

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関  
国際事務局

(43) 国際公開日  
2024年6月20日(20.06.2024)



(10) 国際公開番号

WO 2024/128312 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/JP2023/045025

(22) 国際出願日: 2023年12月15日(15.12.2023)

(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 2022-200162 2022年12月15日(15.12.2022) 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: 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). 横山 卓史 (YOKOYAMA Takafumi); 〒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). 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).

(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).

(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 AND MANUFACTURING METHOD FOR STEEL SHEET

(54) 発明の名称: 鋼板および鋼板の製造方法

(57) Abstract: This steel sheet has a predetermined chemical composition and has a metal structure at a 1/4 depth position in which the total area ratio of ferrite and bainite is 0-60%, the area ratio of martensite is 40-100%, and the total area ratio of pearlite and retained austenite is 0-10%, wherein the number density of carbides, containing B and having a minor diameter of at least 0.2  $\mu\text{m}$ , in a surface layer part is at most 0.0030 carbides/ $\mu\text{m}^2$ .

(57) 要約: この鋼板は、所定の化学組成を有し、1/4深さ位置での金属組織において、フェライトおよびベイナイトの面積率の合計が0~60%であり、マルテンサイトの面積率が40~100%であり、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0~10%であり、表層部において、Bを含み短径が0.2  $\mu\text{m}$ 以上の炭化物の数密度が0.0030個/ $\mu\text{m}^2$ 以下である。



WO 2024/128312 A1

## 明 細 書

発明の名称：鋼板および鋼板の製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、鋼板および鋼板の製造方法に関する。

本願は、2022年12月15日に、日本に出願された特願2022-200162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] 自動車用鋼板に関して、地球環境への配慮から、車体を軽量化して燃費を向上させるために、板厚が薄く、成形性に優れた高強度鋼板の需要が著しく高まっている。自動車用鋼板の中でも特に車体骨格部品に使用される高強度鋼板については、高い強度が要求されるようになり、さらに適用拡大に向けた高い成形性が要求されている。

また、自動車部品は、プレス等によって成形されるので、高強度であっても、成形性（例えば曲げ性）に優れることが求められる。

[0003] このような高強度鋼板として、特許文献1には、板厚中心部と、前記板厚中心部の片側又は両側に形成された表層部とを有する高強度鋼板であって、前記高強度鋼板の断面において、前記板厚中心部の金属組織が、面積率で、焼戻しマルテンサイト：85%以上、フェライト、ベイナイト、パーライト、残留オーステナイトの1種又は2種以上：合計で15%未満、及び焼入れままマルテンサイト：5%未満からなり、前記表層部の金属組織が、面積率で、フェライト：65%以上、パーライト：5%以上20%未満、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの1種又は2種以上：合計で10%未満、及び焼入れままマルテンサイト：5%未満からなり、片側又は両側に形成された前記表層部のそれぞれの厚さが、10 $\mu$ m超、かつ、板厚の15%以下であり、前記表層部のパーライトとパーライトとの平均間隔が3 $\mu$ m以上であり、前記板厚中心部のビッカース硬さ（Hc）および前記表層部のビッカース硬さ（Hs）が、 $0.50 \leq Hs / Hc \leq 0.75$ を満

足する高強度鋼板が開示されている。

## 先行技術文献

## 特許文献

[0004] 特許文献1：国際公開第2020/196060号

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

[0005] 自動車の衝撃吸収部材において、衝突時のエネルギーの吸収の観点から、プレス後の圧潰特性も重要である。特許文献1のような高強度鋼板では、高強度化のためにBを添加している。このBは固溶Bとして鋼の焼き入れ性を向上させ、高強度化を達成するために添加される。しかし、Bを添加することで、粗大なBを含む炭化物が鋼中に形成される場合がある。この粗大なBを含む炭化物が製造過程で形成されると、最終的な焼き入れを実施する時点までに再溶解することが困難であり、焼き入れ時に固溶Bが欠乏するため、高強度化の達成が妨げられる。さらに、最終製品まで残存するBを含む粗大な炭化物は、プレス加工および部材の圧潰変形時にボイドの生成を促進し、部材での亀裂発生起点となる。その結果、部材の圧潰特性（変形限界）を低下させる恐れがある。そのため、最終製品はもちろん、製造過程においてもBを含む粗大な炭化物の形成を抑制することが求められている。

[0006] 本発明は上記の事情を鑑みなされた発明であり、高い強度および優れた曲げ性を有し、且つ、プレス後の圧潰特性に優れた鋼板およびその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

[0007] 本発明者らは、以下の方法によりプレス成形後の圧壊特性を確保することを検討した。熱間圧延および熱延鋼板の熱処理の終了時点、すなわち冷間圧延工程の直前ではBを比較的微細な析出物として固定する。これにより、熱間圧延工程においてBとCとを結合させず、Bを含む粗大な炭化物の生成を抑制しておく。次に、冷間圧延後の熱処理過程でBを含む析出物を溶解させ

、固溶B量を増大させる。これにより、最終製品のプレス成形後の圧壊特性を確保するための焼き入れ性を担保する。

その結果、本発明者らは、B、Ti、AlおよびNの含有量を適切に制御した鋼において、熱間圧延の終了までに、主としてB窒化物としてBを固定しておき、冷間圧延後の熱処理においてB窒化物を溶解させるとともにNをAlNとして固定することで、冷間圧延後の熱処理中の冷却過程でのB窒化物の析出および粗大なB炭化物の生成を回避できることを見出した。

[0008] 本発明は上記の知見に鑑みてなされた。本発明の要旨は、以下のとおりである。

[1] 質量%で、

- C : 0.07~0.25%、
- Si : 0.01~2.00%、
- Mn : 1.5~3.5%、
- Al : 0.001~2.000%、
- B : 0.0003~0.0100%、
- P : 0.100%以下、
- S : 0.0500%以下、
- N : 0.0005~0.0100%、
- O : 0.0060%以下、
- Cr : 0~2.000%、
- Mo : 0~1.000%、
- W : 0~1.000%、
- Co : 0~0.500%、
- Nb : 0~0.50%、
- Ti : 0~0.5000%、
- V : 0~0.500%、
- Ta : 0~0.100%、
- Sn : 0~0.050%、

S b : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、

A s : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、

N i : 0 ~ 1 . 0 0 0 %、

C u : 0 ~ 1 . 0 0 0 %、

C a : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、

Z r : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 %、

M g : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、および

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る化学組成を有し、前記化学組成が下記(1)式、(2)式、(3)式、および(4)式を満たし、

前記化学組成のN含有量をT o t a l . Nとし、窒化物中のN含有量をN<sub>n i t</sub>としたとき、下記(5)式を満たし、

板厚方向に沿って、表面から板厚の1/4の位置である1/4深さ位置での金属組織において、面積率で、

フェライトおよびベイナイトの合計が0~60%であり、

マルテンサイトが40~100%であり、

パーライトおよび残留オーステナイトの合計が0~10%であり、

前記板厚方向に沿って、前記表面から30μmまでの領域を表層部としたとき、前記表層部において、

Bを含み短径が0.2μm以上の炭化物の数密度が0.0030個/μm<sup>2</sup>以下である、鋼板。

$$e x . N = [N] - [T i] / 3 . 4 > 0 . 0 0 0 0 \text{質量}\% \cdots (1)$$

$$e x . N - 1 4 / 2 7 \times [A l] < 0 . 0 0 0 \text{質量}\% \cdots (2)$$

$$[B] - 1 0 . 8 / 1 4 \times e x . N < 0 . 0 0 0 3 \text{質量}\% \cdots (3)$$

$$[A l] - 0 . 0 1 \times e x . N^{-0 . 8 4 9} < 0 . 0 0 0 \text{質量}\% \cdots (4)$$

$$T o t a l . N - N_{n i t} \leq 0 . 0 0 0 5 \text{質量}\% \cdots (5)$$

上記(1)式、(2)式、(3)式および(4)式中の[N]、[Ti]、[Al]および[B]は、当該元素の質量%での含有量であり、含有しな

い場合は0を代入する。

[2] 前記表層部の金属組織において、面積率で、フェライトおよびベイナイトの合計が2%以上であり、マルテンサイト、パーライトおよび残留オーステナイトの1種又は2種以上の合計が0~98%であり、

前記表層部のビッカース硬さ $H_s$ と、前記1/4深さ位置のビッカース硬さ $H_c$ との比である $H_s/H_c$ が0.65以下である、[1]に記載の鋼板。

[3] 前記表層部において、AINの数密度が0.01個/ $\mu m^2$ 以上である、[1]または[2]に記載の鋼板。

[4] 引張強さが980MPa以上である、[1]~[3]のいずれか1項に記載の鋼板。

[5] 前記化学組成が、質量%で、

Cr : 0.001~2.000%、

Mo : 0.010~1.000%、

W : 0.001~1.000%、

Co : 0.010~0.500%、

Nb : 0.01~0.50%、

Ti : 0.0001~0.5000%、

V : 0.001~0.500%、

Ta : 0.001~0.100%、

Sn : 0.001~0.050%、

Sb : 0.001~0.050%、

As : 0.001~0.050%、

Ni : 0.001~1.000%、

Cu : 0.001~1.000%、

Ca : 0.001~0.050%、

Zr : 0.0001~0.0500%、

Mg : 0.001~0.050%、および、

REM : 0.001 ~ 0.100%

のうち、1種または2種以上を含有する、[1] ~ [4] のいずれか1項に記載の鋼板。

[6] 前記表面に溶融亜鉛めっき層を有する、[1] ~ [5] のいずれか1項に記載の鋼板。

[7] 前記表面に合金化溶融亜鉛めっき層を有する、[1] ~ [5] のいずれか1項に記載の鋼板。

[8] 質量%で、

C : 0.07 ~ 0.25%、

Si : 0.01 ~ 2.00%、

Mn : 1.5 ~ 3.5%、

Al : 0.001 ~ 2.000%、

B : 0.0003 ~ 0.0100%、

P : 0.100%以下、

S : 0.0500%以下、

N : 0.0005 ~ 0.0100%、

O : 0.0060%以下、

Cr : 0 ~ 2.000%、

Mo : 0 ~ 1.000%、

W : 0 ~ 1.000%、

Co : 0 ~ 0.500%、

Nb : 0 ~ 0.50%、

Ti : 0 ~ 0.5000%、

V : 0 ~ 0.500%、

Ta : 0 ~ 0.100%、

Sn : 0 ~ 0.050%、

Sb : 0 ~ 0.050%、

As : 0 ~ 0.050%、

Ni : 0 ~ 1.000 %、

Cu : 0 ~ 1.000 %、

Ca : 0 ~ 0.050 %、

Zr : 0 ~ 0.0500 %、

Mg : 0 ~ 0.050 %、および

REM : 0 ~ 0.100 %

を含有し、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有し、前記化学組成が下記(1)式、(2)式、(3)式、および(4)式を満たす、スラブを加熱し、950~700℃の温度域となる合計時間が5s以上となる条件で熱間圧延を施し、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600~450℃の巻き取り温度で巻き取る巻き取り工程と、

前記巻き取り工程後に、前記熱延鋼板に対して、20~80%の板厚減少率で冷間圧延を施し、冷延鋼板を得る冷間圧延工程と、

前記冷間圧延工程後に、前記冷延鋼板に対して、露点が-40~20℃の雰囲気の中で、550~650℃の温度域の平均昇温速度が0.5~5.0℃/sとなるように、740~900℃の焼鈍温度まで昇温して焼鈍を施す焼鈍工程と、を含む、鋼板の製造方法。

$$ex. N = [N] - [Ti] / 3.4 > 0.0000 \text{ 質量\%} \dots (1)$$

$$ex. N - 14 / 27 \times [Al] < 0.000 \text{ 質量\%} \dots (2)$$

$$[B] - 10.8 / 14 \times ex. N < 0.0003 \text{ 質量\%} \dots (3)$$

$$[Al] - 0.01 \times ex. N^{-0.849} < 0.000 \dots (4)$$

上記(1)式、(2)式、(3)式および(4)式中の[N]、[Ti]、[Al]および[B]は、当該元素の質量%での含有量であり、含有しない場合は0を代入する。

## 発明の効果

[0009] 本発明の上記態様によれば、高い強度および優れた曲げ性を有し、且つ、プレス後の圧潰特性に優れた鋼板およびその鋼板の製造方法を提供すること

ができる。

### 発明を実施するための形態

[0010] 本発明の一実施形態に係る鋼板（以下、単に本実施形態に係る鋼板という場合がある）における化学組成、金属組織、およびその鋼板を製造する製造方法について以下に詳述する。

本実施形態に係る鋼板は、表面にめっき層を有しない鋼板だけでなく、表面にめっき層が形成された鋼板の母材としても適用される。ここで「母材」とは、めっき鋼板からめっき層を除去した板厚中央領域の主としてFeで構成される部位（めっき層以外の部位）である。このようなめっき鋼板としては、例えば表面に溶融亜鉛めっき層を備える溶融亜鉛めっき鋼板、または表面に合金化溶融亜鉛めっき層を備える合金化溶融亜鉛めっき鋼板を含み、以下に示す主要条件は溶融亜鉛めっき鋼板、合金化溶融亜鉛めっき鋼板などの母材にも共通する特徴である。

[0011] <化学組成>

まず、本実施形態に係る鋼板の化学組成について説明する。化学組成における各元素の含有量を示す「%」とは、断りがない限り、すべて質量%を意味する。

以下に「～」を挟んで記載する数値限定範囲には、下限値及び上限値がその範囲に含まれる。「未満」または「超」と示す数値には、その値が数値範囲に含まれない。

[0012] [C : 0.07 ~ 0.25 %]

C（炭素）は、鋼板の高強度化のために必須の元素である。C含有量が0.07%未満では十分な引張強さを得ることができない。そのため、C含有量を0.07%以上とする。C含有量は、好ましくは0.11%以上である。

一方、C含有量が0.25%を超えると溶接性が低下するとともに曲げ性が劣化する。また、粗大な炭化物が形成されてプレス加工後の圧潰特性が劣化する。そのため、C含有量は0.25%以下とする。プレス成形性および

溶接性の劣化を抑制する観点から、C含有量は好ましくは0.20%以下である。

[0013] [Si : 0.01~2.00%]

Si (ケイ素) は固溶強化元素であり、鋼板の高強度化に有効な元素である。上記効果を得るため、Si含有量を0.01%以上とする。Si含有量は好ましくは0.30%以上である。

一方、Siを過度に含有させると鋼板の脆化を引き起こして製造性や加工性が低下する。そのため、Si含有量を2.00%以下とする。Si含有量は、好ましくは1.50%以下である。

[0014] [Mn : 1.5~3.5%]

Mnは、鋼の焼入性を向上させる作用を有し、所望の金属組織を得るのに有効な元素である。Mn含有量が1.5%未満では所望の金属組織を得ることができず、強度が劣化する。したがって、Mn含有量は1.5%以上とする。Mn含有量は、好ましくは2.0%以上である。

一方、Mn含有量が3.5%超では、粗大なB炭化物の生成を抑制したとしても、表層のフェライトが十分に生成せず、曲げ変形能が低下するため、プレス加工後の圧潰特性が劣化する。したがって、Mn含有量は3.5%以下とする。Mn含有量は、好ましくは3.0%以下である。

[0015] [Al : 0.001~2.000%]

Alは、鋼の脱酸作用を有する元素であり、また、Nと結合することでAlNを形成する元素である。本実施形態に係る鋼板においては、最終製品で十分な量のAlNを形成することで、NによるB固定、すなわちBNの形成を抑制し、固溶Bによる焼き入れ効果が十分に発揮されるよう作用する。すなわち、後述のとおり下記(2)式を満たす必要がある。この効果を得るため、Al含有量を0.001%以上とする。Al含有量は、好ましくは0.005%以上である。

一方、Alを過剰に含有させても効果が飽和してコスト上昇を引き起こすばかりか、熱間圧延の加熱段階でAlNを溶体化できず、固溶Bを固定する

ための固溶Nを確保できない。その結果、プレス加工後の圧潰特性が劣化する。そのため、Al含有量は2.000%以下とする。Al含有量は、好ましくは1.500%以下である。

本実施形態においてAl含有量は、いわゆるtotal Al (T-Al)の含有量を意味する。

[0016] [B : 0.0003~0.0100%]

Bは、焼き入れ性を高めることで、冷却過程において、オーステナイトからフェライト及びパーライトへの変態を抑え、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。B含有量が0.0003%未満であると、鋼板の強度が低下する。そのため、B含有量を0.0003%以上とする。B含有量は、好ましくは、0.0005%以上、0.0010%以上である。

一方、B含有量が0.0100%を超える場合、鋼中に粗大なB酸化物やホウ化物の生成を引き起こす。粗大なB酸化物が変形時のボイドの発生起点となり、鋼板の加工性（変形限界）が劣化する場合がある。このため、B含有量は0.0100%以下とする。B含有量は、好ましくは、0.0070%以下、0.0050%以下、0.0030%以下である。

[0017] [P : 0.100%以下]

Pは、粒界に偏析して鋼を脆化させるとともに曲げ性を劣化させる元素である。このため、P含有量は少ないほど好ましく、0%でもよい。

P含有量が0.100%超であると、マルテンサイトの粒界にPが偏析して粒界が脆化するため、プレス加工の際のき裂発生や圧潰の曲げ変形の際にき裂が進展しやすくなるため、プレス加工後の圧潰特性が劣化する。そのため、P含有量は0.100%以下とする。P含有量は、好ましくは0.020%以下であり、より好ましくは0.010%以下である。

[0018] [S : 0.0500%以下]

Sは、硫化物系介在物を形成して曲げ性を劣化させる元素である。このため、S含有量は少ないほど好ましく、0%でもよい。

S含有量が0.0500%超であると、粗大なMnSが生成し、プレス加工の際のき裂発生や圧潰の曲げ変形の際にMnSと母相の界面に沿ったき裂が進展しやすくなるため、プレス加工後の圧潰特性が劣化する。そのため、S含有量は0.0500%以下とする。S含有量は、好ましくは0.0100%以下、より好ましくは0.0030%以下、さらに好ましくは0.0020%以下である。

[0019] [N : 0.0005~0.0100%]

Nは、鋼板中でBN、AlNなどの窒化物を形成する元素である。N含有量が0.0100%超では、窒化物による加工性劣化が著しくなる。また、粗大なAlNやTiNが生成し、プレス加工の際のき裂発生がしやすくなるため、プレス加工後の圧潰特性が劣化する。そのため、N含有量を0.0100%以下とする。N含有量は0.0090%以下、0.0080%以下又は0.0070%以下であってもよい。

一方、N含有量を0.0005%未満とする場合、製造コストが大幅に増加する。また、鋼板中でBN、AlNなどを生成できない場合がある。そのため、N含有量を0.0005%以上とする。N含有量を0.0010%以上としてもよい。

[0020] [O : 0.0060%以下]

Oは、鋼中に粗大な酸化物を形成して曲げ性および穴広げ性を劣化させる元素である。O含有量が0.0060%超では、粗大なAl酸化物が生成し、プレス加工の際のき裂発生がしやすくなるため、プレス加工後の圧潰特性が劣化する。そのため、O含有量を0.0060%以下とする。O含有量は0.0050%以下、0.0040%以下又は0.0030%以下であってもよい。

O含有量は少ない方が好ましいため、0%でもよい。しかしながら、O含有量を0.0001%未満とすることは、過度のコスト高を引き起こすため経済的に好ましくない。このため、O含有量を0.0001%以上としてもよい。O含有量を0.0010%以上としてもよい。

[0021] 本実施形態に係る鋼板の化学組成は、上記の元素を含有し、残部がFe及び不純物であってもよい。ここで、不純物は、鋼を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料、製造工程の種々の要因によって混入する元素であって、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る。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を意味する元素も含む。

[0022] 本実施形態に係る鋼板は、各種特性の向上を目的として、さらに、以下に示す元素（任意元素）を含有してもよい。これらの元素は、必ずしも含まなくてよいので、下限は0%である。また、以下に示す元素を不純物として含んでいたとしても、後述の範囲であれば本実施形態に係る鋼板の効果は阻害されない。

[0023] [Cr : 0~2.000%]

Crは、焼入れ性を高めて鋼板の高強度化に有効な元素である。したがって、Crを鋼に含有させてもよい。Crによって焼入れ性を高めて鋼板を高強度化するためには、Cr含有量は0.001%以上であることが好ましい。一方、Cr含有量が2.000%を超えると、Crが鋼板の中心部に偏析して粗大なCr炭化物が形成され、冷間成形性を低下させる場合がある。このため、Cr含有量は2.000%以下とする。

[0024] [Mo : 0~1.000%]

Moは、鋼板の強化に有効な元素である。したがって、Moを鋼に含有させてもよい。Moによって鋼板を高強度化するためには、Mo含有量は0.010%以上であることが好ましい。一方、Mo含有量が1.000%を超えると、コストが上昇するとともに粗大なMo炭化物が形成されて鋼板の冷間加工性が低下する場合がある。このため、Mo含有量は1.000%以下とする。

[0025] [W : 0~1.000%]

Wは炭化物形成元素であり、鋼板の高強度化に有効な元素である。したがって、鋼中にWを含有させてもよい。上記の効果を得るためには、W含有量

は0.001%以上であることが好ましい。W含有量は、0.005%以上であることがより好ましい。W含有量は、0.010%以上であることがさらに好ましい。

一方、Wを過度に含有させても効果が飽和し、コストが上昇する。したがって、Wを含有させる場合、W含有量を1.000%以下とする。W含有量は、0.100%以下であることがより好ましい。

[0026] [C<sub>o</sub> : 0~0.500%]

C<sub>o</sub>は、鋼板の強度の向上に有効な元素である。したがって、鋼中にC<sub>o</sub>を含有させてもよい。上記効果を得るためには、C<sub>o</sub>含有量が0.010%以上であることが好ましく、0.050%以上がより好ましい。一方、C<sub>o</sub>含有量が多すぎると、鋼板の延性が低下して、穴広げ性および曲げ性の低下を招くおそれがある。このため、C<sub>o</sub>含有量は0.500%以下とする。C<sub>o</sub>含有量は、0.300%以下であることがより好ましい。

[0027] [N<sub>b</sub> : 0~0.50%]

N<sub>b</sub>は、炭化物の形態制御に有効な元素であり、その含有により組織を微細化するため鋼板の靱性の向上にも効果的な元素である。したがって、鋼中にN<sub>b</sub>を含有させてもよい。N<sub>b</sub>による当該効果を得るためには、N<sub>b</sub>含有量を0.01%以上とすることが好ましい。一方、N<sub>b</sub>含有量が0.50%を超えると、粗大なN<sub>b</sub>炭化物が多数析出し、それがプレス成型時のボイドの発生起点となり、鋼板の加工性が劣化する場合がある。このため、N<sub>b</sub>含有量は0.50%以下とする。

[0028] [T<sub>i</sub> : 0~0.5000%]

T<sub>i</sub>は、硫化物、炭化物および窒化物の形態制御に重要な元素であり、多量の含有によりフェライトの強度増加を促す元素である。一般的に、本実施形態に係る鋼板のように、Bを含有しマルテンサイトを活用する高強度鋼板では、T<sub>i</sub>窒化物を形成することでB窒化物の形成を抑制し、固溶Bを確保することでの焼き入れ性向上を担保するため積極的に含有される。しかし、本実施形態に係る鋼板においては製造工程の一時点でBを窒化物として析出

させることを想定しており、Tiの含有は必須ではない。上記のようなB窒化物の形成促進の観点から、Ti含有量は少ないほど好ましく、0%であってもよい。本実施形態では、後述の通り熱間圧延段階において、固溶Bと結合するために必要な固溶Nを確保するために下記(1)式を満たす必要がある。

一方、Ti含有量が0.5000%を超えると、粗大なTi酸化物又はTiNが鋼中に存在して鋼板の加工性を低下させる場合がある。このため、Ti含有量は0.5000%以下とする。Ti含有量は、好ましくは、0.0340%未満である。

[0029] [V : 0~0.500%]

Vは、炭化物の形態制御に有効な元素であり、その含有により組織を微細化するため、鋼板の靱性の向上にも効果的な元素である。したがって、鋼中にVを含有させてもよい。Vによる当該効果を得るためには、V含有量は0.001%以上であることが好ましい。一方、V含有量が0.500%を超えると、微細なV炭化物が多数析出し、鋼板の強度が上昇するとともに延性が顕著に劣化し、加工性が低下する場合がある。このため、V含有量は0.500%以下とする。

[0030] [Ta : 0~0.100%]

Taは、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。したがって、鋼中にTaを含有させてもよい。上記効果を得るためには、Ta含有量が0.001%以上であることが好ましい。一方、Ta含有量が多すぎると、微細なTa炭化物が多数析出し、鋼板の延性の低下を引き起こし、鋼板の穴広げ性および曲げ性を低下させる場合がある。このため、Ta含有量は0.100%以下とする。Ta含有量は、0.020%以下であることがより好ましい。Ta含有量は、0.010%以下であることがさらに好ましい。

[0031] [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穴広げ性および曲げ性の低下を引き起こす場合がある。このため、S n含有量は少ないほど好ましい。S n含有量は、0.050%以下とすることが好ましく、0.040%以下であることがより好ましい。S n含有量は0%であってもよい。精錬コスト低減の観点からは、S n含有量を0.001%以上としてもよい。

[0032] [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、粒界に偏析し易く、粒界の脆化、延性の低下、さらには穴広げ性および曲げ性の低下を引き起こす場合がある。このため、S b含有量は少ないほど好ましい。S b含有量は、0.050%以下とすることが好ましく、0.040%以下であることがより好ましい。S b含有量は0%であってもよい。精錬コスト低減の観点から、S b含有量を0.001%以上としてもよい。

[0033] [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、粒界に偏析し易く、穴広げ性および曲げ性の低下を引き起こす場合がある。このため、A s含有量は少ないほど好ましい。A s含有量は、0.050%以下とすることが好ましく、0.040%以下であることがより好ましい。A s含有量は0%であってもよい。精錬コスト低減の観点から、A s含有量を0.001%以上としてもよい。

[0034] [N i : 0~1.000%]

N iは、鋼板の強度の向上に有効な元素である。したがって、鋼中にN iを含有させてもよい。上記効果を得るためには、N i含有量が0.001%以上であることが好ましい。N i含有量は、0.010%以上であることがより好ましい。一方、N i含有量が多すぎると、鋼板の延性が低下して、穴広げ性および曲げ性の低下を引き起こす場合がある。このため、N i含有量

は1.000%以下とする。Ni含有量は、0.800%以下であることが好ましい。

[0035] [Cu : 0~1.000%]

Cuは、鋼板の強度の向上に寄与する元素である。したがって、鋼中にCuを含有させてもよい。上記効果を得るためには、Cu含有量が0.001%以上であることが好ましい。ただし、Cu含有量が多すぎると、赤熱脆化を引き起こし、熱間圧延での生産性を低下させる場合がある。さらに、Cu含有量が多すぎると、粗大な介在物の形成による穴広げ性および曲げ性の低下を引き起こす場合がある。このため、Cu含有量は1.000%以下とする。Cu含有量は、0.500%以下であることが好ましい。

[0036] [Ca : 0~0.050%]

Caは、微量で硫化物の形態を制御できる元素である。したがって、鋼中にCaを含有させてもよい。上記効果を得るためには、Ca含有量は0.001%以上であることが好ましい。しかし、Ca含有量が多すぎると、粗大なCa酸化物が生成される場合がある。当該Ca酸化物は、冷間成形時に割れ発生の起点となり、その結果、穴広げ性および曲げ性が劣化する場合がある。このため、Ca含有量は、0.050%以下とする。Ca含有量は、0.030%以下であることが好ましい。

[0037] [Zr : 0~0.0500%]

Zrは、微量で硫化物の形態を制御できる元素である。したがって、鋼中にZrを含有させてもよい。上記効果を得るために、Zr含有量は0.0001%以上であることが好ましい。しかし、Zr含有量が多すぎると、粗大なZr酸化物が生成され、穴広げ性および曲げ性が低下する場合がある。このため、Zr含有量は、0.0500%以下とする。Zr含有量は、0.0400%以下であることが好ましい。

[0038] [Mg : 0~0.050%]

Mgは、硫化物や酸化物の形態を制御し、鋼板の曲げ性の向上に寄与する元素である。したがって、鋼中にMgを含有させてもよい。上記効果を得る

ためには、Mg含有量が0.001%以上であることが好ましい。しかし、Mg含有量が多すぎると、粗大な介在物の形成による穴広げ性および曲げ性の低下を引き起こす場合がある。このため、Mg含有量は、0.050%以下とする。Mg含有量は、0.040%以下であることが好ましい。

[0039] [REM: 0~0.100%]

REMとは、Rare Earth Metal (希土類元素)である。REMは、含有量が微量であっても、硫化物の形態制御に有効に作用する元素である。したがって、REMを鋼中に含有させてもよい。上記効果を得るためには、REM含有量は0.001%以上であることが好ましい。しかし、REM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、穴広げ性、曲げ性が低下する場合がある。このため、REM含有量は、0.100%以下とし、0.050%以下であることが好ましい。

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含有量」とは、希土類元素の合計量である。

[0040] [ex.  $N = [N] - [Ti] / 3.4 > 0.0000$ 質量%]

本実施形態に係る鋼板の化学組成は、下記(1)式を満足する。前述のとおり、本実施形態に係る鋼板のように、Bを含有しマルテンサイトを活用する高強度鋼板では、一般的には、Ti窒化物を形成することでB窒化物の形成を抑制し、固溶Bを確保することでの焼き入れ性向上を担保する。このために、N含有量に対して過剰な量のTiが含有される。しかし、冷間圧延前の鋼板において固溶Bが多量に存在すると、熱延鋼板の巻き取りやその後の熱処理において、Bを含む粗大な炭化物が形成される。Bを含む粗大な炭化物が最終製品に残存すると、プレス後の圧潰特性が劣化する。本実施形態に係る鋼板の化学組成は、下記(1)式を満足するので、仕上げ圧延を行う温度域においてBNを析出させることができる。これによって、熱延鋼板の冷

却過程での固溶Bを低減することができる。また、冷間圧延直前の熱延鋼板において、粗大な炭化物の形成を抑制することができる。下記（1）式中の左辺の値（ex. N）は、好ましくは0.0010質量%以上であり、より好ましくは0.0030質量%以上である。上限は特に限定しないが、0.1000質量%以下、0.0100質量%以下、0.0070質量%以下としてもよい。

$$\text{ex. N} = [\text{N}] - [\text{Ti}] / 3.4 > 0.0000 \text{ 質量\%} \cdots (1)$$

$$[0041] \quad [\text{ex. N} - 14 / 27 \times [\text{Al}]] < 0.000 \text{ 質量\%}]$$

本実施形態に係る鋼板の化学組成は、下記（2）式を満足する。Alは、Nと結合し、AlNを形成する。冷間圧延前までに形成したBNを冷間圧延後の焼鈍で分解した際に、下記（2）式を満足することで、BNの分解で生成したNがAlと結合し、AlNが形成される。これによって、冷間圧延後の焼鈍時に固溶Bによる焼入れ性の向上を図ることができる。下記（2）式の左辺の値は、好ましくは、-0.030質量%以下、-0.050質量%以下である。下限は特に限定しないが、-0.300質量%以上、-0.200質量%以上、-0.100質量%以上としてもよい。

$$\text{ex. N} - 14 / 27 \times [\text{Al}] < 0.000 \text{ 質量\%} \cdots (2)$$

$$[0042] \quad [[\text{B}] - 10.8 / 14 \times \text{ex. N}] < 0.0003 \text{ 質量\%}]$$

本実施形態に係る鋼板の化学組成は、下記（3）式を満足する。下記（3）式を満足することで、熱間圧延およびその後の冷間圧延直前までのBNの形成を促進し、鋼板中の固溶B量を低減することができる。そのため、熱延鋼板でのBを含有する粗大な炭化物の形成を抑制することができ、プレス後の圧潰特性をより向上することができる。下記（3）式の左辺の値は、好ましくは、-0.0005質量%以下、-0.0010質量%以下である。下限は特に限定しないが、-0.0030質量%以上、-0.0020質量%以上としてもよい。

$$[\text{B}] - 10.8 / 14 \times \text{ex. N} < 0.0003 \text{ 質量\%} \cdots (3)$$

$$[0043] \quad [[\text{Al}] - 0.01 \times \text{ex. N}^{-0.849}] < 0.000 \text{ 質量\%}]$$

本実施形態に係る鋼板の化学組成は、下記（４）式を満足する。Alを過剰に含有させると、熱延鋼板製造時の熱履歴において、AlNの形成が促進されてBNの形成が抑制される。これにより、熱延鋼板において、Bを含む粗大な炭化物の形成の原因となり、最終製品での加工性低下などを引き起こしやすくなる。本実施形態に係る鋼板の化学組成が下記（４）式を満足することで、その後の冷間圧延工程前までのBNの形成を促進し、上記問題発生の懸念をより軽減することができる。

$$[Al] - 0.01 \times e_{x,N} \cdot N^{-0.849} < 0.000 \text{ 質量\%} \cdots (4)$$

[0044] なお、上記（１）式、（２）式、（３）式および（４）式中の[N]、[Ti]、[Al]および[B]は、当該元素の質量%での含有量であり、含有しない場合は0を代入する。また、上記（２）式、（３）式および（４）式中の $e_{x,N}$ は、上記（１）式の $e_{x,N}$ である。

[0045]  $[Total, N - N_{nit} \leq 0.0005 \text{ 質量\%}]$

本実施形態に係る鋼板において、下記（５）式に示すように、N含有量（Total, N）から、窒化物中のN含有量（ $N_{nit}$ ）を引いた値は0.0005質量%以下である。窒化物は、BNやAlN、TiNなどである。下記（５）式の左辺の値は、より好ましくは、0.0003質量%以下である。下記（５）式を満足することで、冷間圧延後の焼鈍において、固溶Bによる焼入れ性向上効果を十分に得ることができる。

$$Total, N - N_{nit} \leq 0.0005 \text{ 質量\%} \cdots (5)$$

[0046] 本実施形態に係る鋼板の化学組成は、以下の方法で求めることができる。

上述した鋼板の化学組成は、一般的な化学組成によって測定すればよい。例えば、ICP-AES（Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry）を用いて測定すればよい。また、CおよびSは燃焼-赤外線吸収法を用い、Nは不活性ガス融解-熱伝導度法を用い、Oは不活性ガス融解-非分散型赤外線吸収法を用いて測定すればよい。

鋼板が表面にめっき層を備える場合は、機械研削によりめっき層を除去し

てから化学組成の分析を行えばよい。めっき層と鋼板との境界は、GDS（グロー放電発光分光法）を用いて鋼板の板厚方向にC濃度を測定し、Cの検出開始点から板厚方向深さ200 $\mu$ mの範囲でのC濃度が極小値となる位置をめっき層と鋼板の境界とする。以下の記述において「（鋼板の）表面」との記述は、表面にめっき層を備える鋼板においては、上記境界を「（鋼板の）表面」と見なすものとする。

窒化物中のN含有量（ $N_{nit}$ ）は、以下の方法で測定する。鋼板から採取した試料を定電位電解した後、孔径0.2 $\mu$ mのニュクリポアー・メンブレンにてろ過、分離して残渣を採取する。JIS G 1228：2006に記載されているように、電解で得た残渣を硫酸カリウムおよび硫酸を用いて溶液化し、アンモニア蒸留分離ビス（1-フェニル-3-メチル5-ピラゾロン）吸光光度法に供して窒素量を定量する。得られた窒素量を、窒化物中のN含有量（ $N_{nit}$ ）とみなす。

本実施形態に係る鋼板は板厚方向に濃度差が形成される可能性があるが、化学組成は板厚方向1/4深さから表層部を含むよう測定サンプルを採取し、電解量を1g以上確保するものとする。

[0047] <1/4深さ位置の金属組織>

次に、本実施形態に係る鋼板の1/4深さ位置（板厚方向に沿って、表面から板厚の1/4の位置）の金属組織について説明する。

本実施形態に係る鋼板の金属組織の説明において、組織分率は面積率で表す。従って、特に断りがなければ「%」は「面積%」を表す。

[0048] 本実施形態に係る鋼板（鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板を含む）は、1/4深さ位置（板厚方向に沿って、表面から板厚の1/4の位置）での金属組織が、面積率で、フェライトおよびベイナイトの合計が0~60%であり、マルテンサイトが40~100%であり、パーライトおよび残留オーステナイトの合計が0~10%である。

[0049] [フェライトおよびベイナイトの面積率の合計が0~60%]

フェライトは、二相域焼鈍、もしくは焼鈍工程の保持後の緩冷却で生成す

る軟質な相である。フェライトは、マルテンサイトのような硬質相と混在する場合には鋼板の延性を向上させるが、980MPa以上の高強度を達成するためには、フェライトの面積率を制限する必要がある。

また、ベイナイトは焼鈍工程の保持後の冷却過程で、350~450℃に一定時間保持することで生成する相である。ベイナイトは、マルテンサイトに対して軟質であるので延性を向上させる効果がある。しかし、980MPa以上の高強度を達成するためには、上記のフェライト同様にその面積率を制限する必要がある。

したがって、フェライトおよびベイナイトの面積率の合計は60%以下とする。好ましくは40%以下である。フェライトおよびベイナイトは含まなくてもよいので、下限は0%である。また、フェライトおよびベイナイトのそれぞれの面積率は限定されない。

[0050] [マルテンサイトの面積率が40~100%]

マルテンサイトの面積率は40~100%である。マルテンサイトは、硬質な組織であるので、引張強さの向上に寄与する。所望の強度を得るため、マルテンサイトの面積率は40%以上とする。マルテンサイトの面積率は、80%以上であることが好ましく、90%以上であることがより好ましい。これにより、高い引張強さ（例えば1470MPa以上の引張強さ）を確保し易くなる。高強度を得る観点から、マルテンサイトの面積率は、100%であってもよい。

なお、本実施形態において「マルテンサイト」とは、フレッシュマルテンサイトおよび焼戻しマルテンサイトを指す。フレッシュマルテンサイトとは鉄系炭化物を含まないマルテンサイトである。また、「焼戻しマルテンサイト」とは鉄系炭化物を含むマルテンサイトである。

韌性や穴広げ性、延性の観点からは焼戻しマルテンサイト分率は高い方が望ましいが、フレッシュマルテンサイトおよび焼戻しマルテンサイトのそれぞれの面積率は限定されない。求められる強度、韌性や穴広げ性、延性レベルに応じて、一般的な範囲で焼戻しの程度を調整すればよい

[0051] [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0～10%]

パーライトは、軟質なフェライトと硬質なセメンタイトとが層状に並んだ硬質な組織であり、鋼板の引張強さの向上に寄与する組織である。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。パーライトおよび残留オーステナイトは含まれなくてもよいので、それぞれの面積率の下限は0%である。

パーライトは、組織内にセメンタイトを有する組織であり強度の向上に寄与する鋼中のC (炭素) を消費する。そのため、パーライトの面積率が過剰であると、鋼板の強度が低下する。また、残留オーステナイトの面積率が過剰になると、残留オーステナイトの粒径が大きくなる。このような粒径の大きな残留オーステナイトは、変形後に粗大かつ硬質なマルテンサイトとなる。この場合、割れの起点が発生しやすくなり、曲げ性が劣化する。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は合計で0～10%とする。例えば、パーライトの面積率は、5%以下とする。パーライトの面積率は、好ましくは3%以下であり、より好ましくは1%以下である。残留オーステナイトの面積率は例えば、10%以下とする。好ましくは5%以下である。

[0052] 次に、1/4深さ位置における各金属組織の同定と面積率の算出方法について説明する。

[0053] 各金属組織の同定と面積率の算定は、所定の観察領域について、最初に残留オーステナイトとすべき領域を確定し、その後、同じ領域について、フェライト、ベイナイト、マルテンサイト、またはパーライトの同定を行う。

[0054] 残留オーステナイトの面積および面積率は、以下の方法で測定する。

コロイダルシリカ研磨または電解研磨により観察面を仕上げ、サーマル電界放射型走査電子顕微鏡 (JEOL製JSM-7001F) とEBSD検出器 (TSL製高速型Hikari Supre型検出器) とで構成されたEBSD装置を用いて測定を行う。この際、EBSD装置内の真空度は5.0

$\times 10^{-6} \text{ Pa}$ 以下、加速電圧は15 kV、照射電流レベルは15、電子線の照射レベルは（電流値）は約14.2 nAとする。鋼板の表面から板厚の1/4の位置における、 $100 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$ の正方形領域において、板厚方向と圧延方向のそれぞれについて $0.2 \mu\text{m}$ の間隔（格子状配置）で回折電子を測定する。得られた擬菊池パターンを解析することで、結晶方位や結晶系を同定する。なお、試料作製条件などは日本材料学会標準「電子後方散乱回折（EBSD）法による材料評価のための結晶方位差測定標準」で推奨されている条件の範囲とする。得られた結晶方位情報から、EBSD解析装置に付属のソフトウェア「OIM Analysis（登録商標）」に搭載された「Phase Map」機能を用いて、結晶構造がfccである領域を特定し、この領域の面積率を算出する。これにより、残留オーステナイトの面積率を得る。

[0055] フェライト、ベイナイト、マルテンサイト、パーライトの面積および面積率は、以下の方法で測定する。

上記で残留オーステナイトの観察を実施したときと同じ正方形領域をナイタル液でエッチングし、電界放射型走査型電子顕微鏡（FE-SEM: Field Emission Scanning Electron Microscope）を用いて、倍率5000倍で撮影する。得られた組織写真から、 $2 \mu\text{m}$ の間隔（格子状配置）でのポイントカウンティング法によって得られる各組織の比率を、各組織の面積率とする。

[0056] 各組織は以下のように判定する。

フェライトは粒状または針状の形態をしており、内部に鉄系炭化物を含まない。

ベイナイトは、ラス状の形態（ラス組織）であり、ラス組織内部に長径20 nm以上の鉄系炭化物が存在し、その炭化物が同一方向に伸張した領域である。

フレッシュマルテンサイトは、ラス状の形態（ラス組織）であり、そのラス組織の内部に長径20 nm以上の鉄系炭化物を含まない領域である。

焼戻しマルテンサイトは、ラス状の形態（ラス組織）であり、ラス組織の内部に長径20nm以上の鉄系炭化物が存在し、その炭化物が複数の異なる方向に伸長した領域である。

また、フェライトとセメンタイトがラメラ状である領域をパーライトとする。

なお、フェライト、ベイナイト、マルテンサイト、パーライトの同定においては、それに先立つ残留オーステナイトの同定において残留オーステナイトと判断された領域については上記の目視での同定は行わない。ただし、面積率は残留オーステナイト領域を含めた観察範囲の全面積に対する比率として算定する。

これら金属組織の判断は、一般的に当業者が通常業務として実施しているものであり、当業者であれば容易に判定可能なものである。

[0057] 上記の評価方法で得られた各組織の合計の面積率が100%と異なった場合、各組織の面積率に100 / (各組織の合計の面積率) を乗じて得られる値を各組織の面積率とする。

[0058] <表層部の金属組織>

本実施形態において、鋼板の板厚方向に沿って、鋼板の表面から30μmまでの領域を表層部とする。

本実施形態に係る鋼板の表層部の金属組織において、面積率で、フェライトおよびベイナイトの合計が2%以上であり、マルテンサイト、パーライトおよび残留オーステナイトの1種又は2種以上の合計が0~98%であることが好ましい。表層部の金属組織がこれらの要件を満たし、且つ、後述するビッカース硬さの比 ( $H_s / H_c$ ) を満たすことで、鋼板の曲げ性をより向上することができる。

[0059] [フェライトおよびベイナイトの面積率の合計が2%以上]

フェライトおよびベイナイトは、マルテンサイトのような硬質相と混在する場合には鋼板の延性を向上させる。鋼板の曲げ性をより向上するためには、表層部のフェライトおよびベイナイトの面積率が、合計で2%以上である

ことが好ましい。より一層好ましい表層部のフェライトおよびベイナイトの面積率は、合計で50%以上である。

[0060] [マルテンサイト、パーライト、残留オーステナイトの1種又は2種以上の合計面積率が0~98%]

表層部のマルテンサイト、パーライト、残留オーステナイトの1種又は2種以上の面積率の合計を98%以下とすることで、鋼板の曲げ性をより向上することができる。そのため、表層部のマルテンサイト、パーライト、残留オーステナイトの1種又は2種以上の面積率の合計は98%以下であることが好ましい。表層部の金属組織においてマルテンサイト、パーライト、残留オーステナイトは含まれなくてもよいので、それぞれの下限は0%である。

[0061] 次に、表層部における各金属組織の同定と面積率の算出方法について説明する。

[0062] 各金属組織の同定と面積および面積率の算出は、測定位置以外は、1/4深さ位置における各金属組織のときと同様の方法を用いる。測定領域は、鋼板の表面から深さ30 $\mu\text{m}$ までの正方領域（表面を一辺とする30 $\mu\text{m}$ ×30 $\mu\text{m}$ の正方形の領域）とする。

[0063] <1/4深さ位置におけるBを含み短径が0.2 $\mu\text{m}$ 以上の炭化物の数密度が0.0030個/ $\mu\text{m}^2$ 以下>

本実施形態では、表層部における、Bを含む炭化物の数密度を限定するが、1/4深さ位置における、Bを含む炭化物の数密度は特に限定されない。1/4深さ位置では、Bを含み短径が0.2 $\mu\text{m}$ 以上の炭化物の数密度が0.0030個/ $\mu\text{m}^2$ 以下であることが好ましい。Bを含み短径が0.2 $\mu\text{m}$ 以上の炭化物の数密度が0.0030個/ $\mu\text{m}^2$ 以下であれば、鋼板の変形に伴う、該炭化物を起点とするポイドの生成を抑制し、プレス後の圧潰特性でのメリットを得ることができる。本実施形態に係る鋼板の1/4深さ位置においてBを含み短径が0.2 $\mu\text{m}$ 以上の炭化物の数密度の下限は、当該炭化物は含まれなくてもよいため、0個/ $\mu\text{m}^2$ である。Bを含む炭化物の数密度の下限は、例えば、0.0001個/ $\mu\text{m}^2$ である。

[0064] Bを含む炭化物は、例えば、 $M_3(C, B)$ 、 $M_{23}(C, B)_6$ などが挙げられる。ここで、Mは、Feおよびその他の金属元素を意味する。

[0065] <1/4深さ位置におけるA|Nの数密度が0.01個/ $\mu m^2$ 以上>

本実施形態に係る鋼板の1/4深さ位置において、A|Nの数密度は特に限定されない。1/4深さ位置のA|Nの数密度は0.01個/ $\mu m^2$ 以上であることが好ましい。1/4深さ位置におけるA|Nの数密度が0.01個/ $\mu m^2$ 以上であれば、Nの少なくとも一部をA|Nとして固定することでBNの形成を抑制し、固溶Bによる焼入れ性をより向上することができる。1/4深さ位置におけるA|Nの数密度の上限は、特に限定されないが、例えば、1.00個/ $\mu m^2$ である。

[0066] <表層部におけるBを含み短径が0.2 $\mu m$ 以上の炭化物の数密度が0.0030個/ $\mu m^2$ 以下>

本実施形態に係る鋼板の表層部において、Bを含み短径が0.2 $\mu m$ 以上の炭化物の数密度は0.0030個/ $\mu m^2$ 以下とする。当該炭化物の数密度が0.0030個/ $\mu m^2$ 以下であれば、プレス時のボイドの生成を抑制することができ、プレス後の圧潰特性を向上することができる。表層部におけるBを含み短径が0.2 $\mu m$ 以上の炭化物の数密度は0.0020個/ $\mu m^2$ 以下であることがより好ましい。表層部におけるBを含み短径が0.2 $\mu m$ 以上の炭化物の数密度は0.0010個/ $\mu m^2$ 以下であることがさらに好ましい。

Bを含み短径が0.2 $\mu m$ 以上の炭化物の数密度の下限は、当該炭化物は含まれなくてもよいため、0個/ $\mu m^2$ である。Bを含む炭化物の数密度の下限は、例えば、0.0001個/ $\mu m^2$ である。

[0067] 表層部における該炭化物の形態は、表層を軟質化した鋼板において特に変形限界への影響が顕著となるため、より重要な指標となる。この理由は明確ではないが、軟質化した母相中では該炭化物と母相の界面に発生した微細な剥離（微細なボイド）が容易に母相中に進展してしまい、破断につながる致命的なクラックに成長してしまうためと考えられる。

[0068] <表層部におけるBを含み短径が $0.05 \sim 0.2 \mu\text{m}$ の炭化物の数密度が $0.0010$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以下>

本実施形態に係る鋼板の表層部において、Bを含み短径が $0.05 \sim 0.2 \mu\text{m}$ の炭化物の数密度は $0.0010$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以下であってもよい。このような状態にBの炭化物の状態を制御することで、部品の曲率半径が小さい箇所が発生するような厳しいプレス条件においても微細なボイドの発生を抑制することができる。

[0069] <表層部におけるA | Nの数密度が $0.01$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以上>

本実施形態に係る鋼板の表層部において、A | Nの数密度が $0.01$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以上であることが好ましい。A | Nの数密度が $0.01$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以上であれば、固溶Bによる焼入れ性をより向上することができる。A | Nの数密度が $0.10$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以上であることがより好ましい。A | Nの数密度が $0.15$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以上であることがさらに好ましい。A | Nの数密度の上限は、特に限定されないが、例えば、 $2.00$ 個/ $\mu\text{m}^2$ である。

[0070] また、表層部におけるA | Nの数密度は、表層を軟質化した鋼板において特に変形限界への影響が顕著となるため、より重要な指標となる。この理由は明確ではないが、軟質化した母相中ではA | Nと母相の界面に発生した微細な剥離（微細なボイド）が容易に母相中に進展してしまい、破断につながる致命的なクラックに成長してしまうためと考えられる。本実施形態に係る鋼板においてA | Nは上記のBを含む炭化物よりはサイズは十分に微細で、また数密度は十分に高く、変形に伴うボイドの発生箇所は母相中で十分に分散される。そのため、上記のBを含む炭化物と同様に破断限界に影響することは奇異な感もあるが、一般的にA | Nの形状は異方性を持ち、針状になるため、クラックの発生および進展に強く影響を及ぼすものと考えられる。

[0071] Bを含む炭化物の短径、Bを含む炭化物の数密度、およびA | Nの数密度は以下の方法で測定することができる。測定は、薄膜または抽出レプリカのサンプルを用いて、走査型または透過型電子顕微鏡にて、 $5000 \sim 50000$ 倍の倍率で観察を行う。最低 $30$ 視野を測定し、表層部は、鋼板の表面

から30 μmまでの領域においてZ面（圧延方向と板幅方向に垂直な面）から薄膜または抽出レプリカのサンプルを採取して測定する。1/4深さ位置の測定は、鋼板の表面から3/8 t ~ 5/8 t（tは鋼板の板厚）の領域を研磨で露出させ、Z面（圧延方向と板幅方向に垂直な面）から薄膜または抽出レプリカのサンプルを採取して測定する。析出物の同定は、走査型または透過型電子顕微鏡に搭載されたEDS（エネルギー分散型X線分析）装置により析出物の元素分析を実施する。AlとNが検出されたものをAlNとする。Alが検出されない析出物については電子線回折像からB炭化物およびBNを同定する。

[0072] <表層部のビッカース硬さH<sub>s</sub>と1/4深さ位置のビッカース硬さH<sub>c</sub>との比>

本実施形態に係る鋼板の表層部のビッカース硬さH<sub>s</sub>と、1/4深さ位置のビッカース硬さH<sub>c</sub>の比であるH<sub>s</sub>/H<sub>c</sub>が0.65以下であることが好ましい。表層部の金属組織が上述の範囲内であり、且つ、H<sub>s</sub>/H<sub>c</sub>が0.65以下であることで、曲げ性をより向上することができる。

表層軟化による曲げ性の向上効果は一般的にも知られているが、鋼中の析出物形態、特に表層部でのBを含む炭化物およびAlNの形態を制御した本実施形態に係る鋼板においては、曲げ性の向上効果が顕著に現れる。この理由は明確ではないが、前述のように、表層部での析出物形態と交絡した効果が考えられる。

[0073] 表層部のビッカース硬さH<sub>s</sub>および1/4深さ位置のビッカース硬さH<sub>c</sub>は、以下の手順で測定する。

鋼板の圧延方向と板厚方向とに平行な板厚断面を、機械研磨により鏡面に仕上げる。この研磨面のうち、板表面から板厚内部に向かって20 μmの距離（深さ）であって、圧延方向に平行な直線上の12箇所において、JIS Z 2244-1:2020に準拠し、押し込み荷重20 gfでビッカース硬さ（HV）を測定する。測定した12点のビッカース硬さのうち、最も低い値および最も高い値を除いた10点のビッカース硬さの平均値を、表層

部のビッカース硬さ $H_s$ とする。

同様に、この研磨面のうち、板表面から板厚内部に向かって板厚の $1/4$ 深さの距離（深さ）であって、圧延方向に平行な直線上の $12$ 箇所において、押し込み荷重 $20\text{ g f}$ でビッカース硬さ（ $HV$ ）を測定する。測定した $12$ 点のビッカース硬さのうち、最も低い値と最も高い値を除いた $10$ 点のビッカース硬さの平均値を、 $1/4$ 深さ位置のビッカース硬さ $H_c$ とする。

なお、各測定点の間隔は、圧痕の $4$ 倍以上の距離とすることが好ましい。ここで述べる圧痕の $4$ 倍以上の距離とは、ビッカース硬さの測定の際に、ダイヤモンド圧子によって生じた圧痕の対角線の長さに対して $4$ 倍以上の数値を乗じた距離である。

[0074] <機械的特性>

[引張強さが $980\text{ MPa}$ 以上]

本実施形態に係る鋼板では、自動車の車体軽量化に寄与する強度として、引張強さ（ $TS$ ）は $980\text{ MPa}$ 以上とすることが好ましい。衝撃吸収性の観点からすると、鋼板の強度は、好ましくは $1400\text{ MPa}$ 以上であり、さらに好ましくは $1470\text{ MPa}$ 以上である。

[0075] 引張強さ（ $TS$ ）は、鋼板から、圧延方向および板厚方向に垂直方向に $JIS5$ 号引張試験片を採取し、 $JIS Z 2241:2011$ に沿って引張試験を行うことにより求めることができる。

[0076] <板厚>

本実施形態に係る鋼板の板厚は限定されないが、衝撃吸収部材への適用を考慮すると、 $0.5\text{ mm}$ 以上であることが好ましい。より好ましくは、板厚は、 $1.0\text{ mm}$ 以上である。鋼板の板厚は例えば、 $3.0\text{ mm}$ 以下としてもよい。より好ましくは、板厚は、 $2.0\text{ mm}$ 以下である。

[0077] 本実施形態に係る鋼板では、表面に溶融亜鉛めっき層を備えてもよい。表面にめっき層を備えることで、耐食性が向上する。自動車用鋼板は、腐食による穴あきの懸念があると、高強度化してもある一定板厚以下に薄手化できない場合がある。鋼板の高強度化の目的の一つは、薄手化による軽量化であ

ることから、鋼板を開発しても、耐食性が低いと適用部位が限られる。これら課題を解決する手法として、耐食性の高い溶融亜鉛めっき等のめっきを鋼板に施すことが考えられる。本実施形態に係る鋼板は、鋼板成分を上述のように制御しているので、溶融亜鉛めっきが可能である。

溶融亜鉛めっき層は、合金化溶融亜鉛めっき層であってもよい。

[0078] 本実施形態に係る鋼板はプレス後の圧潰特性に優れるため、自動車部品、特にフロントサイドメンバーに好適に適用することができる。このような部品に加工された場合であっても、強い加工を受けていない部分では本実施形態に係る鋼板の上述の特徴は引き継がれる。そのため、加工を受けた部品について測定を行う場合には、強い加工を受けた部分（例えば、曲率半径1000mm以下）を避けた部分について測定を行う。

[0079] <製造方法>

本実施形態に係る鋼板は、以下の工程（I）～（IV）を含む製造方法によって製造可能である。以下に説明する各温度は、スラブまたは鋼板の表面温度である。

（I）上記の鋼板と同じ化学組成を有するスラブを加熱し、950～700℃の温度域となる合計時間が5s以上となる条件で熱間圧延を施し、熱延鋼板を得る熱間圧延工程。

（II）熱間圧延工程後に、熱延鋼板を600～450℃の巻き取り温度で巻き取る巻き取り工程。

（III）巻き取り工程後に、熱延鋼板に対して、20～80%の板厚減少率で冷間圧延を施し、冷延鋼板を得る冷間圧延工程。

（IV）冷間圧延工程後に、冷延鋼板に対して、露点が-40～20℃の雰囲気の中で、550～650℃の温度域の平均昇温速度が0.5～5.0℃/sとなるように、740～900℃の焼鈍温度まで昇温して焼鈍を施す焼鈍工程。

以下、各工程について説明する。

[0080] [熱間圧延工程]

熱間圧延工程では、上述した本実施形態に係る鋼板と同様の化学組成を有するスラブを加熱し、熱間圧延を施して熱延鋼板とする。熱間圧延におけるスラブ加熱条件は限定されないが、 $1100^{\circ}\text{C}$ 以上に加熱することが好ましい。加熱温度が $1100^{\circ}\text{C}$ 未満では、材料の均質化が不十分となりやすい。

熱間圧延工程では、スラブの加熱後、表面温度が $950\sim 700^{\circ}\text{C}$ の温度域となる合計時間が $5\text{ s}$ 以上となる条件で熱間圧延を施す。化学組成が上記(1)式を満足し、かつ、表面温度が $950\sim 700^{\circ}\text{C}$ の状態の合計時間を $5\text{ s}$ 以上とすることで、BNの析出を促進することができる。

[0081] スラブの製造方法については限定されない。生産性の観点から連続鋳造法によって鋳造することが好ましいが、造塊法又は薄スラブ鋳造法によって製造してもよい。

連続鋳造によって得られた鋼片を、十分に高い温度のまま熱間圧延工程に供することができる場合には、スラブの加熱は省略してもよい。

[0082] [巻き取り工程]

巻き取り工程では、熱間圧延工程後の鋼板（熱延鋼板）を、 $600\sim 450^{\circ}\text{C}$ の巻き取り温度で巻き取る。熱間圧延終了後、巻き取り温度までの冷却条件については特に限定されない。

鋼板の表面温度が $600^{\circ}\text{C}$ 以下の状態で巻き取ることで、BNの分解および粗大なB炭化物の生成を抑制することができる。鋼板の表面温度が $400^{\circ}\text{C}$ 未満の状態では巻き取ると、温度低下により加工性が劣化し、その後の冷間圧延工程において破断が生じる可能性がある。

[0083] 巻き取り後 $1\sim 3$ 時間（巻取りが完了してから1時間から、巻取りが完了してから3時間まで）の時間帯における熱延コイルの幅中央部における表面の平均冷却速度を $50^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 以上とすることがより好ましい。これによりBNの分解および粗大なB炭化物の生成を抑制するとともに、B炭化物が生成した場合でもそのサイズを微細化することができる。その結果、表層部におけるBを含み短径が $0.05\sim 0.2\ \mu\text{m}$ の炭化物の数密度をより低減することができる。

なお、熱延コイルの幅中央部とは、熱延コイルの外周面の幅方向中央部のことをいう。

[0084] [冷間圧延工程]

冷間圧延工程では、巻き取り工程後の鋼板（熱延鋼板）を、必要に応じて公知の方法で酸洗等により脱スケールした後に、20～80%の板厚減少率で冷間圧延を施し、冷延鋼板とする。

20～80%の板厚減少率の条件で冷間圧延を施すことで、焼鈍工程での再結晶を十分に進行させることができ、また焼鈍時のAINの析出を促進することで、プレス後の圧潰特性に優れた鋼板とすることができる。

冷間圧延工程後の冷延鋼板は、必要に応じて公知の方法に従って脱脂等の処理が施されてもよい。

[0085] [焼鈍工程]

焼鈍工程では、冷間圧延工程後の鋼板（冷延鋼板）を、露点が $-40\sim 20^{\circ}\text{C}$ の雰囲気の中で、 $550\sim 650^{\circ}\text{C}$ の温度域の平均昇温速度が $0.5^{\circ}\text{C}\sim 5.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ となるように、 $740\sim 900^{\circ}\text{C}$ の焼鈍温度まで昇温して、焼鈍を施す。これらの条件は適切な組織分率を得るために好適な条件である。スラブの化学組成が上記(2)式を満足し、かつ、 $550\sim 650^{\circ}\text{C}$ の温度域の平均昇温速度を $0.5\sim 5.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ として焼鈍温度まで昇温することで、BNの分解およびAINの形成を促進することができる。これによって、式(5)を満たすことができる。

[0086] 焼鈍工程の焼鈍温度を $\alpha/\gamma$ の二相域とすると、所望量のフェライトを得ることができる。フェライトの面積率を0%とする場合は、 $\gamma$ 単相域の焼鈍温度としてもよい。焼鈍温度にて保持した後の冷却工程は限定されないが、マルテンサイトを得るための急冷工程、ベイナイトや残留オーステナイトを得るための $550^{\circ}\text{C}$ 以下の保持工程、および以上の組み合わせとしてもよい。例えば、焼鈍温度にて保持した後、 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で $50\sim 250^{\circ}\text{C}$ の温度域まで冷却されることで、未変態のオーステナイトがマルテンサイトに変態する。

なお、ここでは、焼鈍工程について連続焼鈍を想定した説明としたが、B Nを分解できる熱処理であれば、本実施形態に係る鋼板の製造方法は、焼鈍設備に限定されない。好ましい昇温速度、冷却速度を実現するには、連続焼鈍が有利ではあるが、その他の条件を満足すればバッチ焼鈍などの適用も排除するものではない。

[0087] 特に、焼鈍時の露点を $-15\sim 20^{\circ}\text{C}$ に制限し、焼鈍温度での保持後に $650^{\circ}\text{C}$ 以上で徐冷（平均冷却速度が $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満）することで、表層部におけるフェライトおよびベイナイトの生成を促進することができる。これにより表層部のビッカース硬さ $H_s$ と $1/4$ 深さ位置のビッカース硬さ $H_c$ の比である $H_s/H_c$ を $0.65$ 以下とすることができる。加えて、表層部の金属組織を、面積率で、フェライトおよびベイナイトが合計で $2\%$ 以上であり、マルテンサイト、パーライトおよび残留オーステナイトの1種又は2種以上の合計が $0\sim 98\%$ とすることができる。

[0088] 焼鈍温度での保持時間は、 $60$ 秒以上であることが好ましい。焼鈍温度の保持時間を $60$ 秒以上にすることで、表層部のビッカース硬さ $H_s$ と $1/4$ 深さ位置のビッカース硬さ $H_c$ の比である $H_s/H_c$ を $0.65$ 以下としやすくなる。また、焼鈍温度での保持時間を $60$ 秒以上とすることで、脱炭を十分に促進することができ、表層部のフェライトおよびベイナイトの面積率の合計を $50\%$ 以上とすることができる。

[0089] [溶融亜鉛めっき]

[合金化]

表面に溶融亜鉛めっき層を備える鋼板（溶融亜鉛めっき鋼板）を製造する場合には、焼鈍工程の冷却過程において、鋼板温度が $425^{\circ}\text{C}$ 超、 $600^{\circ}\text{C}$ 未満の状態、同等の温度のめっき浴に浸漬して溶融亜鉛めっきを施してもよい。また、表面に合金化溶融亜鉛めっきを備える鋼板（合金化溶融亜鉛めっき鋼板）を製造する場合には、溶融亜鉛めっき工程に引き続き、さらに、 $450^{\circ}\text{C}$ 超、 $600^{\circ}\text{C}$ 未満に加熱する合金化熱処理を施してめっきを合金化溶融亜鉛めっきとしてもよい。

## [0090] [焼戻し工程]

焼鈍工程後、溶融亜鉛めっき後または合金化後には、焼戻し工程を施してもよい。焼戻し工程では、鋼板を、200～350℃の温度で1秒間以上焼戻すことにより、鋼板強度や曲げ性、耐水素脆化特性などを調整する。

溶融亜鉛めっき工程及びまたは合金化工程が行われた場合には、溶融亜鉛めっき工程後の鋼板、または、溶融亜鉛めっき工程及び合金化工程後の鋼板を50～250℃の温度域まで冷却した後、200～350℃の温度域で1秒間以上焼戻しを行うことが好ましい。焼戻し温度が350℃超であると鋼板強度が低下する。焼戻し温度は、325℃以下が好ましく、300℃以下がより好ましい。

一方、焼戻し温度が200℃未満であると焼戻しが不十分となり、曲げ性、耐水素脆化特性が劣化する。よって焼戻し温度は200℃以上とする。焼戻し温度は、220℃以上が好ましく、250℃以上がより好ましい。

焼戻し時間は1秒以上あればよいが、安定した焼戻し処理を行うために5秒以上が好ましく、10秒以上がさらに好ましい。一方、長時間の焼戻しでは鋼板強度が低下する場合があるため、焼戻し時間は750秒以下が好ましく、500秒以下がさらに好ましい。

## [0091] [スキンプラス工程]

焼戻し工程後の鋼板は、スキンプラス圧延可能な温度まで冷却した後、スキンプラス圧延を行ってもよい。焼鈍後の冷却が水を用いる水スプレー冷却、ディップ冷却、気水冷却などの場合は、高温で水と接触したことによって形成された酸化膜の除去および鋼板の化成処理性向上のため、スキンプラス圧延前に、酸洗及び続いて微量のNi、Fe、Co、Sn、Cuのうちの1種または2種以上のめっきを行うことが好ましい。ここで微量とは鋼板表面に3～30mg/m<sup>2</sup>程度のめっき量をいう。

スキンプラス圧延により、鋼板の形状を整えることができる。スキンプラス圧延の伸び率は0.05%以上が好ましい。より好ましくは0.10%以上である。一方で、スキンプラス圧延の伸び率が高いと残留オーステナイトの面積

率が減少し延性が劣化する。そのため、伸び率は1.00%以下とすることが好ましい。伸び率は、0.75%以下がより好ましく、0.50%以下がさらに好ましい。

### 実施例

[0092] 本発明を、実施例を参照しながらより具体的に説明する。ただし、実施例での条件は、本開示の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本開示はこの一条件例に限定されるものではない。本開示は、本開示の要旨を逸脱せず、本開示の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。

[0093] 表1Aおよび表1Bに示す化学組成を有するスラブを鑄造した。鑄造後のスラブを表2Aおよび表2Bに示す条件で熱間圧延、巻き取り、冷間圧延および焼鈍を行った。焼鈍工程では、焼鈍温度での保持時間は60秒以上とし、保持した後は650℃以上の温度域で徐冷（平均冷却速度が3℃/s未満）を行った。

[0094]

[表1A]

成分	化学組成(質量%)、残部:Fe及び不純物																
	C	Si	Mn	B	Al	P	S	N	O	Cr	Mo	W	Co	Nb	Ti	V	Ta
a	0.12	0.48	2.6	0.0012	0.100	0.010	0.0015	0.0043	0.0009		0.065			0.03	0.0060		
b	0.08	0.80	2.1	0.0010	0.120	0.014	0.0026	0.0038	0.0017	0.150				0.01			0.018
c	0.23	0.03	3.1	0.0015	0.060	0.016	0.0017	0.0047	0.0011						0.0040		
d	0.13	0.50	2.2	0.0012	0.050	0.017	0.0027	0.0025	0.0017		0.045					0.120	
e	0.24	1.00	2.3	0.0011	0.500	0.007	0.0014	0.0053	0.0019						0.0110		
f	0.09	0.75	1.7	0.0008	0.120	0.012	0.0020	0.0025	0.0016		0.100			0.03	0.0050		
g	0.11	0.19	3.3	0.0012	0.300	0.016	0.0020	0.0035	0.0019			0.800					
h	0.12	1.35	2.6	0.0009	0.080	0.015	0.0012	0.0038	0.0017					0.02	0.0060		
i	0.19	1.80	2.7	0.0024	0.060	0.017	0.0020	0.0042	0.0011				0.400	0.03			
j	0.07	1.90	2.6	0.0015	0.070	0.008	0.0020	0.0046	0.0014					0.45	0.0080		
k	0.23	0.12	2.2	0.0047	0.170	0.013	0.0300	0.0061	0.0016	1.400							
l	0.22	0.31	1.7	0.0008	0.100	0.011	0.0019	0.0095	0.0051		0.700				0.0300		
m	0.09	0.50	2.6	0.0020	0.090	0.012	0.0024	0.0042	0.0014		0.130			0.01			
n	0.08	0.42	2.5	0.0020	0.080	0.012	0.0030	0.0047	0.0013	0.400	0.080			0.02			
o	0.05	0.60	2.5	0.0009	0.080	0.014	0.0030	0.0033	0.0019								
p	0.30	0.80	1.8	0.0015	0.100	0.012	0.0020	0.0060	0.0018								
q	0.12	2.60	2.4	0.0011	0.150	0.008	0.0300	0.0036	0.0019								
r	0.16	0.60	0.9	0.0012	0.080	0.012	0.0019	0.0045	0.0011								
s	0.18	0.60	3.6	0.0043	0.090	0.008	0.0014	0.0060	0.0019								
u	0.08	0.80	2.4	0.0000	0.090	0.014	0.0100	0.0054	0.0014								
v	0.13	1.50	2.4	0.0016	2.300	0.013	0.0014	0.0034	0.0011								
w	0.23	0.40	2.3	0.0010	0.080	0.110	0.0050	0.0014	0.0015								
x	0.17	1.50	2.5	0.0008	0.070	0.004	0.0800	0.0032	0.0010								
y	0.18	0.60	2.8	0.0016	0.090	0.012	0.0030	0.0400	0.0010								
z	0.25	0.60	2.5	0.0025	0.060	0.016	0.0010	0.0014	0.0200								
aa	0.08	0.80	1.8	0.0025	0.090	0.016	0.0020	0.0014	0.0011						0.0200		
ab	0.15	1.50	2.8	0.0021	0.005	0.012	0.0014	0.0060	0.0014								
ac	0.12	0.25	2.2	0.0015	0.150	0.016	0.0020	0.0020	0.0012								

下線は本発明の範囲外であることを示す。

[表1B]

成分	化学組成(質量%)、残部:Fe及び不純物										式(1) [Ex. N]	式(2) [Ex.] N-14/ 27 x [A1]	式(3) [B] -0.8/ 14 x [ex. N]	式(4) [A1] -0.01 x [ex. N <sup>0.849</sup> ]	備考
	Sn	Sb	As	Ni	Cu	Ca	Zr	Mg	REM						
a											0.0025	-0.049	-0.0007	-1.505	
b								0.011			0.0038	-0.058	-0.0019	-1.014	
c											0.0035	-0.028	-0.0012	-1.147	
d		0.001									0.0025	-0.023	-0.0007	-1.569	
e											0.0021	-0.257	-0.0005	-1.404	
f									0.059		0.0011	-0.061	0.0000	-3.198	
g				0.450	0.350						0.0035	-0.152	-0.0015	-0.916	発明鋼
h											0.0020	-0.039	-0.0007	-1.847	
i	0.010					0.030	0.0005				0.0042	-0.027	-0.0008	-0.982	
j			0.020	0.020							0.0022	-0.034	-0.0002	-1.709	
k											0.0061	-0.082	0.0000	-0.589	
l											0.0007	-0.051	0.0003	-4.810	
m											0.0042	-0.042	-0.0012	-0.958	
n											0.0047	-0.037	-0.0016	-0.867	
o											0.0033	-0.038	-0.0016	-1.199	
p											0.0060	-0.046	-0.0031	-0.670	
q											0.0036	-0.074	-0.0017	-1.038	
r											0.0045	-0.037	-0.0023	-0.903	
s											0.0060	-0.041	-0.0003	-0.680	
u											0.0054	-0.041	-0.0042	-0.752	
v											0.0034	-1.189	-0.0010	1.053	比較鋼
w											0.0014	-0.040	-0.0001	-2.568	
x											0.0032	-0.033	-0.0017	-1.243	
y											0.0400	-0.007	-0.0293	-0.064	
z											0.0014	-0.030	0.0014	-2.588	
aa											-0.0045	-0.051	0.0060	-	
ab											0.0060	0.003	-0.0025	-0.765	
ac											0.0020	-0.076	0.0000	-1.806	発明鋼

下線は本発明の範囲外であることを示す。

[表2]

成分	試験 No.	熱間圧延工程	巻き取り工程		冷間圧延工程	焼鈍工程					備考
		950~700°Cの温度域の合計時間 (s)	巻き取り温度 (°C)	コイル平均冷却速度 (°C/h)	板厚減少率 (%)	露点 (°C)	焼鈍温度 (°C)	550°C~650°Cの平均昇温速度 (°C/s)	めっきの有無	合金化の有無	
a	1	28	575	63	67	-12	795	1.2	有	有	発明例
b	2	17	564	58	65	-5	831	4.2	有	無	
c	3	8	497	67	56	-8	757	1.5	有	無	
d	4	6	460	56	62	-33	805	1.9	有	有	
e	5	12	544	70	68	-10	794	1.6	有	無	
f	6	9	517	70	52	-10	853	3.3	無	無	
g	7	17	517	55	58	-3	796	3.1	有	無	
h	8	18	583	59	65	-1	813	2.6	有	有	
i	9	5	505	53	68	1	838	4.0	有	無	
j	10	6	475	57	58	-15	803	1.1	有	有	
k	11	11	558	59	48	-35	780	2.1	有	無	
l	12	8	455	70	52	0	816	1.7	有	有	
m	13	10	490	55	51	-20	769	2.0	有	有	
n	14	13	472	59	78	-35	779	0.5	有	無	
a	15	7	561	52	28	2	802	3.7	無	無	
c	16	18	470	61	65	10	757	0.5	有	有	
e	17	12	507	56	62	0	807	2.6	有	無	
h	18	15	511	64	59	-5	817	0.5	有	無	
m	19	17	498	67	59	6	765	0.7	有	有	
n	20	15	469	70	68	-13	760	3.1	有	無	
ac	21	6	480	80	54	-6	800	3.7	無	無	
m	22	10	480	40	65	6	785	0.8	有	有	
o	23	13	499	59	65	-16	740	1.1	無	無	
p	24	27	490	52	55	-25	810	2.1	有	有	
q	25	6	552	54	冷間圧延工程で破断						
r	26	7	505	57	59	-16	740	4.5	無	無	
s	27	15	552	60	65	-32	768	0.8	無	無	
u	28	6	461	59	55	-19	748	3.1	有	有	
v	29	30	517	55	62	-24	890	3.4	有	無	
w	30	12	506	52	59	-16	749	0.9	有	有	
x	31	19	517	54	54	-20	811	3.6	有	有	
y	32	18	539	61	49	-20	788	2.7	有	無	
z	33	30	488	64	49	-10	769	4.4	有	無	
aa	34	7	473	61	48	-20	802	0.7	無	無	
ab	35	5	522	64	56	-12	750	3.6	有	有	
e	36	<u>1</u>	562	53	54	-15	839	1.3	有	有	
e	37	28	<u>380</u>	58	冷間圧延工程で破断						
f	38	16	<u>680</u>	61	50	-16	840	3.2	有	有	
f	39	23	542	64	<u>9</u>	-18	825	4.1	有	無	
g	40	6	525	57	<u>60</u>	-17	<u>698</u>	2.3	有	有	
g	41	13	460	70	80	-36	787	<u>7.2</u>	有	無	

下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0097]

[表3A]

試験 No.	成分	1/4深さ位置の金属組織			表層部の金属組織		1/4深さ位置		表層部		
		フェライト 及び ベイナイト (%)	マルテンサイト (%)	パーライト 及び 残留γ (%)	フェライト 及び ベイナイト (%)	マルテンサイト、 パーライト 及び 残留γ (%)	Bを含む 炭化物の 数密度 (個/μm <sup>2</sup> )	AINの 数密度 (個/μm <sup>2</sup> )	Bを含む短径が 0.2μm以上の 炭化物の 数密度 (個/μm <sup>2</sup> )	Bを含む短径が 0.05~0.2μmの 炭化物の 数密度 (個/μm <sup>2</sup> )	AINの 数密度 (個/μm <sup>2</sup> )
1	a	17	83	0	65	35	0.0000	0.23	0.0000	0.0000	0.38
2	b	21	79	0	72	28	0.0002	0.44	0.0002	0.0005	0.63
3	c	0	98	2	45	55	0.0006	0.48	0.0007	0.0007	0.61
4	d	12	88	0	37	63	0.0000	0.20	0.0000	0.0000	0.34
5	e	22	70	8	72	28	0.0014	0.22	0.0018	0.0005	0.27
6	f	16	84	0	74	26	0.0000	0.09	0.0000	0.0000	0.13
7	g	11	89	0	73	27	0.0000	0.31	0.0000	0.0000	0.51
8	h	28	71	1	83	17	0.0001	0.16	0.0001	0.0006	0.26
9	i	14	79	7	69	31	0.0000	0.41	0.0000	0.0000	0.69
10	j	56	44	0	98	2	0.0008	0.29	0.0010	0.0006	0.32
11	k	0	99	1	2	98	0.0001	0.82	0.0001	0.0003	0.91
12	l	2	98	0	51	49	0.0000	0.03	0.0000	0.0000	0.05
13	m	48	52	0	71	29	0.0000	0.35	0.0000	0.0000	0.58
14	n	38	60	2	38	62	0.0000	0.53	0.0000	0.0000	0.76
15	a	10	90	0	68	32	0.0000	0.29	0.0000	0.0000	0.36
16	c	2	98	0	56	44	0.0004	0.43	0.0006	0.0004	0.54
17	e	15	77	8	67	33	0.0003	0.19	0.0005	0.0008	0.32
18	h	26	74	0	98	2	0.0001	0.18	0.0001	0.0009	0.30
19	m	50	50	0	73	27	0.0000	0.53	0.0000	0.0000	0.59
20	n	46	54	0	70	30	0.0003	0.44	0.0003	0.0005	0.74
21	ac	15	80	5	60	40	0.0004	0.24	0.0004	0.0005	0.28
22	m	52	48	0	75	25	0.0001	0.18	0.0020	0.0022	0.30

[0098]

[表3B]

試験 No.	成分	1/4深さ位置の金属組織			表層部の金属組織		1/4深さ位置		表層部		
		フェライト 及び ベイナイト (%)	マルテンサイト (%)	パーライト 及び 残留 $\gamma$ (%)	フェライト 及び ベイナイト (%)	マルテンサイト、 パーライト 及び 残留 $\gamma$ (%)	Bを含む 炭化物の 数密度 (個/ $\mu\text{m}^2$ )	AINの 数密度 (個/ $\mu\text{m}^2$ )	Bを含み短径が 0.2 $\mu\text{m}$ 以上の 炭化物の 数密度 (個/ $\mu\text{m}^2$ )	Bを含み短径が 0.05~0.2 $\mu\text{m}$ の 炭化物の 数密度 (個/ $\mu\text{m}^2$ )	AINの 数密度 (個/ $\mu\text{m}^2$ )
23	g	75	25	0	85	15	0.0005	0.44	0.0006	0.0022	0.49
24	g	0	100	0	2	98	0.0022	0.57	0.0028	0.0032	0.95
25	g	冷間圧延工程で破断									
26	r	80	20	0	85	15	0.0013	0.56	0.0021	0.0053	0.70
27	s	2	98	0	4	96	0.0015	0.53	0.0025	0.0025	0.89
28	u	68	32	0	98	2	0.0000	0.55	0.0000	0.0000	0.79
29	v	68	32	0	70	30	0.0056	0.40	0.0080	0.0080	0.58
30	w	34	66	0	56	44	0.0014	0.16	0.0018	0.0090	0.19
31	x	16	84	0	56	44	0.0013	0.37	0.0016	0.0016	0.53
32	y	4	96	0	45	55	0.0020	1.01	0.0022	0.0110	1.27
33	z	12	88	0	48	52	0.0011	0.13	0.0018	0.0018	0.18
34	aa	55	45	0	80	20	0.0072	0.00	0.0090	0.0450	0.00
35	ab	80	20	0	88	12	0.0013	0.37	0.0018	0.0018	0.46
36	e	2	98	0	72	28	0.0045	0.21	0.0075	0.0300	0.27
37	e	冷間圧延工程で破断									
38	f	32	64	4	66	34	0.0070	0.15	0.0085	0.0255	0.21
39	f	52	48	0	70	30	0.0014	0.02	0.0020	0.0092	0.04
40	g	65	35	0	68	32	0.0018	0.35	0.0026	0.0130	0.39
41	g	80	20	0	35	65	0.0010	0.00	0.0018	0.0019	0.00

下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0099] 得られた鋼板について、上述の方法により金属組織について測定を行った

。得られた結果を表4 Aおよび表4 Bに示す。

[0100] また、以下に示す要領で、引張強さ（TS）および曲げ性を評価した。

また、プレス後の圧壊特性として、曲げ戻し後の圧壊特性を評価した。鋼板にプレス加工を施し、例えばハット部材を製造した場合には、ハット部材の角部などは曲げ戻しを受け、この部分は特に亀裂の発生起点となりやすい。曲げ戻しを受けた部分において亀裂が発生しにくい場合には、プレス後の圧壊特性に優れるとみなすことができるため、プレス後の圧壊特性として曲げ戻し後の圧壊特性を評価した。

[0101] 引張強さ（TS）は、鋼板から、圧延方向に対し垂直方向にJIS 5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241：2011に沿って引張試験を行うことにより求めた。

引張強さが980MPa以上であった場合、高強度を有するとして合格と判定した。一方、引張強さが980MPa未満であった場合、高強度を有さないとして不合格と判定した。

[0102] 曲げ性は曲げ試験により得られる限界曲げ角度により評価した。曲げ試験は、VDA（ドイツ自動車工業会規格）238-100に準拠して行った。

[0103] 曲げ試験により、圧延方向および板厚方向に垂直な方向を曲げ稜線とした場合の限界曲げ角度（C軸曲げ角） $\theta_c$ を得た。鋼板の引張強さに応じて、曲げ性の合格基準は以下の通りとした。下記合格基準を満たした場合は、曲げ性に優れると判断し、合格と判定した。一方、下記合格基準を満たさなかった場合は、不合格と判定した。

引張強さが1470MPa以上： $\theta_c > 65^\circ$  を合格

引張強さが1180MPa以上、1470MPa未満： $\theta_c > 75^\circ$  を合格

引張強さが1180MPa未満： $\theta_c > 85^\circ$  を合格

[0104] 曲げ戻し後の圧潰特性（曲げ加工後のボイド、き裂発生評価）は、曲げ試験の途中止め試験材を用いて評価した。上記と同じ曲げ試験を行い、曲げ角が60°で途中止めした試験片について、表面から200 $\mu$ mまでの領域における、ボイドの円相当径の最大値およびき裂のサイズの最大値を得た。な

お、ボイドの円相当径およびき裂のサイズは以下の方法により測定した。試験片の曲げ稜線に垂直な面に対し、表面をナイトール液でエッチングする。曲げ頂点の左右400 $\mu$ m以上、板厚方向深さ200 $\mu$ mの範囲において、電界放射型走査型電子顕微鏡（FE-SEM: Field Emission Scanning Electron Microscope）を用いて、倍率1000倍～3000倍で撮影する。撮影されたSEM写真中に存在する各ボイドの円相当径を算出し、最大のものをボイドの円相当径の最大値とする。円相当径の算出方法は限定されないが、画像の二値化処理などによりボイドの面積を測定することで、円相当径を計算することができる。き裂のサイズは上記観測領域に存在するき裂の長さを測定し、き裂が湾曲している場合はき裂の始点と終点の距離をき裂サイズとする。

[0105] 引張強さに応じて、曲げ戻し後の圧潰特性の合否基準は以下の通りとした。ボイドの円相当径およびき裂のサイズの最大値が下記合格基準を満たした場合、プレス後の圧潰特性に優れると判断し、合格と判定した。一方、下記合格基準を満たさなかった場合、不合格と判定した。

引張強さが1470MPa以上：5 $\mu$ m以下を合格

引張強さが1180MPa以上、1470MPa未満：4 $\mu$ m以下を合格

引張強さが1180MPa未満：3 $\mu$ m以下を合格

[0106] 本実施例において、上記のように引張強さに応じて合格基準を変えたのは以下のような背景を考慮したためである。

引張強さが低ければ、本実施形態が規定するような特別の考慮をせずとも、限界曲げ角度の絶対値は大きくなるとともに許容すべきボイドやき裂のサイズは小さくなる。例えば、No. 23、No. 26、No. 28、No. 35、No. 39およびNo. 40の比較例では、限界曲げ角度の絶対値およびボイドやき裂のサイズは、発明例に係る鋼板に引けをとらないレベルであった。しかし、これらの比較例における限界曲げ角度およびボイドやき裂のサイズは、引張強さが比較的低い鋼材であるため絶対値が良好なレベルになっているに過ぎない。

[0107] 表4 Aおよび表4 Bから分かるように、本発明例はいずれも、高い強度および優れた曲げ性を有し、且つ、プレス後の圧潰特性に優れていた。

[0108] [表4A]

試験 No.	成分	式(5) Total. N-N <sub>nit</sub> (質量%)	引張強さ (MPa)	Hs/Hc	板厚 (mm)	限界曲げ 角度θ <sub>c</sub> (°)	曲げ戻しの 圧潰特性評価	備考
1	a	0.0002	1267	0.63	1.8	95	OK	発明例
2	b	0.0000	1159	0.62	1.6	108	OK	
3	c	0.0000	1576	0.62	1.2	83	OK	
4	d	0.0003	1322	0.81	1.4	75	OK	
5	e	0.0003	1580	0.63	1.8	76	OK	
6	f	0.0003	1163	0.63	1.2	110	OK	
7	g	0.0002	1242	0.62	1.4	103	OK	
8	h	0.0004	1301	0.61	1.2	101	OK	
9	i	0.0003	1618	0.61	1.6	78	OK	
10	j	0.0004	1132	0.64	1.4	108	OK	
11	k	0.0003	1610	0.84	1.0	65	OK	
12	l	0.0004	1591	0.61	1.2	83	OK	
13	m	0.0004	985	0.67	2.0	115	OK	
14	n	0.0004	1065	0.84	1.8	85	OK	
15	a	0.0002	1285	0.61	1.8	95	OK	
16	c	0.0003	1555	0.60	1.6	81	OK	
17	e	0.0003	1572	0.61	1.6	78	OK	
18	h	0.0004	1280	0.62	1.4	97	OK	
19	m	0.0004	995	0.61	2.0	110	OK	
20	n	0.0004	990	0.64	1.6	108	OK	
21	ac	0.0004	1315	0.64	1.8	80	OK	
22	m	0.0003	1005	0.64	1.8	100	OK	

[0109]

[表4B]

試験 No.	成分	式(5) Total. N-N <sub>hit</sub> (質量%)	引張強さ (MPa)	Hs/Hc	板厚 (mm)	限界曲げ 角度 $\theta_c$ ( $^\circ$ )	曲げ戻しの 圧潰特性評価	備考	
23	o	0.0003	692	0.65	1.6	105	OK	比較例	
24	p	0.0000	1875	0.71	1.2	62	NG		
25	q	冷間圧延工程で破断							
26	r	0.0000	809	0.65	1.6	97	OK		
27	s	0.0003	1533	0.79	1.2	68	NG		
28	u	0.0002	831	0.66	1.8	109	OK		
29	v	0.0000	888	0.70	1.6	87	OK		
30	w	0.0002	1395	0.65	1.6	86	NG		
31	x	0.0001	1500	0.67	2.0	73	NG		
32	y	0.0001	1508	0.67	1.2	81	NG		
33	z	0.0002	1559	0.63	1.6	79	NG		
34	aa	0.0014	906	0.67	1.2	110	NG		
35	ab	0.0030	961	0.63	1.4	103	OK		
36	e	0.0003	1580	0.64	1.6	76	NG		
37	e	冷間圧延工程で破断							
38	f	0.0003	1192	0.65	1.8	86	NG		
39	f	0.0010	962	0.66	2.0	116	NG		
40	g	0.0002	889	0.65	1.8	92	OK		
41	g	0.0012	860	0.85	2.0	69	OK		

下線は本発明の範囲外であること、特性値が好ましくなくを示す。

## 請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.07~0.25%、

Si : 0.01~2.00%、

Mn : 1.5~3.5%、

Al : 0.001~2.000%、

B : 0.0003~0.0100%、

P : 0.100%以下、

S : 0.0500%以下、

N : 0.0005~0.0100%、

O : 0.0060%以下、

Cr : 0~2.000%、

Mo : 0~1.000%、

W : 0~1.000%、

Co : 0~0.500%、

Nb : 0~0.50%、

Ti : 0~0.5000%、

V : 0~0.500%、

Ta : 0~0.100%、

Sn : 0~0.050%、

Sb : 0~0.050%、

As : 0~0.050%、

Ni : 0~1.000%、

Cu : 0~1.000%、

Ca : 0~0.050%、

Zr : 0~0.0500%、

Mg : 0~0.050%、および

REM : 0~0.100%

を含有し、残部がF eおよび不純物からなる化学組成を有し、前記化学組成が下記（１）式、（２）式、（３）式、および（４）式を満たし、

前記化学組成のN含有量をT o t a l . Nとし、窒化物中のN含有量をN<sub>n i t</sub>としたとき、下記（５）式を満たし、

板厚方向に沿って、表面から板厚の1 / 4の位置である1 / 4深さ位置での金属組織において、面積率で、

フェライトおよびベイナイトの合計が0 ~ 6 0 %であり、

マルテンサイトが4 0 ~ 1 0 0 %であり、

パーライトおよび残留オーステナイトの合計が0 ~ 1 0 %であり、

前記板厚方向に沿って、前記表面から3 0 μ mまでの領域を表層部としたとき、前記表層部において、

Bを含み短径が0 . 2 μ m以上の炭化物の数密度が0 . 0 0 3 0 個 / μ m<sup>2</sup>以下である、鋼板。

$$e x . N = [N] - [T i] / 3 . 4 > 0 . 0 0 0 0 \text{質量\%} \dots$$

(1)

$$e x . N - 1 4 / 2 7 \times [A l] < 0 . 0 0 0 \text{質量\%} \dots (2)$$

$$[B] - 1 0 . 8 / 1 4 \times e x . N < 0 . 0 0 0 3 \text{質量\%} \dots (3)$$

$$[A l] - 0 . 0 1 \times e x . N^{-0 . 8 4 9} < 0 . 0 0 0 \text{質量\%} \dots$$

(4)

$$T o t a l . N - N_{n i t} \leq 0 . 0 0 0 5 \text{質量\%} \dots (5)$$

上記（１）式、（２）式、（３）式および（４）式中の[N]、[T i]、[A l] および[B] は、当該元素の質量%での含有量であり、含有しない場合は0を代入する。

[請求項2]

前記表層部の金属組織において、面積率で、フェライトおよびベイナイトの合計が2 %以上であり、マルテンサイト、パーライトおよび

残留オーステナイトの1種又は2種以上の合計が0～98%であり、

前記表層部のビッカース硬さ $H_s$ と、前記1/4深さ位置のビッカース硬さ $H_c$ との比である $H_s/H_c$ が0.65以下である、請求項1に記載の鋼板。

[請求項3] 前記表層部において、AINの数密度が0.01個/ $\mu\text{m}^2$ 以上である、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項4] 引張強さが980MPa以上である、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項5] 前記化学組成が、質量%で、

Cr: 0.001～2.000%、

Mo: 0.010～1.000%、

W: 0.001～1.000%、

Co: 0.010～0.500%、

Nb: 0.01～0.50%、

Ti: 0.0001～0.5000%、

V: 0.001～0.500%、

Ta: 0.001～0.100%、

Sn: 0.001～0.050%、

Sb: 0.001～0.050%、

As: 0.001～0.050%、

Ni: 0.001～1.000%、

Cu: 0.001～1.000%、

Ca: 0.001～0.050%、

Zr: 0.0001～0.0500%、

Mg: 0.001～0.050%、および、

REM: 0.001～0.100%

のうち、1種または2種以上を含有する、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項6] 前記表面に溶融亜鉛めっき層を有する、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項7] 前記表面に合金化溶融亜鉛めっき層を有する、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項8] 質量%で、

C : 0.07~0.25%、

Si : 0.01~2.00%、

Mn : 1.5~3.5%、

Al : 0.001~2.000%、

B : 0.0003~0.0100%、

P : 0.100%以下、

S : 0.0500%以下、

N : 0.0005~0.0100%、

O : 0.0060%以下、

Cr : 0~2.000%、

Mo : 0~1.000%、

W : 0~1.000%、

Co : 0~0.500%、

Nb : 0~0.50%、

Ti : 0~0.5000%、

V : 0~0.500%、

Ta : 0~0.100%、

Sn : 0~0.050%、

Sb : 0~0.050%、

As : 0~0.050%、

Ni : 0~1.000%、

Cu : 0~1.000%、

Ca : 0~0.050%、

Zr : 0 ~ 0.0500%、

Mg : 0 ~ 0.050%、および

REM : 0 ~ 0.100%

を含有し、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有し、前記化学組成が下記(1)式、(2)式、(3)式、および(4)式を満たす、スラブを加熱し、950~700℃の温度域となる合計時間が5s以上となる条件で熱間圧延を施し、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600~450℃の巻き取り温度で巻き取る巻き取り工程と、

前記巻き取り工程後に、前記熱延鋼板に対して、20~80%の板厚減少率で冷間圧延を施し、冷延鋼板を得る冷間圧延工程と、

前記冷間圧延工程後に、前記冷延鋼板に対して、露点が-40~20℃の雰囲気の中で、550~650℃の温度域の平均昇温速度が0.5~5.0℃/sとなるように、740~900℃の焼鈍温度まで昇温して焼鈍を施す焼鈍工程と、

を含む、鋼板の製造方法。

$$\text{ex. } N = [N] - [Ti] / 3.4 > 0.0000 \text{ 質量\%} \dots$$

(1)

$$\text{ex. } N - 14 / 27 \times [Al] < 0.000 \text{ 質量\%} \dots (2)$$

$$[B] - 10.8 / 14 \times \text{ex. } N < 0.0003 \text{ 質量\%} \dots (3)$$

(3)

$$[Al] - 0.01 \times \text{ex. } N^{-0.849} < 0.000 \dots (4)$$

上記(1)式、(2)式、(3)式および(4)式中の[N]、[Ti]、[Al]および[B]は、当該元素の質量%での含有量であり、含有しない場合は0を代入する。

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

**PCT/JP2023/045025**

<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; C22C38/00 301T; C22C38/60; C21D9/46 G; C21D9/46 J		
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; C21D9/46; 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)		
<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 2022/080497 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 21 April 2022 (2022-04-21)	1-8
A	JP 2017-520681 A (ARCELORMITTAL) 27 July 2017 (2017-07-27)	1-8
A	WO 2016/120914 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 04 August 2016 (2016-08-04)	1-8
A	WO 2015/093043 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 25 June 2015 (2015-06-25)	1-8
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
<p>* Special categories of cited documents:</p> <p>“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>“D” document cited by the applicant in the international application</p> <p>“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date</p> <p>“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)</p> <p>“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&amp;” document member of the same patent family</p>		
Date of the actual completion of the international search <b>02 February 2024</b>		Date of mailing of the international search report <b>13 February 2024</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. <b>PCT/JP2023/045025</b>
---

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2022/080497	A1	21 April 2022	EP 4186987 A1 CN 116018416 A KR 10-2023-0059822 A	
-----					
JP	2017-520681	A	27 July 2017	US 2017/0137906 A1 WO 2015/185956 A1 KR 10-2017-0015303 A CN 106471147 A	
-----					
WO	2016/120914	A1	04 August 2016	KR 10-2017-0096197 A CN 107208234 A	
-----					
WO	2015/093043	A1	25 June 2015	US 2016/0319385 A1 EP 3054025 A1 CN 105814227 A KR 10-2016-0101095 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; C22C38/00 301T; C22C38/60; 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; C22C38/60 最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922 - 1996年 日本国公開実用新案公報 1971 - 2024年 日本国実用新案登録公報 1996 - 2024年 日本国登録実用新案公報 1994 - 2024年		
国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2022/080497 A1（日本製鉄株式会社）21.04.2022（2022 - 04 - 21）	1-8
A	JP 2017-520681 A（アルセロールミタル）27.07.2017（2017 - 07 - 27）	1-8
A	WO 2016/120914 A1（JFEスチール株式会社）04.08.2016（2016 - 08 - 04）	1-8
A	WO 2015/093043 A1（JFEスチール株式会社）25.06.2015（2015 - 06 - 25）	1-8
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの “D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献 “E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの “L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す） “O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 “P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献	“T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの “X” 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの “Y” 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの “&” 同一パテントファミリー文献	
国際調査を完了した日 02.02.2024	国際調査報告の発送日 13.02.2024	
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/JP2023/045025

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2022/080497	A1	21.04.2022	EP	4186987	A1	
				CN	116018416	A	
				KR	10-2023-0059822	A	
-----							
JP	2017-520681	A	27.07.2017	US	2017/0137906	A1	
				WO	2015/185956	A1	
				KR	10-2017-0015303	A	
				CN	106471147	A	
-----							
WO	2016/120914	A1	04.08.2016	KR	10-2017-0096197	A	
				CN	107208234	A	
-----							
WO	2015/093043	A1	25.06.2015	US	2016/0319385	A1	
				EP	3054025	A1	
				CN	105814227	A	
				KR	10-2016-0101095	A	
-----							