(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2025年7月3日(03.07.2025)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2025/142033 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/06* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2024/036362

(22) 国際出願日： 2024年10月10日(10.10.2024)

(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 2023-218803 2023年12月26日(26.12.2023) JP

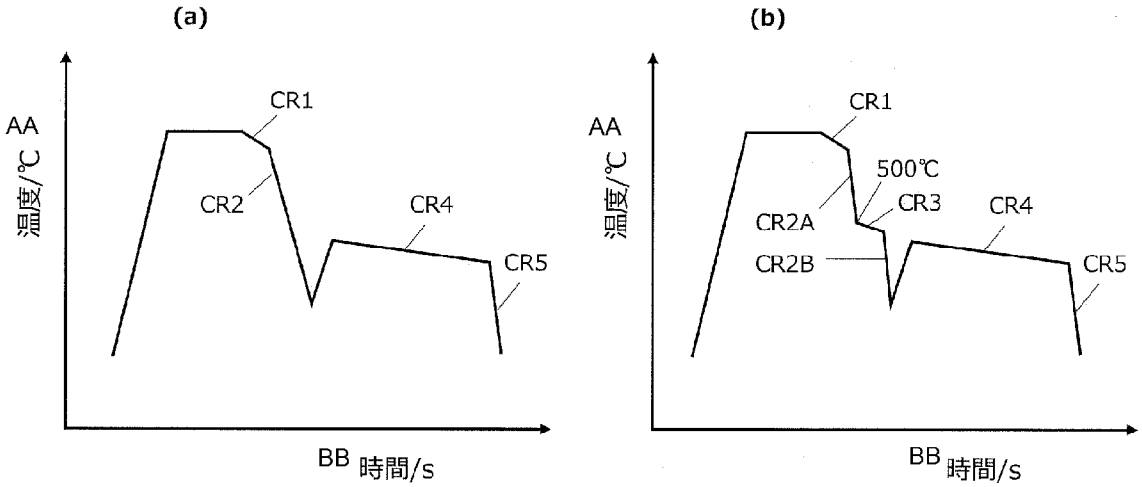
(71) 出願人: ＪＦＥスチール株式会社(**JFE STEEL CORPORATION**) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 (JP).

(72) 発明者: 松井 洋一郎 (**MATSUI Yoichiro**); 〒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 (JP). 知場 三周(**CHIBA Tadachika**); 〒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 (JP). 野口 琴未(**NOGUCHI Kotomi**); 〒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 (JP). 木村 英之(**KIMURA Hideyuki**); 〒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 (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

(54) **Title:** STEEL SHEET, MEMBER, AND PRODUCTION METHODS FOR THESE

(54) 発明の名称： 鋼板、部材およびそれらの製造方法



AATemperature/°C
BBTime/s

(57) **Abstract:** The present invention provides a steel sheet having a tensile strength of 780 MPa or more, having high ductility and excellent stretch flange formability, and having excellent time-of-collision energy absorption characteristics, and also provides a member, and production methods for these. The steel sheet has a composition containing specific quantities of C, Si, Mn, P, S, sol. Al, and N, and has a steel structure in which, in terms of area ratio, the total of ferrite and bainitic ferrite is 5-60%, tempered martensite is 20-80%, fresh

WO 2025/142033 A1

［続葉有］

６番１号ＪＦＥテクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 (JP).

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

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

添付公開書類：

一　国際調査報告（条約第21条(3)）

martensite is 20% or less (including 0%), and retained austenite is 5-25%, and a structure comprising one or two or more among ferrite, tempered martensite, fresh martensite, bainite, and retained austenite is 90% or more (including 100%). Of the ferrite, high-Mn ferrite is 20-70%, inclusive, in terms of area ratio, and $S_{C\geq0.5}/S_{C\geq0.3}\times100$ is 20% or more.

(57) 要約：７８０ＭＰａ以上の引張強度を有し、高い延性および優れた伸びフランジ成形性を有し、さらに、優れた衝突時のエネルギー吸収特性を有する鋼板、部材およびそれらの製造方法を提供すること。Ｃ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｐ、Ｓ、ｓｏｌ．Ａｌ、Ｎを特定の含有量とした成分組成を有し、面積率で、フェライトおよびベイニティックフェライトの合計：５～６０％、焼戻しマルテンサイト：２０～８０％、フレッシュマルテンサイト：２０％以下（０％を含む）、残留オーステナイト：５～２５％であり、フェライト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの１種または２種以上からなる組織：９０％以上（１００％を含む）である鋼組織を有し、フェライトのうち、高Ｍｎフェライトが、面積率で２０％以上７０％以下であり、$S_{C\geqq0.5}/S_{C\geqq0.3}\times100$が２０％以上である、鋼板。

明　細　書

発明の名称 ： 鋼板、部材およびそれらの製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、自動車、家電等の各種の用途において使用される鋼板、部材およびそれらの製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、自動車の車体軽量化ニーズの更なる高まりから、自動車の骨格部品やシート部品への７８０ＭＰａ以上の引張強度を有する高強度鋼板の適用が進みつつある。しかしながら、７８０ＭＰａ以上の引張強度を有する高強度鋼板を自動車部品に適用した場合、延性の低下や伸びフランジ成形性の低下に起因してプレス割れが生じやすくなる。このため、これらの高強度鋼板には、従来と比べ成形性に優れていることが望まれる。

[0003] また、乗員の安全性の観点から衝突時のキャビン周りの変形を抑制する必要があるため、サイドメンバ等のエネルギー吸収部材には、衝突時にそれぞれの部材が変形することによって衝突エネルギーを吸収することが求められる。しかしながら、引張強度が７８０ＭＰａ以上の高強度鋼板では、軸圧壊特性の低下のために、衝突時に成形による一次加工を受けた箇所が起点となって部材破断を引き起こしやすく、安定的に衝突エネルギー吸収能を発揮できないという課題がある。

[0004] このような背景から、鋼板の延性を向上させる技術として、鋼板のミクロ組織中に残留γを分散させたＴＲＩＰ鋼が開発されている。例えば、特許文献１では、質量％で、Ｃ：０．１５％以上、０．３０％以下、Ｐ：０．０４０％以下、Ｓ：０．０１００％以下、Ｎ：０．０１００％以下、Ｏ：０．００６０％以下、Ｓｉ及びＡｌの１種または２種：合計で０．７０％以上、２．５０％以下、Ｍｎ及びＣｒの１種または２種：合計で１．５０％以上、３．５０％以下、Ｍｏ：０％以上、１．００％以下、Ｎｉ：０％以上、１．００％以下、Ｃｕ：０％以上、１．００％以下、Ｎｂ：０％以上、０．３０％

以下、Ｔｉ：０％以上、０．３０％以下、Ｖ：０％以上、０．３０％以下、Ｂ：０％以上、０．００５０％以下、Ｃａ：０％以上、０．０４００％以下、Ｍｇ：０％以上、０．０４００％以下、および、ＲＥＭ：０％以上、０．０４００％以下、を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなり、組織全体に対する面積率で、フェライト及びグラニュラーベイナイトの１種または２種：合計で１０％以上、５０％以下、上部ベイナイト及び下部ベイナイトの１種または２種：合計で１０％以上、５０％以下、焼戻しマルテンサイト：０％超３０％以下、残留オーステナイト：５％以上、およびパーライト、セメンタイト、マルテンサイトの１種または２種以上：合計で０％以上１０％以下を有し、前記フェライトと前記グラニュラーベイナイトとの合計面積率に対する前記フェライトの面積率を２５％以下とすることにより、引張強度が９８０ＭＰａ以上でかつ伸びと穴広げ性に優れた鋼板が得られると開示されている。

[0005] 特許文献２では、鋼組成として、質量％で、Ｃ：０．０７～０．２０％、Ｓｉ：０．１～２．０％、Ｍｎ：２．０～３．５％、Ｐ：０．０５％以下、Ｓ：０．０５％以下、Ｓｏｌ．Ａｌ：０．００５～０．１％を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなり、鋼組織は、面積率で、フェライト：６０％以下、焼戻しマルテンサイト：４０％以上、フレッシュマルテンサイト：１０％以下であり、かつ、ＶＤＡ曲げ試験における曲げ部のボイド数密度を１５００個／ｍｍ^{2}以下とすることにより、引張強度が９８０ＭＰａ以上であり、衝突時の耐破断特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られると開示されている。

[0006] 特許文献３には、質量％で、Ｃ：０．１０～０．４０％、Ｍｎ：０．５～４．０％、Ｓｉ：０．００５～２．５％、Ａｌ：０．００５～２．５％、Ｃｒ：１．０％以下を含有し、残部が鉄及び不可避的不純物からなり、Ｐ：０．０５％以下、Ｓ：０．０２％以下、Ｎ：０．００６％以下に制限し、鋼組織として、面積率で、残留オーステナイトを２～３０％含み、マルテンサイトを２０％以下に制限し、セメンタイトの平均粒径が０．０１μｍ以上１μ

ｍ以下であり、前記セメンタイト中にアスペクト比が１以上かつ３以下であるセメンタイトを３０％以上かつ１００％以下含むことによって、強度、延性、穴広げ性に優れた高強度冷延鋼板が得られることが開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特許第６３３８０３８号公報

特許文献2：特許第６７９５１２２号公報

特許文献3：特許第４９０３９１５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に記載の技術では、グラニュラーベイナイトを活用することで、複合組織鋼板における異相間硬度差を極力低減させ、フェライトの増加にともなう伸びフランジ成形性の低下を抑制している。これによって、延性と伸びフランジ成形性にともに優れた鋼板の製造を可能としているが、焼戻しマルテンサイトの面積率が３０％以下と小さいことから、軸圧壊特性が劣位となる傾向にある。

特許文献２に記載の技術では、ボイド密度を低減することで、軸圧壊特性に優れた鋼板の製造を可能としているが、フェライトと焼戻しマルテンサイトの中間の硬度となるベイナイト相を含まないことから、異相間硬度差が大きく、伸びフランジ成形性が低いことが課題となる。

特許文献３では、セメンタイトの形状を制御することで、延性および伸びフランジ成形性に優れた鋼板が得られると述べているが、軸圧壊特性については考慮されておらず、曲げ変形時にセメンタイトを起点としてクラックが生じ、軸圧壊特性が劣位となる。

[0009] このように、従来技術では、延性、伸びフランジ成形性、衝突時のエネルギー吸収特性（軸圧壊特性）の少なくともいずれかが劣位であった。

[0010] 本発明は、このような問題を解決するためになされたもので、７８０ＭＰ

ａ以上の引張強度を有し、高い延性および優れた伸びフランジ成形性を有し、さらに、優れた衝突時のエネルギー吸収特性を有する鋼板、部材およびそれらの製造方法を提供しようとするものである。

[0011] ここで、本発明において、引張強度は、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１（２０１１）に準拠する引張試験で測定される。

[0012] また、本発明において、高い延性とは、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１（２０１１）に準拠する引張試験で測定した全伸び（Ｔ－ＥＩ）について、

（Ａ）ＴＳが７８０ＭＰａ以上９８０ＭＰａ未満である場合において、Ｔ－ＥＩが１８．０％以上であり、

（Ｂ）ＴＳが９８０ＭＰａ以上１１８０ＭＰａ未満である場合において、Ｔ－ＥＩが１６．０％以上であり、

（Ｃ）ＴＳが１１８０ＭＰａ以上１３２０ＭＰａ未満である場合において、Ｔ－ＥＩが１４．０％以上であり、

（Ｄ）ＴＳが１３２０ＭＰａ以上である場合において、Ｔ－ＥＩが１３．０％以上であることを指す。

[0013] また、本発明において、優れた伸びフランジ成形性とは、１００ｍｍ×１００ｍｍ角サイズのサンプルにポンチ径１０ｍｍ、ダイス径１０．３ｍｍ（クリアランス１３％）の打ち抜き工具を用いて打ち抜き後、頂角６０度の円錐ポンチを用いて、打ち抜き穴形成の際に発生したバリが外側になるようにして、板厚を貫通する割れが発生するまで穴広げを行い、d_0：初期穴径（ｍｍ）、ｄ：割れ発生時の穴径（ｍｍ）として、穴広げ率λ（％）＝｛（ｄ－d_0）／d_0｝×１００が３０％以上であることを指す。

[0014] また、本発明において、衝突時のエネルギー吸収特性に優れるとは、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１（２０１１）に準拠する引張試験の公称応力－公称歪曲線における最大応力までの面積を変形時のエネルギー吸収量とみなし、このエネルギー吸収量が１３０００ＭＰａ・％以上であることを指す。

課題を解決するための手段

[0015] 本発明者らは、高い延性、優れた伸びフランジ成形性、および優れた衝突

時のエネルギー吸収特性を具備させる手段について鋭意検討を行った。その結果、フェライト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計が面積率で９０％以上となる組織にし、高い延性と優れた伸びフランジ成形性を確保するとともに、各組織の相分率を適切に制御し、フェライト中の固溶Ｍｎ量を適切な範囲で広く調整することにより、優れた衝突時のエネルギー吸収特性も得ることができることを見出した。また、これらの組織は、所定の温度で焼鈍後、焼鈍温度－１５℃までの温度範囲を、平均冷却速度ＣＲ１：０．０１℃／ｓ以上５℃／ｓ以下で冷却する工程により、Ｍｎの拡散を伴うことなくフェライト変態を進行させ、焼鈍時に生じたフェライトと冷却中に生じたフェライトの両方を含むことにより実現できることを明らかとした。

[0016] 本発明は、以上の知見に基づきなされたもので、具体的には以下のものを提供する。

［１］質量％で、

Ｃ：０．０６％以上０．２５％以下、

Ｓｉ：０．４％以上２．５％以下、

Ｍｎ：１．５％以上３．５％以下、

Ｐ：０．１０％以下、

Ｓ：０．００１０％以下、

ｓｏｌ．Ａｌ：１．０％以下、

Ｎ：０．００１５％以下

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し、

全組織に占める面積率で、

フェライトおよびベイニティックフェライトの合計：５％以上６０％以下であり、

焼戻しマルテンサイト：２０％以上８０％以下であり、

フレッシュマルテンサイト：２０％以下（０％を含む）であり、

体積率で、残留オーステナイト：５％以上２５％以下であり、

フェライト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計の面積率：９０％以上（１００％を含む）である鋼組織を有し、

前記フェライトが０％超である場合、前記フェライトにおいて、

固溶Ｍｎ量が２．０質量％以上であるフェライトのフェライト全体に占める割合が、面積率で２０％以上７０％以下であり、

Ｃ濃度が０．３質量％以上である領域の面積$S_{C\geqq 0.3}$に対する、Ｃ濃度が０．５質量％以上である領域の面積$S_{C\geqq 0.5}$の割合：（$S_{C\geqq 0.5}$／$S_{C\geqq 0.3}$）×１００が２０％以上である、鋼板。

［２］前記成分組成として、さらに、質量％で、

Ｔｉ：０．１％以下、

Ｂ：０．０１％以下、

Ｃｕ：１％以下、

Ｎｉ：１％以下、

Ｃｒ：１．０％以下、

Ｍｏ：０．５％以下、

Ｖ：０．５％以下、

Ｎｂ：０．１％以下、

Ｚｒ：０．２％以下、

Ｗ：０．２％以下、

Ｃａ：０．００４０％以下、

Ｃｅ：０．００４０％以下、

Ｌａ：０．００４０％以下、

Ｍｇ：０．００３０％以下、

Ｓｂ：０．１％以下、

Ｓｎ：０．１％以下

のうちから選んだ１種または２種以上を含有する、前記［１］に記載の鋼板。

［３］前記鋼組織において、さらに、内部の炭化物が１０μｍ^{2}あたり２０個以下のベイニティックフェライトを面積率で３％以上４０％以下含む、前記［１］または［２］に記載の鋼板。

［４］表面に亜鉛めっき層を有する、前記［１］～［３］のいずれかに記載の鋼板。

［５］前記［１］～［４］のいずれかに記載の鋼板を用いてなる部材。

［６］前記［１］または［２］に記載の成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延および冷間圧延を行った後、得られた冷延鋼板に対して焼鈍を行い、

前記焼鈍は、

焼鈍温度：７７５℃以上８３０℃以下で保持を行う工程と、

前記焼鈍温度から焼鈍温度－１５℃までの温度範囲を、平均冷却速度ＣＲ１：０．０１℃／ｓ以上５℃／ｓ以下で冷却する工程と、

焼鈍温度－１５℃から２００℃以上３００℃以下の冷却停止温度までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ２：３℃／ｓ以上で冷却する工程と、

前記冷却停止温度から３８０℃までの温度範囲を平均加熱速度：２℃／ｓ以上で加熱する工程と、

３４０℃以上５９０℃以下の温度範囲を平均冷却速度ＣＲ４：０．０１～５℃／ｓで２０ｓ以上３０００ｓ以下滞留させる工程と、

５０℃以下の温度まで平均冷却速度ＣＲ５：０．１℃／ｓ以上で冷却する工程と、

をこの順で含む、鋼板の製造方法。

［７］前記［１］または［２］に記載の成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延および冷間圧延を行った後、得られた冷延鋼板に対して焼鈍を行い、

前記焼鈍は、

焼鈍温度：７７５℃以上８３０℃以下で保持を行う工程と、

前記焼鈍温度から焼鈍温度－１５℃までの温度範囲を、平均冷却速度ＣＲ１

：０．０１℃／ｓ以上５℃／ｓ以下で冷却する工程と、

焼鈍温度－１５℃から５００℃までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ２Ａ：３℃／ｓ以上で冷却する工程と、

５００℃からマルテンサイト変態開始温度Ｍｓ以上かつ３２０℃以上の滞留停止温度までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ３：１０℃／ｓ以下で１０ｓ以上６０ｓ以下滞留させる工程と、

前記滞留停止温度から２００℃以上３００℃以下の冷却停止温度までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ２Ｂ：３℃／ｓ以上で冷却する工程と、

前記冷却停止温度から３８０℃までの温度範囲を平均加熱速度：２℃／ｓ以上で加熱する工程と、

３４０℃以上５９０℃以下の温度範囲を平均冷却速度ＣＲ４：０．０１～５℃／ｓで２０ｓ以上３０００ｓ以下滞留させる工程と、

５０℃以下の温度まで平均冷却速度ＣＲ５：０．１℃／ｓ以上で冷却する工程と、

をこの順で含む、鋼板の製造方法。

［８］前記平均冷却速度ＣＲ４：０．０１～５℃／ｓで滞留させる工程において、鋼板に溶融亜鉛めっき処理または合金化溶融亜鉛めっき処理を行う、前記［６］または［７］に記載の鋼板の製造方法。

［９］前記平均冷却速度ＣＲ５：０．１℃／ｓ以上で冷却する工程後に、電気亜鉛めっき処理を行う工程を含む、前記［６］または［７］に記載の鋼板の製造方法。

［１０］前記［１］～［４］のいずれかに記載の鋼板に、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む、部材の製造方法。

発明の効果

[0017] 本発明によれば、高い延性および優れた伸びフランジ成形性を有し、さらに、優れた衝突時のエネルギー吸収特性を有する鋼板を得ることができる。さらに、本発明によれば、高強度化することも可能である。本発明の鋼板を自動車部品に適用すれば、自動車部品の軽量化が実現され、燃費の向上が見

込まれる。

図面の簡単な説明

[0018] [図1]図１は、鋼板の鋼組織のＳＥＭ写真の一例である。

[図2]図２は、本発明の鋼板の鋼組織の測定方法を説明するための図である。

[図3]図３は、本発明の鋼板の製造方法を説明するための図であり、（ａ）は滞留処理無しの製造方法を説明するための図であり、（ｂ）は滞留処理有りの製造方法を説明するための図である。

発明を実施するための形態

[0019] 以下、本発明を具体的に説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

[0020] ＜鋼板＞

本発明の鋼板は、質量％で、Ｃ：０．０６％以上０．２５％以下、Ｓｉ：０．４％以上２．５％以下、Ｍｎ：１．５％以上３．５％以下、Ｐ：０．１０％以下、Ｓ：０．０１０％以下、ｓｏｌ．Ａｌ：１．０％以下、Ｎ：０．０１５％以下を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、全組織に占める面積率で、フェライトおよびベイニティックフェライトの合計：５％以上６０％以下であり、焼戻しマルテンサイト：２０％以上８０％以下であり、フレッシュマルテンサイト：２０％以下（０％を含む）であり、体積率で、残留オーステナイト：５％以上２５％以下であり、フェライト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計：９０％以上（１００％を含む）である鋼組織を有し、フェライトが０％超である場合、フェライトにおいて、固溶Ｍｎ量が２．０質量％以上であるフェライトのフェライト全体に占める割合が、面積率で２０％以上７０％以下であり、Ｃ濃度が０．３質量％以上である領域の面積$S_{C\geqq 0.3}$に対する、Ｃ濃度が０．５質量％以上である領域の面積$S_{C\geqq 0.5}$の割合：（$S_{C\geqq 0.5}$／$S_{C\geqq 0.3}$）×１００が２０％以上である。

以下、成分組成、鋼組織の順で本発明の鋼板を説明する。

[0021] 本発明の鋼板は下記の成分を含む。下記の説明において、成分の含有量の

単位である「%」は「質量%」を意味する。

[0022] Ｃ：０．０６%以上０．２５%以下

Ｃは、焼き戻しマルテンサイトの面積率を確保して所定の強度を確保する観点、残留オーステナイト（残留γ）の面積率（体積率）を確保して延性を向上させる観点、残留γ中に濃化して残留γを安定化させて延性を向上させる観点から含有する。Ｃ含有量が０．０６%未満ではこれらの効果が十分に確保できないため、その下限は０．０６%とする。Ｃ含有量は、好ましくは０．０９%以上であり、より好ましくは０．１１%以上である。

一方、Ｃ含有量が０．２５%を超えると、過度に高強度化し延性が低下することに加え、塊状のマルテンサイトが増加することにより伸びフランジ成形性が劣化する場合がある。

このため、Ｃ含有量の上限は０．２５%とする。延性を改善するという観点から、Ｃ含有量は０．２２%以下とすることが好ましい。延性をさらに改善するという観点から、Ｃ含有量は０．２０%以下にすることがより好ましい。

[0023] Ｓｉ：０．４%以上２．５%以下

Ｓｉは、フェライトを強化して強度を上昇させる観点、マルテンサイトやベイナイト中の炭化物生成を抑制し、残留γの安定性を向上させて延性を向上させる観点から含有する。これらの観点から、Ｓｉ含有量は０．４%以上にする。

延性向上の観点から、Ｓｉ含有量は０．６%以上が好ましい。Ｓｉ含有量は、より好ましくは０．８%以上である。

一方、Ｓｉ含有量が２．５%を超えると、焼戻し軟化抵抗の過度な増加による塊状のフレッシュマルテンサイトの高強度化により、伸びフランジ性が低下する。また、熱間圧延時の圧延荷重が極端に高くなり、薄板の製造が困難になる。さらに、化成処理性や溶接部の靭性が劣化する場合がある。このため、Ｓｉ含有量は２．５%以下とする。

化成処理性や素材および溶接部の靭性確保の観点から、Ｓｉ含有量は２．０

％未満とすることが好ましい。溶接部の靭性確保の観点からはＳｉ含有量は１．８％以下、さらには１．５％以下とすることが好ましい。

[0024] Ｍｎ：１．５％以上３．５％以下

Ｍｎは、所定の面積率の焼戻しマルテンサイトおよび／またはベイナイトを確保して強度を確保する観点、残留γのＭｓ点の低下により残留γを安定化させ延性を改善するという観点から重要な元素である。また、Ｍｎは、Ｓｉと同様にベイナイト中の炭化物の生成を抑制して延性を向上させるという観点、残留γの体積率を増加させて延性を向上させるという観点から重要な元素である。これらの効果を得るために、Ｍｎ含有量は１．５％以上とする。残留γを安定化させて延性を向上させるという観点から、Ｍｎ含有量は２．５％以上であることが好ましい。Ｍｎ含有量は、より好ましくは２．６％以上であり、さらに好ましくは２．７％以上である。

一方、Ｍｎ含有量が３．５％を超えると、ベイナイト変態が著しく遅延するので、延性が低下する。また、Ｍｎ含有量が３．５％を超えると、塊状の粗大γや塊状の粗大マルテンサイトの生成を抑制することは難しくなり、伸びフランジ成形性も劣化する。

さらに、Ｍｎ含有量が３．５％を超えると、焼入れ性が過度に高まる。そのため、焼鈍温度から焼鈍温度－１５℃までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ１：０．０１℃／ｓ以上５℃／ｓ以下で冷却する工程において生成される、固溶Ｍｎ量が２．０質量％以上であるフェライト量が不十分となり、十分な衝突時のエネルギー吸収特性が得られない場合がある。

したがって、Ｍｎ含有量は３．５％以下とする。フェライト変態やベイナイト変態を促進して高い延性や衝突時のエネルギー吸収特性を確保するという観点から、Ｍｎ含有量は３．２％以下とすることが好ましい。Ｍｎ含有量は、より好ましくは３．１％以下である。

[0025] Ｐ：０．１０％以下

Ｐは、鋼を強化する元素であるが、その含有量が多いとスポット溶接性を劣化させる。したがって、Ｐ含有量は０．１０％以下とする。Ｐ含有量は、

０．０２％以下とすることが好ましい。スポット溶接性を改善するという観点から、Ｐ含有量は０．０１％以下とすることがより好ましい。なお、Ｐを含まなくてもよいが、Ｐ含有量は製造コストの観点から０．００１％以上であることが好ましい。

[0026] Ｓ：０．０１０％以下

Ｓは、熱間圧延でのスケール剥離性を改善する効果、焼鈍時の窒化を抑制する効果があるが、スポット溶接性、曲げ性、穴広げ性に対して悪影響を有する元素である。これらの悪影響を低減するために、Ｓ含有量は０．０１０％以下とする。本発明ではＣ、Ｓｉ、Ｍｎの含有量が高いためにスポット溶接性が悪化しやすく、スポット溶接性を改善するという観点から、Ｓ含有量は０．００２０％以下とすることが好ましく、さらに０．００１０％未満とすることがより好ましい。

なお、Ｓを含まなくてもよいが、Ｓ含有量は製造コストの観点から０．０００１％以上であることが好ましい。Ｓ含有量は、より好ましくは０．０００５％以上である。

[0027] ｓｏｌ．Ａｌ：１．０％以下

Ａｌは、脱酸のため、あるいはＳｉの代替として残留γを安定化する目的で含有する。ｓｏｌ．Ａｌの下限は特に規定しないが、安定して脱酸を行うために、ｓｏｌ．Ａｌ含有量は０．００５％以上とすることが好ましい。ｓｏｌ．Ａｌ含有量は、より好ましくは０．０１％以上であり、さらに好ましくは０．０２％以上であり、さらにより好ましくは０．０３％以上である。一方、ｓｏｌ．Ａｌ含有量が１．０％超となると、素材の強度が極端に低下し、化成処理性にも悪影響を及ぼすので、ｓｏｌ．Ａｌ含有量は１．０％以下とする。高い強度を得るために、ｓｏｌ．Ａｌ含有量は０．５０％未満とすることが好ましく、０．２０％以下とすることがより好ましい。ｓｏｌ．Ａｌ含有量は、さらに好ましくは０．１５％以下であり、さらにより好ましくは０．１０％以下である。

[0028] Ｎ：０．０１５％以下

Ｎは、鋼中でＢＮ、ＡｌＮ、ＴｉＮ等の窒化物を形成する元素であり、鋼の熱間延性を低下させ、表面品質を低下させる元素である。また、Ｂを含有する鋼では、ＢＮの形成を通じてＢの効果を消失させる弊害がある。Ｎ含有量が０．０１５％超になると表面品質が著しく劣化する。したがって、Ｎ含有量は０．０１５％以下とする。Ｎ含有量は、好ましくは０．０１０％以下である。

なお、Ｎを含まなくてもよいが、Ｎ含有量は製造コストの点から０．０００１％以上であることが好ましい。Ｎ含有量は、より好ましくは０．００１％以上である。

[0029] 上記以外の残部は、Ｆｅおよび不可避的不純物である。本発明の鋼板は上記の基本成分を含有し、残部はＦｅおよび不可避的不純物からなる成分組成を有することが好ましい。

[0030] 本発明の鋼板の成分組成は、上記成分に加えて、以下の任意元素を１種または２種以上含有することができる。

Ｔｉ：０．１％以下、Ｂ：０．００１％以下、Ｃｕ：１％以下、Ｎｉ：１％以下、Ｃｒ：１．０％以下、Ｍｏ：０．５％以下、Ｖ：０．５％以下、Ｎｂ：０．１％以下、Ｚｒ：０．２％以下、Ｗ：０．２％以下、Ｃａ：０．００４０％以下、Ｃｅ：０．００４０％以下、Ｌａ：０．００４０％以下、Ｍｇ：０．００３０％以下、Ｓｂ：０．１％以下、Ｓｎ：０．１％以下

[0031] Ｔｉ：０．１％以下

Ｔｉは、鋼中のＮをＴｉＮとして固定し、熱間延性を向上させる効果やＢの焼入れ性向上効果を生じさせる作用がある。また、ＴｉＣの析出により組織を微細化する効果がある。これらの効果を得るために、Ｔｉ含有量は０．００２％以上にすることが好ましい。Ｎを十分固定する観点から、Ｔｉ含有量は０．００８％以上にすることがより好ましい。Ｔｉ含有量は、さらに好ましくは０．０１０％以上である。

一方、Ｔｉ含有量が０．１％を超えると、圧延負荷の増大、析出強化量の増加による延性の低下を招くため、Ｔｉを含有する場合、Ｔｉ含有量は０．１

％以下にする。Ｔｉ含有量は、好ましくは０．０５％以下である。高い延性を確保するために、Ｔｉ含有量は０．０３％以下とすることがより好ましい。

[0032] Ｂ：０．０１％以下

Ｂは、鋼の焼入れ性を向上させる元素であり、所定の面積率の焼戻しマルテンサイトおよび／またはベイナイトを生成させやすい利点を有する。さらに、固溶Ｂの残存により耐遅れ破壊特性は向上する。このようなＢによる効果を得るために、Ｂ含有量は０．０００２％以上にすることが好ましい。また、Ｂ含有量は０．０００５％以上であることがより好ましい。Ｂ含有量は、さらに好ましくは０．００１０％以上である。

一方、Ｂ含有量が０．０１％を超えると、その効果が飽和するだけでなく、熱間延性の著しい低下をもたらし表面欠陥を生じさせる。したがって、Ｂを含有する場合、Ｂ含有量は０．０１％以下とする。Ｂ含有量は、好ましくは０．００５０％以下である。Ｂ含有量は、より好ましくは０．００３０％以下である。

[0033] Ｃｕ：１％以下

Ｃｕは、自動車の使用環境での耐食性を向上させる。また、Ｃｕの腐食生成物が鋼板表面を被覆して鋼板への水素侵入を抑制する効果がある。Ｃｕは、スクラップを原料として活用するときに混入する元素であり、Ｃｕの混入を許容することでリサイクル資材を原料資材として活用でき、製造コストを低減することができる。このような観点からＣｕは０．００５％以上含有させることが好ましく、さらに耐遅れ破壊特性向上の観点からは、Ｃｕは０．０５％以上含有させることがより望ましい。さらに好ましくは０．１０％以上である。

しかしながら、Ｃｕ含有量が多くなりすぎると表面欠陥の発生を招来するので、Ｃｕを含有する場合、Ｃｕ含有量は１％以下とする。Ｃｕ含有量は、好ましくは０．４％以下であり、より好ましくは０．２％以下である。

[0034] Ｎｉ：１％以下

Ｎｉも、Ｃｕと同様、耐食性を向上する作用のある元素である。また、Ｎｉは、Ｃｕを含有させる場合に生じやすい、表面欠陥の発生を抑制する作用がある。このため、Ｎｉは０．０１％以上含有させることが好ましい。Ｎｉ含有量は、より好ましくは０．０４％以上であり、さらに好ましくは０．０６％以上である。

しかしながら、Ｎｉ含有量が多くなりすぎると、加熱炉内でのスケール生成が不均一になり、却って表面欠陥を発生させる原因になる。また、コスト増も招く。このため、Ｎｉを含有する場合、Ｎｉ含有量は１％以下とする。Ｎｉ含有量は、好ましくは０．４％以下であり、より好ましくは０．２％以下である。

[0035] Ｃｒ：１．０％以下

Ｃｒは、鋼の焼入れ性を向上させる効果、マルテンサイトや上部／下部ベイナイト中の炭化物生成を抑制する効果から含有することが出来る。このような効果を得るには、Ｃｒ含有量は０．０１％以上であることが好ましい。Ｃｒ含有量は、より好ましくは０．０３％以上であり、さらに好ましくは０．０６％以上である。

一方、Ｃｒを過剰に含有すると耐孔食性が劣化するので、Ｃｒを含有する場合、Ｃｒ含有量は１．０％以下とする。Ｃｒ含有量は、好ましくは０．８％以下であり、より好ましくは０．４％以下である。Ｃｒ含有量は、さらに好ましくは０．２％以下であり、さらにより好ましくは０．１％以下である。

[0036] Ｍｏ：０．５％以下

Ｍｏは、鋼の焼入れ性を向上させる効果、マルテンサイトや上部／下部ベイナイト中の炭化物生成を抑制する効果から含有することができる。このような効果を得るために、Ｍｏ含有量は０．０１％以上であることが好ましい。より好ましくは０．０３％以上、さらに好ましくは０．０６％以上である。

一方、Ｍｏは冷延鋼板の化成処理性を著しく劣化させるので、Ｍｏを含有する場合、Ｍｏ含有量は０．５％以下とする。化成処理性向上の観点から、Ｍ

ｏ含有量は０．１５％以下とすることが好ましい。

[0037] Ｖ：０．５％以下

Ｖは、鋼の焼入れ性を向上させる効果、マルテンサイトや上部／下部ベイナイト中の炭化物生成を抑制する効果、組織を微細化する効果、炭化物を析出させ耐遅れ破壊特性を改善する効果から含有することができる。これらの効果を得るために、Ｖ含有量は０．００３％以上であることが好ましい。より好ましくは０．００５％以上、さらに好ましくは０．０１０％以上である。

ただし、Ｖを多量に含有すると鋳造性が著しく劣化するので、Ｖを含有する場合、Ｖ含有量は０．５％以下とする。Ｖ含有量は、好ましくは０．３％以下であり、より好ましくは０．１％以下であり、さらに好ましくは０．０５％以下である。

[0038] Ｎｂ：０．１％以下

Ｎｂは鋼組織を微細化し高強度化する効果、細粒化を通じてベイナイト変態を促進する効果、曲げ性を改善する効果、耐遅れ破壊特性を向上させる効果から含有することができる。これらの効果を得るために、Ｎｂ含有量は０．００２％以上であることが好ましい。Ｎｂ含有量は、より好ましくは０．００４％以上であり、さらに好ましくは０．０１０％以上であり、さらにより好ましくは０．０２０％以上である。

一方、Ｎｂを多量に含有すると析出強化が強くなりすぎ延性が低下する。また、圧延荷重の増大、鋳造性の劣化を招く。このため、Ｎｂを含有する場合、Ｎｂ含有量は０．１％以下とする。Ｎｂ含有量は、好ましくは０．０５％以下、さらに好ましくは０．０３％以下である。

[0039] Ｚｒ：０．２％以下

Ｚｒは、鋼の焼入れ性の向上効果、ベイナイト中の炭化物生成を抑制する効果、組織を微細化する効果、炭化物を析出させ耐遅れ破壊特性を改善する効果から含有することができる。そのような効果を得るために、Ｚｒ含有量は０．００５％以上とすることが好ましい。Ｚｒ含有量は、より好ましくは

０．００８％以上であり、さらに好ましくは０．０１０％以上である。

一方、Ｚｒを多量に含有すると、熱間圧延前のスラブ加熱時に未固溶で残存するＺｒＮやＺｒＳといった粗大な析出物が増加し、耐遅れ破壊特性が劣化する。このため、Ｚｒを含有する場合、Ｚｒ含有量は０．２％以下とする。Ｚｒ含有量は、好ましくは０．１５％以下であり、より好ましくは０．０８％以下であり、さらに好ましくは０．０５％以下である。

[0040] Ｗ：０．２％以下

Ｗは、鋼の焼入れ性の向上効果、ベイナイト中の炭化物生成を抑制する効果、組織を微細化する効果、炭化物を析出させ耐遅れ破壊特性を改善する効果から含有することができる。そのような効果を得るために、Ｗ含有量は０．００５％以上とすることが好ましい。Ｗ含有量は、より好ましくは０．００８％以上、さらに好ましくは０．０１０％以上である。

一方、Ｗを多量に含有させると、熱間圧延前のスラブ加熱時に未固溶で残存するＷＮやＷＳといった粗大な析出物が増加し、耐遅れ破壊特性が劣化する。このため、Ｗを含有する場合、Ｗ含有量は０．２％以下とする。Ｗ含有量は、好ましくは０．１５％以下であり、より好ましくは０．０８％以下であり、さらに好ましくは０．０５％以下である。

[0041] Ｃａ：０．０００４０％以下

Ｃａは、ＳをＣａＳとして固定し、曲げ性の改善や耐遅れ破壊特性の改善に寄与する。このため、Ｃａ含有量は０．０００２％以上とすることが好ましい。Ｃａ含有量は、より好ましくは０．０００５％以上であり、さらに好ましくは０．０００１０％以上である。

一方、Ｃａは多量に添加すると表面品質や曲げ性を劣化させるので、Ｃａを含有する場合、Ｃａ含有量は０．０００４０％以下とする。Ｃａ含有量は、好ましくは０．０００３５％以下であり、より好ましくは０．０００２０％以下である。

[0042] Ｃｅ：０．０００４０％以下

Ｃｅも、Ｃａと同様、Ｓを固定し、曲げ性の改善や耐遅れ破壊特性の改善

に寄与する。このため、Ｃｅ含有量は０．０００２％以上とすることが好ましい。Ｃｅ含有量は、より好ましくは０．０００４％以上であり、さらに好ましくは０．０００６％以上である。

一方、Ｃｅを多量に添加すると表面品質や曲げ性が劣化するので、Ｃｅを含有する場合、Ｃｅ含有量は０．００４０％以下とする。Ｃｅ含有量は、好ましくは０．００３５％以下であり、より好ましくは０．００２０％以下である。

[0043] Ｌａ：０．００４０％以下

Ｌａも、Ｃａと同様、Ｓを固定し、曲げ性の改善や耐遅れ破壊特性の改善に寄与する。このため、Ｌａ含有量は０．０００２％以上とすることが好ましい。Ｌａ含有量は、より好ましくは０．０００４％以上であり、さらに好ましくは０．０００６％以上である。

一方、Ｌａを多量に添加すると表面品質や曲げ性が劣化するので、Ｌａを含有する場合、Ｌａ含有量は０．００４０％以下とする。Ｌａ含有量は、好ましくは０．００３５％以下であり、より好ましくは０．００２０％以下である。

[0044] Ｍｇ：０．００３０％以下

ＭｇはＭｇＯとしてＯを固定し、耐遅れ破壊特性の改善に寄与する。このため、Ｍｇ含有量は０．０００２％以上とすることが好ましい。Ｍｇ含有量は、より好ましくは０．０００４％以上、さらに好ましくは０．０００６％以上である。

一方、Ｍｇを多量に添加すると表面品質や曲げ性が劣化するので、Ｍｇを含有する場合、Ｍｇ含有量は０．００３０％以下とする。Ｍｇ含有量は、好ましくは０．００２５％以下であり、さらに好ましくは０．００１０％以下である。

[0045] Ｓｂ：０．１％以下

Ｓｂは、鋼板表層部の酸化や窒化を抑制し、それによるＣやＢの表層における含有量の低減を抑制する。また、ＣやＢの含有量の上記低減が抑制され

ることで、鋼板表層部のフェライト生成を抑制し、高強度化するとともに、耐遅れ破壊特性が改善する。このような観点から、Ｓｂ含有量は０．００２％以上であることが好ましい。Ｓｂ含有量は、より好ましくは０．００４％以上であり、さらに好ましくは０．００６％以上である。

一方、Ｓｂ含有量が０．１％を超えると、鋳造性が劣化し、また、旧γ粒界に偏析して、せん断端面の耐遅れ破壊特性は劣化する。このため、Ｓｂを含有する場合、Ｓｂ含有量は０．１％以下とする。Ｓｂ含有量は、好ましくは０．０４％以下であり、より好ましくは０．０３％以下であり、さらに好ましくは０．０２％以下である。

[0046] Ｓｎ：０．１％以下

Ｓｎは、鋼板表層部の酸化や窒化を抑制し、それによるＣやＢの表層における含有量の低減を抑制する。また、ＣやＢの含有量の上記低減が抑制されることで、鋼板表層部のフェライト生成を抑制し、高強度化するとともに、耐遅れ破壊特性が改善する。このような観点から、Ｓｎ含有量は０．００２％以上であることが好ましい。Ｓｎ含有量は、より好ましくは０．００４％以上であり、さらに好ましくは０．００６％以上である。

一方、Ｓｎ含有量が０．１％を超えると、鋳造性が劣化する。また、旧γ粒界にＳｎが偏析して、せん断端面の耐遅れ破壊特性が劣化する。このため、Ｓｎを含有する場合、Ｓｎ含有量は０．１％以下とする。より好ましくは０．０４％以下、さらに好ましくは０．０３％以下である。

[0047] 上記任意成分を好適な下限値未満で含む場合、下限値未満で含まれる任意元素は本発明の効果を害さない。そこで、上記任意元素を下限値未満で含む場合、上記任意元素は、不可避的不純物として含まれるとする。

[0048] 次に、本発明の鋼板の鋼組織について、説明する。

[0049] フェライトおよびベイニティックフェライトの合計の面積率：５％以上６０％以下

焼鈍中または冷却過程で生成するフェライトや、冷却過程、その後の加熱過程、または滞留過程で生成する上部ベイナイト中のベイニティックフェラ

イトは、延性の向上に寄与する。加えて、周囲の未変態オーステナイトへの炭素を濃化させ、残留オーステナイトの安定化に寄与する。一方、フェライトやベイニティックフェライトを過度に含む場合、強度低下の原因になるとともに、マルテンサイト等の周囲の硬質相との硬度差が生じ、曲げ加工時に硬質相との界面よりクラックが進展することにより、伸びフランジ成形性および軸圧壊特性の低下を招く場合がある。したがって、フェライトおよびベイニティックフェライトの合計の面積率は５％以上６０％以下とする。

フェライトおよびベイニティックフェライトの合計の面積率は、好ましくは１０％以上であり、より好ましくは１５％以上である。また、フェライトおよびベイニティックフェライトの合計の面積率は、好ましくは５５％以下であり、より好ましくは５０％以下である。

なお、上記のベイニティックフェライトは、後述のベイナイトから炭化物などの析出物を除いたＢＣＣ相の部分のことを指す。

また、フェライトは０％超であることが好ましい。

[0050] 焼戻しマルテンサイトの面積率：２０％以上８０％以下

所定の強度および伸びフランジ成形性を得るために、焼戻しマルテンサイトは面積率で２０％以上とする。焼戻しマルテンサイトの面積率は、好ましくは３０％以上であり、より好ましくは４０％以上である。

一方、焼戻しマルテンサイトの面積率が８０％を超えると、過度な高強度化により延性が低下するため、焼戻しマルテンサイトの面積率は８０％以下とし、好ましくは７０％以下であり、より好ましくは６０％以下である。

[0051] フレッシュマルテンサイトの面積率：２０％以下（０％を含む）

延性および伸びフランジ成形性の少なくともいずれか一方の低下を招くことから、フレッシュマルテンサイトの面積率は２０％以下とし、好ましくは１５％以下、より好ましくは１０％以下である。また、フレッシュマルテンサイトは０％でもよい。フレッシュマルテンサイトは５％以上であってもよく、１０％以上であってもよい。

[0052] 残留オーステナイトの体積率：５％以上２５％以下

高い延性を確保するために、鋼組織全体に対して残留オーステナイト（残留γ）は、体積率で５％以上とする。残留γの体積率は、好ましくは７％以上であり、より好ましくは９％以上である。この残留γ量には、ベイナイトに隣接して生成する残留γの体積率を含む。残留γの体積率が２５％を超えると、強度低下、伸びフランジ成形性の低下、耐遅れ破壊特性の劣化を招く。したがって、残留γの体積率は、２５％以下とする。残留γの体積率は、好ましくは２０％以下であり、より好ましくは１８％以下である。また、残留γは、後述の測定方法により測定される「体積率」としての割合を、「面積率」としての割合とみなすこともできる。

[0053] フェライト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計の面積率：９０％以上（１００％を含む）

所定の強度、延性、伸びフランジ成形性を確保するため、フェライト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率は９０％以上とする。これらのうちベイナイトには、前述したベイニティックフェライトが含まれており、ベイナイトは、内部の炭化物が１０μｍ^{2}あたり２０個以下のベイニティックフェライトを含む。また、ベイナイトは、内部の炭化物が１０μｍ^{2}あたり２０個超のベイニティックフェライトを含んでいてもよい。

[0054] 固溶Ｍｎ量が２．０質量％以上のフェライト（高Ｍｎフェライト）のフェライト全体に占める面積率：２０％以上７０％以下

フェライトが０％超である場合、幅広いひずみ範囲で高い加工硬化を示し、優れたエネルギー吸収特性を具備させるため、固溶Ｍｎ量が２．０質量％以上のフェライト（高Ｍｎフェライト）を２０％以上７０％以下とする。高Ｍｎフェライトの面積率は、好ましくは２５％以上であり、より好ましくは３０％以上である。また、高Ｍｎフェライトの面積率は、好ましくは６５％以下であり、より好ましくは６０％以下である。

なお、固溶Ｍｎ量が２．０質量％未満であるフェライト（低Ｍｎフェライト）のフェライト全体に占める面積率は３０％以上８０％以下であり、好ま

しくは７５％以下であり、より好ましくは７０％以下である。また、低Ｍｎフェライトのフェライト全体に占める面積率は、好ましくは３５％以上であり、より好ましくは４０％以上である。

[0055] Ｃ濃度が０．３質量％以上である領域の面積$S_{C\geqq 0.3}$に対する、Ｃ濃度が０．５質量％以上である領域の面積$S_{C\geqq 0.5}$の割合：（$S_{C\geqq 0.5}$／$S_{C\geqq 0.3}$）×１００：２０％以上

高い延性を確保するために、Ｃ濃度が０．３質量％以上である領域の面積$S_{C\geqq 0.3}$に対する、Ｃ濃度が０．５質量％以上である領域の面積$S_{C\geqq 0.5}$の割合（$S_{C\geqq 0.5}$／$S_{C\geqq 0.3}$）×１００を２０％以上とする。上記割合は、好ましくは２５％以上であり、より好ましくは３０％以上である。

上記割合の上限値は特に限定されないが、上記割合は、好ましくは７０％以下であり、より好ましくは６０％以下である。

[0056] 内部の炭化物が１０μm^2あたり２０個以下のベイニティックフェライトの面積率：３％以上４０％以下

ベイナイトは０％超であることが好ましく、ベイナイト：０％超の場合、ベイナイトが内部の炭化物が１０μm^2あたり２０個以下のベイニティックフェライトを含むことにより、ベイニティックフェライトの周囲の残留γへ効率的にＣが濃化し、延性がさらに向上する。この効果を得るためには、内部の炭化物が１０μm^2あたり２０個以下のベイニティックフェライトの面積率が３％以上であることが好ましい。この面積率は、より好ましくは５％以上、さらに好ましくは７％以上である。

一方、強度の低下を抑制するために、内部の炭化物が１０μm^2あたり２０個以下のベイニティックフェライトの面積率は４０％以下であることが好ましい。この面積率は、より好ましくは３０％以下であり、さらに好ましくは２５％以下である。

なお、本発明では、内部の炭化物が１０μm^2あたり２０個超のベイニティックフェライトが存在していてもよい。

なお、上記のベイニティックフェライトは、前述したベイナイトから炭化物

などの析出物を除いたＢＣＣ相の部分のことを指す。

[0057] 次に、本発明の鋼板の鋼組織の測定方法について説明する。

フェライト、ベイニティックフェライト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイトの面積率の測定は、圧延方向と平行な板厚断面を切り出す。そして、切り出した板厚断面を鏡面研磨した後、３ｖｏｌ％ナイタールにて腐食し、１／４厚み位置でＳＥＭで５０００倍にて、視野範囲を３０μｍ×４０μｍとして、１０視野観察する方法で行う。図１は、鋼板の鋼組織のＳＥＭ拡大写真の一例を示す。図１に示すように、フェライト（図１中、符号Ｆ参照）は内部に殆ど炭化物を伴わず、比較的等軸なポリゴナルフェライトを対象とする。ＳＥＭでは最も黒色に見える領域である。ベイニティックフェライト（図１中、符号ＢＦ参照）は、内部にＳＥＭでは白色に見える炭化物または残留γの生成を伴うフェライト組織である。フレッシュマルテンサイトおよび残留オーステナイト（図１中、符号ＦＭ、ＲＡ参照）は、ＳＥＭでは内部に下部組織が見えずに白く見える塊状の領域である。

フレッシュマルテンサイトの面積率は、後述する方法により測定する残留γの体積率を面積率とみなし、白い塊状の領域の面積率から減ずることにより求めることができる。

[0058] 本発明では、フェライトであるのか、ベイニティックフェライトであるのか識別が難しい場合は、アスペクト比≦２．５の形態のポリゴナルフェライトの領域をフェライトとし、アスペクト比＞２．５の領域をベイニティックフェライトに分類し面積率を算出する。

図２は、本発明の鋼板の鋼組織の測定方法を説明するための図である。図２に示すように、アスペクト比は、粒子長さが最も長くなる長軸長さａを求め、それに垂直な方向でもっとも粒子を長く横切るときの粒子長さを短軸長さｂとし、ａ／ｂをアスペクト比とする。

[0059] 内部の炭化物が１０μｍ^{2}あたり２０個以下であるベイニティックフェライトの面積率については、５０００倍（視野範囲３０μｍ×４０μｍ）のＳＥＭ写真中で各ベイニティックフェライトの面積率とその内部の炭化物の個数

を測定する。そして、１０μｍ^{2}のベイニティックフェライトあたりの個数として換算したときの炭化物の個数が２０個以下であった各ベイニティックフェライトの組織全体に占める面積率を合計することにより求めることができる。

[0060] フェライト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率は、鋼組織全体から上記組織以外の残部組織の面積率を減ずることで求めることができる。ここで、炭化物の面積率は非常に少ないので、上記組織（フェライト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト）の面積率に含める。残部組織としては、パーライトや炭化物以外の析出物が挙げられ、これらの面積率はＳＥＭで求めることができる。

[0061] 残留オーステナイト（残留γ）の体積率は、鋼板表面から１／４厚み位置を化学研磨し、Ｘ線回折にて求められる。入射Ｘ線にはＣｏ－Ｋα線源を用い、フェライトの（２００）、（２１１）、（２２０）面とオーステナイトの（２００）、（２２０）、（３１１）面の強度比から残留オーステナイトの体積率を計算する。ここで、残留γはランダムに分布しているので、Ｘ線回折で求めた残留γの体積率は、鋼組織における残留γの面積率として扱うことができる。

[0062] 固溶Ｍｎ量が２．０質量％以上のフェライト（高Ｍｎフェライト）の面積率、Ｃ濃度が０．５質量％以上である領域の面積$S_{C\geqq 0.5}$およびＣ濃度が０．３質量％以上である領域の面積$S_{C\geqq 0.3}$の測定は、圧延方向に平行な板厚断面の板厚１／４位置において、日本電子製電界放出型電子線マイクロアナライザ（ＦＥ－ＥＰＭＡ）ＪＸＡ－８５００Ｆを用いて、加速電圧６ｋＶ、照射電流７×１０$^{-8}$Ａ、ビーム径を最小としてＭｎ濃度分布およびＣ濃度分布をマッピング分析することにより測定する。ただし、Ｃ濃度分布を測定する際は、コンタミネーションの影響を排除するために、分析で得られたＣ濃度の平均値が母材の炭素量（鋼板のＣ含有量）に等しくなる様、バックグラウンド分を差し引く。つまり、測定された炭素量の平均値が母材の炭素量より多

い場合、その増加分はコンタミネーションと考え、各位置での分析値からその増加分を一律差し引いた値を各位置での真のＣ濃度とする。

また、フェライトとベイニティックフェライトとは、前述したＳＥＭ観察により区別することができる。そのため、Ｃ濃度分布のマッピング分析を行った領域についてＳＥＭ観察を行うことにより、フェライト内における高Ｍｎフェライトと低Ｍｎフェライトの割合を求めることができる。

[0063] 本発明の鋼板は、引張強度（ＴＳ）が７８０ＭＰａ以上である。より好ましくは９８０ＭＰａ以上である。引張強度の上限については、他の特性との両立の観点から１４６９ＭＰａ以下であることが好ましく、より好ましくは１３２０ＭＰａ以下である。

[0064] 本発明の鋼板では、全伸びＴ－ＥＩは、ＴＳ：７８０ＭＰａ以上９８０ＭＰａ未満では１８．０％以上、ＴＳ：９８０ＭＰａ以上１１８０ＭＰａ未満では１６．０％以上、ＴＳ：１１８０ＭＰａ以上１３２０ＭＰａ未満では１４．０％以上、ＴＳ：１３２０ＭＰａ以上では１３．０％以上確保することで成形の安定性は格段に向上する。穴広げ率λは、３０％以上確保する。λの上限は、特に限定されないが、他の特性との両立の観点から、いずれの強度レベルにおいても、λは、９０％以下が好ましく、より好ましくは８０％以下である。

[0065] また、本発明の鋼板では、優れた衝突時のエネルギー吸収特性を確保する観点から、引張試験の公称応力－公称歪曲線における最大応力までの面積（変形時のエネルギー吸収量）が１３０００ＭＰａ・％以上であることが好ましい。より好ましくは１４０００ＭＰａ・％以上である。

[0066] 以上の本発明の鋼板は、鋼板表面（片側または両側）に亜鉛めっき層を有する鋼板であってもよい。めっき層は、溶融めっき層、電気めっき層のいずれでもよい。

[0067] 次に、本発明の鋼板の製造方法について説明する。

以下では、焼鈍温度での保持後、引き続き行う冷却処理において所定の条件下での滞留処理を行わない場合を第一実施形態として説明する。また、焼

鈍温度での保持後、引き続き行う冷却処理において所定の条件下での滞留処理を行う場合を第二実施形態として説明する。

[0068] なお、本発明で各工程において特定する温度は、スラブ（鋼スラブ）または鋼板の表面温度のことを指し、放射温度計等で測定することができる。また、平均冷却速度（℃／ｓ）は「（冷却開始温度－冷却停止温度）（℃）／冷却時間（ｓ）」とし、平均加熱速度（℃／ｓ）は、「（加熱停止温度－加熱開始温度）（℃）／加熱時間（ｓ）」とする。

[0069] また、図３は、本発明の鋼板の製造方法を説明するための図であり、特には、スラブ（鋼スラブ）または鋼板の表面温度の時間変化を示す。この温度の時間変化を含め、各工程の詳細を以下で説明する。図３（ａ）は、第一実施形態（滞留処理を行わない場合）の鋼板の製造方法における、スラブ（鋼スラブ）または鋼板の表面温度の時間変化を示す。また、図３（ｂ）は、第二実施形態（滞留処理を行う場合）の鋼板の製造方法における、スラブ（鋼スラブ）または鋼板の表面温度の時間変化を示す。

[0070] ＜第一実施形態（滞留処理無し）＞

本発明の鋼板の第一実施形態の製造方法では、図３（ａ）にも示すように、前述した成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延および冷間圧延を行った後、得られた冷延鋼板に対して焼鈍を行い、焼鈍は、

焼鈍温度：７７５℃以上８３０℃以下で保持を行う工程と、

焼鈍温度から焼鈍温度－１５℃までの温度範囲を、平均冷却速度ＣＲ１：０．０１℃／ｓ以上５℃／ｓ以下で冷却する工程と、

焼鈍温度－１５℃から２００℃以上３００℃以下の冷却停止温度までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ２：３℃／ｓ以上で冷却する工程と、

冷却停止温度から３８０℃までの温度範囲を平均加熱速度：２℃／ｓ以上で加熱する工程と、

３４０℃以上５９０℃以下の温度範囲を平均冷却速度ＣＲ４：０．０１～５℃／ｓで２０ｓ以上３０００ｓ以下滞留させる工程と、

５０℃以下の温度まで平均冷却速度ＣＲ５：０．１℃／ｓ以上で冷却する工

程と、をこの順で含む。

[0071] 熱間圧延

鋼スラブを熱間圧延するには、スラブを加熱後圧延する方法、連続鋳造後のスラブを加熱することなく直接圧延する方法、連続鋳造後のスラブに短時間加熱処理を施して圧延する方法などがある。熱間圧延は、常法にしたがって実施すればよく、例えば、スラブ加熱温度は１１００℃以上とすればよい。また、スラブ加熱温度は１３００℃以下とすればよい。また、均熱温度は２０ｍｉｎ以上とすればよい。また、均熱温度は３００ｍｉｎ以下とすればよい。また、仕上圧延温度は$Ａｒ_3$変態点以上とすればよい。また、仕上圧延温度は$Ａｒ_3$変態点＋２００℃以下とすればよい。また、巻取温度は４００℃以上とすればよい。また、巻取温度は７２０℃以下とすればよい。巻取温度は、板厚変動を抑制し高い強度を安定して確保する観点から制御することが好ましい。具体的には、巻取温度は、４３０以上とすることが好ましい。また、巻取温度は６３０℃以下とすることが好ましい。

[0072] 冷間圧延

冷間圧延では、圧延率（累積圧延率）を３０％以上とすればよい。また、圧延率（累積圧延率）は８５％以下とすればよい。高い強度を安定して確保し、異方性を小さくする観点から制御することが好ましい。具体的には圧延率は３５％以上とすることが好ましい。また、圧延率は８５％以下にすることが好ましい。なお、圧延荷重が高い場合は、４５０～７３０℃でＣＡＬ（連続焼鈍ライン）またはＢＡＦ（箱焼鈍炉）にて軟質化の焼鈍処理をすることが可能である。

[0073] 焼鈍

前述した成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延および冷間圧延を行った後、以下に規定の条件で焼鈍を施す。焼鈍設備は特に限定されないが、生産性、および所望の加熱速度および冷却速度を確保する観点から、連続焼鈍ライン（ＣＡＬ）または連続溶融亜鉛めっきライン（ＣＧＬ）で実施することが好ましい。

[0074] 焼鈍温度：７７５℃以上８３０℃以下で保持

所定の面積率のフェライト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、残留γを確保するために、焼鈍温度は７７５℃以上８３０℃以下とする。フェライトおよびベイニティックフェライトの合計を面積率で５％以上６０％以下とするために、焼鈍温度はフェライト＋オーステナイト二相域焼鈍となるように調整することが好ましい。焼鈍温度は、好ましくは７８０℃以上である。一方、焼鈍温度が８３０℃を超える場合はγ粒径が過度に大きくなり、所望の面積率である残留γを得るために必要なＣ原子の拡散距離が長くなるとともに、所定の量のフェライトが得られないことにより延性が低下する。したがって、焼鈍温度は８３０℃以下とする。

焼鈍温度での保持時間は特に限定されないが、冷間圧延後の組織からの再結晶および逆変態を十分に進行させるという観点から、１０ｓ以上とすることが好ましく、３０ｓ以上とすることがより好ましい。また、再結晶および逆変態後の組織の過度な粗大化を避けるという観点から、保持時間は６００ｓ以下とすることが好ましく、５００ｓ以下とすることがより好ましい。

[0075] 焼鈍温度から焼鈍温度－１５℃までの温度範囲を、平均冷却速度ＣＲ１：０．０１℃／ｓ以上５℃／ｓ以下で冷却

焼鈍中に生成したフェライトは、生成の際にＭｎの拡散を伴うことが可能なため、フェライト中のＭｎ濃度は小さくなるが、焼鈍温度から焼鈍温度－１５℃までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ１：０．０１℃／ｓ以上５℃／ｓ以下で冷却することにより、Ｍｎの拡散を伴うことなくＭｎ濃度の高いフェライトを得ることができる。この結果、幅広いＭｎ濃度分布を有するフェライトを得ることができ、変形時により広いひずみ範囲で高い加工硬化能が得られ、エネルギー吸収特性が改善する。

焼鈍温度から焼鈍温度－１５℃までの温度範囲の平均冷却速度ＣＲ１が５℃／ｓを超える場合、Ｍｎ濃度の高いフェライトを十分な量得ることができない。このため、平均冷却速度ＣＲ１は５℃／ｓ以下とする。好ましくは４℃／ｓ以下である。

一方、焼鈍温度から焼鈍温度－１５℃までの温度範囲の平均冷却速度ＣＲ１が０．０１℃／ｓ未満の場合、Ｍｎの拡散が進行し、Ｍｎ濃度の高いフェライトを十分な量得ることができない。このため、平均冷却速度ＣＲ１は０．０１℃／ｓ以上とする。好ましくは、０．１℃／ｓ以上である。

ここで、平均冷却速度ＣＲ１（℃／ｓ）は、「１５（℃）／（焼鈍温度から焼鈍温度－１５℃までの冷却時間（ｓ））」により求められる。

[0076] 焼鈍温度－１５℃から２００℃以上３００℃以下の冷却停止温度までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ２：３℃／ｓ以上で冷却

焼鈍温度から焼鈍温度－１５℃までの温度範囲を、平均冷却速度ＣＲ１：０．０１℃／ｓ以上５℃／ｓ以下で冷却後、２００℃以上３００℃以下の冷却停止温度までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ２：３℃／ｓ以上で冷却することにより、最終組織において所定の量の焼戻しマルテンサイトおよび残留γが得られ、強度、伸びフランジ成形性およびエネルギー吸収特性を改善させる。平均冷却速度ＣＲ２が３℃／ｓ未満の場合、冷却過程においてフェライト、ベイナイト、パーライトが過度に生成され、これによって強度、伸びフランジ成形性、エネルギー吸収特性が低下する。このため、焼鈍温度－１５℃から２００℃以上３００℃以下の冷却停止温度までの温度範囲の平均冷却速度ＣＲ２は３℃／ｓ以上とする。平均冷却速度ＣＲ２は、好ましくは５℃／ｓ以上であり、より好ましくは８℃／ｓ以上である。また、この温度範囲の平均冷却速度ＣＲ２が大きくなりすぎると、板形状が劣化するので、この温度範囲の平均冷却速度ＣＲ２は、１００℃／ｓ以下とすることが好ましい。平均冷却速度ＣＲ２は、より好ましくは５０℃／ｓ以下である。

所定の焼戻しマルテンサイト量および残留オーステナイト量を確保するため、冷却停止温度は２００℃以上とする。冷却停止温度は、好ましくは２１０℃以上であり、より好ましくは２２０℃以上である。冷却停止温度が３００℃を超えると塊状の未変態オーステナイトが多量に残存し、最終冷却時のフレッシュマルテンサイトの量が増加し、伸びフランジ成形性が低下する。よって、冷却停止温度は３００℃以下とする。冷却停止温度は、好ましくは２

８０℃以下である。

ここで、平均冷却速度ＣＲ２（℃／ｓ）は、「（焼鈍温度（℃）－１５（℃）－冷却停止温度（℃））／（焼鈍温度－１５℃から冷却停止温度までの冷却時間（ｓ））」により求められる。

[0077] 上記冷却停止温度から３８０℃までの温度範囲を平均加熱速度：２℃／ｓ以上で加熱

上記冷却停止温度から３８０℃までの温度範囲を短時間で加熱することで炭化物析出を抑えて高い延性を確保することができる。また、冷却して生成したマルテンサイトもしくはベイナイトを核に３８０℃以上に再加熱した際に上部ベイナイトが生成する。３８０℃までの平均加熱速度が遅いと、これらの効果が得られなくなる。その結果、残留γ量が減少して延性が低下する。このため、冷却停止温度から３８０℃までの温度範囲の平均加熱速度は２℃／ｓ以上とする。炭化物析出を抑制する観点、再加熱時に上部ベイナイトを生成させる観点からは、平均加熱速度は５℃／ｓ以上とすることが好ましく、１０℃／ｓ以上とすることがさらに好ましい。上記平均加熱速度の上限は特に限定されないが５０℃／ｓ以下が好ましく、より好ましくは３０℃／ｓ以下である。

[0078] ここで、平均加熱速度（℃／ｓ）は、「（３８０（℃）（加熱終了温度）－冷却停止温度（℃））／（冷却停止温度から３８０℃までの加熱時間（ｓ））」により求められる。

なお、ここでの加熱終了温度（３８０℃）は、平均加熱温度の算出の対象とする際の終了温度を指し、上記加熱後、後述の３４０℃以上５９０℃以下の温度範囲での滞留の前において、続けてさらに加熱を行ってもよい。

[0079] ３４０℃以上５９０℃以下の温度範囲を平均冷却速度ＣＲ４：０．０１～５℃／ｓで２０ｓ以上３０００ｓ以下滞留

残留γにＣを分配させてこれらを安定化させ、延性を向上させるという観点、未変態γとして塊状に分布している領域をベイナイト変態により細分化し、λを向上させる観点から、３４０℃以上５９０℃以下の温度範囲で２０

ｓ以上３０００ｓ以下滞留（徐冷）させる。さらに、残留γへの過剰なＣの分配による塊状組織の生成を抑制するとともに、フレッシュマルテンサイトの自己焼戻しによりλを向上させるため、この温度範囲を平均冷却速度ＣＲ４：０．０１～５℃／ｓで緩冷却する。平均冷却速度ＣＲ４が０．０１℃／ｓ未満の場合は、残留γへＣが過剰に分配され、塊状組織生成によりλの低下を招く。このため、平均冷却速度ＣＲ４は０．０１℃／ｓ以上とする。

一方、平均冷却速度ＣＲ４が５℃／ｓを超えると、残留γへのＣ分配が抑制され、十分な量のＣ濃化領域を得ることができない。また、フレッシュマルテンサイトが生成し、λの劣化を招く。したがって、平均冷却速度ＣＲ４は５℃／ｓ以下とする。

[0080] ここで、平均冷却速度ＣＲ４は、「（冷却開始温度（℃）－冷却停止温度（℃））／（冷却開始温度から冷却停止温度までの冷却時間（ｓ））」により求められる。

ここで、冷却開始温度、冷却停止温度は、３４０℃以上５９０℃の範囲であれば、特に限定されないが、冷却開始温度は３６０℃以上であることが好ましい。また、冷却開始温度は５８０℃以下であることが好ましい。また、冷却停止温度は３５０℃以上であることが好ましい。また、冷却停止温度は４５０℃以下であることが好ましい。

冷却開始温度が３８０℃超の場合には、前述の平均加熱速度：２℃／ｓ以上で加熱する工程後、冷却開始温度まで別途加熱を行っており、冷却開始温度が３８０℃未満の場合には、前述の平均加熱速度：２℃／ｓ以上で加熱する工程後、冷却開始温度まで別途冷却を行う。

[0081] なお、３４０℃以上５９０℃以下の温度範囲での保持（滞留、徐冷）は、溶融亜鉛めっき処理または合金化溶融亜鉛めっき処理を兼ねても良い。すなわち、前述した平均冷却速度ＣＲ４：０．０１～５℃／ｓで滞留させる工程において、鋼板に溶融亜鉛めっき処理または合金化溶融亜鉛めっき処理を行ってもよい。溶融亜鉛めっき処理を施す場合は、４４０℃以上５００℃以下の亜鉛めっき浴中に鋼板を浸漬し、溶融亜鉛めっき処理を施し、その後、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％以上０．２２％以下である亜鉛めっき浴を用いることが好ましい。また、合金化溶融亜鉛めっき処理として、溶融亜鉛めっき処理後に亜鉛めっきの合金化処理を施すことができる。亜鉛めっきの合金化処理を施す場合は、４７０℃以上５９０℃以下の温度域で実施することが好ましい。

なお、本工程は、冷却（滞留、徐冷（緩冷却））を行う工程であるが、上記の温度範囲、滞留時間の範囲、平均冷却速度ＣＲ４の範囲を満たしていれば、本工程中に、溶融亜鉛めっき処理や亜鉛めっきの合金化処理を施すことができる。溶融亜鉛めっき処理や亜鉛めっきの合金化処理では温度上昇を伴ってもよい。

[0082] ５０℃以下の温度まで平均冷却速度ＣＲ５：０．１℃／ｓ以上で冷却

その後、過剰な焼戻しによる軟化や炭化物析出による延性低下を防止するという観点から５０℃以下の温度まで０．１℃／ｓ以上の平均冷却速度ＣＲ５で冷却を行う。表面粗度の調整、板形状の平坦化などプレス成形性を安定化させるという観点やＹＳを上昇させるという観点から鋼板にスキンパス圧延を施すことができる。スキンパス伸長率は０．１～０．５％とするのが好ましい。また、板形状はレベラーで平坦化することも可能である。上記の５０℃以下の温度までの平均冷却速度ＣＲ５は、好ましくは５℃／ｓ以上である。また、平均冷却速度ＣＲ５は、好ましくは１００℃／ｓ以下である。

[0083] ここで、平均冷却速度ＣＲ５は、「（３４０（℃）（冷却開始温度）－５０℃以下の冷却停止温度（℃））／（冷却開始温度から冷却停止温度までの冷却時間（ｓ））」により求められる。

[0084] 伸びフランジ成形性を改善する観点から上記の焼鈍（熱処理）後、あるいはスキンパス圧延後に１００～３００℃で３０ｓｅｃ～１０日の低温熱処理を施すことも可能である。この処理により最終冷却時あるいはスキンパス圧延時に生成したマルテンサイトの焼戻しや焼鈍時に鋼板に侵入した水素の鋼板からの離脱が生じる。低温熱処理で水素は０．１ｐｐｍ未満に低減するこ

とが可能である。

[0085] また、電気めっきを施すことも可能である。すなわち、前述した平均冷却速度ＣＲ５：０．１℃／ｓ以上で冷却する工程後に、鋼板に電気亜鉛めっき処理を行ってもよい。電気めっきを施した後は鋼中の水素を低減する観点から上記の低温熱処理を施すことが好ましい。

[0086] ＜第二実施形態（滞留処理有り）＞

本発明の鋼板の第二実施形態の製造方法では、図３（ｂ）にも示すように、前述した成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延および冷間圧延を行った後、得られた冷延鋼板に対して、焼鈍を行い、焼鈍は、

焼鈍温度：７７５℃以上８３０℃以下で保持を行う工程と、

焼鈍温度から焼鈍温度－１５℃までの温度範囲を、平均冷却速度ＣＲ１：０．０１℃／ｓ以上５℃／ｓ以下で冷却する工程と、

焼鈍温度－１５℃から５００℃までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ２Ａ：３℃／ｓ以上で冷却する工程と、

５００℃からマルテンサイト変態開始温度Ｍｓ以上かつ３２０℃以上の滞留停止温度までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ３：１０℃／ｓ以下で１０ｓ以上６０ｓ以下滞留させる工程と、

滞留停止温度から２００℃以上３００℃以下の冷却停止温度までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ２Ｂ：３℃／ｓ以上で冷却する工程と、

冷却停止温度から３８０℃までの温度範囲を平均加熱速度：２℃／ｓ以上で加熱する工程と、

３４０℃以上５９０℃以下の温度範囲を平均冷却速度ＣＲ４：０．０１～５℃／ｓで２０ｓ以上３０００ｓ以下滞留させる工程と、

５０℃以下の温度まで平均冷却速度ＣＲ５：０．１℃／ｓ以上で冷却する工程と、をこの順で含む。

[0087] 第二実施形態において、熱間圧延、冷間圧延は第一実施形態と同様の条件で行うことができる。

また、第二実施形態では、焼鈍温度：７７５℃以上８３０℃以下で保持を行

う工程の処理、平均冷却速度ＣＲ１：０．０１℃／ｓ以上５℃／ｓ以下で冷却する工程の処理は、第一実施形態と同様の条件で行うことができる。

また、第二実施形態では、第一実施形態の平均冷却速度ＣＲ２：３℃／ｓ以上で冷却する工程の処理は、平均冷却速度ＣＲ２Ａ：３℃／ｓ以上で冷却する工程の処理、平均冷却速度ＣＲ３：１０℃／ｓ以下で１０ｓ以上６０ｓ以下滞留させる工程の処理、および平均冷却速度ＣＲ２Ｂ：３℃／ｓ以上で冷却する工程の処理とする。

また、第二実施形態では、平均加熱速度：２℃／ｓ以上で加熱する工程の処理、平均冷却速度ＣＲ４：０．０１～５℃／ｓで２０ｓ以上３０００ｓ以下滞留させる工程の処理、平均冷却速度ＣＲ５：０．１℃／ｓ以上で冷却する工程の処理は、第一実施形態と同様の条件で行うことができる。

また、第二実施形態では、その他の処理として、溶融亜鉛めっき処理、スキンパス圧延、焼鈍後の低温熱処理、電気めっき処理等も、第一実施形態と同様の条件で行うことができる。

以下、本実施形態では、平均冷却速度ＣＲ２Ａ：３℃／ｓ以上で冷却する工程の処理、平均冷却速度ＣＲ３：１０℃／ｓ以下で１０ｓ以上６０ｓ以下滞留させる工程の処理、平均冷却速度ＣＲ２Ｂ：３℃／ｓ以上で冷却する工程の処理について主に説明する。

[0088] 焼鈍温度－１５℃から５００℃までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ２Ａ：３℃／ｓ以上で冷却

５００℃からマルテンサイト変態開始温度Ｍｓ以上かつ３２０℃以上の滞留停止温度までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ３：１０℃／ｓ以下で１０ｓ以上６０ｓ以下滞留

滞留停止温度から２００℃以上３００℃以下の冷却停止温度までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ２Ｂ：３℃／ｓ以上で冷却

焼鈍温度－１５℃から２００℃以上３００℃以下の冷却停止温度まで冷却する工程中に、５００℃からマルテンサイト変態開始温度Ｍｓ以上かつ３２０℃以上の滞留停止温度までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ３：１０℃／ｓ

以下で１０ｓ以上６０ｓ以下滞留させる滞留（徐冷）処理工程を含むことで、炭化物密度の小さいベイニティックフェライトを生成させることが可能であり、ベイニティックフェライトに隣接したＣ濃度の高い残留γを生成させることができ、より延性に優れた鋼板を得ることができる。

滞留停止温度がＭｓ未満の場合または３２０℃未満の場合、マルテンサイトが先行して生成し、Ｓｗｉｎｇ　ｂａｃｋ現象によってベイナイト変態が過度に進行し、強度および伸びフランジ成形性の低下を招く場合がある。

一方、５００℃を超えると、ベイナイト変態の駆動力が低下し、炭化物密度の小さいベイニティックフェライトの生成量が低下する。よって、冷却中に滞留処理を行う場合、滞留させる温度範囲はＭｓ以上かつ３２０℃以上であって、５００℃以下とする。この温度範囲は、好ましくは３８０℃以上であり、より好ましくは４２０℃以上である。また、この温度範囲は、好ましくは４８０℃以下であり、より好ましくは４６０℃以下である。

[0089] 平均冷却速度ＣＲ２Ａを３℃／ｓ以上とし、平均冷却速度ＣＲ２Ｂを３℃／ｓ以上とするのは、どちらも第一実施形態で説明した平均冷却速度ＣＲ２を３℃／ｓ以上とするのと同様の理由である。平均冷却速度ＣＲ２Ａ、ＣＲ２Ｂは、どちらも好ましくは５℃／ｓ以上であり、より好ましくは８℃／ｓ以上である。また、平均冷却速度ＣＲ２Ａ、ＣＲ２Ｂは、共に大きくなりすぎると、板形状が劣化するため、平均冷却速度ＣＲ２Ａ、ＣＲ２Ｂは、１００℃／ｓ以下とすることが好ましい。平均冷却速度ＣＲ２Ａ、ＣＲ２Ｂは、共により好ましくは５０℃／ｓ以下である。

ここで、平均冷却速度ＣＲ２Ａ（℃／ｓ）は、「（焼鈍温度（℃）－１５（℃）－５００（℃））／（焼鈍温度－１５℃から５００℃までの冷却時間（ｓ））」により求められる。

また、平均冷却速度ＣＲ２Ｂ（℃／ｓ）は、（滞留停止温度（℃）－冷却停止温度（℃））を（滞留停止温度から冷却停止温度までの冷却時間（ｓ））で割ることにより得られる。

[0090] 平均冷却速度ＣＲ３が１０℃／ｓを超えると、ベイナイト変態量が減少し

、上記の延性向上効果が不十分となる。よって、冷却中に滞留処理を行う場合、平均冷却速度ＣＲ３は１０℃／ｓ以下とする。

また、滞留時間が１０ｓ未満であると、ベイナイト変態量が減少し、上記の延性向上効果が不十分となり、一方、６０ｓを超えるとベイナイトから塊状の未変態γへのＣの濃化が進行し、塊状組織の残存量の増加を招く。したがって、冷却中に滞留処理を行う場合、滞留時間は１０ｓ以上６０ｓ以下とする。ベイニティックフェライトと残留オーステナイトを確保し、延性を向上させる観点から、滞留時間は２０ｓ以上であることが好ましい。また、塊状組織の低減による伸びフランジ成形性の向上の観点から、滞留時間は５０ｓ以下であることが好ましい。

[0091] ここで、平均冷却速度ＣＲ３（℃／ｓ）は、「（５００（℃）－滞留停止温度（℃））／（５００℃から滞留停止温度までの冷却時間（ｓ））」により求められる。

[0092] なお、マルテンサイト変態開始温度Ｍｓは、円柱状の試験片（直径３ｍｍ×高さ１０ｍｍ）を用いて、フォーマスタ試験機にて、所定の焼鈍温度で保持後、ヘリウムガスで急冷したときの試験片の高さ変化を測定することにより求めることができる。

[0093] 本発明の鋼板は、板厚は０．５ｍｍ以上とすることが好ましい。また、板厚は２．０ｍｍ以下とすることが好ましい。

[0094] ＜部材＞

次に、本発明の部材およびその製造方法について説明する。

[0095] 本発明の部材は、本発明の鋼板に対して、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施してなるものである。また、本発明の部材の製造方法は、本発明の鋼板に対して、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む。

[0096] 本発明の鋼板は、引張強さが７８０ＭＰａ以上であり、高い延性、優れた伸びフランジ成形性および優れた衝突時のエネルギー吸収特性を有している。そのため、本発明の鋼板を用いて得た部材も高強度であり、従来の高強度

部材に比べて高い延性、優れた伸びフランジ成形性および優れた衝突時のエネルギー吸収特性を有している。また、本発明の部材を用いれば、軽量化可能である。したがって、本発明の部材は、例えば、車体骨格部品に好適に用いることができる。本発明の部材は、溶接継手も含む。

[0097] 成形加工は、プレス加工等の一般的な加工方法を制限なく用いることができる。また、接合加工は、スポット溶接、アーク溶接等の一般的な溶接や、リベット接合、かしめ接合等を制限なく用いることができる。

実施例

[0098] 表１に示す成分組成を有する板厚１．４ｍｍの冷延鋼板を、表２に示す焼鈍条件で処理し、本発明の鋼板と比較例の鋼板とを製造した。

各冷延鋼板は、表１に示す成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延（スラブ加熱温度：１２００℃、均熱時間：６０ｍｉｎ、仕上圧延温度：９００℃、巻取り温度：５００℃）、および冷間圧延（圧延率（累積圧延率）：５０％）を行うことで得た。

[0099] 表２中、マルテンサイト変態開始温度Ｍｓは、円柱状の試験片（直径３ｍｍ×高さ１０ｍｍ）を用いて、フォーマスタ試験機にて、所定の焼鈍温度で保持後、ヘリウムガスで急冷したときの試験片の高さ変化を測定することにより求めた。

[0100]

[表1]

鋼番	成分組成(質量%)								備考
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	others	
A	0.123	0.64	3.12	0.022	0.0021	0.060	0.0041	—	適合鋼
B	0.262	0.87	2.45	0.029	0.0032	0.016	0.0051	—	比較鋼
C	0.117	1.43	2.78	0.039	0.0034	0.032	0.0045	Ti:0.031, B:0.0044	適合鋼
D	0.138	0.33	2.24	0.018	0.0046	0.022	0.0053	—	比較鋼
E	0.192	1.63	2.57	0.048	0.0008	0.052	0.0063	Ti:0.022, B:0.0033, Nb:0.025	適合鋼
F	0.191	1.75	1.41	0.004	0.0047	0.039	0.0053	—	比較鋼
G	0.244	1.23	1.55	0.005	0.0025	0.037	0.0028	Ti:0.045, B:0.0012, Cu:0.19, Ni:0.13, Cr:0.08, Mo:0.07	適合鋼
H	0.181	1.42	2.97	0.016	0.0029	0.058	0.0056	V:0.025, Zr:0.012, W:0.015	適合鋼
I	0.044	1.25	2.44	0.041	0.0035	0.047	0.0049	—	比較鋼
J	0.178	0.61	3.30	0.037	0.0025	0.040	0.0064	Ti:0.015, B:0.0053, Ca:0.0016, Ce:0.0014, La:0.0012	適合鋼
K	0.212	2.36	2.77	0.025	0.0043	0.036	0.0059	B:0.0024, Mg:0.0008, Sb:0.01, Sn:0.01	適合鋼
L	0.174	2.61	3.24	0.010	0.0043	0.049	0.0059	—	比較鋼
M	0.162	2.15	3.63	0.014	0.0044	0.051	0.0044	—	比較鋼

※下線は本発明外を意味する。
※上記以外の残部はFeおよび不可避的不純物である。

[0101] [表2]

No.	鋼番	焼鈍条件												
		焼鈍温度 (℃)	CR1 *1 (℃/s)	CR2 *2 (℃/s)	Ms (℃)	CR3 *3 (℃/s)	滞留時間 *4 (sec)	滞留停止温度 (℃)	冷却停止温度 (℃)	加熱速度 *5 (℃/s)	CR4 *6 (℃/s)	滞留時間 *7 (sec)	CR5 *8 (℃/s)	めっき *9
1	A	785	0.1	5	320	–	–	–	220	3	0.01	2500	1	CR
2	A	785	0.1	5	320	2	10	480	280	3	0.01	1000	5	CR
3	A	770	0.1	5	310	–	–	–	230	3	0.03	1000	5	CR
4	A	880	0.1	5	355	–	–	–	210	3	0.03	1000	5	CR
5	B	810	0.1	5	325	–	–	–	260	3	0.03	1000	5	CR
6	C	820	0.03	10	335	–	–	–	290	5	0.05	1000	5	CR
7	C	820	4	10	340	2	20	460	230	5	0.05	1000	5	CR
8	C	820	0.003	10	320	–	–	–	220	5	0.05	1000	5	CR
9	C	820	7	10	330	–	–	–	240	5	0.07	500	5	CR
10	D	780	0.1	10	370	–	–	–	260	5	0.07	500	5	CR
11	E	815	1	10	315	–	–	–	230	10	0.20	500	20	GI
12	E	815	1	1	320	2	30	440	210	10	0.20	500	20	GI
13	E	825	1	10	330	2	30	440	190	10	0.20	500	20	GI
14	E	815	1	10	320	2	30	440	310	10	0.50	200	20	GI
15	F	830	1	10	340	–	–	–	230	10	0.50	200	20	GI
16	G	815	1	80	330	–	–	–	250	20	0.80	200	20	GI
17	G	815	1	80	330	5	10	450	270	20	0.80	200	20	GI
18	G	815	1	80	330	5	10	450	240	1	0.80	200	20	GI
19	H	800	1	30	310	–	–	–	210	20	1.00	200	50	GA
20	H	800	1	30	310	5	20	400	240	20	1.00	200	50	GA
21	H	800	1	30	310	5	20	400	280	20	0.001	500	50	GA
22	H	800	1	30	310	5	30	350	220	20	8.00	25	50	GA
23	I	830	1	30	370	–	–	–	250	20	1.00	200	50	GA
24	J	775	3	4	330	–	–	–	220	30	1.50	100	50	GA
25	J	775	3	50	330	10	10	400	260	30	1.50	100	50	GA
26	J	775	3	50	330	10	10	400	220	30	1.50	15	50	GA
27	J	775	3	50	330	10	10	400	250	30	0.01	3200	50	GA
28	K	825	3	50	305	–	–	–	205	30	2.00	100	50	EG
29	K	825	3	50	305	10	10	400	215	30	4.00	25	50	EG
30	K	825	3	50	305	10	10	400	225	30	4.00	25	0.01	EG
31	L	830	3	50	300	–	–	–	230	30	4.00	25	50	EG
32	M	800	3	50	290	–	–	–	220	30	4.00	25	50	EG

※下線は本発明外を意味する。
*1:焼鈍温度から焼鈍温度－15℃までの温度範囲の平均冷却速度
*2:焼鈍温度－15℃から200℃以上300℃以下の冷却停止温度までの温度範囲の平均冷却速度
（滞留有りの場合、CR2A＝CR2Bであり、CR2AおよびCR2Bをまとめて CR2として示す。）
*3:500℃からマルテンサイト変態開始温度Ms以上かつ320℃以上の滞留停止温度までの温度範囲の平均冷却速度(-は滞留処理を含まないことを意味する)
*4:500℃からマルテンサイト変態開始温度Ms以上かつ320℃以上の滞留停止温度までの温度範囲の滞留時間(-は滞留処理を含まないことを意味する)
*5:冷却停止温度から380℃までの温度範囲の平均加熱速度
*6:340℃以上590℃以下の温度範囲の平均冷却速度
*7:340℃以上590℃以下の温度範囲の滞留時間
*8:50℃以下の温度までの平均冷却速度
*9:CR:めっき無し、GA:合金化溶融亜鉛めっき鋼板、GI:溶融亜鉛めっき鋼板（亜鉛めっきの合金化処理無し）、EG:電気亜鉛めっき鋼板

[0102] なお、一部の鋼板（冷延鋼板：ＣＲ）は、３４０℃以上５９０℃以下の温度範囲を平均冷却速度ＣＲ４：０．０１～５℃／ｓで２０ｓ以上３０００ｓ以下滞留させる工程において、溶融亜鉛めっき処理を施し、溶融亜鉛めっき鋼板（ＧＩ）とした。ここでは、４４０℃以上５００℃以下の亜鉛めっき浴中に鋼板を浸漬して溶融亜鉛めっき処理を施し、その後、ガスワイピング等によって、めっき付着量を調整した。溶融亜鉛めっきはＡＩ量が０．１０％以上０．２２％以下である亜鉛めっき浴を用いた。さらに一部の溶融亜鉛めっき鋼板には、合金化溶融亜鉛めっき処理として、上記溶融亜鉛めっき処理

後に合金化処理を施し、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（ＧＡ）とした。ここでは、４６０℃以上５９０℃以下の温度域で合金化処理を施した。また、一部の鋼板（冷延鋼板：ＣＲ）は、平均冷却速度ＣＲ５：０．１℃／ｓ以上で冷却する工程後に、電気めっきを施し、電気亜鉛めっき鋼板（ＥＧ）とした。

[0103] また、一部の鋼板は、焼鈍条件において、滞留有りとしており（表２中、ＣＲ３、滞留時間、滞留停止温度の欄に、「－」でなく、値が示されている鋼板である。）、このときのＣＲ２Ａ、ＣＲ２Ｂについては、いずれもＣＲ２Ａ＝ＣＲ２Ｂであり、ＣＲ２ＡおよびＣＲ２Ｂをまとめて表２中にＣＲ２として示す。

[0104] 鋼組織の測定は、上記の方法で行った。測定結果を表３に示す。

[0105] [表3]

No.	鋼番	組織*10									特性				備考
		F+BF 面積率 *10 (%)	TM 面積率 *11 (%)	FM 面積率 *12 (%)	F+TM+ FM+B+RA 面積率 *13 (%)	$F_{2.0\leqq Mn}/F_{all}$ *14 面積率 (%)	$F_{Mn<2.0}/F_{all}$ *15 面積率 (%)	RA 体積率 *16 (%)	$S_{C\geqq 0.5}/S_{C\geqq 0.3}$ *17 (%)	BF_{θ} *18 (%)	TS (MPa)	T-El (%)	λ (%)	S-S カーブ面積 *19 (MPa･%)	
1	A	34	43	5	94	39	61	12	42	4	991	18.8	53	14805	発明例
2	A	38	24	17	96	48	52	17	48	6	1003	18.1	45	15209	発明例
3	A	63	17	11	97	65	35	6	33	3	975	18.4	28	13385	比較例
4	A	2	88	3	97	77	23	4	27	1	1321	10.7	58	11508	比較例
5	B	12	55	22	95	34	66	6	31	0	1488	8.8	35	10480	比較例
6	C	46	20	18	98	50	50	14	43	3	1032	18.5	48	15304	発明例
7	C	47	34	6	98	25	75	11	52	7	1052	18.9	63	15906	発明例
8	C	62	20	7	97	17	83	8	28	2	924	19.2	37	12780	比較例
9	C	42	36	11	99	16	84	10	33	3	981	16.4	45	12881	比較例
10	D	35	56	6	100	31	69	3	18	1	966	15.9	36	12188	比較例
11	E	15	67	9	100	28	72	9	30	2	1212	16.0	49	15524	発明例
12	E	45	34	5	88	54	46	4	34	21	1042	13.4	32	11180	比較例
13	E	15	81	1	100	59	41	3	40	5	1311	11.5	58	12051	比較例
14	E	22	18	46	100	56	44	14	22	15	1372	10.1	17	11076	比較例
15	F	66	19	7	95	69	31	3	15	24	1020	15.2	38	12303	比較例
16	G	13	71	8	100	37	63	8	39	1	1351	15.5	48	16762	発明例
17	G	27	48	13	100	39	61	12	45	15	1337	16.1	41	17211	発明例
18	G	31	45	16	96	38	62	4	31	21	1318	13.2	36	13918	比較例
19	H	29	57	4	100	29	71	10	30	1	1241	15.5	51	15488	発明例
20	H	33	48	6	100	28	72	13	36	8	1234	16.4	48	16290	発明例
21	H	30	42	21	100	28	72	7	23	10	1247	14.8	28	14364	比較例
22	H	27	38	32	100	25	75	3	17	6	1299	13.2	25	13517	比較例
23	I	71	19	8	100	34	66	2	4	4	772	16.3	39	10057	比較例
24	J	12	72	3	95	26	74	8	29	0	1244	16.2	47	16222	発明例
25	J	21	56	8	100	22	78	15	39	9	1227	17.1	44	16885	発明例
26	J	20	49	28	100	25	75	3	15	3	1286	14.4	26	14615	比較例
27	J	24	41	21	100	23	77	14	33	13	1215	16.1	27	15560	比較例
28	K	8	79	7	100	26	74	6	21	0	1238	15.5	41	15451	発明例
29	K	19	58	9	100	28	72	14	21	10	1225	16.4	38	16272	発明例
30	K	22	52	22	100	31	69	4	17	12	1210	13.7	29	13252	比較例
31	L	7	65	14	100	32	68	14	20	3	1249	15.6	25	15568	比較例
32	M	20	36	36	100	16	84	8	33	1	1312	13.7	21	14269	比較例

※下線は本発明外を意味する。
*10:フェライトとベイニティックフェライトの合計面積率
*11:焼戻しマルテンサイトの面積率
*12:フレッシュマルテンサイトの面積率
*13:フェライト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率
*14:固溶Mn量が2．0%以上の高フェライトのフェライト全体に占める割合
*15:固溶Mn量が2．0%未満の低フェライトのフェライト全体に占める割合
*16:残留オーステナイトの体積率
*17:C濃度が0．5質量%以上である領域の面積SC≧0．5が、C濃度が0．3質量%以上である領域の面積SC≧0．3に占める割合
*18:内部の炭化物が10μm^2あたり20個以下のベイニティックフェライトの面積率
*19: エネルギー吸収量

[0106] 得られた鋼板より、ＪＩＳ５号引張試験片および穴広げ試験片を採取し、

引張試験（ＪＩＳ　Ｚ２２４１（２０１１）に準拠）を実施した。ＴＳ、Ｔ－ＥＩを表３に示す。

引張強度が７８０ＭＰａ以上であるものを強度に優れると判断した。

全伸びＴ－ＥＩがＴＳ：９８０ＭＰａ未満では１８．０％以上、ＴＳ：９８０ＭＰａ以上１１８０ＭＰａ未満では１６．０％以上、ＴＳ：１１８０ＭＰａ以上１３２０ＭＰａ未満では１４．０％以上、ＴＳ：１３２０ＭＰａ以上では１３．０％以上のものを延性に優れると判断した。

[0107] さらに、引張試験の公称応力－公称歪曲線における最大応力までの面積を変形時のエネルギー吸収量とみなし、１３０００ＭＰａ・％以上のものを衝突時のエネルギー吸収特性に優れるとした。

[0108] また、伸びフランジ成形性は、熱処理後に得られた鋼板より穴広げ試験片を採取し、日本鉄鋼連盟規格ＪＦＳＴ１００１の規定に準拠した穴広げ試験により評価した。すなわち、１００ｍｍ×１００ｍｍ角サイズのサンプルにポンチ径１０ｍｍ、ダイス径１０．３ｍｍ（クリアランス１３％）の打ち抜き工具を用いて打ち抜き後、頂角６０度の円錐ポンチを用いて、打ち抜き穴形成の際に発生したバリが外側になるようにして、板厚を貫通する割れが発生するまで穴広げを行った。この際のd_0：初期穴径（ｍｍ）、ｄ：割れ発生時の穴径（ｍｍ）として、穴広げ率λ（％）＝｛（ｄ－d_0）／d_0｝×１００として求め、表３に示した。３０％以上のλを有する鋼を伸びフランジ成形性（穴広げ性）に優れると判断した。

[0109] 表２、３に示す本発明例は、強度、延性、伸びフランジ成形性、およびエネルギー吸収特性に優れているのに対して、比較例はいずれかが劣っている。

[0110] また、本発明例の鋼板を用いて、成形加工を施して得た部材、接合加工を施して得た部材、さらに成形加工および接合加工を施して得た部材は、本発明例の鋼板が高強度であり、高い延性、優れた伸びフランジ成形性および優れた衝突時のエネルギー吸収特性を有していることから、本発明例の鋼板と同様に、高強度であり、高い延性、優れた伸びフランジ成形性および優れた

衝突時のエネルギー吸収特性を有することがわかった。

産業上の利用可能性

[0111] 本発明は、極めて高い延性と優れた伸びフランジ成形性、さらに優れたエネルギー吸収特性を有し、自動車、家電等においてプレス成形工程を経て使用されるプレス成形用部品に好ましく適用できる。

符号の説明

[0112] Ｆ　フェライト

ＴＭ　焼戻しマルテンサイト

ＢＦ　ベイニティックフェライト

ＦＭ　フレッシュマルテンサイト

ＲＡ　残留オーステナイト

請求の範囲

[請求項1] 質量％で、

Ｃ：０．０６％以上０．２５％以下、

Ｓｉ：０．４％以上２．５％以下、

Ｍｎ：１．５％以上３．５％以下、

Ｐ：０．１０％以下、

Ｓ：０．０１０％以下、

ｓｏｌ．Ａｌ：１．０％以下、

Ｎ：０．０１５％以下

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し、

全組織に占める面積率で、

フェライトおよびベイニティックフェライトの合計：５％以上６０％以下であり、

焼戻しマルテンサイト：２０％以上８０％以下であり、

フレッシュマルテンサイト：２０％以下（０％を含む）であり、

体積率で、残留オーステナイト：５％以上２５％以下であり、

フェライト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計の面積率：９０％以上（１００％を含む）である鋼組織を有し、

前記フェライトが０％超である場合、前記フェライトにおいて、

固溶Ｍｎ量が２．０質量％以上であるフェライトのフェライト全体に占める割合が、面積率で２０％以上７０％以下であり、

Ｃ濃度が０．３質量％以上である領域の面積$S_{C\geqq 0.3}$に対する、Ｃ濃度が０．５質量％以上である領域の面積$S_{C\geqq 0.5}$の割合：（$S_{C\geqq 0.5}$／$S_{C\geqq 0.3}$）×１００が２０％以上である、鋼板。

[請求項2] 前記成分組成として、さらに、質量％で、

Ｔｉ：０．１％以下、

Ｂ：０．０１％以下、

Ｃｕ：１％以下、

Ｎｉ：１％以下、

Ｃｒ：１．０％以下、

Ｍｏ：０．５％以下、

Ｖ：０．５％以下、

Ｎｂ：０．１％以下、

Ｚｒ：０．２％以下、

Ｗ：０．２％以下、

Ｃａ：０．００４０％以下、

Ｃｅ：０．００４０％以下、

Ｌａ：０．００４０％以下、

Ｍｇ：０．００３０％以下、

Ｓｂ：０．１％以下、

Ｓｎ：０．１％以下

のうちから選んだ１種または２種以上を含有する、請求項１に記載の鋼板。

[請求項3] 前記鋼組織において、さらに、内部の炭化物が１０μｍ^{2}あたり２０個以下であるベイニティックフェライトを面積率で３％以上４０％以下含む、請求項１または２に記載の鋼板。

[請求項4] 表面に亜鉛めっき層を有する、請求項１～３のいずれかに記載の鋼板。

[請求項5] 請求項１～４のいずれかに記載の鋼板を用いてなる部材。

[請求項6] 請求項１または２に記載の成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延および冷間圧延を行った後、得られた冷延鋼板に対して焼鈍を行い、

前記焼鈍は、

焼鈍温度：７７５℃以上８３０℃以下で保持を行う工程と、

前記焼鈍温度から焼鈍温度－１５℃までの温度範囲を、平均冷却速度ＣＲ１：０．０１℃／ｓ以上５℃／ｓ以下で冷却する工程と、

焼鈍温度－１５℃から２００℃以上３００℃以下の冷却停止温度までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ２：３℃／ｓ以上で冷却する工程と、

前記冷却停止温度から３８０℃までの温度範囲を平均加熱速度：２℃／ｓ以上で加熱する工程と、

３４０℃以上５９０℃以下の温度範囲を平均冷却速度ＣＲ４：０．０１～５℃／ｓで２０ｓ以上３０００ｓ以下滞留させる工程と、

５０℃以下の温度まで平均冷却速度ＣＲ５：０．１℃／ｓ以上で冷却する工程と、

をこの順で含む、鋼板の製造方法。

[請求項7] 請求項１または２に記載の成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延および冷間圧延を行った後、得られた冷延鋼板に対して焼鈍を行い、

前記焼鈍は、

焼鈍温度：７７５℃以上８３０℃以下で保持を行う工程と、

前記焼鈍温度から焼鈍温度－１５℃までの温度範囲を、平均冷却速度ＣＲ１：０．０１℃／ｓ以上５℃／ｓ以下で冷却する工程と、

焼鈍温度－１５℃から５００℃までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ２Ａ：３℃／ｓ以上で冷却する工程と、

５００℃からマルテンサイト変態開始温度Ｍｓ以上かつ３２０℃以上の滞留停止温度までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ３：１０℃／ｓ以下で１０ｓ以上６０ｓ以下滞留させる工程と、

前記滞留停止温度から２００℃以上３００℃以下の冷却停止温度までの温度範囲を平均冷却速度ＣＲ２Ｂ：３℃／ｓ以上で冷却する工程と、

前記冷却停止温度から３８０℃までの温度範囲を平均加熱速度：２℃／ｓ以上で加熱する工程と、

３４０℃以上５９０℃以下の温度範囲を平均冷却速度ＣＲ４：０．０１～５℃／ｓで２０ｓ以上３０００ｓ以下滞留させる工程と、

５０℃以下の温度まで平均冷却速度ＣＲ５：０．１℃／ｓ以上で冷却する工程と、

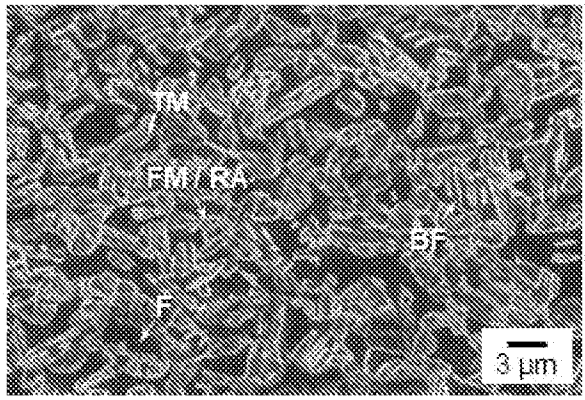
をこの順で含む、鋼板の製造方法。

[請求項8] 前記平均冷却速度ＣＲ４：０．０１～５℃／ｓで滞留させる工程において、鋼板に溶融亜鉛めっき処理または合金化溶融亜鉛めっき処理を行う、請求項６または７に記載の鋼板の製造方法。

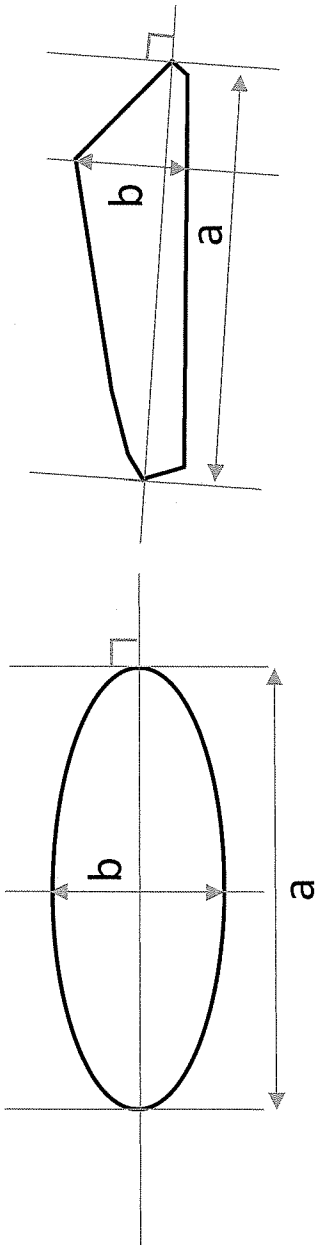
[請求項9] 前記平均冷却速度ＣＲ５：０．１℃／ｓ以上で冷却する工程後に、電気亜鉛めっき処理を行う工程を含む、請求項６または７に記載の鋼板の製造方法。

[請求項10] 請求項１～４のいずれかに記載の鋼板に、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む、部材の製造方法。

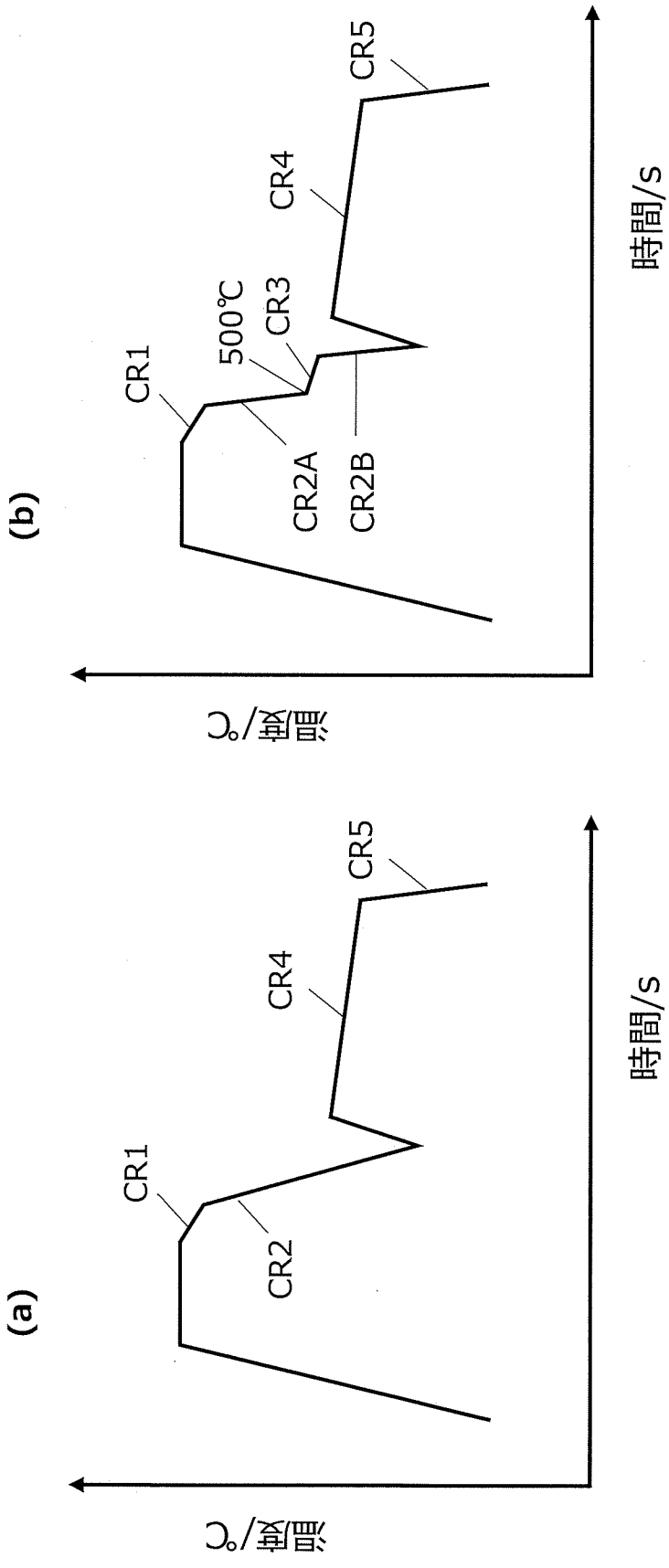
[図1]



[図2]



[図3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2024/036362

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/00(2006.01)i; ***C21D 9/46***(2006.01)i; ***C22C 38/06***(2006.01)i; ***C22C 38/60***(2006.01)i
FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/60; C21D9/46 J; C21D9/46 H; C21D9/46 G

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; C21D8/02

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 2022/079987 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 21 April 2022 (2022-04-21) claims, paragraphs [0075]-[0081], tables 1 to 3-2	1-10
A	WO 2022/079988 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 21 April 2022 (2022-04-21) claims, paragraphs [0075]-[0081], tables 1 to 3-2	1-10
A	WO 2023/188643 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 05 October 2023 (2023-10-05) claims, paragraph [0071]	1-10
A	JP 2019-505691 A (ARCELORMITTAL) 28 February 2019 (2019-02-28) claims	1-10
A	WO 2022/004818 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 06 January 2022 (2022-01-06) claims	1-10
A	WO 2013/089095 A1 (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO) 20 June 2013 (2013-06-20) claims, tables 1 to 14	1-10

☑ 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	Date of mailing of the international search report
18 December 2024	**07 January 2025**

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

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2024/036362

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2018/216522 A1 (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO) 29 November 2018 (2018-11-29) claims, tables 1 to 4	1-10

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2024/036362

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO 2022/079987 A1	21 April 2022	EP 4194577 A1 claims, paragraphs [0071]-[0079], tables 1 to 3-2 US 2023/0235421 A1 CN 116323993 A	
WO 2022/079988 A1	21 April 2022	EP 4194578 A1 claims, paragraphs [0071]-[0078], tables 1 to 3-2 US 2023/0374622 A1 CN 116472359 A	
WO 2023/188643 A1	05 October 2023	EP 4474496 A1 claims, paragraph [0113] CN 118804990 A	
JP 2019-505691 A	28 February 2019	WO 2017/108897 A1 claims US 2018/0371566 A1 CN 108431248 A	
WO 2022/004818 A1	06 January 2022	EP 4137601 A1 claims US 2023/0220510 A1 CN 115698361 A	
WO 2013/089095 A1	20 June 2013	EP 2792760 A1 claims, tables 1 to 14 US 2014/0305553 A1 CN 103987870 A	
WO 2018/216522 A1	29 November 2018	EP 3633058 A1 claims, tables 1 to 4 US 2020/0071787 A1 CN 110651062 A	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2024/036362

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 38/06(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i
FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/60; C21D9/46 J; C21D9/46 H; C21D9/46 G

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; C21D8/02

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０２４年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２４年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２４年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー*	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	WO 2022/079987 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 21.04.2022 (2022-04-21) 請求の範囲，［００７５］－［００８１］，表１－表３－２	1-10
A	WO 2022/079988 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 21.04.2022 (2022-04-21) 請求の範囲，［００７５］－［００８１］，表１－表３－２	1-10
A	WO 2023/188643 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 05.10.2023 (2023-10-05) 請求の範囲，［００７１］	1-10
A	JP 2019-505691 A (アルセロールミタル) 28.02.2019 (2019-02-28) 特許請求の範囲	1-10
A	WO 2022/004818 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 06.01.2022 (2022-01-06) 請求の範囲	1-10
A	WO 2013/089095 A1 (株式会社神戸製鋼所) 20.06.2013 (2013-06-20) 請求の範囲，表１－表１４	1-10
A	WO 2018/216522 A1 (株式会社神戸製鋼所) 29.11.2018 (2018-11-29) 請求の範囲，表１－表４	1-10

☐ 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
“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	国際調査報告の発送日
18.12.2024	07.01.2025

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

権限のある職員（特許庁審査官）
鈴木　毅 4K 9154

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2024/036362

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
WO 2022/079987 A1	21.04.2022	EP 4194577 A1 Claims, [0071]-[0079], Table1-Table3-2 US 2023/0235421 A1 CN 116323993 A	
WO 2022/079988 A1	21.04.2022	EP 4194578 A1 Claims, [0071]-[0078], Table1-Table3-2 US 2023/0374622 A1 CN 116472359 A	
WO 2023/188643 A1	05.10.2023	EP 4474496 A1 Claims, [0113] CN 118804990 A	
JP 2019-505691 A	28.02.2019	WO 2017/108897 A1 Claims US 2018/0371566 A1 CN 108431248 A	
WO 2022/004818 A1	06.01.2022	EP 4137601 A1 Claims US 2023/0220510 A1 CN 115698361 A	
WO 2013/089095 A1	20.06.2013	EP 2792760 A1 Claims, Table1-Table14 US 2014/0305553 A1 CN 103987870 A	
WO 2018/216522 A1	29.11.2018	EP 3633058 A1 Claims, Table1-Table4 US 2020/0071787 A1 CN 110651062 A	