(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
2017 年 10 月 5 日(05.10.2017)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2017/169939 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/38* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2017/011076

(22) 国際出願日: 2017 年 3 月 21 日(21.03.2017)

(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 2016-070740 2016 年 3 月 31 日(31.03.2016) JP
特願 2016-231185 2016 年 11 月 29 日(29.11.2016) JP

(71) 出願人: ＪＦＥ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: ▲高▼島　克利(TAKASHIMA Katsutoshi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 船川　義正 (FUNAKAWA Yoshimasa); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥ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二丁目７番１号ＪＦＥ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, 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, 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, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, 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:

— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

WO 2017/169939 A1

(54) **Title**: THIN STEEL SHEET AND PLATED STEEL SHEET, METHOD FOR PRODUCING HOT-ROLLED STEEL SHEET, METHOD FOR PRODUCING COLD-ROLLED FULL HARD STEEL SHEET, METHOD FOR PRODUCING HEAT-TREATED SHEET, METHOD FOR PRODUCING THIN STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING PLATED STEEL SHEET

(54) 発明の名称 : 薄鋼板およびめっき鋼板、並びに、熱延鋼板の製造方法、冷延フルハード鋼板の製造方法、熱処理板の製造方法、薄鋼板の製造方法およびめっき鋼板の製造方法

(57) **Abstract**: Provided is a plated steel sheet combining yield point ratio, strength (tensile strength), elongation, hole expansion and CTS. Also provided is a method for producing same. The thin steel sheet has a specific component composition, and a metal microstructure which, by volume percentage, contains 70-90% ferrite, 5-20% martensite, no more than 5% residual austenite, no more than 10% bainite, and no more than 5% pearlite, with the average crystal grain size of the ferrite not exceeding 20 μm, the average crystal grain size of the martensite not exceeding 5 μm, the average crystal grain size of the residual austenite not exceeding 5 μm, and the average crystal grain size of the bainite not exceeding 7 μm. The tensile strength of the thin steel sheet is at least 590 MPa.

(57) 要約: 降伏比、強度（引張強さ）、伸び、穴広げ性、ＣＴＳを兼備するめっき鋼板及びその製造方法等を提供する。　特定の成分組成と、体積率で、フェライトを７０～９０%、マルテンサイトを５～２０%、残留オーステナイトを５%以下、ベイナイトを１０%以下、パーライトを５%以下含み、前記フェライトの平均結晶粒径が２０μｍ以下、前記マルテンサイトの平均結晶粒径が５μｍ以下、前記残留オーステナイトの平均結晶粒径が５μｍ以下、前記ベイナイトの平均結晶粒径が７μｍ以下である鋼組織と、を備え、引張強さが５９０ＭＰａ以上である薄鋼板とする。

明　細　書

発明の名称 ：

薄鋼板およびめっき鋼板、並びに、熱延鋼板の製造方法、冷延フルハード鋼板の製造方法、熱処理板の製造方法、薄鋼板の製造方法およびめっき鋼板の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、薄鋼板およびめっき鋼板、並びに、熱延鋼板の製造方法、冷延フルハード鋼板の製造方法、熱処理板の製造方法、薄鋼板の製造方法およびめっき鋼板の製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] 近年、環境問題の高まりからCO_2排出規制が厳格化しており、自動車分野においては燃費向上に向けた車体の軽量化が課題となっている。そのために自動車部品への高強度鋼板の適用による薄肉化が進められており、引張強さ（ＴＳ）が５９０ＭＰａ以上の鋼板の適用が進められている。自動車の構造用部材や補強用部材に使用される高強度鋼板は、防錆のために亜鉛めっきが施される。また、薄鋼板の機械的性質としては伸びフランジ性（穴広げ性）や延性に優れることが要求される。特に、複雑形状を有する部品の成形には、伸び（延性）や穴広げ性といった個別の特性が優れているだけなく、その両方が優れていることが求められている。また、自動車の構造用部材や補強用部材に使用される高強度鋼板は、プレス加工後には主にスポット溶接で組みつけられ、モジュール化されるために組付け時に高い寸法精度が求められる。そのため、このような高強度鋼板は、加工後にスプリング・バック等を起こりにくくする必要があり、加工前は低降伏比であることが必要となっている。ここで、降伏比（ＹＲ）とは、ＴＳに対する降伏応力（ＹＳ）の比を示す値であり、ＹＲ（％）＝ＹＳ／ＴＳ×１００（％）で表される。さらに、車体の衝突安全性の観点からも、スポット溶接部の強度が重要であり、特に十字引張強さ（ＣＴＳ（Ｃｒｏｓｓ－Ｔｅｎｓｉｏｎ－Ｓｔｒｅｎｇｈｔ

））を十分に確保する必要がある。

[0003] 従来、成形性と高強度とを兼ね備えた低降伏比の高強度薄鋼板として、フェライト・マルテンサイト組織のデュアルフェーズ鋼（ＤＰ鋼）が知られている。主相をフェライトとしてマルテンサイトを分散させた複合組織鋼は、低降伏比でＴＳも高く、伸びに優れているが、フェライトとマルテンサイトの界面に応力が集中することで、クラックが発生しやすいため、穴広げ性に劣るという欠点がある。

[0004] そこで、特許文献１では、フェライト及びマルテンサイトの全組織に対する占積率及び平均結晶粒径を制御することで、耐衝突安全性と成形性を両立する自動車用高強度鋼板が開示されている。

[0005] さらに、特許文献２では、平均粒径が３μｍ以下の微細なフェライトと平均粒径が６μｍ以下のマルテンサイトの全組織に対する占積率を制御することで、伸びと伸びフランジ性を改善した高強度鋼板が開示されている。

[0006] また、スポット溶接性と加工性を向上させた技術として、特許文献３には、ベイナイトを鋼組織に５～４９％含有させた溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特許３９３６４４０号公報

特許文献2：特開２００８－２９７６０９号公報

特許文献3：特許５６９９８６０号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] しかしながら、特許文献１では、フェライトとマルテンサイトの平均結晶粒径を規定しているが、プレス成形に十分な穴広げ性を確保出来ていない。

[0009] 一方、特許文献２は、マルテンサイトの体積率が顕著に多いため、強度に対して伸びが不十分である。

[0010] また、特許文献３ではＹＲが高いため、加工後にスプリング・バック等が起こりやすい。

[0011] このように低ＹＲの高強度溶融亜鉛めっき鋼板において、プレス成形に必要な、優れた伸びおよび穴広げ性を確保し、スポット溶接後のＣＴＳも確保することは困難である。その他の鋼板を含めても、これらの特性（降伏比、強度（引張強さ）、伸び、穴広げ性、ＣＴＳ）を兼備する鋼板は開発されていないのが実情である。したがって、本発明の課題は、上記特性を持つめっき鋼板及びその製造方法を提供することを目的とするとともに、上記めっき鋼板を得るために必要な薄鋼板を提供すること、上記めっき鋼板を得るために必要な熱延鋼板の製造方法、冷延フルハード鋼板の製造方法、熱処理板の製造方法、薄鋼板の製造方法を提供することも目的とする。

課題を解決するための手段

[0012] 本発明者らは鋭意検討を重ねた結果、低降伏比を確保しつつ、伸び、穴広げ性およびスポット溶接性（ＣＴＳ）を向上させるためには、鋼組織の各相の体積率を制御し、かつ、特定の相の平均結晶粒径を制御することが重要であることを見出した。これらの制御により、高い穴広げ性を有し、さらにスポット溶接後のＣＴＳも十分に確保できることを見出した。この発明は、上記の知見に立脚するものである。

[0013] 低降伏比を有するためには、軟質なフェライトと高硬度のマルテンサイトを分散させる必要がある。しかしながら、穴広げ試験では鋼組織中に高硬度を有するマルテンサイト、残留オーステナイトが存在した場合、打抜き加工時にその界面、特に軟質なフェライトとこれらの相との界面にボイドが発生し、その後の穴広げ過程でボイド同士が連結、進展することで、き裂が発生する。さらに、Ｍｎによる鋼板内の偏析が存在すると、硬質相はそのＭｎ偏析に沿って板状に形成してしまい、打抜き加工時に局所的に応力集中するため、ボイドの生成量が増加してしまう。一方で、鋼組織中に軟質なフェライトや残留オーステナイトを含有することで伸びは向上する。また、高強度鋼板になるとスポット溶接後のＣＴＳ試験時にスポット溶接後のナゲットの端

部に応力集中することで、き裂が生成してナゲット内部にき裂が進展するため破断強度が劣化することが問題であり、ナゲット端部の靭性が大きく影響する。さらにＭｎＳに代表されるような介在物が存在することでき裂生成が安易になるため、ナゲット端部のＭｎＳなどの介在物やＰやＳなどの偏析を抑える必要がある。

[0014] そこで、発明者らは鋭意検討を重ねた結果、ボイド発生源である軟質相と硬質相の体積率を調整して、さらに結晶粒を微細化させることで、硬質なマルテンサイトを含有しながらも強度や穴広げ性を確保しつつ、さらにスポット溶接後のナゲット端部も微細化し、靭性も向上するためＣＴＳが向上する知見を得た。

[0015] 通常、一定量のマルテンサイトを確保するためにはＭｎ添加が必要であるが、Ｍｎによる偏析が起こらない含有量まで制御し、かつ、熱間圧延時の熱処理を制御することで鋼板組織内のＭｎ偏析を抑制する。さらにマルテンサイト量確保のために他の焼入れ元素であるＣｒおよびＭｏの少なくとも１種を添加する。また、結晶粒微細化のためにＶ、ＴｉおよびＮｂの少なくとも１種を微量添加することで、マルテンサイト生成に十分な焼入れ性を確保しつつ、微細な鋼組織を得ることが可能である。さらにＭｎ量を低減させることで介在物が低減する上、ナゲット端部の凝固点降下に伴うＰおよびＳの偏析も低減するためスポット溶接性の向上も可能となった。具体的には本発明は以下のものを提供する。

[0016] ［１］質量％で、Ｃ：０．０５～０．１２％、Ｓｉ：０．８０％以下、Ｍｎ：１．３０～２．１０％、Ｐ：０．００１～０．０５０％、Ｓ：０．００５％以下、Ａｌ：０．０１～０．１０％、Ｎ：０．０１０％以下を含有し、さらに、Ｃｒ：０．０５～０．５０％およびＭｏ：０．０５～０．５０％から選択される一種以上を含有し、さらに、Ｔｉ：０．０１～０．１０％、Ｎｂ：０．０１～０．１０％およびＶ：０．０１～０．１０％から選択される一種以上を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる成分組成と、体積率で、フェライトを７０～９０％、マルテンサイトを５～２０％、残留

オーステナイトを５％以下、ベイナイトを１０％以下、パーライトを５％以下含み、前記フェライトの平均結晶粒径が２０μｍ以下、前記マルテンサイトの平均結晶粒径が５μｍ以下、前記残留オーステナイトの平均結晶粒径が５μｍ以下、前記ベイナイトの平均結晶粒径が７μｍ以下である鋼組織と、を備え、引張強さが５９０ＭＰａ以上であることを特徴とする薄鋼板。

[0017] ［２］前記成分組成は、さらに、質量％で、Ｃｕ：０．５０％以下、Ｎｉ：０．５０％以下、Ｂ：０．０１％以下、並びにＣａ及び／又はＲＥＭの合計：０．００５％以下から選択される一種以上を含有することを特徴とする［１］に記載の薄鋼板。

[0018] ［３］［１］又は［２］に記載の薄鋼板の表面にめっき層を有することを特徴とするめっき鋼板。

[0019] ［４］前記めっき層が溶融亜鉛めっき層又は合金化溶融亜鉛めっき層であることを特徴とする［３］に記載のめっき鋼板。

[0020] ［５］［１］又は［２］に記載の成分組成を有する鋼素材を、仕上げ圧延の最終パスの圧下率が１２％以上、該最終パスの前のパスの圧下率が１５％以上、仕上げ圧延終了温度が８５０～９５０℃の条件で熱間圧延し、該熱間圧延後、冷却停止温度までの第１平均冷却速度が５０℃／ｓ以上、冷却停止温度が７５０℃以下の条件で第１冷却をし、該第１冷却後、巻取温度までの第２平均冷却速度が５℃／ｓ以上５０℃／ｓ未満の条件で第２冷却し、該第２冷却後に６５０℃以下の巻取温度で巻き取ることを特徴とする熱延鋼板の製造方法。

[0021] ［６］に記載の製造方法で得られた熱延鋼板を酸洗し、冷間圧延することを特徴とする冷延フルハード鋼板の製造方法。

[0022] ［７］［６］に記載の製造方法で得られた冷延フルハード鋼板を、６００℃以上の温度域における露点を－４０℃以下とし、最高到達温度が７３０～８８０℃の条件で加熱し、最高到達温度において滞留時間１５～６００ｓで保持し、該保持後、冷却停止温度までの平均冷却速度が２～３０℃／ｓ、冷却停止温度が６５０℃以下の条件で冷却することを特徴とする薄鋼板の製造

方法。

[0023] ［８］［６］に記載の製造方法で得られた冷延フルハード鋼板を、加熱温度が７００～９００℃の条件で加熱し、冷却することを特徴とする熱処理板の製造方法。

[0024] ［９］［８］に記載の製造方法で得られた熱処理板を、６００℃以上の温度域における露点を－４０℃以下とし、最高到達温度が７３０～８８０℃の条件で加熱し、最高到達温度において滞留時間１５～６００ｓで保持し、該保持後、冷却停止温度までの平均冷却速度が２～３０℃／ｓ、冷却停止温度が６５０℃以下の条件で冷却することを特徴とする薄鋼板の製造方法。

[0025] ［１０］［７］又は［９］に記載の製造方法で得られた薄鋼板の表面にめっき処理を施すめっき工程を備えることを特徴とするめっき鋼板の製造方法。

[0026] ［１１］前記めっき処理は、溶融亜鉛めっきし、４５０～６００℃で合金化する処理であることを特徴とする［１０］に記載のめっき鋼板の製造方法。

発明の効果

[0027] 本発明により得られるめっき鋼板は、低い降伏比を有するとともに、高い引張強度（引張強さ）と高い伸びを有し、優れた穴広げ性、優れたスポット溶接性を有する。低い降伏比とは降伏比が６５％以下を意味し、高い引張強さとは引張強度が５９０ＭＰａ以上を意味し、高い伸びは伸びが２８％以上を意味し、優れた穴広げ性は穴広げ率が５０％以上を意味し、優れたスポット溶接性は板厚１．２ｍｍを２枚重ねてスポット溶接した際、ナゲット径が５．５ｍｍの時のＣＴＳが９．０ｋＮ以上を意味する。なお、上記効果をバランス良く得る観点から、引張強度は７８０ＭＰａ未満が好ましく、より好ましくは７５０ＭＰａ以下である。

[0028] また、本発明の薄鋼板、並びに、熱延鋼板の製造方法、冷延フルハード鋼板の製造方法、熱処理板の製造方法、薄鋼板の製造方法は、上記の優れためっき鋼板を得るための中間製品または中間製品の製造方法として、めっき鋼

板の上記の特性改善に寄与する。

発明を実施するための形態

[0029] 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。

[0030] 本発明は、薄鋼板およびめっき鋼板、並びに、熱延鋼板の製造方法、冷延フルハード鋼板の製造方法、熱処理板の製造方法、薄鋼板の製造方法およびめっき鋼板の製造方法である。先ず、これらの関係について説明する。

[0031] 本発明の薄鋼板は、本発明のめっき鋼板を得るための中間製品である。１回法の場合には、スラブ等の鋼素材から出発して、熱延鋼板、冷延フルハード鋼板、薄鋼板となる製造過程を経てめっき鋼板になる。２回法の場合には、スラブ等の鋼素材から出発して、熱延鋼板、冷延フルハード鋼板、熱処理板、薄鋼板となる製造過程を経てめっき鋼板になる。本発明の薄鋼板は上記過程の薄鋼板である。

[0032] また、本発明の熱延鋼板の製造方法は、上記過程の熱延鋼板を得るまでの製造方法である。

[0033] 本発明の冷延フルハード鋼板の製造方法は、上記過程において熱延鋼板から冷延フルハード鋼板を得るまでの製造方法である。

[0034] 本発明の熱処理板の製造方法は、上記過程において、２回法の場合に、冷延フルハード鋼板から熱処理板を得るまでの製造方法である。

[0035] 本発明の薄鋼板の製造方法は、上記過程において、１回法の場合は冷延フルハード鋼板から薄鋼板を得るまでの製造方法、２回法の場合は熱処理板から薄鋼板を得るまでの製造方法である。

[0036] 本発明のめっき鋼板の製造方法は、上記過程において、薄鋼板からめっき鋼板を得るまでの製造方法である。

[0037] 上記関係があることから、熱延鋼板、冷延フルハード鋼板、熱処理板、薄鋼板、めっき鋼板の成分組成は共通し、薄鋼板、めっき鋼板の鋼組織が共通する。以下、共通事項、薄鋼板、めっき鋼板、製造方法の順で説明する。

[0038] ＜成分組成＞

本発明のめっき鋼板等は、質量%で、Ｃ：０．０５～０．１２%、Ｓｉ：０．８０%以下、Ｍｎ：１．３０～２．１０%、Ｐ：０．００１～０．０５０%、Ｓ：０．００５%以下、Ａｌ：０．０１～０．１０%、Ｎ：０．０１０%以下を含有し、さらに、Ｃｒ：０．０５～０．５０%およびＭｏ：０．０５～０．５０%から選択される一種以上を含有し、さらに、Ｔｉ：０．０１～０．１０%、Ｎｂ：０．０１～０．１０%およびＶ：０．０１～０．１０%から選択される一種以上を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる成分組成を有する。

[0039] また、上記成分組成は、さらに、質量%で、Ｃｕ：０．５０%以下、Ｎｉ：０．５０%以下、Ｂ：０．０１%以下、並びにＣａ及び／又はＲＥＭの合計：０．００５%以下から選択される一種以上を含有してもよい。

[0040] 以下、各成分について説明する。以下の説明において、成分の含有量を表す「%」は「質量%」を意味する。

[0041] Ｃ：０．０５～０．１２%

Ｃは鋼板の高強度化に有効な元素である。また、Ｃは、フェライト以外の相である第２相（第２相とは具体的にはベイナイト、残留オーステナイト、マルテンサイト、パーライト、球状セメンタイト、未再結晶フェライト等である。）の形成にも寄与し、さらにマルテンサイトの硬度を高くする。Ｃ含有量が０．０５%未満では、必要なマルテンサイトの体積率の確保が困難である。好ましいＣ含有量は０．０６%以上であり、さらに好ましくは０．０７%以上である。一方、過剰にＣを含有するとフェライトとマルテンサイトの硬度差が大きくなるため穴広げ性が低下する上に、スポット溶接後のナゲット端部の靭性も劣化するためＣＴＳが低下する。好ましいＣ含有量は０．１１%以下であり、さらに好ましくは０．１０%以下である。

[0042] Ｓｉ：０．８０%以下

Ｓｉはフェライトを固溶強化し、フェライトと硬質相との硬度差を低下させる。このため、Ｓｉは穴広げ率の増加に寄与する。しかし、Ｓｉは焼鈍時に酸化物として鋼板表面に濃縮するため、めっき性を劣化させる。そのため

、その含有量は０．８０％以下とする。好ましいＳｉ含有量は０．６０％以下である。より好ましいＳｉ含有量は０．４８％以下である。さらに好ましいＳｉ含有量は０．４５％以下であり、最も好ましくは０．４０％以下である。Ｓｉ含有量の下限は特に限定しないが、穴広げ率の観点からＳｉ含有量は０．０５％以上が好ましい。

[0043] Ｍｎ：１．３０～２．１０％

Ｍｎは固溶強化および第２相を生成することで高強度化に寄与する元素である。また、降伏比を低減させるマルテンサイトを形成するために必要な成分である。その効果を得るためにはＭｎを１．３０％以上含有することが必要である。一方、Ｍｎを過剰に含有した場合、穴広げ性が劣化する。さらにＭｎＳなどの介在物の生成や、スポット溶接時のナゲット端部における凝固点降下におけるＰやＳの偏析を助長してしまう。そのため、Ｍｎ含有量は２．１０％以下とする。好ましいＭｎ含有量は２．０５％以下であり、さらに好ましくは２．００％未満である。

[0044] Ｐ：０．００１～０．０５０％

Ｐは固溶強化により高強度化に寄与する。Ｐの含有量の調整により、めっき層を合金化する際に合金化速度を制御でき、めっき性を制御できる。その効果を得るためにはＰ含有量を０．００１％以上にすることが必要である。しかし、Ｐが過剰に添加された場合には、Ｐはスポット溶接後に粒界に偏析するためＣＴＳが低下する。そこで、Ｐ含有量は０．０５０％以下とする。好ましくは０．０４０％以下である。

[0045] Ｓ：０．００５％以下

Ｓの含有量が多い場合には、ＭｎＳなどの硫化物が多く生成してスポット溶接性を劣化させるばかりか、打ち抜き加工時にＭｎＳが起点となりボイドが生成するため、穴広げ性も劣化する。そのため、Ｓ含有量の上限は０．００５％とする。好ましくは、０．００４％以下である。Ｓ含有量の下限は特に限定しないが、Ｓ含有量を過剰に低下させると製鋼コストが上昇するため、Ｓ含有量は０．０００３％以上が好ましい。

[0046] ＡＩ：０．０１～０．１０％

ＡＩは脱酸に必要な元素であり、この効果を得るためにはＡＩを０．０１％以上含有することが必要である。一方で、ＡＩはベイナイト変態時にセメンタイト析出を抑制する効果がある。この抑制により残留オーステナイトを過剰に生成してしまい、穴広げ性が劣化する。そこで、ＡＩ含有量の上限は０．１０％とする。好ましいＡＩ含有量は０．０８％以下である。

[0047] Ｎ：０．０１０％以下

Ｎは粗大な窒化物を形成して穴広げ性を劣化させることから、その含有量を抑える必要がある。Ｎ含有量が０．０１０％超では、この傾向が顕著となることからＮの含有量を０．０１０％以下とする。好ましいＮ含有量は０．００５％以下である。Ｎ含有量の下限は特に限定しないが、製鋼コスト面から０．０００５％以上が好ましい。

[0048] 本発明のめっき鋼板等の成分組成は、上記の成分に加え、以下の成分を１種又は２種を含有する。

[0049] Ｃｒ:０．０５～０．５０％

Ｃｒはマルテンサイトの生成に寄与することで低降伏比および高強度化に寄与する元素であり、また、Ｍｎ偏析低減のための焼入れ性向上にも大きく寄与する。この効果を発揮させるためには、Ｃｒ含有量は０．０５％以上が必要である。好ましくは０．１０％以上である。一方で、Ｃｒを０．５０％超含有させると、過剰にマルテンサイトが生成するだけでなく、焼鈍時にＣｒ酸化物が鋼板表面に生成するためにめっき性が低下して、めっきムラが生成しやすい。そこで、Ｃｒ含有量は０．５０％以下とする。好ましくは０．４０％以下あり、さらに好ましくは０．３５％以下である。

[0050] Ｍｏ：０．０５～０．５０％

ＭｏもＣｒと同様、焼入れ性を向上させることでマルテンサイトを生成して低降伏比および高強度化に寄与することが可能であり、さらに一部炭化物を生成して高強度化に寄与する元素である。その効果を発揮させるためには、Ｍｏ含有量を０．０５％以上にする必要がある。好ましくは０．１０％以

上である。一方、Ｍｏ含有量が０．５０％超えると、過剰にマルテンサイトが生成するため穴広げ性が低下する。そのため、その含有量は０．５０％以下とする。好ましくは０．４０％以下あり、さらに好ましくは０．３０％以下である。

[0051] 本発明のめっき鋼板等の成分組成は、上記の成分に加え、以下の成分を１種又は２種以上を含有する。

[0052] Ｔｉ：０．０１～０．１０％

Ｔｉは微細な炭窒化物を形成することで、焼鈍時の核成長を抑制する効果があるため鋼組織の微細化に寄与し、さらに強度上昇に寄与することができる元素である。このような効果を発揮させるためには、Ｔｉ含有量の下限値を０．０１％とする。好ましい下限値は０．０３％である。一方、多量にＴｉを添加すると、伸びが著しく低下し、さらに析出強化による降伏強度上昇が顕著になるため、その含有量は０．１０％以下とする。好ましく０．０７％以下である。

[0053] Ｎｂ：０．０１～０．１０％

ＮｂもＴｉと同様に、微細な炭化物を形成することで、鋼板組織の微細化に寄与することができ、さらに強度上昇に寄与することができる。そのためには、Ｎｂの含有量を０．０１％以上とする。好ましくは０．０３％以上である。一方、多量にＮｂを添加すると、伸びが著しく低下し、さらに析出強化による降伏強度上昇が顕著になるため、その含有量は０．１０％以下とする。好ましく０．０７％以下である。

[0054] Ｖ：０．０１～０．１０％

ＶもＴｉと同様に、微細な炭化物を形成することで、鋼組織の微細化に寄与することができ、さらに強度上昇に寄与することができる。そのためには、Ｖの含有量を０．０１％以上とする。好ましくは０．０３％以上である。一方、多量にＶを添加すると、伸びが著しく低下し、さらに析出強化による降伏強度上昇が顕著になる。そこで、Ｖ含有量は０．１０％以下とする。好ましく０．０７％以下である。

[0055] 本発明のめっき鋼板等の成分組成は、上記の成分に加え、以下の成分を１種又は２種以上を含有してもよい。

[0056] Ｃｕ：０．５０％以下

Ｃｕは固溶強化により高強度化に寄与する。また、Ｃｕは第２相を生成することに寄与することによっても高強度化に寄与する。本発明ではＣｕを必要に応じて添加することができる。これら効果を発揮するためにはＣｕ含有量を０．０１％以上にすることが好ましい。しかし、Ｃｕを０．５０％超含有させても効果が飽和し、またＣｕに起因する表面欠陥が発生しやすくなる。そこで、Ｃｕ含有量は０．５０％以下が好ましい。より好ましくは０．０５％以下である。

[0057] Ｎｉ：０．５０％以下

ＮｉもＣｕと同様、固溶強化により高強度化に寄与する。また、Ｎｉは第２相を生成することでも高強度化に寄与する。本発明ではＮｉを必要に応じて添加することができる。これら効果を発揮させるためにはＮｉ含有量を０．０１％以上にすることが好ましい。また、Ｃｕと同時に添加すると、ＮｉにはＣｕ起因の表面欠陥を抑制する効果があるため、Ｃｕ添加時にＮｉを添加することが有効である。一方、Ｎｉを０．５０％超含有させても効果が飽和するため、その含有量は０．５０％以下が好ましい。より好ましくは０．０５％以下である。

[0058] Ｂ：０．００１％以下

Ｂは焼入れ性を向上させ、第２相を生成することで高強度化に寄与する元素であり、必要に応じて添加することができる。この効果を発揮するためには、Ｂを０．０００２％以上含有させることが好ましい。一方、Ｂを０．００１％超含有させても効果が飽和するため、その含有量は０．００１％以下が好ましい。

[0059] Ｃａ及び／又はＲＥＭの合計：０．００５％以下

ＣａおよびＲＥＭは、硫化物の形状を球状化し穴広げ性への硫化物の悪影響を改善に寄与する元素であり、必要に応じて添加することができる。これ

らの効果を発揮するためにはこれらの元素の合計含有量（一元素のみを含有する場合はその元素の含有量）を０．０００５％以上にすることが好ましい。一方、これらの元素を０．００５％超含有させても効果が飽和するため、その合計含有量を０．００５％以下が好ましい。

[0060] 上記以外の残部はＦｅ及び不可避的不純物とする。不可避的不純物としては、例えば、Ｓｂ、Ｓｎ、Ｚｎ、Ｃｏ等が挙げられ、これらの含有量の許容範囲としては、Ｓｂ：０．０１％以下、Ｓｎ：０．１０％以下、Ｚｎ：０．１０％以下、Ｃｏ：０．１０％以下である。また、本発明では、Ｔａ、Ｍｇ、Ｚｒを通常の鋼組成の範囲内で含有しても、その効果は失われない。

[0061] ＜鋼組織＞

本発明のめっき鋼板等の鋼組織は、体積率で、フェライトを７０～９０％、マルテンサイトを５～２０％、残留オーステナイトを５％以下（０％を含む）、ベイナイトを１０％以下（０％を含む）、パーライトを５％以下（０％を含む）含み、フェライトの平均結晶粒径が２０μｍ以下、マルテンサイトの平均結晶粒径が５μｍ以下、残留オーステナイトの平均結晶粒径が５μｍ以下、ベイナイトの平均結晶粒径が７μｍ以下である。ここで述べる体積率は鋼板の全体に対する体積分率であり、以下同様である。また、体積率や平均粒径等は実施例に記載の方法で得られる値を意味する。

[0062] フェライトを７０～９０％

フェライトの平均結晶粒径（平均粒径）が２０μｍ以下

フェライトの体積率が７０％未満では、硬質な第２相が多く存在するため、軟質なフェライトと第２相との硬度差が大きい箇所が多く存在し、穴広げ性が低下する。そのためフェライトの体積率は７０％以上とする。好ましくは７５％以上である。フェライトの体積率が９０％超では硬質な第２相が少なくなり、引張強度の確保が困難となるため、フェライトの体積率の上限は９０％とする。

[0063] また、フェライトの平均粒径が２０μｍ超では、穴広げ時の打抜き端面にボイドが生成しやすくなり、良好な穴広げ性が得られないばかりか、スポッ

ト溶接後のナゲット端部からＨＡＺ部の結晶粒径も粗大となるため、ナゲット端部に局所的に応力集中するためＣＴＳが低下する。このため、フェライトの平均粒径は２０μｍ以下とする。フェライトの平均粒径の下限は特に限定されないが４μｍ超え、より好ましくは５μｍ以上、更に好ましくは６μｍ超、最も好ましくは７μｍ以上である。

[0064] 残留オーステナイトを５％以下

残留オーステナイトの平均結晶粒径が５μｍ以下

鋼組織に残留オーステナイトを含有することで良好な延性を確保できる。しかし、残留オーステナイトの体積率が５％を超える場合、打ち抜き加工時に硬質なマルテンサイトに変態し、ボイド生成の起点となる。そこで、その体積率の上限は５％とする。また、本発明では残留オーステナイトは４％未満でもよく、３％以下でもよい。また、延性は他の構成により確保することが可能であるため上記体積率は０％でもよい。この相を含む場合に、この相の平均結晶粒径が５μｍを超えると、打ち抜き加工時に変態したマルテンサイトの界面をき裂が進展しやすくなり、穴広げ性が低下する。そこで、その平均結晶粒径の上限は５μｍとする。好ましい平均結晶粒径は３μｍ以下である。また、本発明においては、通常、残留オーステナイトの平均結晶粒径は１μｍ以上である。なお、本発明では上記の通り、残留オーステナイトを含まなくてもよく、その場合の残留オーステナイトの平均結晶粒径は０μｍとする。

[0065] マルテンサイトを５～２０％

マルテンサイトの平均結晶粒径が５μｍ以下

所望の引張強度および降伏比を確保するために、マルテンサイトの体積率は５％以上とすることが必要である。好ましくは８％以上である。また、良好な穴広げ性を確保するために、硬質なマルテンサイトの体積率は２０％以下とする。好ましくは１８％以下であり、さらに好ましくは１５％以下である。より好ましくは１５％未満、最も好ましくは１４％以下である。また、マルテンサイトの平均結晶粒径が５μｍ超では、フェライトとの界面に生成

するボイドが連結しやすくなり、穴広げ性が劣化する。そこで、マルテンサイトの平均結晶粒径を５μｍ以下とする。また、本発明において、マルテンサイトの平均結晶粒径は、通常、０．４μｍ以上である。

[0066] ベイナイトを１０％以下

ベイナイトの平均結晶粒径が７μｍ以下

鋼組織にベイナイトを含有することで良好な穴広げ性を確保できる。これはフェライトとマルテンサイトの中間硬質であるベイナイトが打ち抜き加工時にボイドの生成を抑制するためである。しかし、ベイナイトの体積率が１０％を超える場合、転位密度が高いため降伏強度を上昇させてしまい、所望の降伏比を得ることが困難である。そのため、ベイナイトの体積率の上限は１０％とする。なお、良好な穴広げ性は他の構成で確保することもできるため上記体積率は０％でもよい。また、１％以上でもよい。また、ベイナイトの平均結晶粒径が７μｍを超えると、スポット溶接後のナゲット端部からＨＡＺ部の結晶粒径も粗大となるため、スポット溶接性を劣化させるだけでなく、穴広げ試験時のき裂進展速度が速くなるため穴広げ性が劣化する。また、本発明において、ベイナイトの平均結晶粒径は、通常、１μｍ以上である。また、本発明では上記の通り、ベイナイトを含まなくてもよく、その場合のベイナイトの平均結晶粒径は０μｍとする。なお、ここでいうベイナイト相の体積率とは、観察面に占めるベイニティックフェライト（転位密度の高いフェライト）の体積割合のことである。また、焼鈍の冷却温度によって、ベイニティックフェライト内にセメンタイトの析出が観察されるが、そのセメンタイトを含んだ体積割合を示している。

[0067] ５％以下のパーライト

鋼組織にパーライトを含有することで引張強度を確保できる。しかし、パーライトの体積率が５％を超える場合、降伏強度を上昇させてしまい、所望の降伏比を得ることが困難であるため、その上限を５％とする。なお、引張強度は他の構成でも確保可能なためパーライトの体積率は０％でもよい。

[0068] また、本発明におけるフェライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オ

ーステナイトおよびパーライト以外に、球状セメンタイトや未再結晶フェライトが生成される場合がある。その他の組織の含有量は通常５％以下である。上記のフェライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトおよびパーライトの体積率、フェライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトの平均結晶粒径が満足されていれば、本発明の目的を達成できる。

[0069] ＜薄鋼板＞

薄鋼板の成分組成および鋼組織は上記の通りである。また、薄鋼板の厚みは特に限定されないが、通常、０．４ｍｍ以上３．２ｍｍ以下である。

[0070] ＜めっき鋼板＞

本発明のめっき鋼板は、本発明の薄鋼板上にめっき層を備えるめっき鋼板である。めっき層の種類は特に限定されず、例えば、溶融めっき層、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、溶融亜鉛－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。なお、めっき金属は特に限定されないため、Ｚｎめっき以外に、Ａｌめっき等でもよい。

[0071] 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、溶融亜鉛めっき層や合金化溶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％以下を含有し、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及び不可避的

不純物からなる組成である。本発明では、片面あたりのめっき付着量が２０～１２０ｇ／ｍ²の溶融亜鉛めっき層、これがさらに合金化された合金化溶融亜鉛めっき層を有することが好ましい。なぜなら、２０ｇ／ｍ²未満では耐食性の確保が困難になる場合がある。一方、１２０ｇ／ｍ²を超えると耐めっき剥離性が劣化する場合がある。また、目安として、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７～２０質量％である。

[0072] ＜熱延鋼板の製造方法＞

熱延鋼板の製造方法は、上記成分組成を有する鋼素材を、仕上げ圧延の最終パスの圧下率が１２％以上、該最終パスの前のパスの圧下率が１５％以上、仕上げ圧延終了温度が８５０～９５０℃の条件で熱間圧延し、該熱間圧延後、冷却停止温度までの第１平均冷却速度が５０℃／ｓ以上、冷却停止温度が７５０℃以下の条件で第１冷却をし、該第１冷却後、巻取温度までの第２平均冷却速度が５℃／ｓ以上５０℃／ｓ未満の条件で第２冷却し、該第２冷却後に６５０℃以下の巻取温度で巻き取る方法である。なお、以下の説明において、温度は特に断らない限り鋼板表面温度とする。鋼板表面温度は放射温度計等を用いて測定し得る。

[0073] 使用する鋼スラブ（鋼素材）は、成分のマクロ偏析を防止すべく連続鋳造法で製造することが好ましい。鋼素材は、造塊法、薄スラブ鋳造法によっても製造することが可能である。

[0074] また、熱間圧延では、鋼スラブを鋳造後、再加熱することなく１１５０～１２７０℃で熱間圧延を開始するか、もしくは１１５０～１２７０℃に再加熱した後、熱間圧延を開始することが好ましい。熱間圧延の好ましい条件は、まず、１１５０～１２７０℃の熱間圧延開始温度で鋼スラブを熱間圧延する。本発明では、鋼スラブを製造したのち、いったん室温まで冷却し、その後、再加熱する従来法に加え、冷却することなく、温片のままで加熱炉に装入する、あるいは保熱を行った後に直ちに圧延する、あるいは鋳造後そのまま圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用

できる。

[0075] 仕上げ圧延の最終パスの圧下率が１２％以上

最終パスの前のパスの圧下率が１５％以上

仕上げ圧延の最終パスの圧下率を１２％以上にすることはオーステナイト粒内にせん断帯を多数導入し、熱間圧延後のフェライト変態の核生成サイトを増大して熱延板の微細化を図るという観点から必要である。好ましくは１３％以上である。また、上限は特に限定されないが熱延負荷荷重が増大することで、板の幅方向での板厚変動が大きくなり、材質均一性が劣化するという理由で３０％以下が好ましい。

[0076] 最終パスの前のパスの圧下率を１５％以上にすることは歪蓄積効果がより高まってオーステナイト粒内にせん断帯が多数導入され、フェライト変態の核生成サイトがさらに増大して熱延板の組織がより微細化するという観点から必要である。好ましくは１５％以上である。また、上限は特に限定されないが熱延負荷荷重が増大することで、板の幅方向での板厚変動が大きくなり、材質均一性が劣化するという理由で３０％以下が好ましい。

[0077] 仕上げ圧延終了温度：８５０～９５０℃

熱間圧延は、鋼板内の組織均一化、材質の異方性低減により、焼鈍後の伸びおよび穴広げ性を向上させるため、オーステナイト単相域にて終了する必要がある。そこで、仕上げ圧延終了温度は８５０℃以上とする。一方、仕上げ圧延終了温度が９５０℃超えでは、熱延組織が粗大になり、焼鈍後の特性が低下するため、仕上げ圧延終了温度は８５０～９５０℃とする。

[0078] １次冷却（第１冷却）

１次冷却として、冷却停止温度までの第１平均冷却速度が５０℃／ｓ以上、冷却停止温度が７５０℃以下の条件で冷却を行う。

[0079] １次冷却は、熱間圧延終了後、後述する焼鈍（冷間圧延後の加熱、冷却処理）後の鋼板内のＭｎの偏析を抑制しつつ、Ｔｉ、Ｎｂ、Ｖの微細な炭窒化物の析出状態を制御するため、本発明の重要な制御因子となる。この熱延鋼板の組織の状態を制御することで、最終的な鋼組織、主にフェライト、残留

オーステナイト、ベイナイト、マルテンサイトを微細化させる効果がある。冷却停止温度までの第１冷却速度が５０℃／s未満では多量にＴｉ、Ｎｂ、Ｖの炭窒化物の形成が加速されて、鋼板の微細化に寄与することが困難となり、焼鈍後の穴広げ性やスポット溶接性が低下する。また、１次冷却の平均冷却速度の上限は特に限定されないが２００℃／ｓ以下であることが通常である。また、１次冷却で冷却する温度が７５０℃超えではＭｎ偏析が助長されることに加えて、熱延板組織としてパーライトが過剰に生成し、熱延鋼板の鋼組織が不均質となり、焼鈍後の穴広げ性が低下する。また、後述する通り、本発明では２段階の冷却とする必要があるため、冷却停止温度は、６００℃以上が好ましい。以上の通り、１次冷却の冷却条件を上記のようにする。

[0080] ２次冷却（第２冷却）

２次冷却として、１次冷却後、巻取温度までの第２平均冷却速度が５℃／ｓ以上５０℃／ｓ未満の条件で冷却を行う。

[0081] 巻取温度までの平均冷却速度が５℃／s未満では、焼鈍後の鋼組織の微細化が困難である。また、上記平均冷却速度が５０℃／s以上では、パーライトノーズにかかる時間が速くなるため、熱延板組織にパーライトが過剰に生成し、熱延鋼板の鋼板組織が不均質となり、焼鈍後の穴広げ性やスポット溶接性が劣化する。冷却停止温度（巻取温度）が６５０℃超では、Ｍｎ偏析が助長されるため焼鈍後の特性が劣化する。上記の通り、平均冷却速度が遅い２次冷却を行う必要があることから１次冷却の冷却停止温度と２次冷却の冷却停止温度である巻取温度との差は５０℃以上が好ましい。

[0082] 巻取り温度：６５０℃以下

巻取り温度が６５０℃超では、熱延鋼板においてパーライトが過剰に生成するだけでなくＭｎ偏析も助長されるため、巻取温度の上限は６５０℃とする。好ましい巻取温度は６３０℃以下である。巻取温度の下限は特に規定はしないが、巻取温度が低温になりすぎると、硬質なマルテンサイトが過剰に生成し、冷間圧延負荷が増大するため、巻取温度は３００℃以上が好ましい。

[0083] 上記巻取後、空冷等により鋼板は冷やされ、下記の冷延フルハード鋼板の製造に用いられる。なお、熱延鋼板が中間製品として取引対象となる場合、通常、巻取後に冷やされた状態で取引対象となる。

[0084] ＜冷延フルハード鋼板の製造方法＞

本発明の冷延フルハード鋼板の製造方法は、上記製造方法で得られた熱延鋼板を冷間圧延する冷延フルハード鋼板の製造方法である。

[0085] 冷間圧延条件は、例えば、所望の厚み等の観点から適宜設定される。本発明では３０％以上の圧下率で冷間圧延を施すことが好ましい。この圧下率が低いと、フェライトの再結晶が促進されず、未再結晶フェライトが過剰に残存し、延性と穴広げ性が低下する場合があるためである。なお、通常、冷間圧延の圧下率は９５％以下である。

[0086] なお、熱延鋼板表面のスケールを除去する目的で、上記冷間圧延の前に酸洗を行う。酸洗条件は適宜設定すればよい。

[0087] ＜薄鋼板の製造方法＞

薄鋼板の製造方法には、冷延フルハード鋼板を加熱し冷却して薄鋼板を製造する方法（１回法）と、冷延フルハード鋼板を加熱し冷却して熱処理板とし該熱処理板を加熱し冷却して薄鋼板を製造する方法（２回法）とがある。先ず１回法を説明する。

[0088] 最高到達温度が７３０～８８０℃

最高到達温度が７３０℃未満の場合には、フェライト相の再結晶が十分に進行せず、過剰な未再結晶フェライトが鋼組織に存在してしまい、成形性が劣化する。一方、最高到達温度が８８０℃を超える場合は、鋼組織の微細化が困難となり、所望の平均結晶粒径を得られない。

[0089] また、上記加熱における加熱条件は特に限定する必要はないが、平均加熱速度は２～５０℃／ｓの範囲にすることが好ましい。平均加熱速度が２℃／ｓ未満の場合、微細で均一に分散したオーステナイトが生成されず、良好な穴広げ性の確保が困難になるためである。また、平均加熱速度が５０℃／ｓを超える場合、再結晶が十分に進行しないままγ生成の温度域となる場合が

あるため、未再結晶フェライトが過剰に残存する場合がある。

[0090] 最高到達温度での滞留（保持）時間を１５～６００ｓ

滞留時間が１５ｓ未満の場合には、フェライトの再結晶が十分に進行せず、過剰な未再結晶フェライトが鋼組織に存在してしまい、成形性が劣化する。また、本発明に必要な第２相の形成も困難となる。また、滞留時間が６００ｓ超となると、フェライトが粗大化し、穴広げ性が劣化するため、滞留時間は６００ｓ以下とする。

[0091] 冷却停止温度までの平均冷却速度が２～３０℃／ｓ

冷却停止温度が６５０℃以下

上記の加熱後は、冷却停止温度までの平均冷却速度が２～３０℃／ｓの条件で冷却する必要がある。平均冷却速度が２℃／ｓ未満では、冷却中にフェライト変態が進行して、マルテンサイトの体積率が減少するため、強度確保および靭性確保が困難である。一方、平均冷却速度が３０℃／ｓを超える場合には、マルテンサイトが過剰に生成するため、延性および穴広げ性の確保が困難である。また、冷却速度の制御温度域が６５０℃を超える場合には、パーライトが過剰に生成するため、鋼組織における所定の体積率を得られず、延性（成形性）および穴広げ性が低下する。また、冷却停止温度は上記の通り６５０℃以下にする必要がある。冷却停止温度が６５０℃未満の場合に６５０℃から冷却停止温度までの冷却速度は特に限定されない。また、通常、冷却停止温度は５００℃以上である。

[0092] また、６００℃以上の温度域における露点を－４０℃以下とすることにより、焼鈍中の鋼板表面からの脱炭を抑制することができ、本発明で規定する５９０ＭＰａ以上の引張強度を安定的に実現することができる。上記温度域での露点が－４０℃を超える場合は、上記脱炭により強度が５９０ＭＰａを下回る場合がある。よって、６００℃以上の温度域での露点は－４０℃以下と定めた。雰囲気の露点の下限は特に規定はしないが、－８０℃未満では効果が飽和し、コスト面で不利となるため－８０℃以上が好ましい。なお、上記温度域の温度は鋼板表面温度を基準とする。即ち、鋼板表面温度が上記温

度域にある場合に、露点を上記範囲に調整する。

[0093] なお、薄鋼板が取引対象となる場合には、通常、上記冷却後または後述する調質圧延後に、室温まで冷却されて取引対象となる。

[0094] 次いで、２回法について説明する。２回法では先ず冷延フルハード鋼板を加熱し熱処理板とする。この熱処理板を得る製造方法が、本発明の熱処理板の製造方法である。

[0095] 上記熱処理板を得るための加熱は、加熱温度が７００～９００℃の条件の加熱である。この加熱を実施することで、鋼板内のＭｎ偏析を緩和させることが可能である。そこで、加熱温度は７００～９００℃とする。７００℃未満では十分に上記の効果が得られない。９００℃以上では、次に行われる熱処理板の加熱で鋼組織を微細化することが困難である。

[0096] 上記加熱後に冷却する。冷却条件は特に限定されない。通常、平均冷却速度が１～３０℃／ｓである。

[0097] なお、上記加熱の加熱方法は特に限定されないが、連続焼鈍ライン（ＣＡＬ）やバッチ焼鈍炉（ＢＡＦ）で行うのが好ましい。

[0098] ２回法では、熱処理板に、さらに加熱および冷却を施す。この加熱及び冷却の条件（露点、最高到達温度、滞留時間、平均冷却速度、冷却停止温度等）は、１回法で冷延フルハード鋼板に施されるものと同様であるため、説明を省略する。

[0099] なお、上記の方法で得られた薄鋼板に調質圧延を実施し、この調質圧延された薄鋼板を本発明の薄鋼板と捉えてもよい。伸長率の好ましい範囲は０．０５～２．０％である。

[0100] なお、薄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。

[0101] ＜めっき鋼板の製造方法＞

本発明のめっき鋼板の製造方法は、上記で得られた薄鋼板にめっきを施す、めっき鋼板の製造方法である。

[0102] 例えば、めっき処理としては、溶融亜鉛めっき処理、溶融亜鉛めっき後に

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、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Ａｌめっき等のめっき金属の種類は特に限定されない。なお、上記めっき処理には、焼鈍後にめっき処理を行う場合以外に、めっきラインにて焼鈍とめっきを連続で施す場合のめっき処理も含む。

[0103] 以下は、溶融亜鉛めっきの場合を例に説明する。

[0104] 薄鋼板が、めっき浴に浸漬する鋼板温度は、（溶融亜鉛めっき浴温度－４０）℃～（溶融亜鉛めっき浴温度＋５０）℃とすることが好ましい。めっき浴に浸漬する鋼板温度が（溶融亜鉛めっき浴温度－４０）℃を下回ると、鋼板がめっき浴に浸漬される際に、溶融亜鉛の一部が凝固してしまい、めっき外観を劣化させる場合があることから、好ましい下限を（溶融亜鉛めっき浴温度－４０）℃とする。また、めっき浴に浸漬する鋼板温度が（溶融亜鉛めっき浴温度＋５０）℃を超えると、めっき浴の温度が上昇するため、量産性に問題がある。そこで好ましい上限を（溶融亜鉛めっき浴温度＋５０）℃とする。

[0105] また、溶融めっき後に、４５０～６００℃の温度域で合金化処理を施してもよい。４５０～６００℃の温度域で合金化処理することにより、めっき中のＦｅ濃度は７～１５％になり、めっきの密着性や塗装後の耐食性が向上する。合金化温度が４５０℃未満では、合金化が十分に進行せず、犠牲防食作用の低下や摺動性の低下を招く。合金化温度が６００℃より高い温度では、合金化の進行が顕著となり、パウダリング性が低下する。

[0106] また、生産性の観点から、上記の焼鈍（冷延フルハード鋼板等に対する加熱や冷却）、溶融めっき処理、合金化処理などの一連の処理は、連続溶融亜鉛めっきライン（ＣＧＬ）で行うのが好ましい。また、上記溶融亜鉛めっき処理には、Ａｌ量を０．１０～０．２０％含む亜鉛めっき浴を用いることが好ましい。めっき後は、めっきの目付け量を調整するために、ワイピングを

行うことができる。

[0107] なお、上述のめっき層の説明で記載の通り、Ｚｎめっきが好ましいが、Ａｌめっき等の他の金属を用いためっき処理でもよい。

実施例

[0108] 以下、本発明の実施例を説明する。ただし、本発明は、もとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、本発明の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも可能であり、それらは何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

[0109] 表１に示す成分組成の鋼を溶製して鋳造してスラブを製造し、熱間圧延加熱温度を１２５０℃、最終直前パスの圧下率、最終パスの圧下率、仕上げ圧延終了温度（ＦＤＴ）を表２に示す条件で熱間圧延を行い、板厚：３．２ｍｍの熱延鋼板とした後、表２で示す第１平均冷却速度（冷速１）で第１冷却温度まで冷却した後、第２平均冷却温度（冷速２）で巻取温度まで冷却し、巻取温度（ＣＴ）で巻取った。ついで、得られた熱延板を酸洗した後、冷間圧延を施し、冷延板（板厚：１．２ｍｍ）を製造した（この冷延板が冷延フルハード鋼板に相当）。冷延板を連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、表２に示す製造条件に従う、焼鈍処理を行い、溶融亜鉛めっき処理を施した後、さらに表２に示す温度で合金化処理を行い、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得た。なお、表２に示すように、一部の鋼板については、冷間圧延後に第１の熱処理を実施した。また、表２に示すように、一部の鋼板については、めっきの合金化処理は行わなかった。ここで、めっき処理は、亜鉛めっき浴温度：４６０℃、亜鉛めっき浴Ａｌ濃度：０．１４質量％（合金化処理する場合）、０．１８質量％（合金化処理を施さない場合）、片面あたりのめっき付着量４５ｇ／ｍ^2（両面めっき）とした。

[0110]

[表1]

表1

鋼種	化学組成（質量%）								備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	その他の成分	
A	0.08	0.24	1.74	0.02	0.002	0.03	0.003	Cr:0.22, V:0.05	適合鋼
B	0.09	0.33	1.65	0.02	0.002	0.02	0.003	Mo:0.15, Ti:0.03	適合鋼
C	0.10	0.05	1.49	0.02	0.002	0.03	0.003	Cr:0.35, Nb:0.02	適合鋼
D	0.07	0.19	1.59	0.02	0.002	0.03	0.003	Mo:0.19, V:0.03, Cu:0.02	適合鋼
E	0.08	0.22	1.55	0.02	0.001	0.02	0.002	Cr:0.24, Ti:0.04, Ni:0.03	適合鋼
F	0.09	0.39	1.66	0.02	0.002	0.03	0.003	Cr:0.41, V:0.02, B:0.001	適合鋼
G	0.06	0.34	1.91	0.02	0.001	0.03	0.001	Mo:0.14, Nb:0.04, Ca:0.002	適合鋼
H	0.07	0.34	1.88	0.03	0.002	0.03	0.002	Cr:0.21, Nb:0.02, REM:0.002	適合鋼
I	0.15	0.22	1.59	0.02	0.003	0.03	0.002	Cr:0.15, Ti:0.03	比較例
J	0.09	0.46	2.46	0.02	0.002	0.03	0.002	Mo:0.11, V:0.04	比較例
K	0.09	0.22	1.05	0.02	0.002	0.03	0.002	Mo:0.31, Ti:0.02	比較例
L	0.08	0.22	1.64	0.02	0.002	0.03	0.003	Cr:0.01, Ti:0.08	比較例
M	0.09	0.12	1.92	0.02	0.002	0.02	0.003	Mo:0.86, V:0.05	比較例
N	0.11	0.31	1.69	0.02	0.002	0.02	0.003	–	比較例
O	0.09	0.44	1.88	0.02	0.002	0.02	0.004	Cr:0.15, Nb:0.001	比較例
P	0.08	0.21	1.84	0.03	0.002	0.02	0.003	Mo:0.22, Ti:0.33	比較例

[0111] [表2]

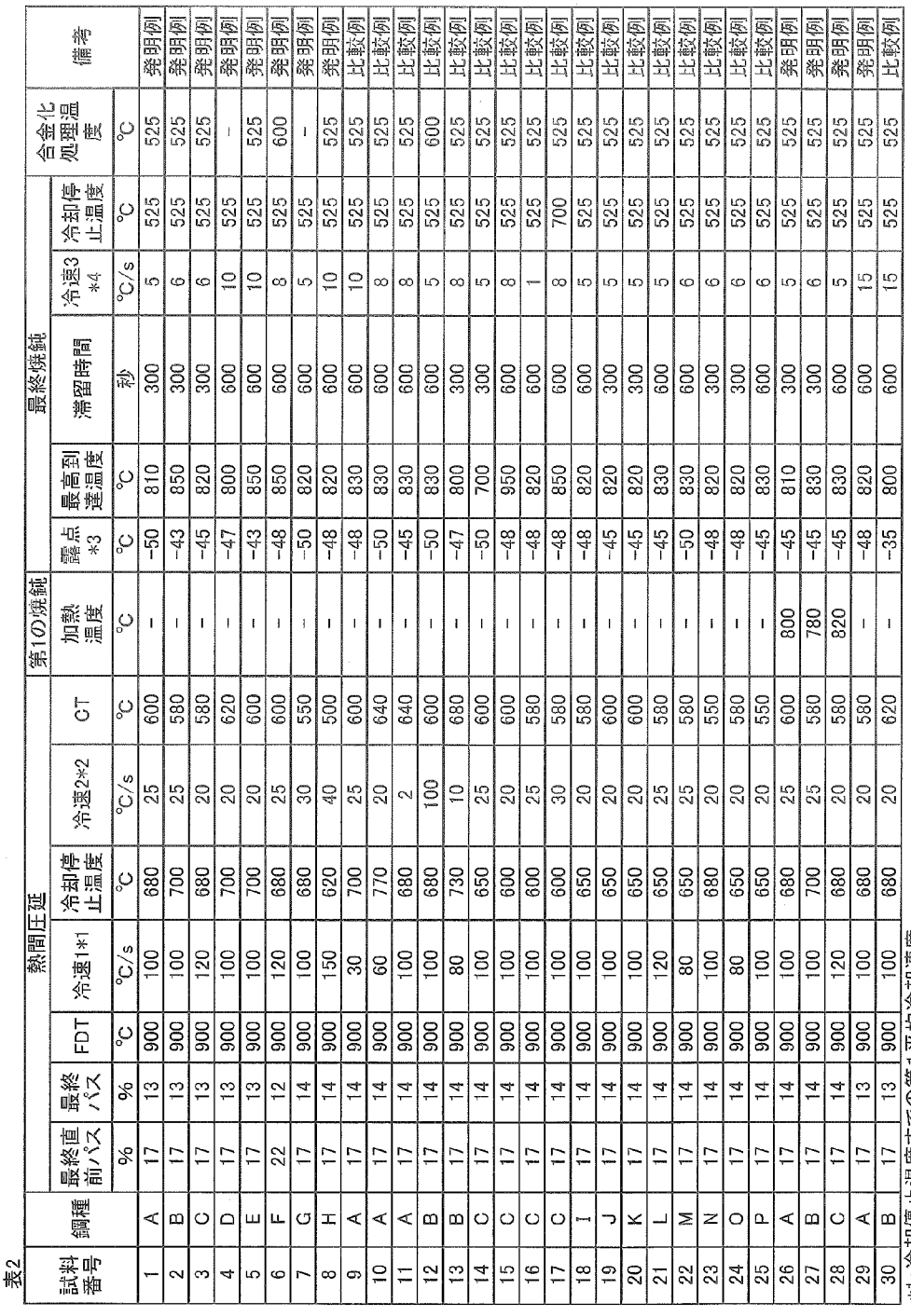

表2

試料番号	鋼種	熱間圧延							第1の焼鈍		最終焼鈍				合金化処理温度	備考
		最終直前パス	最終パス	FDT	冷速1*1	冷却停止温度	冷速2*2	CT	加熱温度	露点*3	最高到達温度	滞留時間	冷速3*4	冷却停止温度		
		%	%	℃	℃/s	℃	℃/s	℃	℃	℃	℃	秒	℃/s	℃	℃	
1	A	17	13	900	100	680	25	600	–	-50	810	300	5	525	525	発明例
2	B	17	13	900	100	700	25	580	–	-43	850	300	6	525	525	発明例
3	C	17	13	900	120	680	20	580	–	-45	820	300	6	525	525	発明例
4	D	17	13	900	100	700	20	620	–	-47	800	600	10	525	–	発明例
5	E	17	13	900	100	700	20	600	–	-43	850	600	10	525	525	発明例
6	F	22	12	900	120	680	25	600	–	-48	850	600	8	525	600	発明例
7	G	17	14	900	100	680	30	550	–	-50	820	600	5	525	–	発明例
8	H	17	14	900	150	620	40	500	–	-48	820	600	10	525	525	発明例
9	A	17	14	900	30	700	25	600	–	-48	830	600	10	525	525	比較例
10	A	17	14	900	60	770	20	640	–	-50	830	600	8	525	525	比較例
11	A	17	14	900	100	680	2	640	–	-45	830	600	8	525	525	比較例
12	B	17	14	900	100	680	100	600	–	-50	830	600	5	525	600	比較例
13	B	17	14	900	80	730	10	680	–	-47	800	300	8	525	525	比較例
14	C	17	14	900	100	650	25	600	–	-50	700	300	5	525	525	比較例
15	C	17	14	900	100	600	20	600	–	-48	950	600	8	525	525	比較例
16	C	17	14	900	100	600	25	580	–	-48	820	600	1	525	525	比較例
17	C	17	14	900	100	600	30	580	–	-48	850	600	8	700	525	比較例
18	I	17	14	900	100	650	20	580	–	-48	820	600	5	525	525	比較例
19	J	17	14	900	100	650	20	600	–	-45	820	300	5	525	525	比較例
20	K	17	14	900	100	650	20	600	–	-45	820	300	5	525	525	比較例
21	L	17	14	900	120	650	25	580	–	-45	830	600	5	525	525	比較例
22	M	17	14	900	80	650	25	580	–	-50	830	600	6	525	525	比較例
23	N	17	14	900	100	680	20	550	–	-48	820	300	6	525	525	比較例
24	O	17	14	900	80	650	20	580	–	-48	820	300	6	525	525	比較例
25	P	17	14	900	100	650	20	550	–	-45	830	600	6	525	525	比較例
26	A	17	14	900	100	680	25	600	800	-45	810	300	5	525	525	発明例
27	B	17	14	900	100	700	25	580	780	-45	830	300	6	525	525	発明例
28	C	17	14	900	120	680	20	580	820	-45	830	600	5	525	525	発明例
29	A	17	13	900	100	680	20	580	–	-48	820	600	15	525	525	発明例
30	B	17	13	900	100	680	20	620	–	-35	800	600	15	525	525	比較例

*1:冷却停止温度までの第1平均冷却速度
*2:巻取温度までの第2平均冷却速度
*3:600℃以上の温度域における炉内の露点
*4:冷却停止温度までの平均冷却速度

[0112] 製造した鋼板から、ＪＩＳ５号引張試験片を圧延直角方向から長手方向（引張方向）となるように採取し、引張試験（ＪＩＳ　Ｚ２２４１（１９９８））により、引張強さ（ＴＳ）、全伸び（ＥＬ）、降伏強さ（ＹＳ）を測定した。また、降伏比（ＹＲ）を算出した。

[0113] 穴広げ性に関しては、日本鉄鋼連盟規格（ＪＦＳ　Ｔ１００１（１９９６））に準拠し、クリアランス１２．５％にて、１０ｍｍφの穴を打抜き、かえりがダイ側になるように試験機にセットした後、６０°の円錐ポンチで成形することにより穴広げ率（λ）を測定した。λ（％）が、５０％以上を有するものを良好な穴広げ性を有する鋼板とした。

[0114] スポット溶接性に関しては、製造された溶融亜鉛めっき鋼板の２枚を重ねた板の組み合わせについて、Ｃ－タイプガンに取付けられたサーボモータ加圧式で単相交流（５０Ｈｚ）の抵抗溶接機を用いて抵抗スポット溶接を行い、抵抗スポット溶接継手を作製した。なお、使用した一対の電極チップは、ともに先端の曲率半径Ｒ４０、先端径６ｍｍを有するアルミナ分散銅のＤＲ型電極とした。溶接条件は、加圧力を３５００Ｎ、通電時間は１４サイクル、ホールド時間は１サイクルとし、ナゲット径が５．５ｍｍになるように溶接電流を調節した。十字引張試験（ＣＴＳ）はＪＩＳ　Ｚ３１３７に基づき行い、破断強度を測定した。破断強度が９．０ｋＮ以上を有するものを良好なスポット溶接性を有する鋼板とした。

[0115] 鋼板のフェライト、マルテンサイト、パーライトの体積率は、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面の研磨後、３％ナイタールで腐食し、ＳＥＭ（走査型電子顕微鏡）を用いて２０００倍、５０００倍の倍率で表面から１／４厚み位置を観察し、ポイントカウント法（ＡＳＴＭ　Ｅ５６２－８３（１９８８）に準拠）により、面積率を測定し、その面積率を体積率とした。フェライトおよびマルテンサイトの平均結晶粒径は、Ｍｅｄｉａ　Ｃｙｂｅｒｎｅｔｉｃｓ者のＩｍａｇｅ－Ｐｒｏを用いて、鋼板組織写真から予め各々のフェライトおよびマルテンサイト結晶粒を識別しておいた写真を取り込むことで各相の面積が算出可能であり、その円相当直径を算出し、それらの値を平均

して求めた。

[0116] 残留オーステナイトの体積率は、鋼板を板厚方向の１／４厚の面まで研磨し、この板厚1／４面の回折Ｘ線強度により求めた。ＭｏのＫα線を線源として、加速電圧５０ｋｅＶにて、Ｘ線回折法（装置：Ｒｉｇａｋｕ社製ＲＩＮＴ２２００）によって、鉄のフェライトの｛２００｝面、｛２１１｝面、｛２２０｝面と、オーステナイトの｛２００｝面、｛２２０｝面、｛３１１｝面のＸ線回折線の積分強度を測定し、これらの測定値を用いて、「Ｘ線回折ハンドブック」（２０００年）理学電機株式会社、ｐ．２６、６２～６４に記載の計算式から残留オーステナイトの体積率を求めた。残留オーステナイトの平均結晶粒径については、ＥＢＳＤ（電子線後方散乱回析法）を用いて５０００倍の倍率で観察し、Ｉｍａｓｇｅ－Ｐｒｏを用いて円相当直径を算出し、それらの値を平均して求めた。

[0117] また、ＳＥＭ(走査型電子顕微鏡)、ＴＥＭ(透過型電子顕微鏡)、ＦＥ－ＳＥＭ（電界放出形走査電子顕微鏡）により、ベイナイトを観察し、面積率を測定し、それを体積率とした。平均結晶粒径は上述のＩｍａｇｅ－Ｐｒｏを用いて、鋼板組織写真から円相当直径を算出し、それらの値を平均して求めた。

[0118] また、残部組織も確認し、結果を表３に示した。

[0119] 測定した引張特性、穴広げ率、スポット溶接性、鋼板組織の測定結果を表３に示す。

表３に示す結果から、本発明例は何れも伸び、穴広げ性、スポット溶接性に優れ、低降伏比、高強度であることが確認された。一方、比較例は、引張強さ、伸び、降伏比、穴広げ率、スポット溶接性の少なくとも１つの特性が劣る。

[0120]

[表3]

表3

試料番号	鋼板組織										引張特性				穴広げ率	スポット溶接	備考
	フェライト		残留オーステナイト		マルテンサイト		ベイナイト		残部組織		TS	YS	YR	EL	λ	CTS	
	体積分率 %	平均粒径 μm	体積分率 %	平均粒径 μm	体積分率 %	平均粒径 μm	体積分率 %	平均粒径 μm	種類	体積分率 %	MPa	MPa	%	%	%	kN	
1	84	14	0	–	13	4	3	5	–	0	613	388	63	31	59	9.2	発明例
2	85	13	0	–	12	3	3	6	–	0	633	402	64	30	55	9.3	発明例
3	84	16	0	–	14	3	2	4	–	0	634	399	63	30	56	9.2	発明例
4	86	15	1	2	13	4	0	–	–	0	655	421	64	31	56	9.1	発明例
5	83	16	0	–	13	4	3	4	P	1	609	391	64	33	53	9.2	発明例
6	85	16	2	3	10	4	3	5	–	0	622	394	63	30	61	9.3	発明例
7	84	16	0	–	10	3	6	6	–	0	608	388	64	32	55	9.3	発明例
8	83	15	1	2	14	4	2	5	–	0	655	408	62	28	51	9.6	発明例
9	86	18	0	–	12	6	2	8	–	0	643	411	64	29	37	8.8	比較例
10	84	21	0	–	12	5	3	8	P	1	612	389	64	30	42	9.1	比較例
11	86	22	0	–	12	6	2	6	–	0	622	411	66	29	39	8.2	比較例
12	85	18	0	–	11	6	4	8	–	0	655	420	64	26	45	7.5	比較例
13	75	18	0	–	21	6	4	7	–	0	689	421	61	31	38	7.3	比較例
14	97	28	0	–	0	–	0	–	SC	3	458	331	72	42	45	6.8	比較例
15	68	22	0	–	18	7	9	8	P	5	711	501	70	23	43	9.3	比較例
16	92	21	0	–	3	3	1	4	P	4	522	388	74	37	52	8.2	比較例
17	85	18	0	–	6	6	2	4	P	7	578	402	70	28	44	8.9	比較例
18	76	16	0	–	21	5	3	5	–	0	712	455	64	24	32	8.4	比較例
19	72	15	2	3	17	6	9	8	–	0	698	443	63	25	33	7.1	比較例
20	91	18	0	–	3	3	0	–	P	6	551	374	68	31	52	9.2	比較例
21	87	14	0	–	4	5	3	–	P	6	549	368	67	33	65	7.1	比較例
22	68	15	2	3	22	5	8	6	–	0	733	488	67	25	43	8.8	比較例
23	91	16	0	–	2	3	0	–	P	7	488	332	68	36	64	6.9	比較例
24	86	22	0	–	8	7	6	8	–	0	623	398	64	28	44	8.5	比較例
25	80	13	0	–	8	4	12	5	–	0	611	422	69	27	52	8.8	比較例
26	84	11	0	–	14	1	2	4	–	0	622	398	64	39	68	9.4	発明例
27	85	10	0	–	12	2	3	3	–	0	631	393	62	38	69	9.3	発明例
28	86	9	2	2	10	1	2	3	–	0	627	394	63	38	70	9.1	発明例
29	88	12	0	–	12	3	0	–	–	0	601	365	61	32	55	9.3	発明例
30	91	18	0	–	9	2	0	–	–	0	582	355	61	31	51	9.1	比較例

残部組織：P-パーライト、SC-球状セメンタイト

請求の範囲

[請求項1] 質量％で、

Ｃ：０．０５～０．１２％、

Ｓｉ：０．８０％以下、

Ｍｎ：１．３０～２．１０％、

Ｐ：０．００１～０．０５０％、

Ｓ：０．００５％以下、

Ａｌ：０．０１～０．１０％、

Ｎ：０．０１０％以下を含有し、

さらに、Ｃｒ：０．０５～０．５０％

およびＭｏ：０．０５～０．５０％から選択される一種以上を含有し、

さらに、Ｔｉ：０．０１～０．１０％、

Ｎｂ：０．０１～０．１０％

およびＶ：０．０１～０．１０％から選択される一種以上を含有し、

残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる成分組成と、

体積率で、フェライトを７０～９０％、マルテンサイトを５～２０％、残留オーステナイトを５％以下、ベイナイトを１０％以下、パーライトを５％以下含み、前記フェライトの平均結晶粒径が２０μｍ以下、前記マルテンサイトの平均結晶粒径が５μｍ以下、前記残留オーステナイトの平均結晶粒径が５μｍ以下、前記ベイナイトの平均結晶粒径が７μｍ以下である鋼組織と、を備え、

引張強さが５９０ＭＰａ以上であることを特徴とする薄鋼板。

[請求項2] 前記成分組成は、さらに、質量％で、

Ｃｕ：０．５０％以下、

Ｎｉ：０．５０％以下、

Ｂ：０．０１％以下、

並びにＣａ及び／又はＲＥＭの合計：０．００５％以下から選択され

る一種以上を含有することを特徴とする請求項１に記載の薄鋼板。

[請求項3] 請求項１又は２に記載の薄鋼板の表面にめっき層を有することを特徴とするめっき鋼板。

[請求項4] 前記めっき層が溶融亜鉛めっき層又は合金化溶融亜鉛めっき層であることを特徴とする請求項３に記載のめっき鋼板。

[請求項5] 請求項１又は２に記載の成分組成を有する鋼素材を、仕上げ圧延の最終パスの圧下率が１２％以上、該最終パスの前のパスの圧下率が１５％以上、仕上げ圧延終了温度が８５０～９５０℃の条件で熱間圧延し、該熱間圧延後、冷却停止温度までの第１平均冷却速度が５０℃／ｓ以上、冷却停止温度が７５０℃以下の条件で第１冷却をし、該第１冷却後、巻取温度までの第２平均冷却速度が５℃／ｓ以上５０℃／ｓ未満の条件で第２冷却し、該第２冷却後に６５０℃以下の巻取温度で巻き取ることを特徴とする熱延鋼板の製造方法。

[請求項6] 請求項５に記載の製造方法で得られた熱延鋼板を酸洗し、冷間圧延することを特徴とする冷延フルハード鋼板の製造方法。

[請求項7] 請求項６に記載の製造方法で得られた冷延フルハード鋼板を、６００℃以上の温度域における露点を－４０℃以下とし、最高到達温度が７３０～８８０℃の条件で加熱し、最高到達温度において滞留時間１５～６００ｓで保持し、該保持後、冷却停止温度までの平均冷却速度が２～３０℃／ｓ、冷却停止温度が６５０℃以下の条件で冷却することを特徴とする薄鋼板の製造方法。

[請求項8] 請求項６に記載の製造方法で得られた冷延フルハード鋼板を、加熱温度が７００～９００℃の条件で加熱し、冷却することを特徴とする熱処理板の製造方法。

[請求項9] 請求項８に記載の製造方法で得られた熱処理板を、６００℃以上の温度域における露点を－４０℃以下とし、最高到達温度が７３０～８８０℃の条件で加熱し、最高到達温度において滞留時間１５～６００ｓで保持し、該保持後、冷却停止温度までの平均冷却速度が２～３０

℃／ｓ、冷却停止温度が６５０℃以下の条件で冷却することを特徴とする薄鋼板の製造方法。

[請求項10] 請求項７又は９に記載の製造方法で得られた薄鋼板の表面にめっき処理を施すめっき工程を備えることを特徴とするめっき鋼板の製造方法。

[請求項11] 前記めっき処理は、溶融亜鉛めっきし、４５０～６００℃で合金化する処理であることを特徴とする請求項１０に記載のめっき鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2017/011076

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *C21D9/46*(2006.01)i, *C22C38/38*(2006.01)i, *C22C38/58*(2006.01)i

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-C22C38/60, C21D8/02, C21D9/46

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2017
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2017	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2017

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.
X A	JP 2007-92126 A (JFE Steel Corp.), 12 April 2007 (12.04.2007), claims; 0074; tables 1 to 2, 6 to 11 (Family: none)	1-4 5-11
X A	JP 2015-78394 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 23 April 2015 (23.04.2015), claims; 0036, 0073, 0092, 0099; tables 1, 4 (Family: none)	1-4 5-11

☒ 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
"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	Date of mailing of the international search report
14 June 2017 (14.06.17)	27 June 2017 (27.06.17)

Name and mailing address of the ISA/	Authorized officer
Japan Patent Office 3-4-3,Kasumigaseki,Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915,Japan	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2017/011076

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2014/097559 A1 (JFE Steel Corp.), 26 June 2014 (26.06.2014), claims & US 2015/0322552 A1 claims & EP 2937433 A1 & KR 10-2015-0082612 A & CN 104870676 A & MX 2015007724 A	1-11
A	JP 2014-189812 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 06 October 2014 (06.10.2014), & US 2016/0032438 A1 & WO 2014/156671 A1 & EP 2980237 A1 & TW 201443280 A & CA 2905623 A1 & CN 105121681 A & KR 10-2015-0133838 A & MX 2015013538 A	1-11
A	WO 2013/099235 A1 (JFE Steel Corp.), 04 July 2013 (04.07.2013), & US 2014/0342184 A1 & EP 2799568 A1 & CN 104011242 A & KR 10-2014-0099544 A & TW 201337000 A	1-11
A	WO 2004/104254 A1 (USINOR), 02 December 2004 (02.12.2004), & EP 1627092 A1 & FR 2855184 A1 & CN 1791695 A	1-11

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１７／０１１０７６

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

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））

Int.Cl.　C22C38/00-C22C38/60, C21D8/02, 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	１９７１－２０１７年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１７年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１７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
X A	JP 2007-92126 A（ＪＦＥスチール株式会社）2007.04.12, 特許請求の範囲,0074,表1-表2,表6-表11（ファミリーなし）	1-4 5-11
X A	JP 2015-78394 A（新日鐵住金株式会社）2015.04.23, 特許請求の範囲,0036,0073,0092,0099,表1,表4（ファミリーなし）	1-4 5-11
A	WO 2014/097559 A1（ＪＦＥスチール株式会社）2014.06.26, 請求の範囲 & US 2015/0322552 A1 ,Claims & EP 2937433 A1 & KR 10-2015-0082612 A & CN 104870676 A & MX 2015007724 A	1-11

☑　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矛盾するものではなく、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	国際調査報告の発送日
１４．０６．２０１７	２７．０６．２０１７

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
郵便番号１００－８９１５
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

特許庁審査官（権限のある職員）　４Ｋ　３５５７
鈴木　葉子
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

Ｃ（続き）．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 2014-189812 A (日新製鋼株式会社) 2014.10.06, & US 2016/0032438 A1 & WO 2014/156671 A1 & EP 2980237 A1 & TW 201443280 A & CA 2905623 A1 & CN 105121681 A & KR 10-2015-0133838 A & MX 2015013538 A	1-11
A	WO 2013/099235 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 2013.07.04, & US 2014/0342184 A1 & EP 2799568 A1 & CN 104011242 A & KR 10-2014-0099544 A & TW 201337000 A	1-11
A	WO 2004/104254 A1 (USINOR) 2004.12.02, & EP 1627092 A1 & FR 2855184 A1 & CN 1791695 A	1-11