

(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
2024年10月3日(03.10.2024)



(10) 国際公開番号

WO 2024/203411 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2024/010116
- (22) 国際出願日: 2024年3月14日(14.03.2024)
- (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 2023-058444 2023年3月31日(31.03.2023) 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: 野口 琴未 (NOGUCHI Kotomi); 〒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). 松井 洋一郎 (MATSUI Yoichiro);

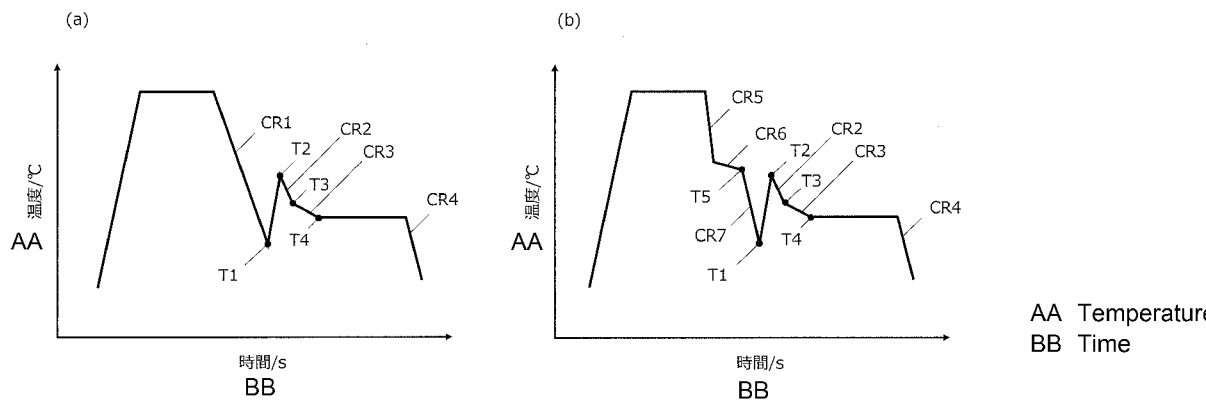
〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 知場 三周(CHIBA Tadachika); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 木村 英之(KIMURA Hideyuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

- (74) 代理人: 熊坂 晃, 外(KUMASAKA Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目6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, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG,

(54) Title: STEEL SHEET, MEMBER, AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: 鋼板、部材およびそれらの製造方法

【図2】



(57) Abstract: Provided are: a steel sheet having a tensile strength (TS) of 780 MPa or greater, high ductility and stretch flange formability, and excellent axial collapse characteristics; a member; and a method for manufacturing the steel sheet and the member. Provided is a steel sheet having a component composition containing C, Si, Mn, P, S, sol. Al, and N in specific contents, and having a steel composition containing, in terms of area ratio, 10-60% of formations comprising one or more of ferrite and bainitic ferrite, 20-80% of formations comprising one or more of tempered martensite and lower bainite, 5% or more of retained austenite, and 10% or less of fresh martensite, the average C concentration in the retained austenite being 0.60 mass % or more, and the content of elemental Fe present as carbides in the tempered martensite being 0.20 mass % or less on average in a region within 100 μm in the sheet thickness direction from the surface of the steel sheet.



WO 2024/203411 A1

KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU,
LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, 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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA,
UG, US, UZ, VC, VN, WS, 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, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, 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, ME, 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：

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

(57) 要約：780MPa以上の引張強度(TS)を有し、かつ、高い延性と伸びフランジ性を有し、かつ軸圧壊特性に優れたである鋼板、部材およびそれらの製造方法の提供。C、Si、Mn、P、S、sol、Al、Nを特定の含有量とした成分組成を有し、面積率で、フェライトおよびベイニティックフェライトのうちの1種以上からなる組織：10%以上60%以下、焼戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトのうちの1種以上からなる組織：20%以上80%以下、残留オーステナイト：5%以上、フレッシュマルテンサイト：10%以下を含有する鋼組織を有し、残留オーステナイト中の平均C濃度が0.60mass%以上であり、鋼板表面から板厚方向に100μm以内の領域において、焼戻しマルテンサイト中に炭化物として存在するFe元素の含有量が平均で0.20mass%以下である、鋼板。

明 細 書

発明の名称：鋼板、部材およびそれらの製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、自動車、家電等の各種の用途において使用され、また、エネルギー吸収部材に好適な、成形性に優れた高強度鋼板、部材およびそれらの製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、自動車の車体軽量化ニーズの高まりから、自動車の骨格部品やシート部品への780MPa以上の引張強度(TS)を有する高強度鋼板の適用が進められている。しかしながら、これらの高強度鋼板を冷間プレスにより成形する場合、延性や伸びフランジ性の低下に起因してプレス割れが生じやすくなる。また、プレス時に、ネッキング(くびれ)が生じる場合、板厚が局所的に薄くなり、割れと同様に製品不良となるため、より優れたプレス成形性を得るためには、ネッキングの生じやすさを評価する必要がある。以上の観点から、延性の指標には、破断した時点での伸び(全伸び:TEI)ではなく、ネッキングが生じる直前の伸び(均一伸び:UEI)が求められている。

[0003] また、乗員の安全性の観点から衝突時のキャビン周りの変形を抑制する必要があるため、サイドメンバ等のエネルギー吸収部材には、衝突時にそれぞれの部材が変形することによって衝突エネルギーを吸収することが求められる。しかしながら、引張強度が780MPa以上の高強度鋼板では、軸圧壊特性の低下のために、衝突時に成形による一次加工を受けた箇所が起点となって部材破断を引き起こしやすく、安定的に衝突エネルギー吸収能を発揮できないという課題がある。

[0004] 以上より、780MPa以上の高強度鋼板を自動車のエネルギー吸収部材に適用するためには、延性及び伸びフランジ性に加え、軸圧壊特性に優れることが要求される。

- [0005] このような背景において、例えば、特許文献1では、質量%で、C：0.15%以上、0.30%以下、P：0.040%以下、S：0.0100%以下、N：0.0100%以下、O：0.0060%以下、Si及びAlの1種または2種：合計で0.70%以上、2.50%以下、Mn及びCrの1種または2種：合計で1.50%以上、3.50%以下、Mo：0%以上、1.00%以下、Ni：0%以上、1.00%以下、Cu：0%以上、1.00%以下、Nb：0%以上、0.30%以下、Ti：0%以上、0.30%以下、V：0%以上、0.30%以下、B：0%以上、0.0050%以下、Ca：0%以上、0.0400%以下、Mg：0%以上、0.0400%以下、および、REM：0%以上、0.0400%以下、を含有し、残部がFe及び不純物からなり、組織全体に対する面積率で、フェライト及びグラニューラーベイナイトの1種または2種：合計で10%以上、50%以下、上部ベイナイト及び下部ベイナイトの1種または2種：合計で10%以上、50%以下、焼戻しマルテンサイト：0%超30%以下、残留オーステナイト：5%以上、およびパーライト、セメンタイト、マルテンサイトの1種または2種以上：合計で0%以上10%以下を有し、前記フェライトと前記グラニューラーベイナイトとの合計面積率に対する前記フェライトの面積率を25%以下とすることにより、引張強度が980MPa以上でかつ伸びと穴広げ性に優れた鋼板が得られると開示されている。
- [0006] 特許文献2では、鋼組成として、質量%で、C：0.07~0.20%、Si：0.1~2.0%、Mn：2.0~3.5%、P：0.05%以下、S：0.05%以下、Sol. Al：0.005~0.1%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、鋼組織は、面積率で、フェライト：60%以下、焼戻しマルテンサイト：40%以上、フレッシュマルテンサイト：10%以下であり、かつ、VDA曲げ試験における曲げ部のボイド数密度を1500個/mm²以下とすることにより、引張強度が980MPa以上であり、衝突時の耐破断特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られると開示されている。

[0007] 特許文献3には、質量%で、C：0.10～0.40%、Mn：0.5～4.0%、Si：0.005～2.5%、Al：0.005～2.5%、Cr：0～1.0%を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなり、P：0.05%以下、S：0.02%以下、N：0.006%以下に制限し、鋼組織として、面積率で、残留オーステナイトを2～30%含み、マルテンサイトを20%以下に制限し、セメンタイトの平均粒径が0.01 μ m以上1 μ m以下であり、前記セメンタイト中にアスペクト比が1以上かつ3以下であるセメンタイトを30%以上かつ100%以下含むことによって、強度、延性、穴広げ性に優れた高強度冷延鋼板が得られることが開示されている。

先行技術文献

特許文献

- [0008] 特許文献1：特許第6338038号公報
特許文献2：特許第6795122号公報
特許文献3：特許第4903915号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0009] 特許文献1では、グラニューベイナイトを活用することで、複合組織鋼板における異相間硬度差を極力低減させ、フェライトの増加にともなう伸びフランジ性の低下を抑制している。これによって、延性と伸びフランジ性にともに優れた鋼板の製造を可能としているが、軸圧壊特性については考慮されていない。
- [0010] 特許文献2では、ポイド密度を低減することで、軸圧壊特性に優れた鋼板の製造を可能としているが、フェライトと焼戻しマルテンサイトの中間の硬度となるベイナイト相を含まないことから、異相間硬度差が大きく、伸びフランジ性が低いことが課題となる。特許文献3では、セメンタイトの形状を制御することで、延性および伸びフランジ性に優れた鋼板が得られると述べているが、軸圧壊特性については考慮されておらず、曲げ変形時にセメンタ

イトを起点としてクラックが生じ、軸圧壊特性が劣位となる。

[0011] 本発明は、前記課題を解決するためになされたもので、780MPa以上の引張強度(TS)を有し、かつ、高い均一伸びと伸びフランジ性を有し、かつ軸圧壊特性に優れた鋼板、部材およびそれらの製造方法を提供することを目的とする。

[0012] なお、本発明において、引張強度は、JIS Z 2241(2011)に準拠する引張試験で測定される。

[0013] また、本発明において、高い延性とは、JIS Z 2241(2011)に準拠する引張試験で測定した均一伸び(U-EI)について、

(A) TSが780MPa以上980MPa未満の範囲において、U-EIが16.0%以上であり、

(B) TSが980MPa以上1180MPa未満の範囲において、U-EIが11.0%以上であり、

(C) TSが1180MPa以上の範囲において、U-EIが8.0%以上であることを指す。

[0014] また、本発明において、高い伸びフランジ性とは、100mm×100mm角サイズのサンプルにポンチ径10mm、ダイス径10.3mm(クリアランス13%)の打ち抜き工具を用いて打ち抜き後、頂角60度の円錐ポンチを用いて、打ち抜き穴形成の際に発生したバリが外側になるようにして、板厚を貫通する割れが発生するまで穴広げを行い、 d_0 ：初期穴径(mm)、 d ：割れ発生時の穴径(mm)として、穴広げ率 λ (%) = $\{(d - d_0) / d_0\} \times 100$ が、30%以上であることを指す。

[0015] また、本発明において、軸圧壊特性に優れるとは、VDA曲げにおけるVDA曲げ角度 α が70°以上の鋼板である。

[0016] ここで、VDA曲げ試験とは、ドイツ自動車工業会で規定されたVDA規格(VDA238-100)に準拠した曲げ試験(Verband der Automobilindustrie：VDA曲げ試験)を表し、非常に狭い間隔のロールと鋭利なポンチを特徴とする3点板曲げ試験である。V

D A曲げ試験は、60 mm×60 mm角の試験片を用い、曲げ稜線方向を圧延方向と平行とし、ロール径Dが30 mm、ロール間距離Lが(板厚 $a_0 \times 2$) + 0.5 mmのロールで支持し、先端rが0.4 mmのポンチでストローク速度20 mm/minで上から押し込むことによって行う。VDA曲げ角度 α とは、前記曲げ試験における最大荷重時のストロークS (mm) より式(1)～(5)を用いて算出される曲げ角度(° (より具体的には、単位は「°/mm」であるが、以下、「°」と表示する。))であり、軸圧壊特性の指標として用いることができる。なお、最大荷重時のストロークS (mm) は、試験開始から最大荷重が得られた時点までにポンチが移動した長さ (mm) である。

$$[0017] \quad c \text{ (mm)} = D/2 + r + a_0 \quad \dots \text{(式1)}$$

$$[0018] \quad p \text{ (mm)} = D/2 + L/2 \quad \dots \text{(式2)}$$

[0019] [数1]

$$W \text{ (mm)} = \sqrt{p^2 + (S - c)^2 - c^2} \quad \dots \text{(式3)}$$

[0020] [数2]

$$\sin \frac{\alpha c}{2} = \frac{p \times c + W \times (S - c)}{p^2 + (S - c)^2} \quad \dots \text{(式4)}$$

[0021] [数3]

$$\cos \frac{\alpha c}{2} = \frac{W \times p - c \times (S - c)}{p^2 + (S - c)^2} \quad \dots \text{(式5)}$$

課題を解決するための手段

[0022] 本発明者らは、高強度であり、延性と伸びフランジ性に優れ、さらに軸圧壊特性に優れた鋼板について鋭意検討を行い、以下の結論を得た。

(1) 所定の成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延および冷間圧延した後、

強度、伸びフランジ性および軸圧壊特性の観点から、焼鈍温度：750℃以上 A_{c3} 温度（℃）以下で焼鈍処理を行い、焼鈍温度から所定の冷却速度で冷却を行うことにより、フェライトとベイニティックフェライトの面積率の合計を10%以上60%以下に制御する。

(2) 上記焼鈍処理後の冷却で、冷却停止温度を200℃以上かつ（マルテンサイト変態開始温度 M_s 点（℃）-30℃）以下にすることで、オーステナイトを部分的にマルテンサイトおよび／またはベイナイトへ置換する。

このようにして生じたマルテンサイトとベイナイトは、冷却停止後の過時効処理工程において、周囲の未変態オーステナイトへ炭素を濃化させることで、残留オーステナイト中のC濃度を所定量確保し、延性の向上に寄与する。また、冷却途中に滞留処理を施すことが可能であり、500℃からマルテンサイト変態開始温度 M_s 以上かつ320℃以上の温度範囲で10s以上60s以下滞留させることで、ベイナイトをより多く確保し、さらなる延性の向上が可能である。

(3) 冷却停止後の上記過時効処理工程において、300℃以上450℃以下の加熱温度まで加熱する。次に、上記加熱温度より30℃以上150℃以下低い温度まで、平均冷却速度0.5℃/s以上で冷却し、さらに150℃以上350℃以下の温度まで平均冷却速度0.1℃/s以上で冷却する。次に、150℃以上350℃以下の温度範囲で20s以上1000秒以下保持する。これにより、VDA曲げの際にクラック進展の起点となる、鋼板表層に存在する焼戻しマルテンサイト中の炭化物の析出を極力低減し、軸圧壊特性を向上させることができる。加えて、上記熱処理工程（冷却停止後300～450℃に加熱し、その後最終的に150℃以上350℃以下の温度範囲で20s以上1000秒以下保持する工程）によって、周囲の組織から未変態オーステナイト領域への炭素分配を促進させ、これによって残留オーステナイトの炭素濃度をより高めることができ、延性の向上が可能である。

[0023] このように、特に焼鈍処理後の冷却過程および過時効処理過程において、温度履歴を適切に制御することで、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の低減

と、残留オーステナイトの炭素濃度の上昇を同時に可能とする。その結果、所定の引張強度TSを有しつつ、延性、伸びフランジ性および軸圧壊特性に優れた鋼板の製造が可能となる。

[0024] 本発明は、上記の知見に基づきなされたもので、具体的には以下のものを提供する。

[1] 質量%で、

C : 0.10%以上0.30%以下、

Si : 0.5%以上2.0%以下、

Mn : 1.5%以上3.0%以下、

P : 0.10%以下、

S : 0.020%以下、

sol. Al : 1.00%以下、

N : 0.015%以下

を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、面積率で、

フェライトおよびベイニティックフェライトのうちの1種以上からなる組織 : 10%以上60%以下、

焼戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトのうちの1種以上からなる組織 : 20%以上80%以下、

残留オーステナイト : 5%以上、

フレッシュマルテンサイト : 10%以下

を含有する鋼組織を有し、

前記残留オーステナイト中の平均C濃度が0.60mass%以上であり、鋼板表面から板厚方向に100μm以内の領域において、焼戻しマルテンサイト中に炭化物として存在するFe元素の含有量が平均で0.20mass%以下である、鋼板。

[2] 前記成分組成は、さらに、質量%で、

Ti : 0.100%以下、

Nb : 0.100%以下、
V : 0.100%以下、
B : 0.0050%以下、
Cr : 1.000%以下、
Cu : 1.000%以下、
Sb : 0.200%以下、
Sn : 0.200%以下、
Ta : 0.100%以下、
Ca : 0.0050%以下、
Mg : 0.0050%以下、
REM : 0.0050%以下

のうちから選ばれる少なくとも1種以上を含有する、前記〔1〕に記載の鋼板。

〔3〕鋼板表面に亜鉛めっき層を有する、前記〔1〕または〔2〕に記載の鋼板。

〔4〕前記〔1〕～〔3〕のいずれかに記載の鋼板を用いてなる部材。

〔5〕前記〔1〕または〔2〕に記載の成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延および冷間圧延を行った後、得られた冷延鋼板に対して、焼鈍温度：750℃以上 A_{c3} 温度（℃）以下で焼鈍処理を施した後、前記焼鈍温度から、200℃以上かつ（Ms点（℃）－30℃）以下の温度T1までの範囲を平均冷却速度CR1：3℃/s以上100℃/s以下で冷却し、前記温度T1から、300℃以上450℃以下の温度T2までの温度範囲を平均加熱速度2℃/s以上で加熱し、前記温度T2から、（T2－150℃）以上（T2－30℃）以下の温度T3までの温度範囲を平均冷却速度CR2：0.5℃/s以上で冷却し、前記温度T3から、150℃以上350℃以下かつ前記温度T3以下の温度T4までの温度範囲を平均冷却速度CR3：0.1℃/s以上で冷却し、

150℃以上350℃以下かつ前記温度T4以下の温度範囲で20s以上1000s以下保持し、
50℃以下の温度まで平均冷却速度CR4：1℃/s以上で冷却する、鋼板の製造方法。

[6] 前記[1]または[2]に記載の成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延および冷間圧延を行った後、得られた冷延鋼板に対して、
焼鈍温度：750℃以上A₃温度(℃)以下で焼鈍処理を施した後、
前記焼鈍温度から、500℃までの温度範囲を平均冷却速度CR5：5℃/s以上100℃/s以下で冷却し、
500℃から、Ms点(℃)以上かつ320℃以上の滞留停止温度T5までの温度範囲を平均冷却速度CR6：10℃/s以下で10s以上60s以下滞留させ、
前記滞留停止温度T5から、200℃以上かつ(Ms点(℃)−30℃)以下の温度T1までの温度範囲を平均冷却速度CR7：3℃/s以上100℃/s以下で冷却し、
前記温度T1から、300℃以上450℃以下の温度T2までの温度範囲を平均加熱速度2℃/s以上で加熱し、
前記温度T2から、(T2−150℃)以上(T2−30℃)以下の温度T3までの温度範囲を平均冷却速度CR2：0.5℃/s以上で冷却し、
前記温度T3から、150℃以上350℃以下かつ前記温度T3以下の温度T4までの温度範囲を平均冷却速度CR3：0.1℃/s以上で冷却し、
150℃以上350℃以下かつ前記温度T4以下の温度範囲で20s以上1000s以下保持し、
50℃以下の温度まで平均冷却速度CR4：1℃/s以上で冷却する、鋼板の製造方法。

[7] 前記平均冷却速度CR1：3℃/s以上100℃/s以下で冷却した後、鋼板に溶融亜鉛めっき処理または合金化溶融亜鉛めっき処理を行う、前記[5]に記載の鋼板の製造方法。

[8] 前記平均冷却速度 $CR7 : 3^{\circ}C/s$ 以上 $100^{\circ}C/s$ 以下で冷却した後、鋼板に溶融亜鉛めっき処理または合金化溶融亜鉛めっき処理を行う、前記 [6] に記載の鋼板の製造方法。

[9] 前記平均冷却速度 $CR4 : 1^{\circ}C/s$ 以上で冷却した後、鋼板に電気亜鉛めっき処理を行う、前記 [5] または [6] に記載の鋼板の製造方法。

[10] 前記 [1] ~ [3] のいずれかに記載の鋼板に、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む、部材の製造方法。

発明の効果

[0025] 本発明によれば、 $780MPa$ 以上の引張強度 (TS) を有し、延性、伸びフランジ性および軸圧壊特性に優れた高強度鋼板を得ることができる。本発明の鋼板は、軸圧壊特性に優れるため、エネルギー吸収部材に好適である。

本発明により得られた鋼板を自動車部品に適用することで、車両重量の軽量化が実現され、燃費の向上が見込まれる。

図面の簡単な説明

[0026] [図1] 図1は、本発明の鋼板の一例の組織写真である。

[図2] 図2は、本発明の鋼板の製造方法を説明するための図である。

[図3] 図3は、VDA曲げ角度の算出方法を説明するための図である。

発明を実施するための形態

[0027] 以下、本発明を具体的に説明する。

本発明の鋼板は、質量%で、C : 0.10%以上0.30%以下、Si : 0.5%以上2.0%以下、Mn : 1.5%以上3.0%以下、P : 0.10%以下、S : 0.020%以下、sol. Al : 1.00%以下、N : 0.015%以下を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有し、面積率で、フェライトおよびベイニティックフェライトのうちの1種以上からなる組織 : 10%以上60%以下、焼戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトのうちの1種以上からなる組織 : 20%以上80%以下、残留オーステナイト : 5%以上、フレッシュマルテンサイト : 10%以下を含

有する鋼組織を有し、残留オーステナイト中の平均C濃度が0.60mass%以上であり、鋼板表面から板厚方向に100 μ m以内の領域において、焼戻しマルテンサイト中に炭化物として存在するFe元素の含有量が平均で0.20mass%以下である。

[0028] まず、本発明の鋼板の成分組成について説明する。なお、以降の説明において、成分元素の含有量の単位である「%」は、特に明記しない限り「質量%」を意味するものとする。

[0029] [C : 0.10%以上0.30%以下]

Cは、焼戻しマルテンサイト量の確保および室温で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であり、加えて、残留オーステナイト中に濃化することで残留オーステナイトを安定化させ、延性を向上させるために必要な元素である。C含有量が0.10%未満では、これらの効果が十分に発揮できず、鋼板の強度と加工性を確保することが困難となる。従って、C含有量は0.10%以上とする必要があり、好ましくは0.12%以上であり、より好ましくは0.15%以上である。

一方、C含有量が0.30%を超えると、焼戻しマルテンサイト中の炭化物量が増加し、曲げ変形時に炭化物を起点にクラックが生じるため、軸圧壊特性が劣化するほか、過剰な強度上昇によって延性が低下する。従って、C含有量は0.30%以下とする必要があり、好ましくは0.28%以下であり、より好ましくは0.25%以下である。

[0030] [Si : 0.5%以上2.0%以下]

Siは、マルテンサイトやベイナイト中の炭化物生成を抑制し、残留オーステナイトの生成を促進させるとともに残留オーステナイトの安定性を向上させることで、延性および軸圧壊特性を向上させるのに有用な元素である。Si含有量は0.5%以上とする必要があり、好ましくは0.6%以上、より好ましくは0.7%以上である。

一方、Si含有量が2.0%を超えると、過度な高強度化により、延性や伸びフランジ性の低下を招くほか、熱間圧延時の圧延荷重の増加や、被歪鉛め

つき材と溶接した際の液体金属脆化割れ、化成処理性の劣化が懸念される。従って、Si含有量は2.0%以下とし、好ましくは1.5%以下、より好ましくは1.0%以下である。

[0031] [Mn : 1.5%以上3.0%以下]

Mnは、所定の面積率の焼き戻しマルテンサイトおよび／またはベイナイトを確保して強度を確保するために有効である。また、残留オーステナイトのMs点の低下により残留オーステナイトを安定化させることで、残留オーステナイトの面積率を増加させ、延性を向上させるために重要な元素である。従って、Mn含有量は1.5%以上にする必要があり、好ましくは1.8%以上であり、より好ましくは2.0%以上である。

一方、Mn含有量が3.0%を超えると、過度な高強度化を招くことに加え、ベイナイト変態が著しく遅延するため、延性が低下する。また、板厚方向のMn偏析が顕著となって、材質安定性の低下の懸念がある。従って、Mn含有量は3.0%以下とし、好ましくは2.8%以下であり、より好ましくは2.5%以下である。

[0032] [P : 0.10%以下]

Pは、鋼を強化する元素であるが、その含有量が多いとスポット溶接性を劣化させる。したがって、P含有量は0.10%以下とし、好ましくは0.02%以下とする。なお、Pを含まなくてもよいが、P含有量は製造コストの観点から0.001%以上が好ましい。

[0033] [S : 0.020%以下]

Sは、熱間圧延でのスケール剥離性を改善する効果、焼鈍時の窒化を抑制する効果があるが、曲げ性、穴広げ性、スポット溶接性に対して大きな悪影響を有する元素である。これらの悪影響を低減するために、少なくともS含有量は0.020%以下とする。本発明では曲げ性、穴広げ性の低下を抑制する観点から、S含有量は0.0020%以下とすることが好ましく、さらに0.0010%未満とすることがより好ましい。なお、Sを含まなくてもよいが、S含有量は製造コストの観点から0.0001%以上が好ましい。

S含有量は、より好ましくは0.0005%以上である。

[0034] [s o l. A l : 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。従って、s o l. A l含有量の下限は特に規定しないが、安定して脱酸を行うためには0.005%以上とすることが好ましく、0.01%以上とすることがさらに好ましい。

一方、s o l. A l含有量が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、s o l. A l含有量は1.00%以下とし、好ましくは0.50%以下である。s o l. A l含有量は、より好ましくは0.25%以下とであり、さらに好ましくは0.10%以下である。

[0035] [N : 0.015%以下]

Nは、鋼中でBN、AlN、TiN等の窒化物を形成する元素であり、鋼の熱間延性を低下させ、表面品質を低下させる元素である。また、Bを含有する鋼では、BNの形成を通じてBの効果を消失させる弊害がある。N含有量が0.015%を超えると表面品質が著しく劣化する。従って、N含有量は0.015%以下とし、好ましくは0.010%以下である。N含有量は、より好ましくは0.005%以下とであり、さらに好ましくは0.002%以下である。

なお、Nを含まなくてもよいが、N含有量は製造コストの点から0.0001%以上が好ましく、より好ましくは0.001%以上である。

[0036] 上記以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物である。本発明の鋼板は上記の基本成分を含有し、残部は鉄(Fe)および不可避免的不純物からなる成分組成を有することが好ましい。

[0037] 本発明の鋼板の成分組成は、上記成分に加えて、以下の任意元素を適宜含有することができる。

[0038] [Ti : 0.100%以下、Nb : 0.100%以下、V : 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。このような効果を得るために、Tiは0.010%以上であり、Nbは0.020%以上であり、Vは0.020%以上であることが好ましい。

一方、Ti、NbおよびVの含有量がそれぞれ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0.100%以下であることが好ましく、より好ましくはそれぞれ0.080%以下であり、さらに好ましくはそれぞれ0.050%以下である。

[0039] [B : 0.0050%以下]

Bは、鋼の焼入れ性を向上させる元素であり、所定の面積率の焼き戻しマルテンサイトおよび／またはベイナイトを生成させやすい利点を有する。このような効果を得るために、Bは0.0005%以上であることが好ましく、0.0010%以上であることがさらに好ましい。

一方、Bの含有量が0.0050%を超えると、その効果が飽和するだけでなく、熱間延性の著しい低下をもたらす表面欠陥を生じさせる。したがって、Bを添加する場合は、Bの含有量は0.0050%以下が好ましく、より好ましくは0.0040%以下であり、さらに好ましくは0.0025%以下である。

[0040] [Cr : 1.000%以下、Cu : 1.000%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元素である。従って、CrおよびCuを必ずしも含む必要はないが、こうした効果を得るには、CrおよびCuの含有量は、それぞれ0.005%以上が好ましく、より好ましくは0.008%以上であり、さらに好ましくは0.010%以上である。

一方、Cr含有量も、Cu含有量も1.000%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、その含有量はそれぞ

れ1.000%以下が好ましく、より好ましくはそれぞれ0.800%以下、さらに好ましくはそれぞれ0.400%以下とする。CrおよびCuの含有量は、それぞれ0.200%以下が好ましく、より好ましくは0.100%以下である。

[0041] [Sb : 0.200%以下、Sn : 0.200%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のに有効な元素である。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が可能となる。従って、SbおよびSnは必ずしも添加する必要はないが、添加する場合、SbおよびSnの含有量は、それぞれ0.002%以上が好ましく、より好ましくはそれぞれ0.004%以上であり、さらに好ましくはそれぞれ0.006%以上とする。

一方、これらいずれの元素についても、0.200%を超えて過剰に含有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、SbおよびSnの含有量は、それぞれ0.200%以下が好ましく、より好ましくは0.100%以下、さらにより好ましくは0.040%以下とする。

[0042] [Ta : 0.100%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。このような効果を得るために、Taは0.005%以上であることが好ましい。

一方、Taを過剰に添加すると、析出物安定化効果が飽和する上、合金コストが増加する。従って、Taを添加する場合、Ta含有量は、0.100%以下が好ましく、より好ましくは0.080%以下であり、さらに好ましくは0.050%以下とする。

[0043] [Ca : 0.0050%以下、Mg : 0.0050%以下、REM : 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。このような効果を得るために、Ca含有量は0.0001%以上であり、Mg含有量は0.0001%以上であり、REM含有量は0.0001%以上であることが好ましい。

一方、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の含有量はそれぞれ0.0050%以下が好ましく、より好ましくは0.0025%以下、さらに好ましくは0.0010%以下とする。

Ca含有量は、より好ましくは0.0008%以下である。

Mg含有量は、より好ましくは0.0008%以下である。

REM含有量は、より好ましくは0.0008%以下である。

[0044] なお、本発明でいうREMとは、原子番号21番のスカンジウム (Sc) と原子番号39番のイットリウム (Y)、および原子番号57番のランタン (La) から71番のルテチウム (Lu) までのランタノイドを指す。本発明におけるREM含有量とは、上述のREMから選択された1種または2種以上の元素の総含有量である。REMとしては、特に限定されないが、Laおよび/またはCeであることが好ましい。

[0045] 上記任意元素を好適な下限値未満で含む場合、下限値未満で含まれる任意元素は本発明の効果を害さない。上記任意元素を好適な下限値未満で含む場合、上記任意元素は、不可避的不純物として含まれるとする。

[0046] 次に、本発明の鋼組織（マイクロ組織）について、説明する。

[0047] [フェライトおよびベイニティックフェライトのうちの1種以上からなる組織の面積率 : 10%以上60%以下]

焼鈍中や冷却過程で生成するフェライトとベイニティックフェライトは、

延性の向上に寄与し、加えて、周囲の未変態オーステナイトへの炭素を濃化させ、残留オーステナイトの安定化に寄与する。この効果は、フェライトとベイニティックフェライトの合計の面積率を10%以上とすることで得られる。

一方で、フェライトとベイニティックフェライトの合計の面積率が60%を超えると、マルテンサイト等の周囲の硬質相との硬度差が生じ、曲げ加工時に硬質相との界面よりクラックが進展することにより、伸びフランジ性および軸圧壊特性の低下を招く場合がある。従って、フェライトおよびベイニティックフェライトの1種以上からなる組織の面積率は10%以上60%以下とする。この面積率は、好ましくは15%以上であり、より好ましくは20%以上である。また、この面積率は、55%以下であり、より好ましくは50%以下である。

また、特に限定されないが、フェライト、ベイニティックフェライトのうち、フェライトは、組織全体の面積率で、15%以上であることが好ましく、15%超であることがより好ましく、20%以上であることがさらに好ましい。また、フェライト、ベイニティックフェライトのうち、フェライトは、組織全体の面積率で、40%以下であることが好ましく、30%以下であることがより好ましい。

[0048] [焼戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトの1種以上からなる組織の面積率：20%以上80%以下]

所定の強度および伸びフランジ性を得るために、焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトの合計の面積率を20%以上とする。この合計の面積率は、好ましくは30%以上であり、より好ましくは40%以上である。

一方、焼戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトの合計の面積率が80%を超えると、過度な高強度化により延性が低下するため、焼戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトの合計の面積率は80%以下とする。この合計の面積率は、好ましくは70%以下であり、より好ましくは60%以下である。

[0049] [残留オーステナイトの面積率：5%以上]

高い延性を確保するために、鋼組織全体に対して残留オーステナイトは面積率で5%以上とする。より好ましくは7%以上であり、さらに好ましくは10%以上である。

この残留オーステナイト量には、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を含む。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の面積率についても、後述の測定方法によれば、その他の残留オーステナイトの面積率と同様に測定することができる。

一方、残留オーステナイトの量が増加しすぎると強度低下、伸びフランジ成形性の低下、耐遅れ破壊特性の劣化を招く場合がある。従って、残留オーステナイトの面積率の上限は規定しないが、残留オーステナイトの面積率は、20%以下であることが好ましく、より好ましくは15%以下である。

[0050] [フレッシュマルテンサイトの面積率：10%以下]

延性および伸びフランジ性の低下を招く場合があることから、フレッシュマルテンサイトの面積率は10%以下とし、好ましくは8%以下、より好ましくは5%以下である。また、フレッシュマルテンサイトは0%でもよい。

[0051] なお、所定の強度、延性、伸びフランジ成形性、軸圧壊特性を確保するため、上記のフェライトおよびベイニティックフェライトの残部組織において、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留オーステナイト、フレッシュマルテンサイトの4種が占める割合は、合計で60%以上とすることが好ましい。

[0052] [残留オーステナイト中の平均C濃度が0.60mass%以上]

残留オーステナイト中のC濃度の上昇により、残留オーステナイトが安定化し、延性の向上が可能となる。従って、十分な延性を得るためには、残留オーステナイト中の平均C濃度は0.60mass%以上とし、好ましくは0.80mass%以上である。

上限は特に限定されないが、残留オーステナイト中の平均C濃度が過度に上昇すると、変形時に残留オーステナイトが変態せず、十分に延性の向上効果

が得られない場合があるため、残留オーステナイト中の平均C濃度は、好ましくは2.0mass%以下であり、より好ましくは1.5mass%以下である。

[0053] [鋼板表面から板厚方向に100 μ m以内の領域において、焼戻しマルテンサイト中に炭化物として存在するFe元素の含有量：平均で0.20mass%以下]

焼戻しマルテンサイト中に析出する炭化物は、曲げ変形時にクラックの起点となり、軸圧壊特性の低下を招く。加えて、炭化物の析出は炭素分配と競合する現象であり、炭化物の析出に炭素が消費されることで、未変態オーステナイトへの炭素濃化が阻害される懸念がある。従って、焼戻しマルテンサイト中に炭化物として存在するFe元素の含有量は平均0.20mass%以下であることが好ましく、より好ましくは0.15mass%以下である。なお、下限は特に規定しないが、本発明において、実質的には上記Fe元素の含有量は0.001mass%以上である。

[0054] 本発明の鋼組織は、上述したようにフェライト、ベイニティックフェライト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留オーステナイト、フレッシュマルテンサイト（0%を含む）を含有する鋼組織である。本発明の鋼組織は、フェライト、ベイニティックフェライト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留オーステナイト、フレッシュマルテンサイト（0%を含む）からなる鋼組織であってもよい。

また、本発明の鋼組織は、上記以外の相としてパーライトやセメントサイトを5%以下含んでもよく、これらは本発明の効果を損ねるものではない。

[0055] 次に、鋼組織の測定方法について説明する。

[0056] フェライトおよびベイニティックフェライトの1種以上からなる組織、焼戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトの1種以上からなる組織、後述するフレッシュマルテンサイトおよび残留オーステナイトからなる塊状組織MA (Martensite Austenite Constituent) の面積率の測定は、鋼板表面に垂直であり、圧延方向と平行な板厚断面を

切り出し、鏡面研磨した後、3 vol% ナイタルにて腐食し、板厚1/4位置で、SEMで5000倍にて、視野範囲を20 μm × 20 μmとし、10視野観察する方法で行う。

図1は、鋼板の鋼組織のSEM写真の一例を示す。図1に示すように、フェライトおよびベイニティックフェライト（図1中、符号F、BF参照）は、内部に殆ど炭化物を伴わず、比較的等軸なSEMでは最も黒色に見える領域である。焼戻しマルテンサイト（図1中、符号TM参照）および下部ベイナイトは、SEMでは内部にラス状の下部組織と炭化物の析出を伴う領域である。MA（フレッシュマルテンサイトおよび/または残留オーステナイト）（図1中、符号FM、RA参照）は、SEMでは内部に下部組織が見えずに白く見える塊状の領域である。

[0057] 残留オーステナイトの面積率および残留オーステナイト中の平均C濃度は、鋼板を板厚方向に板厚の1/4位置まで研削・研磨し、X線回折強度測定により求める。残留オーステナイトの体積率を、Mo管球線源を用い、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)各面の強度比から算出する。残留オーステナイト中の平均C濃度は、Co管球線源を用い、オーステナイトの(220)面のピーク角度からオーステナイトの格子定数Aを求め、下記の式(6)より算出する。なお、下記におけるMn%、Si%、Al%とは、鋼板中の各元素(Mn、Si、Al)の含有量の質量%を表す。

[0058] 残留オーステナイト中の平均C濃度 (mass%) = $A - \{ (0.3572 + 0.0012 \times \text{Mn}\% - 0.0157 \times \text{Si}\% + 0.0056 \times \text{Al}\%) \} / 0.033$ …… (式6)

[0059] フレッシュマルテンサイトの面積率 (Fresh Martensite : FM) は、下記の式(7)より求め、上記MA (フレッシュマルテンサイトおよび/または残留オーステナイト) の面積率から、残留オーステナイトの面積率 (Retained Austenite : RA) を除いた値とする。

なお、本発明におけるRA（残留オーステナイト）の「面積率」は、XRD測定により求めた残留オーステナイトの「体積率」と等しいものとみなすことができる。

[0060] $FM(\%) = MA(\%) - RA(\%) \quad \dots (式7)$

[0061] 鋼板表面から板厚方向に100 μ m以内の領域において、焼戻しマルテンサイト中に炭化物として存在するFe元素の平均含有量は、抽出残渣分析により求める。電解液に10質量%AA電解液（アセチルアセトン-1質量%塩化テトラメチルアンモニウム-メタノール）を用い、電流密度を20mA/cm²、電解時間を30minの条件にて電解処理を行い、鋼板表面から100 μ mの領域までを溶解する。その後、メタノールに試料を浸し超音波攪拌により剥離した残渣（電解処理で解け残った析出物）を0.2 μ m孔径のフィルターを用いてろ過し、捕集された残渣中のFe元素量をICP発光分析法により求め、鋼板中の質量%として換算する。なお、捕集された残渣は全て鋼板表面から100 μ m以内の領域において存在する析出物からなり、本件においては焼戻しマルテンサイト外の炭化物（ベイナイトやフェライト等）は焼戻しマルテンサイト中の炭化物と比べ極めて少量である。また、Fe元素は、炭素系以外の鉄系化合物としては存在しないとする。従って、上記の測定により、鋼板表面から板厚方向に100 μ m以内の領域において、焼戻しマルテンサイト中に炭化物として存在するFe元素の平均含有量が得られる。

[0062] 以上の本発明の鋼板は、鋼板表面（片側または両側）に亜鉛めっき層を有する鋼板であってもよい。めっき層は、溶融めっき層、電気めっき層のいずれでもよい。

[0063] 本発明の鋼板は、板厚は0.5mm以上とすることが好ましい。また、板厚は2.0mm以下とすることが好ましい。

[0064] 次に、本発明の鋼板の製造方法について説明する。

以下では、焼鈍処理後、引き続き行う処理として所定の条件下での滞留処理を行わない場合を第一実施形態として説明し、焼鈍処理後、引き続き行う

処理として所定の条件下での滞留処理を行う場合を第二実施形態として説明する。

[0065] なお、本発明で各工程において特定する温度は、スラブ（鋼スラブ）または鋼板の表面温度のことを指す。

[0066] また、図2は、本発明の鋼板の製造方法を説明するための図であり、特に、スラブ（鋼スラブ）または鋼板の表面温度の時間変化を示す。この温度の時間変化を含め、各工程の詳細を以下で説明する。図2（a）は、第一実施形態（滞留処理を行わない場合）の鋼板の製造方法における、スラブ（鋼スラブ）または鋼板の表面温度の時間変化を示す。また、図2（b）は、第二実施形態（滞留処理を行う場合）の鋼板の製造方法における、スラブ（鋼スラブ）または鋼板の表面温度の時間変化を示す。

[0067] <第一実施形態>

本発明の鋼板の第一実施形態の製造方法では、図2（a）にも示すように、前述した成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延および冷間圧延を行った後、得られた冷延鋼板に対して、焼鈍温度：750℃以上 A_{c3} 温度（℃）以下で焼鈍処理を施したのち、焼鈍温度から、200℃以上かつ（ M_s 点（℃）−30℃）以下の温度 T_1 までの範囲を平均冷却速度 CR_1 ：3℃/s以上100℃/s以下で冷却し、温度 T_1 から、300℃以上450℃以下の温度 T_2 までの温度範囲を平均加熱速度2℃/s以上で加熱し、温度 T_2 から、（ T_2 −150℃）以上（ T_2 −30℃）以下の温度 T_3 までの温度範囲を平均冷却速度 CR_2 ：0.5℃/s以上で冷却し、温度 T_3 から、150℃以上350℃以下かつ温度 T_3 以下の温度 T_4 までの温度範囲を平均冷却速度 CR_3 ：0.1℃/s以上で冷却し、150℃以上350℃以下かつ温度 T_4 以下の温度範囲で20s以上1000s以下保持し、50℃以下の温度まで平均冷却速度 CR_4 ：1℃/s以上で冷却する。

[0068] （熱間圧延工程）

熱間圧延は、常法に従って実施すればよく、例えば、上述した所定の成分組成を有する鋼スラブを、スラブ加熱温度：1100℃以上に加熱し、均熱

時間は20min以上とし、仕上げ圧延出側温度を A_{r3} 変態点以上として熱間圧延し、巻取温度を400℃以上として巻き取ることで行えばよい。

スラブ加熱温度は1300℃以下としてよい。均熱時間は300min以下としてよい。また、仕上げ圧延出側温度は A_{r3} 変態点+200℃以下としてよい。また、巻取温度は720℃以下としてよい。

巻取温度は、板厚変動を抑制し高い強度を安定して確保する観点から制御することが好ましい。具体的には、巻取温度は、430℃以上することが好ましい。また、巻取温度は530℃以下とすることが好ましい。

[0069] (冷間圧延工程)

冷間圧延は、例えば、圧延率（累積圧延率）30%以上とすればよい。また、圧延率は85%以下とすればよい。高い強度を安定して確保し、異方性を小さくする観点から、圧延率を制御することが好ましい。具体的には、圧延率は、35%以上とすることが好ましい。なお、圧延荷重が高い場合は、450℃以上730℃以下でCAL（連続焼鈍ライン）またはBAF（箱焼鈍炉）にて軟質化の焼鈍処理をすることが可能である。

[0070] (焼鈍工程)

所定の成分組成を有する鋼スラブを、熱間圧延および冷間圧延した後、以下に規定の条件で焼鈍を施す。焼鈍設備は特に限定されないが、生産性、および所望の加熱速度および冷却速度を確保する観点から、連続焼鈍ライン（CAL）または連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）で実施することが好ましい。

[0071] [焼鈍処理工程：焼鈍温度：750℃以上 A_{c3} 温度（℃）以下]

延性向上の観点から、所定の面積率のフェライトとベイニティックフェライト、および焼戻しマルテンサイトを確保するために、焼鈍温度は750℃以上 A_{c3} 温度（℃）以下とする。フェライトおよびベイニティックフェライトの合計面積率を10%以上とするために、焼鈍温度は A_{c3} 温度以下の、オーステナイト+フェライト二相域焼鈍となるように調整することが好ましい。焼鈍温度は、好ましくは（ A_{c3} 温度（℃）-5℃）以下であり、より好ま

しくは (A_{c3} 温度 (°C) - 10°C) 以下である。

一方で、焼鈍温度が過剰に低下すると、フェライトとベイニティックフェライトが過剰に生成することに加え、所定の焼戻しマルテンサイトが得られず、強度や伸びフランジ性の低下を引き起こす。加えて、750°C未満では、十分に再結晶せず、熱延時に生じた炭化物が残存するなど、熱延組織を引き継いでしまう恐れがある。よって、焼鈍温度は750°C以上 A_{c3} 温度 (°C) 以下とする。焼鈍温度は、好ましくは755°C以上であり、より好ましくは760°C以上である。

なお、 A_{c3} 温度は、フォーモスタ試験機にて、円柱状の試験片 (直径3 mm × 高さ10 mm) を用いて、室温 (25°C) からオーステナイト単相域まで昇温したときの体積変化を測定することにより求めることができる。

[0072] [第1冷却処理工程：焼鈍温度から、200°C以上かつ (マルテンサイト変態開始温度 M_s 点 (°C) - 30°C) 以下の温度 T_1 までの範囲を平均冷却速度 CR_1 : 3°C/s以上100°C/s以下で冷却]

上記焼鈍処理後、所定の焼戻しマルテンサイトの面積率を得るために速やかに冷却する必要がある。焼鈍温度から、200°C以上かつ (マルテンサイト変態開始温度 M_s (°C) - 30°C) 以下の温度 T_1 (冷却停止温度 T_1) までの温度範囲の平均冷却速度 CR_1 が3°C/s未満の場合、冷却過程においてフェライトが過度に生成され、これによって強度や伸びフランジ性、軸圧壊特性が低下する。よって、フェライトの生成量を制御する観点から、焼鈍温度から200°C以上かつ (M_s 点 (°C) - 30°C) 以下の冷却停止温度 T_1 までの温度範囲の平均冷却速度 CR_1 は3°C/s以上とする。平均冷却速度 CR_1 は、好ましくは5°C/s以上であり、より好ましくは8°C/s以上である。

一方、平均冷却速度 CR_1 が大きくなりすぎると、板形状が劣化するので、平均冷却速度 CR_1 は100°C/s以下とする。平均冷却速度 CR_1 は、好ましくは50°C/s以下である。

[0073] また、所定の残留オーステナイト量を確保するため、温度 T_1 (冷却停止

温度 T_1)は 200°C 以上とする。温度 T_1 (冷却停止温度 T_1)は、好ましくは 220°C 以上であり、より好ましくは 240°C 以上である。冷却停止温度 T_1 が(M_s 点($^{\circ}\text{C}$) -30°C)を超えると塊状の未変態オーステナイトが多量に残存し、最終冷却時のフレッシュマルテンサイトの量が増加し、伸びフランジ性が低下する。よって、冷却停止温度 T_1 は(M_s 点($^{\circ}\text{C}$) -30°C)以下とする。冷却停止温度 T_1 は、好ましくは(M_s 点($^{\circ}\text{C}$) -35°C)以下である。

[0074] なお、マルテンサイト変態開始温度 M_s 点($^{\circ}\text{C}$)は、フォーマスタ試験機にて、 A_{c3} 温度を測定する際と同様の円柱状の試験片を用いて、所定の焼鈍温度で保持後、ヘリウムガスで急冷したときの体積変化を測定することにより求めることができる。

[0075] ここで、平均冷却速度 CR_1 は、「(焼鈍温度(冷却開始温度)($^{\circ}\text{C}$) $-(M_s$ 点($^{\circ}\text{C}$) -30°C)(冷却停止温度($^{\circ}\text{C}$))) / (焼鈍温度から(M_s 点($^{\circ}\text{C}$) -30°C)までの冷却時間(秒))」である。

[0076] [加熱処理工程：温度 T_1 から、 300°C 以上 450°C 以下の温度 T_2 まで平均加熱速度： $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で加熱]

上記の温度 T_1 (冷却停止温度 T_1 ： 200°C 以上かつ(マルテンサイト変態開始温度 M_s 点($^{\circ}\text{C}$) -30°C)以下)から、 300°C 以上 450°C 以下の温度 T_2 までの温度範囲を短時間で加熱することで炭化物析出を抑え、同時に、周囲の組織から未変態オーステナイトへの炭素を濃化させることができ、これによって、高い延性を確保することが可能である。温度 T_2 が 300°C 未満では、未変態オーステナイトへの炭素濃化が十分になされず、さらに、マルテンサイトの焼戻しが十分に進行せず、焼戻しマルテンサイトの過剰な強度上昇を招くため、延性および伸びフランジ性の向上の観点からは不利である。

一方、加熱後の温度 T_2 が 450°C 超では、未変態オーステナイトが分解し、塊状のフレッシュマルテンサイトが増加することにより延性および伸びフランジ性が低下するとともに、炭化物が過剰に析出し、軸圧壊特性が劣位と

なる。従って、温度 T 2 は 300℃以上450℃以下とする。温度 T 2 は、好ましくは 330℃以上であり、より好ましくは 350℃以上である。温度 T 2 は、好ましくは 420℃以下であり、より好ましくは 400℃以下である。

[0077] また、温度 T 1 から、300℃以上450℃以下の温度 T 2 までの平均加熱速度が遅いと、炭化物の析出量が増加によって軸圧壊特性が劣化するほか、炭化物の増加にともない残留オーステナイトへの炭素濃化量が減少し、延性の低下につながる場合がある。このため、温度 T 1（冷却停止温度 T 1）から、300℃以上450℃以下の温度 T 2 までの温度範囲の平均加熱速度は 2℃/s 以上とする。炭化物析出を抑制するという観点からは、平均加熱速度は 5℃/s 以上とすることが好ましく、10℃/s 以上とすることがより好ましい。上記平均加熱速度の上限は特に限定されないが 50℃/s 以下が好ましく、より好ましくは 30℃/s 以下である。

[0078] ここで、平均加熱速度は、「温度 T 2（加熱停止温度）（℃）－温度 T 1（加熱開始温度）（℃））／（温度 T 1 から温度 T 2 までの加熱時間（秒））」である。

[0079] [第2冷却処理工程：温度 T 2 から、（T 2－150℃）以上（T 2－300℃）以下の温度 T 3 までの温度範囲を平均冷却速度 CR 2：0.5℃/s 以上で冷却]

[第3冷却処理工程：温度 T 3 から、150℃以上350℃以下かつ温度 T 3 以下の温度 T 4 までの温度範囲を平均冷却速度 CR 3：0.1℃/s 以上で冷却]

冷却停止後の過時効処理工程（上記の加熱処理工程から第3冷却処理工程後の保持処理工程まで）においては、フレッシュマルテンサイトが、焼戻しによってマルテンサイトとなり、この変態にともない、炭化物の析出や、未変態オーステナイトへの炭素分配が生じる。

炭化物の析出速度は、冷却停止後の加熱温度が低下するほど遅延する傾向にあるため、一定の冷却速度以上で炭化物析出の抑制が可能な温度範囲まで素

早く冷却することにより、炭化物の析出を抑制し、軸圧壊特性の向上が可能となる。

一方、冷却停止後の加熱温度の低下にともない、未変態オーステナイトへの炭素濃化およびフレッシュマルテンサイトの焼戻しが阻害され、過度な強度上昇や延性と伸びフランジ性の劣化を招く懸念がある。

以上より、所定の温度範囲まで冷却し炭化物の析出を抑制するとともに、未変態オーステナイトへの炭素濃化とフレッシュマルテンサイトの焼戻しを促進することで、優れた軸圧壊特性、延性および伸びフランジ性を同時に得るために、加熱処理工程と第3冷却処理工程との間に、特定条件の第2冷却処理工程を経るようにする。

具体的には、上記の効果を得るために、第2冷却処理工程における温度T3（冷却停止温度T3）は、 $(T2 - 150^{\circ}\text{C})$ 以上 $(T2 - 30^{\circ}\text{C})$ 以下とする。温度T3は、好ましくは $(T2 - 120^{\circ}\text{C})$ 以上であり、より好ましくは $(T2 - 100^{\circ}\text{C})$ 以上である。温度T3は、好ましくは $(T2 - 50^{\circ}\text{C})$ 以下であり、より好ましくは $(T2 - 70^{\circ}\text{C})$ 以下である。

[0080] また、平均冷却速度CR2は、 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とし、好ましくは $0.6^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上であり、より好ましくは $0.7^{\circ}\text{C}/\text{s}$ である。特に上限は定めないが、平均冷却速度が高くなると、残留オーステナイトへの炭素分配およびフレッシュマルテンサイトの焼戻しが遅延し、延性と伸びフランジ性が低下する傾向にあることから、平均冷却速度CR2は $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下であることが好ましい。

[0081] ここで、平均冷却速度CR2は、「 $(\text{温度} T2 (^{\circ}\text{C}) (\text{冷却開始温度}) - \text{温度} T3 (^{\circ}\text{C}) (\text{冷却停止温度})) / (\text{温度} T2 \text{ から温度} T3 \text{ までの冷却時間 (秒)})$ 」である。

[0082] 第2冷却処理として、温度T3まで冷却後、炭化物の析出を抑制しながら、同時に炭素分配を促進し、残留オーステナイト中の炭素濃度と残留オーステナイト量を向上させるため、第3冷却処理として、さらに冷却を行う。この際、冷却温度が低下すると、炭素分配速度が低下し、十分に未変態オース

テナイトへ炭素が濃化しない懸念がある。

一方で、冷却温度の上昇や、平均冷却速度の低下にともない、冷却途中に炭化物が析出し、軸圧壊特性が劣化する。従って、温度T4は150℃以上350℃以下とする。温度T4は、好ましくは180℃以上であり、より好ましくは200℃以上である。また、温度T4は、好ましくは300℃以下であり、より好ましくは250℃以下である。

[0083] また、平均冷却速度CR3は0.1℃/s以上とし、好ましくは0.2℃/s以上、より好ましくは0.3℃/s以上とする。特に上限は定めないが、未変態オーステナイトへの炭素分配を十分に促進させる観点から、平均冷却速度CR3は平均冷却速度CR2以下かつ1℃/s以下が好ましい。

[0084] ここで、平均冷却速度CR3は、「(温度T3(℃)(冷却開始温度) - 温度T4(℃)(冷却停止温度)) / (温度T3から温度T4までの冷却時間(秒))」である。

[0085] [保持処理工程：150℃以上350℃以下かつ温度T4以下の温度範囲で20s以上1000s以下保持]

保持温度は上記の温度T4以下とする。

保持温度が150℃未満では、フレッシュマルテンサイトの焼戻しが十分に進行せず、過剰な強度上昇を招き、さらに、未変態オーステナイトへの炭素濃化量が減少するため、延性および伸びフランジ性の向上の観点からは不利となる。

一方、保持温度350℃超では、炭化物の析出量が増加し、軸圧壊特性が劣位となり、さらに、炭化物の析出によって未変態オーステナイトへの炭素濃化が阻害され、残留オーステナイトが減少し、延性が劣位となる。

以上より、保持温度は、150℃以上350℃以下とし、かつ温度T4以下とする。保持温度は、好ましくは180℃以上であり、より好ましくは200℃以上である。保持温度は、好ましくは300℃以下であり、より好ましくは250℃以下である。

[0086] また、保持時間を長くすることで、未変態オーステナイトへの炭素濃化量

を増加させ、残留オーステナイトを安定化させることができ、延性の向上が可能である。一方、保持時間を短くすることで、炭化物の析出量が減少する傾向にあり、軸圧壊特性が向上する。以上より、保持時間は20s以上1000s以下とする。保持時間は、好ましくは100s以上であり、より好ましくは200s以上である。保持時間は、好ましくは700s以下であり、より好ましくは500s以下である。

[0087] また、第1冷却処理工程後（平均冷却速度CR1：3℃/s以上100℃/s以下で冷却した後）において、すなわち、上述した温度T1から温度T2への加熱処理工程から、150℃以上350℃以下で保持する保持処理工程までの、いずれかの工程の前もしくは後、またはいずれかの工程中において、溶融亜鉛めっき処理を施し、あるいはさらに合金処理を施して、亜鉛めっき層を鋼板表面に形成することが可能である。この場合は、440℃以上500℃以下の亜鉛めっき浴中に鋼板を浸漬し、溶融亜鉛めっき処理を施し、その後、ガスワイピング等によって、めっき付着量を調整することが好ましい。溶融亜鉛めっきはAl量が0.10質量%以上0.22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、溶融亜鉛めっき処理後に亜鉛めっきの合金化処理を施すことができる。亜鉛めっきの合金化処理を施す場合は、470℃以上590℃以下の温度域で実施することが好ましく、また、この温度範囲までの加熱は本発明の効果を損ねるものではないため実施しても構わない。

[0088] [第4冷却処理工程：50℃以下の温度まで平均冷却速度CR4：1℃/s以上で冷却]

その後、上記の保持処理工程での保持終了温度（150℃以上350℃以下かつ温度T4以下）から、過剰な焼戻しによる軟化や炭化物析出による延性低下を防止するという観点により50℃以下の温度まで平均冷却速度CR4：1℃/s以上で冷却を行う。表面粗度の調整、板形状の平坦化などプレス成形性を安定化させる観点や降伏強度を上昇させる観点から鋼板にスキンプラス圧延を施すことができる。スキンプラス伸長率は0.1%以上0.5%以

下とするのが好ましい。また、板形状はレベラーで平坦化することも可能である。

上記の保持終了温度から、 50°C 以下の温度までの平均冷却速度CR4は、 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上であり、好ましくは $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。本発明において平均冷却速度CR4の上限は定めないが、製造上の観点や、残留オーステナイトからフレッシュマルテンサイトへの変態を抑制する観点から、 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下が好ましい。

[0089] ここで、平均冷却速度CR4は、「 $(150^{\circ}\text{C}$ 以上 350°C 以下かつ温度 T_4 ($^{\circ}\text{C}$) 以下 (保持終了温度 (冷却開始温度)) - 50°C 以下の温度 (冷却停止温度)) / (保持終了温度から冷却停止温度までの冷却時間 (秒))」である。

[0090] 伸びフランジ成形性を改善する観点から上記の熱処理後、あるいはスキンプラス圧延後に $100\sim 300^{\circ}\text{C}$ で $30\text{sec}\sim 10$ 日の低温熱処理を施すことも可能である。この処理により最終冷却時あるいはスキンプラス圧延時に生成したマルテンサイトの焼き戻しや焼鈍時に鋼板に侵入した水素の鋼板からの離脱が生じる。低温熱処理で水素は 0.1 質量ppm未満に低減することが可能である。

[0091] また、電気めっきを施すことも可能である。すなわち、第4冷却処理工程後 (平均冷却速度CR4 : $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却した後) に、鋼板に電気亜鉛めっき処理を行ってもよい。電気めっきを施した後は鋼中の水素を低減する観点から上記の低温熱処理を施すことが好ましい。

[0092] <第二実施形態>

本発明の鋼板の第二実施形態の製造方法では、図2 (b) にも示すように、前述した成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延および冷間圧延を行った後、得られた冷延鋼板に対して、焼鈍温度 : 750°C 以上 A_{c3} 温度 ($^{\circ}\text{C}$) 以下で焼鈍処理を施したのち、焼鈍温度から、 500°C までの温度範囲を平均冷却速度CR5 : $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下で冷却し (滞留処理前第1冷却処理)、 500°C から、 M_s ($^{\circ}\text{C}$) 以上の滞留停止温度 T_5 まで

の温度範囲を平均冷却速度CR6：10℃/s以下で10s以上60s以下滞留させ（滞留処理）、滞留停止温度T5から、200℃以上かつ（Ms点（℃）-30℃）以下の温度T1までの温度範囲を平均冷却速度CR7：3℃/s以上100℃/s以下で冷却し（滞留処理後第1冷却処理）、温度T1から、300℃以上450℃以下の温度T2までの温度範囲を平均加熱速度2℃/s以上で加熱し、温度T2から、（T2-150℃）以上（T2-30℃）以下の温度T3までの温度範囲を平均冷却速度CR2：0.5℃/s以上で冷却し、温度T3から、150℃以上350℃以下かつ温度T3以下の温度T4までの温度範囲を平均冷却速度CR3：0.1℃/s以上で冷却し、150℃以上350℃以下かつ温度T4以下の温度範囲で20s以上1000s以下保持し、50℃以下の温度まで平均冷却速度CR4：1℃/s以上で冷却する。

[0093] 第二実施形態において、熱間圧延、冷間圧延、焼鈍処理は第一実施形態と第一実施形態と同様の条件で行うことができる。

また、第二実施形態では、第一実施形態の第1冷却処理工程における処理を、滞留処理前第1冷却処理、滞留処理、滞留処理後第1冷却処理とする。

また、第二実施形態では、滞留処理後第1冷却処理後における、加熱処理、第2冷却処理、第3冷却処理、保持処理、第4冷却処理は、順に、第一実施形態の加熱処理、第2冷却処理、第3冷却処理、保持処理、第4冷却処理と同様の条件で行うことができる。

また、第二実施形態において溶融亜鉛めっき処理は、第一実施形態では第1冷却処理工程後（平均冷却速度CR1：3℃/s以上100℃/s以下で冷却した後）に行う点を、滞留処理後第1冷却処理工程後（平均冷却速度CR7：3℃/s以上100℃/s以下で冷却した後）に行うようにする点以外は、第一実施形態と同様の条件で行うことができる。

また、第二実施形態では、全熱処理後の低温熱処理、電気めっき処理の条件等を含むその他の条件も、第一実施形態と同様の条件で行うことができる。

以下、本実施形態では、滞留処理前第1冷却処理、滞留処理、滞留処理後第

1 冷却処理について主に説明する。

[0094] [滞留処理前第1冷却処理工程：焼鈍温度から、500℃までの温度範囲を平均冷却速度CR5：5℃/s以上100℃/s以下で冷却]

[滞留処理：500℃からMs点(℃)以上かつ320℃以上の滞留停止温度T5までの温度範囲を平均冷却速度CR6：10℃/s以下で10s以上60s以下滞留]

冷却中に滞留処理を行うことで、面積率でより多くのベイニティックフェライトが得られ、未変態オーステナイトへ炭素が濃化し、残留オーステナイトが安定化して、より延性に優れた鋼板を得ることができる。従って、高延性化の観点からは、冷却中に滞留処理を実施することが望ましい。

[0095] 冷却中に滞留処理を行う場合は、まず、焼鈍温度から、500℃までの温度範囲を平均冷却速度CR5：5℃/s以上100℃/s以下で冷却する。平均冷却速度CR5が5℃/sより低いと、フェライトが多量に生成し、強度低下、λの低下を招く。平均冷却速度CR5は、好ましくは8℃/s以上である。

一方、平均冷却速度CR5が高くなりすぎると、板形状が悪化するので、平均冷却速度CR5は、100℃/s以下であり、好ましくは50℃/s以下であり、より好ましくは30℃/s未満である。

[0096] ここで、平均冷却速度CR5は、「(焼鈍温度(冷却開始温度)(℃) - 500℃(冷却停止温度)) / 焼鈍温度から500℃までの冷却時間(秒)」である。

[0097] 次いで、500℃から、マルテンサイト変態開始温度Ms点(℃)以上かつ320℃以上の滞留停止温度T5までの温度範囲を平均冷却速度CR6：10℃/s以下で10s以上60s以下滞留させることより、ベイナイト変態を促進させることが可能であり、これによって生じたベイニティックフェライトに隣接してC濃度の高い残留オーステナイトを生成させることができる。温度範囲がMs点(℃)未満の場合、マルテンサイトが先行して生成し、Swing back現象によってベイナイト変態が過度に進行し、強度

および伸びフランジ性の低下を招く。

一方、上記の温度範囲が500℃を超えると、ベイナイト変態の駆動力が低下し、ベイナイト変態量が低下する。

以上より、上記温度範囲はMs点(℃)以上かつ320℃以上、500℃以下とする。上記温度範囲は、好ましくはMs点(℃)+15℃以上であり、より好ましくはMs(℃)+30℃以上である。上記温度範囲は、好ましくは350℃以上であり、より好ましくは380℃以上である。また、上記温度範囲は、好ましくは480℃以下であり、より好ましくは460℃以下である。

[0098] 平均冷却速度CR6が10℃/sを超えると、ベイナイト変態量が減少する。よって、平均冷却速度CR6は10℃/s以下とする。また、滞留時間が10s未満であると所望の量のベイニティックフェライトが得られず、60sを超えるとベイニティックフェライトから塊状の未変態オーステナイトへのCの濃化が進行し、塊状組織の残存量の増加を招く。したがって、滞留時間は10s以上60s以下とする。ベイニティックフェライトと残留オーステナイトを確保する観点からは、滞留時間は20s以上であることが好ましい。また、塊状組織の低減による伸びフランジ性の向上の観点からは、滞留時間は50s以下であることが好ましい。

[0099] ここで、平均冷却速度CR6は、「(500℃(滞留開始温度)(℃) - (Ms点(℃)以上かつ320℃以上の滞留停止温度(℃)))/ (滞留開始温度から滞留停止温度までの滞留時間(秒))」である。

[0100] [滞留処理後第1冷却処理工程：滞留停止温度T5から200℃以上かつ(マルテンサイト変態開始温度Ms点(℃)-30℃)以下の温度T1までの範囲を平均冷却速度CR7：3℃/s以上100℃/s以下で冷却]

上記滞留処理後、所定の焼戻しマルテンサイトおよび/またはベイナイトの面積率を得るために速やかに冷却する必要がある。滞留停止温度T5から、200℃以上かつ(マルテンサイト変態開始温度Ms点(℃)-30℃)以下の温度T1(冷却停止温度T1)までの温度範囲の平均冷却速度CR7

が $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満の場合、冷却過程においてフェライトが生成され、これによって強度、伸びフランジ性、軸圧壊特性が低下する。よって、フェライトの生成を抑制する観点から、滞留停止温度 T_5 から、 200°C 以上かつ(M_s 点($^{\circ}\text{C}$) -30°C)以下の冷却停止温度 T_1 までの温度範囲の平均冷却速度 CR_7 は $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。平均冷却速度 CR_7 は、好ましくは $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上であり、より好ましくは $8^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。

一方、平均冷却速度 CR_7 が大きくなりすぎると、板形状が劣化するので、平均冷却速度 CR_7 は $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。平均冷却速度 CR_7 は、好ましくは $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。

[0101] また、所定の残留オーステナイト量を確保するため、温度 T_1 （冷却停止温度 T_1 ）は 200°C 以上とする。温度 T_1 （冷却停止温度 T_1 ）は、好ましくは 220°C 以上、より好ましくは 240°C 以上である。冷却停止温度 T_1 が(M_s 点($^{\circ}\text{C}$) -30°C)を超えると塊状の未変態オーステナイトが多量に残存し、最終冷却時のフレッシュマルテンサイトの量が増加し、伸びフランジ性が低下する。よって、冷却停止温度 T_1 は(M_s 点($^{\circ}\text{C}$) -30°C)以下とする。冷却停止温度 T_1 は、好ましくは(M_s 点($^{\circ}\text{C}$) -35°C)以下である。

[0102] ここで、平均冷却速度 CR_7 は、「(滞留停止温度 T_5 （冷却開始温度($^{\circ}\text{C}$) $-(M_s$ 点($^{\circ}\text{C}$) -30°C)（冷却停止温度($^{\circ}\text{C}$))) / (滞留停止温度 T_5 から冷却停止温度までの冷却時間(秒))」である。

[0103] 次に、本発明の部材およびその製造方法について説明する。

[0104] 本発明の部材は、本発明の鋼板に対して、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施してなるものである。また、本発明の部材の製造方法は、本発明の鋼板に対して、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む。

[0105] 本発明の鋼板は、引張強さが 780MPa 以上であり、高い延性、優れた伸びフランジ成形性および優れた軸圧壊特性を有している。そのため、本発明の鋼板を用いて得た部材も高強度であり、従来の高強度部材に比べて高い

延性、優れた伸びフランジ成形性および優れた軸圧壊特性を有している。また、本発明の部材を用いれば、軽量化が可能である。したがって、本発明の部材は、例えば、車体骨格部品に好適に用いることができる。本発明の部材は、溶接継手も含む。

[0106] 成形加工は、プレス加工等の一般的な加工方法を制限なく用いることができる。また、接合加工は、スポット溶接、アーク溶接等の一般的な溶接や、リベット接合、かしめ接合等を制限なく用いることができる。

実施例

[0107] 表1に示す成分組成を有する板厚1.4mmの冷延鋼板を、表2と表3に示す焼鈍条件で処理し、本発明の鋼板と比較例の鋼板とを製造した。

なお、冷延鋼板は、表1に示す成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延（加熱温度：1250℃、均熱時間：60min、仕上げ圧延出側温度：1150℃、巻取温度：550℃）および冷間圧延（圧延率（累積圧下率）：50%）を行うことで得た。

表2は滞留処理を行わない条件、表3は滞留処理を行う条件を示している。なお、一部の鋼板（冷延鋼板：CR）は、温度T1から加熱後、150℃以下350℃以下で保持するまでのいずれかの工程において、溶融亜鉛めっき処理を施し、溶融亜鉛めっき鋼板（GI）とした。

ここでは、440℃以上500℃以下の亜鉛めっき浴中に鋼板を浸漬して溶融亜鉛めっき処理を施し、その後、ガスワイピング等によって、めっき付着量を調整した。溶融亜鉛めっきはAl量が0.10%以上0.22%以下である亜鉛めっき浴を用いた。さらに一部の溶融亜鉛めっき鋼板には、上記溶融亜鉛めっき処理後に合金化処理を施し、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）とした。ここでは、460℃以上590℃以下の温度域で合金化処理を施した。また、一部の鋼板（冷延鋼板：CR）は、電気めっきを施し、電気亜鉛めっき鋼板（EG）とした。

[0108]

[表1]

番号	化学成分 (mass%)																A ₃ (°C)	備考			
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Ti	Nb	V	B	Cr	Cu	Sb	Sn	Ta			Ca	Mg	REM
A	0.20	1.22	2.77	0.005	0.0001	0.030	0.0010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	818	発明例
B	0.32	0.73	2.38	0.008	0.0002	0.035	0.0008	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	785	比較例
C	0.07	1.10	2.92	0.003	0.0005	0.025	0.0010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	847	比較例
D	0.16	1.92	2.83	0.008	0.0010	0.036	0.0008	0.021	-	0.0020	-	-	-	-	-	0.0007	-	-	-	890	発明例
E	0.22	0.92	3.17	0.001	0.0004	0.035	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	823	比較例
F	0.15	0.95	1.38	0.002	0.0006	0.028	0.0011	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	895	比較例
G	0.12	0.64	2.49	0.001	0.0008	0.033	0.0009	0.017	0.030	-	0.0014	-	-	-	-	-	-	0.0002	0.0005	849	発明例
H	0.27	1.90	2.72	0.005	0.0002	0.026	0.0010	-	-	0.020	-	-	-	-	0.030	0.020	-	-	-	835	発明例
I	0.14	0.78	1.70	0.004	0.0005	0.029	0.0011	-	-	-	-	0.040	0.020	0.010	-	-	-	-	-	890	発明例
J	0.22	0.39	2.11	0.007	0.0007	0.036	0.0008	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	796	比較例
K	0.17	2.15	2.22	0.005	0.0001	0.033	0.0011	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	886	比較例
L	0.21	1.04	1.87	0.010	0.0224	0.027	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	827	比較例
M	0.16	0.67	2.05	0.005	0.0003	1.019	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	910	比較例

*上記成分組成以外の残部はFeおよび不可避免的不純物である。

[0109] [表2]

No.	鋼種	熱処理条件										めっき条件						備考	
		焼鈍温度 (°C)	平均冷却速度 CR1 (°C/s)	温度T1 (°C)	平均加熱速度 (°C/s)	温度T2 (°C)	平均冷却速度 CR2 (°C/s)	温度T3 (°C)	平均冷却速度 CR3 (°C/s)	温度T4 (°C)	保持時間 (sec)	平均冷却速度 CR4 (°C/s)	めっき種	めっき温度 (°C)	Al量 (%)	合金化温 度 (°C)	めっき タイミング (*1)		Ms (°C)
1	A	805	5	250	20	460	2	350	1	250	500	4	CR	-	-	-	347	比較例	
2	A	800	5	220	5	400	1.5	300	0.4	200	200	4	CR	-	-	-	333	発明例	
3	A	780	5	220	20	270	2	200	1	180	200	4	CR	-	-	-	291	比較例	
4	A	780	95	240	5	375	2	330	0.2	200	50	10	CR	-	-	-	291	発明例	
5	A	780	1	210	5	350	1.5	300	0.2	200	50	10	CR	-	-	-	291	比較例	
6	B	765	5	210	5	375	1.5	300	0.2	250	200	5	CR	-	-	-	298	比較例	
7	C	840	5	260	3	400	5	350	0.2	300	500	10	GA	450	0.20	500	1	377	比較例
8	D	875	5	180	10	375	5	330	0.5	300	500	5	GA	450	0.20	500	1	361	比較例
9	D	840	5	210	10	400	1.5	300	0.5	280	250	2	GA	480	0.20	550	III	344	発明例
10	D	880	5	325	10	420	1	280	0.2	200	50	5	GA	450	0.20	550	III	370	発明例
11	D	850	5	310	4	350	1.5	275	0.3	250	500	5	GA	450	0.20	480	III	330	比較例
12	D	850	20	220	5	400	1	300	0.5	200	200	5	GA	480	0.20	580	II	330	発明例
13	E	815	5	250	25	400	1.5	300	0.5	275	400	2	GI	460	0.15	-	II	329	比較例
14	F	835	4	210	25	375	3	300	0.5	250	400	2	GI	460	0.15	-	II	321	比較例
15	G	830	4	240	1	410	3	350	0.5	240	200	5	GI	460	0.13	-	II	378	比較例
16	G	850	5	270	25	440	3	300	0.3	250	200	5	GI	460	0.15	-	I	388	比較例
17	G	740	5	250	5	400	1.5	300	0.3	220	300	5	GI	460	0.15	-	I	317	比較例
18	G	790	10	250	4	350	1	250	2	200	300	2	GI	450	0.15	-	III	351	発明例
19	G	805	10	280	4	420	0.1	370	2	300	50	2	GI	450	0.15	-	III	351	比較例
20	G	800	10	260	4	350	1.5	250	2	240	500	2	GI	480	0.15	-	III	349	発明例
21	G	810	10	300	4	400	0.7	300	0.3	180	100	4	GI	480	0.15	-	I	367	発明例
22	H	780	10	220	10	400	0.7	300	0.2	200	900	2	CR	-	-	-	-	270	発明例
23	H	800	5	240	10	400	0.7	240	0.2	200	50	2	CR	-	-	-	-	292	比較例
24	H	805	25	240	3	440	1.5	420	1	300	500	10	CR	-	-	-	-	304	比較例
25	H	810	25	230	15	425	10	375	0.03	325	200	10	CR	-	-	-	-	316	比較例
26	I	850	5	280	3	350	1.5	275	0.5	120	200	5	CR	-	-	-	-	351	比較例
27	I	830	15	280	15	350	10	275	5	170	500	2	EG	470	0.13	-	II	351	発明例
28	I	840	5	300	15	325	10	275	2	250	500	2	EG	480	0.13	-	II	364	発明例
29	I	850	5	300	5	400	1.5	350	1	330	500	3	EG	490	0.17	-	II	375	発明例
30	I	860	15	310	5	440	1	400	0.2	370	400	3	EG	490	0.17	-	I	385	比較例
31	I	850	5	300	5	375	1.5	300	0.5	275	10	3	CR	-	-	-	-	375	比較例
32	I	850	5	300	5	350	1.5	300	0.5	275	1100	2	CR	-	-	-	-	375	比較例
33	J	775	15	250	5	400	10	350	3	200	500	2	EG	480	0.13	-	III	352	比較例
34	K	850	5	250	5	400	1	300	2	250	500	2	CR	-	-	-	-	356	比較例
35	G	790	15	270	10	400	10	300	1	200	300	0.1	CR	-	-	-	-	351	比較例
36	L	780	10	280	20	370	5	250	5	180	400	10	CR	-	-	-	-	369	比較例
37	M	890	10	240	20	350	1	250	1	200	200	10	CR	-	-	-	-	391	比較例

(*1) めっきタイミング I: 温度T1まで加熱した直後、II: 150~350°Cの温度範囲で保持する直前、III: 150~350°Cの温度範囲で保持した直後である。

[0110] [表3]

No.	鋼番	熱処理条件										めっき条件					備考						
		焼鈍温度 (°C)	平均冷却 速度 CR5 (°C/s)	平均冷却 速度 CR6 (°C/s)	滞留 時間 (sec)	温度 T5 (°C)	平均冷却 速度 CR7 (°C/s)	温度 T1 (°C)	平均加熱 速度 (°C/s)	温度 T2 (°C)	平均冷却 速度 CR2 (°C/s)	温度 T3 (°C)	平均冷却 速度 CR3 (°C/s)	温度 T4 (°C)	保持 時間 (sec)	平均冷却 速度 CR4 (°C/s)		めっき 種	めっき浴 温度 (°C)	Al濃 度 (%)	合金化 温度 (°C)	めっき タイミング (*1)	Ms (°C)
38	A	800	10	2	50	450	5	220	5	400	1.5	300	0.5	250	200	5	CR	-	-	-	-	333	発明例
39	D	875	10	5	20	350	10	270	10	350	1.5	300	2	200	500	10	GA	450	0.20	570	I	344	発明例
40	G	790	5	2	50	400	20	230	10	400	1.5	350	1	250	300	10	GI	480	0.15	-	II	292	発明例

(*1) めっきタイミング I: 温度T1まで加熱した直後、II: 150~350°Cの温度範囲で保持する直前、III: 150~350°Cの温度範囲で保持した直後である。

[0111] 鋼組織の測定は、上記の方法で行った。測定結果を表4と表5に示した。

表4は滞留処理を行わない条件、表5は滞留処理を行う条件を示している。

[0112] (引張強度、延性)

得られた鋼板より、JIS 5号引張試験片および穴広げ試験片を採取し、引張試験(JIS Z 2241(2011)に準拠)を実施した。引張強度TS、均一伸びU-EIを表4と表5に示す。

引張強度が780MPa以上であるものを強度に優れると判断した。

また、均一伸びU-EIは、TS:980MPa未満では16.0%以上、TS:980MPa以上1180MPa未満では11.0%以上、TS:1180MPa以上では8.0%以上のものを延性に優れると判断した。

[0113] (伸びフランジ性)

伸びフランジ成形性は日本鉄鋼連盟規格JFST1001の規定に準拠した穴広げ試験により評価した。すなわち、100mm×100mm角サイズのサンプルにポンチ径10mm、ダイス径10.3mm(クリアランス13%)の打ち抜き工具を用いて打ち抜き後、頂角60度の円錐ポンチを用いて、打ち抜き穴形成の際に発生したバリが外側になるようにして、板厚を貫通する割れが発生するまで穴広げを行った。この際の d_0 :初期穴径(mm)、 d :割れ発生時の穴径(mm)として、穴広げ率 λ (%) = $\{(d - d_0) / d_0\} \times 100$ として求めた。穴広げ率 λ を表4と表5に示す。

30%以上の λ を有する鋼板を伸びフランジ性に優れると判断した。

[0114] (軸圧壊特性)

図3は、VDA曲げ角度の算出方法を説明するための図である。

図3に示すように、軸圧壊特性の評価として、VDA曲げ角度 α は、ドイツ自動車工業会で規定されたVDA規格(VDA 238-100)に準拠した曲げ試験(Verband der Automobilindustrie: VDA曲げ試験)により評価した。VDA曲げ試験とは、ドイツ自動車工業会で規定されたVDA規格(VDA 238-100)に準拠した曲げ試験(Verband der Automobilindustrie: VDA曲げ試験)を表し、非常に狭い間隔のロール10と鋭利なポンチ11

を特徴とする3点板曲げ試験である。VDA曲げ試験には60mm×60mm角の試験片を用い、曲げ稜線方向を圧延方向と平行とし、ロール径Dが30mm、ロール間距離L（図示せず）が（板厚 $a_0 \times 2$ ）+0.5mmのロールで支持し、上から先端r（曲率半径）が0.4mmのポンチでストローク速度20mm/minで押し込むことによって行った（図中、符号11Aが押し込み前のポンチを示し、符号11Bが押し込み後のポンチを示す。）。なお、図3においては、説明上、押し込み軸を中心に線対称に図示できる試験片（鋼板 X_A 、 X_B ）、ロール10のうち、一方側のみ図示している。

VDA曲げ角度 α とは、前記曲げ試験における最大荷重時のストロークS（mm）より式（1）～（5）を用いて算出される曲げ角度（°）であり、軸圧壊特性の指標として用いることができる。

α が70°以上の鋼板を軸圧壊特性に優れると判断した。

$$[0115] \quad c \text{ (mm)} = D/2 + r + a_0 \quad \dots \text{ (式1)}$$

$$[0116] \quad p \text{ (mm)} = D/2 + L/2 \quad \dots \text{ (式2)}$$

[0117] [数4]

$$W \text{ (mm)} = \sqrt{p^2 + (S - c)^2 - c^2} \quad \dots \text{ (式3)}$$

[0118] [数5]

$$\sin \frac{\alpha c}{2} = \frac{p \times c + W \times (S - c)}{p^2 + (S - c)^2} \quad \dots \text{ (式4)}$$

[0119] [数6]

$$\cos \frac{\alpha c}{2} = \frac{W \times p - c \times (S - c)}{p^2 + (S - c)^2} \quad \dots \text{ (式5)}$$

[0120]

[表4]

No.	鋼種	組織						機械的特性				備考	
		フェライト+ ベイニティック 面積率 (%)	焼戻し マルテン サイト +下部 ベイナイト 面積率 (%)	フレッシュ マルテンサイト +残留γ 面積率 (%)	フレッシュ マルテンサイト 面積率 (%)	残留γ 面積率 (%)	γ中 平均 C濃度 (mass%)	Fe content as Fe ₃ C (*1) (mass%)	TS (MPa)	U-EI (%)	λ (%)		α (°)
1	A	19	62	19	12	7	0.84	0.37	1225	7.2	28	62	比較例
2	A	24	63	13	4	9	0.82	0.10	1198	8.3	35	72	発明例
3	A	44	44	12	8	4	0.51	0.03	1124	7.4	27	75	比較例
4	A	40	47	13	5	8	1.06	0.03	1067	11.3	35	73	発明例
5	A	67	7	26	15	11	1.25	0.01	715	15.4	27	65	比較例
6	B	31	44	25	17	8	0.95	0.47	1374	5.3	24	62	比較例
7	C	21	74	5	1	4	0.54	0.01	1013	10.2	67	92	比較例
8	D	12	82	6	2	4	0.52	0.01	1189	5.9	43	72	比較例
9	D	48	31	21	7	14	1.20	0.02	1006	13.5	40	75	発明例
10	D	19	63	18	9	9	0.76	0.01	1187	8.9	44	77	発明例
11	D	42	32	26	14	12	0.68	0.01	1058	9.6	27	54	比較例
12	D	39	46	15	5	10	0.79	0.02	1075	12.1	32	71	発明例
13	E	9	79	12	3	9	0.84	0.14	1240	6.8	54	92	比較例
14	F	62	19	19	15	4	1.21	0.04	758	15.7	24	67	比較例
15	G	18	73	9	6	3	0.92	0.25	994	10.8	50	65	比較例
16	G	7	79	14	8	6	0.88	0.16	1075	9.9	41	81	比較例
17	G	64	12	24	14	10	1.02	0.04	765	15.0	21	64	比較例
18	G	49	33	18	8	10	0.91	0.03	824	17.0	33	71	発明例
19	G	28	54	18	11	7	0.82	0.25	936	14.8	26	67	比較例
20	G	34	58	8	2	6	0.62	0.10	912	16.2	40	72	発明例
21	G	20	58	12	6	6	0.66	0.12	986	13.2	48	76	発明例
22	H	47	38	15	6	9	0.82	0.15	1220	8.2	31	74	発明例
23	H	44	45	11	7	4	0.53	0.09	1297	4.3	32	72	比較例
24	H	33	54	13	9	4	0.85	0.46	1301	4.9	39	59	比較例
25	H	24	66	10	4	6	0.79	0.34	1310	5.6	35	65	比較例
26	I	38	50	12	4	8	0.50	0.01	1103	10.2	29	82	比較例
27	I	55	28	17	5	12	0.72	0.05	1054	12.2	35	72	発明例
28	I	48	38	14	4	10	0.65	0.03	1113	11.9	36	75	発明例
29	I	38	48	14	6	8	0.81	0.12	1078	11.7	41	81	発明例
30	I	32	56	12	6	6	0.90	0.40	1129	10.5	48	68	比較例
31	I	37	54	9	5	4	0.52	0.05	1153	10.3	40	78	比較例
32	I	35	52	13	6	7	0.95	0.44	1006	11.2	42	54	比較例
33	J	29	63	8	4	4	0.50	0.37	1240	5.4	52	66	比較例
34	K	31	28	41	32	9	0.86	0.04	1199	7.1	28	68	比較例
35	G	45	34	21	9	12	0.74	0.22	771	17.3	31	67	比較例
36	L	42	38	20	8	12	0.85	0.08	1234	12.4	21	74	比較例
37	M	31	58	11	4	7	0.75	0.17	1071	10.4	35	75	比較例

(*1)Fe content as Fe₃C : 鋼板表面から板厚方向に100μm以内の領域において、焼戻しマルテンサイト中に炭化物として存在するFe元素の平均含有量

[0121]

[表5]

No.	鋼番	組織						機械的特性				備考	
		フェライト+ ベイニタイト フェライト 面積率 (%)	焼戻しマルテン サイト +下部 ベイナイト 面積率 (%)	フレッシュ マルテン サイト +残留Y 面積率 (%)	フレッシュ マルテン サイト 面積率 (%)	残留Y 面積率 (%)	γ中 平均 C濃度 (mass%)	Fe content as Fe ₃ C (*1) (mass%)	TS (MPa)	U-EI (%)	λ (%)		α (°)
38	A	30	56	14	5	9	0.85	0.06	1014	11.5	33	72	発明例
39	D	19	61	20	8	12	0.81	0.02	1184	9.6	40	75	発明例
40	G	50	32	18	6	12	0.82	0.15	796	17.7	32	71	発明例

(*1)Fe content as Fe₃C: 鋼板表面から板厚方向に100μm以内の領域において、焼戻しマルテンサイト中に炭化物として存在するFe元素の平均含有量

[0122] 表4および表5に示す本発明例は、TSが780MPa以上980MPa

未満においてU-EIが16.0%以上、TSが980MPa以上1180MPa未満においてU-EIが11.0%以上、TSが1180MPa以上においてU-EIが8.0%以上、かつ λ が30%以上を満たしており、さらに、 α が70°以上であり、強度、延性、伸びフランジ性および軸圧壊特性に優れているのに対して、比較例はいずれかが劣っている。

[0123] また、本発明例の鋼板を用いて、成形加工を施して得た部材、接合加工を施して得た部材、さらに成形加工および接合加工を施して得た部材は、本発明例の鋼板が高強度であり、高い延性、優れた伸びフランジ成形性および優れた軸圧壊特性を有していることから、本発明例の鋼板と同様に、高強度であり、高い延性、優れた伸びフランジ成形性および優れた軸圧壊特性を有することがわかった。

産業上の利用可能性

[0124] 本発明は、延性、伸びフランジ性、さらに軸圧壊特性に優れた、自動車や家電の部材に用いられ、特に自動車のエネルギー吸収部材に好適な鋼板の製造を可能とするものであり、これら部材のプレス成形用に好ましく適用できる。

符号の説明

- [0125] F フェライト
BF ベイニティックフェライト
TM 焼戻しマルテンサイト
FM フレッシュマルテンサイト
RA 残留オーステナイト
 α VDA曲げ角度
10 ロール
D ロール径
11 ポンチ
11A 押し込み前のポンチ
11B 押し込み後のポンチ

- S ストローク
- r 先端の曲率半径
- X_A 押し込み前の鋼板
- X_B 押し込み後の鋼板
- a_0 板厚

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.10%以上0.30%以下、

Si : 0.5%以上2.0%以下、

Mn : 1.5%以上3.0%以下、

P : 0.10%以下、

S : 0.020%以下、

sol. Al : 1.00%以下、

N : 0.015%以下

を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、面積率で、

フェライトおよびベイニティックフェライトのうちの1種以上からなる組織 : 10%以上60%以下、

焼戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトのうちの1種以上からなる組織 : 20%以上80%以下、

残留オーステナイト : 5%以上、

フレッシュマルテンサイト : 10%以下

を含有する鋼組織を有し、

前記残留オーステナイト中の平均C濃度が0.60mass%以上であり、

鋼板表面から板厚方向に100 μ m以内の領域において、焼戻しマルテンサイト中に炭化物として存在するFe元素の含有量が平均で0.20mass%以下である、鋼板。

[請求項2]

前記成分組成は、さらに、質量%で、

Ti : 0.100%以下、

Nb : 0.100%以下、

V : 0.100%以下、

B : 0.0050%以下、

Cr : 1.000%以下、
Cu : 1.000%以下、
Sb : 0.200%以下、
Sn : 0.200%以下、
Ta : 0.100%以下、
Ca : 0.0050%以下、
Mg : 0.0050%以下、
REM : 0.0050%以下

のうちから選ばれる少なくとも1種以上の元素を含有する、請求項1に記載の鋼板。

[請求項3] 鋼板表面に亜鉛めっき層を有する、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項4] 請求項1～3のいずれかに記載の鋼板を用いてなる部材。

[請求項5] 請求項1または2に記載の成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延および冷間圧延を行った後、得られた冷延鋼板に対して、
焼鈍温度：750℃以上 A_{c3} 温度(℃)以下で焼鈍処理を施した後、
前記焼鈍温度から、200℃以上かつ(Ms点(℃) - 30℃)以下の温度T1までの範囲を平均冷却速度CR1：3℃/s以上100℃/s以下で冷却し、
前記温度T1から、300℃以上450℃以下の温度T2までの温度範囲を平均加熱速度2℃/s以上で加熱し、
前記温度T2から、(T2 - 150℃)以上(T2 - 30℃)以下の温度T3までの温度範囲を平均冷却速度CR2：0.5℃/s以上で冷却し、
前記温度T3から、150℃以上350℃以下かつ前記温度T3以下の温度T4までの温度範囲を平均冷却速度CR3：0.1℃/s以上で冷却し、
150℃以上350℃以下かつ前記温度T4以下の温度範囲で20s

以上1000s以下保持し、

50℃以下の温度まで平均冷却速度CR4：1℃/s以上で冷却する、鋼板の製造方法。

[請求項6]

請求項1または2に記載の成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延および冷間圧延を行った後、得られた冷延鋼板に対して、

焼鈍温度：750℃以上 A_{c3} 温度(℃)以下で焼鈍処理を施した後、

、

前記焼鈍温度から、500℃までの温度範囲を平均冷却速度CR5：5℃/s以上100℃/s以下で冷却し、

500℃から、Ms点(℃)以上かつ320℃以上の滞留停止温度T5までの温度範囲を平均冷却速度CR6：10℃/s以下で10s以上60s以下滞留させ、

前記滞留停止温度T5から、200℃以上かつ(Ms点(℃)−30℃)以下の温度T1までの温度範囲を平均冷却速度CR7：3℃/s以上100℃/s以下で冷却し、

前記温度T1から、300℃以上450℃以下の温度T2までの温度範囲を平均加熱速度2℃/s以上で加熱し、

前記温度T2から、(T2−150℃)以上(T2−30℃)以下の温度T3までの温度範囲を平均冷却速度CR2：0.5℃/s以上で冷却し、

前記温度T3から、150℃以上350℃以下かつ前記温度T3以下の温度T4までの温度範囲を平均冷却速度CR3：0.1℃/s以上で冷却し、

150℃以上350℃以下かつ前記温度T4以下の温度範囲で20s以上1000s以下保持し、

50℃以下の温度まで平均冷却速度CR4：1℃/s以上で冷却する、鋼板の製造方法。

[請求項7]

前記平均冷却速度CR1：3℃/s以上100℃/s以下で冷却した

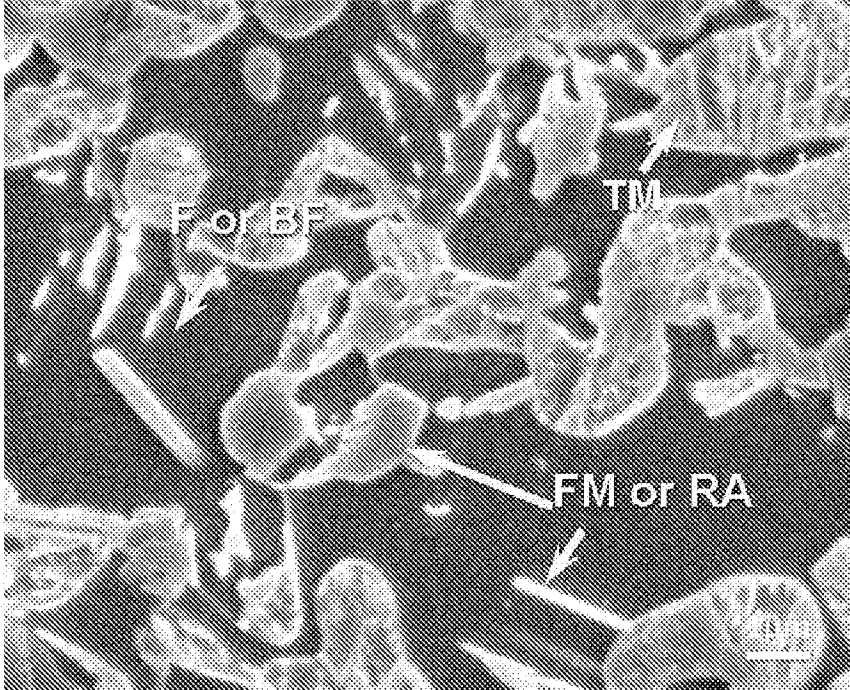
後に、鋼板に熔融亜鉛めっき処理または合金化熔融亜鉛めっき処理を行う、請求項5に記載の鋼板の製造方法。

[請求項8] 前記平均冷却速度CR7：3℃/s以上100℃/s以下で冷却した後に、鋼板に熔融亜鉛めっき処理または合金化熔融亜鉛めっき処理を行う、請求項6に記載の鋼板の製造方法。

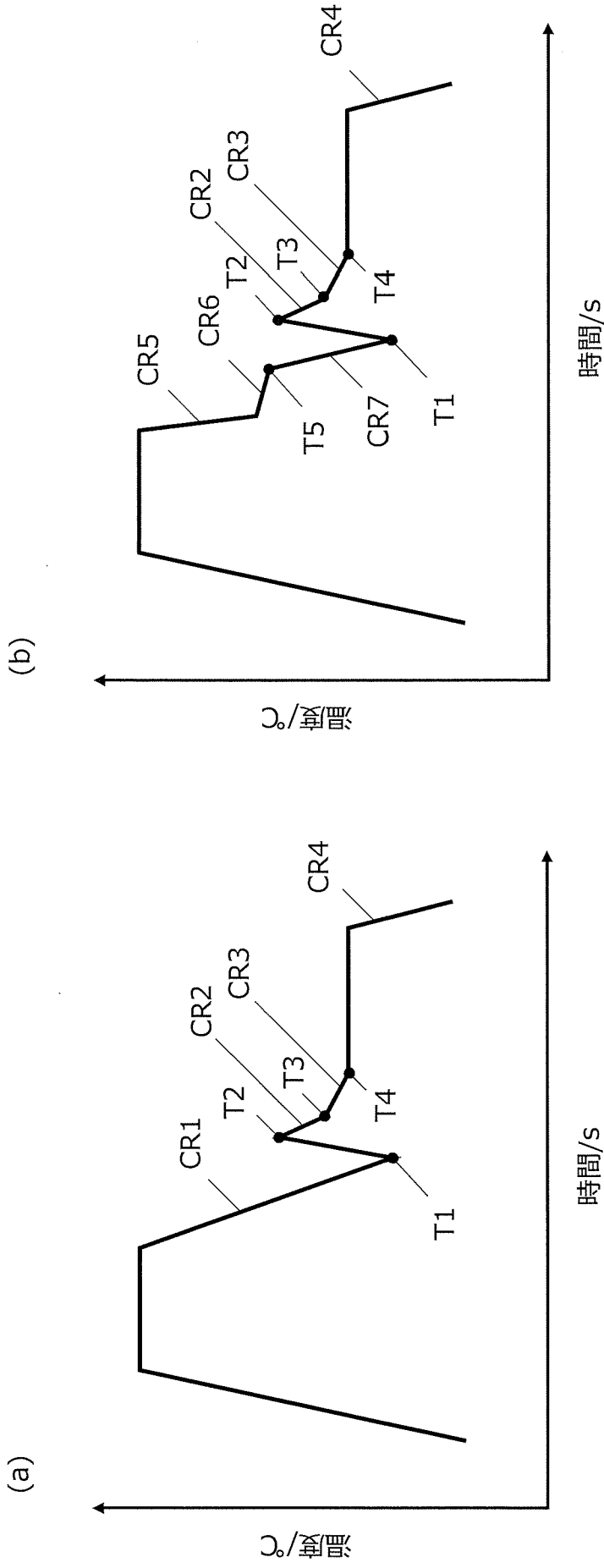
[請求項9] 前記平均冷却速度CR4：1℃/s以上で冷却した後に、鋼板に電気亜鉛めっき処理を行う、請求項5または6に記載の鋼板の製造方法。

[請求項10] 請求項1～3のいずれかに記載の鋼板に、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む、部材の製造方法。

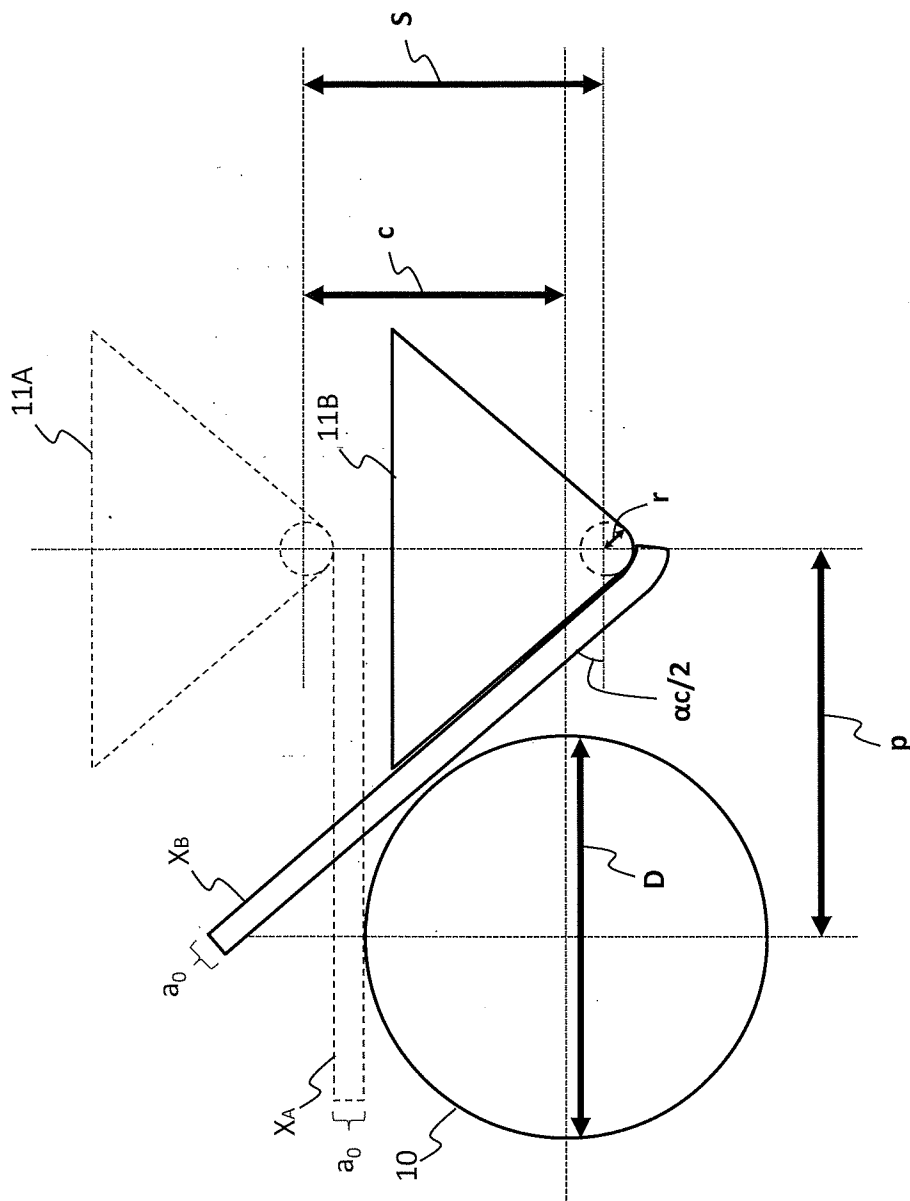
[図1]



[図2]



[3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/010116

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
C22C 38/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301S; C21D9/46 G; C21D9/46 J; C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/60		
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; C21D9/46; C22C38/06; C22C38/60		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Published examined utility model applications of Japan 1922-1996 Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2024 Registered utility model specifications of Japan 1996-2024 Published registered utility model applications of Japan 1994-2024		
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	WO 2022/004820 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 06 January 2022 (2022-01-06)	1-10
A	WO 2022/004818 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 06 January 2022 (2022-01-06)	1-10
A	WO 2022/004817 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 06 January 2022 (2022-01-06)	1-10
A	WO 2019/186997 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 03 October 2019 (2019-10-03)	1-10
A	JP 2019-505691 A (ARCELORMITTAL) 28 February 2019 (2019-02-28)	1-10
A	JP 2017-507241 A (ARCELORMITTAL) 16 March 2017 (2017-03-16)	1-10
A	JP 2007-211280 A (NIPPON STEEL CORP.) 23 August 2007 (2007-08-23)	1-10
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> 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 "D" document cited by the applicant in the international application "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 May 2024		Date of mailing of the international search report 28 May 2024
Name and mailing address of the ISA/JP Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2024/010116

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2022/004820	A1	06 January 2022	US 2023/0243014 EP 4141132 KR 10-2023-0013273 CN 115715332	A1 A1 A A
WO	2022/004818	A1	06 January 2022	US 2023/0220510 EP 4137601 CN 115698361 KR 10-2023-0012027	A1 A1 A1 A1
WO	2022/004817	A1	06 January 2022	EP 4137593 CN 115698362 KR 10-2023-0012026	A1 A A
WO	2019/186997	A1	03 October 2019	US 2021/0095356 KR 10-2020-0123829 CN 111971408	A1 A A
JP	2019-505691	A	28 February 2019	US 2018/0371566 EP 3653739 CN 108431248 KR 10-2018-0096637	A1 A1 A A
JP	2017-507241	A	16 March 2017	US 2016/0312326 EP 3084014 CN 105874086 KR 10-2016-0096611	A1 B1 A A
JP	2007-211280	A	23 August 2007	(Family: none)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C22C 38/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301S; C21D9/46 G; C21D9/46 J; C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/60		
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）） C22C38/00; C21D9/46; C22C38/06; C22C38/60		
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 - 2024年 日本国実用新案登録公報 1996 - 2024年 日本国登録実用新案公報 1994 - 2024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	WO 2022/004820 A1 (JFEスチール株式会社) 06.01.2022 (2022-01-06)	1-10
A	WO 2022/004818 A1 (JFEスチール株式会社) 06.01.2022 (2022-01-06)	1-10
A	WO 2022/004817 A1 (JFEスチール株式会社) 06.01.2022 (2022-01-06)	1-10
A	WO 2019/186997 A1 (日本製鉄株式会社) 03.10.2019 (2019-10-03)	1-10
A	JP 2019-505691 A (アルセロールミタル) 28.02.2019 (2019-02-28)	1-10
A	JP 2017-507241 A (アルセロールミタル) 16.03.2017 (2017-03-16)	1-10
A	JP 2007-211280 A (新日本製鉄株式会社) 23.08.2007 (2007-08-23)	1-10
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> 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 “D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献 “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抵触するものではなく、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 16.05.2024	国際調査報告の発送日 28.05.2024	
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 河野 一夫 4K 9833 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2024/010116

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2022/004820	A1	06.01.2022	US	2023/0243014	A1	
				EP	4141132	A1	
				KR	10-2023-0013273	A	
				CN	115715332	A	

WO	2022/004818	A1	06.01.2022	US	2023/0220510	A1	
				EP	4137601	A1	
				CN	115698361	A1	
				KR	10-2023-0012027	A1	

WO	2022/004817	A1	06.01.2022	EP	4137593	A1	
				CN	115698362	A	
				KR	10-2023-0012026	A	

WO	2019/186997	A1	03.10.2019	US	2021/0095356	A1	
				KR	10-2020-0123829	A	
				CN	111971408	A	

JP	2019-505691	A	28.02.2019	US	2018/0371566	A1	
				EP	3653739	A1	
				CN	108431248	A	
				KR	10-2018-0096637	A	

JP	2017-507241	A	16.03.2017	US	2016/0312326	A1	
				EP	3084014	B1	
				CN	105874086	A	
				KR	10-2016-0096611	A	

JP	2007-211280	A	23.08.2007	(ファミリーなし)			
