下とする。下限について好ましいP含有量は0.005%以上とする。上限について好ましいP含有量は0.050%以下とする。

[0043] S : 0.0001%以上0.0200%以下

Sは、粒界に偏析して熱間加工時に鋼を脆化させるとともに、硫化物として存在して局部変形能を低下させ、延性を低下させる。そのため、S含有量は0.0200%以下とする必要がある。一方、生産技術上の制約からは、S含有量を0.0001%以上にする必要がある。従って、S含有量は0.0001%以上0.0200%以下とする。下限について好ましいS含有量は0.0001%以上とする。上限について好ましいS含有量は0.0050%以下とする。

[0044] Al : 0.001%以上1.000%以下

Alは、炭化物の生成を抑制し、マルテンサイトの生成を促進するのに有効な元素である。また、Alは製鋼工程で脱酸剤として添加される元素である。こうした効果を得るには、Al含有量を0.001%以上にする必要がある。一方、Al含有量が1.000%を超えると、鋼板中の介在物が多くなり延性が劣化する。従って、Al含有量は0.001%以上1.000%以下とする。下限について好ましいAl含有量は0.030%以上とする。

上限について好ましいA I含有量は0.500%以下とする。

[0045] N : 0.0005%以上0.0100%以下

Nは、A Iと結合してA I Nを形成する。また、Bが添加された場合にはB Nを形成する。N含有量が多いと窒化物が多量に生じてフェライト粒の粒成長を阻害し、結果としてフェライト粒を微細化してしまい、加工性が劣化する。従って、本発明では、N含有量は0.0100%以下とする。しかし、生産技術上の制約から、N含有量は0.0005%以上にする必要がある。従って、N含有量は0.0005%以上0.0100%以下とする。好ましいN含有量は0.0005%以上0.0070%以下とする。

[0046] 本発明の薄鋼板は、上記の成分組成に加えて、さらに、質量%で、M o : 0.01%以上0.50%以下、T i : 0.001%以上0.100%以下、N b : 0.001%以上0.100%以下、V : 0.001%以上0.100%以下、B : 0.0001%以上0.0050%以下、C r : 0.01%以上1.00%以下、C u : 0.01%以上1.00%以下、N i : 0.01%以上1.00%以下、A s : 0.001%以上0.500%以下、S b : 0.001%以上0.200%以下、S n : 0.001%以上0.200%以下、T a : 0.001%以上0.100%以下、C a : 0.0001%以上0.0200%以下、M g : 0.0001%以上0.0200%以下、Z n : 0.001%以上0.020%以下、C o : 0.001%以上0.020%以下、Z r : 0.001%以上0.020%以下およびR E M : 0.0001%以上0.0200%以下のうちから選ばれる少なくとも1種の任意元素が、単独で、あるいは組み合わせて含有されることが好ましい。なお、鋼板の成分組成の残部は、F eおよび不可避免的不純物である。

[0047] M oは、化成処理性およびめっき性を損なうことなくマルテンサイトを得的のに有効であるため、必要に応じて添加してもよい。この効果は、M oの含有量を0.01%以上とすることで得られる。ただし、0.50%を超えて含有してもさらなる効果は得難い上、介在物等の増加を引き起こして表面や内部に欠陥などを引き起こし、延性が大きく低下する。したがって、M o

含有量は、Mo : 0.01%以上0.50%以下の範囲内とする。下限について好ましいMo含有量は0.02%以上とする。上限について好ましいMo含有量は0.35%以下、より好ましくは0.25%以下とする。

[0048] Tiは、時効劣化を引き起こすNをTiNとして固定するのに有効な元素であるため、必要に応じて添加してもよい。この効果は、Ti含有量を0.001%以上とすることで得られる。一方で、Ti含有量が0.100%を超えると、TiCが過剰に生成して、降伏比YRが顕著に増加する。したがって、Tiを添加する場合には、その含有量は、0.001%以上0.100%以下の範囲とし、下限について好ましい含有量は0.005%以上である。上限について好ましい含有量は0.050%以下である。

[0049] Nbは、熱間圧延時あるいは焼鈍時に微細な析出物を形成して強度を上昇させるため、必要に応じて添加してもよい。また、熱延時の粒径を微細化し、冷間圧延およびその後の焼鈍時に、YPの面内異方性低減に寄与するフェライトの再結晶を促進させる。こうした効果を得るためには、Nb含有量は0.001%以上にすることが必要である。一方、Nb含有量が0.100%を超えると、Nb-(C, N)のような複合析出物が過剰に生成し、また、フェライトの粒径が微細化し、降伏比YRが顕著に増加する。したがって、Nbを添加する場合には、その含有量は、0.001%以上0.100%以下の範囲とする。下限について好ましいNb含有量は0.005%以上である。上限について好ましいNb含有量は0.050%以下である。

[0050] Vは、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼を高強度化するため、必要に応じて添加してもよい。こうした効果を得るには、Vの含有量を0.001%以上とすることが必要である。一方、V含有量が0.100%を超えると、母相であるフェライトやマルテンサイトの下部組織もしくは旧オーステナイト粒界に、Vが多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出し、加工性が著しく劣化する。したがって、Vを添加する場合には、その含有量は、0.001%以上0.100%以下の範囲内とする。下限について好ましいV含有量は0.005%以上であり、より好ましくは0.

0.10%以上である。上限について好ましいV含有量は0.080%以下であり、より好ましくは0.070%以下である。

[0051] Bは、鋼の強化に有効な元素であるため、必要に応じて添加してもよい。その添加効果は、B含有量を0.0001%以上にするこで得られる。一方、B含有量が0.0050%を超えると、マルテンサイトの面積率が過大となって、著しい強度上昇による延性の低下の懸念が生じる。従って、B含有量は0.0001%以上0.0050%以下とする。下限について好ましいB含有量は0.0005%以上とする。上限について好ましいB含有量は0.0030%以下とする。

[0052] CrおよびCuは、固溶強化元素としての役割のみならず、焼鈍（冷延鋼板又は熱延鋼板（冷間圧延を行わない場合）に対する加熱および冷却処理）時の冷却過程において、オーステナイトを安定化し、複合組織化を容易にするため、必要に応じて添加してもよい。こうした効果を得るには、Cr含有量およびCu含有量は、それぞれ0.01%以上にする必要がある。一方、Cr含有量も、Cu含有量も1.00%を超えると、熱間圧延中に表層割れを起こす恐れがある上、介在物等の増加を引き起こして表面や内部に欠陥などを引き起こし、延性が大きく低下する。したがって、CrおよびCuを添加する場合、その含有量はそれぞれ0.01%以上1.00%以下とする。

[0053] Niは、固溶強化及び変態強化により高強度化に寄与するため、必要に応じて添加してもよい。この効果を得るためには、0.01%以上の含有が必要である。一方、Niを1.00%を超えて過剰に添加すると、熱間圧延中に表層割れを起こす恐れがある上、介在物等の増加を引き起こして表面や内部に欠陥などを引き起こし、延性が大きく低下する。従って、Niを添加する場合、その含有量は、0.01%以上1.00%以下の範囲とする。Ni含有量は好ましくは0.50%以下である。

[0054] Asは、耐食性向上に有効な元素であるため、必要に応じて添加してもよい。この効果を得るためには、0.001%以上の含有が必要である。一方、Asを過剰に添加した場合、赤熱脆性が促進する上に、介在物等の増加を

引き起こして表面や内部に欠陥などを引き起こし、延性が大きく低下する。従って、Asを添加する場合、その含有量は、0.001%以上0.500%以下の範囲とする。

[0055] SbおよびSnは、鋼板表面の窒化や酸化によって生じる、鋼板表面から板厚方向に数十 μ m程度の領域の脱炭を抑制する観点から、必要に応じて添加する。このような窒化や酸化を抑制すると、鋼板表面におけるマルテンサイトの生成量が減少するのを防止して、鋼板の強度や材質安定性の確保に有効だからである。この効果を得るにはSbの場合、Snの場合のいずれも含有量を0.001%以上にする必要がある。一方で、これらいずれの元素についても、0.200%を超えて過剰に添加すると靱性の低下を招く。従って、SbおよびSnを添加する場合、その含有量は、それぞれ0.001%以上0.200%以下の範囲内とする。

[0056] Taは、TiやNbと同様に、合金炭化物や合金炭窒化物を生成して高強度化に寄与するため、必要に応じて添加してもよい。加えて、Taには、Nb炭化物やNb炭窒化物に一部固溶し、(Nb, Ta)(C, N)のような複合析出物を生成して、析出物の粗大化を著しく抑制し、析出強化による鋼板の強度向上への寄与率を安定化させる効果があると考えられる。そのため、Taを含有することが好ましい。ここで、前述の析出物安定化の効果は、Taの含有量を0.001%以上とすることで得られる一方で、Taを過剰に添加しても、析出物安定化効果が飽和する上に、介在物等の増加を引き起こして表面や内部に欠陥などを引き起こし、延性が大きく低下する。従って、Taを添加する場合、その含有量は、0.001%以上0.100%以下の範囲内とする。

[0057] CaおよびMgは、脱酸に用いる元素であるとともに、硫化物の形状を球状化し、延性、特に局部延性への硫化物の悪影響を改善するために有効な元素であるため、必要に応じて添加してもよい。これらの効果を得るためには、少なくとも1元素について0.0001%以上の含有が必要である。しかしながら、CaおよびMgの少なくとも1元素の含有量が、0.0200%

を超えると、介在物等の増加を引き起こして表面や内部に欠陥などを引き起こし、延性が大きく低下する。従って、CaおよびMgを添加する場合、その含有量はそれぞれ0.0001%以上0.0200%以下とする。

[0058] Zn、CoおよびZrは、いずれも硫化物の形状を球状化し、局部延性および伸びフランジ性への硫化物の悪影響を改善するために有効な元素であるため、必要に応じて添加してもよい。この効果を得るためには、少なくとも1元素について0.001%以上の含有が必要である。しかしながら、Zn、CoおよびZrの少なくとも1元素の含有量が、0.020%を超えると、介在物等が増加し、表面や内部に欠陥などを引き起こすため、延性が低下する。従って、Zn、CoおよびZrを添加する場合、その含有量はそれぞれ0.001%以上0.020%以下とする。

[0059] REMは、耐食性の向上に有効な元素であるため、必要に応じて添加してもよい。この効果を得るためには、0.0001%以上の含有が必要である。しかしながら、REMの含有量が、0.0200%を超えると、介在物等が増加し、表面や内部に欠陥などを引き起こすため、延性が低下する。従って、REMを添加する場合、その含有量は0.0001%以上0.0200%以下とする。

[0060] 上記成分以外の残部はFe及び不可避免的不純物である。なお、上記任意成分について、含有量が下限値未満の場合には本発明の効果を害さないため、これら任意元素を下限値未満含む場合は、これらの任意元素を不可避免的不純物として含むものとする。

[0061] <鋼組織>

本発明の薄鋼板等の鋼組織は、フェライトと第2相とを含み、フェライトは、面積率が50%以上であり、第2相は、面積率が全体（鋼組織全体）に対して1.0%以上25.0%以下のマルテンサイトを含有し、フェライトの平均結晶粒径が3 μ m以上であり、フェライトとマルテンサイトの硬度差が1.0GPa以上8.0GPa以下であり、かつ、フェライトの集合組織が、 α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比で、0.8

以上7.0以下である。

[0062] フェライトの面積率：50%以上

鋼組織全体に対するフェライトの面積率は、本発明において、極めて重要な発明構成要件である。本発明の薄鋼板等は、延性に富む軟質なフェライトと、主として強度を担う第2相とを含む鋼組織からなる。十分な延性および強度と延性のバランスの確保するためには、フェライトの面積率を50%以上にする必要がある。なお、フェライトの面積率の上限は、特に限定しないが、第2相の面積率確保、すなわち、強度確保のために95%以下が好ましく、より好ましくは90%以下とする。

[0063] ここで、第2相とは、上記の通り、フェライト以外の相であり、マルテンサイト、未再結晶フェライト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、焼戻しベイナイト、パーライト、セメンタイト（合金炭化物含む）、残留オーステナイト等を意味する。

[0064] マルテンサイトの面積率：1.0%以上25.0%以下

鋼組織全体に対するマルテンサイト（焼入れままマルテンサイトを意味する）の面積率が25.0%を超えると、局部延性が低下するために全伸び（ E_L ）が低下する。なお、鋼板の強度確保およびYRの低下のためには、マルテンサイトの面積率は1.0%以上にする必要があり、好ましくは3.0%以上、より好ましくは5.0%以上、さらに好ましくは7.0%以上とする。

[0065] なお、フェライトおよびマルテンサイトの面積率は、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面（L断面）を研磨後、1vol.%ナイトールで腐食し、板厚1/4位置（鋼板表面から深さ方向で板厚の1/4に相当する位置）について、SEM（Scanning Electron Microscope；走査電子顕微鏡）を用いて1000倍の倍率で3視野観察し、得られた組織画像を、Adobe Systems社のAdobe Photoshopを用いて、構成相（フェライトおよびマルテンサイト）の面積率を3視野分算出し、それらの値を平均して求めることが出来る。また、上記の組織画

像において、フェライトは灰色の組織（基地組織）、また、マルテンサイトは白色の組織を呈している。

[0066] フェライトの平均結晶粒径：3 μm 以上

フェライトの平均結晶粒径が3 μm 未満では、延性が低下し、また、Y Rが顕著に上昇する。したがって、フェライトの平均結晶粒径は3 μm 以上とする。なお、フェライトの平均結晶粒径の上限は、特に限定しないが、30 μm を超えると強度上昇に有利な第2相の生成が顕著に抑制されるため、フェライトの平均結晶粒径は30 μm 以下であることが好ましい。

[0067] なお、フェライトの平均結晶粒径は、次のようにして算出した。すなわち、上記相の観察と同様に板厚1/4位置を観察位置とし、得られた鋼板をSEM（走査型電子顕微鏡）を用いて1000倍程度の倍率で観察し、上述のAdobe Photoshopを用いて、観察視野内のフェライトの面積の合計をフェライトの個数で除算することでフェライトの平均面積を算出した。そして、算出した平均面積を1/2乗した値をフェライトの平均結晶粒径とした。

[0068] また、本発明の鋼組織では、上記したフェライトおよびマルテンサイトの合計の面積率を85%以上とすることが好ましい。鋼組織には、フェライトおよびマルテンサイト以外に、未再結晶フェライト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、焼戻しベイナイト、パーライト、セメントライト（合金炭化物含む）、残留オーステナイト等の鋼板に公知の相が、鋼組織全体に対する面積率で20%以下の範囲に含まれても、本発明の効果が損なわれることはない。ただし、降伏比の観点からは、パーライトおよび残留オーステナイトは少ない方が好ましく、パーライトは面積率で8%以下、残留オーステナイトは面積率で3%以下であることが好ましい。なお、フェライトおよびマルテンサイトの合計が100%、その他の組織が0%でもよい。

[0069] フェライトとマルテンサイトの硬度差：1.0 GPa以上8.0 GPa以下

フェライトとマルテンサイトの硬度差は、Y Rおよび延性を制御する上で

、極めて重要な発明構成要件である。フェライトとマルテンサイトの硬度差が1.0 GPa未満では、降伏比YRが上昇する。一方、フェライトとマルテンサイトの硬度差が8.0 GPaを超えると、局部延性が低下するために全伸び(E_l)が低下する。従って、フェライトとマルテンサイトの硬度差は1.0 GPa以上8.0 GPa以下とし、好ましくは、1.5 GPa以上7.5 GPa以下とする。

[0070] なお、フェライトとマルテンサイトの硬度差は、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面(L断面)を研磨後、1 vol. %ナイトールで腐食し、板厚1/4位置(鋼板表面から深さ方向で板厚の1/4に相当する位置)について、微小硬度計(島津製作所 D U H - W 2 0 1 S)を用い、荷重0.5 gfの条件で、フェライトおよびマルテンサイトそれぞれの相の硬度を5点測定し、それぞれの相の平均硬度を求めた。この平均硬度から硬度差を算出した。

[0071] フェライトの集合組織の α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比: 0.8以上7.0以下

α -fiberとは $\langle 110 \rangle$ 軸が圧延方向に平行な繊維集合組織であり、また、 γ -fiberとは $\langle 111 \rangle$ 軸が圧延面の法線方向に平行な繊維集合組織である。体心立方金属では、圧延変形により α -fiberおよび γ -fiberが強く発達し、再結晶焼鈍をしてもそれらに属する集合組織が形成するという特徴がある。

[0072] 本発明において、フェライトの集合組織の α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比が7.0を超えると、鋼板の特定方向に集合組織が配向し、機械的特性の面内異方性、特にYPの面内異方性が大きくなる。一方、フェライトの集合組織の α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比が0.8未満でも同様に、機械的特性の面内異方性、特にYPの面内異方性が大きくなる。したがって、フェライトの集合組織の α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比は0.8以上7.0以下とし、上限について好ましい上記強度比は6.5以下である。

[0073] 本発明で、フェライトの集合組織の α -fiberに対する γ -fiber

rのインバース強度比は、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面（L断面）を湿式研磨およびコロイダルシリカ溶液を用いたバフ研磨により表面を平滑化した後、0.1 vol. % ナイタールで腐食することで、試料表面の凹凸を極力低減し、かつ、加工変質層を完全に除去し、次いで、板厚1/4位置（鋼板表面から深さ方向で板厚の1/4に相当する位置）について、SEM-EBSD（Electron Back-Scatter Diffraction；電子線後方散乱回折）法を用いて結晶方位を測定し、得られたデータを、AMETEK EDAX社のOIM Analysisを用いて、CI（Confidence Index）およびIQ（Image Quality）でマルテンサイトを含む第2相を排除し、フェライトのみの集合組織を抽出することができる。結果として、フェライトの α -fiberおよび γ -fiberのインバース強度比を求めることにより、算出することができる。

[0074] マルテンサイトの平均サイズ：1.0 μm 以上15.0 μm 以下

マルテンサイトの平均サイズが1.0 μm 未満では、YRの上昇が高くなる傾向にある。一方で、マルテンサイトの平均サイズが15.0 μm を超えると、局部延性が低下するために全伸び（E1）が低下する場合がある。したがって、マルテンサイトの平均サイズは、1.0 μm 以上15.0 μm 以下が好ましい。下限についてより好ましい上記平均サイズは2.0 μm 以上であり、上限についてより好ましい上記平均サイズは10.0 μm 以下とする。

[0075] 実際のマルテンサイトの平均サイズは、次のようにして算出した。上記相の観察と同様に板厚1/4位置を観察位置とし、得られた鋼板を、SEMを用いて1000倍程度の倍率で観察し、上述のAdobe Photoshopを用いて、観察視野内のマルテンサイトの面積の合計をマルテンサイトの個数で除算することでマルテンサイトの平均面積を算出した。そして、算出した平均面積を1/2乗した値をマルテンサイトの平均サイズとした。

[0076] <薄鋼板>

薄鋼板の成分組成および鋼組織は上記の通りである。また、薄鋼板の厚みは特に限定されないが、通常、0.3 mm以上2.8 mm以下である。

[0077] <めっき鋼板>

本発明のめっき鋼板は、本発明の薄鋼板上にめっき層を備えるめっき鋼板である。めっき層の種類は特に限定されず、例えば、熔融めっき層、電気めっき層のいずれでもよい。また、めっき層は合金化されためっき層でもよい。めっき層は亜鉛めっき層が好ましい。亜鉛めっき層はAlやMgを含有してもよい。また、熔融亜鉛-アルミニウム-マグネシウム合金めっき（Zn-Al-Mgめっき層）も好ましい。この場合、Al含有量を1質量%以上22質量%以下、Mg含有量を0.1質量%以上10質量%以下とし残部はZnとすることが好ましい。また、Zn-Al-Mgめっき層の場合、Zn、Al、Mg以外に、Si、Ni、Ce及びLaから選ばれる一種以上を合計で1質量%以下含有してもよい。なお、めっき金属は特に限定されないため、上記のようなZnめっき以外に、Alめっき等でもよい。なお、めっき金属は特に限定されないため、上記のようなZnめっき以外に、Alめっき等でもよい。

[0078] また、めっき層の組成も特に限定されず、一般的なものであればよい。例えば、熔融亜鉛めっき層や合金化熔融亜鉛めっき層の場合、一般的には、Fe：20質量%以下、Al：0.001質量%以上1.0質量%以下を含有し、さらに、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、REMから選択する1種または2種以上を合計で0質量%以上3.5質量%以下含有し、残部がZn及び不可避免的不純物からなる組成である。本発明では、片面あたりのめっき付着量が20～80 g/m²の熔融亜鉛めっき層、これがさらに合金化された合金化熔融亜鉛めっき層を有することが好ましい。また、めっき層が熔融亜鉛めっき層の場合にはめっき層中のFe含有量が7質量%未満であり、合金化熔融亜鉛めっき層の場合にはめっき層中のFe含有量は7～20質量%である。

[0079] <熱延鋼板の製造方法>

本発明の熱延鋼板の製造方法は、上記成分組成を有する鋼スラブを加熱し、粗圧延を行い、その後の仕上げ圧延において、仕上げ圧延の最終パスの圧下率が5%以上15%以下、該最終パスの前のパスの圧下率が15%以上25%以下、仕上げ圧延入側温度が1020℃以上1180℃以下、仕上げ圧延出側温度が800℃以上1000℃以下の条件で熱間圧延し、平均冷却速度5℃/s以上90℃/s以下で冷却して、巻取温度が300℃以上700℃以下の条件で巻き取る方法である。なお、以下の説明において、温度は特に断らない限り鋼板表面温度とする。鋼板表面温度は放射温度計等を用いて測定し得る。

[0080] 本発明において、鋼素材（鋼スラブ）の溶製方法は特に限定されず、転炉や電気炉等、公知の溶製方法いずれもが適合する。鑄造方法も特に限定はされないが、連続鑄造方法が好適である。また、鋼スラブ（スラブ）は、マクロ偏析を防止するため、連続鑄造法で製造するのが好ましいが、造塊法や薄スラブ鑄造法などにより製造することも可能である。また、鋼スラブを製造した後、一旦室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法に加え、室温まで冷却しないで、温片のまま加熱炉に装入する、あるいは、わずかの保熱を行った後に直ちに圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。また、スラブは通常の場合で粗圧延によりシートバーとされるが、加熱温度を低めにした場合は、熱間圧延時のトラブルを防止する観点から、仕上げ圧延前にバーヒーターなどを用いてシートバーを加熱することが好ましい。また、スラブを熱間圧延するに際しては、加熱炉でスラブを再加熱した後に熱間圧延してもよいし、1250℃以上の加熱炉で短時間加熱した後に熱間圧延に供してもよい。

[0081] 上記のようにして得られた鋼素材（スラブ）に、熱間圧延を施す。この熱間圧延は、粗圧延と仕上げ圧延による圧延でも、粗圧延を省略した仕上げ圧延だけの圧延としてもよいが、いずれにしても、仕上げ圧延の最終パスの圧下率、最終直前パスの圧下率、仕上げ圧延入側温度、仕上げ圧延出側温度が重要である。

[0082] 仕上げ圧延の最終パスの圧下率が5%以上15%以下

最終パスの前のパスの圧下率が15%以上25%以下

本発明では、最終パスの前のパスの圧下率を、最終パスの圧下率以上とすることで、フェライトの平均結晶粒径、マルテンサイトの平均サイズおよび集合組織を適正に制御することができる。このため、上記圧下率の条件は非常に重要である。仕上げ圧延の最終パスの圧下率が5%未満では、熱延時のフェライトの結晶粒径が粗大化した結果、冷間圧延およびその後の焼鈍時の結晶粒径が粗大となり、強度が低下する。また、非常に粗大なオーステナイト粒からフェライトが核生成、成長するため、生成するフェライト粒の粒径が不揃いとなるいわゆる混粒組織となってしまう、その結果、再結晶焼鈍時に特定方位の粒が成長するため、Y Pの面内異方性が大きくなる。一方、最終パスの圧下率が15%を超えると、熱延時のフェライトの結晶粒径が微細化し、冷間圧延およびその後の焼鈍時のフェライトの結晶粒径が微細となった結果、強度が上昇する。また、焼鈍時のオーステナイトの核生成サイトが増大し、微細なマルテンサイトが生成する結果、Y Rが上昇する。したがって、仕上げ圧延の最終パスの圧下率が5%以上15%以下とする。

[0083] 最終パスの前のパスの圧下率が15%未満では、非常に粗大なオーステナイト粒を最終パスで圧延したとしても、最終パス後の冷却中に生成するフェライト粒の粒径が不揃いとなるいわゆる混粒組織となってしまう、その結果、再結晶焼鈍時に特定方位の粒が成長するため、Y Pの面内異方性が大きくなる。一方、最終パスの前のパスの圧下率が25%を超えると、熱延時のフェライトの結晶粒径が微細化し、冷間圧延およびその後の焼鈍時の結晶粒径が微細となった結果、強度が上昇する。また、焼鈍時のオーステナイトの核生成サイトが増大し、微細なマルテンサイトが生成する結果、Y Rが上昇する。したがって、仕上げ圧延の最終パスの前のパスの圧下率は15%以上25%以下とする。

[0084] 仕上げ圧延入側温度が1020℃以上1180℃

加熱後の鋼スラブは、粗圧延および仕上げ圧延により熱間圧延され熱延鋼

板となる。このとき、仕上げ圧延入側温度が1180℃を超えると、酸化物（スケール）の生成量が急激に増大し、地鉄と酸化物の界面が荒れ、デスクーリング時や、酸洗時のスケール剥離性が低下し、焼鈍後の表面品質が劣化する。また、酸洗後に熱延スケールの取れ残りなどが一部に存在すると、延性に悪影響を及ぼす。一方、仕上げ圧延入側温度が1020℃未満では、仕上げ圧延後の仕上げ圧延温度が低下してしまい、熱間圧延中の圧延荷重が増大し圧延負荷が大きくなることや、オーステナイトが未再結晶状態での圧下率が高くなり、再結晶焼鈍後の集合組織の制御が困難となり、最終製品における面内異方性が顕著となることで、材質の均一性や材質安定性が損なわれる。また、延性そのものも低下する。したがって、熱間圧延の仕上げ圧延入側温度を1020℃以上1180℃以下にする必要がある。好ましくは1020℃以上1160℃以下とする。

[0085] 仕上げ圧延出側温度：800℃以上1000℃以下

加熱後の鋼スラブは、粗圧延および仕上げ圧延により熱間圧延され熱延鋼板となる。このとき、仕上げ圧延出側温度が1000℃を超えると、酸化物（スケール）の生成量が急激に増大し、地鉄と酸化物の界面が荒れ、酸洗、冷間圧延後の表面品質が劣化する。また、酸洗後に熱延スケールの取れ残りなどが一部に存在すると、延性に悪影響を及ぼす。さらに、結晶粒径が過度に粗大となり、加工時にプレス品表面荒れを生じる場合がある。一方、仕上げ圧延出側温度が800℃未満では圧延荷重が増大し、圧延負荷が大きくなることや、オーステナイトが未再結晶状態での圧下率が高くなり、異常な集合組織が発達し、最終製品における面内異方性が顕著となることで、材質の均一性や材質安定性が損なわれる。また、延性そのものも低下する。また、仕上げ圧延出側温度が800℃未満では、加工性の低下を招く。したがって、熱間圧延の仕上げ圧延出側温度を800℃以上1000℃以下にする必要がある。下限について好ましい仕上げ圧延出側温度は820℃以上である。上限について好ましい仕上げ圧延出側温度は950℃以下である。

[0086] なお、上記の通り、この熱間圧延は、粗圧延と仕上げ圧延による圧延でも

、粗圧延を省略した仕上げ圧延だけの圧延としてもよい。

[0087] 仕上げ圧延後から巻取温度までの平均冷却速度：5℃/s以上90℃/s以下

仕上げ圧延後から巻取温度までの平均冷却速度を適正に制御することで熱延鋼板における相の結晶粒径を微細化でき、その後の冷間圧延および焼鈍後の集合組織を{111} // ND方位への集積を高めることが可能である（即ち、 α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比に調整することを可能とする。）。ここで、仕上げ圧延後から巻取りまでの平均冷却速度が90℃/sを超えると、板形状が顕著に悪化し、その後の冷間圧延あるいは焼鈍（冷間圧延後の加熱、冷却処理）の際にトラブルの原因となる。一方、5℃/s未満になると、熱延板の組織において結晶粒径が増大し、その後の冷間圧延および焼鈍後の集合組織において γ -fiberへの集積を高めることができない。また、熱延時に粗大炭化物が形成し、これが焼鈍後にも残存することで加工性の低下を招く。したがって、仕上げ圧延後から巻取温度までの平均冷却速度は、5℃/s以上90℃/s以下とし、下限について好ましい平均冷却速度は7℃/s以上、より好ましくは9℃/s以上である。上限について好ましい平均冷却速度は60℃/s以下、より好ましくは50℃/s以下とする。

[0088] 巻取温度：300℃以上700℃以下

熱間圧延後の巻取温度が700℃を超えると、熱延板（熱延鋼板）の鋼組織のフェライトの結晶粒径が大きくなり、焼鈍後に所望の強度の確保が困難となる。一方、熱間圧延後の巻取温度が300℃未満では、熱延板強度が上昇し、冷間圧延における圧延負荷が増大し、生産性が低下する。また、マルテンサイトを主体とする硬質な熱延鋼板に冷間圧延を施すと、マルテンサイトの旧オーステナイト粒界に沿った微小な内部割れ（脆性割れ）が生じやすく、最終焼鈍板の延性および伸びフランジ性が低下する。従って、熱間圧延後の巻取温度を300℃以上700℃以下にする必要がある。下限について好ましい巻取温度は400℃以上とする。上限について好ましい巻取温度は6

50℃以下とする。

[0089] なお、熱延時に粗圧延板同士を接合して連続的に仕上げ圧延を行ってもよい。また、粗圧延板を一旦巻き取っても構わない。また、熱間圧延時の圧延荷重を低減するために仕上げ圧延の一部または全部を潤滑圧延としてもよい。潤滑圧延を行うことは、鋼板形状の均一化、材質の均一化の観点からも有効である。なお、潤滑圧延時の摩擦係数は、0.10以上0.25以下の範囲とすることが好ましい。

[0090] <冷延フルハード鋼板の製造方法>

本発明の冷延フルハード鋼板の製造方法は、上記熱延鋼板を酸洗し、35%以上の圧下率で冷間圧延する方法である。

[0091] 酸洗は鋼板表面の酸化物の除去が可能であることから、最終製品の薄鋼板やめっき鋼板における良好な化成処理性やめっき品質の確保のために重要である。また、酸洗は、一回でも良いし、複数回に分けても良い。

[0092] 冷間圧延工程における圧下率（圧延率）：35%以上

熱間圧延後の冷間圧延により、 α -fiberおよび γ -fiberを発生させることによって、焼鈍後の組織でも α -fiberおよび γ -fiber、特に γ -fiberを持つフェライトを増やし、YPの面内異方性を低減することが可能である。このような効果を得るには、冷間圧延の圧下率の下限は35%とする。さらに、YPの面内異方性を低減する観点からは、冷間圧延時の圧下率を40%以上とすることが好ましく、より好ましくは45%以上、さらに好ましくは49%以上とする。なお、圧延パスの回数、各パス毎の圧下率については、とくに限定されることなく本発明の効果を得ることができる。また、上記圧下率の上限に特に限定はないが、工業上80%程度である。

[0093] <薄鋼板の製造方法>

薄鋼板の製造方法には、熱延鋼板又は冷延フルハード鋼板を加熱し冷却して（1回の焼鈍）薄鋼板を製造する方法（1回法）と、熱延鋼板又は冷延フルハード鋼板を加熱し冷却して（1回目の焼鈍）、熱処理板とし該熱処理板

を加熱し冷却して（２回目の焼鈍）、薄鋼板を製造する方法（２回法）とがある。以下では、まず、１回の焼鈍（１回法）の場合について示す。

[0094] 最高到達温度：T 1 温度以上 T 2 温度以下

最高到達温度が T 1 温度未満の場合、この焼鈍はフェライト単相域での熱処理になるため、焼鈍後にマルテンサイトを含む第 2 相が生成せず、所望の強度を得ることができず、また Y R も上昇する。一方、最高到達温度が T 2 温度を超えると、焼鈍後に生成するマルテンサイトを含む第 2 相が増大し、強度が上昇する一方、延性が低下する。したがって、最高到達温度は T 1 温度以上 T 2 温度以下とする。

$$T 1 \text{ 温度 } (^{\circ}\text{C}) = 745 + 29 \times [\%S i] - 21 \times [\%M n] + 17 \times [\%C r]$$

$$T 2 \text{ 温度 } (^{\circ}\text{C}) = 960 - 203 \times [\%C]^{1/2} + 45 \times [\%S i] - 30 \times [\%M n] + 150 \times [\%A l] - 20 \times [\%C u] + 11 \times [\%C r] + 350 \times [\%T i] + 104 \times [\%V]$$

である。なお、上記式において [%X] は鋼板の成分元素 X の含有量（質量％）とする。

[0095] なお、上記最高到達温度での保持の際の保持時間は、特に限定はしないが 10 s 以上 40000 s 以下の範囲が好ましい。

[0096] [最高到達温度 - 50℃] から最高到達温度までの温度域での滞留時間が 500 s 以下

[最高到達温度 - 50℃] から最高到達温度までの温度域での滞留時間が 500 s を超えると、所望の特性が得られない。なお、[最高到達温度 - 50℃] から最高到達温度までの温度域での滞留時間の下限は、特に限定はしないが、30 秒未満では、フェライトの再結晶が不十分となり、Y P の面内異方性が大きくなる場合があるため、30 秒以上であることが好ましく、より好ましくは 50 秒以上とする。

[0097] [T 1 温度 - 10℃] から 550℃ の温度域で平均冷却速度：3℃/s 以上

保持後の冷却において、 $[T1 \text{ 温度} - 10^\circ\text{C}]$ から 550°C の温度域での平均冷却速度が $3^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満の場合、冷却中にフェライトおよびパーライトが過度に生成して、所望のマルテンサイト量が得られなくなる。したがって、 $[T1 \text{ 温度} - 10^\circ\text{C}]$ から 550°C の温度域で平均冷却速度は $3^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上とする。

[0098] 600°C 以上の温度域の露点： -40°C 以下

焼鈍時、 600°C 以上の温度域において露点が高くなると、空気中の水分を介して脱炭が進行し、鋼板表層部のフェライト粒が粗大化するうえ硬さが低下するために、安定的に優れた引張強度が得られなかったり、曲げ疲労特性が低下したりする。また、めっきを施す場合、めっきを阻害する元素である Si、Mn 等が焼鈍中に鋼板表面に濃化し、めっき性を阻害する。そのため、焼鈍時に 600°C 以上の温度域の露点は -40°C 以下とする必要がある。好ましくは、 -45°C 以下である。なお、通常加熱、均熱保持、冷却の過程を経る焼鈍の場合は、全過程において 600°C 以上の温度域について露点を -40°C 以下とする必要がある。雰囲気露点の下限は特に規定はしないが、 -80°C 未満では効果が飽和し、コスト面で不利となるため -80°C 以上が好ましい。なお、上記温度域の温度は鋼板表面温度を基準とする。即ち、鋼板表面温度が上記温度域にある場合に、露点を上記範囲に調整する。

[0099] なお、上記冷却における冷却停止温度は特に限定されないが、通常 $120 \sim 550^\circ\text{C}$ である。

[0100] 次いで、2回の焼鈍（2回法）について説明する。2回法では先ず熱延鋼板又は冷延フルハード鋼板を加熱し熱処理板とする。この熱処理板を得る製造方法が、本発明の熱処理板の製造方法である。

[0101] 上記熱処理板を得るための具体的な方法は、熱延鋼板または冷延フルハード鋼板を、最高到達温度が $T1$ 温度以上 $T2$ 温度以下、 $[\text{最高到達温度} - 50^\circ\text{C}]$ から最高到達温度までの温度域での滞留時間が 500 s 以下の条件で加熱し、その後、冷却し、酸洗する方法である。

[0102] 上記最高到達温度、滞留時間の技術的意義は1回法と同様であるため説明

を省略する。熱処理板を得るには、上記滞留時間での保持後、冷却し、酸洗する。

[0103] 上記冷却における冷却速度は、特に限定されないが、通常 $5 \sim 350^\circ\text{C}/\text{s}$ である。

[0104] なお、後述する熱処理板の再加熱時にSi、Mn等のめっき性を阻害する元素が過度に表面濃化してしまい、めっき性が劣位になるため、酸洗等によって表面濃化層を除去する必要がある。ただし、熱間圧延後の巻取りの後に行う酸洗による脱スケールについては、その実施の有無は何ら本発明の効果には影響しない。また、上記酸洗までの間に、通板性をよくするために熱処理板に調質圧延を行ってもよい。

[0105] 再加熱温度：T1温度以上

2回法の場合には、1回目の加熱時にフェライトの再結晶が完了しているため、再加熱温度はT1温度以上で構わない。ただし、T1温度未満になるとオーステナイトの形成が不十分となり、所望のマルテンサイト量を得ることが困難となる。したがって、再加熱温度は、T1温度以上とする。再加熱温度の上限は特に規定しないが、 850°C を超えるとSi、Mn等の元素が表面に再濃化し、めっき性を低下させる場合があるため、 850°C 以下とすることが好ましい。より好ましくは 840°C 以下である。

[0106] [T1温度- 10°C]から 550°C の温度域で平均冷却速度： $3^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上

再加熱後の冷却中において、[T1温度- 10°C]から 550°C の温度域での平均冷却速度が $3^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満の場合、冷却中にフェライトおよびパーライトが過度に生成して、所望のマルテンサイト量が得られなくなり、YRが上昇する。したがって、[T1温度- 10°C]から 550°C の温度域で平均冷却速度は $3^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上とする。なお、 450°C から[T1温度- 10°C]の温度域での平均冷却速度の上限は、特に限定しないが、 $100^\circ\text{C}/\text{s}$ を超えると急激な熱収縮により板形状が悪くなり、蛇行等の操業上の問題となる場合があるため、 $100^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。

[0107] 600℃以上の温度域の露点：-40℃以下

焼鈍時、600℃以上の温度域において露点が高くなると、空気中の水分を介して脱炭が進行し、鋼板表層部のフェライト粒が粗大化するうえ硬さが低下するために、安定的に優れた引張強度が得られなかったり、曲げ疲労特性が低下したりする。また、めっきを施す場合、めっきを阻害する元素であるSi、Mn等が焼鈍中に鋼板表面に濃化し、めっき性を阻害する。そのため、焼鈍時に600℃以上の温度域の露点は-40℃以下とする必要がある。好ましくは、-45℃以下である。なお、通常の加熱、均熱保持、冷却の過程を経る焼鈍の場合は、全過程において600℃以上の温度域について露点を-40℃以下とする必要がある。雰囲気露点の下限は特に規定はしないが、-80℃未満では効果が飽和し、コスト面で不利となるため-80℃以上が好ましい。なお、上記温度域の温度は鋼板表面温度を基準とする。即ち、鋼板表面温度が上記温度域にある場合に、露点を上記範囲に調整する。

[0108] また、上記1回法又は2回法で得られた薄鋼板に調質圧延を施してもよい。調質圧延率は、0.1%未満の場合、降伏点伸びが消失せず、1.5%を超えると、鋼の降伏応力が上昇し、YRが上昇することから、0.1%以上1.5%以下とすることがより好適である。

[0109] なお、薄鋼板が取引対象となる場合には、通常、室温まで冷却された後、取引対象となる。

[0110] <めっき鋼板の製造方法>

本発明のめっき鋼板の製造方法は、薄鋼板にめっきを施す方法である。例えば、めっき処理としては、溶融亜鉛めっき処理、溶融亜鉛めっき後に合金化を行う処理を例示できる。また、焼鈍と亜鉛めっきを1ラインで連続して行ってもよい。その他、Zn-Ni電気合金めっき等の電気めっきにより、めっき層を形成してもよいし、溶融亜鉛-アルミニウム-マグネシウム合金めっきを施してもよい。なお、亜鉛めっきの場合を中心に説明したが、Znめっき、Alめっき等のめっき金属の種類は特に限定されない。

[0111] なお、溶融亜鉛めっき処理を施すときは、薄鋼板を、440℃以上500

℃以下の亜鉛めっき浴中に浸漬して溶融亜鉛めっき処理を施した後、ガスワイピング等によって、めっき付着量を調整する。溶融亜鉛めっきはAl量が0.10質量%以上0.23質量%以下である亜鉛めっき浴を用いることが好ましい。また、亜鉛めっきの合金化処理を施すときは、溶融亜鉛めっき後に、470℃以上600℃以下の温度域で亜鉛めっきの合金化処理を施す。600℃を超える温度で合金化処理を行うと、未変態オーステナイトがパーライトへ変態し、TSが低下する場合がある。したがって、亜鉛めっきの合金化処理を行うときは、470℃以上600℃以下の温度域で合金化処理を施すことが好ましい。また、電気亜鉛めっき処理を施してもよい。また、めっき付着量は片面あたり20~80g/m²（両面めっき）が好ましく、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）は、下記の合金化処理を施すことによりめっき層中のFe濃度を7~15質量%とすることが好ましい。

[0112] めっき処理後のスキンプス圧延の圧下率は、0.1%以上2.0%以下の範囲が好ましい。0.1%未満では効果が小さく、制御も困難であることから、これが良好範囲の下限となる。また、2.0%を超えると、生産性が著しく低下するので、これを良好範囲の上限とする。スキンプス圧延は、オンラインで行ってもよいし、オフラインで行ってもよい。また、一度に目的の圧下率のスキンプスを行ってもよいし、数回に分けて行っても構わない。

[0113] その他の製造方法の条件は、特に限定しないが、生産性の観点から、上記の焼鈍、溶融亜鉛めっき、亜鉛めっきの合金化処理などの一連の処理は、溶融亜鉛めっきラインであるCGL（Continuous Galvanizing Line）で行うのが好ましい。溶融亜鉛めっき後は、めっきの目付け量を調整するために、ワイピングが可能である。なお、上記した条件以外のめっき等の条件は、溶融亜鉛めっきの常法に依ることができる。

実施例

[0114] 表1に示す成分組成を有し、残部がFeおよび不可避免的不純物よりなる鋼を転炉にて溶製し、連続鋳造法にてスラブとした。得られたスラブを加熱して、表2に示した条件で熱間圧延後、酸洗処理を施し、表2に示したNo.

1～18、20～25、27、28、30～35は冷間圧延を施した。

[0115] 次に、表2に示した条件で焼鈍処理を施し（予備焼鈍の欄に記載があるものは2回法を意味する）、薄鋼板を得た。

[0116] さらに、一部の薄鋼板にめっき処理を施し、熔融亜鉛めっき鋼板（G1）、合金化熔融亜鉛めっき鋼板（GA）、電気亜鉛めっき鋼板（EG）、熔融亜鉛-アルミニウム-マグネシウム合金めっき鋼板（ZAM）などを得た。熔融亜鉛めっき浴は、G1では、Al：0.14～0.19質量%含有亜鉛浴を使用し、また、GAでは、Al：0.14質量%含有亜鉛浴を使用し、浴温は470℃とした。めっき付着量は、G1では、片面あたり45～72 g/m²（両面めっき）程度とし、また、GAでは、片面あたり45 g/m²（両面めっき）程度とする。また、GAは、めっき層中のFe濃度を9質量%以上12質量%以下とした。めっき層をZn-Niめっき層とするEGでは、めっき層中のNi含有量を9質量%以上25質量%以下とした。さらに、めっき層をZn-Al-Mgめっき層とするZAMでは、めっき層中のAl含有量を3質量%以上22質量%以下、Mg含有量を1質量%以上10質量%以下とした。

[0117] なお、T1温度（℃）は、以下の式を用いて求めた。

$$T1 \text{ 温度 (}^\circ\text{C)} = 745 + 29 \times [\%Si] - 21 \times [\%Mn] + 17 \times [\%Cr]$$

また、T2温度（℃）は、

$$T2 \text{ 温度 (}^\circ\text{C)} = 960 - 203 \times [\%C]^{1/2} + 45 \times [\%Si] - 30 \times [\%Mn] + 150 \times [\%Al] - 20 \times [\%Cu] + 11 \times [\%Cr] + 350 \times [\%Ti] + 104 \times [\%V]$$

によって算出することができる。なお、[%X]は鋼板の成分元素Xの質量%とする。

[0118]

[表1]

表1
鋼種

鋼種	成分組成(質量%)																			T1温度 (°C)	T2温度 (°C)	備考							
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	Nb	V	B	Cr	Cu	Ni	As	Sb	Sn	Ta				Ca	Mg	Zn	Co	Zr	REM	
A	0.090	0.02	1.78	0.008	0.0018	0.059	0.0032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	708	855	発明鋼	
B	0.058	0.17	1.82	0.022	0.0032	0.060	0.0034	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	712	873	発明鋼
C	0.040	0.01	2.35	0.020	0.0043	0.044	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	696	856	発明鋼
D	0.091	0.01	1.78	0.044	0.0043	0.069	0.0011	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	708	856	発明鋼
E	0.044	0.02	2.12	0.020	0.0048	0.084	0.0046	0.18	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	701	867	発明鋼
F	0.024	0.08	1.80	0.030	0.0031	0.061	0.0034	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	709	887	比較鋼
G	0.067	0.03	1.29	0.013	0.0050	0.077	0.0019	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	719	881	比較鋼
H	0.068	0.09	3.28	0.046	0.0025	0.034	0.0040	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	679	818	比較鋼
I	0.033	0.03	2.08	0.006	0.0013	0.098	0.0017	-	0.045	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	702	893	発明鋼
J	0.067	0.02	2.16	0.025	0.0037	0.037	0.0031	-	-	0.031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	700	849	発明鋼
K	0.075	0.01	2.17	0.005	0.0043	0.041	0.0025	-	-	-	0.042	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	700	850	発明鋼
L	0.051	0.08	1.86	0.011	0.0031	0.042	0.0019	-	0.021	-	-	0.0011	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	708	876	発明鋼
M	0.125	0.01	2.17	0.023	0.0046	0.099	0.0014	-	-	-	-	-	0.36	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	706	843	発明鋼
N	0.053	0.01	2.32	0.006	0.0016	0.038	0.0032	-	-	-	-	-	-	0.25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	697	845	発明鋼
O	0.067	0.02	1.97	0.030	0.0045	0.046	0.0047	-	-	-	-	-	-	-	-	0.005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	704	856	発明鋼
P	0.079	0.09	1.84	0.047	0.0025	0.032	0.0017	-	-	-	-	-	-	-	0.09	0.007	-	0.006	-	-	-	-	-	-	-	-	709	857	発明鋼
Q	0.123	0.02	1.88	0.028	0.0043	0.053	0.0026	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.006	-	-	-	-	-	-	-	706	841	発明鋼
R	0.062	0.05	1.90	0.013	0.0032	0.096	0.0024	-	-	0.042	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	707	870	発明鋼
S	0.048	0.02	1.83	0.035	0.0025	0.068	0.0017	-	-	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	707	872	発明鋼
T	0.064	0.02	1.82	0.018	0.0019	0.073	0.0044	-	-	0.048	-	-	-	-	-	-	-	-	0.006	-	-	-	-	-	-	-	707	866	発明鋼
U	0.055	0.08	2.30	0.018	0.0027	0.089	0.0014	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0034	-	-	-	-	-	-	699	860	発明鋼
V	0.043	0.02	1.83	0.027	0.0029	0.077	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0037	0.011	0.005	-	-	-	707	875	発明鋼
W	0.079	0.02	1.80	0.033	0.0046	0.090	0.0037	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0026	708	863	発明鋼	
X	0.067	0.29	2.09	0.014	0.0014	0.054	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	710	866	発明鋼

[0119] [表2]

表2

No.	鋼種	仕上げ圧延温度 (°C)	最終直前パス (%)	最終パス (%)	仕上げ圧延後圧延出側温度 (°C)	仕上げ圧延後から巻取り温度までの平均冷却速度 (°C/s)	巻取り温度 (°C)	冷間圧延の有無	冷間圧延の圧下率 (%)	予備焼鈍条件 最高到達温度 (°C)	予備焼鈍条件 滞留時間 (s)	600°C以上の温度域における露点 (°C)	本焼鈍条件				めっきの有無	めっきの種類等 (*)	備考
													最高到達温度 (°C)	滞留時間 (s)	平均冷却速度*2 (°C/s)	最高到達温度 (°C)			
1	A	1020	19	9	870	30	510	有	52	-	-	-44	10	810	25	無	CR	発明例	
2	B	1030	22	13	880	22	590	有	66	10	820	-48	-	770	12	有	GA	発明例	
3	C	1150	20	10	890	17	530	有	55	-	-	-47	10	830	16	有	GI	発明例	
4	C	970	21	12	890	22	630	有	52	-	-	-45	20	800	30	有	GA	比較例	
5	C	1100	20	4	920	24	630	有	60	-	-	-43	15	830	25	無	CR	比較例	
6	C	1060	22	12	780	19	490	有	52	-	-	-47	5	820	20	有	GA	比較例	
7	C	1160	23	11	860	3	450	有	52	20	810	-47	-	750	15	無	CR	比較例	
8	C	1080	21	9	890	15	630	有	32	-	-	-41	10	810	18	有	GA	比較例	
9	C	1030	23	10	920	35	600	有	58	510	800	-47	-	750	25	有	EG	比較例	
10	C	1150	21	10	930	28	530	有	70	10	670	-47	-	770	15	有	GA	比較例	
11	C	1060	20	12	900	22	530	有	65	-	-	-38	15	825	25	有	GA	比較例	
12	C	1050	19	10	910	13	510	有	52	-	-	-47	520	800	15	無	CR	比較例	
13	C	1040	20	11	860	15	500	有	52	10	800	-47	-	675	20	無	CR	比較例	
14	C	1080	22	9	890	12	530	有	52	-	-	-47	10	800	2	有	GA	比較例	
15	D	1040	22	12	870	10	580	有	54	5	820	-48	-	750	15	有	GI	発明例	
16	E	1160	20	12	850	25	590	有	55	-	-	-50	10	800	25	有	GA	発明例	
17	F	1050	21	12	970	15	570	有	60	-	-	-51	10	780	15	有	GA	比較例	
18	G	1060	23	12	870	40	490	有	55	10	820	-47	-	750	15	無	CR	比較例	
19	H	1060	22	13	850	13	620	無	0	-	-	-47	10	780	12	有	GI	比較例	
20	I	1150	19	10	880	23	540	有	60	10	800	-45	-	760	20	有	GA	発明例	
21	J	1160	23	13	910	26	590	有	60	20	830	-46	-	750	25	無	CR	発明例	
22	K	1040	22	10	900	25	500	有	70	15	845	-48	-	760	25	有	GA	発明例	
23	L	1080	20	10	900	21	510	有	49	-	-	-48	33	750	15	有	GI	発明例	
24	M	1050	21	11	900	19	500	有	53	-	-	-47	10	835	15	有	GI	発明例	
25	N	1060	21	12	890	32	560	有	60	15	800	-45	-	750	33	無	CR	発明例	
26	O	1030	21	10	860	34	600	無	0	-	-	-55	20	780	5	有	EG	発明例	
27	P	1160	21	12	890	18	470	有	59	10	800	-50	-	720	15	有	GA	発明例	
28	Q	1050	22	13	860	20	560	有	60	-	-	-51	3	750	20	無	CR	発明例	
29	R	1060	23	12	860	21	800	無	0	10	770	-51	-	770	25	有	GA	発明例	
30	S	1040	20	11	850	10	520	有	60	2	820	-50	-	750	12	無	CR	発明例	
31	T	1150	22	10	920	15	420	有	60	-	-	-41	10	830	20	有	GI	発明例	
32	U	1030	22	12	910	9	520	有	69	-	-	-45	5	800	15	有	ZAM	発明例	
33	V	1060	19	9	850	14	560	有	60	5	790	-46	-	750	18	有	GA	発明例	
34	W	1080	22	11	880	16	500	有	52	35	800	-47	-	760	15	有	GA	発明例	
35	X	1150	21	10	920	21	620	有	60	-	-	-45	15	760	15	無	CR	発明例	

*0: CR: 冷間圧延 (めっき無し), GI: 冷間圧延 (めっき有り), ZAM: 溶融亜鉛-アルミニウム-マグネシウム合金のめっき鋼板
 *1: [最終到達温度-50°C]から巻取り温度までの温度域での滞留時間
 *2: [T]温度-10°C]から650°Cの温度域での平均冷却速度

[0120] 以上のようにして得られた薄鋼板および高強度めっき鋼板を供試鋼として、機械的特性を評価した。機械的特性は、以下のように引張試験を行い評価した。その結果を表3に示す。また、供試鋼である各鋼板の板厚も表3に示す。

[0121] 引張試験は、引張試験片の長手が、鋼板の圧延方向 (L方向)、鋼板の圧延方向に対して45°方向 (D方向)、鋼板の圧延方向に対して直角方向 (

C方向)の3方向となるようにサンプルを採取したJIS5号試験片を用いて、JIS Z 2241(2011年)に準拠して行い、YP(降伏応力)、TS(引張強度)およびEI(全伸び)を測定した。なお、本発明で、延性すなわちEI(全伸び)に優れるとは、 $TS \times EI$ の値が15000MPa・%以上の場合を良好と判断した。また、YRが低いとは、 $YR = (YP / TS) \times 100$ の値が75%以下の場合を良好と判断した。さらに、YPの面内異方性に優れるとは、YPの面内異方性の指標である $|\Delta YP|$ の値が50MPa以下の場合を良好と判断した。また、表3に示すYP、TSおよびEIはC方向の試験片の測定結果を示した。 $|\Delta YP|$ は上述の計算方法で算出した。

[0122] また、前述した方法にしたがって、フェライトおよびマルテンサイトそれぞれの面積率、フェライトの平均結晶粒径、フェライトとマルテンサイトの硬度差およびマルテンサイトの平均サイズを上述の方法で求めた。また、鋼板の板厚1/4位置におけるフェライトの集合組織の α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比を上述の方法で求めた。また、残部組織についても一般的な方法で確認し、表3に示した。

[0123] また、めっき性は、100コイル当たりの不めっき欠陥の長さ発生率が0.8%以下の場合を良好と判断した。なお、不めっき欠陥の長さ発生率とは次式(2)で求められ、表面性状の評価は、100コイル当たりのスケール欠陥の長さ発生率が0.2%以下の場合を「優」、0.2%超0.8%以下の場合を「良」、0.8%超の場合を「劣」とし、表面検査装置で判断した。

(不めっき欠陥の長さ発生率) = (不めっき欠陥と判断された欠陥のL方向の総長さ) / (出側コイル長) × 100 (2)

表3に示すように、本発明例では、TSが540MPa以上であり、延性に優れ、さらに、降伏比(YR)が低く、かつ、YPの面内異方性、および、めっき性にも優れている。一方、比較例では、強度、YR、強度と延性のバランス、YPの面内異方性、および、めっき性のいずれか一つ以上が劣っ

ている。

[0124] 以上、本発明の実施の形態について説明したが、本発明は、本実施の形態による本発明の開示の一部をなす記述により限定されるものではない。すなわち、本実施の形態に基づいて当業者等によりなされる他の実施の形態、実施例及び運用技術などは全て本発明の範疇に含まれる。例えば、上記した製造方法における一連の熱処理においては、熱履歴条件さえ満足すれば、鋼板に熱処理を施す設備等は特に限定されるものではない。

[0125]

[表3]

No.	鋼種	板厚 (mm)	Fの面積率 (%)	Mの面積率 (%)	FとMの硬度差 (GPa)	Fの平均結晶粒径 (μm)	Mの平均サイズ (μm)	Fのα-fiberに対するγ-fiberのインパース強度比	残留組織	YP (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	Ei (%)	TS×Ei (MPa·%)	ΔYP (MPa)	めっき性	備考
1	A	1.4	81.9	11.4	2.8	24.6	6.2	4.9	θ	392	628	62	28.0	17584	27	-	発明例
2	B	1.0	82.3	7.4	2.6	14.4	8.0	6.0	θ	422	660	64	25.4	16764	42	良	発明例
3	C	1.4	83.1	7.3	3.4	24.1	9.8	4.5	B+θ	380	650	58	26.2	17030	32	良	発明例
4	C	1.4	80.8	13.4	2.7	15.3	7.8	0.7	θ	442	645	69	23.8	15382	58	良	比較例
5	C	1.2	87.3	9.6	3.2	21.5	5.4	0.6	θ	370	638	58	29.4	18757	67	良	比較例
6	C	1.4	80.9	9.8	3.7	22.8	8.6	0.6	θ	563	717	79	19.3	13838	42	良	比較例
7	C	1.4	78.8	12.5	3.6	20.5	6.5	0.6	θ	409	684	60	21.0	14364	62	-	比較例
8	C	2.0	86.5	9.4	3.6	20.8	5.8	0.7	θ	354	604	59	32.1	19388	55	良	比較例
9	C	1.3	42.1	33.1	0.8	18.1	8.1	4.2	TM+θ	408	537	76	31.5	18916	47	良	比較例
10	C	0.9	80.8	0.1	8.5	25.7	0.6	3.3	TM+θ	428	533	80	29.4	15670	31	良	比較例
11	C	1.1	86.8	0.9	8.4	28.5	0.6	6.4	TM+θ	338	535	63	29.6	15836	34	劣	比較例
12	C	1.4	42.1	25.1	0.8	12.7	7.3	6.9	TM+θ	404	532	76	30.4	16173	17	-	比較例
13	C	1.4	79.3	0.8	8.3	23.8	6.7	3.5	TM+θ	442	539	82	29.8	18062	29	-	比較例
14	C	1.4	81.3	0.4	8.3	28.1	0.6	3.9	P+θ	514	672	76	25.8	17338	46	良	比較例
15	D	1.4	79.2	7.5	4.1	17.9	6.2	5.7	θ	406	642	63	27.3	17527	49	優	発明例
16	E	1.4	79.9	19.7	3.3	12.3	6.8	3.2	θ	439	711	62	24.3	17277	12	優	発明例
17	F	1.2	88.2	6.4	7.3	26.7	2.6	3.7	θ	351	532	66	29.9	15907	14	優	比較例
18	G	1.4	90.8	7.0	7.0	29.8	5.2	6.1	P+θ	420	522	80	31.8	16600	36	-	比較例
19	H	2.0	75.9	19.9	2.4	4.0	10.3	2.1	θ	658	819	80	17.2	14087	80	劣	比較例
20	I	1.2	89.1	6.7	6.8	27.9	0.8	4.8	θ	452	602	75	29.9	18000	28	優	発明例
21	J	1.4	85.4	10.9	4.1	21.1	9.6	3.6	θ	370	620	60	28.6	17732	27	-	発明例
22	K	1.1	87.1	10.7	3.3	13.7	8.5	5.2	θ	373	635	59	28.0	17780	14	優	発明例
23	L	1.8	85.3	10.4	2.9	16.4	6.8	4.8	θ	448	742	60	21.8	16176	19	優	発明例
24	M	1.4	89.1	21.9	1.6	5.9	11.5	5.8	TM+θ	551	825	67	19.2	15840	11	優	発明例
25	N	1.4	75.8	18.5	1.8	4.4	11.6	4.4	B+θ	556	828	67	18.6	15401	39	-	発明例
26	O	1.5	80.7	7.5	3.3	10.4	7.3	2.5	θ	387	631	61	28.1	17731	35	優	発明例
27	P	1.4	84.0	15.0	3.0	8.1	3.8	6.7	θ	418	706	59	24.4	17226	45	優	発明例
28	Q	1.0	70.9	19.1	2.2	3.7	10.7	3.8	TM+θ	513	789	65	19.2	15149	40	-	発明例
29	R	2.5	78.6	10.2	3.2	22.5	6.1	2.3	θ	457	737	62	23.5	17320	12	優	発明例
30	S	1.0	79.2	13.9	3.6	13.7	7.2	6.0	θ	394	646	61	27.3	17636	32	-	発明例
31	T	1.0	79.1	7.3	2.9	13.7	9.5	3.6	θ	379	623	61	28.4	17693	38	優	発明例
32	U	0.8	78.0	10.5	3.9	20.6	9.0	4.0	θ	457	710	64	23.9	16969	14	優	発明例
33	V	1.0	82.9	12.7	3.8	19.1	9.9	3.1	θ	382	625	61	28.1	17563	21	優	発明例
34	W	1.2	81.8	12.6	3.4	20.1	9.7	3.6	θ	386	623	62	28.1	17506	18	優	発明例
35	X	1.0	79.5	17.0	5.5	13.5	4.6	1.9	θ	436	611	71	31.8	19430	22	優	発明例

F:フェライト、M:マルテンサイト、B:ベイナイト、TM:焼戻しマルテンサイト、P:パーライト、θ:セメントライト(合炭化合物含む)

産業上の利用可能性

[0126] 本発明によれば、540MPa以上のTSを有し、延性に優れ、さらに、YRが低く、YPの面内異方性に優れる高強度鋼板の製造が可能になる。ま

た、本発明の製造方法に従って得られた高強度鋼板を、例えば、自動車構造部材に適用することによって車体軽量化による燃費改善を図ることができ、産業上の利用価値は極めて大きい。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.03%以上0.20%以下、

Si : 0.70%以下、

Mn : 1.50%以上3.00%以下、

P : 0.001%以上0.100%以下、

S : 0.0001%以上0.0200%以下、

Al : 0.001%以上1.000%以下、

N : 0.0005%以上0.0100%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、フェライトと第2相とを含み、前記フェライトは、面積率が50%以上であり、前記第2相は、面積率が全体に対して1.0%以上25.0%以下のマルテンサイトを含有し、前記フェライトの平均結晶粒径が $3\mu\text{m}$ 以上であり、前記フェライトと前記マルテンサイトの硬度差が1.0GPa以上8.0GPa以下であり、かつ、前記フェライトの集合組織が、 α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比で、0.8以上7.0以下である鋼組織と、を有し、引張強度が540MPa以上である薄鋼板。

[請求項2]

前記マルテンサイトの平均サイズが $1.0\mu\text{m}$ 以上 $15.0\mu\text{m}$ 以下である請求項1に記載の薄鋼板。

[請求項3]

前記成分組成は、さらに、質量%で、

Mo : 0.01%以上0.50%以下、

Ti : 0.001%以上0.100%以下、

Nb : 0.001%以上0.100%以下、

V : 0.001%以上0.100%以下、

B : 0.0001%以上0.0050%以下、

Cr : 0.01%以上1.00%以下、

Cu : 0.01%以上1.00%以下、

N i : 0.01%以上1.00%以下、

A s : 0.001%以上0.500%以下、

S b : 0.001%以上0.200%以下、

S n : 0.001%以上0.200%以下、

T a : 0.001%以上0.100%以下、

C a : 0.0001%以上0.0200%以下、

M g : 0.0001%以上0.0200%以下、

Z n : 0.001%以上0.020%以下、

C o : 0.001%以上0.020%以下、

Z r : 0.001%以上0.020%以下

およびREM : 0.0001%以上0.0200%以下のうちから選ばれる少なくとも1種の元素を含有する請求項1又は2に記載の薄鋼板。

[請求項4] 請求項1～3のいずれかに記載の薄鋼板の表面にめっき層を備えるめっき鋼板。

[請求項5] 請求項1又は3に記載の成分組成を有する鋼スラブを加熱し、粗圧延を行い、その後の仕上げ圧延において、仕上げ圧延入り側温度が1020℃以上1180℃以下、仕上げ圧延の最終パスの圧下率が5%以上15%以下、該最終パスの前のパスの圧下率が15%以上25%以下、仕上げ圧延出側温度が800℃以上1000℃以下の条件で熱間圧延し、平均冷却速度5℃/s以上90℃/s以下で冷却して、巻取温度が300℃以上700℃以下の条件で巻き取る熱延鋼板の製造方法。

[請求項6] 請求項5に記載の製造方法で得られた熱延鋼板を酸洗し、35%以上の圧下率で冷間圧延する冷延フルハード鋼板の製造方法。

[請求項7] 請求項5に記載の製造方法で得られた熱延鋼板又は請求項6に記載の製造方法で得られた冷延フルハード鋼板を、最高到達温度がT1温度以上T2温度以下、[最高到達温度-50℃]から最高到達温度ま

での温度域での滞留時間が500 s以下の条件で加熱し、[T1温度 - 10℃] から550℃の温度域の平均冷却速度が3℃/s以上の条件で冷却し、かつ、600℃以上の温度域の露点が-40℃以下である薄鋼板の製造方法。

ただし、

$$T1 \text{ 温度 } (^{\circ}\text{C}) = 745 + 29 \times [\%Si] - 21 \times [\%Mn] + 17 \times [\%Cr]$$

$$T2 \text{ 温度 } (^{\circ}\text{C}) = 960 - 203 \times [\%C]^{1/2} + 45 \times [\%Si] - 30 \times [\%Mn] + 150 \times [\%Al] - 20 \times [\%Cu] + 11 \times [\%Cr] + 350 \times [\%Ti] + 104 \times [\%V]$$

である。なお、上記式において [%X] は鋼板の成分元素Xの含有量(質量%)とする。

[請求項8]

請求項5に記載の製造方法で得られた熱延鋼板又は請求項6に記載の製造方法で得られた冷延フルハード鋼板を、最高到達温度がT1温度以上T2温度以下、[最高到達温度 - 50℃] から最高到達温度までの温度域での滞留時間が500 s以下の条件で加熱し、その後、冷却し、酸洗する熱処理板の製造方法。

ただし、

$$T1 \text{ 温度 } (^{\circ}\text{C}) = 745 + 29 \times [\%Si] - 21 \times [\%Mn] + 17 \times [\%Cr]$$

$$T2 \text{ 温度 } (^{\circ}\text{C}) = 960 - 203 \times [\%C]^{1/2} + 45 \times [\%Si] - 30 \times [\%Mn] + 150 \times [\%Al] - 20 \times [\%Cu] + 11 \times [\%Cr] + 350 \times [\%Ti] + 104 \times [\%V]$$

である。なお、上記式において [%X] は鋼板の成分元素Xの含有量(質量%)とする。

[請求項9]

請求項8に記載の製造方法で得られた熱処理板を、T1温度以上に再度加熱し、次いで[T1温度 - 10℃] から550℃の温度域の平均冷却速度が3℃/s以上の条件で冷却し、かつ、600℃以上の温

度域の露点が -40°C 以下である薄鋼板の製造方法。

[請求項10] 請求項7又は9に記載の製造方法で得られた薄鋼板にめっきを施すめっき鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2017/008957

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C23C2/02(2006.01)i, C23C2/06(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-C22C38/60, C21D8/02, C21D9/46, C23C2/02, C23C2/06

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	1996-2017
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2017	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2017

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.
Y A	JP 2013-177673 A (JFE Steel Corp.), 09 September 2013 (09.09.2013), claims; 0001, 0055 to 0079, 0091 to 0092; tables 1 to 2, 4 & US 2015/0017472 A1 claims; 0002, 0061 to 0087, 0097 to 0098; tables 1 to 2, 4 & WO 2013/114850 A1 & EP 2811047 A1 & TW 201335386 A1 & CN 104093873 A & KR 10-2014-0116936 A	5-7, 10 1-4, 8-9
Y A	JP 5884210 B1 (JFE Steel Corp.), 15 March 2016 (15.03.2016), claims; 0001, 0050 to 0075, 0088; tables 1 to 2, 4 (Family: none)	5-6, 8-10 1-4, 7

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

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 31 May 2017 (31.05.17)	Date of mailing of the international search report 13 June 2017 (13.06.17)
---	---

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

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/008957

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y A	WO 2013/015428 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 31 January 2013 (31.01.2013), claims; 0057 to 0059; table 1 & US 2014/0193667 A1 claims; 0122 to 0125; table 1 & EP 2738274 A1 & CA 2843186 A1 & CN 103732775 A & KR 10-2014-0027526 A & MX 2014000917 A & RU 2014107489 A & TW 201313914 A1 & ZA 201401348 B	5-10 1-4
Y A	JP 2010-255100 A (JFE Steel Corp.), 11 November 2010 (11.11.2010), claims; 0001 to 0010, 0023 to 0025 & US 2012/0090737 A1 claims; 0002 to 0010, 0046 to 0051 & WO 2010/114174 A1 & EP 2407572 A1 & CA 2755389 A1 & TW 201040312 A1 & CN 102378824 A & KR 10-2012-0023617 A & BR PI1012753 A2	7, 9-10 1-6, 8
Y A	JP 2010-13700 A (JFE Steel Corp.), 21 January 2010 (21.01.2010), claims; 0046 (Family: none)	7, 10 1-6, 8-9
A	WO 2015/015738 A1 (JFE Steel Corp.), 05 February 2015 (05.02.2015), & US 2016/0186299 A1 & EP 2998415 A1 & KR 10-2016-0014686 A & CN 105452509 A & MX 2016001272 A	1-10
A	WO 2015/015739 A1 (JFE Steel Corp.), 05 February 2015 (05.02.2015), & US 2016/0186283 A1 & EP 2998416 A1 & KR 10-2016-0014687 A & CN 105473749 A & MX 2016001273 A	1-10

<p>A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))</p> <p>Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C23C2/02(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i</p>												
<p>B. 調査を行った分野</p> <p>調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))</p> <p>Int.Cl. C22C38/00-C22C38/60, C21D8/02, C21D9/46, C23C2/02, C23C2/06</p>												
<p>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</p> <table style="width:100%; border-collapse: collapse;"> <tr> <td style="width:30%;">日本国実用新案公報</td> <td>1922-1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971-2017年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996-2017年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994-2017年</td> </tr> </table>				日本国実用新案公報	1922-1996年	日本国公開実用新案公報	1971-2017年	日本国実用新案登録公報	1996-2017年	日本国登録実用新案公報	1994-2017年	
日本国実用新案公報	1922-1996年											
日本国公開実用新案公報	1971-2017年											
日本国実用新案登録公報	1996-2017年											
日本国登録実用新案公報	1994-2017年											
<p>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)</p>												
<p>C. 関連すると認められる文献</p> <table border="1" style="width:100%; border-collapse: collapse;"> <thead> <tr> <th style="width:10%;">引用文献の カテゴリー*</th> <th style="width:70%;">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</th> <th style="width:20%;">関連する 請求項の番号</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td style="text-align:center;">Y A</td> <td>JP 2013-177673 A (JFEスチール株式会社) 2013.09.09, 特許請求の範囲,0001,0055-0079,0091-0092,表1-表2,表4 & US 2015/0017472 A1 ,Claims,0002,0061-0087,0097-0098, TABLE 1-TABLE 2, TABLE 4 & WO 2013/114850 A1 & EP 2811047 A1 & TW 201335386 A1 & CN 104093873 A & KR 10-2014-0116936 A</td> <td style="text-align:center;">5-7, 10 1-4, 8-9</td> </tr> <tr> <td style="text-align:center;">Y A</td> <td>JP 5884210 B1 (JFEスチール株式会社) 2016.03.15, 特許請求の範囲,0001,0050-0075,0088,表1-表2,表4 (ファミリーなし)</td> <td style="text-align:center;">5-6, 8-10 1-4, 7</td> </tr> </tbody> </table>				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	Y A	JP 2013-177673 A (JFEスチール株式会社) 2013.09.09, 特許請求の範囲,0001,0055-0079,0091-0092,表1-表2,表4 & US 2015/0017472 A1 ,Claims,0002,0061-0087,0097-0098, TABLE 1-TABLE 2, TABLE 4 & WO 2013/114850 A1 & EP 2811047 A1 & TW 201335386 A1 & CN 104093873 A & KR 10-2014-0116936 A	5-7, 10 1-4, 8-9	Y A	JP 5884210 B1 (JFEスチール株式会社) 2016.03.15, 特許請求の範囲,0001,0050-0075,0088,表1-表2,表4 (ファミリーなし)	5-6, 8-10 1-4, 7
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										
Y A	JP 2013-177673 A (JFEスチール株式会社) 2013.09.09, 特許請求の範囲,0001,0055-0079,0091-0092,表1-表2,表4 & US 2015/0017472 A1 ,Claims,0002,0061-0087,0097-0098, TABLE 1-TABLE 2, TABLE 4 & WO 2013/114850 A1 & EP 2811047 A1 & TW 201335386 A1 & CN 104093873 A & KR 10-2014-0116936 A	5-7, 10 1-4, 8-9										
Y A	JP 5884210 B1 (JFEスチール株式会社) 2016.03.15, 特許請求の範囲,0001,0050-0075,0088,表1-表2,表4 (ファミリーなし)	5-6, 8-10 1-4, 7										
<p><input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。</p>		<p><input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。</p>										
<p>* 引用文献のカテゴリー</p> <p>「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</p> <p>「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</p> <p>「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)</p> <p>「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献</p> <p>「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</p> <p>「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</p> <p>「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</p> <p>「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</p> <p>「&」 同一パテントファミリー文献</p>										
<p>国際調査を完了した日</p> <p style="text-align:center;">31.05.2017</p>		<p>国際調査報告の発送日</p> <p style="text-align:center;">13.06.2017</p>										
<p>国際調査機関の名称及びあて先</p> <p style="text-align:center;">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</p>		<p>特許庁審査官 (権限のある職員)</p> <p style="text-align:center;">鈴木 葉子</p> <p>電話番号 03-3581-1101 内線 3435</p>										

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
Y A	WO 2013/015428 A1 (新日鐵住金株式会社) 2013. 01. 31, 請求の範囲, 0057-0059, 表 1 & US 2014/0193667 A1 , Claims, 0122-0125, TABLE 1 & EP 2738274 A1 & CA 2843186 A1 & CN 103732775 A & KR 10-2014-0027526 A & MX 2014000917 A & RU 2014107489 A & TW 201313914 A1 & ZA 201401348 B	5-10 1-4
Y A	JP 2010-255100 A (J F E スチール株式会社) 2010. 11. 11, 特許請求の範囲, 0001-0010, 0023-0025 & US 2012/0090737 A1 , Claims, 0002-0010, 0046-0051 & WO 2010/114174 A1 & EP 2407572 A1 & CA 2755389 A1 & TW 201040312 A1 & CN 102378824 A & KR 10-2012-0023617 A & BR PI1012753 A2	7, 9-10 1-6, 8
Y A	JP 2010-13700 A (J F E スチール株式会社) 2010. 01. 21, 特許請求の範囲, 0046 (ファミリーなし)	7, 10 1-6, 8-9
A	WO 2015/015738 A1 (J F E スチール株式会社) 2015. 02. 05, & US 2016/0186299 A1 & EP 2998415 A1 & KR 10-2016-0014686 A & CN 105452509 A & MX 2016001272 A	1-10
A	WO 2015/015739 A1 (J F E スチール株式会社) 2015. 02. 05, & US 2016/0186283 A1 & EP 2998416 A1 & KR 10-2016-0014687 A & CN 105473749 A & MX 2016001273 A	1-10