(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2020年10月15日(15.10.2020)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2020/209275 A1

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

(21) 国際出願番号： PCT/JP2020/015765

(22) 国際出願日： 2020年4月8日(08.04.2020)

(25) 国際出願の言語： 日本語

(26) 国際公開の言語： 日本語

(30) 優先権データ：
特願 2019-075692 2019年4月11日(11.04.2019) JP

(71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (**NIPPON STEEL CORPORATION**) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 佐野 幸一 (**SANO Kohichi**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 川田 裕之 (**KAWATA Hiroyuki**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 竹田 健悟 (**TAKEDA Kengo**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 棚井 澄雄, 外 (**TANAI Sumio** et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目９番２号 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, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

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

添付公開書類：
— 国際調査報告（条約第21条(3)）

WO 2020/209275 A1

(54) **Title:** STEEL SHEET AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称： 鋼板及びその製造方法

(57) **Abstract:** This steel sheet has a predetermined chemical composition, wherein: the area percentage of plate martensite is not less than 10%; an average particle size of prior-austenite grains is 2.0-10.0 μm and a maximum size thereof is not more than 20.0 μm; the solid solution amount of C in martensite is not more than 0.20 mass% and an average carbide size is not more than 0.25 μm; a crystal orientation difference in the same prior-austenite grain between plate martensite and another martensite adjacent thereto is not more than 10.0 °; and the concentration of P in the grain boundary of each of the prior-austenite grains is not more than 4.0 at%.

(57) 要約：この鋼板は、所定の化学組成を有し、プレートマルテンサイトの面積率が１０％以上であり、旧オーステナイト粒の平均粒径が２．０μｍ以上１０．０μｍ以下、かつ、最大径が２０．０μｍ以下であり、マルテンサイト中の、固溶Ｃ量が０．２０質量％以下、平均炭化物サイズが０．２５μｍ以下であり、同一の旧オーステナイト粒中の、プレートマルテンサイトとこれに隣接する他のマルテンサイトとの結晶方位差が１０．０° 以下であり、旧オーステナイト粒の粒界におけるＰ濃度が４．０ａｔ％以下である。

明　細　書

発明の名称 ： 鋼板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、鋼板及びその製造方法に関する。本願は、２０１９年４月１１日に、日本に出願された特願２０１９－０７５６９２号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 近年では環境問題への意識が高まり、自動車業界では燃費向上のため、車体の軽量化が重要となっている。一方で、衝突時の安全を確保するため、車体強度を高める必要も生じている。この車体軽量化と安全性の向上を両立させるために、高強度材（高強度鋼材）を使用することが検討されている。しかしながら、鋼材は強度が高くなるほど、プレス成形が困難となり、プレス成形を行ってもスプリングバックによって、形状が崩れてしまうことが多い。また、高強度になるほど、靭性が劣化し、耐衝撃特性が低下してしまう傾向にある。

スプリングバックは、鋼材が降伏しない部分があることによって起こりやすくなる。そのため、鋼材最大強度を高くしながらも、鋼材の降伏応力を低くすることができれば、鋼材の形状凍結性を向上させやすいと考えられる。しかしながら、降伏応力を低くすると、プレス時に変形量が小さい領域がある場合、その変形量が小さい領域の強度が低くなり、耐衝撃特性が劣化してしまう。そのため、変形量が小さい領域でも強度を高くすることができるように、降伏直後に加工硬化量が高い鋼板が望まれる。一方、変形量が多い領域の加工硬化量が高いと、部材の場所によって強度のばらつきが大きくなってしまい、耐衝撃特性が劣化してしまう。そこで、歪量が大きくなった場合には加工硬化量が低い鋼板が望まれる。

また、上記のように、降伏直後の加工硬化量を高くし、かつ高歪域では加工硬化量の低い鋼板として形状凍結性を確保しながら耐衝撃特性を向上させ

ても、車体軽量化に有効な９８０ＭＰａ以上の鋼板では靭性が劣化する場合がある。このような鋼板では、設計基準によっては、耐衝撃特性が十分でない場合がある。そこで、上記のような加工硬化の特徴を持ちながら、靭性を高める技術が求められている。

[0003] 高強度材として、特許文献１、２に記載のＤＰ（Ｄｕａｌ　Ｐｈａｓｅ）鋼や特許文献３、４に記載のＴＲＩＰ（Ｔｒａｎｓｆｏｒｍａｔｉｏｎ　Ｉｎｄｕｃｅｄ　Ｐｌａｓｔｉｃｉｔｙ）鋼といった、複合組織鋼が知られている。このようなＤＰ鋼やＴＲＩＰ鋼は、硬質な組織を鋼中に存在させることによって、強度を高めている。

[0004] また、特許文献５には、歪の少ない結晶粒が歪の多い結晶粒に対して相対的に多くなるように制御し、低温靭性を向上させる手法が記載されている。歪の少ない結晶粒は、ベイナイトである。

[0005] 強度を高めるためには、焼き戻しマルテンサイトやフレッシュマルテンサイトが必要である。特許文献６には、鋼板の強度を高強度とするために、焼き戻しマルテンサイトを主組織とする鋼板が開示されている。

[0006] 降伏応力を低下させる方法として、フレッシュマルテンサイトを分散させ、可動転位を増やし、鋼板を降伏させやすくする技術がある。例えば、特許文献７には、鋼板の強度を高強度とするために、ベイナイトや焼き戻しマルテンサイトを主組織とし、さらにフレッシュマルテンサイトを１８％以下（好ましくは１０％以下）に分散させることによって、鋼板の降伏応力を低降伏応力にし、高強度かつ形状凍結性を高める手法が記載されている。

[0007] 特許文献８には、マルテンサイト変態温度（Ｍｓ点）以下において、冷却速度を比較的低めに規定し、鋼組織を、オートテンパードマルテンサイトを８０％以上有する鋼組織とすることで、延性と伸びフランジ性に優れた高強度鋼板が得られることが開示されている。

[0008] しかしながら、上述の先行技術には以下の課題があった。

特許文献１～４に開示されている鋼は、均一伸びを高めるために、高歪域でも加工硬化量を高くしていることが特徴である。したがって、形状凍結性

と耐衝撃特性とを向上させたい場合には特許文献１～４に開示された技術は不向きである。また、ＴＲＩＰ鋼は、残留オーステナイトが加工誘起変態することによって、さらに加工硬化量を高めたものである。したがって、高歪域まで残留オーステナイト量が残らないように、残留オーステナイト量の制限をする必要がある。

特許文献５では、２種のベイナイトをバランスよい分率とすることによって、強度、成形性及び靭性を高めている。しかしながら、より高強度にしようとすると、焼き戻しマルテンサイトやフレッシュマルテンサイトが主となるため、歪量が多くなってしまい、低温靭性を向上させることが出来なくなってしまう。

特許文献６では、降伏応力が高く、形状凍結性が劣位である可能性がある。

特許文献７では、フレッシュマルテンサイトは、焼き戻しマルテンサイトやベイナイトに比べ硬く、割れの起点になりやすい。そのため、フレッシュマルテンサイトを分散させることは靭性の劣化につながるという問題があった。

特許文献８に開示されている鋼板においては、延性、伸びフランジ性で加工性を評価している。しかしながら、降伏直後の加工硬化量を高くし、かつ、高歪域での加工硬化量を低くすることができないことから形状凍結性は十分ではなかった。

先行技術文献

特許文献

[0009] 特許文献1：日本国特許第５３０５１４９号公報

特許文献2：日本国特許第４７３００５６号公報

特許文献3：日本国特開昭６１－１５７６２５号公報

特許文献4：日本国特開２００７－０６３６０４号公報

特許文献5：国際公開第２０１５／０４６３３９号

特許文献6：国際公開第２０１７／０３７８２７号

特許文献7：国際公開第２０１３／１４６１４８号

特許文献8：日本国特許第５３６５２１６号公報

非特許文献

[0010] 非特許文献1：牧正志、「鉄鋼の相変態－マルテンサイト変態編Ｉ－鉄合金のマルテンサイト変態の特徴－」（まてりあ、Ｖｏｌ．５４、Ｎｏ．１１、２０１５年１１月、ｐ．５５７－５６３）

非特許文献2：牧正志、「鉄鋼の相変態－マルテンサイト変態編ＩＩ－鉄合金マルテンサイトの内部微視組織および加工誘起変態－」（まてりあ、Ｖｏｌ．５４、Ｎｏ．１２、２０１５年１２月、ｐ．６２６－６３２）

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0011] 本発明は、従来技術の現状に鑑み、車体軽量化と安全性の向上を両立できる引張強度９８０ＭＰａ以上の高強度鋼板を対象とし、プレス加工される自動車用鋼板として好適な、プレス後の形状凍結性特性及び耐衝撃特性に優れる鋼板並びにその製造方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0012] 本発明者らは、上記課題を解決する手法について鋭意研究し、以下の知見を得るに至った。

[0013] （ｉ）冷間圧延の後、加熱速度を制御しながらオーステナイト単相域に加熱する。その後、冷却速度を制御してフェライトやベイナイト変態を抑制する。次いで、マルテンサイト変態する温度域での冷却速度制御を行う。さらに、引張応力を加える。上記によって、プレートマルテンサイトを含むマルテンサイト（フレッシュマルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイト）を形成することができる。このような組織は、低降伏応力でありがら、降伏直後の加工硬化量が高く、かつ高歪域では加工硬化量を低くすることができるので、形状凍結性を向上させることが出来る。

[0014] （ｉｉ）熱延の加熱温度、圧下配分及び冷却速度、並びに、冷間圧延後の熱

処理時の加熱速度及び加熱温度と時間を制御することによって、旧オーステナイト粒の平均粒径と最大サイズとを小さくすることができる。旧オーステナイト粒の平均粒径と最大サイズとを小さくすれば、靭性が向上する。

[0015] （ｉｉｉ）熱処理時にマルテンサイト変態後の熱履歴を制御することによって、マルテンサイト（フレッシュマルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイト）中の固溶Ｃ量を低下させ、かつ、マルテンサイト中の炭化物の平均サイズを低下させることができる。マルテンサイト中の固溶Ｃ量が低下すると、高歪域での加工硬化量が低下する。また、炭化物の平均サイズが小さくなることによって、低歪域での加工硬化量を高くすることが出来る。

[0016] （ｉｖ）熱間圧延後の冷却を制御することによって、旧オーステナイト粒界におけるＰを低減することができる。旧オーステナイト粒界におけるＰを低減すると、靭性が向上する。

[0017] 本発明は、上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は以下のとおりである。

[0018] （１）化学組成が、質量％で、Ｃ：０．１５％以上、０．４０％以下、Ｓｉ：０．０１％以上、２．００％以下、Ｍｎ：０．１０％以上、４．００％以下、Ａｌ：０．００５％以上、１．５００％以下、Ｐ：０．００１％以上、０．１００％以下、Ｓ：０．０００５％以上、０．０１００％以下、Ｎ：０．０００５％以上、０．０１００％以下、Ｔｉ：０％以上、０．２００％以下、Ｍｏ：０％以上、０．３００％以下、Ｎｂ：０％以上、０．２００％以下、Ｃｒ：０％以上、４．０００％以下、Ｂ：０％以上、０．００５０％以下、Ｖ：０％以上、０．３００％以下、Ｎｉ：０％以上、４．００％以下、Ｃｕ：０％以上、４．００％以下、Ｗ：０％以上、２．００％以下、Ｃａ：０％以上、０．０１００％以下、Ｃｅ：０％以上、０．０１００％以下、Ｍｇ：０％以上、０．０１００％以下、Ｚｒ：０％以上、０．０１００％以下、Ｌａ：０％以上、０．０１００％以下、Ｃｅ、Ｌａ以外のＲＥＭ：０％以上、０．０１００％以下、Ｓｎ：０％以上、１．０００％以下、Ｓｂ：０％以上、０．２００％以下、残部：Ｆｅ及び不純物からなり、表面から板厚方

向に板厚の１／８の位置～前記表面から前記板厚方向に前記板厚の３／８の位置の間の範囲である１／４厚におけるミクロ組織が、面積率で、フェライト：０％以上、１０％以下、残留オーステナイト：０％以上、１０％以下、上部ベイナイト：０％以上、１０％以下、マルテンサイト：７０％以上、１００％以下、パーライト：０％以上、５％以下、からなり、前記マルテンサイトに含まれるプレートマルテンサイトの面積率が、組織全体の面積に対して、１０％以上３５％以下であり、旧オーステナイト粒の平均粒径が２．０μｍ以上、１０．０μｍ以下、かつ、前記旧オーステナイト粒の最大径が２０．０μｍ以下であり、前記マルテンサイト中の固溶Ｃ量が０．２０質量％以下であり、前記マルテンサイト中の平均炭化物サイズが０．２５μｍ以下であり、同一の前記旧オーステナイト粒中の、前記プレートマルテンサイトと隣接する他のマルテンサイトとの結晶方位差が１０．０°以下であり、前記旧オーステナイト粒の粒界におけるＰ濃度が４．０ａｔ％以下である、鋼板。

（２）前記表面に、溶融亜鉛めっき層が形成されている、（１）に記載の鋼板。

（３）前記溶融亜鉛めっき層が合金化溶融亜鉛めっき層である、（２）に記載の鋼板。

（４）（１）に記載の化学組成を有する鋼を溶製し、溶製された前記鋼を鋳造して鋼片を得る鋳造工程と、前記鋼片を１１５０℃以上、１３５０℃以下に加熱し、その後、１０５０℃以上の温度域で３５％以上の累積圧下率で熱間圧延を行って熱延鋼板を得る熱間圧延工程と、前記熱間圧延工程完了後、３秒以内に開始され、８５０℃以下７００℃超の温度域での平均冷却速度が２０℃／ｓ以上１００℃／ｓ以下、７００℃から巻き取り温度までの平均冷却速度が３０℃／ｓ以上８０℃／ｓ以下となるように巻き取り温度まで冷却する冷却工程と、前記冷却工程後の前記熱延鋼板を、６５０℃以下の巻取り温度で巻取る巻取り工程と、前記巻取り工程後の前記熱延鋼板に冷間圧延を行い冷延鋼板とする冷間圧延工程と、前記冷延鋼板を、６５０℃～７５０℃

の温度域での平均加熱速度が０．５～５．０℃／ｓとなるように、Ａｃ３～１０００℃の焼鈍温度まで加熱し、前記焼鈍温度で３～１００ｓ保持する焼鈍工程と、前記焼鈍工程後の前記冷延鋼板を、７４０℃以下５５０℃超の温度域での平均冷却速度を１０℃／ｓ以上、５５０℃以下Ｍｓ超の温度域での平均冷却速度が３０℃／ｓ以上、Ｍｓ以下Ｍｓ－１５℃超の温度域での平均冷却速度が５℃／ｓ以上４０℃／ｓ以下、Ｍｓ－１５℃以下Ｍｓ－４０℃超の温度域で平均の冷却速度が２５℃／ｓ以上１２０℃／ｓ以下、Ｍｓ－４０℃以下Ｍｓ－１２０℃以上の温度域での平均冷却速度が５℃／ｓ以上４０℃／ｓ以下となるように冷却する焼鈍後冷却工程と、前記焼鈍後冷却工程の前記冷延鋼板を、０．５℃／ｓ以上、１０℃／ｓ以下の平均冷却速度で室温まで冷却する最終冷却工程と、を有し、前記焼鈍後冷却工程では、Ｍｓ以下Ｍｓ－１２０℃以上の温度域において、前記冷延鋼板に２０～１００ＭＰａの引張応力を与える、鋼板の製造方法。

ここで、Ｍｓは、以下の式で求められる。

Ｍｓ（℃）＝５５０－３６１×Ｃ－３９×Ｍｎ－３５×Ｖ－２０×Ｃｒ－１７×Ｎｉ－１０×Ｃｕ－５×Ｍｏ－５×Ｗ＋３０×Ａｌ

上記式中のＣ、Ｍｎ、Ｖ、Ｃｒ、Ｎｉ、Ｃｕ、Ｍｏ、Ｗ及びＡｌは、前記鋳片の各元素の含有量（質量％）である。

（５）前記焼鈍後冷却工程では、前記温度域ごとに平均冷却速度を変更することを特徴とする（４）に記載の鋼板の製造方法。

（６）前記最終冷却工程は、前記焼鈍後冷却工程後の前記冷延鋼板を、Ｍｓ－１２０℃～４５０℃の温度域で１０００ｓ以下保持した後に０．５℃／ｓ以上、１０℃／ｓの平均冷却速度で室温まで冷却する工程を含む

ことを特徴とする（４）又は（５）に記載の鋼板の製造方法。

（７）前記焼鈍後冷却工程と、前記最終冷却工程との間に、前記冷延鋼板を溶融亜鉛浴に浸漬する溶融亜鉛めっき工程を備える、（４）～（６）のいずれか１項に記載の鋼板の製造方法。

（８）前記溶融亜鉛めっき工程と、前記最終冷却工程との間に、前記冷延鋼

板を４７０℃以上５５０℃以下に再加熱し、６０秒以下保持する合金化工程を備える、（７）に記載の鋼板の製造方法。

発明の効果

[0019] 本発明によれば、低降伏応力、降伏後の加工硬化量が大きく、高歪域での加工硬化量が小さく、また靭性に優れた高強度の鋼板を提供することが出来る。すなわち、プレス後の形状凍結性特性及び耐衝撃特性に優れる鋼板を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0020] 本発明者らは、まず、プレス後の形状凍結性特性及び耐衝撃特性の向上に有効な、低降伏応力、かつ、降伏後の加工硬化量が大きく、高歪域での加工硬化量が少なく、また靭性に優れた組織の構成について検討した。

[0021] 従来、高強度鋼板として、ＤＰ鋼、ＴＲＩＰ鋼、ベイナイト鋼、マルテンサイト鋼などが知られている。ＤＰ鋼やＴＲＩＰ鋼は、前述したように、高歪域まで加工硬化量が大きい。ベイナイト鋼は、高い降伏比であり、かつ、９８０ＭＰａ程度までは強化できる。しかしながら、ベイナイト鋼は、Ｃ含有量を多くしなければならず、自動車用鋼板として必要な溶接性を劣化させてしまうので、不適切である。

高強度を達成するために、マルテンサイト鋼が好ましい。特に、９８０ＭＰａ以上の引張強度を得る場合、マルテンサイトを主な組織としなければ、達成が困難となる。マルテンサイト鋼には、フレッシュマルテンサイト単一組織、焼き戻しマルテンサイト単一組織、焼き戻しマルテンサイトとフレッシュマルテンサイトの複合組織などが含まれる。

しかしながら、マルテンサイト組織が、一般に知られているフレッシュマルテンサイトの単一組織では、可動転位が多いので低い降伏応力を達成できるが、固溶Ｃ量が多いので高歪域でも高い加工硬化量を示すので不適切である。また、一般に知られている焼き戻しマルテンサイトの単一組織は、降伏応力が高く、加工硬化量も少ないので不適切である。マルテンサイト組織が、一般に知られている焼き戻しマルテンサイトと一般に知られているフレッ

シュマルテンサイトの複合組織では、比較的低い降伏応力と、降伏直後の高い加工硬化は達成できるが、高歪域まで加工硬化量が高いので不適切である。

[0022] 以上のように、従来のマルテンサイト鋼では、高強度を達成できる。また、低降伏応力、降伏後の高い加工硬化量、高歪域での低い加工硬化量の３つの特性をすべて満足することはできないが、そのうちの１つ又は２つは満足することができる。そのため、本発明者らは、マルテンサイト鋼を改良することによって、高強度、低降伏応力、降伏後の高い加工硬化量、高歪域での低い加工硬化量のすべてを達成することを検討した。

[0023] 具体的には、本発明者らは、マルテンサイト鋼において、従来のマルテンサイト鋼では同時に満足できない上記３つの特性すべてを満たせるように、マルテンサイトの組織に着目して、鋭意研究を重ねた。その結果、プレート状のマルテンサイト（プレートマルテンサイトと呼ぶ）が存在する場合に、低降伏応力、降伏後の高い加工硬化量、高歪域での低い加工硬化量を達成できることを見出した。また、熱延条件や熱処理の加熱条件の工夫により、旧オーステナイト粒の平均粒径や最大径を小さくすることができ、上記低降伏及び降伏後の高い加工硬化量及び高歪域での低い加工硬化量を保ちながら、靭性が向上することも分かった。

[0024] プレートマルテンサイトが存在することによって、低降伏応力、降伏後の高い加工硬化、高歪域での低い加工硬化となる理由は、明らかになっていないが、例えば、以下のような理由が考えられる。低降伏応力となるのは、プレートマルテンサイトが他のマルテンサイトよりも比較的粗大であり、プレートマルテンサイトの部分で低い応力でも降伏が起きるので、低降伏応力となるからであると考えられる。

また、降伏後の加工硬化が大きい理由は、プレートマルテンサイトと周囲のマルテンサイトの結晶方位差が小さく、プレートマルテンサイトで生じた転位が、周囲のマルテンサイトに移動しやすくなるので、転位強化しやすくなり、加工硬化が増大したものと考えられる。高歪域での加工硬化が小さい

理由は、プレートマルテンサイト中の固溶Ｃ量が低く、加工硬化しにくいことなどが考えられる。

[0025] 本発明の一実施形態に係る鋼板（本実施形態に係る鋼板）について説明する。

本実施形態の鋼板は、本発明者らが見いだした上記の知見に基づいてなされたもので、以下の特徴を有する。

（ａ）鋼板の化学組成が、質量％で、Ｃ：０．１５％以上、０．４０％以下、Ｓｉ：０．０１％以上、２．００％以下、Ｍｎ：０．１０％以上、４．０％以下、Ａｌ：０．００５％以上、１．５０％以下、Ｐ：０．００１％以上、０．１００％以下、Ｓ：０．０００５％以上、０．０１００％以下、Ｎ：０．０００５％以上、０．０１００％以下を含有し、任意にＴｉ、Ｍｏ、Ｎｂ、Ｃｒ、Ｂ、Ｖ、Ｎｉ、Ｃｕ、Ｗ、Ｃａ、Ｃｅ、Ｍｇ、Ｚｒ、Ｌａ、Ｃｅ、Ｌａ以外のＲＥＭ、Ｓｎ、Ｓｂの１種以上を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなる。

（ｂ）鋼板表面から板厚方向に板厚の１／８の位置～前記表面から前記板厚方向に前記板厚の３／８の位置の間の範囲である１／４厚におけるミクロ組織が、面積率で、フェライト：０％以上、１０％以下、残留オーステナイト：０％以上、１０％以下、上部ベイナイト：０％以上、１０％以下、マルテンサイト：７０％以上、１００％以下、パーライト：０％以上、５％以下からなる。

（ｃ）前記マルテンサイトに含まれる、プレートマルテンサイトの面積率が、組織全体の面積に対して、１０％以上３５％以下である。

（ｄ）旧オーステナイト粒の平均粒径が２．０μｍ以上、１０．０μｍ以下、かつ、前記旧オーステナイト粒の最大径が２０．０μｍ以下である。

（ｅ）前記マルテンサイト中の固溶Ｃ量が０．２０％以下である。

（ｆ）前記マルテンサイト中の平均炭化物サイズが０．２５μｍ以下である。

（ｇ）同一の前記旧オーステナイト粒中の、前記プレートマルテンサイトと

隣接する他のマルテンサイトとの結晶方位差が１０．０°以下である。

（ｈ）前記旧オーステナイト粒の粒界におけるＰ濃度が４．０ａｔ％（原子％）以下である。

以下、それぞれの特徴について説明する。

[0026] ＜化学組成＞

まず、化学組成の限定理由について説明する。以下、化学組成に係る％は断りがない限り質量％を意味する。

[0027] Ｃ：０．１５％以上、０．４０％以下

Ｃは、マルテンサイトの硬さを高め、鋼の強度の向上に寄与する元素である。Ｃ含有量が０．１５％未満であると、引張強度９８０ＭＰａ以上の達成が難しい。そのため、Ｃ含有量は０．１５％以上とする。Ｃ含有量は、好ましくは０．１７％以上である。

一方、Ｃ含有量が０．４０％を超えると、セメンタイトの生成が促進され、成形性や、靭性が低下したり、固溶Ｃ量が多くなって加工硬化量が大きくなりすぎたりする。そのため、Ｃ含有量は０．４０％以下とする。Ｃ含有量は、好ましくは０．３７％以下である。

[0028] Ｓｉ：０．０１％以上、２．００％以下

Ｓｉは、固溶強化によって、延性を低下させずに、鋼の強度及び疲労強度の向上に寄与する元素である。また、Ｓｉは溶製の際の脱酸の効果を有する元素でもある。Ｓｉ含有量が０．０１％未満であると、上記効果が十分に得られないので、Ｓｉ含有量は０．０１％以上とする。Ｓｉ含有量は、好ましくは０．０３％以上である。

一方、Ｓｉ含有量が２．００％を超えると、延性や靭性が低下する。そのため、Ｓｉ含有量は２．００％以下とする。Ｓｉ含有量は、好ましくは１．８０％以下である。

[0029] Ｍｎ：０．１０％以上、４．００％以下

Ｍｎは、固溶強化と焼入れ性の向上で、強度の向上に寄与する元素である。Ｍｎ含有量が０．１０％未満であると、上記効果が十分に得られないので

、Ｍｎ含有量は０．１０％以上とする。Ｍｎ含有量は、好ましくは０．３０％以上である。

一方、Ｍｎ含有量が４．００％を超えると、溶接性が低下するとともに、偏析が拡大してプレス時の成形性も低下する。この場合、製造過程において割れてしまうことがある。そのため、Ｍｎ含有量は４．００％以下とする。Ｍｎ含有量は、好ましくは３．８０％以下である。

[0030] Ａｌ：０．００５％以上、１．５００％以下

Ａｌは、脱酸に必要な元素であるとともに、過剰な炭化物の生成を抑え、成形性の向上に寄与する元素である。Ａｌ含有量が０．００５％未満であると、上記効果が十分に得られない。そのため、Ａｌ含有量は０．００５％以上とする。Ａｌ含有量は、好ましくは０．００８％以上である。

一方、Ａｌ含有量が１．５００％を超えると、効果が飽和するだけでなく、靭性が低下する。そのため、Ａｌ含有量は１．５００％以下とする。Ａｌ含有量は、好ましくは、１．０００％以下である。

[0031] Ｐ：０．００１％以上、０．１００％以下

Ｐは、強度の向上に寄与する元素であり、Ｃｕとの共存で耐食性を高める元素である。Ｐ含有量が０．００１％未満であると、上記効果が十分に得られない。また、Ｐ含有量を０．００１％未満にすると製鋼コストが大幅に上昇する。そのため、Ｐ含有量は０．００１％以上とする。製鋼コストの点で、Ｐ含有量は０．０１０％以上が好ましい。

一方、Ｐ含有量が０．１００％を超えると、溶接性や加工性が低下する。また、Ｐは、粒界に偏析することによって、靭性を大幅に劣化させてしまう。そのため、Ｐ含有量は０．１００％以下とする。靭性の基準が厳しい場合には、Ｐ含有量を０．０５％以下とすることが好ましい。

[0032] Ｓ：０．０００５％以上、０．０１００％以下

Ｓは、鋼中で割れの起点となる硫化物（ＭｎＳ等）を形成し、穴広げ性と全伸び性とを低下させる元素である。そのため、Ｓ含有量は、少ない方がよい。しかしながら、Ｓ含有量を０．０００５％未満に低減すると、製鋼コス

トが大幅に上昇するので、Ｓ含有量は０．０００５％以上とする。

一方、Ｓ含有量が０．０１００％を超えると、靭性が著しく低下する。そのため、Ｓ含有量は０．０１００％以下とする。Ｓ含有量は、好ましくは０．００６０％以下である。

[0033] Ｎ：０．０００５％以上、０．０１００％以下

Ｎは、加工性を低下させる元素である。また、Ｎは、Ｔｉ及び／又はＮｂと共存すると、成形性を低下させる窒化物（ＴｉＮ及び／又はＮｂＮ）を形成して、Ｔｉ及び／又はＮｂの有効量を低減する元素である。そのため、Ｎ含有量は、少ない方がよい。しかしながら、Ｎ含有量を０．０００５％未満に低減すると、製鋼コストが大幅に上昇する。そのため、Ｎ含有量は０．０００５％以上とする。Ｎ含有量は、好ましくは０．００１０％である。

一方、Ｎ含有量が０．０１００％を超えると、成形性が著しく低下する。そのため、Ｎ含有量は０．０１００％以下とする。Ｎ含有量は、好ましくは０．００６０％以下である。

[0034] 本実施形態に係る鋼板の化学組成は、上記の元素を含み、残部がＦｅ及び不純物からなっていてもよい。しかしながら、特性向上を目的とし、さらに、Ｔｉ：０．２０％以下、Ｍｏ：０．３００％以下、Ｎｂ：０．２００％以下、Ｃｒ：４．０００％以下、Ｂ：０．００５０％以下、Ｖ：０．３００％以下、Ｎｉ：４．００％以下、Ｃｕ：４．００％以下、Ｗ：２．００％以下、Ｃａ：０．０１００％以下、Ｃｅ：０．０１００％以下、Ｍｇ：０．０１００％以下、Ｚｒ：０．０１００％以下、Ｌａ：０．０１００％以下、Ｃｅ、Ｌａ以外のＲＥＭ：０．０１００％以下、Ｓｎ：１．０００％以下、Ｓｂ：０．２００％以下の群から選択される１種又は２種以上を含んでもよい。ただし、これらの元素は必ずしも含まなくてよいので、その下限はいずれも０％である。

[0035] Ｔｉ：０％以上、０．２００％以下

Ｔｉは、再結晶を遅らせて、未再結晶フェライトの形成に寄与する元素である。また、Ｔｉは、炭化物及び／又は窒化物を形成し、強度の向上に寄与

する元素である。そのため、Ｔｉが鋼板に含有してもよい。上記効果を得る場合、Ｔｉ含有量を０．０１０％以上とすることが好ましい。

一方、Ｔｉ含有量が０．２００％を超えると、成形性が低下する。そのため、Ｔｉ含有量は０．２００％以下とする。Ｔｉ含有量は、より好ましくは０．０５０％以下である。

[0036] Ｍｏ：０％以上、０．３００％以下

Ｍｏは、焼入れ性を高め、マルテンサイト分率の制御に寄与する元素である。また、Ｍｏは、粒界に偏析して、溶接時、亜鉛が溶接部の組織に侵入するのを抑制して、溶接時の割れの防止に寄与するとともに、焼鈍工程の冷却中におけるパーライトの生成抑制にも寄与する元素である。そのため、Ｍｏが鋼板に含有してもよい。上記効果を得る場合、Ｍｏ含有量を０．０５０％以上とすることが好ましい。

一方、Ｍｏ含有量が０．３００％を超えると、成形性が劣化する。そのため、Ｍｏ含有量は０．３００％以下とする。Ｍｏ含有量は、好ましくは０．２５０％以下である。

[0037] Ｎｂ：０％以上、０．２００％以下

Ｎｂは、再結晶を遅らせて、未再結晶フェライトの形成に寄与する元素である。また、Ｎｂは、炭化物及び／又は窒化物を形成し、強度の向上に寄与する元素である。そのため、Ｎｂが鋼板に含有してもよい。上記効果を得る場合、Ｎｂ含有量を０．０１０％以上とすることが好ましい。

一方、Ｎｂ含有量が０．２００％を超えると、成形性が低下する。そのため、Ｎｂ含有量は０．２００％以下とする。Ｎｂ含有量は、好ましくは０．１７０％以下である。

[0038] Ｃｒ：０％以上、４．０００％以下

Ｃｒは、焼鈍工程の冷却中におけるパーライトの生成抑制に寄与する元素である。そのため、Ｃｒが鋼板に含有してもよい。上記効果を得る場合、Ｃｒ含有量を０．０５０％以上とすることが好ましい。

一方、Ｃｒ含有量が４．０００％を超えると、成形性が低下する。そのた

め、Ｃｒ含有量は、４．０００％以下とする。Ｃｒ含有量は、好ましくは１．５００％以下である。

[0039] Ｂ：０％以上、０．００５０％以下、

Ｂは、焼入れ性を高め、マルテンサイト分率の制御に寄与する元素である。また、Ｂは、粒界に偏析して、溶接時、亜鉛が溶接部の組織に侵入するのを抑制して、溶接時の割れの防止に寄与するとともに、焼鈍工程の冷却中におけるパーライトの生成抑制にも寄与する元素である。さらに、Ｂは粒界偏析時に粒界強化により、本発明の目的である靭性向上にも寄与する。そのため、Ｂが鋼板に含有してもよい。上記効果を得る場合、Ｂ含有量を０．０００５％以上とすることが好ましい。

一方、Ｂ含有量が０．００５０％を超えると、ホウ化物が生成し、靭性が低下する。そのため、Ｂ含有量は０．００５０％以下とする。Ｂ含有量は、好ましくは０．００２５％以下である。

[0040] Ｖ：０％以上、０．３００％以下

Ｖは、析出物強化、粒の成長抑制による細粒強化、及び、再結晶の抑制を通じた転位強化により、強度の向上に寄与する元素である。そのため、Ｖが鋼板に含有してもよい。上記効果を得る場合、Ｖ含有量を０．０１０％以上とすることが好ましい。

一方、Ｖ含有量が０．３００％を超えると、炭窒化物が過剰に析出して、成形性が低下する。そのため、Ｖ含有量は０．３００％以下とする。Ｖ含有量は、好ましくは０．１５０％以下である。

[0041] Ｎｉ：０％以上、４．００％以下

Ｎｉは、高温での相変態を抑制し、強度の向上に寄与する元素である。そのため、Ｎｉが鋼板に含有してもよい。上記効果を得る場合、Ｎｉ含有量を０．０５％以上とすることが好ましい。

一方、Ｎｉ含有量が４．００％を超えると、溶接性が低下する。そのため、Ｎｉ含有量は４．００％以下とする。Ｎｉ含有量は、好ましくは３．５０％以下である。

[0042] Ｃｕ：０％以上、４．００％以下

Ｃｕは、微細な粒子として存在して、強度の向上に寄与する元素である。そのため、Ｃｕが鋼板に含有してもよい。上記効果を得る場合、Ｃｕ含有量を０．０１％以上とすることが好ましい。

一方、Ｃｕ含有量が４．００％を超えると、溶接性が低下する。そのため、Ｃｕ含有量は４．００％以下とする。Ｃｕ含有量は、好ましくは３．５０％以下である。

[0043] Ｗ：０％以上、２．００％以下

Ｗは、高温での相変態を抑制し、強度の向上に寄与する元素である。そのため、Ｗが鋼板に含有してもよい。上記効果を得る場合、Ｗ含有量を０．０１％以上とすることが好ましい。

一方、Ｗ含有量が２．００％を超えると、熱間加工性が低下して生産性が低下する。そのため、Ｗ含有量は２．００％以下とする。Ｗ含有量は、好ましくは１．２０％以下である。

[0044] Ｃａ：０％以上、０．０１００％以下

Ｃｅ：０％以上、０．０１００％以下

Ｍｇ：０％以上、０．０１００％以下

Ｚｒ：０％以上、０．０１００％以下

Ｌａ：０％以上、０．０１００％以下

Ｃｅ、Ｌａ以外のＲＥＭ：０％以上、０．０１００％以下

Ｃａ、Ｃｅ、Ｍｇ、Ｚｒ、Ｌａ、及び、Ｃｅ、Ｌａ以外のＲＥＭは、成形性の向上に寄与する元素である。そのため、これらの元素が鋼板に含有してもよい。上記効果を得る場合、それぞれの元素の含有量を０．０１００％以上とすることが好ましい。

Ｃａ、Ｃｅ、Ｍｇ、Ｚｒ、Ｌａ、及び、Ｃｅ、Ｌａ以外のＲＥＭの含有量が、それぞれ、０．０１００％を超えると、延性が低下する恐れがある。そのため、いずれの元素も含有量を０．０１００％以下とする。好ましくは、いずれの元素の含有量も０．００７０％以下である。

[0045] ＲＥＭとは、Ｒａｒｅ　Ｅａｒｔｈ　Ｍｅｔａｌの略であり、Ｓｃ、Ｙ及びランタノイド系列に属する元素を指すが、Ｃｅ及びＬａは、Ｓｃ、Ｙ及び他のランタノイド系列に属する元素に比べて上記効果を奏するため、本実施形態に係る鋼板ではＲＥＭからＣｅとＬａを除く。ＲＥＭは、ミッシュメタルの形態で、精錬過程で溶鋼に添加されることが多いが、ＲＥＭの各元素が上記組成の範囲内であればよい。

[0046] Ｓｎ：０％以上、１．０００％以下

Ｓｎは、組織の粗大化を抑制し、強度の向上に寄与する元素である。そのため、Ｓｎが鋼板に含有してもよい。上記効果を得る場合、Ｓｎ含有量を０．０００５％以上とすることが好ましい。

一方、Ｓｎ含有量が１．０００％を超えると、鋼板が過度に脆化し、圧延時に鋼板が破断することがある。そのため、Ｓｎ含有量は１．０００％以下とする。Ｓｎ含有量は、好ましくは０．５００％以下である。

[0047] Ｓｂ：０％以上、０．２００％以下

Ｓｂは、組織の粗大化を抑制し、強度の向上に寄与する元素である。そのため、Ｓｂが鋼板に含有してもよい。上記効果を得る場合、Ｓｂ含有量を０．０００５％以上とすることが好ましい。

一方、Ｓｂ含有量が０．２００％を超えると、鋼板が過度に脆化し、圧延時に鋼板が破断することがある。そのため、Ｓｂ含有量は０．２００％以下とする。Ｓｂ含有量は、好ましくは０．１００％以下である。

[0048] 本実施形態の鋼板の化学組成では、上述したように必須元素を含み、残部がＦｅ及び不純物からなっていてもよく、必須元素と任意元素とを含み残部がＦｅ及び不純物からなっていてもよい。不純物とは、鋼原料から及び／又は製鋼過程で不可避的に混入する元素であり、本実施形態に係る鋼板の特性を阻害しない範囲で存在が許容される元素である。

[0049] 上記の他に、不純物として、Ｈ、Ｎａ、Ｃｌ、Ｃｏ、Ｚｎ、Ｇａ、Ｇｅ、Ａｓ、Ｓｅ、Ｔｃ、Ｒｕ、Ｒｈ、Ｐｄ、Ａｇ、Ｃｄ、Ｉｎ、Ｔｅ、Ｃｓ、Ｔａ、Ｒｅ、Ｏｓ、Ｉｒ、Ｐｔ、Ａｕ、及び、Ｐｂが鋼板に含まれ得る。不純

物の含有量は、例えば、合計で０．０１０％以下の範囲で許容される。

[0050] 次に、本実施形態に係る鋼板のミクロ組織について説明する。

[0051] 本実施形態に係る鋼板では、マルテンサイトを主組織とし、フェライト、上部ベイナイト、パーライト、残留オーステナイトの分率を制限することによって、強度を高くしている。さらに、本実施形態に係る鋼板では、マルテンサイトの一部をプレートマルテンサイトとすることによって、高強度、低降伏応力、降伏後の高い加工硬化、高歪域での低い加工硬化を達成している。

[0052] 本実施形態に係る鋼板では、１／４厚（鋼板の表面から板厚方向に板厚の１／８の位置（１／８厚）～前記表面から前記板厚方向に前記板厚の３／８の位置（３／８厚）の間の範囲）におけるミクロ組織を限定する。その理由として、鋼板の表面から板厚方向に板厚の１／４の位置を板厚方向の中央位置とする１／８厚～３／８厚のミクロ組織が、鋼板全体の代表的な組織であり、鋼板全体の機械特性と相関するからである。したがって、本実施形態において、組織分率を規定する板厚方向の範囲は“１／４厚を板厚方向の中央位置とする１／８厚～３／８厚”とする。なお、組織分率を表すときの「％」は面積率である。

[0053] フェライト：０％以上、１０％以下

本実施形態に係る鋼板は、高強度鋼板を対象としているので、軟質であるフェライトは存在しなくてもよい。延性が必要でかつ強度が低下してもよい場合には、フェライトを存在させればよい。しかしながら、フェライト分率が１０％を超えると、所要の強度の確保が困難となったり、降伏後の加工硬化量が小さくなったりする。そのため、フェライトを含む場合でも、フェライト分率（面積率）を１０％以下とする。フェライト分率は、好ましくは８％以下である。フェライト分率が高くなることによって降伏後の加工硬化量が小さくなる理由は定かではないが、この理由は以下のように考えられる。加工硬化は転位が絡み合うことによって起きることから、加工初期では転位密度の少ないフェライトが多く存在すると、加工初期の加工硬化量が小さく

なるためであると考えられる。

[0054] 残留オーステナイト：０％以上、１０％以下

伸び性を確保する点で、残留オーステナイトを補助的に利用することが効果的であるが、残留オーステナイトは、使用条件によっては、水素割れの発生原因となる。また、残留オーステナイトが存在すると、高歪での加工硬化量が高くなってしまう。そのため、残留オーステナイト分率は１０％以下とする。残留オーステナイト分率は、７％以下であってよい。残留オーステナイト分率の下限は０％を含む。また、残留オーステナイト分率は、２％以上であってよい。

[0055] マルテンサイト（フレッシュマルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイト）：７０％以上、１００％以下

本実施形態に係る鋼板では、強度を確保するため、マルテンサイトの面積率を７０％以上とする。ここでいうマルテンサイトは、鉄系炭化物を含まないフレッシュマルテンサイトと鉄系炭化物を含む焼き戻しマルテンサイトとの総称である。よって、本実施形態に係る鋼板がフレッシュマルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの両者を含有する場合は、マルテンサイトの面積率は両者の面積率の合計とする。本実施形態に係る鋼板がフレッシュマルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトのいずれか一方のみを含有する場合は、その面積率が７０％以上１００％以下である。以下では、特段区別して説明する必要が無い場合、フレッシュマルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトを単にマルテンサイトと言う。マルテンサイトの面積率が７０％未満であると、所要の強度の確保が困難となる。好ましくはマルテンサイトの面積率が８０％以上である。マルテンサイトの分率が高いほど強度が高まる。そのため、目標の強度になるように、マルテンサイト分率を調整すればよく、マルテンサイト分率の上限は１００％である。

[0056] マルテンサイトがプレートマルテンサイトを含み、組織全体に対するプレートマルテンサイトの面積率が１０％以上３５％以下

マルテンサイトの一部として、プレートマルテンサイトが存在することに

よって、低降伏応力、降伏後の高い加工硬化、高歪域での低い加工硬化を達成できる。プレートマルテンサイトは、フレッシュマルテンサイト及び／又は焼き戻しマルテンサイトであって、粒内の方位差が小さく、伸長したものである。プレートマルテンサイトの面積率が鋼板を構成する組織全体に対して１０％未満であると、その効果が不十分となる。そのため、組織全体に対するプレートマルテンサイトの面積率を１０％以上とする。プレートマルテンサイトは、多いほどよいと考えられ、上限は特に定めなくてもよい。しかしながら、発明者らの検討によると、その上限は、実質的３５％程度であることから、３５％を上限としてもよい。

本実施形態において、プレートマルテンサイトとは、プレート状のマルテンサイトであり、ＥＢＳＤ（Ｅｌｅｃｔｒｏｎ Ｂａｃｋ Ｓｃａｔｔｅｒ Ｄｉｆｆｒａｃｔｉｏｎ）測定を行い、ＫＡＭ（Ｋｅｒｎｅｌ Ａｖｅｒａｇｅ Ｍｉｓｏｒｉｅｎｔａｔｉｏｎ）解析を行い、他の形状のマルテンサイトと区別する。ＥＢＳＤ測定及びＫＡＭ解析の結果、局所方位差が１．０°以下の領域で、かつ短径が１．０μｍ以上かつアスペクト比が１．５以上である領域がプレートマルテンサイトである。

なお、非特許文献１及び非特許文献２に記載されているとおり、鉄系合金におけるマルテンサイトの形態には、様々なものがあることが知られている。Ｃ含有量が少ない低炭素合金の鋼材では、「ラス」と呼ばれる微細で伸長した形態のマルテンサイト（ラスマルテンサイト）が一般に得られる。ラスマルテンサイトは、プレートマルテンサイトと比較して極めて微細（短径が０．２μｍ程度）である。そのため、プレートマルテンサイトは、ラスマルテンサイトとは明確に区別される。

本実施形態に係る鋼板は、Ｃ含有量が少ないが、ラスマルテンサイトの他にプレートマルテンサイトを有しており、一般のマルテンサイト鋼とは異なるものである。

また、一般に知られているマルテンサイトの形態として、例えば、バタフライ状、レンズ状、薄板状が知られているが、これらの形態のマルテンサイ

トは、Ｃ含有量が多い場合や、Ｎｉ等を多量に含有する鋼を室温以下の低温で変態させる場合に生成する。薄板状のマルテンサイトは、非特許文献２によれば、例えば、－１００℃以下の温度域においてＦｅ－Ｎｉ－Ｃ合金やＦｅ－Ｎｉ－Ｃｏ－Ｔｉ合金の母相オーステナイトの一部が変態して得られる。このように、プレートマルテンサイトは、バタフライ状、レンズ状及び薄板状のマルテンサイトとは明確に区別される。

[0057] 上部ベイナイト：０％以上、１０％以下

上部ベイナイトは、マルテンサイトよりも軟質である。上部ベイナイトが多く存在すると、プレートマルテンサイト分率が低下するので、上限を１０％とする。上部ベイナイト分率は、好ましくは、６％以下である。上部ベイナイトは含まれなくてもよいので、上部ベイナイト分率の下限は０％である。しかしながら、上部ベイナイト分率は、例えば、２％以上であって良い。

[0058] パーライト：０％以上、５％以下

パーライトは、マルテンサイトよりも軟質である。また、パーライトは、セメンタイトとフェライトの複合組織であるが、靭性を大きく劣化させてしまう。そのため、パーライト分率を５％以下に制限する。パーライト分率は、好ましくは、１％以下である。パーライトは含まれなくてもよいので、パーライト分率の下限は０％である。しかしながら、パーライト分率は、例えば、２％以上であって良い。

[0059] 各組織の面積率の算出方法について説明する。

[0060] 鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取し、観察面を研磨し、ナイタールエッチングを行う。ナイタールエッチング後の観察面を光学顕微鏡又は走査型電子顕微鏡（Ｓｃａｎｎｉｎｇ Ｅｌｅｃｔｒｏｎ Ｍｉｃｒｏｓｃｏｐｙ：ＳＥＭ）で観察する。撮像した画像、又は、機器内の画像解析ソフトにより各組織の面積率は算出される。画像における１つの視野を、縦２００μｍ、横２００μｍ以上とし、異なる１０以上の視野について、それぞれ画像から各組織の面積率を算出して平均値を求め、その平均値を面積率とする。

[0061] 面積率の算出に際し、マルテンサイト組織よりも凹んでおり、かつ下部組織がなく凹凸が少ない平らな領域をフェライトであると判断する。また、フェライトと同様にマルテンサイト組織よりも凹んでおり、かつ、形態が細長いラスやブロック状の形態をしており、ラスやブロックの間に炭化物や残留オーステナイトが存在している組織を上部ベイナイトであると判断する。

パーライトは、フェライトとセメンタイトとが層状になったラメラーを呈しているため、ラメラーとなっている領域をパーライトとする。層をなしているセメンタイトが途中で切れている擬似パーライトも、本実施形態ではパーライトとする。

また、全組織のうち、フェライト、上部ベイナイト、パーライト以外の領域で、鉄系炭化物が観察される領域を焼き戻しマルテンサイトと判断する。

フェライト、上部ベイナイト、パーライト以外の領域で、かつ、鉄系炭化物が観察されない領域は、フレッシュマルテンサイト又は残留オーステナイトであると判断される。フレッシュマルテンサイトと残留オーステナイトとは、両者とも平な組織であるため、ＳＥＭで区別することが難しい。そのため、後述するＸ線回折法によって求めた残留オーステナイトの面積率を求め、フレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトの領域の合計の面積率から、後述するＸ線回折法によって求めた残留オーステナイトの面積率を引いたものをフレッシュマルテンサイト分率とする。

[0062] 残留オーステナイトの面積率は、Ｘ線回折法で測定することができる。具体的には、Ｍｏ－Ｋα線を用いて、フェライトの（１１１）面の回折強度（α（１１１））、残留オーステナイトの（２００）面の回折強度（γ（２００））、フェライトの（２１１）面の回折強度（α（２１１））、及び、残留オーステナイトの（３１１）面の回折強度（γ（３１１））を測定し、次式で、残留オーステナイトの面積率（ｆＡ）を算出する。

ｆＡ＝（２／３）｛１００／（０．７×α（１１１）／γ（２００）＋１）｝

＋（１／３）｛１００／（０．７８×α（２１１）／γ（３１１）＋１

）｝

[0063] プレートマルテンサイトの面積率は、以下の方法で求めることができる。プレートマルテンサイトは、上述した通り、マルテンサイト（フレッシュマルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイト）に含まれる。

プレートマルテンサイトの面積率は、圧延方向に平行な板厚方向断面を観察し、かつ板厚の表面から、板厚の１／４（１／４厚）の位置を中心としてＥＢＳＤ測定を行い、ＫＡＭ解析を行い、局所方位差が１．０°以下の領域で、かつ短径が１．０μｍ以上かつアスペクト比が１．５以上であるマルテンサイトがプレートマルテンサイトであるとし、その面積率を測定することによって得られる。なお、ＥＢＳＤ測定後に、更にナイタールエッチングを施し、同視野をＳＥＭ観察することで、ＥＢＳＤ測定した視野においてマルテンサイトとそれ以外の組織とを区別することができる。

ＥＢＳＤ測定では、２００μｍ×２００μｍの測定面積を、０．２μｍピッチで測定する。

[0064] 旧オーステナイト粒の平均粒径が２．０μｍ以上１０．０μｍ以下

旧オーステナイト粒の平均粒径が小さくなるほど、靭性が向上する。そのため、旧オーステナイト粒の平均粒径は小さいほうがよい。しかしながら、旧オーステナイト粒の平均粒径が２．０μｍ未満であると、プレートマルテンサイトが存在できなくなる。この理由は定かではないが、母相オーステナイト粒がプレートマルテンサイトにせん断変態する際には、ある程度のサイズになるため、母相オーステナイト粒が小さすぎると、粒内での変態が出来なくなってしまうためであると考えられる。そのため、旧オーステナイト粒の平均粒径を２．０μｍ以上とする。旧オーステナイトの平均粒径は、５．０μｍ以上であることが好ましい。

一方、旧オーステナイト粒の平均粒径が大きくなると靭性が低下する。特に、１０．０μｍを超えると、後述する靭性試験での脆性延性遷移温度が、室温（２５℃）以上になってしまう。そのため、旧オーステナイト粒の平均粒径を１０．０μｍ以下とする。旧オーステナイトの平均粒径は、好ましく

は８．０μｍ以下である。

なお、旧オーステナイト粒とは、前記マルテンサイトに変態する前のオーステナイト組織におけるオーステナイト結晶粒であり、後述する焼鈍工程において形成される。旧オーステナイト粒は、ＳＥＭによって観察可能である。フェライトが存在する場合、当該フェライトは、母相オーステナイト粒界だった場所に存在するので、フェライトとマルテンサイトの境界を旧オーステナイト粒界として定義する。

[0065] 旧オーステナイト粒の最大径が２０．０μｍ以下

旧オーステナイト粒の平均粒径だけでなく、最大径も靭性に対して重要である。平均粒径が小さくても、大きな粒がある場合には、その粒が破壊されやすいので、靭性が低くなる。旧オーステナイト粒の最大径が、２０．０μｍを超えると大きく靭性が低下するので、旧オーステナイト粒の最大径を２０．０μｍ以下とする。旧オーステナイト粒の最大径は、好ましくは、１７．０μｍ以下である。

[0066] 旧オーステナイト粒の平均粒径、最大径の測定は、以下のように行う。

鋼板を、４５０℃で２４時間保持することで、旧オーステナイトの粒界にＰを濃化させる。その後、圧延方向に平行な板厚方向断面をナイタールで腐食処理をすることによって、粒界を優先的に腐食させる。その後、板厚の表面から、板厚の１／４（１／４厚）の位置を中心としてＳＥＭにより、５００μｍ×１０００μｍの範囲について、それぞれの粒の圧延方向の長さ及びそれに垂直な板厚方向の長さを測定し、測定された長さの平均値を平均粒径、観察範囲において測定された最大の長さを最大径とする。

[0067] マルテンサイト中の固溶Ｃ量が０．２０質量％以下

マルテンサイト中の固溶Ｃ量が多いと、高歪域での加工硬化量が大きくなってしまう。その理由は明らかではないが、固溶Ｃは、加工中における転位の移動の抵抗となるものの、高歪になるほど、転位が増え、蓄積しやすくなるので、固溶Ｃ量が多いと加工硬化量が大きくなってしまうと考えられる。固溶Ｃ量が０．２０質量％を超えると、高歪域での加工硬化量が大きくなる

ことから、マルテンサイト中の固溶Ｃ量の上限を０．２０質量％とする。マルテンサイト中の固溶Ｃ量は、好ましくは０．１５質量％以下である。

[0068] 固溶Ｃ量は、国際公開第２０１８／１３９４００号に記載の方法に準拠して求めることができる。詳細には、以下の方法で固溶Ｃ量は求められる。

マルテンサイト中の固溶Ｃ量は、鋼材の化学組成のＣ含有量から、鋼材中に析出した炭化物中のＣ含有量を引き、さらに組織分率の影響を考慮して求める。

具体的にはメッシュサイズを１００ｎｍとした抽出残渣分析を実施して残渣として得られた炭化物（セメンタイト及びＭＣ型炭化物）中のＦｅ濃度＜Ｆｅ＞ａ、Ｃｒ濃度＜Ｃｒ＞ａ、Ｍｎ濃度＜Ｍｎ＞ａ、Ｍｏ濃度＜Ｍｏ＞ａ、Ｖ濃度＜Ｖ＞ａ、Ｎｂ濃度＜Ｎｂ＞と、抽出レプリカ法により得られたレプリカ膜をＴＥＭ（Ｔｒａｎｓｍｉｓｓｉｏｎ Ｅｌｅｃｔｒｏｎ Ｍｉｃｒｏｓｃｏｐｅ）観察することにより特定されたセメンタイトに対してＥＤＳ（Ｅｎｅｒｇｙ Ｄｉｓｐｅｒｓｉｖｅ Ｘ－ｒａｙ Ｓｐｅｃｔｒｏｓｃｏｐｙ）による点分析を実施して得られたセメンタイト中のＦｅ濃度＜Ｆｅ＞ｂ、Ｃｒ濃度＜Ｃｒ＞ｂ、Ｍｎ濃度＜Ｍｎ＞ｂ、Ｍｏ濃度＜Ｍｏ＞ｂとを用いて、式（ａ）～式（ｆ）により固溶Ｃ量を求める。

＜Ｍｏ＞ｃ＝（＜Ｆｅ＞ａ＋＜Ｃｒ＞ａ＋＜Ｍｎ＞ａ）×＜Ｍｏ＞ｂ／（＜Ｆｅ＞ｂ＋＜Ｃｒ＞ｂ＋＜Ｍｎ＞ｂ）　・・・（ａ）

＜Ｍｏ＞ｄ＝＜Ｍｏ＞ａ－＜Ｍｏ＞ｃ　・・・（ｂ）

＜Ｃ＞ａ＝（＜Ｆｅ＞ａ／５５．８５＋＜Ｃｒ＞ａ／５２＋＜Ｍｎ＞ａ／５３．９４＋＜Ｍｏ＞ｃ／９５．９）／３×１２　・・・（ｃ）

＜Ｃ＞ｂ＝（＜Ｖ＞ａ／５０．９４＋＜Ｍｏ＞ｄ／９５．９＋＜Ｎｂ＞ａ／９２．９）×１２　・・・（ｄ）

＜Ｃ＞ａｌｌ＝＜Ｃ＞－（＜Ｃ＞ａ＋＜Ｃ＞ｂ）　・・・（ｅ）

（固溶Ｃ量）＝｛＜Ｃ＞ａｌｌ－（ｆＦ＋ｆＢ＋ｆＰ）×０．０２＋ｆγ×０．８｝／ｆＭ　・・・（ｆ）

ここで、＜Ｃ＞ａ、＜Ｃ＞ｂは、それぞれ、抽出残渣分析結果から求めたＣ

含有量、レプリカ膜の測定結果から求めたＣ含有量を示す。

（固溶Ｃ量）は、マルテンサイト中の固溶Ｃ量を表し、ｆＦ、ｆＢ、ｆＰ、ｆγ、及びｆＭは、それぞれ、フェライト、ベイナイト、パーライト、残留オーステナイト、及びマルテンサイトの分率（面積％）を表す。式（ｆ）は、フェライト、ベイナイト、パーライトのＢＣＣ相中の固溶限を０．０２質量％と仮定し、さらに残留オーステナイト中のＣ量を０．８質量％と仮定したものである。

測定に際しては、鋼材の化学組成のＣ含有量は、脱Ｃ層を除去することを目的として、鋼板の表面を板の表裏面から２００μｍを削ったものから、切子状の分析サンプルを採取する。そして、よく知られている酸素気流中燃焼－赤外線吸収法により、Ｃ含有量（質量％）を分析する。これを鋼材のＣ含有量（＜Ｃ＞）とする。抽出残渣分析用のサンプルは、脱Ｃ層を除去することを目的として、板の表面を２００μｍ削り、直径５０ｍｍの円盤状試験片を採取し測定を行う。ＴＥＭ観察及びセメンタイトのＥＤＳの点分析用サンプルは、１／４厚の位置から採取したサンプルを用いる。セメンタイトは、３０個測定する。

[0069] マルテンサイト中の平均炭化物サイズ（円相当径）が０．２５μｍ以下

マルテンサイト中の平均炭化物サイズが大きいと、降伏後の加工硬化が小さくなる。そのため、当該平均炭化物サイズを円相当径で０．２５μｍ以下とする。マルテンサイト中の平均炭化物サイズは、好ましくは円相当径で０．２０μｍ以下である。

マルテンサイト中の炭化物としては、Fe_3C（θ炭化物）やε炭化物などが含まれる。

炭化物の平均サイズ（円相当径）は、鏡面研摩したサンプルをＳＥＭ（走査型電子顕微鏡）にて観察することで得られる。後述の実施例では、ＳＥＭにて観察した結果である。測定は、５００μｍ×５００μｍ以上の領域で行い、その中の炭化物の数及び円相当径を測定することによって決定する。

[0070] 同一の旧オーステナイト粒内の、プレートマルテンサイトと当該プレート

マルテンサイトに隣接する他のマルテンサイトとの結晶方位差が１０．０°以下

プレートマルテンサイトとそのプレートマルテンサイトに隣接する他のマルテンサイトとの結晶方位差が１０．０°を超えると、降伏応力が高くなる。この理由は明らかではないが、プレートマルテンサイトとそのプレートマルテンサイトに隣接した他のマルテンサイトとの結晶方位差が大きいと、境界を越えた転位の移動がしにくく、塑性変形が伝播しづらくなって、降伏しにくくなることが原因と考えられる。すなわち、塑性変形を起こしやすいプレートマルテンサイトに、塑性変形が伝播しやすいプレートマルテンサイト以外のマルテンサイト（ラス状、バタフライ状、レンズ状、又は薄板状のマルテンサイト）が隣接することで、低い応力であっても塑性変形が効率的に伝播し、降伏応力が低下すると考えられる。この観点から、結晶方位差が１０°超となる結晶粒界に囲まれたプレートマルテンサイトでは本発明の効果は得られない。プレートマルテンサイトをＥＢＳＤ測定及びＳＥＭ観察によって同定する際、周辺のプレートマルテンサイト以外のマルテンサイトの領域との結晶方位差を測定し、最小の結晶方位差が１０．０°以下であればよい。

[0071] 旧オーステナイト粒界におけるＰ濃度が４．０ａｔ％以下

Ｐは粒界に偏析し、靭性を下げる。旧オーステナイト粒界におけるＰ濃度が４．０ａｔ％を超えると、靭性が大きく低下するので、旧オーステナイト粒界におけるＰ濃度を４．０ａｔ％以下とする。旧オーステナイト粒界におけるＰ濃度は、好ましくは、３．２ａｔ％である。

[0072] 旧オーステナイト粒界のＰ濃度は、オージェ分光によって測定する。真空チャンバー内でサンプルを液体窒素により冷却し、－１５０℃以下にした後、サンプルを破壊し、粒界を露呈させる。その粒界が露呈した表面のＰ濃度を測定し、例えば、２０１０年製日本電子製ＦＥ－ＡＥＳに付随の解析ソフトを用いて定量する。

[0073] 本実施形態に係る鋼板は、溶融亜鉛めっきが施されることで、表面に溶融

亜鉛めっき層を有していてもよい。本実施形態に係る鋼板が溶融亜鉛めっき層を有していることによって、耐食性が向上するので好ましい。また、溶融亜鉛めっき層は、合金化溶融亜鉛めっき層でもよい。溶融亜鉛めっき層が合金化溶融亜鉛めっき層であることによって、耐食性に加えて、スポット溶接時において、連続で打点できる数が増加するので好ましい。

合金化溶融亜鉛めっき層は、通常のめっき条件で形成した溶融亜鉛めっき層（亜鉛合金を溶融めっきで形成しためっき層も含む）を、通常の合金化処理条件で合金化しためっき層であればよい。

[0074] 合金化溶融亜鉛めっき層のめっき付着量は、特に、特定の量に限定されないが、所要の耐食性を確保する点で、片面付着量で５ｇ／ｍ^{2}以上が好ましく、２０ｇ／ｍ^{2}以上がより好ましい。

[0075] 本実施形態の合金化溶融亜鉛めっき鋼板においては、塗装性や溶接性を改善する目的で、合金化溶融亜鉛めっき層の上に、さらに上層めっき（例えば、Ｎｉめっき）を施してもよい。また、合金化溶融亜鉛めっき層の表面性状を改善する目的で、各種の処理、例えば、クロメート処理、りん酸塩処理、潤滑性向上処理、溶接性向上処理等を施してもよい。

[0076] 本実施形態に係る鋼板の板厚は、特に限定されないが、０．１０～１１．０ｍｍが好ましい。板厚０．１０～１１．０ｍｍの高強度薄鋼板は、プレス加工で製造する自動車用部材の素材鋼板として好適である。また、上記板厚の高強度薄鋼板は、薄板製造ラインで容易に製造することができる。

[0077] 次に、本実施形態に係る鋼板の製造方法について説明する。

本発明者らは、本実施形態に係る鋼板を安定して製造できる製造方法について検討した。その結果、プレートマルテンサイトを得るためには、加熱時の加熱速度、オーステナイト単相域まで加熱した後の冷却及び応力付与などの工夫が必要であることが分かった。

また、オーステナイト単相域まで加熱した後の冷却を制御することで、上部ベイナイト変態を抑制し、マルテンサイト（フレッシュマルテンサイト及び又は焼戻しマルテンサイト）を主な組織とすることができることが分かっ

た。

[0078] 本実施形態の鋼板を製造する製造方法は、以下の工程を含む製造方法によって得ることができる。

（Ｉ）上述した組成を有する鋼を、溶製して得られた溶鋼を鋳造して鋼片を得る鋳造工程

（ＩＩ）前記鋼片を１１５０℃以上、１３５０℃以下に加熱し、その後、１０５０℃以上の温度域で３５％以上の累積圧下率で熱間圧延を行って熱延鋼板を得る熱間圧延工程

（ＩＩＩ）熱間圧延工程完了後、３秒以内に開始され、８５０℃以下７００℃超の温度域での平均冷却速度が２０℃／秒以上１００℃／秒以下、７００℃から巻き取り温度までの平均冷却速度が３０℃／秒以上８０℃／秒以下となるように巻き取り温度まで冷却する冷却工程

（ＩＶ）前記冷却工程後の前記熱延鋼板を、６５０℃以下の巻取り温度で巻取る巻取り工程

（Ｖ）前記巻取り工程後の前記熱延鋼板に冷間圧延を行い冷延鋼板とする冷間圧延工程

（ＶＩ）前記冷延鋼板を、６５０℃～７５０℃の温度域での平均加熱速度が０．５～５．０℃／秒となるように、Ａｃ３～１０００℃の焼鈍温度まで加熱し、前記焼鈍温度で３～１００秒保持する焼鈍工程

（ＶＩＩ）前記焼鈍工程後の前記冷延鋼板を、７４０℃以下５５０℃超の温度域での平均冷却速度を１０℃／秒以上、５５０℃以下Ｍｓ℃超の温度域での平均冷却速度が３０℃/秒以上、Ｍｓ℃以下Ｍｓ－１５℃超の温度域での平均冷却速度が５℃／秒以上４０℃／秒以下、Ｍｓ－１５℃以下Ｍｓ－４０℃超の温度域で平均の冷却速度が２５℃／秒以上１２０℃／秒以下、Ｍｓ－４０℃以下Ｍｓ－１２０℃以上の温度域での平均冷却速度が５℃／秒以上４０℃／秒以下となるように冷却する焼鈍後冷却工程

ただし、前記焼鈍後冷却工程では、Ｍｓ℃以下Ｍｓ－１２０℃以上の温度域において、前記冷延鋼板に２０～１００ＭＰａの引張応力を与える

（ＶＩＩＩ）前記焼鈍後冷却工程の前記冷延鋼板を、０．５℃／秒以上、１０℃／秒の平均冷却速度で室温まで冷却する、最終冷却工程

なお、Ａｃ３は、加熱する際のオーステナイト変態温度（℃）であり、Ｍｓは、マルテンサイト変態開始温度（℃）である。

[0079] 以下に、各工程の条件について説明する。

[0080] ［鋳造工程］

鋳造工程では、本実施形態に係る鋼板と同様の化学組成を有する溶鋼を鋳造して鋼片を得る。溶製方法、鋳造方法については常法に従えばよい。

[0081] ［熱間圧延工程］

熱間圧延工程では、鋼片（以下では、鋼片をスラブ又は鋳造スラブと言うことがある。）を１１５０℃以上、１３５０℃以下に加熱し、その後、１０５０℃以上の温度域で３５％以上の累積圧下率で熱間圧延を行って熱延鋼板を得る。スラブの加熱温度が１１５０℃未満であると、鋳造スラブの均質化及び炭窒化物の溶解が不十分となり、強度の低下や靭性の低下を招くので、鋳造スラブの加熱温度は１１５０℃以上とする。スラブの加熱温度は、好ましくは、１１８０℃以上である。

一方、スラブの加熱温度が１３５０℃を超えると、製造コストが上昇するとともに、生産性が低下する。また、母相オーステナイトの粒径が局部的に大きくなって混粒組織になり、最終組織の旧オーステナイト粒の最大径が大きくなる。したがって、スラブの加熱温度は１３５０℃以下とする。スラブの加熱温度は、好ましくは１３００℃以下である。

[0082] また、１０５０℃以上の温度域で累積圧下率が３５％以上の熱間圧延を行う。１０５０℃以上では再結晶の進行が速い。その温度域において、累積圧下率が３５％以上の圧延を行うことによって、熱延後に再結晶が進み、結晶粒径が小さくなる。これにより、冷延、焼鈍後の結晶粒径も小さくなる。１０５０℃以上の温度域での累積圧下率は、好ましくは、４０％以上である。

[0083] ［冷却工程］

熱間圧延工程完了後、３秒以内に冷却を開始する。熱間圧延後の鋼板が高

温に維持されると、再結晶と粒成長とが進行する。そのため、冷却開始までの時間が長いと、高温に保持される時間が長くなることで、粒成長が進行しすぎる。その結果、母相オーステナイト粒の平均サイズや母相オーステナイト粒の最大径が大きくなる。この場合、最終組織の旧オーステナイト粒の平均粒径や、最大径が大きくなる。そのため、熱間圧延工程完了後～冷却開始までの時間を３秒以内とする。なお、上記の熱間圧延工程完了とは、熱間圧延工程における最後の圧延ロールによる圧延が終了した時点を言う。また、上記の冷却開始時点は、以下の冷却を開始する時点を言う。

[0084] また、冷却工程では、８５０℃以下７００℃超の温度域での平均冷却速度が２０℃／秒以上１００℃／秒以下、７００℃から巻き取り温度までの平均冷却速度が３０～８０℃／秒となるように巻き取り温度まで冷却する。

８５０℃以下７００℃超の温度域での平均冷却速度が遅いと、母相オーステナイトがフェライト変態する。その結果、熱延鋼板の金属組織が、フェライトと、ベイナイトやマルテンサイト等が複合して存在する不均一な組織となってしまう。その場合、この不均一組織が最終熱処理後の組織にも影響し、熱処理後の組織も不均一となる。その結果、旧オーステナイト粒の最大径が大きくなってしまう。

８５０℃以下７００℃超の温度域での平均冷却速度が２０℃／秒を下回ると、フェライト変態が進行しやすくなる。そのため、この温度域での平均冷却速度を２０℃／秒以上とする。８５０℃以下７００℃超の温度域での平均冷却速度は、好ましくは、４０℃／秒以上である。

一方、８５０℃以下７００℃超の温度域での平均冷却速度が１００℃／秒を超えると、冷却速度のむらが大きくなり、場所による熱膨張および熱収縮の挙動の偏差が大きくなるため、板の形状が悪くなってしまうことが多い。したがって、平均冷却速度を１００℃／秒以下とする。８５０℃以下７００℃超の温度域での平均冷却速度は、好ましくは、８５℃／秒以下である。

[0085] また、冷却工程では、７００℃から後述する巻取り温度までの平均冷却速度を３０℃／秒～８０℃／秒とする。この温度域では、Ｐの粒界偏析が進む

。７００℃から巻取り温度までの平均冷却速度が３０℃／秒未満であるとＰの粒界偏析が多くなり靭性が劣化する。７００℃から巻取り温度までの平均冷却速度は、好ましくは、４０℃／秒以上である。

一方、７００℃から巻取り温度までの平均冷却速度が８０℃／秒を超えると、冷却速度のむらが大きくなり、場所による熱膨張および熱収縮の挙動の偏差が大きくなる場合がある。その結果、板の形状が悪くなってしまうことが多い。したがって、平均冷却速度を８０℃／秒以下とする。７００℃から巻取り温度までの平均冷却速度は、好ましくは、７５℃／秒以下である。

[0086] ［巻取り工程］

冷却が完了した熱延鋼板を、６５０℃以下の巻取り温度で巻き取る。巻取温度が６５０℃を超えると、セメンタイトが粗大化し、焼鈍しても粗大な炭化物が残ってしまう。また、巻取温度が６５０℃を超えると、当該巻取り時に粗大なフェライトが生じやすく、その影響で粗大な母相オーステナイトが生じる。この場合、焼鈍後の旧オーステナイト粒の平均粒径や旧オーステナイトの最大径が大きくなる。そのため、巻取温度は６５０℃以下とする。巻取り温度は、好ましくは６３０℃以下、より好ましくは５８０℃以下である。巻取温度の下限は、特に定めないが、４００℃未満であると、熱延鋼板の強度が上昇しすぎて、次工程の冷間圧延における圧延負荷が上昇するので、巻取温度は４００℃以上が好ましい。

[0087] ［冷間圧延工程］

上記巻取り工程後の熱延鋼板に、必要に応じて酸洗した後、冷間圧延を行って冷延鋼板とする。

酸洗、冷間圧延は、常法にしたがって行えばよい。例えば、冷間圧延は圧下率３０～８５％で行う。

[0088] ［焼鈍工程］

焼鈍工程では、冷延鋼板を、６５０℃～７５０℃の温度域での平均加熱速度を０．５～５．０℃／秒として、Ａｃ３～１０００℃の焼鈍温度まで加熱し、前記焼鈍温度で３～１００秒保持する焼鈍を行う。

６５０℃～７５０℃の温度域は回復及び再結晶が進行する温度域である。回復及び再結晶を適度に進め、均一なフェライト組織とすることによって、オーステナイト単相域に加熱された際に、γ（オーステナイト相）の核生成が均一に起こり、粗大なオーステナイト粒が生じない。粗大な母相オーステナイト粒がある場合、次工程の焼鈍後冷却工程で生成するプレートマルテンサイトの分率が低くなってしまう。この理由は明らかではないが、例えば以下が考えられる。焼鈍後冷却工程では、温度変化により冷延鋼板が収縮することで、当該冷延鋼板に応力が生じる。粗大な母相オーステナイトがあると、粗大な母相オーステナイトがこの応力により優先的に変形してしまう。そのため、粗大な母相オーステナイトからのみプレートマルテンサイトが生成し、プレートマルテンサイト分率が低くなってしまう。

６５０℃～７５０℃の温度域の平均加熱速度が０．５℃／秒未満である場合、粗大な母相オーステナイト粒が多くなり、プレートマルテンサイト分率が低くなってしまう。また、粗大な母相オーステナイトが存在することによって、旧オーステナイトの平均粒径が大きくなり、靭性も低下する。そのため、上記温度域での平均加熱速度を０．５℃／秒とする。６５０℃～７５０℃の温度域の平均加熱速度は、好ましくは、１．０℃／秒以上である。

一方、６５０℃～７５０℃の温度域の平均加熱速度が５℃／秒を超える場合も、プレートマルテンサイト分率が低くなってしまう。これは、フェライトの再結晶が進まず、冷間圧延によって偏平となった粒の形状を反映した母相オーステナイト粒が粗大になって、プレートマルテンサイト分率が低下するためであると推察される。また、平均加熱速度が５℃／秒を超える場合、旧オーステナイト粒径も大きくなるので、靭性が劣化する。そのため、６５０℃～７５０℃の温度域の平均加熱速度を５℃／秒以上とする。６５０℃～７５０℃の温度域の平均加熱速度は、好ましくは、４．０℃／秒以下である。

[0089] 焼鈍温度は、Ａｃ３～１０００℃である。冷間圧延後の鋼板をオーステナイト単相域まで加熱することによって、マルテンサイトの分率を高くするこ

とが出来る。焼鈍温度がＡｃ３未満だと安定的にオーステナイト単相組織を得られない。焼鈍温度は、好ましくは、（Ａｃ３＋２０）℃以上である。

一方、焼鈍温度が１０００℃を超えると、母相オーステナイト粒が大きくなり、最終製品である鋼板の組織を構成する旧オーステナイト粒が粗大となって靭性が劣化したり、プレートマルテンサイトが少なくなったりする。焼鈍温度は、好ましくは、９５０℃以下である。

[0090] また、焼鈍温度での保持時間が３秒未満だと、オーステナイト単相が安定的に得られない。そのため焼鈍温度での保持時間を、３秒以上とする。焼鈍温度での保持時間は、好ましくは、２５秒以上である。

一方、焼鈍温度での保持時間が１００秒超であると、冷延鋼板を焼鈍温度に保持している間に母相オーステナイト粒径が大きくなり、最終製品である鋼板の組織を構成する旧オーステナイト粒が粗大となって靭性が劣化したり、プレートマルテンサイトが少なくなったりする。そのため、焼鈍温度での保持時間を１００秒以下とする。焼鈍温度での保持時間は、好ましくは、８０秒以下である。

オーステナイト変態温度Ａｃ３は、以下の式で求められる。

$Ac3\,(℃) = 910 - 230 \times C^{1/2} - 15.2 \times Ni + 44.7 \times Si + 31.5 \times Mo + 104 \times V + 13.1 \times W$

ここで、上記式中、Ｃ、Ｎｉ、Ｓｉ、Ｍｏ、Ｖ及びWは、鋼片における各元素の含有量（質量％）である。

[0091] ［焼鈍後冷却工程］

焼鈍後冷却工程では、Ａｃ３～１０００℃の温度域で焼鈍した後の鋼板を、冷却速度を段階的に以下のように制御して冷却すればよいことが分かった。

[0092] ７４０℃以下５５０℃超の温度域での平均冷却速度：１０℃／秒以上

この温度域での冷却速度を制御することで、フェライト変態を抑制し、マルテンサイトを主な組織とすることが出来る。平均冷却速度１０℃／秒未満であると、フェライト変態が生じることが懸念される。この温度域での平均

冷却速度は、好ましくは、２０℃／秒以上である。平均冷却速度の上限は、特に限定する必要はないが、例えば、この温度域での平均冷却速度は、８０℃／秒以下である。

[0093] ５５０℃以下Ｍｓ超の温度域での平均冷却速度：３０℃／秒以上

この温度域での冷却速度を制御することで、上部ベイナイト変態を抑制し、マルテンサイトを主な組織とすることが出来る。平均冷却速度が３０℃／秒未満だと、上部ベイナイトの面積が多くなり、最終の鋼板でのマルテンサイトの面積率が少なくなってしまう。この温度域での平均冷却速度は、好ましくは、４０℃／秒以上である。平均冷却速度の上限は、特に限定する必要はないが、例えば、この温度域での平均冷却速度は、８０℃／秒以下である。

[0094] Ｍｓ以下Ｍｓ－１５℃超の温度域での平均冷却速度：５℃／秒以上４０℃／秒以下

この温度域での冷却速度を制御することで、所望のプレートマルテンサイトの面積率を確保できる。この温度域で、十分にプレートマルテンサイトを生成させるために、この温度域での平均冷却速度を４０℃／秒以下とする。この温度域での平均冷却速度が４０℃／秒を超えるとプレートマルテンサイトが１０％未満となる。この温度域での平均冷却速度は、好ましくは３０℃／秒以下、より好ましくは、２０℃／秒以下である。ただし、この温度域での平均冷却速度が５℃／秒未満となると、上部ベイナイト変態が進み、上部ベイナイトの面積率が多くなってしまう。そのため、この温度域での平均冷却速度を５℃／秒以上とする。Ｍｓ未満Ｍｓ－１５℃以上の温度域での平均冷却速度は、好ましくは、１０℃／秒以上である。

[0095] Ｍｓ－１５℃以下Ｍｓ－４０℃超の温度域での平均冷却速度：２５℃／秒以上１２０℃／秒以下

この温度域では、プレートマルテンサイトが存在していると、プレートマルテンサイトを核としてベイナイト変態が生じやすい。そのため、この温度域での平均冷却速度を２５℃／秒以上として、ベイナイト変態を抑制する。

この温度域での平均冷却速度は、好ましくは４０℃／秒以上である。

一方、平均冷却速度が１２０℃／秒を超えると、プレートマルテンサイトとそれ以外の形状のマルテンサイトとの界面における結晶方位差が大きくなってしまう。そのため、平均冷却速度を１２０℃／秒以下とする。この温度域での平均冷却速度は、好ましくは、４０℃／秒以下である。

[0096] Ｍｓ－４０℃以下Ｍｓ－１２０℃以上の温度域での平均冷却速度：５℃／秒以上４０℃／秒以下

この温度域の平均冷却速度が４０℃／秒を超えると、マルテンサイト中に析出する炭化物が少なくなることによってマルテンサイト中の固溶Ｃ量が多くなる。そのため、平均冷却速度を４０℃／秒以下とする。この温度域での平均冷却速度は、好ましくは３０℃／秒以下、より好ましくは２０℃／秒以下である。

一方、この温度域の平均冷却速度が５℃／秒よりも小さくなると、炭化物のサイズが大きくなってしまう。そのため、平均冷却速度を５℃／秒以上とする。この温度域での平均冷却速度は、好ましくは、１０℃／秒以上である。

このように、オーステナイト単相域に加熱後の冷却速度を段階的に制御することにより、マルテンサイト以外の組織の生成を抑制し、かつ、適量のプレートマルテンサイトを含むマルテンサイトを主体とする組織を得ることができる。特に、マルテンサイト変態開始までは急冷してベイナイトの核生成を抑制し、かつ、マルテンサイト変態開始直後に冷却速度を緩め、プレートマルテンサイトの核生成を十分にさせることで、プレートマルテンサイトの生成を効率的に促すことができる。この観点から、Ｍｓ以下Ｍｓ－１５℃超の温度域での平均冷却速度は５５０℃以下、Ｍｓ超の温度域での平均冷却速度の０．７０倍以下であることが好ましく、０．５０倍以下であることが更に好ましい。

[0097] また、焼鈍後冷却工程では、Ｍｓ以下Ｍｓ－１２０℃以上の温度域において、前記冷延鋼板に２０～１００ＭＰａの引張応力を与える。上記のような

冷却パターンに加えて、冷延鋼板に引張応力を与えることによって、プレートマルテンサイトを形成しやすくすることが出来る。その効果を得るためには、引張応力は２０ＭＰａ以上とする。Ｍｓ～Ｍｓ－１２０℃の温度域における冷延鋼板への引張応力は、好ましくは、３０ＭＰａ以上である。

一方で、引張応力が高すぎると、板形状が崩れることが多い。これは、熱処理中の高温状態では、降伏応力が小さくなり、引張応力を加えると、板が塑性変形してしまうためと考えられる。引張応力が１００ＭＰａを超えると、板形状が変形することがあるので、１００ＭＰａ以下とする。Ｍｓ～Ｍｓ－１２０℃の温度域における冷延鋼板への引張応力は、好ましくは、８５ＭＰａ以下である。

[0098] ［最終冷却工程］

上記焼鈍後冷却工程では、Ｍｓ－１２０℃まで冷却が行われる。その後、冷延鋼板を室温まで冷却する。室温までの冷却に際しては、Ｍｓ－１２０℃未満での平均冷却速度は、０．５℃／秒以上、１０℃／秒以下とする。Ｍｓ－１２０℃以下での平均冷却速度が１０℃／秒超であると、炭化物が析出する時間が少なくなり、固溶Ｃ量が多くなることがある。Ｍｓ－１２０℃未満での平均冷却速度は、好ましくは、６．０℃／秒以下である。

一方、平均冷却速度が０．５℃／秒を下回ると、炭化物が大きくなってしまうことが懸念される。そのため、Ｍｓ－１２０℃未満での平均冷却速度を０．５℃／秒以上とする。Ｍｓ－１２０℃未満での平均冷却速度は、好ましくは、１．０℃／秒以上である。

最終冷却工程では、前記冷延鋼板を、Ｍｓ－１２０℃～４５０℃の温度域で１０００秒以下保持してもよい。冷延鋼板をＭｓ－１２０℃～４５０℃の温度域で１０００秒以下保持することによって、さらに、固溶Ｃ量が低下し、高歪域での加工硬化量を低くすることが出来る。保持時間が１０００秒を超えると、平均炭化物サイズが大きくなるため、降伏後の加工硬化が小さくなったり、降伏応力が高くなったり、靭性が劣化したりすることがある。そのため、Ｍｓ－１２０℃～４５０℃の温度域で鋼板の保持を行う場合には、

保持時間は１０００秒以下とする。最終冷却工程において、冷延鋼板を上記温度域で保持する場合の保持時間の下限は、特段制限されないが、上記効果をより確実に得るために、例えば、１０秒以上である。

なお、最終冷却工程で冷延鋼板をＭｓ－１２０℃～４５０℃の温度域で１０００秒以下の時間保持する処理は、冷延鋼板の温度がＭｓ－１２０℃から室温となるまでの間に行ってもよいし、冷延鋼板が室温まで冷却された後に行ってもよい。

[0099] マルテンサイト変態開始温度Ｍｓは、以下の式で求められる。

Ｍｓ（℃）＝５５０－３６１×Ｃ－３９×Ｍｎ－３５×Ｖ－２０×Ｃｒ－１７×Ｎｉ－１０×Ｃｕ－５×Ｍｏ－５×Ｗ＋３０×Ａｌ

ここで、上記式中、Ｃ、Ｍｎ、Ｖ、Ｃｒ、Ｎｉ、Ｃｕ、Ｍｏ、Ｗ及びＡｌは、鋼片における各元素の含有量（質量％）である。

[0100] ［溶融亜鉛めっき工程］

鋼板の表面に亜鉛めっき層を形成する場合、焼鈍後冷却工程と最終冷却工程との間に、冷延鋼板を溶融亜鉛浴に浸漬する溶融亜鉛めっき工程を備えてもよい。

めっき条件については常法に従えばよい。

[0101] ［合金化工程］

溶融亜鉛めっき層を合金化溶融亜鉛めっき層とする場合、溶融亜鉛めっき工程と最終冷却工程との間に、前記冷延鋼板を４７０℃以上５５０℃以下に再加熱し、６０ｓ以下保持する合金化工程を備えることが好ましい。

実施例

[0102] 次に、本発明の実施例について説明するが、実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得る。

[0103] （実施例１）

表１－１、１－２に示す化学組成の溶鋼を、常法に従い連続鋳造して鋳造

スラブとした。表１－１、１－２において、鋼種符号Ａ～Ｔの化学組成は、本発明の化学組成を満たしている。

[0104] 鋼種ａａ及びｂｂの化学組成は、Ｃが本発明の化学組成を満たさず、符号ｃｃの化学組成はＳｉ含有量が、鋼種ｄｄとｅｅとはＭｎ含有量が、鋼種ｆｆはＰ含有量が、鋼種ｇｇはＳ含有量が、鋼種ｈｈはＡｌ含有量が、鋼種ｉｉはＢ含有量が、それぞれ本発明の範囲を満たさなかった。

[0105] [表1-1]

鋼種	化学成分(質量%)（残部はFe及び不純物である。）									
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Nb	Ti	Mo
A	0.28	1.16	2.40	0.020	0.0010	0.0012	0.010	-	-	-
B	0.31	1.18	2.20	0.020	0.0010	0.0019	0.010	-	-	-
C	0.34	0.68	0.80	0.010	0.0010	0.0013	0.010	-	-	-
D	0.37	0.26	0.50	0.020	0.0006	0.0019	0.010	0.050	-	-
E	0.17	1.56	3.00	0.040	0.0009	0.0010	0.010	-	0.040	-
F	0.29	1.51	0.90	0.020	0.0005	0.0018	0.010	-	-	0.210
G	0.26	0.47	3.40	0.010	0.0010	0.0010	0.800	-	-	-
H	0.21	0.68	2.00	0.040	0.0008	0.0016	0.010	-	-	-
I	0.20	0.74	1.10	0.030	0.0009	0.0016	0.010	-	-	-
J	0.31	1.48	1.90	0.020	0.0008	0.0011	0.010	-	-	-
K	0.34	0.12	1.00	0.010	0.0006	0.0020	1.400	-	-	-
L	0.31	1.16	1.20	0.010	0.0007	0.0018	0.010	-	-	-
M	0.22	1.40	1.60	0.020	0.0005	0.0015	0.010	-	-	-
N	0.30	1.29	1.80	0.030	0.0008	0.0018	0.010	-	-	-
O	0.23	0.24	1.00	0.030	0.0005	0.0011	0.010	-	-	-
P	0.27	0.71	3.30	0.030	0.0009	0.0019	0.010	-	-	-
Q	0.35	0.80	1.70	0.030	0.0008	0.0018	0.010	-	-	-
R	0.30	0.09	0.50	0.020	0.0006	0.0015	0.010	-	-	-
S	0.21	0.84	3.10	0.040	0.0007	0.0011	0.010	-	-	-
T	0.31	1.10	1.90	0.040	0.0008	0.0011	0.010	-	-	-
aa	0.43	0.31	1.70	0.010	0.0010	0.0019	0.010	-	-	-
bb	0.12	0.90	2.80	0.040	0.0005	0.0018	0.010	-	-	-
cc	0.24	2.20	3.30	0.040	0.0009	0.0010	0.010	-	-	-
dd	0.34	0.31	4.20	0.020	0.0008	0.0011	0.010	-	-	-
ee	0.35	1.23	0.08	0.020	0.0009	0.0016	0.010	-	-	-
ff	0.30	0.61	2.90	0.120	0.0009	0.0016	0.010	-	-	-
gg	0.18	1.42	3.20	0.020	0.0120	0.0010	0.010	-	-	-
hh	0.35	0.80	0.60	0.010	0.0005	0.0011	1.800	-	-	-
ii	0.21	0.28	1.20	0.020	0.0009	0.0016	0.010	-	-	-

[0106]

[表1-2]

鋼種	化学成分(質量%)（残部はFe及び不純物である。）							Ac3 (℃)	Ms (℃)	備考
	Cr	B	Ni	V	W	Cu	他			
A	-	-	-	-	-	-	-	840	356	発明鋼
B	-	-	-	-	-	-	-	835	353	発明鋼
C	-	-	-	-	-	-	-	806	396	発明鋼
D	-	-	-	-	-	-	-	782	397	発明鋼
E	-	-	-	-	-	-	-	885	372	発明鋼
F	-	-	-	-	-	-	-	860	409	発明鋼
G	1.100	-	-	-	-	-	-	814	326	発明鋼
H	-	0.0015	-	-	-	-	-	835	396	発明鋼
I	-	-	-	-	-	-	-	840	435	発明鋼
J	-	-	-	-	-	-	Mg:0.0020	848	364	発明鋼
K	-	-	0.30	-	-	0.50	-	777	420	発明鋼
L	-	-	-	-	-	-	Ca:0.0020	834	392	発明鋼
M	-	-	-	0.100	-	-	-	875	405	発明鋼
N	-	-	-	-	0.11	-	-	843	371	発明鋼
O	-	-	-	-	-	-	Ce:0.0025	810	428	発明鋼
P	-	-	-	-	-	-	Zr:0.0040	822	324	発明鋼
Q	-	-	-	-	-	-	La:0.0025	810	358	発明鋼
R	-	-	-	-	-	-	REM:0.0027	788	423	発明鋼
S	-	-	-	-	-	-	Sn:0.100	842	354	発明鋼
T	-	-	-	-	-	-	Sb:0.200	831	364	発明鋼
aa	-	-	-	-	-	-	-	773	329	比較鋼
bb	-	-	-	-	-	-	-	871	398	比較鋼
cc	-	-	-	-	-	-	-	896	335	比較鋼
dd	-	-	-	-	-	-	-	790	264	比較鋼
ee	-	-	-	-	-	-	-	829	421	比較鋼
ff	-	-	-	-	-	-	-	811	329	比較鋼
gg	-	-	-	-	-	-	-	876	361	比較鋼
hh	-	-	-	-	-	-	-	810	454	比較鋼
ii	-	0.0080	-	-	-	-	-	817	428	比較鋼

[0107] 表１－１、１－２に示す化学組成の鋳造スラブを、表２－１～２－１０のように、加熱し、熱間圧延に供し、冷却し、巻取り処理をし、酸洗後、冷間圧延に供して、板厚１．２ｍｍの鋼板を製造した。当該鋼板を、表２－１～２－１０に示す条件で、焼鈍し、冷却した。条件によっては、めっきを施した。酸洗では、室温まで冷却した熱延鋼板を、温度を８０℃以上９０℃以下に制御した塩化水素として５～１０質量％の塩酸に、合計で３０秒以上１００秒以下浸漬することで、表面のスケールを除去した。

なお、表２－１～２－１０中、熱間圧延工程の「累積圧下率」は、１０５

０℃以上の温度域での累積圧下率である。表２－１～２－１０中、冷却工程の「冷却開始時間」は、熱間圧延終了後から急冷開始までの時間である。表２－１～２－１０中、冷却工程の「冷却速度（１）」は、８５０℃から７００℃までの温度域での冷却速度である。表２－１～２－１０中、冷却工程の「冷却工程（２）」は、７００℃から巻取り温度までの温度域での冷却速度である。表２－１～２－１０中、焼鈍後冷却工程の「冷却速度（３）」は、７４０℃以下５５０℃超の温度域での冷却速度である。表２－１～２－１０中、焼鈍後冷却工程の「冷却工程（４）」は、５５０℃以下Ｍｓ超の温度域での冷却速度である。表２－１～２－１０中、焼鈍後冷却工程の「冷却速度（５）」は、Ｍｓ℃以下Ｍｓ－１５℃超の温度域での冷却速度である。表２－１～２－１０中、焼鈍後冷却工程の「冷却速度（６）」は、Ｍｓ－１５℃以下Ｍｓ－４０℃超の温度域での冷却速度である。表２－１～２－１０中、焼鈍後冷却工程の「冷却速度（７）」は、Ｍｓ－４０℃以下Ｍｓ－１２０℃以上の温度域での冷却速度である。表２－１～２－１０中、焼鈍後冷却工程の「引張応力」は、Ｍｓ℃以下Ｍｓ－１２０℃の温度域において冷延鋼板に付与した引張応力である。表２－１～２－１０中、最終冷却工程の「熱処理の有無」は、Ｍｓ－１２０℃～４５０℃の温度域での熱処理の有無である。表２－１～２－１０中、最終冷却工程の「保持時間」は、保持温度における保持時間である。表２－１～２－１０中、最終冷却工程の「冷却速度（８）」は、最終冷却工程において、上記熱処理を行わない場合は、Ｍｓ－１２０℃未満の温度域での冷却速度であり、上記熱処理を行う場合は、保持温度以下の温度域での冷却速度である。表２－１～２－１０中、合金化工程の「保持時間」は、再加熱温度での保持時間である。

表２－１～２－１０中、溶融亜鉛めっき工程のめっき種における「ＧＩ」は、溶融亜鉛めっきを示し、「ＧＡ」は、合金化溶融亜鉛めっきを示す。

[0108]

[表2-1]

処理番号	鋼		熱間圧延工程		冷却工程			巻取り工程	冷間圧延工程	焼鈍工程				焼鈍後冷却工程		
			加熱温度	累積圧下率	冷却開始時間	冷却速度(1)	冷却速度(2)	巻取り温度	冷間圧延率	650~750℃の温度域での加熱速度	最高加熱温度	Ac3	保持時間	冷却速度(3)	冷却速度(4)	Ms
			℃	%	秒	℃/秒	℃/秒	℃	%	℃/秒	℃	℃	秒	℃/秒	℃/秒	℃
1	A		1250	42	1.0	67	50	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
2	A		1250	45	2.3	69	33	550	52	0.1	930	840	80	53	50	356
3	A		1250	40	2.3	90	63	520	52	0.3	910	840	31	27	60	356
4	A		1250	41	1.2	40	52	550	52	8.0	930	840	47	44	57	356
5	A		1250	44	0.7	80	34	510	52	15.0	950	840	56	29	53	356
6	A		1250	43	1.2	74	59	520	52	4.0	820	840	30	53	44	356
7	A		1250	40	2.6	42	72	550	52	1.1	805	840	87	49	42	356
8	A		1250	44	2.4	30	62	430	52	3.0	1015	840	85	36	51	356
9	A		1250	46	1.0	77	51	480	52	2.9	1100	840	88	27	48	356
10	A		1250	40	2.0	73	52	460	52	1.5	900	840	0	55	57	356
11	A		1250	44	1.7	43	60	480	52	2.5	960	840	1	51	49	356
12	A		1250	45	1.2	38	44	430	52	3.4	940	840	180	43	52	356
13	A		1250	45	2.1	69	66	540	52	3.0	910	840	1000	21	48	356
14	A		1250	46	0.5	37	43	520	52	4.5	900	840	25	7	49	356
15	A		1250	42	1.1	48	59	550	52	2.2	950	840	82	1	59	356
16	A		1250	47	1.3	80	46	540	52	4.1	900	840	83	25	20	356
17	A		1250	43	0.6	38	58	490	52	2.9	900	840	64	53	10	356
76	C		1250	46	1.8	60	75	550	52	3.0	900	806	55	51	40	396
18	A		1250	46	0.5	36	50	450	52	2.3	960	840	60	47	50	356
19	A		1250	40	0.9	36	70	440	52	1.6	930	840	21	22	58	356
20	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
21	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
22	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
23	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
24	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356

[0109]

[表2-2]

処理番号	鋼		焼鈍後冷却工程				最終冷却工程				溶融亜鉛めっき工程		合金化工程		備考
			冷却速度(5)	冷却速度(6)	冷却速度(7)	引張応力	熱処理の有無	保持温度	保持時間	冷却速度(8)	メッキ処理の有無	めっき種	再加熱温度	保持時間	
			℃/秒	℃/秒	℃/秒	MPa		℃	秒	℃/秒			℃	秒	
1	A		7	60	10	20	無	－	－	2.6	無	－	－	－	発明鋼
2	A		12	60	7	40	無	－	－	1.5	無	－	－	－	比較鋼
3	A		11	62	9	81	無	－	－	3.8	無	－	－	－	比較鋼
4	A		8	67	9	68	無	－	－	1.7	無	－	－	－	比較鋼
5	A		11	83	12	61	無	－	－	3.1	無	－	－	－	比較鋼
6	A		14	65	8	60	無	－	－	4.0	無	－	－	－	比較鋼
7	A		9	74	16	90	無	－	－	2.3	無	－	－	－	比較鋼
8	A		14	64	16	61	無	－	－	3.2	無	－	－	－	比較鋼
9	A		14	92	17	51	無	－	－	3.4	無	－	－	－	比較鋼
10	A		11	82	13	84	無	－	－	1.8	無	－	－	－	比較鋼
11	A		9	87	12	27	無	－	－	2.0	無	－	－	－	比較鋼
12	A		11	71	7	50	無	－	－	4.0	無	－	－	－	比較鋼
13	A		12	91	15	33	無	－	－	3.1	無	－	－	－	比較鋼
14	A		7	82	7	87	無	－	－	1.3	無	－	－	－	比較鋼
15	A		12	62	7	33	無	－	－	1.4	無	－	－	－	比較鋼
16	A		9	100	8	27	無	－	－	3.7	無	－	－	－	比較鋼
17	A		8	79	10	79	無	－	－	3.5	無	－	－	－	比較鋼
76	C		1	86	17	86	無	－	－	1.8	無	－	－	－	比較鋼
18	A		2	59	16	43	無	－	－	1.3	無	－	－	－	比較鋼
19	A		3	78	15	39	無	－	－	4.0	無	－	－	－	比較鋼
20	A		6	60	10	45	無	－	－	2.2	無	－	－	－	発明鋼
21	A		10	60	10	45	無	－	－	2.2	無	－	－	－	発明鋼
22	A		20	60	10	45	無	－	－	2.2	無	－	－	－	発明鋼
23	A		30	60	10	45	無	－	－	2.2	無	－	－	－	発明鋼
24	A		50	60	10	45	無	－	－	2.2	無	－	－	－	比較鋼

[0110]

[表2-3]

処理番号	鋼		熱間圧延工程		冷却工程			巻取り工程	冷間圧延工程	焼鈍工程				焼鈍後冷却工程		
			加熱温度	累積圧下率	冷却開始時間	冷却速度(1)	冷却速度(2)	巻取り温度	冷間圧延率	650~750℃の温度域での加熱速度	最高加熱温度	Ac3	保持時間	冷却速度(3)	冷却速度(4)	Ms
25	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
73	B		1250	45	2.5	63	79	520	52	2.7	920	835	25	18	44	353
26	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
27	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
82	E		1250	45	1.2	64	80	480	52	3.6	960	885	77	34	45	372
28	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
29	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
30	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
31	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
32	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
33	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
79	D		1250	45	2.0	33	41	520	52	2.1	920	782	21	17	44	397
34	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
35	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
85	F		1250	43	2.1	75	74	440	52	2.9	940	860	57	52	53	409
36	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
37	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
38	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
39	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
40	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
41	A		1250	42	1.0	59	30	550	52	3.0	920	840	60	20	50	356
88	G		1250	47	2.6	39	47	540	52	1.0	910	814	76	45	41	326
91	H		1250	46	1.4	82	52	420	52	2.2	940	835	55	44	45	396
42	A		1250	48	1.4	72	57	540	52	4.4	900	840	22	52	40	356
43	A		1250	48	2.2	72	56	450	52	4.0	930	840	62	56	50	356
44	A		1250	41	1.0	81	61	430	52	4.7	950	840	56	21	51	356

[0111]

[表2-4]

処理番号	鋼	焼鈍後冷却工程				最終冷却工程				溶融亜鉛めっき工程		合金化工程		備考
		冷却速度(5)	冷却速度(6)	冷却速度(7)	引張応力	熱処理の有無	保持温度	保持時間	冷却速度(8)	メッキ処理の有無	めっき種	再加熱温度	保持時間	
25	A	60	60	10	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	比較鋼
73	B	60	59	12	57	無	-	-	1.1	無	-	-	-	比較鋼
26	A	7	150	10	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	比較鋼
27	A	7	135	10	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	比較鋼
82	E	10	200	8	78	無	-	-	2.9	無	-	-	-	比較鋼
28	A	7	120	10	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	発明鋼
29	A	7	60	10	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	発明鋼
30	A	7	40	10	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	発明鋼
31	A	7	30	10	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	発明鋼
32	A	7	20	10	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	比較鋼
33	A	7	10	10	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	比較鋼
79	D	13	10	12	60	無	-	-	1.5	無	-	-	-	比較鋼
34	A	7	90	1	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	比較鋼
35	A	7	89	3	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	比較鋼
85	F	14	51	1	91	無	-	-	1.0	無	-	-	-	比較鋼
36	A	7	60	6	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	発明鋼
37	A	7	60	10	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	発明鋼
38	A	7	60	20	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	発明鋼
39	A	7	60	35	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	発明鋼
40	A	7	60	50	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	比較鋼
41	A	7	60	60	45	無	-	-	2.2	無	-	-	-	比較鋼
88	G	8	96	80	54	無	-	-	2.9	無	-	-	-	比較鋼
91	H	13	60	17	0	無	-	-	3.2	無	-	-	-	比較鋼
42	A	7	60	11	0	無	-	-	2.0	無	-	-	-	比較鋼
43	A	7	60	14	10	無	-	-	3.9	無	-	-	-	比較鋼
44	A	7	60	13	150	破断したためデータなし								比較鋼

[0112]

[表2-5]

処理番号	鋼		熱間圧延工程		冷却工程			巻取り工程	冷間圧延工程	焼鈍工程				焼鈍後冷却工程		
			加熱温度	累積圧下率	冷却開始時間	冷却速度(1)	冷却速度(2)	巻取り温度	冷間圧延率	650~750℃の温度域での加熱速度	最高加熱温度	Ac3	保持時間	冷却速度(3)	冷却速度(4)	Ms
			℃	%	秒	℃/秒	℃/秒	℃	%	℃/秒	℃	℃	秒	℃/秒	℃/秒	℃
45	A		1250	45	2.1	52	66	540	52	2.9	930	840	17	18	51	356
46	A		1250	42	0.7	82	38	490	52	3.2	940	840	85	54	47	356
47	A		1250	48	2.2	51	67	500	52	3.9	970	840	27	57	46	356
50	A		1250	43	0.9	70	58	570	52	2.3	910	840	54	49	58	356
51	A		1250	43	1.3	64	65	480	52	1.4	910	840	65	28	44	356
52	A		1250	42	1.6	81	65	570	52	3.1	940	840	78	59	50	356
53	A		1250	48	1.0	84	30	460	52	1.7	920	840	19	58	52	356
54	A		1250	41	1.4	35	71	550	52	3.8	940	840	80	55	48	356
55	B		1250	46	0.7	83	65	560	52	4.1	910	835	59	31	50	353
56	C		1250	43	2.2	39	46	450	52	1.2	960	806	58	39	40	396
57	D		1250	46	1.4	82	57	500	52	1.7	970	782	48	32	41	397
58	A		1120	44	2.1	41	43	450	52	2.6	910	840	20	32	60	356
59	A		1400	44	0.6	57	63	470	52	4.0	960	840	66	45	52	356
60	A		1250	20	2.7	86	33	460	52	2.3	940	840	90	32	51	356
61	A		1250	28	1.1	51	80	570	52	4.6	970	840	50	23	58	356
62	A		1250	41	5.0	59	41	520	52	3.1	970	840	53	25	51	356
63	A		1250	41	10.0	87	78	530	52	4.1	930	840	17	25	60	356
64	A		1250	48	0.8	5	55	420	52	2.4	960	840	90	33	55	356
65	A		1250	43	1.1	15	62	500	52	3.8	920	840	67	56	41	356
66	A		1250	47	0.9	53	10	570	52	2.2	970	840	52	33	47	356
67	A		1250	47	0.5	52	17	470	52	2.5	910	840	79	57	45	356
68	A		1250	46	1.0	40	75	750	52	1.6	910	840	38	54	41	356
69	A		1250	48	1.7	61	59	700	52	3.2	910	840	16	52	54	356
94	I		1250	40	2.6	30	41	700	52	3.9	950	840	89	37	50	435
70	A		1250	47	1.2	55	31	640	52	2.8	900	840	48	31	40	356

[0113]

[表2-6]

処理番号	鋼		焼鈍後冷却工程				最終冷却工程				溶融亜鉛めっき工程		合金化工程		備考
			冷却速度(5)	冷却速度(6)	冷却速度(7)	引張応力	熱処理の有無	保持温度	保持時間	冷却速度(8)	メッキ処理の有無	めっき種	再加熱温度	保持時間	
			℃/秒	℃/秒	℃/秒	MPa		℃	秒	℃/秒			℃	秒	
45	A		13	65	12	44	有	250	341	1.6	無	－	－	－	発明鋼
46	A		11	92	14	64	有	300	130	2.4	無	－	－	－	発明鋼
47	A		12	61	15	78	有	350	427	2.3	無	－	－	－	発明鋼
50	A		14	60	11	37	無	－	－	0.1	無	－	－	－	比較鋼
51	A		13	67	14	28	無	－	－	0.2	無	－	－	－	比較鋼
52	A		13	73	13	92	無	－	－	20.0	無	－	－	－	比較鋼
53	A		10	76	10	50	無	－	－	100.0	無	－	－	－	比較鋼
54	A		13	71	17	41	無	－	－	0.9	有	GI	－	－	発明鋼
55	B		15	60	7	83	無	－	－	2.6	有	GI	－	－	発明鋼
56	C		10	56	8	49	無	－	－	3.5	有	GA	490	12	発明鋼
57	D		13	54	18	69	無	－	－	2.1	有	GA	520	35	発明鋼
58	A		15	77	10	70	無	－	－	2.2	無	－	－	－	比較鋼
59	A		14	51	17	80	無	－	－	2.2	無	－	－	－	比較鋼
60	A		12	51	13	79	無	－	－	3.9	無	－	－	－	比較鋼
61	A		12	66	9	66	無	－	－	2.9	無	－	－	－	比較鋼
62	A		13	62	15	33	無	－	－	4.0	無	－	－	－	比較鋼
63	A		14	79	16	95	無	－	－	2.5	無	－	－	－	比較鋼
64	A		12	79	14	52	無	－	－	3.4	無	－	－	－	比較鋼
65	A		12	99	14	40	無	－	－	3.2	無	－	－	－	比較鋼
66	A		14	64	18	57	無	－	－	2.9	無	－	－	－	比較鋼
67	A		14	89	16	70	無	－	－	2.6	無	－	－	－	比較鋼
68	A		7	67	16	35	無	－	－	1.4	無	－	－	－	比較鋼
69	A		7	83	10	43	無	－	－	3.9	無	－	－	－	比較鋼
94	I		7	75	18	72	無	－	－	2.1	無	－	－	－	比較鋼
70	A		15	68	10	43	無	－	－	3.5	無	－	－	－	発明鋼

[0114]

[表2-7]

処理番号	鋼		熱間圧延工程		冷却工程			巻取り工程	冷間圧延工程	焼鈍工程			焼鈍後冷却工程		
			加熱温度	累積圧下率	冷却開始時間	冷却速度(1)	冷却速度(2)	巻取り温度	冷間圧延率	650~750℃の温度域での加熱速度	最高加熱温度	Ac3	保持時間	冷却速度(3)	冷却速度(4)	Ms
			℃	%	秒	℃/秒	℃/秒	℃	%	℃/秒	℃	℃	秒	℃/秒	℃/秒	℃
71	B		1250	48	2.2	64	58	570	52	3.4	930	835	62	33	43	353
72	B		1250	41	1.2	87	41	470	52	1.2	940	835	65	48	58	353
74	C		1250	41	2.4	57	55	460	52	3.8	900	806	64	57	54	396
75	C		1250	45	1.2	40	77	450	52	2.4	950	806	34	44	58	396
77	D		1250	48	2.2	60	50	440	52	3.0	900	782	58	24	54	397
78	D		1250	46	2.4	78	42	430	52	3.2	960	782	21	34	50	397
80	E		1250	48	1.8	57	30	570	52	1.0	960	885	84	32	47	372
81	E		1250	42	0.8	34	45	450	52	3.7	900	885	75	57	48	372
83	F		1250	42	1.0	35	32	510	52	4.4	910	860	54	29	46	409
84	F		1250	45	1.7	33	72	470	52	3.3	900	860	54	25	51	409
86	G		1250	41	2.0	80	75	550	52	2.5	930	814	69	24	53	326
87	G		1250	45	1.1	87	63	450	52	2.7	930	814	73	30	56	326
89	H		1250	41	2.5	39	58	550	52	3.8	910	835	50	49	50	396
90	H		1250	40	1.6	78	58	460	52	1.1	930	835	49	27	60	396
92	I		1250	40	1.6	81	37	420	52	4.1	960	840	37	55	49	435
93	I		1250	43	0.8	55	65	480	52	4.3	950	840	35	46	55	435
95	J		1250	47	1.8	74	73	570	52	1.7	940	848	69	31	40	364
96	K		1250	43	1.9	61	73	570	52	1.3	940	777	63	18	54	420
97	L		1250	40	1.9	48	57	460	52	3.4	900	834	36	25	58	392
98	M		1250	47	0.6	66	40	530	52	0.9	950	875	37	43	56	405
99	N		1250	48	1.6	82	70	540	52	4.2	900	843	44	56	44	371
100	O		1250	40	2.6	90	58	470	52	2.0	910	810	87	31	53	428
101	P		1250	44	0.5	31	77	510	52	2.8	900	822	86	58	55	324
102	Q		1250	46	2.1	42	61	430	52	1.9	970	810	85	53	51	358
103	Q		1250	42	1.0	73	37	460	52	4.7	960	810	41	39	57	358

[0115]

[表2-8]

処理番号	鋼		焼鈍後冷却工程				最終冷却工程				溶融亜鉛めっき工程		合金化工程		備考
		冷却速度(5)	冷却速度(6)	冷却速度(7)	引張応力	熱処理の有無	保持温度	保持時間	冷却速度(8)	メッキ処理の有無	めっき種	再加熱温度	保持時間	
		℃/秒	℃/秒	℃/秒	MPa		℃	秒	℃/秒			℃	秒	
71	B	8	54	17	79	無	–	–	2.8	無	–	–	–	発明鋼
72	B	12	65	16	37	無	–	–	3.0	無	–	–	–	発明鋼
74	C	13	74	9	31	無	–	–	3.1	無	–	–	–	発明鋼
75	C	8	93	7	74	無	–	–	2.2	無	–	–	–	発明鋼
77	D	14	99	13	56	無	–	–	2.9	無	–	–	–	発明鋼
78	D	10	75	12	82	無	–	–	2.3	無	–	–	–	発明鋼
80	E	9	74	13	82	無	–	–	2.0	無	–	–	–	発明鋼
81	E	12	99	9	50	無	–	–	3.5	無	–	–	–	発明鋼
83	F	14	68	14	35	無	–	–	1.2	無	–	–	–	発明鋼
84	F	11	86	14	51	無	–	–	2.3	無	–	–	–	発明鋼
86	G	15	51	12	79	無	–	–	3.2	無	–	–	–	発明鋼
87	G	12	71	8	55	無	–	–	3.2	無	–	–	–	発明鋼
89	H	8	68	14	79	無	–	–	2.2	無	–	–	–	発明鋼
90	H	12	81	17	94	無	–	–	3.8	無	–	–	–	発明鋼
92	I	13	96	17	89	無	–	–	2.0	無	–	–	–	発明鋼
93	I	12	57	14	73	無	–	–	1.7	無	–	–	–	発明鋼
95	J	15	68	8	40	無	–	–	1.7	無	–	–	–	発明鋼
96	K	9	63	14	90	無	–	–	1.8	無	–	–	–	発明鋼
97	L	12	80	16	34	無	–	–	1.7	無	–	–	–	発明鋼
98	M	12	82	10	50	無	–	–	3.5	無	–	–	–	発明鋼
99	N	9	89	12	71	無	–	–	2.9	無	–	–	–	発明鋼
100	O	14	59	15	35	無	–	–	4.0	無	–	–	–	発明鋼
101	P	11	57	16	75	無	–	–	1.2	無	–	–	–	発明鋼
102	Q	9	55	12	87	無	–	–	2.5	無	–	–	–	発明鋼
103	Q	10	97	10	61	無	–	–	1.8	無	–	–	–	発明鋼

[0116]

[表2-9]

処理番号	鋼		熱間圧延工程		冷却工程			巻取り工程	冷間圧延工程	焼鈍工程			焼鈍後冷却工程		
			加熱温度	累積圧下率	冷却開始時間	冷却速度(1)	冷却速度(2)	巻取り温度	冷間圧延率	650~750℃の温度域での加熱速度	最高加熱温度	Ac3	保持時間	冷却速度(3)	冷却速度(4)	Ms
			℃	%	秒	℃/秒	℃/秒	℃	%	℃/秒	℃	℃	秒	℃/秒	℃/秒	℃
104	R		1250	43	1.5	86	74	480	52	3.5	920	788	44	35	41	423
105	R		1250	43	1.9	90	40	520	52	0.8	940	788	33	56	44	423
106	S		1250	48	2.3	52	69	430	52	3.7	960	842	37	40	44	354
107	S		1250	46	1.1	47	64	440	52	1.6	960	842	87	37	53	354
108	T		1250	43	0.8	72	77	450	52	4.1	920	831	22	42	50	364
109	T		1250	43	0.9	51	59	500	52	1.2	910	831	43	60	57	364
119	E		1250	48	1.8	57	30	570	52	1.0	960	885	84	12	35	372
110	aa		1250	40	0.6	86	52	480	52	4.5	970	773	16	34	45	329
111	bb		1250	42	1.4	73	60	460	52	2.6	930	871	62	51	48	398
112	cc		1250	47	1.7	45	42	460	52	3.0	970	896	58	51	40	335
113	dd		1250	47	2.2	54	52	550	冷延時に破断							
114	ee		1250	44	1.2	41	54	470	52	4.6	960	829	43	43	52	421
115	ff		1250	41	0.6	49	53	520	52	3.2	910	811	74	22	53	329
116	gg		1250	46	2.5	89	64	530	52	4.4	930	876	25	18	42	361
117	hh		1250	43	2.6	85	39	550	52	1.2	970	810	47	40	59	454
118	ii		1250	41	2.4	85	80	570	52	3.8	970	817	57	19	51	428

[0117]

[表2-10]

処理番号	鋼		焼鈍後冷却工程					最終冷却工程				溶融亜鉛めっき工程		合金化工程		備考
			冷却速度(5)	冷却速度(6)	冷却速度(7)	引張応力	熱処理の有無	保持温度	保持時間	冷却速度(8)	メッキ処理の有無	めっき種	再加熱温度	保持時間	
			℃/秒	℃/秒	℃/秒	MPa		℃	秒	℃/秒			℃	秒	
104	R		11	98	18	81	無	－	－	1.8	無	－	－	－	発明鋼
105	R		12	63	13	82	無	－	－	1.0	無	－	－	－	発明鋼
106	S		15	97	18	54	無	－	－	3.0	無	－	－	－	発明鋼
107	S		9	91	14	67	無	－	－	0.8	無	－	－	－	発明鋼
108	T		13	96	12	45	無	－	－	2.1	無	－	－	－	発明鋼
109	T		11	72	17	43	無	－	－	2.0	無	－	－	－	発明鋼
119	E		6	50	7	82	無	390	100	2.0	無	－	－	－	発明鋼
110	aa		7	85	8	71	無	－	－	3.6	無	－	－	－	比較鋼
111	bb		13	91	14	62	無	－	－	2.6	無	－	－	－	比較鋼
112	cc		13	70	18	40	無	－	－	1.3	無	－	－	－	比較鋼
113	dd		冷延時に破断												比較鋼
114	ee		7	99	17	30	無	－	－	1.6	無	－	－	－	比較鋼
115	ff		12	69	15	25	無	－	－	1.5	無	－	－	－	比較鋼
116	gg		8	88	16	74	無	－	－	3.7	無	－	－	－	比較鋼
117	hh		10	55	9	56	無	－	－	1.4	無	－	－	－	比較鋼
118	ii		9	88	8	54	無	－	－	2.6	無	－	－	－	比較鋼

[0118] 鋳造スラブに表２－１～２－１０に示す条件の処理を施して得られた鋼板の、ミクロ組織の態様と機械特性を測定し、これらを評価した。

[0119] ミクロ組織における各組織の分率、旧オーステナイト粒の平均粒径、旧オーステナイト粒の最大径、マルテンサイト中の固溶Ｃ量、炭化物サイズ、旧オーステナイト粒の粒界におけるＰ量は、前述の方法により求めた。

フェライトが存在する場合、当該フェライトは、母相オーステナイト粒界だった場所に存在するので、フェライトとマルテンサイトの境界を旧オーステナイト粒界として定義した。

[0120] ＪＩＳ　Ｚ　２２４１（２０１１）に準拠して試験を行い、機械特性（降伏応力ＹＰ、引張強度ＴＳ、伸び性）を評価した。靭性については、ＪＩＳ　Ｚ　２２４２（２０１８）に準拠して試験を行った。ただし、ノッチの形状は、Ｕノッチとした。液体窒素温度（－１９６℃）～２００℃までの試験を行い、脆性延性遷移温度を求めた。温度は延性破壊のエネルギーと脆性破壊のエネルギーの中間のエネルギーとなる温度を、内挿によって求めた。

[0121] また、形状凍結性の評価のため、降伏直後の加工硬化量と、高歪域での加工硬化量を以下の要領で求めた。

降伏直後の加工硬化量は、引張試験における真応力をσ、真歪をεとしたとき、ＹＰ＋１００ＭＰａでのｄσ／ｄεとした。ｄσ／ｄεは、σをεで微分したものである。

高歪域での加工硬化量は、ＴＳ×０．９でのｄσ／ｄεと定義した。

[0122] 表３－１～３－１０に、測定結果及び評価結果を示す。

[0123]

[表3-1]

処理番号	フェライト分率	残留オーステナイト分率	マルテンサイト分率	プレートマルテンサイト分率	上部ベイナイト分率	パーライト分率	旧オーステナイトの平均粒径	旧オーステナイトの最大径	固溶C	マルテンサイト中の平均炭化物サイズ
	%	%	%	%	%	%	μm	μm	質量%	μm
1	0	2	93	16	5	0	7.1	14.5	0.10	0.12
2	0	2	98	6	0	0	13.5	17.0	0.09	0.15
3	0	2	98	5	0	0	12.0	16.0	0.09	0.08
4	0	2	95	16	3	0	6.5	25.0	0.12	0.14
5	0	2	98	18	0	0	5.1	28.0	0.13	0.15
6	15	2	83	19	0	0	5.0	18.0	0.13	0.12
7	30	2	67	18	1	0	6.6	14.0	0.13	0.13
8	0	2	98	7	0	0	18.2	24.2	0.09	0.14
9	0	2	98	5	0	0	22.1	38.1	0.11	0.10
10	13	2	85	16	0	0	5.6	15.0	0.12	0.12
11	15	2	82	17	1	0	7.8	18.0	0.11	0.10
12	0	2	98	7	0	0	15.1	20.3	0.11	0.08
13	0	2	98	5	0	0	22.1	32.1	0.12	0.14
14	14	2	76	16	4	4	6.3	13.0	0.12	0.12
15	28	2	64	17	0	6	5.5	15.0	0.10	0.08
16	0	2	83	5	15	0	5.9	15.0	0.11	0.18
17	0	2	68	0	30	0	5.7	14.0	0.11	0.18
76	0	1	68	0	31	0	7.0	15.0	0.11	0.10
18	0	2	63	0	35	0	6.4	15.5	0.12	0.13
19	0	2	84	5	14	0	6.4	15.7	0.12	0.13
20	0	2	91	19	7	0	6.3	15.3	0.11	0.11
21	0	2	94	17	4	0	6.3	15.1	0.12	0.11
22	0	2	98	15	0	0	6.3	16.0	0.11	0.11
23	0	2	98	12	0	0	6.3	15.9	0.11	0.12
24	0	2	98	0	0	0	6.5	15.6	0.11	0.12

[0124]

[表3-2]

処理番号	結晶方位差	旧オーステナイト粒界におけるP濃度	めっき	降伏応力	引張強さ	降伏比	伸び	dσ/dε (YP+100MPa)	dσ/dε (0.9TS)	脆性延性遷移温度	備考
	°	at%		MPa	MPa	%	%	MPa	MPa	℃	
1	3.7	2.6	なし	759	1489	0.51	5.2	152030	25040	-50	発明鋼
2	3.3	2.5	なし	1057	1489	0.71	5.4	68600	34760	27	比較鋼
3	3.7	3.0	なし	1072	1489	0.72	4.7	84480	22210	19	比較鋼
4	3.9	2.7	なし	789	1489	0.53	5.5	155550	27680	22	比較鋼
5	3.5	2.5	なし	745	1489	0.50	5.4	161660	22660	29	比較鋼
6	4.2	2.8	なし	552	1150	0.48	6.2	72320	23470	18	比較鋼
7	3.7	3.0	なし	405	942	0.43	7.8	68730	30040	6	比較鋼
8	4.5	2.7	なし	1058	1489.6	0.71	4.6	69830	26820	63	比較鋼
9	3.9	2.5	なし	1073	1489.6	0.72	5.4	64300	34880	100	比較鋼
10	3.5	2.9	なし	550	1170	0.47	6.9	78440	25290	14	比較鋼
11	4.4	2.8	なし	466	1110	0.42	6.6	78440	33280	7	比較鋼
12	3.8	3.0	なし	1117	1489	0.75	5.5	72301	22670	19	比較鋼
13	3.0	2.6	なし	1057	1489	0.71	5.4	71555	31310	26	比較鋼
14	3.7	2.5	なし	581	1162	0.50	6.1	72320	25120	60	比較鋼
15	3.6	2.7	なし	423	962	0.44	8.2	68730	22040	90	比較鋼
16	3.0	2.5	なし	781	1100	0.71	6.8	69830	24190	-18	比較鋼
17	4.3	2.9	なし	680	945	0.72	7.5	64300	33080	-22	比較鋼
76	3.7	2.8	なし	747	970	0.77	7.9	72070	24860	-10	比較鋼
18	3.3	2.6	なし	706	967	0.73	8.0	66370	33780	-25	比較鋼
19	3.0	2.7	なし	828	1150	0.72	6.1	70100	32789	-20	比較鋼
20	3.3	2.7	なし	704	1380	0.51	5.2	152030	31090	-50	発明鋼
21	3.0	2.7	なし	713	1398	0.51	5.8	148600	28790	-55	発明鋼
22	3.1	2.5	なし	832	1486	0.56	5.1	132370	26530	-50	発明鋼
23	3.3	2.7	なし	1018	1520	0.67	4.5	102320	26890	-15	発明鋼
24	3.4	2.5	なし	1120	1555	0.72	4.7	73420	24570	10	比較鋼

[0125]

[表3-3]

処理番号	フェライト分率	残留オーステナイト分率	マルテンサイト分率	ブレートマルテンサイト分率	上部ベイナイト分率	パーライト分率	旧オーステナイトの平均粒径	旧オーステナイトの最大径	固溶C	マルテンサイト中の平均炭化物サイズ
	%	%	%	%	%	%	μm	μm	質量%	μm
25	0	2	98	0	0	0	6.5	15.9	0.11	0.12
73	1	2	97	0	0	0	5.1	15.0	0.09	0.09
26	0	2	98	16	0	0	6.6	15.7	0.12	0.11
27	0	2	98	17	0	0	6.6	15.7	0.11	0.11
82	1	2	97	25	0	0	5.0	15.0	0.14	0.10
28	0	2	98	17	0	0	6.6	15.6	0.11	0.13
29	0	2	98	18	0	0	6.5	15.3	0.11	0.12
30	0	2	92	16	6	0	6.5	15.0	0.12	0.13
31	0	2	89	13	9	0	6.5	15.7	0.11	0.12
32	0	4	80	0	16	0	6.5	15.1	0.11	0.11
33	0	6	56	0	38	0	6.3	15.2	0.12	0.13
79	0	1	63	0	36	0	7.6	16.0	0.10	0.12
34	0	2	93	16	5	0	6.6	15.2	0.12	0.30
35	0	2	95	17	3	0	6.4	15.9	0.11	0.28
85	1	2	97	25	0	0	6.1	14.0	0.09	0.28
36	0	2	98	18	0	0	6.6	15.3	0.12	0.23
37	0	2	98	19	0	0	6.5	15.5	0.12	0.14
38	0	2	98	18	0	0	6.5	15.5	0.12	0.12
39	0	3	97	18	0	0	6.3	16.0	0.17	0.13
40	0	4	96	17	0	0	6.4	16.0	0.21	0.12
41	0	5	95	17	0	0	6.5	15.2	0.22	0.11
88	1	1	95	21	3	0	7.5	16.0	0.22	0.12
91	1	1	98	0	0	0	7.6	15.0	0.12	0.12
42	0	2	98	0	0	0	6.2	15.0	0.12	0.09
43	0	2	98	4	0	0	6.4	15.1	0.11	0.10

[0126]

[表3-4]

処理番号	結晶方位差	旧オーステナイト粒界におけるP濃度	めっき	降伏応力	引張強さ	降伏比	伸び	dσ/dε (YP+100MPa)	dσ/dε (0.9TS)	脆性延性遷移温度	備考
	°	at%		MPa	MPa	%	%	MPa	MPa	℃	
25	3.3	2.5	なし	1140	1561	0.73	5.0	71120	23430	25	比較鋼
73	4.2	2.8	なし	1170	1603	0.73	4.1	75030	23430	35	比較鋼
26	15.0	2.5	なし	1079	1498	0.72	5.1	110300	35250	-25	比較鋼
27	13.0	2.7	なし	1060	1493	0.71	5.2	121840	34240	-30	比較鋼
82	15.0	2.5	なし	751	1058	0.71	7.0	123420	34250	-25	比較鋼
28	9.0	2.6	なし	1004	1499	0.67	4.9	152030	33230	-45	発明鋼
29	6.0	2.5	なし	819	1489	0.55	5.0	152030	29800	-55	発明鋼
30	3.8	2.5	なし	713	1399	0.51	5.3	128700	28760	-48	発明鋼
31	3.5	2.6	なし	863	1250	0.69	5.9	100870	27490	-25	発明鋼
32	3.3	2.7	なし	875	1167	0.75	8.2	76750	27410	-30	比較鋼
33	3.0	2.7	なし	745	955	0.78	11.1	70100	26520	-25	比較鋼
79	3.7	2.6	なし	702	975	0.72	7.3	76760	28550	-20	比較鋼
34	2.8	2.7	なし	588	1399	0.42	5.3	62380	22040	-30	比較鋼
35	3.2	2.6	なし	635	1411	0.45	5.3	71820	23230	-35	比較鋼
85	4.5	2.8	なし	840	1528	0.55	4.7	72870	21970	-38	比較鋼
36	3.4	2.7	なし	667	1420	0.47	5.3	104760	24050	-45	発明鋼
37	3.2	2.6	なし	743	1429	0.52	5.3	129570	25040	-50	発明鋼
38	3.3	2.5	なし	769	1450	0.53	5.3	142470	28760	-50	発明鋼
39	3.2	2.6	なし	774	1489	0.52	5.3	153080	45780	-45	発明鋼
40	3.0	2.7	なし	745	1520	0.49	5.3	159860	72030	-35	比較鋼
41	3.0	2.7	なし	746	1555	0.48	5.3	167650	79300	-30	比較鋼
88	3.1	3.0	なし	713	1425	0.50	5.6	133240	78340	-20	比較鋼
91	3.5	3.0	なし	908	1227	0.74	5.7	70870	23440	20	比較鋼
42	3.2	2.6	なし	1102	1489	0.74	5.5	70890	23570	25	比較鋼
43	3.3	2.7	なし	1057	1489	0.71	5.0	75820	25890	5	比較鋼

[0127]

[表3-5]

処理番号	フェライト分率	残留オーステナイト分率	マルテンサイト分率	ブレートマルテンサイト分率	上部ベイナイト分率	パーライト分率	旧オーステナイトの平均粒径	旧オーステナイトの最大径	固溶C	マルテンサイト中の平均炭化物サイズ
	%	%	%	%	%	%	μm	μm	質量%	μm
44	破断したため、データなし									
45	0	3	97	17	0	0	6.4	18.0	0.06	0.13
46	0	3	97	22	0	0	5.2	14.0	0.07	0.14
47	0	3	97	24	0	0	6.8	16.0	0.08	0.15
50	0	2	98	16	0	0	7.5	13.0	0.07	0.28
51	0	2	98	14	0	0	7.1	16.0	0.07	0.27
52	0	2	98	26	0	0	6.6	18.0	0.22	0.08
53	0	2	98	20	0	0	7.5	18.0	0.25	0.07
54	0	2	98	17	0	0	5.9	15.0	0.08	0.14
55	1	2	97	23	0	0	6.9	14.0	0.08	0.14
56	1	1	98	20	0	0	7.8	15.0	0.07	0.13
57	1	1	98	22	0	0	6.3	14.0	0.06	0.18
58	0	2	98	21	0	0	6.1	14.0	0.08	0.35
59	0	2	98	4	0	0	9.5	25.0	0.14	0.09
60	0	2	98	4	0	0	18.0	22.0	0.12	0.08
61	0	2	98	4	0	0	15.0	17.0	0.10	0.14
62	0	2	98	3	0	0	13.0	18.3	0.09	0.11
63	0	2	98	5	0	0	17.0	22.1	0.08	0.09
64	0	2	98	3	0	0	8.9	25.0	0.12	0.15
65	0	2	98	3	0	0	8.4	21.0	0.10	0.11
66	0	2	98	19	0	0	5.2	15.0	0.10	0.09
67	0	2	98	22	0	0	7.6	18.0	0.09	0.15
68	1	2	93	3	4	0	12.0	22.8	0.12	0.10
69	1	2	93	3	4	0	11.0	21.4	0.11	0.09
94	0	1	95	5	4	0	11.0	22.8	0.13	0.09

[0128]

[表3-6]

処理番号	結晶方位差	旧オーステナイト粒界におけるP濃度	めっき	降伏応力	引張強さ	降伏比	伸び	dσ/dε (YP+100MPa)	dσ/dε (0.9TS)	脆性延性遷移温度	備考
	°	at%		MPa	MPa	%	%	MPa	MPa	℃	
44	破断したため、データなし										比較鋼
45	3.6	2.8	なし	853	1470	0.58	5.4	169880	20104	-50	発明鋼
46	3.1	2.9	なし	860	1458	0.59	4.9	154300	18046	-50	発明鋼
47	3.1	3.0	なし	869	1448	0.60	5.4	132220	16331	-45	発明鋼
50	3.1	2.5	なし	994	1400	0.71	5.4	73741	15884	-35	比較鋼
51	3.2	3.0	なし	1002	1411	0.71	5.4	71611	15401	5	比較鋼
52	4.2	2.6	なし	758	1580	0.48	4.4	140790	87840	-20	比較鋼
53	3.4	2.9	なし	752	1600	0.47	5.0	144430	98970	-30	比較鋼
54	4.4	2.5	GI	787	1430	0.55	5.6	137560	30120	-45	発明鋼
55	4.2	2.7	GI	794	1587	0.50	5.0	182890	31230	-45	発明鋼
56	3.4	2.9	GA	890	1680	0.53	4.8	201030	25450	-45	発明鋼
57	3.0	2.5	なし	859	1789	0.48	4.1	213050	21440	-45	発明鋼
58	4.2	3.0	なし	812	1504	0.54	5.2	150710	26490	10	比較鋼
59	4.5	2.7	なし	752	1504	0.50	4.5	55220	26620	35	比較鋼
60	4.1	2.9	なし	1089	1534	0.71	5.4	51372	31380	30	比較鋼
61	3.1	2.5	なし	1040	1444	0.72	5.0	48836	24830	20	比較鋼
62	4.5	2.5	なし	1102	1489	0.74	4.9	53256	24860	35	比較鋼
63	3.4	2.5	なし	1120	1534	0.73	5.0	57696	21280	55	比較鋼
64	4.1	2.6	なし	1050	1459	0.72	5.3	67544	29530	32	比較鋼
65	4.1	2.9	なし	1057	1489	0.71	4.7	49672	33440	20	比較鋼
66	4.2	5.2	なし	782	1504	0.52	4.5	167990	21680	20	比較鋼
67	3.5	4.5	なし	828	1534	0.54	5.3	133870	25570	10	比較鋼
68	4.4	5.8	なし	736	1534	0.73	4.5	53260	21540	50	比較鋼
69	4.4	4.2	なし	819	1489	0.75	4.9	55120	22730	34	比較鋼
94	4.5	4.2	なし	564	1152	0.78	6.7	58820	32390	50	比較鋼

[0129]

[表3-7]

処理番号	フェライト分率	残留オーステナイト分率	マルテンサイト分率	ブレートマルテンサイト分率	上部ベイナイト分率	パーライト分率	旧オーステナイトの平均粒径	旧オーステナイトの最大径	固溶C	マルテンサイト中の平均炭化物サイズ
	%	%	%	%	%	%	μm	μm	質量%	μm
70	0	2	98	12	0	0	9.4	18.0	0.13	0.14
71	1	2	94	26	3	0	7.5	17.0	0.13	0.15
72	1	2	97	16	0	0	7.6	13.0	0.13	0.10
74	1	1	98	15	0	0	7.6	16.0	0.10	0.13
75	1	1	95	25	3	0	5.5	14.0	0.08	0.12
77	1	1	98	19	0	0	5.9	14.0	0.12	0.08
78	1	1	98	26	0	0	6.2	17.0	0.09	0.12
80	1	2	96	26	1	0	5.6	16.0	0.10	0.15
81	0	2	98	19	0	0	7.3	17.0	0.14	0.11
83	0	2	98	15	0	0	7.4	18.0	0.14	0.09
84	0	2	98	19	0	0	6.5	17.0	0.10	0.15
86	1	1	98	23	0	0	6.8	16.0	0.08	0.15
87	1	1	98	20	0	0	7.6	18.0	0.08	0.09
89	1	1	95	26	3	0	6.3	17.0	0.11	0.09
90	1	1	98	28	0	0	6.3	13.0	0.09	0.13
92	0	2	98	26	0	0	7.4	14.0	0.10	0.11
93	1	1	98	23	0	0	5.7	13.0	0.11	0.13
95	0	2	97	16	1	0	7.9	18.0	0.09	0.13
96	0	1	97	28	2	0	7.3	16.0	0.10	0.13
97	0	2	97	16	1	0	7.4	17.0	0.08	0.12
98	0	2	97	19	1	0	7.4	13.0	0.12	0.08
99	0	2	96	24	2	0	6.4	14.0	0.09	0.14
100	0	0	99	16	1	0	5.1	16.0	0.08	0.15
101	0	1	98	24	1	0	6.3	16.0	0.08	0.08
102	2	1	96	28	1	0	8.0	16.0	0.09	0.09

[0130]

[表3-8]

処理番号	結晶方位差	旧オーステナイト粒界におけるP濃度	めっき	降伏応力	引張強さ	降伏比	伸び	dσ/dε (YP+100MPa)	dσ/dε (0.9TS)	脆性延性遷移温度	備考
	°	at%		MPa	MPa	%	%	MPa	MPa	℃	
70	4.1	3.8	なし	794	1444	0.55	4.8	105670	31710	-15	発明鋼
71	3.2	2.7	なし	779	1558	0.50	4.6	161050	30530	-57	発明鋼
72	3.2	2.5	なし	877	1655	0.53	4.8	140240	33580	-45	発明鋼
74	4.1	3.0	なし	932	1759	0.53	3.7	139610	33510	-86	発明鋼
75	4.3	3.0	なし	941	1742	0.54	3.8	136730	27460	-80	発明鋼
77	4.5	2.6	なし	967	1897	0.51	3.8	127700	25720	-89	発明鋼
78	3.8	2.7	なし	957	1805	0.53	3.6	138640	20560	-85	発明鋼
80	3.4	2.8	なし	523	1068	0.49	6.9	124170	34970	-50	発明鋼
81	3.2	2.9	なし	550	1037	0.53	7.2	155700	32240	-50	発明鋼
83	3.5	3.0	なし	817	1513	0.54	5.1	150580	20540	-69	発明鋼
84	3.7	2.8	なし	726	1482	0.49	5.0	121900	22620	-46	発明鋼
86	3.6	2.9	なし	712	1453	0.49	5.1	124630	20980	-45	発明鋼
87	3.8	3.0	なし	684	1368	0.50	5.1	124830	25180	-45	発明鋼
89	3.5	2.9	なし	626	1203	0.52	6.6	153910	32570	-60	発明鋼
90	3.7	2.9	なし	614	1203	0.51	6.1	150870	28500	-60	発明鋼
92	3.2	2.5	なし	564	1176	0.48	6.5	131510	34510	-45	発明鋼
93	3.5	3.0	なし	570	1164	0.49	6.0	145670	29530	-45	発明鋼
95	3.2	2.8	なし	844	1655	0.51	4.4	120870	32360	-50	発明鋼
96	3.0	2.9	なし	967	1759	0.55	4.3	123660	33860	-45	発明鋼
97	4.5	2.8	なし	869	1639	0.53	4.7	125750	34210	-45	発明鋼
98	3.9	2.9	なし	633	1292	0.49	5.9	153340	24760	-50	発明鋼
99	4.1	2.5	なし	768	1568	0.49	4.5	136540	27710	-46	発明鋼
100	4.5	2.7	なし	733	1332	0.55	6.0	158020	26010	-45	発明鋼
101	3.1	2.6	なし	739	1421	0.52	4.8	163080	30900	-50	発明鋼
102	3.5	2.5	なし	960	1746	0.55	3.8	163320	32200	-54	発明鋼

[0131]

[表3-9]

処理番号	フェライト分率	残留オーステナイト分率	マルテンサイト分率	プレートマルテンサイト分率	上部ベイナイト分率	パーライト分率	旧オーステナイトの平均粒径	旧オーステナイトの最大径	固溶C	マルテンサイト中の平均炭化物サイズ
	%	%	%	%	%	%	μm	μm	質量%	μm
103	1	1	98	22	0	0	6.5	14.0	0.10	0.14
104	1	0	99	26	0	0	5.6	18.0	0.13	0.08
105	1	0	99	25	0	0	5.9	13.0	0.11	0.11
106	1	1	98	18	0	0	5.6	14.0	0.11	0.11
107	2	1	96	24	1	0	7.7	14.0	0.13	0.09
108	1	2	97	18	0	0	6.1	14.0	0.10	0.13
109	1	2	97	18	0	0	7.1	13.0	0.12	0.14
119	8	7	74	26	8	3	5.8	14.0	0.15	0.17
110	2	1	93	25	4	0	7.4	14.0	0.25	0.34
111	1	1	98	21	0	0	7.8	16.0	0.10	0.15
112	1	2	97	17	0	0	6.1	15.0	0.08	0.10
113	冷延時に破断									
114	41	2	53	0	4	0	7.8	16.0	0.11	0.09
115	1	1	98	14	0	0	5.3	17.0	0.11	0.08
116	2	1	94	25	3	0	5.6	14.0	0.14	0.13
117	1	1	98	21	0	0	8.0	17.0	0.09	0.09
118	2	0	97	21	1	0	7.0	13.0	0.14	0.13

[0132]

[表3-10]

処理番号	結晶方位差	旧オーステナイト粒界におけるP濃度	めっき	降伏応力	引張強さ	降伏比	伸び	dσ/dε (YP+100MPa)	dσ/dε (0.9TS)	脆性延性遷移温度	備考
	°	at%		MPa	MPa	%	%	MPa	MPa	℃	
103	3.2	2.9	なし	856	1746	0.49	3.9	120770	25530	-136	発明鋼
104	4.5	3.0	なし	807	1552	0.52	4.7	138450	26810	-55	発明鋼
105	3.7	3.0	なし	784	1568	0.50	4.8	165400	21760	-59	発明鋼
106	3.4	2.5	なし	681	1239	0.55	5.6	143540	33760	-45	発明鋼
107	3.4	3.0	なし	688	1251	0.55	6.1	122750	22060	-50	発明鋼
108	3.9	2.5	なし	843	1591	0.53	5.2	147060	32290	-50	発明鋼
109	3.0	2.8	なし	794	1655	0.48	4.4	134780	33800	-75	発明鋼
119	3.4	2.8	なし	485	989	0.49	9.2	140560	45893	-30	発明鋼
110	4.3	2.6	なし	1061	2040	0.52	2.0	165840	80080	100	比較鋼
111	3.5	2.7	なし	471	888	0.53	8.9	129510	30510	-100	比較鋼
112	3.6	2.9	なし	713	1346	0.53	5.0	162160	32300	30	比較鋼
113	冷延時に破断										比較鋼
114	3.0	2.7	なし	447	828	0.54	9.2	78720	23210	-100	比較鋼
115	3.3	3.8	なし	823	1552	0.53	4.7	168120	20830	35	比較鋼
116	4.1	2.7	なし	604	1119	0.54	6.6	129010	33920	15	比較鋼
117	3.2	2.8	なし	855	1781	0.48	4.0	168570	21070	15	比較鋼
118	4.4	2.8	なし	571	1190	0.48	6.2	137630	30580	15	比較鋼

[0133] 引張強度ＴＳ≧９８０ＭＰ、降伏比ＹＰ／ＴＳ≦０．７、ＹＰ＋１００ＭＰａでのｄσ／ｄε（ｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ））≧１００００、ＴＳ×０．９でのｄσ／ｄε（ｄσ／ｄε（０．９ＴＳ））≦５００００

、脆性延性遷移温度≦０℃の場合にプレス後の形状凍結性特性及び耐衝撃特性に優れると判定した。

[0134] 得られた各鋼板の化学組成は、それぞれの鋳造スラブの化学組成と実質的に同一であった。

処理番号２、３は、焼鈍工程において、６５０～７５０℃の温度域での加熱速度が低く、旧オーステナイトの平均粒径が大きく、プレートマルテンサイト分率が低かった。その結果、降伏比が高くかつｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低く、かつ脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号４、５は、６５０～７５０℃の温度域での加熱速度が速すぎ、旧オーステナイトの最大径が大きかった。その結果、脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号６、７は、焼鈍工程における最高加熱温度が低すぎ、フェライト分率が高かった。その結果、ｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低くなり、かつ脆性延性遷移温度が高くなった。

処理番号８、９は、焼鈍工程における最高加熱温度が高すぎ、旧オーステナイトの平均粒径及び旧オーステナイトの最大径が大きく、かつ、プレートマルテンサイト分率も低くなった。その結果、降伏比が高く、かつｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低く、かつ、脆性延性遷移温度が高くなった。

処理番号１０、１１は、焼鈍工程における加熱時のＡｃ３～１０００℃の温度域での保持時間が短く、フェライト分率が高かった。その結果、ｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低く、かつ脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号１２、１３は、焼鈍工程における加熱時のＡｃ３～１０００℃の温度域での保持時間が長く、旧オーステナイトの平均粒径及び旧オーステナイトの最大径が大きく、かつ、プレートマルテンサイト分率も低くなった。その結果、降伏比が高く、かつｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低く、かつ、脆性延性遷移温度が高くなった。

処理番号１４は、７４０℃以下５５０℃超の温度域での冷却速度が遅く、フェライト分率が高かった。その結果、ｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）

が低く、かつ脆性延性遷移温度も高くなった。

処理番号１５は、７４０℃以下５５０℃超の温度域での冷却速度が遅く、フェライト分率が高かった。その結果、強度が低く、かつ、ｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低く、かつ脆性延性遷移温度も高くなった。

処理番号１６、１７は、５５０℃以下Ｍｓ超の温度域での冷却速度が遅く、上部ベイナイト分率が多くなり、かつプレートマルテンサイト分率が低くかった。その結果、降伏比が高く、かつｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低かった。

処理番号１８、１９、７６は、Ｍｓ以下Ｍｓ－１５℃超の温度域での冷却速度が遅く、上部ベイナイト分率が多くなり、かつプレートマルテンサイト分率が低かった。その結果、降伏比が高く、かつｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低かった。

処理番号２４、２５、７３は、Ｍｓ以下Ｍｓ－１５℃超の温度域での冷却速度が速く、プレートマルテンサイト分率が低くかった。その結果、降伏比が高く、ｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低く、かつ、脆性遷移温度が高かった。

処理番号２６、２７、８２は、Ｍｓ－１５℃以下Ｍｓ－４０℃超の温度域での冷却速度が速く、結晶方位差が大きかった。その結果、降伏比が高かった。

処理番号３２、３３、７９は、Ｍｓ－１５以下Ｍｓ－４０℃超の温度域での冷却速度が遅く、上部ベイナイト分率が多く、かつプレートマルテンサイト分率が低かった。その結果、降伏比が高く、かつｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低かった。

処理番号３４、３５、８５は、Ｍｓ－４０℃以下Ｍｓ－１２０℃以上の温度域での冷却速度が遅く、マルテンサイト中の平均炭化物サイズが大きかった。その結果、ｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低かった。

処理番号４０、４１、８８は、Ｍｓ－４０℃以下Ｍｓ－１２０℃以上の温度域での冷却速度が速く、固溶Ｃ量が高かった。その結果、ｄσ／ｄε（０

．９ＴＳ）が高かった。

処理番号４２、４３、９１は、Ｍｓ以下Ｍｓ－１２０℃以上の温度域での引張応力が低く、プレートマルテンサイト分率が低かった。その結果、降伏比が高く、ｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低く、かつ脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号４４は、Ｍｓ以下Ｍｓ－１２０℃以上の温度域での引張応力が高すぎたため、引張試験中に破断した。

処理番号５０、５１はＭｓ－１２０℃未満での冷却速度が低く、マルテンサイト中の平均炭化物サイズが大きかった。その結果、降伏比が高く、かつｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低かった。

処理番号５２、５３は、Ｍｓ－１２０℃以下での冷却速度が高く、固溶Ｃ量が高かった。その結果、ｄσ／ｄε（０．９ＴＳ）が高かった。

処理番号５８は、熱延時の加熱温度が低く、マルテンサイト中の平均炭化物サイズが大きかった。その結果、脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号５９は、熱延時の加熱温度が高く、旧オーステナイトの最大径が大きく、かつプレートマルテンサイト分率も低かった。その結果、ｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低く、かつ、脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号６０は、１０５０℃以上の温度域での圧延率が低く、旧オーステナイトの平均粒径及び旧オーステナイトの最大径が大きく、かつ、プレートマルテンサイト分率も低かった。その結果、降伏比が高く、かつｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低く、かつ、脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号６１は、１０５０℃以上の温度域での圧延率が低く、旧オーステナイトの平均粒径が大きく、かつ、プレートマルテンサイト分率も低かった。その結果、降伏比が高く、かつｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低く、かつ、脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号６２は、熱間圧延終了後から急冷開始までの時間が長く、旧オーステナイトの平均粒径が大きく、かつ、プレートマルテンサイト分率も低かった。その結果、降伏比が高く、かつｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が

低く、かつ、脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号６３は、熱間圧延終了後から急冷開始までの時間が長く、旧オーステナイトの平均粒径及び旧オーステナイトの最大径が大きく、かつ、プレートマルテンサイト分率も低かった。その結果、降伏比が高く、かつｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低く、かつ、脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号６４、６５は、８５０℃以下７００℃超の温度域の冷却速度が低く、旧オーステナイトの最大径が大きく、かつ、プレートマルテンサイト分率も低くかった。その結果、降伏比が高く、かつｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低く、かつ、脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号６６、６７は、７００℃から巻き取り温度までの冷却速度が低く、旧オーステナイト粒界におけるＰ濃度が高かった。その結果、脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号６８、６９、９４は、巻取り温度が高く、旧オーステナイトの平均粒径及び旧オーステナイトの最大径が大きく、プレートマルテンサイト分率も低く、かつ、旧オーステナイト粒界におけるＰ濃度が高かった。その結果、降伏比が高く、かつｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）が低く、かつ、脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号１１０は、Ｃ含有量が高く、マルテンサイト中の固溶Ｃ量や平均炭化物サイズが大きかった。その結果、ｄσ／ｄε（０．９ＴＳ）が高く、かつ、 脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号１１１は、鋼板のＣ含有量が低かった。その結果、引張強度が低かった。

処理番号１１２は、鋼板のＳｉ含有量が高かった。その結果、脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号１１３は、鋼板のＭｎ含有量が高かった。その結果、冷延時に破断してしまい、評価が出来なかった。

処理番号１１４は、鋼板のＭｎ含有量が低く、フェライト分率が高かった。その結果、引張強度が低かった。

処理番号１１５は、鋼板のＰ含有量が高かった。その結果、脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号１１６は、鋼板のＳ含有量が高かった。その結果、脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号１１７は、鋼板のＡｌ含有量が高かった。その結果、脆性延性遷移温度が高かった。

処理番号１１８は、鋼板のＢ含有量が高かった。その結果、脆性延性遷移温度が高かった。

他の条件については、本発明の範囲内の組織となり、引張強度、降伏比、ｄσ／ｄε（ＹＰ＋１００ＭＰａ）、ｄσ／ｄε（０．９ＴＳ）、脆性延性遷移温度が良好となり、本発明の範囲内となった。

産業上の利用可能性

[0135] 前述したように、本発明によれば、降伏比が低く、かつ降伏後の加工硬化量が高く、高歪域での加工硬化量が低く、さらに、靭性に優れた鋼板となる。

よって、本発明は、鋼板製造産業、自動車製造産業、及び、その他の機械製造産業において利用可能性が高い。

請求の範囲

[請求項1] 化学組成が、質量％で、

Ｃ　：０．１５％以上、０．４０％以下、

Ｓｉ：０．０１％以上、２．００％以下、

Ｍｎ：０．１０％以上、４．００％以下、

Ａｌ：０．００５％以上、１．５００％以下、

Ｐ　：０．００１％以上、０．１００％以下、

Ｓ　：０．０００５％以上、０．０１００％以下、

Ｎ　：０．０００５％以上、０．０１００％以下、

Ｔｉ：０％以上、０．２００％以下、

Ｍｏ：０％以上、０．３００％以下、

Ｎｂ：０％以上、０．２００％以下、

Ｃｒ：０％以上、４．０００％以下、

Ｂ　：０％以上、０．００５０％以下、

Ｖ　：０％以上、０．３００％以下、

Ｎｉ：０％以上、４．００％以下、

Ｃｕ：０％以上、４．００％以下、

Ｗ　：０％以上、２．００％以下、

Ｃａ：０％以上、０．０１００％以下、

Ｃｅ：０％以上、０．０１００％以下、

Ｍｇ：０％以上、０．０１００％以下、

Ｚｒ：０％以上、０．０１００％以下、

Ｌａ：０％以上、０．０１００％以下、

Ｃｅ、Ｌａ以外のＲＥＭ：０％以上、０．０１００％以下、

Ｓｎ：０％以上、１．０００％以下、

Ｓｂ：０％以上、０．２００％以下、

残部：Ｆｅ及び不純物からなり、

表面から板厚方向に板厚の１／８の位置～前記表面から前記板厚方

向に前記板厚の３／８の位置の間の範囲である１／４厚におけるミクロ組織が、面積率で、

フェライト：０％以上、１０％以下、

残留オーステナイト：０％以上、１０％以下、

上部ベイナイト：０％以上、１０％以下、

マルテンサイト：７０％以上、１００％以下、

パーライト：０％以上、５％以下、

からなり、

前記マルテンサイトに含まれる、プレートマルテンサイトの面積率が、組織全体の面積に対して、１０％以上３５％以下であり、

旧オーステナイト粒の平均粒径が２．０μｍ以上、１０．０μｍ以下、かつ、前記旧オーステナイト粒の最大径が２０．０μｍ以下であり、

前記マルテンサイト中の固溶Ｃ量が０．２０質量%以下であり、

前記マルテンサイト中の平均炭化物サイズが０．２５μｍ以下であり、

同一の前記旧オーステナイト粒中の、前記プレートマルテンサイトと隣接する他のマルテンサイトとの結晶方位差が１０．０°以下であり、

前記旧オーステナイト粒の粒界におけるＰ濃度が４．０ａｔ％以下である、

ことを特徴とする鋼板。

[請求項2] 前記表面に、溶融亜鉛めっき層が形成されていることを特徴とする請求項１に記載の鋼板。

[請求項3] 前記溶融亜鉛めっき層が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２に記載の鋼板。

[請求項4] 請求項１に記載の化学組成を有する鋼を溶製し、溶製された前記鋼を鋳造して鋼片を得る鋳造工程と、

前記鋼片を１１５０℃以上、１３５０℃以下に加熱し、その後、１０５０℃以上の温度域で３５％以上の累積圧下率で熱間圧延を行って熱延鋼板を得る熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程完了後、３秒以内に開始され、８５０℃以下７００℃超の温度域での平均冷却速度が２０℃／秒以上１００℃／秒以下、７００℃から巻き取り温度までの平均冷却速度が３０℃／秒以上８０℃／秒以下となるように巻き取り温度まで冷却する冷却工程と、

前記冷却工程後の前記熱延鋼板を、６５０℃以下の巻取り温度で巻取る巻取り工程と、

前記巻取り工程後の前記熱延鋼板に冷間圧延を行い冷延鋼板とする冷間圧延工程と、

前記冷延鋼板を、６５０℃～７５０℃の温度域での平均加熱速度が０．５～５．０℃／秒となるように、Ａｃ３～１０００℃の焼鈍温度まで加熱し、前記焼鈍温度で３～１００秒保持する焼鈍工程と、

前記焼鈍工程後の前記冷延鋼板を、

７４０℃以下５５０℃超の温度域での平均冷却速度を１０℃／秒以上、

５５０℃以下Ｍｓ超の温度域での平均冷却速度が３０℃／秒以上、

Ｍｓ以下Ｍｓ－１５℃超の温度域での平均冷却速度が５℃／秒以上４０℃／秒以下、

Ｍｓ－１５℃以下Ｍｓ－４０℃超の温度域での平均冷却速度が２５℃／秒以上１２０℃／秒以下、

Ｍｓ－４０℃以下Ｍｓ－１２０℃以上の温度域での平均冷却速度が５℃／秒以上４０℃／秒以下となるように冷却する焼鈍後冷却工程と、

前記焼鈍後冷却工程後の前記冷延鋼板を、０．５℃／秒以上、１０℃／秒以下の平均冷却速度で室温まで冷却する、最終冷却工程と、

を有し、

前記焼鈍後冷却工程では、Ｍｓ以下Ｍｓ－１２０℃以上の温度域において、前記冷延鋼板に２０～１００ＭＰａの引張応力を与える

ことを特徴とする鋼板の製造方法。

ここで、Ｍｓは、以下の式で求められる。

Ｍｓ（℃）＝５５０－３６１×Ｃ－３９×Ｍｎ－３５×Ｖ－２０×Ｃｒ－１７×Ｎｉ－１０×Ｃｕ－５×Ｍｏ－５×Ｗ＋３０×Ａｌ

上記式中のＣ、Ｍｎ、Ｖ、Ｃｒ、Ｎｉ、Ｃｕ、Ｍｏ、Ｗ及びＡｌは、前記鋳片の各元素の含有量（質量％）である。

[請求項5] 前記焼鈍後冷却工程では、前記温度域ごとに平均冷却速度を変更する

ことを特徴とする請求項４に記載の鋼板の製造方法。

[請求項6] 前記最終冷却工程は、前記焼鈍後冷却工程後の前記冷延鋼板を、Ｍｓ－１２０℃～４５０℃の温度域で１０００秒以下保持した後に０．５℃／秒以上、１０℃／秒の平均冷却速度で室温まで冷却する工程を含む

ことを特徴とする請求項４又は５に記載の鋼板の製造方法。

[請求項7] 前記焼鈍後冷却工程と、前記最終冷却工程との間に、前記冷延鋼板を溶融亜鉛浴に浸漬する溶融亜鉛めっき工程を備える

ことを特徴とする請求項４～６のいずれか１項に記載の鋼板の製造方法。

[請求項8] 前記溶融亜鉛めっき工程と、前記最終冷却工程との間に、前記冷延鋼板を４７０℃以上５５０℃以下に再加熱し、６０秒以下保持する合金化工程を備える

ことを特徴とする請求項７に記載の鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2020/015765

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i
FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C22C38/60; C21D9/46 G; C21D9/46 J
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)
C21D9/46-9/48; C22C38/00-38/60; C21D8/02-8/04

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

Published examined utility model applications of Japan	1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2020
Registered utility model specifications of Japan	1996-2020
Published registered utility model applications of Japan	1994-2020

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2018-109222 A (KOBE STEEL, LTD.) 12.07.2018 (2018-07-12)	1-8
A	JP 2013-104081 A (KOBE STEEL, LTD.) 30.05.2013 (2013-05-30)	1-8
A	WO 2013/047755 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 04.04.2013 (2013-04-04)	1-8

☐ 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
26 June 2020 (26.06.2020)	14 July 2020 (14.07.2020)

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
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2020/015765

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
JP 2018-109222 A	12 Jul. 2018	WO 2018/123356 A1	
JP 2013-104081 A	30 May 2013	(Family: none)	
WO 2013/047755 A1	04 Apr. 2013	US 2014/0227555 A1	
		US 2015/0083278 A1	
		EP 2762589 A1	
		CN 103842542 A	
		KR 10-2014-0054379 A	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2020/015765

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

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

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））

C21D9/46-9/48; C22C38/00-38/60; C21D8/02-8/04

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０２０年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２０年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２０年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー*	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 2018-109222 A (株式会社神戸製鋼所) 12.07.2018 (2018-07-12)	1-8
A	JP 2013-104081 A (株式会社神戸製鋼所) 30.05.2013 (2013-05-30)	1-8
A	WO 2013/047755 A1 (新日鐵住金株式会社) 04.04.2013 (2013-04-04)	1-8

☐ 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
26.06.2020	14.07.2020

名称及びあて先

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

権限のある職員（特許庁審査官）

伊藤　真明 4K 3640

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2020/015765

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 2018-109222 A	12.07.2018	WO 2018/123356 A1	
JP 2013-104081 A	30.05.2013	（ファミリーなし）	
WO 2013/047755 A1	04.04.2013	US 2014/0227555 A1	
		US 2015/0083278 A1	
		EP 2762589 A1	
		CN 103842542 A	
		KR 10-2014-0054379 A	