

(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
2020年9月17日(17.09.2020)



(10) 国際公開番号

WO 2020/184154 A1

(51) 国際特許分類:

C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/00* (2006.01)
C22C 18/00 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
C22C 18/04 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2020/007200

(22) 国際出願日: 2020年2月21日(21.02.2020)

(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 2019-044066 2019年3月11日(11.03.2019) JP

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

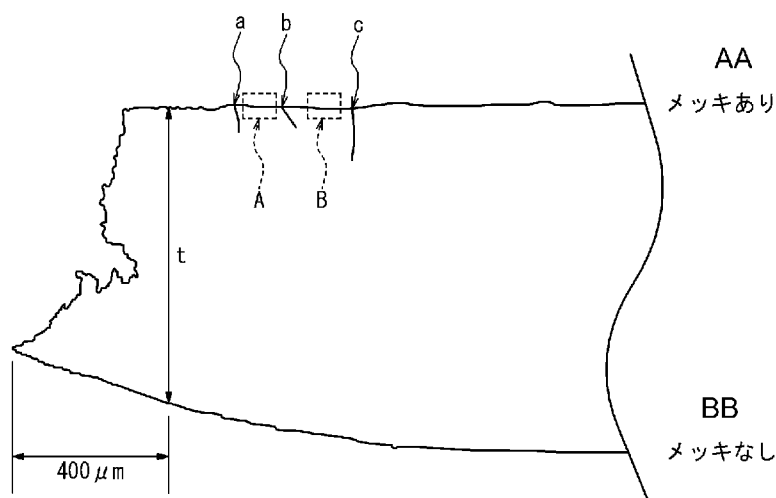
(72) 発明者: 南 秀和(MINAMI Hidekazu); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).
田中 裕二(TANAKA Yuji); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).
横田 毅(YOKOTA Takeshi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 杉 村 憲 司 (SUGIMURA Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目2番1号 霞が関コモンゲート西館3 6階 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ,

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 高強度鋼板およびその製造方法



(57) Abstract: To provide a high-strength steel sheet which has excellent ductility, stretch-flange formability, bendability, and LME resistance, from which a component can be manufactured with high dimensional precision, and which has a tensile strength of 980 MPa or greater. The present invention provides a high-strength steel sheet having a component composition containing C, Si, Mn, P, S, Al, N, Mo, Cr, Ca, and Sb, [%Si], [%Mn], [%P], [%Mo], and [%Cr] satisfying a predetermined relationship, and the remainder comprising Fe and unavoidable impurities, the high-strength steel sheet having a steel structure having ferrite, a hard phase, and residual austenite, the carbon concentration in the residual austenite being 0.55% to 1.10%, the quantity of diffusible hydrogen in the steel sheet being 0.80 mass ppm or less, the thickness of surface layer softening being 5 μm to 150 μm, and the frequency of corresponding grain boundaries in a surface layer of the steel sheet after a high-temperature tensile test being 0.45 or less, and the high-strength steel sheet having a

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

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

添付公開書類:

- 一 国際調査報告(条約第21条(3))

tensile strength of 980 MPa or greater.

(57) 要約: 延性、伸びフランジ性、曲げ性および耐LME性に優れ、高い寸法精度で部品を製造することが可能な、引張強さ980MPa以上の高強度鋼板およびその製造方法を提供すること。C、Si、Mn、P、S、Al、N、Mo、Cr、CaおよびSbを含有するとともに、[%Si]、[%Mn]、[%P]、[%Mo]および[%Cr]が所定の関係を満たし、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、フェライト、硬質相、残留オーステナイトを有し、残留オーステナイト中の炭素濃度が0.55%以上1.10%以下、鋼板中の拡散性水素量が0.80質量ppm以下、表層軟化厚みが5μm以上150μm以下、および高温引張試験後の鋼板表層の対応粒界頻度が0.45以下である鋼組織を有し、引張強さが980MPa以上である、高強度鋼板。

明 細 書

発明の名称： 高強度鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高強度鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 車両の軽量化によるCO₂排出量削減と、車体の高強度化による耐衝突性能の向上との両立を目的に、自動車用薄鋼板を高強度化した上で薄板化する試みが進められている。例えば、車体強度の増加を目的として、自動車キャビンの骨格を形成する主要な構造部品に、引張強さ（TS）980MPa以上の高強度鋼板を適用した事例が増加している。

[0003] 自動車の補強部品および骨格構造部品に用いられる高強度鋼板には、優れた成形性が求められる。例えば、クラッシュボックス等の部品は打抜き端面や曲げ加工部を有するため、成形性の観点からは、高い延性、伸びフランジ性、および曲げ性を有する鋼板が好適である。

[0004] また、自動車の補強部品および骨格構造部品に用いられる高強度鋼板には、高い寸法精度で部品を製造できることが要求される。高い寸法精度で部品を製造するためには、鋼板の降伏比（YR＝降伏強度YS／引張強さTS）を一定範囲内に制御することが重要である。鋼板の降伏比（YR）を一定範囲内に制御することで、鋼板成形後のスプリングバックを抑制し、成形時の寸法精度を高めることが可能となる。さらに、鋼板の降伏比（YR）を増加させることで、衝突時における部品の衝撃吸収エネルギーを上昇させることができる。

[0005] 自動車部品への高強度鋼板の適用比率を増加させるために、上述した特性を総合的に満足する高強度鋼板が求められている。

[0006] 従来、自動車部品への適用を目的として様々な高強度鋼板が開発されている。例えば、特許文献1においては、体積分率で、40%以上のフェライトを含有し、5%以上の焼き戻しマルテンサイトを含有し、フェライトの硬度

(DHTF)とマルテンサイトの硬度(DHTM)の比(DHTM/DHTF)が1.5~3.0であり、残部組織がフェライト及びベイナイト組織よりなる、最大引張強度(TS)が590MPa以上で穴抜け性と成形性に優れた高強度鋼板とその製造方法が開示されている。

[0007] 特許文献2においては、鋼板の表面からの深さが前記鋼板の厚さの1/4の位置において、体積分率で、焼戻しマルテンサイト：3.0%以上、フェライト：4.0%以上、かつ残留オーステナイト：5.0%以上、で表される組織を有し、母材中の焼戻しマルテンサイトの平均硬さは5GPa~10GPaであり、母材中の焼戻しマルテンサイト及び残留オーステナイトの一部又は全部はM-Aを形成しており、脱炭フェライト層中のフェライトの体積分率は、鋼板の表面からの深さが鋼板の厚さの1/4の位置における母材のフェライトの体積分率の120%以上であり、脱炭フェライト層中のフェライトの平均粒径は20μm以下であり、脱炭フェライト層の厚さは5μm~200μmであり、脱炭フェライト層中の焼戻しマルテンサイトの体積分率は1.0体積%以上であり、脱炭フェライト層中の焼戻しマルテンサイトの個数密度は0.01個/μm²以上であり、脱炭フェライト層中の焼戻しマルテンサイトの平均硬さは8GPa以下である、高い強度を得ながら、伸び特性及び曲げ性を向上することができるめっき鋼板およびその製造方法が開示されている。

[0008] さらに最近になって、高強度亜鉛めっき鋼板をスポット溶接する際に、めっき層の亜鉛が鋼板表層の結晶粒界に拡散侵入して、液体金属脆化(LME: Liquid Metal Embrittlement)が起き、粒界割れ(LME割れ)が発生することが確認されている。LME割れは、亜鉛めっき層を有しない高強度冷延鋼板においても、溶接相手が亜鉛めっき鋼板であれば発生し得るため、いずれの高強度鋼板においても問題視されつつある。そのため、高強度鋼板の骨格部品への適用に際しては、耐LME特性に優れた高強度鋼板が要望されている。

先行技術文献

特許文献

[0009] 特許文献1：特開2007-302918号公報

特許文献2：国際公開第2016/171237号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] しかしながら、特許文献1においては、曲げ性および耐LME特性について検討されていない。また、特許文献2においては、穴広げ性および耐LME特性について検討されていない。このように、強度、延性、伸びフランジ性、曲げ性および耐LME特性を総合的に満足し、かつ高い寸法精度で部品を製造することが可能な鋼板は存在しない。

[0011] 本発明は、かかる事情に鑑みてなされたもので、延性、伸びフランジ性、曲げ性および耐LME性に優れ、高い寸法精度で部品を製造することが可能な、引張強さ980MPa以上の高強度鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

[0012] なお、本発明において、高い寸法精度で部品を製造することが可能である（成形時の寸法精度が高い）とは、YRが50%以上80%以下であることを意味する。なお、YRは次式（1）で求められる。

$$YR = YS / TS \cdots (1)$$

[0013] また、延性に優れるとは、延性の指標である全伸び（E1）の値が20%以上であることを意味する。

[0014] また、伸びフランジ性に優れるとは、伸びフランジ性の指標である穴広げ率（λ）の値が20%以上であることを意味する。

[0015] また、曲げ性に優れるとは、曲げ角度を90°としてVブロック法により曲げ試験を行い、曲げ頂点の稜線部を40倍のマイクロスコープで観察し、亀裂長さが200μm以上の亀裂が認められなくなる最小曲げ半径（R）を板厚（t）で除した値（R/t）が、2.0以下であることを意味する。

[0016] また、耐LME特性については、実施例で記載する高温引張試験後の試験片の破断部を、試験片の引張方向に平行な板厚断面（L断面）が観察面とな

るように切断し、板厚断面を観察して、引張破断先端部から $400\mu\text{m}$ 離れた位置の板厚 t を求める。該板厚 t を次式(2)に代入して求めた板厚減少量が 0.20 以上である場合、耐LME特性に優れると判断する。

$$\text{板厚減少率} = (t_0 - t) / t_0 \cdots (2)$$

ここで、 t_0 は引張試験前の切欠き付引張試験片の初期板厚、 t は引張破断先端部からつかみ部側に向かって $400\mu\text{m}$ 離れた位置の板厚である。例えば図1に示す破断部のL断面においては、 t は図示する通りに定まる。

なお、板厚減少率の数値が大きい場合、すなわち、引張試験時にくびれが大きく生じた後に破断した場合、耐LME特性に優れると判断する。

課題を解決するための手段

[0017] 本発明者らは、上記した課題を達成するために、鋭意検討を重ねた結果、以下の知見を得た。

(1) 軟質相であるフェライトを主体とする組織とし、該組織中に、硬質相であるベイニティックフェライト、ベイナイト、焼戻しマルテンサイトおよび焼入れマルテンサイト、ならびに残留オーステナイトを分散させることで、部材の寸法精度、および延性に優れた、引張強さ 980MPa 以上の高強度鋼板を実現することができる。

(2) 鋼板中の拡散性水素量を 0.80 質量ppm以下とすることで、伸びフランジ性に優れた高強度鋼板を実現することができる。

(3) Caの含有量および鋼板中の拡散性水素量を低減し、かつ、表層軟化厚みを $5\mu\text{m}$ 以上 $150\mu\text{m}$ 以下に制御することで、曲げ性に優れた高強度鋼板を実現することができる。

(4) 高温引張試験後の鋼板表層の対応粒界頻度を 0.45 以下、かつ、表層軟化厚みを $5\mu\text{m}$ 以上 $150\mu\text{m}$ 以下に制御することで、耐LME特性に優れた高強度鋼板を実現することができる。

[0018] 本発明は、上記知見に基づいてなされたものである。すなわち、本発明の要旨構成は以下のとおりである。

[1] 質量%で、

C : 0.120%以上0.250%以下、

Si : 0.80%以上2.00%以下、

Mn : 1.50%以上2.45%以下、

P : 0.001%以上0.100%以下、

S : 0.0200%以下、

Al : 0.010%以上1.000%以下、

N : 0.0100%以下、

Mo : 0.500%以下、

Cr : 0.300%以下、

Ca : 0.0200%以下および

Sb : 0.200%以下を含有するとともに、下記(1)式から求められる Mn_{eq} が2.40%以上3.40%以下の関係を満たし、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

フェライトの面積率が15%以上55%以下、

硬質相の面積率が40%以上85%以下、

残留オーステナイトの体積率が4%以上20%以下、

前記残留オーステナイト中の炭素濃度が0.55%以上1.10%以下、

鋼板中の拡散性水素量が0.80質量ppm以下、

表層軟化厚みが5μm以上150μm以下および

高温引張試験後の鋼板表層の対応粒界頻度が0.45以下である鋼組織を有し、

引張強さが980MPa以上である、高強度鋼板。

記

$$Mn_{eq} = 0.26 \times [\%Si] + [\%Mn] + 3.5 \times [\%P] + 2.68 \times [\%Mo] + 1.29 \times [\%Cr] \cdots (1)$$

なお、(1)式中の[%X]は、鋼中の元素Xの含有量(質量%)を表し、含有しない場合は0とする。

[0019] [2] 前記残留オーステナイトの平均短軸長さが2.0μm以下である、上

記〔１〕に記載の高強度鋼板。

[0020] 〔３〕前記成分組成は、さらに、質量％で、

Ti : 0.001％以上0.100％以下、

Nb : 0.001％以上0.100％以下、

V : 0.001％以上0.100％以下、

B : 0.0001％以上0.0100％以下、

Cu : 0.01％以上1.00％以下、

Ni : 0.01％以上0.50％以下、

Sn : 0.001％以上0.200％以下、

Ta : 0.001％以上0.100％以下、

Mg : 0.0001％以上0.0200％以下、

Zn : 0.001％以上0.020％以下、

Co : 0.001％以上0.020％以下、

Zr : 0.001％以上0.020％以下および

REM : 0.0001％以上0.0200％以下からなる群から選ばれる少なくとも１種を含有する、上記〔１〕または〔２〕に記載の高強度鋼板。

[0021] 〔４〕表面にめっき層を有する、上記〔１〕～〔３〕のいずれか１項に記載の高強度鋼板。

[0022] 〔５〕上記〔１〕または〔３〕に記載の成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施して熱延板とし、

次いで、前記熱延板に酸洗を施し、

次いで、前記熱延板に、冷間圧延の最終パスの圧下率が１％以上５％以下であり、該最終パスの一つ前のパスの圧下率が５％以上３０％以下である条件で冷間圧延を施して冷延板とし、

次いで、前記冷延板を、露点が－３５℃以上の雰囲気中で、７４０℃以上８８０℃以下の加熱温度まで加熱し、次いで、該加熱温度から５００℃までの平均冷却速度が１０℃／ｓ以上となる条件で、１５０℃以上３００℃以下の冷却停止温度まで冷却する焼鈍工程を行い、

次いで、前記冷延板を、（冷却停止温度＋50℃）以上500℃以下の再加熱温度まで再加熱し、該再加熱温度にて10s以上保持する、高強度鋼板の製造方法。

[0023] [6] 前記冷間圧延後、かつ前記焼鈍工程の前に、前記冷延板を、830℃以上の加熱温度まで加熱し、該加熱温度から500℃までの平均冷却速度が5℃/s以上となる条件で冷却する予備焼鈍工程を行う、上記[5]に記載の高強度鋼板の製造方法。

[0024] [7] 前記予備焼鈍工程の後、前記冷延板を50℃以下まで冷却し、0.05%以上1.00%以下の伸長率で圧延し、その後、前記焼鈍工程を行う、上記[6]に記載の高強度鋼板の製造方法。

発明の効果

[0025] 本発明によれば、延性、伸びフランジ性、曲げ性および耐LME性に優れ、高い寸法精度で部品を製造することが可能な、引張強さ980MPa以上の高強度鋼板およびその製造方法を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0026] [図1]板厚減少量の測定、および対応粒界頻度の観察位置について説明するための概略図である。

発明を実施するための形態

[0027] 以下、本発明の実施形態について説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

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

[0028] C：0.120%以上0.250%以下

Cは、硬質相であるベイニティックフェライト、ベイナイト、焼戻しマルテンサイトおよび焼入れマルテンサイト、並びに残留オーステナイトを所定の量生成させて、TSを980MPa以上とし、かつ成形時に優れた寸法精度を得るために有効な元素である。Cの含有量が0.120%未満では、硬

質相の面積率や残留オーステナイトの体積率が減少し、またフェライトの面積率が増加して、TSを980MPa以上とすることが困難になり、また延性も低下する。一方、Cの含有量が0.250%を超えると、硬質相中の炭素濃度が過度に増加し、硬質相の硬さが上昇した結果、軟質相であるフェライトと硬質相の硬度差が大きくなることから、打抜き後のボイドの生成量が増加し、伸びフランジ性が低下する。また、曲げ性も低下する。したがって、Cの含有量は、0.120%以上0.250%以下とする。Cの含有量は、好ましくは0.140%以上、より好ましくは0.150%以上とする。また、Cの含有量は、好ましくは0.230%以下、より好ましくは0.220%以下とする。

[0029] Si : 0.80%以上2.00%以下

Siは、焼鈍中の炭化物生成を抑制し、残留オーステナイトの生成を促進することで、残留オーステナイトの体積率および残留オーステナイト中の炭素濃度に影響する元素である。また、Siの含有量を低減することで、鋼板表層の対応粒界頻度を低減し、耐LME特性を向上することができる。Siの含有量が0.80%未満では、残留オーステナイトの体積率が減少し、延性が低下する。一方、Siの含有量が2.00%を超えると、残留オーステナイト中の炭素濃度が過度に増加し、打抜き時に残留オーステナイトから生成するマルテンサイトの硬度が大きく上昇する。その結果、穴広げ時の亀裂進展が促進され、伸びフランジ性が低下する。また、曲げ性も低下する。さらに、対応粒界頻度が増加するため、耐LME特性が低下する。したがって、Siの含有量は、0.80%以上2.00%以下とする。Siの含有量は、好ましくは0.90%以上、より好ましくは1.00%以上とする。また、Siの含有量は、好ましくは1.80%以下、より好ましくは1.70%以下とする。

[0030] Mn : 1.50%以上2.45%以下

Mnは、鋼の重要な基本成分の1つであり、特に本発明では、硬質相の面積率に影響する重要な元素である。Mnの含有量が1.50%未満では、硬

質相の面積率が減少し、またフェライトの面積率が増加して、TSを980 MPa以上とすることが困難になる。一方、Mnの含有量が2.45%を超えると、硬質相の面積率が増加し、成形時の寸法精度および延性が低下する。したがって、Mnの含有量は、1.50%以上2.45%以下とする。Mnの含有量は、好ましくは1.70%以上、より好ましくは1.80%以上とする。また、Mnの含有量は、好ましくは2.40%以下、より好ましくは2.30%以下とする。

[0031] P : 0.001%以上0.100%以下

Pは、固溶強化の作用を有し、鋼板の強度を上昇させることができる元素である。こうした効果を得るためには、Pの含有量を0.001%以上にする。一方、Pの含有量が0.100%を超えると、旧オーステナイト粒界に偏析して粒界を脆化させるため、打抜き後のボイドの生成量が増加し、伸びフランジ性が低下する。また、曲げ性も低下する。したがって、Pの含有量は、0.001%以上0.100%以下とする。Pの含有量は、好ましくは0.002%以上、より好ましくは0.003%以上とする。また、Pの含有量は、好ましくは0.050%以下、より好ましくは0.030%以下とする。

[0032] S : 0.0200%以下

Sは、鋼中で硫化物として存在し、含有量が0.0200%を超えると、鋼板の極限変形能を低下させる。その結果、打抜き後のボイドの生成量が増加し、伸びフランジ性が低下する。また、曲げ性も低下する。そのため、Sの含有量は0.0200%以下にする。なお、Sの含有量の下限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、Sの含有量は0.0001%以上とすることが好ましい。また、Sの含有量は、好ましくは0.0040%以下とする。

[0033] Al : 0.010%以上1.000%以下

Alは、焼鈍中の炭化物生成を抑制し、また残留オーステナイトの生成を促進して、残留オーステナイトの体積率、および残留オーステナイト中の炭

素濃度に影響を及ぼす元素である。こうした効果を得るためには、Alの含有量を0.010%以上にする。一方、Al含有量が1.000%を超えると、フェライトが多量に生成し、成形時の寸法精度が低下する。したがって、Alの含有量は、0.010%以上1.000%以下とする。Alの含有量は、好ましくは0.015%以上、より好ましくは0.020%以上とする。また、Alの含有量は、好ましくは0.100%以下、より好ましくは0.070%以下とする。

[0034] N : 0.0100%以下

Nは、鋼中で窒化物として存在し、含有量が0.0100%を超えると、鋼板の極限変形能を低下させる。その結果、打抜き後のボイドの生成量が増加し、伸びフランジ性が低下する。また、曲げ性も低下する。そのため、Nの含有量は0.0100%以下にする。なお、Nの含有量の下限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、Nの含有量は0.0005%以上とすることが好ましい。また、Nの含有量は、好ましくは0.0050%以下とする。

[0035] Mo : 0.500%以下

Moは、焼入れ性を向上させる元素であり、硬質相を生成させるために有効な元素である。Moの含有量が0.500%を超えると、硬質相の面積率が増加し、成形時の寸法精度および延性が低下する。したがって、Moの含有量は0.500%以下にする。なお、Moの含有量の下限は0.000%であってもよいが、焼入れ性を大きくし、TSをより好適な範囲内とする観点から、Moの含有量は0.010%以上とすることが好ましい。Moの含有量は、好ましくは0.300%以下、より好ましくは0.100%以下とする。また、Moの含有量は、より好ましくは0.030%以上とする。

[0036] Cr : 0.300%以下

Crは、焼入れ性を向上させる元素であり、硬質相を生成させるために有効な元素である。Crの含有量が0.300%を超えると、硬質相の面積率が増加し、成形時の寸法精度および延性が低下する。したがって、Crの含

有量は0.300%以下にする。なお、Crの含有量の下限は0.000%であってもよいが、焼入れ性を大きくし、TSをより好適な範囲内とする観点から、Crの含有量は0.010%以上とすることが好ましい。また、Crの含有量は、好ましくは0.250%以下、より好ましくは0.100%以下とする。

[0037] Ca : 0.0200%以下

Caは、鋼中で介在物として存在する。Caの含有量が0.0200%を超えると、鋼板中に拡散性水素を含有する場合、上記介在物が曲げ試験時に亀裂の起点となるため、曲げ性が低下する。そのため、Caの含有量は0.0200%以下にする。なお、Caの含有量の下限は0.0000%であってもよいが、生産技術上の制約から、Caの含有量は0.0001%以上とすることが好ましい。また、Caの含有量は、好ましくは0.0020%以下とする。

[0038] Sb : 0.200%以下

本発明において、極めて重要な発明構成要件である。Sbは、焼鈍中の鋼板表面の酸化を抑制し、表層軟化厚みを制御するために有効な元素である。また、Sbは、焼鈍中に鋼板表層の窒化を抑制することで、鋼板表層の対応粒界頻度を低減することができる元素である。Sbの含有量が0.200%を超えると、表層軟化部を形成することができないため、曲げ性および耐LME特性が低下する。そのため、Sbの含有量は0.200%以下にする。なお、Sbの含有量の下限は0.000%であってもよいが、対応粒界頻度を低減し、より良好な耐LME特性を得るためには、Sbの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。Sbの含有量は、より好ましくは0.002%以上、さらに好ましくは0.005%以上とする。また、Sbの含有量は、好ましくは0.050%以下、より好ましくは0.020%以下とする。

[0039] Mn_{eq} : 2.40%以上3.40%以下

本発明において、極めて重要な発明構成要件である。Mn_{eq}は、硬質相の

面積率を制御し、TSを980MPa以上とし、成形時に優れた寸法精度を得、かつ優れた延性を得るために有効なパラメータである。 Mn_{eq} が2.40%未満では、硬質相の面積率が減少し、またフェライトの面積率が増加して、TSを980MPa以上とすることが困難になる。一方、 Mn_{eq} が3.40%を超えると、硬質相の面積率が増加し、またフェライトの面積率が減少して、成形時の寸法精度および延性が低下する。したがって、 Mn_{eq} は2.40%以上3.40%以下とする。 Mn_{eq} は、好ましくは2.50%以上、より好ましくは2.55%以上とする。また、 Mn_{eq} は、好ましくは3.30%以下、より好ましくは3.20%以下とする。

ここで、 Mn_{eq} は、次式(1)によって算出する。

$$Mn_{eq} = 0.26 \times [\%Si] + [\%Mn] + 3.5 \times [\%P] + 2.68 \times [\%Mo] + 1.29 \times [\%Cr] \cdots (1)$$

なお、(1)式中の $[\%X]$ は、鋼中の元素Xの含有量(質量%)を表し、含有しない場合は0とする。

[0040] [任意成分]

本発明の高強度鋼板は、上記の成分組成に加えて、さらに、質量%で、Ti:0.001%以上0.100%以下、Nb:0.001%以上0.100%以下、V:0.001%以上0.100%以下、B:0.0001%以上0.0100%以下、Cu:0.01%以上1.00%以下、Ni:0.01%以上0.50%以下、Sn:0.001%以上0.200%以下、Ta:0.001%以上0.100%以下、Mg:0.0001%以上0.0200%以下、Zn:0.001%以上0.020%以下、Co:0.001%以上0.020%以下、Zr:0.001%以上0.020%以下およびREM:0.0001%以上0.0200%以下からなる群から選ばれる少なくとも1種を、単独で、または組み合わせて含有することが好ましい。

[0041] Ti、NbおよびVは、熱間圧延時または焼鈍時に、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成することによって、TSを上昇させる。こうした効果を得るためには、Ti、NbおよびVの少なくとも1種の含有量を、それ

ぞれ0.001%以上にする。一方、Ti、NbおよびVの少なくとも1種の含有量が、それぞれ0.100%を超えると、粗大な析出物や介在物が多量に生成し、鋼板中に拡散性水素を含有する場合、曲げ試験時に亀裂の起点となるため、曲げ性が低下する。したがって、Ti、NbおよびVの少なくとも1種を添加する場合、それらの含有量はそれぞれ0.001%以上0.100%以下とする。Ti、NbおよびVの少なくとも1種を添加する場合、それらの含有量は、好ましくはそれぞれ0.005%以上とする。また、Ti、NbおよびVの少なくとも1種を添加する場合、それらの含有量は、好ましくはそれぞれ0.060%以下とする。

[0042] Bは、オーステナイト粒界に偏析することで、焼入れ性を向上させることができる元素であり、Bを鋼中に添加することで、焼鈍冷却時のフェライトの生成および粒成長を抑制することが可能である。こうした効果を得るためには、Bの含有量を0.0001%以上にする。一方、Bの含有量が0.0100%を超えると、熱間圧延中に鋼板内部に割れが生じ、鋼板の極限変形能を低下させることから、打抜き後の総ボイド数密度が増加し、伸びフランジ性が低下する。また、曲げ性も低下する。したがって、Bを添加する場合、その含有量は0.0001%以上0.0100%以下とする。Bを添加する場合、その含有量は、好ましくは0.0002%以上とする。また、Bを添加する場合、その含有量は、好ましくは0.0050%以下とする。

[0043] Cuは、焼入れ性を大きくする元素であり、硬質相の面積率をより好適な範囲内として、TSをより好適な範囲内とし、かつ成形時の寸法精度をより向上するために有効な元素である。こうした効果を得るためには、Cuの含有量を0.01%以上にする。一方、Cuの含有量が1.00%を超えると、硬質相の面積率が増加し、成形時の寸法精度および延性が低下する。また、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板中に拡散性水素を含有する場合、曲げ試験時に亀裂の起点となるため、曲げ性が低下する。したがって、Cuを添加する場合、その含有量は0.01%以上1.00%以下とする。Cuを添加する場合、その含有量は、好ましくは、0.02%以上とする。また、

Cuを添加する場合、その含有量は、好ましくは0.20%以下とする。

[0044] Niは、焼入れ性を大きくする元素であり、硬質相の面積率をより好適な範囲内として、TSをより好適な範囲内とし、かつ成形時の寸法精度をより向上するために有効な元素である。こうした効果を得るためには、Niの含有量を0.01%以上にする。一方、Niの含有量が0.50%を超えると、硬質相の面積率が増加し、成形時の寸法精度および延性が低下する。また、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板中に拡散性水素を含有する場合、曲げ試験時に亀裂の起点となるため、曲げ性が低下する。したがって、Niを添加する場合、その含有量は0.01%以上0.50%以下とする。Niを添加する場合、その含有量は、好ましくは、0.02%以上とする。また、Niを添加する場合、その含有量は、好ましくは0.20%以下とする。

[0045] Snは、焼鈍中の鋼板表面の酸化を抑制し、表層軟化厚みをより好適に制御するために有効な元素である。こうした効果を得るためには、Snの含有量は0.001%以上にする。一方、Snの含有量が0.200%を超えると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板中に拡散性水素を含有する場合、該析出物や介在物が曲げ試験時に亀裂の起点となるため、曲げ性が低下する。したがって、Snを添加する場合、その含有量は0.001%以上0.200%以下とする。Snを添加する場合、その含有量は、好ましくは0.005%以上とする。また、Snを添加する場合、その含有量は、好ましくは0.050%以下とする。

[0046] Taは、Ti、NbおよびVと同様に、熱間圧延時または焼鈍時に、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成することによって、TSを上昇させる。加えて、Taには、Nb炭化物やNb炭窒化物に一部固溶し、(Nb, Ta)(C, N)のような複合析出物を生成して、析出物の粗大化を著しく抑制し、析出強化を安定化させることで鋼板の強度を向上する効果があると考えられる。こうした効果を得るためには、Taの含有量は0.001%にする。一方、Taの含有量が0.100%を超えると、粗大な析出物や介在物が多量に生成し、鋼板中に拡散性水素を含有する場合、該析出物や介在物

が曲げ試験時に亀裂の起点となるため、曲げ性が低下する。したがって、T aを添加する場合、その含有量は0.001%以上0.100%以下とする。T aを添加する場合、その含有量は、好ましくは0.005%以上とする。また、T aを添加する場合、その含有量は、好ましくは0.020%以下とする。

[0047] Mgは、硫化物や酸化物などの介在物の形状を球状化して、鋼板の極限変形能を向上し、伸びフランジ性を向上させるために有効な元素である。こうした効果を得るためには、Mgの含有量を0.0001%以上とする。一方、Mgの含有量が0.0200%を超えると、粗大な析出物や介在物が多量に生成し、鋼板中に拡散性水素を含有する場合、該析出物や介在物が曲げ試験時に亀裂の起点となるため、曲げ性が低下する。したがって、Mgを添加する場合、その含有量は0.0001%以上0.0200%以下とする。Mgを添加する場合、その含有量は、好ましくは0.0005%以上とする。また、Mgを添加する場合、その含有量は、好ましくは0.0050%以下とする。

[0048] Zn、CoおよびZrは、いずれも介在物の形状を球状化し、鋼板の極限変形能を向上し、伸びフランジ性を向上させるために有効な元素である。こうした効果を得るためには、Zn、CoおよびZrの1種または2種以上の含有量は、それぞれ0.001%以上にする。一方、Zn、CoおよびZrの1種または2種以上の含有量がそれぞれ0.020%を超えると、粗大な析出物や介在物が多量に生成し、鋼板中に拡散性水素を含有する場合、該析出物や介在物が曲げ試験時に亀裂の起点となるため、曲げ性が低下する。したがって、Zn、CoおよびZrの1種または2種以上を添加する場合、Zn、CoおよびZrの1種または2種以上の含有量は、それぞれ0.0001%以上0.020%以下とする。Zn、CoおよびZrの1種または2種以上を添加する場合、Zn、CoおよびZrの1種または2種以上の含有量は、それぞれ好ましくは0.002%以上とする。また、Zn、CoおよびZrの1種または2種以上を添加する場合、Zn、CoおよびZrの1種ま

たは2種以上の含有量は、それぞれ好ましくは0.010%以下とする。

[0049] REMは、介在物の形状を球状化し、鋼板の極限変形能を向上し、伸びフランジ性を向上させるために有効な元素である。こうした効果を得るためには、REMの含有量は、0.0001%以上にする。一方、REMの含有量が0.0200%を超えると、粗大な析出物や介在物が多量に生成し、鋼板中に拡散性水素を含有する場合、該析出物や介在物が曲げ試験時に亀裂の起点となるため、曲げ性が低下する。したがって、REMを添加する場合、その含有量は0.0001%以上0.0200%以下とする。REMを添加する場合、その含有量は、好ましくは0.0010%以上とする。また、REMを添加する場合、その含有量は、好ましくは0.0100%以下とする。

[0050] 上述した成分以外の残部はFe及び不可避免の不純物である。なお、上記任意成分について、含有量が下限値未満の場合には本発明の効果を害さないため、これら任意元素を下限値未満含む場合は不可避免の不純物として扱う。

[0051] 次に、本発明の高強度鋼板の鋼組織について説明する。

フェライトの面積率：15%以上55%以下

軟質相であるフェライトを主体とする組織とすることで、YRを所望の範囲に制御することができることから、成形時に優れた寸法精度を得ることができ、かつ優れた延性を得ることができる。また、フェライトは水素の固溶度が低いため、フェライトを主体とする組織とすることで、鋼板中の拡散性水素量を低減することができ、その結果、打抜き後のボイドの生成量が減少し、伸びフランジ性が向上する。また、曲げ性も向上する。こうした効果を得るためには、フェライトの面積率を15%以上にする。一方、フェライトの面積率が55%を超えると、TSを980MPa以上とすることが困難になる。したがって、フェライトの面積率は15%以上55%以下とする。フェライトの面積率は、好ましくは19%以上、より好ましくは22%以上とする。また、フェライトの面積率は、好ましくは51%以下、より好ましくは48%以下とする。

[0052] 硬質相の面積率：40%以上85%以下

硬質相であるベイニティックフェライト、ベイナイト、焼戻しマルテンサイトおよび焼入れマルテンサイトを、合計で40%以上含有することで、TSを980MPa以上とし、かつ成形時に優れた寸法精度を得ることができる。一方、硬質相の面積率が85%を超えると、成形時の寸法精度および延性が低下する。また、鋼板中の拡散性水素量が増加し、伸びフランジ性が低下する。また、曲げ性も低下する。したがって、硬質相の面積率は40%以上85%以下とする。硬質相の面積率は、好ましくは45%以上、より好ましくは49%以上、さらに好ましくは52%以上とする。また、硬質相の面積率は、好ましくは81%以下、より好ましくは78%以下とする。

[0053] ここで、フェライトの面積率および硬質相の面積率の測定方法は、以下の通りである。

鋼板の圧延方向に平行な板厚断面（L断面）が観察面となるよう試料を切り出した後、観察面をダイヤモンドペーストで研磨する。次いで、アルミナを用いて観察面に仕上げ研磨を施す。電子線マイクロアナライザ（EPMA; Electron Probe Micro Analyzer）を用いて、加速電圧を7kV、測定領域を $45\mu\text{m} \times 45\mu\text{m}$ として、観察面の4視野について測定する。測定後のデータを標準試料を用いた検量線法により炭素濃度に変換する。4視野のデータを合計し、鋼中の炭素濃度を[%C]として、 $0.5 \times [\%C]$ 以下の炭素濃度を含有する領域をフェライト、 $0.5 \times [\%C]$ より大きく $3.2 \times [\%C]$ より小さい炭素濃度を含有する領域を硬質相と定義することで、それぞれの面積率を算出する。

[0054] 残留オーステナイトの体積率：4%以上20%以下

残留オーステナイトを4%以上含有することで、優れた延性を得ることができる。一方、残留オーステナイトの体積率が20%を超えると、残留オーステナイトは高い水素濃度を有していることから、打抜き時または曲げ試験時に加工を受けてマルテンサイト変態した際に、マルテンサイト内部でボイドが生じる。よって、打抜き後のボイドの生成量が増加し、伸びフランジ性が低下する。また、曲げ試験時にマルテンサイト内部で生じるボイドが亀裂

の起点となるため、曲げ性も低下する。したがって、残留オーステナイトの体積率は４％以上２０％以下とする。残留オーステナイトの体積率は、好ましくは５％以上、より好ましくは６％以上とする。また、残留オーステナイトの体積率は、好ましくは１８％以下、より好ましくは１６％以下とする。

[0055] 残留オーステナイト中の炭素濃度：０．５５％以上１．１０％以下

残留オーステナイト中の炭素濃度を０．５５％以上とすることで、優れた延性を得ることができ、かつ成形時に優れた寸法精度を得ることができる。一方、残留オーステナイト中の炭素濃度が１．１０％を超えると、打抜き時に残留オーステナイトから生成するマルテンサイトの硬度が大きく上昇するため、穴広げ時の亀裂進展が促進され、伸びフランジ性が低下する。また、曲げ性も低下する。したがって、残留オーステナイト中の炭素濃度は０．５５％以上１．１０％以下とする。残留オーステナイト中の炭素濃度は、好ましくは０．６０％以上、より好ましくは０．６５％以上とする。また、残留オーステナイト中の炭素濃度は、好ましくは１．００％以下、より好ましくは０．９５％以下、さらに好ましくは０．９０％以下とする。

[0056] ここで、残留オーステナイトの体積率の測定方法は、以下の通りである。鋼板を板厚方向（深さ方向）に板厚の１／４まで機械研削した後、シュウ酸による化学研磨を行なって、観察面とする。該観察面を、Ｘ線回折法により観察する。入射Ｘ線としては、ＣｏのＫ α 線源を用い、bcc鉄の（２００）、（２１１）、（２２０）各面の回折強度に対するfcc鉄（オーステナイト）の（２００）、（２２０）、（３１１）各面の回折強度の比を求め、これを残留オーステナイトの体積率とする。

[0057] また、残留オーステナイト中の炭素濃度の測定方法は、以下の通りである。

まず残留オーステナイトの格子定数を、オーステナイトの（２２０）面の回折ピークのシフト量から、下記式（３）により算出する。

$$a = 1.79021 \sqrt{2} / \sin \theta \quad \cdots (3)$$

得られた残留オーステナイトの格子定数 a 、および鋼全体に占める元素 M

の含有量（質量％）を、下記式（４）に代入することにより、残留オーステナイト中の炭素濃度〔％Ｃ〕を算出する。

$$a = 3.578 + 0.00095 [\%Mn] + 0.022 [\%N] + 0.0006 [\%Cr] + 0.0031 [\%Mo] + 0.0051 [\%Nb] + 0.0039 [\%Ti] + 0.0056 [\%Al] + 0.033 [\%C] \quad \cdot \cdot \cdot (4)$$

ここで、 a は残留オーステナイトの格子定数（Å）、 θ は（２２０）面の回折ピーク角度を２で除した値（rad）、〔％Ｃ〕は残留オーステナイト中のＣの質量％である。〔％Ｃ〕以外の〔％Ｍ〕は、鋼全体に占める元素Ｍの含有量（質量％）である。

[0058] 残留オーステナイトの平均短軸長さ：２．０μm以下

上記残留オーステナイトの平均短軸長さは、２．０μm以下とすることが好ましい。残留オーステナイトの平均短軸長さを２．０μm以下にすることで、打抜き後のボイドの生成量を減少し、伸びフランジ性をより向上することができる。なお、残留オーステナイトの平均短軸長さの下限は特に規定しないが、残留オーステナイトの平均短軸長さが０．２μm未満であると、引張変形後期の時点であっても、残留オーステナイトがマルテンサイト変態しないため、延性への寄与が小さくなる。したがって、残留オーステナイトの平均短軸長さは、好ましくは０．２μm以上とする。また、残留オーステナイトの平均短軸長さは、より好ましくは１．９μm以下、さらに好ましくは１．６μm以下、１．０μm以下とする。

[0059] ここで、残留オーステナイトの平均短軸長さの測定方法は、以下の通りである。

鋼板の圧延方向に平行な板厚断面（Ｌ断面）が観察面となるように試料を切り出した後、観察面をダイヤモンドペーストで研磨する。その後、アルミナを用いて観察面に仕上げ研磨を施す。次いで、１vol.％ナイトールで観察面を腐食する。鋼板の板厚１／４位置（鋼板表面から深さ方向で板厚の１／４に相当する位置）について、走査電子顕微鏡（SEM；Scanni

ng Electron Microscope) を用いて5000倍の倍率で3視野観察する。得られた組織画像をAdobe Systems社のAdobe Photoshopを用いて解析し、残留オーステナイトの短軸長さを3視野分算出する。3視野分の残留オーステナイトの短軸長さを平均して、残留オーステナイトの平均短軸長さとする。なお、上記の組織画像において、残留オーステナイトは平均結晶粒径が $5.0\mu\text{m}$ 以下の微細な白色の組織を呈しているため、識別および短軸長さの測定が可能である。

[0060] また、本発明に従う鋼組織では、上述したフェライト、ベイニティックフェライト、ベイナイト、焼戻しマルテンサイト、焼入れマルテンサイト、および、残留オーステナイト以外に、パーライト、セメンタイト等の炭化物やその他鋼板の組織として公知のものが、面積率で3%以下の範囲であれば、含まれていても、本発明の効果が損なわれることはない。なお、その他の鋼板の組織（残部組織）は、例えばSEM観察で確認し判定すればよい。

[0061] 鋼板中の拡散性水素量：0.80質量ppm以下

本発明において、極めて重要な発明構成要件である。本発明者らは、伸びフランジ性に優れた高強度鋼板を実現すべく、鋭意検討を重ねた結果、鋼板中の拡散性水素量が、伸びフランジ性、および曲げ性と関連していることを見出した。さらなる検討の結果、鋼板中の拡散性水素量を0.80質量ppm以下に低減することにより、優れた伸びフランジ性、および曲げ性を得ることができることを見出し、本発明を完成するに至った。なお、鋼板中の拡散性水素量の下限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、鋼板中の拡散性水素量は0.01質量ppm以上とすることが好ましい。鋼板中の拡散性水素量は、より好ましくは、0.05質量ppm以上とする。また、鋼板中の拡散性水素量は、好ましくは0.60質量ppm以下、より好ましくは0.35質量ppm以下とする。なお、拡散性水素量を測定する鋼板は、めっき処理前の高強度鋼板の他、めっき処理後加工前の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板であってもよい。また、めっき処理後、打ち抜き加工、伸びフランジ成形、および曲げ加工等の加工を施された鋼板の母材鋼板であって

もよく、さらに加工後の鋼板を溶接して製造された製品の母材鋼板部分であってもかまわない。

[0062] ここで、鋼板中の拡散性水素量の測定方法は、以下の通りである。鋼板がめっき層を有さない高強度鋼板の場合、長さが30 mm、幅が5 mmの試験片を採取する。また、鋼板が高強度溶融亜鉛めっき鋼板の場合、長さが30 mm、幅が5 mmの試験片を採取し、溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層をアルカリ除去する。その後、試験片から放出される水素量を昇温脱離分析法によって測定する。具体的には、室温から300℃までを昇温速度200℃/hで連続加熱した後、室温まで冷却し、室温から210℃までに試験片から放出された積算水素量を測定して、鋼板中の拡散性水素量とする。

[0063] 表層軟化厚み：5 μm以上150 μm以下

板厚1/4位置と比較して、鋼板の表層部を軟化させることで、優れた曲げ性および耐LME特性を得ることができる。こうした効果を得るためには、表層軟化部の厚み（表層軟化厚み）を5 μm以上にする。一方、TSを980 MPa以上とするために、表層軟化厚みは150 μm以下とする。したがって、表層軟化厚みは5 μm以上150 μm以下とする。表層軟化厚みは、好ましくは10 μm以上、より好ましくは15 μm以上とする。また、表層軟化厚みは、好ましくは110 μm以下、より好ましくは80 μm以下とする。

[0064] ここで、表層軟化厚みの測定方法は、以下の通りである。

鋼板の圧延方向に平行な板厚断面（L断面）を湿式研磨により平滑化した後、ビッカース硬度計を用いて、荷重10 gfで、板厚表面から板厚方向5 μmの位置より、板厚方向100 μmの位置まで、5 μm間隔で測定を行なう。その後は板厚中心まで20 μm間隔で測定を行なう。硬度が板厚1/4位置の硬度に比して95%以下に減少した領域を軟化領域とし、鋼板表層から軟化領域までの板厚方向の厚みを表層軟化厚みと定義する。

[0065] 高温引張試験後の鋼板表層の対応粒界頻度：0.45以下

本発明において、極めて重要な発明構成要件である。高温引張試験後の鋼板表層の対応粒界頻度を0.45以下に低減することにより、LME割れが優先的に進行する対応粒界の数を減らすことができ、優れた耐LME特性を得ることができる。なお、高温引張試験後の鋼板表層の対応粒界頻度の下限は特に規定しないが、高温引張試験後の鋼板表層の対応粒界頻度は0.05以上であるのが一般的である。高温引張試験後の鋼板表層の対応粒界頻度は、好ましくは0.15以上とする。また、高温引張試験後の鋼板表層の対応粒界頻度は、好ましくは0.40以下、より好ましくは0.35以下とする。

[0066] ここで、高温引張試験後の鋼板表層の対応粒界頻度は、以下の通り算出する。

実施例で記載する高温引張試験後の試験片の破断部を含むように、試験片の引張方向に平行な板厚断面（L断面）が観察面となるように、切断により対応粒界頻度測定用サンプルを採取する。次いで、ダイヤモンドペーストおよびアルミナペーストを用いたバフ研磨で、対応粒界頻度測定用サンプルの板厚断面を平滑化した後、イオンミリングで加工層を完全に除去する。次いで、供試鋼が冷延鋼板の場合は、めっき鋼板と接合させた側の鋼板表層について、供試鋼がめっき鋼板の場合は、めっき層側の鋼板表層について、結晶方位を、FE-SEM/EBSD（JSM7100F：日本電子株式会社製、OIM：株式会社TSL製）で測定する。EBSD測定は、マルテンサイトの下部組織を結晶方位で評価するために十分な測定条件（観察位置：LME割れ発生部近傍、測定視野：60 μ m（引張方向）×40 μ m（亀裂進展方向）、測定点間隔：40nm）で行う。ここで、LME割れ発生部近傍とは、高温引張試験後に鋼板表面に生じた複数の亀裂（LME割れ）の中間の領域を指す。図1の例においては、亀裂aとbとの中間の領域Aと、亀裂bとcとの中間の領域Bとが、それぞれLME割れ発生部近傍である。なお、図1の例のようにLME割れ発生部近傍が複数存在する場合、対応粒界頻度の観察は、いずれの箇所においてもよい。得られたEBSD観察結果

について、測定視野内における鋼板表層の全粒界の性格を調査する。次いで、測定視野内における鋼板表層の対応粒界の関係を有する粒界の数、および測定視野内における鋼板表層の粒界の総数から、次式によって鋼板表層の対応粒界頻度を算出する。

$$[\text{高温引張試験後の鋼板表層の対応粒界頻度}] = [\text{測定視野内における鋼板表層の対応粒界の関係を有する粒界の数}] / [\text{測定視野内における鋼板表層の粒界の総数}]$$

ここで、対応粒界とは、 $\Sigma 23$ 以下の低 Σ CSL (Coincident Site Lattice) 粒界と定義する。

[0067] 本発明に係る高強度鋼板は、引張強さ (TS) が980MPa以上である。

なお、TSの測定は、JIS Z 2241に準拠して、以下の通り行う。高強度鋼板より、長手方向が鋼板の圧延方向に対して直角となるようにJIS 5号試験片を採取する。該試験片を用いて、クロスヘッド変位速度Vcが $1.67 \times 10^{-1} \text{ mm/s}$ の条件で引張試験を行い、TSを測定する。

[0068] 本発明に係る高強度鋼板は、表面にめっき層を有していてもよい。めっき層の組成は特に限定されず、一般的な組成であり得る。めっき層はいかなる方法によって形成されていてもよく、例えば、溶融めっき層、または電気めっき層であり得る。また、めっき層は、合金化されていてもよい。

[0069] 好ましくは、めっき層は溶融亜鉛めっき層である。溶融亜鉛めっき層の組成は特に限定されない。一例においては、めっき層は、Fe: 20質量%以下、Al: 0.001質量%以上1.0質量%以下を含有し、さらに、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、およびREMからなる群から選ばれる1種または2種以上を合計で0質量%以上3.5質量%以下含有し、残部がZn及び不可避免の不純物からなる組成を有する。めっき層が溶融亜鉛めっき層の場合にはめっき層中のFe含有量が7質量%未満であり、合金化溶融亜鉛めっき層の場合にはめっき層中のFe含有量は7~15質量%、より好ましくは8~13質

量％である。

[0070] また、めっき層としては、熔融亜鉛－アルミニウム－マグネシウム合金めっき（Zn－Al－Mgめっき層）も好ましい。Zn－Al－Mgめっき層の組成は特に限定されないが、Alを1質量％以上22質量％以下、Mgを0.1質量％以上10質量％以下含有し、残部がZnおよび不可避免の不純物からなる組成とすることが好ましい。また、Zn－Al－Mgめっき層は、Zn、Al、Mg以外に、Si、Ni、CeおよびLaからなる群から選ばれる1種または2種以上を合計で1質量％以下含有してもよい。また、めっき層はいかなる金属を主体とするものでもよく、例えばAlめっき層等であってもよい。

[0071] めっきの付着量は特に限定されないが、母材鋼板片面あたりのめっき付着量を20～80 g/m²とすることが好ましい。

[0072] めっき層は、好ましくは、クラックを有する。めっき層がクラックを有することで、母材鋼板中の拡散性水素量をより好適な範囲まで低減することができる。その結果、伸びフランジ性、および曲げ性を向上することができる。

[0073] ここで、めっき層がクラックを有するかは、以下の通りに判定する。母材鋼板表面に形成されためっき層について、SEMを用いて1500倍の倍率で、母材鋼板のおもて面および裏面の各面について2視野ずつ、計4視野観察し、10 μm以上の長さを有するクラックが、上記4視野のいずれかに1つ以上存在する場合、クラックを有すると判定する。

[0074] なお、本発明に係る高強度鋼板の板厚は特に限定されないが、通常、0.3 mm以上2.8 mm以下である。

[0075] 次に、本発明の一実施形態に係る高強度鋼板の製造方法について説明する。

[実施形態1]

はじめに、上述した成分組成を有する鋼スラブを製造する。まず鋼素材を溶製して上記成分組成を有する溶鋼とする。溶製方法は特に限定されず、転

炉溶製や電気炉溶製等、公知の溶製方法のいずれもが適合する。得られた溶鋼を固めて鋼スラブ（スラブ）を製造する。溶鋼から鋼スラブを製造する方法は特に限定されず、連続鑄造法、造塊法または薄スラブ鑄造法等を用いることができる。マクロ偏析を防止するため、鋼スラブは連続鑄造法によって製造することが好ましい。

[0076] 次いで、製造した鋼スラブに粗圧延および仕上げ圧延からなる熱間圧延を施して熱延板とする。

一例においては、上記のように製造した鋼スラブを、一旦室温まで冷却し、その後スラブ加熱してから圧延する。スラブ加熱温度は、炭化物の溶解や、圧延荷重の低減の観点から、 1100°C 以上とすることが好ましい。また、スケールロスの増大を防止するため、スラブ加熱温度は 1300°C 以下とすることが好ましい。なお、スラブ加熱温度は、加熱時のスラブ表面の温度を基準とする。

[0077] この他、熱間圧延は、省エネルギープロセスを適用して行ってもよい。省エネルギープロセスとしては、製造した鋼スラブを室温まで冷却せずに、温片のままで加熱炉に装入し、熱間圧延する直送圧延、または製造した鋼スラブにわずかの保熱を行った後に直ちに圧延する直接圧延などが挙げられる。

[0078] 次いで、鋼スラブに通常の条件で粗圧延を施し、シートバーとする。該シートバーに対し、仕上げ圧延を施して、熱延板とする。なお、スラブの加熱温度を低めにした場合は、仕上げ圧延時のトラブルを防止する観点から、仕上げ圧延前にバーヒーターなどを用いてシートバーを加熱することが好ましい。仕上げ圧延温度は、圧延負荷を低減するため、また、オーステナイトの未再結晶状態での圧下率が高くなると、圧延方向に伸長した異常な組織が発達し、焼鈍板の加工性を低下させる虞があることから、 A_{r3} 変態点以上とすることが好ましい。仕上げ圧延後、熱延板を巻き取って回収する。巻取温度は、焼鈍板の成形性の観点から、 300°C 以上 700°C 以下とすることが好ましい。

[0079] なお、熱延時に粗圧延板同士を接合して連続的に仕上げ圧延を行ってもよ

い。また、粗圧延板（シートバー）を仕上げ圧延前に一旦巻き取っても構わない。また、熱間圧延時の圧延荷重を低減するために、仕上げ圧延の一部または全部を潤滑圧延としてもよい。潤滑圧延を行うことは、鋼板形状の均一化、および材質の均一化の観点からも有効である。なお、潤滑圧延時の摩擦係数は、0.10以上0.25以下の範囲とすることが好ましい。

[0080] 次いで、熱延板に、酸洗を施す。酸洗によって、鋼板表面の酸化物を除去することができることから、最終製品の高強度鋼板における良好な化成処理性やめっき品質の確保のために重要である。なお、酸洗は、一回のみ行ってもよく、複数回に分けて行ってもよい。

[0081] 次いで、酸洗後の熱延板に冷間圧延を施して冷延板とする。本実施形態においては、タンデム式の多スタンド圧延またはリバース圧延等の、2パス以上のパス数を要する多パス圧延により冷間圧延を施す。この際、最終パスの圧下率を1%以上5%以下とし、かつ該最終パスの一つ前のパスの圧下率を5%以上30%以下とすることが、本実施形態において、極めて重要な発明構成要件である。

[0082] なお、熱間圧延後、熱処理なしで冷間圧延を施してもよいし、熱処理を施したのちに冷間圧延を施してもよい。なお、熱処理を施したのちに冷間圧延を施す場合、450℃以上800℃以下の保持温度にて、900s以上3600s以下保持することが好ましい。

[0083] 冷間圧延の最終パスの圧下率：1%以上5%以下

本実施形態において、極めて重要な発明構成要件である。最終パスの圧下率を適正に制御して、鋼板表層の冷間圧延組織を作りこみ、次いで、焼鈍することで、鋼板表層の対応粒界頻度を制御し、優れた耐LME特性を得ることができる。冷間圧延の最終パスの圧下率が1%未満では、鋼板表層の冷間圧延組織の作りこみができず、焼鈍後に鋼板表層の対応粒界頻度が増加し、耐LME特性が低下する。一方、冷間圧延の最終パスの圧下率が5%を超えると、冷間圧延時に鋼板表層の加工ひずみ量が大きくなり、焼鈍後に鋼板表層の対応粒界頻度が増加し、耐LME特性が低下する。したがって、冷間圧

延の最終パスの圧下率は１％以上５％以下とする。冷間圧延の最終パスの圧下率は、好ましくは２％以上、より好ましくは３％以上とする。また、冷間圧延の最終パスの圧下率は、好ましくは、４％以下とする。

[0084] 最終パスの一つ前のパスの圧下率：５％以上３０％以下

本実施形態において、極めて重要な発明構成要件である。最終パスの一つ前のパスの圧下率を適正に制御することで、焼鈍後における硬質相の面積率を適正に制御し、ＴＳを９８０ＭＰａ以上とし、かつ成形時に優れた寸法精度を得ることができ、さらに優れた延性を得ることができる。最終パスの一つ前のパスの圧下率が５％未満では、硬質相の面積率が低下し、またフェライトの面積率が増加して、ＴＳを９８０ＭＰａ以上とすることが困難になる。一方、最終パスの前のパスの圧下率が３０％を超えると、焼鈍後におけるフェライトの面積率が減少し、成形時の寸法精度および延性が低下する。したがって、最終パスの一つ前のパスの圧下率は５％以上３０％以下とする。最終パスの一つ前のパスの圧下率は、好ましくは６％以上、より好ましくは７％以上である。また、最終パスの一つ前のパスの圧下率は、好ましくは２８％以下、より好ましくは２５％以下である。

[0085] なお、冷間圧延の累積圧下率は特に規定しないが、硬質相の面積率を好適な範囲内に制御することができ、ＴＳをより好適な範囲内とすることができることから、冷間圧延の累積圧下率を３０％以上にすることが好ましい。なお、冷間圧延の累積圧下率の上限は特に規定しないが、成形時の寸法精度を向上するためには、８０％以下であることが好ましく、より好ましくは７０％以下とする。したがって、冷間圧延の累積圧下率は３０％以上とすることが好ましく、より好ましくは３５％以上、さらに好ましくは４０％以上とする。また、冷間圧延の累積圧下率は、好ましくは８０％以下、より好ましくは７０％以下とする。なお、冷間圧延の圧延パスの回数、並びに、最終パスおよび最終パスの一つ前のパス以外のパスの圧下率については、特に限定されない。

[0086] 次に、上記のようにして得られた冷延板に、焼鈍を行う。焼鈍は一回行

ってもよいし、二回行ってもよい。以下では、焼鈍を二回行う場合の一回目の焼鈍工程を、予備焼鈍工程と称し、焼鈍を二回行う場合の二回目の焼鈍工程、および焼鈍を一回行う場合の一回目の焼鈍工程を、単に焼鈍工程とも称する。焼鈍を二回行うことで、微細な残留オーステナイトを生成させることができ、延性および伸びフランジ性を向上させることができる。まず、焼鈍を二回施す場合の予備焼鈍工程について記す。

[0087] 焼鈍を二回行う場合、予備焼鈍の加熱温度、すなわち、上述した冷間圧延後、かつ後述する焼鈍工程の前の加熱温度は、 830°C 以上とすることが好ましい。

予備焼鈍の加熱温度： 830°C 以上

予備焼鈍の加熱温度を 830°C 以上とすることで、二回目焼鈍後の組織におけるフェライトの面積率および残留オーステナイトの体積率をより好適な範囲内に制御して、延性を向上することができる。また、焼入れマルテンサイトの面積率をより低減して、成形時の寸法精度をより向上することができる。さらに、焼入れマルテンサイトの面積率をより低減して、鋼板中の拡散性水素量も低減し、打抜き後のボイドの生成量をより好適な範囲内とし、伸びフランジ性をより向上する。また、曲げ性もより向上する。なお、一回目焼鈍の加熱温度の上限は特に規定しないが、成形時の寸法精度を向上するためには、 950°C 以下であることが好ましく、より好ましくは 920°C 以下とする。また、一回目焼鈍の加熱温度は、より好ましくは 850°C 以上、さらに好ましくは 870°C 以上とする。

[0088] なお、予備焼鈍の加熱処理の保熱時間は、特に限定はしないが 10 s 以上 1000 s 以下の範囲とすることが好ましい。

[0089] 次いで、 830°C 以上の加熱温度まで加熱した冷延板を、該加熱温度から 500°C までの平均冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上となる条件で冷却することが好ましい。

830°C 以上の加熱温度から 500°C までの平均冷却速度： $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上

830°C 以上の加熱温度から 500°C までの平均冷却速度を $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上

とすることで、予備焼鈍の冷却中にフェライトの生成量を抑え、焼鈍工程後に得られる組織中のフェライトの面積率をより好適な範囲内とし、かつ残留オーステナイトの体積率をより好適な範囲内に制御することができるため、延性をより好適な範囲内とすることができる。また、焼入れマルテンサイトの面積率をより好適な範囲内とすることができるため、成形時の寸法精度をより好適な範囲内とすることができる。また、焼入れマルテンサイトの面積率をより好適な範囲内とすることで、鋼板中の拡散性水素量もより好適な範囲内とすることができるため、打抜き後のボイドの生成量を低減し、伸びフランジ性をより向上することができる。また、曲げ性もより好適な範囲内とすることができる。なお、 830°C 以上の加熱温度から 500°C までの平均冷却速度の上限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、 $1000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下であることが好ましい。また、 830°C 以上の加熱温度から 500°C までの平均冷却速度は、より好ましくは $8^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。なお、 830°C 以上の加熱温度からの冷却方法は特に限定されず、ガスジェット冷却、ミスト冷却、水冷、および空冷などの冷却方法を適用できる。

[0090] 上記 500°C までの冷却後、 500°C 未満からの平均冷却速度、冷却停止温度、および冷却方法は特に限定されない。冷却方法としては、ガスジェット冷却、ミスト冷却、水冷、および空冷などを適用することができる。また、一例においては、 500°C 未満から、 450°C 以下室温程度の冷却停止温度まで冷却することができる。 500°C 未満から冷却停止温度までの平均冷却速度は一例においては $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $1000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。なお、冷却停止温度が 450°C 以下 150°C 程度までの範囲の場合、冷却停止温度で 10 s 以上 1000 s 以下保熱したのち、 50°C 以下室温程度の温度まで冷却してもよい。また、上記冷却停止温度が 250°C 程度以下室温程度までの範囲の場合、冷却停止後、冷却停止温度より高い温度で 10 s 以上 1000 s 以下保熱したのち、 50°C 以下室温程度の温度まで冷却してもよい。

[0091] 好ましくは、上述した予備焼鈍工程の後、冷延板を 50°C 以下まで冷却した後、 0.05% 以上 1.00% 以下の伸長率で圧延する。

予備焼鈍後、50℃以下まで冷却後の圧延の伸長率：0.05%以上1.00%以下

予備焼鈍後に50℃以下まで冷却した後に圧延を実施することで、焼鈍後の鋼板表層の対応粒界頻度を低減し、耐LME特性を向上することができる。こうした効果を得るためには、予備焼鈍後に50℃以下まで冷却した後の圧延の伸長率を0.05%以上とすることが好ましい。一方、予備焼鈍後に50℃以下まで冷却した後における圧延の伸長率が1.00%を超えると、焼鈍後のフェライトおよび硬質相の粒径が減少するため、YRが増加し、成形時の寸法精度が低下する。そのため、予備焼鈍後に50℃以下まで冷却した後の圧延の伸長率は1.00%以下であることが好ましく、より好ましくは0.70%以下とする。予備焼鈍後に50℃以下まで冷却した後の圧延の伸長率は、より好ましくは0.10%以上とする。

[0092] 50℃以下までの冷却後における圧延は、上述した予備焼鈍工程を行うための焼鈍装置と連続した装置上で（オンラインで）行ってもよいし、予備焼鈍工程を行うための焼鈍装置とは不連続な装置上で（オフラインで）行ってもよい。また、一回の圧延で目的の伸長率を達成してもよいし、複数回の圧延を行い、合計で0.05%以上1.00%以下の伸長率を達成してもよい。なお、ここで記載した圧延とは一般的には調質圧延のことを指すが、調質圧延と同等の伸長率を付与できれば、レベラーによる加工等の方法による圧延であっても構わない。

[0093] 次に、焼鈍を二回行う場合の二回目焼鈍条件、または、焼鈍を一回のみ行う場合の焼鈍条件について記す。焼鈍工程においては、冷延板を、露点が-35℃以上の雰囲気中で、740℃以上880℃以下の加熱温度まで加熱し、該加熱温度から500℃までの平均冷却速度が10℃/s以上となる条件で、150℃以上300℃以下の冷却停止温度まで冷却する。

[0094] まず、冷間圧延後、またはさらに予備焼鈍を施した後の冷延板を、露点が-35℃以上の雰囲気中で、740℃以上880℃以下まで加熱する。

焼鈍工程の加熱温度：740℃以上880℃以下

焼鈍工程の加熱温度が740℃未満では、フェライトとオーステナイトの二相域での加熱中におけるオーステナイトの生成割合が不十分になるため、焼鈍後の硬質相の面積率および残留オーステナイトの体積率が減少し、またフェライトの面積率が増加して、TSおよび延性が低下する。一方、加熱温度が900℃を超えると、オーステナイト単相域での加熱となるため、焼鈍後のフェライトの面積率が減少し、また硬質相の面積率が増加して、成形時の寸法精度、および延性が低下する。したがって、加熱温度は740℃以上880℃以下とする。加熱温度は、好ましくは760℃以上、より好ましくは770℃以上、さらに好ましくは780℃以上とする。また、加熱温度は、好ましくは860℃以下とする。より好ましくは850℃以下とする。

[0095] なお、上記加熱温度での保持時間は特に限定しないが、10s以上600s以下とすることが好ましい。

[0096] 上記加熱温度での雰囲気露点：-35℃以上

加熱温度における雰囲気露点を-35℃以上にすることで、空気中の水分を介して脱炭が進行し、鋼板表層部に軟化層を形成することができる。その結果、優れた曲げ性および耐LME特性を得ることができる。なお、加熱温度域における露点の上限は特に規定しないが、TSを好適な範囲内とするためには15℃以下であることが好ましく、より好ましくは5℃以下とする。上記加熱温度における露点は、好ましくは-30℃以上、より好ましくは-25℃以上とする。なお、上記加熱温度域の温度は鋼板の表面温度を基準とする。即ち、鋼板の表面温度が上記加熱温度にある場合に、雰囲気露点を上記範囲内に調整する。

[0097] 次いで、冷延板を、500℃までの平均冷却速度が10℃/s以上となる条件で、150℃以上300℃以下の冷却停止温度まで冷却する。

加熱温度から500℃までの平均冷却速度：10℃/s以上

740℃以上880℃以下までの上記加熱温度から500℃までの平均冷却速度を10℃/s以上とすることで、硬質相およびフェライトの面積率を所望の範囲内に制御することができ、TSを980MPa以上とし、かつ成

形時に優れた寸法精度を得ることができる。なお、加熱温度から500℃までの平均冷却速度の上限は特に規定しないが、加熱温度から500℃までの平均冷却速度が50℃/sを超えると、焼鈍後のフェライトの面積率が減少する。そのため、成形時の寸法精度および延性を向上する観点からは、加熱温度から500℃までの平均冷却速度の上限は50℃/s以下にすることが好ましく、より好ましくは35℃/s以下とする。また、加熱温度から500℃までの平均冷却速度は、好ましくは12℃/s以上、より好ましくは15℃/s以上、さらに好ましくは20℃/s以上とする。

[0098] 焼鈍工程の冷却停止温度：150℃以上300℃以下

冷却停止温度をマルテンサイト変態開始温度以下まで冷却することで、後述する再加熱後の保熱工程で生成するベイニティックフェライトの面積率を増加し、残留オーステナイトの体積率を所望の範囲内とすることができる。また、冷却停止時点で、オーステナイトの一部をマルテンサイト変態させることで、鋼板中の拡散性水素量が低減でき、その結果、打抜き後のボイドの生成量を減少し、伸びフランジ性を向上することができる。また、優れた曲げ性を得ることもできる。冷却停止温度が150℃未満では、冷却中に存在する未変態オーステナイトが、冷却停止時点でほぼ全量マルテンサイトに変態するために、ベイニティックフェライトの面積率が減少し、残留オーステナイトの体積率を所望の範囲内に確保できず、延性が低下する。また、焼戻しマルテンサイトの面積率が増加するため、YRが増加し、成形時の寸法精度が低下する。また、残留オーステナイト中の炭素濃度を所望の範囲内とすることができず、延性および成形時の寸法精度の確保が困難となる。一方、冷却停止温度が300℃を超えると、ベイニティックフェライトの面積率が減少し、残留オーステナイトの体積率が所望の範囲内とならず、延性が低下する。また、焼入れマルテンサイトの面積率が増加するため、YRが減少し、成形時の寸法精度が低下する。また、残留オーステナイト中の炭素濃度を所望の範囲内とすることができず、延性および成形時の寸法精度の確保が困難となる。また、焼入れマルテンサイトの面積率の増加に伴い、鋼板中の拡

散性水素量も増加するため、打抜き後のボイドの生成量が増加し、伸びフランジ性が低下する。また、曲げ性も低下する。したがって、冷却停止温度は 150°C 以上 300°C 以下とする。冷却停止温度は、好ましくは 170°C 以上、より好ましくは 180°C 以上とする。また、冷却停止温度は、好ましくは 270°C 以下、より好ましくは 240°C 以下とする。

[0099] なお、上記冷却における、 500°C 未満から上記冷却停止温度までの平均冷却速度は、特に限定されないが、通常 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。

[0100] 次に、焼鈍工程の後の冷延板を、 $(\text{冷却停止温度} + 50^{\circ}\text{C})$ 以上 500°C 以下の再加熱温度まで再加熱し、該再加熱温度にて 10 s 以上保持する。

[0101] 再加熱温度： $(\text{冷却停止温度} + 50^{\circ}\text{C})$ 以上 500°C 以下

焼鈍工程の後に冷却停止温度より高い温度で再加熱することで、冷却停止時に存在するマルテンサイトを焼戻し、かつ、マルテンサイト中に過飽和に固溶したCをオーステナイトへと拡散させることで、室温で安定なオーステナイト、すなわち残留オーステナイトの生成が可能となる。再加熱温度が $(\text{冷却停止温度} + 50^{\circ}\text{C})$ 未満では、ベイナイト変態のノーズ位置より低温側であるため、ベイニティックフェライトの面積率が減少し、残留オーステナイトの体積率を所望の範囲内とすることができず、延性が低下する。また、残留オーステナイト中の炭素濃度を所望の範囲内とすることができず、延性および成形時の寸法精度の確保が困難となる。また、鋼板中の拡散性水素量の低減が困難となり、伸びフランジ性および曲げ性が低下する。また、焼入れマルテンサイトの面積率が増加するため、YRが減少し、成形時の寸法精度が低下する。また、焼入れマルテンサイトの面積率の増加に伴い、打抜き後のボイドの生成量が増加し、伸びフランジ性が低下する。また、曲げ性も低下する。一方、再加熱温度が 500°C を超えると、ベイナイト変態のノーズ位置より高温側であるため、ベイニティックフェライトの面積率が減少し、残留オーステナイトの体積率を所望の範囲内とすることができず、延性が低下する。また、残留オーステナイト中の炭素濃度を所望の範囲内とするこ

とができず、延性および成形時の寸法精度の確保が困難となる。また、焼入れマルテンサイトの面積率が増加するため、Y Rが減少し、成形時の寸法精度が低下する。また、焼入れマルテンサイトの面積率の増加に伴い、打抜き後のボイドの生成量が増加し、伸びフランジ性が低下する。また、曲げ性も低下する。したがって、再加熱温度は（冷却停止温度＋50℃）以上500℃以下とする。再加熱温度は、好ましくは（冷却停止温度＋80℃）以上、より好ましくは（冷却停止温度＋100℃）以上とする。また、（二回目焼鈍の）再加熱温度は、好ましくは450℃以下とする。

[0102] 再加熱温度での保熱時間：10 s以上

再加熱温度で保熱することで、ベイニティックフェライトの面積率を増加させ、残留オーステナイトの体積率を所望の範囲内に実現することができる。再加熱温度での保熱時間が10 s未満の場合、ベイニティックフェライトの面積率が減少し、残留オーステナイトの体積率を所望の範囲内に確保できず、延性が低下する。また、残留オーステナイト中の炭素濃度を所望の範囲内とすることができず、延性および成形時の寸法精度の確保が困難となる。また、鋼板中の拡散性水素量の低減が困難となり、伸びフランジ性および曲げ性が低下する。また、焼入れマルテンサイトの面積率が増加するため、Y Rが減少し、成形時の寸法精度が低下する。また、焼入れマルテンサイトの面積率の増加に伴い、打抜き後のボイドの生成量が増加し、伸びフランジ性が低下する。また、曲げ性も低下する。したがって、再加熱温度での保熱時間は10 s以上とする。なお、再加熱温度での保熱時間の上限は特に限定しないが、生産技術上の制約から、1000 s以下とすることが好ましい。再加熱温度での保熱時間は、好ましくは13 s以上、より好ましくは16 s以上とする。また、再加熱温度での保熱時間は好ましくは1000 s以下、より好ましくは200 s以下とする。

[0103] 再加熱温度で保熱後の平均冷却速度、冷却停止温度、および冷却方法は特に限定されない。冷却方法としては、ガスジェット冷却、ミスト冷却、水冷、および空冷などを適用することができる。また、鋼板表面の酸化防止の観

点から、再加熱温度で保熱後、 50°C 以下まで冷却することが好ましく、より好ましくは室温程度まで冷却する。該冷却の平均冷却速度は通常 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。なお、高強度鋼板が取引対象となる場合には、通常、室温まで冷却された後、取引対象となる。

[0104] また、上記の高強度鋼板に調質圧延を施してもよい。調質圧延の圧下率は、 1.50% を超えると、鋼の降伏応力が上昇し成形時の寸法精度が低下することから、 1.50% 以下とすることが好ましい。なお、調質圧延での圧下率の下限は、特に限定しないが、生産性の観点から 0.05% 以上とすることが好ましい。また、調質圧延は上述した焼鈍工程を行うための焼鈍装置と連続した装置上で（オンラインで）行ってもよいし、焼鈍工程を行うための焼鈍装置とは不連続な装置上で（オフラインで）行ってもよい。また、一回の圧延で目的の圧下率を達成してもよいし、複数回の圧延を行い、合計で 0.05% 以上 1.00% 以下の圧下率を達成してもよい。なお、ここで記載した圧延とは一般的には調質圧延のことを指すが、調質圧延と同等の伸長率を付与できれば、レベラー等による圧延であっても構わない。

[0105] なお、オーステナイトの短軸長さが $2.0\mu\text{m}$ 以下である高強度鋼板を製作するためには、上述した焼鈍工程の冷却停止温度、および再加熱温度をさらに適正に調節することが有効である。具体的には、焼鈍工程の冷却停止温度を 160°C 以上 250°C 以下、かつ、再加熱温度を 300°C 以上 450°C 以下とすることで、オーステナイトの短軸長さを $2.0\mu\text{m}$ 以下とすることができる。

[0106] 焼鈍工程の後に、高強度鋼板にめっき処理を施してもよい。めっき金属の種類は特に限定されず、一例においては亜鉛である。亜鉛めっき処理としては、熔融亜鉛めっき処理、および熔融亜鉛めっき処理後に合金化処理を行う合金化熔融亜鉛めっき処理を例示できる。なお、焼鈍と熔融亜鉛めっき処理とを連続して行えるよう構成された装置を用いて（１ラインで）焼鈍と熔融亜鉛めっき処理とを施してもよい。その他、熔融亜鉛－アルミニウム－マグネシウム合金めっき処理を施してもよい。

- [0107] なお、熔融亜鉛めっき処理を施すときは、高強度鋼板を、 440°C 以上 500°C 以下の亜鉛めっき浴中に浸漬して熔融亜鉛めっき処理を施した後、ガスワイピング等によって、めっき付着量を調整する。熔融亜鉛めっきとしてはAl含有量が 0.10 質量%以上 0.23 質量%以下であり、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成の亜鉛めっき浴を用いることが好ましい。また、亜鉛めっきの合金化処理を施すときは、熔融亜鉛めっき後に、 460°C 以上 600°C 以下の温度域で亜鉛めっきの合金化処理を施す。合金化温度が 460°C 未満では、Zn-Fe合金化速度が過度に遅くなってしまい、合金化が著しく困難となる。一方、合金化温度が 600°C を超えると、未変態オーステナイトがパーライトへ変態し、TSおよび延性が低下する場合がある。したがって、亜鉛めっきの合金化処理を行うときは、 460°C 以上 600°C 以下の温度域で合金化処理を施すことが好ましく、より好ましくは 470°C 以上 560°C 以下、さらに好ましくは 470°C 以上 530°C 以下とする。
- [0108] また、熔融亜鉛めっき鋼板（GI）および合金化熔融亜鉛めっき鋼板（GA）のめっき付着量は片面あたり $20\sim 80\text{ g/m}^2$ （両面めっき）とすることが好ましい。めっきの付着量は、亜鉛めっき後にガスワイピング等を行うことにより調節することが可能である。
- [0109] なお、上記では熔融亜鉛めっきの場合を中心に説明したが、Znめっき、Zn-Ni電気合金めっき、または、Alめっき等のめっき層を電気めっきにより形成してもよい。一例において、めっき層は、電気亜鉛めっき層である。電気亜鉛めっき層を形成する場合、めっき液としては、例えば、Ni： 9 質量%以上 25 質量%以下を含有し、残部がZnおよび不可避免的不純物からなるめっき液を用いることができる。また、室温以上 100°C 以下のめっき浴を用いることが好ましい。なお、電気亜鉛めっき鋼板（EG）のめっき付着量は片面あたり $15\sim 100\text{ g/m}^2$ （両面めっき）とすることが好ましい。
- [0110] 上述の通りに、めっき処理を施した高強度鋼板を、 50°C 以下まで冷却し

た後、0.05%以上1.00%以下の伸長率で圧延してもよい。50℃以下まで冷却した後に実施する圧延の伸長率を0.05%以上とすることで、めっき層にクラックを導入することができる。めっき層にクラックを導入することで、鋼板中の拡散性水素量を低減することができ、その結果、伸びフランジ性をより向上することができる。一方、50℃以下までの冷却後における圧延の伸長率が1.00%を超えると、YSが上昇し、成形時の寸法精度が低下する。よって、50℃以下までの冷却後における圧延の伸長率は、1.00%以下とすることが好ましく、より好ましくは0.70%以下とする。また、50℃以下までの冷却後における圧延の伸長率は、より好ましくは0.10%以上とする。

[0111] 50℃以下までの冷却後における圧延は、上述しためっき処理を行うためのめっき装置と連続した装置上で（オンラインで）行ってもよいし、めっき処理を行うためのめっき装置とは不連続な装置上で（オフラインで）行ってもよい。また、一回の圧延で目的の伸長率を達成してもよいし、複数回の圧延を行い、合計で0.05%以上1.00%以下の伸長率を達成してもよい。なお、ここで記載した圧延とは一般的には調質圧延のことを指すが、調質圧延と同等の伸長率を付与できれば、レベラーによる加工等の方法による圧延であっても構わない。

[0112] 上述した、50℃以下までの冷却後の圧延の後、室温以上300℃以下の温度域で保熱してもよい。室温以上300℃以下の温度域で保熱することで、鋼板中の拡散性水素量をさらに低減することができ、その結果、打ち抜き後のボイドの生成量が減少し、伸びフランジ性および曲げ性を向上することができる。保熱時間は通常3～7日程度であるが、最長で6か月程度保熱してもよい。

[0113] なお、上記した条件以外の製造条件は、常法によることができる。

[0114] [実施形態2]

以下では、本発明に係る高強度鋼板の他の実施形態に係る製造方法について説明する。本発明に係る高強度鋼板は、冷間圧延の圧下率を1%以上5%

以下とし、かつ最終パスの一つ前のパスの圧下率を5%以上30%以下とする代わりに、熱間圧延後の熱延板を350℃以上600℃以下の巻取温度で巻き取り、その後、300℃以上の温度域に5000s以上滞留させた後、冷却することによって製造することもできる。

すなわち、本実施形態に係る高強度鋼板の製造方法は、
上述した成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施して熱延板とし、
次いで、前記熱延板を350℃以上600℃以下の巻取温度で巻き取り、
その後、300℃以上の温度域に5000s以上滞留させた後、冷却し、
次いで、前記熱延板に酸洗を施し、
次いで、前記熱延板に、冷間圧延の累積圧下率が30%以上75%以下である条件で冷間圧延を施して冷延板とし、
次いで、前記冷延板を、露点が−35℃以上の雰囲気中で、740℃以上880℃以下の加熱温度まで加熱し、次いで、該加熱温度から500℃までの平均冷却速度が10℃/s以上となる条件で、150℃以上300℃以下の冷却停止温度まで冷却する、焼鈍工程を行い、
次いで、前記冷延板を、(冷却停止温度+50℃)以上500℃以下の再加熱温度まで再加熱し、該再加熱温度にて10s以上保持する、高強度鋼板の製造方法である。

[0115] まず、上述した成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施して熱延板とする。熱間圧延の詳細については、実施形態1と同様である。

[0116] 熱間圧延後の巻取温度：350℃以上600℃以下

仕上げ圧延後、熱延板を巻き取って回収する。この際、巻取温度を350℃以上とすることで、熱間圧延時に生成した酸化スケールにCが拡散し、すなわち、鋼板表層の脱炭が促進し、焼鈍板の表層軟化厚み、および、鋼板表層の対応粒界頻度を所望の範囲内に制御することができる。その結果、優れた曲げ性および耐LME特性を得ることができる。一方、熱間圧延後の巻取温度が600℃を超えると、焼鈍板の表層軟化厚みが増大し、980MPa以上のTSを実現することが困難になる。したがって、熱間圧延後の巻取温

度は350℃以上600℃以下とする。鋼板の板厚の1/4位置のC強度に対する鋼板の表層のC強度の比を0.7以下に制御する観点からは、熱間圧延後の巻取温度は、好ましくは380℃以上、より好ましくは410℃以上とする。また、熱間圧延後の巻取温度は、好ましくは570℃以下、より好ましくは550℃以下とする。

[0117] 巻取後の300℃以上の温度域での滞留時間：5000s以上

本実施形態において、極めて重要な発明構成要件である。熱延板を巻取って熱延コイルを得た後、該熱延コイルを、300℃以上の温度域で、滞留時間を5000s以上として滞留させる。なお、滞留時間は、熱延板が熱延コイルとなった時点から測定する。これにより、熱間圧延時に生成した酸化スケールにCが拡散し、すなわち、鋼板表層の脱炭が促進し、焼鈍板の表層軟化厚み、および、鋼板表層の対応粒界頻度を所望の範囲内に制御することができる。その結果、優れた曲げ性および耐LME特性を得ることができる。なお、熱延板を巻取り後、該巻取温度から、300℃以上の温度域での滞留時間が5000s以上となるように保温または冷却してもよいし、巻取温度から一端300℃未満まで冷却させた後、300℃以上まで再加熱して、300℃以上の温度域で5000s以上滞留させてもよい。一方、巻取後の300℃以上の温度域での滞留時間の上限は特に規定しないが、TSを好適な範囲内とするためには、巻取後の300℃以上の温度域での滞留時間は10000s以下とすることが好ましい。したがって、巻取後の300℃以上の温度域での滞留時間は5000s以上とする。鋼板の板厚の1/4位置のC強度に対する鋼板の表層のC強度の比を0.7以下に制御する観点からは、巻取後の300℃以上の温度域での滞留時間は、好ましくは7000s以上、より好ましくは9000s以上とする。また、巻取後の300℃以上の温度域での滞留時間は、好ましくは8000s以下、より好ましくは4000s以下とする。また、熱延コイルを滞留させる温度は、300℃以上の温度域であれば、特に限定されないが、好ましくは、600℃以下とする。また、熱延コイルを滞留させる温度は、好ましくは、350℃以上とする。

。

[0118] 300℃以上の温度域で、5000s以上滞留させた後、熱延板を冷却する。この際の冷却速度は、特に限定されないが、例えば、0.001℃/s以上1℃/s以下である。冷却停止温度は、特に限定されず、例えば、20℃以上200℃以下とすればよい。

[0119] 次に、熱延板に、酸洗を施す。酸洗によって、鋼板表面の酸化物を除去することができることから、最終製品の高強度鋼板における良好な化成処理性やめっき品質の確保のために重要である。なお、酸洗は、一回のみ行ってもよく、複数回に分けて行ってもよい。

[0120] 酸洗の前または後に、熱延板に熱処理を施してもよい。酸洗の前または後に、熱延板に熱処理を施すことで、鋼板表層の脱炭が促進し、焼鈍板の表層軟化厚みをより好適な範囲内とすることができる。また、鋼板の板厚の1/4位置のC強度に対する鋼板の表層のC強度の比を、所望の範囲内に制御することができる。なお、酸洗の前または後における熱処理条件は、450℃以上650℃以下の温度域で、900s以上保持とすることが好ましい。熱処理の保持時間の上限は、特に規定しないが、好ましくは36000s以下の保持とすることが好ましい。

[0121] 次に、酸洗後の熱延板、または酸洗後に上記熱処理を施した熱延板（熱処理板）に冷間圧延を施して冷延板とする。本実施形態においては、タンデム式の多スタンド圧延またはリバース圧延等の、2パス以上のパス数を要する多パス圧延により冷間圧延を施す。

[0122] 冷間圧延の累積圧下率：30%以上75%以下

冷間圧延の累積圧下率を30%以上とすることで、フェライトの面積率を25%以下とすることができる。その結果、YRを所望の範囲内に制御し、成形時に優れた寸法精度を得ることができる。一方、冷間圧延の累積圧下率が75%を超えると、冷間圧延時に鋼板表層の加工ひずみ量が大きくなり、焼鈍後に鋼板表層の対応粒界頻度が増加し、耐LME特性が低下する。したがって、冷間圧延の累積圧下率は30%以上75%以下とする。冷間圧延の

累積圧下率は、好ましくは40%以上、より好ましくは45%以上とする。
また、冷間圧延の累積圧下率は、好ましくは70%以下、より好ましくは65%以下とする。

[0123] 本実施形態においては、上述した実施形態1とは異なり、冷間圧延の最終パスの圧下率および最終パスの一つ前のパスの圧下率は特に限定されないが、実施形態1と同様、最終パスの圧下率を1%以上5%以下とし、かつ該最終パスの一つ前のパスの圧下率を5%以上30%以下とすることが好ましい。

[0124] 冷間圧延の最終パスの圧下率：1%以上5%以下

最終パスの圧下率を適正に制御して、鋼板表層の冷間圧延組織を作りこみ、次いで、焼鈍することで、鋼板表層の対応粒界頻度をより好適な範囲に制御し、より優れた耐LME特性を得ることができる。冷間圧延の最終パスの圧下率を1%以上とすることで、鋼板表層の冷間圧延組織を好適に作りこみ、焼鈍後の鋼板表層の対応粒界頻度をより好適な範囲に制御し、より優れた耐LME特性を得ることができる。また、冷間圧延の最終パスの圧下率を5%以下とすることで、冷間圧延時の鋼板表層の加工ひずみ量を好適な範囲内とし、焼鈍後の鋼板表層の対応粒界頻度をより好適な範囲に制御し、より優れた耐LME特性を得ることができる。したがって、冷間圧延の最終パスの圧下率は1%以上5%以下とすることが好ましい。冷間圧延の最終パスの圧下率は、より好ましくは2%以上、さらに好ましくは3%以上とする。また、冷間圧延の最終パスの圧下率は、より好ましくは、4%以下とする。

[0125] 最終パスの一つ前のパスの圧下率：5%以上30%以下

最終パスの一つ前のパスの圧下率を適正に制御することで、焼鈍後における硬質相の面積率をより好適な範囲内に制御し、TSをより好適な範囲内とし、かつ成形時により優れた寸法精度を得ることができ、さらに、より優れた延性を得ることができる。最終パスの一つ前のパスの圧下率を5%以上とすることで、硬質相、およびフェライトの面積率をより好適な範囲内として、TSをより好適な範囲内とすることができる。また、最終パスの前のパス

の圧下率を30%以下とすることで、焼鈍後におけるフェライトの面積率をより好適な範囲内とし、成形時に、より優れた寸法精度および延性を得ることができる。したがって、最終パスの一つ前のパスの圧下率は5%以上30%以下とすることが好ましい。最終パスの一つ前のパスの圧下率は、より好ましくは6%以上、さらに好ましくは7%以上である。また、最終パスの一つ前のパスの圧下率は、より好ましくは28%以下、さらに好ましくは25%以下である。

[0126] なお、冷間圧延の圧延パスの回数、並びに、最終パスおよび最終パスの一つ前のパス以外のパスの圧下率については、特に限定されない。

[0127] 次いで、上記のようにして得られた冷延板に、焼鈍を行う。次いで、焼鈍後の冷延板を再加熱して、再加熱温度にて10s以上保持し、本実施形態に係る高強度鋼板を得る。焼鈍工程、および焼鈍後の再加熱の詳細については、上述した実施形態1と同様であるため、ここでは説明を省略する。

実施例

[0128] 表1に示す成分組成を有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる鋼素材を転炉にて溶製し、連続鋳造法にて鋼スラブとした。得られた鋼スラブを1250℃に加熱して、粗圧延した。次いで仕上げ圧延温度900℃にて仕上げ圧延を施し、巻き取り温度450℃で巻き取り、熱延板とした。該熱延板に酸洗処理を施した後、冷間圧延を施した。冷間圧延の最終パス、および最終パスの一つ前のパスの圧下率は、表2-1、および表2-2に示す通りにした。冷延後の冷延板の板厚は、1.2mmとした。

[0129] 次いで、表2-1、および表2-2に示した条件で焼鈍処理を施し、冷延鋼板(CR)を得た。なお、予備焼鈍工程において、加熱温度での保持時間は、140~210sとした。また、焼鈍工程において、加熱温度での保持時間は、50~120sとした。予備焼鈍工程において、500℃未満からの平均冷却速度は、3~100℃/sとした。焼鈍工程において、500℃未満から冷却停止温度までの平均冷却速度は、5~25℃/sとした。一部の冷延板については、さらにめっき処理を施し、溶融亜鉛めっき鋼板(GI

）、合金化熔融亜鉛めっき鋼板（GA）、および電気亜鉛めっき鋼板（EG）を得た。熔融亜鉛めっき浴としては、GIを製造する場合は、Al：0.20質量%を含有し、残部がZnおよび不可避免の不純物からなる亜鉛浴を使用した。また、GAを製造する場合は、Al：0.14質量%を含有し、残部がZnおよび不可避免の不純物からなる亜鉛浴を使用した。浴温はGI、GAいずれを製造する場合においても、470℃とした。また、EGを製造する場合、めっき液としては、Ni：9質量%以上25質量%以下を含有し、残部がZnおよび不可避免の不純物からなるめっき液を使用した。めっき付着量は、GIを製造する場合は、片面あたり45～72 g/m²（両面めっき）程度とし、GAを製造する場合は、片面あたり45 g/m²（両面めっき）程度とした。EGを製造する場合は、片面あたり60 g/m²（両面めっき）程度とした。GAを製造する場合の合金化処理は、550℃程度で施した。また、GIのめっき層の組成は、Fe：0.1～1.0質量%、Al：0.2～1.0質量%を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなっていた。GAのめっき層の組成は、Fe：7～15質量%、Al：0.1～1.0質量%を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなっていた。

[0130]

[表1]

鋼種	成分組成(質量%)																							備考	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Cr	Ca	Sb	Ti	Nb	V	B	Cu	Ni	Sn	Ta	Mg	Zn	Co	Zr		REM
A	0.166	1.65	2.25	0.030	0.0007	0.043	0.0027	0.035	0.000	0.0018	0.017	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.88 発明鋼
B	0.196	1.56	2.05	0.017	0.0036	0.045	0.0009	0.047	0.076	0.0000	0.006	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.74 発明鋼
C	0.195	1.32	2.23	0.016	0.0031	0.061	0.0019	0.092	0.049	0.0002	0.000	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.94 発明鋼
D	0.157	1.39	2.29	0.009	0.0017	0.062	0.0031	0.000	0.050	0.0001	0.016	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.75 発明鋼
E	0.205	1.39	2.24	0.014	0.0012	0.051	0.0011	0.044	0.028	0.0002	0.018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.80 発明鋼
F	0.187	1.37	1.88	0.005	0.0033	0.051	0.0034	0.237	0.245	0.0003	0.013	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	3.20 発明鋼
G	0.224	1.36	1.96	0.020	0.0007	0.041	0.0011	0.089	0.054	0.0002	0.011	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.69 発明鋼
H	0.098	1.61	2.19	0.023	0.0023	0.027	0.0018	0.083	0.033	0.0002	0.013	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.96 比較鋼
I	0.185	2.15	2.14	0.023	0.0022	0.050	0.0044	0.087	0.044	0.0002	0.018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	3.07 比較鋼
J	0.204	1.67	1.38	0.009	0.0018	0.063	0.0033	0.037	0.040	0.0002	0.009	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.00 比較鋼
K	0.196	1.35	1.84	0.024	0.0015	0.053	0.0047	0.016	0.012	0.0001	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.33 比較鋼
L	0.187	1.39	2.31	0.028	0.0011	0.054	0.0025	0.289	0.229	0.0001	0.009	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	3.79 比較鋼
M	0.208	1.33	2.05	0.004	0.0015	0.034	0.0027	0.097	0.089	0.0002	0.005	0.044	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.78 発明鋼
N	0.194	1.73	2.09	0.007	0.0032	0.066	0.0012	0.075	0.043	0.0001	0.003	-	0.023	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.82 発明鋼
O	0.190	1.41	2.21	0.004	0.0014	0.065	0.0023	0.086	0.043	0.0001	0.004	-	-	0.024	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.82 発明鋼
P	0.206	1.31	2.25	0.016	0.0031	0.054	0.0045	0.089	0.031	0.0003	0.004	0.019	-	-	0.0014	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.87 発明鋼
Q	0.151	1.47	2.06	0.024	0.0004	0.047	0.0033	0.075	0.049	0.0003	0.006	-	-	-	-	0.11	-	-	-	-	-	-	-	-	2.79 発明鋼
R	0.168	1.47	2.21	0.012	0.0033	0.038	0.0015	0.056	0.066	0.0002	0.009	-	-	-	-	-	0.04	-	-	-	-	-	-	-	2.90 発明鋼
S	0.162	1.56	2.09	0.007	0.0034	0.044	0.0049	0.095	0.064	0.0002	0.019	-	-	-	-	-	-	0.011	-	-	-	-	-	-	2.86 発明鋼
T	0.158	1.67	2.19	0.008	0.0031	0.065	0.0046	0.092	0.077	0.0003	0.019	-	-	-	-	-	-	-	0.013	-	-	-	-	-	3.00 発明鋼
U	0.185	1.62	2.27	0.007	0.0035	0.047	0.0050	0.054	0.075	0.0001	0.003	-	0.019	-	-	-	-	-	0.008	-	-	-	-	-	2.96 発明鋼
V	0.161	1.49	2.07	0.009	0.0039	0.034	0.0034	0.032	0.066	0.0001	0.013	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0014	-	-	-	-	2.66 発明鋼
W	0.166	1.33	2.17	0.010	0.0038	0.031	0.0039	0.078	0.100	0.0003	0.005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.005	0.006	0.003	-	2.89 発明鋼
X	0.181	1.69	2.29	0.019	0.0026	0.035	0.0025	0.100	0.097	0.0001	0.018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0028	3.19 発明鋼
Y	0.200	1.20	2.22	0.008	0.0012	0.032	0.0015	0.072	0.056	0.0002	0.013	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.83 発明鋼
Z	0.209	0.91	2.35	0.023	0.0032	0.056	0.0009	0.000	0.054	0.0003	0.046	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.74 発明鋼
a	0.196	1.49	2.16	0.023	0.0025	0.035	0.0040	0.011	0.076	0.0001	0.241	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.86 比較鋼
b	0.190	1.40	2.18	0.011	0.0014	0.052	0.0042	0.008	0.084	0.0218	0.015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.71 比較鋼

線は、本発明の適正範囲外を示す。

下線は、本発明の適正範囲外を示す。

[0131] [表2-1]

表2-1

No.	銅種	熱間圧延後の 巻取り温度 (℃)	巻取り後、300℃以上の温度域における 滞留時間 (s)	冷間圧延処理			予備焼結処理			焼結処理					備考	
				最終パスの1つ 前のパスの圧下率 (%)	最終パスの 圧下率 (%)	奥層圧下率 (%)	加熱温度 (℃)	加熱温度域での平均冷却速度 (℃/s)	50℃以下まで冷却した後に圧延する際の伸長率 (%)	加熱温度 (℃)	加熱温度域での露点 (℃)	加熱温度から500℃までの平均冷却速度 (℃/s)	冷却停止温度 (℃)	再加熱温度 (℃)		再加熱温度域での保熱時間 (s)
1	A	550	20000	25	4	65	-	-	-	800	25	190	400	100	0.30	CR 発明例
2	B	490	10000	13	3	45	-	-	-	780	20	210	400	30	0.40	GA 発明例
3	C	450	20000	16	3	50	850	10	0.10	800	30	190	380	30	0.10	GA 発明例
4	D	500	9000	21	3	55	-	-	-	820	25	200	420	30	0.50	GA 発明例
5	D	450	20000	40	3	55	-	-	-	820	25	200	420	30	0.50	GA 比較例
6	D	480	10000	21	0	55	-	-	-	820	25	200	420	30	0.50	GA 比較例
7	D	450	30000	21	3	55	-	-	-	710	25	200	420	30	0.50	GA 比較例
8	D	450	20000	21	3	55	-	-	-	800	25	200	420	30	0.50	GA 比較例
9	D	480	10000	21	3	55	-	-	-	820	25	200	420	30	0.50	GA 比較例
10	D	500	20000	21	3	55	-	-	-	820	3	200	420	30	0.50	GA 比較例
11	D	490	20000	21	3	55	-	-	-	820	25	200	420	30	0.50	GA 比較例
12	D	450	8000	21	3	55	-	-	-	820	25	320	420	30	0.50	GA 比較例
13	D	480	20000	21	3	55	-	-	-	820	25	200	230	30	0.50	GA 比較例
14	D	500	20000	21	3	55	-	-	-	820	25	200	520	30	0.50	GA 比較例
15	D	450	30000	21	3	55	-	-	-	820	25	200	420	5	0.50	GA 比較例
16	E	500	20000	13	3	45	870	25	0.20	800	30	220	400	30	0.20	GA 発明例
17	F	490	20000	13	3	45	840	30	0.10	830	25	190	420	30	0.20	EG 発明例
18	G	450	30000	23	3	60	-	-	-	770	25	210	400	30	0.20	GA 発明例
19	H	490	20000	16	3	50	-	-	-	780	30	210	400	150	0.50	CR 比較例
20	I	450	20000	25	3	60	-	-	-	820	25	200	380	30	0.80	GA 比較例
21	J	550	20000	25	4	65	-	-	-	830	25	190	400	200	0.70	GA 比較例
22	K	500	20000	23	3	60	-	-	-	800	25	210	400	30	0.30	GA 比較例
23	L	500	30000	16	3	50	-	-	-	820	25	210	380	50	0.20	GA 比較例
24	M	480	20000	25	4	65	880	15	0.10	780	30	180	450	20	0.20	GI 発明例
25	N	450	9000	16	3	50	880	6	0.10	800	25	180	420	30	0.30	GA 発明例

下線は、本発明の適正範囲外を示す。

(*)CR:冷延銅板、GI:溶融亜鉛めっき銅板、GA:合金化溶融亜鉛めっき銅板、EG:電気亜鉛めっき銅板

[0132] [表2-2]

No.	銅種	熱間圧延後の 巻取り温度 (°C)	巻取り後、300°C以 上の温度域における 滞留時間 (s)	冷間圧延処理			予備焼結処理			焼結処理					50°C以下まで 冷却した後、 圧延する際の 伸長率 (%)	備考
				最終パスの 前のパスの圧下 率 (%)	最終パスの 圧下率 (%)	果樹圧下率 (%)	加熱温度 (°C)	加熱温度 での平均冷却速度 (°C/s)	50°C以下まで冷却した後に 圧延する際の伸長率 (%)	加熱温度域 での露点 (°C)	加熱温度域 の平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	再加熱温度 (°C)	再加熱温度で の保熱時間 (s)		
26	O	450	20000	25	4	85	880	25	0.05	820	25	210	380	30	0.20	GA 発明例
27	P	500	20000	23	3	80	850	700	0.10	830	25	190	420	20	0.10	GA 発明例
28	Q	450	20000	25	3	70	-	-	-	825	15	200	400	20	0.30	GA 発明例
29	R	480	20000	16	3	50	-	-	-	780	12	200	380	40	0.50	GA 発明例
30	S	500	20000	23	3	80	-	-	-	850	25	250	400	40	0.50	GA 発明例
31	T	450	20000	16	3	50	-	-	-	780	5	180	420	30	0.20	GA 発明例
32	U	500	8000	13	3	45	920	35	0.50	780	20	200	420	40	0.05	GA 発明例
33	V	450	20000	7	3	30	-	-	-	840	25	230	400	30	0.80	GA 発明例
34	W	450	10000	8	3	35	-	-	-	820	25	200	380	30	0.50	GA 発明例
35	X	450	30000	13	3	45	-	-	-	780	-5	200	420	500	0.10	GI 発明例
36	Y	490	20000	16	3	50	870	15	0.10	790	25	190	380	12	0.20	GA 発明例
37	Z	550	20000	18	3	50	870	20	0.10	760	30	210	300	30	0.20	GA 発明例
38	D	450	20000	21	3	55	-	-	-	820	25	300	480	30	0.50	GA 発明例
39	a	500	10000	16	3	50	-	-	-	800	30	200	400	30	0.50	GA 比較例
40	b	480	20000	16	3	50	-	-	-	800	30	200	400	30	0.50	GA 比較例
41	D	450	30000	21	0.4	55	-	-	-	820	25	250	420	30	0.50	GA 比較例
42	D	550	20000	21	7	55	-	-	-	820	-5	250	420	30	0.50	GA 比較例
43	D	480	20000	4	3	55	-	-	-	820	25	250	420	30	0.50	GA 比較例
44	D	550	100000	21	3	25	-	-	-	820	25	250	420	30	0.50	GA 発明例
45	E	480	20000	13	3	45	800	25	0.20	800	30	220	400	30	0.20	GA 発明例
46	E	450	20000	13	3	45	870	2	0.20	800	30	220	400	30	0.20	GA 発明例
47	E	500	20000	13	3	45	870	25	-	800	30	220	400	30	0.20	GA 発明例
48	D	480	20000	21	3	55	-	-	-	820	25	100	420	30	0.50	比較例
49	D	500	20000	21	3	55	-	-	-	820	25	200	420	30	0.00	GA 発明例
50	D	500	30000	4	0.5	30	-	-	-	820	25	200	420	30	0.30	GA 発明例

下線は、本発明の適正範囲外を示す。

(*)GR:冷延銅板、GI:溶融亜鉛めっき銅板、GA:合金化溶融亜鉛めっき銅板、EG:電気亜鉛めっき銅板

以上のようにして得られた冷延鋼板および各めっき鋼板を供試鋼として、以下の試験方法に従い、引張特性、伸びフランジ性、曲げ性および耐LME特性を評価した。

[0133] 引張試験は、JIS Z 2241に準拠して行った。得られた鋼板より、長手方向が鋼板の圧延方向に対して直角となるようにJIS 5号試験片を採取した。該試験片を用いて、クロスヘッド変位速度 V_c が $1.67 \times 10^{-1} \text{ mm/s}$ の条件で引張試験を行い、YS、TSおよびEIを測定した。なお、本発明ではTS：980MPa以上を合格と判断した。また、成形時の寸法精度の指標であるYRが、50%以上80%以下の場合、成形時の寸法精度が良好であると判断した。なお、YRは上述の式(1)に基づき算出した。さらに、EIが20%以上であれば、延性に優れると判断した。

[0134] 伸びフランジ性は、穴広げ試験により評価した。穴広げ試験は、JIS Z 2256に準拠して行った。得られた鋼板より、100mm×100mmのサンプルを剪断で採取した。該サンプルに、クリアランスを12.5%として直径10mmの穴を打ち抜いた。内径75mmのダイスを用いて、穴の周囲をしわ押さえ力9ton(88.26kN)で抑えた状態で、頂角60°の円錐ポンチを穴に押し込んで亀裂発生限界における穴直径を測定した。下記の式から、限界穴広げ率： λ (%)を求め、この限界穴広げ率の値から穴広げ性を評価した。

$$\text{限界穴広げ率：}\lambda(\%) = \{ (D_f - D_0) / D_0 \} \times 100$$

ただし、上式において、 D_f は亀裂発生時の穴径(mm)、 D_0 は初期穴径(mm)である。鋼板の強度に関係なく、 λ の値が20%以上の場合に、伸びフランジ性が良好であると判断した。

[0135] 曲げ試験は、JIS Z 2248に準拠して行った。得られた鋼板より、鋼板の圧延方向に対して平行方向が曲げ試験の軸方向となるように、幅が30mm、長さが100mmとする短冊状の試験片を採取した。その後、押込み荷重が100kN、押付け保持時間を5sとする条件で、曲げ角度を90°としてVブロック法により曲げ試験を行った。なお、本発明では、90

° V曲げ試験を行い、曲げ頂点の稜線部を40倍のマイクロスコプ（RH-2000：株式会社ハイロックス製）で観察し、亀裂長さが $200\mu\text{m}$ 以上の亀裂が認められなくなった際の曲げ半径を最小曲げ半径（R）とした。Rを板厚（t）で除した値（ R/t ）が、2.0以下の場合を、曲げ試験が良好と判断した。

[0136] 耐LME特性は、高温引張試験により判断した。以下に説明するように、供試鋼がめっき鋼板である場合には、めっき層を含むよう鋼板を切り出して引張試験片を作製し、高温引張試験に供した。一方、供試鋼がめっき層を有さない冷延鋼板である場合には、溶接相手がめっき鋼板である場合における耐LME特性を判断するために、冷延鋼板にめっき鋼板を重ねてスポット溶接し、引張試験片を作製し、高温引張試験に供した。そして、引張破断後の試験片において、めっき鋼板と接合させた側の鋼板表層について対応粒界頻度を求めた。

まず供試鋼より、鋼板の圧延方向に対して直角方向が高温引張試験の引張方向となるように、幅が105mm、長さが25mmの短冊状のサンプルを採取した。冷延鋼板を供試鋼とする場合は、得られた短冊状のサンプルに、同サイズで剪断した板厚0.6mmの270MPa級GA鋼板を重ね、サンプルの両端にスポット溶接を施すことで冷延鋼板と270MPa級GA鋼板とを接合した。270MPa級GA鋼板と接合した冷延鋼板、および、各めっき鋼板（GI、GA、EG）について、幅が99mm、長さが20mmとなるよう端面研削した。次いで、肩部の半径が20mm、平行部の幅が5mm、平行部の長さが20mmとなるように加工し、さらに、めっき層側の平行部の中央に半径が2mmのノッチを、ノッチ間隔が3mmとなるように加工して、切欠き付引張試験片を作製した。なお、電極との接触性を確保する観点から、切欠き付引張試験片の板厚を1.0mmに調整した。供試鋼が冷延鋼板の場合、270MPa級GA鋼板との接合面を残しつつ270MPa級GA鋼板を0.55mm研削、冷延鋼板を0.25mm研削して、引張試験片の板厚を1.0mmに調整した。供試鋼が各めっき鋼板の場合は、片側

研削により板厚を 1.0 mm に調整して、片面にめっき層を有する切欠き付引張試験片を作製した。得られた切欠き付引張試験片を用いて、熱間加工再現装置（サーメックマスター Z）を使用し、高温引張試験を行った。900℃まで 100℃/s で昇温した後、すぐに 40℃/s でガス冷却し、700℃に到達後、直ちに 50 mm/s のクロスヘッド速度で破断まで引張試験を行うことで、LME 割れを発生させた。試験片破断後は 100℃/s で 200℃以下までガス冷却した。

[0137] 上記の通り高温引張試験に供した試験片の破断部について、試験片の引張方向に平行な板厚断面（L 断面）が観察面となるように、切断により板厚減少率測定用サンプルを採取し、上述の式（2）で示す板厚減少率を求めた。なお、本発明では、板厚減少率が 0.20 以上の場合、耐 LME 特性に優れると判断した。

[0138] また、前述した方法にしたがって、フェライトおよび硬質相の面積率、残留オーステナイトの体積率、残留オーステナイト中の炭素濃度、鋼板表層の対応粒界頻度、鋼板中の拡散性水素量、表層軟化厚み、および、残留オーステナイトの短軸長さを求めた。また、残部組織についても組織観察で確認した。さらに、めっき層のクラックの有無について調べた。

結果を表 3-1 および表 3-2 に示す。

[0139]

[表3-1]

表3-1		No.	銅種	Fの 面積率 (%)	硬質相の 面積率 (%)	RAの 体積率 (%)	RA中の 炭素濃度 (%)	RAの 短軸長さ (μm)	銅結晶層の 対応粒界頻度 (%)	銅板中の 拡散性水素量 (mass ppm)	表面酸化厚み (μm)	めっき層のク ラックの有無 (-)	残留組織	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	EI (%)	λ (%)	R/t (-)	板厚 減少率 (-)	備考
1	A	46.7	45.9	6.9	0.89	1.84	0.34	18	0.24	0.31	7	有	θ	672	988	68	24.6	28	1.8	0.49	発明例
2	B	30.9	57.3	11.3	0.70	1.81	0.15	7	0.31	0.34	5	有	θ	628	1013	62	24.2	32	1.1	0.29	発明例
3	C	31.8	52.5	15.1	0.76	0.69	0.33	5	0.34	0.34	5	有	θ	746	1066	70	24.4	33	1.8	0.27	発明例
4	D	43.2	45.6	11.0	0.81	1.11	0.31	64	0.24	0.24	64	有	θ	608	996	61	23.6	26	1.2	0.33	発明例
5	D	11.5	77.0	11.0	0.83	1.70	0.18	64	0.81	0.81	64	有	θ	885	1083	82	18.8	13	4.8	0.34	比較例
6	D	40.9	45.0	9.2	0.85	1.27	0.53	76	0.35	0.35	76	有	θ	617	1061	58	24.7	26	1.4	0.10	比較例
7	D	84.8	4.1	2.0	0.69	1.39	0.22	32	0.31	0.31	32	有	θ	653	980	68	18.7	34	1.3	0.33	比較例
8	D	0.0	89.9	9.8	0.74	1.83	0.30	40	0.84	0.84	40	有	θ	503	1117	45	10.4	15	4.2	0.35	比較例
9	D	40.0	49.2	10.4	0.74	1.36	0.21	0	0.11	0.11	0	無	θ	648	1028	63	23.3	32	4.2	0.10	比較例
10	D	64.7	27.4	7.1	0.72	1.27	0.21	77	0.06	0.06	77	有	θ	405	942	43	23.2	34	1.6	0.31	比較例
11	D	45.1	52.8	1.4	0.43	1.81	0.26	60	0.01	0.01	60	有	θ	813	1037	88	17.8	34	1.6	0.34	比較例
12	D	33.7	60.0	2.2	0.36	2.45	0.32	59	0.84	0.84	59	有	θ	435	1012	43	15.5	15	3.9	0.34	比較例
13	D	44.9	49.4	1.9	0.44	2.29	0.26	17	0.84	0.84	17	有	θ	453	984	46	18.6	13	4.8	0.30	比較例
14	D	47.4	48.1	2.3	0.50	2.08	0.31	40	0.20	0.20	40	有	θ	404	985	41	16.0	13	4.0	0.37	比較例
15	D	39.1	53.7	2.6	0.42	1.05	0.23	26	0.84	0.84	26	有	θ	467	993	47	16.2	9	4.5	0.36	比較例
16	E	41.1	45.3	12.7	0.76	0.47	0.16	11	0.31	0.31	11	有	θ	605	991	61	23.2	28	1.3	0.33	発明例
17	F	45.3	45.5	8.0	0.89	0.29	0.16	14	0.55	0.55	14	無	θ	549	998	55	21.7	22	2.0	0.23	発明例
18	G	46.7	47.6	5.3	0.85	1.30	0.18	21	0.57	0.57	21	有	θ	743	1092	68	24.1	26	1.4	0.36	発明例
19	H	57.1	30.7	1.7	0.65	1.96	0.23	31	0.34	0.34	31	無	θ	599	951	63	17.8	31	1.2	0.34	比較例
20	I	34.6	52.2	10.6	1.21	1.88	0.58	26	0.45	0.45	26	有	θ	639	1047	61	24.1	13	3.1	0.14	比較例
21	J	64.9	23.3	10.4	0.70	1.65	0.18	70	0.06	0.06	70	有	θ	528	943	56	23.2	26	1.2	0.35	比較例
22	K	61.7	27.1	9.6	0.75	1.89	0.25	16	0.10	0.10	16	有	θ	672	946	71	23.5	28	1.7	0.38	比較例
23	L	5.4	90.3	2.6	0.94	1.81	0.19	34	0.85	0.85	34	有	θ	1016	1142	89	10.4	10	4.5	0.30	比較例
24	M	49.5	45.9	4.4	0.76	0.89	0.40	11	0.25	0.25	11	無	θ	701	1131	62	21.5	33	1.3	0.21	発明例
25	N	45.9	46.1	6.9	0.97	0.46	0.39	12	0.40	0.40	12	有	θ	547	995	55	21.5	22	1.9	0.29	発明例

下線は、本発明の適正範囲外を示す。

F:フェライト、硬質相・ベイニティックフェライト・ベイナイト・焼戻しマルテンサイト・焼入れマルテンサイト、RA:残留オーステナイト、θ:セグナイト

[0140] [表3-2]

表3-2

No.	銅種	Fの面積率 (%)	硬質相の面積率 (%)	RAの体積率 (%)	RA中の炭素濃度 (%)	RAの短軸長さ (μm)	銅板表面の対応粒界頻度 (%)	銅板中の拡散性水素量 (mass ppm)	表面酸化厚み (μm)	めっき層のクラックの有無 (-)	残部組織	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	EI (%)	λ (%)	R/t (-)	板厚減少率 (-)	備考
26	O	35.8	45.2	14.5	0.75	0.39	0.43	0.06	14	有	θ	722	1062	68	24.3	34	1.5	0.29	発明例
27	P	37.4	45.6	15.9	0.78	0.67	0.40	0.32	9	有	θ	632	1020	62	24.4	32	2.0	0.28	発明例
28	Q	45.7	47.7	5.7	0.81	1.35	0.24	0.08	29	有	θ	535	981	54	23.8	32	1.5	0.35	発明例
29	R	49.5	45.4	4.6	0.72	1.25	0.22	0.20	55	有	θ	530	981	54	24.6	32	1.7	0.36	発明例
30	S	42.8	47.5	5.1	0.86	1.92	0.23	0.37	46	有	θ	542	1022	53	21.5	21	1.9	0.30	発明例
31	T	40.5	54.3	4.7	0.70	1.59	0.26	0.05	59	有	θ	693	1066	65	22.0	25	1.2	0.40	発明例
32	U	33.1	52.7	13.3	0.83	0.78	0.36	0.54	15	有	θ	715	1052	68	23.3	30	1.9	0.28	発明例
33	V	44.2	45.6	9.2	0.74	1.57	0.23	0.25	62	有	θ	505	990	51	24.2	28	1.6	0.39	発明例
34	W	42.9	45.4	10.6	0.81	1.02	0.34	0.24	25	有	θ	510	981	52	23.2	28	1.1	0.37	発明例
35	X	38.5	46.4	14.7	0.98	0.17	0.24	0.14	47	無	θ	732	989	74	27.3	41	0.9	0.22	発明例
36	Y	34.7	48.3	13.5	0.61	0.95	0.29	0.17	13	有	θ	617	1045	59	21.7	24	1.8	0.41	発明例
37	Z	28.8	59.0	10.5	0.62	0.63	0.21	0.59	14	有	θ	608	1048	58	21.2	22	1.8	0.44	発明例
38	D	46.7	45.4	7.0	0.84	2.09	0.26	0.10	17	有	θ	709	985	72	21.6	20	2.0	0.37	発明例
39	a	45.2	45.0	8.2	0.68	1.25	0.22	0.35	0	有	θ	730	1014	72	23.2	25	3.9	0.10	比較例
40	b	38.9	45.8	14.3	0.81	1.84	0.21	0.29	45	有	θ	650	1048	62	23.7	29	4.2	0.36	比較例
41	D	43.0	45.8	10.8	0.80	1.81	0.56	0.13	17	有	θ	687	985	69	24.9	28	1.3	0.11	比較例
42	D	42.9	46.8	10.1	0.73	1.87	0.48	0.34	36	有	θ	659	988	66	23.6	34	1.3	0.12	比較例
43	D	53.3	26.4	9.4	0.87	1.88	0.32	0.33	15	有	θ	600	968	62	24.2	34	1.8	0.38	比較例
44	D	46.2	42.4	10.5	0.78	1.89	0.25	0.27	44	有	θ	559	981	57	24.2	25	1.4	0.39	発明例
45	E	48.6	47.1	4.2	0.84	0.90	0.31	0.37	12	有	θ	533	987	54	23.4	26	1.3	0.32	発明例
46	E	49.1	45.3	4.1	0.89	0.71	0.20	0.39	11	有	θ	538	986	54	24.0	34	1.6	0.32	発明例
47	E	42.2	45.9	11.0	0.85	0.42	0.40	0.24	14	有	θ	557	985	66	24.0	32	1.3	0.25	発明例
48	D	45.2	50.3	3.3	0.48	1.60	0.18	0.02	40	有	θ	862	1039	83	18.9	44	0.7	0.31	比較例
49	D	41.1	46.7	11.9	0.78	1.34	0.33	0.38	34	有	θ	729	985	74	24.3	23	1.8	0.35	発明例
50	D	43.7	48.6	10.6	0.80	1.42	0.34	0.35	16	有	θ	694	981	70	23.7	24	1.9	0.29	発明例

下線は、本発明の適正範囲外を示す。

F: フェライト、硬質相、ベイニティックフェライト・ペイナイト・焼戻しマルテンサイト・機入れマルテンサイト、RA: 残留オーステナイト、θ: セメント

[0141] 表 3 - 1 および表 3 - 2 に示すように、本発明例では、TS が 980 MPa 以上であり、成形時の寸法精度、延性、伸びフランジ性、曲げ性および耐 LME 特性が優れている。一方、比較例では、引張強さ (TS)、成形時の寸法精度 (YR)、延性 (EI)、伸びフランジ性 (λ)、曲げ性 (R/t) および耐 LME 特性 (板厚減少率) のいずれか一つ以上が劣っている。

産業上の利用可能性

[0142] 本発明に係る高強度鋼板を、例えば、自動車部品等の構造部材に適用することによって車体軽量化による燃費向上を図ることができる。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.120%以上0.250%以下、

Si : 0.80%以上2.00%以下、

Mn : 1.50%以上2.45%以下、

P : 0.001%以上0.100%以下、

S : 0.0200%以下、

Al : 0.010%以上1.000%以下、

N : 0.0100%以下、

Mo : 0.500%以下、

Cr : 0.300%以下、

Ca : 0.0200%以下および

Sb : 0.200%以下を含有するとともに、下記(1)式から求められる Mn_{eq} が2.40%以上3.40%以下の関係を満たし、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有し、

フェライトの面積率が15%以上55%以下、

硬質相の面積率が40%以上85%以下、

残留オーステナイトの体積率が4%以上20%以下、

前記残留オーステナイト中の炭素濃度が0.55%以上1.10%以下、

鋼板中の拡散性水素量が0.80質量ppm以下、

表層軟化厚みが5 μ m以上150 μ m以下および

高温引張試験後の鋼板表層の対応粒界頻度が0.45以下である鋼組織を有し、

引張強さが980MPa以上である、高強度鋼板。

記

$$Mn_{eq} = 0.26 \times [\%Si] + [\%Mn] + 3.5 \times [\%P] + 2.68 \times [\%Mo] + 1.29 \times [\%Cr] \cdots (1)$$

なお、(1) 式中の [%X] は、鋼中の元素Xの含有量(質量%)を表し、含有しない場合は0とする。

[請求項2] 前記残留オーステナイトの平均短軸長さが2.0 μm 以下である、請求項1に記載の高強度鋼板。

[請求項3] 前記成分組成は、さらに、質量%で、
Ti : 0.001%以上0.100%以下、
Nb : 0.001%以上0.100%以下、
V : 0.001%以上0.100%以下、
B : 0.0001%以上0.0100%以下、
Cu : 0.01%以上1.00%以下、
Ni : 0.01%以上0.50%以下、
Sn : 0.001%以上0.200%以下、
Ta : 0.001%以上0.100%以下、
Mg : 0.0001%以上0.0200%以下、
Zn : 0.001%以上0.020%以下、
Co : 0.001%以上0.020%以下、
Zr : 0.001%以上0.020%以下および
REM : 0.0001%以上0.0200%以下からなる群から選ばれる少なくとも1種を含有する、請求項1または2に記載の高強度鋼板。

[請求項4] 表面にめっき層を有する、請求項1～3のいずれか1項に記載の高強度鋼板。

[請求項5] 請求項1または3に記載の成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施して熱延板とし、

次いで、前記熱延板に酸洗を施し、

次いで、前記熱延板に、冷間圧延の最終パスの圧下率が1%以上5%以下であり、該最終パスの一つ前のパスの圧下率が5%以上30%以下である条件で冷間圧延を施して冷延板とし、

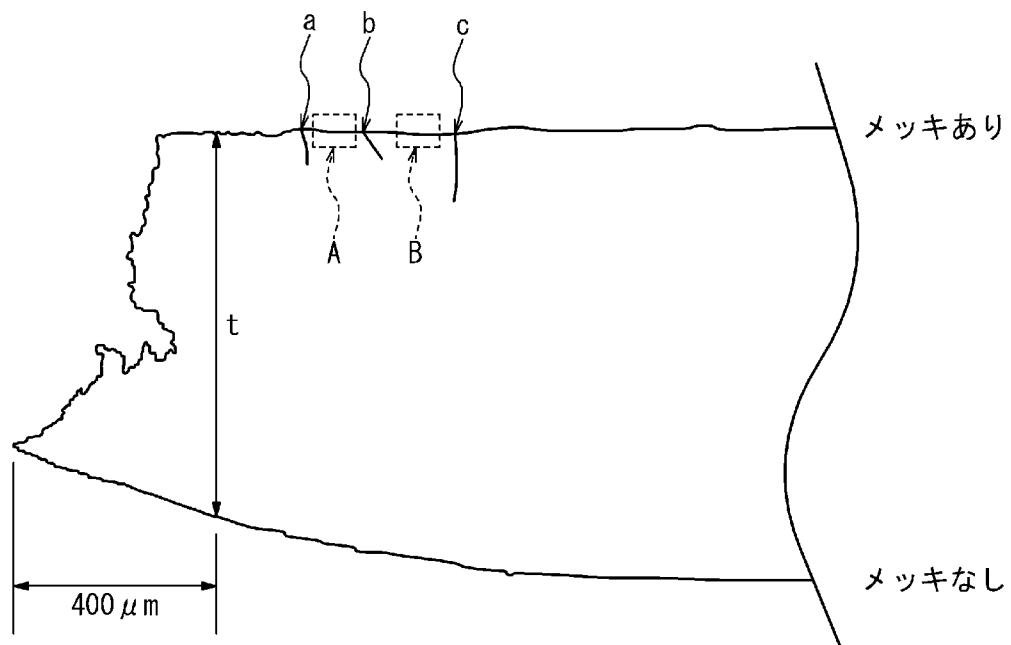
次いで、前記冷延板を、露点が -35°C 以上の雰囲気中で、 740°C 以上 880°C 以下の加熱温度まで加熱し、次いで、該加熱温度から 500°C までの平均冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上となる条件で、 150°C 以上 300°C 以下の冷却停止温度まで冷却する焼鈍工程を行い、

次いで、前記冷延板を、(冷却停止温度 $+50^{\circ}\text{C}$)以上 500°C 以下の再加熱温度まで再加熱し、該再加熱温度にて 10 s 以上保持する、高強度鋼板の製造方法。

[請求項6] 前記冷間圧延後、かつ前記焼鈍工程の前に、前記冷延板を、 830°C 以上の加熱温度まで加熱し、該加熱温度から 500°C までの平均冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上となる条件で冷却する予備焼鈍工程を行う、請求項5に記載の高強度鋼板の製造方法。

[請求項7] 前記予備焼鈍工程の後、前記冷延板を 50°C 以下まで冷却し、 0.05% 以上 1.00% 以下の伸長率で圧延し、その後、前記焼鈍工程を行う、請求項6に記載の高強度鋼板の製造方法。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2020/007200

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C21D 9/46(2006.01)i; C22C 18/00(2006.01)n; C22C 18/04(2006.01)n; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i
FI: C22C38/00 301U; C22C38/00 301T; C22C38/60; C21D9/46 J; C21D9/46 F; C22C18/04; C22C18/00

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)

C21D8/02; C21D9/46; C22C18/00-C22C18/04; C22C38/00-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	1971-2020
Registered utility model specifications of Japan	1996-2020
Published registered utility model applications of Japan	1994-2020

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2018/124157 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 05.07.2018 (2018-07-05) entire text, all drawings	1-7
A	WO 2016/171237 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 27.10.2016 (2016-10-27) entire text, all drawings	1-7
A	WO 2013/047760 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 04.04.2013 (2013-04-04) entire text	1-7
A	JP 2011-225976 A (KOBE STEEL, LTD.) 10.11.2011 (2011-11-10) entire text	1-7
A	KR 10-2010-0096840 A (HYUNDAI STEEL CO.) 02.09.2010 (2010-09-02) entire text	1-7

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☒ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search
07 May 2020 (07.05.2020)

Date of mailing of the international search report
19 May 2020 (19.05.2020)

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

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2020/007200

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
WO 2018/124157 A1	05 Jul. 2018	EP 3564400 A1 entire text, all drawings KR 10-2019-0089024 A CN 110121568 A MX 2019007728 A	
WO 2016/171237 A1	27 Oct. 2016	US 2018/0105908 A1 entire text, all drawings EP 3287539 A1 TW 201702401 A CN 107532266 A KR 10-2017-0130508 A MX 2017013451 A BR 112017022444 A2 US 2014/0234659 A1	
WO 2013/047760 A1	04 Apr. 2013	entire text EP 2762583 A1 CA 2850462 A1 TW 201331383 A1 CN 103842543 A KR 10-2014-0052070 A MX 2014003793 A RU 2014117668 A ZA 201402351 B ES 2706996 T3 PL 2762583 T3	
JP 2011-225976 A	10 Nov. 2011	(Family: none)	
KR 10-2010-0096840 A	02 Sep. 2010	(Family: none)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C21D 9/46(2006.01)i; C22C 18/00(2006.01)n; C22C 18/04(2006.01)n; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301U; C22C38/00 301T; C22C38/60; C21D9/46 J; C21D9/46 F; C22C18/04; C22C18/00		
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）） C21D8/02; C21D9/46; C22C18/00-C22C18/04; C22C38/00-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 1971-2020年 日本国実用新案登録公報 1996-2020年 日本国登録実用新案公報 1994-2020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 2018/124157 A1 (JFEスチール株式会社) 05.07.2018 (2018-07-05) 全文, 全図	1-7
A	WO 2016/171237 A1 (新日鐵住金株式会社) 27.10.2016 (2016-10-27) 全文, 全図	1-7
A	WO 2013/047760 A1 (新日鐵住金株式会社) 04.04.2013 (2013-04-04) 全文	1-7
A	JP 2011-225976 A (株式会社神戸製鋼所) 10.11.2011 (2011-11-10) 全文	1-7
A	KR 10-2010-0096840 A (HYUNDAI STEEL CO.) 02.09.2010 (2010-09-02) 全文	1-7
☐ 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、一般的な技術水準を示すもの “E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの “L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す） “O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 “P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献 “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 07.05.2020		国際調査報告の発送日 19.05.2020
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		権限のある職員（特許庁審査官） 鈴木 葉子 4K 3557 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/JP2020/007200

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2018/124157	A1	05.07.2018	EP	3564400	A1	
				全文, 全図			
				KR	10-2019-0089024	A	
				CN	110121568	A	
				MX	2019007728	A	
WO	2016/171237	A1	27.10.2016	US	2018/0105908	A1	
				全文, 全図			
				EP	3287539	A1	
				TW	201702401	A	
				CN	107532266	A	
				KR	10-2017-0130508	A	
				MX	2017013451	A	
				BR	112017022444	A2	
WO	2013/047760	A1	04.04.2013	US	2014/0234659	A1	
				全文			
				EP	2762583	A1	
				CA	2850462	A1	
				TW	201331383	A1	
				CN	103842543	A	
				KR	10-2014-0052070	A	
				MX	2014003793	A	
				RU	2014117668	A	
				ZA	201402351	B	
				ES	2706996	T3	
				PL	2762583	T3	
JP	2011-225976	A	10.11.2011	(ファミリーなし)			
KR	10-2010-0096840	A	02.09.2010	(ファミリーなし)			