

(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
2018年3月8日(08.03.2018)



(10) 国際公開番号

WO 2018/043473 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/04 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2017/030893

(22) 国際出願日: 2017年8月29日(29.08.2017)

(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 2016-169730 2016年8月31日(31.08.2016) 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). 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: 杉 村 憲 司 (SUGIMURA Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目2番1号 霞が関コモンゲート西館36階 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, JO, 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: HIGH-STRENGTH STEEL PLATE AND PRODUCTION METHOD THEREOF

(54) 発明の名称: 高強度鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: A high-strength steel plate is provided which has a 780 MPa or higher TS, which has excellent stretch flangeability as well as ductility, and which further has excellent in-plane anisotropy of TS. The component composition contains, in mass%, C: 0.08-0.35%, Si: 0.50-2.50%, Mn: 1.50-3.00%, P: 0.001-0.100%, S: 0.0001-0.0200%, and N: 0.0005-0.0100%, the remainder being Fe and unavoidable impurities; the steel composition comprises, by area percent, 20-50% ferrite, 5-45% upper bainite and 1-20% martensite, and, by volume percent, 5% or more retained austenite; the average crystal grain diameter of the retained austenite is less than or equal to 2 μm; and further, the aggregate composition of the steel plate is a microstructure in which the inverse strength ratio of γ-fibers to α-fibers is less than or equal to 3.0.

(57) 要約: 780 MPa以上のTSを有し、延性のみならず伸びフランジ性に優れ、さらにTSの面内異方性に優れる高強度鋼板を提供する。成分組成を、質量%で、C: 0.08%以上0.35%以下、Si: 0.50%以上2.50%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%以下および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組成とし、また鋼組織を、面積率で、フェライトが20%以上50%以下、上部ベイナイトが5%以上45%以下、マルテンサイトが1%以上20%以下で、かつ体積率で、残留オーステナイトが5%以上、上記残留オーステナイトの平均結晶粒径が2 μm以下とし、さらに鋼板の集合組織を、α-fiberに対するγ-fiberのインバース強度比が3.0以下のマイクロ組織とする。



WO 2018/043473 A1

明 細 書

発明の名称： 高強度鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、主に自動車の構造部材に好適な成形性に優れた高強度鋼板およびその製造方法に関し、特に、780MPa以上の引張強度（TS）を有し、延性のみならず伸びフランジ性に優れ、さらにTSの面内異方性に優れる高強度鋼板を得ようとするものである。

背景技術

[0002] 近年、衝突時における乗員の安全性確保や車体軽量化による燃費改善を目的として、TSを780MPa以上としつつも板厚は薄い高強度鋼板を、自動車構造部材に適用する動きが積極的に進められている。加えて、最近では、980MPa級、1180MPa級のTSを有する極めて強度の高い高強度鋼板の適用も検討されている。

しかしながら、一般的に鋼板の高強度化は成形性の低下を招くため、高強度と優れた成形性を両立させることは難しく、高強度と優れた成形性を併せ持つ鋼板が望まれていた。

[0003] また、鋼板は、鋼板の高強度化、薄肉化によって、形状凍結性が著しく低下する。そこで、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て、形状変化量を見込んだ金型を設計することが広く行われている。

しかしながら、鋼板のTSが大きく変化した場合、形状変化を一定の見込み量とした形状変化量は、目標とのズレが大きくなってしまい、形状不良を誘発する。そして、この形状不良となった鋼板は、プレス成形後に、一個一個の形状を板金加工する等の手直しが必要となるため、量産効率を著しく低下させることとなる。そのため、鋼板のTS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。

[0004] 上記の要求に応えるものとして、例えば特許文献1には、質量%で、C：

0.15~0.40%、Si:1.0~2.0%、Mn:1.5~2.5%、P:0.020%以下、S:0.0040%以下、Al:0.01~0.1%、N:0.01%以下およびCa:0.0020%以下を含有し、残部がFe及び不可避不純物からなる成分組成を有し、組織全体に対する面積比率で、フェライト相とベイナイト相の合計が40~70%、マルテンサイト相が20~50%、残留オーステナイト相が10~30%である組織とすることにより、引張強度900MPa以上で、かつ優れた伸び、伸びフランジ性、曲げ性を付与した高強度鋼板が開示されている。

[0005] また、特許文献2には、質量%で、C:0.10%以上0.59%以下、Si:3.0%以下、Mn:0.5%以上3.0%以下、P:0.1%以下、S:0.07%以下、Al:3.0%以下およびN:0.010%以下を含有し、かつ $[Si\%] + [Al\%]$ ($[X\%]$ は元素Xの質量%)が0.7%以上を満足し、残部はFeおよび不可避不純物の組成からなる鋼成分を有し、鋼板組織を、鋼板組織全体に対する面積率で、マルテンサイトの面積率を5~70%、残留オーステナイトの量を5~40%、上部ベイナイト中のベイニティックフェライトの面積率を5%以上とし、かつ上記マルテンサイトの面積率と、上記残留オーステナイトの面積率と、上記ベイニティックフェライトの面積率との合計を40%以上として、上記マルテンサイトのうち25%以上を焼戻しマルテンサイトとし、ポリゴナルフェライトの鋼板組織全体に対する面積率を10%超50%未満で、かつその平均粒径を8 μ m以下として、隣接するポリゴナルフェライト粒からなる一群のフェライト粒をポリゴナルフェライト粒群としたとき、その平均直径を15 μ m以下、さらに上記残留オーステナイト中の平均C量を0.70質量%以上である組織とすることにより、延性および伸びフランジ性に優れ、かつ引張強さが780~1400MPaである高強度鋼板が開示されている。

[0006] さらに、特許文献3には、質量%で、C:0.10~0.5%、Si:1.0~3.0%、Mn:1.5~3%、Al:0.005~1.0%、P:0%超0.1%以下、およびS:0%超0.05%以下を満足し、残部が鉄

および不可避不純物からなる鋼板であって、該鋼板の金属組織は、ポリゴナルフェライト、ベイナイト、焼戻しマルテンサイト、および残留オーステナイトを含み、前記ポリゴナルフェライトの面積率 a が金属組織全体に対して 10～50% であり、前記ベイナイトは、隣接する残留オーステナイト同士、隣接する炭化物同士、隣接する残留オーステナイトと炭化物の中心位置間距離の平均間隔が $1\ \mu\text{m}$ 以上である高温域生成ベイナイトと、隣接する残留オーステナイト同士、隣接する炭化物同士、隣接する残留オーステナイトと炭化物の中心位置間距離の平均間隔が $1\ \mu\text{m}$ 未満である低温域生成ベイナイトとの複合組織で構成されており、前記高温域生成ベイナイトの面積率が金属組織全体に対して 0% 超 80% 以下、前記低温域生成ベイナイトと前記焼戻しマルテンサイトとの合計面積率が金属組織全体に対して 0% 超 80% 以下を満足し、飽和磁化法で測定した残留オーステナイトの体積率が金属組織全体に対して 5% 以上である組織を有し、引張強度が 780 MPa 以上の高強度鋼板について、良好な延性を有すると共に、低温靱性に優れた特性を有する高強度鋼板が開示されている。

先行技術文献

特許文献

- [0007] 特許文献1：特開 2014-189868 号公報
特許文献2：特許第 5454745 号公報
特許文献3：特許第 5728115 号公報

発明の開示

発明が解決しようとする課題

- [0008] しかしながら、特許文献 1～3 に記載の高強度鋼板は、加工性のうち、伸び、伸びフランジ性および曲げ性に優れることを開示しているが、いずれも TS の面内異方性については考慮されていない。
- [0009] 本発明は、かかる事情に鑑み開発されたもので、上部ベイナイト組織を積極的に活用し、適正量の残留オーステナイトを微細に分散させることで、7

80MPa以上のTSを有しつつ、延性のみならず伸びフランジ性に優れ、さらにTSの面内異方性に優れる高強度鋼板を、その有利な製造方法と共に提供することを目的とする。

[0010] なお、本発明において、延性すなわちE_l（全伸び）に優れるとは、TS×E_lの値が19000MPa・%以上を意味する。

また、伸びフランジ性に優れるとは、伸びフランジ性の指標であるλの値が鋼板の強度に関係なく20%以上であることを意味する。

さらに、TSの面内異方性に優れるとは、TSの面内異方性の指標である|ΔTS|の値が50MPa以下であることを意味する。なお、|ΔTS|は次式（1）で求められる。

$$|\Delta TS| = (TS_L - 2 \times TS_D + TS_C) / 2 \dots (1)$$

ただし、TS_L、TS_DおよびTS_C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TSの値である。

課題を解決するための手段

[0011] 発明者らは、780MPa以上のTSを有し、延性のみならず伸びフランジ性に優れ、さらにTSの面内異方性に優れる高強度鋼板を開発すべく、鋭意検討を重ねたところ、以下のことを見出した。

（1）成分組成を適正に調整したスラブを、加熱後、熱間圧延し、必要に応じて熱延板焼鈍を施して熱延板を軟質化させたのち、冷間圧延し、得られた冷延板を加熱してオーステナイト単相域での1回目の焼鈍後に制御冷却を行い、フェライト変態およびパーライト変態を抑制して、2回目焼鈍前の組織をマルテンサイト単相組織、もしくはベイナイト単相組織、もしくはマルテンサイトとベイナイトが混在した組織を主体とすることにより、最終焼鈍後の組織に微細な残留オーステナイトを適正量含ませることが可能である。

（2）また、フェライト+オーステナイト二相域での2回目の焼鈍後の冷却

過程で、上部ベイナイト生成温度未満まで冷却し、かつ冷却過程での冷却速度を、後段域と比較して、前段域で増大する制御を行うことにより、冷却中のフェライト変態およびパーライト変態を抑制しつつ、その後の上部ベイナイト変態の過冷度を適正に制御することができる。その結果、その後に上部ベイナイト生成温度域まで再加熱することで、上部ベイナイト変態の駆動力を増大させて、上部ベイナイト組織を効果的に生成させることが可能である。

[0012] このように、2回目焼鈍前の組織をマルテンサイト単相組織、もしくはベイナイト単相組織、もしくはマルテンサイトとベイナイトが混在した組織を主体とし、その後の2回目焼鈍後の冷却過程で冷却速度を適正に制御して、上部ベイナイト変態の過冷度を適正に制御することで、上部ベイナイト組織の積極的な活用を可能ならしめ、同時に、残留オーステナイトの微細分散化を図ることが可能となる。

その結果、780MPa以上のTSを有しつつ、延性のみならず伸びフランジ性に優れ、さらにTSの面内異方性に優れた高強度鋼板の製造が可能となる。

本発明は、上記知見に基づいて完成されたものである。

[0013] すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 成分組成が、質量%で、

C : 0.08%以上0.35%以下、

Si : 0.50%以上2.50%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%以下および

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り、

鋼組織が、面積率で、

フェライトが20%以上50%以下、

上部ベイナイトが5%以上45%以下、

マルテンサイトが1%以上20%以下であり、

体積率で、残留オーステナイトが5%以上、上記残留オーステナイトの平均結晶粒径が2 μm 以下であり、

かつ、鋼板の集合組織が、 α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比で3.0以下のマイクロ組織を有することを特徴とする高強度鋼板。

[0014] 2. 前記1に記載の高強度鋼板に、さらに、質量%で、

Al : 0.01%以上1.00%以下、

Ti : 0.005%以上0.100%以下、

Nb : 0.005%以上0.100%以下、

V : 0.005%以上0.100%以下、

B : 0.0001%以上0.0050%以下、

Cr : 0.05%以上1.00%以下、

Cu : 0.05%以上1.00%以下、

Sb : 0.0020%以上0.2000%以下、

Sn : 0.0020%以上0.2000%以下、

Ta : 0.0010%以上0.1000%以下、

Ca : 0.0003%以上0.0050%以下、

Mg : 0.0003%以上0.0050%以下および

REM : 0.0003%以上0.0050%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ことを特徴とする高強度鋼板。

[0015] 3. 前記1または2に記載の高強度鋼板を製造する方法であって、

前記1または2に記載の成分組成を有する鋼スラブを、1100°C以上1300°C以下に加熱し、仕上げ圧延出側温度を800°C以上1000°C以下で熱間圧延し、巻取温度を300°C以上700°C以下で巻き取り、酸洗処理後、そのまま、あるいは450°C以上800°C以下の温度域で900 s以上

36000 s以下の時間保持したのち、30%以上の圧下率で冷間圧延を施し、ついで得られた冷延板を、 T_1 温度以上950℃以下で1回目の焼鈍処理を施したのち、少なくとも(T_2 温度+100℃)までを平均冷却速度:5℃/s以上の条件で冷却したのち、室温まで冷却し、

ついで、740℃以上 T_1 温度以下の温度域まで再加熱して2回目の焼鈍処理を施し、さらに1次冷却として8℃/s以上の第1平均冷却速度で T_2 温度以上(T_2 温度+150℃)以下まで冷却したのち、2次冷却として3℃/s以上の第2平均冷却速度で冷却停止温度:150℃以上(T_2 温度-10℃)以下まで冷却し、その際、2回目の焼鈍処理後の平均冷却速度は、2次冷却と比較して1次冷却の方を大きくし、さらに(T_2 温度-50℃)以上(T_2 温度+50℃)以下の再加熱温度域まで再加熱し、かつ再加熱温度は(冷却停止温度+5℃)以上とし、該再加熱温度域で10 s以上の時間保持することを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

記

$$T_1\text{温度}(\text{℃}) = 946 - 203 \times [\%C]^{1/2} + 45 \times [\%Si] - 30 \times [\%Mn] + 150 \times [\%Al] - 20 \times [\%Cu] + 11 \times [\%Cr] + 400 \times [\%Ti]$$

$$T_2\text{温度}(\text{℃}) = 740 - 490 \times [\%C] - 100 \times [\%Mn] - 70 \times [\%Cr]$$

但し、[%X]は、鋼板の成分元素Xの質量%とし、含有しない成分元素については零とする。

[0016] 4. 前記1または2に記載の高強度鋼板の表面に、亜鉛めっき層を有することを特徴とする高強度亜鉛めっき鋼板。

発明の効果

[0017] 本発明によれば、780MPa以上のTSを有し、延性のみならず伸びフランジ性に優れ、さらにTSの面内異方性に優れる高強度鋼板を効果的に得ることができる。

従って、本発明により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。

発明を実施するための形態

[0018] 以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明において、高強度鋼板の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。なお、以下の説明において、鋼の成分元素の含有量を表す「%」は、特に明記しない限り「質量%」を意味する。

[C : 0.08%以上0.35%以下]

Cは、鋼板の高強度化および安定した残留オーステナイト量を確保するのに必要不可欠な元素であり、マルテンサイト量の確保および室温でオーステナイトを残留させるために必要な元素である。

C量が0.08%未満では、鋼板の強度と加工性を確保することが難しい。一方、C量が0.35%を超えると、鋼板の脆化や遅れ破壊の懸念が生じ、また、溶接部および熱影響部の硬化が著しく溶接性が劣化する。従って、C量は0.08%以上0.35%以下とする。好ましくは0.12%以上0.30%以下、より好ましくは0.15%以上0.26%以下である。

[0019] [Si : 0.50%以上2.50%以下]

Siは、炭化物の生成を抑制し、残留オーステナイトの生成を促進することで、鋼板の延性を向上させるのに有用な元素である。また、残留オーステナイトが分解することによる炭化物の生成を抑制するのにも有効である。さらに、フェライト中で高い固溶強化能を有するため、鋼の強度向上に寄与する。また、フェライトに固溶したSiは、加工硬化能を向上させて、フェライト自身の延性を高める効果がある。

こうした効果を得るには、Si量を0.50%以上含有する必要がある。一方、Si量が2.50%を超えると、フェライト中への固溶量の増加による加工性、靱性の劣化を招き、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。従って、Si量は0.50%以上2.50%以下とする。好ましく

は0.80%以上2.00%以下、より好ましくは1.00%以上1.80%以下、さらに好ましくは1.20%以上1.80%以下である。

[0020] [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量を1.50%以上にする必要がある。一方、Mn量が3.00%を超えると、板厚方向のMn偏析が顕著となって、材質安定性の低下を招く。また、鑄造性の劣化などを引き起こす。従って、Mn量は1.50%以上3.00%以下とする。好ましくは1.50%以上2.70%以下、より好ましくは1.80%以上2.40%以下である。

[0021] [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に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量を0.001%以上にする必要がある。一方、P量が0.100%を超えると、溶接性の劣化を招くとともに、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亜鉛めっきの品質を損なう。また、粒界偏析により脆化することによって耐衝撃性を劣化させる。従って、P量は0.001%以上0.100%以下とする。好ましくは0.005%以上0.050%以下である。

[0022] [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る。そのため、鋼中含有量は0.0200%以下にする必要がある。一方、生産技術上の制約からは、S量を0.0001%以上にする必要がある。従って、S量は0.0001%以上0.0200%以下とする。好ましくは0.0001%以上0.0050%以下である。

[0023] [N : 0.0005%以上0.0100%以下]

Nは、鋼の耐時効性を最も大きく劣化させる元素である。特に、N量が0.0100%を超えると、耐時効性の劣化が顕著となるため、その量は少ないほど好ましいが、生産技術上の制約から、N量は0.0005%以上にする必要がある。従って、N量は0.0005%以上0.0100%以下とする。好ましくは0.0005%以上0.0070%以下である。

[0024] 本発明の高強度鋼板は、上記の基本成分に加え、必要に応じて、Al、Ti、Nb、V、B、Cr、Cu、Sb、Sn、Ta、Ca、MgおよびREMうちから選ばれる少なくとも1種の元素を、単独または複合して含有させることができる。なお、鋼板の成分組成の残部は、Feおよび不可避免的不純物である。

[0025] [Al : 0.01%以上1.00%以下]

Alは、炭化物の生成を抑制し、残留オーステナイトの生成を促進するのに有効な元素である。また、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量を0.01%以上にする必要がある。一方、Al量が1.00%を超えると、鋼板中の介在物が多くなり延性を劣化させる。従って、Al量は0.01%以上1.00%以下とする。好ましくは0.03%以上0.50%以下である。

[0026] Ti : 0.005%以上0.100%以下、Nb : 0.005%以上0.100%以下、V : 0.005%以上0.100%以下

Ti、NbおよびV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。こうした効果を得るためには、Ti、NbおよびVは、それぞれ0.005%以上添加する必要がある。一方、Ti、NbおよびV量が、それぞれ0.100%を超えると、成形性が低下する。従って、Ti、NbおよびVを添加する場合、それらの含有量はそれぞれ0.005%以上0.100%以下とする。

[0027] B : 0.0001%以上0.0050%以下

Bは、鋼の強化に有効な元素であり、その添加効果は、0.0001%以

上で得られる。一方、Bは0.0050%を超えて過剰に添加すると、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量は0.0001%以上0.0050%以下とする。好ましくは0.0005%以上0.0030%以下である。

[0028] Cr : 0.05%以上1.00%以下、Cu : 0.05%以上1.00%以下

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。こうした効果を得るには、Cr量およびCu量は、それぞれ0.05%以上にする必要がある。一方、Cr量も、Cu量も1.00%を超えると、鋼板の成形性が低下する。従って、CrおよびCuを添加する場合、それらの含有量はそれぞれ0.05%以上1.00%以下とする。

[0029] Sb : 0.0020%以上0.2000%以下、Sn : 0.0020%以上0.2000%以下

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層の数 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である。一方で、これらいずれの元素については、0.2000%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、それらの含有量は、それぞれ0.0020%以上0.2000%以下の範囲内とする。

[0030] Ta : 0.0010%以上0.1000%以下

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。加えて、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、T aの含有量を0.0010%以上とすることで得られる一方で、T aを過剰に添加しても、析出物安定化効果が飽和する上に、合金コストが増加する。従って、T aを添加する場合、その含有量は0.0010%以上0.1000%以下の範囲内とする。

[0031] Ca : 0.0003%以上0.0050%以下、Mg : 0.0003%以上0.0050%以下およびREM : 0.0003%以上0.0050%以下

Ca、MgおよびREM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、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。これらの効果を得るためには、それぞれ0.0003%以上の添加が必要である。しかしながら、Ca、MgおよびREMは、0.0050%を超えて過剰に添加すると、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す。従って、Ca、MgおよびREMを添加する場合、それらの含有量はそれぞれ0.0003%以上0.0050%以下とする。

[0032] 次に、本発明の高強度鋼板のミクロ組織について説明する。

[フェライトの面積率：20%以上50%以下]

本発明において、極めて重要な発明構成要件である。本発明の高強度鋼板は、延性に富む軟質なフェライト中に、主として延性を担う残留オーステナイトと強度を担う上部ベイナイトとを分散させた複合組織からなる。また、十分な延性および強度と延性のバランスを確保するため、2回目の焼鈍および冷却過程に生成するフェライトの面積率を20%以上にする必要がある。一方、強度確保のため、フェライトの面積率は50%以下にする必要がある。

なお、本発明により得られるフェライトの平均結晶粒径は5~8 μ m程度である。

[0033] [上部ベイナイトの面積率：5%以上45%以下]

本発明において、極めて重要な発明構成要件である。

ベイナイトの生成は、未変態オーステナイト中のCを濃化させ、加工時に

高ひずみ域でTRIP効果を発現できる残留オーステナイトを得るために必要である。また、高強度および高延性を両立するためには、残留オーステナイトの生成量を増大することが有効であり、下部ベイナイトと比較して、上部ベイナイトの方が高延性化により有利である。

[0034] 以下に、ベイナイト、特に上部ベイナイトについて説明する。オーステナイトからベイナイトへの変態は、およそ150～550℃の広い温度範囲にわたって起こり、この温度範囲内で生成するベイナイトには種々のものが存在する。従来技術では、このような種々のベイナイトを単にベイナイトと規定する場合が多かったが、本発明で目標とする加工性を得るためには、ベイナイト組織を厳密に規定する必要があることから、上部ベイナイトと下部ベイナイトに分けて規定する。

[0035] ここに、上部ベイナイトおよび下部ベイナイトは次のように定義する。

上部ベイナイトは、ラス状のベイニティックフェライトと、ベイニティックフェライトの間に存在する残留オーステナイトおよび／または炭化物とからなり、ラス状のベイニティックフェライト中に規則正しく並んだ細かな炭化物が存在しないことが特徴である。一方、下部ベイナイトは、ラス状のベイニティックフェライトと、ベイニティックフェライトの間に存在する残留オーステナイトおよび／または炭化物とからなることは、上部ベイナイトと共通するが、下部ベイナイトでは、ラス状のベイニティックフェライト中に規則正しく並んだ細かな炭化物が存在することが特徴である。

すなわち、上部ベイナイトと下部ベイナイトとは、ベイニティックフェライト中における規則正しく並んだ細かな炭化物の有無によって区別される。このようなベイニティックフェライト中における炭化物の生成状態の差異は、残留オーステナイト中へのCの濃化、およびベイナイトの硬さに大きな影響を与える。

[0036] 本発明において、上部ベイナイトの面積率が5%未満の場合は、2回目焼鈍後の保持過程において、上部ベイナイト変態によるオーステナイトへのC濃化が十分に進まないため、加工時に高ひずみ域でTRIP効果を発現する

残留オーステナイト量が減少する。また、2回目焼鈍後の保持過程での未変態オーステナイトの分率が上昇し、冷却後のマルテンサイトの分率が上昇するため、TSは上昇するものの、延性および伸びフランジ性が低下する。そのため、上部ベイナイトの面積率は、鋼板組織全体に対する面積率で5%以上が必要である。一方、上部ベイナイトの面積率が45%を超えると、延性に有利なフェライトの分率が低下するため、TSは上昇するもののEIは減少することから、45%以下とする。従って、上部ベイナイトは、面積率で5%以上45%以下の範囲とする。好ましくは6%以上40%以下、より好ましくは7%以上35%以下の範囲である。

[0037] [マルテンサイトの面積率：1%以上20%以下]

本発明では、鋼板の強度確保のため、面積率で1%以上のマルテンサイトを必要とする。一方、良好な延性を確保するためには、面積率でマルテンサイトを20%以下にする必要がある。なお、より良好な延性および伸びフランジ性を確保するためには、マルテンサイトの面積率は15%以下とすることが好ましい。

[0038] なお、フェライト、上部ベイナ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3000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、上部ベイナ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できる。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）、マルテンサイトは白色、また上部ベイナイトは灰色の下地に一部白色の組織が混在した組織を呈している。

[0039] [残留オーステナイトの体積率：5%以上]

本発明では、良好な延性および強度と延性のバランスを確保するため、残

留オーステナイトの量は体積率で5%以上にする必要がある。より良好な延性および強度と延性のバランスを確保するためには、残留オーステナイトの量は体積率で8%以上とすることが好ましく、さらに好ましくは10%以上である。なお、残留オーステナイト量の上限は体積率で25%とすることが好ましい。

[0040] なお、残留オーステナイトの体積率は、鋼板を板厚方向に板厚の1/4まで研削・研磨し、X線回折強度測定により求めた。入射X線には、 $\text{Co-K}\alpha$ を用い、フェライトの(200)、(211)各面の回折強度に対するオーステナイトの(200)、(220)、(311)各面の強度比から残留オーステナイト量を計算した。

[0041] [残留オーステナイトの平均結晶粒径：2 μm 以下]

残留オーステナイトの結晶粒の微細化は、鋼板の延性および材質安定性の向上に寄与する。そのため、良好な延性および材質安定性を確保するためには、残留オーステナイトの平均結晶粒径を2 μm 以下にする必要がある。より良好な延性および材質安定性を確保するためには、残留オーステナイトの平均結晶粒径を1.5 μm 以下とすることが好ましい。

[0042] なお、本発明では、残留オーステナイトの平均結晶粒径を、TEM（透過型電子顕微鏡）を用いて15000倍の倍率で20視野観察し、得られた組織画像を用いて、Media Cybernetics社のImage-Proを用いて各々の残留オーステナイト結晶粒の面積を求め、円相当直径を算出し、それらの値を平均して求めることができる。なお、測定対象とする残留オーステナイト結晶粒の下限は、測定限界の観点から円相当直径で10 nmとする。

[0043] また、本発明に従うマイクロ組織では、上記したフェライト、上部ベイナイト、マルテンサイトおよび残留オーステナイト以外に、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、パーライト、セメントイト等の炭化物やその他鋼板の組織として公知のもの含まれる場合があるが、これらの割合が面積率で5%以下であれば、本発明の効果が損なわれることはない。

[0044] 次に、鋼板の集合組織について説明する。

[α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比：3.0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、再結晶焼鈍後もこれらの集合組織が残存するという特徴がある。

本発明において、鋼板の集合組織の α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比が3.0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TSの面内異方性が大きくなる。従って、鋼板の集合組織の α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比は3.0以下とし、好ましくは2.5以下とする。

なお、 α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比の下限についてはとくに制限はないが0.5以上とするのが好ましい。

[0045] なお、従来の一般的な製造方法で得られる高強度鋼板では、 α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比は3.0~4.0程度であったが、本発明に従い1回目の焼鈍においてオーステナイト単相域で焼鈍を施すことによって、このインバース強度比を好適に低減することができる。

[0046] なお、 α -fiberに対する γ -fiber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. %ニ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、ついで板厚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、 α -fiberおよび γ -fiber

rのインバース強度をそれぞれ求めることにより、算出することができる。

[0047] 次に、製造方法について説明する。

本発明の高強度鋼板は、次に述べる工程により得ることができる。

上述した所定の成分組成を有する鋼スラブを、 1100°C 以上 1300°C 以下に加熱し、仕上げ圧延出側温度を 800°C 以上 1000°C 以下で熱間圧延し、巻取温度を 300°C 以上 700°C 以下として巻き取る。ついで、酸洗処理後、そのまま、あるいは 450°C 以上 800°C 以下の温度域で 900s 以上 36000s 以下の時間保持したのち、圧下率： 30% 以上で冷間圧延する。ついで、得られた冷延板を、 T_1 温度以上 950°C 以下の温度域で1回目の焼鈍処理を施したのち、少なくとも(T_2 温度 $+100^{\circ}\text{C}$)までを平均冷却速度： $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の条件で冷却したのち、室温まで冷却する。次いで、 740°C 以上 T_1 温度以下の温度域まで再加熱して2回目の焼鈍処理を施し、さらに1次冷却として $8^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の第1平均冷却速度で T_2 温度以上(T_2 温度 $+150^{\circ}\text{C}$)以下まで冷却する。ついで、2次冷却として $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の第2平均冷却速度で冷却停止温度： 150°C 以上(T_2 温度 -10°C)以下まで冷却し、その際、2回目の焼鈍処理後の平均冷却速度は、2次冷却と比較して1次冷却の方を大きくする。さらに、(T_2 温度 -50°C)以上(T_2 温度 $+50^{\circ}\text{C}$)以下の再加熱温度域まで再加熱し、かつ再加熱温度は(冷却停止温度 $+5^{\circ}\text{C}$)以上とし、該再加熱温度域で 10s 以上の時間保持する。

また、本発明の高強度亜鉛めっき鋼板は、上述した高強度鋼板に、公知公用の亜鉛めっき処理を施すことにより製造することができる。

[0048] 以下、各製造工程について説明する。

本発明では、前述した所定の成分組成を有する鋼スラブを、 1100°C 以上 1300°C 以下に加熱し、仕上げ圧延出側温度を 800°C 以上 1000°C 以下で熱間圧延し、巻取温度を 300°C 以上 700°C 以下として巻き取る。

[鋼スラブの加熱温度： 1100°C 以上 1300°C 以下]

鋼スラブの加熱段階で存在している析出物は、最終的に得られる鋼板内では粗大な析出物として存在し、強度に寄与しないため、鑄造時に析出した析

出物を再溶解させる必要がある。

ここに、鋼スラブの加熱温度が1100℃未満では、析出物の十分な溶解が困難であって、圧延荷重の増大による熱間圧延時のトラブル発生の危険が増大するなどの問題が生じる。また、スラブ表層の気泡、偏析などの欠陥をスケールオフし、鋼板表面の亀裂、凹凸を減少し、平滑な鋼板表面を達成する必要性もある。さらに、鑄造時に生成した析出物が再溶解せず、粗大な析出物として残る場合、延性および伸びフランジ性が低下する問題も生じる。しかも、効果的に残留オーステナイトを生成できず、延性が低下する懸念がある。従って、鋼スラブの加熱温度は1100℃以上にする必要がある。一方、鋼スラブの加熱温度が1300℃超では、酸化量の増加に伴いスケールロスが増大してしまう。そのため、鋼スラブの加熱温度は1300℃以下にする必要がある。

従って、スラブの加熱温度は1100℃以上1300℃以下とする。好ましくは1150℃以上1280℃以下、さらに好ましくは1150℃以上1250℃以下である。

[0049] [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傾向にあり、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、延性や伸びフランジ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り、材質の均一性や材質安定性が損なわれるだけでなく、延性そのものも低下する。

従って、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。好ましくは820℃以上950℃以下の範囲である。

[0050] なお、鋼スラブは、マクロ偏析を防止するため、連続鋳造法で製造するのが好ましいが、造塊法や薄スラブ鋳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。

[0051] [熱間圧延後の巻取温度：300℃以上700℃以下]

熱間圧延後の巻取温度が700℃を超えると、熱延板組織のフェライトの結晶粒径が大きくなり、最終焼鈍板の所望の強度および延性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、また最終焼鈍板の粒径が微細化し硬質相分率が増大するため、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。好ましくは400℃以上650℃以下、より好ましくは400℃以上600℃以下である。

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良い。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。

[0052] このようにして製造した熱延鋼板に、酸洗を行う。酸洗は鋼板表面の酸化物の除去が可能であることから、最終製品の高強度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。

上記の酸洗処理後、そのまま、あるいは450℃以上800℃以下の温度域で900s以上3600s以下の時間保持したのち、圧下率：30%以上で冷間圧延を施す。

ついで、 T_1 温度以上950℃以下の温度域で1回目の焼鈍処理を施したのち、少なくとも(T_2 温度+100℃)まで平均冷却速度：5℃/s以上の条件で冷却したのち、室温まで冷却する。

[0053] [熱延板酸洗処理後の熱処理温度域と保持時間：450℃以上800℃以下の温度域で900s以上3600s以下の時間保持]

熱処理温度域が450℃未満または熱処理保持時間が900s未満の場合、熱延後の焼戻しが不十分なため、その後の冷間圧延時にフェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトが混在した不均一な組織となり、かかる熱延板組織の影響を受けて、均一微細化が不十分となる。その結果、最終焼鈍板の組織において、粗大なマルテンサイトの割合が増加し、不均一な組織となって、最終焼鈍板の延性、伸びフランジ性および材質安定性（面内異方性）が低下する場合がある。

一方、熱処理保持時間が3600s超の場合は、生産性に悪影響を及ぼす場合がある。また、熱処理温度域が800℃を超える場合は、フェライトとマルテンサイトまたはパーライトの不均一かつ硬質化した粗大な2相組織となって、冷間圧延前に不均一な組織となり、最終焼鈍板の粗大なマルテンサイトの割合が増加して、やはり最終焼鈍板の延性、伸びフランジ性および材質安定性が低下する場合がある。

従って、熱延板酸洗処理後の熱処理温度域は450℃以上800℃以下とし、保持時間は900s以上3600s以下とする必要がある。

[0054] [冷間圧延時の圧下率：30%以上]

冷間圧延時の圧下率が30%に満たない場合には、引き続き焼鈍時において、オーステナイトへの逆変態の核となる粒界や転位の単位体積あたりの総数が減少し、上述した最終のミクロ組織を得ることが困難になる。そして、ミクロ組織に不均一が生じると、鋼板の延性および面内異方性は低下する。従って、冷間圧延時の圧下率は30%以上にする必要がある。好ましくは35%以上、より好ましくは40%以上である。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%程度とするのが好ましい。

[0055] [1回目の焼鈍処理の温度域： T_1 温度以上950℃以下]

1回目の焼鈍温度域が T_1 温度未満の場合、この熱処理はフェライトとオーステナイトの2相域での熱処理になるため、最終組織にフェライトとオーステナイトの2相域で生成したフェライト（ポリゴナルフェライト）を多く含み、微細な残留オーステナイトが所望量生成されず、良好な強度と延性のバランスの確保が困難となる。一方、1回目の焼鈍温度が950℃を超えた場合、焼鈍中のオーステナイトの結晶粒が粗大化して、最終的に微細な残留オーステナイトが生成されずに、やはり良好な強度と延性のバランスの確保が困難となり、生産性が低下する。ここに、 T_1 温度とは A_{c3} 点を意味する。

なお、1回目の焼鈍処理の保持時間は、特に限定はしないが10s以上1000s以下の範囲が好ましい。

[0056] [1回目の焼鈍処理後の（ T_2 温度+100℃）までの平均冷却速度：5℃/s以上]

1回目の焼鈍処理後の（ T_2 温度+100℃）までの平均冷却速度が5℃/s未満では、冷却中にフェライトおよびパーライトが生成されるため、2回目の焼鈍前組織において、マルテンサイト単相組織、もしくはベイナイト単相組織、もしくはマルテンサイトとベイナイトが混在した組織が得られずに、最終的に微細な残留オーステナイトが所望量生成されないため、良好な強度と延性のバランスの確保が困難となる。また、鋼板の材質安定性が損なわ

れることにもなる。ここに、 T_2 温度とは上部ベイナイト変態開始温度を意味する。

従って、1回目の焼鈍処理後の(T_2 温度+100℃)までの平均冷却速度は5℃/s以上とし、好ましくは8℃/s以上、より好ましくは10℃/s以上、さらに好ましくは15℃/s以上とする。なお、上記平均冷却速度の上限に特に限定は無いが、工業的に可能なのは、80℃/s程度までである。

[0057] なお、(T_2 温度+100℃)より低温域での平均冷却速度については特に制限はなく、室温まで冷却する。また、過時効帯を通過させる処理を施してもよい。なお、その温度域での冷却方法は特に規定せず、ガスジェット冷却、ミスト冷却、水冷、空冷などのいずれの冷却でも構わない。また、酸洗は常法に従えばよい。なお、特に限定する必要はないが、室温または過時効帯までの平均冷却速度が80℃/sを超えると、鋼板形状が悪化する可能性があるため、平均冷却速度が80℃/s以下であることが好ましい。

[0058] 以上述べた1回目の焼鈍処理、およびその後の冷却処理を施すことで、2回目の焼鈍処理前の組織を、マルテンサイト単相組織もしくはベイナイト単相組織もしくはマルテンサイトとベイナイトが混在した組織を主体とすることにより、後述する2回目の焼鈍後の冷却、再加熱および保持過程において、上部ベイナイトを効果的に生成させることができる。これにより、微細な残留オーステナイトの適正量の確保が可能となり、良好な延性の確保が可能になる。

すなわち、上記した1回目の焼鈍処理、およびその後の冷却処理により生成される、マルテンサイト単相組織もしくはベイナイト単相組織もしくはマルテンサイトとベイナイトの混在組織は微細な組織を形成することから、その後に形成される残留オーステナイトも微細な組織となるのである。ここに、本発明により得られる残留オーステナイトの平均結晶粒径は0.1~1.5μm程度である。

[0059] [2回目の焼鈍処理の温度域：740℃以上 T_1 温度以下]

2回目の焼鈍温度における加熱温度が740℃未満の場合は、焼鈍中に十分な量のオーステナイトを確保できず、最終的に所望のマルテンサイトの面積率と残留オーステナイトの体積率が確保されないため、本発明で所望する強度の確保と、良好な強度と延性のバランスの確保とが困難となる。一方、2回目の焼鈍温度が T_1 温度を超えた場合は、オーステナイト単相の温度域になるため、最終的に微細な残留オーステナイトが所望量生成されずに、やはり良好な強度と延性のバランスの確保が困難となる。なお、2回目の焼鈍処理の保持時間は、特に限定はしないが、10s以上1000s以下が好ましい。

[0060] [2回目の焼鈍処理後の T_2 温度以上 (T_2 温度+150℃) 以下までの1次冷却の第1平均冷却速度：8℃/s以上]

本発明において、極めて重要な制御因子である。2回目の焼鈍処理後の T_2 温度以上 (T_2 温度+150℃) 以下までの1次冷却の第1平均冷却速度を8℃/s以上とすることで、その後の冷却および再加熱後の保持工程で生成する上部ベイナイト変態の駆動力を上昇させることができる。ここで、2回目の焼鈍処理後の T_2 温度以上 (T_2 温度+150℃) 以下までの1次冷却の第1平均冷却速度が8℃/s未満では、冷却中にフェライトの粗大化およびパーライトの生成が生じるため、最終的に微細な残留オーステナイトが所望量生成されず、また残留オーステナイト中のC量も減少するため、良好な強度と延性のバランスの確保が困難となる。また、鋼板の材質安定性が損なわれることにもなる。従って、2回目の焼鈍処理後の T_2 温度以上 (T_2 温度+150℃) 以下までの1次冷却の第1平均冷却速度は、8℃/s以上とする。好ましくは10℃/s以上、より好ましくは15℃/s以上、さらに好ましくは20℃/s以上である。なお、上記平均冷却速度の上限に特に限定は無いが、工業的に可能なのは、80℃/s程度までである。

[0061] [2回目の焼鈍処理後の150℃以上 (T_2 温度-10℃) 以下までの2次冷却の第2平均冷却速度：3℃/s以上]

2回目の焼鈍処理後の150℃以上 (T_2 温度-10℃) 以下までの2次冷

却の第2平均冷却速度が $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、冷却中にフェライトの粗大化、およびベイナイトやパーライトの生成が生じるため、最終的に微細な残留オーステナイトが所望量生成されず、良好な強度と延性のバランスの確保が困難となる。また、鋼板の材質安定性が損なわれることにもなる。従って、2回目の焼鈍処理後の $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上（ T_2 温度 $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ ）以下までの2次冷却の第2平均冷却速度は、 $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。好ましくは $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、より好ましくは $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、さらに好ましくは $15\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。なお、上記平均冷却速度の上限に特に限定は無いが、工業的に可能なのは、 $80\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 程度までである。

[0062] [2回目の焼鈍処理後の平均冷却速度：第2平均冷却速度と比較して第1平均冷却速度が大きい]

本発明において、極めて重要な制御因子である。2回目の焼鈍処理後の平均冷却速度について、第1平均冷却速度が第2平均冷却速度以下の場合、その後の冷却および再加熱後の保持工程での上部ベイナイト変態の駆動力を十分に確保することができず、所望の上部ベイナイトおよび残留オーステナイト量を確保することができない。従って、2回目の焼鈍処理後の平均冷却速度は第2平均冷却速度と比較して第1平均冷却速度が大きいこととする。なお、上記の第1平均冷却速度と第2平均冷却速度の差の上限について、特に限定は無いが、工業的に可能なのは、 $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下までである。

[0063] [2回目の焼鈍処理後の冷却停止温度： $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上（ T_2 温度 $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ ）以下]

本発明において、極めて重要な制御因子である。この冷却は、（ T_2 温度 $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ ）以下まで冷却することで、再加熱後の保持工程で生成する上部ベイナイト変態の過冷度を上昇させるものである。ここで、2回目の焼鈍処理後の冷却停止温度の下限が $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 未満では、未変態オーステナイトが、この時点でほとんどすべてマルテンサイト化するために、所望の上部ベイナイトおよび残留オーステナイト量が確保できない。一方、2回目の焼鈍処理後の冷却停止温度の上限が（ T_2 温度 $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ ）を超えると、上部ベイナイト量お

よび残留オーステナイト量が本発明の規定量を確保できなくなる。従って、2回目の焼鈍処理後の冷却停止温度は、 150°C 以上 (T_2 温度 -10°C) 以下とする。

[0064] [再加熱温度： $(T_2$ 温度 $-50^{\circ}\text{C})$ 以上 (T_2 温度 $+50^{\circ}\text{C})$ 以下]

本発明において、極めて重要な制御因子である。再加熱温度が (T_2 温度 $+50^{\circ}\text{C}$) を超えると、再加熱後の保持中にアシキュラーフェライトが優先的に生成するため、所望の上部ベイナイトおよび残留オーステナイト量の確保が困難となる。一方、(T_2 温度 -50°C) 未満では、下部ベイナイトが優先的に生成するため、所望の上部ベイナイトおよび残留オーステナイト量を確保することができない。従って、再加熱温度は (T_2 温度 -50°C) 以上 (T_2 温度 $+50^{\circ}\text{C}$) 以下とする。好ましくは (T_2 温度 -40°C) 以上 (T_2 温度 $+40^{\circ}\text{C}$) 以下である。

[0065] [再加熱温度： $(2$ 回目の焼鈍処理後の冷却停止温度 $+5^{\circ}\text{C})$ 以上]

再加熱温度が (冷却停止温度 $+5^{\circ}\text{C}$) 未満では、上部ベイナイト変態の駆動力が確保できず、所望の上部ベイナイトおよび残留オーステナイト量を確保することができない。従って、再加熱温度は (冷却停止温度 $+5^{\circ}\text{C}$) 以上とする。なお、上記再加熱温度と冷却停止温度の温度差に具体的な上限は無く、再加熱温度が上限温度である (T_2 温度 $+50^{\circ}\text{C}$) 以下であれば良い。

[0066] [再加熱温度域での保持時間： 10 s 以上]

上記再加熱温度域での保持時間が 10 s 未満では、オーステナイトへのC濃化が進行する時間が不十分となって、最終的に所望の残留オーステナイトの体積率の確保が困難になる。従って、上記再加熱温度域での保持時間は 10 s 以上とする。一方、 1000 s を超えて滞留した場合、残留オーステナイトの体積率は増加せずに、延性の顕著な向上は確認されず飽和傾向となるため、上記再加熱温度域での保持時間は 1000 s 以下とすることが好ましい。

保持後の冷却はとくに規定する必要がなく、任意の方法により所望の温度に冷却してよい。なお、上記所望の温度は、室温程度が望ましい。

[0067] [亜鉛めっき処理]

熔融亜鉛めっき処理を施すときは、前記焼鈍処理を施した鋼板を、440℃以上500℃以下の亜鉛めっき浴中に浸漬して熔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。熔融亜鉛めっきは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、熔融亜鉛めっき処理後に、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、所望の残留オーステナイトの体積率を確保できず、EI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℃以下の温度域で亜鉛めっきの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、合金化熔融亜鉛めっき鋼板(GA)は、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。

[0068] 熱処理後のスキンプラス圧延の圧下率は、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。

スキンプラス圧延は、オンラインで行っても良いし、オフラインで行っても良い。また、一度に目的の圧下率のスキンプラスを行っても良いし、数回に分けて行っても構わない。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、熔融亜鉛めっき、亜鉛めっきの合金化処理などの一連の処理は、熔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。熔融亜鉛めっき後は、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、熔融亜鉛めっきの常法に依ることができる。

実施例

[0069] (実施例1)

表1に示す成分組成を有し、残部がFeおよび不可避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、表2に示した条件で加熱して熱間圧延後、酸洗処理を施し、表2に示したNo. 1~11、13~26、28、30、32、33、35~40、42、44は熱延板熱処理を施し、さらに、その中から、No. 32、33、35~40、42、44は熱延板熱処理後に酸洗処理を施した。

次いで、表2に示した条件で冷間圧延した後、表3に示した条件で2回の焼鈍処理を施し、高強度冷延鋼板(CR)を得た。

さらに、一部の高強度冷延鋼板(CR)に亜鉛めっき処理を施し、溶融亜鉛めっき鋼板(GI)、合金化溶融亜鉛めっき鋼板(GA)、電気亜鉛めっき鋼板(EG)などを得た。溶融亜鉛めっき浴は、GIでは、Al:0.14質量%または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、GIでは、片面あたり72g/m²または45g/m²(両面めっき)とし、また、GAでは、片面あたり45g/m²(両面めっき)とした。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。

[0070] なお、T₁温度(℃)は、以下の式を用いて求めた。

$$T_1 \text{温度} (\text{℃}) = 946 - 203 \times [\%C]^{1/2} + 45 \times [\%Si] - 30 \times [\%Mn] + 150 \times [\%Al] - 20 \times [\%Cu] + 11 \times [\%Cr] + 400 \times [\%Ti]$$

また、T₂温度(℃)は、

$$T_2 \text{温度} (\text{℃}) = 740 - 490 \times [\%C] - 100 \times [\%Mn] - 70 \times [\%Cr]$$

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%とし、含有しない成分元素については零とする。

なお、T₁温度はAc₃点、T₂温度は上部ベイナイト変態開始温度を意味する

。

[0071] 以上のようにして得られた高強度冷延鋼板（C R）、溶融亜鉛めっき鋼板（G I）、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（G A）、電気亜鉛めっき鋼板（E G）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および穴広げ試験を行い評価した。

[0072] 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、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に優れるとは、TS×EIの値が19000MPa・%以上の場合を良好と判断した。また、TSの面内異方性に優れるとは、TSの面内異方性の指標である $|\Delta TS|$ の値が50MPa以下の場合を良好と判断した。

穴広げ試験は、JIS Z 2256（2010年）に準拠して行った。得られた各鋼板を100mm×100mmに切断後、クリアランス12%±1%で直径10mmの穴を打ち抜いた後、内径75mmのダイスを用いてしわ押さえ力9ton（88.26kN）で抑えた状態で、60°円錐のポンチを穴に押し込んで亀裂発生限界における穴直径を測定し、下記の式から、限界穴広げ率： λ （%）を求め、この限界穴広げ率の値から穴広げ性を評価した。

$$\text{限界穴広げ率：}\lambda\text{（\%）} = \{ (D_f - D_0) / D_0 \} \times 100$$

ただし、 D_f は亀裂発生時の穴径（mm）、 D_0 は初期穴径（mm）である。なお、本発明では、伸びフランジ性の指標である限界穴広げ率： λ の値が鋼板の強度に関係なく20%以上の場合を良好と判断した。

[0073] また、前述した方法にしたがって、フェライト（F）、上部ベイナイト（UB）およびマルテンサイト（M）の面積率、残留オーステナイト（RA）の体積率と平均結晶粒径、さらには鋼板の板厚1/4位置における α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比を求めた。

かくして得られた各鋼板の鋼板組織について調べた結果を表4に示す。また、各鋼板の機械的特性についての測定結果を表5に示す。

[0074]

[表1]

表1

鋼種	成分組成(質量%)														T ₁ 温度 (°C)	T ₂ 温度 (°C)	備考						
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Ti	Nb	V	B	Cr	Cu	Sb				Sn	Ta	Ca	Mg	REM	
A	0.252	1.10	2.06	0.016	0.0036	0.0028	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	832	411	発明鋼	
B	0.277	1.51	1.87	0.020	0.0043	0.0045	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	851	418	発明鋼
C	0.225	1.15	2.12	0.038	0.0033	0.0049	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	838	418	発明鋼
D	0.180	1.90	2.08	0.013	0.0011	0.0015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	883	444	発明鋼
E	0.205	1.08	2.65	0.022	0.0011	0.0041	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	823	374	発明鋼
F	0.147	1.21	2.03	0.048	0.0018	0.0048	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	862	465	発明鋼
G	0.152	1.03	1.89	0.048	0.0026	0.0044	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	857	477	発明鋼
H	0.059	1.97	2.10	0.046	0.0010	0.0032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	922	501	比較鋼
I	0.213	0.38	2.68	0.044	0.0028	0.0036	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	789	368	比較鋼
J	0.185	0.80	1.29	0.015	0.0016	0.0049	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	856	520	比較鋼
K	0.193	0.82	3.28	0.023	0.0030	0.0046	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	795	317	比較鋼
L	0.229	1.31	1.80	0.045	0.0034	0.0037	0.256	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	893	448	発明鋼
M	0.248	1.88	1.64	0.027	0.0038	0.0014	-	0.052	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	901	455	発明鋼
N	0.229	1.05	2.21	0.013	0.0038	0.0035	-	-	0.036	0.014	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	830	407	発明鋼
O	0.202	1.16	1.81	0.017	0.0046	0.0038	-	-	-	-	0.0021	-	-	-	-	-	-	-	-	-	852	460	発明鋼
P	0.207	1.71	2.03	0.020	0.0030	0.0044	-	-	-	-	-	0.19	-	-	-	-	-	-	-	-	872	423	発明鋼
Q	0.246	0.98	2.23	0.017	0.0025	0.0015	-	-	-	-	-	-	0.23	-	-	-	-	-	-	-	818	396	発明鋼
R	0.188	1.83	2.33	0.017	0.0036	0.0047	-	-	-	-	-	-	-	0.0052	-	-	-	-	-	-	871	415	発明鋼
S	0.240	1.04	2.25	0.044	0.0013	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0051	-	-	-	-	-	826	397	発明鋼
T	0.205	1.12	1.82	0.010	0.0048	0.0017	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0036	-	-	-	-	850	457	発明鋼
U	0.186	1.44	2.61	0.019	0.0027	0.0049	-	-	0.044	-	-	-	-	0.0058	-	-	-	-	-	-	845	388	発明鋼
V	0.193	1.46	1.57	0.043	0.0043	0.0027	-	-	0.018	-	-	-	-	-	0.0049	-	-	-	-	-	875	488	発明鋼
W	0.225	1.94	2.29	0.024	0.0033	0.0017	-	-	0.035	-	-	-	-	-	-	0.0055	-	-	-	-	869	401	発明鋼
X	0.228	0.85	1.94	0.029	0.0046	0.0032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0030	-	-	-	829	434	発明鋼
Y	0.279	1.63	1.81	0.026	0.0047	0.0022	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0029	-	-	858	422	発明鋼
Z	0.142	0.97	2.20	0.021	0.0018	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0032	847	451	発明鋼

下線部:本発明範囲外を示す。

[0075] [表2]

表2

No.	鋼種	スラブ 加熱温度 (°C)	仕上げ圧延 出側温度 (°C)	巻取温度 (°C)	熱延板熱処理		冷間圧延の 圧下率 (%)	備考
					熱処理温度 (°C)	熱処理時間 (s)		
1	A	1270	870	510	500	22000	53	発明例
2	B	1260	880	480	550	24000	60	発明例
3	C	1200	880	590	520	18000	65	発明例
4	C	<u>1030</u>	860	490	530	16000	56	比較例
5	C	1230	<u>780</u>	510	530	23000	60	比較例
6	C	1240	<u>1070</u>	530	550	10000	51	比較例
7	C	1250	880	<u>250</u>	600	18000	47	比較例
8	C	1220	910	<u>770</u>	520	30000	63	比較例
9	C	1210	860	480	500	16000	<u>25</u>	比較例
10	C	1160	880	550	500	20000	57	比較例
11	C	1200	910	480	490	15000	50	比較例
12	C	1210	880	560	-	-	52	比較例
13	C	1230	900	450	580	20000	59	比較例
14	C	1220	890	540	550	26000	58	比較例
15	C	1190	900	440	540	20000	55	比較例
16	C	1180	920	460	550	22000	50	比較例
17	C	1200	890	550	560	18000	59	比較例
18	C	1220	870	410	560	10000	57	比較例
19	C	1250	880	520	550	18000	63	比較例
20	C	1260	900	430	550	23000	48	比較例
21	C	1240	880	580	530	21000	48	比較例
22	D	1120	870	570	600	22000	50	発明例
23	E	1130	850	420	620	25000	57	発明例
24	F	1230	980	570	590	26000	38	発明例
25	G	1210	870	660	550	24000	59	発明例
26	H	1240	850	560	490	5000	52	比較例
27	I	1250	880	540	-	-	65	比較例
28	J	1260	910	440	570	12000	75	比較例
29	K	1270	900	510	-	-	50	比較例
30	L	1220	900	500	560	18000	46	発明例
31	M	1230	890	560	-	-	53	発明例
32	N	1260	860	460	560	18000	52	発明例
33	O	1270	890	470	480	23000	47	発明例
34	P	1240	880	560	-	-	56	発明例
35	Q	1250	860	520	500	14000	55	発明例
36	R	1250	850	520	520	20000	59	発明例
37	S	1240	920	490	490	15000	63	発明例
38	T	1230	910	520	530	11000	40	発明例
39	U	1250	890	530	710	27000	48	発明例
40	V	1260	880	510	500	34000	32	発明例
41	W	1180	860	350	-	-	49	発明例
42	X	1250	820	450	550	29000	44	発明例
43	Y	1290	910	430	-	-	61	発明例
44	Z	1120	940	480	600	24000	59	発明例

下線部:本発明範囲外を示す。

[0076] [表3]

表3

No.	鋼種	1回目の焼鈍処理		2回目の焼鈍処理						種類*	備考
		焼鈍温度 (°C)	T ₂ 温度+100°Cまでの 平均冷却速度 (°C/s)	焼鈍温度 (°C)	第1平均 冷却速度 (°C/s)	第2平均 冷却速度 (°C/s)	冷却停止 温度域 (°C)	再加熱 保持温度 (°C)	再加熱 保持時間 (s)		
1	A	845	22	820	19	15	350	420	180	CR	発明例
2	B	870	26	790	18	17	300	450	150	GI	発明例
3	C	890	28	790	29	14	240	440	180	GA	発明例
4	C	900	26	790	33	18	390	410	230	CR	比較例
5	C	910	27	780	20	15	360	380	180	CR	比較例
6	C	840	21	770	20	12	340	410	300	CR	比較例
7	C	840	21	780	25	10	220	420	180	GI	比較例
8	C	920	28	825	18	12	180	450	150	CR	比較例
9	C	880	25	825	19	10	200	450	240	CR	比較例
10	C	<u>760</u>	17	820	24	13	215	440	260	EG	比較例
11	C	<u>1045</u>	28	830	16	10	260	380	230	CR	比較例
12	C	870	<u>4</u>	800	17	11	380	430	210	CR	比較例
13	C	910	27	<u>710</u>	20	16	400	410	180	CR	比較例
14	C	840	26	<u>880</u>	28	19	390	405	200	CR	比較例
15	C	860	23	820	<u>5</u>	3	250	380	350	CR	比較例
16	C	870	20	825	<u>14</u>	<u>20</u>	290	390	200	CR	比較例
17	C	870	24	800	21	15	<u>100</u>	380	180	CR	比較例
18	C	850	20	805	20	16	<u>580</u>	400	210	CR	比較例
19	C	845	19	780	22	15	380	<u>360</u>	280	GI	比較例
20	C	840	23	825	26	20	390	<u>605</u>	200	CR	比較例
21	C	850	21	800	20	14	375	410	<u>8</u>	GA	比較例
22	D	890	22	810	25	8	360	410	500	GA	発明例
23	E	845	21	800	23	5	330	370	400	GI	発明例
24	F	945	25	840	29	19	300	430	190	EG	発明例
25	G	860	18	770	32	20	180	440	880	CR	発明例
26	H	950	20	820	31	22	320	455	240	CR	比較例
27	I	840	28	780	17	14	390	400	350	EG	比較例
28	J	880	27	760	37	19	360	480	500	CR	比較例
29	K	930	34	790	16	13	300	350	600	EG	比較例
30	L	900	25	890	30	15	420	435	210	GI	発明例
31	M	930	25	825	45	25	395	420	200	CR	発明例
32	N	880	27	800	25	20	380	430	200	GA	発明例
33	O	875	27	790	30	16	200	500	220	CR	発明例
34	P	880	25	820	26	18	260	400	3000	CR	発明例
35	Q	850	28	770	14	5	230	385	240	EG	発明例
36	R	880	15	750	22	18	250	380	400	CR	発明例
37	S	855	9	820	31	25	280	360	550	GI	発明例
38	T	890	19	800	29	23	390	430	900	EG	発明例
39	U	900	25	810	21	15	200	370	350	GI	発明例
40	V	880	23	840	20	16	180	450	260	EG	発明例
41	W	900	18	800	18	13	255	410	780	CR	発明例
42	X	880	20	780	16	10	290	440	220	GA	発明例
43	Y	860	16	810	22	12	320	390	490	GI	発明例
44	Z	865	15	820	26	14	370	420	300	CR	発明例

下線部：本発明範囲外を示す。

* CR: 冷延鋼板(めっき無し)、GI: 溶融亜鉛めっき鋼板(亜鉛めっきの合金化処理なし)、GA: 合金化溶融亜鉛めっき鋼板、EG: 電気亜鉛めっき鋼板

[0077]

[表4]

表4

No.	鋼種	板厚 (mm)	Fの 面積率 (%)	UBの 面積率 (%)	Mの 面積率 (%)	RAの 体積率 (%)	RAの 平均結晶粒径 (μm)	α -fiberに対する γ -fiberの インバース強度比	残留組織	備考
1	A	1.2	35.0	34.7	10.2	11.9	1.0	1.0	θ	発明例
2	B	1.3	32.5	34.3	14.5	9.4	1.0	1.4	θ	発明例
3	C	1.4	30.1	38.8	8.2	14.2	0.7	1.1	θ	発明例
4	C	1.2	35.0	34.5	13.1	4.0	1.3	1.2	θ	比較例
5	C	1.3	29.8	35.0	14.4	12.8	1.1	6.6	θ	比較例
6	C	1.1	29.8	22.1	36.5	0.7	0.5	1.8	θ	比較例
7	C	1.0	19.2	30.3	29.6	10.9	0.8	2.4	θ	比較例
8	C	1.4	56.4	11.3	20.2	2.4	0.1	0.9	θ	比較例
9	C	0.6	37.7	31.5	13.2	10.2	1.4	7.3	θ	比較例
10	C	1.3	39.8	34.1	12.4	2.8	1.4	5.6	θ	比較例
11	C	1.1	37.7	34.8	14.4	4.5	0.5	1.3	θ	比較例
12	C	1.1	36.6	33.2	13.5	4.9	1.0	2.2	θ	比較例
13	C	1.3	38.0	33.6	14.3	1.2	1.7	2.1	θ	比較例
14	C	1.3	38.1	34.4	14.4	4.0	2.9	2.0	θ	比較例
15	C	1.2	39.3	34.8	13.2	0.7	0.9	2.5	θ	比較例
16	C	1.1	38.8	33.2	14.4	3.5	0.5	2.1	θ	比較例
17	C	1.3	39.5	4.9	37.5	0.8	1.0	2.0	TM+ θ	比較例
18	C	1.3	67.9	4.9	0.0	4.9	0.8	1.0	P+ θ	比較例
19	C	1.4	39.6	3.6	42.3	4.8	0.5	2.0	θ	比較例
20	C	1.1	56.6	1.6	8.1	20.3	0.1	2.4	AF+P+ θ	比較例
21	C	1.1	39.6	4.3	40.4	4.7	1.2	1.5	θ	比較例
22	D	1.1	34.6	30.7	13.5	10.6	1.1	1.5	θ	発明例
23	E	1.3	36.0	32.4	14.7	8.1	0.6	1.8	θ	発明例
24	F	0.8	35.7	37.8	7.0	15.2	1.2	2.0	θ	発明例
25	G	1.3	37.6	36.3	1.1	15.5	0.6	2.2	θ	発明例
26	H	1.1	59.4	13.0	7.1	11.0	1.0	2.0	θ	比較例
27	I	1.4	18.9	36.0	18.3	12.6	1.1	1.5	θ	比較例
28	J	1.7	51.0	11.0	9.3	21.2	0.0	2.5	θ	比較例
29	K	1.1	18.8	39.9	13.6	12.6	1.3	2.7	LB+ θ	比較例
30	L	1.0	33.4	10.6	12.6	6.6	1.6	1.2	θ	発明例
31	M	1.2	25.7	36.3	9.4	19.2	1.1	2.3	θ	発明例
32	N	1.1	49.6	15.0	18.7	5.2	0.5	2.3	θ	発明例
33	O	1.0	34.7	38.0	4.1	14.5	0.0	1.5	θ	発明例
34	P	1.2	33.0	37.1	3.3	19.6	0.3	1.9	θ	発明例
35	Q	1.2	36.3	34.4	10.4	6.7	0.9	2.5	θ	発明例
36	R	1.3	39.8	28.6	11.4	6.7	1.5	1.0	LB+ θ	発明例
37	S	1.4	35.9	30.9	14.0	6.9	1.1	0.7	θ	発明例
38	T	0.9	30.9	37.0	9.2	17.1	1.4	1.8	θ	発明例
39	U	1.1	44.8	14.6	19.9	7.8	0.9	1.6	θ	発明例
40	V	0.7	38.0	38.0	10.2	6.5	0.9	1.4	θ	発明例
41	W	1.1	34.0	39.9	12.1	8.1	0.5	1.5	θ	発明例
42	X	1.0	29.7	36.1	13.3	13.1	1.1	1.5	θ	発明例
43	Y	1.3	40.0	13.7	19.1	13.9	0.6	1.4	θ	発明例
44	Z	1.3	49.0	14.2	9.2	14.9	0.6	2.1	LB+ θ	発明例

下線部: 本発明範囲外を示す。

F: フェライト、UB: 上部ベイナイト、M: マルテンサイト、TM: 焼戻しマルテンサイト、RA: 残留オーステナイト、
P: パーライト、LB: 下部ベイナイト、 θ : セメント、AF: アンキユラーフェライト

[0078]

[表5]

表5

No.	鋼種	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS×EI (MPa・%)	\Delta TS (MPa)	備考
1	A	1132	21.8	36	24678	47	発明例
2	B	1098	21.7	40	23827	48	発明例
3	C	984	30.0	48	29520	46	発明例
4	C	1030	17.1	<u>11</u>	<u>17613</u>	36	比較例
5	C	1068	15.2	35	<u>16234</u>	<u>81</u>	比較例
6	C	1071	16.2	<u>7</u>	<u>17350</u>	43	比較例
7	C	1035	15.7	<u>11</u>	<u>16250</u>	38	比較例
8	C	<u>760</u>	36.1	46	27436	46	比較例
9	C	1003	16.5	25	<u>16550</u>	<u>88</u>	比較例
10	C	980	17.7	<u>16</u>	<u>17346</u>	<u>62</u>	比較例
11	C	969	18.4	<u>14</u>	<u>17830</u>	42	比較例
12	C	950	17.6	<u>17</u>	<u>16720</u>	<u>77</u>	比較例
13	C	968	17.6	<u>18</u>	<u>17037</u>	37	比較例
14	C	1049	15.7	47	<u>16469</u>	44	比較例
15	C	1058	17.3	<u>14</u>	<u>18303</u>	<u>87</u>	比較例
16	C	968	18.5	<u>10</u>	<u>17908</u>	<u>74</u>	比較例
17	C	968	17.2	<u>14</u>	<u>16650</u>	39	比較例
18	C	806	22.9	<u>7</u>	<u>18457</u>	36	比較例
19	C	1066	16.6	<u>12</u>	<u>17696</u>	40	比較例
20	C	<u>752</u>	39.1	55	29403	46	比較例
21	C	957	18.4	<u>18</u>	<u>17609</u>	<u>67</u>	比較例
22	D	955	21.3	34	20342	40	発明例
23	E	1183	17.3	33	20466	45	発明例
24	F	816	26.0	43	21216	46	発明例
25	G	816	34.5	46	28152	46	発明例
26	H	<u>761</u>	28.3	34	21536	<u>90</u>	比較例
27	I	1185	14.3	<u>5</u>	<u>16946</u>	42	比較例
28	J	<u>758</u>	33.2	47	25166	39	比較例
29	K	1248	14.8	<u>10</u>	<u>18470</u>	44	比較例
30	L	986	20.5	36	20213	42	発明例
31	M	1036	28.5	48	29526	49	発明例
32	N	1067	24.0	44	25608	38	発明例
33	O	1013	27.6	50	27959	47	発明例
34	P	981	27.7	55	27174	46	発明例
35	Q	1014	19.4	32	19672	42	発明例
36	R	980	21.1	32	20678	37	発明例
37	S	1018	18.8	30	19138	24	発明例
38	T	998	26.9	41	26846	47	発明例
39	U	1093	19.3	34	21095	40	発明例
40	V	876	24.0	37	21024	23	発明例
41	W	978	20.5	26	20049	27	発明例
42	X	982	21.8	33	21408	39	発明例
43	Y	1125	16.9	32	19013	49	発明例
44	Z	785	26.8	26	21038	45	発明例

下線部: 本発明範囲外を示す。

[0079] 表5に示すように、本発明例では、TSが780MPa以上であり、延性と伸びフランジ性に優れ、高い強度と延性のバランスを有し、かつ、TSの面内異方性にも優れている。一方、比較例では、強度、延性、伸びフランジ性、強度と延性のバランス、TSの面内異方性のいずれか一つ以上が劣っている。

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。

産業上の利用可能性

[0080] 本発明によれば、780MPa以上のTSを有し、延性のみならず伸びフランジ性に優れ、さらに、TSの面内異方性に優れた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]

成分組成が、質量%で、

C : 0.08%以上0.35%以下、

Si : 0.50%以上2.50%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%以下および

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り、

鋼組織が、面積率で、

フェライトが20%以上50%以下、

上部ベイナイトが5%以上45%以下、

マルテンサイトが1%以上20%以下であり、

体積率で、残留オーステナイトが5%以上、上記残留オーステナイトの平均結晶粒径が2 μ m以下であり、

かつ、鋼板の集合組織が、 α -fiberに対する γ -fiberのインバース強度比で3.0以下のミクロ組織を有することを特徴とする高強度鋼板。

[請求項2]

請求項1に記載の高強度鋼板に、さらに、質量%で、

Al : 0.01%以上1.00%以下、

Ti : 0.005%以上0.100%以下、

Nb : 0.005%以上0.100%以下、

V : 0.005%以上0.100%以下、

B : 0.0001%以上0.0050%以下、

Cr : 0.05%以上1.00%以下、

Cu : 0.05%以上1.00%以下、

Sb : 0.0020%以上0.2000%以下、

Sn : 0.0020%以上0.2000%以下、

T a : 0.0010%以上0.1000%以下、

C a : 0.0003%以上0.0050%以下、

M g : 0.0003%以上0.0050%以下および

R E M : 0.0003%以上0.0050%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ことを特徴とする高強度鋼板。

[請求項3]

請求項1または2に記載の高強度鋼板を製造する方法であって、

請求項1または2に記載の成分組成を有する鋼スラブを、1100℃以上1300℃以下に加熱し、仕上げ圧延出側温度を800℃以上1000℃以下で熱間圧延し、巻取温度を300℃以上700℃以下で巻き取り、酸洗処理後、そのまま、あるいは450℃以上800℃以下の温度域で900s以上3600s以下の時間保持したのち、30%以上の圧下率で冷間圧延を施し、ついで得られた冷延板を、 T_1 温度以上950℃以下で1回目の焼鈍処理を施したのち、少なくとも(T_2 温度+100℃)までを平均冷却速度：5℃/s以上の条件で冷却したのち、室温まで冷却し、

ついで、740℃以上 T_1 温度以下の温度域まで再加熱して2回目の焼鈍処理を施し、さらに1次冷却として8℃/s以上の第1平均冷却速度で T_2 温度以上(T_2 温度+150℃)以下まで冷却したのち、2次冷却として3℃/s以上の第2平均冷却速度で冷却停止温度：150℃以上(T_2 温度-10℃)以下まで冷却し、その際、2回目の焼鈍処理後の平均冷却速度は、2次冷却と比較して1次冷却の方を大きくし、さらに(T_2 温度-50℃)以上(T_2 温度+50℃)以下の再加熱温度域まで再加熱し、かつ再加熱温度は(冷却停止温度+5℃)以上とし、該再加熱温度域で10s以上の時間保持することを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

記

T_1 温度(℃) = 946 - 203 × [%C]^{1/2} + 45 × [%Si] -

$$30 \times [\%Mn] + 150 \times [\%Al] - 20 \times [\%Cu] + 11 \times [\%Cr] + 400 \times [\%Ti]$$

$$T_2 \text{温度 (}^\circ\text{C)} = 740 - 490 \times [\%C] - 100 \times [\%Mn] - 70 \times [\%Cr]$$

但し、 $[\%X]$ は鋼板の成分元素Xの質量%とし、含有しない成分元素については零とする。

[請求項4]

請求項1または2に記載の高強度鋼板の表面に、亜鉛めっき層を有することを特徴とする高強度亜鉛めっき鋼板。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/030893

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. C22C38/00 (2006.01)i, C21D9/46 (2006.01)i, C22C38/04 (2006.01)i,
C22C38/60 (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)

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D9/46

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

Japanese Published Examined Utility Model Applications	1922-1996
Japanese Published Unexamined Utility Model Applications	1971-2017
Japanese Examined Utility Model Registrations	1996-2017
Japanese Registered Utility Model Specifications	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.
A	JP 2014-043631 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 13 March 2014, (Family: none)	1-4
A	WO 2013/051238 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 11 April 2013, & US 2014/0242416 A1 & EP 2765212 A1 & CN 103857819 A & KR 10-2014-0068207 A	1-4
A	WO 2013/047821 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 04 April 2013, & US 2014/0234660 A1 & EP 2762582 A1 & CN 103842541 A & KR 10-2014-0052072 A	1-4

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
16 November 2017 (16.11.2017)

Date of mailing of the international search report
28 November 2017 (28.11.2017)

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/JP2017/030893

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2012/133540 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 04 October 2012, & US 2014/0014236 A1 & US 2014/0000765 A1 & EP 2692893 A1 & EP 2692895 A1 & CN 103459647 A & KR 10-2013-0125821 A	1-4
A	WO 2011/093319 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 04 August 2011, & US 2013/0037180 A1 & EP 2530179 A1 & CN 102712980 A & KR 10-2012-0096109 A	1-4
A	WO 2009/096344 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 06 August 2009, & US 2011/0139315 A1 & US 2014/0182748 A1 & EP 2258886 A1 & CN 101932744 A & KR 10-2010-0092503 A	1-4

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/04(2006.01)i, C22C38/60(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, C21D9/46

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2017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

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 2014-043631 A（新日鐵住金株式会社）2014.03.13, （ファミリーなし）	1-4
A	WO 2013/051238 A1（JFEスチール株式会社）2013.04.11, & US 2014/0242416 A1 & EP 2765212 A1 & CN 103857819 A & KR 10-2014-0068207 A	1-4
A	WO 2013/047821 A1（新日鐵住金株式会社）2013.04.04, & US 2014/0234660 A1 & EP 2762582 A1 & CN 103842541 A	1-4

☑ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

16.11.2017

国際調査報告の発送日

28.11.2017

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）

河野 一夫

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4K

9833

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
	& KR 10-2014-0052072 A	
A	WO 2012/133540 A1 (新日本製鐵株式会社) 2012. 10. 04, & US 2014/0014236 A1 & US 2014/0000765 A1 & EP 2692893 A1 & EP 2692895 A1 & CN 103459647 A & KR 10-2013-0125821 A	1 - 4
A	WO 2011/093319 A1 (新日本製鐵株式会社) 2011. 08. 04, & US 2013/0037180 A1 & EP 2530179 A1 & CN 102712980 A & KR 10-2012-0096109 A	1 - 4
A	WO 2009/096344 A1 (J F E スチール株式会社) 2009. 08. 06, & US 2011/0139315 A1 & US 2014/0182748 A1 & EP 2258886 A1 & CN 101932744 A & KR 10-2010-0092503 A	1 - 4