

(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
2025年1月16日(16.01.2025)



(10) 国際公開番号

WO 2025/013460 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)

C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2024/020264

(22) 国際出願日: 2024年6月3日(03.06.2024)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:

特願 2023-114781 2023年7月12日(12.07.2023) JP

(71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 和田 悠佑(WADA Yusuke); 〒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). 南 秀和(MINAMI Hidekazu); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 田路 勇樹(TOJI Yuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 杉 村 憲 司 (SUGIMURA Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目2番1号 霞が関コモンゲート西館36階 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, 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, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

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

添付公開書類:

一 国際調査報告(条約第21条(3))

(54) Title: STEEL SHEET, MEMBER, COMPONENT, AND METHODS FOR MANUFACTURING THESE

(54) 発明の名称: 鋼板、部材および部品並びにそれらの製造方法

(57) Abstract: The present invention provides a high-strength steel sheet having excellent strain dispersion ability, ductility, bendability, and delayed fracture resistance in a coated state under atmospheric corrosion. In this steel sheet having a prescribed component composition and microstructure, an average value $[\tau q]$ of a plastic deformation start stress τq as measured by a nanoindentation method at a position that is 1/4 of the steel sheet thickness is 1.70-3.30 GPa inclusive, and a standard deviation σq of the τq is 0.42 GPa or less. The percentage of measurement points corresponding to less than $0.85 \times [\tau s]$ is 30.0% or less, where $[\tau s]$ is the average value of the plastic deformation start stress τs as measured by a nanoindentation method at a position that is 10 μm from the surface of the steel sheet.

(57) 要約: ひずみ分散能、延性、曲げ性、および、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性の全てに優れた高強度な鋼板を提供する。所定の成分組成及びミクロ組織等を有し、鋼板の板厚 1/4 位置のナノインデンテーション法で測定される塑性変形開始応力 τq の平均値 $[\tau q]$ を 1.70 GPa 以上 3.30 GPa 以下とし、かかる τq の標準偏差 σq を 0.42 GPa 以下とし、さらに、鋼板の表面から 10 μm 位置のナノインデンテーション法で測定される塑性変形開始応力 τs の平均値を $[\tau s]$ としたとき、 $0.85 \times [\tau s]$ 未満となる測定点の割合を 30.0% 以下とする。

WO 2025/013460 A1

明 細 書

発明の名称：鋼板、部材および部品並びにそれらの製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、鋼板、特にひずみ分散能、延性、曲げ性および、塗装状態でせん断端面を有する曲げ加工部における耐遅れ破壊特性の全てに優れた高強度な鋼板およびその製造方法に関するものである。本発明の鋼板は、自動車用部品等の構造部材として好適に用いることができる。

背景技術

[0002] 車輛の軽量化によるCO₂排出量削減と耐衝突性能向上の両立を目的に、自動車用薄鋼板の高強度化が進行しており、新たな法規制の導入も相次いでいる。

そのため、自動車キャビンの骨格を形成する主要な構造部品では、引張強さ(TS)で1180MPa級以上の高強度鋼板の適用事例が増加している。

[0003] 自動車の補強部品や骨格構造部品に用いられる高強度鋼板には、張り出し成形や曲げ成形が適用される。張り出し成形については、高いひずみ分散能が求められるため、低い降伏比($YR = \text{降伏強度 } YS / \text{引張強さ } TS \times 100$)及び良好な延性とすることが求められる。他方、曲げ成形に関しては、良好な曲げ性を有することが求められる。

[0004] ここで、引張強さが1180MPa級以上の高強度鋼板においては、自動車が走行する大気腐食環境下で侵入する水素により、部材が突然破壊する遅れ破壊現象が生じることが問題となる。

[0005] すなわち、自動車用鋼板においては、プレス加工時や部品組付け時に応力が負荷され、その後、環境から水素が鋼板中に侵入するリスクがあるため、高強度鋼板の耐遅れ破壊特性を向上させることが要求される。

[0006] また、自動車部品においては、曲げ加工部と、せん断端面部の遅れ破壊発生のリスクが高いことから、せん断端面部を有する曲げ加工部の耐遅れ破壊

特性の向上が求められる。

特に、自動車部品は塗装された状態で大気腐食環境に晒される。塗装された状態は、塗装されていない状態とは異なり、塗装の欠陥部を不可避免的に生じる。乾湿の繰り返しが生じる環境下では、前記塗装の欠陥部を起点として、鋼板表層において局所的に腐食が進行して該腐食部から水素が侵入し、遅れ破壊の発生に至るおそれがある。

[0007] したがって、乾湿の繰り返しが生じる環境下における塗装状態でせん断端面を有する曲げ加工部における耐遅れ破壊特性（以降、「大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性」とも呼ぶ。）の向上が求められている。かように、自動車部品への高強度鋼板の適用比率を増加させるには、上記した種々の特性を総合的に満足することが要望されている。

[0008] 上記の要求に対し、例えば、特許文献1では、耐水素脆化特性に優れ、かつ1300MPa以上の引張強度を有する超高強度冷延鋼板およびその製造方法が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0009] 特許文献1：国際公開第2018/011978号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] 前記した特許文献1に記載の高強度鋼板は、pH1の塩酸水溶液中での打ち抜き端面での遅れ破壊特性が優れている。しかしながら、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性については考慮されていない。

[0011] よって、自動車部品に高強度鋼板を広く適用するためには、ひずみ分散能、延性、曲げ性が優れていることに加えて、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性を向上させることが求められる。

[0012] 本発明は、かかる事情に鑑み開発されたもので、ひずみ分散能、延性、曲げ性、および、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性の全てに優れた

高強度な鋼板を得るとともに、その高強度鋼板の有利な製造方法を提供することを目的とする。併せて、かかる高強度鋼板からなる部材および、かかる部材を用いてなる自動車の骨格構造部品または自動車の補強部品を提供することを目的とする。

[0013] 本発明において、「高強度鋼板」とは、後述する引張試験により求める引張強さ（ TS ）が $1180MPa$ 以上の鋼板を意味する。

「ひずみ分散能に優れる」とは、後述する引張試験により求める降伏比（ YR ）が 80% 以下であることを意味する。

「延性に優れる」とは、後述する引張試験により求める全伸び（ El ）が 7.0% 以上であることを意味する。

「曲げ性に優れる」とは、後述する曲げ試験により求める限界曲げ半径（ R/t ）が 5.0 以下であることを意味する。

「大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性に優れる」とは、後述するせん断端面を有する試験片を曲げ加工後、応力負荷した遅れ破壊試験片に対して、化成電着塗装を施した後に乾湿を繰り返す腐食サイクル試験にて、 30 日間経過後割れが観察されないことを意味する。

課題を解決するための手段

[0014] 本発明者らは、鋭意検討した結果、以下に記載する構成を採用することにより、前記目的が達成されることを見出し、本発明を完成させた。

すなわち、本発明の要旨は以下のとおりである。

1. 質量%で、 $C:0.090\%$ 以上 0.390% 以下、 $Si:0.01\%$ 以上 2.00% 以下、 $Mn:2.00\%$ 以上 4.00% 以下、 $P:0.100\%$ 以下、 $S:0.0200\%$ 以下、 $Al:1.000\%$ 以下、 $N:0.0100\%$ 以下および $O:0.0100\%$ 以下を含有し、残部が Fe 及び不可避免的不純物からなる成分組成であって、

鋼板の板厚 $1/4$ 位置において、

ミクロ組織が、

マルテンサイトの面積率： 70% 以上、

フェライトとベイナイトの面積率の合計：15%以下、
かつ残留オーステナイトの面積率：15%以下であって、
さらに、炭素濃度の標準偏差 σ^c が、

$$0.10 [\%C] \leq \sigma^c \leq 0.28 [\%C]$$

ただし、 $[\%C]$ は鋼中の炭素の含有量（質量%）
を満足し、

前記板厚1/4位置の、ナノインデンテーション法で測定される塑性変形
開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ が、1.70GPa以上3.30GPa以下
、かつ前記塑性変形開始応力 τ_q の標準偏差 σ_q が、0.42GPa以下で
あり、

鋼板の表面から10 μ m位置において、

ミクロ組織が、

マルテンサイトの面積率：40%以下、

パーライトの面積率：15%以下、

フェライトとベイナイトの面積率の合計：60%以上であって、

前記10 μ m位置の、ナノインデンテーション法で測定される塑性変形開
始応力 τ_s の平均値を $[\tau_s]$ としたとき、 $0.85 \times [\tau_s]$ 未満となる
測定点の割合が30.0%以下である

鋼板。

[0015] 2. 前記成分組成は、さらに、質量%で、Ti：0.200%以下、Nb：
0.200%以下、V：0.200%以下、Ta：0.10%以下、W：0
.10%以下、B：0.0100%以下、Cr：1.00%以下、Mo：1
.00%以下、Ni：1.00%以下、Co：0.010%以下、Cu：1
.00%以下、Sn：0.200%以下、Sb：0.200%以下、Ca：
0.0100%以下、Mg：0.0100%以下、REM：0.0100%
以下、Zr：0.100%以下、Te：0.100%以下、Hf：0.10
%以下及びBi：0.200%以下からなる群より選ばれる少なくとも1種
の元素を含有する、前記1に記載の鋼板。

[0016] 3. 鋼板の表面にめっき層を有する前記 1 または 2 に記載の鋼板。

[0017] 4. 前記 1 ～ 3 のいずれか 1 項に記載の鋼板からなる部材。

[0018] 5. 前記 4 に記載の部材からなる自動車の骨格構造部品または自動車の補強部品。

[0019] 6. 前記 1 または 2 に記載の成分組成を有する鋼スラブに、

1 0 0 0℃以上の温度域におけるパス数を 4 パス以上とし、各パスでの圧下率を 1 5 % 以上、平均のひずみ速度を $9 \times 10^{-4} / \text{s}$ 以上 $1 \times 10^{-2} / \text{s}$ 以下の範囲とした条件で粗圧延を施した後、仕上げ圧延を施し、次いで巻取り処理を施して、熱延板を得る熱間圧延工程を行い、さらに、前記熱延板に酸洗及び冷間圧延を施して冷延板を得る酸洗及び冷間圧延工程を行った後、前記冷延板を焼鈍し、さらに 5 0℃以下まで冷却する鋼板の製造方法であって、

前記焼鈍は、加熱温度を 8 0 0℃以上とし、該 8 0 0℃以上の加熱温度域 T 1 において、露点を - 2 5℃以上とし、以下の式 1 を満たす条件にて行い、

$$2. \quad 0 \leq K \leq 60.0 \quad \cdots \text{式 1}$$

なお、

[数1]

$$K = \sum_{t=1}^{t_E} D(T_t) \times 10^6, \quad D(T_t) = (0.07 + 0.06[\%C]) * \exp\left(-\frac{32000}{1.986 \times (T_t + 273)}\right)$$

さらに、上記において、

[%C]は、鋼板中の C 含有量とし、

前記焼鈍の加熱中に前記冷延板の温度が 8 0 0℃に初めて到達した時間を $t = 0$ (s) と定め、 $t = t_E$ (s) は前記焼鈍が完了し、前記冷延板の温度が再び 8 0 0℃となった時間とし、 T_t (℃) は時間 $t : t-1 \sim t$ (s) における前記冷延板の平均温度とし、

また、前記冷却において、

6 0 0℃以上 7 5 0℃以下の温度域 T 2 における平均冷却速度 v_2 を、 1

、 $0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 15 、 $0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とし、
500 $^{\circ}\text{C}$ 以上600 $^{\circ}\text{C}$ 未満の温度域における平均冷却速度を、前記 v_2 超とし、
400 $^{\circ}\text{C}$ 以上500 $^{\circ}\text{C}$ 未満の温度域 T_3 における滞留時間を、10 s 以上150 s 以下とし、
 $M_s - 100^{\circ}\text{C}$ 以上 $M_s^{\circ}\text{C}$ 以下の温度域 T_4 における平均冷却速度 v_4 を、 2 、 $0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 25 、 $0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とし、
100 $^{\circ}\text{C}$ 以上 $M_s - 100^{\circ}\text{C}$ 未満の温度域 T_5 における平均冷却速度 v_5 を、 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上前記 v_4 未満とする
鋼板の製造方法。

[0020] 7. 前記冷却する過程において、さらにめっき処理を施す前記6に記載の鋼板の製造方法。

[0021] 8. 前記1～3のいずれか1項に記載の鋼板に、成形加工又は接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を有する、部材の製造方法。

発明の効果

[0022] 本発明によれば、ひずみ分散能、延性、曲げ性および、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性の全てに優れた高強度な鋼板を提供することができる。

また、上記の鋼板からなる部材を提供することができる。

さらに、本発明によれば、上記の鋼板および部材の製造方法を提供することができる。

加えて、本発明によれば、上記の部材を用いてなる自動車の骨格構造部品または自動車の補強部品を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0023] 以下、本発明の高強度鋼板およびその製造方法を、その成分組成、ミクロ組織および製造方法に分けて詳細に説明する。

先ず、成分組成の適正範囲およびその限定理由について説明する。なお、以下の説明において、鋼の成分元素の含有量を表す「%」は、特に明記しな

い限り「質量%」を意味する。

[0024] [C : 0.090%以上0.390%以下]

Cは、鋼の重要な基本成分の1つであり、本高強度鋼板においては、板厚1/4位置のマartenサイトの面積率と残留オーステナイト量に影響する。

C含有量が少なすぎると、板厚1/4位置のマartenサイトの面積率が減少し、1180MPa以上のTSを実現することが困難になる。このため、C含有量は、0.090%以上とする。C含有量は、0.115%以上が好ましく、0.140%以上がより好ましい。

一方、C含有量が多すぎると、板厚1/4位置のマartenサイトの強度が著しく上昇し、遅れ破壊試験時の亀裂進展が促進され、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が低下する。このため、C含有量は、0.390%以下とする。C含有量は、0.375%以下が好ましく、0.360%以下がより好ましい。

[0025] [Si : 0.01%以上2.00%以下]

Siは、マartenサイト中のセメンタイトの析出抑制や固溶強化によって、鋼板の強度を上昇させる。この効果を得るため、Si含有量は、0.01%以上とする。Si含有量は、0.05%以上が好ましく、0.10%以上がより好ましい。

一方、Si含有量が多すぎると、ベイナイト変態時、およびマartenサイト変態時の炭化物析出が著しく抑制され、板厚1/4位置の残留オーステナイトが過度に増加し、せん断時に残留オーステナイトから生成するマartenサイトの硬度が大きく上昇する。その結果、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Si含有量は、2.00%以下とする。Si含有量は、1.75%以下が好ましく、1.50%以下がより好ましい。

[0026] [Mn : 2.00%以上4.00%以下]

Mnは、鋼の重要な基本成分の1つであり、特に本発明においては、マartenサイトの面積率と耐遅れ破壊特性に影響する。

Mn含有量が少なすぎると、マルテンサイトの面積率が減少し、1180 MPa以上のTSを実現することが困難になる。このため、Mn含有量は、2.00%以上とする。Mn含有量は、2.20%以上が好ましく、2.40%以上がより好ましい。

一方、Mn含有量が多すぎると、オーステナイトが安定化し、板厚1/4位置の残留オーステナイトが過度に増加し、せん断時に、残留オーステナイトから生成するマルテンサイトの硬度が大きく上昇する。その結果、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Mn含有量は、4.00%以下とする。Mn含有量は、3.70%以下が好ましく、3.50%以下がより好ましく、3.30%以下がさらに好ましい。

[0027] [P : 0.100%以下]

Pは、旧オーステナイト粒界に偏析して粒界を脆化させ、鋼板の極限変形能を低下させることから、曲げ性が低下する。そのため、Pの含有量は0.100%以下にする必要がある。好ましくは、Pの含有量を0.070%以下とする。なお、P含有量の下限は特に規定しないが、Pは固溶強化元素であり、鋼板の強度を上昇させることから、P含有量は0.001%以上とすることが好ましい。

[0028] [S : 0.0200%以下]

Sは、硫化物として存在し、鋼板の極限変形能を低下させることから、曲げ性が低下する。そのため、Sの含有量は0.0200%以下にする必要がある。好ましくは、Sの含有量を0.0050%以下とする。なお、Sの含有量の下限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、S含有量は0.0001%以上とすることが好ましい。

[0029] [Al : 1.000%以下]

Alは、十分な脱酸を行ない、鋼中介在物を低減する。Al含有量が多すぎると、フェライトが多量に生成し、フェライトとマルテンサイトの界面で遅れ破壊き裂が進展しやすくなり、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Al含有量は、1.000%以下とする。Al

含有量は、0.500%以下が好ましく、0.100%以下がより好ましい。

一方、安定して脱酸を行なうために、Al含有量は、0.010%以上が好ましく、0.015%以上がより好ましく、0.020%以上がさらに好ましい。

[0030] [N : 0.0100%以下]

Nは、窒化物として存在し、鋼板の極限変形能を低下させることから、曲げ性が低下する。そのため、N含有量は0.0100%以下にする。好ましくは、N含有量を0.0050%以下とする。なお、Nの含有量の下限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、Nの含有量は0.0001%以上とすることが好ましい。

[0031] [O : 0.0100%以下]

Oは、酸化物として存在し、鋼板の極限変形能を低下させることから、曲げ性が低下する。そのため、O含有量は0.0100%以下にする。好ましくは、O含有量を0.0050%以下とする。なお、Oの含有量の下限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、Oの含有量は0.0001%以上とすることが好ましい。

[0032] 本発明に従う高強度鋼板は、上記の成分を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有する。なお、不可避免的不純物としては、Zn、Pb、As、Ge、Sr及びCsが挙げられる。これら不純物は合計で0.100%以下含有されることは許容される。

[0033] 本発明に従う鋼板は、上記の成分組成に加えて、さらに、Ti : 0.200%以下、Nb : 0.200%以下、V : 0.200%以下、Ta : 0.100%以下、W : 0.10%以下、B : 0.0100%以下、Cr : 1.00%以下、Mo : 1.00%以下、Ni : 1.00%以下、Co : 0.010%以下、Cu : 1.00%以下、Sn : 0.200%以下、Sb : 0.200%以下、Ca : 0.0100%以下、Mg : 0.0100%以下、REM : 0.0100%以下、Zr : 0.100%以下、Te : 0.100%以下

、Hf：0.10%以下及びBi：0.200%以下からなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を、単独であるいは組み合わせて含有してもよい。

[0034] Ti、Nb及びVは、それぞれ0.200%以下であれば粗大な析出物や介在物が多量に生成せず、鋼板の極限変形能を低下させないことから、曲げ性が低下しない。そのため、含有させる場合、Ti、Nb及びVの含有量はそれぞれ0.200%以下にすることが好ましく、それぞれ0.100%以下とすることがより好ましい。一方、Ti、Nb及びVの含有量の下限は特に規定しない。なお、Ti、Nb及びVは、熱間圧延時あるいは連続焼鈍時に、微細な炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって、鋼板の強度を上昇させる。よって、Ti、Nb及びVの含有量はそれぞれ0.001%以上とすることが好ましい。

[0035] Ta及びWは、それぞれ0.10%以下であれば粗大な析出物や介在物が多量に生成せず、鋼板の極限変形能を低下させないことから、曲げ性が低下しない。そのため、Ta及びWの含有量はそれぞれ0.10%以下にすることが好ましく、それぞれ0.08%以下とすることがより好ましい。一方、Ta及びWの含有量の下限は特に規定しない。なお、Ta及びWは、熱間圧延時あるいは連続焼鈍時に、微細な炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって、鋼板の強度を上昇させる。よって、Ta及びWの含有量はそれぞれ0.01%以上とすることが好ましい。

[0036] Bは、0.0100%以下であれば casting 時あるいは熱間圧延時において鋼板内部に割れを生成せず、鋼板の極限変形能を低下させないことから、曲げ性が低下しない。そのため、Bの含有量は0.0100%以下にすることが好ましく、0.0080%以下とすることがより好ましい。一方、Bの含有量の下限は特に規定しない。なお、Bは、焼鈍中にオーステナイト粒界に偏析し、焼入れ性を向上させる元素であることから、B含有量は0.0003%以上とすることが好ましい。

[0037] Cr、Mo及びNiは、それぞれ1.00%以下であれば粗大な析出物や介在物が増加せず、鋼板の極限変形能を低下させないことから、曲げ性が低

下しない。そのため、C r、M o及びN iの含有量はそれぞれ1.00%以下にすることが好ましく、それぞれ0.80%以下とすることがより好ましい。一方、C r、M o及びN iの含有量の下限は特に規定しない。なお、C r、M o及びN iは、焼入れ性を向上させる元素であることから、C r、M o及びN iの含有量はそれぞれ0.01%以上とすることが好ましい。

[0038] C oは、0.010%以下であれば粗大な析出物や介在物が増加せず、鋼板の極限変形能を低下させないことから、曲げ性が低下しない。そのため、C oの含有量は0.010%以下にすることが好ましく、0.008%以下とすることがより好ましい。一方、C oの含有量の下限は特に規定しない。なお、C oは、焼入れ性を向上させる元素であることから、C oの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。

[0039] C uは、1.00%以下であれば粗大な析出物や介在物が増加せず、鋼板の極限変形能を低下させないことから、曲げ性が低下しない。そのため、C uの含有量は1.00%以下にすることが好ましく、0.80%以下とすることがより好ましい。一方、C uの含有量の下限は特に規定しない。なお、C uは、焼入れ性を向上させる元素であることから、C uの含有量は0.01%以上とすることが好ましい。

[0040] S nは、0.200%以下であれば鋳造時あるいは熱間圧延時において鋼板内部に割れを生成せず、鋼板の極限変形能を低下させないことから、曲げ性が低下しない。そのため、S nの含有量は0.200%以下にすることが好ましく、0.100%以下とすることがより好ましい。一方、S nの含有量の下限は特に規定しない。なお、S nは、焼入れ性を向上させる元素であることから、S nの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。

[0041] S bは、0.200%以下であれば粗大な析出物や介在物が増加せず、鋼板の極限変形能を低下させないことから、曲げ性が低下しない。そのため、S bの含有量は0.200%以下にすることが好ましく、0.100%以下とすることがより好ましい。一方、S bの含有量の下限は特に規定しない。なお、S bは、表層軟化厚みを制御し、強度調整を可能にする元素であるこ

とから、S bの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。

[0042] C a、M g及びR E Mは、それぞれ0.0100%以下であれば粗大な析出物や介在物が増加せず、鋼板の極限変形能を低下させないことから、曲げ性が低下しない。そのため、C a、M g及びR E Mの含有量は、それぞれ0.0100%以下にすることが好ましく、それぞれ0.0050%以下とすることがより好ましい。一方、C a、M g及びR E Mの含有量の下限は特に規定しない。なお、C a、M g及びR E Mは、窒化物や硫化物の形状を球状化し、鋼板の極限変形能を向上させる元素であることから、C a、M g及びR E Mの含有量はそれぞれ0.0005%以上とすることが好ましい。

[0043] Z r及びT eは、それぞれ0.100%以下であれば粗大な析出物や介在物が増加せず、鋼板の極限変形能を低下させないことから、曲げ性が低下しない。そのため、Z r及びT eの含有量は、それぞれ0.100%以下にすることが好ましく、それぞれ0.080%以下とすることがより好ましい。一方、Z r及びT eの含有量の下限は特に規定しない。なお、Z r及びT eは、窒化物や硫化物の形状を球状化し、鋼板の極限変形能を向上させる元素であることから、Z r及びT eの含有量はそれぞれ0.001%以上とすることが好ましい。

[0044] H fは、0.10%以下であれば粗大な析出物や介在物が増加せず、鋼板の極限変形能を低下させないことから、曲げ性が低下しない。そのため、H fの含有量は0.10%以下にすることが好ましく、0.08%以下とすることがより好ましい。一方、H fの含有量の下限は特に規定しない。なお、H fは、窒化物や硫化物の形状を球状化し、鋼板の極限変形能を向上させる元素であることから、H fの含有量は0.01%以上とすることが好ましい。

[0045] B iは、0.200%以下であれば粗大な析出物や介在物が増加せず、鋼板の極限変形能を低下させないことから、曲げ性が低下しない。そのため、B iの含有量は0.200%以下にすることが好ましく、0.100%以下とすることがより好ましい。一方、B iの含有量の下限は特に規定しない。

なお、B i は、偏析を軽減する元素であることから、B i の含有量は0.001%以上とすることが好ましい。

[0046] なお、上記したT i、Nb、V、Ta、W、B、Cr、Mo、Ni、Co、Cu、Sn、Sb、Ca、Mg、REM、Zr、Te、Hf及びB iについて、各含有量が上記した好ましい下限の値未満の場合には、本発明の効果を害することがない。よって、かかる場合は不可避免的不純物として扱う。

[0047] 次に、本発明の鋼板の板厚1/4位置におけるミクロ組織について説明する。

[マルテンサイトの面積率：70%以上]

前記ミクロ組織においては、マルテンサイトを一定量以上含有することにより、1180MPa以上のTSを実現できる。このため、マルテンサイトの面積率は、70%以上とする。かかるマルテンサイトの面積率は、80%以上が好ましく、90%以上がより好ましい。一方、マルテンサイトの面積率の上限は特に限定されず、マルテンサイトの面積率が100%であっても上述した効果は得られる。

マルテンサイトは、Ms点以下で生成する変態生成相であり、焼戻しの有無を問わない。また、マルテンサイトにはMs点以下で生成する下部ベイナイトを含む。なお、かかるマルテンサイトの観察位置は、後述するように、鋼板の板厚1/4位置である。

[0048] [フェライトとベイナイトの面積率の合計：15%以下]

前記ミクロ組織において、フェライトとベイナイトが多すぎると、鋼板の強度が低下する。また、組織間の硬度差が大きくなり、遅れ破壊き裂の進展が促進され、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が低下する。このため、フェライトとベイナイトの面積率の合計は、15%以下とする。フェライトとベイナイトの面積率の合計は、13%以下が好ましく、10%以下がより好ましい。なお、フェライトとベイナイトの面積率の合計が0%であっても、本発明の効果は得られる。

フェライトは、高温で生成している軟質なBCC鉄であり、アロトリオモ

ルフフェライト、イデオモルフフェライトを含む。

ベイナイトは、Msより高温で生成する微細な炭化物を含む角状のBCC鉄である。

なお、かかるフェライトとベイナイトの観察位置は、鋼板の板厚1/4位置である。

[0049] [残留オーステナイトの面積率：15%以下]

残留オーステナイトが多すぎると、せん断時に残留オーステナイトから生成する硬質なマルテンサイトが多量に生成する。その結果、組織間の硬度差が大きくなり、遅れ破壊き裂の進展が促進され、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が低下する。このため、残留オーステナイトの面積率は、15%以下とする。残留オーステナイトの面積率は、10%以下が好ましい。

一方、下限は特に限定されず、残留オーステナイトの面積率が0%であっても、本発明の効果は得られる。

[0050] 本発明において、残留オーステナイトの面積率の測定方法は、以下のとおりである。

まず、測定対象の鋼板を、その板厚1/4位置（鋼板の表面から深さ方向で板厚の1/4に相当する位置）が測定面となるように研削し、その後、化学研磨により更に0.1mm研磨し、サンプルを得る。かかるサンプルの測定面に対し、X線回折装置により、CoのK α 線源を用いて、fcc鉄（オーステナイト）の（200）面、（220）面及び（311）面、並びに、bcc鉄の（200）面、（211）面及び（220）面の積分反射強度をそれぞれ測定する。さらに、かようにして求めたbcc鉄の各面の積分反射強度に対するfcc鉄の各面の積分反射強度の強度比を求め、合計9つの強度比を求める。本発明では、かかる9つの強度比の平均値を、残留オーステナイトの体積率とする。そして、本発明では、かかる残留オーステナイトの体積率を、残留オーステナイトの面積率とみなす。

[0051] [鋼板組織中の炭素濃度の標準偏差 σ^c が $0.10[\%C] \leq \sigma^c \leq 0.28$

[%C]

ただし、[%C]は鋼中の炭素の含有量（質量%）]

鋼板の板厚 1 / 4 位置における鋼板組織中の炭素濃度の標準偏差 σ^c が 0.10 [%C] $\leq \sigma^c \leq 0.28$ [%C] の関係を満足することで、高いひずみ分散能と高い延性が得られる。マルテンサイトの伸びと強度は、マルテンサイト中に含有される炭素量に依存するので、鋼板中の炭素濃度の標準偏差を適正な値とすると、組織中に伸びを担うマルテンサイトと強度を担うマルテンサイトとが混合した組織になる。その結果、加工硬化能が上昇し、低い降伏比と高い伸びが得られると推定される。

[0052] σ^c が 0.10 [%C] 未満では、鋼板の板厚 1 / 4 位置における鋼板組織が、伸びを担うマルテンサイトと強度を担うマルテンサイトが混合した組織とならない。そのため、 σ^c が低すぎる、すなわち炭素濃度が均一になりすぎると、加工硬化能が低下し、降伏比が上昇する。また、伸びが低下する。

[0053] 一方、 σ^c が 0.28 [%C] 超では、前記鋼板組織が、伸びは高いが著しく強度の低いマルテンサイトと、著しく強度の高いマルテンサイトとが混合した組織となる。そのため、著しく強度の高いマルテンサイト内部で遅れ破壊き裂が進展しやすくなり、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が低下する。

よって、鋼板の板厚 1 / 4 位置における鋼板組織中の炭素濃度の標準偏差 σ^c が 0.10 [%C] $\leq \sigma^c \leq 0.28$ [%C] を満足する必要がある。好ましくは、 σ^c は 0.12 [%C] 以上である。一方、好ましくは、 σ^c は 0.26 [%C] 以下である。また、より好ましくは、 σ^c は 0.14 [%C] 以上である。一方、より好ましくは、 σ^c は 0.24 [%C] 以下である。

[0054] 本発明において、前記標準偏差 σ^c の求め方は次のとおりである。まず、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面（L 断面）が観察面となるように試料を切り出した後、観察面をダイヤモンドペーストで研磨し、その後、アルミナを用いて仕上げ研磨を施す。次に、研磨後の観察面において、電子線マイクロアナライザ（EPMA; Electron Probe Micro Ana

l y z e r) を用いて、加速電圧を 7 k V、測定領域を $22.5 \mu\text{m} \times 22.5 \mu\text{m}$ の条件で 3 視野の測定を行う。この測定後のデータを検量線法により炭素濃度に変換する。得られた 3 視野分の炭素濃度データを合計してヒストグラムを作成し、炭素濃度の標準偏差 σ° を求める。

[0055] [残部組織]

本発明の鋼板の板厚 1 / 4 位置における組織は、上述したマルテンサイト、フェライト、ベイナイト及び残留オーステナイト以外の組織（残部組織）を有していてもよい。もっとも、残部組織の面積率は、本発明の効果が損なわれないという理由から、面積率で 5 % 以下が好ましい。残部組織としては、例えば、パーライト、フェライト中に析出した合金炭窒化物、その他の鋼板の組織として公知の組織等が挙げられる。

[0056] [塑性変形開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ が、1.70 GPa 以上 3.30 GPa 以下]

鋼板の板厚 1 / 4 位置における塑性変形開始応力は、本発明において、重要な構成要件である。

ここで、塑性変形開始応力とは、後述する通りナノインデンテーションによって得られる荷重変位曲線の初期段階で得られる値であり、局所領域において弾性域から塑性域へ遷移する応力を意味する。

本発明の塑性変形開始応力は、局所領域における転位の生成・放出に対応する応力であり、従来用いられてきたナノインデンテーション試験で得られるナノ硬さや、引張試験で得られる降伏強さとは全く異なる。

[0057] ここで、発明者らは、ナノインデンテーションで得られる塑性変形開始応力と、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性との関係を鋭意検討した。

その結果、鋼板の板厚 1 / 4 位置における塑性変形開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ を、1.70 GPa 以上 3.30 GPa 以下とすることで、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が向上することを知見した。

これは、前記塑性変形開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ を、前述の通りに適

正な値とすることで、遅れ破壊き裂先端での転位の生成・放出が適正化され、遅れ破壊き裂の進展が抑制されるためである。その結果、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が向上すると推定している。

[0058] すなわち、前記塑性変形開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ が、1.70 GPa未満では、き裂先端での転位の生成・放出が著しくなり、空孔やボイド生成が促進される結果、遅れ破壊き裂は進展することになる。特に、高いひずみ分散能を有する鋼板において、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が低下することになる。よって、塑性変形開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ は、1.70 GPa以上とする。好ましくは、塑性変形開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ は、1.85 GPa以上である。より好ましくは、塑性変形開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ は、2.00 GPa以上である

[0059] 一方、前記塑性変形開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ が、3.30 GPa超では、き裂先端での転位の生成・放出が抑制される結果、遅れ破壊き裂が粒界を脆性的に進展することになる。すると、特に、高いひずみ分散能を有する鋼板の場合において、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が低下する。

よって、塑性変形開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ は、3.30 GPa以下である必要がある。好ましくは、塑性変形開始応力 τ_q の平均値は、3.20 GPa以下である。より好ましくは、塑性変形開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ は、3.10 GPa以下である。

[0060] [塑性変形開始応力の標準偏差 σ_q が0.42 GPa以下]

鋼板の板厚1/4位置における塑性変形開始応力の標準偏差 σ_q は、本発明において、重要な構成要件である。塑性変形開始応力の標準偏差 σ_q を、0.42 GPa以下とすることで、特に、高いひずみ分散能を有する鋼板において、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が向上する。これは、前記標準偏差 σ_q を0.42 GPa以下とすることで、ミクロな塑性変形開始応力のバラツキが抑制されるからである。すなわち、き裂先端での転位の生成・放出挙動のバラツキが抑制され、遅れ破壊き裂が選択的に組織中の弱

部を進展することが抑制される。その結果、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が向上すると推定される。

[0061] 前記塑性変形開始応力の標準偏差 σ_q が 0.42 GPa 超では、ミクロな塑性変形開始応力のバラツキが大きく、遅れ破壊き裂が選択的に組織中の弱部を進展することになる。その結果、特に、高いひずみ分散能を有する鋼板において、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が低下する。よって、本発明の塑性変形開始応力の標準偏差 σ_q は、0.42 GPa 以下である必要がある。好ましくは、塑性変形開始応力の標準偏差 σ_q は、0.36 GPa 以下である。より好ましくは、塑性変形開始応力の標準偏差 σ_q は、0.30 GPa 以下である。

一方、塑性変形開始応力の標準偏差 σ_q は小さいほどよく、0 GPa であって良い。

[0062] 次に、鋼板の表面から 10 μm 位置におけるミクロ組織について説明する。

[マルテンサイトの面積率：40%以下]

鋼板の表面から 10 μm 位置におけるミクロ組織にマルテンサイトが多すぎると、曲げ割れの起点が増加し、曲げ性が劣化する。また、鋼板表層に存在するマルテンサイトにおいて、塗装直下の鋼板表層で生じる腐食による水素侵入が促進し、遅れ破壊き裂が発生しやすくなるため、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が低下する。

よって、本発明において、鋼板表面から 10 μm 位置におけるミクロ組織のマルテンサイトの面積率は 40% 以下とする。かかるマルテンサイトの面積率は 35% 以下が好ましく、30% 以下がより好ましい。なお、マルテンサイトの面積率が 0% であっても本発明の効果は得られる。

[0063] かかるマルテンサイトは、Ms 点以下で生成する変態生成相であり、焼戻しの有無を問わない。また、マルテンサイトには Ms 点以下で生成する下部ベイナイトを含む。

かかるマルテンサイトの観察位置は、後述するように、鋼板表面から 10

μm 位置である。

[0064] [パーライトの面積率：15%以下]

鋼板表面から10 μm 位置におけるミクロ組織にパーライトが多すぎると、曲げ割れの起点が増加し、曲げ性が劣化する。また、表層に存在するパーライトに曲げ時の応力が集中し、遅れ破壊き裂が発生しやすくなるため、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が低下する。

よって、本発明において、鋼板表面から10 μm 位置におけるミクロ組織のパーライトの面積率は15%以下とする。かかるパーライトの面積率は10%以下が好ましい。なお、パーライトの面積率が0%であっても効果は得られる。

パーライトの観察位置は、後述するように、鋼板表面から10 μm 位置である。

[0065] [フェライトとベイナイトの面積率の合計：60%以上]

鋼板表面から10 μm 位置におけるフェライトとベイナイトの面積率の合計を60%以上とすることで、曲げ性と大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が向上する。

すなわち、軟質相であるフェライトとベイナイトの面積率の合計を高めることで、曲げ加工時の割れの起点が減少し、曲げ性が向上する。

また、フェライトとベイナイトは、マルテンサイトに比べて格子欠陥が少なく、水素トラップサイトが少ないため、塗装直下の鋼板表層で生じる腐食による水素侵入が抑制され、遅れ破壊き裂が発生しにくくなる。そのため、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が向上する。

[0066] よって、フェライトとベイナイトの面積率の合計は、60%以上であることが肝要であり、65%以上が好ましく、70%以上がより好ましい。一方、上限は特に限定されず、フェライトとベイナイトの面積率の合計が100%であっても上述した効果は得られる。

[0067] フェライトは、高温で生成している軟質なBCC鉄であり、アロトリオモルフフェライト、イデオモルフフェライトを含む。

ベイナイトは、M s より高温で生成する微細な炭化物を含む角状のB C C鉄である。

また、かかるフェライトとベイナイトの観察位置は、鋼板表面から10 μ m位置である。

[0068] [残部組織]

鋼板表面から10 μ m位置における鋼組織は、上述したマルテンサイト、パーライト、フェライトおよびベイナイト以外の組織（残部組織）を有していてもよい。もっとも、残部組織の面積率は、本発明の効果が損なわれないという理由から、面積率で5%以下が好ましい。残部組織としては、例えば、パーライト、フェライト中に析出した合金炭窒化物、その他の鋼板の組織として公知の組織等が挙げられる。

[0069] 鋼板の板厚1/4位置もしくは鋼板表面から10 μ m位置の、マルテンサイト、パーライト、フェライト及びベイナイトの面積率の測定方法は、以下のとおりである。

まず、鋼板から、その圧延方向に平行な板厚断面（L断面）が観察面となるように、サンプルを切り出す。サンプルの観察面を、ダイヤモンドペーストを用いて鏡面研磨し、その後、コロイダルシリカを用いて仕上げ研磨を施し、更に、1体積%ナイトールを用いてエッチングすることにより、組織を現出させる。

次いで、サンプルの観察面の鋼板の板厚1/4位置もしくは鋼板表面から10 μ m位置を、加速電圧を10 kVとした走査型電子顕微鏡（Scanning Electron Microscope : SEM）を用いて3000倍の倍率でそれぞれ3視野分観察し、かかる3視野分のSEM画像を得る。

[0070] かようにして得られたSEM画像から、Adobe Photoshop（Adobe Systems社製）を用いて、各組織の面積率を算出する。具体的には、各組織の面積を測定面積で除して得られる値を、各組織の面積率とする。各組織の面積率を3視野分算出し、それらの平均値を、各組織の面積率とする。

[0071] 前記SEM画像において、マルテンサイトは内部に微細な凹凸を有する階

層構造を持つ組織領域、パーライトは灰色のフェライトと白色のセメンタイトからなる層状組織領域、フェライトは灰色を呈し、炭化物を内包しない平坦な組織領域である。また、ベイナイトは灰色を呈し、内部に微細な炭化物を内包する組織領域である。

かようにして、マルテンサイト、パーライト、フェライト及びベイナイトは互いに識別することができる。

[0072] [ナノインデンテーション法で測定される塑性変形開始応力 τ_s の平均値を $[\tau_s]$ としたとき、 $0.85 \times [\tau_s]$ 未満となる測定点の割合が30.0%以下]

ナノインデンテーション法で測定される鋼板表面から10 μ m位置における塑性変形開始応力 τ_s の平均値により規定される、測定点の存在割合は、本発明において、重要な構成要件である。すなわち、かかる平均値を $[\tau_s]$ としたとき、 $0.85 \times [\tau_s]$ 未満となる測定点の割合を30.0%以下とすることで、特に、高いひずみ分散能を有する鋼板において、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が向上する。これは、 $0.85 \times [\tau_s]$ 未満となる組織領域が、局所的な転位生成、放出が生じやすい領域であって、鋼板表面における遅れ破壊き裂の起点になるからである。

[0073] 上述したように、 $0.85 \times [\tau_s]$ 未満となる測定点の割合を30.0%以下とすることで、曲げ箇所の表層において、局所的に転位の生成や、放出が生じる箇所が低減し、遅れ破壊の起点を低減することができる。その結果、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が向上する。

よって、本発明では、かかる $0.85 \times [\tau_s]$ 未満となる測定点の割合は30.0%以下とする必要がある。好ましくは、 $0.85 \times [\tau_s]$ 未満となる測定点の割合は20.0%以下である。より好ましくは、 $0.85 \times [\tau_s]$ 未満となる測定点の割合は15.0%以下である。一方、下限は特に限定されず、 $0.85 \times [\tau_s]$ 未満となる測定点の割合が0%であっても、上述した効果を得ることができる。

[0074] なお、本発明において、鋼板の表面から10 μ m位置とは、鋼板表面（板

厚方向に垂直な面) から板厚方向に $10\text{ }\mu\text{m}$ 深さの位置を意味する。また、前記板厚 $1/4$ 位置、かかる鋼板表面から $10\text{ }\mu\text{m}$ 位置ともに、鋼板の少なくとも片方からの位置において、上記規定を満足する必要がある。

[0075] 以下、塑性変形開始応力のナノインデンテーション法に従う測定方法を説明する。

測定試料の作製は、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面 (L 断面) が測定面となるよう試料を切り出した後、測定面に対してダイヤモンドペーストを用いて鏡面研磨し、その後、コロイダルシリカを用い仕上げ研磨を施すものとする。

塑性変形開始応力の測定には、バーコビッチ圧子を備えたナノインデンテーション装置を用いる。測定位置を、鋼板の板厚 $1/4$ 位置もしくは鋼板表面から $10\text{ }\mu\text{m}$ 位置とし、荷重制御で、荷重速度及び除荷速度を $50\text{ }\mu\text{N/s}$ とし、最大荷重を $500\text{ }\mu\text{N}$ 、データ採取の時間ピッチを 5 ms とした条件でナノインデンテーション試験を行い、荷重 $P\text{ (N)}$ と当該荷重における変位 $h\text{ (nm)}$ を取得する。各測定位置において 40 点のナノインデンテーション試験を行う。圧痕間の距離は $2\text{ }\mu\text{m}$ 以上空けて測定を実施する。得られた荷重－変位曲線を用いて、以下に式 2 として示す Hertz 接触式を用いて、各荷重 $P\text{ (N)}$ において Hertz 接触変位 $h_c\text{ (nm)}$ を計算する。

[0076] [数2]

$$h_c = \left(\frac{3P}{4E_r R^2} \right)^{\frac{2}{3}} \times 10^9 \cdots \text{式 2}$$

[0077] なお、前記式 2 において、 $h_c\text{ (nm)}$ は Hertz 接触式で求められる弾性変形を仮定した変位、 $P\text{ (N)}$ は荷重、 $E_r\text{ (Pa)}$ は複合ヤング率、 $R\text{ (m)}$ は圧子先端の曲率半径である。また、上記 E_r は各測定において除荷曲線から求められる複合ヤング率の平均値 (40 点分) とする。

上記 R は、バーコビッチ圧子の摩耗状態によって変化するため、 Fused Silica 等の標準サンプルを用いて、弾性域で荷重－変位曲線をフィ

ッティングすることで求める。

[0078] 各荷重 P (N) において前記式 2 から求められる h_c (nm) と、ナノインデントーション試験で測定される変位 h (nm) とを用いて、以下の式 3 の条件を満足する最小の荷重 P_{min} (N) を求め、かかる P_{min} (N) を塑性変形開始荷重と定義する。

[0079] [数3]

$$h - h_c > 1.000 \text{ nm} \quad \dots \text{式 3}$$

[0080] さらに、以下の式 4 を用いて、塑性変形開始荷重から塑性変形開始応力 τ (GPa) を算出する。

[0081] [数4]

$$\tau = 0.194 \left(\frac{E_r}{R} \right)^{\frac{2}{3}} P_{min}^{\frac{1}{3}} \times 10^{-9} \quad \dots \text{式 4}$$

[0082] 前記式 2, 3, 4 を用いて、塑性変形開始応力 τ を 40 点分求め、それらの平均値を求める。

なお、板厚 $1/4$ 位置については、塑性変形開始応力の平均値を $[\tau_q]$ 、鋼板表面から $10 \mu\text{m}$ 位置では、塑性変形開始応力の平均値を $[\tau_s]$ とする。また、板厚 $1/4$ 位置における 40 点の塑性変形開始応力の値からヒストグラムを作成し、標準偏差 σ_q を求める。さらに、鋼板表面から $10 \mu\text{m}$ 位置における 40 点の塑性変形開始応力の値から、 $0.85 \times [\tau_s]$ 未満となる測定点の割合を求める。

[0083] なお、本発明の高強度鋼板の板厚は、特に限定されず、通常、 0.3 mm 以上が好ましく、 2.8 mm 以下が好ましい。

[0084] [めっき層]

本発明に従う鋼板は、その表面上に、めっき層を備えてもよい。めっき層は、後述するめっき処理によって形成される。めっきの種類としては、特に限定されず、例えば、溶融めっき、電気めっきなどが挙げられる。また、めっき層としては、亜鉛めっき層 (Zn めっき層)、 Al めっき層などが挙げ

られる。なお、めっき層としては、亜鉛めっき層が好ましい。亜鉛めっき層は、Al、Mgなどの元素を含有していてもよい。また、めっき層は、合金化されためっき層（合金化めっき層）であってもよい。

めっき層の組成は、特に限定されず、一般的な組成でよい。

[0085] 例えば、めっき層が溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層である場合、以下の組成が一般的である。すなわち、Fe：20質量%以下、Al：0.001～1.0質量%を含有し、さらに、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi及びREMからなる群から選ばれる少なくとも1種を合計で0質量%以上3.5質量%以下含有し、残部がZn及び不可避免の不純物からなる組成が挙げられる。

[0086] また、めっき層が溶融亜鉛めっき層である場合、めっき層の片面あたりの付着量は、20g/m²以上であることが好ましい。一方、めっき層の片面あたりの付着量は、80g/m²以下であることが好ましい。さらに、かかる付着量の溶融亜鉛めっき層が合金化された合金化溶融亜鉛めっき層も用いることができる。

[0087] 加えて、めっき層が溶融亜鉛めっき層である場合、めっき層中のFe含有量は、7質量%未満が好ましい。また、めっき層が合金化溶融亜鉛めっき層である場合、めっき層中のFe含有量は、7質量%以上が好ましい。一方で、めっき層中のFe含有量は、20質量%以下が好ましく、15質量%以下がより好ましい。

[0088] [部材]

以下、本発明の一実施形態に係る部材について、説明する。

本発明に従う部材は、上記した本発明の実施形態に係る鋼板を用いてなる。かかる部材は、例えば、上記実施形態に係る鋼板を、成形加工または接合加工などにより、目的の形状としたものである。

また、本発明の一実施形態に係る部材は、好適には、自動車の骨格構造部品用の部材、または、自動車の補強部品用の部材である。すなわち、前記し

た本発明に係る鋼板は、ひずみ分散能、延性、曲げ性、および大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性の全てにおいて優れた高強度な鋼板である。そのため、本発明に従う部材は、特に、自動車の骨格構造部品用の部材、または、自動車の補強部品用の部材の全般に好適に用いることができる。

[0089] [部品]

以下、本発明の一実施形態に係る部品について、説明する。

本発明に従う部品は、上記した本発明の部材を用いてなる。本発明の一実施形態に係る部品は、好適には、自動車の骨格構造部品、または、自動車の補強部品である。ここで、上記した本発明の部材は、ひずみ分散能、延性、曲げ性、および大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性の全てに優れている。従って、かかる部材を用いてなる本発明の一実施形態に係る部品は、特に、自動車の骨格構造部品、または、自動車の補強部品の全般に好適に用いることができる。

[0090] [鋼板の製造方法]

次に、本発明の鋼板の製造方法について説明する。

まず、前述した成分組成を有する鋼素材を、溶製して鋼スラブを製造する。かかる鋼スラブとなる溶鋼を溶製する方法は、特に限定されず、転炉や、電気炉などを用いた公知の溶製方法を採用できる。鋼スラブは、マクロ偏析を防止するため、連続鑄造法で製造することが好ましいが、造塊法、薄スラブ鑄造法などの他の方法によっても製造することができる。

なお、本発明の鋼板には、熱間圧延、酸洗、冷間圧延、焼鈍を行って製造が完了する冷間圧延鋼板と、冷間圧延鋼板にめっきを施した鋼板とが含まれる。

[0091] 次いで、前記鋼スラブを熱間圧延して、熱延板とする。一例においては、鋼スラブを、一旦室温まで冷却した後、再び加熱して熱間圧延（粗圧延及び仕上げ圧延）を施す。なお、製造した鋼スラブを、室温まで冷却しないで温片のまま加熱炉に装入してもよいし、わずかに保熱した後に直ちに粗圧延してもよい。

[0092] 〈粗圧延〉

前記鋼スラブを、以下の条件で粗圧延することにより、粗圧延板が得られる。

鋼スラブを加熱する温度（スラブ加熱温度）は、炭化物の溶解や圧延荷重の低減の観点から、 1100°C 以上が好ましい。一方、スケールロスの増大を防止するため、スラブ加熱温度は、 1300°C 以下が好ましい。スラブ加熱温度は、鋼スラブの表面温度を基準とする。次いで、スラブ加熱温度まで加熱した鋼スラブに対して、以下の条件で粗圧延を行う。

[0093] [1000°C 以上の温度域のパス数が4パス以上]

1000°C 以上の温度域のパス数を4パス以上とすることで、 $0.85 \times [\tau_s]$ 未満となる測定点の割合を低下することができる。 1000°C 以上の温度域のパス数を増加させることで、表面近傍でのひずみ導入回数が増加して、SiやMnの置換型固溶元素の拡散が促進されて均一化する。 1000°C 以上の温度域のパス数が4パス未満であると、鋼板表面でSiやMnの希薄な領域が現れ、結晶内の摩擦力が低下し、塑性変形開始応力が著しく低下した測定点が増加する。よって、 1000°C 以上の温度域のパス数を4パス以上とする必要がある。

[0094] [各パスでの圧下率が15%以上]

各パスでの圧下率を15%以上とすることで、塑性変形開始応力の標準偏差 σ_q を低下することができる。各パスでの圧下率を15%以上とすることで、鋼板内部での、 γ 粒の動的再結晶が促進され、粒径及び元素濃度分布が均一化する。なお、各パスでの圧下率が15%未満であると、部分的に γ 粒の動的再結晶が促進されず、粒径及び元素濃度分布が不均一となって、最終組織における塑性変形開始応力のバラツキが大きくなり、塑性変形開始応力の標準偏差 σ_q が上昇する。よって、各パスでの圧下率を15%以上とする必要がある。

[0095] [平均のひずみ速度が $9 \times 10^{-4}/\text{s}$ 以上 $1 \times 10^{-2}/\text{s}$ 以下]

粗圧延中の平均のひずみ速度を、 $9 \times 10^{-4}/\text{s}$ 以上 $1 \times 10^{-2}/\text{s}$ 以下の

範囲とすることで、塑性変形開始応力の標準偏差 σq を低下することができる。なお、粗圧延中の平均のひずみ速度とは、粗圧延の最初のミルから最終のミルまでの圧延率 ε (‐) を、粗圧延の最初のミルでの圧延開始から最終のミルでの圧延完了までに要した時間 t_R (s) で割った値 (ε / t_R) と定義する。

粗圧延中の平均のひずみ速度が $1 \times 10^{-2} / s$ を超える場合、オーステナイト粒の塑性変形及び動的再結晶中の S i や M n といった溶質原子の拡散が不十分となって、鋼板内部で S i や M n の希薄な領域と濃化した領域とが現れる。そして、それらの領域間では結晶内の摩擦力に差異が生じるため、塑性変形開始応力のバラツキが大きくなり、塑性変形開始応力の標準偏差 σq が上昇する。

[0096] 一方、粗圧延中の平均のひずみ速度が $9 \times 10^{-4} / s$ 未満のときは、オーステナイト粒中の転位の動的回復が促進される。これにより、転位密度が小さくなって、S i や M n といった溶質原子の転位パイプ拡散が抑制され、かかる溶質原子の拡散が不十分となって、鋼板内部で S i や M n の希薄な領域と濃化した領域とが現れる。そして、前記両領域間では結晶内の摩擦力に差異が生じるため、塑性変形開始応力のバラツキが大きくなり、塑性変形開始応力の標準偏差 σq が上昇する。

よって、前記平均のひずみ速度は $9 \times 10^{-4} / s$ 以上 $1 \times 10^{-2} / s$ 以下の範囲とする。かかる平均のひずみ速度は、好ましくは $1 \times 10^{-3} / s$ 以上である。一方、かかる平均のひずみ速度は、好ましくは $9 \times 10^{-3} / s$ 以下である。

[0097] 〈仕上げ圧延〉

次いで、前記粗圧延板に対して仕上げ圧延を施して熱延板とする（熱間圧延工程）。熱延板は、適宜巻取り処理を行う。スラブ加熱温度を低めにした場合は、熱間圧延におけるトラブルを防止する観点から、仕上げ圧延の前に、バーヒーターなどを用いて粗圧延板を加熱することが好ましい。

仕上げ圧延を実施する際の温度（仕上げ圧延温度）は、 $700^{\circ}C$ 以上が好

ましい。これにより、圧延負荷が低減する。さらに、オーステナイトの未再結晶状態での圧下率が低下し、圧延方向に伸長した異常な組織の発達が抑制され、加工性に優れた鋼板を得ることができる。

なお、かかる仕上げ圧延は、粗圧延板同士を接合して連続的に実施してもよい。また、仕上げ圧延を実施する前に、粗圧延板を一旦巻き取ってもよい。

[0098] 圧延荷重を低減するために、仕上げ圧延の一部または全部を、潤滑圧延としてもよい。潤滑圧延は、鋼板形状及び材質を均一化する観点からも好ましい。潤滑圧延する際の摩擦係数は、0.10以上が好ましい一方で、0.25以下が好ましい。

熱間圧延後の巻取り温度は、後述する冷間圧延及び焼鈍に際しての通板性を良好にする観点から、300℃以上が好ましい一方で、700℃以下が好ましい。

[0099] 次いで、熱間圧延により得られた熱延板を適宜酸洗する。酸洗により、熱延板の表面の酸化物が除去され、最終製品である高強度鋼板は、化成処理性及びめっき層の品質などに優れるものとなる。酸洗は、一回でもよいし、複数回に分けても実施してもよい。

[0100] 酸洗後の熱延板に、任意で軟質化熱処理を施してから、冷間圧延を施して、冷延板を得る。かかる冷間圧延の条件は、特に限定されず常法に従えばよいが、冷間圧延の累積圧下率は、20～75%の範囲が好ましい。なお、上記冷間圧延の、圧延パスの回数及び各パスの圧下率は特に限定されず、常法によることができる。

このようにして得られた冷延板に、続いて、以下に説明する焼鈍と、50℃以下までの冷却を施す。

[0101] 〈焼鈍〉

[加熱温度が800℃以上]

焼鈍工程における加熱温度が低すぎると、オーステナイトへの逆変態が十分進行せず、鋼板1/4位置のフェライトの面積率が多くなるため、鋼板1

／４位置のマルテンサイトの面積率が低くなる。よって、加熱温度は８００℃以上とする。かかる加熱温度は、８３０℃以上が好ましい。一方、加熱温度の上限は、特に限定されないが、操作性や炉体へのダメージの観点から、加熱温度は１０００℃以下が好ましい。なお、加熱温度は、鋼板表面を基準とする。

[0102] [露点が－２５℃以上]

焼鈍工程における８００℃以上の加熱温度域Ｔ１における雰囲気露点が低すぎると、表面で脱炭が進行せず、鋼板表面から１０μｍ位置のフェライトとベイナイトの面積率の合計が低くなりすぎる。また、前記露点が低すぎると、鋼板表面から１０μｍ位置の脱炭分布が不均一となって、塑性変形開始応力が低い部分が現れ、鋼板表面から１０μｍ位置の $0.85 \times [\tau s]$ 未満となる測定点の割合が増加してしまう。よって、前記露点を－２５℃以上とする。かかる露点は－２０℃以上が好ましい。一方、前記露点の上限は、特に限定されないが、操作性や炉体へのダメージの観点から、露点は＋１５℃以下が好ましい。

[0103] [式１を満たす条件にて焼鈍を行う]

$$\text{式１： } 2.0 \leq K \leq 60.0$$

なお、上記式１におけるＫ（mm²）は次式にて定義される。

[数５]

$$K = \sum_{t=1}^{t_E} D(T_t) \times 10^6, D(T_t) = (0.07 + 0.06[\%C]) * \exp\left(-\frac{32000}{1.986 \times (T_t + 273)}\right)$$

上記式１において、前記焼鈍の加熱中に前記冷延板の温度が８００℃に初めて到達した時間を $t = 0$ （s）と定め、 $t = t_E$ （s）は前記焼鈍が完了し、前記冷延板の温度が再び８００℃となった時間とする。

T_t （℃）は時間 $t : t-1 \sim t$ （s）における前記冷延板の平均温度とする。

また、[%C]は、鋼板中のＣ含有量とする。

[0104] 焼鈍工程にて８００℃に達した鋼板において、鋼板１／４位置では、オー

ステナイトへの逆変態が完了し、拡散によりミクロ偏析の軽減及び粒成長が生じる。また、鋼板表面では、Cが鋼板表面から脱離する脱炭が生じる。これらの現象をオーステナイト域でのCの拡散現象をベースとしたパラメータとしてパラメータKと定義した。

かかるパラメータKは、前述の通り、鋼板中のC量、焼鈍工程中の温度、および時間から計算され、パラメータKの値を前述の通り適正に制御することで、鋼板1／4位置での塑性変形開始応力の標準偏差 σq と、鋼板表面から10 μ m位置におけるフェライトとベイナイトの面積率の合計と、 $0.85 \times [\tau s]$ 未満となる測定点の割合とを所定の範囲内に制御することができる。

[0105] すなわち、前記K (mm^2) が小さすぎると、鋼板1／4位置では、オーステナイト中の溶質原子の拡散が不十分となってミクロ偏析が残存し、鋼板1／4位置の塑性変形開始応力の標準偏差 σq が高くなりすぎる。また、鋼板表面から10 μ m位置における脱炭が不十分となって、鋼板表面から10 μ m位置のフェライトとベイナイトの面積率の合計が低くなりすぎてしまう。さらに、鋼板表面でのオーステナイト中の溶質原子の拡散も不十分となって、ミクロ偏析が残存し、鋼板表面から10 μ m位置の $0.85 \times [\tau s]$ 未満となる測定点の割合が高くなりすぎてしまう。よって、K (mm^2) は2.0以上とする。K (mm^2) は3.0以上が好ましく、4.0以上がより好ましい。

[0106] 一方、K (mm^2) が大きすぎると、鋼板1／4位置では、一部のオーステナイト中の粒成長が過剰となって、粗大な旧 γ 粒が生成する。旧 γ 粒が大きくなると、旧 γ 粒単位でのミクロなMs点が高くなり、局所的により高温でマルテンサイト変態する箇所が生じる。これにより組織の不均一が招来し、塑性変形開始応力の標準偏差 σq が高くなりすぎてしまう。よって、K (mm^2) は60.0以下とする。K (mm^2) は45.0以下が好ましく、30.0以下がより好ましい。

なお、焼鈍工程における温度履歴は、パラメータKが上記の範囲内であれ

ばよく、特に限定されない。

[0107] [600℃以上750℃以下の温度域T2における平均冷却速度 v_2 が、1.0℃/s以上15.0℃/s以下]

600℃以上750℃以下の温度域T2は、鋼板1/4位置及び鋼板表面から10μm位置において、フェライト変態が生じる温度域である。かかる温度域T2における平均冷却速度 v_2 が低すぎると、鋼板1/4位置でフェライト変態が過剰に生じ、鋼板1/4位置でのフェライトの面積率が高くなる。よって、前記平均冷却速度 v_2 は、1.0℃/s以上とする。かかる平均冷却速度 v_2 は、好ましくは、2.0℃/s以上とする。

[0108] 一方、前記平均冷却速度 v_2 が高すぎると、鋼板表面から10μm位置において、フェライト変態が生じにくくなり、鋼板表面から10μm位置でのフェライトの面積率が低下する。よって、前記平均冷却速度 v_2 は、15.0℃/s以下とする。かかる平均冷却速度 v_2 は、好ましくは、13.0℃/s以下とする。

[0109] [500℃以上600℃未満の温度域における平均冷却速度が v_2 超]

500℃以上600℃未満の温度域は、鋼板表面から10μm位置において、パーライト変態が生じうる温度域である。すなわち、500℃以上600℃未満の温度域における平均冷却速度が前記 v_2 以下であると、フェライトとオーステナイトの界面を核としてパーライト変態が生じ、鋼板表面から10μm位置のパーライトの面積率が過度に上昇する。よって、500℃以上600℃未満の温度域における平均冷却速度は v_2 超とする。好ましくは、($v_2 + 2℃/s$)超とする。なお、かかる温度域における平均冷却速度の上限は特に規定されないが、設備上1000℃/s程度以下である。

[0110] [400℃以上500℃未満の温度域T3における滞留時間が、10s以上150s以下]

400℃以上500℃未満の温度域T3は、鋼板1/4位置及び鋼板表面から10μm位置において、ベイナイト変態が生じる温度域である。かかる温度域T3における滞留時間が短すぎると、鋼板表面から10μm位置にお

いて、ベイナイト変態が生じにくくなり、鋼板表面から $10\ \mu\text{m}$ 位置でのベイナイトの面積率が低下する。よって、前記温度域 T_3 における滞留時間は、 $10\ \text{s}$ 以上とする。かかる温度域 T_3 における滞留時間は、好ましくは $15\ \text{s}$ 以上とする。

[0111] 一方、前記温度域 T_3 における滞留時間が長すぎると、鋼板 $1/4$ 位置でベイナイト変態が過剰に生じ、鋼板 $1/4$ 位置でのベイナイトの面積率が高くなる。よって、前記温度域 T_3 における滞留時間は、 $150\ \text{s}$ 以下とする。かかる温度域 T_3 における滞留時間は、好ましくは $130\ \text{s}$ 以下とする。

[0112] $[M_s - 100^\circ\text{C}$ 以上 $M_s^\circ\text{C}$ 以下の温度域 T_4 における平均冷却速度 v_4 が、 $2.0^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上 $25.0^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下]

$M_s - 100^\circ\text{C}$ 以上 $M_s^\circ\text{C}$ 以下の温度域 T_4 は、マルテンサイト変態や生成したマルテンサイトにおける自己焼戻しが生じ、マルテンサイトから未変態オーステナイトへの C の分配が生じる温度域である。前記温度域 T_4 における平均冷却速度 v_4 が遅すぎると、生成したマルテンサイトにおける自己焼戻しと、マルテンサイトから未変態オーステナイトへの C の分配が著しく促進され、鋼板 $1/4$ 位置における鋼板組織中の炭素濃度の標準偏差 σ^c が大きくなりすぎる。また、組織の不均一を招き、塑性変形開始応力の標準偏差 σ_q が大きくなりすぎる。よって、前記平均冷却速度 v_4 は、 $2.0^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上とする。かかる平均冷却速度 v_4 は、好ましくは $3.0^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上である。

[0113] 一方、前記平均冷却速度 v_4 が速すぎると、生成したマルテンサイトにおける自己焼戻しと、マルテンサイトから未変態オーステナイトへの C の分配が著しく抑制されるため、鋼板 $1/4$ 位置における鋼板組織中の炭素濃度の標準偏差 σ^c が小さくなりすぎる。また、表層のマルテンサイト変態に伴う可動転位への C 偏析が抑制され、鋼板表面から $10\ \mu\text{m}$ 位置の $0.85 \times [\tau_s]$ 未満となる測定点の割合が高くなりすぎる。よって、前記平均冷却速度 v_4 は、 $25.0^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下である。かかる平均冷却速度 v_4 は、好ましくは $20.0^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下である。

[0114] [100℃以上 M_s - 100℃未満の温度域T5における平均冷却速度 v_5 が、0.5℃/s以上前記平均冷却速度 v_4 未満]

100℃以上 M_s - 100℃未満の温度域T5は、生成したマルテンサイトにおける転位への ϵ 炭化物析出やC固着が生じる温度域である。かかる温度域T5における平均冷却速度 v_5 が遅すぎると、生成したマルテンサイトにおける転位箇所への ϵ 炭化物析出やC固着が著しく促進されると共に、転位がピンングされる。その結果、塑性変形開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ が高くなりすぎる。よって、前記平均冷却速度 v_5 は、0.5℃/s以上である。かかる平均冷却速度 v_5 は、好ましくは1.0℃/s以上である。

[0115] 一方、前記平均冷却速度 v_5 が速すぎると、生成したマルテンサイトにおける転位箇所への ϵ 炭化物析出やC固着が著しく抑制され、転位の易動度が上昇し、塑性変形開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ が低くなりすぎる。よって、前記平均冷却速度 v_5 は、前記 v_4 未満である。かかる平均冷却速度 v_5 は、好ましくは(v_4 - 3℃/s)未満である。

[0116] なお、 M_s 点は、以下の式5により求める。

$$M_s = 499 - 308 [\%C] - 10.8 [\%Si] - 32.4 [\%Mn] - 27 [\%Cr] - 10.8 [\%Mo] \cdots \text{式5}$$

ただし、 $[\%M]$ は、Mの鋼中含有量（質量%）を示す。

[0117] [50℃以下まで冷却]

さらに、前記温度域T5まで冷却した冷延板を、その後50℃以下まで冷却する。かくして、本発明に従う高強度な鋼板（冷間圧延鋼板）が得られる。

[0118] 本発明の製造方法において、後述するめっき処理を施す場合、得られる高強度鋼板は、めっき層を有するめっき鋼板である。

また、本発明における製造方法の一連の熱処理は、前述した条件の熱履歴を満足すれば、その他の条件は特に限定されず、熱処理を実施する設備等も特に限定されない。

[0119] 〈めっき処理〉

本発明における製造方法においては、冷延板にめっき処理を施してもよい。

かかるめっき処理としては、例えば、熔融亜鉛めっき処理（熔融亜鉛めっき層を形成する処理）、合金化熔融亜鉛めっき処理（熔融亜鉛めっき処理の後に、合金化処理を実施することにより、合金化熔融亜鉛めっき層を形成する処理）などが挙げられる。また、電気めっき処理により、電気めっき層を形成してもよい。

[0120] 例えば、熔融亜鉛めっき処理を施す場合、冷延板を亜鉛めっき浴中に浸漬し、その後、ガスワイピング等によって、めっき層の付着量を調整することが好ましい。亜鉛めっき浴の浴温は特に限定されないが、 440°C 以上であることが好ましく、また 500°C 以下であることが好ましい。亜鉛めっき浴のAl量は、 0.10 質量%以上が好ましく、また 0.23 質量%以下が好ましい。

[0121] ここで、かかる亜鉛めっき処理は、前述した焼鈍後の冷却の過程中的の 400°C 以上 500°C 未満の温度域T3の滞留の後に実施することが好ましい。

次いで、合金化処理を行う場合の処理温度は、Zn-Fe合金化速度及び生産性をより好適にするために、 470°C 以上が好ましい。一方、未変態オーステナイトがパーライトへ変態することを好適に防ぎ、TSをより好適にするために、合金化処理の温度は、 600°C 以下が好ましく、 560°C 以下がより好ましい。なお、合金化処理の温度は、 530°C を基準とする。

[0122] 前記冷却の過程後の鋼板に対して、スキンプス圧延を施してもよい。スキンプス圧延の圧下率は、形状を安定させる観点から、 0.01% 以上が好ましい。一方、圧下率の上限は、特に限定されないが、生産性の観点から 150% 以下が好ましい。

また、スキンプス圧延は、オンラインで実施してもよいし、オフラインで実施してもよい。一度に目的の圧下率のスキンプスを実施してもよいし、数回に分けて実施してもよい。

[0123] 生産性の観点から、前述した焼鈍及びめっき処理などの一連の処理は、C

A L (Continuous Annealing Line) や C G L (Continuous Galvanizing Line) で実施することが好ましい。

[0124] なお、上記した条件以外の製造条件は、常法によることができる。

[0125] [部材の製造方法]

前述した高強度鋼板に対し、成形加工または接合加工の少なくとも一方を施すことで、本発明に従う部材を製造することができる。なお、成形加工及び接合加工は、常法によることができる。

[0126] 本発明に従う鋼板、部材及び部品の製造方法において、本明細書に記載のない項目は、いずれも常法を用いることができる。

実施例

[0127] 以下に、実施例を挙げて本発明を具体的に説明する。ただし、本発明は、以下に説明する実施例に限定されない。

〈鋼板の製造〉

以下の表 1 に示す成分組成（残部は F e 及び不可避免的不純物からなる）を有する溶鋼を転炉において溶製し、連続鋳造法にて鋼スラブを得た。

[0128]

[表1]

鋼種	成分組成 (質量%)																										備考				
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	It	Nb	V	La	W	U	Cr	Mo	Ni	Co	Cu	Sn	Sb	Ca	Mg	HfM	Zr	Fe		IT	Li	Ms(°C)	
A	0.202	0.52	2.71	0.008	0.0002	0.031	0.0027	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	343	発明例
B	0.125	0.55	3.12	0.007	0.0006	0.038	0.0048	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	353	発明例
C	0.378	0.75	2.75	0.010	0.0007	0.020	0.0033	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	285	発明例
D	0.187	1.75	2.64	0.009	0.0005	0.019	0.0036	0.0008	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	337	発明例
E	0.201	0.62	2.15	0.008	0.0007	0.030	0.0031	0.0007	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	361	発明例
F	0.196	0.35	3.92	0.007	0.0006	0.017	0.0027	0.0005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	318	発明例
G	0.087	1.04	2.76	0.009	0.0005	0.024	0.0037	0.0004	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	372	片状鋼
H	0.404	0.15	2.71	0.011	0.0005	0.038	0.0028	0.0003	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	285	片状鋼
I	0.211	2.04	3.15	0.009	0.0004	0.038	0.0026	0.0010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	310	片状鋼
J	0.188	0.54	1.84	0.007	0.0004	0.018	0.0031	0.0005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	372	片状鋼
K	0.179	0.54	4.08	0.006	0.0009	0.038	0.0032	0.0008	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	305	片状鋼
L	0.196	0.54	2.76	0.008	0.0005	0.038	0.0015	0.0005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	343	発明例
M	0.181	1.01	3.10	0.006	0.0007	0.023	0.0033	0.0005	-	0.055	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	332	発明例
N	0.185	0.75	3.08	0.011	0.0028	0.023	0.0039	0.0003	-	-	0.140	-	-	0.0011	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	334	発明例
O	0.188	1.02	3.12	0.011	0.0004	0.026	0.0038	0.0002	0.023	-	-	-	-	-	-	0.52	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	329	発明例
P	0.195	0.56	2.74	0.012	0.0008	0.013	0.0035	0.0010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	333	発明例
Q	0.201	0.60	2.51	0.009	0.0009	0.038	0.0039	0.0007	-	-	-	-	-	-	0.89	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	325	発明例
R	0.197	0.48	2.68	0.010	0.0009	0.037	0.0038	0.0005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	345	発明例
S	0.195	0.53	2.74	0.007	0.0005	0.040	0.0040	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-	0.35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	344	発明例
T	0.191	0.97	3.12	0.007	0.0009	0.034	0.0030	0.0006	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	323	発明例
U	0.136	0.54	2.76	0.007	0.0004	0.025	0.0037	0.0021	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	361	発明例
V	0.191	0.51	2.76	0.007	0.0006	0.018	0.0038	0.0004	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	345	発明例
W	0.184	1.00	3.08	0.011	0.0005	0.021	0.0040	0.0004	0.018	0.020	-	0.05	-	0.0024	0.25	0.05	-	-	-	0.046	-	-	-	-	-	-	-	-	-	324	発明例
X	0.900	0.56	2.74	0.006	0.0004	0.035	0.0029	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0090	-	-	-	-	-	-	312	発明例
Y	0.135	1.00	3.07	0.008	0.0005	0.024	0.0032	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-	0.009	-	-	-	-	-	-	-	0.082	-	-	-	-	347	発明例
Z	0.251	0.54	2.76	0.012	0.0006	0.018	0.0034	0.0004	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.32	-	-	-	-	-	-	-	-	-	323	発明例
AA	0.210	0.64	2.76	0.045	0.0004	0.015	0.0041	0.0006	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	338	発明例
AB	0.274	0.56	2.68	0.005	0.0005	0.011	0.0037	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	322	発明例
AC	0.214	0.04	2.73	0.011	0.0006	0.038	0.0026	0.0003	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	343	発明例
AD	0.195	0.48	2.73	0.009	0.0009	0.052	0.0038	0.0008	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	345	発明例
AE	0.189	0.56	2.58	0.006	0.0006	0.020	0.0034	0.0015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0095	-	-	-	-	-	-	-	361	発明例
AF	0.203	0.54	2.68	0.010	0.0007	0.017	0.0033	0.0002	0.021	0.014	-	-	-	0.0025	-	-	-	-	0.15	-	0.015	-	-	-	-	-	-	-	-	344	発明例

下欄部、本表記載範囲外を示す。

[0129] かくして得られた鋼スラブに熱間圧延を施して、熱延板を得た。具体的には、鋼スラブを、 1250°C に加熱し、以下の表2に示す、 1000°C 以上の温度域のパス数、各パスでの圧下率及び平均ひずみ速度にて粗圧延し、次いで、仕上げ圧延温度： 900°C で仕上げ圧延を施してから、 500°C の条件で巻き取った。かように巻き取った後、室温まで冷却して、熱延板を得た。得られた熱延板に、酸洗を施した後、 500°C の条件で軟質化熱処理を施し、次いで、圧延率：50%の条件で冷間圧延を施した。こうして、板厚：1.4 mmの冷延板を得た。なお、表2中、粗圧延における各パスでの圧下率が全て15%以上であったものを○、1パスでも圧下率が15%未満であったものを×とした。

かかる冷延板に、以下の表2に示した条件で、焼鈍および冷却の各処理を施して、本発明の高強度な鋼板（冷間圧延鋼板）等を得た。

[0130] 《めっき処理》

一部の冷延板に対しては、 400°C 以上 500°C 以下の温度域T3での滞留後に、溶融亜鉛めっき処理を実施して、両面にめっき層（溶融亜鉛めっき層）を形成し、溶融亜鉛めっき鋼板（G1）を得た。

かかる溶融亜鉛めっき処理には、Al：0.20質量%を含有し、残部がZn及び不可避免的不純物からなる溶融亜鉛めっき浴（浴温： 470°C ）を使用した。また、溶融亜鉛めっき層の片面あたりの付着量は、 $45\sim 72\text{ g/m}^2$ 程度とした。

形成した溶融亜鉛めっき層の組成は、Fe：0.1～1.0質量%及びAl：0.2～1.0質量%を含有し、残部がZn及び不可避免的不純物からなる組成であった。

[0131] 別の一部の冷延板に対しては、 400°C 以上 500°C 以下の温度域T3での滞留後に、合金化溶融亜鉛めっき処理を実施して、両面にめっき層（合金化溶融亜鉛めっき層）を形成した。すなわち、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）を得た。

かかる溶融亜鉛めっき処理には、Al：0.14質量%を含有し、残部が

Zn及び不可避免の不純物からなる熔融亜鉛めっき浴（浴温：470℃）を使用した。また、合金化処理は、550℃とした。合金化熔融亜鉛めっき層の片面あたりの付着量は、45g/m²程度とした。

形成した合金化熔融亜鉛めっき層の組成は、Fe：7～15質量%及びAl：0.1～1.0質量%を含有し、残部がZn及び不可避免の不純物からなる組成であった。

[0132] 熔融亜鉛めっき層を形成した場合は「GI」、合金化熔融亜鉛めっき層を形成した場合は「GA」、めっき層を形成しなかった場合は「CR」を、以下の表2の「めっき種類」の欄に記載した。

[0133]

[表2]

No.	鋼種	組圧延			焼鈍		冷却					めつき 種類	備考
		1000℃以上の 温度域の パス数 (回)	各パスでの 圧下率が 15%以上	平均の ひずみ速度 (s ⁻¹)	加熱 温度 (℃)	露点 (℃)	パラメータ K (mm ²)	600℃以上 750℃以下の 温度域T2におけ る 平均冷却速度 v2 (℃/s)	500℃以上 600℃未満の 温度域における 平均冷却速度 (℃/s)	400℃以上 500℃未満の 温度域T3における 滞留時間 (s)	Ms-100℃以下の 温度域T4における 平均冷却速度 v4 (℃/s)	100℃以上 Ms-100℃未満 の温度域T5における 平均冷却速度 v5 (℃/s)	
1	A	5	○	5.0E-03	930	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	1.3	GA 発明例
2	A	3	○	5.0E-03	930	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	1.3	GA 比較例
3	A	5	×	5.0E-03	930	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	1.3	GA 比較例
4	A	5	○	9.5E-04	930	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	1.3	GA 発明例
5	A	5	○	7.0E-04	930	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	1.3	GA 比較例
6	A	5	○	9.5E-03	930	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	1.3	GA 発明例
7	A	5	○	2.0E-02	930	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	1.3	GA 比較例
8	A	5	○	5.0E-03	790	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	1.3	GA 比較例
9	A	5	○	5.0E-03	930	-30	8.0	5.0	20.0	30	6.0	1.3	GA 比較例
10	A	5	○	5.0E-03	930	-15	2.5	5.0	20.0	30	6.0	1.3	GA 発明例
11	A	5	○	5.0E-03	930	-15	1.5	5.0	20.0	30	6.0	1.3	GA 比較例
12	A	5	○	5.0E-03	930	-15	50.0	5.0	20.0	30	6.0	1.3	GA 発明例
13	A	5	○	5.0E-03	930	-15	70.0	5.0	20.0	30	6.0	1.3	GA 比較例
14	A	5	○	5.0E-03	930	-15	8.0	0.5	20.0	30	6.0	1.3	GA 比較例
15	A	5	○	5.0E-03	930	-15	8.0	17.0	20.0	30	6.0	1.3	GA 比較例
16	A	5	○	5.0E-03	930	-15	8.0	5.0	3.0	30	6.0	1.3	GA 比較例
17	A	5	○	5.0E-03	930	-15	8.0	5.0	20.0	7	6.0	1.3	GA 比較例
18	A	5	○	5.0E-03	930	-15	8.0	5.0	20.0	160	6.0	1.3	GA 比較例
19	A	5	○	5.0E-03	930	-15	8.0	5.0	20.0	30	1.0	1.3	GA 比較例
20	A	5	○	5.0E-03	930	-15	8.0	5.0	20.0	30	32.0	1.3	GA 比較例
21	A	5	○	5.0E-03	930	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	0.8	GA 発明例
22	A	5	○	5.0E-03	930	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	0.3	GA 比較例
23	A	5	○	5.0E-03	930	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	4.0	GA 発明例
24	A	5	○	5.0E-03	930	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	8.0	GA 比較例
25	B	5	○	5.0E-03	875	-20	13.0	5.0	10.0	25	12.0	0.9	GA 発明例
26	C	5	○	5.0E-03	900	-5	5.7	10.0	12.0	20	6.0	1.3	GA 発明例
27	D	5	○	5.0E-03	875	-15	15.0	10.0	12.0	20	15.0	10.0	GA 発明例
28	E	5	○	5.0E-03	900	-15	8.0	10.0	12.0	40	6.0	2.0	GA 発明例

下線部：本発明範囲外を示す。

表2-2

No.	鋼種	相変延			焼鈍			冷却					めっき 種類	備考
		1000℃以上の 温度域の パス数 (回)	各パスでの 圧下率が 15%以上	平均の ひずみ速度 (s ⁻¹)	加熱 温度 (℃)	露点 (℃)	パラメータ K (mm ²)	600℃以上 750℃以下の 温度域T2におけ る 平均冷却速度 v2 (℃/s)	500℃以上 600℃未満の 温度域における 平均冷却速度 (℃/s)	400℃以上 500℃未満の 温度域T3における 滞留時間 (s)	Ms-100℃以下の 温度域T4における 平均冷却速度 v4 (℃/s)	100℃以上 Ms-100℃未満 の温度域T5における 平均冷却速度 v5 (℃/s)		
29	F	5	○	5.0E-03	850	-15	8.0	5.0	20.0	100	6.0	2.0	GA	発明例
30	G	5	○	5.0E-03	900	-10	8.0	5.0	20.0	30	6.0	2.0	GA	比較例
31	H	5	○	5.0E-03	875	-15	8.0	10.0	15.0	30	6.0	2.0	GA	比較例
32	I	5	○	5.0E-03	900	-15	8.0	10.0	30.0	30	6.0	2.0	GA	比較例
33	J	5	○	5.0E-03	900	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	2.0	GA	比較例
34	K	5	○	5.0E-03	900	-15	5.7	3.0	10.0	40	4.0	0.8	GA	比較例
35	L	5	○	5.0E-03	900	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	2.0	GA	発明例
36	M	5	○	5.0E-03	900	-15	5.0	6.0	20.0	30	6.0	2.0	CR	発明例
37	N	4	○	6.0E-03	900	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	2.0	GI	発明例
38	O	5	○	5.0E-03	900	-15	8.0	3.0	20.0	40	2.5	0.8	CR	発明例
39	P	5	○	5.0E-03	860	-15	13.0	5.0	20.0	30	6.0	2.0	GA	発明例
40	Q	5	○	3.0E-03	900	-15	8.0	6.0	20.0	30	6.0	2.0	GA	発明例
41	R	4	○	5.0E-03	900	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	2.0	CR	発明例
42	S	5	○	7.0E-03	900	-15	13.0	5.0	20.0	30	6.0	2.0	GI	発明例
43	T	5	○	5.0E-03	900	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	2.0	GA	発明例
44	U	4	○	5.0E-03	900	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	2.0	GA	発明例
45	V	5	○	5.0E-03	900	-15	5.7	3.0	20.0	130	4.0	1.1	GA	発明例
46	W	5	○	6.0E-03	900	-15	8.0	10.0	30.0	20	4.0	2.0	GA	発明例
47	X	5	○	5.0E-03	900	-15	8.0	5.0	20.0	30	21.0	2.0	GA	発明例
48	Y	5	○	5.0E-03	900	-15	6.0	6.0	15.0	30	6.0	3.0	GA	発明例
49	Z	5	○	5.0E-03	840	-15	8.0	5.0	20.0	30	6.0	3.0	GA	発明例
50	AA	5	○	6.0E-03	875	-15	8.0	5.0	20.0	13	6.0	3.0	GA	発明例
51	AB	5	○	5.0E-03	900	-15	5.0	10.0	20.0	15	6.0	3.0	GA	発明例
52	AC	5	○	6.0E-03	875	-22	8.0	5.0	20.0	30	6.0	3.0	GA	発明例
53	AD	5	○	5.0E-03	900	-15	8.0	4.0	10.0	100	4.0	0.9	GA	発明例
54	AE	5	○	5.0E-03	920	-15	8.0	5.0	25.0	30	4.0	0.9	GA	発明例
55	AF	5	○	6.0E-03	940	-15	8.0	5.0	25.0	30	6.0	4.0	GA	発明例

下線部:本発明範囲外を示す。

[0134] <鋼組織の観察>

得られた鋼板の板厚 1 / 4 位置について、前述した方法にしたがって、マルテンサイト、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイトおよび残部組織の面積率ならびに鋼板組織中の炭素濃度の標準偏差 σ^c を測定した。また、得られた鋼板表面から 10 μm 位置について、前述した方法にしたがって、マルテンサイト、パーライト、フェライト、ベイナイトおよび残部組織の面積率を測定した。

測定結果を以下の表 3 に示す。

[0135] 〈ナノインデンテーション試験〉

得られた鋼板の板厚 1 / 4 位置について、前述した方法にしたがって、塑性変形開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ 及び塑性変形開始応力の標準偏差 σ_q を測定した。また、得られた鋼板の鋼板表面から 10 μm 位置について、前述した方法にしたがって、ナノインデンテーション法で測定される塑性変形開始応力 τ_s の平均値を $[\tau_s]$ としたときの、 $0.85 \times [\tau_s]$ 未満となる測定点の割合を求めた。

測定結果を、以下の表 3 に、それぞれ示した。

[0136] 〈評価〉

得られた鋼板について、以下に説明する試験を実施して、各種特性を評価した。結果を以下の表 3 に併記する。

[0137] 《引張試験》

引張試験は、JIS Z 2241 : 2021 に準拠して実施した。

具体的には、得られた鋼板から、鋼板の圧延方向に対して直角方向が長手方向となるように、JIS 5 号試験片を採取した。採取した試験片を用いて、クロスヘッド速度が $1.67 \times 10^{-1} \text{mm/s}$ の条件で、引張試験を実施して、降伏強さ (YS) [MPa]、引張強さ (TS) [MPa] 及び全伸び (EI) [%] を測定した。

また、かかる降伏強さ及び引張強さから、降伏比 (YR) ($= 100 \times \text{YS} / \text{TS}$) [%] を算出した。

なお、本実施例では、引張強さ (TS) が 1180 MPa 以上である場合

、高強度であると判断した。また、降伏比（Y R）が80%以下である場合、ひずみ分散能に優れると判断した。さらに、全伸び（E l）が7.0%以上である場合、延性に優れると判断した。

[0138] 《曲げ試験》

曲げ試験は、J I S Z 2248 : 2022に準拠して実施した。

具体的には、得られた鋼板から、鋼板の圧延方向に対して平行方向が曲げ試験の軸方向となるように、幅：30mm、長さ：100mmの短冊状の試験片を採取した。なお、試験片の長手方向の端面を研削端面とした。

かかる採取した試験片を用いて、押込み荷重：100kN、押付け保持時間：5秒の条件で、90° V曲げ試験を実施した。すなわち、適当な曲げ半径Rで、5つの試験片について、90° V曲げ試験を実施した。次いで、曲げ頂点の稜線部における亀裂発生の有無を確認した。

亀裂発生の有無は、曲げ頂点の稜線部を、デジタルマイクロスコープ（RH-2000、ハイロックス社製）を用いて、40倍の倍率で観察することにより、確認した。

5つの試験片のいずれにも亀裂が発生しなかった最小の曲げ半径Rを求め、板厚tで割った値（ R/t ）を限界曲げ半径とした。限界曲げ半径（ R/t ）が5.0以下の場合、曲げ性に優れると判断した。

[0139] 《大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性》

大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性を確認する遅れ破壊試験は、せん断端面を有する試験片を曲げ加工後、応力負荷した遅れ破壊試験片に対して、化成電着塗装を施した後に、乾湿繰り返しの腐食サイクル試験にて実施した。

具体的には、得られた鋼板から、鋼板の圧延方向に対して平行方向が曲げ試験の軸方向となるように、幅：30mm、長さ：100mmの短冊状の試験片を採取した。なお、試験片の長手方向の端面はせん断端面（クリアランス：15%、シャープ角：0°）とした。

[0140] かかる試験片に対して、 R/t が5.0となるよう90° V曲げ加工を行

い、次いで曲げ外の頂点部の負荷応力が1000MPaとなるようにボルトで締めこんだ。

かように応力を負荷した試験片に対して、日本パーカライジング（株）製「パルボンド」を用い、標準条件（35℃、120秒）での浸漬による化成処理を施し、次いで、関西ペイント（株）製の電着塗料「GT-100」を用いた電着塗装と焼付処理を行い、塗膜を形成した。かかる電着塗装の塗膜厚は15μmとし、市販の電磁膜厚計を用いて膜厚の測定を行って確認した。

[0141] このように作製した塗装状態でせん断端面を有する曲げ加工部の遅れ破壊試験片を、腐食サイクル試験に供した。

なお、腐食サイクル試験は、50℃で一定の恒温恒湿槽において、乾燥（30%RH、2h）、湿度移行（30%⇒90%RH、2h）、湿润（90%RH、2h）、湿度移行（90%⇒30%RH、2h）を1サイクルとした。また、1週間に2回、NaClの付着量が3g/m²となるように、遅れ破壊試験片表面に塩水をスプレー噴霧した。

かかる腐食サイクル試験を30日間実施し、30日間経過後、割れが観察されない場合、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が良好と判断し、表3に○で示した。さらに、35日間経過後、割れが観察されない場合、大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性が特に良好と判断し、表3に◎で示した。一方、30日間が経過するより前に割れが観察されたものは、表3に×で示した。

[0142]

[表3]

No.		鋼種	板厚1/4位置					鋼板表面から10μm位置					特性					備考		
			フェライトとベイナイトの面積率の合計 (%)	残留オーステナイトの面積率 (%)	残部 (%)	鋼板組織中の炭素濃度の標準偏差 σ_c (質量%)	塑性変形開始時の力 τ_d [GPa]	塑性変形開始時の応力 σ_d (GPa)	マルテンサイトの面積率 (%)	パーライトの面積率 (%)	フェライトとベイナイトの面積率の合計 (%)	残部 (%)	0.85×未測点となる測定点の割合 (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	EI (%)		R/t	耐遅れ破壊特性
1	A	93	1	4	2	0.21	2.76	0.26	12	0	86	2	7.5	1105	1489	74	8.5	2.5	◎	発明例
2	A	94	2	3	1	0.23	2.54	0.28	21	2	77	0	32.5	1132	1523	74	9.0	3.2	×	比較例
3	A	93	1	4	2	0.18	2.44	0.45	15	1	82	2	10.0	1098	1524	72	8.4	2.9	×	比較例
4	A	95	0	3	2	0.23	2.64	0.34	16	0	84	0	7.5	1156	1531	76	9.8	2.5	○	発明例
5	A	91	2	4	3	0.21	2.81	0.48	14	2	82	2	10.0	1133	1555	73	9.3	2.5	×	比較例
6	A	93	2	2	3	0.25	2.57	0.37	15	2	80	3	7.5	1106	1531	72	9.1	2.5	○	発明例
7	A	95	0	2	3	0.21	2.64	0.44	9	2	86	3	10.0	1118	1554	72	9.7	2.5	×	比較例
8	A	98	14	13	5	0.27	2.25	0.40	12	1	85	2	2.5	690	1025	67	12.0	2.1	◎	比較例
9	A	91	4	4	1	0.24	2.89	0.24	43	1	55	1	32.5	1138	1508	75	9.8	5.4	×	比較例
10	A	94	3	2	1	0.26	2.78	0.26	33	2	62	3	30.0	1144	1514	76	9.2	4.6	○	発明例
11	A	93	2	2	3	0.24	2.76	0.25	53	3	40	4	32.5	1126	1558	72	8.2	5.7	×	比較例
12	A	94	2	1	3	0.19	2.72	0.35	7	4	87	2	7.5	1055	1475	72	8.2	2.5	○	発明例
13	A	93	4	2	1	0.19	2.31	0.45	6	4	88	2	5.0	1052	1473	71	8.1	2.5	×	比較例
14	A	91	31	7	1	0.27	2.41	0.29	8	2	90	0	10.0	625	1043	60	8.1	2.1	×	比較例
15	A	96	0	2	2	0.21	2.74	0.29	61	2	35	2	27.5	1130	1525	74	9.5	5.7	×	比較例
16	A	90	4	2	4	0.24	2.54	0.29	20	18	61	1	25.0	1067	1550	69	8.4	5.7	×	比較例
17	A	93	2	2	3	0.21	2.68	0.25	38	4	55	3	25.0	1106	1503	74	8.6	5.7	×	比較例
18	A	72	21	6	1	0.24	2.74	0.28	4	2	92	2	5.0	1149	1485	77	9.7	2.5	×	比較例
19	A	94	2	4	0	0.32	2.89	0.48	12	0	85	3	7.5	1076	1496	72	8.9	2.5	×	比較例
20	A	95	1	3	1	0.08	2.75	0.12	15	0	82	3	32.5	1290	1518	85	5.6	2.9	×	比較例
21	A	95	1	2	2	0.21	3.29	0.33	9	0	90	1	7.5	1084	1542	70	9.1	2.5	○	発明例
22	A	96	2	2	0	0.19	3.50	0.29	10	1	88	1	7.5	1154	1497	77	9.0	2.5	×	比較例
23	A	96	1	3	0	0.20	1.75	0.30	11	2	85	2	10.0	1120	1531	73	8.1	2.5	○	発明例
24	A	95	2	1	2	0.19	1.60	0.31	8	0	90	2	12.5	1115	1515	74	8.8	2.5	×	比較例
25	B	78	13	6	3	0.23	2.10	0.31	4	4	90	2	7.5	810	1195	68	9.4	2.1	◎	発明例
26	C	100	0	0	0	0.23	3.02	0.22	12	0	85	3	12.5	1280	1810	71	9.7	4.3	○	発明例
27	D	85	2	11	2	0.26	2.68	0.29	14	2	82	2	15.0	1142	1553	74	11.0	2.5	○	発明例
28	E	78	15	3	4	0.22	2.10	0.29	0	5	94	1	7.5	759	1204	63	9.2	2.5	◎	発明例

下線部:本発明範囲外を示す。

表3-2

No.	鋼種	板厚1/4位置					鋼板表面から10μm位置					特性					備考		
		フェライトとベイナイトの面積率の合計 (%)	残留オーステナイトの面積率 (%)	残部 (%)	鋼板組織中の炭素濃度の標準偏差σ _c (質量%)	塑性変形開始応力の平均値〔τ _q 〕 (GPa)	塑性変形開始応力の標準偏差σ _q (GPa)	マルテンサイトの面積率 (%)	パーライトの面積率 (%)	フェライトとベイナイトの面積率の合計 (%)	残部 (%)	0.85×〔τ _s 〕未満となる測定点の割合 (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	EI (%)		R/t	耐遅れ破壊特性
29	F	82	2	15	1	0.25	2.35	0.24	26	2	72	0	15.0	1161	1515	77	10.5	2.5	○ 発明例
30	G	64	28	7	1	0.24	1.99	0.35	3	8	85	4	12.5	612	1070	57	10.9	2.1	◎ 比較例
31	H	95	0	5	0	0.17	3.00	0.29	29	0	70	1	25.0	1345	2015	67	9.0	4.3	×
32	I	71	13	16	0	0.27	2.70	0.35	12	0	86	2	20.0	1122	1484	76	8.4	2.5	×
33	J	64	29	6	1	0.26	1.94	0.32	2	9	88	1	7.5	640	998	64	10.2	2.1	◎ 比較例
34	K	79	1	17	3	0.25	2.15	0.35	18	2	78	2	20.0	1166	1555	75	9.4	2.9	×
35	L	93	1	4	2	0.21	2.75	0.24	0	0	100	0	7.5	1090	1556	70	8.8	2.5	◎ 発明例
36	M	95	1	3	1	0.17	2.74	0.24	3	0	96	1	7.5	1109	1557	71	9.2	2.5	◎ 発明例
37	N	96	3	1	0	0.22	2.58	0.24	9	2	87	2	10.0	1155	1550	75	9.2	2.5	◎ 発明例
38	O	96	2	2	0	0.28	2.89	0.42	8	3	87	2	10.0	1117	1543	72	8.2	2.5	○ 発明例
39	P	93	4	3	0	0.21	2.65	0.24	8	0	90	2	7.5	1130	1523	74	8.8	2.5	◎ 発明例
40	Q	95	2	2	1	0.19	2.47	0.28	4	3	92	1	10.0	1106	1538	72	9.4	2.5	◎ 発明例
41	R	92	6	2	0	0.23	2.41	0.27	14	2	82	2	12.5	1122	1517	74	8.4	2.5	◎ 発明例
42	S	93	3	3	1	0.20	2.58	0.24	8	2	87	3	10.0	1063	1513	70	8.3	2.5	◎ 発明例
43	T	90	5	4	1	0.17	2.75	0.26	4	0	95	1	7.5	1126	1488	76	9.4	2.5	◎ 発明例
44	U	92	6	2	0	0.23	2.45	0.25	4	3	91	2	7.5	1021	1357	75	9.2	2.5	◎ 発明例
45	V	80	12	7	1	0.24	2.75	0.29	2	2	95	1	10.0	1048	1425	74	8.4	2.5	○ 発明例
46	W	94	0	3	3	0.21	2.74	0.24	7	0	92	1	12.5	1165	1547	75	9.7	2.5	◎ 発明例
47	X	94	0	5	1	0.10	2.87	0.12	18	0	80	2	27.5	1320	1680	79	7.2	4.3	○ 発明例
48	Y	92	3	3	2	0.22	2.42	0.25	5	3	91	1	7.5	998	1387	72	9.8	2.5	◎ 発明例
49	Z	96	0	2	2	0.21	2.79	0.26	10	0	90	0	7.5	1156	1543	75	9.2	4.3	◎ 発明例
50	AA	93	1	3	3	0.21	2.66	0.24	27	5	65	3	12.5	1114	1527	73	9.0	4.3	○ 発明例
51	AB	97	1	2	0	0.23	2.98	0.28	15	2	81	2	10.0	1241	1702	73	9.2	4.3	◎ 発明例
52	AC	96	3	0	1	0.20	2.68	0.29	40	0	60	0	27.5	1072	1545	69	9.7	4.3	○ 発明例
53	AD	95	2	3	0	0.21	2.71	0.25	3	1	95	1	7.5	1123	1555	72	8.2	2.5	◎ 発明例
54	AE	94	3	3	0	0.23	2.59	0.28	5	1	93	1	7.5	1089	1531	71	9.3	2.5	◎ 発明例
55	AF	95	2	3	0	0.22	2.80	0.27	8	1	90	1	7.5	1070	1485	72	9.5	2.5	◎ 発明例

下線部:本発明範囲外を示す。

[0143] 表3に示したように、本発明に従う発明例は、高強度であって、ひずみ分

散能、延性、曲げ性、および大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性の全てに優れている。一方、比較例では、強度、ひずみ分散能、延性、曲げ性、および大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性のいずれか一つ以上が劣っている。

[0144] 以上、本発明の実施の形態について説明したが、本発明は、本実施の形態による本発明の開示の一部をなす記述により限定されない。すなわち、本実施の形態に基づいて当業者等によりなされる他の実施の形態、実施例および運用技術などは全て本発明の範疇に含まれる。例えば、上記した製造方法における一連の熱処理においては、熱履歴条件さえ満足すれば、鋼板に熱処理を施す設備等は特に限定されない。

産業上の利用可能性

[0145] 本発明によれば、ひずみ分散能、延性、曲げ性、および大気腐食下かつ塗装状態での耐遅れ破壊特性の全てに優れた高強度な鋼板の製造が可能になる。また、本発明の方法に従って得られた鋼板を、例えば、自動車構造部材に適用することによって車体軽量化による燃費向上を図ることができ、産業上の利用価値は極めて大きい。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.090%以上0.390%以下、

Si : 0.01%以上2.00%以下、

Mn : 2.00%以上4.00%以下、

P : 0.100%以下、

S : 0.0200%以下、

Al : 1.000%以下、

N : 0.0100%以下および

O : 0.0100%以下

を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成であって、

鋼板の板厚1/4位置において、

ミクロ組織が、

マルテンサイトの面積率：70%以上、

フェライトとベイナイトの面積率の合計：15%以下、

かつ残留オーステナイトの面積率：15%以下であって、

さらに、炭素濃度の標準偏差 σ^c が、

$$0.10 [\%C] \leq \sigma^c \leq 0.28 [\%C]$$

ただし、 $[\%C]$ は鋼中の炭素の含有量（質量%）

を満足し、

前記板厚1/4位置の、ナノインデンテーション法で測定される塑性変形開始応力 τ_q の平均値 $[\tau_q]$ が、1.70GPa以上3.30GPa以下、かつ前記塑性変形開始応力 τ_q の標準偏差 σ_q が、0.42GPa以下であり、

鋼板の表面から10 μ m位置において、

ミクロ組織が、

マルテンサイトの面積率：40%以下、

パーライトの面積率：15%以下、

フェライトとベイナイトの面積率の合計：60%以上であって、

前記10 μ m位置のナノインデンテーション法で測定される塑性変形開始応力 τ_s の平均値を $[\tau_s]$ としたとき、 $0.85 \times [\tau_s]$ 未満となる測定点の割合が30.0%以下である鋼板。

[請求項2] 前記成分組成は、さらに、質量%で、

Ti：0.200%以下、

Nb：0.200%以下、

V：0.200%以下、

Ta：0.10%以下、

W：0.10%以下、

B：0.0100%以下、

Cr：1.00%以下、

Mo：1.00%以下、

Ni：1.00%以下、

Co：0.010%以下、

Cu：1.00%以下、

Sn：0.200%以下、

Sb：0.200%以下、

Ca：0.0100%以下、

Mg：0.0100%以下、

REM：0.0100%以下、

Zr：0.100%以下、

Te：0.100%以下、

Hf：0.10%以下及び

Bi：0.200%以下

からなる群より選ばれる少なくとも1種の元素を含有する、請求項1

に記載の鋼板。

[請求項3] 鋼板の表面にめっき層を有する請求項 1 または 2 に記載の鋼板。

[請求項4] 請求項 1 ～ 3 のいずれか 1 項に記載の鋼板からなる部材。

[請求項5] 請求項 4 に記載の部材からなる自動車の骨格構造部品または自動車の補強部品。

[請求項6] 請求項 1 または 2 に記載の成分組成を有する鋼スラブに、

1 0 0 0℃以上の温度域におけるパス数を 4 パス以上とし、各パスでの圧下率を 1 5 % 以上、平均のひずみ速度を $9 \times 10^{-4} / \text{s}$ 以上 $1 \times 10^{-2} / \text{s}$ 以下の範囲とした条件で粗圧延を施した後、仕上げ圧延を施し、次いで巻取り処理を施して、熱延板を得る熱間圧延工程を行い、さらに、前記熱延板に酸洗及び冷間圧延を施して冷延板を得る酸洗及び冷間圧延工程を行った後、前記冷延板を焼鈍し、さらに 5 0℃以下まで冷却する鋼板の製造方法であって、

前記焼鈍は、加熱温度を 8 0 0℃以上とし、該 8 0 0℃以上の加熱温度域 T 1 において、露点を - 2 5℃以上とし、以下の式 1 を満たす条件にて行い、

$$2. \quad 0 \leq K \leq 60.0 \quad \cdots \text{式 1}$$

なお、

[数1]

$$K = \sum_{t=1}^{t_E} D(T_t) \times 10^6, \quad D(T_t) = (0.07 + 0.06[\%C]) * \exp\left(-\frac{32000}{1.986 \times (T_t + 273)}\right)$$

さらに、上記において、

[%C]は、鋼板中の C 含有量とし、

前記焼鈍の加熱中に前記冷延板の温度が 8 0 0℃に初めて到達した時間を $t = 0$ (s) と定め、 $t = t_E$ (s) は前記焼鈍が完了し、前記冷延板の温度が再び 8 0 0℃となった時間とし、 T_t (℃) は時間 $t : t-1 \sim t$ (s) における前記冷延板の平均温度とし、
また、前記冷却において、

600℃以上750℃以下の温度域T2における平均冷却速度 v_2 を、1.0℃/s以上15.0℃/s以下とし、

500℃以上600℃未満の温度域における平均冷却速度を、前記 v_2 超とし、

400℃以上500℃未満の温度域T3における滞留時間を、10s以上150s以下とし、

$M_s - 100$ ℃以上 M_s ℃以下の温度域T4における平均冷却速度 v_4 を、2.0℃/s以上25.0℃/s以下とし、

100℃以上 $M_s - 100$ ℃未満の温度域T5における平均冷却速度 v_5 を、0.5℃/s以上前記 v_4 未満とする

鋼板の製造方法。

[請求項7] 前記冷却する過程において、さらにめっき処理を施す請求項6に記載の鋼板の製造方法。

[請求項8] 請求項1～3のいずれか1項に記載の鋼板に、成形加工又は接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を有する、部材の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/020264

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER <i>C22C 38/00</i> (2006.01)i; <i>C21D 9/46</i> (2006.01)i; <i>C22C 38/06</i> (2006.01)i; <i>C22C 38/60</i> (2006.01)i FI: C22C38/00 301S; C22C38/06; C22C38/60; C22C38/00 301T; C21D9/46 G; C21D9/46 J According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00; C21D9/46; C22C38/06; C22C38/60 Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Published examined utility model applications of Japan 1922-1996 Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2024 Registered utility model specifications of Japan 1996-2024 Published registered utility model applications of Japan 1994-2024 Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2023/026819 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 02 March 2023 (2023-03-02)	1-8
A	WO 2021/125283 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 24 June 2021 (2021-06-24)	1-8
A	WO 2019/130713 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 04 July 2019 (2019-07-04)	1-8
☐ 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 “D” document cited by the applicant in the international application “E” earlier application or patent but published on or after the international filing date “L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) “O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means “P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed “T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention “X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone “Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art “&” document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search 01 August 2024		Date of mailing of the international search report 13 August 2024
Name and mailing address of the ISA/JP Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2024/020264

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)		Publication date (day/month/year)
WO	2023/026819	A1	02 March 2023	CN	117795113	A
				KR	10-2024-0032937	A
				EP	4375384	A1

WO	2021/125283	A1	24 June 2021	US	2023/0002846	A1
				EP	4079881	A1
				KR	10-2022-0095232	A
				CN	114761596	A

WO	2019/130713	A1	04 July 2019	US	2021/0062282	A1
				EP	3715493	A1
				KR	10-2020-0093002	A
				CN	111527224	A

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; C22C38/06; C22C38/60; C22C38/00 301T; C21D9/46 G; C21D9/46 J		
B. 調査を行った分野		
調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C22C38/00; C21D9/46; C22C38/06; C22C38/60		
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922 - 1996年 日本国公開実用新案公報 1971 - 2024年 日本国実用新案登録公報 1996 - 2024年 日本国登録実用新案公報 1994 - 2024年		
国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2023/026819 A1（J F E スチール株式会社）02.03.2023（2023 - 03 - 02）	1-8
A	WO 2021/125283 A1（日本製鉄株式会社）24.06.2021（2021 - 06 - 24）	1-8
A	WO 2019/130713 A1（J F E スチール株式会社）04.07.2019（2019 - 07 - 04）	1-8
☐ 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、一般的技术水準を示すもの “D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献 “E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの “L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す） “O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 “P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献 “T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの “X” 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの “Y” 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの “&” 同一パテントファミリー文献		
国際調査を完了した日 01.08.2024	国際調査報告の発送日 13.08.2024	
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 河野 一夫 4K 9833 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2024/020264

引用文献			公表日	パテントファミリー文献		公表日
WO	2023/026819	A1	02.03.2023	CN	117795113	A
				KR	10-2024-0032937	A
				EP	4375384	A1

WO	2021/125283	A1	24.06.2021	US	2023/0002846	A1
				EP	4079881	A1
				KR	10-2022-0095232	A
				CN	114761596	A

WO	2019/130713	A1	04.07.2019	US	2021/0062282	A1
				EP	3715493	A1
				KR	10-2020-0093002	A
				CN	111527224	A
