

(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
2023年3月9日(09.03.2023)



(10) 国際公開番号

WO 2023/032651 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/JP2022/030898

(22) 国際出願日: 2022年8月15日(15.08.2022)

(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 2021-141114 2021年8月31日(31.08.2021) 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: 松井 洋一郎 (MATSUI Yoichiro); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3

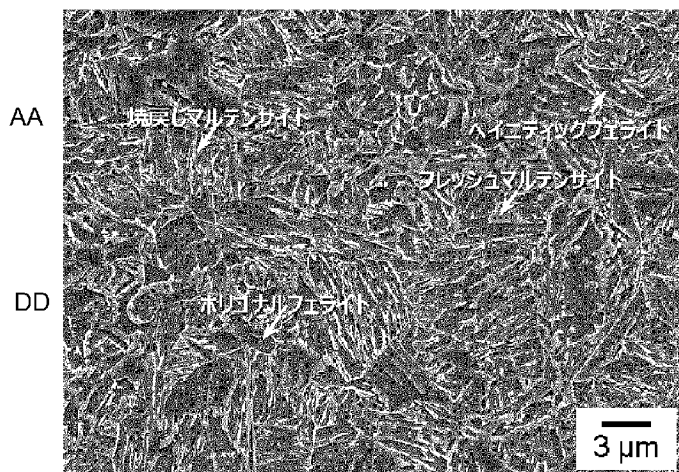
号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 知場 三周(CHIBA Tadachika); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 金子 真次郎(KANEKO Shinjiro); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 中村 章紀(NAKAMURA Akinori); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 熊坂 晃, 外(KUMASAKA Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目7番1号 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ,

(54) Title: STEEL SHEET, MEMBER, AND METHODS FOR PRODUCING SAID STEEL SHEET AND SAID MEMBER

(54) 発明の名称: 鋼板、部材およびそれらの製造方法



AA Tempered martensite
BB Bainitic ferrite
CC Fresh martensite
DD Polygonal ferrite

(57) Abstract: Provided are: a steel sheet having high strength, high ductility, excellent stretch flange formability, and excellent laser weldability; a member; and a method for manufacturing the steel sheet and the member. The steel sheet contains, by mass, 0.06-0.25% C, 0.4-2.5% Si, 1.5-3.5% Mn, 0.02% or less P, 0.01% or less S, less than 1.0% sol. Al, and less than 0.015% N, with the remainder made up by Fe and unavoidable impurities; the steel sheet having a steel structure in which the area percentage of polygonal ferrite is 10% or below (including 0%), the area percentage of tempered martensite is 40% or above, the area percentage of fresh martensite is 20% or below (including 0%), the area percentage of bainitic ferrite with 20 or less internal carbides per 10 μm^2 is 3-40%, and the volume percentage of residual austenite is 5-20%; and the steel sheet being such that $S_{C \geq 0.5} / S_{C \geq 0.3} \times 100$ is 20% or above.

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, 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, 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, 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:

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

(57) 要約: 高強度、高延性、優れた伸びフランジ成形性および優れたレーザ溶接性を有する鋼板、部材およびそれらの製造方法の提供。質量%で、C: 0.06~0.25%、Si: 0.4~2.5%、Mn: 1.5~3.5%、P: 0.02%以下、S: 0.01%以下、sol. Al: 1.0%未満、N: 0.015%未満を含有し、残部が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、ポリゴナルフェライト: 10%以下(0%を含む)であり、焼戻しマルテンサイト: 40%以上であり、フレッシュマルテンサイト: 20%以下(0%を含む)であり、内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個以下のベイニティックフェライト: 3~40%であり、体積率で、残留オーステナイト: 5~20%である鋼組織を有し、 $S_{C\geq 0.5}/S_{C\geq 0.3}\times 100$ が20%以上である、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る鋼板、該鋼板を用いた部材およびそれらの製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、自動車車体軽量化ニーズの更なる高まりから、自動車の骨格部品やシート部品への980～1180MPa級高強度鋼板の適用が進みつつある。しかしながら、980～1180MPa級の高強度鋼板を自動車部品に適用した場合、延性の低下や伸びフランジ成形性の低下に起因してプレス割れが生じやすくなる。このため、これらの高強度鋼板には、従来と比べ成形性に優れていることが望まれる。また、レーザ溶接の活用による部品の軽量化や高剛性化も進みつつある。例えば、板厚や強度の異なる鋼板をプレス加工前に接合してブランク材とするテーラードブランクの活用、プレス部品の端部やフランジ部をレーザ溶接することによる閉断面構造化、フランジの短小化、従来スポット溶接に対する溶接箇所の強度向上等が進められている。

[0003] しかしながら、590～1470MPa級の高強度鋼板を自動車部品に適用した場合、延性の低下に起因したプレス割れが生じやすくなる。また、これらの鋼板の多くには、強度や延性を向上させるために、鋼板のミクロ組織に硬質なマルテンサイトを活用しているので、これらの鋼板にレーザ溶接を施すと熱影響部（以下、HAZとも記す。）でマルテンサイトの軟化に起因した大きな軟化が生じる。その結果、プレス成形時にHAZ軟化部で破断したり、部品の変形時にHAZ軟化部が優先的に破断して部品強度が低下したりするといった問題が生じる。このため、これらの高強度鋼板には、従来成形性に優れ、HAZ軟化が小さいことが望まれている。

[0004] このような背景から、鋼板の延性を向上させる技術として、鋼板のミクロ組織中に残留オーステナイト（残留 γ ）を分散させたTRIP鋼が開発され

ている。

[0005] 例えば、特許文献1には、C：0.10～0.45%、Si：0.5～1.8%、Mn：0.5～3.0%を含む鋼を焼鈍後に350～500℃で1～30min時効処理をして、残留 γ を生成させることで、TS（引張強度）：80kgf/mm²以上でTS×EI $\geq$ 2500kgf/mm²・%の高い延性を有する鋼板が得られることが開示されている。

[0006] 特許文献2には、C：0.10～0.25%、Si：1.0～2.0%、Mn：1.5～3.0%を含有する鋼を焼鈍後に10℃/s以上で450～300℃まで冷却し、180～600秒保持し、占積率で残留オーステナイトを5%以上、ベイニティックフェライトを60%以上、ポリゴナルフェライトを20%以下に制御することで、延性（EI）と伸びフランジ成形性（ λ ）に優れた鋼板が得られることが開示されている。

[0007] 特許文献3には、特定の成分組成を有する鋼板を焼鈍後150～350℃の温度域まで冷却し、その後350～600℃に再加熱して保持することで、フェライト、焼戻しマルテンサイト、残留オーステナイトを含む組織が得られ、高い延性および高い伸びフランジ成形性を鋼板に付与できることが開示されている。これは、冷却過程で一度マルテンサイト変態開始温度（Ms点）～マルテンサイト変態完了温度（Mf点）の間の温度域まで冷却し、その後再加熱保持して残留 γ を安定化させる、所謂、Q&P；Quenching & Partitioning（焼入れとマルテンサイトからオーステナイトへの炭素の分配）という原理を利用したものである。近年、この原理の利用で高い延性と高い伸びフランジ成形性を有する高強度鋼の開発が進んでいる。

[0008] 特許文献4には、上記のQ&P処理を改良した手法が開示されている。すなわち、特定の成分組成を有する鋼において、ポリゴナルフェライトを5%以下とするためにA_{e3}点－10℃以上の温度で焼鈍し、その後、Ms－10℃～Ms－100℃の比較的高温で冷却を停止することで、350～450℃に再加熱した際に上部ベイナイトを生成させて高い延性と高い伸びフラン

ジ成形性を得ようとするものである。

[0009] また、特許文献5には、低温で生成するベイナイトと高温で生成するベイナイトを活用し、延性と低温靱性に優れた鋼板を得る手法が開示されている。すなわち、C：0.10～0.5%を含有する鋼を焼鈍後、10℃/s以上の冷却速度で150～400℃まで冷却し、その温度域で10～200sec保持することで低温域のベイナイトを生成させ、400℃超540℃以下の温度域に再加熱して50sec以上保持することで高温域のベイナイトを生成させ延性と低温靱性に優れた鋼板を得ようとするものである。

[0010] さらに、特許文献6には、C：0.01～0.3%、Si：0.005～2.5%、Mn：0.01～3%、Mo：0.01～0.3%、Nb：0.001～0.1%を含有する鋼板を γ 単相に近い組織となる高温域で焼鈍後、200～450℃の温度範囲に冷却して保持することで、主相をベイナイトもしくはベイニティックフェライトとして50～97%含有させ、第2相としてオーステナイトを3～50%含有させることで延性、穴拡げ性、溶接性に優れた鋼板が得られることが示されている。

先行技術文献

特許文献

- [0011] 特許文献1：特公平6－35619号公報
特許文献2：特許第4411221号公報
特許文献3：特許第5463685号公報
特許文献4：特許第5780086号公報
特許文献5：特許第5728115号公報
特許文献6：特許第3854506号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0012] しかしながら、特許文献1に記載の従来のTRIP鋼は、延性は優れているものの、伸びフランジ成形性が非常に低いという問題を有していた。

- [0013] 特許文献2に記載の技術では、ミクロ組織として主にベイニティックフェライトを活用しており、フェライトを少なく抑えているので、伸びフランジ成形性には優れているものの延性は必ずしも高くない。このため、難成形部品への適応を考えると、さらなる延性の改善が求められていた。
- [0014] 特許文献3に記載の技術では、従来のTRIP鋼やベイニティックフェライトを活用した鋼と比べると、比較的高い延性と高い伸びフランジ成形性を実現している。しかし、センターピラー等の難成形部品での成形においては破断が認められ、さらなる延性の向上が必要とされていた。本技術を適用した鋼板では、破断のしにくさを示す一様変形量が必ずしも十分でないことが明らかになった。この一様変形量は、延性の指標となる E_L の中でもネッキングが生じ始めるまでの伸び量を表す U_E で表され、 U_E をさらに増加させる必要がある。
- [0015] 特許文献4に記載の技術では、塊状のマルテンサイトを低減するためにポリゴナルフェライトの生成量を低減しており、十分な延性が確保できない。また、 E_L を向上させるために冷却停止温度を比較的高く設定しており、冷却停止時に未変態 γ が多く残存するので、塊状のマルテンサイトが残存しやすい。
- [0016] 特許文献5に記載の技術では、延性を向上させるために、低温域変態ベイナイトと高温域変態ベイナイトを活用するが、低温で変態するベイナイトは延性向上に対する寄与が小さく、高温で生成するベイナイトを利用する場合は塊状組織が残存しやすい。このため、高い延性と高い伸びフランジ成形性を同時に付与するのは難しい。
- [0017] 特許文献6に記載の技術では、より高強度な素材での改善が図られているが、レーザ溶接速度が速く入熱の少ない場合には効果があるものの、レーザ出力：4～6 kW、溶接速度：3～5 mpmといった通常か低速の溶接条件ではHAZ軟化が大きく、レーザ溶接線を引張軸と垂直方向に含む継手に対して引張試験を行うと、HAZで破断するという問題があった。また、延性が必ずしも高くなく、更なる延性の向上が望まれていた。

[0018] このように、従来技術では、十分高い延性と高い伸びフランジ成形性を確保した鋼板は得られていなかった。

[0019] 本発明は、このような問題を解決するためになされたもので、980MPa以上の引張強度を有し、高い延性と優れた伸びフランジ成形性、さらには優れたレーザ溶接性を有する鋼板、部材およびそれらの製造方法を提供しようとするものである。

[0020] なお、ここでいう鋼板とは、表面に亜鉛めっき処理を施した亜鉛めっき鋼板も含むものとする。

[0021] 本発明において、980MPa以上の引張強度とは、JIS Z2241に準拠した引張強度が980MPa以上であることを指す。

[0022] また、延性が高いとは、JIS Z2241に準拠した全伸びT-EIがTS:1180MPa未満では16.0%以上、TS:1180MPa以上1320MPa未満では14.0%以上、TS:1320MPa以上では13.0%以上であることを指す。

[0023] また、優れた伸びフランジ成形性とは、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。

[0024] また、優れたレーザ溶接性とは、以下のレーザ溶接、破断形態判定試験、切欠き引張試験を行い、破断形態が母材破断であり、HAZ強度 $\geq$ 母材TS+50MPaであることを指す。

(1) まず、鋼板より圧延直角方向に120mm、圧延方向に200mm（端面は研削処理）の鋼板を2枚採取して、圧延方向が揃うよう2枚を突き合わせて並べ、突合せ位置でレーザ溶接を行う。突合せ面同士の隙間は0mmとする。

(2) レーザ溶接は、Nd-YAGレーザーを用い、焦点位置でのスポット径：0.6mm、焦点位置：鋼板上部4mm、シールドガスAr、レーザー出力：4.2kW、溶接速度：3.7m/minとする。溶接部材から溶接線が引張軸と垂直で試験片の長手中央に位置するよう、引張試験片を採取し（図1(a)参照）、引張試験を実施することにより破断形態を評価する（破断形態判定試験）。

(3) 破断位置が溶接線から2.0mm以上離れている場合（一部でも2.0mm超となっている場合）は母材破断、2.0mm未満であり溶接線に沿って亀裂が進展して破断しているもの（HAZ部分や溶融部分で亀裂が進展）を溶接部破断と判定する。

(4) さらに、溶接部材から溶接線が引張軸と垂直で試験片の長手中央に位置し、溶接部に切欠き加工を施した切欠き試験片を採取し（図1(b)参照）、引張試験（切欠き引張試験）を実施する。

(5) これにより、溶接部のHAZとその周囲の微小範囲のみで変形させ、HAZ部で強制的に破断させることによりHAZ部自体の強度を評価する。

課題を解決するための手段

[0025] 本発明者らは、高い延性と優れた伸びフランジ成形性、さらに優れたレーザー溶接性を具備させる手段について鋭意検討を行い、以下の結論を得た。

(i) 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、焼鈍温度：810～900℃で保持を行うことにより、最終組織において所定の残留オーステナイト（残留 γ ）を確保するために、ポリゴナルフェライトを10%以下に制御する。

(ii) 焼鈍工程における保持後、冷却する過程で、500℃からマルテンサイト変態開始温度 M_s 以上かつ320℃以上の滞留停止温度（ T_1 ）までの温度範囲を平均冷却速度（ CR_2 ）：10℃/s以下で10s以上60s以下滞留させ、炭化物の少ないベイニティックフェライトと残留 γ を生成させる。このようにして生じたベイニティックフェライトは軟質であり、かつレーザー溶接時の熱影響を受けにくい。また、滞留中にベイニティックフェラ

イトから残留 γ へCが効率的に分配されることにより、最終組織において延性向上に寄与する高炭素濃度の残留 γ を得ることができる。

(i i i) 残部の未変態 γ 領域において、塊状組織形成の原因となる T_0 組成までの炭素の濃化が生じる前に、上記滞留停止温度(T_1)から 200°C 以上 300°C 以下の冷却停止温度(T_2)までの温度範囲を平均冷却速度(CR_3): $3\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で速やかに冷却する。この2次冷却により、残部の未変態 γ 領域をマルテンサイト変態もしくは下部ベイナイト変態により分断し、残留 γ を分散させるとともに、塊状組織を低減する。

なお、ここで、塊状組織とはSEM上で塊状に見えるフレッシュマルテンサイトまたは残留オーステナイトのことを指す。また、 T_0 組成とは、オーステナイトとベイナイトの自由エネルギーが等しくなり、ベイナイト変態が停留する組成のことを指す。

(i v) その後冷却停止温度(T_2)から 380°C までの温度範囲を平均加熱速度: $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で再加熱し、 340°C 以上 590°C 以下の温度範囲を 20 s 以上 3000 s 以下で滞留させることにより、マルテンサイトを焼戻しマルテンサイトにすると同時に、冷却途中の滞留で上部ベイナイトに隣接して生成させた残留 γ に炭素をさらに分配させ、残留 γ を安定化させる。さらに、平均冷却速度(CR_4): $0.01\sim 5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で徐冷することにより、残留 γ への過剰なC分配による塊状組織の生成を抑制するとともに、フレッシュマルテンサイトの自己焼戻しにより伸びフランジ性を向上させることができる。

[0026] このようにベイナイト変態をマルテンサイト変態の前に活用し、さらに再加熱後の徐冷を活用することにより、今まで困難であった安定な残留 γ の利用と塊状組織の低減の両立が可能になる。

その結果、極めて高い延性と優れた伸びフランジ成形性、さらには優れたレーザー溶接性を具備した鋼板を得ることが出来る。さらに、本発明によれば、高強度化することも可能である。

[0027] 本発明は、以上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 : 0.06 ~ 0.25 %、

Si : 0.4 ~ 2.5 %、

Mn : 1.5 ~ 3.5 %、

P : 0.02 %以下、

S : 0.01 %以下、

sol. Al : 1.0 %未満、

N : 0.015 %未満

を含有し、残部が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、

ポリゴナルフェライト : 10 %以下 (0 %を含む) であり、

焼戻しマルテンサイト : 40 %以上であり、

フレッシュマルテンサイト : 20 %以下 (0 %を含む) であり、

内部の炭化物が $10 \mu\text{m}^2$ あたり 20 個以下のベイニティックフェライト : 3 ~ 40 %であり、

体積率で、残留オーステナイト : 5 ~ 20 %である鋼組織を有し、

C濃度が0.50 %以上である領域の面積 $S_{C \geq 0.5}$ が、C濃度が0.30 %以上である領域の面積 $S_{C \geq 0.3}$ に占める割合 $S_{C \geq 0.5} / S_{C \geq 0.3} \times 100$ が20 %以上である、鋼板。

[2] 前記鋼組織において、内部の炭化物が $10 \mu\text{m}^2$ あたり 20 個以下のベイニティックフェライトに隣接して存在する残留オーステナイトの個数密度が、 $10000 \mu\text{m}^2$ あたり 50 個以上である、[1] に記載の鋼板。

[3] 前記成分組成が、さらに、質量%で、

Ti : 0.1 %以下、

B : 0.01 %以下

のうちから選んだ1種または2種を含有する、[1] または [2] に記載の鋼板。

〔４〕前記成分組成が、さらに、質量％で、

C u : １％以下、

N i : １％以下、

C r : １．０％以下、

M o : ０．５％以下、

V : ０．５％以下、

N b : ０．１％以下、

Z r : ０．２％以下および

W : ０．２％以下

のうちから選んだ１種または２種以上を含有する、〔１〕～〔３〕のいずれかに記載の鋼板。

〔５〕前記成分組成が、さらに、質量％で、

C a : ０．００４０％以下、

C e : ０．００４０％以下、

L a : ０．００４０％以下、

M g : ０．００３０％以下、

S b : ０．１％以下および

S n : ０．１％以下

のうちから選んだ１種または２種以上を含有する、〔１〕～〔４〕のいずれかに記載の鋼板。

〔６〕表面に亜鉛めっき層を有する、〔１〕～〔５〕のいずれかに記載の鋼板。

〔７〕〔１〕～〔６〕のいずれかに記載の鋼板を用いてなる部材。

〔８〕〔１〕、〔３〕、〔４〕、または〔５〕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を行い、

前記焼鈍は、

焼鈍温度：８１０～９００℃で保持を行う工程と、

810℃から500℃までの温度範囲を平均冷却速度CR1：5～100℃／sで冷却する工程と、

500℃からマルテンサイト変態開始温度Ms（℃）以上かつ320℃以上の滞留停止温度T1までの温度範囲を平均冷却速度CR2：10℃／s以下で10s以上60s以下滞留させる工程と、

前記滞留停止温度T1から200℃以上300℃以下の冷却停止温度T2までの温度範囲を平均冷却速度CR3：3～100℃／sで冷却する工程と、
前記冷却停止温度T2から380℃までの温度範囲を平均加熱速度：2℃／s以上で加熱する工程と、

340℃以上590℃以下の温度範囲内で20s以上3000s以下の間、平均冷却速度CR4：0.01～5℃／sで滞留させる工程と、

50℃以下の温度まで平均冷却速度CR5：0.1℃／s以上で冷却する工程と、

を含む、鋼板の製造方法。

〔9〕前記平均冷却速度CR4：0.01～5℃／sで滞留させる工程において、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、〔8〕に記載の鋼板の製造方法。

〔10〕前記平均冷却速度CR5：0.1℃／s以上で冷却する工程後に、電気亜鉛めっき処理を行う工程を含む、〔8〕に記載の鋼板の製造方法。

〔11〕〔1〕～〔6〕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

〔0028〕 本発明によれば、高い延性、優れた伸びフランジ成形性、および優れたレーザー溶接性を有する鋼板および部材を得ることが出来る。さらに、本発明によれば、高強度化することも可能である。本発明の鋼板を自動車部品に適用すれば、自動車部品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

〔0029〕〔図1〕図1は、本発明の鋼板のレーザー溶接性の評価方法を説明するための図で

ある。

[図2]図2は、鋼板の鋼組織のSEM写真の一例である。

[図3]図3は、本発明の鋼板の鋼組織の測定方法を説明するための図である。

[図4]図4は、本発明の鋼板の製造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

[0030] 以下、本発明を具体的に説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

[0031] 本発明の鋼板は、質量%で、C：0.06～0.25%、Si：0.4～2.5%、Mn：1.5～3.5%、P：0.02%以下、S：0.01%以下、sol. Al：1.0%未満、N：0.015%未満を含有し、残部が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、ポリゴナルフェライト：10%以下（0%を含む）であり、焼戻しマルテンサイト：40%以上であり、フレッシュマルテンサイト：20%以下（0%を含む）であり、内部の炭化物が10 μ m²あたり20個以下のベイニティックフェライト：3～40%であり、体積率で、残留オーステナイト：5～20%である鋼組織を有し、C濃度が0.50%以上である領域の面積 $S_{C \geq 0.5}$ が、C濃度が0.30%以上である領域の面積 $S_{C \geq 0.3}$ に占める割合 $S_{C \geq 0.5} / S_{C \geq 0.3} \times 100$ が20%以上である。

以下、成分組成、鋼組織の順で本発明の鋼板を説明する。

[0032] 本発明の鋼板は下記の成分を含む。下記の説明において、成分の含有量の単位である「%」は「質量%」を意味する。

[0033] C：0.06～0.25%

Cは、焼戻しマルテンサイトの面積率を確保して所定の強度を確保する観点、残留 γ の体積率を確保して延性を向上させる観点、残留 γ 中に濃化して残留 γ を安定化させて延性を向上させる観点から含有する。また、Cを含有することで、溶接継ぎ手における溶融部と γ 域からの急冷部の強度上昇を通じて、HAZでの変形を抑制することにより、耐HAZ軟化特性を向上させることができる。Cの含有量が0.06%未満では、これらの効果が十分に

確保できないので、その下限は0.06%とする。C含有量は、好ましくは0.09%以上であり、より好ましくは0.11%以上である。C含有量が0.25%を超えると、冷却途中の中間保持における上部ベイナイト変態が遅延して、所定量の上部ベイナイトに隣接して生成する残留 γ を形成することが難しくなる。その結果、延性が低下する。また、塊状のマルテンサイトもしくは塊状の残留 γ が増加して、伸びフランジ成形性が劣化する。さらに、鋼板のレーザ溶接時の耐HAZ軟化特性、スポット溶接性、曲げ性、穴広げ性といった諸特性が著しく劣化する。これらより、C含有量の上限は0.25%とする。延性や耐HAZ軟化特性の観点から、C含有量は0.22%以下とすることが好ましい。延性および耐HAZ軟化特性をさらに改善する観点から、C含有量は0.20%以下とすることがより好ましい。

[0034] Si : 0.4 ~ 2.5 %

Siは、フェライトを強化して強度を上昇させる観点、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 γ の安定性を向上させて延性を向上させる観点、熱影響を受けにくい固溶強化量の増加を通じて溶接部における耐HAZ軟化特性を向上させる観点から含有する。これらの観点から、Si含有量は0.4%以上にする。延性向上の観点から、Si含有量は0.6%以上とすることが好ましい。より好ましくは、Si含有量は0.8%以上である。Si含有量が2.5%を超えると、熱間圧延時の圧延荷重が極端に高くなり、薄板の製造が困難になる。また、化成処理性や溶接部の靱性が劣化する。これらより、Si含有量は2.5%以下とする。化成処理性や素材および溶接部の靱性確保の観点から、Si含有量は2.0%未満とすることが好ましい。溶接部の靱性確保の観点から、Si含有量は1.8%以下とすることが好ましく、1.5%以下とすることがより好ましい。

[0035] Mn : 1.5 ~ 3.5 %

Mnは、所定の面積率の焼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観点、残留 γ のMs点の低下により残留 γ を安定化させ延性を改善する観点、Siと同様にベイナイト中の炭化物の生成を抑

制して延性を向上させる観点、残留 γ の体積率を増加させて延性を向上させる観点から重要な元素である。これらの効果を得るために、Mn含有量は1.5%以上とする。残留 γ を安定化させて延性を向上させる観点から、Mn含有量は2.5%以上とすることが好ましい。Mn含有量は、好ましくは2.6%以上であり、より好ましくは2.7%以上である。Mn含有量が3.5%を超えると、ベイナイト変態が著しく遅延するので、延性および耐HAZ軟化特性が低下する。また、Mn含有量が3.5%を超えると、塊状の粗大 γ や塊状の粗大マルテンサイトの生成を抑制することは難しくなり、伸びフランジ成形性も劣化する。したがって、Mn含有量は3.5%以下とする。ベイナイト変態を促進して高い延性を確保する観点から、Mn含有量は3.2%以下とすることが好ましい。より好ましくは、Mn含有量は3.1%以下である。

[0036] P : 0.02%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0.02%以下とする。スポット溶接性を改善する観点から、P含有量は0.01%以下とすることが好ましい。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%以上とすることが好ましい。

[0037] S : 0.01%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、スポット溶接性、曲げ性、穴広げ性を低下させる元素である。これらの点から、S含有量は0.01%以下とする。本発明ではC、Si、Mnの含有量が高いのでスポット溶接性が低下しやすく、スポット溶接性を改善する観点から、S含有量は0.0020%以下とすることが好ましく、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%以上とすることが好ましい。より好ましくは、S含有量は0.0005%以上である。

[0038] sol. Al : 1.0%未満

Alは脱酸の目的、Siの代替として残留 γ を安定化させる目的で含有する。sol、Alの下限は特に規定しないが、安定して脱酸を行うために、sol、Al含有量は0.005%以上とすることが好ましい。また、sol、Al含有量は0.01%以上とすることがより好ましい。一方、sol、Al含有量が1.0%以上となると、素材の強度が極端に低下し、化成処理性にも悪影響を及ぼすので、sol、Al含有量は1.0%未満とする。高い強度を得るために、sol、Alは0.50%未満とすることがより好ましく、0.20%以下とすることがさらに好ましい。

[0039] N : 0.015%未満

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%以上になると表面品質が著しく劣化する。したがって、N含有量は0.015%未満とする。N含有量は、好ましくは0.010%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%以上とすることが好ましい。より好ましくは、N含有量は0.001%以上である。

[0040] 上記以外の残部は、Feおよび不可避免の不純物である。本発明の鋼板は上記の基本成分を含有し、残部は鉄(Fe)及び不可避免の不純物からなる成分組成を有することが好ましい。

[0041] 本発明の鋼板の成分組成は、上記成分に加えて、以下の任意元素として、以下の(A)、(B)、(C)から選ばれる1種または2種以上を適宜含有することができる。

(A) 質量%で、Ti : 0.1%以下、B : 0.01%以下のうちから選んだ1種または2種、

(B) 質量%で、Cu : 1%以下、Ni : 1%以下、Cr : 1.0%以下、Mo : 0.5%以下、V : 0.5%以下、Nb : 0.1%以下、Zr : 0.2%以下およびW : 0.2%以下のうちから選んだ1種または2種以上、

(C) 質量%で、Ca : 0.0040%以下、Ce : 0.0040%以下、La : 0.0040%以下、Mg : 0.0030%以下、Sb : 0.1%以下およびSn : 0.1%以下のうちから選んだ1種または2種以上

[0042] Ti : 0.1%以下

Tiは鋼中のNをTiNとして固定し、熱間延性を向上させる効果やBの焼入れ性向上効果を生じさせる作用がある。また、TiCの析出により組織を微細化する効果がある。これらの効果を得るためにTi含有量を0.002%以上にすることが好ましい。Nを十分固定する観点から、Ti含有量は0.008%以上であることがより好ましい。Ti含有量は、さらに好ましくは0.010%以上である。一方、Ti含有量が0.1%を超えると圧延負荷の増大、析出強化量の増加による延性の低下を招く場合がある。このため、Tiを含有する場合、Ti含有量は0.1%以下とする。好ましくは、Ti含有量は0.05%以下である。高い延性を確保するために、Ti含有量は0.03%以下とすることがより好ましい。

[0043] B : 0.01%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。また、Bは、溶接部近傍の焼入れ性を向上させて溶接部近傍に硬質組織を形成することで耐HAZ軟化特性を向上させる。さらに、固溶Bの残存により耐遅れ破壊特性は向上する。このようなBの効果を得るために、B含有量を0.0002%以上にすることが好ましい。また、B含有量は0.0005%以上とすることがより好ましい。さらに好ましくは、B含有量は0.0010%以上である。一方、B含有量が0.01%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を含有する場合、B含有量は0.01%以下とする。好ましくは、B含有量は0.0050%以下である。より好ましくは、B含有量は0.0030%以下である。

[0044] Cu : 1%以下

Cuは、自動車の使用環境での耐食性を向上させる。また、Cuの腐食生成物が鋼板表面を被覆して鋼板への水素侵入を抑制することができる。Cuは、スクラップを原料として活用するときに混入する元素であり、Cuの混入を許容することでリサイクル資材を原料資材として活用でき、製造コストを低減させることができる。このような観点から、Cuは0.005%以上含有させることが好ましく、さらに耐遅れ破壊特性向上の観点から、Cuは0.05%以上含有させることがより好ましい。さらに好ましくは、Cu含有量は0.10%以上である。一方、Cu含有量が多くなりすぎると表面欠陥の発生を招来する。このため、Cuを含有する場合、Cu含有量は1%以下とする。Cu含有量は、好ましくは0.4%以下であり、より好ましくは0.2%以下である。

[0045] Ni : 1%以下

Niも、Cuと同様、耐食性を向上させることができる。また、Niは、Cuを含有させる場合に生じやすい、表面欠陥の発生を抑制することもできる。これらより、Niは0.01%以上含有させることが好ましい。Ni含有量は、より好ましくは0.04%以上であり、さらに好ましくは0.06%以上である。一方、Ni含有量が多くなりすぎると、加熱炉内でのスケール生成が不均一になり、却って表面欠陥を発生させる原因になる。また、コスト増も招く。このため、Niを含有する場合、Ni含有量は1%以下とする。Ni含有量は、好ましくは0.4%以下であり、より好ましくは0.2%以下である。

[0046] Cr : 1.0%以下

Crは鋼の焼入れ性を向上させる効果、マルテンサイトや上部／下部ベイナイト中の炭化物生成を抑制する効果から含有することができる。また、溶接部近傍の焼入れ性を向上させることで、溶接部近傍に硬質相を形成させ、耐HAZ軟化特性を向上させる。このような効果を得るために、Cr含有量は0.01%以上とすることが好ましい。Cr含有量は、より好ましくは0.03%以上であり、さらに好ましくは0.06%以上である。一方、Cr

を過剰に含有すると耐孔食性が劣化する。このため、C rを含有する場合、C r含有量は1.0%以下とする。C r含有量は、好ましくは0.8%以下であり、より好ましくは0.4%以下である。

[0047] Mo : 0.5%以下

Moは鋼の焼入れ性を向上させる効果、マルテンサイトや上部／下部ベイナイト中の炭化物生成を抑制する効果から含有することができる。また、溶接部近傍の焼入れ性を向上させることで、溶接部近傍に硬質相を形成させ、耐HAZ軟化特性を向上させる。このような効果を得るために、Mo含有量は0.01%以上とすることが好ましい。Mo含有量は、より好ましくは0.03%以上であり、さらに好ましくは0.06%以上である。一方、Moは冷延鋼板の化成処理性を著しく劣化させる。このため、Moを含有する場合、Mo含有量は0.5%以下とする。化成処理性向上の観点から、Mo含有量は0.15%以下とすることが好ましい。

[0048] V : 0.5%以下

Vは鋼の焼入れ性を向上させる効果、マルテンサイトや上部／下部ベイナイト中の炭化物生成を抑制する効果、組織を微細化する効果、炭化物を析出させ耐遅れ破壊特性を改善する効果から含有することができる。また、溶接部近傍の焼入れ性を向上させることで、溶接部近傍に硬質相を形成させ、耐HAZ軟化特性を向上させる。これらの効果を得るために、V含有量は0.003%以上とすることが好ましい。V含有量は、より好ましくは0.005%以上であり、さらに好ましくは0.010%以上である。一方、Vを多量に含有すると鑄造性が著しく劣化する。このため、Vを含有する場合、V含有量は0.5%以下とする。V含有量は、好ましくは0.3%以下であり、より好ましくは0.1%以下である。V含有量は、さらに好ましくは、0.05%以下であり、さらにより好ましくは、0.03%以下である。

[0049] Nb : 0.1%以下

Nbは鋼組織を微細化し高強度化する効果、細粒化を通じてベイナイト変態を促進する効果、曲げ性を改善する効果、耐遅れ破壊特性を向上させる効

果から含有することができる。また、Nbは、溶接部近傍の焼入れ性を向上させることで、溶接部近傍に硬質相を形成させ、耐HAZ軟化特性を向上させる。これらの効果を得るために、Nb含有量は0.002%以上とすることが好ましい。Nb含有量は、より好ましくは0.004%以上であり、さらに好ましくは0.010%以上である。一方、Nbを多量に含有すると析出強化が強くなりすぎ延性が低下する。また、圧延荷重の増大、鑄造性の劣化を招く。このため、Nbを含有する場合、Nb含有量は0.1%以下とする。Nb含有量は、好ましくは0.05%以下であり、より好ましくは0.03%以下である。

[0050] Zr : 0.2%以下

Zrは鋼の焼入れ性の向上効果、ベイナイト中の炭化物生成を抑制する効果、組織を微細化する効果、炭化物を析出させ耐遅れ破壊特性を改善する効果から含有することができる。そのような効果を得るために、Zr含有量は0.005%以上とすることが好ましい。Zr含有量は、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、Zrを多量に含有すると、熱間圧延前のスラブ加熱時に未固溶で残存するZrNやZrSといった粗大な析出物が増加し、耐遅れ破壊特性が劣化する。このため、Zrを含有する場合、Zr含有量は0.2%以下とする。Zr含有量は、好ましくは0.15%以下であり、より好ましくは0.08%以下である。Zr含有量は、さらに好ましくは、0.03%以下であり、さらにより好ましくは、0.02%以下である。

[0051] W : 0.2%以下

Wは鋼の焼入れ性の向上効果、ベイナイト中の炭化物生成を抑制する効果、組織を微細化する効果、炭化物を析出させ耐遅れ破壊特性を改善する効果から含有することができる。そのような効果を得るために、W含有量は0.005%以上とすることが好ましい。W含有量は、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、Wを多量に含有させると、熱間圧延前のスラブ加熱時に未固溶で残存

するWNやWSといった粗大な析出物が増加し、耐遅れ破壊特性が劣化する。このため、Wを含有する場合、W含有量は0.2%以下とする。W含有量は、好ましくは0.15%以下であり、より好ましくは0.08%以下である。W含有量は、さらに好ましくは、0.03%以下であり、さらにより好ましくは、0.02%以下である。

[0052] Ca : 0.0040%以下

Caは、SをCaSとして固定し、曲げ性の改善や耐遅れ破壊特性の改善に寄与する。このため、Ca含有量は0.0002%以上とすることが好ましい。Ca含有量は、より好ましくは0.0005%以上であり、さらに好ましくは0.0010%以上である。一方、Caは多量に添加すると表面品質や曲げ性を劣化させる。このため、Caを含有する場合、Ca含有量は0.0040%以下とする。Ca含有量は、好ましくは0.0035%以下であり、より好ましくは0.0020%以下である。

[0053] Ce : 0.0040%以下

Ceも、Caと同様、Sを固定し、曲げ性の改善や耐遅れ破壊特性の改善に寄与する。このため、Ce含有量は0.0002%以上とすることが好ましい。Ce含有量は、より好ましくは0.0004%以上であり、さらに好ましくは0.0006%以上である。一方、Ceを多量に添加すると表面品質や曲げ性が劣化する。このため、Ceを含有する場合、Ce含有量は0.0040%以下とする。Ce含有量は、好ましくは0.0035%以下であり、より好ましくは0.0020%以下である。

[0054] La : 0.0040%以下

Laも、Caと同様、Sを固定し、曲げ性の改善や耐遅れ破壊特性の改善に寄与する。このため、La含有量は0.0002%以上とすることが好ましい。La含有量は、より好ましくは0.0004%以上であり、さらに好ましくは0.0006%以上である。一方、Laを多量に添加すると表面品質や曲げ性が劣化する。このため、Laを含有する場合、La含有量は0.0040%以下とする。La含有量は、好ましくは0.0035%以下であ

り、より好ましくは0.0020%以下である。

[0055] Mg : 0.0030%以下

MgはMgOとしてOを固定し、耐遅れ破壊特性の改善に寄与する。このため、Mg含有量は0.0002%以上とすることが好ましい。Mg含有量は、より好ましくは0.0004%以上であり、さらに好ましくは0.0006%以上である。一方、Mgを多量に添加すると表面品質や曲げ性が劣化する。このため、Mgを含有する場合、Mg含有量は0.0030%以下とする。Mg含有量は、好ましくは0.0025%以下であり、より好ましくは0.0010%以下である。

[0056] Sb : 0.1%以下

Sbは、鋼板表層部の酸化や窒化を抑制し、それによるCやBの表層における含有量の低減を抑制する。また、CやBの含有量の上記低減が抑制されることで、鋼板表層部のフェライト生成を抑制し、高強度化するとともに、耐遅れ破壊特性が改善する。このような観点から、Sb含有量は0.002%以上とすることが好ましい。Sb含有量は、より好ましくは0.004%以上であり、さらに好ましくは0.006%以上である。一方、Sb含有量が0.1%を超えると、鋳造性が劣化し、また、旧 γ 粒界に偏析して、せん断端面の耐遅れ破壊特性は劣化する。このため、Sbを含有する場合、Sb含有量は0.1%以下とする。Sb含有量は、好ましくは0.04%以下であり、より好ましくは0.03%以下である。

[0057] Sn : 0.1%以下

Snは、鋼板表層部の酸化や窒化を抑制し、それによるCやBの表層における含有量の低減を抑制する。また、CやBの含有量の上記低減が抑制されることで、鋼板表層部のフェライト生成を抑制し、高強度化するとともに、耐遅れ破壊特性が改善する。このような観点から、Sn含有量は0.002%以上とすることが好ましい。Sn含有量は、好ましくは0.004%以上であり、より好ましくは0.006%以上である。一方、Sn含有量が0.1%を超えると、鋳造性が劣化する。また、旧 γ 粒界にSnが偏析して、せ

ん断端面の耐遅れ破壊特性が劣化する。このため、S nを含有する場合、S n含有量は0.1%以下とする。S n含有量は、好ましくは0.04%以下であり、より好ましくは0.03%以下である。

[0058] 上記任意成分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。そこで、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、不可避免の不純物として含まれるとする。

[0059] 次に、本発明の鋼板の鋼組織について、説明する。

[0060] ポリゴナルフェライト：10%以下（0%を含む）

焼鈍中または冷却過程で生成するポリゴナルフェライトは、延性の向上に寄与するが、マルテンサイト等の周囲の硬質相との硬度差が生じることにより伸びフランジ成形性の低下を招く。ポリゴナルフェライトは面積率で10%以下であれば、本発明の効果を損ねるものではないため、含有してもかまわない。よって、本発明では、面積率で、ポリゴナルフェライトを10%以下とする。ポリゴナルフェライトは、好ましくは5%以下であり、より好ましくは2%以下である。また、ポリゴナルフェライトは0%でもよい。

[0061] 焼戻しマルテンサイト：40%以上

所定の強度および伸びフランジ成形性を得るために、焼戻しマルテンサイトは面積率で40%以上とする。焼戻しマルテンサイトは、好ましくは50%以上である。一方、焼戻しマルテンサイトが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は80%以下とすることが好ましい。焼戻しマルテンサイトは、より好ましくは75%以下である。

[0062] フレッシュマルテンサイト：20%以下（0%を含む）

従来、最終テンパー工程（後述の平均冷却速度CR4で滞留させる工程）でベイナイト変態を多く生じさせようとする場合、塊状のマルテンサイトもしくは塊状の残留 γ が多く残存する。そこで、従来、これを防ぐために、Mnを低減してベイナイト変態を促進する手法が用いられていた。しかしながら、Mn含有量を低減すると残留 γ の安定化効果や体積率増加効果が失われ

ることによって延性が損なわれていた。これに対して、Mnを多く含む鋼板に適切な冷却処理を施す本発明では、ベイナイト変態の利用と塊状組織の低減の両方を実現することが可能である。

塊状のフレッシュマルテンサイト組織は、面積率で20%以下に低減することで優れた伸びフランジ成形性と耐HAZ軟化特性を確保できる。よって、本発明では、面積率で、フレッシュマルテンサイトを20%以下とする。優れた伸びフランジ成形性および耐HAZ軟化特性を確保するために、フレッシュマルテンサイトは10%以下とすることが好ましい。フレッシュマルテンサイトは、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。

[0063] 内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個以下のベイニティックフェライト：3～40%

内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個以下のベイニティックフェライトを面積率で3%以上含むことにより、周囲の残留 γ へ効率的にCが濃化する。また、レーザ溶接時の熱影響を受けにくく、耐HAZ軟化特性の向上に寄与する。よって、本発明では、面積率で、内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個以下であるベイニティックフェライトを3%以上とする。上記ベイニティックフェライトは、好ましくは5%以上であり、より好ましくは7%以上である。強度の低下を抑制するために、内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個以下であるベイニティックフェライトは、面積率で40%以下とする。好ましくは30%以下であり、より好ましくは25%以下である。

また、本発明では、内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個超のベイニティックフェライトが存在していてもよい。

[0064] 焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、上部ベイナイト、下部ベイナイト、残留オーステナイトの1種または2種以上を有する組織：90%以上（100%を含む）

所定の強度、延性、伸びフランジ成形性を確保するため、上記のポリゴナルフェライトの残部組織として、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテ

ンサイト、上部ベイナイト、下部ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率は90%以上とすることが好ましい。上記残部組織は、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、上部ベイナイト、下部ベイナイト、残留オーステナイトの1種または2種以上を有する組織であってもよく、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、上部ベイナイト、下部ベイナイト、残留オーステナイトの1種または2種以上からなる組織であってもよい。

上部ベイナイトおよび下部ベイナイトは、内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個以下のベイニティックフェライトを含む。また、上部ベイナイトおよび下部ベイナイトは、内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個超のベイニティックフェライトを含んでいてもよい。

[0065] 残留オーステナイト：5～20%

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（残留 γ ）は体積率で5%以上とする。残留オーステナイトは、好ましくは7%以上であり、より好ましくは9%以上である。この残留 γ 量には、ベイナイトに隣接して生成する残留 γ を含む。残留 γ 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。したがって、残留 γ の体積率は20%以下とする。残留オーステナイトは、好ましくは15%以下である。また、「体積率」は「面積率」とみなすことができる。

[0066] C濃度が0.50%（質量%）以上である領域の面積 $S_{C\geq 0.5}$ が、C濃度が0.30%（質量%）以上である領域の面積 $S_{C\geq 0.3}$ に占める割合 $S_{C\geq 0.5}/S_{C\geq 0.3}\times 100$ が20%以上

高い延性を確保するために、C濃度が0.50%以上である領域の面積 $S_{C\geq 0.5}$ が、C濃度が0.30%以上である領域の面積 $S_{C\geq 0.3}$ に占める割合 $S_{C\geq 0.5}/S_{C\geq 0.3}\times 100$ を20%以上とする。上記割合は、好ましくは25%以上であり、より好ましくは30%以上である。

[0067] 内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個以下のベイニティックフェライトに隣接して存在する残留オーステナイトの個数密度が、 $10000\mu\text{m}^2$ あたり

50個以上（好適要件）

内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個以下のベイニティックフェライトが生成する際、隣接する未変態オーステナイトへCが効率的に分配し、最終組織において延性向上に寄与する高炭素濃度の残留 γ が得られる。本発明では、より高い延性を確保する観点から、内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個以下のベイニティックフェライトに隣接して存在する残留オーステナイトの個数密度を、 $10000\mu\text{m}^2$ あたり50個以上とすることが好ましい。より好ましくは、上記個数密度は、 $10000\mu\text{m}^2$ あたり70個以上であり、さらに好ましくは、100個以上である。また、過度な残留 γ の生成により強度が低下することを回避する観点から、内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個以下のベイニティックフェライトに隣接して存在する残留オーステナイトの個数密度は、 $10000\mu\text{m}^2$ あたり400個以下であることが好ましく、300個以下であることがより好ましい。

[0068] 次に、本発明の鋼板の鋼組織の測定方法について説明する。

[0069] ポリゴナルフェライト、ベイニティックフェライト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイトの面積率の測定は、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、3vol%ナイトールにて腐食し、1/4厚み位置でSEMで倍率：5000倍にて10視野観察する方法で行う。図2は、鋼板の鋼組織のSEM写真の一例を示す。図2に示すようなポリゴナルフェライトは内部に殆ど炭化物を伴わず、比較的等軸なフェライトを対象とする。SEMでは最も黒色に見える領域である。ベイニティックフェライトは、内部にSEMでは白色に見える炭化物または残留 γ の生成を伴うフェライト組織である。

ベイニティックフェライトであるのか、ポリゴナルフェライトであるのか識別が難しい場合は、アスペクト比 ≤ 2.0 の形態のフェライトの領域をポリゴナルフェライトとし、アスペクト比 > 2.0 の領域をベイニティックフェライトに分類し面積率を算出する。

図3は、本発明の鋼板の鋼組織の測定方法を説明するための図である。図3

(A) に示すように、アスペクト比は、粒子長さが最も長くなる長軸長さ a を求め、それに垂直な方向でもっとも粒子を長く横切るときの粒子長さを短軸長さ b とし、 a/b をアスペクト比とする。なお、粒子同士が接触している場合、図 3 (B) に示すように、個々の粒子がおおよそ均等に分割される位置で分割し、それぞれの粒子のサイズを測定する。

[0070] ベイニティックフェライトの内部の炭化物の $10 \mu\text{m}^2$ あたりの個数は、5000 倍の SEM 写真中でベイニティックフェライトの面積率と内部の炭化物の個数をカウントし、炭化物個数を各ベイニティックフェライトの面積率で除し、 $10 \mu\text{m}^2$ あたりの値に換算することにより求めることができる。

焼戻しマルテンサイトは、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。フレッシュマルテンサイトは、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。

[0071] 焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、上部ベイナイト、下部ベイナイト、残留オーステナイトの 1 種または 2 種以上を有する組織は、上記のポリゴナルフェライト以外の残部組織に対応し、この組織の合計の面積率は、上記のポリゴナルフェライト以外の領域の面積率である。ここで、炭化物の面積率は非常に少ないので、上記の残部組織の面積率に含める。

[0072] 残留オーステナイト (残留 γ) の体積率は、鋼板表面から $1/4$ 厚み位置まで化学研磨し、X 線回折にて求めた。入射 X 線には $\text{Co-K}\alpha$ 線源を用い、フェライトの (200)、(211)、(220) 面とオーステナイトの (200)、(220)、(311) 面の強度比から残留オーステナイトの体積率を計算する。ここで、残留 γ はランダムに分布しているので、X 線回折で求めた残留 γ の体積率は、鋼組織における残留 γ の面積率と等しくなる。

[0073] 内部の炭化物が $10 \mu\text{m}^2$ あたり 20 個以下のベイニティックフェライトに隣接して存在する残留オーステナイトの個数密度は、ベイニティックフェライトの観察に用いたサンプルを鏡面研磨し、SEM の中で得られた同一視野の電子線後方散乱回折図形 (Electron Backscatteri

ng Diffraction Pattern、EBSD)をEBSD解析プログラムOIM Data Collection ver. 7を用いてマッピング測定し、得られたデータをTSL OIM Analysis ver. 7 (EDAX/TSL社製)を用いて解析することによりフェーズマップデータを得て、内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個以下のベイニティックフェライトに隣接して存在するfcc構造の個数密度を測定することにより求める。なお、ここで「隣接する」とは、フェーズマップにおいて内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個以下のベイニティックフェライトに相当するbcc構造とfcc構造が接していることを意味し、bcc構造の中にfcc構造が内包される場合も含むものとする。

[0074] C濃度が0.50% (質量%)以上である領域の面積 $S_{C\geq 0.5}$ およびC濃度が0.30% (質量%)以上である領域の面積 $S_{C\geq 0.3}$ の測定は、鋼板表面に垂直であり、圧延方向に平行な板厚断面の板厚1/4位置において日本電子製電界放出型電子線マイクロアナライザ (FE-EPMA) JXA-8500Fを用いて、加速電圧6kV、照射電流 $7\times 10^{-8}\text{A}$ 、ビーム径を最小としてC濃度分布をマッピング分析することにより測定する。

ただし、コンタミネーションの影響を排除するために、分析で得られたCの平均値が母材の炭素量に等しくなる様、バックグラウンド分を差し引く。つまり、測定された炭素量の平均値が母材の炭素量より多い場合、その増加分はコンタミネーションと考え、各位置での分析値からその増加分を一律差し引いた値を各位置での真のC量とする。

[0075] 本発明の鋼板は、引張強度が980MPa以上であることが好ましい。より好ましくは1180MPa以上である。引張強度の上限については、他の特性との両立の観点から1450MPa以下が好ましく、より好ましくは1400MPa以下である。

[0076] 本発明の鋼板では、全伸びT-EIはTS:1180MPa未満では16.0%以上、TS:1180MPa以上1320MPa未満では14.0%以上、TS:1320MPa以上では13.0%以上確保することで成形の

安定性は格段に向上する。穴広げ率 λ は、30%以上確保することが好ましい。 λ の上限は、他の特性との両立の観点から、いずれの強度レベルにおいても90%以下が好ましく、より好ましくは80%以下である。

[0077] 本発明の鋼板では、レーザ溶接、破断形態判定試験、切欠き引張試験を行い、破断形態が母材破断であり、HAZ強度 $\geq$ 母材TS+50MPaであることが好ましい。

[0078] 以上の本発明の鋼板は、表面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。

[0079] 次に、本発明の鋼板の製造方法について説明する。

[0080] 本発明の鋼板の製造方法では、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焼鈍を行い、上記焼鈍は、焼鈍温度：810～900℃で保持を行う工程と、810℃から500℃までの温度範囲を平均冷却速度（CR1）：5～100℃/sで冷却する工程と、500℃からマルテンサイト変態開始温度Ms（℃）以上かつ320℃以上の滞留停止温度（T1）までの温度範囲を平均冷却速度（CR2）：10℃/s以下で10s以上60s以下滞留させる工程と、上記滞留停止温度（T1）から200℃以上300℃以下の冷却停止温度（T2）までの温度範囲を平均冷却速度（CR3）：3～100℃/sで冷却する工程と、上記冷却停止温度（T2）から380℃までの温度範囲を平均加熱速度：2℃/s以上で加熱する工程と、340℃以上590℃以下の温度範囲内で20s以上3000s以下の間、平均冷却速度（CR4）：0.01～5℃/sで滞留させる工程と、50℃以下の温度まで平均冷却速度（CR5）：0.1℃/s以上で冷却する工程と、をこの順で含む。

[0081] 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。

[0082] また、図4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。

[0083] 熱間圧延

鋼スラブを熱間圧延するには、スラブを加熱後圧延する方法、連続鋳造後のスラブを加熱することなく直接圧延する方法、連続鋳造後のスラブに短時間加熱処理を施して圧延する方法などがある。熱間圧延は、常法にしたがって実施すればよく、例えば、スラブ加熱温度は $1100\sim1300^{\circ}\text{C}$ 、均熱時間は $20\sim300\text{min}$ 、仕上圧延温度は A_{r3} 変態点 $\sim A_{r3}$ 変態点 $+200^{\circ}\text{C}$ 、巻取温度は $400\sim720^{\circ}\text{C}$ とすればよい。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は、 $430\sim530^{\circ}\text{C}$ とするのが好ましい。

[0084] 冷間圧延

冷間圧延では、圧延率（累積圧延率）を $30\sim85\%$ 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は、圧延率は $35\sim85\%$ にすることが好ましい。なお、圧延荷重が高い場合は、 $450\sim730^{\circ}\text{C}$ 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施すことが可能である。

[0085] 焼鈍

前述した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。

[0086] 焼鈍温度： $810\sim900^{\circ}\text{C}$ で保持

所定の面積率の焼戻しマルテンサイトおよび／またはベイナイト、所定の体積率の残留 γ を確保するために、焼鈍温度は $810\sim900^{\circ}\text{C}$ とする。ポリゴナルフェライトを 5% 以下とするために、焼鈍温度は γ 単相域焼鈍となるように調整することが好ましい。好ましくは 815°C 以上である。一方、焼鈍温度が 900°C を超える場合は γ 粒径が過度に大きくなり、所望の炭素濃度の残留 γ を得るために必要なC原子の拡散距離が長くなることにより延

性が低下する。したがって、焼鈍温度は 900°C 以下とする。好ましくは、焼鈍温度は 880°C 以下である。

[0087] 810°C から 500°C までの温度範囲を平均冷却速度（CR1）： $5\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で冷却

$810\sim 900^{\circ}\text{C}$ での保持後、 810°C から 500°C までの温度範囲を平均冷却速度（CR1）： $5\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で冷却する。平均冷却速度（CR1）が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ より遅いと、フェライトが多量に生成し、強度低下、伸びフランジ成形性の低下を招く。平均冷却速度（CR1）は、好ましくは $8^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。一方、平均冷却速度（CR1）が速くなりすぎると、板形状が悪化するので、 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。平均冷却速度（CR1）は、好ましくは $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下であり、より好ましくは $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満である。

[0088] ここで、平均冷却速度（CR1）は、「 $(810^{\circ}\text{C}（\text{冷却開始温度）}-500^{\circ}\text{C}（\text{冷却停止温度）})/(810^{\circ}\text{C}の\text{冷却開始温度から}500^{\circ}\text{C}の\text{冷却停止温度までの冷却時間（秒）})$ 」である。

[0089] 500°C からマルテンサイト変態開始温度 $M_s (^{\circ}\text{C})$ 以上かつ 320°C 以上の滞留停止温度（T1）までの温度範囲を平均冷却速度（CR2）： $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下で 10 s 以上 60 s 以下滞留

500°C からマルテンサイト変態開始温度 $M_s (^{\circ}\text{C})$ 以上かつ 320°C 以上の滞留停止温度（T1）までの温度範囲を平均冷却速度（CR2）： $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下で 10 s 以上 60 s 以下滞留（徐冷）させることより、炭化物密度が小さいベイナイトを生成させることが可能であり、隣接してC濃度の高い残留 γ を生成させることができる。温度範囲が M_s 未満の場合または 320°C 未満の場合、マルテンサイトが先行して生成し、下部ベイナイトが生成するため、強度の低下を招く。一方、 500°C を超えると、ベイナイト変態の駆動力が低下し、ベイナイトの変態量が低下する。よって、温度範囲は M_s 以上かつ 320°C 以上であって、 500°C 以下とする。この温度範囲は、好ましくは 380°C 以上であり、より好ましくは 420°C 以上である。また、この温度範囲は、好ましくは 480°C 以下であり、より好ましくは 460

℃以下である。平均冷却速度（CR2）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（CR2）は10℃/s以下とする。滞留時間が10s未満であると所望の量のベイナイトが得られず、60sを超えるとベイナイトから塊状の未変態 γ 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し、延性および耐HAZ軟化特性を向上させる観点から、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成形性の向上の観点から、滞留時間は50s以下であることが好ましい。

[0090] なお、マルテンサイト変態開始温度Msは、フォーマスタ試験機にて、円柱状の試験片（直径3mm×高さ10mm）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。

[0091] また、ここで、平均冷却速度（CR2）は、「（500℃（滞留開始温度）－滞留停止温度（T1））／（500℃から滞留停止温度（T1）までの滞留時間（秒））」である。

[0092] 上記滞留停止温度（T1）から200℃以上300℃以下の冷却停止温度（T2）までの温度範囲を平均冷却速度（CR3）：3～100℃/sで冷却

上記の滞留後、炭素の γ への濃化が進行しすぎないように速やかに冷却する必要がある。320℃以上の上記滞留停止温度T1から200℃以上300℃以下の冷却停止温度T2までの温度範囲の平均冷却速度（CR3）が3℃/s未満である場合、炭素が塊状の未変態 γ へ濃化して、最終冷却時のフレッシュマルテンサイトの量が増加し、伸びフランジ成形性が低下する。よって、伸びフランジ成形性を向上させる観点から、上記滞留停止温度T1から200℃以上300℃以下の冷却停止温度T2までの温度範囲の平均冷却速度（CR3）は3℃/s以上とする。平均冷却速度（CR3）は、より好ましくは5℃/s以上であり、さらに好ましくは8℃/s以上である。この

温度範囲の平均冷却速度が大きくなりすぎると、板形状が劣化するので、この温度範囲の平均冷却速度（CR3）は $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。平均冷却速度（CR3）は、好ましくは $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。所定の残留 γ 量を確保するため、冷却停止温度T2は 200°C 以上とする。冷却停止温度T2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T2が 300°C を超えると塊状の未変態 γ 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、伸びフランジ成形性が低下する。よって、冷却停止温度T2は 300°C 以下とする。冷却停止温度T2は、好ましくは 280°C 以下である。

[0093] ここで、平均冷却速度（CR3）は、「（滞留停止温度（T1））－（冷却停止温度（T2））／（滞留停止温度（T1）から冷却停止温度（T2）までの冷却時間（秒））」である。

[0094] 冷却停止温度（T2）から 380°C までの温度範囲を平均加熱速度： $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で加熱

さらに、上記冷却停止温度（T2）から 380°C 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て高い延性を確保することが出来る。また、冷却して生成したマルテンサイトもしくはベイナイトを核に 380°C 以上に再加熱した際に上部ベイナイトが生成する。 380°C までの平均加熱速度が遅いと、これらの効果が得られなくなる。その結果、残留 γ 量が減少して延性が低下する。このため、冷却停止温度（T2）から 380°C までの温度範囲の平均加熱速度は $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。炭化物析出を抑制する観点、再加熱時に上部ベイナイトを生成させる観点から、平均加熱速度は $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが好ましく、 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 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 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下であることが好ましく、より好ましくは $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。

[0095] ここで、平均加熱速度は、「 380°C （加熱停止温度）－（冷却停止温度（T2））／（冷却停止温度T2から 380°C （加熱停止温度）までの加熱時間（秒））」である。

[0096] 340℃以上590℃以下の温度範囲を平均冷却速度（CR4）：0.01～5℃／sで20s以上3000s以下滞留

残留 γ にCを分配させてこれらを安定化させる観点、未変態 γ として塊状に分布している領域をベイナイト変態により細分化し、伸びフランジ成形性を向上させる観点から、340℃以上590℃以下の温度範囲で20s以上3000s以下滞留（徐冷）させる。さらに、残留 γ への過剰なCの分配による塊状組織の生成を抑制するとともに、フレッシュマルテンサイトの自己焼戻しにより伸びフランジ成形性を向上させるため、この温度範囲を平均冷却速度（CR4）：0.01～5℃／sで緩冷却する。平均冷却速度（CR4）が0.01℃／s未満の場合は、残留 γ へCが過剰に分配され、塊状組織生成により伸びフランジ成形性の低下を招く。このため、平均冷却速度（CR4）は0.01℃／s以上とする。一方、平均冷却速度（CR4）が5℃／sを超えると、残留 γ へのC分配が抑制され、十分な量のC濃化領域を得ることができない。また、フレッシュマルテンサイトが生成し、 λ の劣化を招く。したがって、平均冷却速度（CR4）は5℃／s以下とする。

[0097] ここで、平均冷却速度（CR4）は、「（冷却開始温度（T3））－（冷却停止温度（T4））／（冷却開始温度（T3）から冷却停止温度（T4）までの冷却時間（秒））」である。

ここで、冷却開始温度（T3）、冷却停止温度（T4）は、340℃以上590℃の範囲であれば、特に限定されないが、冷却開始温度（T3）は360～580℃の範囲であることが好ましく、冷却停止温度（T4）は350～450℃の範囲であることが好ましい。

[0098] なお、340～590℃の温度範囲での保持（滞留）は、溶融亜鉛めっき処理を兼ねても良い。すなわち、前述した平均冷却速度（CR4）：0.01～5℃／sで滞留させる工程において、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ってもよい。溶融亜鉛めっき処理を施す場合は、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A1量が0.10%以上0.22%以下である亜鉛めっき浴を用いることが好ましい。また、合金化溶融亜鉛めっき処理として、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い。

なお、本工程は、冷却（滞留、緩冷却）を行う工程であるが、上記の温度範囲、滞留時間の範囲、平均冷却速度CR4の範囲を満たしていれば、本工程中に、溶融亜鉛めっき処理や亜鉛めっきの合金化処理を施すことができる。溶融亜鉛めっき処理や亜鉛めっきの合金化処理では温度上昇を伴ってもよい。

[0099] 50℃以下の温度まで平均冷却速度（CR5）：0.1℃/s以上で冷却その後、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観点から50℃以下の温度まで0.1℃/s以上の平均冷却速度（CR5）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YSを上昇させる観点から鋼板にスキンプス圧延を施すことができる。スキンプス伸長率は0.1～0.5%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50℃以下の温度までの平均冷却速度（CR5）は、好ましくは5℃/s以上であり、より好ましくは100℃/s以下である。

[0100] ここで、平均冷却速度（CR5）は、「（340℃（冷却開始温度）－50℃以下の冷却停止温度）／（冷却開始温度から冷却停止温度までの冷却時間（秒））」である。

[0101] 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、あるいはスキンプス圧延後に100～300℃で30sec～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0.1ppm未満に低減することが可能である。また、電気めっきを施すことも可能である。すなわち、前述した

平均冷却速度（C R 5）：0.1℃／s以上で冷却する工程後に、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。

[0102] 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。

[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980MPa以上であり、優れた延性、優れた伸びフランジ成形性および優れたレーザ溶接性を有している。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優れた延性、優れた伸びフランジ成形性および優れたレーザ溶接性を有している。また、本発明の部材を用いれば、軽量化可能である。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] 以下、本発明の実施例を説明する。

[0108] 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。

各冷延鋼板は、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（スラブ加熱温度：1200℃、均熱時間：60min、仕上圧延温度：900℃、巻取り温度：500℃）、および冷間圧延（圧延率（累積圧延率）：50％）を行うことで得た。

表 2 中、マルテンサイト変態開始温度 M_s 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、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た。

[0109] なお、一部の鋼板（冷延鋼板：CR）は、340℃以上590℃以下の温度範囲を平均冷却速度：0.01～5℃/sで20s以上3000s以下滞留させる工程において、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、合金化溶融亜鉛めっき処理として、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。

[0110] 鋼組織の測定は、以下の方法で行った。測定結果は表 3 に示す。

ポリゴナルフェライト、ベイニティックフェライト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイトの面積率の測定は、圧延方向と平行な板厚断面を切り出し、鏡面研磨した後、3vol%ナイトールにて腐食し、1/4厚み位置でSEMで倍率：5000倍にて10視野観察する方法で行った。図 2 に示すようなポリゴナルフェライトは内部に殆ど炭化物を伴わず、比較的等軸なフェライトを対象とする。SEMでは最も黒色に見える領域である。ベイニティックフェライトは、内部にSEMでは白色に見える炭化物または残留 γ の生成を伴うフェライト組織である。

ベイニティックフェライトであるのか、ポリゴナルフェライトであるのか識別が難しい場合は、アスペクト比 ≤ 2.0 の形態のフェライトの領域をポリゴナルフェライトとし、アスペクト比 > 2.0 の領域をベイニティックフェ

ライトに分類し面積率を算出した。

図3 (A) に示すように、アスペクト比は、粒子長さが最も長くなる長軸長さ a を求め、それに垂直な方向でもっとも粒子を長く横切るときの粒子長さを短軸長さ b とし、 a/b をアスペクト比とした。なお、粒子同士が接触している場合、図3 (B) に示すように、個々の粒子がおおよそ均等に分割される位置で分割し、それぞれの粒子のサイズを測定した。

[0111] ベイニティックフェライトの内部の炭化物の $10 \mu\text{m}^2$ あたりの個数は、5000倍のSEM写真中でベイニティックフェライトの面積率と内部の炭化物の個数をカウントし、炭化物個数を各ベイニティックフェライトの面積率で除し、 $10 \mu\text{m}^2$ あたりの値に換算することにより求めた。

焼戻しマルテンサイトは、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。フレッシュマルテンサイトは、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。

[0112] 焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、上部ベイナイト、下部ベイナイト、残留オーステナイトの1種または2種以上を有する組織は、上記のポリゴナルフェライト以外の残部組織に対応し、この組織の合計の面積率は、上記のポリゴナルフェライト以外の領域の面積率である。ここで、炭化物の面積率は非常に少ないので、上記の残部組織の面積率に含めた。

[0113] 残留オーステナイト（残留 γ ）の体積率は、鋼板表面から1/4厚み位置まで化学研磨し、X線回折にて求めた。入射X線には $\text{Co-K}\alpha$ 線源を用い、フェライトの(200)、(211)、(220)面とオーステナイトの(200)、(220)、(311)面の強度比から残留オーステナイトの体積率を計算した。ここで、残留 γ はランダムに分布しているので、X線回折で求めた残留 γ の体積率は、鋼組織における残留 γ の面積率と等しくなる。

[0114] 内部の炭化物が $10 \mu\text{m}^2$ あたり20個以下のベイニティックフェライトに隣接して存在する残留オーステナイトの個数密度は、ベイニティックフェライトの観察に用いたサンプルを鏡面研磨し、SEMの中で得られた同一視野

の電子線後方散乱回折図形 (Electron Backscattering Diffraction Pattern、EBSD) をEBSD解析プログラムOIM Data Collection ver. 7を用いてマッピング測定し、得られたデータをTSL OIM Analysis ver. 7 (EDAX/TSL社製) を用いて解析することによりフェーズマップデータを得て、内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個以下のベイニティックフェライトに隣接して存在するfcc構造の個数密度を測定することにより求めた。なお、ここで「隣接する」とは、フェーズマップにおいて内部の炭化物が $10\mu\text{m}^2$ あたり20個以下のベイニティックフェライトに相当するbcc構造とfcc構造が接していることを意味し、bcc構造の中にfcc構造が内包される場合も含むものとする。

[0115] C濃度が0.50% (質量%) 以上である領域の面積 $S_{C\geq 0.5}$ およびC濃度が0.30% (質量%) 以上である領域の面積 $S_{C\geq 0.3}$ の測定は、鋼板表面に垂直であり、圧延方向に平行な板厚断面の板厚1/4位置において日本電子製電界放出型電子線マイクロアナライザ (FE-EPMA) JXA-8500Fを用いて、加速電圧6kV、照射電流 $7\times 10^{-8}\text{A}$ 、ビーム径を最小としてC濃度分布をマッピング分析することにより測定した。

ただし、コンタミネーションの影響を排除するために、分析で得られたCの平均値が母材の炭素量に等しくなる様、バックグラウンド分を差し引いた。つまり、測定された炭素量の平均値が母材の炭素量より多い場合、その増加分はコンタミネーションと考え、各位置での分析値からその増加分を一律差し引いた値を各位置での真のC量とした。

[0116] 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 Z2241に準拠) を実施した。引張強度TS、全伸びT-EIを表3に示した。引張強度が980MPa以上であるものを強度に優れると判断した。また、全伸びT-EIがTS: 1180MPa未満では16.0%以上、TS: 1180MPa以上1320MPa未満では14.0%以上、TS: 1320MPa以上では13.0%以上のものを延性に優

れると判断した。

[0117] また、伸びフランジ成形性は、熱処理後の鋼板から採取した穴広げ試験片に対して、日本鉄鋼連盟規格 J F S T 1 0 0 1 の規定に準拠した穴広げ試験により評価した。すなわち、1 0 0 m m × 1 0 0 m m 角サイズのサンプルにポンチ径 1 0 m m、ダイス径 1 0 . 3 m m（クリアランス 1 3 %）の打ち抜き工具を用いて打ち抜き後、頂角 6 0 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 (m m)、 d : 割れ発生時の穴径 (m m) として、穴広げ率 λ (%) = $\{ (d - d_0) / d_0 \} \times 100$ として求め、表 3 に示した。3 0 % 以上の λ を有する鋼を穴広げ性に優れると判断した。

[0118] さらに、得られた鋼板より圧延直角方向に 1 2 0 m m、圧延方向に 2 0 0 m m（端面は研削処理）の鋼板を 2 枚採取して、圧延方向が揃うよう 2 枚を突き合わせて並べ、突合せ位置でレーザ溶接を行った。突合せ面同士の隙間は 0 m m とした。レーザ溶接は、N d - Y A G レーザーを用い、焦点位置でのスポット径 : 0 . 6 m m、焦点位置 : 鋼板上部 4 m m、シールドガス A r、レーザ出力 : 4 . 2 k W、溶接速度 : 3 . 7 m / m i n とした。溶接部材から溶接線が引張軸と垂直で試験片の長手中央に位置するよう、図 1 (a) に示す形状の引張試験片を採取し、引張試験を実施することにより破断形態を評価した（破断形態判定試験）。破断位置が溶接線から 2 . 0 m m 以上離れている場合（一部でも 2 . 0 m m 超となっている場合）は母材破断、2 . 0 m m 未満であり溶接線に沿って亀裂が進展して破断しているもの（H A Z 部分や溶融部分で亀裂が進展）を溶接部破断と判定した。さらに、溶接部材から溶接線が引張軸と垂直で試験片の長手中央に位置し、図 1 (b) に示すように溶接部に切欠き加工を施した切欠き試験片を採取し、引張試験（切欠き引張試験）を実施した。これにより、溶接部の H A Z とその周囲の微小範囲のみで変形させ、H A Z 部で強制的に破断させることにより H A Z 部自体の強度を評価することができ、これによりレーザ溶接性の優劣をより定量的

に把握することが可能となる。本評価において、破断形態判定試験における破断形態が母材破断であり、かつ切欠き引張試験においてH A Z強度 $\geq$ 母材TS + 50 MPaであるものを、レーザ溶接性（耐H A Z軟化特性）に優れると判断した。

[0119] 表2、3に示す本発明例は、強度、延性、穴広げ性、およびレーザ溶接性（耐H A Z軟化特性）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。

[0120]

[表1]

鋼番	成分組成(質量%)								備考
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	others	
A	0.125	0.63	3.04	0.004	0.0005	0.043	0.0030	—	適合鋼
B	0.264	1.17	2.32	0.009	0.0010	0.017	0.0071	—	比較鋼
C	0.113	1.24	2.62	0.001	0.0010	0.029	0.0042	Ti:0.027, B:0.0031	適合鋼
D	0.134	0.34	2.43	0.004	0.0005	0.032	0.0024	—	比較鋼
E	0.198	1.79	2.51	0.003	0.0006	0.039	0.0056	Ti:0.018, B:0.0054, Nb:0.030	適合鋼
F	0.201	1.68	1.42	0.002	0.0010	0.031	0.0030	—	比較鋼
G	0.241	2.32	1.58	0.002	0.0018	0.039	0.0012	Ti:0.042, B:0.0028, Cu:0.18, Ni:0.06, Cr:0.06, Mo:0.06	適合鋼
H	0.177	1.61	2.93	0.003	0.0012	0.009	0.0056	V:0.013, Zr:0.010, W:0.011	適合鋼
I	0.048	1.37	2.64	0.005	0.0005	0.006	0.0053	—	比較鋼
J	0.186	0.62	3.30	0.010	0.0006	0.005	0.0078	Ti:0.021, B:0.0050, Ca:0.0012, Ce:0.0007, La:0.0020	適合鋼
K	0.208	1.95	2.71	0.001	0.0004	0.006	0.0067	B:0.0016, Mg:0.0010, Sb:0.01, Sn:0.01	適合鋼
L	0.164	2.59	3.41	0.007	0.0006	0.040	0.0056	—	比較鋼
M	0.181	2.43	3.61	0.006	0.0005	0.021	0.0063	—	比較鋼

※下線は本発明外を意味する。
※上記以外の残部はFeおよび不可避免的不純物である。

[0121] [表2]

No.	鋼番	焼鈍条件														めっき *9	備考
		焼鈍温度 (°C)	CR1 *1 (°C/s)	Ms (°C)	CR2 *2 (°C/s)	滞留時間 *3 (sec)	滞留停止 温度T1 (°C)	CR3 *4 (°C/s)	冷却 停止 温度T2 (°C)	加熱速度 *5 (°C/s)	CR4 *6 (°C/s)	滞留時間 *7 (sec)	冷却 開始 温度T3 (°C)	冷却 停止 温度T4 (°C)	CR5 *8 (°C/s)		
1	A	820	30	330	1	40	460	3	220	2	0.01	2800	380	352	5	CR	発明例
2	A	875	20	355	1	60	440	5	280	5	0.03	1500	420	375	5	CR	発明例
3	A	800	30	310	1	60	440	5	250	5	0.03	1500	420	375	5	CR	比較例
4	A	910	30	355	1	60	440	5	250	5	0.03	1500	420	375	5	CR	比較例
5	B	830	30	330	1	60	440	5	260	5	0.03	1500	420	375	5	CR	比較例
6	C	845	6	370	3	10	470	8	260	10	0.03	500	400	385	5	CR	発明例
7	C	815	10	345	3	20	440	10	205	10	0.03	500	400	385	5	CR	発明例
8	C	830	3	330	3	20	440	10	260	10	0.03	500	400	385	5	CR	比較例
9	C	830	10	340	15	10	350	10	260	10	0.03	500	400	385	5	CR	比較例
10	D	830	10	375	3	20	440	10	220	10	0.03	500	400	385	5	CR	比較例
11	E	830	20	375	3	30	410	10	250	10	0.05	700	450	415	5	CR	発明例
12	E	860	20	375	3	30	410	10	295	20	0.05	700	450	415	5	CR	発明例
13	E	860	20	375	3	8	476	10	220	20	0.05	700	450	415	5	CR	比較例
14	E	800	20	330	2	80	340	10	280	20	0.05	700	450	415	5	CR	比較例
15	F	820	20	345	3	50	350	10	280	20	0.05	700	450	415	5	CR	比較例
16	G	810	20	330	3	50	350	10	230	20	0.07	900	550	487	5	GA	発明例
17	G	840	20	345	3	50	350	10	260	20	0.07	900	550	487	5	GA	発明例
18	G	840	20	345	3	50	350	1	280	20	0.07	900	550	487	5	GA	比較例
19	G	840	20	345	3	50	350	10	190	20	0.07	900	550	487	5	GA	比較例
20	H	890	50	335	5	10	450	10	280	20	0.20	600	500	380	80	GI	発明例
21	H	890	50	335	5	30	350	20	280	20	0.20	600	500	380	10	GI	発明例
22	H	840	50	330	5	30	350	20	310	20	0.20	600	500	380	10	GI	比較例
23	H	840	50	330	5	30	350	20	290	1	0.20	600	500	380	10	GI	比較例
24	I	850	50	380	3	30	410	20	250	20	0.20	600	500	380	10	GI	比較例
25	J	850	60	325	5	30	350	30	260	20	0.80	300	585	345	10	EG	発明例
26	J	850	60	325	5	30	350	30	260	20	0.80	300	585	345	10	EG	発明例
27	J	815	60	315	5	30	350	30	280	20	0.00	100	350	350	10	EG	比較例
28	J	850	60	325	5	30	350	30	220	20	10	30	480	180	10	EG	比較例
29	K	810	80	310	10	10	400	50	210	20	1.50	100	500	350	1	CR	発明例
30	K	810	95	310	10	18	320	80	240	20	3.00	50	500	350	1	CR	発明例
31	K	860	95	325	10	10	400	80	230	20	4.00	10	430	390	1	EG	比較例
32	K	830	95	325	10	10	400	80	280	20	0.01	3200	390	358	1	EG	比較例
33	L	830	95	300	10	10	400	80	290	20	0.07	900	440	377	1	EG	比較例
34	M	840	95	300	10	10	400	80	290	20	0.07	1000	440	370	1	EG	比較例

※下線は本発明外を意味する。

*1:810～500°Cの温度範囲の平均冷却速度CR1

*2:500°C～滞留停止温度T1の温度範囲の平均冷却速度CR2

*3:500°C～滞留停止温度T1の温度範囲の滞留時間

*4:滞留停止温度T1から冷却停止温度T2までの温度範囲の平均冷却速度CR3

*5:冷却停止温度T2から380°Cまでの温度範囲の平均加熱速度

*6:340°C以上590°C以下の温度範囲の平均冷却速度CR4

*7:340°C以上590°C以下の温度範囲の滞留時間

*8:50°C以下の温度までの平均冷却速度CR5

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

[0122]

[表3]

No.	鋼番	組織								特性					備考
		ポリゴナル フェライト 面積率 (%)	焼戻しマル テンサイト 面積率 (%)	フレッシュ マルテンサイト 面積率 (%)	BF *10 面積率 (%)	γ_{BF} *11 個数密度 (個/10000 μm^2)	残留 *12 面積率 (%)	残留 γ 体積率 (%)	$S_{0.20.5}$ / $S_{0.20.3}$ (%)	TS (MPa)	T-EI (%)	λ (%)	破断位置	HAZ強度 (MPa)	
1	A	9	41	8	34	230	91	8	41	991	18.8	53	母材	1052	発明例
2	A	0	55	6	30	202	100	9	40	1003	18.1	55	母材	1067	発明例
3	A	13	43	22	16	148	87	6	38	975	18.4	28	HAZ	1010	比較例
4	A	0	59	3	31	205	100	7	18	1108	15.8	64	母材	1166	比較例
5	B	1	63	18	8	213	99	10	48	1421	5.3	26	母材	1482	比較例
6	C	4	66	7	15	174	96	8	37	1067	17.5	65	母材	1132	発明例
7	C	8	67	8	7	142	92	10	39	1082	16.7	62	母材	1141	発明例
8	C	12	54	15	11	153	88	8	32	968	19.3	45	母材	1031	比較例
9	C	5	75	9	2	83	95	9	17	1056	15.6	53	母材	1102	比較例
10	D	4	73	6	13	52	96	4	21	1069	15.1	56	母材	1126	比較例
11	E	1	74	5	6	130	99	12	36	1201	17.2	51	母材	1256	発明例
12	E	0	72	13	9	148	100	6	22	1268	15.3	47	母材	1330	発明例
13	E	1	87	3	2	66	99	7	18	1287	13.7	62	母材	1335	比較例
14	E	5	24	24	41	242	95	6	40	1183	16.5	27	HAZ	1221	比較例
15	F	15	56	17	8	163	85	4	24	1154	13.6	32	母材	1210	比較例
16	G	3	74	4	5	147	97	14	39	1333	14.7	58	母材	1394	発明例
17	G	2	67	6	8	137	98	12	36	1350	14.2	57	母材	1407	発明例
18	G	2	26	21	43	235	98	8	38	1325	15.1	24	HAZ	1361	比較例
19	G	1	78	3	15	188	99	3	35	1407	12.8	42	母材	1463	比較例
20	H	0	72	11	6	72	100	11	31	1258	16.2	53	母材	1316	発明例
21	H	0	69	9	12	122	100	10	30	1241	16.8	59	母材	1297	発明例
22	H	1	63	23	11	135	99	2	26	1285	13.5	26	HAZ	1322	比較例
23	H	2	74	17	4	140	98	3	29	1263	13.8	33	母材	1325	比較例
24	I	45	34	5	15	32	55	1	15	554	18.0	58	母材	611	比較例
25	J	1	68	7	13	150	99	11	35	1237	16.5	55	母材	1293	発明例
26	J	0	61	7	15	161	100	12	36	1230	17.4	51	母材	1286	発明例
27	J	8	51	22	9	243	92	10	38	1214	15.9	28	HAZ	1251	比較例
28	J	0	80	4	10	55	100	6	17	1296	13.4	59	母材	1356	比較例
29	K	8	66	4	4	48	92	18	23	1222	15.1	48	母材	1279	発明例
30	K	7	58	8	7	63	93	15	28	1215	16.2	43	母材	1275	発明例
31	K	0	81	3	12	45	100	4	16	1313	13.2	63	母材	1373	比較例
32	K	4	41	11	41	174	96	3	38	1224	13.8	42	母材	1288	比較例
33	L	2	62	23	2	163	98	11	36	1288	13.4	28	HAZ	1330	比較例
34	M	1	62	22	3	163	99	12	37	1293	13.1	28	HAZ	1340	比較例

※下線は本発明外を意味する。

*10:内部の炭化物が10 μm^2 あたり20個以下のベイニティックフェライト

*11:内部の炭化物が10 μm^2 あたり20個以下のベイニティックフェライトに隣接して存在する残留オーステナイト

*12:焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、上部ベイナイト、下部ベイナイト、残留オーステナイトの1種または2種以上を有する組織

[0123] 本発明は、極めて高い延性と優れた伸びフランジ成形性、さらに優れたレーザ溶接性を有し、自動車、家電等においてプレス成形工程を経て使用されるプレス成形用に好ましく適用できる。

[0124] 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、優れた延性、優れた伸びフランジ成形性および優れたレーザ溶接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、優れた延性、優れた伸びフランジ成形性および優れたレーザ溶接性を有することがわかった。

請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、
C : 0.06 ~ 0.25 %、
Si : 0.4 ~ 2.5 %、
Mn : 1.5 ~ 3.5 %、
P : 0.02 %以下、
S : 0.01 %以下、
sol. Al : 1.0 %未満、
N : 0.015 %未満
を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、
面積率で、
ポリゴナルフェライト : 10 %以下 (0 %を含む) であり、
焼戻しマルテンサイト : 40 %以上であり、
フレッシュマルテンサイト : 20 %以下 (0 %を含む) であり、
内部の炭化物が $10 \mu\text{m}^2$ あたり 20 個以下のベイニティックフェライト : 3 ~ 40 % であり、
体積率で、残留オーステナイト : 5 ~ 20 % である鋼組織を有し、
C濃度が 0.50 % 以上である領域の面積 $S_{C \geq 0.5}$ が、C濃度が 0.30 % 以上である領域の面積 $S_{C \geq 0.3}$ に占める割合 $S_{C \geq 0.5} / S_{C \geq 0.3} \times 100$ が 20 % 以上である、鋼板。
- [請求項2] 前記鋼組織において、内部の炭化物が $10 \mu\text{m}^2$ あたり 20 個以下のベイニティックフェライトに隣接して存在する残留オーステナイトの個数密度が、 $10000 \mu\text{m}^2$ あたり 50 個以上である、請求項1に記載の鋼板。
- [請求項3] 前記成分組成が、さらに、質量%で、
Ti : 0.1 %以下、
B : 0.01 %以下

のうちから選んだ1種または2種を含有する、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項4] 前記成分組成が、さらに、質量%で、

Cu : 1%以下、

Ni : 1%以下、

Cr : 1.0%以下、

Mo : 0.5%以下、

V : 0.5%以下、

Nb : 0.1%以下、

Zr : 0.2%以下および

W : 0.2%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する、請求項1～3のいずれかに記載の鋼板。

[請求項5] 前記成分組成が、さらに、質量%で、

Ca : 0.0040%以下、

Ce : 0.0040%以下、

La : 0.0040%以下、

Mg : 0.0030%以下、

Sb : 0.1%以下および

Sn : 0.1%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する、請求項1～4のいずれかに記載の鋼板。

[請求項6] 表面に亜鉛めっき層を有する、請求項1～5のいずれかに記載の鋼板。

[請求項7] 請求項1～6のいずれかに記載の鋼板を用いてなる部材。

[請求項8] 請求項1、3、4または5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を行い、

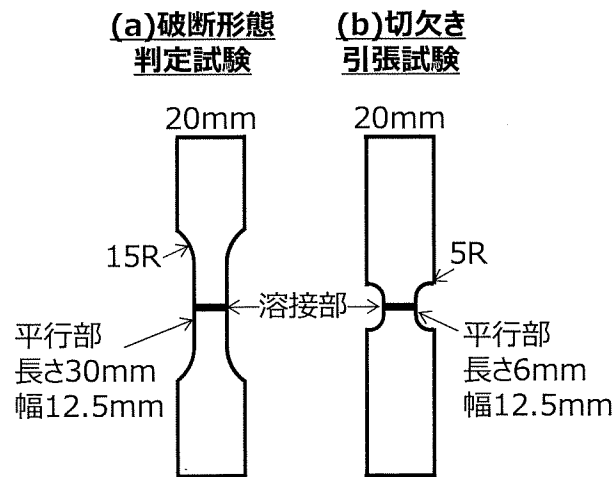
前記焼鈍は、
焼鈍温度：810～900℃で保持を行う工程と、
810℃から500℃までの温度範囲を平均冷却速度CR1：5～100℃／sで冷却する工程と、
500℃からマルテンサイト変態開始温度Ms（℃）以上かつ320℃以上の滞留停止温度T1までの温度範囲を平均冷却速度CR2：10℃／s以下で10s以上60s以下滞留させる工程と、
前記滞留停止温度T1から200℃以上300℃以下の冷却停止温度T2までの温度範囲を平均冷却速度CR3：3～100℃／sで冷却する工程と、
前記冷却停止温度T2から380℃までの温度範囲を平均加熱速度：2℃／s以上で加熱する工程と、
340℃以上590℃以下の温度範囲内で20s以上3000s以下の間、平均冷却速度CR4：0.01～5℃／sで滞留させる工程と、
、
50℃以下の温度まで平均冷却速度CR5：0.1℃／s以上で冷却する工程と、
を含む、鋼板の製造方法。

[請求項9] 前記平均冷却速度CR4：0.01～5℃／sで滞留させる工程において、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、請求項8に記載の鋼板の製造方法。

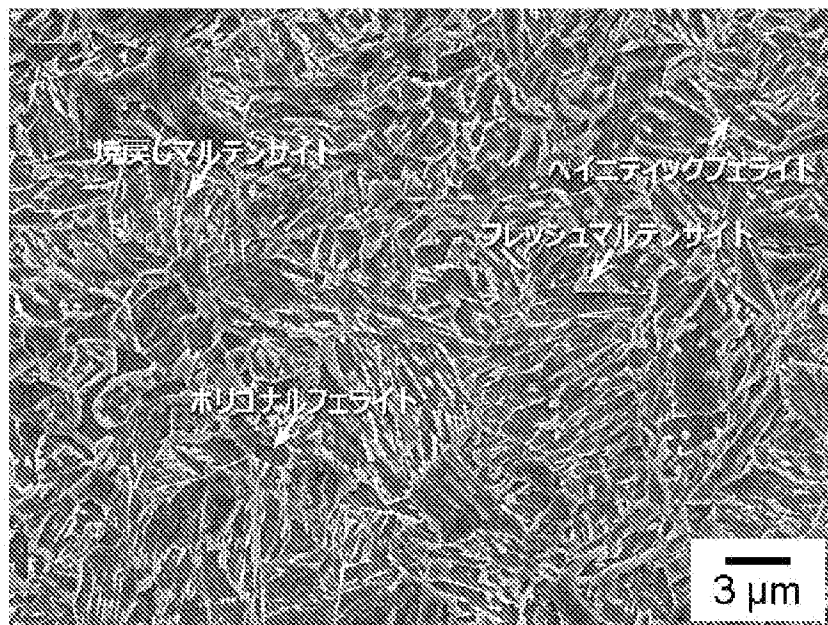
[請求項10] 前記平均冷却速度CR5：0.1℃／s以上で冷却する工程後に、電気亜鉛めっき処理を行う工程を含む、請求項8に記載の鋼板の製造方法。

[請求項11] 請求項1～6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]

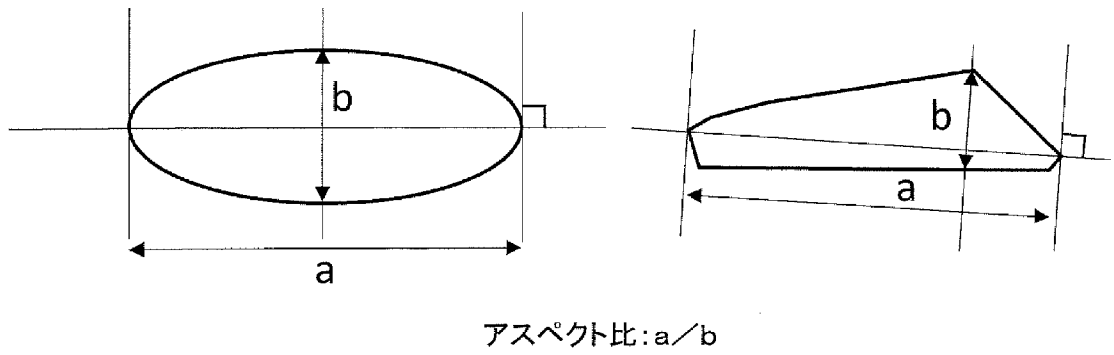


[図2]

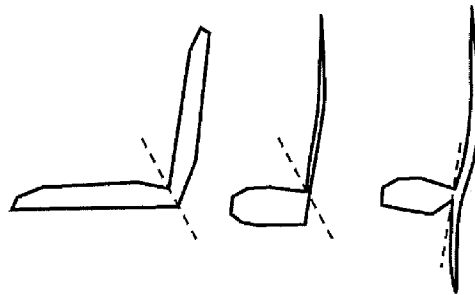


[図3]

(A)

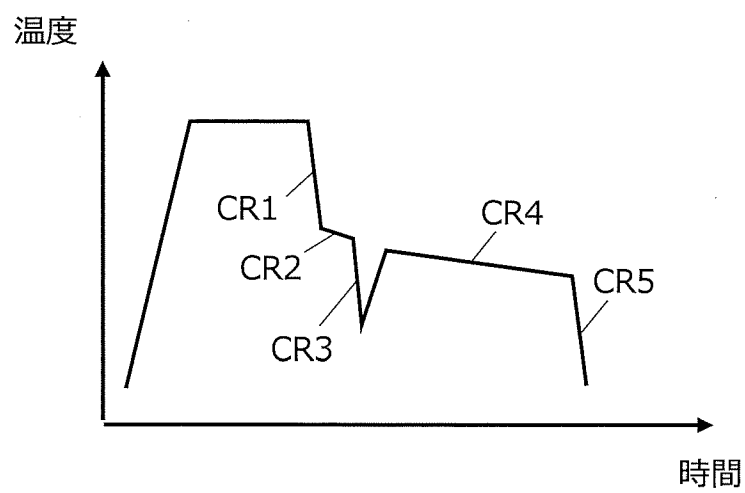


(B)



粒子同士が接触している場合、個々の粒子が
およそ均等に分割される破線位置で分割して
それぞれの粒子のサイズを測定

[図4]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2022/030898

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)

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

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 1971-2022

Registered utility model specifications of Japan 1996-2022

Published registered utility model applications of Japan 1994-2022

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 2020-509162 A (TOYOTA MOTOR CO LTD) 26 March 2020 (2020-03-26) claims, paragraph [0045]	1-11
A	WO 2020/136988 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 02 July 2020 (2020-07-02) claims	1-11
A	WO 2017/208759 A1 (KOBEL STEEL LTD) 07 December 2017 (2017-12-07) claims	1-11
A	JP 2016-180139 A (KOBEL STEEL LTD) 13 October 2016 (2016-10-13) claims, paragraphs [0023]-[0029], [0047]-[0048]	1-11
A	JP 2020-164990 A (JFE STEEL CORPORATION) 08 October 2020 (2020-10-08) claims	1-11
A	WO 2017/138504 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 17 August 2017 (2017-08-17) claims	1-11
A	JP 2020-100894 A (JFE STEEL CORPORATION) 02 July 2020 (2020-07-02) claims	1-11



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date

“L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

“T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

“X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

“Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

“&” document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

20 October 2022

Date of mailing of the international search report

01 November 2022

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/JP2022/030898

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP	2020-509162	A	26 March 2020	US 2019/0352750 A1 claims, paragraph [0089] WO 2018/096090 A1 CN 110268085 A	
WO	2020/136988	A1	02 July 2020	EP 3904552 A1 claims US 2022/0074013 A1 CN 113227428 A	
WO	2017/208759	A1	07 December 2017	(Family: none)	
JP	2016-180139	A	13 October 2016	(Family: none)	
JP	2020-164990	A	08 October 2020	(Family: none)	
WO	2017/138504	A1	17 August 2017	EP 3415656 A1 claims US 2019/0040483 A1 CN 108603271 A	
JP	2020-100894	A	02 July 2020	(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）） C22C38/00-38/60; C21D9/46-9/48; C21D8/00-8/04										
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										
<table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922-1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971-2022年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996-2022年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994-2022年</td> </tr> </table>			日本国実用新案公報	1922-1996年	日本国公開実用新案公報	1971-2022年	日本国実用新案登録公報	1996-2022年	日本国登録実用新案公報	1994-2022年
日本国実用新案公報	1922-1996年									
日本国公開実用新案公報	1971-2022年									
日本国実用新案登録公報	1996-2022年									
日本国登録実用新案公報	1994-2022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 2020-509162 A（トヨタ自動車株式会社）26.03.2020（2020-03-26） 特許請求の範囲，[0045]	1-11								
A	WO 2020/136988 A1（JFEスチール株式会社）02.07.2020（2020-07-02） 請求の範囲	1-11								
A	WO 2017/208759 A1（株式会社神戸製鋼所）07.12.2017（2017-12-07） 請求の範囲	1-11								
A	JP 2016-180139 A（株式会社神戸製鋼所）13.10.2016（2016-10-13） 特許請求の範囲，[0023] - [0029]，[0047] - [0048]	1-11								
A	JP 2020-164990 A（JFEスチール株式会社）08.10.2020（2020-10-08） 特許請求の範囲	1-11								
A	WO 2017/138504 A1（JFEスチール株式会社）17.08.2017（2017-08-17） 請求の範囲	1-11								
A	JP 2020-100894 A（JFEスチール株式会社）02.07.2020（2020-07-02） 特許請求の範囲	1-11								
☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。 ☒ パテントファミリーに関する別紙を参照。										
<table border="0"> <tr> <td> * 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 </td> <td> “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 </td> </tr> </table>			* 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						
* 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 20.10.2022		国際調査報告の発送日 01.11.2022								
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） 鈴木 毅 4K 9154 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/JP2022/030898

引用文献			公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP	2020-509162	A	26.03.2020	US 2019/0352750 A1 Claims, [0089] WO 2018/096090 A1 CN 110268085 A	
WO	2020/136988	A1	02.07.2020	EP 3904552 A1 Claims US 2022/0074013 A1 CN 113227428 A	
WO	2017/208759	A1	07.12.2017	(ファミリーなし)	
JP	2016-180139	A	13.10.2016	(ファミリーなし)	
JP	2020-164990	A	08.10.2020	(ファミリーなし)	
WO	2017/138504	A1	17.08.2017	EP 3415656 A1 Claims US 2019/0040483 A1 CN 108603271 A	
JP	2020-100894	A	02.07.2020	(ファミリーなし)	