

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2018年10月18日(18.10.2018)



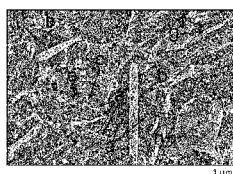
(10) 国際公開番号

WO 2018/189950 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/JP2017/043925
- (22) 国際出願日: 2017年12月7日(07.12.2017)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2017-080193 2017年4月14日(14.04.2017) 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: 小野 義彦(ONO Yoshihiko); 〒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). 戸畑 潤也(TOBATA Junya); 〒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). 秋元 浩幸(AKIMOTO Hiroyuki); 〒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 PLATE AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 鋼板およびその製造方法



- a: 上部ベイナイト(炭化物を殆ど含まない)
b: 上部ベイナイトに隣接して生成するプレート状残留γ
(粒子幅が0.18~0.60μm, 粒子長さが1.7~7.0μm, アスペクト比が5~15である残留γ)
c: 焼戻しマルテンサイト
d: 焼戻しマルテンサイトに隣接して生成するフィルム状残留γもしくはフレッシュマルテンサイト
e: 焼戻しマルテンサイト内部に生成する炭化物
f: 下部ベイナイト
g: 下部ベイナイトに隣接して生成するフィルム状残留γもしくはフレッシュマルテンサイト
h: 塊状のフレッシュマルテンサイトまたは残留γ
(円相当粒子径が1.5~15μmでありアスペクト比が3以下のフレッシュマルテンサイトまたは残留γ粒子)
i: フェライト

- FIG. 1:
a Upper bainite (containing almost no carbide)
b Plate-shaped residue γ occurring adjacent to upper bainite (residue γ having particle width of 0.18-0.60 μm, particle length of 1.7-7.0 μm, and aspect ratio of 5-15)
c Tempered martensite
d Film-shaped residue γ or fresh martensite, occurring adjacent to tempered martensite
e Carbide occurring inside tempered martensite
f Lower bainite
g Film-shaped residue γ or fresh martensite, occurring adjacent to lower bainite
h Aggregate fresh martensite or residue γ (fresh martensite or residue γ particles having circle-equivalent particle diameter of 1.5-15 μm and aspect ratio of no more than 3)
i Ferrite

(57) Abstract: Provided are: a steel plate having extremely high ductility and excellent stretch flangeability; and a production method therefor. The steel plate includes: a prescribed component composition; 6% – 80% ferrite by area ratio; 20% – 94% of a composition comprising at least one type of upper bainite, fresh martensite, tempered martensite, lower bainite, or residue γ; and 7% – 20% of residue γ by volume ratio. The area ratio $S_{\gamma UB}$ of residue γ having a particle width of 0.18 – 0.60 μm, a particle length of 1.7 – 7.0 μm, and an aspect ratio of 5 – 15 is 0.2% – 5%. The total area ratio $S_{\gamma Block}$ of fresh martensite having a circle-equivalent particle diameter of 1.5 – 15 μm and an aspect ratio of no more than 3 and/or residue γ particles having a circle-equivalent diameter of 1.5 – 15 μm and an aspect ratio of no more than 3 is no more than 3% (including 0%).

(57) 要約: 極めて高い延性と優れた伸びフランジ成形性を有する鋼板およびその製造方法を提供する。特定の成分組成と、面積率でフェライト: 6~80%、上部ベイナイト、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留γの1種もしくは2種以上からなる組織: 20~94%、体積率で残留γ: 7~20%を含み、粒子幅が0.18~0.60μm、粒子長さが1.7~7.0μm、アスペクト比が5~15である残留γの面積率: $S_{\gamma UB}$ が0.2~5%であり、円相当粒子直径が1.5~15μm、アスペクト比が3以下のフレッシュマルテンサイトおよび/または円相当粒子直径が1.5~15μm、アスペクト比が3以下の残留γ粒子の合計面積率: $S_{\gamma Block}$ が3%以下(0%を含む)である鋼板とする。

BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

- (84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

- 一 国際調査報告(条約第21条(3))

明 細 書

発明の名称： 鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、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、鋼板およびそ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。

[0003] 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 γ を分散させたTRIP鋼が開発されている。

[0004] 例えば、特許文献1には、C：0.10～0.45%、S：0.5～1.8%、Mn：0.5～3.0%を含む鋼を焼鈍後に350～500℃で1～30min保持して残留 γ を生成させることでTS：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。

[0005] 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。

[0006] 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400℃付近に再加熱して保持することで、フ

エライト、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（ M_s 点）～マルテンサイト変態完了温度（ M_f 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 ; *Q u e n c h i n g & P a r t i t i o n i n g*（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。

[0007] 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を、ポリゴナルフェライトを5%以下とするために $A_{e3} - 10^{\circ}\text{C}$ 以上の温度で焼鈍し、その後、 $M_s - 10^{\circ}\text{C} \sim M_s - 100^{\circ}\text{C}$ の比較的高温で冷却を停止することで、 400°C 付近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。

[0008] さらに特許文献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、 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で $150 \sim 400^{\circ}\text{C}$ まで冷却し、その温度域で $10 \sim 200 \text{ sec}$ 保持することで低温域のベイナイトを生成させ、 400°C 超 540°C 以下の温度域に再加熱して 50 sec 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。

先行技術文献

特許文献

[0009] 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3881559号公報

特許文献5：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

- [0010] しかしながら、特許文献１に記載の従来のＴＲＩＰ鋼は、ＥＩ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。
- [0011] 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。
- [0012] 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ＥＩ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_n 、ＥＩで表され、 U_n 、ＥＩをさらに増加させる必要がある。
- [0013] 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、ＥＩ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。
- [0014] 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。
- [0015] 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。

[0016] 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、780～1450MPa級の引張強度を有する場合でも、極めて高い延性と優れた伸びフランジ成形性を有する鋼板およびその製造方法を提供しようとするものである。

課題を解決するための手段

[0017] 本発明者らは、極めて高い延性と優れた伸びフランジ成形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。

[0018] まず、従来、(1) オーステンパ処理を施したTRIP鋼で伸びフランジ成形性が不十分だった原因、(2) Q & Pを利用した鋼で延性が不十分だった原因を検討した。(1)の原因は、次の通りと考えられる。オーステンパを施したTRIP鋼では、400℃付近のオーステンパ時に炭素がベイナイトから未変態オーステナイトに拡散し、bcc相とfcc相の自由エネルギーが等しくなる T_0 組成にオーステナイト中の炭素量が近づいた時点でベイナイト変態が停滞する。この変態の停滞により、 T_0 組成付近まで炭素が濃化した硬質なマルテンサイトや残留 γ で構成される塊状組織が残存する。(2)の原因は次の通りと考えられる。Q & Pを利用した鋼では、冷却停止温度を十分低下させることで塊状組織は低減できるものの、マルテンサイト中での炭化物の析出や炭素の安定化により、オーステナイト相への炭素の供給が阻害され、残留 γ の安定化が十分に行われない。

[0019] Q & Pプロセスの最終テンパー過程で上部ベイナイトを多く生成させようとする場合は、(1)の現象が生じることが不可避である。つまり、従来提案された熱処理方法では、上部ベイナイト変態に隣接して生成する安定な残留 γ の利用と、塊状組織の低減を両立するのは難しい。このため、従来技術では、ある一定の延性と伸びフランジ特性の範囲からの脱却が難しい。

[0020] これに対して、上部ベイナイトに隣接して生じる安定な残留 γ の利用と、塊状組織の低減を両立し、上記の技術による特性範囲を超える特性を付与する熱処理技術を新たに見出した。それは以下の骨子による。

[0021] (i) 焼鈍後、冷却する過程で、炭化物析出をほとんど伴わない上部ベイ

ナイトの変態ノーズの450℃付近（405～470℃）で14sec以上200sec以下保持し、高温域で生じるベイナイトを優先して生成させる。この中間保持により、最終組織において延性向上に貢献するプレート状（断面組織では針状）の残留 γ を形成させる。

[0022] (ii) 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2次冷却を開始し、 $M_s - 90^\circ\text{C}$ （本成分範囲では少なくとも335℃以下）の低温域まで冷却する。これにより、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、塊状組織を十分低減する。

[0023] (iii) その後400℃付近に再加熱・保持し、マルテンサイトを焼戻しマルテンサイトにするのと同時に、冷却途中保持で上部ベイナイトに隣接して生成させたプレート状の残留 γ_{UB} 、2次冷却中に生成したマルテンサイトや下部ベイナイトに隣接して残存するフィルム状の残留 γ に炭素を分配させ、プレート状およびフィルム状の2種類の残留 γ を安定化させる。この2段冷却+再加熱保持処理では、とりわけプレート状の γ_{UB} で炭素の濃化が著しく促進される。それは、プレート状の γ_{UB} の近傍では炭化物の析出による炭素の浪費が抑えられること、プレート状の γ_{UB} 近傍の405℃以上で生成する高温域の上部ベイナイトではベイナイトから γ への炭素の離脱が容易に生じることによる。

[0024] (iv) 張り出し成形と伸びフランジ成形が一つの部品内でともに存在するような複合成形の場合、プレスのビード張力を増加させると鋼板の流入が抑制されて張り出し成形部分で割れが生じやすくなり、ビード張力を弱めると鋼板の流入量が多くなってフランジ部での割れが生じやすくなる。これら両者の割れを回避するためには、延性の指標の一樣伸び（ $U, E1$ ）と伸びフランジ成形性の指標の λ を、780～1180MPa級では（ $TS \times U, E1 - 7000$ ） $\times \lambda \geq 290000$ で表される範囲に制御することが重要である。より部品を限定し、部品形状の最適化を行うことでより高強度な1320MPa級を適用することも可能になるが、1320MPa級を適用す

る場合においても $(TS \times U, EI - 7000) \times \lambda \geq 200000$ で表される範囲に制御することが重要である。また、 U, EI は、 $TS : 780 \sim 1180 \text{ MPa}$ 級 (TS の範囲で $780 \sim 1319 \text{ MPa}$) では 9% 以上、より好ましくは 10% 以上、 $TS : 1320 \text{ MPa}$ 級 (TS の範囲で 1320 MPa 以上) では 8% 以上、より好ましくは 9% 以上、 λ は $TS : 780 \sim 1180 \text{ MPa}$ 級 (TS の範囲で $780 \sim 1319 \text{ MPa}$) では 40% 以上、より好ましくは 45% 以上、 $TS : 1320 \text{ MPa}$ 級 (TS の範囲で 1320 MPa 以上) では 30% 以上、より好ましくは 35% 以上、確保することで成形の安定性は格段に向上する。

[0025] このように上部ベイナイト変態をマルテンサイト変態の前に活用し、残部の塊状組織の残存量を $Q \& P$ 処理により制御するという二段冷却処理を行うことで、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を両立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。

[0026] 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。

[0027] [1] 質量%で、 $C : 0.06 \sim 0.25\%$ 、 $Si : 0.6 \sim 2.5\%$ 、 $Mn : 2.3 \sim 3.5\%$ 、 $P : 0.02\%$ 以下、 $S : 0.01\%$ 以下、 $sol.A1 : 0.50\%$ 未満、 $N : 0.015\%$ 未満を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる成分組成と、面積率でフェライト : $6 \sim 80\%$ 、上部ベイナイト、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留 γ の1種もしくは2種以上からなる組織 : $20 \sim 94\%$ 、体積率で残留 $\gamma : 7 \sim 20\%$ を含み、粒子幅が $0.18 \sim 0.60 \mu m$ 、粒子長さが $1.7 \sim 7.0 \mu m$ 、アスペクト比が $5 \sim 15$ である残留 γ_{UB} の面積率 : $S_{\gamma_{UB}}$ が $0.2 \sim 5\%$ であり、円相当粒子直径が $1.5 \sim 15 \mu m$ 、アスペクト比が3以下のフレッシュマルテンサイトおよび／または円相当粒子直径が $1.5 \sim 15 \mu m$ 、アスペクト比が3以下の残留 γ 粒子の合計面積率 : S_{γ_B}

lock が 3 % 以下 (0 % を含む) である鋼板。

- [0028] [2] ポリゴナルフェライト内部に分布し、アスペクト比が 3 以下で円相当粒子直径が $0.15 \sim 1.9 \mu\text{m}$ のフレッシュマルテンサイトおよび／またはアスペクト比が 3 以下で円相当粒子直径が $0.15 \sim 1.9 \mu\text{m}$ の残留 γ 粒子の合計個数 N_{MA} とポリゴナルフェライト粒の合計個数 N_P の比率 N_{MA}/N_P が 0.3 以下である [1] に記載の鋼板。
- [0029] [3] 前記組織において、C 濃度が 0.7 ~ 1.3 % であり、隣接領域の C 濃度が 0.07 % 以下である領域の合計面積率： $S_{C濃化}$ が 0.2 ~ 5 % である [1] または [2] に記載の鋼板。
- [0030] [4] C 濃度が 0.7 ~ 1.3 % であり、隣接領域の C 濃度が 0.07 % 以下である前記領域は、残留 γ である [3] に記載の鋼板。
- [0031] [5] C 濃度が 0.7 ~ 1.3 % であり、隣接領域の C 濃度が 0.07 % 以下である前記領域は、残留 γ_{ub} 粒子である [3] に記載の鋼板。
- [0032] [6] 前記隣接領域が上部ベイナイトを含む [3] ~ [5] のいずれかに記載の鋼板。
- [0033] [7] ポリゴナルフェライト以外である残部の、上部ベイナイト、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留 γ からなる領域の Mn 濃度： $Mn_{\gamma 2nd}$ と鋼板の平均 Mn 濃度： Mn_{Bulk} の比 $Mn_{\gamma 2nd}/Mn_{Bulk}$ が 1.1 以上である [1] ~ [6] のいずれかに記載の鋼板。
- [0034] [8] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Ti : 0.002 ~ 0.1 %、B : 0.0002 ~ 0.01 % のうちから選んだ 1 種または 2 種以上を含有する [1] ~ [7] のいずれかに記載の鋼板。
- [0035] [9] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu : 0.005 ~ 1 %、Ni : 0.01 ~ 1 %、Cr : 0.01 ~ 1.0 %、Mo : 0.01 ~ 0.5 %、V : 0.003 ~ 0.5 %、Nb : 0.002 ~ 0.1 %、Zr : 0.005 ~ 0.2 % および W : 0.005 ~ 0.2 % のうちから選んだ 1 種または 2 種以上を含有する、[1] ~ [8] のいずれかに記載の鋼板。
- [0036] [10] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Ca : 0.0002 ~ 0.

0.040%、Ce : 0.0002~0.0040%、La : 0.0002~0.0040%、Mg : 0.0002~0.0030%、Sb : 0.002~0.1%およびSn : 0.002~0.1%のうちから選んだ1種または2種以上を含有する、[1]~[9]のいずれかに記載の鋼板。

[0037] [11] 前記成分組成が、さらに、質量%で、W : 0.005~0.2%を含有する、[1]~[10]のいずれかに記載の鋼板。

[0038] [12] 引張強度が780MPa以上1450MPa以下である[1]~[11]のいずれかに記載の鋼板。

[0039] [13] [1]、[8]~[11]のいずれかに記載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、冷延鋼板を、連続焼鈍ライン(CAL)において780~880℃の焼鈍温度で焼鈍し、次いで780~470℃の温度範囲を平均冷却速度：5.0~2000℃/sで冷却したのち、470~405℃の温度範囲で14~200sec保持し、さらに405℃から(A)式で表される冷却停止温度：Ts qまでの温度範囲を平均冷却速度：5.0~80℃/sで冷却し、さらに冷却停止温度から370℃までの温度範囲を平均加熱速度：3℃/s以上で加熱を行い、300~550℃で35~3000sec保持した後、室温まで冷却する鋼板の製造方法。

ここで、冷却停止温度Ts q (℃)は $M_s - 90 \geq T_{s q} \geq M_s - 180 \cdots (A)$

$M_s = 539 - 474 \times [\%C] / (100 - V_F) \times 100 - 30.4 \times [\%Mn] \times 1.2 - 12.1 \times [\%Cr] - 7.5 \times [\%Mo] - 17.7 \times [\%Ni] \cdots (B)$

[%C]、[%Mn]、[%Cr]、[%Mo]、[%Ni]はC、Mn、Cr、Mo、Niそれぞれの含有量(質量%)を表し、含まない場合は0とし、VFはフェライトの面積率(%)を表す。

発明の効果

[0040] 本発明によれば、極めて高い延性と優れた伸びフランジ成形性を両立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。

図面の簡単な説明

[0041] [図1]SEM画像の一例を示す図である。

[図2]アスペクト比、粒子幅、粒子長さを説明するための図である。

[図3]製造条件の一例を示す図である。

[図4]C濃度と分析長さとの関係を表すグラフの一例を示す図である。

発明を実施するための形態

[0042] 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。

[0043] 本発明の鋼板は、特定の成分組成と特定の鋼組織とを有する。そこで、成分組成、鋼組織の順で本発明の鋼板を説明する。

[0044] 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。

[0045] C : 0.06 ~ 0.25 %

Cは、焼き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。Cの含有量が0.06%未満では鋼板の強度、鋼板の延性が十分に確保できないので、その下限は0.06%とする。好ましくは0.09%以上、より好ましくは0.11%以上である。その含有量が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変態に隣接して生成するプレート状の残留 γ_{UB} 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、鋼板のスポット溶接性、曲げ性、穴拡げ性といった諸特性が著しく劣化する。このため、C含有量の上限は0.25%とする。延性やスポット溶接性向上の観点からはC含有量は0.22%以下とすることが望ましい。延性およびスポット溶接性をさらに改善する観点からはC含有量は0.20%以下とすることがさらに望まし

い。

[0046] Si : 0.6 ~ 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から含有する。炭化物の生成を抑制して延性を向上させる観点から、Si 含有量は0.6 %以上にする。延性向上の観点から、Si 含有量は0.8 %以上が好ましい。より好ましくは0.9 %以上、さらに好ましくは1.0 %以上である。Si の含有量が2.5 %を超えると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。このため、Si の含有量は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はSi の含有量は2.0 %未満とするのが好ましい。溶接部の靱性確保の観点からはSi の含有量は1.8 %以下、さらには1.5 %以下とするのが好ましい。

[0047] Mn : 2.3 ~ 3.5 %

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観点、 $\alpha + \gamma$ 2 相域焼鈍時に γ 中に濃化して残留 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 の含有量は2.3 %以上とする。従来の熱処理方法の中で、最終工程でベイナイト変態を活用する手法では、Mn を2.3 %以上含有すると、硬質なマルテンサイトや残留 γ からなる塊状組織が多量に残存して伸びフランジ成形性が低下していた。しかし、本発明では、後述する熱処理方法を採用により得られる組織を有するので、Mn を多量に含有しても塊状組織を低減することが可能であり、Mn 含有による残留 γ の安定化作用や体積率増加作用を享受することが出来る。残留 γ を安定化させて延性を向上させる観点からは、Mn 含有量は2.5 %以上が好ましい。好ましくは2.6 %以上、より好ましくは2.8 %以上である。Mn の含有量が3

、5%を超えるとベイナイト変態が著しく遅延するので高い延性を確保する事が困難になる。また、Mnの含有量が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3.1%以下である。

[0048] 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は0.02%以下とする。スポット溶接性を改善する観点からはP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%以上が好ましい。

[0049] S : 0.01%以下

Sは熱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、穴抜き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は0.01%以下とする。本発明ではC、Si、Mnの含有量が非常に高いのでスポット溶接性が悪化しやすく、スポット溶接性を改善する観点からはS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。

[0050] sol. Al : 0.50%未満

Alは脱酸のため、あるいはSiの代替として残留 γ を安定化する目的で含有する。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は0.01%以上とすることが望ましい。一方、sol. Alが0.50%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するので、sol. Alは0.50%未満とする。高い強度を得るためにsol. Alは0.20%未満とすることがさらに好ましく、0.10%以下とす

ることがより一層好ましい。

[0051] 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の含有量は0.015%未満とする。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%以上が好ましい。

[0052] 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。

[0053] Ti : 0.002~0.1%

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%以上にすることが望ましい。Nを十分固定する観点からはTi含有量は0.008%以上がさらに好ましい。より好ましくは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ので、Ti含有量は0.1%以下にすることが望ましい。より好ましくは0.05%以下である。高い延性を確保するためにTiは0.03%以下とすることがさらに好ましい。

[0054] B : 0.0002~0.01%

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。また、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の効果を得るには、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%以上がより好ましい。さらに好ましくは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含有量は0.01%以下が好ましい。より好ましくは0.0050%以下である。さらに好ましい範囲は0.0030%以下である。

[0055] Cu : 0.005 ~ 1 %

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効果がある。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、製造コストを低減することができる。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は、Cuは0.05%以上含有させることがより望ましい。さらに好ましくは0.10%以上である。しかしながら、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ので、Cu含有量は1%以下とすることが望ましい。より好ましくは0.4%以下、さらに好ましくは0.2%以下である。

[0056] Ni : 0.01 ~ 1 %

Niも、Cuと同様、耐食性を向上する作用のある元素である。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作用がある。このため、Niは0.01%以上含有させることが望ましい。より好ましくは0.04%以上、さらに好ましくは0.06%以上である。しかし、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含有量は1%以下とする。より好ましくは0.4%以下、さらに好ましくは0.2%以下である。

[0057] Cr : 0.01 ~ 1.0 %

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出来る。このような効果を得るには、Cr含有量は0.01%以上が望ましい。より好ましくは0.03%以上、さらに好ましくは0.06%以上である。ただし、Crを過剰に含有すると耐孔食性が劣化するのでCr含有量は1.0%以下とす

る。より好ましくは0.8%以下、さらに好ましくは0.4%以下である。

[0058] Mo : 0.01~0.5%

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出来る。このような効果を得るには、Mo含有量は0.01%以上が好ましい。より好ましくは0.03%以上、さらに好ましくは0.06%以上である。ただし、Moは冷延鋼板の化成処理性を著しく劣化させるので、その含有量は0.5%以下とすることが好ましい。化成処理性向上の観点からはMoは0.15%以下とすることがさらに好ましい。

[0059] V : 0.003~0.5%

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出来る。その効果を得るためにはV含有量は0.003%以上が望ましい。より好ましくは0.005%以上、さらに好ましくは0.010%以上である。ただし、Vを多量に含有すると鑄造性が著しく劣化するのでV含有量は0.5%以下が望ましい。より好ましくは0.3%以下、さらに好ましくは0.1%以下である。

[0060] Nb : 0.002~0.1%

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出来る。その効果を得るためにはNb含有量は0.002%以上が望ましい。より好ましくは0.004%以上、さらに好ましくは0.010%以上である。ただし、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含有量は0.1%以下が望ましい。より好ましくは0.05%以下、さらに好ましくは0.03%以下である。

[0061] Zr : 0.005~0.2%

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はZr含有量は0.005%以上が望ましい。より好ましくは0.008%以上、さらに好ましくは0.010%以上である。ただし、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含有量は0.2%以下が望ましい。より好ましくは0.15%以下、さらに好ましくは0.08%以下である。

[0062] W : 0.005 ~ 0.2%

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はW含有量は0.005%以上が望ましい。より好ましくは0.008%以上、さらに好ましくは0.010%以上である。ただし、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含有量は0.2%以下が望ましい。より好ましくは0.15%以下、さらに好ましくは0.08%以下である。

[0063] Ca : 0.0002 ~ 0.0040%

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。より好ましくは0.0005%以上、さらに好ましくは0.0010%以上である。ただし、Caは多量に添加すると表面品質や曲げ性を劣化させるので、Ca含有量は0.0040%以下とすることが望ましい。より好ましくは0.0035%以下、さらに好ましくは0.0020%以下である。

[0064] Ce : 0.0002 ~ 0.0040%

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。より好ましくは0.0004%以上、さらに好ましくは0.0006%以上である。ただし、Ceを多量に添加すると表面品質や曲げ性が劣化するので、Ce含有量は0.0040%以下とすることが望ましい。より好ましくは0.0035%以下、さらに好ましくは0.0020%以下である。

[0065] La : 0.0002~0.0040%

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。より好ましくは0.0004%以上、さらに好ましくは0.0006%以上である。ただし、Laを多量に添加すると表面品質や曲げ性が劣化するので、La含有量は0.0040%以下とすることが望ましい。より好ましくは0.0035%以下、さらに好ましくは0.0020%以下である。

[0066] Mg : 0.0002~0.0030%

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。より好ましくは0.0004%以上、さらに好ましくは0.0006%以上である。ただし、Mgを多量に添加すると表面品質や曲げ性が劣化するので、Mg含有量は0.0030%以下とすることが望ましい。より好ましくは0.0025%以下、さらに好ましくは0.0010%以下である。

[0067] Sb : 0.002~0.1%

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%以上が望ましい。より好ましくは0.004%以上、さらに好ましくは0.006%以上である。ただし、Sb含有量が0.1%を超えると、鑄造性が劣化し、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、S b含有量は0.1%以下が望ましい。より好ましくは0.04%以下、さらに好ましくは0.03%以下である。

[0068] S n : 0.002~0.1%

S n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、S n含有量は0.002%以上が望ましい。より好ましくは0.004%以上、さらに好ましくは0.006%以上である。ただし、S n含有量が0.1%を超えると、鑄造性が劣化する。また、旧 γ 粒界にS n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含有量は0.1%以下が望ましい。より好ましくは0.04%以下、さらに好ましくは0.03%以下である。

[0069] 上記以外の残部は、F eおよび不可避免の不純物である。また、上記任意成分を下限值未満で含む場合、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、上記任意元素を下限值未満で含む場合、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。

[0070] 次に、本発明の鋼板の鋼組織について、説明する。

[0071] フェライト : 6~80%

高い延性を確保するために、フェライトは面積率で6%以上とする。より好ましくは8%以上、さらに好ましくは11%以上である。一方、所定の強度を得るためにフェライトは面積率で80%以下とする。より好ましくは50%以下、さらに好ましくは20%未満でさらには15%未満とするのがよい。ここで、フェライトはポリゴナルなフェライトを指す。

[0072] 上部ベイナイト、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留 γ の1種もしくは2種以上からなる組織 : 20~94%

所定の強度、延性、伸びフランジ成形性を確保するためにこれらの面積率は20~94%とする。下限についてより好ましくは50%以上、さらに好ましくは80%超であり、さらには85%超とするのが良い。上限について

より好ましくは92%以下、さらに好ましくは89%以下である。上部ベイナイト、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留 γ の面積率をSEM写真で、各組織の含有量は次の範囲にあることが多いと考えられる。上部ベイナイトは面積率で3~20%である。焼戻しマルテンサイトは面積率で5~80%である。下部ベイナイトは面積率で0~50%である。

[0073] 残留 γ : 7~20%

高い延性を確保するために、鋼組織全体に対して残留 γ は体積率で7%以上とする。より好ましくは9%以上、さらに好ましくは10%以上である。この残留 γ 量には、上部ベイナイトに隣接して生成する残留 γ とマルテンサイトや下部ベイナイトに隣接して生成する残留 γ の両者を含む。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。より好ましくは15%以下であり、また、「体積率」は「面積率」とみなすことができる。

[0074] 粒子幅が0.18~0.60 μm 、粒子長さが1.7~7.0 μm 、アスペクト比が5~15である残留 γ_{UB} の面積率： $S_{\gamma_{\text{UB}}}$ が0.2~5%

後述する製造方法において、冷却過程の470~405℃の中間温度域で保持することで、炭化物をほとんど含まない上部ベイナイト（ベイニティックフェライト）に隣接して生成するプレート状の残留 γ_{UB} を得ることができる。このプレート状の残留 γ_{UB} 粒子は、粒子幅が0.18~0.60 μm 、粒子長さが1.7~7.0 μm 、アスペクト比が5~15である。この残留 γ_{UB} を生成させることで、その生成量が微量であっても延性が向上する。その効果は、残留 γ_{UB} の面積率： $S_{\gamma_{\text{UB}}}$ が0.2%以上確保されることで得られる。したがって $S_{\gamma_{\text{UB}}}$ は0.2%以上とする。 $S_{\gamma_{\text{UB}}}$ を0.3%以上とすることで、延性は著しく上昇するので、 $S_{\gamma_{\text{UB}}}$ は0.3%以上とすることがさらに望ましい。より好ましくは0.4%以上である。ここで注意すべき点は、粒子幅、粒子長さ、アスペクト比が同一の鋼組織であってもC濃化量が少ない場合は、フ

レッシュマルテンサイトとなり、延性の向上に対する寄与が著しく小さいばかりか伸びフランジ成形性を著しく劣化させる。この組織は所謂MAと称される組織の一つであり、本規定の組織は、Cが顕著に濃化した安定な γ でありこのMAとは異なり区別しなければならない。このため、後述するように本組織はEBSDでfcc構造であることを確認したもののみを対象とする。また、このプレート状の残留 γ_{UB} が多くなりすぎると、炭素の消費量が多くなりすぎ、大幅な強度低下が生じる。また、伸びフランジ成形性の低下や耐遅れ破壊特性の劣化を招く。したがって、 $S_{\gamma_{UB}}$ は5%以下とする。より好ましくは4%以下、さらに好ましくは3%以下である。なお、上記面積率は、鋼組織全体における面積率を意味する。なお、残留 γ_{UB} の面積率は、EBSDを用いてフェーズマップデータを得、fcc構造の組織を対象に測定し、他の金属相(bcc系)から区別しうる。

[0075] 上記の通り、粒子長さが $1.7\mu m$ 以上のものがプレート状である。また、粒子長さが $1.7\mu m$ 未満のものがフィルム状であるとする。

[0076] 円相当粒子直径が $1.5\sim 15\mu m$ でありアスペクト比が3以下のフレッシュマルテンサイトおよび／または円相当粒子直径が $1.5\sim 15\mu m$ でありアスペクト比が3以下の残留 γ 粒子の合計面積率： $S_{\gamma_{Block}}$ が3%以下

従来、最終テンパー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2%以下に低減してベイナイト変態を促進したり、 γ 単相から急冷してベイナイト変態を促進していた。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、また γ 単相から急冷して組織全面をベイナイト変態させるとフェライトが生成していないことによって、延性が損なわれていた。これに対して、本発明では、Mnを多く含む鋼板を2相域焼鈍した場合でもベイナイト変態の利用と塊状組織の低減の両者が可能である。この伸びフランジ成形性に悪影響する塊状組織は、円相当粒子直径が $1.5\sim 15\mu m$ でありアスペクト比が3以下のフレッシュマルテンサイトおよび円相当粒子直径が1.

5～15 μm でありアスペクト比が3以下の残留 γ 粒子であり、その合計面積率： $S_{\gamma\text{Block}}$ を3%以下に低減することで優れた伸びフランジ性成形を確保できる。優れた伸びフランジ性成形を確保するために $S_{\gamma\text{Block}}$ は2%未満とすることが一層好ましい。また、 $S_{\gamma\text{Block}}$ は0%でもよい。なお、円相当粒子直径が1.5～15 μm でありアスペクト比が3以下のフレッシュマルテンサイト、円相当粒子直径が1.5～15 μm でありアスペクト比が3以下の残留 γ 粒子のいずれか一方のみ含む場合には、その含まれるものの面積率を合計面積率とする。

[0077] ポリゴナルフェライト内部に分布し、アスペクト比が3以下で円相当粒子直径が0.15～1.9 μm のフレッシュマルテンサイトおよび／またはアスペクト比が3以下で円相当粒子直径が0.15～1.9 μm の残留 γ 粒子の合計個数 N_{MA} とポリゴナルフェライト粒の合計個数 N_P の比率 N_{MA}/N_P ：0.3以下

例えば、ベイナイト変態を利用するために γ 単相域焼鈍を行った場合、その後に15℃/以下の緩冷却が行われると、冷却中にポリゴナルフェライトが生成し、それに付随して必然的にポリゴナルフェライト内部に分布するアスペクト比が3以下で円相当粒子直径が0.15～1.9 μm の円～楕円状の微細なフレッシュマルテンサイトおよび／または残留 γ がフェライト粒内に生成する。この組織には残留 γ を十分に安定するC量（約1%）には達しないが、緩冷却中に生じる一定量のC、Mnの濃化が避けられないのでMs点が低下して、焼き戻し前までにマルテンサイト変態させることができず、最終冷却時にフレッシュマルテンサイトとなるかそのままC濃化量の少ない残留 γ となる。このような組織は極めて硬質なマルテンサイトもしくは残留 γ の場合はわずかな塑性変形後に極めて硬質なマルテンサイトに変態するため、粒子直径が2 μm 未満であっても λ の低下をもたらす。その影響はフレッシュマルテンサイトおよび／または残留 γ 粒子の合計個数 N_{MA} とポリゴナルフェライト粒の合計個数 N_P の比率 N_{MA}/N_P が0.3以下で軽減されるので、 N_{MA}/N_P はこの範囲とする。また、比率 N_{MA}/N_P は0でもよい。フレ

ッシュマルテンサイトおよび残留 γ 粒子が含まれない場合に比率 N_{MA}/N_P は0になる。なお、アスペクト比が3以下で円相当粒子直径が $0.15 \sim 1.9 \mu m$ のフレッシュマルテンサイト、アスペクト比が3以下で円相当粒子直径が $0.15 \sim 1.9 \mu m$ の残留 γ 粒子のいずれか一方を含む場合には、その含むものの個数を合計個数 N_{MA} とする。

[0078] C濃度が $0.7 \sim 1.3\%$ であり、隣接領域のC濃度が 0.07% 以下である領域の合計面積率: $S_{C濃化}$ が $0.2 \sim 5\%$

周囲よりもC濃度が高い領域の面積率を調整することで、延性を向上させることができる。具体的には、C濃度が $0.7 \sim 1.3\%$ であり、隣接領域のC濃度が 0.07% 以下である領域の合計面積率: $S_{C濃化}$ を $0.2 \sim 5\%$ とすることで延性が高められる。なお、隣接領域とは、C濃度が $0.7 \sim 1.3\%$ であり、隣接領域のC濃度が 0.07% 以下である領域と隣合う領域を意味する。

[0079] 延性向上の観点からは、C濃度が $0.7 \sim 1.3\%$ であり、隣接領域のC濃度が 0.07% 以下である領域は、残留 γ であることが好ましく、残留 γ_{UB} であることがより好ましい。また、隣接領域の一部または全部は上部ベイナイトを含むことが好ましい。そこで、C濃度が $0.7 \sim 1.3\%$ であり、隣接領域のC濃度が 0.07% 以下である領域が残留 γ_{UB} であり、隣接領域が上部ベイナイトの場合について以下説明する。なお、上記領域が残留 γ_{UB} であり、隣接領域が上部ベイナイトの場合の $S_{C濃化}$ を $S_{\gamma_{UB}*}$ と表記する。

[0080] 上部ベイナイトに隣接して生成する残留 γ_{UB} では、その粒子の少なくとも片側のC量が非常に低いという特徴を有する。つまり、 $405 \sim 470^\circ C$ の高温で生じたベイナイト（ベイニティックフェライト）からはCのオーステナイトへの離脱が容易に進行し、Cがプレート状の γ_{UB} に効率的に濃化する。その結果、プレート状の残留 γ_{UB} のC量は $0.7 \sim 1.3\%$ となり、延性の向上に寄与する。また、その周囲の上部ベイナイトの領域ではC量は 0.07% 以下に低下する。延性をさらに向上させるには、このようなCの分布状態を有する残留 γ の領域 $S_{\gamma_{UB}*}$ を面積率で $0.2 \sim 5\%$ 確保することが好ましい。

$S_{\gamma_{UB*}}$ を0.3%以上とすることで延性は著しく増加するので、 $S_{\gamma_{UB*}}$ は0.3%以上とすることがさらに望ましい。上限については、より好ましくは4%以下、さらに好ましくは3%以下である。

[0081] ポリゴナルフェライト以外である残部の、上部ベイナイト、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留 γ からなる領域のMn濃度： $Mn_{\gamma_{2nd}}$ と鋼板の平均Mn濃度： Mn_{Bulk} の比 $Mn_{\gamma_{2nd}}/Mn_{Bulk}$ ：1.1以上

本発明では $\alpha + \gamma_2$ 相域での焼鈍を前提としており、好ましくは、2相域焼鈍時に生じるフェライト領域からオーステナイト領域への均一なMn濃化を利用して、さらなる延性の向上を図る。このように、2相域焼鈍で均一に γ 領域にMnを分配することで、プレート状の残留 γ_{UB} 、フィルム状の残留 γ 両者の存在する領域でMn濃化による残留 γ の安定化効果が得られ、さらなる延性の向上に寄与する。その効果は、ポリゴナルフェライト以外の上部ベイナイト、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留 γ からなる領域のMn濃度： $Mn_{\gamma_{2nd}}$ と鋼板の平均Mn濃度： Mn_{Bulk} の比 $Mn_{\gamma_{2nd}}/Mn_{Bulk}$ を1.1以上とすることで得られる。上限については、2.0以下が好ましく、より好ましくは1.5以下である。

[0082] 次に鋼組織の測定方法について説明する。

[0083] フェラ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、3%ナイトールにて腐食し、1/4厚み位置で5000倍にて5視野観察する方法で行った。フェライトは内部に殆ど炭化物を伴わず、比較的等軸なポリゴナルフェライトを対象とした。SEMでは最も黒色に見える領域である。フェライト内部にプレート状の残留 γ_{UB} が存在してフェライトを分断しており、その両側の組織が上部ベイナイトなのかフェライトなのか識別が難しい場合は、アスペクト比 ≤ 2.5 のポリゴナルな形態のフェライトの領域をフェライトとし、アスペクト比 > 2.5 の領域を上部ベイナイト（ベイニティックフェライト）に分類し面積率を算出した。ここで、プレート状の残留 γ_{UB} に隣接して生成する上部ベイナイトはフェライトと隣接して

生成し、フェライトと識別しにくくなる場合があるので、プレート状の残留 γ_{UB} にはベイナイトと識別できる組織が存在する場合と、フェライトとベイナイトが隣接して存在し、これらが区別できない領域、つまり上記の分類ではフェライトが存在する場合がある。ここで、アスペクト比は、図2に示すように、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。

[0084] 上部ベイナイト、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留 γ の1種もしくは2種以上からなる組織の面積率は、フェライトと同様の手法で測定した。当該面積率は上記の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、上記の面積率に含めた。

[0085] 残留 γ の体積率は、表層から1/4厚み位置を化学研磨し、X線回折にて求めた。入射X線には $Co-K\alpha$ 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面積率を計算した。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。

[0086] 上部ベイナイトに隣接して生成するプレート状の残留 γ_{UB} の形状と面積率は、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を電解研磨し、EBSDを用いてフェーズマップデータを得、fcc構造の組織を対象に測定した。測定領域は30 μm として5視野について測定した。上述した粒子サイズ、アスペクト比の測定方法を採用して粒子長さ（長軸長さ）、粒子幅（短軸長さ）、アスペクト比を求めた。また、粒子幅が0.18~0.60 μm 、粒子長さが1.7~7.0 μm 、アスペクト比が5~15に合致する γ 粒について、その面積率を $S_{\gamma_{UB}}$ として求めた。

[0087] 円相当粒子直径が1.5~15 μm でありアスペクト比が3以下のフレッシュマルテンサイト、円相当粒子直径が1.5~15 μm でありアスペクト

比が3以下の残留 γ 粒子の面積率も同様にSEM写真から求めた。また、アスペクト比も、上記のプレート状の残留 γ_{UB} と同様の方法で確認した。

[0088] また、円相当粒子径（円相当粒子直径）は、SEMで10個の粒子を観察し、各々の面積率を求め、円相当径を算出し、個々の粒に対して、円相当粒子直径とした。

[0089] ポリゴナルフェライト内部に分布するフレッシュマルテンサイトもしくは残留 γ 粒子（フレッシュマルテンサイトと残留 γ 粒子はSEM写真では区別できないので、区別しないで扱う）のサイズと面積率は、フェライトと同様の方法でSEMで測定した。また、ポリゴナルフェライト粒の個数もSEM写真から確認した。

[0090] C濃度が0.7～1.3%であり、隣接領域のC濃度が0.07%以下である領域のC濃度（質量%）のおよびその隣接領域のC濃度（質量%）の測定は、圧延方向に並行な板厚断面の板厚1/4位置において日本電子製電解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 7×10^{-8} A、ビーム径を最小として線分析にて実施した。分析長さは6 μ mとしてミクロ組織の平均的情報を得るためランダムに30箇所についてCのプロファイルデータを採取した。ただし、コンタミネーションの影響を排除するために、各ライン分析で得られた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。C濃度が0.07%以下の領域を隣接して有し、C：0.7～1.3%の領域の合計面積率 $S_{C濃化}$ は、Cピークの裾野部分のC量が0.07%以下となっている領域について、上記領域の分布状態がランダムであることを仮定して、線分析結果におけるC：0.7～1.3%の領域の比率をその面積率とした。なお、上記測定で得られるC濃度と分析長さとの関係を表すグラフの一例を図4に示した。図4においてC濃度が0.7～1.3%であり、隣接領域のC濃度が0.07%以下で

ある領域は、 $S_{C_{濃化-1}}$ である。図4に示すようなグラフを30箇所で導出して、 $S_{C_{濃化-1}}$ の合計面積率 $S_{C_{濃化}}$ を得る。

[0091] なお、前記のプレート状残留 γ_{UB} のC濃化量は、前記した分析手法で計測可能なため、特性評価にあたっては、C濃化量が0.7～1.3%である場合は、そのC濃化量を有する金属相はプレート状残留 γ_{UB} と評価してよい。

[0092] ポリゴナルフェライト以外の上部ベイナイト、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留 γ からなる領域のMn濃度（質量%）： $Mn_{\gamma_{2nd}}$ は、加速電圧9kVにてFE-EPMAを活用した同様の方法でMnのライン分析を行い、かつ同一視野でのSEM組織観察を行ってフェライト以外の第二相の領域のMn量を算出することで求めた。また、母材のMnの化学分析値との比較を行い、 $Mn_{\gamma_{2nd}}/Mn_{Bulk}$ を求めた。

[0093] また、SEM写真の一例を図1に示した。

[0094] 図1の観察に用いた鋼板は、0.18%C-1.5%Si-2.8%Mn鋼を2相域焼鈍後、18℃/sで450℃まで冷却したのち、450℃で30sec等温保持した後、10℃/sで220℃まで冷却し、その後400℃で18min保持し、その後10℃/sで100℃以下まで冷却して得た。圧延方向の垂直断面の1/4厚さ位置を研磨後3%ナイトールで腐食してSEMにより観察した。

[0095] 上部ベイナイト、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留 γ をSEM写真で分離評価する。上部ベイナイト（a）は炭化物をほとんど含まない短軸幅が0.4μm以上の組織である。それに隣接して粒子幅が0.18～0.60μm、粒子長さが1.7～7.0μm、アスペクト比が5～15であるプレート状の残留 γ （b）が存在する。プレート状の残留 γ_{UB} の隣接組織は上部ベイナイトであるが、上部ベイナイトがフェライトと隣接して生成している場合には、上部ベイナイトとフェライトが一体化した組織となるので、プレート状の残留 γ_{UB} はフェライトに隣接しているように見える場合もある。焼戻しマルテンサイト（c）は組織内部にアスペクト比が3以下で円相当直径で0.03～0.2μmの微細な炭化物（e

）を $1 \mu\text{m}^2$ あたり 0.5～8個含む領域である。それに隣接して粒子幅が 0.1～0.50 μm 未満、粒子長さが 0.5 μm 以上 1.7 μm 未満のフィルム状の残留 γ が存在する（d）。下部ベイナイト（f）は組織の内部にアスペクト比が 8～20と細長いフィルム状のマルテンサイトもしくは残留 γ （g）を含む組織である。ベイナイト変態もしくはマルテンサイト変態が十分に進行しなかった領域では円相当粒子直径が 1.5～15 μm でありアスペクト比が 3以下のフレッシュマルテンサイトまたは残留 γ 粒子（h）が残存する。未変態領域がポリゴナルフェライト（i）である。また、本写真には示されていないが、 γ 単相域焼鈍を行い、冷却中にポリゴナルフェライトを生成させた場合には、アスペクト比が 3以下で円相当粒子直径が 0.15～1.9 μm の粒子もポリゴナルフェライト粒内に生成する。

[0096] 本発明の鋼板は、引張強度が 780 MPa以上であることが好ましい。より好ましくは 980 MPa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 1450 MPa以下が好ましく、より好ましくは 1400 MPa以下である。

[0097] 本発明の鋼板では、穴広げ率 λ は TS：780～1319 MPa級では 40%以上、好ましくは 45%以上、TS：1320 MPa以上では 30%以上、好ましくは 35%以上確保することで成形の安定性は格段に向上する。 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。

[0098] 本発明の鋼板では、U・EIは、TS：780～1319 MPa級では 9%以上、より好ましくは 10%以上、TS：1320 MPa以上では 8%以上、より好ましくは 9%以上である。また、U・EI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 20.0%以下が好ましく、より好ましくは 18.0%以下である。

[0099] また、複合成形における成形性を改善する観点から、 $(TS \times U \cdot EI - 7000) \times \lambda \geq 290000$ が好ましい。より好ましくは $(TS \times U \cdot EI - 7000) \times \lambda \geq 291500$ 、さらに好ましくは $(TS \times U \cdot EI -$

$7000) \times \lambda \geq 300000$ である。また、上限は特に限定されないが、他の特性との両立の観点から、 $(TS \times U, EI - 7000) \times \lambda \leq 600000$ が好ましく、より好ましくは $(TS \times U, EI - 7000) \times \lambda \leq 500000$ である。

[0100] 次に、本発明の鋼板の製造方法について説明する。

[0101] 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 $1100 \sim 1300^{\circ}\text{C}$ 、均熱温度は $20 \sim 300 \text{ min}$ 、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 $400 \sim 720^{\circ}\text{C}$ 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、 $450 \sim 550^{\circ}\text{C}$ とするのが好ましい。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より好ましい範囲は、 $460 \sim 550^{\circ}\text{C}$ であり、さらに好ましい範囲は $500 \sim 550^{\circ}\text{C}$ である。

[0102] 冷間圧延

冷間圧延では、圧延率を $30 \sim 85\%$ 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 $45 \sim 85\%$ にすることが好ましい。なお、圧延荷重が高い場合は、 $450 \sim 730^{\circ}\text{C}$ でCAL、BAFにて軟質化の焼鈍処理をすることが可能である。

[0103] CAL

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、連続焼鈍ライン(CAL)において以下に規定の条件で焼鈍を施す。なお、図3は、製造条件の一例を図示したものである。

[0104] 焼鈍温度： $780 \sim 880^{\circ}\text{C}$

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、所定の体積率の残留 γ を確保するために、焼鈍温度は $780 \sim 880^{\circ}\text{C}$ とする。

ポリゴナルなフェライトを6%以上確保するために、焼鈍温度は成分に応じて $\alpha + \gamma$ の2相域焼鈍となるように調整する。この2相域焼鈍でMnを γ に均一に濃化させることができ、 γ の安定化に寄与する。また、冷却中にMnを γ に濃化させる必要が無いので、ポリゴナルフェライト内部に分布するアスペクト比が3以下で円相当粒子直径が0.15~1.9 μm のフレッシュマルテンサイトまたは残留 γ 粒子の生成を抑制することが出来、 λ の向上に寄与する。

[0105] 780~470℃の温度範囲を平均冷却速度：5.0~2000℃/s

焼鈍後、780~470℃の温度範囲を平均冷却速度：5.0~2000℃/sで冷却する。平均冷却速度が5.0℃/sより遅いと、粗大なベイニティックフェライトが生成し、塊状組織の増大をもたらす。より好ましくは8.0℃/s以上である。一方、平均冷却速度が速くなりすぎると、板形状が悪化するので、2000℃/s以下とする。好ましくは100℃/s以下である。

[0106] 470~405℃の温度範囲での保持時間：14~200sec

この温度域で所定時間保持することで、炭化物析出をほとんど生じない上部ベイナイトを生成させることが可能であり、それに隣接してCの濃化量の高いプレート状の残留 γ_{UB} を生成させることが出来る。延性の向上に寄与するプレート状の残留 γ_{UB} を所定量生成させるためにこの温度域での保持時間は14sec以上とする。プレート状の残留 γ_{UB} を生成させ、延性を向上させる観点からは、この温度域での保持時間は、18sec以上とすることがさらに好ましい。一方、保持時間が200secを超えて保持してもプレート状の γ_{UB} の生成は停滞し、200secを超えて保持すると、塊状の未変態 γ への炭素濃化が進行し、塊状組織の残存量の増加を招く。したがって、470~405℃の温度範囲での保持時間は14~200secとする。伸びフランジ成形性を向上させる観点からは、470~405℃の温度範囲での保持時間は100sec以下とすることが好ましい。なお、この温度域での保持は、この温度範囲での平均冷却速度を4.6℃/s以下に低減することに対応

する。

[0107] 405℃から冷却停止温度： T_{sq} までの平均冷却速度： $5.0 \sim 80^\circ\text{C} / \text{s}$

さらに、405℃から（A）式で表される冷却停止温度： T_{sq} までの温度範囲を平均冷却速度： $5.0 \sim 80^\circ\text{C} / \text{s}$ で冷却する。この温度域の平均冷却速度が遅いとCが未変態 γ に濃縮し、塊状組織の増加を招く。また、炭化物析出が進行してCが浪費され、延性の低下を招く。塊状組織の低減による伸びフランジ成形性の向上、炭化物析出の抑制による延性の向上の観点から、この温度域の平均冷却速度は $7.0^\circ\text{C} / \text{s}$ 以上とすることがさらに好ましい。冷却速度が $80^\circ\text{C} / \text{s}$ を超えると、冷却中のマルテンサイトや下部ベイナイトからフィルム状 γ へのCの拡散が抑制され、その生成が抑制され、延性が低下する。このため、この温度域の平均冷却速度は $5.0 \sim 80^\circ\text{C} / \text{s}$ とする。冷却中のマルテンサイトや下部ベイナイトからフィルム状 γ へのCの拡散を促進する観点からはこの温度域の平均冷却速度は $15^\circ\text{C} / \text{s}$ 以下とすることが望ましい。

[0108] 冷却停止温度 T_{sq} （℃）は $M_s - 90 \geq T_{sq} \geq M_s - 180 \cdots$ （A）

$$M_s = 539 - 474 \times [\%C] / (100 - V_F) \times 100 - 30.4 \times [\%Mn] \times 1.2 - 12.1 \times [\%Cr] - 7.5 \times [\%Mo] - 17.7 \times [\%Ni] \cdots (B)$$

$[\%C]$ 、 $[\%Mn]$ 、 $[\%Cr]$ 、 $[\%Mo]$ 、 $[\%Ni]$ はC、Mn、Cr、Mo、Niそれぞれの含有量(質量%)を表し、含まない場合は0とする。 V_F はフェライトの面積率(%)を表す。

[0109] 冷却停止温度は、塊状組織を抑制する観点、プレート状の残留 γ_{UB} を得る観点から上記範囲にする。

[0110] ここで、 $780 \sim 470^\circ\text{C}$ の平均冷却速度をCR1、 $470 \sim 405^\circ\text{C}$ の平均冷却速度をCR2、405℃から冷却停止温度までの平均冷却速度をCR3とすると、 $CR1 > CR2$ 、 $CR2 < CR3$ の関係があり、このように

冷却速度を切り替えることが極めて重要である。

[0111] 冷却停止温度から 370°C までの温度範囲の平均加熱速度： $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上さらに冷却停止温度から 370°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下部ベイナイトを核に 370°C 以上に再加熱した際に上部ベイナイトが生成する。 370°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、冷却停止温度から 370°C までの温度範囲の平均加熱速度は $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 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は、平均加熱速度は $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが望ましく、 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることがさらに好ましい。上記平均加熱速度の上限は特に限定されないが $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下が好ましく、より好ましくは $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。

[0112] $300\sim550^{\circ}\text{C}$ の保持時間： $30\sim3000\text{sec}$

中間保持により生成したプレート状残留 γ_{UB} やマルテンサイトや下部ベイナイトに隣接して生成したフィルム状残留 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、 λ を向上させる観点から、 $300\sim550^{\circ}\text{C}$ の温度域で $30\sim3000\text{sec}$ 保持する。

[0113] また、 $370\sim550^{\circ}\text{C}$ の保持時間を $60\sim3000\text{sec}$ にすることで、C濃度が $0.7\sim1.3\%$ であり、隣接領域のC濃度が 0.07% 以下である領域の合計面積率 $S_{\text{C濃化}}$ が $0.2\sim5\%$ となり、延性がさらに改善される。

[0114] ベイナイト変態による未変態 γ の細分化効果を活用し、 λ を向上させる観点からは、 $370\sim400^{\circ}\text{C}$ で 180sec 以上保持することが望ましい。

[0115] その後、室温まで冷却を行い、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 $0.1\sim0.5\%$ 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。

[0116] 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。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。

[0117] 本発明例によると、張り出し成形と伸びフランジ成形が混在する複雑な形状の部品の成形性の指標として重要な $(TS \times U, EI - 7000) \times \lambda \geq 290000$ を $TS: 780 \sim 1319 MPa$ 級で満たすことが可能であり、 $(TS \times U, EI - 7000) \times \lambda \geq 200000$ を $TS: 780 \sim 1319 MPa$ 級で満たすことが可能である。また、 $TS: 780 \sim 1319 MPa$ 級では9%以上、 $TS: 1320 MPa$ 以上では8%以上の優れた一様伸び（延性）、 $TS: 780 \sim 1319 MPa$ 級では40%以上、 $TS: 1320 MPa$ 以上では30%以上の穴抜け性（ λ ）を具備させることも可能である。

実施例

[0118] 表1に示す成分組成を有する冷延鋼板を、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。なお、鋼板の板厚は1.4mmとした。

[0119] 鋼組織の測定は、上記の方法で行った。測定結果を表2に示した。

[0120] 得られた鋼板よりJIS5号引張試験片を採取し、引張試験（JIS Z 2241に準拠）を実施した。TSとU、EIを表2に示した。

[0121] また、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抜け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10.2mm（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拡大を行った際の d_0 : 初期穴径 (mm)、 d : 割れ発生時の穴径 (mm) として、穴拡大率 λ (%) = $\{(d - d_0) / d_0\} \times 100$ として求めた。

[0122] 本発明例は、TS : 780 ~ 1319 MPa 級では 9 % 以上の優れた一様伸び (延性)、 $(TS \times U.EI - 7000) \times \lambda \geq 290000$ 、40 % 以上の穴拡大性 (λ) を満たし、TS : 1320 MPa 以上では、8 % 以上の優れた一様伸び (延性)、 $(TS \times U.EI - 7000) \times \lambda \geq 200000$ 、30 % 以上の優れた穴拡大性 (λ) を満たすのに対して、比較例はいずれかが劣っている。

[0123] なお、発明例に関し、No. 1、9、11、13、19、26、27、28、29、30、31 は、C 濃度が 0.7 ~ 1.3 % であり、隣接領域の C 濃度が 0.07 % 以下である領域が残留 γ_{UB} であり、隣接領域に上部ベイナイトを含み、延性に特に優れる。

[0124]

[表1]

鋼番	成分組成(質量%)								備考
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	others	
A	0.188	1.50	2.60	0.004	0.0004	0.070	0.0032	Nb:0.01, Ti:0.02, B:0.0011	適合鋼
B	0.210	1.52	2.08	0.007	0.0012	0.040	0.0036	Nb:0.02, Ti:0.018, B:0.0012	比較鋼
C	0.218	1.80	2.50	0.004	0.0003	0.055	0.0029	Ti:0.013, B:0.0006, Cu:0.2, Ni:0.2	適合鋼
D	0.228	1.38	2.72	0.005	0.0009	0.035	0.0025	Nb:0.012, Ti:0.005, B:0.0018, Ca:0.0005	適合鋼
E	0.135	1.38	2.35	0.004	0.0006	0.054	0.0034	Nb:0.025, Ti:0.007, B:0.0015, Sb:0.01	適合鋼
G	0.084	1.20	2.48	0.005	0.0004	0.090	0.002	Zr:0.008, W:0.008, Mg:0.001, Sn:0.01	適合鋼
H	0.280	1.52	2.72	0.005	0.0006	0.090	0.0035	Nb:0.01, Ti:0.02, B:0.0012	比較鋼
I	0.040	1.51	2.60	0.007	0.0004	0.090	0.0031	Nb:0.01, Ti:0.012, B:0.0014	比較鋼
J	0.170	0.40	2.50	0.006	0.0008	0.045	0.0034	Ti:0.013, B:0.0006	比較鋼
K	0.135	1.40	3.60	0.006	0.0005	0.045	0.0033	-	比較鋼
L	0.180	1.40	2.10	0.005	0.0005	0.055	0.0032	-	比較鋼
M	0.070	1.50	2.95	0.006	0.0004	0.045	0.0045	Nb:0.01, Ti:0.013, B:0.0010, Ce:0.0009	適合鋼
N	0.094	1.50	2.80	0.006	0.0004	0.057	0.0033	Ti:0.014, B:0.0009, La:0.001	適合鋼
O	0.232	0.69	2.35	0.005	0.0005	0.490	0.0041	Ti:0.015, B:0.0009, V:0.12	適合鋼
P	0.230	0.86	2.30	0.005	0.0005	0.410	0.0031	Nb:0.03, Ti:0.007, B:0.0009, V:0.04, Mo:0.06	適合鋼
Q	0.241	0.74	2.50	0.004	0.0003	0.420	0.0028	Nb:0.021, Ti:0.006, B:0.0011, Cr:0.12	適合鋼
R	0.230	0.94	2.70	0.003	0.0003	0.400	0.0025	-	適合鋼
S	0.130	1.50	3.25	0.007	0.0004	0.180	0.0025	Nb:0.015, Ti:0.006, B:0.0010	適合鋼

※下線は本発明範囲外を意味する。

[表2-1]

No.	鋼番	焼鈍条件									備考
		焼鈍温度 (°C)	均熱時間 (s)	CR1 (°C /s)*1	保持時間 *2 (sec)	CR3*3 (°C/s)	冷却 停止 温度 (°C)	加熱速度 *4(°C/s)	保持温度 (°C)	保持時間 *5(sec)	
1	A	820	180	10	32.0	10	200	5	400	800	発明例
2	A	885	180	10	32.0	10	260	5	400	800	比較例
3	A	820	180	<u>2</u>	32.0	10	210	5	400	800	比較例
4	A	820	180	10	14.0	10	200	5	400	800	発明例
5	A	820	180	10	<u>6.5</u>	10	200	5	400	800	比較例
6	A	820	180	10	<u>6.5</u>	10	200	5	400	800	比較例
7	A	820	180	10	14.0	<u>2</u>	200	5	400	800	比較例
8	A	820	180	<u>2</u>	32.0	<u>2</u>	200	5	400	800	比較例
9	A	820	180	25	50.0	20	220	10	400	800	発明例
10	A	820	180	25	32.0	20	<u>260</u>	10	400	800	比較例
11	A	820	180	50	35.0	5	180	10	370	1200	発明例
12	A	820	180	25	<u>300.0</u>	20	220	10	400	800	比較例
13	A	820	180	25	32.0	7	200	10	500	800	発明例
14	A	820	180	25	32.0	7	200	10	400	30	比較例
15	<u>B</u>	820	180	20	32.0	7	200	5	400	800	比較例
16	<u>B</u>	880	180	20	<u>2.5</u>	26	200	5	450	300	比較例
17	<u>B</u>	820	180	20	<u>2.5</u>	26	200	5	450	300	比較例
18	A	855	180	5	30.0	10	250	5	400	800	発明例
19	A	820	180	10	60.0	10	200	5	400	800	発明例
20	A	820	180	10	18.0	10	200	5	400	800	発明例
21	A	820	180	10	<u>10.0</u>	10	200	5	400	800	比較例
22	A	820	180	25	32.0	20	<u>330</u>	10	400	800	比較例
23	A	820	180	10	28.0	10	200	5	<u>560</u>	800	比較例
24	A	820	180	10	32.0	10	200	5	330	800	発明例
44	A	820	180	10	32.0	10	200	5	<u>280</u>	800	比較例
25	A	820	180	10	32.0	10	200	5	400	40	発明例
45	A	820	180	10	32.0	10	200	5	400	<u>20</u>	比較例
26	C	830	150	20	45.0	10	210	10	390	600	発明例
27	C	845	150	20	45.0	10	205	10	410	600	発明例
28	D	820	180	15	50.0	5	200	20	380	1000	発明例
46	D	820	180	15	50.0	5	200	20	330	1000	発明例
47	D	840	180	5	50.0	5	200	20	380	1000	発明例
29	E	830	240	15	35.0	6	210	10	410	800	発明例
30	E	840	240	20	37.0	6	205	10	400	800	発明例
31	G	820	220	10	18.0	10	200	10	450	180	発明例
32	<u>H</u>	800	200	10	30.0	10	200	10	400	800	比較例
33	<u>I</u>	820	240	10	25.0	10	200	10	400	600	比較例
34	<u>J</u>	800	220	20	35.0	10	200	10	400	600	比較例
35	<u>K</u>	785	220	7	35.0	5	190	10	400	600	比較例
36	<u>L</u>	830	180	15	30.0	10	200	10	400	800	比較例
37	M	810	180	8	18.0	7	195	6	400	800	発明例
38	N	820	180	15	37.0	8	210	6	400	800	発明例
39	O	830	220	20	40.0	10	180	10	400	600	発明例
40	P	850	200	20	40.0	10	180	10	400	600	発明例
41	Q	840	210	20	40.0	7	190	10	400	600	発明例
42	R	840	200	20	25.0	7	200	10	420	800	発明例
43	S	820	180	20	50.0	7	200	10	400	600	発明例

※下線は本発明範囲外を意味する。

*1:780～470°Cの温度範囲の平均冷却速度

*2:470～405°Cの温度範囲の保持時間

*3:405°Cから(A)式で表される冷却停止温度:Tsqまでの温度範囲の平均冷却速度

(Tsq超の温度で冷却停止する場合は405°Cから冷却停止までの温度範囲の平均冷却速度)

*4:冷却停止温度から370°Cまでの温度範囲の平均加熱速度

*5:370～550°Cの温度範囲の保持時間

[表2-2]

No.	鋼番	組織								特性				備考
		フェライト 面積率 (%)	残部* 面積率 (%)	残留 γ 体 積率 (%)	$S_{\gamma UB}$ (%)	$S_{C 溶化}$ (%)	$S_{\gamma Block}$ (%)	N_{MA}/N_P	$Mn_{\gamma 2nd}$ / Mn_{Bulk}	TS (MPa)	U.EI (%)	λ (%)	(TS*U.EI- 7000)* λ	
1	A	10	90	12.0	0.4	0.4	0	0.1	1.2	1220	12.0	52	397280	発明例
2	A	<u>0</u>	<u>100</u>	9.0	0.4	0.4	0	0.2	<u>1.0</u>	1210	10.4	50	<u>279200</u>	比較例
3	A	12	88	11.2	0.3	0.3	<u>4</u>	0.7	1.2	1205	13.0	<u>38</u>	329270	比較例
4	A	10	90	10.8	0.2	0.2	0	0.0	1.2	1230	10.0	55	291500	発明例
5	A	10	90	9.8	<u>0.0</u>	<u>0.0</u>	0	0.0	1.2	1260	9.5	55	<u>273350</u>	比較例
6	A	10	90	9.0	<u>0.0</u>	<u>0.0</u>	0	0.0	1.2	1270	8.0	62	195920	比較例
7	A	10	90	11.0	0.3	0.3	<u>4</u>	0.1	1.2	1190	13.0	<u>37</u>	313390	比較例
8	A	10	90	11.0	0.6	0.6	<u>5</u>	0.0	1.2	1185	13.0	<u>38</u>	319390	比較例
9	A	10	90	12.0	0.5	0.5	1	0.0	1.2	1220	13.0	50	443000	発明例
10	A	10	90	10.0	0.2	<u>0.1</u>	<u>10</u>	0.0	1.2	1250	12.0	<u>29</u>	<u>232000</u>	比較例
11	A	10	90	12.5	1.0	1.0	0	0.0	1.2	1230	12.0	55	426800	発明例
12	A	10	90	10.0	0.3	0.3	<u>4</u>	0.0	1.2	1250	10.7	<u>39</u>	<u>248625</u>	比較例
13	A	10	90	12.0	0.4	0.4	0	0.0	1.2	1220	12.2	52	409968	発明例
14	A	10	90	7.0	<u>0.1</u>	<u>0.1</u>	0	0.0	1.2	1220	8.0	52	<u>143520</u>	比較例
15	<u>B</u>	18	82	10.0	0.3	0.3	<u>5</u>	1.0	1.2	1180	9.0	<u>38</u>	<u>137560</u>	比較例
16	<u>B</u>	18	82	10.0	0.5	0.5	<u>5</u>	1.5	1.2	1195	10.0	<u>38</u>	<u>188100</u>	比較例
17	<u>B</u>	18	82	10.0	0.5	0.5	<u>5</u>	1.0	1.2	1195	8.0	45	<u>115200</u>	比較例
18	A	6	94	9.0	0.4	0.4	3	0.7	<u>1.0</u>	1218	11.7	40	290024	発明例
19	A	10	90	12.2	0.8	0.7	1	0.1	1.2	1217	12.2	51	400217	発明例
20	A	10	90	11.5	0.3	0.3	0	0.0	1.2	1220	11.0	52	333840	発明例
21	A	10	90	10.2	<u>0.1</u>	<u>0.1</u>	0	0.0	1.2	1250	9.6	55	<u>275000</u>	比較例
22	A	10	90	11.0	5.0	5.0	<u>45</u>	3.5	1.2	1410	9.0	8	<u>45520</u>	比較例
23	A	11	89	<u>6.0</u>	<u>0.1</u>	<u>0.1</u>	2	0.1	1.2	1185	7.4	48	<u>84912</u>	比較例
24	A	10	90	7.0	0.4	<u>0.1</u>	0	0.1	1.2	1266	9.0	66	290004	発明例
44	A	10	90	<u>6.0</u>	0.4	<u>0.0</u>	0	0.1	1.2	1285	8.0	68	<u>223040</u>	比較例
25	A	10	90	7.0	0.4	<u>0.1</u>	0	0.1	1.2	1277	9.4	58	290220	発明例
45	A	10	90	<u>5.0</u>	0.4	<u>0.0</u>	0	0.1	1.2	1275	8.4	50	<u>185500</u>	比較例
26	C	13	87	15.2	2.6	2.5	3	0.0	1.2	1200	16.0	40	488000	発明例
27	C	6	94	13.8	3.4	3.2	0	0.0	1.2	1205	13.8	54	519966	発明例
28	D	6	94	14.0	0.5	0.5	0	0.0	1.2	1335	10.0	39	247650	発明例
46	D	6	94	8.0	0.5	<u>0.1</u>	0	0.0	1.2	1350	8.4	48	208320	発明例
47	D	6	94	12.0	0.5	0.5	0	0.0	<u>1.0</u>	1410	9.5	32	204640	発明例
29	E	50	50	11.0	0.3	0.3	3	0.0	1.2	1040	15.3	46	409952	発明例
30	E	33	67	9.0	0.6	0.6	0	0.0	1.2	1035	11.8	67	349271	発明例
31	G	67	33	7.0	0.3	0.3	1	0.0	1.3	820	15.4	70	393960	発明例
32	H	8	92	7.0	<u>0.0</u>	<u>0.0</u>	<u>5</u>	0.0	1.2	1450	10.0	<u>24</u>	<u>180000</u>	比較例
33	I	<u>85</u>	<u>15</u>	<u>5.0</u>	<u>0.1</u>	<u>0.1</u>	1	0.0	1.3	<u>710</u>	16.0	80	348800	比較例
34	J	35	65	<u>6.0</u>	1.2	1.2	0	0.0	1.2	1025	9.0	70	<u>155750</u>	比較例
35	K	6	94	<u>21.0</u>	<u>0.0</u>	<u>0.0</u>	<u>27</u>	0.0	1.2	1298	13.0	<u>12</u>	118488	比較例
36	L	52	48	13.0	<u>0.0</u>	<u>0.0</u>	<u>9</u>	1.5	1.1	990	13.0	<u>29</u>	<u>170230</u>	比較例
37	M	45	55	7.0	0.3	0.3	1	0.0	1.2	1050	10.1	83	299215	発明例
38	N	45	55	10.0	0.5	0.5	2	0.0	1.2	1040	11.0	70	310800	発明例
39	O	40	60	9.0	1.5	1.4	3	0.1	1.2	1050	10.8	69	299460	発明例
40	P	40	60	10.0	1.5	1.4	2	0.1	1.2	1040	11.6	65	329160	発明例
41	Q	12	88	11.0	1.2	1.2	1	0.0	1.2	1220	10.8	49	302624	発明例
42	R	10	90	11.0	1.0	1.0	0	0.0	1.2	1210	11.2	48	314496	発明例
43	S	12	88	12.0	0.3	0.3	2	0.0	1.2	1227	10.8	48	300077	発明例

※下線は本発明範囲外を意味する。

*6:上部ベイナイト、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留 γ の1種もしくは2種以上からなる組織

産業上の利用可能性

[0127] 本発明は、極めて高い延性と優れた伸びフランジ成形性を有し、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。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.06 ~ 0.25 %、

Si : 0.6 ~ 2.5 %、

Mn : 2.3 ~ 3.5 %、

P : 0.02 %以下、

S : 0.01 %以下、

sol. Al : 0.50 %未満、

N : 0.015 %未満を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる成分組成と、

面積率でフェライト : 6 ~ 80 %、上部ベイナイト、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留 γ の1種もしくは2種以上からなる組織 : 20 ~ 94 %、体積率で残留 γ : 7 ~ 20 %を含み、粒子幅が0.18 ~ 0.60 μm 、粒子長さが1.7 ~ 7.0 μm 、アスペクト比が5 ~ 15である残留 γ_{UB} の面積率 : $S_{\gamma_{\text{UB}}}$ が0.2 ~ 5 %であり、円相当粒子直径が1.5 ~ 15 μm 、アスペクト比が3以下のフレッシュマルテンサイトおよび／または円相当粒子直径が1.5 ~ 15 μm 、アスペクト比が3以下の残留 γ 粒子の合計面積率 : $S_{\gamma_{\text{Block}}}$ が3 %以下 (0 %を含む) である鋼板。

[請求項2]

ポリゴナルフェライト内部に分布し、アスペクト比が3以下で円相当粒子直径が0.15 ~ 1.9 μm のフレッシュマルテンサイトおよび／またはアスペクト比が3以下で円相当粒子直径が0.15 ~ 1.9 μm の残留 γ 粒子の合計個数 N_{MA} とポリゴナルフェライト粒の合計個数 N_{P} の比率 $N_{\text{MA}}/N_{\text{P}}$ が0.3以下である請求項1に記載の鋼板。

[請求項3]

前記組織において、C濃度が0.7 ~ 1.3 %であり、隣接領域のC濃度が0.07 %以下である領域の合計面積率 : $S_{\text{C濃化}}$ が0.2 ~ 5 %である請求項1または2に記載の鋼板。

- [請求項4] C濃度が0.7～1.3％であり、隣接領域のC濃度が0.07％以下である前記領域は、残留 γ である請求項3に記載の鋼板。
- [請求項5] C濃度が0.7～1.3％であり、隣接領域のC濃度が0.07％以下である前記領域は、残留 γ_{UB} 粒子である請求項3に記載の鋼板。
- [請求項6] 前記隣接領域が上部ベイナイトを含む請求項3～5のいずれかに記載の鋼板。
- [請求項7] ポリゴナルフェライト以外である残部の、上部ベイナイト、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト、残留 γ からなる領域のMn濃度： $Mn_{\gamma 2nd}$ と鋼板の平均Mn濃度： Mn_{Bulk} の比 $Mn_{\gamma 2nd}/Mn_{Bulk}$ が1.1以上である請求項1～6のいずれかに記載の鋼板。
- [請求項8] 前記成分組成が、さらに、質量％で、
Ti：0.002～0.1％、
B：0.0002～0.01％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1～7のいずれかに記載の鋼板。
- [請求項9] 前記成分組成が、さらに、質量％で、
Cu：0.005～1％、
Ni：0.01～1％、
Cr：0.01～1.0％、
Mo：0.01～0.5％、
V：0.003～0.5％、
Nb：0.002～0.1％、
Zr：0.005～0.2％およびW：0.005～0.2％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1～8のいずれかに記載の鋼板。
- [請求項10] 前記成分組成が、さらに、質量％で、
Ca：0.0002～0.0040％、
Ce：0.0002～0.0040％、

La : 0.0002 ~ 0.0040 %、

Mg : 0.0002 ~ 0.0030 %、

Sb : 0.002 ~ 0.1 % および Sn : 0.002 ~ 0.1 % 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 ~ 9のいずれかに記載の鋼板。

[請求項11] 前記成分組成が、さらに、質量%で、W : 0.005 ~ 0.2 % を含有する、請求項1 ~ 10のいずれかに記載の鋼板。

[請求項12] 引張強度が780 MPa以上1450 MPa以下である請求項1 ~ 11のいずれかに記載の鋼板。

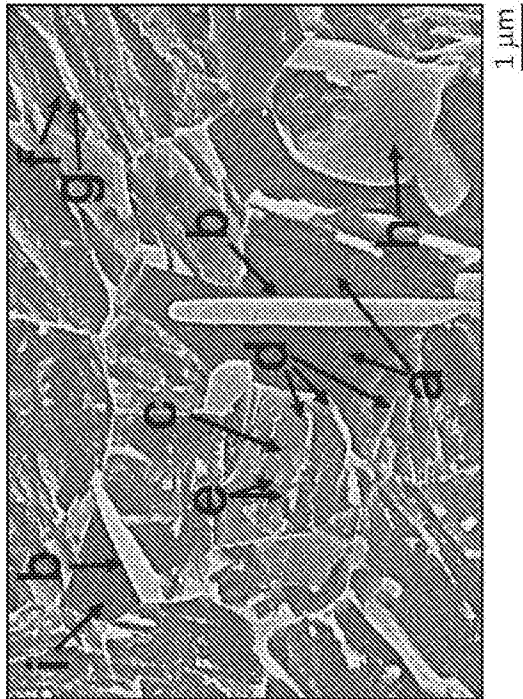
[請求項13] 請求項1、8 ~ 11のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを、熱間圧延および冷間圧延した後、冷延鋼板を、連続焼鈍ライン(CAL)において780 ~ 880℃の焼鈍温度で焼鈍し、次いで780 ~ 470℃の温度範囲を平均冷却速度：5.0 ~ 2000℃/sで冷却したのち、470 ~ 405℃の温度範囲で14 ~ 200 sec保持し、さらに405℃から(A)式で表される冷却停止温度：Ts qまでの温度範囲を平均冷却速度：5.0 ~ 80℃/sで冷却し、さらに冷却停止温度から370℃までの温度範囲を平均加熱速度：3℃/s以上で加熱を行い、300 ~ 550℃で30 ~ 3000 sec保持した後、室温まで冷却する鋼板の製造方法。

ここで、冷却停止温度Ts q (℃) は $M_s - 90 \geq T_{s q} \geq M_s - 180 \dots (A)$

$M_s = 539 - 474 \times [\%C] / (100 - V_F) \times 100 - 30.4 \times [\%Mn] \times 1.2 - 12.1 \times [\%Cr] - 7.5 \times [\%Mo] - 17.7 \times [\%Ni] \dots (B)$

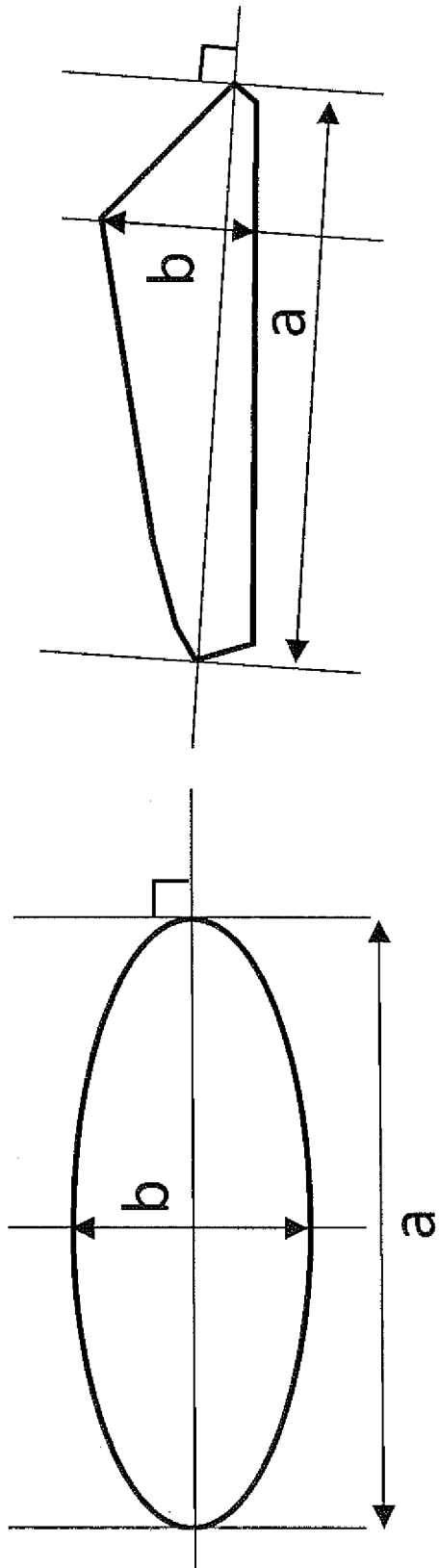
[%C]、[%Mn]、[%Cr]、[%Mo]、[%Ni]はC、Mn、Cr、Mo、Niそれぞれの含有量(質量%)を表し、含まない場合は0とし、VFはフェライトの面積率(%)を表す。

[図1]



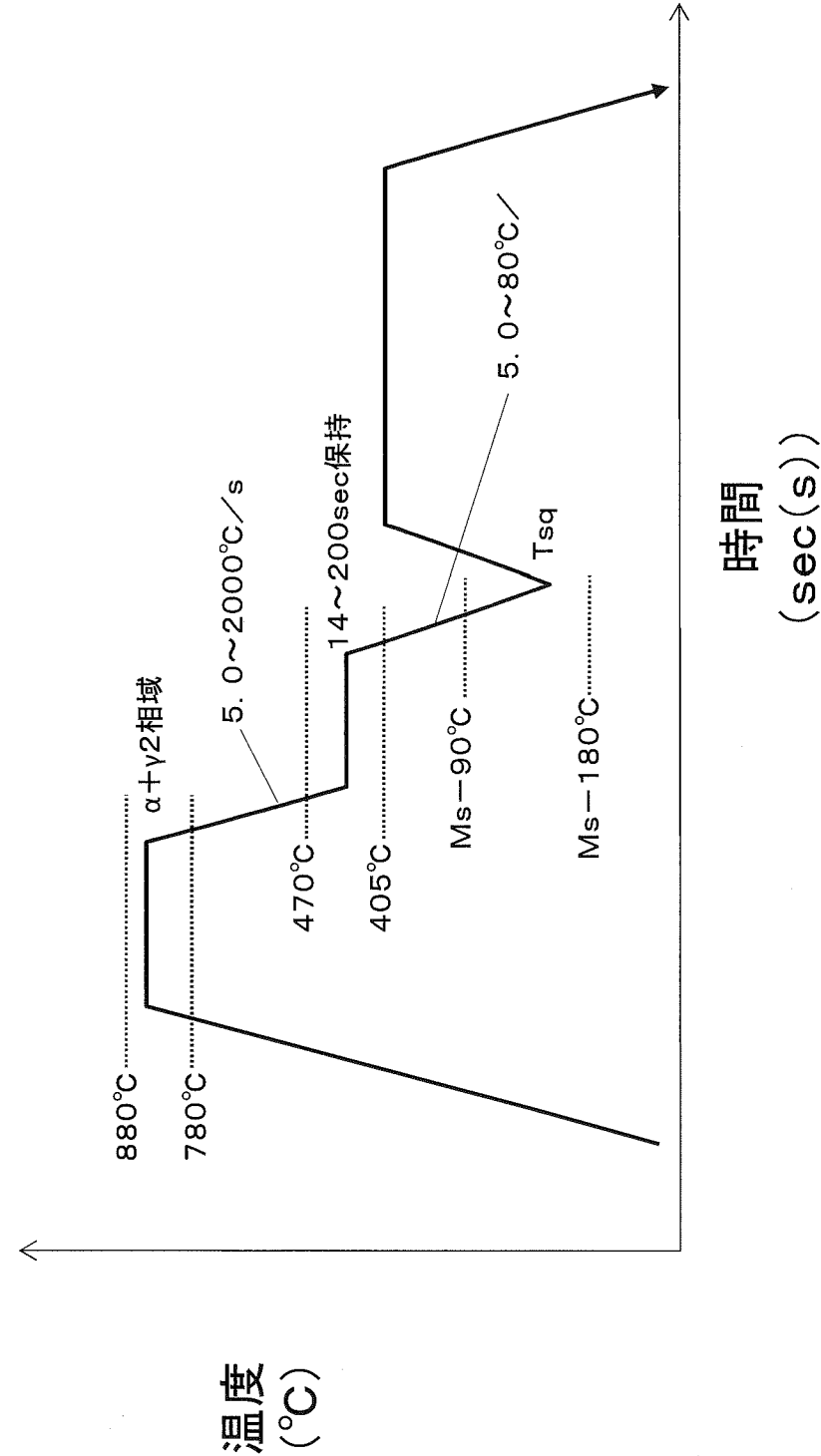
- a; 上部ベイナイト(炭化物を殆ど含まない)
 b; 上部ベイナイトに隣接して生成するプレート状残留 γ
 (粒子幅が0.18~0.60 μm 、粒子長さが1.7~7.0 μm 、アスペクト比が5~15である残留 γ)
 c; 焼き戻しマルテンサイト
 d; 焼き戻しマルテンサイトに隣接して生成するフィルム状残留 γ もしくはフレッシュマルテンサイト
 e; 焼き戻しマルテンサイト内部に生成する炭化物
 f; 下部ベイナイト
 g; 下部ベイナイトに隣接して生成するフィルム状残留 γ もしくはフレッシュマルテンサイト
 h; 塊状のフレッシュマルテンサイトまたは残留 γ
 (円相当粒子径が1.5~15 μm でありアスペクト比が3以下のフレッシュマルテンサイトまたは残留 γ 粒子)
 i; フェライト

[図2]

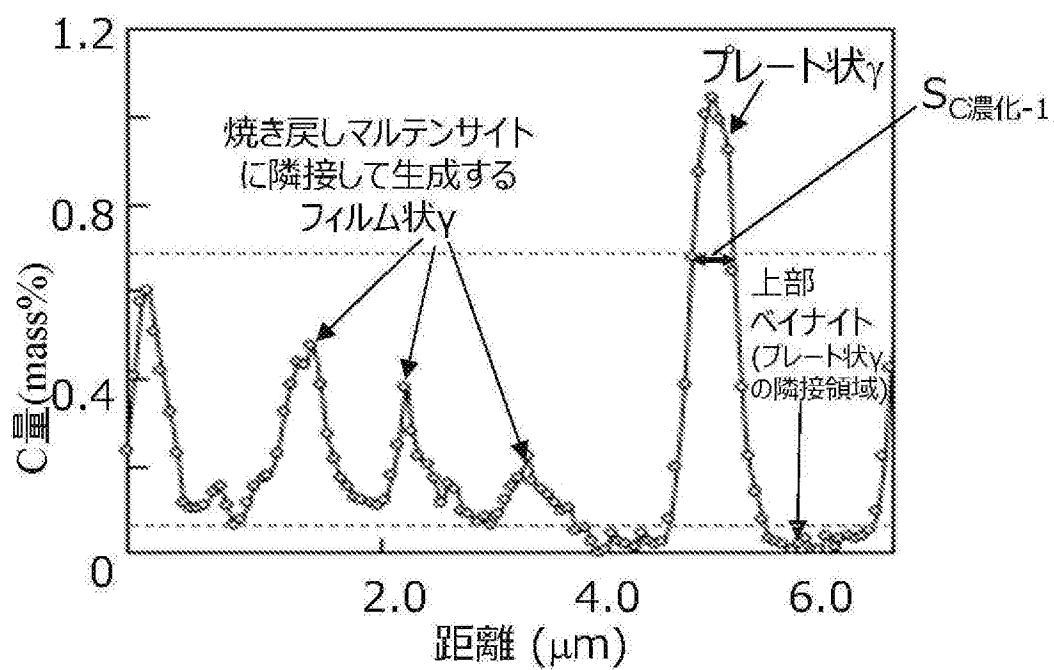
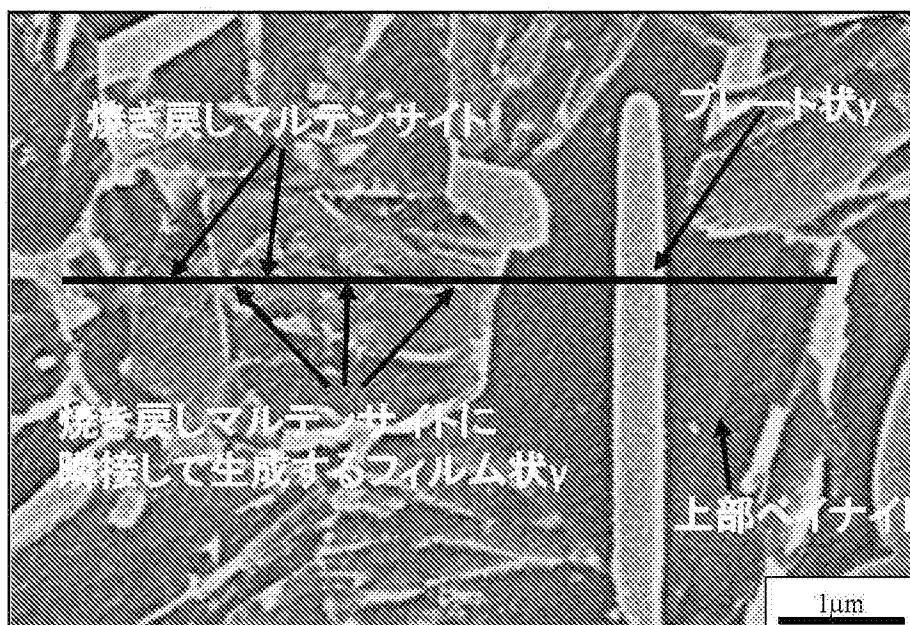


アスペクト比: a/b 、円相当面積 $= \pi \times a \times b / 4$

[図3]



[図4]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/043925

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. C22C38/00 (2006.01) i, C21D9/46 (2006.01) i, C22C38/06 (2006.01) i,
C22C38/60 (2006.01) i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl. C22C38/00, 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	1971-2018
Registered utility model specifications of Japan	1996-2018
Published registered utility model applications of Japan	1994-2018

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2009-209451 A (JFE STEEL CORPORATION) 17 September 2009, claims 1-3, 8, paragraphs [0023]-[0026], [0029]-[0031] & EP 2243852 A1, claims 1-3, 8, paragraphs [0037]-[0044], [0048]-[0050] & US 2011/0036465 A1 & CA 2714117 A1 & TW 200938640 A & CN 101939457 A & KR 10-2010-0101691 A & MX 2010008558 A	1-13



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
19 February 2018 (19.02.2018)

Date of mailing of the international search report
27 February 2018 (27.02.2018)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/043925

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	EP 3144406 A1 (POSCO) 22 March 2017, claim 1, paragraphs [0044]-[0048], [0065] & JP 2017-519900 A, claim 1, paragraphs [0043]-[0047], [0064] & US 2017/0051378 A1 & CN 107075649 A & KR 10-2015-0130612 A & WO 2015/174605 A1	1-13
A	JP 2007-9320 A (JFE STEEL CORPORATION) 18 January 2007, paragraph [0043], fig. 7 & EP 1889935 A1, paragraph [0050], fig. 7 & US 2009/0014098 A1 & CA 2609240 A1	1-13
A	JP 2013-72101 A (JFE STEEL CORPORATION) 22 April 2013, claim 7, paragraphs [0061]-[0068] (Family: none)	13

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00, 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	1971-2018年
日本国実用新案登録公報	1996-2018年
日本国登録実用新案公報	1994-2018年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2009-209451 A (J F E スチール株式会社) 2009.09.17, 請求項 1~3, 8, [0023]~[0026], [0029]~[0031] & EP 2243852 A1, Claims 1 to 3, 8, [0037] to [0044], [0048]~[0050] & US 2011/0036465 A1 & CA 2714117 A1 & TW 200938640 A & CN 101939457 A & KR 10-2010-0101691 A & MX 2010008558 A	1-13

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

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

の日の後に公表された文献

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

国際調査を完了した日

19.02.2018

国際調査報告の発送日

27.02.2018

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

守安 太郎

4 K

9347

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	EP 3144406 A1 (POSCO) 2017.03.22, 請求項 1, [0044]～[0048], [0065] & JP 2017-519900 A, Claim 1, [0043]～[0047], [0064] & US 2017/0051378 A1 & CN 107075649 A & KR 10-2015-0130612 A & WO 2015/174605 A1	1-13
A	JP 2007-9320 A (J F E スチール株式会社) 2007.01.18, [0043], 図 7 & EP 1889935 A1, [0050], FIG. 7 & US 2009/0014098 A1 & CA 2609240 A1	1-13
A	JP 2013-72101 A (J F E スチール株式会社) 2013.04.22, 請求項 7, [0061]～[0068] (ファミリーなし)	13