

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2024年12月12日(12.12.2024)



(10) 国際公開番号

WO 2024/252889 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2024/018164
- (22) 国際出願日: 2024年5月16日(16.05.2024)
- (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 2023-095362 2023年6月9日(09.06.2023) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 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). 遠藤 一輝(ENDO Kazuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 田路 勇樹(TOJI Yuki); 〒1000011 東京都千代

田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 和田 悠佑(WADA Yusuke); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 熊坂 晃, 外(KUMASAKA Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目6番1号 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).

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

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL PLATE, HIGH-STRENGTH PLATED STEEL PLATE, METHODS FOR MANUFACTURING SAME, AND MEMBER

(54) 発明の名称: 高強度鋼板、高強度めっき鋼板及びそれらの製造方法並びに部材

(57) Abstract: The purpose of the present invention is to provide: a high-strength steel sheet and a high-strength plated steel sheet of 1180 MPa or more, both having excellent elongation flange properties, bendability, and resistance to interplate cracking of the heat affected zones of spot weld sections, and allowing the production of components with high dimensional accuracy; methods for manufacturing the same; and a member. This high-strength steel plate has a prescribed component composition, has a steel structure in which: the effective Ti molar fraction ($x_{Ti, eff}$), as determined from $X_{Ti, eff} = X_{Ti} - X_N - X_S$ (where, X_{Ti} , X_N , and X_S are the molar fractions of respective elements in steel) is 0.001 or more; at a position 1/4 the plate thickness, the area ratio of martensite is 60% to 99% inclusive; and the area ratio of ferrite and/or the volume ratio of retained austenite in total is more than 0% but no more than 40%. At the grain boundaries of former austenite with a directional difference of 15 degrees or more, the concentration of boron atoms is 0.3 at% to 6.0 at% inclusive, and the number density of precipitates with a size of 2 μm or more is 150 or less per mm^2 .

(57) 要約: 伸びフランジ性、曲げ性及びスポット溶接部 H A Z の耐鋼板間割れ特性に優れ、かつ高い寸法精度で部品を製造することが可能な 1180 MPa 以上の高強度鋼板、高強度めっき鋼板とそれらの製造方法、ならびに部材を提供することを目的とする。所定の成分組成を有し、 $x_{Ti, eff} = x_{Ti} - x_N - x_S$ (ただし、 x_{Ti} 、 x_N 、 x_S は各元素の鋼中モル分率) から求められる有効 Ti モル分率 ($x_{Ti, eff}$) が 0.001 以上を満たし、板厚 1/4 位置において、マルテンサイトの面積率が 60% 以上 99% 以下、フェライトの面積率および/または残留オーステナイトの体積率が合計で 0% 超 40% 以下である鋼組織と、方位差 15 度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度が 0.3 at% 以上 6.0 at% 以下、大きさ 2 μm 以上の析出物の個数密度が 150 個/ mm^2 以下である、高強度鋼板。

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:

— 国際調査報告 (条約第21条(3))

明 細 書

発明の名称：

高強度鋼板、高強度めっき鋼板及びそれらの製造方法並びに部材

技術分野

[0001] 本開示は、自動車の補強部品や骨格構造部品に最適な、高強度鋼板、高強度めっき鋼板及びそれらの製造方法、ならびに部材に関する。

背景技術

[0002] 車輛の軽量化によるCO₂排出量削減と車体の軽量化による耐衝突性能向上の両立を目的に、自動車用鋼板の高強度化が進められている。また、新たな法規制の導入も相次いでいる。そのため、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や補強部品（以下、自動車の骨格構造部品などともいう）に対する高強度鋼板の適用事例が増加している。特に、引張強さ（以下、単にTSともいう）で1180MPa以上の高強度鋼板の適用事例が増加している。

[0003] 自動車の補強部品や骨格構造部品に用いられる高強度鋼板には、優れた成形性を有することが求められる。さらに、成形後の部品には寸法精度に優れることが要求される。例えば、クラッシュボックス等の部品で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伸びフランジ性や曲げ性を有する鋼板が好適である。また、部品のパフォーマンスの観点からは、鋼板の降伏比（ $YR = \text{降伏強度 } YS / \text{引張強さ } TS \times 100$ ）を増加することで、衝突時における衝撃吸収エネルギーの上昇が実現される。さらに、部品の寸法精度の観点からは、鋼板の降伏比（YR）を一定範囲に制御することで、鋼板成形後のスプリングバックを抑制し、部品の寸法精度を制御することが可能となる。自動車部品への高強度鋼板の適用比率を増加させるには、これらの特性を総合的に満足することが要望されている。

[0004] また、自動車の骨格構造部品などのうち、例えば、クラッシュボックスなどは、打抜き端面や曲げ加工部を有する。そのため、このような部品には、

成形性の観点から、高い伸びフランジ性および曲げ性を有する鋼板を適用することが好ましい。さらに曲げ加工部については、比較的小さな曲げ半径を有する部品への高強度鋼板の適用比率を増加させるために、曲げ半径（R）を板厚（t）で除した値 R/t が 5.0 未満の曲げ加工部で、大割れが生じない高い曲げ性を有する高強度鋼板が要望されている。

[0005] 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）が起きることが確認されている。その結果、スポット溶接部HAZの鋼板間割れ（LME割れ）が発生することが確認されている。スポット溶接部HAZの鋼板間割れは、亜鉛めっき層を有しない高強度鋼板においても、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。なお、量産時には種々の板厚を有する鋼板をスポット溶接するが、通常板厚が厚くなるとスポット溶接部HAZの鋼板間割れを抑制できるホールド時間が増加する。しかしながら、ホールド時間の増加は生産性の低下につながるため、ホールド時間が短時間でもスポット溶接部HAZの鋼板間割れを抑制できる高強度鋼板が要望されている。

[0006] これらの要求に対し、例えば、特許文献1では、伸びフランジ性、曲げ性及び耐LME特性に優れ、高い寸法精度で部品を製造することが可能な、引張強さが980MPa以上の高強度鋼板が提供されている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特許第6787535号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] 特許文献1に記載の高強度鋼板は、伸びフランジ性、曲げ性、及び、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

である。しかしながら、特許文献 1 に記載の高強度鋼板は、TS が 980 MPa 級であり、強度にさらなる改善の余地があった。

[0009] 本開示は、かかる事情に鑑み開発されたものである。その課題は、伸びフランジ性、曲げ性、及び、スポット溶接部 HAZ の耐鋼板間割れ特性に優れ、かつ高い寸法精度で部品を製造することが可能な 1180 MPa 以上の高強度鋼板を得るとともに、その高強度鋼板の有利な製造方法を提供することである。

[0010] なお、本開示において、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、降伏比（YR）が 65% 以上 90% 以下であることを意味する。なお、YR は次式（2）で求められる。

$$YR = YS / TS \times 100 \cdots (2)$$

伸びフランジ性については、JIS Z 2256 に準拠して測定する穴広げ率（以下、単に λ ともいう）が 30% 以上の場合、伸びフランジ性に優れると判断する。

[0011] 曲げ性については、曲げ角度を 90 度とする V ブロック法により曲げ試験を行い、曲げ半径（R）を板厚（t）で除した値 R/t が約 4.5、即ち、4.3～4.7、となる R において、5 サンプルの曲げ試験を実施する。次いで、5 サンプル全ての曲げ頂点の稜線部におけるき裂の長さを評価し、き裂長さが 200 μ m 以下の場合、曲げ性に優れると判断する。

[0012] また、スポット溶接部 HAZ の耐鋼板間割れ特性については、実施例に記載する溶接部の断面を光学顕微鏡（200 倍）で観察し、以下の基準でスポット溶接部 HAZ の耐鋼板間割れ特性を評価する。なお、A または B であれば、スポット溶接部 HAZ の耐鋼板間割れ特性に優れると判断する。C であれば、スポット溶接部 HAZ の耐鋼板間割れ特性に劣ると判断する。

A : ホールドタイム 0.16 秒で 0.1 mm 以上の長さのき裂が認められない。

B : ホールドタイム 0.16 秒で 0.1 mm 以上の長さのき裂が認められるが、ホールドタイム 0.20 秒で 0.1 mm 以上の長さのき裂が認められな

い。

C : ホールドタイム 0.20 秒で 0.1 mm 以上の長さのき裂が認められる。

[0013] ここで、ホールドタイムとは、溶接電流を流し終わってから、電極を開放し始めるまでの時間を指す。

課題を解決するための手段

[0014] 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) マルテンサイト（焼入れマルテンサイト及び焼戻しマルテンサイト）を主体とし、さらにフェライトおよび／または残留オーステナイトを含む鋼組織とすることで、部品の寸法精度の指標である YR を 65% 以上 90% 以下に実現できる。

(2) 方位差 15 度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度を 0.3 at% 以上 6.0 at% 以下とすることで、良好なスポット溶接部 HAZ の耐鋼板間割れ特性を実現できる。

(3) 大きさ 2 μ m 以上の析出物の個数密度を 150 個/mm² 以下とすることで、良好な伸びフランジ性および曲げ性を実現できる。

[0015] 本開示は、上記知見に基づいてなされたものである。すなわち、本開示の要旨構成は以下のとおりである。

[1] 質量%で、C : 0.030% 以上 0.500% 以下、Si : 0.01% 以上 2.50% 以下、Mn : 0.10% 以上 5.00% 以下、P : 0.0100% 以下、S : 0.0200% 以下、Al : 0.100% 以下、N : 0.0100% 以下、O : 0.0100% 以下、Ti : 0.002% 以上 0.200% 以下、および、B : 0.0002% 以上 0.0100% 以下を含有するとともに、下記 (1) 式から求められる有効 Ti モル分率 ($x_{Ti, eff}$) が 0.001 以上を満たし、残部が Fe および不可避免の不純物からなる成分組成と、

板厚 1/4 位置において、マルテンサイトの面積率が 60% 以上 99% 以下

、フェライトの面積率および／または残留オーステナイトの体積率が合計で0%超40%以下である鋼組織と、方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度が0.3at%以上6.0at%以下、大きさ2 μ m以上の析出物の個数密度が150個/mm²以下である、高強度鋼板。

記

$$x_{Ti, eff} = x_{Ti} - x_N - x_S \cdots (1)$$

なお、式中の x_{Ti} 、 x_N 、 x_S は各元素の鋼板中含有量（モル分率）を表す。

[2] 前記成分組成は、さらに、質量%で、Nb:0.200%以下、V:0.200%以下、Ta:0.10%以下、W:0.10%以下、Cr:1.00%以下、Mo:1.00%以下、Co:0.010%以下、Ni:1.00%以下、Cu:1.00%以下、Sn:0.200%以下、Sb:0.200%以下、Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下、REM:0.0100%以下、Zr:0.100%以下、Te:0.100%以下、Hf:0.10%以下、Bi:0.200%以下、のうちから選ばれる少なくとも1種の元素を含有する、[1]に記載の高強度鋼板。

[3] [1] または [2] に記載の高強度鋼板の少なくとも片面にめっき層を有する、高強度めっき鋼板。

[4] [1] または [2] に記載の成分組成を有する鋼スラブとし、700℃以上1000℃以下の温度域における平均冷却速度を50℃/hr以上500℃/hr以下として前記鋼スラブを冷却し、次いで、前記鋼スラブを、900℃以上1150℃以下の温度域におけるスラブの平均加熱速度を25℃/min以下、1150℃以上のスラブ加熱温度まで、1100℃から前記スラブ加熱温度までの滞留時間を20分以上として加熱し、次いで、前記鋼スラブに、粗圧延出側温度が1100℃以上、仕上げ圧延入側温度が1050℃以上とする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て酸洗板とし、次いで、前記酸洗板に、累積圧下率を20%以上95%以下、および、冷間圧延の最終パスの通板速度を50mpm以上として冷

間圧延を施して冷延板とし、次いで、前記冷延板を 780°C 以上の加熱温度まで加熱する焼鈍工程を行い、次いで、前記冷延板を加熱温度から 650°C までの温度域における平均冷却速度を $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の条件で第一冷却する、高強度鋼板の製造方法。

〔5〕前記第一冷却後、さらに、 250°C 以上 400°C 以下の温度域における平均冷却速度を $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする第二冷却を行う、〔4〕に記載の高強度鋼板の製造方法。

〔6〕前記第一冷却後、さらに、 100°C 以上 450°C 以下の保熱温度で 5 s 以上保熱する第二冷却を行う、〔4〕に記載の高強度鋼板の製造方法。

〔7〕前記第一冷却後、さらに、 250°C 以下とし、次いで、前記冷延板を、（前記冷却停止温度 $+50^{\circ}\text{C}$ ）以上 450°C 以下の再加熱温度に再加熱して該再加熱温度にて 5 s 以上保熱する第二冷却を行う、〔4〕に記載の高強度鋼板の製造方法。

〔8〕〔4〕に記載の焼鈍工程の後、前記冷延板の少なくとも片面にめっき処理を施すめっき工程を行う、高強度めっき鋼板の製造方法。

〔9〕前記第一冷却後、さらに、 250°C 以上 400°C 以下の温度域における平均冷却速度を $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする第二冷却を行う、〔8〕に記載の高強度めっき鋼板の製造方法。

〔10〕前記第一冷却後、さらに、 100°C 以上 450°C 以下の保熱温度で 5 s 以上保熱する第二冷却を行う、〔8〕に記載の高強度めっき鋼板の製造方法。

〔11〕前記第一冷却後、さらに、 250°C 以下とし、次いで、前記冷延板を、（前記冷却停止温度 $+50^{\circ}\text{C}$ ）以上 450°C 以下の再加熱温度に再加熱して該再加熱温度にて 5 s 以上保熱する第二冷却を行う、〔8〕に記載の高強度めっき鋼板の製造方法。

〔12〕〔1〕または〔2〕に記載の高強度鋼板を少なくとも一部に用いてなる、部材。

〔13〕〔3〕に記載の高強度めっき鋼板を少なくとも一部に用いてなる、

部材。

発明の効果

[0016] 本開示によれば、伸びフランジ性、曲げ性及びスポット溶接部H A Zの耐鋼板間割れ特性に優れ、かつ高い寸法精度で部品を製造することが可能な1180MPa以上の高強度鋼板並びに部材を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0017] 以下、本開示の実施形態について説明する。なお、本開示は以下の実施形態に限定されない。

[0018] 先ず、鋼板の成分組成の適正範囲及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。また本明細書中において、「～」を用いて表される数値範囲は、「～」の前後に記載される数値を下限値及び上限値として含む範囲を意味する。

[0019] [C：0.030%以上0.500%以下]

Cは、鋼の重要な基本成分の1つであり、特に本開示では、マルテンサイト、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に影響する重要な元素である。Cの含有量が0.030%未満では、マルテンサイトの面積率が減少し、さらにフェライトの面積率が増加し、1180MPa以上のTSを実現することが困難になる。また、所望のYRを実現することが困難になる。一方、Cの含有量が0.500%を超えると、残留オーステナイトの体積率が増加するため、λおよび曲げ性が低下する。したがって、Cの含有量は、0.030%以上0.500%以下とする。Cの含有量は、好ましくは0.080%以上とする。Cの含有量は、好ましくは0.400%以下とする。Cの含有量は、より好ましくは0.110%以上とする。Cの含有量は、より好ましくは0.350%以下とする。

[0020] [Si：0.01%以上2.50%以下]

Siは、鋼の重要な基本成分の1つであり、特に本開示では、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から、残留オ

ーステナイトの体積率に影響する元素である。S i の含有量が0.01%未満では、フェライトの面積率および／または残留オーステナイトの体積率が減少するため、所望のY Rを実現することが困難になる。一方、S i の含有量が2.50%を超えると、残留オーステナイトの体積率が増加するため、所望のY Rを実現することが困難になる。したがって、S i の含有量は、0.01%以上2.50%以下とする。S i の含有量は、好ましくは0.20%以上とする。S i の含有量は、好ましくは2.00%以下とする。S i の含有量は、より好ましくは0.25%以上とする。S i の含有量は、より好ましくは1.50%以下とする。

[0021] [Mn : 0.10%以上5.00%以下]

Mnは、鋼の重要な基本成分の1つであり、特に本開示では、マルテンサイト、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に影響する重要な元素である。Mnの含有量が0.10%未満では、マルテンサイトの面積率が減少し、さらにフェライトの面積率が増加し、1180MPa以上のTSを実現することが困難になる。また、所望のY Rを実現することが困難になる。一方、Mnの含有量が5.00%を超えると、マルテンサイトの面積率が増加し、所望のフェライトの面積率および／または残留オーステナイトの体積率が得られず、所望のY Rを実現することが困難になる。また、 λ および曲げ性が低下する。したがって、Mnの含有量は、0.10%以上5.00%以下とする。Mnの含有量は、好ましくは1.00%以上とする。Mnの含有量は、好ましくは4.00%以下とする。Mnの含有量は、より好ましくは2.00%以上とする。Mnの含有量は、より好ましくは3.50%以下とする。

[0022] [P : 0.100%以下]

Pが過剰となると、旧オーステナイト粒界に偏析して粒界を脆化させ、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Pの含有量は0.100%以下にする必要がある。なお、Pの含有量の下限は特に規定しないが、Pは固溶強化元素であり、鋼板の強度を上昇させ

ることができることから、0.001%以上とすることが好ましい。したがって、Pの含有量は、0.100%以下とする。Pの含有量は、好ましくは0.001%以上とする。Pの含有量は、好ましくは0.070%以下とする。

[0023] [S : 0.0200%以下]

Sは、硫化物として存在し、大きさ $2\mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度を増加することから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Sの含有量は0.0200%以下にする必要がある。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。したがって、Sの含有量は0.0200%以下とする。Sの含有量は、好ましくは0.0001%以上とする。Sの含有量は、好ましくは0.0050%以下とする。

[0024] [Al : 0.100%以下]

Alが過剰となると、 A_3 変態点が上昇し、鋼組織中に多量のフェライトを含んでしまうため、所望のYRを実現することが困難になる。そのため、Alの含有量は0.100%以下にする必要がある。なお、Alの含有量の下限は特に規定しないが、連続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から、Alの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、Alの含有量は0.100%以下とする。Alの含有量は好ましくは0.001%以上とする。Alの含有量は好ましくは0.050%以下とする。

[0025] [N : 0.0100%以下]

Nは、窒化物として存在し、大きさ $2\mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度を増加させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Nの含有量は0.0100%以下にする必要がある。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。したがって、Nの含有量は0.0100%以下とする。Nの含有量は、好ましくは0.0005%以上とする。Nの含有量は、好ましくは

0.0050%以下とする。

[0026] [O : 0.0100%以下]

Oは、酸化物として存在し、大きさ $2\mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度を増加させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Oの含有量は0.0100%以下にする必要がある。なお、Oの含有量の下限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、Oの含有量は0.0001%以上とすることが好ましい。したがって、Oの含有量は0.0100%以下とする。Oの含有量は、好ましくは0.0001%以上とする。Oの含有量は、好ましくは0.0050%以下とする。

[0027] [Ti : 0.002%以上0.200%以下]

Tiは、熱間圧延時あるいは焼鈍時に、微細な炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって、鋼板の強度を上昇させる。また、Tiを添加することで、大きさ $2\mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度を減少することができる。さらに、TiはNやSと析出物を形成することで、方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度を増加することができる。こうした効果を得るためには、Tiの含有量を0.002%以上にする必要がある。一方、Tiの含有量が0.200%を超えると、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物の量が増大するため、所望のYRを実現することが困難になる。したがって、Tiの含有量は、0.002%以上0.200%以下とする。Tiの含有量は、好ましくは0.006%以上とする。Tiの含有量は、好ましくは0.100%以下とする。Tiの含有量は、より好ましくは0.010%以上とする。Tiの含有量は、より好ましくは0.050%以下とする。

[0028] [(1)式から求められる有効Tiモル分率($x_{\text{Ti, eff}}$)が0.001以上]

$$\text{有効Tiモル分率} (x_{\text{Ti, eff}}) = x_{\text{Ti}} - x_{\text{N}} - x_{\text{S}} \cdots (1)$$

なお、式中の x_{Ti} 、 x_{N} 、 x_{S} は各元素の鋼板中含有量(モル分率)を表す。

上記(1)式から求められる有効Tiモル分率を一定以上とすることで、大

きさ $2\ \mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度を減少し、良好な λ および曲げ性を実現することができる。さらに、Ti は N や S と析出物を形成することで、方位差 15° 以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度を増加することができる。こうした効果を得るために、有効 Ti モル分率を 0.001% 以上にする。なお、有効 Ti モル分率の上限は特に規定しないが、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物の量が増大し、所望の YR を実現することが困難になることから、有効 Ti モル分率は 0.040% 以下とすることが好ましい。したがって、有効 Ti モル分率は 0.001% 以上とする。有効 Ti モル分率は、好ましくは 0.002% 以上とする。有効 Ti モル分率は、好ましくは 0.040% 以下とする。

[0029] [B : 0.0002% 以上 0.0100% 以下]

B は、方位差 15° 以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度を増加し、良好なスポット溶接部 HAZ の耐鋼板間割れ特性を実現することができる。こうした効果を得るためには、B の含有量を 0.0002% 以上にする必要がある。一方、B の含有量が 0.0100% を超えると、大きさ $2\ \mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度が増大するため、 λ および曲げ性が低下する。したがって、B の含有量は、 0.0002% 以上 0.0100% 以下とする。B の含有量は、好ましくは 0.0004% 以上とする。B の含有量は、好ましくは 0.0080% 以下とする。B の含有量は、より好ましくは 0.0005% 以上とする。B の含有量は、より好ましくは 0.0050% 以下とする。

[0030] 本発明の一実施形態に従う高強度鋼板は、上記の元素を含有し、残部が Fe および不可避免的不純物を含む成分組成を有する。また、好適には、本発明の一実施形態に従う高強度鋼板は、上記の元素を含有し、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する。ここで、不可避免的不純物としては、Zn、Pb および As が挙げられる。これらの不純物は合計で 0.100% 以下であれば、含有されることが許容される。

[0031] 本開示の高強度鋼板の成分組成は、上記の必須成分に加えて、さらに、質

量%で、Nb : 0.200%以下、V : 0.200%以下、Ta : 0.10%以下、W : 0.10%以下、Cr : 1.00%以下、Mo : 1.00%以下、Ni : 1.00%以下、Co : 0.010%以下、Cu : 1.00%以下、Sn : 0.200%以下、Sb : 0.200%以下、Ca : 0.0100%以下、Mg : 0.0100%以下、REM : 0.0100%以下、Zr : 0.100%以下、Te : 0.100%以下、Hf : 0.10%以下及びBi : 0.200%以下から選ばれる少なくとも1種の元素を、単独で、あるいは組み合わせて含有することができる。

[0032] [Nb : 0.200%以下]

Nbは、粗大な析出物や介在物が多量に生成し、鋼板の極限変形能を低下させることから、Nbの含有量が0.200%超であると入および曲げ性が低下する。そのため、Nbの含有量は0.200%以下にする。なおNbの含有量の下限は特に規定しないが、Nbの含有量を0.001%以上とすることで、熱間圧延時あるいは連続焼鈍時に微細な炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって、鋼板の強度を上昇させ、YRを所望の範囲に制御することができる。このことから、Nbの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Nbの含有量は0.200%以下とする。Nbの含有量は好ましくは0.001%以上とする。Nbの含有量は好ましくは0.100%以下とする。

[0033] [V : 0.200%以下]

Vは、粗大な析出物や介在物が多量に生成し、鋼板の極限変形能を低下させることから、Vの含有量が0.200%超であると入および曲げ性が低下する。そのため、Vの含有量は0.200%以下にする。なお、Vの含有量の下限は特に規定しないが、Vの含有量を0.001%以上とすることで、熱間圧延時あるいは連続焼鈍時に微細な炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって、鋼板の強度を上昇させ、YRを所望の範囲に制御することができる。このことから、Vの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Vの含有量は0.200%以下と

する。Vの含有量は好ましくは0.001%以上とする。Vの含有量は好ましくは0.100%以下とする。

[0034] [Ta : 0.10%以下、W : 0.10%以下]

TaおよびWの含有量がそれぞれ0.10%超であると、粗大な析出物や介在物が多量に生成し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、TaおよびWの含有量はそれぞれ0.10%以下にする。なおTaおよびWの含有量の下限は特に規定しないが、熱間圧延時あるいは連続焼鈍時に、微細な炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼板の強度を上昇させることから、TaおよびWの含有量はそれぞれ0.01%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、TaおよびWの含有量はそれぞれ0.10%以下とする。TaおよびWの含有量は、好ましくはそれぞれ0.01%以上とする。TaおよびWの含有量は、好ましくはそれぞれ0.08%以下とする。

[0035] [Cr : 1.00%以下、Mo : 1.00%以下、Ni : 1.00%以下]

Cr、MoおよびNiがそれぞれ1.00%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Cr、MoおよびNiの含有量はそれぞれ1.00%以下にする。なお、Cr、MoおよびNiの含有量の下限は特に規定しないが、これらは焼入れ性を向上させる元素であることから、Cr、MoおよびNiの含有量はそれぞれ0.01%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Cr、MoおよびNiの含有量はそれぞれ1.00%以下とする。Cr、MoおよびNiの含有量は、好ましくは0.01%以上とする。Cr、MoおよびNiの含有量は、好ましくは0.80%以下とする。

[0036] [Co : 0.010%以下]

Coの含有量が0.010%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そ

のため、C oの含有量は0.010%以下にする。なお、C oの含有量の下限は特に規定しないが、C oは焼入れ性を向上させる元素であることから、C oの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、C oの含有量は0.010%以下とする。C oの含有量は、好ましくは0.001%以上とする。C oの含有量は、好ましくは0.008%以下とする。

[0037] [C u : 1.00%以下]

C uの含有量が1.00%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、C uの含有量は1.00%以下にする。なお、C uの含有量の下限は特に規定しないが、C uは焼入れ性を向上させる元素であることから、C uの含有量は0.01%以上とすることが好ましい。したがって、C uを添加する場合、C uの含有量は1.00%以下とする。C uの含有量は、好ましくは0.01%以上とする。C uの含有量は、好ましくは0.80%以下とする。

[0038] [S n : 0.200%以下]

S nの含有量が0.200%超であると、鑄造時あるいは熱間圧延時ににおいて鋼板内部に割れを生成し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、S nの含有量は0.200%以下にする。なお、S nの含有量の下限は特に規定しないが、S nは焼入れ性を向上させる元素であることから、S nの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、S nの含有量は0.200%以下とする。S nの含有量は、好ましくは0.001%以上とする。S nの含有量は、好ましくは0.100%以下とする。

[0039] [S b : 0.200%以下]

S bの含有量が0.200%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、S bの含有量は0.200%以下にする。なお、S bの含有量の下

限は特に規定しないが、S bは表層軟化厚みを制御し、強度調整を可能にする元素であることから、S bの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、S bの含有量は0.200%以下とする。S bの含有量は、好ましくは0.001%以上とする。S bの含有量は、好ましくは0.100%以下とする。

[0040] [C a : 0.0100%以下、M g : 0.0100%以下、R E M : 0.0100%以下]

C a、M gおよびR E Mの含有量がそれぞれ0.0100%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、C a、M gおよびR E Mの含有量はそれぞれ0.0100%以下にする。なお、C a、M gおよびR E Mの含有量の下限は特に規定しないが、これら元素は窒化物や硫化物の形状を球状化し、鋼板の極限変形能を向上する元素であることから、C a、M gおよびR E Mの含有量はそれぞれ0.0005%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、C a、M gおよびR E Mの含有量はそれぞれ0.0100%以下とする。C a、M gおよびR E Mの含有量は、好ましくは0.0005%以上とする。C a、M gおよびR E Mの含有量は、好ましくは0.0050%以下とする。なお、R E M（希土類元素）とは、S c、Yと原子番号57のランタン（L a）から原子番号71のルテチウム（L u）までの15元素の総称であり、ここでいうR E M含有量は、これらの元素の合計含有量である。

[0041] [Z r : 0.100%以下、T e : 0.100%以下]

Z rおよびT eがそれぞれ0.100%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Z rおよびT eの含有量はそれぞれ0.100%以下にする必要がある。なお、Z rおよびT eの含有量の下限は特に規定しないが、窒化物や硫化物の形状を球状化し、鋼板の極限変形能を向上する元素であることから、Z rおよびT eの含有量はそれぞれ0.001%以上とするこ

とが好ましい。したがって、添加する場合、ZrおよびTeの含有量は0.100%以下とする。ZrおよびTeの含有量は、好ましくはそれぞれ0.001%以上とする。ZrおよびTeの含有量は、好ましくはそれぞれ0.080%以下とする。

[0042] [Hf : 0.10%以下]

Hfの含有量が0.10%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Hfの含有量は0.10%以下にする。なお、Hfの含有量の下限は特に規定しないが、窒化物や硫化物の形状を球状化し、鋼板の極限変形能を向上する元素であることから、Hfの含有量は0.01%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Hfの含有量は0.10%以下とする。Hfの含有量は、好ましくは0.01%以上とする。Hfの含有量は、好ましくは0.08%以下とする。

[0043] [Bi : 0.200%以下]

Biの含有量が0.200%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Biの含有量は0.200%以下にする。なお、Biの含有量の下限は特に規定しないが、Biは偏析を軽減する元素であることから、Biの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Biの含有量は0.200%以下とする。Biの含有量は、好ましくは0.001%以上とする。Biの含有量は、好ましくは0.100%以下とする。

[0044] なお、上記したNb、V、Ta、W、B、Cr、Mo、Ni、Co、Cu、Sn、Sb、Ca、Mg、REM、Zr、Te、HfおよびBiについて、各含有量が好ましい下限値未満の場合には本発明の効果を害することがない。そのため、不可避的不純物として含むものとする。

[0045] 次に、鋼板の鋼組織について説明する。

[0046] [マルテンサイトの面積率 : 60%以上99%以下]

マルテンサイトの面積率が60%未満では、フェライトの面積率が増加し、1180MPa以上のTSを実現することが困難になる。また、所望のYRを実現することが困難になる。一方、マルテンサイトの面積率が99%を超えると、YRの制御に有効なフェライトおよび／または残留オーステナイトが鋼組織中に存在しないため、所望のYRを実現することが困難になる。したがって、マルテンサイトの面積率は60%以上99%以下とする。マルテンサイトの面積率は、好ましくは65%以上とする。マルテンサイトの面積率は、好ましくは98%以下とする。マルテンサイトの面積率は、より好ましくは67%以上とする。マルテンサイトの面積率は、好ましくは97%以下とする。なお、ここでいうマルテンサイトには、焼入れマルテンサイト（フレッシュマルテンサイト）に加え、焼戻しマルテンサイト及びベイナイトが含まれる。なお、マルテンサイトの面積率の観察位置は、後述の通り、鋼板の板厚の1/4位置とする。

[0047] [フェライトの面積率および／または残留オーステナイトの体積率の合計：0%超40%以下]

フェライトの面積率および／または残留オーステナイトの体積率の合計が0%では、鋼組織がマルテンサイト単相組織となるため、所望のYRを実現することが困難になる。一方、フェライトの面積率および／または残留オーステナイトの体積率の合計が40%を超えると、マルテンサイトの面積率が減少し、1180MPa以上のTSを実現することが困難になる。また、所望のYRを実現することが困難になる。したがって、フェライトの面積率および／または残留オーステナイトの体積率の合計は0%超40%以下とする。フェライトの面積率および／または残留オーステナイトの体積率の合計は、好ましくは1%以上とする。フェライトの面積率および／または残留オーステナイトの体積率の合計は、好ましくは38%以下とする。フェライトの面積率および／または残留オーステナイトの体積率の合計は、より好ましくは2%以上とする。フェライトの面積率および／または残留オーステナイトの体積率の合計の面積率は、好ましくは35%以下とする。なお、ここでい

うフェライトには、ベイニティックフェライトが含まれる。なお、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の観察位置は、後述の通り、鋼板の板厚の $1/4$ 位置とする。

[0048] ここで、マルテンサイト（焼入れマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト及びベイナイト）、並びにフェライト（ベイニティックフェライトを含む）の面積率の測定方法は、以下の通りである。

[0049] 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、ダイヤモンドペーストを用いて観察面を鏡面研磨し、その後、3 vol. % ナイタルでエッチングして組織を現出させる。加速電圧が 15 kV の条件で、SEM（Scanning Electron Microscope；走査電子顕微鏡）を用いて、鋼板の板厚の $1/4$ 位置を観察位置とし、5000 倍の倍率で、 $17\mu\text{m} \times 23\mu\text{m}$ の視野範囲で 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、各構成組織の面積を測定面積で除した面積率を 3 視野分算出する。それらの値を平均して各組織の面積率とする。また、上記の組織画像において、フェライト（ベイニティックフェライトを含む）は凹部の組織で炭化物を含まない平坦な組織、焼戻しマルテンサイト及びベイナイトは凹部の組織で微細な炭化物を含む組織である。また、焼入れマルテンサイトは凸部でかつ組織内部が微細な凹凸を有した組織であり、互いに識別可能である。なお、焼戻しマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト及びベイナイトは、マルテンサイトの面積率として合計の面積率を求めることから、互いに識別可能でなくてよい。

[0050] また、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。

[0051] 鋼板表層から板厚 $1/4$ 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）が観察面となるように、研削後、化学研磨によりさらに 0.1 mm 研磨する。その面について、X線回折装置により、Co の $K\alpha$ 線源を用いて、fcc 鉄（オーステナイト）の（200）面、（220）面、（311）面と、bcc 鉄の（200）面、（211）面、（220）面の積分反

射強度を測定する。次いで、bcc鉄の各面からの積分反射強度に対するfcc鉄（オーステナイト）の各面からの積分反射強度の強度比からオーステナイトの体積率を求め、これを残留オーステナイトの体積率とする。

[0052] [方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度：0.3at%以上6.0at%以下]

本開示において、極めて重要な発明構成要件である。スポット溶接部HAZの耐鋼板間割れ特性を制御するためには方位差15度以上の旧オーステナイト粒界における元素偏析を制御することが重要である。特に方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度を増加することで、スポット溶接部HAZの耐鋼板間割れ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、方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度を0.3at%以上にする必要がある。一方、方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度が6.0at%を超えると、大きさ2 μ m以上の析出物の個数密度が増大するため、 λ および曲げ性が低下する。したがって、方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度は0.3at%以上6.0at%以下とする。方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度は、好ましくは0.4at%以上とする。方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度は、好ましくは5.0at%以下とする。方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度は、より好ましくは0.5at%以上とする。方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度は、好ましくは4.0at%以下とする。方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度は、さらに好ましくは0.6at%以上とする。方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度は、さらに好ましくは3.0at%以下とする。

[0053] ここで、方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度の測定方法は、以下の通りである。

[0054] 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、ダイヤモンドペーストを用いて観察面を鏡面研磨し、その後、3 vol. % ナイタルでエッチングして組織を現出させる。加速電圧が15 kVの条件で、SEMを用いて、鋼板の板厚の1/4位置を観察位置とし、旧 γ 粒界を3000~5000倍の倍率で、複数視野観察する。その視野について、FE-SEM/EBSD (JSM7100F: 日本電子株式会社製、OIM: 株式会社TSL製) で結晶方位を測定する。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(測定視野: $28\mu\text{m}$ (圧延方向) $\times 30\mu\text{m}$ (板厚方向)、測定点間隔: 40nm)で行う。得られたEBSD観察結果について、OIM Analysis v8.6のソフトにおけるParent Grain Reconstruction機能のNishiyama-Wasserman関係を用いて、母相再構築を行う。つまり、マルテンサイトの方位からオーステナイトの方位に変換し、得られたオーステナイトのIPF (Inverse Pole Figure) 像に、方位差15度以上の境界を描くことで方位差15度以上の旧オーステナイト粒界を判別する。次いで、方位差15度以上と判別した旧オーステナイト粒界について、FIB (Focused Ion Beam) を用いて針状試料を作製する。その後、3次元アトムプローブ (EIKOS-UV: CAMECA社製) で、ボロン原子濃度を分析する。なお、3次元アトムプローブはLaserモードで、Pulse Energyは7 nJの測定条件で行う。得られた結果より、旧オーステナイト粒界でのボロン原子濃度の最大値を算出し、それを方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度とする。

[0055] [大きさ $2\mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度: $150\text{個}/\text{mm}^2$ 以下]

本開示において、極めて重要な発明構成要件である。 λ および曲げ性を制御するためには、析出物の個数密度、特に大きさ $2\mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度を制御することが重要で、大きさ $2\mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度を減少することで、 λ および曲げ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、大きさ $2\mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度を $150\text{個}/\text{mm}^2$ 以下にす

る必要がある。なお、大きさ $2\ \mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度の下限は特に限定しないが、大きさ $2\ \mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度は低いほど好ましく、 $0\ \text{個}/\text{mm}^2$ であっても本開示の効果は得られる。したがって、大きさ $2\ \mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度は $150\ \text{個}/\text{mm}^2$ 以下とする。大きさ $2\ \mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度は、好ましくは $0\ \text{個}/\text{mm}^2$ 以上とする。大きさ $2\ \mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度は、好ましくは $100\ \text{個}/\text{mm}^2$ 以下とする。ここで、大きさ $2\ \mu\text{m}$ 以上の析出物とは、硫化物、窒化物、酸化物、ホウ化物等が複合析出した結果生成する、粗大介在物である。

[0056] ここで、大きさ $2\ \mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度の測定方法は、以下の通りである。

[0057] 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、ダイヤモンドペーストを用いて観察面を鏡面研磨する。加速電圧が $15\ \text{kV}$ の条件で、SEMの反射電子像を用いて、鋼板の全厚を、 3000 倍の倍率で圧延方向に2列、観察する。その視野について、大きさ $2\ \mu\text{m}$ 以上の析出物の個数を数え、測定面積で除すことで、大きさ $2\ \mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度として算出する。なお、ここでいう「大きさ」とは、析出物の最大長さを意味する。

[0058] また、本開示に従う鋼組織では、上述したマルテンサイト（焼入れマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト）、フェライト（ベイニティックフェライトを含む）及び残留オーステナイト以外に以下の組織を含んでもよい。つまり、パーライト、セメンタイトや準安定炭化物等の炭化物、並びにその他鋼板の組織として公知のものが、面積率で5%以下の範囲であれば、含まれていても、本開示の効果が損なわれることはない。なお、準安定炭化物は、イプシロン（ ε ）炭化物、イータ（ η ）炭化物、カイ（ χ ）炭化物等を含む。

[0059] [高強度鋼板]

高強度鋼板の成分組成及び鋼組織は上記の通りである。また、高強度鋼板の板厚は特に限定されないが、通常、 $0.3\ \text{mm}$ 以上であり、また $2.8\ \text{mm}$

m以下である。

[0060] [高強度めっき鋼板]

本開示の高強度めっき鋼板は、本開示の高強度鋼板の少なくとも片面上にめっき層を備える高強度めっき鋼板である。めっき層の種類は特に限定されず、例えば、熔融めっき層、電気めっき層のいずれでもよい。また、めっき層は合金化されためっき層でもよい。めっき層は亜鉛めっき層が好ましい。亜鉛めっき層はAlやMgを含有してもよい。また、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。この場合、Al含有量を1質量%以上22質量%以下、Mg含有量を0.1質量%以上10質量%以下とし残部はZnとすることが好ましい。また、Zn-Al-Mgめっき層の場合、Zn、Al、Mg以外に、Si、Ni、Ce及びLaから選ばれる一種以上を合計で1質量%以下含有してもよい。なお、めっき金属は特に限定されないため、上記のようなZnめっき以外に、Alめっき等でもよい。

[0061] また、めっき層の組成も特に限定されず、一般的なものであればよい。例えば、熔融亜鉛めっき層や合金化熔融亜鉛めっき層の場合、一般的には、Fe：20質量%以下、Al：0.001質量%以上1.0質量%以下を含有する。さらに、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、REMから選択する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である。本開示では、片面あたりのめっき付着量が20～80g/m²の熔融亜鉛めっき層、これがさらに合金化された合金化熔融亜鉛めっき層を有することが好ましい。また、めっき層が熔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、合金化熔融亜鉛めっき層の場合にはめっき層中のFe含有量は7～20質量%であり得る。

[0062] 次に、本開示の高強度鋼板の製造方法について説明する。

[0063] まず、上述した成分組成を有する鋼素材を溶製して鋼スラブを製造する。本発明において、鋼素材の溶製方法は特に限定されず、転炉や電気炉等、公

知の溶製方法いずれもが適合する。また、鋼スラブ（スラブ）は、マクロ偏析を防止するため、連続鋳造法で製造するのが好ましいが、造塊法や薄スラブ鋳造法などにより製造することも可能である。

[0064] 次いで、鋼スラブを製造した後、冷却する工程において、 700°C 以上 1000°C 以下の温度域における平均冷却速度を $50^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 以上 $500^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 以下として冷却する。

[0065] [700°C 以上 1000°C 以下の温度域における平均冷却速度： $50^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 以上 $500^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 以下]

700°C 以上 1000°C 以下の温度域における平均冷却速度は、極めて重要な発明構成要件である。 700°C 以上 1000°C 以下の温度域における平均冷却速度を速くすることで、大きさ $2\mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度を減少することができる。こうした効果を得るために、 700°C 以上 1000°C 以下の温度域における平均冷却速度を $50^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 以上とする。一方、 700°C 以上 1000°C 以下の温度域における平均冷却速度が $500^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ を超えると、方位差 15 度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度が減少するため、良好なスポット溶接部HAZの耐鋼板間割れ特性を実現することができない。したがって、 700°C 以上 1000°C 以下の温度域における平均冷却速度は $50^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 以上 $500^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 以下とする。 700°C 以上 1000°C 以下の温度域における平均冷却速度は、好ましくは $100^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 以上とする。 700°C 以上 1000°C 以下の温度域における平均冷却速度は、好ましくは $450^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 以下とする。 700°C 以上 1000°C 以下の温度域における平均冷却速度は、より好ましくは $150^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 以上とする。 700°C 以上 1000°C 以下の温度域における平均冷却速度は、より好ましくは $400^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 以下とする。なお、ここでの鋼スラブの温度は鋼スラブの表面の温度とする。

[0066] なお、鋼スラブは、従来法のように上記の冷却を行った後に一旦室温まで冷却してから再度加熱しても良いが、直送圧延などの省エネルギープロセスを適用しても良い。直送圧延は、室温まで冷却しないで、温片のままで加熱

炉に装入するプロセスである。

[0067] 次いで、鋼スラブを 900°C 以上 1150°C 以下の温度域におけるスラブの平均加熱速度を $25^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以下、スラブ加熱温度を 1150°C 以上、 1100°C から前記スラブ加熱温度までの滞留時間を20分以上として加熱する。

[0068] [900°C 以上 1150°C 以下の温度域におけるスラブの平均加熱速度： $25^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以下]

本開示において、極めて重要な発明構成要件である。 900°C 以上 1150°C 以下の温度域におけるスラブの平均加熱速度を $25^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以下と遅くすることで、方位差 15 度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度を増加したり、大きさ $2\mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度を減少したりすることができる。こうした効果を得るため、 900°C 以上 1150°C 以下の温度域におけるスラブの平均加熱速度を $25^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以下にする。なお、 900°C 以上 1150°C 以下の温度域におけるスラブの平均加熱速度の下限は特に規定しないが、焼鈍後の表層軟化厚みの増加を好適に防ぎ、TSをより好適な範囲内となるために、 $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以上とすることが好ましい。したがって、 900°C 以上 1150°C 以下の温度域におけるスラブの平均加熱速度は $25^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以下とする。 900°C 以上 1150°C 以下の温度域におけるスラブの平均加熱速度は好ましくは $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以上とする。 900°C 以上 1150°C 以下の温度域におけるスラブの平均加熱速度は好ましくは $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以下とする。なお、スラブ加熱温度はスラブ加熱時の鋼スラブの表面の温度とする。

[0069] [スラブ加熱温度： 1150°C 以上]

本開示において、極めて重要な発明構成要件である。スラブ加熱温度を 1150°C 以上と高くすることで、方位差 15 度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度を増加したり、大きさ $2\mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度を減少したりすることができる。こうした効果を得るため、スラブ加熱温度を 1150°C 以上にする。なお、スラブ再加熱温度の上限は特に規定しな

いが、焼鈍後の表層軟化厚みの増加を好適に防ぎ、TSをより好適な範囲内となるために、1300℃以下とすることが好ましい。したがって、スラブ加熱温度は1150℃以上とする。スラブ加熱温度は好ましくは1180℃以上とする。スラブ加熱温度は好ましくは1300℃以下とする。なお、スラブ加熱温度はスラブ加熱時の鋼スラブの表面の温度とする。

[0070] [1100℃から前記スラブ加熱温度までの滞留時間：20分以上]

本開示において、極めて重要な発明構成要件である。1100℃から前記スラブ加熱温度までの滞留時間を20分以上と長くすることで、方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度を増加したり、大きさ2μm以上の析出物の個数密度を減少したりすることができる。こうした効果を得るため、1100℃から前記スラブ加熱温度までの滞留時間を20分以上にする。なお、1100℃から前記スラブ加熱温度までの滞留時間の上限は特に規定しないが、焼鈍後の表層軟化厚みの増加を好適に防ぎ、TSをより好適な範囲内となるために、100分以下とすることが好ましい。したがって、1100℃から前記スラブ加熱温度までの滞留時間は20分以上とする。1100℃から前記スラブ加熱温度までの滞留時間は好ましくは30分以上とする。1100℃から前記スラブ加熱温度までの滞留時間は好ましくは100分以下とする。なお、スラブ加熱温度はスラブ加熱時の鋼スラブの表面の温度とする。

[0071] なお、スラブは通常の条件で粗圧延によりシートバーとされるが、スラブ加熱温度を低めにした場合は、熱間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。

[0072] [粗圧延出側温度：1100℃以上]

本開示において、極めて重要な発明構成要件である。粗圧延出側温度を1100℃以上と高くすることで、方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度を増加したり、大きさ2μm以上の析出物の個数密度を減少したりすることができる。こうした効果を得るため、粗圧延出側温

度を1100℃以上にする。なお、粗圧延出側温度の上限は特に規定しないが、焼鈍後の表層軟化厚みの増加を好適に防ぎ、TSをより好適な範囲内とするために、1200℃以下とすることが好ましい。したがって、粗圧延出側温度は1100℃以上とする。粗圧延出側温度は好ましくは1110℃以上とする。粗圧延出側温度は好ましくは1200℃以下とする。

[0073] [仕上げ圧延入側温度：1050℃以上]

本開示において、極めて重要な発明構成要件である。仕上げ圧延入側温度を1050℃以上と高くすることで、方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度を増加したり、大きさ2μm以上の析出物の個数密度を減少したりすることができる。こうした効果を得るため、仕上げ圧延入側温度を1050℃以上にする。なお、仕上げ圧延入側温度の上限は特に規定しないが、焼鈍後の表層軟化厚みの増加を好適に防ぎ、TSをより好適な範囲内とするために、1150℃以下とすることが好ましい。したがって、仕上げ圧延入側温度は1050℃以上とする。仕上げ圧延入側温度は好ましくは1100℃以上とする。仕上げ圧延入側温度は好ましくは1150℃以下とする。

[0074] 仕上げ圧延は、圧延負荷の増大や、オーステナイトの未再結晶状態での圧下率が高くなり、圧延方向に伸長した異常な組織が発達した結果、焼鈍板の加工性を低下させる場合があるため、 A_{r3} 変態点以上の仕上げ圧延出側温度で行うことが好ましい。また、熱間圧延後の巻取温度は、焼鈍後の加工性をより良好とするために、300℃以上で行うことが好ましく、また700℃以下で行うことが好ましい。なお、 A_{r3} 変態点温度は次式により求める。

$$A_{r3}\text{変態点}(\text{℃}) = 868 - 396 \times [\%C] + 24.6 \times [\%Si] - 68.1 \times [\%Mn] - 36.1 \times [\%Ni] - 20.7 \times [\%Cu] - 24.8 \times [\%Cr]$$

なお、上記の式中の[%元素記号]は、上記の成分組成における当該元素の含有量(質量%)を表すし、当該元素を含まない場合には0とする。

[0075] 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、粗圧延板を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、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以上とすることが好ましく、また0.25以下とすることが好ましい。

[0076] このようにして製造した熱延鋼板に、酸洗を行う。酸洗は鋼板表面の酸化物の除去が可能であることから、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。また、酸洗は、一回でもよいし、複数回に分けてもよい。

[0077] 次に、酸洗後の熱延板、または酸洗後に任意で熱処理を施した熱延板（熱延焼鈍板）に冷間圧延を施して冷延板とする。歪が均一に効率的に導入され、均一な組織が得られることから、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とが好ましい。

[0078] この際、冷間圧延の累積圧下率を20%以上95%以下、および、冷間圧延の最終パスの通板速度を50m/p以上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。

[0079] [冷間圧延の累積圧下率：20%以上95%以下]

冷間圧延の累積圧下率を増加することで、フェライトの面積率を低下、つまりフェライトの面積率および／または残留オーステナイトの体積率の合計を40%以下とすることができる。こうした効果を得るためには、冷間圧延の累積圧下率を20%以上にする。一方、冷間圧延の累積圧下率が95%を超えると、焼鈍時に生成するオーステナイトの粒径が微細になり、焼鈍板の残留オーステナイトの量が増加する。つまりフェライトの面積率および／または残留オーステナイトの体積率の合計が増加することから、所望のYRを実現することができない。したがって、冷間圧延の累積圧下率は20%以上95%以下とする。冷間圧延の累積圧下率は、好ましくは25%以上とする。冷間圧延の累積圧下率は、好ましくは90%とする。冷間圧延の累積圧下

率は、より好ましくは27%以上とする。冷間圧延の累積圧下率は、より好ましくは70%以下とする。

[0080] [冷間圧延の最終パスの通板速度：50 m p m以上]

本開示において、極めて重要な発明構成要件である。冷間圧延の最終パスの通板速度を増加することで、鋼板に多量の歪を導入し、方位差15度以上の旧オーステナイト粒界を増加することができる。その結果、方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度を増加することができる。結果として良好なスポット溶接部HAZの耐鋼板間割れ特性を実現することができる。こうした効果を得るためには、冷間圧延の最終パスの通板速度は50 m p m以上とする。なお、冷間圧延の最終パスの通板速度の上限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、300 m p m以下であることが好ましい。したがって、冷間圧延の最終パスの通板速度は50 m p m以上とする。冷間圧延の最終パスの通板速度は、好ましくは70 m p m以上とする。冷間圧延の最終パスの通板速度は、好ましくは300 m p m以下とする。

[0081] 上記のようにして得られた冷延板に、焼鈍工程を行う。焼鈍条件は以下のとおりである。

[0082] [加熱温度：780℃以上]

加熱温度（焼鈍温度）が780℃未満では、フェライト及びオーステナイトの二相域での焼鈍処理になり、焼鈍後に多量のフェライトを含有するため、1180 MP a以上のTSを実現できず、所望のYRを実現することが困難になる。また、方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度が減少するため、良好なスポット溶接部HAZの耐鋼板間割れ特性を実現することができない。さらに、大きさ2 μ m以上の析出物の個数密度が増加するため、λおよび曲げ性を向上することができない。したがって、加熱温度は780℃以上とする。なお、加熱温度の上限は特に規定しないが、加熱温度が上昇すると、焼鈍後の表層軟化厚みが増加し、TSが低下することや、旧オーステナイト粒径が粗大化し、YRが低下する場合があることから、1050℃以下が好ましい。したがって、加熱温度は780℃以上と

する。好ましくは 800°C 以上とする。好ましくは 1050°C 以下とする。
より好ましくは 820°C 以上とする。より好ましくは 1000°C 以下とする。
。なお、加熱温度は、鋼板表面の温度を基準として測定する。

[0083] なお、方位差 15 度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度を増加したり、大きさ $2\mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度を減少したりできることから、 780°C 以上の滞留時間を 10 s 以上とすることが好ましい。 780°C 以上前記加熱温度以下の滞留時間はより好ましくは 20 s 以上とする。
 780°C 以上の滞留時間はより好ましくは 600 s 以下とする。 780°C 以上の滞留時間はさらに好ましくは 25 s 以上とする。 780°C 以上の滞留時間はさらに好ましくは 300 s 以下とする。

[0084] [冷却工程]

焼鈍工程後は、冷延板を冷却する（冷延板の冷却工程という）。冷却条件は以下のとおりである。

[0085] [加熱温度から 650°C までの温度域における平均冷却速度： $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下（第一冷却）]

本開示において、極めて重要な発明構成要件である。加熱温度から 650°C までの温度域における平均冷却速度を増加することで、フェライトの面積率を減少し、所望のTSおよびYRを実現することができる。また、大きさ $2\mu\text{m}$ 以上の析出物の個数密度を減少することができる。こうした効果を得るため、加熱温度から 650°C までの温度域における平均冷却速度を $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上にする。一方、加熱温度から 650°C までの温度域における平均冷却速度が $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超えると、方位差 15 度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度を高めることができない。したがって、加熱温度から 650°C までの温度域における平均冷却速度は $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。加熱温度から 650°C までの温度域における平均冷却速度は、好ましくは $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。加熱温度から 650°C までの温度域における平均冷却速度は、好ましくは $40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。加熱温度から 650°C までの温度域における平均冷却速度は、より好ましくは $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上

とする。加熱温度から650℃までの温度域における平均冷却速度は、より好ましくは35℃/s以下とする。

[0086] [冷延板の冷却（第二冷却）]

前記第一冷却後、得られた冷延板をさらに冷却する（第二冷却）ことが好ましい。この工程では、加熱温度から650℃までの第一冷却後、冷延板をさらに冷却する。冷却停止温度は特に限定されず、室温であってもよい。なお、650℃以下における平均冷却速度は、以下で特に明記しない限り、5℃/s以上30℃/s以下とすることが好ましい。また、650℃以下の温度域において、高強度鋼板を一旦冷却し、再度鋼板温度を上昇しても構わない。

[0087] [250℃以上400℃以下の温度域における平均冷却速度：1.0℃/s以上（好適条件）]

第二冷却工程において、250℃以上400℃以下の温度域における平均冷却速度が1.0℃/s以上であれば、焼鈍後に含有するベイニティックフェライトの量をより低減し、YR、λ及び曲げ性をより向上することができる。250℃以上400℃以下の温度域における平均冷却速度は、1.0℃/s以上が好ましく、2.0℃/s以上がより好ましく、3.0℃/s以上がさらに好ましい。なお、250℃以上400℃以下の温度域における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、100.0℃/s以下が好ましく、80.0℃/s以下がさらに好ましい。冷却停止温度が250℃を超える場合は、平均冷却速度は冷却停止温度以上400℃以下の温度域における値とする。なお、平均冷却速度は、鋼板表面の温度を基準として測定する。

[0088] なお、250℃以上400℃以下の温度域における冷却方法としては、ガスジェット冷却、ミスト冷却、水冷、及び空冷などを適用することができる。

[0089] [冷却工程での保熱温度：100℃以上450℃以下（好適条件）]

第二冷却工程において、100℃以上450℃以下の温度域の保熱温度で

保熱することが好ましい。上記範囲内にあることで、高強度鋼板に保熱を施し、Y R、 λ 及び曲げ性をより好適な範囲内とすることができる。また、ベイニティックフェライトの面積率をより低減し、T Sをより向上することができる。第二冷却工程での保熱温度は150℃以上がより好ましく、200℃以上がさらに好ましい。また、第二冷却工程での保熱温度は400℃以下がより好ましく、350℃以下がさらに好ましい。なお、前記保温温度は鋼板表面温度を基準とする。

[0090] [冷却工程での保熱時間：5 s 以上（好適条件）]

前記保熱温度で保熱することで、Y R、 λ 及び曲げ性をより好適な範囲内とすることができる。こうした効果を得るためには、前記保熱温度における保熱時間は5 s 以上が好ましく、10 s 以上がより好ましく、15 s 以上がさらに好ましい。なお、前記保熱時間の上限は特に規定しないが、T Sをより好適な範囲内とするためには、500 s 以下が好ましく、250 s 以下がより好ましい。

[0091] [冷却停止温度：250℃以下（好適条件）]

上述した第二冷却工程において、冷却停止温度は250℃以下が好ましく、200℃以下がより好ましい。冷却停止温度が250℃以下であれば、焼鈍後に多量の残留オーステナイトが生じることを防ぎ、Y R、 λ 及び曲げ性をより向上することができる。なお、冷却停止温度の下限は特に規定しないが、生産性の観点から室温以上とすることが好ましい。なお、冷却停止温度は、鋼板表面の温度を基準として測定する。

[0092] なお、250℃以下前記冷却停止温度までの平均冷却速度は特に規定しないが、T Sをより向上するためには、250℃以下前記冷却停止温度までの平均冷却速度は1℃/s 以上が好ましく、2℃/s 以上がより好ましい。一方、生産技術上の制約から、250℃以下前記冷却停止温度までの平均冷却速度は、1000℃/s 以下が好ましく、150℃/s 以下がより好ましい。

[0093] なお、冷延板を、前記冷却停止温度から室温まで冷却してもよい。冷却停

止温度から室温までの平均冷却速度は特に限定されず、任意の方法により室温まで冷却することができる。冷却方法としては、ガスジェット冷却、ミスト冷却、水冷、及び空冷などを適用することができる。

[0094] 上述の通りに焼鈍を施した高強度鋼板を、前記冷却停止温度まで冷却した後、圧延してもよい。圧延の伸長率は、0.05%以上が好ましく、0.10%以上がより好ましい。前記冷却停止温度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、YRを所望の範囲に制御することができる。また、圧延の伸長率は、2.00%以下が好ましく、1.00%以下がより好ましい。前記冷却停止温度まで冷却した後における圧延の伸長率を2.00%以下とすることで、残留オーステナイトの体積率をより好適な範囲内とし、曲げ性及び腐食環境下でのせん断端面の損傷度をより好適な範囲とすることができる。

[0095] 前記冷却停止温度まで冷却した後における圧延は、上述した連続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、上述した連続焼鈍装置とは不連続な装置上によって（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2.00%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、テンションレベラーやロールによる繰返し曲げ等による加工の方法であっても構わない。

[0096] [再加熱温度：（冷却停止温度＋50℃）以上450℃以下（好適条件）]

前記冷却停止温度までの冷却後、あるいは前記冷却停止温度までの冷却後にさらに圧延した後に、高強度鋼板に再加熱を施してもよい（再加熱工程）。高強度鋼板に再加熱を施すことで、YR、 λ 及び曲げ性をより好適な範囲内とすることができる。こうした効果を得るためには、再加熱温度は、（冷却停止温度＋50℃）以上が好ましく、（冷却停止温度＋100℃）以上がより好ましく、（冷却停止温度＋150℃）以上がさらに好ましい。一方、

再加熱温度の上昇に伴い、マルテンサイトの焼戻しが進行し、TSが低下することから、再加熱温度は、450℃以下が好ましく、400℃以下がより好ましく、380℃以下がさらに好ましい。なお、上記再加熱温度の温度は鋼板表面温度を基準とする。

[0097] [再加熱温度での保熱時間：5 s 以上（好適条件）]

前記再加熱温度で保熱することで、YR、λ及び曲げ性をより好適な範囲内とすることができる。こうした効果を得るためには、前記再加熱温度での保熱時間は、5 s 以上が好ましく、10 s 以上がより好ましく、15 s 以上がさらに好ましい。なお、前記再加熱温度での保熱時間の上限は特に規定しないが、TSをより好適な範囲内とするためには、再加熱温度での保熱時間は、500 s 以下が好ましく、250 s 以下がより好ましい。

[0098] なお、前記再加熱温度から室温まで冷却してもよいが、前記再加熱温度から室温までの冷却速度は特に限定されず、任意の方法により室温まで冷却することができる。冷却方法としては、ガスジェット冷却、ミスト冷却、水冷、及び空冷などを適用することができる。

[0099] 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。

[0100] [高強度めっき鋼板の製造方法]

上記のように製造した高強度鋼板の少なくとも片面に、めっき処理を施して高強度めっき鋼板を得ることができる。例えば、めっき処理としては、熔融亜鉛めっき処理、熔融亜鉛めっき後に合金化を行う処理を例示できる。また、焼鈍と亜鉛めっきとを1ラインで連続して行ってもよい。その他、Zn-Ni電気合金めっき等の電気めっきにより、めっき層を形成してもよいし、熔融亜鉛-アルミニウム-マグネシウム合金めっきを施してもよい。なお、上記では亜鉛めっきの場合を中心に説明したが、Znめっき、Alめっき等のめっき金属の種類は特に限定されない。

[0101] 上記のように製造した高強度鋼板に、めっき処理を施してめっき鋼板を得ることができる。例えば、めっき処理としては、熔融亜鉛めっき処理、熔融

亜鉛めっき後に合金化を行う処理を例示できる。また、焼鈍と亜鉛めっきとを1ラインで連続して行ってもよい。その他、Zn-Ni電気合金めっき等の電気めっきにより、めっき層を形成してもよいし、溶融亜鉛-アルミニウム-マグネシウム合金めっきを施してもよい。なお、上記では亜鉛めっきの場合を中心に説明したが、Znめっき、Alめっき等のめっき金属の種類は特に限定されない。

[0102] なお、溶融亜鉛めっき処理を施すときは、高強度鋼板を、440℃以上500℃以下の亜鉛めっき浴中に浸漬して溶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ことが好ましい。溶融亜鉛めっきはAl量が0.10質量%以上0.23質量%以下である亜鉛めっき浴を用いることが好ましい。また、溶融亜鉛めっき後に、亜鉛めっきの合金化処理を施すときの温度域は、470℃以上600℃以下が好ましく、470℃以上560℃以下がより好ましい。470℃以上で合金化処理を行うことで、Zn-Fe合金化速度がより好適であり、生産性がより好適である。また、600℃以下で合金化処理を行うことで、未変態オーステナイトがパーライトへ変態することを防ぎ、TSがより好適である。また、電気亜鉛めっき処理を施してもよい。また、めっき付着量は片面あたり20~80g/m²（両面めっき）が好ましく、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）は、下記の合金化処理を施すことによりめっき層中のFe濃度を7~15質量%とすることが好ましい。

[0103] なお、めっき処理については、上述焼鈍工程の後、高強度鋼板を冷却せずに加熱温度以下400℃以上の温度域でめっき処理を施してもよいし、冷延鋼板を一旦400℃未満まで冷却し、再度、鋼板温度を400℃以上まで上昇した後にめっき処理を施してもよい。

[0104] 上述のめっき処理を施した高強度鋼板に圧延を施してもよい。圧延の伸長率は、0.05%以上が好ましく、0.10%以上がより好ましい。めっき処理後に実施する圧延の伸長率を0.05%以上とすることで、YRを所望の範囲に制御することができる。また、圧延の伸長率は、2.00%以下が

好ましく、1.00%以下がより好ましい。めっき処理における圧延の伸長率を2.00%以下とすることで、残留オーステナイトの体積率をより好適な範囲内とし、曲げ性及び腐食環境下でのせん断端面の損傷度をより好適な範囲とすることができる。

[0105] めっき処理後における圧延は、上述した連続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、上述した連続焼鈍装置とは不連続な装置上によって（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2.00%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、テンションレベラーやロールによる繰返し曲げ等による加工の方法であっても構わない。また、めっき処理後における圧延後に再加熱処理を施しても良い。

[0106] その他の製造方法の条件は、特に限定しないが、生産性の観点から、上記の焼鈍、溶融亜鉛めっき、亜鉛めっきの合金化処理などの一連の処理は、溶融亜鉛めっきラインであるCGL（Continuous Galvanizing Line）で行うのが好ましい。溶融亜鉛めっき後は、めっきの目付け量を調整するために、ワイピングが可能である。なお、上記した条件以外のめっき等の条件は、溶融亜鉛めっきの常法に依ることができる。

[0107] なお、高強度めっき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。

[0108] 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。

[0109] [部材]

つぎに、本発明の一実施形態に係る部材について、説明する。

[0110] 本発明の一実施形態に係る部材は、上記した本発明の一実施形態に係る高強度鋼板、又は、高強度めっき鋼板を用いてなる部材である。本発明の一実施形態に係る部材は、例えば、上記した本発明の一実施形態に係る高強度鋼板、又は、高強度めっき鋼板を、冷間プレス加工などにより、目的の形状に

成形したものである。したがって、部材に成形後も高強度鋼板、及び、高強度めっき鋼板の鋼組織と諸特性を備えている。本発明の一実施形態に係る部材は、好適には、自動車の骨格構造部品用、または、自動車の補強部品用である。

[0111] ここで、上記した本発明の一実施形態に従う高強度鋼板は、曲げ性及びスポット溶接部H A Zの耐鋼板間割れ特性に優れ、かつ高い寸法精度で部品を製造することが可能な1180MPa以上の高強度鋼板である。そのため、本発明の一実施形態に従う部材は車体の軽量化に寄与できるので、特に、自動車の骨格構造部品用、または、自動車の補強部品用の部材全般に好適に用いることができる。

実施例

[0112] 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よりなる鋼を転炉にて溶製し、連続鋳造法にてスラブとした。冷却後、得られたスラブを加熱して、熱間圧延後に酸洗処理を施した後、冷間圧延を施した。表2に鋳造後の冷却速度、熱延条件、酸洗条件、冷延条件を示す。板厚1.4mmの焼鈍前冷延鋼板を作製した。一部の実施例では板厚を変化させたものも製造した。

[0113]

[表1]

銅種	成分組成(質量%)																									x _{Ti,eff}	備考			
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	B	Nb	V	Ta	W	Cr	Mo	Ni	Co	Cu	Sn	Sb	Ca	Mg	REM	Zr			Te	Hf	Bi
A	0.210	0.65	3.03	0.018	0.0001	0.039	0.0025	0.0004	0.010	0.0028	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.002	適合銅
B	0.223	0.85	2.58	0.003	0.0046	0.028	0.0031	0.0006	0.021	0.0022	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.004	適合銅
C	0.106	0.77	2.73	0.009	0.0008	0.035	0.0030	0.0010	0.039	0.0024	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.032	適合銅
D	0.305	0.69	2.51	0.040	0.0049	0.023	0.0032	0.0006	0.035	0.0016	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.019	適合銅
E	0.024	0.67	2.81	0.047	0.0045	0.047	0.0050	0.0007	0.029	0.0025	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.006	比較銅
F	0.104	2.72	3.07	0.041	0.0041	0.020	0.0038	0.0007	0.039	0.0020	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.022	比較銅
G	0.123	0.39	0.05	0.032	0.0031	0.028	0.0044	0.0009	0.025	0.0014	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.006	比較銅
H	0.122	0.48	5.07	0.044	0.0039	0.038	0.0033	0.0006	0.033	0.0021	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.018	比較銅
I	0.101	0.45	3.10	0.013	0.0016	0.045	0.0035	0.0011	0.001	0.0009	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	-0.015	比較銅
J	0.117	0.30	2.56	0.012	0.0003	0.046	0.0037	0.0009	0.213	0.0022	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.231	比較銅
K	0.118	0.32	2.52	0.011	0.0025	0.031	0.0050	0.0011	0.019	0.0014	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	-0.002	比較銅
L	0.105	0.75	2.58	0.023	0.0005	0.036	0.0038	0.0011	0.019	0.0001	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.006	比較銅
M	0.100	0.54	2.90	0.042	0.0029	0.036	0.0026	0.0005	0.040	0.0112	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.031	比較銅
N	0.197	0.52	2.81	0.008	0.0008	0.039	0.0028	0.0006	0.025	0.0022	0.009	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.016	適合銅
O	0.145	0.64	2.57	0.042	0.0029	0.033	0.0018	0.0007	0.028	0.0007	—	0.021	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.020	適合銅
P	0.257	0.34	2.89	0.011	0.0029	0.028	0.0033	0.0012	0.045	0.0006	—	—	0.021	0.10	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.034	適合銅
Q	0.215	0.55	3.04	0.029	0.0046	0.023	0.0044	0.0009	0.023	0.0025	0.026	—	0.024	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.001	適合銅
R	0.338	0.59	3.00	0.046	0.0022	0.037	0.0036	0.0006	0.023	0.0015	—	—	—	—	0.27	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.008	適合銅
S	0.256	0.81	2.79	0.049	0.0014	0.033	0.0029	0.0009	0.048	0.0013	—	—	—	—	0.21	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.041	適合銅
T	0.168	0.07	2.53	0.008	0.0034	0.041	0.0046	0.0006	0.048	0.0018	—	—	—	—	—	0.19	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.031	適合銅
U	0.201	1.02	3.01	0.038	0.0025	0.038	0.0029	0.0010	0.015	0.0024	—	—	—	—	—	—	0.006	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.002	適合銅
V	0.174	1.62	2.58	0.043	0.0008	0.037	0.0046	0.0006	0.020	0.0011	—	—	—	—	—	—	—	—	0.15	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.004	適合銅
W	0.210	0.75	1.86	0.031	0.0007	0.035	0.0032	0.0013	0.023	0.0018	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.032	—	—	—	—	—	—	—	—	0.013	適合銅
X	0.177	0.45	3.21	0.003	0.0040	0.044	0.0033	0.0007	0.040	0.0013	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.008	0.0010	—	—	—	—	—	—	0.026	適合銅
Y	0.178	0.55	2.71	0.013	0.0021	0.050	0.0045	0.0013	0.036	0.0024	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0003	0.0009	0.044	—	—	—	0.020	適合銅
Z	0.297	0.67	2.59	0.029	0.0009	0.035	0.0028	0.0010	0.037	0.0022	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.008	0.010	0.03	0.030	適合銅

一線部：範囲外を示す。

下線部:範囲外を示す。

[0114] [表2]

No.	鋼種	スラブの冷却工程	熱延工程						冷延工程			備考
		700～1000℃での 平均冷却速度 (℃/hr)	900～1150℃での スラブの平均加熱速 度 (℃/min)	スラブ 加熱 温度 (℃)	1100℃からスラブ 加熱温度までの 滞留時間 (min)	粗圧延 出側温度 (℃)	仕上げ圧延 入側温度 (℃)	板厚 (mm)	累積 圧下率 (%)	最終パス の 通板速度 (mpm)	板厚 (mm)	
1	A	100	5	1200	40	1120	1100	2.8	50	200	1.4	発明例
2	A	100	5	1200	40	1120	1100	2.8	50	200	1.4	発明例
3	A	100	5	1200	40	1120	1100	2.8	50	200	1.4	発明例
4	A	500	5	1200	40	1120	1100	5.6	50	200	2.3	発明例
5	A	100	25	1200	40	1120	1100	5.6	50	200	2.3	発明例
6	A	100	5	1200	20	1120	1100	5.6	50	200	2.3	発明例
7	A	100	5	1200	40	1100	1100	5.6	50	200	2.3	発明例
8	A	100	5	1200	40	1120	1050	5.6	50	200	2.3	発明例
9	A	100	5	1200	40	1120	1100	5.6	50	200	2.3	発明例
10	A	100	5	1200	40	1120	1100	5.6	50	200	2.3	発明例
11	A	100	5	1200	40	1120	1100	2.8	50	200	1.4	発明例
12	B	300	8	1300	50	1180	1090	2.3	40	100	1.4	発明例
13	C	450	7	1250	50	1160	1060	2.5	45	150	1.4	発明例
14	C	450	7	1250	50	1160	1060	2.5	45	150	1.4	発明例
15	C	450	7	1250	50	1160	1060	2.5	45	150	1.4	発明例
16	C	25	7	1250	50	1160	1060	2.5	45	150	1.4	比較例
17	C	25	7	1250	50	1160	1060	5.1	45	150	2.3	比較例
18	C	650	7	1250	50	1160	1060	2.5	45	150	1.4	比較例
19	C	450	35	1250	50	1160	1060	2.5	45	150	1.4	比較例
20	G	450	7	1050	50	1160	1060	2.5	45	150	1.4	比較例
21	G	450	7	1250	5	1160	1060	2.5	45	150	1.4	比較例
22	C	450	7	1250	50	1080	1060	2.5	45	150	1.4	比較例
23	C	450	7	1250	50	1160	1000	2.5	45	150	1.4	比較例
24	C	450	7	1250	50	1160	1060	1.6	10	150	1.4	比較例
25	C	450	7	1250	50	1160	1060	70.0	98	150	1.4	比較例
26	G	450	7	1250	50	1160	1060	2.5	45	25	1.4	比較例
27	C	450	7	1250	50	1160	1060	2.5	45	150	1.4	比較例
28	C	450	7	1250	50	1160	1060	2.5	45	150	1.4	比較例
29	C	450	7	1250	50	1160	1060	5.1	45	150	2.3	比較例
30	C	450	7	1250	50	1160	1060	2.5	45	150	1.4	比較例
31	C	450	7	1200	50	1160	1060	2.5	45	150	1.4	発明例
32	C	450	7	1200	50	1160	1060	2.5	45	150	1.4	発明例
33	C	450	7	1200	50	1160	1060	2.5	45	150	1.4	発明例
34	D	100	15	1200	150	1130	1100	3.1	55	300	1.4	発明例
35	E	200	10	1250	40	1150	1130	3.1	55	250	1.4	比較例
36	F	200	10	1250	40	1150	1130	3.1	55	250	1.4	比較例
37	G	200	10	1250	40	1150	1130	3.1	55	250	1.4	比較例
38	H	200	10	1250	40	1150	1130	3.1	55	250	1.4	比較例
39	I	200	10	1250	40	1150	1130	3.1	55	250	1.4	比較例
40	J	200	10	1250	40	1150	1130	3.1	55	250	1.4	比較例
41	K	200	10	1250	40	1150	1130	3.1	55	250	1.4	比較例
42	L	200	10	1250	40	1150	1130	3.1	55	250	1.4	比較例
43	M	200	10	1250	40	1150	1130	3.1	55	250	1.4	比較例
44	N	150	20	1150	100	1110	1090	2.8	50	350	1.4	発明例
45	O	400	2	1200	20	1130	1060	2.8	50	100	1.4	発明例
46	P	300	15	1200	40	1200	1080	2.8	50	200	1.4	発明例
47	Q	50	15	1200	40	1170	1090	2.8	50	300	1.4	発明例
48	R	250	10	1200	100	1110	1070	1.9	25	300	1.4	発明例
49	S	300	10	1200	20	1170	1070	4.7	70	100	1.4	発明例
50	T	150	8	1200	40	1190	1080	1.8	20	200	1.4	発明例
51	U	400	8	1200	100	1130	1140	3.1	55	100	1.4	発明例
52	V	150	8	1200	50	1170	1090	3.1	55	100	1.4	発明例
53	W	400	3	1200	50	1110	1060	2.8	50	300	1.4	発明例
54	X	300	5	1250	40	1130	1080	3.1	55	300	1.4	発明例
55	Y	150	5	1250	50	1110	1090	3.1	55	50	1.4	発明例
56	Z	150	3	1250	50	1110	1090	3.1	55	400	1.4	発明例

下線部：範囲外を示す。

[0115]

[表3]

No.	鋼種	焼鈍工程		第二冷却工程				再加熱工程(第二冷却工程に含まれる)		めっき処理条件	備考
		加熱温度(°C)	650°C～加熱温度での平均第一冷却速度(°C/s)	250～400°Cでの平均冷却速度(°C/s)	保熱温度(°C)	保熱時間(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)	種類	
1	A	950	30	14.7	—	—	50	350	50	CR	発明例
2	A	950	30	14.7	300	70	—	—	—	CR	発明例
3	A	950	30	14.7	150	120	—	—	—	CR	発明例
4	A	950	30	14.7	150	120	—	—	—	CR	発明例
5	A	950	30	14.7	150	120	—	—	—	CR	発明例
6	A	950	30	14.7	150	120	—	—	—	CR	発明例
7	A	950	30	14.7	150	120	—	—	—	CR	発明例
8	A	950	30	14.7	150	120	—	—	—	CR	発明例
9	A	950	50	14.7	150	120	—	—	—	CR	発明例
10	A	950	0.5	14.7	150	120	—	—	—	CR	発明例
11	A	950	30.0	14.7	—	—	—	—	—	CR	発明例
12	B	850	3	9.8	—	—	80	250	100	GA	発明例
13	C	890	10	5.0	—	—	室温	300	60	GA	発明例
14	C	890	10	5.0	350	60	—	—	—	GA	発明例
15	C	890	10	5.0	200	100	—	—	—	GA	発明例
16	C	890	10	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
17	C	890	10	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
18	C	890	10	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
19	C	890	10	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
20	C	890	10	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
21	C	890	10	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
22	C	890	10	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
23	C	890	10	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
24	C	890	10	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
25	C	890	10	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
26	C	890	10	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
27	C	750	10	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
28	C	890	0.2	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
29	C	890	0.2	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
30	C	890	60	5.0	—	—	室温	300	60	GA	比較例
31	C	890	10	0.5	—	—	室温	300	60	GA	発明例
32	C	890	10	5.0	—	—	300	300	60	GA	発明例
33	C	890	10	5.0	—	—	室温	500	60	GA	発明例
34	D	850	20	9.8	—	—	室温	300	60	GA	発明例
35	E	820	15	3.0	—	—	50	200	90	GA	比較例
36	E	820	15	3.0	—	—	50	200	90	GA	比較例
37	G	820	15	3.0	—	—	50	200	90	GA	比較例
38	H	820	15	3.0	—	—	50	200	90	GA	比較例
39	I	820	15	3.0	—	—	50	200	90	GA	比較例
40	J	820	15	3.0	—	—	50	200	90	GA	比較例
41	K	820	15	3.0	—	—	50	200	90	GA	比較例
42	L	820	15	3.0	—	—	50	200	90	GA	比較例
43	M	820	15	3.0	—	—	50	200	90	GA	比較例
44	N	825	40	15.1	—	—	室温	300	100	GA	発明例
45	O	830	5	10.3	—	—	80	250	100	GA	発明例
46	P	840	25	29.8	—	—	室温	250	100	GA	発明例
47	Q	850	20	14.5	—	—	80	300	50	GA	発明例
48	R	830	5	15.2	—	—	100	300	100	GA	発明例
49	S	870	40	30.3	—	—	50	250	100	GA	発明例
50	T	990	25	9.9	—	—	50	250	100	GA	発明例
51	U	900	40	7.9	—	—	50	350	30	CR	発明例
52	V	800	25	8.4	—	—	50	250	100	CR	発明例
53	W	850	50	3.1	—	—	150	250	100	GA	発明例
54	X	920	0.5	10.1	—	—	50	450	100	GA	発明例
55	Y	880	5	15.1	—	—	50	450	5	EG	発明例
56	Z	880	20	15.1	—	—	50	450	5	GI	発明例

下線部：範囲外を示す。

[0116] 次いで、表2、3に示した条件で焼鈍、冷却、再加熱を施し、高強度冷延

鋼板（C R）を得た。さらに、一部の薄鋼板にめっき処理を施し、熔融亜鉛めっき鋼板（G I）、合金化熔融亜鉛めっき鋼板（G A）、および、電気亜鉛めっき鋼板（E G）を得た。熔融亜鉛めっき浴は、G Iでは、A l : O . 1 4 ~ O . 1 9 質量%含有亜鉛浴を使用し、また、G Aでは、A l : O . 1 4 質量%含有亜鉛浴を使用し、浴温は4 7 0 °Cとした。めっき付着量は、G Iでは、片面あたり4 5 ~ 7 2 g / m²（両面めっき）程度とし、また、G Aでは、片面あたり4 5 g / m²（両面めっき）程度とした。また、G Aは、めっき層中のF e濃度を9 質量%以上1 2 質量%以下とした。めっき層をZ n - N i めっき層とするE Gでは、めっき層中のN i 含有量を9 質量%以上2 5 質量%以下とした。

[0117] 以上のようにして得られた高強度冷延鋼板および高強度めっき鋼板を供試鋼として、以下の試験方法にしたがい、引張特性、伸びフランジ性（穴広げ性）、曲げ性およびスポット溶接部H A Zの耐鋼板間割れ特性を評価した。その結果を表4に示す。

[0118]

[表4]

No.	鋼種	Mの 面積率 (%)	α の面積率 および/または 残留 γ の体積率 の合計 (%)	残留 組織	方位差15度以上の 旧 γ 粒界における ボロン原子濃度 (at%)	大きさ $2\mu\text{m}$ 以上の 析出物の個数密度 (個/ mm^2)	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	λ (%)	曲げ性 (μm)	スポット溶接部 HAZの耐鋼板 間割れ特性	備考
1	A	92	6	θ	4.6	12	1368	1591	86	40	99	A	発明例
2	A	92	7	θ	3.6	15	1229	1576	78	37	177	A	発明例
3	A	92	4	θ	3.0	14	1101	1508	73	37	59	A	発明例
4	A	94	2	θ	0.3	11	1085	1486	73	44	52	B	発明例
5	A	93	7	θ	0.5	91	1083	1547	70	33	188	B	発明例
6	A	93	3	θ	0.5	76	1019	1477	69	33	184	B	発明例
7	A	92	3	θ	0.3	97	1038	1549	67	32	195	B	発明例
8	A	93	4	θ	0.5	95	1091	1536	71	32	182	B	発明例
9	A	91	6	θ	0.4	19	1085	1550	70	38	75	B	発明例
10	A	88	8	θ	5.1	59	970	1469	66	34	192	A	発明例
11	A	94	5	θ	4.0	15	1048	1595	66	38	80	A	発明例
12	B	95	4	θ	4.2	28	1467	1667	88	36	134	B	発明例
13	C	87	8	θ	2.9	5	987	1189	83	46	145	B	発明例
14	C	89	7	θ	2.4	3	994	1258	79	48	72	B	発明例
15	C	89	7	θ	2.7	5	934	1279	73	42	75	B	発明例
16	C	89	7	θ	3.8	157	1061	1248	85	17	269	B	比較例
17	C	88	10	θ	4.6	163	1016	1239	82	22	275	B	比較例
18	C	88	10	θ	0.2	2	952	1190	80	36	139	C	比較例
19	C	87	9	θ	0.2	168	970	1197	81	16	305	C	比較例
20	C	88	7	θ	0.2	163	1069	1258	85	27	266	C	比較例
21	C	89	8	θ	0.2	175	1058	1260	84	27	286	C	比較例
22	C	89	8	θ	0.1	154	990	1222	81	26	268	C	比較例
23	C	89	9	θ	0.1	155	1056	1214	87	17	229	C	比較例
24	C	47	50	θ	4.5	6	675	1125	60	37	56	B	比較例
25	C	57	42	θ	3.1	4	798	1287	62	20	212	B	比較例
26	C	88	6	θ	0.1	8	1027	1208	85	46	144	C	比較例
27	C	57	39	θ	0.2	156	730	1177	62	24	314	C	比較例
28	C	54	42	θ	7.3	177	687	1145	60	16	293	A	比較例
29	C	48	49	θ	6.1	163	720	1143	63	21	307	B	比較例
30	C	88	9	θ	0.1	3	1027	1237	83	48	59	C	比較例
31	C	80	18	θ	3.6	5	831	1241	67	32	194	A	発明例
32	C	76	22	θ	4.3	5	802	1234	65	31	194	A	発明例
33	C	87	10	θ	2.5	8	1094	1216	90	48	78	A	発明例
34	D	89	8	θ	1.3	23	1702	2051	83	34	139	A	発明例
35	E	45	52	θ	4.9	8	511	824	62	16	300	A	比較例
36	F	56	42	θ	2.7	8	810	1266	64	31	200	B	比較例
37	G	59	38	θ	1.9	3	387	615	63	27	317	A	比較例
38	H	100	0	-	3.4	4	828	1293	64	23	220	A	比較例
39	I	87	9	θ	0.1	174	752	1213	62	29	252	C	比較例
40	J	89	9	θ	3.2	6	1167	1269	92	36	58	A	比較例
41	K	89	9	θ	0.2	164	766	1277	60	15	303	C	比較例
42	L	88	11	θ	0.0	2	926	1219	76	41	132	C	比較例
43	M	88	9	θ	8.2	152	965	1237	78	24	261	A	比較例
44	N	92	4	θ	0.4	87	1311	1561	84	32	190	B	発明例
45	O	91	7	θ	0.4	88	1153	1341	86	35	182	B	発明例
46	P	92	4	θ	0.9	13	1331	1623	82	38	82	A	発明例
47	Q	94	4	θ	3.2	81	1330	1565	85	32	191	A	発明例
48	R	88	8	θ	1.0	1	1276	1934	66	32	130	A	発明例
49	S	85	13	θ	1.1	20	1216	1842	66	33	184	A	発明例
50	T	95	2	θ	1.9	13	1034	1543	67	44	175	A	発明例
51	U	94	4	θ	4.7	7	1182	1459	81	39	88	A	発明例
52	V	87	10	θ	0.3	76	976	1457	67	30	182	B	発明例
53	W	92	4	θ	0.3	14	1175	1546	76	39	133	B	発明例
54	X	89	10	θ	5.1	60	1263	1452	87	31	190	A	発明例
55	Y	92	4	θ	0.4	20	1352	1519	89	41	179	B	発明例
56	Z	92	3	θ	5.1	88	1493	1678	89	32	168	A	発明例

下線部：範囲外を示す。

M: マルテンサイト、 α : フェライトおよび/またはベイニティックフェライト、残留 γ : 残留オーステナイト、 θ : セメンタイトおよび/または準安定炭化物

[0119] [引張試験]

引張試験は、JIS Z 2241:2011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直角方向となるように J I S 5 号試験片を採取し、クロスヘッド速度が $1.67 \times 10^{-1} \text{ mm/s}$ の条件で引張試験を行い、Y S および T S を測定した。なお、本発明では、降伏比 (Y R) が 65 % 以上 90 % 以下の場合を寸法精度が高いと判断した。なお、Y R は上述の式 (2) に記載の計算方法で算出した。

[0120] [穴広げ試験]

穴広げ試験は、J I S Z 2256 に準拠して行った。得られた鋼板より、 $100 \text{ mm} \times 100 \text{ mm}$ にせん断し、ついで、せん断した鋼板にクリアランス : 12.5 % で直径 : 10 mm の穴を打ち抜いた。ついで、内径 : 7.5 mm のダイスを用いてしわ押さえ力 : 9 ton (88.26 kN) で鋼板を抑え、その状態で、頂角 : 60° の円錐ポンチを穴に押し込んで亀裂発生存限値における穴直径を測定した。そして、次式により、(限界) 穴広げ率 : λ (%) を求めた。

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

ここで、 D_f は亀裂発生時の穴径 (mm)、 D_0 は初期穴径 (mm) である。そして、限界穴広げ率 : λ が 30 % 以上の場合に、製造直後の伸びフランジ性に優れると判断した。

[0121] [曲げ試験]

曲げ試験は、J I S Z 2248 : 2022 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 30 mm 、長さが 100 mm の短冊状の試験片を採取した。その後、押込み荷重が 100 kN 、押付け保持時間が 5 秒とする条件で、 90° V 曲げ試験を行った。なお、本開示では、曲げ性は曲げ半径 (R) を板厚 (t) で除した値 R/t が約 4.5、即ち、 $4.3 \sim 4.7$ となる R において、5 サンプルの曲げ試験を実施した。次いで、5 サンプル全ての曲げ頂点の稜線部におけるき裂の長さを評価し、き裂長さが $200 \mu\text{m}$ 以下の場合、曲げ性に優れると判断した。ここで、き裂長さは、曲げ頂点の稜線部をデジタルマイクロ스코プ (RH-2000 : 株式会社ハイロックス製) を用いて

、40～160倍の倍率で測定することにより評価した。

[0122] [スポット溶接部HAZの鋼板間割れ試験]

圧延方向を長手として、板厚1.4mm、長さ30、幅100mmに切り出した試験片を、同サイズに切り出した、溶融亜鉛めっき層の片面あたりの付着量が50g/m²である試験用溶融亜鉛めっき鋼板と重ねて板組とした。次いで、サーボモータ加圧式で単相交流（50Hz）の抵抗溶接機かつ先端径が6mmの電極を用いて、該抵抗溶接機の電極に対して前記板組を5°傾け、下電極と下の鋼板の間に1.5mmのクリアランスを設けた状態で抵抗溶接を施した。具体的には、前記板組に、加圧力：3.5kN、ホールドタイム：0.16秒または0.20秒、並びにナゲット径が5.9mmになる溶接電流および溶接時間の条件にて抵抗溶接を施して溶接部付き板組とした。次いで、溶接部を含むように前記溶接部付き板組を半切して、該溶接部の断面を光学顕微鏡（200倍）で観察し、上述の基準でスポット溶接部HAZの耐鋼板間割れ特性を評価した。また、一部のサンプルでは、板厚を0.8mmおよび2.3mmで、同様の評価を実施した。

[0123] 前述した方法にしたがって、マルテンサイト及びフェライトの面積率、残留オーステナイトの体積率、方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度、及び、大きさ2μm以上の析出物の個数密度を求めた。また、残部組織について、以下に記載の方法にて観察した。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、ダイヤモンドペーストを用いて観察面を鏡面研磨し、その後、3vol.%ナイトールでエッチングして組織を現出させた。加速電圧が15kVの条件で、SEMを用いて、鋼板の板厚の1/4位置を観察位置とし、5000倍の倍率で、17μm×23μmの視野範囲で3視野観察した。得られた組織画像から残部組織として炭化物を識別した。

[0124] 表4に示すように、本発明例では、TS、YR、λ、曲げ性及びスポット溶接部HAZの耐鋼板間割れ特性が優れている。一方、比較例では、TS、YR、λ、曲げ性及びスポット溶接部HAZの耐鋼板間割れ特性のいずれか

一つ以上が劣っている。

[0125] 以上、本発明の実施の形態について説明したが、本発明は、本実施の形態による本発明の開示の一部をなす記述により限定されない。すなわち、本実施の形態に基づいて当業者等によりなされる他の実施の形態、実施例及び運用技術などは全て本発明の範疇に含まれる。例えば、上記した製造方法における一連の熱処理においては、熱履歴条件さえ満足すれば、鋼板に熱処理を施す設備等は特に限定されない。

産業上の利用可能性

[0126] 本発明によれば、伸びフランジ性、曲げ性及びスポット溶接部H A Zの耐鋼板間割れ特性に優れ、かつ高い寸法精度で部品を製造することが可能な1180MPa以上の高強度鋼板が得られる。

[0127] 特に、本発明の高強度鋼板は、スポット溶接部H A Zの耐鋼板間割れ特性に優れるので、高い部品強度を得ながら、種々の大きさおよび形状の自動車の骨格構造部品などに適用することが可能である。これにより、車体軽量化による燃費向上を図ることができ、産業上の利用価値は極めて大きい。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.030%以上0.500%以下、

Si : 0.01%以上2.50%以下、

Mn : 0.10%以上5.00%以下、

P : 0.100%以下、

S : 0.0200%以下、

Al : 0.100%以下、

N : 0.0100%以下、

O : 0.0100%以下、

Ti : 0.002%以上0.200%以下、および、

B : 0.0002%以上0.0100%以下を含有するとともに、

下記(1)式から求められる有効Tiモル分率($x_{Ti, eff}$)が0.

001以上を満たし、

残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成と、

板厚1/4位置において、

マルテンサイトの面積率が60%以上99%以下、

フェライトの面積率および/または残留オーステナイトの体積率が合

計で0%超40%以下である鋼組織と、

方位差15度以上の旧オーステナイト粒界におけるボロン原子濃度が

0.3at%以上6.0at%以下、

大きさ2 μ m以上の析出物の個数密度が150個/mm²以下である

、

高強度鋼板。

記

$$x_{Ti, eff} = x_{Ti} - x_N - x_S \cdots (1)$$

なお、式中の x_{Ti} 、 x_N 、 x_S は各元素の鋼板中含有量(モル分率)

を表す。

[請求項2] 前記成分組成は、さらに、質量％で、

Nb : 0.200%以下、

V : 0.200%以下、

Ta : 0.10%以下、

W : 0.10%以下、

Cr : 1.00%以下、

Mo : 1.00%以下、

Co : 0.010%以下、

Ni : 1.00%以下、

Cu : 1.00%以下、

Sn : 0.200%以下、

Sb : 0.200%以下、

Ca : 0.0100%以下、

Mg : 0.0100%以下、

REM : 0.0100%以下、

Zr : 0.100%以下、

Te : 0.100%以下、

Hf : 0.10%以下、

Bi : 0.200%以下、

のうちから選ばれる少なくとも1種の元素を含有する、請求項1に記載の高強度鋼板。

[請求項3] 請求項1または2に記載の高強度鋼板の少なくとも片面にめっき層を有する、高強度めっき鋼板。

[請求項4] 請求項1または2に記載の成分組成を有する鋼スラブとし、
700℃以上1000℃以下の温度域における平均冷却速度を50℃／hr以上500℃／hr以下として前記鋼スラブを冷却し、
次いで、前記鋼スラブを、900℃以上1150℃以下の温度域におけるスラブの平均加熱速度を25℃／min以下、1150℃以上

のスラブ加熱温度まで、 1100°C から前記スラブ加熱温度までの滞留時間を20分以上として加熱し、

次いで、前記鋼スラブに、粗圧延出側温度が 1100°C 以上、仕上げ圧延入側温度が 1050°C 以上とする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て酸洗板とし、

次いで、前記酸洗板に、累積圧下率を20%以上95%以下、および、冷間圧延の最終パスの通板速度を50m/p以上として冷間圧延を施して冷延板とし、

次いで、前記冷延板を 780°C 以上の加熱温度まで加熱する焼鈍工程を行い、

次いで、前記冷延板を加熱温度から 650°C までの温度域における平均冷却速度を $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の条件で第一冷却する、高強度鋼板の製造方法。

[請求項5] 前記第一冷却の後、さらに、 250°C 以上 400°C 以下の温度域における平均冷却速度を $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする第二冷却を行う、請求項4に記載の高強度鋼板の製造方法。

[請求項6] 前記第一冷却の後、さらに、 100°C 以上 450°C 以下の保熱温度で5s以上保熱する第二冷却を行う、請求項4に記載の高強度鋼板の製造方法。

[請求項7] 前記第一冷却の後、さらに、冷却停止温度を 250°C 以下とし、次いで、前記冷延板を、(前記冷却停止温度 $+50^{\circ}\text{C}$)以上 450°C 以下の再加熱温度に再加熱して該再加熱温度にて5s以上保熱する第二冷却を行う、請求項4に記載の高強度鋼板の製造方法。

[請求項8] 請求項4に記載の焼鈍工程の後、前記冷延板の少なくとも片面にめっき処理を施すめっき工程を行う、高強度めっき鋼板の製造方法。

[請求項9] 前記第一冷却の後、さらに、 250°C 以上 400°C 以下の温度域における平均冷却速度を $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする第二冷却を行う、請求項8に記載の高強度めっき鋼板の製造方法。

- [請求項10] 前記第一冷却の後、さらに、 100°C 以上 450°C 以下の保熱温度で5 s以上保熱する第二冷却を行う、請求項8に記載の高強度めっき鋼板の製造方法。
- [請求項11] 前記第一冷却の後、さらに、冷却停止温度を 250°C 以下とし、次いで、前記冷延板を、（前記冷却停止温度 $+50^{\circ}\text{C}$ ）以上 450°C 以下の再加熱温度に再加熱して該再加熱温度にて5 s以上保熱する第二冷却を行う、請求項8に記載の高強度めっき鋼板の製造方法。
- [請求項12] 請求項1または2に記載の高強度鋼板を少なくとも一部に用いてなる、部材。
- [請求項13] 請求項3に記載の高強度めっき鋼板を少なくとも一部に用いてなる、部材。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/018164

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/00(2006.01)i; **C21D 9/46**(2006.01)i; **C22C 38/14**(2006.01)i; **C22C 38/60**(2006.01)i
FI: C22C38/00 301S; C21D9/46 G; C21D9/46 J; C22C38/00 301T; C22C38/14; C22C38/60

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

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2024
Registered utility model specifications of Japan 1996-2024
Published registered utility model applications of Japan 1994-2024

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2023/032424 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 09 March 2023 (2023-03-09)	1-13
A	WO 2023/032423 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 09 March 2023 (2023-03-09)	1-13
A	JP 2022-24998 A (JFE STEEL CORPORATION) 09 February 2022 (2022-02-09)	1-13
A	WO 2018/147400 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 16 August 2018 (2018-08-16)	1-13
P, A	WO 2024/053736 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 14 March 2024 (2024-03-14)	1-13



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

29 July 2024

Date of mailing of the international search report

06 August 2024

Name and mailing address of the ISA/JP

Japan Patent Office (ISA/JP)
3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915
Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2024/018164

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)		Publication date (day/month/year)
WO	2023/032424	A1	09 March 2023	CN	117881811	A
				KR	10-2024-0035537	A
				EP	4386099	A1

WO	2023/032423	A1	09 March 2023	CN	117716060	A
				KR	10-2024-0035536	A
				EP	4386098	A1

JP	2022-24998	A	09 February 2022	(Family: none)		

WO	2018/147400	A1	16 August 2018	US	2020/0040420	A1
				EP	3581670	A1
				KR	10-2019-0107089	A
				CN	110312813	A
				MX	2019009599	A

WO	2024/053736	A1	14 March 2024	(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 38/14(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i
FI: C22C38/00 301S; C21D9/46 G; C21D9/46 J; C22C38/00 301T; C22C38/14; C22C38/60

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

C22C38/00-38/60; C21D9/46

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報

1922 - 1996年

日本国公開実用新案公報

1971 - 2024年

日本国実用新案登録公報

1996 - 2024年

日本国登録実用新案公報

1994 - 2024年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2023/032424 A1（JFEスチール株式会社）09.03.2023（2023 - 03 - 09）	1-13
A	WO 2023/032423 A1（JFEスチール株式会社）09.03.2023（2023 - 03 - 09）	1-13
A	JP 2022-24998 A（JFEスチール株式会社）09.02.2022（2022 - 02 - 09）	1-13
A	WO 2018/147400 A1（JFEスチール株式会社）16.08.2018（2018 - 08 - 16）	1-13
P, A	WO 2024/053736 A1（日本製鉄株式会社）14.03.2024（2024 - 03 - 14）	1-13

☐ 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

29.07.2024

国際調査報告の発送日

06.08.2024

名称及びあて先

日本国特許庁(ISA/JP)
〒100-8915
日本国
東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

権限のある職員（特許庁審査官）

川口 由紀子 4K 5798

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

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/JP2024/018164

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2023/032424	A1	09.03.2023	CN	117881811	A	
				KR	10-2024-0035537	A	
				EP	4386099	A1	

WO	2023/032423	A1	09.03.2023	CN	117716060	A	
				KR	10-2024-0035536	A	
				EP	4386098	A1	

JP	2022-24998	A	09.02.2022	(ファミリーなし)			

WO	2018/147400	A1	16.08.2018	US	2020/0040420	A1	
				EP	3581670	A1	
				KR	10-2019-0107089	A	
				CN	110312813	A	
				MX	2019009599	A	

WO	2024/053736	A1	14.03.2024	(ファミリーなし)			
