

(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  
2022年10月6日(06.10.2022)



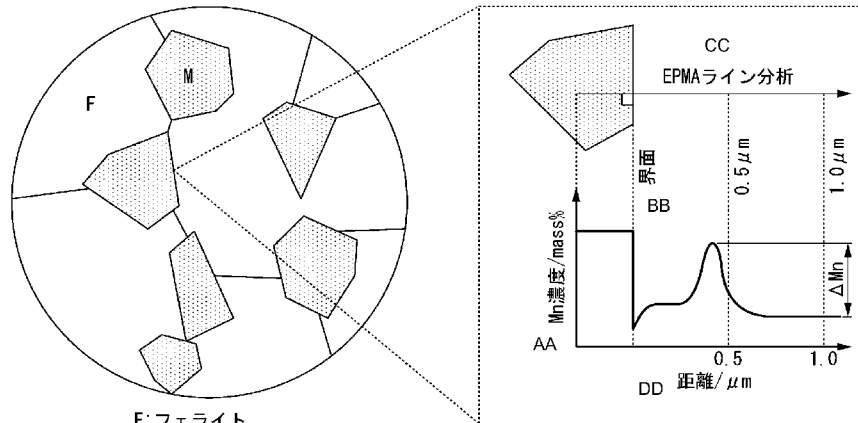
(10) 国際公開番号

WO 2022/210396 A1

- (51) 国際特許分類:  
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)  
C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2022/014552
- (22) 国際出願日: 2022年3月25日(25.03.2022)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:  
特願 2021-060949 2021年3月31日(31.03.2021) JP  
特願 2021-060950 2021年3月31日(31.03.2021) JP
- (71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 竹田 健悟 (TAKEDA Kengo); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 中野 克哉 (NAKANO Katsuya); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 石川 恭平 (ISHIKAWA Kyohei); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 松沼 泰史, 外 (MATSUNUMA Yasushi et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 Tokyo (JP).

(54) Title: STEEL PLATE, METHOD FOR PRODUCING STEEL PLATE, AND METHOD FOR PRODUCING INTERMEDIATE STEEL PLATE

(54) 発明の名称: 鋼板、鋼板の製造方法、および中間鋼板の製造方法



F: フェライト  
M: マルテンサイト

F Ferrite  
M Martensite  
AA Mn concentration/mass%  
BB Interface  
CC EPMA line analysis  
DD Distance/μm

(57) Abstract: This steel plate contains a predetermined composition with 10-60% in total of ferrite and bainite, 40-90% in total of martensite and tempered martensite, and 0-10% in total of pearlite and retained austenite. With respect to the total number of crystal grains of ferrite and bainite, the proportion of crystal grains of ferrite and bainite having an area of  $3 \mu\text{m}^2$  or less is 40% or more, and the proportion of crystal grains of ferrite and bainite having an area of  $30 \mu\text{m}^2$  or greater is 5% or less. A difference  $\Delta\text{Mn}$  between the Mn concentration in a



WO 2022/210396 A1

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

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

添付公開書類 :

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

position at 1.0  $\mu\text{m}$  from an interface between ferrite and martensite in a vertical direction with respect to the interface and toward the inside of a ferrite grain and the maximum value of the Mn concentration in a region up to 0.5  $\mu\text{m}$  is 1.00 mass% or less.

(57) 要約 : この鋼板は、所定の組成を含有し、フェライト及びベイナイトは合計で 10~60%、マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトは合計で 40~90%、パーライト及び残留オーステナイトは合計で 0~10% であり、フェライト及びベイナイトにおける結晶粒の総数に対し、面積が 3  $\mu\text{m}^2$  以下であるフェライト及びベイナイトの結晶粒の割合が 40% 以上、面積が 30  $\mu\text{m}^2$  以上であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の割合が 5% 以下、フェライトとマルテンサイトの界面から、該界面に対して垂直方向かつフェライト粒内側に向かって 1.0  $\mu\text{m}$  位置の Mn 濃度と 0.5  $\mu\text{m}$  までの領域における Mn 濃度の最大値との差  $\Delta\text{Mn}$  が 1.00 質量% 以内である。

## 明 細 書

### 発明の名称：鋼板、鋼板の製造方法、および中間鋼板の製造方法 技術分野

[0001] 本発明は、鋼板、鋼板の製造方法、および中間鋼板の製造方法に関する。  
本願は、2021年03月31日に、日本に出願された特願2021-060949号および特願2021-060950号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

### 背景技術

- [0002] 自動車からの炭酸ガスの排出量を抑えるために、高強度鋼板を使用して、安全性を確保しながら自動車車体を軽量化する試みが進められている。
- [0003] 例えば、特許文献1には、伸び、穴広げ性、曲げ加工性および耐遅れ破壊特性に優れた鋼板として、質量%で、C：0.15～0.25%、Si：1.00～2.20%、Mn：2.00～3.50%、P：0.05%以下、S：0.005%以下、Al：0.01～0.50%、N：0.010%以下、B：0.0003～0.0050%を満たすと共に、Ti：0.005～0.05%、Cu：0.003～0.50%、Ni：0.003～0.50%、Sn：0.003～0.50%、Co：0.003～0.05%、Mo：0.003～0.50%から選択される1種または2種以上を含有するとともに、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、ミクロ組織に関し、平均結晶粒径が2 $\mu$ m以下のフェライトを体積分率で15%以下（0%含む）、平均結晶粒径が2 $\mu$ m以下の残留オーステナイトを体積分率で2～15%、平均結晶粒径が3 $\mu$ m以下のマルテンサイトを体積分率で10%以下（0%含む）、残部は平均結晶粒径が6 $\mu$ m以下のベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトであり、かつ、ベイナイトおよび焼戻しマルテンサイト粒内に粒径0.04 $\mu$ m以上のセメントイト粒子が平均で10個以上含有することを特徴とする高強度TRIP鋼板が開示されている。
- [0004] 特許文献2には、引張強さ（TS）：980MPa以上の高強度と優れた

曲げ性を兼ね備えた鋼板として、特定の成分組成と、フェライト相の面積率が30%以上70%以下、マルテンサイト相の面積率が30%以上70%以下であり、フェライト粒の平均粒径が3.5  $\mu\text{m}$ 以下、フェライト粒の粒径の標準偏差が1.5  $\mu\text{m}$ 以下、フェライト粒の平均アスペクト比が1.8以下、マルテンサイト粒の平均粒径が3.0  $\mu\text{m}$ 以下、マルテンサイト粒の平均アスペクト比が2.5以下である等の特定の鋼組織とを有し、引張強さが980 MPaである高強度冷延鋼板が開示されている。

[0005] 特許文献3には、降伏強度（YS）が780 MPa以上、引張強さ（TS）が1180 MPa以上であり、スポット溶接性、延性および曲げ加工性に優れた鋼板として、C量を0.15%以下とし、フェライトの面積率を8～45%、マルテンサイトの面積率を55～85%、かつフェライトのみに隣接するマルテンサイトの全組織に占める割合を15%以下とし、フェライトおよびマルテンサイトの平均結晶粒径を10  $\mu\text{m}$ 以下、鋼板表面から20  $\mu\text{m}$ の深さ～鋼板表面から100  $\mu\text{m}$ 深さの範囲に存在するフェライトのうち結晶粒径が10  $\mu\text{m}$ 以上のフェライトの面積率を5%未満とする、高強度鋼板が開示されている。

[0006] 特許文献4には、機械的特性（特に強度と延性）のばらつきの少ない鋼板として、質量%で、C：0.10～0.25%、Si：0.5～2.0%、Mn：1.0～3.0%、P：0.1%以下、S：0.01%以下、Al：0.01～0.05%、N：0.01%以下を各々含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、軟質第1相であるフェライトを面積率で20～50%含み、残部が、硬質第2相である焼戻しマルテンサイトおよび／または焼戻しベイナイトからなる組織を有し、前記フェライトの全粒子のうち、平均粒径10～25  $\mu\text{m}$ の粒子の合計面積が、前記フェライトの全粒子の合計面積の80%以上を占めるとともに、前記フェライトの全粒子内に存在する、円相当直径0.3  $\mu\text{m}$ 以上のセメント粒子の分散状態が、前記フェライト1  $\mu\text{m}^2$ 当たり0.15個超1.0個以下であり、引張強度が980 MPa以上である高強度冷延鋼板が開示されている。

## 先行技術文献

### 特許文献

- [0007] 特許文献1：国際公開第2017/179372号  
特許文献2：国際公開第2016/194272号  
特許文献3：日本国特開2015-117404号公報  
特許文献4：日本国特開2013-245397号公報

### 発明の概要

#### 発明が解決しようとする課題

- [0008] ところで、自動車部品等に用いられる鋼板には、打ち抜き穴が含まれることが多く、打ち抜き穴近傍は、打ち抜き加工時に局所的な大変形を受け、ポイドなどの損傷が多く存在する。このようなポイド損傷は、破断の起点となりやすい。一般に、鋼板の強度を高めると、鋼板は破断しやすくなるが、打ち抜き穴の縁や打ち抜き端面のような大変形を受けた領域は顕著に破断が起こり易くなる。したがって、鋼板（特には高強度鋼板）において、強度と耐破断特性を両立させることは困難である。

- [0009] これまで高強度鋼板においては、強度、成形性、曲げ性の両立を図るべく様々な手段が提案されてきた。

しかしながら、特許文献1～4には、高強度化を図ることや、良好な延性や曲げ性を兼ね備えることには言及されているものの、打ち抜き端面を有する鋼部材の強度を確保する技術は何ら開示されていない。特に耐破断特性については、特許文献1～4を含む従来の鋼板（特には高強度鋼板）では十分に向上させることができなかった。

- [0010] 本発明は、強度、成形性及び耐破断特性を高水準で両立しうる鋼板およびその製造方法、ならびに中間鋼板の製造方法を提供することを目的とする。

#### 課題を解決するための手段

- [0011] 本発明者らは、鋼板の金属組織を、フェライト、ベイナイト、マルテンサイト、および焼戻しマルテンサイトを有し、さらにパーライト、および残留

オーステナイトを有してもよい金属組織とするとともに、これらの金属組織のうち、フェライトとベイナイトを微細となるように制御することで、鋼板の成形性と耐破断特性を向上させうることを知見した。さらに、上記フェライトとマルテンサイトとの界面近傍のMn濃度を制御することで、打ち抜き加工で形成された打ち抜き穴の縁近傍のボイド生成を遅延させるとともに、打ち抜き穴を含む鋼材にさらに変形を加えた際に、ボイドの連結を起こりづらくでき、その結果、破断を抑制できることを知見した。

[0012] 本発明は、上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は以下の通りである。

[0013] (1) 本発明の一態様に係る鋼板は、成分組成が、質量%で、

C : 0.07~0.15%、  
Si : 0.01~2.0%、  
Mn : 1.5~3.0%、  
P : 0~0.020%、  
S : 0~0.0200%、  
Al : 0.001~1.000%、  
N : 0~0.020%、  
Co : 0~0.500%、  
Ni : 0~1.000%、  
Mo : 0~1.000%、  
Cr : 0~2.000%、  
O : 0~0.0200%、  
Ti : 0~0.50%、  
B : 0~0.0100%、  
Nb : 0~0.50%、  
V : 0~0.500%、  
Cu : 0~0.5%、  
W : 0~0.100%、

T a : 0 ~ 0. 1 0 0 %、  
S n : 0 ~ 0. 0 5 0 %、  
S b : 0 ~ 0. 0 5 0 %、  
A s : 0 ~ 0. 0 5 0 %、  
M g : 0 ~ 0. 0 5 0 %、  
C a : 0 ~ 0. 0 5 0 %、  
Z r : 0 ~ 0. 0 5 0 %、及び、  
R E M : 0 ~ 0. 1 0 0 %

を含有し、残部がF eおよび不純物からなり、

組織分率として、

フェライトおよびベイナイトの面積率は合計で1 0 %以上、6 0 %以下、マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの面積率は合計で4 0 %以上、9 0 %以下、パーライトおよび残留オーステナイトの面積率は合計で0 %以上、1 0 %以下であり、

前記フェライトおよび前記ベイナイトにおける結晶粒の総数に対し、面積が $3 \mu\text{m}^2$ 以下であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の割合が4 0 %以上であり、

面積が $3 0 \mu\text{m}^2$ 以上であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の割合が5 %以下であり、

前記フェライトと前記マルテンサイトの界面から、該界面に対して垂直方向かつ前記フェライト粒内側に向かって $1. 0 \mu\text{m}$ 位置のM n濃度と $0. 5 \mu\text{m}$ までの領域におけるM n濃度の最大値との差 $\Delta\text{Mn}$ が1. 0 0質量%以内である。

(2) 上記(1)に記載の鋼板は、前記面積が $3 \mu\text{m}^2$ 以下であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の平均アスペクト比が1. 0以上2. 0以下であってもよい。

(3) 上記(1)または(2)に記載の鋼板は、鋼板表面から板厚方向 $1 0 \mu\text{m}$ 深さ位置の平均炭素濃度が、鋼板表面から板厚方向 $1 / 4$ 深さの位置に

おける平均炭素濃度の0.800倍以下であってよい。

(4) 上記(1)～(3)の何れか1つに記載の鋼板は、前記成分組成が、質量%で、

Co : 0.010～0.500%、

Ni : 0.010～1.000%、

Mo : 0.010～1.000%、

Cr : 0.001～2.000%、

O : 0.0001～0.0200%、

Ti : 0.001～0.50%、

B : 0.0001～0.0100%、

Nb : 0.001～0.50%、

V : 0.001～0.500%、

Cu : 0.001～0.5%、

W : 0.001～0.100%、

Ta : 0.001～0.100%、

Sn : 0.001～0.050%、

Sb : 0.001～0.050%、

As : 0.001～0.050%、

Mg : 0.0001～0.050%、

Ca : 0.001～0.050%、

Zr : 0.001～0.050%、及び、

REM : 0.001～0.100%

のうち、1種または2種以上を含有してもよい。

(5) 本発明の一態様に係る中間鋼板の製造方法は、質量%で、

C : 0.07～0.15%、

Si : 0.01～2.0%、

Mn : 1.5～3.0%、

P : 0～0.020%、

S : 0~0.0200%、  
Al : 0.001~1.000%、  
N : 0~0.020%、  
Co : 0~0.500%、  
Ni : 0~1.000%、  
Mo : 0~1.000%、  
Cr : 0~2.000%、  
O : 0~0.0200%、  
Ti : 0~0.50%、  
B : 0~0.0100%、  
Nb : 0~0.50%、  
V : 0~0.500%、  
Cu : 0~0.5%、  
W : 0~0.100%、  
Ta : 0~0.100%、  
Sn : 0~0.050%、  
Sb : 0~0.050%、  
As : 0~0.050%、  
Mg : 0~0.050%、  
Ca : 0~0.050%、  
Zr : 0~0.050%、及び、  
REM : 0~0.100%

を含有し、残部がFeおよび不純物からなる成分組成を有するスラブを、最終仕上げスタンドにおいて、900℃以下の温度域で、かつ30%以上の板厚減少率で熱間圧延を施し熱延鋼板を得る熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後に、前記熱延鋼板を650℃以下、450℃以上の巻取温度で巻き取る巻取工程と、

前記巻取工程後の前記熱延鋼板を、前記巻取温度から（前記巻取温度－5

0)℃までの温度域において、保持時間を8時間以内として保持する保持工程と、

前記保持工程後の前記熱延鋼板を、300℃まで0.10℃/秒以上の平均冷却速度で冷却し、中間鋼板を得る冷却工程と、  
を有する。

(6) 本発明の一態様に係る鋼板の製造方法は、前記(5)に記載の中間鋼板の製造方法によって製造された中間鋼板に対して、20%以上、80%以下の板厚減少率で冷間圧延を施して冷延鋼板を得る冷間圧延工程と、

前記冷延鋼板を、露点が-80℃以上、20℃以下の雰囲気の中で、740℃~900℃の温度域で、60秒以上保持して焼鈍を施す焼鈍工程と、  
を有する。

(7) 上記(6)に記載の鋼板の製造方法は、前記露点が、-15℃超、20℃以下であってもよい。

(8) 上記(6)または(7)に記載の鋼板の製造方法は、前記焼鈍工程において、鋼板の表裏面に亜鉛、アルミニウム、マグネシウムまたはそれらの合金を含む被膜層を形成する被膜層形成工程を有してもよい。

### 発明の効果

[0014] 本発明によれば、強度、成形性及び耐破断特性を高水準で両立しうる鋼板およびその製造方法、ならびに中間鋼板の製造方法を提供することができる。また本発明によれば、自動車等の構造部材として好適な成形性を有し、高い引張強度(例えば、900MPa以上)の高い引張強度を有する鋼板を提供することができる。

### 図面の簡単な説明

[0015] [図1]図1は、本実施形態におけるフェライトとマルテンサイトとの界面近傍のMn濃度の測定方法を説明する模式図である。

### 発明を実施するための形態

[0016] 本発明の1つの実施形態では、鋼板において(特に引張強度が高い(例えば、900MPa以上)高強度鋼板において)、金属組織の面積率に加え、

フェライトおよびベイナイトの粒径、フェライトとマルテンサイトとの界面近傍のMn濃度を制御することで、強度、成形性と耐破断特性を両立させた。また、本実施形態の好ましい態様では、さらに、鋼板表層の平均炭素濃度を鋼板表面から板厚方向1/4深さの位置における平均炭素濃度より低くする（具体的には鋼板表層に脱炭層を形成する）ことで、強度、成形性、曲げ性と耐破断特性を両立させることができる。

[0017] 以下、本発明の一実施形態に係る鋼板について説明する。

[0018] まず、本実施形態に係る鋼板の金属組織について説明する。以下、組織分率は面積率で表示するので、組織分率の単位「%」は面積%を意味する。

[0019] <金属組織>

（フェライトおよびベイナイトの面積率の合計：10%以上、60%以下）

フェライトおよびベイナイトは、軟質な組織であるので変形し易く、伸び性の向上に寄与する。フェライトおよびベイナイトの合計が10%以上であると、十分な伸びを得ることができ、成形性の向上に寄与する。フェライトおよびベイナイトの面積率の合計は、好ましくは20%以上、より好ましくは25%以上である。

[0020] 引張強度を確保するため、フェライトおよびベイナイトの合計は60%以下とする。好ましくは50%以下、より好ましくは45%以下である。

[0021] （マルテンサイトおよび焼戻しマルテンサイトの面積率の合計：40%以上、90%以下）

マルテンサイトおよび焼戻しマルテンサイトは、硬質な組織であるので、引張強度の向上に寄与する。マルテンサイトおよび焼戻しマルテンサイトの合計を40%以上とすることで、高強度化することができ、例えば900MPa以上の引張強度を確保し易くなる。好ましくは45%以上、より好ましくは50%以上である。

[0022] また、マルテンサイトおよび焼戻しマルテンサイトの合計が90%超であると、十分な伸びを得ることができず、成形性が劣化するため、90%以下とする。好ましくは、80%以下、より好ましくは75%以下である。

[0023] (パーライトおよび残留オーステナイトの面積率の合計：0%以上、10%以下)

パーライトは硬質なセメンタイトを含む組織であり、打ち抜き加工後にボイドの発生の起点となるため、耐破断特性を劣化させる。また、残留オーステナイトは、加工誘起変態 (TRIP: Transformation Induced Plasticity) によって伸びの向上に寄与する組織である。しかし、残留オーステナイトが加工誘起変態することで生成するマルテンサイトは、非常に硬質であり、ボイドの発生の起点となるため、耐破断特性を劣化させる。そのため、パーライトおよび残留オーステナイトの面積率の合計は10%以下とする。好ましくは5%以下である。なお本実施形態では、パーライトおよび残留オーステナイトは生成されていなくともよく、パーライトおよび残留オーステナイトの面積率の合計が0%であってもよい。

[0024] (フェライトおよびベイナイトにおける結晶粒の総数  $N_T$  に対し、面積が  $3 \mu m^2$  以下であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の個数  $N_3$  の割合が40%以上)

フェライトおよびベイナイトにおける結晶粒の総数  $N_T$  に対する、面積が  $3 \mu m^2$  以下であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の個数  $N_3$  の割合 ( $N_3 / N_T$ ) は、本実施形態における鋼板の成形性と耐破断特性を表す指標である。フェライトおよびベイナイトにおける結晶粒全体に対し面積  $3 \mu m^2$  以下の結晶粒 (微細粒) の個数の割合 ( $N_3 / N_T$ ) が40%以上であることで、打ち抜き加工時や、打ち抜き後の変形時において、打ち抜き穴やその端面を含む近傍にボイドが生成しにくいことに加え、生成したボイド同士の連結が生じにくく、破断に至りにくい。したがって、フェライトおよびベイナイトにおいて、面積  $3 \mu m^2$  以下の結晶粒の個数の割合 ( $N_3 / N_T$ ) を40%以上とすることで、同水準の強度を有する自動車部品よりも耐破断特性が高くなる。またフェライトおよびベイナイトにおいて、面積  $3 \mu m^2$  以下の結晶粒の個数の割合 ( $N_3 / N_T$ ) が40%未満では、耐破断特性の向上効果が十分に得ら

れにくい。このため面積  $3 \mu\text{m}^2$  以下の結晶粒の個数の割合 ( $N_3/N_T$ ) の下限を 40%以上とする。好ましくは、50%以上、より好ましくは 55%以上である。なお、フェライトおよびベイナイトにおける面積  $3 \mu\text{m}^2$  以下の結晶粒の個数の割合の上限は特に設けず、100%であってもよいが、降伏点伸びを抑制する観点から 90%以下としてよい。

[0025] (フェライトおよびベイナイトにおける結晶粒の総数  $N_T$  に対し、面積が  $30 \mu\text{m}^2$  以上であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の個数  $N_{30}$  の割合が 5%以下)

フェライトおよびベイナイトにおける結晶粒の総数  $N_T$  に対し、面積が  $30 \mu\text{m}^2$  以上であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の個数  $N_{30}$  の割合 ( $N_{30}/N_T$ ) は、本実施形態における鋼板の成形性と耐破断特性を表す指標である。フェライトおよびベイナイトにおける面積  $30 \mu\text{m}^2$  以上の粗大な結晶粒の割合が多いと、打ち抜き加工時や、打ち抜きの変形時において、打ち抜き穴やその端面を含む近傍にポイドが生成しやすいことに加え、生成したポイド同士の連結が生じやすく、破断に至り易い。フェライトおよびベイナイトにおける面積  $30 \mu\text{m}^2$  以上の結晶粒の個数の割合 ( $N_{30}/N_T$ ) が 5%超では、同水準の強度を有する自動車部品よりも耐破断特性が劣化する。このため面積  $30 \mu\text{m}^2$  以上の結晶粒の個数の割合 ( $N_{30}/N_T$ ) の上限を 5%以下とする。好ましくは 3%以下である。なお、フェライトおよびベイナイトにおける面積  $30 \mu\text{m}^2$  以上の結晶粒の割合 ( $N_{30}/N_T$ ) は少ないほど好ましいためその下限は特に設けず、0%であってもよいが、精緻な制御にともなう製造コストの増加を抑制する観点から 1%以上としてよい。

[0026] (フェライトとマルテンサイトの界面から、該界面に対して垂直方向かつフェライト粒内側に向かって  $1.0 \mu\text{m}$  位置の Mn 濃度と、 $0.5 \mu\text{m}$  までの領域における Mn 濃度の最大値との差  $\Delta\text{Mn}$  が 1.00 質量%以内である)

図 1 に示すように求めた、フェライトとマルテンサイトの界面から、該界面に対して垂直方向かつフェライト粒内側に向かって  $1.0 \mu\text{m}$  位置の Mn 濃度 [ $\text{Mn}_{1.0}$ ] と  $0.5 \mu\text{m}$  までの領域における Mn 濃度の最大値 [ $\text{Mn}_0$ ]

5] との差  $\Delta Mn$  ( $[Mn_{0.5}] - [Mn_{1.0}]$ ) は、該界面でのボイドの生成の容易さを表す指標である。一般に、フェライトとマルテンサイトを含む複合組織に変形を加えた場合、軟質であるフェライトの変形がまず起こる。この際に、フェライト内部で生成した転位が界面に堆積（パイルアップ）されることで、界面に応力集中を生じさせる。ここで、転位がパイルアップされる界面は、フェライトとフェライトの界面、あるいは、フェライトとマルテンサイトの界面が挙げられるが、硬度差の大きいフェライトとマルテンサイトの界面は、応力集中によりボイドが生じやすい。Mn は、延性脆性遷移温度を高め、破断を生じやすくする元素である（参考：田中ら, 鉄と鋼, Vol. 100(2014)No. 10) ことから、ボイドが生じやすい界面、すなわちフェライトとマルテンサイトの界面近傍の Mn 濃度が高いと、打ち抜き加工時や打ち抜き加工後の変形時において、該界面近傍でのボイド生成が促進される。該界面に対して垂直方向かつフェライト粒内側に向かって  $1.0 \mu m$  位置の Mn 濃度  $[Mn_{1.0}]$  は、フェライト粒内の平均的な Mn 濃度に相当し、一方の  $0.5 \mu m$  までの領域における Mn 濃度の最大値  $[Mn_{0.5}]$  は、界面近傍の、ボイドが生じやすい領域の Mn 濃度を表している。したがって、これらの差  $\Delta Mn$  は、フェライトとマルテンサイトの界面の Mn の濃化度を表す指標である。 $\Delta Mn$  が  $1.00$  質量%超では、界面でのボイド生成が顕著に促進され、耐破断特性を大きく劣化させるので、 $\Delta Mn$  は、 $1.00$  質量%以内とする。好ましくは、 $0.50$  質量%以内である。 $\Delta Mn$  の下限値は特に設けず、 $0$  質量%であってもよいが、 $0.01$  質量%以上としてよい。

[0027] このようなフェライトとマルテンサイトの界面近傍の Mn 濃度の分布状態は、連続焼鈍時に形成される。連続焼鈍時の加熱時には、旧オーステナイト粒界あるいは、フェライト／オーステナイト界面に Mn が濃化している。冷却過程で、オーステナイトからフェライトが生成するが、この時、鋼板全体で、ある面積率のフェライトが生成するとした場合、1つの結晶粒の界面移動量は、加熱時の平均結晶粒径が微細であるほど小さい。つまり、連続焼鈍前の平均結晶粒径を予め微細にしておくことにより、冷却過程における結晶

粒1つあたりの界面移動量を小さく抑えることができるため、冷却開始前の界面に濃化した領域と、フェライトが生成してからの界面の距離が近くなる。一般に、粒界は粒内と比較して、拡散が速いことから、Mnが濃化した領域が粒界に近いほどMnは粒界拡散により拡散しやすくなる。本発明者らは、このように連続焼鈍における冷却時の界面移動量を制御することで、冷却工程でMn濃化部を拡散させ、フェライトとマルテンサイトの界面のMn濃度、すなわち前述の $\Delta Mn$ を低減できることを見出した。

[0028] (面積が $3 \mu m^2$ 以下であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の平均アスペクト比が1.0以上2.0以下である)

面積が $3 \mu m^2$ 以下であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の平均アスペクト比は、耐破断特性を表す指標である。一般に、アスペクト比が小さく、等軸粒であるほど、界面への応力集中が生じがたくなる。十分な耐破断特性を発揮するためには、フェライトおよびベイナイトの結晶粒の平均アスペクト比を1.0以上2.0以下にすることが好ましい。平均アスペクト比が2.0以下であることは、この効果が得られやすく、より好ましくは、1.0以上1.5以下である。

[0029] なお、本実施形態において、アスペクト比とは、フェライトの結晶粒の最も長い径(長径)とそれに直交する当該フェライトの径のうち最も長い径(短径)との比を言うものである。ベイナイトの結晶粒のアスペクト比についても同様である。

[0030] また、面積が $30 \mu m^2$ 以上であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の平均アスペクト比については特に限定しないが、界面への応力集中を低減させる観点からは伸長粒であることが好ましいので、2.0超5.0以下としてもよい。

[0031] (鋼板表面から板厚方向 $10 \mu m$ 深さ位置の平均炭素濃度が、鋼板表面から板厚方向 $1/4$ 深さの位置における平均炭素濃度の0.800倍以下である)

本実施形態では、鋼板表層に脱炭層が形成されていてもよい。鋼板表層に

形成されている脱炭層は、曲げ性を表す指標である。この脱炭層のうち、板厚方向10 $\mu$ m深さ位置の平均炭素濃度を、脱炭の影響を受けていない鋼板内部、すなわち鋼板表面から板厚方向1/4深さの位置における平均炭素濃度の0.800倍以下とすることで、鋼板の曲げ性を向上させることができる。鋼板表面から10 $\mu$ m深さ位置の平均炭素濃度が、1/4深さの位置の平均炭素濃度の0.800倍以下であることは、脱炭が十分に生じていることを意味する。脱炭が十分に生じていることで、曲げ特性の向上効果を十分に享受できる。そのため、鋼板表面から10 $\mu$ m深さ位置の平均炭素濃度は、1/4深さの位置の平均炭素濃度の0.800倍以下とし、好ましくは0.600倍以下、より好ましくは0.400倍以下とする。下限値は特に限定されるものではないが、鋼板表面から10 $\mu$ m深さ位置の平均炭素濃度は、1/4深さの位置の平均炭素濃度の0.001倍以上が好ましく、より好ましくは0.005倍以上とする。

[0032] なお、鋼板が表面に被膜層（例えばめっき層）を有する場合、「鋼板表面から板厚方向10 $\mu$ m深さ位置」における「表面」とは地鉄表面のことである。また、鋼板表面から板厚方向10 $\mu$ m深さ位置の平均炭素濃度を基準としたのは、当該深さ位置の炭素濃度が曲げ性に大きく寄与するからである。

[0033] 各位置における平均炭素濃度は、グロー放電発光分析（GDS）で測定することができる。

鋼板の表面から深さ方向（板厚方向）に向かって、GDSにより各元素の濃度プロファイルを測定し、鋼板表面から10 $\mu$ m位置の平均炭素濃度を求める。1/4深さ位置の平均炭素濃度は、板厚1/4部まで研削した後、研削面をGDSで測定することで求める。

[0034] 次に、フェライト、ベイナイト、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、パーライト及び残留オーステナイトの同定、面積および面積率の算出について説明する。

[0035] 各金属組織の同定、面積および面積率は、EBSD（Electron Back Scattering Diffraction）、X線測定、

ナイトール試薬又はレペラ液を用いる腐食、及び、走査型電子顕微鏡により、圧延方向に平行、且つ板面に垂直な鋼板断面の $100\mu\text{m}\times 100\mu\text{m}$ 領域を、 $1000\sim 50000$ 倍の倍率で観察して算出することができる。なお、いずれの組織の面積率の測定に当たっても、測定箇所を3か所とし、その平均値を算出することとする。

[0036] フェライトの面積および面積率は、以下の方法で測定することができる。すなわち、走査型電子顕微鏡に付属のEBSDにより、鋼板の表面から板厚の $1/4$ の位置を中心とする $1/8\sim 3/8$ 厚の範囲を、 $0.2\mu\text{m}$ の間隔（ピッチ）で測定する。測定データから局所方位差平均（Grain Average Misorientation: GAM）の値を計算する。そして、局所方位差平均の値が $0.5^\circ$ 未満の領域をフェライトとし、その面積と面積率を測定する。ここで、局所方位差平均とは、結晶方位差が $5^\circ$ 以上の粒界に囲まれた領域において、隣り合う測定点間の方位差を計算し、それを結晶粒内の測定点すべてについて平均化した値である。

[0037] ベイナイトの面積および面積率については、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取し、観察面を研磨し、ナイトール液でエッチングし、板厚の $1/4$ を中心とする $1/8\sim 3/8$ 厚の範囲を電界放射型走査型電子顕微鏡（FE-SEM: Field Emission Scanning Electron Microscope）で観察して、公知の画像解析ソフトを用いて算出する。なお画像解析ソフトとしては例えば「ImageJ」を用いて面積率を算出できる。ここで「ImageJ」とは、オープンソースでパブリックドメインの画像処理ソフトウェアであり、当業者の間で広く利用されているものである。

なお、FE-SEMでの観察においては、例えば、一辺が $30\mu\text{m}$ の正方形とした観察面における組織を以下のように区別する。ベイナイトは、ラス状の結晶粒の集合であり、内部に長径 $20\text{nm}$ 以上の鉄系炭化物を含まないもの、又は、内部に長径 $20\text{nm}$ 以上の鉄系炭化物を含み、その炭化物が、単一のバリエーション、即ち、同一方向に伸張した鉄系炭化物群に属するものである。ここで、同一方向に伸張した鉄系炭化物群とは、鉄系炭化物群の伸張

方向の差異が $5^{\circ}$ 以内であるものをいう。ベイナイトは、方位差 $15^{\circ}$ 以上の粒界によって囲まれたベイナイトを1個のベイナイト粒として数える。

[0038] マルテンサイトおよび焼戻しマルテンサイトの面積率は、レペラ液でエッチングし、板厚の $1/4$ を中心とする $1/8 \sim 3/8$ 厚の範囲をFE-SEMにより観察及び撮影し、腐食されていない領域の面積率から、X線を用いて測定した残留オーステナイトの面積率（詳細は後述）を差し引くことにより、算出できる。

[0039] 残留オーステナイトの面積率は、電解研磨あるいは化学研磨により表層から板厚方向に $100 \mu\text{m}$ の領域を除去したサンプルにおいて、X線を用いて、回折強度を測定することで算出できる。具体的には、特性X線として $\text{Mo K}\alpha$ 線を用いて測定し、得られたbcc相の $(200)$ 、 $(211)$ 及びfcc相の $(200)$ 、 $(220)$ 、 $(311)$ の回折ピークの積分強度比から、残留オーステナイトの面積率を算出することが可能である。

[0040] パーライトの面積率は、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取し、観察面を研磨し、ナイトール試薬により腐食し、鋼板の表面から板厚の $1/4$ の位置を中心とする $1/8 \sim 3/8$ 厚の範囲を、走査型電子顕微鏡による2次電子像を用いて観察および撮影することにより得ることができる。2次電子像では炭化物は他の鋼組織よりも相対的に明るいコントラストで観察される。その撮影像において板状の炭化物が $0.5 \mu\text{m}$ 以下の間隔で列状に並ぶ領域をパーライトと定義し、上述の画像解析ソフト「Image J」を用いてパーライトの面積率を算出する。

[0041] フェライトおよびベイナイトの結晶粒の粒径と個数の割合、すなわち面積が $3 \mu\text{m}^2$ 以下であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の個数、面積が $30 \mu\text{m}^2$ 以上であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の個数、並びにこれらの個数のフェライトおよびベイナイトにおける結晶粒の総数に対する割合は、上述の「Image J」を用いた画像解析により算出する。具体的には、圧延方向に平行且つ板面に垂直な鋼板断面の $100 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$ 領域を走査型電子顕微鏡により $1000 \sim 50000$ 倍の倍率で観察および撮影

し、「Image J」によって算出する。なお、 $3\mu\text{m}^2$ 以下であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の個数には、 $0.1\mu\text{m}^2$ 未満の結晶粒の個数は含めない（つまり $0.1\mu\text{m}^2$ 未満の結晶粒はノイズとして除く）。

[0042] フェライトとマルテンサイトの界面から、該界面に対して垂直方向かつフェライト粒内側に向かって $1.0\mu\text{m}$ 位置のMn濃度と $0.5\mu\text{m}$ までの領域におけるMn濃度の最大値との差 $\Delta\text{Mn}$ は、EPMA (Electron Probe Micro Analyzer) を用いて算出する。図1に示すように、フェライトとマルテンサイトの界面の接線に対して垂直方向かつフェライト粒内側に向かって、EPMAでライン分析を行う。ステップ間隔を $0.01\mu\text{m}$ とする。界面からの距離が $1.0\mu\text{m}$ 位置のMn濃度と、界面から $0.5\mu\text{m}$ 位置までの間のMn濃度の最大値との差を $\Delta\text{Mn}$ として求める。板厚の $1/4$ 部付近（板厚の $1/8$ 深さ位置～ $3/8$ 深さ位置の範囲の任意位置）に存在するフェライトとマルテンサイトの界面を任意に5つ選択し、それぞれ $\Delta\text{Mn}$ を算出し、その平均値を評価する。なお、界面が直線である部分、または曲線であって接線が引ける部分を測定対象とする。

ここで、本実施形態でいう「フェライトとマルテンサイトの界面」とは、以下のように定義される。

まず、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取し、鋼板の表面から板厚の $1/4$ の位置を中心とする $1/8\sim 3/8$ 厚の範囲における観察面のうち、 $100\mu\text{m}\times 100\mu\text{m}$ の領域においてEPMAを用いてC濃度を分析する。そして、得られたC濃度のマッピングに基づき、C濃度が $0.1$ 質量%未満の組織をフェライト、 $0.1\sim 0.8$ 質量%の組織をマルテンサイト、 $0.8$ 質量%超の組織を残留オーステナイトに分類して組織分布を同定することで、「フェライトとマルテンサイトの界面」を定義する。

[0043] フェライトおよびベイナイトの結晶粒の平均アスペクト比は、前述の「Image J」を用いた画像解析により算出する。

[0044] 次に、本実施形態に係る鋼板の成分組成の限定理由について説明する。以

下、成分組成に係る％は質量％を意味する。

[0045] (C : 0.07%以上、0.15%以下)

Cは、所定量のマルテンサイトを確保し、鋼板の強度を向上させる元素である。C量が0.07%未満であると、所定量のマルテンサイトを得ることが難しく、高い引張強度（例えば、900MPa以上）を確保することができないので、C量は0.07%以上とする。C量は好ましくは0.09%以上である。一方、C量が0.15%を超えると、フェライトの生成が抑制されて、伸び性の低下とともに打ち抜き端面の延性劣化を招くので、C量は0.15%以下とする。曲げ性の劣化を抑制する観点からも、C含有量は小さい方が好ましい。C量は好ましくは0.13%以下である。

[0046] (Si : 0.01%以上、2.0%以下)

Siは固溶体強化元素として強度を増加させる働きがあることその他、マルテンサイトやベイナイトさらには残留 $\gamma$ 等を含む組織を得るためにも有効である。その含有量は狙いとする強度レベルに応じて調整される。含有量が2.0%超となるとプレス成形性が劣悪となったり、化成処理性の低下を招いたり、打ち抜き端面の延性劣化を引き起こす。また、曲げ性の劣化を抑制する観点からも、Si量は小さい方が好ましい。このため、上限を2.0%以下とする。溶融亜鉛めっきを施す場合には、めっき密着性の低下、合金化反応の遅延による生産性の低下などの問題が生ずるので、Si量を1.2%以下とすることが好ましい。Si量を0.01%未満とするのは製造コストが高くなるので、0.01%が実質的な下限である。

[0047] (Mn : 1.5%以上、3.0%以下)

Mnは、強度の向上に寄与する元素であり、また、連続焼鈍設備又は連続溶融亜鉛めっき設備での熱処理時に生じるフェライト変態を抑制する作用をなす元素である。Mn量が1.5%未満であると、その効果が十分に発現せず、十分な量のマルテンサイトを得ることが難しくなるため、高い引張強度（例えば、900MPa以上の引張強度）を得ることができない。また、曲げ性の劣化を抑制する観点からも、Mn量を過度に低減することは好ましく

ない。そのため、Mn量は1.5%以上とする。Mnは好ましくは1.7%以上である。Mnはさらに好ましくは1.9%以上である。一方、Mnが3.0%を超えると、フェライト変態が過度に抑制され、所定量のフェライトを確保することができず、伸び性の低下とともに打ち抜き端面の延性劣化を招く。そのため、Mn量は3.0%以下とする。Mn量は好ましくは2.7%以下である。

[0048] (P: 0%以上、0.020%以下)

Pは、不純物元素で、鋼板の板厚中央部に偏析して靱性を阻害する元素である。またPは、鋼板に溶接を施した場合には、その溶接部を脆化させる元素である。P量が0.020%を超えると、溶接部強度や穴広げ性および打ち抜き端面の延性が著しく低下する。そのため、P量は0.020%以下とする。P量は好ましくは0.010%以下である。P量は、少ないほど好ましく、下限は特に限定しない。P含有量が0%であってもよい。一方、実用鋼板でP量を0.0001%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、P含有量の下限値を0.0001%としてもよい。

[0049] (S: 0%以上、0.0200%以下)

Sは、不純物元素で、溶接性を阻害し、また、鑄造時と熱延時の製造性を阻害する元素である。また、Sは、粗大なMnSを形成して、穴広げ性を阻害する元素でもある。S量が0.0200%を超えると、溶接性、製造性、穴広げ性および打ち抜き端面の延性の低下が顕著になる。そのため、S量は0.0200%以下とする。S量は好ましくは0.005%以下である。S量は、少ないほど好ましく、下限は特に限定しない。S含有量が0%であってもよい。一方、実用鋼板でS量を0.0001%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、S含有量の下限値を0.0001%としてもよい。

[0050] (Al: 0.001%以上、1.000%以下)

Alは、鋼の脱酸剤として作用しフェライトを安定化する元素であり、必

要に応じて含有される。Alを含有する場合、0.001%未満では、含有効果が十分に得られないので、下限を0.001%以上とする。一方、1.000%を超えると粗大なAl酸化物が生成し、打ち抜き端面の延性の低下を引き起こす。このため、上限を1.000%以下とする。好ましくは0.001%以上0.50%以下である。

[0051] (N : 0%以上、0.020%以下)

Nは、粗大な窒化物を形成し、曲げ性や穴広げ性を阻害し、また、溶接時のブローホールの発生原因となる元素である。Nが0.020%を超えると、粗大な窒化物を形成し、成形性および打ち抜き端面の延性の低下、ならびにブローホールの発生が顕著となる。また、曲げ性の劣化を抑制する観点からも、N量は小さい方が好ましい。そのため、N量は0.020%以下とする。N量は、少ないほど好ましく、下限は特に限定しない。N含有量が0%であってもよい。一方、実用鋼板でN量を0.0005%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、N含有量の下限値を0.0005%としてもよい。

[0052] (Co : 0~0.500%)

Coは、鋼板の強度の向上に有効な元素である。Coの含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Coの含有量が0.001%以上であることが好ましく、0.010%以上がより好ましい。一方、Coの含有量が多すぎると、鋼板の延性が低下して成形性の低下を招く虞がある。このため、Coの含有量は0.500%以下であることが好ましい。

[0053] (Ni : 0~1.000%)

Niは、Coと同様に鋼板の強度の向上に有効な元素である。Niの含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Niの含有量が0.001%以上であることが好ましく、0.010%以上がより好ましい。一方、Niの含有量が多すぎると、鋼板の延性が低下して成形性の低下を招く虞がある。このため、Niの含有量は1.000%以下であることが好ましい。

[0054] (Mo : 0~1.000%)

Moは、Mnと同様に鋼板の高強度化に寄与する元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Moの含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Moの含有量は、0.010%以上であることが好ましい。一方、Moの含有量が1.000%を超えると、粗大なMo炭化物が形成され、鋼板の冷間成形性が低下する虞がある。このため、Moの含有量は1.000%以下であることが好ましい。

[0055] (Cr : 0~2.000%)

Crは、MnやMoと同様に鋼板の高強度化に寄与する元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Crの含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Crの含有量は、0.001%以上であることが好ましく、0.100%以上であることがより好ましい。一方、Crの含有量が2.000%を超えると、粗大なCr窒化物が形成され、鋼板の冷間成形性が低下する虞がある。このため、Crの含有量は2.000%以下であることが好ましい。

[0056] (O : 0%以上、0.0200%以下)

Oは、粗大な酸化物を形成し、成形性や耐破断特性を劣化させ、また、溶接時のブローホールの発生原因となる元素である。O量が0.0200%を超えると、粗大な酸化物の存在により、成形性および打ち抜き端面の延性の劣化、ならびにブローホールの発生が顕著となる。また、曲げ性の劣化を抑制する観点からも、O量は小さい方が好ましい。そのため、Oは0.0200%以下とする。Oは、少ないほど好ましく、下限は特に限定しない。O含有量が0%であってもよい。一方、実用鋼板でO量を0.0001%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、O下限値を0.0001%としてもよい。

[0057] (Ti : 0~0.50%)

Tiは、炭化物の形態制御に重要な元素である。Tiによってフェライトの強度増加が促され得る。また、Tiは、粗大なTi酸化物又はTiNを形成して鋼板の成形性を低下させる虞がある元素である。よって、鋼板の成形

性を確保する観点からは、Tiの含有量は、少ないほど好ましく、0.50%以下とすることが好ましく、0%であってもよい。ただし、Tiの含有量を0.001%未満に低減することは精錬コストの過度な増加を招くため、Tiの含有量の下限を0.001%としてもよい。

[0058] (B : 0~0.0100%)

Bは、オーステナイトからの冷却過程においてフェライト及びパーライトの生成を抑え、ベイナイト又はマルテンサイト等の低温変態組織の生成を促す元素である。また、Bは、鋼板の高強度化に有益な元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Bの含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Bの含有量を0.0001%以上とすることが好ましい。ただし、Bの含有量が多すぎると、粗大なB酸化物が生成され、当該B酸化物がプレス成型時にボイドの発生起点となり、鋼板の成形性が低下する虞がある。このため、Bの含有量は0.0100%以下であることが好ましい。なお、0.0001%未満のBの同定には、分析に細心の注意を払う必要がある。B含有量が分析装置の検出下限を下回る場合、B含有量が0%とみなされる場合もある。

[0059] (Nb : 0~0.50%)

Nbは、Tiと同様に炭化物の形態制御に有効な元素であり、組織を微細化して鋼板の靱性の向上にも効果的な元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Nbの含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Nbの含有量を0.0001%以上とすることが好ましく、0.001%以上がより好ましい。ただし、Nbの含有量が多すぎると、微細で硬質なNb炭化物が多数析出し、鋼板の強度上昇とともに延性の顕著な劣化を招き、鋼板の成形性が低下する虞がある。このため、Nbの含有量は0.50%以下であることが好ましい。

[0060] (V : 0~0.500%)

Vも、TiやNbと同様に、炭化物の形態制御に有効な元素であり、組織を微細化して鋼板の靱性の向上にも効果的な元素である。Vの含有量は0%

でもよいが、上記効果を得るためには、Vの含有量は0.001%以上であることが好ましい。ただし、Vの含有量が多すぎると、微細なV炭化物が多数析出して鋼材の強度上昇と延性の低下を招き、鋼板の成形性が低下する虞がある。このため、Vの含有量は0.500%以下であることが好ましい。

[0061] (Cu : 0~0.5%)

Cuは、鋼板の強度の向上に寄与する元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Cuの含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Cuの含有量が0.001%以上であることが好ましい。ただし、Cuの含有量が多すぎると、赤熱脆性を招いて熱間圧延での生産性を低下させる虞がある。このため、Cuの含有量は0.5%以下であることが好ましい。

[0062] (W : 0~0.100%)

Wも、Nb、Vと同様に、炭化物の形態制御と鋼板の強度の向上に有効な元素である。Wの含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Wの含有量が0.001%以上であることが好ましい。一方、Wの含有量が多すぎると、微細なW炭化物が多数析出して鋼板の強度上昇と延性の低下を招き、鋼板の冷間加工性を低下させる虞がある。このため、Wの含有量は0.100%以下であることが好ましい。

[0063] (Ta : 0~0.100%)

Taも、Nb、V、Wと同様に、炭化物の形態制御と鋼板の強度の向上に有効な元素である。Taの含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Taの含有量が0.001%以上であることが好ましい。一方、Taの含有量が多すぎると、微細なTa炭化物が多数析出して鋼板の強度上昇と延性の低下を招き、鋼板の冷間加工性を低下させる虞がある。このため、Taの含有量は0.100%以下であることが好ましく、0.020%以下であることがより好ましく、0.010%以下であることが更に好ましい。

[0064] (Sn : 0~0.050%)

Snは、鋼板の原料としてスクラップを用いた場合に、鋼板に含有され得

る元素である。また、S nは、フェライトの脆化による鋼板の冷間成形性の低下を引き起こす虞がある。このため、S nの含有量は少ないほど好ましい。S nの含有量は、0.050%以下であることが好ましく、0.040%であることがより好ましく、0%であってもよい。しかし、S nの含有量を0.001%未満へ低減することは精錬コストの過度な増加を招くため、S nの含有量を0.001%以上としてもよい。

[0065] (S b : 0~0.050%)

S bは、S nと同様に、鋼板の原料としてスクラップを用いた場合に鋼板に含有され得る元素である。S bは、粒界に強く偏析して粒界の脆化及び延性の低下、ならびに冷間成形性の低下を招く虞がある。このため、S bの含有量は少ないほど好ましい。S bの含有量は、0.050%以下であることが好ましく、0.040%であることがより好ましく、0%であってもよい。しかし、S bの含有量を0.001%未満へ低減することは精錬コストの過度な増加を招くため、S bの含有量を0.001%以上としてもよい。

[0066] (A s : 0~0.050%)

A sは、S n、S bと同様に、鋼板の原料としてスクラップを用いた場合に鋼板に含有され得る元素である。A sは、粒界に強く偏析する元素であり、冷間成形性の低下を招く虞がある。このため、A sの含有量は少ないほど好ましい。A sの含有量は、0.050%以下であることが好ましく、0.040%以下であることがより好ましく、0%であってもよい。しかし、A sの含有量を0.001%未満へ低減することは精錬コストの過度な増加を招くため、A sの含有量を0.001%以上としてもよい。

[0067] (M g : 0~0.050%)

M gは、硫化物や酸化物の形態を制御し、鋼板の曲げ成形性の向上に寄与する元素である。この効果は微量であっても得ることができる。M gの含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、M gの含有量が0.0001%以上であることが好ましい。しかし、M gの含有量が多すぎると、粗大な介在物の形成による冷間成形性の低下を引き起こす虞がある。このため、

Mgの含有量は、0.050%以下であることが好ましく、0.040%以下であることがより好ましい。

[0068] (Ca : 0~0.050%)

Caは、Mgと同様に、微量で硫化物の形態を制御できる元素である。Caの含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Caの含有量は0.001%以上であることが好ましい。しかし、Caの含有量が多すぎると、粗大なCa酸化物が生成され、当該Ca酸化物が冷間成形時に割れ発生の起点となり得る。このため、Caの含有量は、0.050%以下であることが好ましく、0.030%以下であることがより好ましい。

[0069] (Zr : 0~0.050%)

Zrは、Mg、Caと同様に、微量で硫化物の形態を制御できる元素である。Zrの含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Zrの含有量は0.001%以上であることが好ましい。しかし、Zrの含有量が多すぎると、粗大なZr酸化物が生成され、冷間成形性が低下する虞がある。このため、Zrの含有量は、0.050%以下であることが好ましく、0.040%以下であることがより好ましい。

[0070] (REM : 0~0.100%)

REMとは、Rare Earth Metal (希土類元素)である。REMは、微量であっても硫化物の形態制御に有効な元素である。REMの含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、REMの含有量は0.001%以上であることが好ましい。しかし、REMの含有量が多すぎると、粗大なREM酸化物が生成され、加工性や耐破断特性が低下する虞がある。このため、REMの含有量は、0.100%以下であることが好ましく、0.050%以下であることがより好ましい。ここでREMとは、スカンジウム (Sc)、イットリウム (Y) の2元素と、ランタン (La) からルテチウム (Lu) までの15元素 (ランタノイド) の総称を指す。また本実施形態でいう「REM」とは、これら希土類元素から選択される1種以上で構成されるものであり、「REMの含有量」とは、希土類元素の合計量である。

[0071] 本実施形態に係る鋼板の成分組成において、上記元素を除く残部は、Fe及び不純物である。不純物は、鋼原料から及び／又は製鋼過程で混入し、本実施形態に係る鋼板の特性を阻害しない範囲で、存在が許容される元素であり、また当該鋼板に対して意図的に添加した成分でないものと意味する元素である。

[0072] 本実施形態に係る鋼板の板厚は、特定の範囲に限定されないが、強度や汎用性、製造性を考慮すると、0.3～6.0mmが好ましい。

[0073] 次に、本実施形態に係る鋼板の製造方法について説明する。本実施形態の鋼板の製造方法は、製鋼工程－熱間圧延工程－巻取工程－保持工程－冷却工程－冷間圧延工程－焼鈍工程（連続焼鈍工程）の各工程を含む。また、冷却工程と冷間圧延工程との間に酸洗工程を有していてもよい。各工程の製造条件については、本発明の効果を損なわない範囲で適宜決定してよいが、結晶粒径、平均アスペクト比および界面のMn濃度の制御の観点から、特に、熱間圧延工程および連続焼鈍工程それぞれの条件を適切に制御することが重要である。

以下、製造方法の各工程および条件について詳述する。

[0074] まず、上記で説明した本実施形態に係る鋼板の成分組成を有する鑄造スラブ（以下、単にスラブとも称する。）を、

（a-1）熱間圧延の最終仕上げスタンドにおけるスラブ温度を900℃以下、

（a-2）熱間圧延の最終仕上げスタンドの板厚減少率を30%以上、として熱間圧延を施し（熱間圧延工程）、

（a-3）熱間圧延後の熱延鋼板を、450℃以上、650℃以下の温度域（巻取温度）で巻き取り（巻取工程）、

（a-4）巻取工程後の熱延鋼板を、巻取温度から（巻取温度－50）℃の温度域において保持時間（停留時間）が8時間以内となるよう保持し（保持工程）、

（a-5）上記保持工程後から300℃まで、前記熱延鋼板を0.10℃／

秒以上の平均冷却速度で冷却して（冷却工程）、

（a-6）前記冷却工程後の前記熱延鋼板を、酸洗して中間鋼板とし（酸洗工程）、

（b）前記酸洗後の前記中間鋼板を、20%以上80%以下の板厚減少率で冷間圧延に供して冷延鋼板とし（冷間圧延工程）、

（c-1）前記冷延鋼板を、露点-80℃以上20℃以下の雰囲気下で、

（c-2）740℃以上900℃以下まで加熱し、

（c-3）60秒以上保持（停留）させる焼鈍工程を施す。

なお、

（d）（c-1）～（c-3）に記載する焼鈍工程において、鋼板の表裏面に亜鉛、アルミニウム、マグネシウムまたはそれらの合金を含む被膜層を形成する被膜層形成工程を施してもよい。

なお、（a-6）酸洗工程は任意の工程であり、酸洗工程を行わない場合には（a-5）冷却工程を経た鋼板を中間鋼板とする。

[0075] 本実施形態に係る鋼板は、耐破断特性を高めるために、冷間圧延に次いで焼鈍した金属組織を微細かつ等軸粒にするとともに、フェライトとマルテンサイト界面のMn濃度を制御する。このような金属組織に制御するためには、冷間圧延前の熱間圧延組織を均一微細に制御することが有効であり、そのためには、熱間圧延の最終仕上げスタンド（以下、単に最終スタンドとも称す。）の温度と板厚減少率を制御することが重要である。すなわち、熱間圧延によってあらかじめ組織を均一微細なものとしておくことが重要であり、それにより界面のMn濃度を制御できる。そしてその結果、強度、成形性及び耐破断特性を高水準で両立しうる鋼板を製造することができる。

加えて、最終スタンドでの圧延後の巻取温度や巻取工程以降の冷却速度も重要となる。一般的に、巻き取り開始から室温付近まで冷却する工程においては、炭化物が生成される。ここで生成された炭化物は、焼鈍工程における加熱段階で溶解し、オーステナイトの核生成サイトとなる。したがって、焼鈍後の金属組織を微細かつ等軸粒にするためには、焼鈍工程開始時に炭化物

が均一分散し、それらが加熱段階で溶解する必要がある。この炭化物の溶解に対して、炭化物中のMnやCrなどの合金元素の濃度が重要となり大きな影響を及ぼす。一般に、これらの合金元素は炭化物中に濃化することが知られており、合金元素が濃化するほど後の焼鈍工程において炭化物が溶けにくくなる。たとえば、炭化物中のMn濃度が3質量%を超えると顕著に溶解しにくくなる。このような炭化物中への合金元素の濃化は、巻き取り開始から室温付近までの熱履歴に依存するため、この温度履歴も適切に制御する必要がある。

[0076] [熱間圧延工程]

(a-1) 熱間圧延の最終スタンドにおけるスラブの温度：900℃以下  
前述のように、焼鈍工程後のフェライトおよびベイナイトの粒径を微細化するためには、熱間圧延後の金属組織（熱間圧延組織）を微細にする必要がある。本実施形態における熱間圧延工程は、複数の圧延スタンドに連続してスラブを通過させて圧延を行う。熱間圧延の最終スタンドにおけるスラブの温度を900℃以下にすることで、熱間圧延時に再結晶粒の核生成サイトを多量に分散でき、熱間圧延組織を微細にすることができる。これにより、焼鈍後の組織の粒径を制御することが可能となる。熱間圧延の最終スタンドにおけるスラブの温度が900℃超では、熱間圧延組織が粗大かつ混粒となり、さらに焼鈍工程後の組織も粗大化し、その結果、耐破断特性が劣化する。熱間圧延の最終スタンドにおけるスラブの温度は、好ましくは、900℃未満、より好ましくは890℃以下、さらに好ましくは、880℃以下である。最終スタンドにおけるスラブの温度の下限値は特に規定しないが、過度に低くすると圧延荷重の増大による生産性の低下とともに、圧延中での鋼板の破断を招くおそれがある。そのため、600℃以上としてよい。

[0077] (a-2) 熱間圧延の最終スタンドにおける板厚減少率：30%以上

熱間圧延の最終スタンドにおける板厚減少率は、最終スタンドにおけるスラブの温度と同様に、焼鈍工程後のフェライトおよびベイナイトの粒径の微細化に寄与する。板厚減少率が30%以上であることで、熱間圧延時に再結

晶粒の核生成サイトを均一多量に分散することができ、熱間圧延組織を微細にすることができる。これにより、焼鈍後の組織の粒径を制御することが可能となる。最終スタンドにおける板厚減少率が30%未満では、この効果は十分に得られない。熱間圧延の最終スタンドにおける板厚減少率は、好ましくは、40%以上である。最終スタンドにおける板厚減少率の上限値は特に規定しないが、60%よりも大きくしても熱間圧延組織の微細化の効果が飽和することに加え、圧延荷重の増加によって設備負荷が過度に高まる。そのため、最終スタンドにおける板厚減少率は60%以下とすることが好ましい。

[0078] 仕上げ圧延の開始温度：1100℃以下

本実施形態の熱間圧延工程では、上記のとおり、再結晶を活用して、熱間圧延組織を微細化させる。この観点から、熱間圧延工程が、粗圧延工程と、最終仕上げスタンドでの圧延を含む仕上げ圧延工程とを有し、仕上げ圧延工程の圧延開始温度を1100℃以下とすることが好ましい。

熱間圧延工程では、通常、粗圧延の後に仕上げ圧延が行われる。本実施形態の仕上げ圧延では、仕上げ圧延の開始温度を1100℃以下とすることが好ましい。一般的に、仕上げ圧延における板厚減少率（特に、最終スタンドにおける板厚減少率）を過度に高めると、金属組織が圧延方向に伸長されるため、微細かつ等軸の熱間圧延組織を得ることは困難であることが知られている。しかし、仕上げ圧延開始温度を比較的低くした上で仕上げ圧延を実施することで、圧延中、歪の蓄積が促進されるため、最終的な組織として微細組織を安定して得ることができる。つまり、仕上げ圧延の開始温度を低めに設計することで、仕上げ圧延の最終スタンドにおいて板厚減少率の比較的大きな大圧下圧延を実施した場合でも、圧延方向への組織の伸長をより抑制でき、かつ、微細かつ等軸な組織をより安定して得ることができる。このような観点から、仕上げ圧延の開始温度は、好ましくは1100℃以下であり、より好ましくは1060℃以下であり、さらに好ましくは1030℃以下である。仕上げ圧延の開始温度の下限値は特に規定されないが、過度に低下され

ると鋼板が割れるおそれがあるため、950℃以上としてよい。

[0079] [巻取工程]

(a-3) 巻取温度：450℃以上、650℃以下

熱間圧延後の鋼板（熱延鋼板）を、450℃以上、650℃以下の温度域で巻き取る。

巻取温度が650℃を超えると、パーライト変態が進行し、粗大な炭化物を含むパーライトが不均一に生成するため、前述のように焼鈍工程で炭化物が溶解しにくくなる。溶解しないまま残存した炭化物は、オーステナイトの核生成サイトとして十分に機能しないため、焼鈍後組織が粗大かつ混粒となり、その結果、耐破断特性が劣化する。また、巻取温度が650℃を超えると、前記の同理由により、焼鈍後組織の平均アスペクト比が増大するおそれもある。一方、巻取温度が450℃未満になると、熱延板強度が過大となり、冷延負荷が高まるため、生産性が劣化する。巻取温度は好ましくは、480℃以上、600℃以下である。

[0080] [保持工程]

(a-4) 巻取温度から（巻取温度－50）℃の温度域での保持時間：8時間以内

巻取温度から（巻取温度－50）℃までの温度域での保持時間（停留時間）は、炭化物へのMnなどの元素の濃化に影響を及ぼす。当該温度域での保持時間が長すぎると、炭化物へのMnなどの元素の濃化が促進されるため、前述のように焼鈍後組織の粒径が粗大かつ混粒となり耐破断特性が劣化する。また、保持時間が8時間超では、炭化物中にMnなどの元素が濃化され、焼鈍後組織の平均アスペクト比が増大するおそれがあるため、保持時間は8時間以内とする。保持時間は、好ましくは6時間以内である。一方、熱延鋼板の組織においてパーライト等の比較的軟質な組織へ変態する時間を確保し、冷延性を向上させる観点で、保持時間を30分以上とすることが好ましい。

なお、保持時間の始期は巻取りの完了時とする。保持の方法としては、例

例えば、巻き取ったコイルに断熱材を巻きつける方法、保温用の箱を被せる方法等の、保温する方法が挙げられる。

上記の保温する方法（例えば、コイルに断熱材を巻きつける方法、保温用の箱を被せる方法等）は、前述の巻取工程を実施後、ただちに実施することが好ましい。巻取工程後、熱延コイルを巻き取ったままで長時間放置すると、熱延コイルの幅方向の端部の温度が過度に低下し、熱延コイルの中の温度分布が不均一となるおそれがある。そのため、巻取工程後、20分以内に上記の保温する方法を実施することが好ましい。より好ましくは、15分以内、さらに好ましくは、10分以内である。

#### [0081] [冷却工程]

(a-5) 上記保持工程後から300℃までの平均冷却速度：0.10℃/秒以上

保持工程後から300℃までの平均冷却速度も、炭化物へのMnやCrなどの元素濃化に影響を及ぼす。保持工程後から300℃までの温度域での平均冷却速度が小さすぎると、炭化物へのMnなどの元素の濃化が促進されるため、前述のように焼鈍後組織の粒径が粗大かつ混粒となり耐破断特性が劣化する。また、平均冷却速度が0.10℃/秒未満では、炭化物中にMnなどの元素が濃化され、焼鈍後組織の平均アスペクト比が増大するおそれがあるため、平均冷却速度は0.10℃/秒以上とする。平均冷却速度は、好ましくは、0.50℃/秒以上である。一方、急速に冷却すると鋼板の板厚方向に生じる温度差の影響で鋼板の平坦度が損なわれるため、平均冷却速度は、50℃/秒以下とすることが好ましい。

なお、平均冷却速度とは、保持工程終了時から300℃までの鋼板の温度降下幅を、保持工程終了時から300℃までの冷却所要時間で除した値とする。

#### [0082] [酸洗工程]

(a-6) 冷却工程後の熱延鋼板を酸洗し中間鋼板とする。

前述の冷却工程後の熱延鋼板を酸洗し中間鋼板とする。酸洗工程の条件に

特に制約は特にはない。例えば、酸洗は、一回でもよいし、必要に応じ複数回に分けて行ってもよい。なお、上記のとおり本実施形態において酸洗工程は任意の工程であり、酸洗工程を行わない場合には、(a-5)冷却工程を経た鋼板を中間鋼板とする。

[0083] [冷間圧延工程]

(b) 中間鋼板を、20%以上80%以下の板厚減少率で冷間圧延に供して冷延鋼板（以下、鋼板）とする。

冷間圧延は、20%以上、80%以下の板厚減少率で行う。板厚減少率が20%未満では、鋼板中のひずみ蓄積が不十分となり、焼鈍時のオーステナイトの核生成サイトが不均一となる。これにより、焼鈍後の粒径が粗大となったり、混粒となる。さらに、オーステナイトの核生成サイトが不均一となると、アスペクト比が大きくなるおそれがある。これらにより、耐破断特性が劣化する。板厚減少率が80%超では、冷延荷重が過大となり、生産性が劣化する。したがって、板厚減少率は20%以上、80%以下とする。好ましくは、30%以上80%以下である。冷間圧延の方法には制約がなく、適宜、圧延パスの回数、パス毎の圧下率を設定すればよい。

[0084] 冷間圧延によって得られた鋼板は、連続焼鈍に供される。

上述したように、フェライトとマルテンサイトの界面近傍のMn濃度の分布状態、すなわち $\Delta Mn$ は、当該連続焼鈍時に制御される。連続焼鈍における加熱時には、旧オーステナイト粒界あるいは、フェライト／オーステナイト界面にMnが濃化している。冷却過程で、オーステナイトからフェライトが生成するが、この時、鋼板全体である面積率の分のフェライトが生成するとした場合、1つの結晶粒の界面移動量は、加熱時の平均結晶粒径が微細であるほど小さい。つまり、連続焼鈍前の平均結晶粒径を予め微細にしておくことにより、冷却過程における結晶粒1つあたりの界面移動量を小さく抑えることができるため、冷却開始前の界面に濃化した領域と、フェライトが生成してからの界面の距離が近くなる。一般に、粒界は粒内と比較して、拡散が速いことから、Mnが濃化した領域が粒界に近いほどMnは粒界拡散によ

り拡散しやすくなる。本発明者らは、このように連続焼鈍における冷却時の界面移動量を制御することで、冷却工程でMn濃化部を拡散させ、フェライトとマルテンサイトの界面のMn濃度、すなわち前述の $\Delta Mn$ を低減できることを見出した。

[0085] [焼鈍工程（連続焼鈍工程）]

(c-1) 前記冷延鋼板を、露点 $-80^{\circ}\text{C}$ 以上、 $20^{\circ}\text{C}$ 以下の雰囲気下で熱処理（焼鈍工程）に供する。

連続焼鈍時の炉内の露点は、 $-80^{\circ}\text{C}$ 以上 $20^{\circ}\text{C}$ 以下とする。露点が $-80^{\circ}\text{C}$ 未満だと高度な炉内雰囲気制御が必要となり、製造性の低下とともにコストの上昇を引き起こす。好ましい露点の下限は、 $-70^{\circ}\text{C}$ 以上、 $-60^{\circ}\text{C}$ 以上、 $-50^{\circ}\text{C}$ 以上または $-40^{\circ}\text{C}$ 以上である。また、脱炭層の形成を目的としない場合の好ましい露点の上限は、 $-15^{\circ}\text{C}$ 以下または $-20^{\circ}\text{C}$ 以下である。また、鋼板表層に脱炭層を形成する場合、表層の炭素濃度は露点に影響される。脱炭層を十分に形成するためには、炉内の露点を高めることが好ましい。この観点から、脱炭層を形成する場合の露点は、 $-15^{\circ}\text{C}$ 超であることが好ましい。露点温度が $-15^{\circ}\text{C}$ 超であることで、脱炭が進行しやすく、表層の炭素濃度は低下する。これにより、鋼板の曲げ性は向上する。脱炭層を形成する場合の好ましい露点の下限は、 $-10^{\circ}\text{C}$ 以上である。一方、露点が $20^{\circ}\text{C}$ 超では、脱炭が過度に進行し、鋼板強度の低下を招く。したがって、露点は $20^{\circ}\text{C}$ 以下とする。好ましい露点の上限は $15^{\circ}\text{C}$ 以下、または $5^{\circ}\text{C}$ 以下である。

[0086] (c-2)  $740^{\circ}\text{C}$ 以上 $900^{\circ}\text{C}$ 以下の温度域まで加熱する。

焼鈍工程における加熱温度は、金属組織の面積率に影響する。加熱温度が $740^{\circ}\text{C}$ 未満では、加熱時のオーステナイトの生成量が少ないため、焼鈍後のマルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの面積率が $40\%$ 未満となり、引張強度が低く（例えば、 $900\text{MPa}$ 未満）なる。また、加熱温度が $740^{\circ}\text{C}$ 未満の場合、焼鈍後組織の平均アスペクト比が増大するおそれもある。加熱温度が $900^{\circ}\text{C}$ 超では、金属組織が粗大化し、耐破断特性が劣化する。

したがって、加熱温度は、740℃以上900℃以下とする。好ましくは、780℃以上850℃以下である。

[0087] (c-3) 60秒以上保持(停留)させる。

加熱時の前記加熱温度における保持時間(停留時間)は、加熱時のオーステナイトの生成量に寄与し、焼鈍後のマルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの面積率に影響を及ぼす。停留時間が60秒未満では、十分にオーステナイトが生成せず、焼鈍後のマルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの面積率が40%未満となり、引張強度が低く(例えば、900MPa未満)となる。好ましくは、70秒以上、より好ましくは80秒以上である。停留時間の上限は特に規定されないが、生産性の観点から、1800秒以下としてよい。

[0088] (d) 前記(c-1)～(c-3)に記載する焼鈍工程において、鋼板の表裏面に亜鉛、アルミニウム、マグネシウムまたはそれらの合金を含む被膜層を形成する被膜層形成工程を施す。

焼鈍工程では、鋼板の表裏面に亜鉛、アルミニウム、マグネシウムまたはそれらの合金を含む被膜層(例えば、めっき層、合金化めっき層)を形成する工程を施してもよい。また、焼鈍工程以降も電気めっきなどの方法で、被膜層を形成してもよい。

## 実施例

[0089] 以下、実施例によって本発明をより詳細に説明するが、本発明はこれらの実施例に何ら限定されるものではない。

[0090] <実施例1>

表1A～表1Cに記載の成分組成を有する種々のスラブを材料とし、表2A～表2Dに記載の種々の製造条件に従って、種々の鋼板(板厚:1.4mm)を製造した。なお、冷却工程と冷間圧延工程との間に酸洗を行った。表1A～表1Cにおいて、空欄は、対応する元素がスラブに意図的に添加されなかった場合、もしくは対応する元素の含有量が、本実施形態に規定の有効数字(最小桁までの数値)において、0%であった場合を意味する。また、

各スラブの成分の単位は質量%であり、その残部は鉄及び不純物であった。

[0091] なお、表中において、発明範囲外の値、及び合否基準に満たなかった値には下線を付した。また、表2A～表2D中の「めっきの有無」とは、連続焼鈍工程において溶融亜鉛めっきを施したか否かを示しており、「合金化の有無」とは、溶融亜鉛めっきの後に合金化処置を施したか否かを示している。

[0092]

[表1A]

成分	成分組成(質量%)、残部:Fe及び不純物							備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	
Aa	0.07	0.5	2.7	0.003	0.0012	0.020	0.001	発 明 例
Ab	0.07	1.2	2.8	0.004	0.0034	0.020	0.004	
Ac	0.08	0.7	2.5	0.001	0.0020	0.010	0.003	
Ad	0.09	1.0	2.8	0.003	0.0013	0.030	0.003	
Ae	0.12	1.5	2.2	0.002	0.0033	0.140	0.002	
Af	0.10	0.4	2.7	0.001	0.0032	0.180	0.003	
Ag	0.12	0.5	2.6	0.003	0.0025	0.160	0.003	
Ah	0.10	1.5	2.7	0.002	0.0006	0.170	0.001	
Ai	0.12	0.5	2.5	0.001	0.0002	0.030	0.003	
Aj	0.12	1.0	2.8	0.003	0.0027	0.040	0.003	
Ak	0.10	0.8	3.0	0.001	0.0015	0.090	0.001	
Al	0.11	1.2	2.7	0.003	0.0030	0.110	0.002	
Am	0.12	0.5	2.7	0.002	0.0033	0.190	0.001	
An	0.12	0.7	2.5	0.003	0.0001	0.160	0.004	
Ao	0.14	0.3	2.7	0.003	0.0004	0.120	0.002	
Ap	0.15	1.0	2.7	0.002	0.0032	0.300	0.001	
Aq	0.15	1.5	1.5	0.002	0.0010	0.100	0.001	
Ar	0.09	1.6	1.7	0.001	0.0017	0.080	0.002	
As	0.09	0.8	2.3	0.003	0.0017	0.060	0.001	
At	0.10	1.1	2.5	0.000	0.0007	0.190	0.003	
Au	0.13	1.6	2.0	0.001	0.0015	0.120	0.001	
Av	0.13	0.4	1.9	0.002	0.0013	0.030	0.000	
Aw	0.15	0.3	2.2	0.003	0.0017	0.090	0.001	
Ax	0.08	0.4	2.5	0.002	0.0036	0.040	0.000	
Ay	0.12	1.4	2.2	0.002	0.0039	0.160	0.002	
Az	0.13	0.7	1.9	0.004	0.0006	0.140	0.003	
Aaa	0.09	1.0	2.0	0.002	0.0030	0.170	0.002	
Aab	0.10	1.2	2.1	0.000	0.0036	0.002	0.001	
Aac	0.14	0.5	1.6	0.001	0.0029	0.020	0.003	
Aad	<u>0.05</u>	0.8	2.5	0.012	0.0021	0.022	0.002	
Aae	<u>0.17</u>	0.8	2.5	0.006	0.0031	0.021	0.004	
Aaf	0.12	<u>2.3</u>	2.5	0.002	0.0066	0.014	0.003	
Aag	0.12	0.6	<u>1.2</u>	0.013	0.0123	0.043	0.007	
Aah	0.12	0.6	<u>3.5</u>	0.014	0.0096	0.077	0.010	
Aai	0.12	0.6	2.5	<u>0.030</u>	0.0076	0.019	0.009	
Aaj	0.12	0.6	2.5	0.008	<u>0.0400</u>	0.023	0.011	
Aak	0.12	0.6	2.5	0.012	0.0088	<u>1.300</u>	0.018	
Aal	0.12	0.6	2.5	0.017	0.0124	0.039	<u>0.050</u>	
Aam	0.12	0.6	2.5	0.020	0.0138	0.056	0.009	

[0093]

[表1B]

成分	成分組成(質量%)、残部:Fe及び不純物									備考
	Co	Ni	Mo	Cr	O	Ti	B	Nb	V	
Aa					0.0020					
Ab				0.300	0.0010			0.03		
Ac				0.400	0.0010	0.02	0.0020			
Ad					0.0030	0.02	0.0010			
Ae				0.500	0.0010			0.03		
Af					0.0030				0.100	
Ag			0.200		0.0010		0.0020			
Ah					0.0030					
Ai				0.300	0.0020			0.02		
Aj					0.0010					
Ak			0.100		0.0010					
Al				0.300	0.0040	0.02	0.0020			
Am					0.0010					
An					0.0020					
Ao	0.100		0.100		0.0030					
Ap					0.0030			0.05		
Aq		0.200			0.0020					
Ar			0.010	0.400	0.0020	0.02				
As				0.200	0.0040	0.03				
At			0.010		0.0010				0.300	
Au		0.060			0.0000		0.0010			
Av					0.0020					
Aw		0.110		1.300	0.0010	0.10			0.100	
Ax					0.0010		0.0010			
Ay					0.0030			0.40		
Az			0.800		0.0010	0.40				
Aaa					0.0020			0.03		
Aab		0.160			0.0010					
Aac	0.100	0.050		1.800	0.0020	0.02	0.0020		0.200	
Aad					0.0023					
Aae					0.0011					
Aaf					0.0200					
Aag					0.0024					
Aah					0.0018					
Aai					0.0035					
Aaj					0.0082					
Aak					0.0021					
Aal					0.0100					
Aam					0.0400					

[0094]

[表1C]

成分	成分組成(質量%)、残部:Fe及び不純物										備考	
	Cu	W	Ta	Sn	Sb	As	Mg	Ca	Zr	REM		
Aa												発 明 例
Ab												
Ac												
Ad												
Ae												
Af												
Ag												
Ah												
Ai					0.020							
Aj												
Ak												
Al	0.1											
Am			0.020									
An												
Ao				0.020								
Ap									0.030			
Aq	0.2											
Ar		0.010		0.042		0.010		0.003		0.050		
As			0.010		0.010				0.010			
At												
Au						0.021		0.003				
Av												
Aw		0.010					0.010	0.009				
Ax	0.4								0.026			
Ay						0.041						
Az			0.010		0.030			0.042				
Aaa				0.033				0.025				
Aab												
Aac			0.080	0.021	0.010		0.038	0.002	0.020	0.010		
Aad												
Aae												
Aaf												
Aag												
Aah												
Aai												
Aaj												
Aak												
Aal												
Aam												
												比 較 例

[0095]

[表2A]

試験 No.	成分	熱間圧延工程			巻取工程	保持工程	冷却工程	備考
		仕上げ圧延 開始温度 (°C)	最終スタンド 温度 (°C)	最終スタンド 板厚減少率 (%)	巻取温度 (°C)	保持時間 (hr)	平均 冷却速度 (°C/s)	
A1	Aa	1061	853	38	643	7	0.7	発 明 例
A2	Aa	1088	876	50	515	8	0.5	
A3	Aa	1039	859	35	600	3	0.4	
A4	Ab	1029	858	36	590	7	0.3	
A5	Ab	1003	877	51	545	5	0.4	
A6	Ab	1058	890	44	618	4	0.3	
A7	Ac	1043	882	52	595	3	0.3	
A8	Ac	1039	875	44	562	5	1.3	
A9	Ad	1046	845	51	545	6	0.4	
A10	Ae	1068	845	34	573	6	0.7	
A11	Af	1020	833	51	487	2	4.5	
A12	Ag	1028	880	47	601	2	0.8	
A13	Ag	1037	849	44	521	3	0.4	
A14	Ah	999	859	42	601	3	0.5	
A15	Ai	1054	852	47	506	5	10.2	
A16	Aj	1036	857	39	489	4	0.9	
A17	Ak	1057	830	44	511	2	0.9	
A18	Ak	1019	849	42	502	4	0.9	
A19	Al	1056	880	42	614	7	0.8	
A20	Al	1052	866	38	554	7	0.6	
A21	Am	1034	880	45	535	2	0.4	
A22	An	1057	875	35	564	6	0.7	
A23	Ao	1027	891	49	502	4	0.9	
A24	Ap	1058	884	49	543	2	0.2	
A25	Aq	1048	849	39	517	4	0.9	
A26	Ar	1035	865	49	514	7	0.5	
A27	As	1018	842	33	595	5	0.8	
A28	At	1060	873	40	468	4	0.5	
A29	Au	1046	886	48	510	2	0.5	
A30	Av	1045	862	36	528	4	0.7	
A31	Aw	1028	859	49	502	6	0.3	
A32	Ax	1018	845	35	517	5	0.8	
A33	Ay	1044	836	43	566	5	0.6	
A34	Az	1025	844	37	596	3	0.3	
A35	Aaa	1045	841	46	624	5	0.7	
A36	Aab	1018	880	42	568	5	0.2	
A37	Aac	969	879	50	578	2	0.6	

[0096]

[表2B]

試験 No.	成分	熱間圧延工程			巻取工程	保持工程	冷却工程	備考
		仕上げ圧延 開始温度 (°C)	最終スタンド 温度 (°C)	最終スタンド 板厚減少率 (%)	巻取温度 (°C)	保持時間 (hr)	平均 冷却速度 (°C/s)	
A38	Aad	-	892	41	611	4	0.4	比較例
A39	Aae	-	886	38	639	4	0.7	
A40	Aaf	-	892	41	621	4	1.0	
A41	Aag	-	837	31	570	6	0.6	
A42	Aah	-	869	42	599	6	0.4	
A43	Aai	-	855	32	571	5	0.7	
A44	Aaj	-	858	52	535	5	0.3	
A45	Aak	-	850	43	482	2	0.9	
A46	Aal	-	878	45	501	3	0.5	
A47	Aam	-	875	34	567	7	0.2	
A48	Aa	-	<u>910</u>	39	643	5	0.5	比較例
A49	Aa	-	853	<u>18</u>	643	5	0.8	
A50	Aa	-	853	39	<u>433</u>	5	0.6	
A51	Aa	-	853	39	<u>672</u>	6	0.6	
A52	Ag	-	849	44	521	<u>9</u>	0.8	
A53	Ag	-	849	44	521	3	<u>0.08</u>	
A54	Ak	-	830	44	511	2	0.4	
A55	Ak	-	830	44	511	6	0.1	
A56	Al	1051	866	38	554	5	0.6	発明例
A57	Al	-	866	38	554	3	0.6	比較例
A58	Al	-	866	38	554	5	0.6	
A59	Al	-	866	38	554	4	0.6	

[0097]

[表2C]

試験 No.	冷間圧延工程	連続焼鈍工程					備考
	板厚減少率 (%)	露点 (°C)	加熱温度 (°C)	保持時間 (s)	めっきの 有無	合金化の 有無	
A1	66	-27	782	265	有	有	発 明 例
A2	57	-38	787	220	有	無	
A3	59	-25	799	131	無	無	
A4	36	-29	850	270	有	有	
A5	31	-15	856	145	無	無	
A6	57	-27	837	169	有	無	
A7	32	-15	831	125	無	無	
A8	70	-23	803	93	有	有	
A9	42	-18	856	140	無	無	
A10	37	-37	823	286	有	有	
A11	30	-27	760	101	無	無	
A12	66	-32	799	112	有	有	
A13	72	-37	788	157	有	有	
A14	33	-20	854	182	有	無	
A15	52	-29	823	215	無	無	
A16	42	-39	823	208	有	有	
A17	38	-19	847	191	無	無	
A18	67	-15	793	183	無	無	
A19	40	-32	853	102	有	有	
A20	35	-27	831	73	有	有	
A21	42	-15	811	117	無	無	
A22	63	-38	810	96	無	無	
A23	42	-36	814	224	有	有	
A24	52	-19	836	201	有	有	
A25	46	-31	803	103	無	無	
A26	50	-28	821	199	有	有	
A27	34	-40	839	160	無	無	
A28	35	-27	793	128	無	無	
A29	73	-15	832	204	有	有	
A30	63	-24	811	75	有	有	
A31	50	-17	788	195	有	有	
A32	61	-32	785	244	有	有	
A33	43	-22	859	285	有	有	
A34	55	-23	829	204	有	有	
A35	30	-34	771	168	有	有	
A36	33	-39	753	100	無	無	
A37	49	-19	824	167	無	無	

[0098]

[表2D]

試験 No.	冷間圧延工程	連続焼鈍工程					備考	
	板厚減少率 (%)	露点 (°C)	加熱温度 (°C)	保持時間 (s)	めっきの 有無	合金化の 有無		
A38	48	-31	870	293	無	無	比較例	
A39	75	-17	812	141	有	有		
A40	69	-17	858	227	有	有		
A41	63	-16	819	67	無	無		
A42	61	-23	794	240	無	無		
A43	40	-26	850	179	有	有		
A44	56	-36	817	130	有	無		
A45	25	-32	783	202	有	有		
A46	74	-31	840	231	有	有		
A47	76	-31	819	85	有	無		
A48	61	-36	840	198	有	無	比較例	
A49	36	-35	830	242	有	無		
A50	43	-33	835	275	無	無		
A51	72	-26	801	116	有	無		
A52	39	-24	786	184	有	有		
A53	43	-26	802	192	有	有		
A54	<u>10</u>	-23	790	94	有	有		
A55	<u>90</u>	-34	823	237	有	無		
A56	35	-15	868	132	有	有		発明例
A57	35	-22	<u>720</u>	200	無	無		比較例
A58	35	-36	<u>930</u>	200	無	無		
A59	35	-20	800	<u>40</u>	無	無		

[0099] これら鋼板の表面から板厚の  $1/4$  の位置を中心とする  $1/8 \sim 3/8$  厚の範囲（板厚  $1/4$  部）における金属組織（フェライト、ベイナイト、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、パーライトおよび残留オーステナイト（残留  $\gamma$ ））、板厚  $1/4$  部における、フェライトおよびベイナイトにおける結晶粒の総数  $N_T$  に対し、面積が  $3 \mu m^2$  以下であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の個数  $N_3$  の割合（ $N_3/N_T$ ）、フェライトおよびベイナイトにおける結晶粒の総数  $N_T$  に対し、面積が  $30 \mu m^2$  以上であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の個数  $N_{30}$  の割合（ $N_{30}/N_T$ ）、フェライトとマルテンサイトの界面から、該界面に対して垂直方向かつフェライト粒内側に向かって  $1.0 \mu m$  位置の Mn 濃度  $[Mn_{1.0}]$  と  $0.5 \mu m$  までの領域における Mn 濃度の最大値  $[Mn_{0.5}]$  との差  $\Delta Mn$ （ $[Mn_{0.5}] - [Mn_{1.0}]$ ）

）、板厚1／4部における面積が $3\mu\text{m}^2$ 以下であるフェライト及びベイナイトの平均アスペクト比を評価し、表3A、表3Bに記載した。これらの評価は、上述した方法に準じて実施した。

[0100] さらに、これら鋼板の引張強度（TS1）、均一伸び（ $uE1$ ）、局部伸び（ $lE1$ ）及び打ち抜き穴を有する引張試験片の引張強度（TS2）を評価し、表3C、表3Dに記載した。これらの評価方法は以下の通りである。

[0101] 鋼板の引張強度（TS1）の評価は、長手方向が鋼板の圧延方向に直角となるように、JIS5号試験片を鋼板から採取し、JIS Z 2241：2011に準拠して引張試験を行うことにより実施した。引張強さ（TS1）が890MPa以上（好ましくは900MPa以上）である鋼板を、引張強度に関して合格と判断した。

[0102] 鋼板の伸び（ $uE1$ 、 $lE1$ ）の評価も、長手方向が鋼板の圧延方向に直角となるように、JIS5号試験片を鋼板から採取し、JIS Z 2241：2011に準拠して引張試験を行うことにより実施した。均一伸び（ $uE1$ ）5.5%以上、局部伸び（ $lE1$ ）3.2%以上である鋼板を、成形性に関して合格と判断した。

[0103] 打ち抜き穴を有する引張試験片の引張強度（TS2）の評価は、長手方向が鋼板の圧延方向に直角となるように、JIS5号試験片を鋼板から採取し、平行部の中心にクリアランス10%で10mm $\phi$ の穴を打ち抜き、JIS Z 2241：2011に準拠して引張試験を行うことにより実施した。得られたTS2から、 $TS2/TS1$ を求め、0.50以上であるものを耐破断特性に関し合格と判断した。

[0104]

[表3A]

試験 No.	成分	組織比率(面積率)			組織の特徴				備考
		フェライト及び ベイナイト (%)	マルテンサイト 及び焼戻し マルテンサイト (%)	パーライト 及び 残留 $\gamma$ (%)	$N_3/N_T$ (%)	$N_{30}/N_T$ (%)	平均 アスペクト 比	$\Delta Mn$ (mass%)	
A1	Aa	55	45	0	73	1	1.5	0.42	発 明 例
A2	Aa	59	41	0	83	0	1.8	0.38	
A3	Aa	51	49	0	45	2	1.8	0.72	
A4	Ab	37	63	0	53	2	1.2	0.58	
A5	Ab	33	67	0	81	0	1.1	0.46	
A6	Ab	45	55	0	54	2	1.5	0.58	
A7	Ac	36	64	0	79	1	1.3	0.46	
A8	Ac	55	45	0	77	1	1.7	0.44	
A9	Ad	23	77	0	91	0	1.4	0.40	
A10	Ae	51	40	9	41	3	1.2	0.76	
A11	Af	55	45	0	94	0	1.3	0.38	
A12	Ag	42	58	0	79	1	1.8	0.38	
A13	Ag	48	52	0	83	0	1.6	0.38	
A14	Ah	30	70	0	85	0	1.3	0.36	
A15	Ai	31	69	0	88	0	1.6	0.36	
A16	Aj	39	61	0	68	1	1.4	0.50	
A17	Ak	22	78	0	76	1	1.3	0.46	
A18	Ak	54	46	0	81	0	1.5	0.44	
A19	Al	25	75	0	55	2	1.2	0.64	
A20	Al	38	62	0	49	2	1.1	0.70	
A21	Am	30	70	0	69	1	1.3	0.48	
A22	An	36	64	0	48	2	1.5	0.62	
A23	Ao	25	75	0	69	1	1.4	0.48	
A24	Ap	22	78	0	73	1	1.2	0.42	
A25	Aq	49	42	9	77	1	1.2	0.44	
A26	Ar	49	41	10	68	1	1.6	0.44	
A27	As	30	70	0	54	2	1.4	0.60	
A28	At	58	42	0	48	2	1.4	0.62	
A29	Au	43	57	0	63	1	1.5	0.50	
A30	Av	33	67	0	57	2	1.3	0.52	
A31	Aw	57	43	0	84	0	1.0	0.40	
A32	Ax	55	45	0	54	2	1.3	0.56	
A33	Ay	47	53	0	79	1	1.1	0.46	
A34	Az	39	61	0	72	1	1.5	0.50	
A35	Aaa	55	45	0	82	0	1.2	0.46	
A36	Aab	55	45	0	49	2	1.4	0.62	
A37	Aac	47	53	0	81	0	1.4	0.42	

[0105]

[表3B]

試験 No.	成分	組織比率(面積率)			組織の特徴				備考
		フェライト及び ベイナイト (%)	マルテンサイト 及び焼戻し マルテンサイト (%)	パーライト 及び 残留 $\gamma$ (%)	$N_3/N_T$ (%)	$N_{30}/N_T$ (%)	平均 アスペクト 比	$\Delta Mn$ (mass%)	
A38	Aad	<u>73</u>	<u>27</u>	0	41	3	1.2	0.82	比較例
A39	Aae	<u>9</u>	<u>91</u>	0	47	2	1.6	0.68	
A40	Aaf	45	55	0	76	1	1.8	0.48	
A41	Aag	58	<u>34</u>	8	45	2	1.3	0.72	
A42	Aah	<u>5</u>	<u>95</u>	0	67	1	1.7	0.46	
A43	Aai	12	88	0	63	1	1.5	0.54	
A44	Aaj	35	65	0	82	0	1.5	0.46	
A45	Aak	23	77	0	76	1	1.1	0.48	
A46	Aal	18	82	0	73	1	1.9	0.48	
A47	Aam	32	68	0	69	1	1.8	0.52	
A48	Aa	25	75	0	<u>38</u>	3	1.7	0.78	
A49	Aa	31	69	0	<u>29</u>	3	1.1	<u>1.10</u>	
A50	Aa	冷延荷重増大により冷延できず							
A51	Aa	50	50	0	<u>38</u>	<u>13</u>	2.3	0.82	
A52	Ag	49	51	0	76	<u>8</u>	2.1	0.46	
A53	Ag	40	60	0	78	<u>6</u>	2.2	0.42	
A54	Ak	56	44	0	<u>23</u>	4	2.3	<u>1.28</u>	
A55	Ak	冷延荷重増大により冷延できず							発明例
A56	Al	16	84	0	51	2	1.2	0.34	
A57	Al	<u>100</u>	<u>0</u>	0	100	0	5.0	0.34	比較例
A58	Al	<u>0</u>	<u>100</u>	0	<u>0</u>	5	-		
A59	Al	56	37	7	48	3	1.4	0.53	

[0106]

[表3C]

試験 No.	特性					備考
	引張強度 TS1 (MPa)	均一伸び uEI (%)	局部伸び IEI (%)	引張強度 TS2 (MPa)	TS2/TS1	
A1	976	9.9	6.2	757	0.78	発 明 例
A2	988	9.4	6.4	821	0.83	
A3	1016	11.4	3.6	613	0.60	
A4	1069	9.4	4.3	703	0.66	
A5	1082	8.2	5.1	864	0.80	
A6	1041	10.1	4.3	679	0.65	
A7	1098	8.6	5.0	863	0.79	
A8	1040	9.8	5.6	799	0.77	
A9	1178	7.3	4.9	1018	0.86	
A10	1113	10.5	3.7	667	0.60	
A11	1091	9.2	6.9	973	0.89	
A12	1219	8.4	5.7	996	0.82	
A13	1201	8.6	6.1	1006	0.84	
A14	1197	7.1	5.8	1040	0.87	
A15	1258	7.4	5.6	1100	0.87	
A16	1236	9.1	4.7	891	0.72	
A17	1219	7.7	4.5	941	0.77	
A18	1117	9.6	5.6	883	0.79	
A19	1239	8.8	3.6	814	0.66	
A20	1197	9.9	3.9	759	0.63	
A21	1265	8.4	4.6	931	0.74	
A22	1235	9.8	3.8	781	0.63	
A23	1348	8.1	4.3	990	0.73	
A24	1382	7.3	4.9	1090	0.79	
A25	1192	9.1	5.8	941	0.79	
A26	968	9.4	5.4	717	0.74	
A27	1162	9.1	3.8	756	0.65	
A28	1103	11.2	4.5	696	0.63	
A29	1256	9.4	4.7	884	0.70	
A30	1289	8.8	4.4	880	0.68	
A31	1286	8.8	6.7	1100	0.86	
A32	1036	10.6	4.9	689	0.66	
A33	1202	9.1	5.6	958	0.80	
A34	1267	9.2	4.6	930	0.73	
A35	1025	10.6	6.3	816	0.80	
A36	980	13.8	5.5	622	0.63	
A37	1278	8.9	5.7	1032	0.81	

[0107]

[表3D]

試験 No.	特性					備考
	引張強度 TS1 (MPa)	均一伸び uEl (%)	局部伸び lEl (%)	引張強度 TS2 (MPa)	TS2/TS1	
A38	<u>669</u>	14.9	5.3	391	0.58	比較例
A39	1414	10.1	3.5	670	<u>0.47</u>	
A40	1213	9.6	4.8	555	<u>0.46</u>	
A41	<u>836</u>	11.8	4.6	591	0.71	
A42	1211	9.4	<u>1.2</u>	527	<u>0.44</u>	
A43	1312	7.7	3.5	531	<u>0.40</u>	
A44	1242	8.6	4.8	576	<u>0.46</u>	
A45	1279	7.8	4.5	533	<u>0.42</u>	
A46	1293	7.9	3.9	579	<u>0.45</u>	
A47	1256	9.1	4.1	526	<u>0.42</u>	
A48	1107	9.6	<u>2.9</u>	542	<u>0.49</u>	
A49	1087	10.3	<u>2.8</u>	504	<u>0.46</u>	
A50	冷延荷重増大により冷延できず					
A51	1021	11.8	<u>3.1</u>	502	<u>0.49</u>	
A52	1199	9.8	5.0	499	<u>0.42</u>	
A53	1233	8.9	5.0	532	<u>0.43</u>	
A54	1113	7.2	<u>2.3</u>	487	<u>0.44</u>	
A55	冷延荷重増大により冷延できず					
A56	901	8.4	3.2	688	0.76	発明例
A57	<u>450</u>	<u>4.0</u>	<u>0.2</u>	212	<u>0.47</u>	比較例
A58	1335	<u>4.2</u>	<u>2.3</u>	611	<u>0.46</u>	
A59	<u>853</u>	<u>4.5</u>	3.4	558	0.65	

[0108] 成分組成、製造条件ともに満足する発明例（試験No. A1～A37、A56）は、金属組織の組織比率、組織の特徴および特性のいずれも発明の範囲内となり、成形性及び耐破断特性を高水準で両立しうる鋼板を得られることが分かった。

一方、成分組成、製造条件のいずれか一方でも発明の範囲を満たさなかった比較例（試験No. A38～A55、A57～A59）は、組織比率、組織の特徴の少なくともいずれかが発明の範囲を外れてしまい、結果、いずれかの特性が劣化してしまった。

[0109] 試験No. A38～A47は、成分組成が発明の範囲を外れた比較例であるが、各特性のいずれかが劣化してしまった。

試験No. A48～A55、A57～A59は、製造方法における各条件

のうちいずれかが発明の範囲を外れた比較例である。

[0110] 試験No. A48は、熱間圧延の最終スタンドの温度が高すぎたため、 $N_3/N_T$ を十分に確保できず、結果、打ち抜き端面の延性の指標であるTS2/TS1および局部伸びが劣化してしまった。

試験No. A49は、熱間圧延の最終スタンドにおける板厚減少率が小さすぎたため、熱間圧延時に再結晶粒の核生成サイトを均一多量に分散することができず、焼鈍後組織の微細化が不十分となり、 $N_3/N_T$ を十分に確保できず、さらに $\Delta Mn$ も増大してしまった。その結果、TS2/TS1および局部伸びが劣化してしまった。

試験No. A50は、巻取温度が低すぎたため、熱延板の強度が顕著に高くなり、冷延荷重の増大を招き、冷間圧延ができなかった。

試験No. A51は、巻取温度が高すぎたため、 $N_3/N_T$ を十分に確保できず、さらに $N_{30}/N_T$ が高くなってしまい、結果、TS2/TS1および局部伸びが劣化してしまった。

試験No. A52は、保持工程の保持時間が長すぎたため、炭化物中へのMnなどの元素の濃化が促進され、焼鈍後組織の粒径が粗大かつ混粒となり、 $N_{30}/N_T$ が高くなってしまい、結果、TS2/TS1が劣化してしまった。

試験No. A53は、冷却工程の平均冷却速度が小さすぎたため、炭化物中へのMnなどの元素の濃化が促進され、焼鈍後組織の粒径が粗大かつ混粒となり、 $N_{30}/N_T$ が高くなってしまい、結果、TS2/TS1が劣化してしまった。

[0111] 試験No. A54は、冷間圧延工程における板厚減少率が小さすぎたため、鋼板中のひずみ蓄積が不十分となり、焼鈍時のオーステナイトの核生成サイトが不均一となり、焼鈍後の粒径が粗大かつ混粒となり、 $N_3/N_T$ を十分に確保できず、さらに $\Delta Mn$ も増大してしまった。その結果、TS2/TS1および局部伸びが劣化してしまった。

試験No. A55は、冷間圧延工程における板厚減少率が大きすぎたため

、冷延不可能となってしまった。

[0112] 試験No. A57は、焼鈍工程の加熱温度が低すぎたため、加熱時のオーステナイト量が少なく、焼鈍後のマルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトを確保できなかった。結果、引張強度TS1が大幅に低下した上、均一伸びおよび局部伸びともに劣化してしまった。

試験No. A58は、焼鈍工程の加熱温度が高すぎたため、焼鈍後のフェライトおよびベイナイトを確保できなかった。結果、マルテンサイトの面積率が過剰に高くなり、TS2/TS1、均一伸びおよび局部伸びが劣化してしまった。

試験No. A59は、焼鈍工程における保持時間が短すぎたため、十分にオーステナイトが生成せず、更に未溶解の炭化物がオーステナイト中に残存し、焼鈍後のマルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの面積率が40%未満となるとともにそれぞれのマルテンサイトの延性が未溶解炭化物により低下するため、引張強度TS1および均一伸びが劣化してしまった。

[0113] <実施例2>

次に、鋼板表層に脱炭層を形成する場合について説明する。

上記実施例1と同様に、表4A～表4Cに記載の成分組成を有する種々のスラブを材料とし、表5A～表5Dに記載の種々の製造条件に従って、種々の鋼板（板厚：1.4mm）を製造した。なお、冷却工程と冷間圧延工程との間に酸洗を行った。表4A～表4Cにおいて、空欄は、対応する元素がスラブに意図的に添加されなかった場合、もしくは対応する元素の含有量が、本実施形態に規定の有効数字（最小桁までの数値）において、0%であった場合を意味する。また、各スラブの成分の単位は質量%であり、その残部は鉄及び不純物であった。

[0114] なお、各表中において、発明範囲外の値、及び合否基準に満たなかった値には下線を付した。また、表5A～表5D中の「めっきの有無」とは、連続焼鈍工程において溶融亜鉛めっきを施したか否かを示しており、「合金化の有無」とは、溶融亜鉛めっきの後に合金化処置を施したか否かを示している

[0115] [表4A]

成分	成分組成(質量%)、残部:Fe及び不純物							備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	
Ba	0.07	0.5	2.7	0.003	0.0012	0.020	0.001	発 明 例
Bb	0.07	1.2	2.8	0.004	0.0034	0.020	0.004	
Bc	0.08	0.7	2.5	0.001	0.0020	0.010	0.003	
Bd	0.09	1.0	2.8	0.003	0.0013	0.030	0.003	
Be	0.12	1.5	2.2	0.002	0.0033	0.140	0.002	
Bf	0.10	0.4	2.7	0.001	0.0032	0.180	0.003	
Bg	0.12	0.5	2.6	0.003	0.0025	0.160	0.003	
Bh	0.10	1.5	2.7	0.002	0.0006	0.170	0.001	
Bi	0.12	0.5	2.5	0.001	0.0002	0.030	0.003	
Bj	0.12	1.0	2.8	0.003	0.0027	0.040	0.003	
Bk	0.10	0.8	3.0	0.001	0.0015	0.090	0.001	
Bl	0.11	1.2	2.7	0.003	0.0030	0.110	0.002	
Bm	0.12	0.5	2.7	0.002	0.0033	0.190	0.001	
Bn	0.12	0.7	2.5	0.003	0.0001	0.160	0.004	
Bo	0.14	0.3	2.7	0.003	0.0004	0.120	0.002	
Bp	0.15	1.0	2.7	0.002	0.0032	0.300	0.001	
Bq	0.15	1.5	1.5	0.002	0.0010	0.100	0.001	
Br	0.09	1.6	1.7	0.001	0.0017	0.080	0.002	
Bs	0.09	0.8	2.3	0.003	0.0017	0.060	0.001	
Bt	0.10	1.1	2.5	0.000	0.0007	0.190	0.003	
Bu	0.13	1.6	2.0	0.001	0.0015	0.120	0.001	
Bv	0.13	0.4	1.9	0.002	0.0013	0.030	0.000	
Bw	0.15	0.3	2.2	0.003	0.0017	0.090	0.001	
Bx	0.08	0.4	2.5	0.002	0.0036	0.040	0.000	
By	0.12	1.4	2.2	0.002	0.0039	0.160	0.002	
Bz	0.13	0.7	1.9	0.004	0.0006	0.140	0.003	
Baa	0.09	1.0	2.0	0.002	0.0030	0.170	0.002	
Bab	0.10	1.2	2.1	0.000	0.0036	0.002	0.001	
Bac	0.14	0.5	1.6	0.001	0.0029	0.020	0.003	
Bad	<u>0.05</u>	0.8	2.5	0.012	0.0021	0.022	0.002	
Bae	<u>0.17</u>	0.8	2.5	0.006	0.0031	0.021	0.004	
Baf	0.12	<u>2.3</u>	2.5	0.002	0.0066	0.014	0.003	
Bag	0.12	0.6	<u>1.2</u>	0.013	0.0123	0.043	0.007	
Bah	0.12	0.6	<u>3.5</u>	0.014	0.0096	0.077	0.010	
Bai	0.12	0.6	2.5	<u>0.030</u>	0.0076	0.019	0.009	
Baj	0.12	0.6	2.5	0.008	<u>0.0400</u>	0.023	0.011	
Bak	0.12	0.6	2.5	0.012	0.0088	<u>1.300</u>	0.018	
Bal	0.12	0.6	2.5	0.017	0.0124	0.039	<u>0.050</u>	
Bam	0.12	0.6	2.5	0.020	0.0138	0.056	0.009	

[0116]

[表4B]

成分	成分組成(質量%)、残部:Fe及び不純物									備考
	Co	Ni	Mo	Cr	O	Ti	B	Nb	V	
Ba					0.0020					発 明 例
Bb				0.300	0.0010			0.03		
Bc				0.400	0.0010	0.02	0.0020			
Bd					0.0030	0.02	0.0010			
Be				0.500	0.0010			0.03		
Bf					0.0030				0.100	
Bg			0.200		0.0010		0.0020			
Bh					0.0030					
Bi				0.300	0.0020			0.02		
Bj					0.0010					
Bk			0.100		0.0010					
Bl				0.300	0.0040	0.02	0.0020			
Bm					0.0010					
Bn					0.0020					
Bo	0.100		0.100		0.0030					
Bp					0.0030			0.05		
Bq		0.200			0.0020					
Br			0.010	0.400	0.0020	0.02				
Bs				0.200	0.0040	0.03				
Bt			0.010		0.0010				0.300	
Bu		0.060			0.0000		0.0010			
Bv					0.0020					
Bw		0.110		1.300	0.0010	0.10			0.100	
Bx					0.0010		0.0010			
By					0.0030			0.40		
Bz			0.800		0.0010	0.40				
Baa					0.0020			0.03		
Bab		0.160			0.0010					
Bac	0.100	0.050		1.800	0.0020	0.02	0.0020		0.200	
Bad					0.0023					
Bae					0.0011					
Baf					0.0200					
Bag					0.0024					
Bah					0.0018					
Bai					0.0035					
Baj					0.0082					
Bak					0.0021					
Bal					0.0100					
Bam					<u>0.0400</u>					

[0117]

[表4C]

成分	成分組成(質量%)、残部:Fe及び不純物										備考
	Cu	W	Ta	Sn	Sb	As	Mg	Ca	Zr	REM	
Ba											
Bb											
Bc											
Bd											
Be											
Bf											
Bg											
Bh											
Bi					0.020						
Bj											
Bk											
Bl	0.1										
Bm			0.020								
Bn											
Bo				0.020							
Bp									0.030		
Bq	0.2										
Br		0.010		0.042		0.010		0.003		0.050	
Bs			0.010		0.010				0.010		
Bt											
Bu						0.021		0.003			
Bv											
Bw		0.010					0.010	0.009			
Bx	0.4								0.026		
By						0.041					
Bz			0.010		0.030			0.042			
Baa				0.033				0.025			
Bab											
Bac			0.080	0.021	0.010		0.038	0.002	0.020	0.010	
Bad											
Bae											
Baf											
Bag											
Bah											
Bai											
Baj											
Bak											
Bal											
Bam											

発明例

比較例

[表5A]

試験 No.	成分	熱間圧延工程			巻取工程	保持工程	冷却工程	備考
		仕上げ圧延 開始温度 (°C)	最終スタンド 温度 (°C)	最終スタンド 板厚減少率 (%)	巻取温度 (°C)	保持時間 (hr)	平均 冷却速度 (°C/s)	
B1	Ba	1092	853	38	643	7	0.7	発 明 例
B2	Ba	1046	876	50	515	8	0.5	
B3	Ba	1020	859	35	600	3	0.4	
B4	Bb	1044	858	36	590	7	0.3	
B5	Bb	1052	877	51	545	5	0.4	
B6	Bb	1044	890	44	618	4	0.3	
B7	Bc	1039	882	52	595	3	0.3	
B8	Bc	1031	875	44	562	5	1.3	
B9	Bd	1067	845	51	545	6	0.4	
B10	Be	1029	845	34	573	6	0.7	
B11	Bf	1046	833	51	487	2	4.5	
B12	Bg	1068	880	47	601	2	0.8	
B13	Bg	1057	849	44	521	3	0.4	
B14	Bh	1042	859	42	601	3	0.5	
B15	Bi	1050	852	47	506	5	10.2	
B16	Bj	1033	857	39	489	4	0.9	
B17	Bk	993	830	44	511	2	0.9	
B18	Bk	1062	849	42	502	4	0.9	
B19	Bl	1056	880	42	614	7	0.8	
B20	Bl	1061	866	38	554	7	0.6	
B21	Bm	1056	880	45	535	2	0.4	
B22	Bn	1012	875	35	564	6	0.7	
B23	Bo	1001	891	49	502	4	0.9	
B24	Bp	1066	884	49	543	2	0.2	
B25	Bq	1057	849	39	517	4	0.9	
B26	Br	1048	865	49	514	7	0.5	
B27	Bs	1045	842	33	595	5	0.8	
B28	Bt	1036	873	40	468	4	0.5	
B29	Bu	1028	886	48	510	2	0.5	
B30	Bv	986	862	36	528	4	0.7	

[0119]

[表5B]

試験 No.	成分	熱間圧延工程			巻取工程	保持工程	冷却工程	備考	
		仕上げ圧延 開始温度 (°C)	最終スタンド 温度 (°C)	最終スタンド 板厚減少率 (%)	巻取温度 (°C)	保持時間 (hr)	平均 冷却速度 (°C/s)		
B31	Bw	1010	859	49	502	6	0.3	発 明 例	
B32	Bx	1034	845	35	517	5	0.8		
B33	By	1029	836	43	566	5	0.6		
B34	Bz	1055	844	37	596	3	0.3		
B35	Baa	1034	841	46	624	5	0.7		
B36	Bab	1046	880	42	568	5	0.2		
B37	Bac	1013	879	50	578	2	0.6		
B38	Bad	—	892	41	611	4	0.4	比 較 例	
B39	Bae	—	886	38	639	4	0.7		
B40	Baf	—	892	41	621	4	1.0		
B41	Bag	—	837	31	570	6	0.6		
B42	Bah	—	869	42	599	6	0.4		
B43	Bai	—	855	32	571	5	0.7		
B44	Baj	—	858	52	535	5	0.3		
B45	Bak	—	850	43	482	2	0.9		
B46	Bal	—	878	45	501	3	0.5		
B47	Bam	—	875	34	567	7	0.2		
B48	Ba	—	<u>910</u>	39	643	5	0.5	比 較 例	
B49	Ba	—	853	<u>18</u>	643	5	0.8		
B50	Ba	—	853	39	<u>433</u>	5	0.6		
B51	Ba	—	853	39	<u>672</u>	6	0.6		
B52	Bg	—	849	44	521	<u>9</u>	0.8		
B53	Bg	—	849	44	521	3	<u>0.08</u>		
B54	Bk	—	830	44	511	2	0.4		
B55	Bk	—	830	44	511	6	0.1		
B56	Bl	1055	866	38	554	7	0.6		発 明 例
B57	Bl	1050	866	38	554	5	0.6		発 明 例
B58	Bl	—	866	38	554	3	0.6	比 較 例	
B59	Bl	—	866	38	554	5	0.6		
B60	Bl	—	866	38	554	4	0.6		

[0120]

[表5C]

試験 No.	冷間圧延工程	連続焼鈍工程					備考
	板厚減少率 (%)	露点 (°C)	加熱 温度 (°C)	保持 時間 (s)	めっきの 有無	合金化の 有無	
B1	66	0	782	265	有	有	発 明 例
B2	57	-14	787	220	有	無	
B3	59	14	799	131	無	無	
B4	36	-9	850	270	有	有	
B5	31	13	856	145	無	無	
B6	57	-9	837	169	有	無	
B7	32	9	831	125	無	無	
B8	70	-7	803	93	有	有	
B9	42	12	856	140	無	無	
B10	37	-14	823	286	有	有	
B11	30	11	760	101	無	無	
B12	66	11	799	112	有	有	
B13	72	-10	788	157	有	有	
B14	33	-11	854	182	有	無	
B15	52	6	823	215	無	無	
B16	42	5	823	208	有	有	
B17	38	13	847	191	無	無	
B18	67	8	793	183	無	無	
B19	40	8	853	102	有	有	
B20	35	-5	831	73	有	有	
B21	42	5	811	117	無	無	
B22	63	0	810	96	無	無	
B23	42	5	814	224	有	有	
B24	52	0	836	201	有	有	
B25	46	15	803	103	無	無	
B26	50	2	821	199	有	有	
B27	34	-9	839	160	無	無	
B28	35	-3	793	128	無	無	
B29	73	-14	832	204	有	有	
B30	63	-6	811	75	有	有	

[0121]

[表5D]

試験 No.	冷間圧延工程	連続焼鈍工程					備考	
	板厚減少率 (%)	露点 (°C)	加熱 温度 (°C)	保持 時間 (s)	めっきの 有無	合金化の 有無		
B31	50	2	788	195	有	有	発 明 例	
B32	61	14	785	244	有	有		
B33	43	-5	859	285	有	有		
B34	55	-8	829	204	有	有		
B35	30	-6	771	168	有	有		
B36	33	-13	753	100	無	無		
B37	49	0	824	167	無	無		
B38	48	-3	870	293	無	無	比 較 例	
B39	75	-9	812	141	有	有		
B40	69	0	858	227	有	有		
B41	63	-9	819	67	無	無		
B42	61	8	794	240	無	無		
B43	40	5	850	179	有	有		
B44	56	7	817	130	有	無		
B45	25	6	783	202	有	有		
B46	74	-13	840	231	有	有		
B47	76	-5	819	85	有	無		
B48	61	-14	840	198	有	無	比 較 例	
B49	36	-13	830	242	有	無		
B50	43	-14	835	275	無	無		
B51	72	7	801	116	有	無		
B52	39	13	786	184	有	有		
B53	43	-10	802	192	有	有		
B54	<u>10</u>	-13	790	94	有	有		
B55	<u>90</u>	-13	823	237	有	無		
B56	35	-20	840	266	有	有		発 明 例
B57	35	20	868	132	有	有		発 明 例
B58	35	-5	<u>720</u>	200	無	無	比 較 例	
B59	35	-5	<u>930</u>	200	無	無		
B60	35	-5	800	<u>40</u>	無	無		

[0122] これら鋼板の表面から板厚の1/4の位置を中心とする1/8~3/8厚の範囲(板厚1/4部)における金属組織(フェライト、ベイナイト、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、パーライトおよび残留オーステナイト(残留 $\gamma$ ))、板厚1/4部における、フェライトおよびベイナイトにおけ

る結晶粒の総数 $N_T$ に対し、面積が $3\mu\text{m}^2$ 以下であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の個数 $N_3$ の割合( $N_3/N_T$ )、フェライトおよびベイナイトにおける結晶粒の総数 $N_T$ に対し、面積が $30\mu\text{m}^2$ 以上であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の個数 $N_{30}$ の割合( $N_{30}/N_T$ )、フェライトとマルテンサイトの界面から、該界面に対して垂直方向かつフェライト粒内側に向かって $1.0\mu\text{m}$ 位置のMn濃度と $0.5\mu\text{m}$ までの領域におけるMn濃度の最大値との差 $\Delta\text{Mn}$ 、板厚 $1/4$ 部における面積が $3\mu\text{m}^2$ 以下であるフェライト及びベイナイトの平均アスペクト比、および鋼板表面から板厚方向 $10\mu\text{m}$ 深さ位置の平均炭素濃度 $C_s$ (質量%)、鋼板表面から板厚方向 $1/4$ 深さの位置における平均炭素濃度 $C_{4t}$ (質量%)、 $C_s/C_{4t}$ を評価し、表6A~表6Dに記載した。これらの評価は、上述した方法に準じて実施した。

[0123] さらに、これら鋼板の引張強度(TS1)、均一伸び(uE1)、局部伸び(LE1)及び打ち抜き穴を有する引張試験片の引張強度(TS2)、曲げ性を評価し表6E、表6Fに記載した。これらの評価方法は以下の通りである。

[0124] 鋼板の引張強度(TS1)の評価は、長手方向が鋼板の圧延方向に直角となるように、JIS5号試験片を鋼板から採取し、JIS Z 2241:2011に準拠して引張試験を行うことにより実施した。引張強さ(TS1)が $890\text{MPa}$ 以上(好ましくは $900\text{MPa}$ 以上)である鋼板を、引張強度に関して合格と判断した。

[0125] 鋼板の伸び(uE1, LE1)の評価も、長手方向が鋼板の圧延方向に直角となるように、JIS5号試験片を鋼板から採取し、JIS Z 2241:2011に準拠して引張試験を行うことにより実施した。均一伸び(uE1)5.5%以上、局所伸び(LE1)3.2%以上(好ましくは3.3%以上)である鋼板を、成形性に関して合格と判断した。

[0126] 打ち抜き穴を有する引張試験片の引張強度(TS2)の評価は、長手方向が鋼板の圧延方向に直角となるように、JIS5号試験片を鋼板から採取し

、平行部の中心にクリアランス10%で10mmφの穴を打ち抜き、JIS Z 2241:2011に準拠して引張試験を行うことにより実施した。得られたTS2から、TS2/TS1を求め、0.50以上であるものを耐破断特性に関し合格と判断した。

[0127] 曲げ性の評価は、ドイツ自動車工業会で規定されたVDA基準（VDA 238-100）に準拠した曲げ試験により最大曲げ角度を求めて評価した。本実施例では、曲げ試験で得られる最大荷重時の変位をVDA基準で角度に変換し、最大曲げ角度 $\alpha$ （°）を求めた。最大曲げ角度 $\alpha$ が60.0°以上の場合、曲げ性に優れるより好ましい形態であると判定した。なお曲げ試験における試験片は、寸法：30mm×60mm（圧延方向に平行な辺を30mmとする）、板厚：1.4mm（1.4mm以下はVDA規格で決められている）とし、曲げ試験の測定条件は、曲げ稜線：圧延方向と平行な方向、ロール径：φ30mm、ポンチ形状：先端R=0.4mm、ロール間距離：3.3mm（なお規格では板厚×2+0.5mm）、押し込み速度：20mm/minとした。

[0128]

[表6A]

試験 No.	成分	組織比率(面積率)			備考
		フェライト及び ベイナイト (%)	マルテンサイト 及び焼戻し マルテンサイト (%)	パーライト 及び残留 $\gamma$ (%)	
B1	Ba	55	45	0	発 明 例
B2	Ba	59	41	0	
B3	Ba	51	49	0	
B4	Bb	37	63	0	
B5	Bb	33	67	0	
B6	Bb	45	55	0	
B7	Bc	36	64	0	
B8	Bc	55	45	0	
B9	Bd	23	77	0	
B10	Be	51	40	9	
B11	Bf	55	45	0	
B12	Bg	42	58	0	
B13	Bg	48	52	0	
B14	Bh	30	70	0	
B15	Bi	31	69	0	
B16	Bj	39	61	0	
B17	Bk	22	78	0	
B18	Bk	54	46	0	
B19	Bl	25	75	0	
B20	Bl	38	62	0	
B21	Bm	30	70	0	
B22	Bn	36	64	0	
B23	Bo	25	75	0	
B24	Bp	22	78	0	
B25	Bq	49	42	9	
B26	Br	49	41	10	
B27	Bs	30	70	0	
B28	Bt	58	42	0	
B29	Bu	43	57	0	
B30	Bv	33	67	0	

[0129]

[表6B]

試験 No.	成分	組織比率(面積率)			備考
		フェライト及び ベイナイト (%)	マルテンサイト 及び焼戻し マルテンサイト (%)	パーライト 及び残留 $\gamma$ (%)	
B31	Bw	57	43	0	発 明 例
B32	Bx	55	45	0	
B33	By	47	53	0	
B34	Bz	39	61	0	
B35	Baa	55	45	0	
B36	Bab	55	45	0	
B37	Bac	47	53	0	
B38	Bad	<u>73</u>	<u>27</u>	0	
B39	Bae	<u>9</u>	<u>91</u>	0	
B40	Baf	45	55	0	
B41	Bag	58	<u>34</u>	8	
B42	Bah	<u>5</u>	<u>95</u>	0	
B43	Bai	12	88	0	
B44	Baj	35	65	0	
B45	Bak	23	77	0	
B46	Bal	18	82	0	
B47	Bam	32	68	0	
B48	Ba	25	75	0	比 較 例
B49	Ba	31	69	0	
B50	Ba	冷延荷重増大により冷延できず			
B51	Ba	50	50	0	
B52	Bg	49	51	0	
B53	Bg	40	60	0	
B54	Bk	56	44	0	
B55	Bk	冷延荷重増大により冷延できず			
B56	Bl	33	67	0	発明例
B57	Bl	16	84	0	発明例
B58	Bl	<u>100</u>	<u>0</u>	0	比 較 例
B59	Bl	<u>0</u>	<u>100</u>	0	
B60	Bl	56	<u>37</u>	7	

[0130]

[表6C]

試験 No.	成分	組織の特徴				表層の特徴			備考
		N <sub>3</sub> /N <sub>T</sub> (%)	N <sub>30</sub> /N <sub>T</sub> (%)	平均 アスペクト比	ΔMn (mass%)	10μm位置の 平均炭素濃度 Cs (mass%)	板厚1/4位置の 平均炭素濃度 C4t (mass%)	Cs/C4t	
B1	Ba	73	1	1.5	0.42	0.0028	0.07	0.040	発 明 例
B2	Ba	83	0	1.8	0.38	0.0210	0.07	0.300	
B3	Ba	45	2	1.8	0.72	0.0014	0.07	0.020	
B4	Bb	53	2	1.2	0.58	0.0070	0.07	0.100	
B5	Bb	81	0	1.1	0.46	0.0014	0.07	0.020	
B6	Bb	54	2	1.5	0.58	0.0116	0.07	0.166	
B7	Bc	79	1	1.3	0.46	0.0023	0.08	0.028	
B8	Bc	77	1	1.7	0.44	0.0115	0.08	0.143	
B9	Bd	91	0	1.4	0.40	0.0021	0.09	0.023	
B10	Be	41	3	1.2	0.76	0.0240	0.12	0.200	
B11	Bf	94	0	1.3	0.38	0.0027	0.10	0.027	
B12	Bg	79	1	1.8	0.38	0.0032	0.12	0.026	
B13	Bg	83	0	1.6	0.38	0.0268	0.12	0.223	
B14	Bh	85	0	1.3	0.36	0.0290	0.10	0.290	
B15	Bi	88	0	1.6	0.36	0.0035	0.12	0.029	
B16	Bj	68	1	1.4	0.50	0.0037	0.12	0.031	
B17	Bk	76	1	1.3	0.46	0.0021	0.10	0.021	
B18	Bk	81	0	1.5	0.44	0.0027	0.10	0.027	
B19	Bl	55	2	1.2	0.64	0.0035	0.11	0.032	
B20	Bl	49	2	1.1	0.70	0.0127	0.11	0.116	
B21	Bm	69	1	1.3	0.48	0.0044	0.12	0.037	
B22	Bn	48	2	1.5	0.62	0.0069	0.12	0.058	
B23	Bo	69	1	1.4	0.48	0.0042	0.14	0.030	
B24	Bp	73	1	1.2	0.42	0.0068	0.15	0.045	
B25	Bq	77	1	1.2	0.44	0.0031	0.15	0.021	
B26	Br	68	1	1.6	0.44	0.0035	0.09	0.038	
B27	Bs	54	2	1.4	0.60	0.0153	0.09	0.170	
B28	Bt	48	2	1.4	0.62	0.0070	0.10	0.070	
B29	Bu	63	1	1.5	0.50	0.0390	0.13	0.300	
B30	Bv	57	2	1.3	0.52	0.0174	0.13	0.134	

[0131]

[表6D]

試験 No.	成分	組織の特徴				表層の特徴			備考	
		N <sub>3</sub> /N <sub>T</sub> (%)	N <sub>30</sub> /N <sub>T</sub> (%)	平均 アスペクト比	Δ Mn (mass%)	10μm位置の 平均炭素濃度 Cs (mass%)	板厚1/4位置の 平均炭素濃度 C4t (mass%)	Cs/C4t		
B31	Bw	84	0	1.0	0.40	0.0058	0.15	0.039	発 明 例	
B32	Bx	54	2	1.3	0.56	0.0015	0.08	0.019		
B33	By	79	1	1.1	0.46	0.0082	0.12	0.069		
B34	Bz	72	1	1.5	0.50	0.0161	0.13	0.124		
B35	Baa	82	0	1.2	0.46	0.0085	0.09	0.094		
B36	Bab	49	2	1.4	0.62	0.0160	0.10	0.160		
B37	Bac	81	0	1.4	0.42	0.0067	0.14	0.048		
B38	Bad	41	3	1.2	0.82	0.0027	0.05	0.054		
B39	Bae	47	2	1.6	0.68	0.0306	0.17	0.180	比 較 例	
B40	Baf	76	1	1.8	0.48	0.0052	0.12	0.044		
B41	Bag	45	2	1.3	0.72	0.0331	0.12	0.276		
B42	Bah	67	1	1.7	0.46	0.0030	0.12	0.025		
B43	Bai	63	1	1.5	0.54	0.0039	0.12	0.032		
B44	Baj	82	0	1.5	0.46	0.0037	0.12	0.031		
B45	Bak	76	1	1.1	0.48	0.0035	0.12	0.029		
B46	Bal	73	1	1.9	0.48	0.0408	0.12	0.340		
B47	Bam	69	1	1.8	0.52	0.0132	0.12	0.110	比 較 例	
B48	Ba	<u>38</u>	3	1.7	0.78	0.0530	0.07	0.757		
B49	Ba	<u>29</u>	3	1.1	<u>1.10</u>	0.0490	0.07	0.700		
B50	Ba	冷延荷重増大により冷延できず								
B51	Ba	<u>38</u>	<u>13</u>	2.3	0.82	0.0021	0.07	0.030		
B52	Bg	76	<u>8</u>	2.1	0.46	0.0024	0.12	0.020		
B53	Bg	78	<u>6</u>	2.2	0.42	0.0240	0.12	0.200		
B54	Bk	<u>23</u>	4	2.3	<u>1.28</u>	0.0700	0.10	0.700		
B55	Bk	冷延荷重増大により冷延できず							発 明 例	
B56	Bl	49	2	1.2	0.34	0.1100	0.11	1.000		
B57	Bl	51	2	1.2	0.34	0.00011	0.11	0.001		
B58	Bl	100	0	5.0	0.34	0.0084	0.11	0.076		比 較 例
B59	Bl	<u>0</u>	5	—	—	0.0085	0.11	0.077		
B60	Bl	48	3	1.4	0.53	0.0900	0.11	<u>0.818</u>		

[0132]

[表6E]

試験 No.	成分	特性						備考
		引張強度 TS1 (MPa)	均一伸び uEl (%)	局部伸び lEl (%)	引張強度 TS2 (MPa)	TS2/TS1	曲げ 角度 $\alpha$ (°)	
B1	Ba	970	9.9	6.2	757	0.78	94.8	発 明 例
B2	Ba	981	9.4	6.4	821	0.84	82.7	
B3	Ba	1007	11.4	3.6	613	0.61	102.9	
B4	Bb	1056	9.4	4.3	703	0.67	77.5	
B5	Bb	1069	8.2	5.1	864	0.81	96.1	
B6	Bb	1028	10.1	4.3	679	0.66	78.6	
B7	Bc	1093	8.6	5.0	863	0.79	86.2	
B8	Bc	1028	9.8	5.6	799	0.78	79.1	
B9	Bd	1172	7.3	4.9	1018	0.87	81.7	
B10	Be	1100	10.5	3.7	667	0.61	70.2	
B11	Bf	1079	9.2	6.9	973	0.90	88.5	
B12	Bg	1214	8.4	5.7	996	0.82	75.4	
B13	Bg	1193	8.6	6.1	1006	0.84	60.6	
B14	Bh	1183	7.1	5.8	1040	0.88	61.0	
B15	Bi	1248	7.4	5.6	1100	0.88	70.5	
B16	Bj	1223	9.1	4.7	891	0.73	71.7	
B17	Bk	1208	7.7	4.5	941	0.78	81.1	
B18	Bk	1104	9.6	5.6	883	0.80	86.0	
B19	Bl	1231	8.8	3.6	814	0.66	70.4	
B20	Bl	1191	9.9	3.9	759	0.64	62.9	
B21	Bm	1250	8.4	4.6	931	0.75	66.7	
B22	Bn	1230	9.8	3.8	781	0.64	63.5	
B23	Bo	1334	8.1	4.3	990	0.74	62.0	
B24	Bp	1375	7.3	4.9	1090	0.79	61.0	
B25	Bq	1180	9.1	5.8	941	0.80	83.9	
B26	Br	958	9.4	5.4	717	0.75	96.7	
B27	Bs	1148	9.1	3.8	756	0.66	65.7	
B28	Bt	1091	11.2	4.5	696	0.64	75.8	
B29	Bu	1245	9.4	4.7	884	0.71	60.1	
B30	Bv	1275	8.8	4.4	880	0.69	61.2	

[0133]

[表6F]

試験 No.	成分	特性						備考
		引張強度 TS1 (MPa)	均一伸び uEl (%)	局部伸び lEl (%)	引張強度 TS2 (MPa)	TS2/TS1	曲げ 角度 $\alpha$ (°)	
B31	Bw	1273	8.8	6.7	1100	0.86	63.8	発 明 例
B32	Bx	1028	10.6	4.9	689	0.67	102.4	
B33	By	1196	9.1	5.6	958	0.80	65.4	
B34	Bz	1256	9.2	4.6	930	0.74	60.4	
B35	Baa	1013	10.6	6.3	816	0.81	82.6	
B36	Bab	971	13.8	5.5	622	0.64	85.3	
B37	Bac	1266	8.9	5.7	1032	0.82	62.0	
B38	Bad	<u>669</u>	14.9	5.3	382	0.57	81.8	
B39	Bae	1414	10.1	3.5	661	<u>0.47</u>	42.7	比 較 例
B40	Baf	1213	9.6	4.8	549	<u>0.45</u>	59.1	
B41	Bag	<u>836</u>	11.8	4.6	582	0.70	56.7	
B42	Bah	1211	9.4	<u>1.2</u>	516	<u>0.43</u>	77.3	
B43	Bai	1312	7.7	3.5	522	<u>0.40</u>	63.3	
B44	Baj	1242	8.6	4.8	563	<u>0.45</u>	70.4	
B45	Bak	1279	7.8	4.5	521	<u>0.41</u>	68.1	
B46	Bal	1293	7.9	3.9	560	<u>0.43</u>	51.1	
B47	Bam	1256	9.1	4.1	513	<u>0.41</u>	58.2	
B48	Ba	1098	9.6	<u>2.9</u>	542	<u>0.49</u>	68.6	
B49	Ba	1076	10.3	<u>2.8</u>	500	<u>0.46</u>	71.0	
B50	Ba	冷延荷重増大により冷延できず						比 較 例
B51	Ba	1012	11.8	<u>3.1</u>	489	<u>0.48</u>	94.1	
B52	Bg	1189	9.8	5.0	499	<u>0.42</u>	83.7	
B53	Bg	1219	8.9	5.0	532	<u>0.44</u>	68.3	
B54	Bk	1099	7.2	<u>2.3</u>	476	<u>0.43</u>	68.6	
B55	Bk	冷延荷重増大により冷延できず						
B56	Bl	1173	9.5	3.7	694	0.59	58.3	発 明 例
B57	Bl	890	8.4	3.2	688	0.77	118.0	発 明 例
B58	Bl	<u>434</u>	<u>4.0</u>	<u>0.2</u>	212	<u>0.49</u>	119.0	比 較 例
B59	Bl	1312	<u>4.2</u>	<u>2.3</u>	608	<u>0.46</u>	38.0	
B60	Bl	<u>833</u>	<u>4.5</u>	3.4	538	0.65	45.5	

[0134] 成分組成、製造条件ともに満足する発明例（試験No. B1～B37、B56、57）は、金属組織の組織比率、組織の特徴、表層の特徴および特性のいずれも発明の範囲内となり、成形性及び耐破断特性を高水準で両立する鋼板を得られることが分かった。

一方、成分組成、製造条件のいずれか一方でも発明の範囲を満たさなかった比較例（試験N<sub>o</sub>. B38～B55、B58～B60）は、組織比率、組織の特徴の少なくともいずれかが発明の範囲を外れてしまい、結果、いずれかの特性が劣化してしまった。

[0135] 試験N<sub>o</sub>. B38～B47は、成分組成が発明の範囲を外れた比較例であるが、各特性のいずれかが劣化してしまった。

試験N<sub>o</sub>. B48～B55、B58～B60は、製造方法における各条件のうちいずれかが発明の範囲を外れた比較例である。

[0136] 試験N<sub>o</sub>. B48は、熱間圧延の最終スタンドの温度が高すぎたため、 $N_3/N_T$ を十分に確保できず、結果、打ち抜き端面の延性の指標である $TS2/TS1$ および局部伸びが劣化してしまった。

試験N<sub>o</sub>. B49は、熱間圧延の最終スタンドにおける板厚減少率が小さすぎたため、熱間圧延時に再結晶粒の核生成サイトを均一多量に分散することができず、焼鈍後組織の微細化が不十分となり、 $N_3/N_T$ を十分に確保できず、さらに $\Delta Mn$ も増大してしまった。その結果、 $TS2/TS1$ および局部伸びが劣化してしまった。

試験N<sub>o</sub>. B50は、巻取温度が低すぎたため、熱延板の強度が顕著に高くなり、冷延荷重の増大を招き、冷間圧延ができなかった。

試験N<sub>o</sub>. B51は、巻取温度が高すぎたため、 $N_3/N_T$ を十分に確保できず、さらに $N_{30}/N_T$ が高くなってしまい、結果、 $TS2/TS1$ および局部伸びが劣化してしまった。

試験N<sub>o</sub>. B52は、保持工程の保持時間が長すぎたため、炭化物中へのMnなどの元素の濃化が促進され、焼鈍後組織の粒径が粗大かつ混粒となり、 $N_{30}/N_T$ が高くなってしまい、結果、 $TS2/TS1$ が劣化してしまった。

試験N<sub>o</sub>. B53は、冷却工程の平均冷却速度が小さすぎたため、炭化物中へのMnなどの元素の濃化が促進され、焼鈍後組織の粒径が粗大かつ混粒となり、 $N_{30}/N_T$ が高くなってしまい、結果、 $TS2/TS1$ が劣化してし

まった。

[0137] 試験No. B54は、冷間圧延工程における板厚減少率が小さすぎたため、鋼板中のひずみ蓄積が不十分となり、焼鈍時のオーステナイトの核生成サイトが不均一となり、焼鈍後の粒径が粗大かつ混粒となり、 $N_3/N_T$ を十分に確保できず、さらに $\Delta Mn$ も増大してしまった。その結果、 $TS2/TS1$ および局部伸びが劣化してしまった。

試験No. B55は、冷間圧延工程における板厚減少率が大きすぎたため、冷延不可能となってしまった。

[0138] 試験No. B58は、焼鈍工程の加熱温度が低すぎたため、加熱時のオーステナイト量が少なく、焼鈍後のマルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトを確保できなかった。結果、引張強度 $TS1$ が大幅に低下した上、均一伸びおよび局部伸びともに劣化してしまっ

た。試験No. B59は、焼鈍工程の加熱温度が高すぎたため、焼鈍後のフェライトおよびベイナイトを確保できなかった。結果、マルテンサイトの面積率が過剰に高くなり、 $TS2/TS1$ 、均一伸びおよび局部伸び、曲げ性が劣化してしまっ

た。試験No. B60は、焼鈍工程における保持時間が短すぎたため、十分にオーステナイトが生成せず、更に未溶解の炭化物がオーステナイト中に残存し、焼鈍後のマルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの面積率が40%未満となるとともにそれぞれのマルテンサイトの延性が未溶解炭化物により低下するため、引張強度 $TS1$ および均一伸びが劣化してしまっ

た。また、焼鈍工程における保持時間が短かったために脱炭層が十分に形成されず、 $C_s/C_{4t}$ が0.80を超えてしまい、結果、曲げ性に劣る結果となってしまっ

### 産業上の利用可能性

[0139] 本発明によれば、強度、成形性及び耐破断特性を高水準で両立しうる鋼板を得ることができる。

## 請求の範囲

[請求項1] 成分組成が、質量%で、

C : 0.07~0.15%、

Si : 0.01~2.0%、

Mn : 1.5~3.0%、

P : 0~0.020%、

S : 0~0.0200%、

Al : 0.001~1.000%、

N : 0~0.020%、

Co : 0~0.500%、

Ni : 0~1.000%、

Mo : 0~1.000%、

Cr : 0~2.000%、

O : 0~0.0200%、

Ti : 0~0.50%、

B : 0~0.0100%、

Nb : 0~0.50%、

V : 0~0.500%、

Cu : 0~0.5%、

W : 0~0.100%、

Ta : 0~0.100%、

Sn : 0~0.050%、

Sb : 0~0.050%、

As : 0~0.050%、

Mg : 0~0.050%、

Ca : 0~0.050%、

Zr : 0~0.050%、及び、

REM : 0~0.100%

を含有し、残部がF eおよび不純物からなり、

組織分率として、

フェライトおよびベイナイトの面積率は合計で10%以上、60%以下、マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの面積率は合計で40%以上、90%以下、パーライトおよび残留オーステナイトの面積率は合計で0%以上、10%以下であり、

前記フェライトおよび前記ベイナイトにおける結晶粒の総数に対し、面積が $3\mu\text{m}^2$ 以下であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の割合が40%以上であり、

面積が $30\mu\text{m}^2$ 以上であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の割合が5%以下であり、

前記フェライトと前記マルテンサイトの界面から、該界面に対して垂直方向かつ前記フェライト粒内側に向かって $1.0\mu\text{m}$ 位置のMn濃度と $0.5\mu\text{m}$ までの領域におけるMn濃度の最大値との差 $\Delta\text{Mn}$ が1.00質量%以内であることを特徴とする鋼板。

[請求項2]

前記面積が $3\mu\text{m}^2$ 以下であるフェライトおよびベイナイトの結晶粒の平均アスペクト比が1.0以上2.0以下であることを特徴とする、請求項1に記載の鋼板。

[請求項3]

鋼板表面から板厚方向 $10\mu\text{m}$ 深さ位置の平均炭素濃度が、鋼板表面から板厚方向 $1/4$ 深さの位置における平均炭素濃度の0.800倍以下であることを特徴とする、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項4]

前記成分組成が、質量%で、

C o : 0.010~0.500%、

N i : 0.010~1.000%、

M o : 0.010~1.000%、

C r : 0.001~2.000%、

O : 0.0001~0.0200%、

T i : 0.001~0.50%、

B : 0.0001~0.0100%、  
Nb : 0.001~0.50%、  
V : 0.001~0.500%、  
Cu : 0.001~0.5%、  
W : 0.001~0.100%、  
Ta : 0.001~0.100%、  
Sn : 0.001~0.050%、  
Sb : 0.001~0.050%、  
As : 0.001~0.050%、  
Mg : 0.0001~0.050%、  
Ca : 0.001~0.050%、  
Zr : 0.001~0.050%、及び、  
REM : 0.001~0.100%

のうち、1種または2種以上を含有することを特徴とする、請求項1~3の何れか一項に記載の鋼板。

[請求項5]

質量%で、

C : 0.07~0.15%、  
Si : 0.01~2.0%、  
Mn : 1.5~3.0%、  
P : 0~0.020%、  
S : 0~0.0200%、  
Al : 0.001~1.000%、  
N : 0~0.020%、  
Co : 0~0.500%、  
Ni : 0~1.000%、  
Mo : 0~1.000%、  
Cr : 0~2.000%、  
O : 0~0.0200%、

Ti : 0 ~ 0.50%、  
B : 0 ~ 0.0100%、  
Nb : 0 ~ 0.50%、  
V : 0 ~ 0.500%、  
Cu : 0 ~ 0.5%、  
W : 0 ~ 0.100%、  
Ta : 0 ~ 0.100%、  
Sn : 0 ~ 0.050%、  
Sb : 0 ~ 0.050%、  
As : 0 ~ 0.050%、  
Mg : 0 ~ 0.050%、  
Ca : 0 ~ 0.050%、  
Zr : 0 ~ 0.050%、及び、  
REM : 0 ~ 0.100%

を含有し、残部がFeおよび不純物からなる成分組成を有するスラブを、最終仕上げスタンドにおいて、900℃以下の温度域で、かつ30%以上の板厚減少率で熱間圧延を施し熱延鋼板を得る熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後に、前記熱延鋼板を650℃以下、450℃以上の巻取温度で巻き取る巻取工程と、

前記巻取工程後の前記熱延鋼板を、前記巻取温度から（前記巻取温度-50）℃までの温度域において、保持時間を8時間以内として保持する保持工程と、

前記保持工程後の前記熱延鋼板を、300℃まで0.10℃/秒以上の平均冷却速度で冷却し、中間鋼板を得る冷却工程と、  
を有することを特徴とする、中間鋼板の製造方法。

[請求項6]

請求項5に記載の中間鋼板の製造方法によって製造された中間鋼板に対して、20%以上、80%以下の板厚減少率で冷間圧延を施して

冷延鋼板を得る冷間圧延工程と、

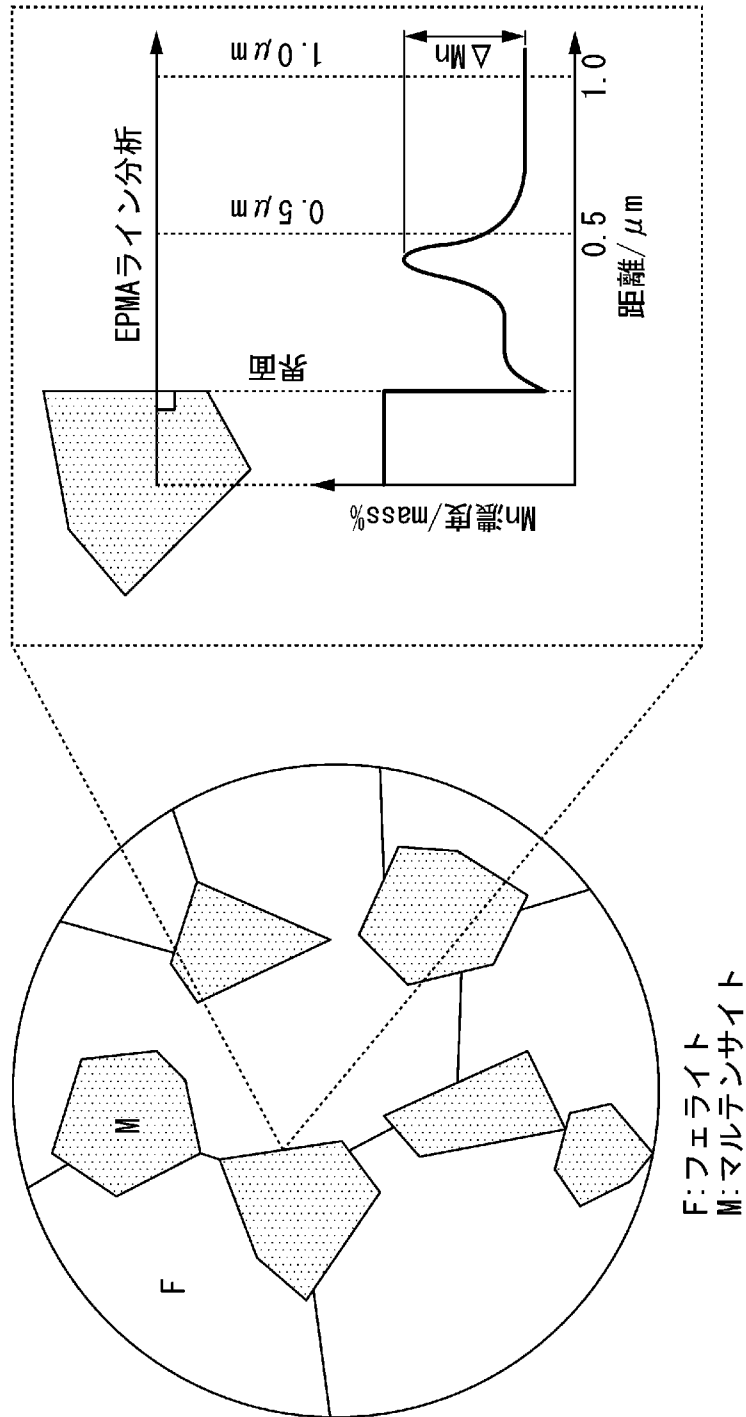
前記冷延鋼板を、露点が $-80^{\circ}\text{C}$ 以上、 $20^{\circ}\text{C}$ 以下の雰囲気の中で、 $740^{\circ}\text{C}\sim 900^{\circ}\text{C}$ の温度域で、60秒以上保持して焼鈍を施す焼鈍工程と、

を有することを特徴とする、鋼板の製造方法。

[請求項7] 前記露点が、 $-15^{\circ}\text{C}$ 超、 $20^{\circ}\text{C}$ 以下であることを特徴とする、請求項6に記載の鋼板の製造方法。

[請求項8] 前記焼鈍工程において、  
鋼板の表裏面に亜鉛、アルミニウム、マグネシウムまたはそれらの合金を含む被膜層を形成する被膜層形成工程を有する、  
ことを特徴とする、請求項6または7に記載の鋼板の製造方法。

[図1]



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2022/014552

<b>A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER</b>		
<i>C22C 38/00</i> (2006.01)i; <i>C21D 9/46</i> (2006.01)i; <i>C22C 38/60</i> (2006.01)i FI: C22C38/00 301S; C21D9/46 G; C21D9/46 J; C21D9/46 T; C22C38/00 301T; C22C38/00 301W; C22C38/60		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
<b>B. FIELDS SEARCHED</b>		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00-38/60; C21D8/00-8/04; C21D9/46-9/48		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Published examined utility model applications of Japan 1922-1996 Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2022 Registered utility model specifications of Japan 1996-2022 Published registered utility model applications of Japan 1994-2022		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)		
<b>C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT</b>		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2020/170710 A1 (JFE STEEL CORP) 27 August 2020 (2020-08-27) claims, paragraphs [0094]-[0096], tables 1-3	1-8
A	WO 2018/030503 A1 (JFE STEEL CORP) 15 February 2018 (2018-02-15) claims, paragraph [0046]	1-8
A	WO 2019/026116 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP) 07 February 2019 (2019-02-07) claims, paragraphs [0077]-[0106]	1-8
A	WO 2019/189849 A1 (JFE STEEL CORP) 03 October 2019 (2019-10-03) claims, paragraphs [0073]-[0075]	6-7
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "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 <b>06 June 2022</b>		Date of mailing of the international search report <b>21 June 2022</b>
Name and mailing address of the ISA/JP <b>Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan</b>		Authorized officer  Telephone No.

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**  
**Information on patent family members**

International application No.

**PCT/JP2022/014552**

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2020/170710	A1	27 August 2020	(Family: none)	
WO	2018/030503	A1	15 February 2018	EP 3476962	A1
				claims, paragraph [0037]	
				US 2019/0161823	A1
				CN 109563585	A
WO	2019/026116	A1	07 February 2019	EP 3663426	A1
				claims, paragraphs [0091]-[0131]	
				US 2020/0230918	A1
				CN 110959047	A
WO	2019/189849	A1	03 October 2019	EP 3754043	A1
				claims, paragraphs [0073]-[0076]	
				US 2021/0115529	A1
				CN 111936650	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 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301S; C21D9/46 G; C21D9/46 J; C21D9/46 T; C22C38/00 301T; C22C38/00 301W; C22C38/60		
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C22C38/00-38/60; C21D8/00-8/04; C21D9/46-9/48 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 1971-2022年 日本国実用新案登録公報 1996-2022年 日本国登録実用新案公報 1994-2022年		
国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2020/170710 A1 (JFEスチール株式会社) 27.08.2020 (2020-08-27) 請求の範囲, [0094] - [0096], 表1-表3	1-8
A	WO 2018/030503 A1 (JFEスチール株式会社) 15.02.2018 (2018-02-15) 請求の範囲, [0046]	1-8
A	WO 2019/026116 A1 (新日鐵住金株式会社) 07.02.2019 (2019-02-07) 請求の範囲, [0077] - [0106]	1-8
A	WO 2019/189849 A1 (JFEスチール株式会社) 03.10.2019 (2019-10-03) 請求の範囲, [0073] - [0075]	6-7
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー	“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 “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な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 “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	06.06.2022	国際調査報告の発送日 21.06.2022
名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官）  鈴木 毅 4K 9154  電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

国際調査報告  
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2022/014552

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
WO 2020/170710 A1	27.08.2020	(ファミリーなし)	
WO 2018/030503 A1	15.02.2018	EP 3476962 A1 Claims, [0037] US 2019/0161823 A1 CN 109563585 A	
WO 2019/026116 A1	07.02.2019	EP 3663426 A1 Claims, [0091]-[0131] US 2020/0230918 A1 CN 110959047 A	
WO 2019/189849 A1	03.10.2019	EP 3754043 A1 Claims, [0073]-[0076] US 2021/0115529 A1 CN 111936650 A	