

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2025年6月5日(05.06.2025)



(10) 国際公開番号

WO 2025/115802 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/JP2024/041617

(22) 国際出願日: 2024年11月25日(25.11.2024)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2023-201058 2023年11月28日(28.11.2023) 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 (JP).

(72) 発明者: 山田 英史 (YAMADA Hidefumi); 〒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 (JP). 長井 健介 (NAGAI Kensuke); 〒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 (JP). 安藤 洵 (ANDO Jun); 〒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 (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 (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: HOT-ROLLED STEEL SHEET

(54) 発明の名称: 熱間圧延鋼板

(57) Abstract: In this hot-rolled steel sheet, the A value represented by formula (1) is 0.0150 mass% or more, the M value represented by formula (2) is 930 or less, the metal structure at a position 1/4 of the sheet thickness from the surface comprises, in terms of area%, no less than 50% and less than 80% ferrite, more than 20% and no more than 50% bainite, 0-5% pearlite, and 0-2% MA, the average crystal grain size is 10 μm or less, the BH amount is 45 MPa or more, and the tensile strength is 780 MPa or more.

(57) 要約: この熱間圧延鋼板は、(1)式で表されるA値が0.0150質量%以上であり、(2)式で表されるM値が930以下であり、表面から板厚の1/4位置における金属組織が、面積%で、フェライト:50%以上、80%未満、ベイナイト:20%超、50%以下、パーライト:0~5%、MA:0~2%からなり、平均結晶粒径が10μm以下であり、BH量が45MPa以上であり、引張強さが780MPa以上である。



WO 2025/115802 A1

明 細 書

発明の名称：熱間圧延鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、熱間圧延鋼板に関する。

本願は、2023年11月28日に、日本に出願された特願2023-201058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] 近年、温室効果ガスの排出量削減のため、自動車メーカー各社では部品点数の削減及び薄肉化による車体軽量化が進められている。一方で、自動車車体には衝突安全性も要求されるため、自動車用部品への高強度鋼板の適用が加速している。

[0003] 自動車などに適用される高強度の熱間圧延鋼板は、プレス加工性に優れることが要求される。高強度の熱間圧延鋼板においてプレス加工性を向上させるため、例えば、高強度と、成形性とを両立するために、金属組織においてフェライトを80%以上として、残部をベイナイト、パーライトとし、フェライト粒内に微細な炭化物を析出させることで、高強度と延性とを両立させる技術が知られている。この技術においては、強度単価が安価なTiが主に使用される。

[0004] Ti添加によりプレス加工性を改善することはできるが、Ti添加の高強度の熱間圧延鋼板をブランク形状に切断する（打ち抜き加工を行う）際、せん断端面が2枚の層状に剥離するような不具合が発生しやすい。この剥離は、板厚方向に対して垂直方向の割れへと進展する場合がある。この打ち抜き時に発生する端面の剥離は「剥がれ」と呼ばれる。

高強度の熱間圧延鋼板においては、この打ち抜き時に発生する剥がれを防止することが求められている。

[0005] 例えば、特許文献1には、鋼板中に固溶炭素を残留させることによって、結晶粒界を強化し、打ち抜き加工性を改善する技術が開示されている。

[0006] 特許文献2には、Bを添加することによって、Bを粒界に偏析させて結晶粒界を強化し、打ち抜き加工性を改善する方法が明示されている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：日本国特開2003-342684号

特許文献2：日本国特開2004-315857号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] しかしながら、特許文献1において固溶炭素量を残留させた鋼板においても、打ち抜き時の微小な剥がれを抑制する観点から、改善の余地が有る。打ち抜き加工後にせん断端面が塑性ひずみを受ける様な加工プロセスの場合、その微小な剥がれが割れの起点になる。

[0009] また、特許文献2に記載の技術のようにBを添加すると、粒界強度は上昇するが、焼入れ性向上に伴う金属組織や鋼板の表面性状の制御の観点から改善の余地が有る。

[0010] 本発明は上記実情に鑑みてなされたものである。本発明は、高い強度、並びに、優れたプレス加工性及び打ち抜き加工性を有する熱間圧延鋼板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] 本発明者は、化学組成におけるC含有量と、Ti含有量と、N含有量と、Nb含有量と、V含有量とから計算することで得られる、計算未析出炭素量を増加させることで、固溶炭素量を増加させることができ、打ち抜き加工時の微小な剥がれの発生を抑制できることを知見した。

[0012] 固溶炭素量について、特許文献1には非固定炭素 $(C - Ti / 4 + N / 1.17)$ が0.015%を超えると、フェライトの強化が不十分となり、ベイナイト中の炭素量上昇によりベイナイトとの硬度差が大きくなることで、プレス加工性が劣化することが記載されている。更に、特許文献1には、フ

エライトの面積率が80%未満になると延性が低下することが記載されている。そこで、本発明者は、金属組織においてベイナイトの面積率を増加させ、ベイナイト中の炭素量上昇を抑制し、硬度上昇を抑制することで、プレス加工性を向上できることを知見した。

[0013] 上記知見に基づいてなされた本発明の要旨は以下の通りである。

[1] 化学組成が、質量%で、

C : 0.04~0.10%、

Si : 0.11~0.30%、

Mn : 1.40~2.50%、

P : 0.05%以下、

S : 0.05%以下、

N : 0.010%以下、

O : 0.010%以下、

Al : 0.001~0.050%、

Ti : 0.060~0.150%、

Nb : 0.020~0.100%、

V : 0~0.200%、

Mo : 0~1.000%、

Ca : 0~0.0100%、

REM : 0~0.0100%、

Cu : 0~2.00%、

Ni : 0~1.50%、

Cr : 0~2.00%、

Mg : 0~0.0200%、

Bi : 0~0.0200%、

Zr : 0~0.500%、

Co : 0~1.000%、

Zn : 0~0.200%、

W : 0~0.200%、

Sb : 0~0.200%、

As : 0~0.050%、

Sn : 0~0.050%、

B : 0.0005%未満、並びに、

残部 : Feおよび不純物であり、

下記(1)式で表されるA値が0.0150質量%以上であり、

下記(2)式で表されるM値が930以下であり、

表面から板厚の1/4位置における金属組織が、面積%で、

フェライト : 50%以上、80%未満、

ベイナイト : 20%超、50%以下、

パーライト : 0~5%、

MA : 0~2%からなり、

平均結晶粒径が10μm以下であり、

BH量が45MPa以上であり、

引張強さが780MPa以上であることを特徴とする熱間圧延鋼板。

$$A\text{値} = C - Ti / 4 + N / 1.17 - Nb / 7.75 - V / 4.25 \quad (1)$$

$$M\text{値} = 937 - 436.5 \times C + 56 \times Si - 19.7 \times Mn - 16.3 \times Cu - 26.6 \times Ni - 4.9 \times Cr + 38.1 \times Mo + 124.8 \times V + 136.3 \times Ti - 19.1 \times Nb + 198.4 \times Al \quad (2)$$

ただし、前記式(1)及び(2)中の各元素記号は、当該元素の質量%での含有量を示し、含有しない場合は0を代入する。

[2] 前記化学組成が、質量%で、

V : 0.001~0.200%、

Mo : 0.001~1.000%、

Ca : 0.0001~0.0100%、

REM : 0.0001~0.0100%、

Cu : 0.01 ~ 2.00 %、

Ni : 0.01 ~ 1.50 %、

Cr : 0.01 ~ 2.00 %、

Mg : 0.0001 ~ 0.0200 %、

Bi : 0.001 ~ 0.0200 %、

Zr : 0.001 ~ 0.500 %、

Co : 0.001 ~ 1.000 %、

Zn : 0.001 ~ 0.200 %、

W : 0.001 ~ 0.200 %、

Sb : 0.001 ~ 0.200 %、

As : 0.001 ~ 0.050 %、及び

Sn : 0.001 ~ 0.050 % からなる群のうち 1 種以上を含有することを特徴とする上記 [1] に記載の熱間圧延鋼板。

[3] 前記表面～前記表面から 500 μ m 深さの金属組織において、オイルアール角で、 $\Phi = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi 1 = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi 2 = 45^\circ$ で表現される方位群の極密度の最大値が 7.0 以下であることを特徴とする上記 [1] または [2] に記載の熱間圧延鋼板。

[4] 前記化学組成が、質量%で、B : 0.0002 % 以下であることを特徴とする上記 [1] ~ [3] のいずれか 1 項に記載の熱間圧延鋼板。

発明の効果

[0014] 本発明に係る上記態様によれば、高い強度、並びに、優れたプレス加工性及び打ち抜き加工性を有する熱間圧延鋼板を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0015] 本発明の一実施形態に係る熱間圧延鋼板（以下、本実施形態に係る熱間圧延鋼板と言う場合がある。）について、以下に説明する。ただし、本発明は本実施形態に開示の構成のみに制限されることなく、本開示の趣旨を逸脱しない範囲で種々の変更が可能である。

[0016] 以下に本発明の個々の構成要件について詳細に説明する。まず、本実施形

態に係る熱間圧延鋼板の化学組成の限定理由について述べる。

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。以下の説明において、化学組成に関する％は特に指定しない限り質量％である。

[0017] 本実施形態に係る熱間圧延鋼板は、化学組成が、質量％で、C : 0.04～0.10％、Si : 0.11～0.30％、Mn : 1.40～2.50％、P : 0.05％以下、S : 0.05％以下、N : 0.010％以下、O : 0.010％以下、Al : 0.001～0.050％、Ti : 0.060～0.150％、Nb : 0.020～0.100％、V : 0～0.200％、Mo : 0～1.000％、Ca : 0～0.0100％、REM : 0～0.0100％、Cu : 0～2.00％、Ni : 0～1.50％、Cr : 0～2.00％、Mg : 0～0.0200％、Bi : 0～0.0200％、Zr : 0～0.500％、Co : 0～1.000％、Zn : 0～0.200％、W : 0～0.200％、Sb : 0～0.200％、As : 0～0.050％、Sn : 0～0.050％、B : 0.0005％未満、並びに、残部 : Fe 及び不純物を含有する。以下に各元素について詳細に説明する。

[0018] C : 0.04～0.10％

Cは、固溶Cとして粒界に存在させて、せん断加工や打ち抜き加工で形成される端面でののはがれを抑制する効果を得るとともに、炭化物として析出させて熱間圧延鋼板の強度を得るために必要な元素である。C含有量が0.04％未満では、打ち抜き加工性や所望の強度を得ることが困難となる。そのため、C含有量は0.04％以上とする。C含有量は、好ましくは、0.05％以上、0.06％以上である。

一方、C含有量が0.10％超では、延性が低下することにより、熱間圧延鋼板のプレス加工性が劣化する。そのため、C含有量は0.10％以下とする。C含有量は、好ましくは、0.09％以下、0.08％以下である。

[0019] Si : 0.11～0.30％

S i は脱酸材として有効な元素であり、且つ、固溶強化元素として強度を高めるために有効な元素である。S i 含有量が0.11%未満では、熱間圧延鋼板において所望の強度を得ることが困難となる。そのため、S i 含有量は0.11%以上とする。S i 含有量は、好ましくは、0.15%以上である。

一方、S i 含有量が0.30%超では、縞模様状のS i スケールが鋼板表面に発生し、表面性状が損なわれる。更に、熱間圧延鋼板の化成処理性が劣化する。そのため、S i 含有量は0.30%以下とする。S i 含有量は、好ましくは、0.25%以下である。

[0020] Mn : 1.40~2.50%

Mn は固溶強化元素として強度に有効な元素である。Mn 含有量が1.40%未満では、熱間圧延鋼板において所望の強度を得ることが困難となる。そのため、Mn 含有量は1.40%以上とする。Mn 含有量は、好ましくは、1.60%以上、1.80%以上とする。

一方、Mn 含有量は2.50%超では、延性が低下することにより、熱間圧延鋼板のプレス加工性が劣化する。そのため、Mn 含有量は2.50%以下とする。Mn 含有量は、好ましくは、2.30%以下、2.00%以下である。

[0021] P : 0.05%以下

P は粒界に偏析して延性を低下させることで、熱間圧延鋼板のプレス加工性を劣化させる元素である。この作用はP 含有量が0.05%超で顕著となるため、P 含有量は0.05%以下とする。

P 含有量は少ない程好ましいため、0%としてもよい。ただし、精錬コスト抑制の観点から、P 含有量は、0.001%以上としてもよい。

[0022] S : 0.05%以下

S はMn S を形成して破壊の起点として作用して、穴広げ性を劣化させることで、熱間圧延鋼板のプレス加工性を劣化させる元素である。この作用はS 含有量が0.05%超で顕著となるため、S 含有量は0.05%以下とす

る。

S含有量は少ない程好ましいため、0%としてもよい。ただし、精錬コスト抑制の観点から、S含有量は、0.001%以上としてもよい。

[0023] N : 0.010%以下

NはTiと窒化物を形成して、Cと結合できるTiの量を減少させることで熱間圧延鋼板の強度を低下させる元素である。また、Nは、粗大なTiNを形成して、打ち抜き加工性を劣化させる元素でもある。これらの作用はN含有量が0.010%超で顕著となるため、N含有量は0.010%以下とする。

N含有量は少ない程好ましいため、0%としてもよい。ただし、精錬コスト抑制の観点から、N含有量は、0.001%以上としてもよい。

[0024] O : 0.010%以下

Oは、鋼中に多く含まれると破壊の起点となる粗大な酸化物を形成し、プレス加工性を劣化させる元素である。この作用はO含有量が0.010%超であると顕著となるため、O含有量は0.010%以下とする。O含有量は、好ましくは、0.008%以下、0.006%以下である。

O含有量は少ない程好ましいため、0%としてもよい。ただし、精錬コスト抑制の観点から、O含有量は、0.001%以上としてもよい。

[0025] Al : 0.001~0.050%

Alは脱酸材として有効な元素である。Al含有量が0.001%未満では、溶鋼を十分に脱酸させることができない。そのため、Al含有量は、0.001%以上とする。Al含有量は、好ましくは、0.010%以上、0.020%以上とする。

一方、Al含有量が0.050%超では、非金属介在物量が増加して、延性が低下することで、プレス加工性が劣化する。そのため、Al含有量は0.050%以下とする。Al含有量は、好ましくは、0.040%以下である。

[0026] Ti : 0.060~0.150%

Tiは結晶粒を微細化させるとともに、微細なTiCを析出させて熱間圧延鋼板において強度を得るために有効な元素である。Ti含有量が0.060%未満では、所望の強度を得ることが困難となる。そのため、Ti含有量は0.060%以上とする。Ti含有量は、好ましくは、0.080%以上、0.100%以上とする。

一方、Ti含有量が0.150%超では、TiCが多量に発生して延性が低下することで、熱間圧延鋼板のプレス加工性が劣化する。更に、TiNが多量に発生することで打ち抜き加工性が低下する。そのため、Ti含有量は0.150%以下とする。Ti含有量は、好ましくは、0.145%以下、0.140%以下、0.135%以下である。

[0027] Nb : 0.020~0.100%

NbはTiと同様に結晶粒を微細化させるとともに、微細なNbCを析出させて強度を得るために有効な元素である。Nb含有量が0.020%未満では、熱間圧延鋼板において所望の強度を得ることが困難となる。そのため、Nb含有量は0.020%以上とする。Nb含有量は、好ましくは、0.030%以上、0.050%以上である。

一方、Nb含有量が0.100%超では、NbCが多量に発生して延性が低下し、熱間圧延鋼板のプレス加工性が劣化する。そのため、Nb含有量は0.100%以下とする。Nb含有量は、好ましくは、0.090%以下、0.080%以下である。

[0028] V : 0~0.200%

Vは微細なVCを析出させることで、熱間圧延鋼板の強度を高めるために有効な元素である。V含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、V含有量を0.001%以上とすることが好ましい。V含有量は、より好ましくは、0.005%以上又は0.010%以上である。

一方、V含有量を0.200%超では、VCが多量に発生して固溶炭素量が少なくなる恐れがある。そのため、V含有量は0.200%以下とする。V含有量は、好ましくは、0.150%以下又は0.100%以下である。

[0029] Mo : 0 ~ 1.000%

Moは鋼の焼入れ性を高めることで、熱間圧延鋼板の強度を高めるために有効な元素である。Mo含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、Mo含有量を0.001%以上とすることが好ましい。Mo含有量は、より好ましくは、0.005%以上又は0.010%以上である。

一方、Mo含有量を1.000%超としても上記効果は飽和してしまい、経済的に好ましくない。そのため、Mo含有量は1.000%以下とする。Mo含有量は、好ましくは、0.800%以下又は0.600%以下である。

[0030] Ca : 0 ~ 0.0100%

Caは破壊の起点となり加工性を劣化させる原因となる非金属介在物の形態を制御することで、プレス加工性を高めるために有効な元素である。Ca含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、Ca含有量を0.0001%以上とすることが好ましい。Ca含有量は、より好ましくは、0.0005%以上又は0.0010%以上である。

一方、Ca含有量を0.0100%超としても上記効果は飽和してしまい、経済的に好ましくない。そのため、Ca含有量は0.0100%以下とする。Ca含有量は、好ましくは、0.0080%以下又は0.0060%以下である。

[0031] REM : 0 ~ 0.0100%

REMはCaと同様、破壊の起点となり加工性を劣化させる原因となる非金属介在物の形態を制御することで、プレス加工性を高めるために有効な元素である。REM含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、REM含有量を0.0001%以上とすることが好ましい。REM含有量は、より好ましくは、0.0005%以上又は0.0010%以上である。

一方、REM含有量を0.0100%超としても上記効果は飽和してしまい、経済的に好ましくない。そのため、REM含有量は0.0100%以下とする。REM含有量は、好ましくは、0.0080%以下又は0.006

0%以下である。

なお、REMは、Sc、Y及びランタノイドからなる合計17元素を指し、上記REMの含有量は、これらの元素の合計含有量を指す。ランタノイドの場合、工業的にはミッシュメタルの形で添加される。

[0032] Cu : 0～2.00%

Cuは鋼の焼入れ性を高めることで、熱間圧延鋼板の強度を高めるために有効な元素である。Cu含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、Cu含有量を0.01%以上とすることが好ましい。Cu含有量は、より好ましくは、0.05%以上又は0.10%以上である。

一方、Cu含有量を2.00%超としても上記効果は飽和してしまい、経済的に好ましくない。そのため、Cu含有量は2.00%以下とする。Cu含有量は、好ましくは、1.80%以下又は1.60%以下である。

[0033] Ni : 0～1.50%

Niは焼入れ性を高めることで、熱間圧延鋼板の強度を高めるために有効な元素である。Ni含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、Ni含有量を0.01%以上とすることが好ましい。Ni含有量は、より好ましくは、0.05%以上又は0.10%以上である。

一方、Ni含有量を1.50%超としても上記効果は飽和してしまい、経済的に好ましくない。そのため、Ni含有量は1.50%以下とする。Ni含有量は、好ましくは、1.30%以下又は1.10%以下である。

[0034] Cr : 0～2.00%

Crは焼入れ性を高めることで、熱間圧延鋼板の強度を高めるために有効な元素である。Cr含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、Cr含有量を0.01%以上とすることが好ましい。Cr含有量は、より好ましくは、0.05%以上又は0.10%以上である。

一方、Cr含有量を2.00%超としても上記効果は飽和してしまい、経済的に好ましくない。そのため、Cr含有量は2.00%以下とする。Cr含有量は、好ましくは、1.80%以下又は1.60%以下である。

[0035] Mg : 0 ~ 0.0200%

Mg は鋼中の介在物の形状を好ましい形状に制御することにより、熱間圧延鋼板の降伏比を高める元素である。Mg 含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、Mg 含有量を0.0001%以上とすることが好ましい。Mg 含有量は、より好ましくは、0.0005%以上又は0.0010%以上である。

一方、Mg 含有量が0.0200%超であると、鋼中に介在物が過剰に生成され、熱間圧延鋼板の降伏比が低下する。そのため、Mg 含有量は0.0200%以下とする。Mg 含有量は、好ましくは、0.0150%以下又は0.0100%以下である。

[0036] Bi : 0 ~ 0.0200%

Bi は凝固組織を微細化することにより、熱間圧延鋼板の降伏比を高める元素である。Bi 含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、Bi 含有量を0.001%以上とすることが好ましい。Bi 含有量は、より好ましくは、0.0005%以上又は0.0010%以上である。

一方、Bi 含有量が0.0200%超であると、上記作用による効果は飽和してしまい、経済的に好ましくない。したがって、Bi 含有量は0.0200%以下とする。Bi 含有量は、好ましくは、0.0150%以下又は0.0100%以下である。

[0037] Zr : 0 ~ 0.500%

Zr は固溶強化により熱間圧延鋼板の強度を高める元素である。Zr 含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、Zr 含有量を0.001%以上とすることが好ましい。Zr 含有量は、より好ましくは、0.005%以上又は0.010%以上である。

一方、Zr 含有量が0.500%超であると、熱間圧延鋼板の穴広げ性が劣化することで、プレス加工性が劣化する。そのため、Zr 含有量は0.500%以下とする。Zr 含有量は、好ましくは、0.400%以下又は0.300%以下である。

[0038] Co : 0 ~ 1.000%

Coは固溶強化により熱間圧延鋼板の強度を高める元素である。Co含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、Co含有量を0.001%以上とすることが好ましい。Co含有量は、より好ましくは、0.005%以上又は0.010%以上である。

一方、Co含有量が1.000%超であると、熱間圧延鋼板の穴広げ性が劣化することで、プレス加工性が劣化する。そのため、Co含有量は1.000%以下とする。Co含有量は、好ましくは、0.800%以下又は0.600%以下である。

[0039] Zn : 0 ~ 0.200%

Znは固溶強化により熱間圧延鋼板の強度を高める元素である。Zn含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、Zn含有量を0.001%以上とすることが好ましい。Zn含有量は、より好ましくは、0.005%以上又は0.010%以上である。

一方、Zn含有量が0.200%超であると、熱間圧延鋼板の穴広げ性が劣化することで、プレス加工性が劣化する。そのため、Zn含有量は0.200%以下とする。Zr含有量は、好ましくは、0.150%以下又は0.100%以下である。

[0040] W : 0 ~ 0.200%

Wは固溶強化により熱間圧延鋼板の強度を高める元素である。W含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、W含有量を0.001%以上とすることが好ましい。W含有量は、より好ましくは、0.005%以上又は0.010%以上である。

一方、W含有量が0.200%超であると、熱間圧延鋼板の穴広げ性が劣化することで、プレス加工性が劣化する。そのため、W含有量は0.200%以下とする。W含有量は、好ましくは、0.150%以下又は0.100%以下である。

[0041] Sb : 0 ~ 0.200%

S bは破壊の起点となる酸化物の生成を抑制することで、熱間圧延鋼板の穴広げ性を高める元素である。S b含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、S b含有量を0.001%以上とすることが好ましい。S b含有量は、より好ましくは、0.005%以上又は0.010%以上である。

一方、S bを多量に含有させても上記効果は飽和するため、S b含有量は0.200%以下とする。S b含有量は、好ましくは、0.150%以下又は0.100%以下である。

[0042] A s : 0~0.050%

A sはオーステナイト単相化温度を低下させることにより、旧オーステナイト粒を細粒化させて、熱間圧延鋼板の穴広げ性を高める元素である。A s含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、A s含有量を0.001%以上とすることが好ましい。A s含有量は、より好ましくは、0.005%以上又は0.010%以上である。

一方、A sを多量に含有させても上記効果は飽和するため、A s含有量は0.050%以下とする。A s含有量は、好ましくは、0.030%以下又は0.020%以下である。

[0043] S n : 0~0.050%

S nは破壊の起点となる酸化物の生成を抑制することで、熱間圧延鋼板の穴広げ性を高める元素である。S n含有量は0%でもよいが、この効果を十分に得るためには、S n含有量は0.001%以上とすることが好ましい。S n含有量は、より好ましくは、0.005%以上又は0.010%以上である。

一方、S nを多量に含有させても上記効果は飽和するため、S n含有量は0.050%以下とする。S n含有量は、好ましくは、0.030%以下又は0.020%以下である。

[0044] B : 0.0005%未満

本実施形態に係る熱間圧延鋼板の化学組成においては、Bは実質的に含有

されないため、B含有量は0.0005%未満とする。熱間圧延鋼板の強度確保の観点からB含有量は低い程好ましいため、0.0004%以下、0.0004%未満、0.0003%以下、0.0002%以下又は0.0002%未満とすることが好ましい。

[0045] A値：0.0150質量%以上

化学組成において、下記（１）式で表されるA値（計算未析出炭素量）が0.0150質量%未満であると、固溶炭素量が不足し、BH量を十分に高めることができず、熱間圧延鋼板において所望のプレス加工性を得ることができない。そのため、A値は0.0150質量%以上とする。A値は、好ましくは、0.0200質量%以上、0.0250質量%以上、0.0300質量%以上とする。

A値の上限は特に限定しないが、1.0000質量%以下、0.0800質量%以下又は0.0750質量%以下としてもよい。

[0046] $A \text{ 値} = C - Ti / 4 + N / 1.17 - Nb / 7.75 - V / 4.25$ （１）

ただし、前記式（１）中の各元素記号は、当該元素の質量%での含有量を示し、含有しない場合は0%を代入する。

[0047] M値：930以下

下記（２）式で表されるM値が930超であると、フェライト生成能が上昇することで、所望量のベイナイトを得ることができない。その結果、穴広げ性が劣化することで、熱間圧延鋼板のプレス加工性が劣化する。そのため、M値は930以下とする。M値は、好ましくは、920以下、910以下又は900以下である。

[0048] $M \text{ 値} = 937 - 436.5 \times C + 56 \times Si - 19.7 \times Mn - 16.3 \times Cu - 26.6 \times Ni - 4.9 \times Cr + 38.1 \times Mo + 124.8 \times V + 136.3 \times Ti - 19.1 \times Nb + 198.4 \times Al$ （２）

ただし、前記式（２）中の各元素記号は、当該元素の質量%での含有量を示し、含有しない場合は0%を代入する。

なお、熱間圧延鋼板の化学組成がBを0.0005%以上含有する場合には、前記式(2)に代えて、Bの項を追加した下記式(2')を用いることが好ましい。なお、必要に応じて、Bを0.0001%以上、0.0002%以上、0.0003%以上又は0.0004%以上含有する場合にも、前記式(2)に代えて、下記式(2')を用いてもよい。

$$\begin{aligned} M\text{値} = & 937 - 436.5 \times C + 56 \times Si - 19.7 \times Mn - 16.3 \\ & \times Cu - 26.6 \times Ni - 4.9 \times Cr + 38.1 \times Mo + 124.8 \times V \\ & + 136.3 \times Ti - 19.1 \times Nb + 198.4 \times Al + 3315 \times B \\ & (2') \end{aligned}$$

ただし、前記式(2)中の各元素記号は、当該元素の質量%での含有量を示し、含有しない場合は0%を代入する。

[0049] 本実施形態に係る熱間圧延鋼板は、上記の元素を含有し、残部がFe及び不純物からなってもよい。本実施形態において、不純物とは、原料としての鉱石、スクラップ、または製造環境等から混入されるもの、及び／又は本実施形態に係る熱間圧延鋼板の特性（強度、プレス加工性及び打ち抜き加工性）に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0050] 上述した熱間圧延鋼板の化学組成は、スパーク放電発光分光分析装置などを用いて分析すればよい。なお、C及びSはガス成分分析装置などを用いて、酸素気流中で燃焼させ、赤外線吸収法によって測定することで同定された値を採用する。また、Nは、鋼板から採取した試験片をヘリウム気流中で融解させ、熱伝導度法によって測定することで同定された値を採用する。また、Oは、鋼板から採取した黒鉛るつぼに入れて試験片をヘリウム気流中で溶解させ、赤外線吸収法によって測定することで同定された値を採用する。

熱間圧延鋼板が表面にめっき層や塗膜などを備える場合は、必要に応じて、機械研削等によりめっき層や塗膜などを除去してから、化学組成の分析を行う。

[0051] 次に、本実施形態に係る熱間圧延鋼板の金属組織について説明する。

本実施形態に係る熱間圧延鋼板は、表面から板厚の1/4位置における金

属組織が、面積%で、フェライト：50%以上、80%未満、ベイナイト：20%超、50%以下、パーライト：0～5%、MA：0～2%からなり、平均結晶粒径が10 μ m以下である。

以下、各要件について説明する。

- [0052] なお、本実施形態では、表面から板厚の1/4位置（表面から板厚の1/8深さ～前記表面から板厚の3/8深さの領域）における金属組織を規定する。前記位置は、換言すると、表面から板厚の1/8深さを始点として、前記表面から板厚の3/8深さを終点とする領域である。

前記位置における金属組織を規定する理由は、前記位置における金属組織が鋼板の代表的な金属組織を示すためである。

なお、熱間圧延鋼板が表面にめっき層や塗膜などを備える場合は、ここでいう表面とは、鋼板とめっき層や塗膜などとの界面のことをいう。

- [0053] フェライト：50%以上、80%未満

本実施形態に係る熱間圧延鋼板では、フェライト粒内に微細なTiCを析出させて、所望の強度を得る。この効果を得るために、フェライトの面積率は50%以上とする。フェライトの面積率は、好ましくは、55%以上、60%以上、65%以上である。

一方、フェライトの面積率が80%以上では、ベイナイトの面積率が少なくなることで、ベイナイト中の炭素量が上昇し、ベイナイトの硬度が上昇して、穴広げ性が劣化し、熱間圧延鋼板のプレス加工性が劣化する。そのため、フェライトの面積率は80%未満とする。フェライトの面積率は、好ましくは、75%以下、70%以下である。

- [0054] ベイナイト：20%超、50%以下

ベイナイトの面積率が20%以下では、ベイナイト中の炭素量が上昇し、ベイナイトの硬度が上昇して穴広げ性が劣化することが、熱間圧延鋼板において所望のプレス加工性を得ることができない。そのため、ベイナイトの面積率は20%超とする。ベイナイトの面積率は、好ましくは、25%以上、30%以上である。

また、フェライトの面積率との関係から、ベイナイトの面積率は50%以下とする。ベイナイトの面積率は、好ましくは、45%以下、40%以下、35%以下である。

[0055] パーライト：0～5%

パーライトは強度に劣る組織である。パーライトの面積率が5%超であると熱間圧延鋼板の強度が低下する。そのため、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4%以下、3%以下、2%以下、1%以下である。

パーライトの面積率は少ない程好ましいため、0%であることが好ましい。

[0056] MA：0～2%

MAはマルテンサイトとオーステナイトとからなる組織である。MAは硬度が高いため、MAの面積率が2%超となると、穴広げ性が劣化することで、熱間圧延鋼板のプレス加工性が劣化する。そのため、MAの面積率は2%以下とする。MAの面積率は、好ましくは、1%以下である。

MAは含まれなくてもよいため、MAの面積率は0%であってもよい。

[0057] 各組織の面積率は以下の方法により測定する。

[0058] フェライトの面積率の測定方法

熱間圧延鋼板から、板幅方向に垂直な断面を観察できるように、試験片を採取する。採取した試験片について、湿式研磨することで観察面を鏡面に仕上げ、室温においてアルカリ性溶液を含まないコロイダルシリカを用いて観察面を8分間研磨し、観察面に導入されたひずみを除去する。次に、表面から板厚の1/4位置（表面から板厚の1/8深さ～前記表面から板厚の3/8深さの領域）について、SEM-EBSD装置を用いて組織観察する。SEM-EBSD装置として、電界放射型走査電子顕微鏡（JEOL製JSM-7001F）とEBSD検出器（TSL製DVC5型検出器）とで構成された装置を用いる。この際、装置内の真空度は 9.6×10^{-5} Pa以下、加速電圧は15 kV、照射電流レベルは13、電子線の照射レベルは62とす

る。

観察領域は $500\mu\text{m} \times 500\mu\text{m}$ の領域とし、ステップサイズを $0.3\mu\text{m}$ とし、結晶方位情報を得る。観察領域は少なくとも3領域とする。得られた結晶方位情報と、OIM Data analysisとを用いて、隣接測定点との結晶方位差を求め、結晶方位差が 15° 以上の境界で囲まれた領域を結晶粒とみなす。次に、隣接測定点との方位差の結晶粒ごとの平均値 (Grain Average Misorientation、GAM) を計算する。GAMが 1.0° 以下の結晶粒をフェライトと定義し、この結晶粒の面積率を求めることで、フェライトの面積率を得る。

なお、この方法で定義されるフェライトには、パーライト内のフェライトは含まれない。

[0059] パーライトの面積率の測定方法

上述の方法と同様の方法で試験片を採取し、観察面をナイトールで腐食することで金属組織を現出させ、光学顕微鏡を用いて組織写真を撮影する。撮影位置は表面から板厚の $1/4$ 位置（表面から板厚の $1/8$ 深さ～前記表面から板厚の $3/8$ 深さの領域）とし、撮影領域は $500\mu\text{m} \times 500\mu\text{m}$ の領域とし、少なくとも3領域とする。得られた組織写真に対して画像解析を行い、黒くエッチングされた結晶粒をパーライトと定義し、当該結晶粒の面積率を算出することで、パーライトの面積率を得る。

なお、この方法で黒くエッチングされるパーライトには、上述のSEM-EBSD装置を用いて定義されるフェライトは含まれない。

[0060] MAの面積率の測定方法

上述の方法と同様の方法で試験片を採取し、観察面をレペラ腐食することで金属組織を現出させ、光学顕微鏡を用いて組織写真を撮影する。撮影位置、撮影領域は上述の方法と同じである。得られた組織写真に対して画像解析を行い、白くエッチングされた結晶粒をMAと定義し、当該結晶粒の面積率を算出することで、MAの面積率を得る。

[0061] ベイナイトの面積率の測定方法

ベイナイトは、100%から、フェライト、パーライト及びMAの面積率を差し引くことで得る。

[0062] 平均結晶粒径：10 μm 以下

本実施形態では、TiCの微細析出による析出強化に加えて、結晶粒を微細化することによる高強度化も活用することで所望の引張強さを得る。平均結晶粒径が10 μm 超では、結晶粒の微細化による強化量が減少し、所望の強度を得ることができない。そのため、平均結晶粒径は10 μm 以下とする。平均結晶粒径は、好ましくは、8 μm 以下、7 μm 以下、6 μm 以下である。

平均結晶粒径の下限は特に限定しないが、2 μm 以上又は3 μm 以上としてもよい。

[0063] 金属組織の平均結晶粒径は以下の方法により測定する。

フェライトの面積率を測定したときの結晶方位情報を用いて、解析を行う。結晶方位差が15°以上の境界で囲まれた領域を結晶粒と定義し、当該結晶粒の円相当径を算出する。観察領域における全ての結晶粒について円相当径を算出し、それらの平均値を算出することで、平均結晶粒径を得る。

なお、円相当径とは、特定された結晶粒の面積と同じ面積となる円の直径のことである。

[0064] BH量：45 MPa 以上

本実施形態において炭素は、所望の強度を得るために必要な析出物を生成させることに加えて、鋼中に固溶状態で残存することで、打ち抜き加工性を高める役割も有する。本発明者は、固溶炭素量とBH量（焼付硬化量）とは相関関係があり、BH量が45 MPa未満では固溶炭素量が少なくなり、所望の打ち抜き加工性が得られないことを知見した。そのため、BH量は45 MPa以上とする。BH量は、好ましくは、55 MPa以上、60 MPa以上又は70 MPa以上である。

本実施形態に係る熱間圧延鋼板は780 MPa以上の引張強さを有する、析出強化鋼に係る鋼板である。本実施形態では、鋼中にTi系炭化物を分散

させることでその強度を発現する。鋼中の固溶炭素量が増加することで、BH量は向上する一方、Ti系炭化物の析出量の低下を引き起こすと同時に、強度が低下する。本発明者らが詳細に検討した結果、BH量を100MPa未満とすることで熱間圧延鋼板の強度がより向上することを知見した。そのため、BH量は100MPa未満としてもよい。BH量は、95MPa以下、90MPa以下、80MPa以下又は75MPa以下としてもよい。

[0065] BH量は以下の方法により測定する。

熱間圧延鋼板から、JIS Z 2241:2022に準拠して5号試験片を採取する。採取した5号試験片を用いて、JIS G 3135:2018の附属書Aに準拠して、BH量（焼付硬化量）を評価する。

[0066] より具体的には、BH量（ σ_{BH} ）は以下の式によって求める。

$$\sigma_{BH} = R_{SA} - R_{WH}$$

ここで、 R_{SA} は、2%の全伸びを与えた後に、次の条件で熱処理した試験片の降伏点における試験力を、予ひずみ前の試験片平行部原断面積で除した値（N/mm²）である。

熱処理条件：170℃に20分間加熱後、空冷

また、 R_{WH} は、引張試験において、全伸びを2%としたときの試験力を、予ひずみ前の試験片平行部原断面積で除した値（N/mm²）である。なお、引張試験はJIS Z 2241:2022に準拠して行う。

[0067] 表面～前記表面から500μm深さの金属組織において、オイラー角で、 $\Phi = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi 1 = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi 2 = 45^\circ$ で表現される方位群の極密度の最大値：7.0以下

本発明者らは、引張強さが780MPa以上である高強度の熱間圧延鋼板を用いて打ち抜き加工を行い、その打ち抜き穴の端面を観察した結果、圧延方向に垂直な面（C断面）と比較して、圧延方向と板厚方向に平行な面（L断面）では端面の性状が劣位であることを知見した。これは、熱間圧延鋼板が有する結晶方位の異方性に起因したものと本発明者らは考え、熱間圧延時の集合組織と端面性状との関係について鋭意検討した。その結果、表面～前

記表面から500 μ m深さの金属組織において、オイラー角で、 $\Phi = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi 1 = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi 2 = 45^\circ$ で表現される方位群の極密度の最大値を7.0以下とすることで、打ち抜きの端面性状の劣化を抑制できることを知見した。そのため、打ち抜き加工性をより高めるために、前記極密度の最大値を7.0以下とすることが好ましい。前記極密度の最大値は、より好ましくは、6.7以下又は6.5以下である。前記極密度の最大値の下限は特に限定しないが、5.5以上又は6.0以上としてもよい。

[0068] 前記極密度の最大値は以下の方法により測定する。

熱間圧延鋼板の板幅方向を法線方向とする断面（板厚方向×圧延方向）の金属組織が観察できるように、試料を採取する。試料のサイズは、測定装置にもよるが、例えば、板厚方向全厚、圧延方向に15mm、幅方向に10mmの直方体とすればよい。次に、試料の観察面を鏡面研磨した後、室温においてアルカリ性溶液を含まないコロイダルシリカを用いて8分間研磨し、試料の観察面に導入されたひずみを除去する。上記研磨後の試料の表面（鋼板の表面）から板厚方向に500 μ m深さまでの領域および圧延方向の任意の位置で2000 μ m以上の領域を、5.0 μ mの測定間隔で測定する。

測定には、走査電子顕微鏡とEBSD解析装置とを組み合わせたEBSD装置およびTSL社製のOIM Analysis（登録商標）を用いる。上記試料についてEBSD（Electron Back Scattering Diffraction）法による解析を行う。得られたデータから、結晶方位分布関数（ODF：Orientation Distribution Function）を算出する。得られた結晶方位分布関数から、オイラー角で、 $\Phi = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi 1 = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi 2 = 45^\circ$ で表現される方位群の極密度の最大値を得る。

[0069] 引張強さ（TS）：780MPa以上

本実施形態に係る熱間圧延鋼板は、引張強さが780MPa以上である。引張強さが780MPa未満であると、車体軽量化の効果が小さく、自動車の足回り部品に好適に適用することができない。引張強さは、より好ましく

は、800MPa以上又は820MPa以上である。

引張強さの上限は特に限定する必要は無いが、1000MPa以下又は900MPa以下としてもよい。

[0070] 全伸び（E1）：14%以上

穴広げ率（λ）：40%以上

全伸びは14%以上であり、穴広げ率は40%以上であってもよい。全伸びが14%以上であり、穴広げ率が40%以上であれば、プレス加工性に優れると判断することができる。

なお、全伸びとは、JIS Z 2241：2022でいう「破断時全伸び」のことである。

また、降伏点（YP）は700MPa以上としてもよい。

[0071] 引張強さ、全伸び及び降伏点は、JIS Z 2241：2022に準拠して5号試験片を採取し、JIS Z 2241：2022に準拠して引張試験を行うことで得る。引張試験片では、圧延方向に垂直な方向を長手方向とする。

[0072] 本実施形態では、事前に圧延方向が判明している場合を除き、圧延方向は以下の方法により判別する。

熱間圧延鋼板の端部から50mm以上離れた任意の位置から、板厚断面が観察できるように試験片を採取する。採取した試験片の板厚断面を鏡面研磨で仕上げた後、光学顕微鏡を用いて、倍率100倍、200倍、500倍、1000倍のそれぞれの倍率で観察する。介在物の寸法に応じて、介在物寸法が測定可能な適切な倍率の観察結果を選択する。観察範囲は、幅500μm以上、且つ板厚全厚の範囲とし、輝度が暗い領域を介在物と判定する。観察の際は複数の視野で観察してもよい。次に、上記方法により初めに観察した板厚断面を基準として、板厚方向を軸に0°～180°の範囲において5°刻みで回転させた面と平行となる面について、上記と同様の方法により断面観察する。各断面における複数の介在物の長軸の長さの平均値を断面毎に算出する。得られた介在物の長軸の長さの平均値が最大となる断面を特定す

る。その断面における介在物の長軸方向と平行な方向を圧延方向と判別する。

[0073] 穴広げ率は、JIS Z 2256:2020に準拠して穴広げ試験を行うことで、測定する。より具体的には、まず、試験片の中心に10mm径のポンチで穴を打ち抜き、その穴に60°円錐ポンチを押し込む。試験片の穴の縁に発生する割れが、厚さ方向に貫通するまで60°円錐ポンチを押し込む。割れが厚さ方向に貫通したときの穴の径の拡大量と、初期の穴の径（10mm径のポンチ穴）との比率を算出することで、穴広げ率を得る。

[0074] 打ち抜き加工性

本実施形態に係る熱間圧延鋼板は、下記評価で行う打ち抜き加工性に優れることが好ましい。

熱間圧延鋼板から採取した試験片について、12mmφのポンチを用いて、クリアランス20%の条件で3か所打ち抜きを行う。各打ち抜き穴の全周において、板厚方向と垂直方向に発生する割れ（剥がれ）の長さを測定する。3つの打ち抜き穴について、2mmを超える割れの長さの合計（割れの合計長さ）を求める。この合計を、3つの打ち抜き穴の全周長さの合計（113mm）で除した値（割れの合計長さ／全周長さの合計×100）が20%以下である場合、打ち抜き加工性に優れると判断できる。

[0075] 本実施形態に係る熱間圧延鋼板の板厚は特に限定されないが、2.0～8.0mmとしてもよい。熱間圧延鋼板の板厚を2.0mm以上とすることで、圧延荷重が過大となり、熱間圧延が困難となることを抑制できる。

また、板厚を8.0mm以下とすることで、熱間圧延後において上述した金属組織を安定的に得ることができる。

[0076] 本実施形態に係る熱間圧延鋼板は、表面に耐食性の向上等を目的としてめっき層を備えさせて表面処理鋼板としてもよい。めっき層は電気めっき層であってもよく溶融めっき層であってもよい。電気めっき層としては、電気亜鉛めっき、電気Zn-Ni合金めっき等が例示される。溶融めっき層としては、溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、溶融アルミニウムめっき、溶

融Zn-Al合金めっき、熔融Zn-Al-Mg合金めっき、熔融Zn-Al-Mg-Si合金めっき等が例示される。めっき付着量は特に制限されず、従来と同様としてよい。

また、めっき後に適当な化成処理（例えば、シリケート系のクロムフリー化成処理液の塗布と乾燥）を施して、耐食性をさらに高めることも可能である。

[0077] 次に、本実施形態に係る熱間圧延鋼板の好ましい製造方法について説明する。以下に説明する製造方法によれば、本実施形態に係る熱間圧延鋼板を安定的に製造することができる。なお、本実施形態におけるスラブの温度及び鋼板の温度は、スラブの表面温度及び鋼板の表面温度のことをいう。

[0078] 本実施形態に係る熱間圧延鋼板の好ましい製造方法では、
上述の化学組成を有するスラブを1230℃以上の温度域に加熱し、
仕上げ圧延終了温度が880～980℃の温度域となるように熱間圧延を行い、
50℃/s以上の平均冷却速度で650～750℃の温度域まで冷却し、
前記冷却後、650～750℃の前記温度域にて3.0～10.0秒間空冷を行い、
前記空冷後、50℃/s以上の平均冷却速度で470℃～530℃の温度域まで冷却し、
前記冷却後、470℃～530℃の温度域にて巻き取る。
以下、各工程について説明する。

[0079] 鑄造工程で析出した粗大なTiCを溶体化するため、スラブを1230℃以上の温度域に加熱することが好ましい。加熱温度が1230℃未満であると、粗大なTiC量が増加し、十分な量の微細なTiCが得られず、熱間圧延鋼板の強度が低下する場合がある。

なお、加熱するスラブについては、上述した化学組成を有する点以外については特に限定されない。例えば、転炉又は電気炉等を用いて上記化学組成の溶鋼を溶製し、連続鑄造法により製造したスラブを用いることができる。

連続鋳造法に代えて、造塊法、薄スラブ鋳造法等を採用してもよい。

[0080] 所望の平均結晶粒径及びフェライトの面積率を得て、所望の強度を得るために、仕上げ圧延終了温度（仕上げ圧延最終段の出側温度）は $880\sim 980^{\circ}\text{C}$ の温度域とすることが好ましい。仕上げ圧延終了温度が 880°C 未満では、フェライト生成能が過度に上昇し、高温域で粗大なフェライトが生成することで、所望の平均結晶粒径が得られず、熱間圧延鋼板の強度が低下する場合がある。

一方、仕上げ圧延終了温度が 980°C 超では、フェライト生成能が低下し、空冷時のフェライト生成が抑制されることで、熱間圧延鋼板の強度が低下する場合がある。

[0081] 表面～前記表面から $500\mu\text{m}$ 深さの金属組織において、極密度の最大値を好ましく制御するためには、仕上げ圧延における開始温度、終了温度、 930°C 以上の温度域における真ひずみでの合計圧下率、及び仕上げ圧延全段における真ひずみでの合計圧下率を厳格に制御することが好ましい。より具体的には、仕上げ圧延における開始温度（１段目の入側温度）を 1000°C 以上の温度域とし、終了温度（最終段の出側温度）を 880°C 以上の温度域とし、 930°C 以上の温度域における真ひずみでの合計圧下率を 1.5 以上とし、仕上げ圧延全段における真ひずみでの合計圧下率を 3.0 以下とすることが好ましい。

真ひずみでの圧下率 ε は以下の式により表される。複数段の圧延を行った場合の合計の圧下率は、各段の ε の総和を求めることで得ることができる。

$$\varepsilon = \left| \ln \left(h_1 / h_2 \right) \right|$$

上記式において、 $\ln$ は底が e の自然対数であり、 h_1 は圧延前の板厚（ mm ）であり、 h_2 は圧延後の板厚（ mm ）である。

[0082] 仕上げ圧延終了後は、 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で $650\sim 750^{\circ}\text{C}$ の温度域まで冷却することが好ましい。上記温度域までの平均冷却速度が $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、冷却中に粗大なフェライトが生成され、所望の平均結晶粒径が得られず、熱間圧延鋼板の強度が低下する場合がある。

なお、本実施形態において平均冷却速度とは、設定する範囲の始点と終点との温度差を、始点から終点までの経過時間で除した値である。

[0083] 前記冷却後は、 $650\sim750^{\circ}\text{C}$ の温度域にて、 $3.0\sim10.0$ 秒間の空冷を行うことが好ましい。この条件で空冷を行うことで、所望量のフェライトを生成させることができる。空冷を行う温度が 650°C 未満では、パーライトが多量に生成し、熱間圧延鋼板の強度が低下する場合がある。

一方、空冷を行う温度が 750°C 超では、フェライトの生成速度が遅くなり、所望量のフェライトが得られず、熱間圧延鋼板の強度が低下する場合がある。

なお、本実施形態において空冷とは、平均冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満である冷却のことをいう。

[0084] 空冷を行う時間が 3.0 秒未満では、フェライトを十分に生成させることができず、熱間圧延鋼板の強度が低下する場合がある。

一方、空冷を行う時間が 10.0 秒超では、フェライトが過剰に生成し、所望量のベイナイトを得ることができない場合がある。

[0085] 前記空冷後は、 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で $470\sim530^{\circ}\text{C}$ の温度域まで冷却することが好ましい。空冷後の平均冷却速度が $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、冷却中にパーライトが多量に生成され、熱間圧延鋼板の強度が低下する場合がある。

BH量を 100MPa 未満とするためには、空冷後、 $470\sim530^{\circ}\text{C}$ の温度域までの平均冷却速度は $85^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。

[0086] 巻取温度は、巻取後の変態と析出物状態とを制御し、所望のプレス加工性及び打ち抜き加工性を得るために、 $470\sim530^{\circ}\text{C}$ の温度域とすることが好ましい。巻取温度が 470°C 未満では巻取後にMAが多量に生成し、所望のプレス加工性を得ることができない場合がある。

一方、巻取温度が 530°C 超では、炭化物が粗大化することで鋼中の固溶炭素量が減少し、BH量が低下することで、所望の打ち抜き加工性を得ることができない場合がある。

実施例

[0087] 次に、実施例により本発明の一態様の効果を更に具体的に説明するが、実施例での条件は、本発明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、本発明はこの一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明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。

[0088] 転炉溶製及び連続鋳造を行うことで、表1A～表2Bに示す化学組成を有するスラブを得た。得られたスラブに対して、表3A及び表3Bに示す条件により、板厚が2.6～3.2mmの熱間圧延鋼板を得た。

なお、表3A及び表3B中の「930℃以上の合計圧下率」は、930℃以上の温度域における合計圧下率を真ひずみで表した値であり、「合計圧下率」は仕上げ圧延全段における合計圧下率を真ひずみで表した値である。

[0089] 得られた熱間圧延鋼板について、上述の方法により、金属組織、BH量、極密度の最大値、引張強さ、全伸び、降伏点、穴広げ率及び打ち抜き加工性を評価した。なお、実施例においては圧延方向が事前に判明していたため、上述の圧延方向の判別は行わなかった。

得られた結果を表4A及び表4Bに示す。

なお、表4A及び表4B中の「極密度の最大値」は、表面～前記表面から500μm深さの金属組織において、オイラー角で、 $\Phi = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi 1 = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi 2 = 45^\circ$ で表現される方位群の極密度の最大値を示す。

[0090] 引張強さが780MPa以上であった場合、高い強度を有するとして合格と判定した。一方、引張強さが780MPa未満であった場合、高い強度を有さないとして不合格と判定した。

[0091] 全伸びが14%以上であり、且つ、穴広げ率が40%以上であった場合、優れたプレス加工性を有するとして合格と判定した。一方、いずれか一方でも満たさなかった場合、優れたプレス加工性を有さないとして不合格と判定した。

[0092] 上述の打ち抜き加工性評価において、割れの合計長さ／全周長さ×100

の値に応じて、以下の基準により評価した。評価がF a i r以上であった場合、すなわち前記値が2 0 %以下であった場合、優れた打ち抜き加工性を有するとして合格と判定した。評価がP o o rであった場合、優れた打ち抜き加工性を有さないとして不合格と判定した。

- 1 %未満：E x c e l l e n t
- 1 %以上、1 0 %未満：G o o d
- 1 0 %超、2 0 %以下：F a i r
- 2 0 %超：P o o r

[0093] [表1A]

鋼種	化学組成(質量%) 残部はFe及び不純物												
	C	Si	Mn	P	S	N	O	Al	Ti	Nb	B	A値	M値
A	0.09	0.20	1.80	0.03	0.03	0.004	0.003	0.025	0.102	0.042	0.0002	0.0625	892
B	0.04	0.15	2.00	0.02	0.04	0.010	0.001	0.050	0.081	0.021	0.0002	0.0256	909
C	0.06	0.30	2.30	0.02	0.03	0.001	0.005	0.010	0.133	0.083		0.0189	900
D	0.10	0.11	1.40	0.05	0.01	0.006	0.004	0.022	0.150	0.100	0.0001	0.0547	895
E	0.07	0.25	1.60	0.01	0.05	0.008	0.005	0.040	0.066	0.066	0.0003	0.0478	906
F	0.09	0.25	1.50	0.03	0.03	0.003	0.008	0.010	0.124	0.088	0.0002	0.0502	899
G	0.05	0.15	1.60	0.02	0.04	0.005	0.006	0.024	0.113	0.033	0.0003	0.0218	912
H	0.07	0.20	1.96	0.02	0.03	0.003	0.003	0.036	0.124	0.041		0.0363	902
I	0.08	0.13	1.84	0.05	0.04	0.004	0.007	0.010	0.071	0.052	0.0001	0.0590	884
J	0.07	0.18	1.75	0.01	0.03	0.005	0.004	0.032	0.066	0.023	0.0003	0.0508	899
K	0.05	0.18	1.60	0.03	0.01	0.007	0.004	0.040	0.102	0.036		0.0258	915
L	0.04	0.29	2.50	0.04	0.05	0.004	0.002	0.050	0.083	0.055	0.0002	0.0156	907
M	0.04	0.20	2.43	0.03	0.02	0.009	0.005	0.020	0.063	0.091	0.0001	0.0202	894
N	0.10	0.30	1.90	0.01	0.05	0.010	0.005	0.030	0.096	0.098	0.0002	0.0248	915
O	0.08	0.15	2.50	0.05	0.01	0.005	0.006	0.010	0.141	0.033	0.0002	0.0418	921
P	0.05	0.20	2.02	0.02	0.03	0.008	0.004	0.030	0.147	0.021	0.0002	0.0184	912
Q	0.07	0.30	2.20	0.05	0.02	0.010	0.006	0.046	0.133	0.027		0.0368	909
R	0.09	0.23	1.40	0.01	0.04	0.002	0.005	0.050	0.084	0.087	0.0003	0.0565	871
S	0.10	0.25	1.70	0.03	0.03	0.006	0.003	0.040	0.075	0.096	0.0002	0.0700	852
T	0.04	0.11	1.40	0.04	0.01	0.001	0.010	0.001	0.066	0.021	0.0003	0.0236	896

[0094]

[表1B]

鋼種	化学組成(質量%) 残部はFe及び不純物												
	C	Si	Mn	P	S	N	O	Al	Ti	Nb	B	A値	M値
a	<u>0.03</u>	0.12	2.30	0.02	0.03	0.008	0.006	0.025	0.063	0.023	0.0001	0.0181	898
b	<u>0.12</u>	0.15	2.40	0.03	0.01	0.005	0.006	0.040	0.091	0.035	0.0002	0.0970	865
c	0.05	<u>0.09</u>	2.00	0.02	0.04	0.008	0.003	0.050	0.102	0.044		0.0257	904
d	0.09	0.25	<u>1.00</u>	0.02	0.05	0.002	0.007	0.026	0.077	0.086	0.0003	0.0614	906
e	0.07	0.24	<u>2.80</u>	0.03	0.03	0.003	0.002	0.032	0.132	0.061		0.0317	888
f	0.10	0.16	1.93	<u>0.10</u>	0.05	0.010	0.004	0.030	0.096	0.096	0.0003	0.0722	881
g	0.08	0.24	1.64	0.02	<u>0.10</u>	0.008	0.005	0.044	0.061	0.072	0.0003	0.0623	899
h	0.07	0.16	1.79	0.02	0.04	0.006	0.001	<u>0.060</u>	0.092	0.031	0.0003	0.0481	904
i	0.08	0.26	1.43	0.01	0.05	0.007	0.008	0.026	<u>0.053</u>	0.043		0.0672	900
j	0.08	0.21	1.56	0.02	0.02	0.002	0.004	0.038	<u>0.160</u>	0.094		0.0316	910
k	0.06	0.14	2.45	0.03	0.03	0.006	0.005	0.042	0.088	<u>0.012</u>	0.0002	0.0366	893
l	0.09	0.23	2.31	0.04	0.01	0.008	0.009	0.015	0.121	<u>0.123</u>	0.0003	0.0487	883
m	0.05	0.28	2.15	0.03	0.01	<u>0.020</u>	0.005	0.031	0.123	0.081	0.0003	0.0219	912
n	0.05	0.15	1.60	0.02	0.04	0.002	0.006	0.020	0.134	0.033	0.0002	<u>0.0110</u>	915
o	0.04	0.29	1.41	0.01	0.01	0.008	0.003	0.050	0.125	0.020	0.0001	0.0150	<u>934</u>
p	0.05	0.20	1.60	0.05	0.04	0.005	0.005	0.046	0.086	0.057	0.0003	0.0254	915
q	0.05	0.23	1.50	0.01	0.03	0.007	0.006	0.050	0.113	0.021	0.0001	0.0250	923
r	0.10	0.18	2.30	0.03	0.01	0.004	0.005	0.015	0.062	0.095	0.0003	0.0707	870
s	0.07	0.18	1.96	0.04	0.05	0.009	0.010	0.001	0.141	0.056	0.0001	0.0312	898
t	0.08	0.29	1.84	0.03	0.02	0.010	0.008	0.025	0.146	0.091	0.0002	0.0373	907
u	0.10	0.11	2.49	0.03	0.03	0.006	0.006	0.021	0.077	0.020	0.0002	0.0793	866
v	0.10	0.16	2.30	0.03	0.01	0.004	0.007	0.015	0.066	0.100	0.0003	0.0690	869
w	0.05	0.23	1.59	0.02	0.03	0.006	0.003	0.042	0.071	0.023	0.0002	0.0294	916
x	0.05	0.25	1.43	0.05	0.02	0.007	0.006	0.015	0.091	0.091		0.0215	915
y	0.10	0.26	1.93	0.04	0.01	0.008	0.005	0.031	0.060	0.070		0.0828	883
z	0.05	0.25	1.65	0.03	0.02	0.007	0.004	0.041	0.123	0.030	0.0001	0.0164	923
aa	0.08	0.18	1.84	0.02	0.01	0.004	0.001	0.010	0.071	0.052		0.0590	887
ab	0.07	0.25	1.90	0.02	0.02	0.003	0.001	0.046	0.133	0.027		0.0308	912
ac	0.06	0.27	2.10	0.01	0.01	0.009	0.001	0.010	0.133	0.083	0.0001	0.0257	902
ad	0.04	0.23	1.96	0.03	0.02	0.004	0.006	0.015	0.123	0.057	<u>0.0007</u>	<u>0.0073</u>	912

下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0095]

[表2A]

鋼種	化学組成(質量%)残部はFe及び不純物															
	V	Mo	Ca	REM	Cu	Ni	Cr	Mg	Bi	Zr	Co	Zn	W	Sb	As	Sn
A																
B																
C																
D																
E								0.0200								
F									0.0200							
G										0.500						
H											1.000					
I												0.200				
J													0.200			
K														0.200		
L															0.050	
M																0.050
N	0.200															
O		1.000														
P			0.0100													
Q				0.0100												
R					2.00											
S			0.0050			1.50										
T				0.0030			2.00									

[0096]

[表2B]

鋼種	化学組成(質量%)残部はFe及び不純物															
	V	Mo	Ca	REM	Cu	Ni	Cr	Mg	Bi	Zr	Co	Zn	W	Sb	As	Sn
a																
b																
c																
d																
e																
f																
g																
h																
i																
j																
k																
l																
m																
n																
o																
p																
q																
r																
s																
t																
u																
v																
w																
x																
y																
z																
aa																
ab																
ac																
ad																

[0097]

[表3A]

No.	鋼種	熱間圧延									
		加熱 温度 (°C)	仕上げ圧延				空冷前 平均 冷却 速度 (°C/s)	空冷 開始 温度 (°C)	空冷 時間 (sec)	空冷後 平均 冷却 速度 (°C/s)	巻取 温度 (°C)
			開始 温度 (°C)	終了 温度 (°C)	930°C 以上の 合計 圧下率 (-)	合計 圧下率 (-)					
1	A	1255	1006	893	1.5	3.0	62	664	5.1	53	503
2	B	1281	1011	884	1.9	2.4	51	707	3.4	56	513
3	C	1234	1014	953	1.7	2.2	83	722	6.3	74	473
4	D	1296	1017	956	2.0	2.3	76	684	5.3	63	526
5	E	1245	1003	923	2.2	2.4	71	666	4.5	68	496
6	F	1274	1021	936	1.0	2.0	68	724	5.6	65	472
7	G	1259	1009	902	2.0	2.9	80	668	8.6	82	482
8	H	1232	1012	923	1.9	2.8	62	741	7.2	59	491
9	I	1275	1011	946	1.7	2.6	56	696	3.2	85	522
10	J	1243	1010	926	2.2	2.8	85	732	7.3	72	479
11	K	1262	1001	895	1.6	2.6	53	722	3.4	79	502
12	L	1279	1012	920	2.1	2.6	64	731	6.3	53	521
13	M	1286	1024	936	1.8	2.8	89	726	5.9	64	471
14	N	1241	1002	915	2.1	2.7	72	663	6.2	83	492
15	O	1268	1012	946	1.6	2.1	59	672	8.6	56	482
16	P	1237	1015	945	1.1	1.9	53	678	8.6	61	476
17	Q	1255	1022	976	1.7	2.4	65	695	9.2	68	516
18	R	1264	1005	962	1.6	2.5	74	713	3.8	72	521
19	S	1246	1008	946	1.6	2.5	81	732	4.1	83	503
20	T	1250	1024	978	1.6	2.4	56	708	5.2	61	519

[0098]

[表3B]

No.	鋼種	熱間圧延									
		加熱 温度 (°C)	仕上げ圧延				空冷前 平均 冷却 速度 (°C/s)	空冷 開始 温度 (°C)	空冷 時間 (sec)	空冷後 平均 冷却 速度 (°C/s)	巻取 温度 (°C)
			開始 温度 (°C)	終了 温度 (°C)	930°C 以上の 合計 圧下率 (-)	合計 圧下率 (-)					
21	<u>a</u>	1234	1004	958	2.0	3.2	53	678	6.7	72	477
22	<u>b</u>	1249	1004	927	1.4	2.2	62	683	4.6	62	503
23	<u>c</u>	1256	1001	936	1.5	2.4	72	673	3.8	56	514
24	<u>d</u>	1274	1018	908	1.5	2.2	53	713	6.1	63	472
25	<u>e</u>	1283	1008	888	1.8	2.6	81	706	4.2	64	492
26	<u>f</u>	1231	1027	926	1.1	1.8	63	682	5.1	78	524
27	<u>g</u>	1264	1019	963	1.8	2.2	64	666	7.3	56	510
28	<u>h</u>	1243	1027	913	2.0	2.4	63	726	6.1	71	506
29	<u>i</u>	1236	1027	896	1.8	2.1	57	724	5.2	63	513
30	<u>j</u>	1252	1027	947	2.0	2.3	66	735	6.3	68	472
31	<u>k</u>	1263	1004	956	1.7	2.4	78	710	7.1	71	492
32	<u>l</u>	1234	1020	948	1.7	2.1	83	726	6.5	76	501
33	<u>m</u>	1255	1003	897	2.0	3.1	74	681	7.1	82	507
34	<u>n</u>	1263	1001	963	1.8	3.3	61	693	6.3	56	482
35	<u>o</u>	1236	1020	943	1.7	3.1	58	708	5.9	67	489
36	p	<u>1203</u>	1030	926	1.4	1.9	63	689	7.6	73	481
37	q	1238	1018	<u>868</u>	2.1	2.4	81	699	6.1	71	512
38	r	1246	1024	<u>993</u>	1.5	2.7	73	671	6.2	82	519
39	s	1252	1021	934	1.8	2.2	<u>36</u>	723	7.1	65	516
40	t	1261	1030	973	1.8	2.8	63	<u>635</u>	8.1	57	498
41	u	1274	1015	912	1.4	1.8	58	<u>776</u>	6.7	63	491
42	v	1235	1002	903	2.2	2.5	72	713	<u>2.3</u>	71	472
43	w	1239	1001	946	1.9	3.1	81	743	<u>12.3</u>	82	521
44	x	1246	1027	936	2.0	2.9	83	682	8.6	<u>37</u>	529
45	y	1263	1026	927	2.1	3.2	56	663	7.3	76	<u>453</u>
46	z	1253	1006	913	1.9	2.3	68	691	6.4	61	<u>556</u>
47	aa	1268	1021	915	1.4	2.4	62	673	3.8	62	476
48	ab	1246	1020	976	1.8	1.9	53	735	6.3	56	492
49	ac	1252	1024	963	2.2	3.0	83	689	7.1	76	482
50	<u>ad</u>	1252	1004	897	1.7	2.8	81	691	7.6	56	489

下線は本発明の範囲外であること又は製造条件が好ましくないことを示す。

[0099]

[表4A]

No.	鋼種	金属組織						特性						備考
		フェライト (面積%)	ベイナイト (面積%)	パーライト (面積%)	MA (面積%)	平均結晶粒径 (μm)	極密度の 最大値 (-)	YP (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	BH量 (MPa)	打ち抜き 加工性	
1	A	59	37	4	0	8	6.5	733	824	17	53	85	Good	発明例
2	B	67	31	1	1	8	6.7	751	834	17	50	63	Fair	発明例
3	C	70	28	1	1	6	6.3	738	816	17	71	58	Excellent	発明例
4	D	67	29	3	1	6	6.1	727	807	18	72	75	Excellent	発明例
5	E	65	33	2	0	7	6.5	739	823	17	62	75	Good	発明例
6	F	71	27	1	1	6	7.1	743	820	17	66	70	Fair	発明例
7	G	66	28	5	1	9	6.9	748	828	15	55	60	Fair	発明例
8	H	65	35	0	0	7	6.7	740	825	17	62	70	Good	発明例
9	I	64	34	2	0	6	6.7	731	816	18	69	80	Good	発明例
10	J	67	31	1	1	7	6.5	743	825	17	63	74	Good	発明例
11	K	66	30	3	1	8	6.9	750	831	16	53	63	Fair	発明例
12	L	69	30	0	1	7	6.5	745	825	17	61	58	Fair	発明例
13	M	69	29	1	1	7	6.4	744	823	15	66	59	Excellent	発明例
14	N	67	30	2	1	7	6.8	740	822	17	59	82	Good	発明例
15	O	72	25	1	2	6	6.4	736	811	14	69	65	Excellent	発明例
16	P	71	26	2	1	6	7.2	733	809	17	68	56	Fair	発明例
17	Q	68	30	1	1	5	6.1	725	804	18	78	67	Excellent	発明例
18	R	59	39	2	0	5	6.7	722	811	17	73	83	Good	発明例
19	S	50	49	1	0	6	6.7	711	813	17	69	99	Good	発明例
20	T	66	33	1	0	5	6.1	725	806	18	78	64	Excellent	発明例

[0100]

[表4B]

No.	鋼種	金属組織						特性						備考
		フェライト (面積%)	ベイナイト (面積%)	パーライト (面積%)	MA (面積%)	平均結晶粒径 (μm)	極密度の 最大値 ($^{-}$)	YP (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	BH量 (MPa)	打ち抜き 加工性	
21	a	67	30	2	1	5	7.1	701	<u>778</u>	18	72	46	Fair	比較例
22	b	53	45	2	0	7	7.3	715	813	<u>13</u>	63	94	Fair	比較例
23	c	65	32	2	1	6	7.0	693	<u>772</u>	18	66	66	Good	比較例
24	d	72	26	1	1	7	6.6	700	<u>771</u>	18	57	74	Good	比較例
25	e	61	38	1	0	9	6.9	748	839	<u>12</u>	45	72	Fair	比較例
26	f	64	35	1	0	7	6.4	738	824	<u>13</u>	63	85	Fair	比較例
27	g	64	34	2	0	5	6.1	723	807	15	<u>38</u>	81	Good	比較例
28	h	66	33	1	0	7	6.1	746	830	<u>12</u>	59	74	Good	比較例
29	i	65	33	1	1	8	6.2	689	<u>768</u>	18	54	82	Good	比較例
30	j	75	23	1	1	6	5.9	746	856	<u>13</u>	69	52	<u>Poor</u>	比較例
31	k	62	37	1	0	6	6.7	695	<u>778</u>	18	72	74	Good	比較例
32	l	59	40	1	0	6	6.1	726	817	<u>12</u>	69	81	Good	比較例
33	m	68	31	1	0	8	7.1	756	<u>765</u>	17	50	56	<u>Poor</u>	比較例
34	n	70	27	2	1	5	7.1	728	804	18	74	<u>41</u>	<u>Poor</u>	比較例
35	o	79	<u>17</u>	2	2	6	7.1	744	810	17	<u>36</u>	48	Fair	比較例
36	p	75	24	0	1	7	7.3	697	<u>765</u>	18	63	57	Fair	比較例
37	q	75	23	0	2	<u>13</u>	7.9	799	<u>777</u>	16	45	50	Fair	比較例
38	r	<u>43</u>	<u>51</u>	4	2	4	6.3	671	<u>768</u>	18	83	99	Excellent	比較例
39	s	71	28	1	0	<u>14</u>	6.2	790	<u>762</u>	16	65	62	Good	比較例
40	t	65	28	<u>7</u>	0	5	6.1	687	<u>766</u>	18	77	70	Excellent	比較例
41	u	<u>42</u>	<u>51</u>	5	2	8	7.2	673	<u>772</u>	18	58	97	Fair	比較例
42	v	<u>45</u>	<u>53</u>	2	0	10	6.7	676	<u>774</u>	18	56	99	Good	比較例
43	w	<u>82</u>	<u>16</u>	0	2	6	7.0	751	818	17	<u>34</u>	53	Fair	比較例
44	x	70	21	<u>8</u>	1	7	6.2	706	<u>777</u>	18	53	56	Fair	比較例
45	y	63	33	0	<u>4</u>	6	7.1	704	791	18	<u>37</u>	93	Fair	比較例
46	z	76	22	1	1	7	6.6	760	831	17	59	<u>42</u>	<u>Poor</u>	比較例
47	aa	62	35	2	1	7	7.3	717	806	17	61	77	Fair	発明例
48	ab	65	33	1	1	5	5.8	704	797	17	75	67	Good	発明例
49	ac	64	33	2	1	5	6.1	714	807	17	69	73	Good	発明例
50	ad	<u>42</u>	<u>55</u>	2	1	7	6.9	738	<u>769</u>	19	65	100	Fair	比較例

下線は本発明の範囲外であること又は特性値が好ましくないことを示す。

[0101] 表中におけるNo. 1～20及び47～49は発明例であり、高い強度、並びに、優れたプレス加工性及び打ち抜き加工性を有する熱間圧延鋼板であることが分かる。

一方、No. 21～46及び50は比較例であり、いずれか1つ以上の特性が劣ることが分かる。

[0102] No. 21は、C含有量が少なかったため、強度が低下した。

N o. 22 は、C 含有量が多かったため、全伸びが低下し、プレス加工性が劣化した。

N o. 23 は、S i 含有量が少なかったため、強度が低下した。

[0103] N o. 24 は、M n 含有量が少なかったため、強度が低下した。

N o. 25 は、M n 含有量が多かったため、全伸びが低下し、プレス加工性が劣化した。

N o. 26 は、P 含有量が多かったため、全伸びが低下し、プレス加工性が劣化した。

[0104] N o. 27 は、S 含有量が多かったため、穴広げ率が低下し、プレス加工性が劣化した。

N o. 28 は、A l 含有量が多かったため、全伸びが低下し、プレス加工性が劣化した。

N o. 29 は、T i 含有量が少なかったため、強度が低下した

[0105] N o. 30 は、T i 含有量が多かったため、全伸びが低下し、プレス加工性が劣化したことに加え、打ち抜き加工性が劣化した。

N o. 31 は、N b 含有量が少なかったため、強度が低下した。

N o. 32 は、N b 含有量が多かったため、全伸びが低下し、プレス加工性が劣化した。

[0106] N o. 33 は、N 含有量が多かったため、強度が低下し、且つ、粗大なT i N が形成されて打ち抜き加工性が劣化した。

N o. 34 は、A 値（計算未析出炭素量）が低かったため、B H 量が低下し、打ち抜き加工性が劣化した。

N o. 35 は、M 値が高かったため、ベイナイト量が不足し、穴広げ率が低下し、プレス加工性が劣化した。

[0107] N o. 36 は、加熱温度が低かったため、強度が低下した。

N o. 37 は、仕上げ圧延終了温度が低かったため、粗大なフェライトが生成し、強度が低下した。

N o. 38 は、仕上げ圧延終了温度が高かったため、フェライト量が少な

くなり、強度が低下した。

[0108] N o. 39 は、空冷前の平均冷却速度が遅かったため、粗大なフェライトが生成し、強度が低下した。

N o. 40 は、空冷開始温度が低かったため、パーライト量が多くなり、強度が低下した。

N o. 41 は、空冷開始温度が高かったため、フェライト量が少なくなり、強度が低下した。

[0109] N o. 42 は、空冷時間が短かったため、フェライト量が少なくなり、強度が低下した。

N o. 43 は、空冷時間が長かったため、ベイナイト量が少なくなり、穴広げ率が低下し、プレス加工性が劣化した。

N o. 44 は、空冷後の平均冷却速度が遅かったため、パーライト量が多くなり、強度が低下した。

[0110] N o. 45 は、巻取温度が低かったため、MA 量が多くなり、穴広げ率が低下し、プレス加工性が劣化した。

N o. 46 は、巻取温度が高かったため、BH 量が低下し、打ち抜き加工性が劣化した。

N o. 50 は、B 含有量が高かったため、フェライト量が少なくなり、強度が低下した。

産業上の利用可能性

[0111] 本発明に係る上記態様によれば、高い強度、並びに、優れたプレス加工性及び打ち抜き加工性を有する熱間圧延鋼板を提供することができる。

請求の範囲

[請求項1] 化学組成が、質量%で、

C : 0.04~0.10%、

Si : 0.11~0.30%、

Mn : 1.40~2.50%、

P : 0.05%以下、

S : 0.05%以下、

N : 0.010%以下、

O : 0.010%以下、

Al : 0.001~0.050%、

Ti : 0.060~0.150%、

Nb : 0.020~0.100%、

V : 0~0.200%、

Mo : 0~1.000%、

Ca : 0~0.0100%、

REM : 0~0.0100%、

Cu : 0~2.00%、

Ni : 0~1.50%、

Cr : 0~2.00%、

Mg : 0~0.0200%、

Bi : 0~0.0200%、

Zr : 0~0.500%、

Co : 0~1.000%、

Zn : 0~0.200%、

W : 0~0.200%、

Sb : 0~0.200%、

As : 0~0.050%、

Sn : 0~0.050%、

B : 0.0005%未満、並びに、
残部 : Fe および不純物であり、
下記(1)式で表されるA値が0.0150質量%以上であり、
下記(2)式で表されるM値が930以下であり、
表面から板厚の1/4位置における金属組織が、面積%で、
フェライト : 50%以上、80%未満、
ベイナイト : 20%超、50%以下、
パーライト : 0~5%、
MA : 0~2%からなり、
平均結晶粒径が10 μm以下であり、
BH量が45 MPa以上であり、
引張強さが780 MPa以上であることを特徴とする熱間圧延鋼板。
。

$$A \text{ 値} = C - Ti / 4 + N / 1.17 - Nb / 7.75 - V / 4.25 \quad (1)$$

$$M \text{ 値} = 937 - 436.5 \times C + 56 \times Si - 19.7 \times Mn - 16.3 \times Cu - 26.6 \times Ni - 4.9 \times Cr + 38.1 \times Mo + 124.8 \times V + 136.3 \times Ti - 19.1 \times Nb + 198.4 \times Al \quad (2)$$

ただし、前記式(1)及び(2)中の各元素記号は、当該元素の質量%での含有量を示し、含有しない場合は0を代入する。

[請求項2]

前記化学組成が、質量%で、
V : 0.001~0.200%、
Mo : 0.001~1.000%、
Ca : 0.0001~0.0100%、
REM : 0.0001~0.0100%、
Cu : 0.01~2.00%、
Ni : 0.01~1.50%、

Cr : 0.01 ~ 2.00%、
Mg : 0.0001 ~ 0.0200%、
Bi : 0.001 ~ 0.0200%、
Zr : 0.001 ~ 0.500%、
Co : 0.001 ~ 1.000%、
Zn : 0.001 ~ 0.200%、
W : 0.001 ~ 0.200%、
Sb : 0.001 ~ 0.200%、
As : 0.001 ~ 0.050%、及び
Sn : 0.001 ~ 0.050%からなる群のうち1種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の熱間圧延鋼板。

[請求項3] 前記表面～前記表面から500 μ m深さの金属組織において、オイラー角で、 $\Phi = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi 1 = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi 2 = 45^\circ$ で表現される方位群の極密度の最大値が7.0以下であることを特徴とする請求項1または2に記載の熱間圧延鋼板。

[請求項4] 前記化学組成が、質量%で、
B : 0.0002%以下であることを特徴とする請求項1～3のいずれか1項に記載の熱間圧延鋼板。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/041617

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER <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 301W; C22C38/60; C21D9/46 T According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00-38/60; C21D9/46-9/48 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 1971-2025 Registered utility model specifications of Japan 1996-2025 Published registered utility model applications of Japan 1994-2025 Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2020-509172 A (POSCO) 26 March 2020 (2020-03-26)	1-4
A	WO 2021/187238 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 23 September 2021 (2021-09-23)	1-4
A	JP 2017-25397 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 02 February 2017 (2017-02-02)	1-4
A	KR 10-2016-0073494 A (POSCO) 27 June 2016 (2016-06-27)	1-4
A	KR 10-2013-0059651 A (HYUNDAI STEEL COMPANY) 07 June 2013 (2013-06-07)	1-4
☐ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☒ See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: “A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance “D” document cited by the applicant in the international application “E” earlier application or patent but published on or after the international filing date “L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) “O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means “P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed “T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention “X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone “Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art “&” document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search 24 January 2025		Date of mailing of the international search report 04 February 2025
Name and mailing address of the ISA/JP Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2024/041617

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
JP	2020-509172	A	26 March 2020	US	2020/0080167	A1	
				WO	2018/110853	A1	
				EP	3556889	A1	
				KR	10-2018-0068099	A	
				CN	110088337	A	

WO	2021/187238	A1	23 September 2021	US	2023/0140358	A1	
				EP	4123046	A1	
				CN	115298342	A	
				KR	10-2022-0138402	A	

JP	2017-25397	A	02 February 2017	(Family: none)			

KR	10-2016-0073494	A	27 June 2016	(Family: none)			

KR	10-2013-0059651	A	07 June 2013	(Family: none)			

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

C22C 38/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i

FI: C22C38/00 301W; C22C38/60; C21D9/46 T

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

C22C38/00-38/60; C21D9/46-9/48

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

1971-2025年

日本国実用新案登録公報

1996-2025年

日本国登録実用新案公報

1994-2025年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2020-509172 A（ポスコ） 26.03.2020（2020 - 03 - 26）	1-4
A	WO 2021/187238 A1（日本製鉄株式会社） 23.09.2021（2021 - 09 - 23）	1-4
A	JP 2017-25397 A（新日鐵住金株式会社） 02.02.2017（2017 - 02 - 02）	1-4
A	KR 10-2016-0073494 A（POSCO） 27.06.2016（2016 - 06 - 27）	1-4
A	KR 10-2013-0059651 A（HYUNDAI STEEL COMPANY） 07.06.2013（2013 - 06 - 07）	1-4

☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☒ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの

“D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献

“E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

“L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）

“O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

“P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献

“T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

“X” 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

“Y” 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

“&” 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

24.01.2025

国際調査報告の発送日

04.02.2025

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）

宮脇 直也 4K 1588

電話番号 03-3581-1101 内線 3416

様式 PCT/ISA/210（第2ページ）（2022年7月）

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2024/041617

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
JP	2020-509172	A	26.03.2020	US	2020/0080167	A1	
				WO	2018/110853	A1	
				EP	3556889	A1	
				KR	10-2018-0068099	A	
				CN	110088337	A	

WO	2021/187238	A1	23.09.2021	US	2023/0140358	A1	
				EP	4123046	A1	
				CN	115298342	A	
				KR	10-2022-0138402	A	

JP	2017-25397	A	02.02.2017	(ファミリーなし)			

KR	10-2016-0073494	A	27.06.2016	(ファミリーなし)			

KR	10-2013-0059651	A	07.06.2013	(ファミリーなし)			
