

(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)



(10) 国際公開番号

WO 2020/209276 A1

(51) 国際特許分類:

C21D 8/02 (2006.01) *C22C 38/06* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) *B22D 11/124* (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2020/015768

(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 2019-075693 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).

(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:

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

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

(54) 発明の名称: 鋼板及びその製造方法

(57) Abstract: This steel sheet has a prescribed chemical composition and contains at least ferrite and retained austenite and/or martensite in a microstructure. Furthermore, in a face parallel to a rolled face, the average distance between the centers of adjacent high-Mn regions is 1.00 mm or less, and the density D_A of a high-Mn region in the central part in the sheet width direction and the density D_B of a high-Mn region at a position corresponding to 1/4 of the distance from an edge in the sheet width direction satisfy the relationship $0.77 \leq D_A/D_B \leq 1.30$. The ratio of the average hardness of a high-Mn region relative to the average hardness of a low-Mn region is 1.1-2.0. The difference between the average upper 5% and the average lower 5% of Mn content in low-Mn regions is 0.3% or more.

(57) 要約: 本発明の鋼板は、所定の化学組成を有すると共に、ミクロ組織に、フェライト、並びに残留オーステナイト及び／又はマルテンサイトを少なくとも含有する鋼板であって、更に、圧延面に平行な面において、隣合う高Mn領域の中心同士の平均距離が1.00mm以下であり、板幅中央部の高Mn領域の密度 D_A と、板幅端部から1/4の位置の高Mn領域の密度 D_B とが、 $0.77 \leq D_A/D_B \leq 1.30$ との関係を満たし、高Mn領域の硬さの平均の、低Mn領域の硬さの平均に対する比が1.1~2.0であり、低Mn領域におけるMn含有量の上位5%の平均と下位5%の平均との差を0.3%以上とする鋼板である。

WO 2020/209276 A1

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2019-075693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。この車体軽量化と安全性の向上と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、形状凍結性が低下する（スプリングバックして、形状が崩れやすくなる）という問題がある。また高強度になるほど、延性が低下するため、プレス成形時に破断が起きやすい。さらに、同じコイルの鋼板を同じ方法でプレスしても、形状がわずかではあるが異なってしまう。言い換えると、高強度であるほど寸法精度が低下するという問題もある。

[0003] 本発明者らの検討の結果、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ことが分かった。そのため、鋼材最大強度（引張強度）を高くしながらも、降伏応力を低くすることができれば、形状凍結性を向上させやすいことが分かった。一方、寸法精度を高めるためには、鋼板全体で均一な金属組織とし、鋼板の場所による変化を小さくすればよいことが分かった。さらに、強度や延性などの変化が小さければ、寸法精度が高まることは当然であるが、プレス成形中には、鋼は加工硬化し、形状が形成されるため、場所による加工硬化の差を小さくすることができれば、寸法精度をさらに向上させることができることが分かった。

[0004] 自動車の車体に適用される高強度材として、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（T r a

nsformation Induced Plasticity) 鋼といった、複合組織鋼が知られている。

D P 鋼は、硬質な組織を鋼中に存在させることによって、強度を高めたものである。さらに、D P 鋼は、延性を高めるために、高歪域でも加工硬化量を高くしているのが特徴である。D P 鋼では、鋼材中にマルテンサイトを存在させることによって、周囲に可動転位を存在させ、降伏応力を低くすることもできる。

また、T R I P 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、破断しにくくし、延性を高めたものである。

これらの鋼板は、硬質組織を分散させ加工硬化量を高めている。しかしながら、その硬質組織の量がわずかに変わると、降伏応力や引張強度の大きな変化はないものの、加工硬化の仕方が変わってしまう。成形中の加工硬化量が増加すると、鋼材の成形中の形状の変化量が場所によって、あるいは、板そのものによっても変化してしまうので、寸法精度が悪くなってしまう。

[0005] 特許文献5には、鋳造時の、特に凝固までの、スラブへの水のかけ方や水の量を特定の範囲にし、冷却速度を制御することによって、MnやPの偏析を制御する手法が記載されている。この特許文献5の目的は、加工した後の表面の凹凸を制御することであり、場所による加工硬化の差を小さくすることも可能である。しかしながら、特許文献5では、強度が590MPa未満の鋼板を対象としており、C含有量やMn含有量、とくにC含有量が少ない。本発明者らの検討の結果、590MPa以上の高強度鋼板に必要なC含有量やMn含有量の鋼では、特許文献5に示されるような凝固までの冷却速度の制御だけでは、偏析の制御が不十分であり、場所による加工硬化の差を小さくすることはできないことが分かった。

[0006] 特許文献6には、特許文献5と同じく、鋳造時の偏析を制御することを目的として、鋳造時にスラブへ水をかける量を調整することによって、冷却速度を制御し、Mn偏析等を制御する方法について記載されている。しかし、特許文献6に記載されているように、凝固時に制御できるのは、表面の部分

だけである。特許文献6では、表面の偏析が重要になる曲げ性を改善することが目的なので、上記方法でもよいが、引張特性を含めたプレス成形性の改善の場合には、板の表面だけでなく、より中央部に近い位置でも偏析を制御し、場所による濃度分布を小さくしなければならない。しかしながら、特許文献6の技術では中央部の偏析まで制御することができない。

[0007] すなわち、従来、590MPa以上の高強度鋼板において、プレス後の形状凍結性特性及び寸法精度に優れる鋼板は提案されていなかった。

先行技術文献

特許文献

[0008] 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：日本国特開2018-145525号公報

特許文献6：日本国特開2012-219341号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0009] 本発明は、従来技術の現状に鑑み、プレス加工される自動車用鋼板として好適な、590MPa以上の引張強度を有する高強度鋼板であって、十分な加工性を有し、プレス後の形状凍結性特性及び寸法精度に優れる鋼板及び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

[0010] 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。

[0011] 化学組成、鋼板組織を制御するとともに、鋼板表面から板厚方向における板厚の1/4位置の圧延方向に平行な面（1/4面）において、Mnの分布状態及び硬さの制御によって、場所による加工硬化量の変化を小さくでき、

低降伏応力及び成形性に優れた鋼板を製造できることを見出した。

[0012] また、上記の分布を得るためには、スラブの冷却の際、所定の温度範囲において平均冷却速度を制御しつつ、スラブに圧力を付与すること、熱延のための加熱において、加熱速度を制御した後、所定の条件で熱間圧延、冷却、巻取り、酸洗、冷間圧延、焼鈍、途中で滞留を含む冷却を行うことが有効であることが分かった。

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。

[0013] (1) 化学組成が、質量%で、C : 0.040%以上、0.400%以下、Si : 0.01%以上、2.50%以下、Mn : 0.10%以上、4.00%以下、Al : 0.010%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、4.00%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の位置から前記表面から前記板厚方向に前記板厚の3/8の位置までの範囲におけるミクロ組織が、面積率で、フェライト : 10%以上、97%以下、残留オーステナイト及びマルテンサイト : 3%以上、90%以下、ベイナイト : 0%以上、87%以下、パーライト : 0%以上、10%以下、からなり、前記表面から前記板厚方向に前記板厚の1/4の位置の圧延面に平行な面において、測定範囲におけるMn含有量の最大値をMn

max、前記Mn含有量の平均値をMnaveとし、前記Mn含有量が(Mnave+Mnmax)/2以上の領域を高Mn領域、それ以外の領域を低Mn領域としたとき、隣合う前記高Mn領域の中心同士の平均距離が1.00mm以下であり、板幅の中央部における前記高Mn領域の密度DAと、板幅端部から板幅の1/4の位置における高Mn領域の密度DBとが下記式(1)を満たし、前記高Mn領域における硬さの平均の、前記低Mn領域における硬さの平均に対する比が、1.1~2.0であり、低Mn領域の各測定点におけるMn含有量の、上位5%の平均と下位5%の平均との差が、0.3質量%以上である、鋼板。

$$0.77 \leq D_A / D_B \leq 1.30 \quad \text{式(1)}$$

(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)に記載の鋼板の製造方法であって、(1)に記載の化学組成を有する鋼を溶製し、溶製された鋼を鑄造しスラブを製造し、前記スラブを、950~550℃の前記温度に亘って、前記スラブに10N/cm²以上の圧力を板厚方向に付与しながら平均冷却速度が100℃/h以上となるように冷却することによりスラブを製造する鑄造工程と；前記スラブを、室温まで冷却した後又は室温まで冷却する前に、650℃以上850℃以下の温度域における平均加熱速度が50℃/min以下となるように、1100℃以上1280℃以下の温度域に加熱する加熱工程と；前記加熱工程後のスラブを、1050℃以上の温度域で35%以上の累積圧下率で熱間圧延して熱延鋼板を得る熱間圧延工程と；前記熱延鋼板を、前記熱間圧延工程完了後、3秒以内に冷却を開始し、かつ700℃までの平均冷却速度が20℃/s以上となるように650℃以下に冷却する冷却工程と；前記冷却工程後の前記熱延鋼板を300℃以上、650℃以下の温度域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酸洗処理を施して酸洗鋼板とする酸洗工程と；

前記酸洗鋼板に冷間圧延を施して冷延鋼板とする冷間圧延工程と；前記冷延鋼板を、 $10.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の平均加熱速度で $A_c1^{\circ}\text{C}$ 以上 1000°C 以下の焼鈍温度に加熱し、前記焼鈍温度で5秒以上600秒以下保持する焼鈍工程と；前記焼鈍工程後の前記冷延鋼板を、 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の平均冷却速度で、 150°C 以上 550°C 以下の滞留温度に冷却する焼鈍後冷却工程と；前記滞留温度で15秒～1000秒滞留させる滞留工程と；前記滞留工程後の前記冷延鋼板を、室温まで冷却する最終冷却工程と；を備える、鋼板の製造方法。

(5) 前記滞留工程と、前記最終冷却工程との間に、前記冷延鋼板を熔融亜鉛浴に浸漬する熔融亜鉛めっき工程を備える、(4)に記載の鋼板の製造方法。

(6) 前記熔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°C 以上 550°C 以下に再加熱し、60秒以下保持する合金化工程を備える、(5)に記載の鋼板の製造方法。

(7) 前記冷間圧延工程と前記焼鈍工程の間に、前記冷延鋼板にレベラーを用いて加工を行うレベラー加工工程を備える、(4)～(6)のいずれかに記載の鋼板の製造方法。

発明の効果

[0014] 本発明によれば、 590MPa 以上の引張強度かつ十分な加工性を有し、プレス後の形状凍結性並びに高い寸法精度を有する高強度鋼板及びその製造方法を提供できる。この高強度鋼板は、プレス加工される自動車用鋼板として好適である。

発明を実施するための形態

[0015] 本発明の一実施形態に係る鋼板（本実施形態に係る鋼板）は、

(i) 化学組成が、質量％で、 C ： 0.040% 以上、 0.400% 以下、 Si ： 0.01% 以上、 2.50% 以下、 Mn ： 0.10% 以上、 4.00% 以下、 Al ： 0.010% 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、を有し、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を含み、残部がFe及び不純物からなり、

(ii) 1/4厚におけるミクロ組織が、面積率で、フェライト: 10%以上、97%以下、残留オーステナイト及びマルテンサイト: 3%以上、90%以下、ベイナイト: 0%以上、87%以下、パーライト: 0%以上、10%以下、からなり、

前記1/4厚の圧延面に平行な面の、測定範囲におけるMn含有量の最大値を Mn_{max} 、前記Mn含有量の平均値を Mn_{ave} とし、前記Mn含有量が $(Mn_{ave} + Mn_{max}) / 2$ 以上の領域を高Mn領域、それ以外の領域を低Mn領域としたとき、

(iii) 隣り合う前記高Mn領域の中心同士の平均距離が1.00mm以下であり、

(iv) 板幅の中央部における前記高Mn領域の密度 D_A と、板幅端部から板幅の1/4部の位置における高Mn領域の密度 D_B が $0.77 \leq D_A / D_B \leq 1.30$ を満たし、

(v) 前記高Mn領域における硬さの平均の、前記低Mn領域における硬さの平均に対する比が、1.1~2.0であり、

(vi) 低Mn領域における各測定点におけるMn含有量の、上位5%の平均と下位5%の平均との差が、0.3質量%以上である。

[0016] 以下、本実施形態の鋼板、及び本実施形態に係る鋼板の製造方法について、順次、説明する。

[0017] まず、本実施形態に係る鋼板の化学組成の限定理由について説明する。以下、化学組成の各元素に係る%は質量%を意味する。

[0018] C: 0.040%以上、0.400%以下

Cは、マルテンサイトの分率の増加や、マルテンサイトの強度の向上に寄与する元素である。C含有量が0.040%未満であると、高強度鋼板とし

て求められる引張強度（590MPa以上）を得ることが難しい。そのため、C含有量は0.040%以上とする。C含有量は、好ましくは0.050%以上である。

一方、C含有量が0.400%を超えると、点溶接性が悪くなる。そのため、C含有量を0.400%以下とする。C含有量は、好ましくは0.350%以下、より好ましくは0.300%以下である。

[0019] Si：0.01%以上、2.50%以下

Siは、固溶強化を通じて、延性を低下させずに、引張強度及び疲労強度の向上に寄与する元素である。また、Siは脱酸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。そのため、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2.50%を超えると、Mnの偏析が助長され、鋼板において場所による加工硬化量の差が大きくなったり、延性とスポット靱性が低下したりする。そのため、Si含有量は2.50%以下とする。Si含有量は、好ましくは2.00%以下である。

[0020] Mn：0.10%以上、4.00%以下

Mnは、固溶強化と焼入れ性の向上によって、鋼の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、効果が十分に得られない。そのため、Mn含有量は0.10%以上とする。Mn含有量は、好ましくは0.30%以上であり、1.00%以上であることが更に好ましい。

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場合や、製造過程において製造中の鋼板が割れてしまう場合がある。また、Mnの偏析が大きくなると、鋼板の場所による加工硬化量の差が大きくなる。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%以下であり、3.00%以下であることが更に好ましい。

[0021] Al：0.010%以上、1.500%以下

A l 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。A l 含有量が 0.010%未満であると、効果が十分に得られない。そのため、A l 含有量は 0.010%以上とする。A l 含有量は、好ましくは、0.020%以上である。

一方、A l 含有量が 1.500%を超えると、上記効果が飽和するとともに、Mn の偏析が助長され、鋼板の場所による加工硬化量の差が大きくなったり、延性やスポット靱性が低下したりする。そのため、A l 含有量は 1.500%以下とする。A l 含有量は、好ましくは、1.000%以下である。

[0022] 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、効果が十分に得られない。また、P 含有量を 0.001%未満にするためには、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、溶接性や成形性が低下する。そのため、P 含有量を 0.100%以下とする。P 含有量は、好ましくは、0.020%以下である。

[0023] S : 0.0005%以上、0.0100%以下

S は、割れの起点となる硫化物 (Mn S 等) を形成し、穴広げ性と全伸びとを低下させる元素である。S 含有量は、少ない方がよいが、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。S 含有量は、好ましくは、0.0010%以上である。

一方、S 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、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。

[0024] N : 0.0005%以上、0.0100%以下

Nは、加工性を阻害する元素である。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。

N含有量は、少ない方がよいが、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ので、N含有量は0.0005%以上とする。N含有量は、好ましくは、0.0012%以上である。

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含有量を0.0100%以下とする。N含有量は、好ましくは0.0060%以下である。

[0025] 本実施形態に係る鋼板は、上記の元素を含有し、残部がFe及び不純物からなってもよい。しかしながら、更なる特性向上を目的とし、適宜、Ti：0.200%以下、Mo：0.300%以下、Nb：0.200%以下、Cr：4.00%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%以下からなる群から選択される1種又は2種以上を含んでもよい。これらの元素は含まなくてもよいので、下限はいずれも0%である。

[0026] 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とともに、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。

Tiが0.010%未満であると、上記の含有効果が十分に得られない場合があるので、Tiは0.010%以上が好ましい。

一方、Ti含有量が0.200%を超えると、Mnの偏析が助長され、鋼板の場所による加工硬化量の差が大きくなる。そのため、Ti含有量は0.200%以下とする。Ti含有量は、好ましくは0.100%以下、より好ましくは0.050%以下である。

[0027] 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元素である。また、Moは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。

Moが0.010%未満であると、上記の含有効果が十分に得られない場合があるので、Mo含有量は0.010%以上が好ましい。Mo含有量は、より好ましくは0.040%以上である。

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。

[0028] 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とともに、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。Nb含有量が0.005%未満であると、上記の含有効果が十分に得られない場合がある。そのため、Nb含有量は0.005%以上が好ましい。Nb含有量は、より好ましくは0.010%以上である。

一方、Nb含有量が0.200%を超えると、Mnの偏析が助長され、鋼板の場所による加工硬化量の差が大きくなる。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。

[0029] Cr : 0%以上、4.00%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。Cr含有量が0.01%未満であると、上記の含有効果が十分に得られない場合があるので、Cr含有量は0.01%以上が好ましい。Cr含有量は、より好ましくは0.05%以上である。

一方、Crが4.00%を超えると、成形性が低下する。そのため、Cr含有量は、4.00%以下とする。Cr含有量は、好ましくは1.50%以下である。

[0030] 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元素である。また、Bは、焼鈍後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、靱性向上にも寄与する元素である。

B含有量が0.0002 %未満であると、上記効果が十分に得られない場合がある。そのため、B含有量は0.0002 %以上が好ましい。B含有量は、より好ましくは0.0010 %以上である。

一方、B含有量が0.0050 %を超えると、ホウ化物が生成し、靱性が低下する。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。

[0031] 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。V含有量が0.001 %未満であると、強度向上効果が十分に得られない場合があるので、V含有量は0.001 %以上が好ましい。V含有量は、より好ましくは0.010 %以上である。

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。

[0032] 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。Ni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場合があるので、Ni含有量は0.01 %以上が好ましい。Ni含有量は、より好ましくは0.10 %以上である。

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。

[0033] Cu : 0%以上、4.00%以下

Cuは、鋼中に微細な粒子として存在して、鋼の強度の向上に寄与する元素である。Cu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場合があるので、Cu含有量は0.01%以上が好ましい。Cu含有量は、より好ましくは0.10%以上である。

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。

[0034] W : 0%以上、2.00%以下

Wは、高温での相変態を抑制し、鋼の強度の向上に寄与する元素である。W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場合があるので、W含有量は0.01%以上が好ましい。W含有量は、より好ましくは0.10%以上である。

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。

[0035] 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、REMは、成形性の向上に寄与する元素である。Ca、Ce、Mg、Zr、La、及び、Ce、La以外のREMが、それぞれ、0.0001%未満であると、含有効果が十分に得られない場合があるので、これらの元素が含有される場合には、それぞれの元素の含有量は0.0001%以上であることが好ましい。より好ましくは、い

ずれの元素も、その含有量は0.0010%以上である。

一方、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、いずれの元素もその含有量を0.0100%以下とする。好ましくは、いずれの元素も、その含有量は0.0070%以下である。

[0036] なお、REMとは、Rare Earth Metalの略であり、ここでは、Ce及びLaを除くランタノイド系列に属する元素、Sc、並びに、Yを指す。Ce及びLaは、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含有することが多いが、ランタノイド系列の元素を複合で含有する場合がある。不純物として、ランタノイド系列の元素を含んでいても、特性は阻害されない。

[0037] 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。Snが0.001%未満であると、上記含有効果が十分に得られない場合があるので、Sn含有量は0.001%以上が好ましい。Sn含有量は、より好ましくは0.010%以上である。

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。

[0038] 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。Sb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場合があるので、Sb含有量は0.001%以上が好ましい。Sb含有量は、より好ましくは0.005%以上である。

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。

[0039] 上述のように、本実施形態に係る鋼板は、必須元素を含み残部がFe及び不純物となるか、必須元素と任意元素の1種以上とを含み、残部がFe及び不純物からなる。不純物とは、鋼原料から及び／又は製鋼過程で不可避免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。

[0040] 例えば、Ti、Mo、Nb、Cr、B、V、Ni、Cu、W、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REM、Sn、及び、Sbは、いずれも、上述した好ましい下限値未満の微量であれば、不純物の扱いとしてもよい。

[0041] また、不純物として、上記の他に、H、Na、Cl、Sc、Co、Zn、Ga、Ge、As、Se、Y、Tc、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Te、Cs、Ta、Re、Os、Ir、Pt、Au、及び、Pbが、合計で0.010%以下の範囲で許容される。

鋼板全体の化学組成は、鑄造直前の溶鋼、又は、スラブ、冷間圧延前の鋼板、冷間圧延後の鋼板若しくは焼鈍工程後の鋼板のいずれかの板幅中央部であって1/4厚～3/8厚の位置から採取した1000mm³以上の試料をサンプルとする。このサンプルをICP (Inductively Coupled Plasma) 発光分光分析法で分析することによって得られる。

[0042] 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。

[0043] 本実施形態に係る鋼板では、フェライト、マルテンサイト及び残留オーステナイト、ベイナイト、並びにパーライトを含み、これらの面積率を制限する。このような組織とすることによって、強度が高くなるとともに、加工硬化が高くなり成形性、特に延性に優れる鋼板となる。

さらに、本実施形態に係る鋼板では、Mnのマクロな偏析を緩和することによって、鋼板の場所による加工硬化量の変化を小さくしながら、Mnのミクロな偏析を強くすることによって、低降伏強度かつ成形性に優れた鋼板となる。

[0044] 本実施形態に係る鋼板のミクロ組織について説明する。

本実施形態に係る鋼板では、鋼板の表面から板厚方向に板厚の1/4 (1

／4厚）の位置を中央とする、鋼板の表面から板厚方向に板厚の1／8の位置（1／8厚）～表面から板厚方向に板厚の3／8の位置（3／8厚）の間の範囲のミクロ組織を限定する。その理由は、鋼板表面から板厚方向における1／4厚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、鋼板の代表的な組織であり、その構成が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。

[0045] <フェライト：10%以上、97%以下>

フェライトは延性の向上に寄与する組織である。フェライト分率が10%未満になると、延性が低くなる。そのため、フェライト分率を10%以上とする。フェライト分率は、好ましくは、15%以上である。

一方、フェライトのみでは強度を590MPa以上とすることが難しいので、後述する残留オーステナイト及びマルテンサイトを3%以上含むことが必要である。そのため、フェライト分率を97%以下とする。フェライト分率は、好ましくは95%以下である。

ここでいうフェライトは、再結晶フェライト、未再結晶フェライトの両者を含む。

[0046] <残留オーステナイト及びマルテンサイト：3%以上、90%以下>

本実施形態に係る鋼板では、強度を確保するために、残留オーステナイト及びマルテンサイトを合計で3%以上、90%以下含む必要がある。残留オーステナイトは、加工を加えると、マルテンサイトに変態するので、マルテンサイトと同じく強度を上昇させる。また、残留オーステナイトは、変態誘起塑性により、延性を高めることもできる。残留オーステナイト及びマルテンサイトの合計面積率（合計分率）は、好ましくは5%以上である。

一方、これらの分率が高すぎると、延性が低くなる。そのため、残留オーステナイト及びマルテンサイトの合計面積率を90%以下とすることが好ましい。残留オーステナイト及びマルテンサイトの合計面積率は、より好まし

くは85%以下である。

[0047] <ベイナイト：0%以上、87%以下>

ベイナイトは、フェライトよりも高強度であるため、高強度化に寄与できる。しかしながら、延性が低いため、強度と成形性とのバランスを考えると、ベイナイト分率の上限は87%とする。ベイナイト分率は、好ましくは、85%以下である。残留オーステナイト及びマルテンサイトによって強度を向上させることができるので、ベイナイトは含まれなくてもよく、ベイナイトの面積率（分率）の下限は0%となるが、ベイナイトの面積率は、例えば、5%以上であってもよい。

[0048] <パーライト：0%以上、10%以下>

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。パーライトは、靱性を大きく劣化させるだけでなく、加工硬化を高めないので、延性や強度上昇への効果が少ない。そのため、パーライト分率を10%以下に制限する。好ましくは、パーライト分率は、5%以下である。

パーライトは、本実施形態に係る鋼板には含まれなくてもよく、パーライト分率の下限は、0%であるが、パーライト分率は、例えば、2%以上であってもよい。

[0049] 各相の面積率は以下の方法で算出する。

圧延方向に平行な板厚方向断面を観察面として試料を採取し、観察面を研磨し、ナイトールエッチングを行う。ナイトールエッチング後の観察面を光学顕微鏡又は走査電子顕微鏡（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200 μ m、横200 μ m以上とし、異なる10以上の視野について、それぞれ画像解析を行い、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。

[0050] マルテンサイト等の周囲の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がフェライトである。

パーライトは、フェライトとセメンタイトが層状になったラメラを呈しているため、ラメラ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、パーライトに含まれる。

ベイナイトは、フェライトと同様にマルテンサイト組織よりも凹んでいるが、フェライトとは異なり、その形態が細長いラスやブロック状をしており、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。よって、形態が細長いラスやブロック状をしており、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ベイナイトとする。

[0051] 本実施形態に係る鋼板では、上記の特徴によって、フェライト、パーライト、ベイナイトを同定し、その面積率を測定した後、フェライト、ベイナイト、パーライト以外の領域をマルテンサイトと残留オーステナイトと判断し、その面積率を得る。

SEMで観察すると、マルテンサイトと残留オーステナイトとはいずれも平な組織であるため、区別することが難しい。しかしながら、オーステナイトは、加工後にマルテンサイトに変態することから、残留オーステナイトとマルテンサイトのそれぞれの面積率を規定する必要はなく、合計の面積率を規定する。

[0052] 上記の組織測定は、圧延方向に平行な板厚方向断面の、表面から、板厚の $1/4$ の厚さの位置（ $1/4$ 厚）を中心として測定している。

[0053] $<1/4$ 厚における圧延面に平行な面の隣り合う高Mn領域の中心同士の平均距離が 1.00mm 以下 $>$

本発明者らは、鋼板の圧延方向に平行な面かつ板厚方向に垂直な面（鋼板の表面と平行な面）において、Mn含有量の高い領域と低い領域では加工硬化能が異なり、この違いが鋼板の場所による加工硬化能の差につながる大きな要因となることを見出した。

また、本発明者らは、さらにミクロにみれば、どの程度の領域でMn含有量が均一であれば場所による加工硬化能の差が小さくなるかを検討した。そ

の結果、たとえば、プレス成形中の変形挙動の予測をする場合に用いる F E M (F i n i t e E l e m e n t M e t h o d) による解析では、各要素は、数 mm × 数 mm 程度の領域とすれば、成形の予測精度が高くなることから、鋼板においても、数 mm のオーダーで均一にすればよいことがわかった。

そこで、本発明者らは、100 mm × 100 mm の領域を測定範囲とし、当該測定範囲における Mn 含有量の最大値を Mn_{max} 、当該測定範囲における Mn 含有量の平均値を Mn_{ave} としたときに、Mn 含有量が $(Mn_{ave} + Mn_{max}) / 2$ 以上となる領域を高 Mn 領域、高 Mn 領域以外の領域を低 Mn 領域として、高 Mn 領域の存在状態が、加工硬化能に及ぼす影響を調査した。

その結果、隣り合う高 Mn 領域 (Mn 含有量が高い領域) の中心同士の距離 (高 Mn 領域の中心とその隣り合う高 Mn 領域の中心との距離) の平均が 1.00 mm 以下となるくらいに組織が均一であれば、加工硬化量の差が小さくなることが分かった。

そのため、本実施形態に係る鋼板では、1/4 厚における鋼板の表面と平行な面の高 Mn 領域の中心同士の平均距離を 1.00 mm 以下とする。1/4 厚における鋼板の表面と平行な面の高 Mn 領域の中心同士の平均距離は、好ましくは 0.80 mm 以下である。

一方、1/4 厚における鋼板の表面と平行な面の高 Mn 領域の中心同士の平均距離が 0.15 mm を下回ると、個々の高 Mn 領域のサイズが微細になり、個所ごとの高 Mn 領域の個数密度の偏差が大きくなって、プレス成形の精度が劣化する懸念がある。そのため、高 Mn 領域の中心同士の平均距離は 0.15 mm 以上とすることが好ましい。1/4 厚における鋼板の表面と平行な面の高 Mn 領域の中心同士の平均距離は、より好ましくは、0.25 mm 以上である。

[0054] 高 Mn 領域及び低 Mn 領域は、EPMA (E l e c t r o n P r o b e M i c r o A n a l y z e r) によって決定できる。

具体的には、鋼板の表面と平行な面を、鋼板の表面から板厚の $1/4$ の位置 ($1/4$ 厚) まで研磨し、E P M Aにより、 $100\text{ mm} \times 100\text{ mm}$ の領域のM nの分布を求める。M n濃度 (M n含有量) の絶対値が重要であるため、C、M nやその他含有される元素の標準試料を計測して、定量分析を行う。測定する点の間隔は、測定時間等によって適宜調整すればよい。しかしながら、M nが高濃度の領域は $0.2 \sim 0.3\text{ mm}$ 程度の大きさであるので、測定間隔は 0.01 mm 以下が好ましい。本実施形態における検討では、測定間隔を 0.01 mm としている。

測定後、測定領域全体のM n含有量の平均値をM n a v eとし、最大値をM n m a xとし、M n含有量が、 $(M n a v e + M n m a x) / 2$ 以上の領域を高M n領域とする。より詳細には、 $(M n a v e + M n m a x) / 2$ 以上のM n含有量の測定点が、連続して10点以上つながっており、これらの点により面を規定できる場合、これらの測定点で囲まれる領域を高M n領域とする。囲まれた領域の内側に $(M n a v e + M n m a x) / 2$ よりも低い測定点が数点含まれる場合もあるが、その測定点も高M n領域の一部とする。

そして、測定されたすべての高M n領域の中心を求める。それぞれの高M n領域の中心から隣り合う高M n領域の中心までの距離を求め、その平均を、高M n領域の中心同士の平均距離とする。中心の求め方は、高M n領域をE P M Aで測定したそれぞれの座標から求める。たとえば、高M n領域にn点測定点が含まれており、それぞれの測定点に1～nまでの番号を付け、それぞれの座標を (X_i, Y_i) と定義したとき (i は1～nの整数)、中心座標 (X_c, Y_c) を、 $(\{X_1 + X_2 + \dots + X_n\} / n, \{Y_1 + Y_2 + \dots + Y_n\} / n)$ と定義する。 $X_1 + X_2 + \dots + X_n$ とは、 X_1 から X_n までのn個をすべて加算するという意味である。

[0055] <表面から板厚方向に板厚の $1/4$ の位置の圧延方向に平行な面において、板幅の中央部における前記高M n領域の密度 (個数密度) D_A と、板幅端部から板幅の $1/4$ の位置における高M n領域の密度 (個数密度) D_B とが 0.7

$7 \leq D_A / D_B \leq 1.30$ を満たす＞

上記のように、数mm単位の領域で高Mn領域の中心同士の平均距離が短く、均一となったとしても、数百mm程度離れた領域で、高Mn領域の密度等が異なっている場合には、プレス成形の精度が低くなってしまう。

本発明者らが検討した結果、板幅方向の中央部（板幅をwとしたときの板幅端部から $w/2$ の位置）と中央部から板幅 $1/4$ の位置（ $1/4$ 幅）とでの加工硬化量の差を小さくするためには、板幅中央部の高Mn領域の密度 D_A と $1/4$ 幅の高Mn領域の密度 D_B との差を小さくすれば、幅方向の加工硬化量の差を小さくできることが分かった。具体的には、板幅中央部の高Mn領域の密度（個数密度） D_A と $1/4$ 幅の高Mn領域の密度（個数密度） D_B とが、式（１）を満足すれば幅方向の加工硬化量の差を十分に小さくできることが分かった。式（１）の範囲を外れると、幅方向の加工硬化量の差が大きくなる。 D_A / D_B は、式（２）の範囲を満足することが好ましく、式（３）の範囲を満足することがより好ましい。

$$0.77 \leq D_A / D_B \leq 1.30 \quad \text{式（１）}$$

$$0.80 \leq D_A / D_B \leq 1.25 \quad \text{式（２）}$$

$$0.83 \leq D_A / D_B \leq 1.20 \quad \text{式（３）}$$

[0056] 板幅の中央部、 $1/4$ 幅の各位置における、高Mn領域の密度（密度 D_A 、密度 D_B ）は、 $100\text{mm} \times 100\text{mm}$ の測定領域をEPMAで測定して求める。その際、測定領域の圧延方向に平行な中心線が概ね板幅の中央部、板幅方向の一方の端から $1/4$ の距離にそれぞれ一致するように測定領域を決定すればよい。また、高Mn領域の密度とは、各測定領域（ $100\text{mm} \times 100\text{mm}$ ）全体の面積当たりの高Mn領域の個数密度であり、例えば、個/ mm^2 等の単位で表される。

[0057] ＜表面から板厚方向に板厚の $1/4$ の位置の圧延方向に平行な面において、高Mn領域における硬さの平均の低Mn領域における硬さの平均に対する比が、 $1.1 \sim 2.0$ ＞

高Mn領域の中心同士の平均距離が 1.00mm 以下であり、かつ、幅中

中央部と $1/4$ 幅との高Mn領域の密度の比が上記式(1)を満たす範囲にあったとしても、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が、2.0を超える場合には、鋼板の場所による加工硬化の変化が大きくなってしまう。そのため、高Mn領域における硬さの平均の低Mn領域における硬さの平均に対する比を2.0以下とする。上記比は、好ましくは1.90以下であり、より好ましくは1.80以下である。

一方、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比の下限は特に定める必要はないが、高Mn領域と低Mn領域とではMn含有量の差があるので、通常、上記比は1.1以上になる。そのため、表面から板厚方向に板厚の $1/4$ の位置の圧延面に平行な面における高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比を1.1以上とする。

[0058] 硬さの測定は、ビッカース硬さ試験 JIS Z 2244 : 2009に準拠し行う。荷重は、圧痕が、数 μm になる程度、例えば、10gfに設定し、 $400\mu\text{m} \times 400\mu\text{m}$ の領域を0.2 μm ピッチで測定する。そして、高Mn領域の硬さの平均と、低Mn領域の硬さの平均を算出する。

[0059] <表面から板厚方向に板厚の $1/4$ の位置の圧延方向に平行な面において、低Mn領域の各測定点におけるMn含有量の、上位5%の平均と下位5%の平均との差が、0.3質量%以上>

上記高Mn領域の中心同士の間隔、板幅の中央部における前記高Mn領域の密度 D_A と、板幅端部から板幅の $1/4$ の位置における高Mn領域の密度 D_B との比、及び高Mn領域における硬さの平均と低Mn領域における硬さの平均との比を制御することで、Mnのマクロ(100 μm ～数mmのオーダー)な偏析を小さくすることができる。また、その結果、たとえば、幅方向の場所による加工硬化量の変化を小さくすることができる。

一方、単純に上記を制御しようとした場合、ミクロ偏析部まで小さくなってしまふ。しかしながら、ミクロ偏析については、一定の水準以上とすることが好ましい。ミクロ偏析部があることによって、Mnが濃化し、その結果

、幅方向と垂直な、圧延方向の場所による加工硬化量の変化を小さくすることができるからである。この理由は定かではないが、例えば、Mnが濃化することによって、熱処理時のAc1～Ac3の温度域が広がるので、熱処理時のわずかな温度変化に対するわずかなミクロ組織の変化がより小さくなり、加工硬化量の変化のみのわずかな機械特性の変化も小さくなると考えられる。

本発明者らが検討した結果、ミクロ偏析部が小さいと、圧延方向の位置に対する加工硬化量の変化が大きくなり、低Mn領域のMn含有量の上位5%の平均値と同下位5%の平均値の差が0.3質量%未満であると、その傾向が大きいことが分かった。

したがって、本実施形態に係る鋼板では、低Mn領域の測定範囲中の各測定点におけるMn含有量の、上位5%の平均と下位5%の平均との差を0.3質量%以上とする。低Mn領域の測定範囲中の各測定点におけるMn含有量の、上位5%の平均と下位5%の平均との差は、好ましくは、0.4質量%以上である。

一方、測定範囲中の低Mn領域の各測定点におけるMn含有量の上位5%の平均値と下位5%の平均値との差が過剰に大きい場合、破壊の起点となる脆性領域が形成され、鋼板の成型性が低下することが懸念される。そのため、測定範囲中の低Mn領域の各測定点におけるMn含有量の上位5%の平均値と下位5%の平均値との差は、1.00質量%以下であることが好ましい。

[0060] 低Mn領域の各測定点におけるMn含有量の、上位5%の平均と下位5%の平均との差は、以下の方法で求める。上記EPMAの測定で求めた低Mn領域のうち、高Mn領域の端部から20μm以上離れた領域において、200μm×200μmの領域を0.05μmステップ（間隔）でEPMA測定する。高Mn領域の端部からの20μm離れた位置で、上記200μm×200μmの低Mn領域を確保できない鋼材では、面積の合計が40000μm²以上となるように、高Mn領域の端部から20μm以上離れた位置におけ

る複数の低Mn領域においてMn含有量を測定する。得られた各測定点のMn含有量のうち上位5%の平均値と、下位5%の平均値とを求め、その差を求める。

[0061] 本実施形態に係る鋼板では、表面に溶融亜鉛めっきが施されていてもよい。すなわち、本実施形態に係る鋼板は、表面に溶融亜鉛めっき層を有する溶融亜鉛めっき鋼板であってもよい。溶融亜鉛めっきが施されていることによって、耐食性を上げることが出来る。溶融亜鉛めっき層は、合金化溶融亜鉛めっき層であってもよい。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でよく（亜鉛合金を溶融めっきで形成しためっき層も含む）、合金化溶融亜鉛めっき層は、溶融亜鉛めっき層を通常の合金化処理条件で合金化しためっき層でよい。

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、合金化していない場合に比べて、増加する。

[0062] 合金化溶融亜鉛めっき層のめっき付着量は、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、片面あたりの付着量で5 g/m²以上が好ましい。

[0063] 本実施形態に係る鋼板では、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、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。

[0064] 本実施形態に係る鋼板の板厚は限定されないが、0.1～11.0 mmが好ましい。板厚が0.1～11.0 mmの鋼板は、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。

[0065] 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。

[0066] 本実施形態に係る鋼板は、製造方法に依らず上記の特徴を有していれば効

果が得られるが、以下の工程を含む製造方法であれば安定して製造できるので好ましい。

(I) 上述した本実施形態に係る鋼板と同様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スラブを製造し、前記スラブを、 $950\sim550^{\circ}\text{C}$ の温度に亘って、前記スラブに厚さ方向に $10\text{N}/\text{cm}^2$ 以上の圧力を付与しながら平均冷却速度が $100^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 以上となるように冷却することによりスラブを製造する鋳造工程

(II) 前記スラブを、室温まで冷却した後又は室温まで冷却する前に、 650°C 以上 850°C 以下の温度域における加熱速度が $50^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以下となるように、 1100°C 以上 1280°C 以下の温度域に加熱する加熱工程

(III) 前記加熱工程後のスラブを、 1050°C 以上の温度域で35%以上の累積圧下率で熱間圧延して熱延鋼板を得る熱間圧延工程

(IV) 前記熱延鋼板を、前記熱間圧延工程完了後、3秒以内に冷却を開始し、かつ 700°C までの平均冷却速度が $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上となるように 650°C 以下に冷却する冷却工程

(V) 前記冷却工程後の前記熱延鋼板を 300°C 以上、 650°C 以下の温度域で巻取る巻取り工程

(VI) 前記巻取り工程後の前記熱延鋼板に酸洗処理を施して酸洗鋼板とする酸洗工程

(VII) 前記酸洗鋼板に冷間圧延を施して冷延鋼板とする冷間圧延工程

(VIII) 前記冷延鋼板を、 $10.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の平均加熱速度で $Ac1^{\circ}\text{C}$ 以上 1000°C 以下の焼鈍温度に加熱し、前記焼鈍温度で5秒以上600秒以下保持する焼鈍工程

(IX) 前記焼鈍工程後の前記冷延鋼板を、 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の平均冷却速度で、 150°C 以上 550°C 以下の滞留温度に冷却する焼鈍後冷却工程

(X) 前記滞留温度で15秒～1000秒滞留させる滞留工程

(XI) 前記滞留工程後の前記冷延鋼板を、室温に冷却する最終冷却工程。

[0067] 以下各工程について説明する。

[0068] <鑄造工程>

鑄造工程では、本実施形態に係る鋼板と同様の組成を有する鋼を溶製し、溶製された鋼を鑄造してスラブを製造し、前記スラブを、 $950\sim550^{\circ}\text{C}$ の温度に亘って、前記スラブに $10\text{N}/\text{cm}^2$ 以上の圧力を厚さ方向付与しながら平均冷却速度が $100^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 以上となるように冷却することによりスラブを製造する。凝固するまでの冷却過程における冷却の仕方は、冷却速度が幅方向で一定になるように、中央部の水を増やすなどの調整を行いながら、冷却することが好ましい。なお、ここで言う厚さ方向とは、後工程の熱間圧延工程後の鋼板の板厚方向に対応する方向である。

[0069] $950\sim550^{\circ}\text{C}$ においては、Mnの濃化が起きる。この温度域での冷却速度が遅いと、板厚の $1/4$ 面（鋼板表面から板厚方向における板厚の $1/4$ 位置の圧延方向に平行な面）における高Mn領域の中心同士の平均距離が 1.00mm を超えたり、式（1）を満たさなくなったり、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が、上記の範囲から外れたりする。この原因は明らかではないが、冷却過程における $950\sim550^{\circ}\text{C}$ においては、組織を構成する相が、フェライトやオーステナイト等の複数の相に分かれる。この組織は、鑄造時で生じたMn等の濃度ムラを反映して不均一な組織となっており、Mnの濃化が起こりやすい。そのため、高Mn領域におけるMn含有量が高くなったり、高Mn領域が局在化しやすくなったりすることに起因しているものと考えられる。平均冷却速度が $100^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 未満となると、上記のように本発明の範囲から外れる。そのため、 $950\sim550^{\circ}\text{C}$ における平均冷却速度を $100^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 以上とする。 $950\sim550^{\circ}\text{C}$ における平均冷却速度は、好ましくは、 $150^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 以上である。

一方、平均冷却速度が過度に大きくなると、鑄片内部の温度偏差が大きくなり、スラブが割れるリスクが生じる。このため、 $950\sim550^{\circ}\text{C}$ における平均冷却速度は $500^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 以下であることが好ましい。

[0070] 鋳造工程では、 $950\sim550^{\circ}\text{C}$ の温度に亘って、スラブに $10\text{N}/\text{cm}^2$ 以上の圧力を厚さ方向に付与しながら冷却することが必要である。圧力を付与しなかったり、圧力が小さいと、板厚の $1/4$ 面における高Mn領域の中心同士の平均距離が 1.00mm を超えたり、式(1)を満たさなくなったり、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が、上記の範囲から外れたりする。このメカニズムは明らかではないが、圧力を加えることによって、結晶格子が圧縮され、CやMnの拡散が遅くなることなどが考えられる。そのため、スラブに付与する厚さ方向の圧力を $10\text{N}/\text{cm}^2$ 以上とする。 $950\sim550^{\circ}\text{C}$ の温度に亘って、スラブに付与する厚さ方向の圧力は、好ましくは、 $30\text{N}/\text{cm}^2$ 以上である。

一方、過度に大きな圧力を付与すると、スラブが変形し、スラブが割れるリスクが生じる。このため、 $950\sim550^{\circ}\text{C}$ の温度域において、スラブに付与する厚さ方向の圧力は $100\text{N}/\text{cm}^2$ 以下とすることが好ましい。

[0071] <加熱工程>

鋳造したスラブを、室温まで冷却した後又は室温まで冷却する前に 1100°C 以上 1280°C 以下の温度に加熱する。加熱温度が低すぎると、炭化物が溶解せず残る。この場合、そのあとに熱処理をしても、Cが炭化物中に含まれてしまうため、多量のCを必要とするマルテンサイトや残留オーステナイトの分率が減ってしまう。そのため、 1100°C を下限とする。加熱温度は、好ましくは、 1190°C 以上である。一方、加熱温度が高すぎると、製造コストが高くなったり、粒径が大きくなりすぎたりして靱性が低下するので、上限を 1280°C とする。加熱温度は、好ましくは、 1275°C 以下である。

[0072] また、加熱工程では、 650°C 以上 850°C 以下の温度域における平均加熱速度を $50^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以下とする。

このような加熱によって、ミクロ偏析が進行し、圧延方向の加工硬化量の差を小さくすることができる。平均加熱速度が $50^{\circ}\text{C}/\text{min}$ を超えると、ミクロ偏析の進行が足りず、低Mn領域におけるMn含有量の、上位5%の

平均値と下位 5 % の平均値との差が小さくなってしまう。650℃以上850℃以下の温度域における平均加熱速度は、好ましくは40℃/min以下である。

一方、加熱工程で過度に長時間滞留することは、スラブの表面品位を損ない、最終製品の外観が劣化するため、好ましくない。この観点から、650℃以上850℃以下の温度域における平均加熱速度は5℃/min以上とすることが好ましい。650℃以上850℃以下の温度域における平均加熱速度は、より好ましくは、10℃/min以上である。

[0073] <熱間圧延工程>

加熱したスラブを1050℃以上の温度域で35%以上の累積圧下率で熱間圧延して熱延鋼板を得る。熱間圧延による大きな変形によって、マクロな偏析を小さくすることができる。1050℃以上の温度域での累積圧下率が35%未満ではマクロな偏析を抑える効果が小さくなり、板厚の1/4面における高Mn領域の中心同士の平均距離が1.00mmを超えたり、式(1)を満たさなくなったり、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が、上記の範囲から外れたりする。そのため、1050℃以上の累積圧下率の下限を35%とする。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。一方、1050℃以上の累積圧下率は、特段制限されず、例えば、80%以下であってよい。

1050℃未満での圧延率を高くしても、マクロ偏析を小さくする効果は小さい。そのため、1050℃以上の温度域での累積圧下率を制御する。

[0074] <冷却工程>

熱間圧延終了後、3秒以内に冷却（急冷）を開始する。冷却開始までの時間を短くすることによって、マクロな偏析を小さくすることができる。熱間圧延終了後から冷却開始までの時間が3秒を超えると、板厚の1/4面における高Mn領域の中心同士の平均距離が1.00mmを超えたり、式(1)を満たさなくなったり、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が、上記の範囲から外れたりする。このメカニズ

ムは明らかではないが、上記熱間圧延によって分散したMnは、その後高温で保持されると、再び濃化してしまうためと推測される。なお、熱間圧延終了時点は、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进行を言う。また、冷却開始時点は、水等の冷媒を吹き付けて10℃/秒以上の冷却速度での冷却を開始した時点进行を言う。また、冷媒には、水、気水、または、窒素ガス、水素ガス、ヘリウムガス、空気などのガス、もしくはこれらの混合物が使用されてよい。

[0075] また、冷却工程では、冷却開始から700℃までの平均冷却速度を20℃/s以上として650℃以下に冷却する。平均冷却速度20℃/s未満であると、板厚の1/4面における高Mn領域の中心同士の平均距離が1.00mmを超えたり、式(1)を満たさなくなったり、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が、上記の範囲から外れたりする。このメカニズムは明らかではないが、当該温度域では、粗大なフェライトが不均一に出やすいことに起因していると推測している。平均冷却速度が遅いと、粗大なフェライト変態が進み、ミクロ組織が、不均一になってしまう。不均一な組織では、板幅方向の位置によって、フェライトの量が大きく異なる傾向にある。フェライトからオーステナイトへのMnの濃化が起こるため、板厚の1/4面における高Mn領域の中心同士の平均距離が1.00mmを超えたり、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が、上記の範囲から外れたりするものと考えられる。また、フェライト量が異なれば濃化度合も異なるため、幅方向のMn濃化度合が異なってくるため式(1)を満たさないと考えられる。

冷却工程での冷却温度の下限は、好ましくは、300℃である。冷却温度が300℃以上であれば、次工程である巻取り工程前に、冷却工程後の熱延鋼板を再度加熱する必要がない。

[0076] <巻取り工程>

巻取り工程では、650℃以下の温度域に冷却した後の熱延鋼板を、300℃以上、650℃以下の温度域で巻取る。上記のように冷却工程で700

℃までの平均冷却速度を制御し、均一な組織としたうえで、巻取り処理を行う。巻取り温度が650℃超であると、フェライトが粗大に成長してしまい、板厚の1/4面における高Mn領域の中心同士の平均距離が1.00mmを超えたり、式(1)を満たさなくなったり、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が、上記の範囲から外れたりする。このメカニズムは明らかではないが、当該温度域でも、粗大なフェライトができやすく、不均一な組織になりやすいため、Mnが不均一に濃化することによって、板厚の1/4面における高Mn領域の中心同士の平均距離が1.00mmを超えたり、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が、上記の範囲から外れたりするものと考えられる。そのため、巻取り温度を650℃以下とする。巻取り温度は、より好ましくは600℃以下である。

一方、巻取り温度が300℃未満であると、ミクロ偏析が進行せず、板幅の中央部付近の領域であっても低Mn領域におけるMn濃度の上位5%の平均値と下位5%の平均値の差が小さくなってしまう。そのため、巻取り温度は300℃以上とする。巻取り温度は、好ましくは、460℃以上である。

[0077] <酸洗工程>

酸洗工程では、巻取り工程後の熱延鋼板を必要に応じて巻き戻した後、酸洗処理を施して酸洗鋼板とする。酸洗条件は通常の方法でよい。スケールが多量についている場合には、塩酸等の濃度を高めるか、温度を高めればよい。

[0078] <冷間圧延工程>

冷間圧延工程では、酸洗鋼板に冷間圧延を施して所定の板厚の冷延鋼板とする。圧下率等の冷延条件は常法でよい。

[0079] <レベラー加工工程>

冷間圧延工程の後に、冷延鋼板にレベラーを用いて加工を施すことが好ましい。レベラー加工は必須ではないが、レベラー加工を施すと、式(1)における D_A/D_B の絶対値が小さくなるので好ましい。この理由は定かではな

いが、レベラー加工を施すと、板形状の改善や、レベラーの歪も幅方向に均一に残るため、引き続き熱処理でのMnの分散が進んだり、均一に熱が加わることで、その後のMnの拡散等も均一におこるためと考えられる。レベラー加工条件は限定されないが、ロールレベラーで、鋼板表面に導入される歪の量が0.2～0.3%となる条件が好ましい。

[0080] <焼鈍工程>

焼鈍工程では、冷延鋼板を、10.0℃/s以下の平均加熱速度でAc1℃以上1000℃以下の焼鈍温度に加熱し、前記焼鈍温度で5秒以上600秒以下保持する。

平均加熱速度が10.0℃/sを超になると、ミクロ偏析が進行せず、低Mn領域におけるMn含有量の上位5%の平均値と下位5%の平均値の差が小さくなる。このメカニズムは明らかではないが、室温からの加熱時には、組織がフェライトやベイナイト、マルテンサイト等のBCC（体心立方）構造を有する組織にセメンタイト等の炭化物が分散している。BCC構造組織からこれに分散しているセメンタイトへMnが拡散して濃化することによって、低Mn領域においても、Mn含有量の差が大きくなるためと思われる。このことから、平均加熱速度を10.0℃/s以下とする。平均加熱速度は、好ましくは8.0℃/s以下である。

[0081] また、加熱温度（焼鈍温度）がAc1℃未満であると、セメンタイトが溶け残ることで、残留オーステナイトやマルテンサイトが少なくなり、強度や延性が低下する。そのため、加熱温度をAc1℃以上とする。加熱温度は、好ましくは、745℃以上である。Ac1は化学組成を用いて、レスリー鉄鋼材料学、p273に記載の以下の式によって求められる。

$$Ac1 = 723 - 10.7 \times Mn - 16.9 \times Ni + 29.1 \times Si + 16.9 \times Cr + 290 \times As + 6.38 \times W$$

ここで、上記式中、Mn、Ni、Si、Cr、As及びWは、鋼板における各元素の含有量（質量%）である。

[0082] 一方、焼鈍の加熱温度が1000℃を超えると、フェライト分率が大幅に

減少し、強度と延性とのバランスが悪くなる。そのため、加熱温度を1000℃以下とする。加熱温度は、好ましくは950℃以下である。

[0083] A c 1℃以上1000℃以下の温度域で5秒以上600秒以下保持すると、フェライトやセメンタイトがオーステナイトに変態する。保持時間が5秒未満では、セメンタイトの溶解が安定して起きず、残留オーステナイトやマルテンサイトが得られない。そのため保持時間を5秒以上とする。保持時間は、このましくは、50秒以上である。一方、保持時間が長すぎると、コストが大幅にかかるため上限を600秒にする。保持時間は、好ましくは、240秒以下である。

[0084] <焼鈍後冷却工程>

上記焼鈍工程の後、1℃/s以上200℃/s以下の平均冷却速度で150℃以上550℃以下の温度域（滞留温度）に冷却する。

平均冷却速度が1℃/s未満であると、パーライト変態が進行してしまい、強度や延性が低下する。そのため、平均冷却速度は1℃/s以上である。平均冷却速度は、好ましくは5℃/s以上である。一方、冷却速度が速すぎると、冷却速度むらが鋼板の長手方向および幅方向に発生し、それに伴って体積変化のむらが生じるため、板の形状が悪くなり、安定したプレス成形が出来ない。そのため、平均冷却速度を200℃/s以下とする。平均冷却速度は、好ましくは、60℃/s以下である。

冷却停止温度を上記範囲としたのは、150℃以上550℃以下ならベイナイト変態が起き、強度上昇に寄与できるためである。

[0085] <滞留工程>

上記焼鈍後冷却工程後、その温度域（滞留温度：550℃～150℃）に滞留させる。滞留とは、冷延鋼板の温度を保持又は冷却することで、冷延鋼板の温度を、150℃以上550℃以下の温度域に15秒以上1000秒以下の時間保持されるように制御することを意味する。

保持時間が短いと、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が大きくなりすぎてしまう。150℃以上550℃

以下の温度域に15秒以上1000秒以下保持することにより、マルテンサイトの強度が低下する。マルテンサイト量が多い高Mn領域のほうが、保持による硬さの低下が大きいので、保持によって上記の比が小さくなり、その結果、場所による加工硬化の差を小さくできるものと考えられる。よって、保持時間を15秒以上とする。保持時間は、好ましくは、35秒以上である。

一方、保持時間が長すぎると、マルテンサイト周辺の可動転位が少なくなり、降伏比が高くなってしまう。保持時間が1000秒を超えると、特に降伏比が大きくなってしまふことから上限を1000秒とした。保持時間は、より好ましくは600秒以下である。

[0086] <最終冷却工程>

滞留工程後の冷延鋼板を室温まで冷却する。冷却条件については特に限定されない。その後スキnpas圧延などにより、軽い形状矯正等を行ってもよい。

[0087] 上記の工程を含む製造方法によって本実施形態に係る鋼板を得ることができる。

ただし、鋼板を溶融亜鉛めっき鋼板、又は合金化溶融亜鉛めっき鋼板とする場合には、さらに以下の工程を行うことが好ましい。

[0088] <溶融亜鉛めっき工程>

鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を形成する場合、滞留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ことが好ましい。めっき条件等は常法に従えばよい。

[0089] <合金化工程>

溶融亜鉛めっき工程後、冷延鋼板を470℃以上550℃以下に再加熱し、60秒以下保持することによって、溶融亜鉛めっき層を合金化溶融亜鉛めっき層として合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得ることが出来る。

実施例

[0090] 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。

[0091] 表 1 に示す成分組成の溶鋼を、常法に従い連続鑄造して鑄造スラブとした。表 1 において、鋼種 A ～ T の化学組成は、本発明の化学組成を満たしている。

[0092] 一方、鋼種 a a は N b 含有量、鋼種 b b は C 含有量、鋼種 c c は S i 含有量、鋼種 d d 及び e e は M n 含油量、鋼種 f f は P 含有量、鋼種 g g は S 含有量、鋼種 h h は A l 含油量、鋼種 i i は T i 含有量が本発明の化学組成の範囲を満たさない。

[0093]

[表1]

鋼種	化学成分(質量%) (残部はFe及び不純物である。)															Ac1	備考
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Nb	Ti	Mo	Cr	B	Ni	V	W	Cu	他
A	0.085	0.60	2.08	0.008	0.0027	0.0028	0.027	-	-	-	-	-	-	-	-	-	718 発明鋼
B	0.191	1.19	1.82	0.009	0.0021	0.0028	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	738 発明鋼
C	0.071	0.40	1.80	0.008	0.0010	0.0013	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	715 発明鋼
D	0.150	1.60	1.60	0.001	0.0006	0.0019	0.010	0.050	-	-	-	-	-	-	-	-	752 発明鋼
E	0.084	0.60	2.06	0.008	0.0027	0.0028	0.027	0.050	0.040	-	-	-	-	-	-	-	718 発明鋼
F	0.180	1.45	1.80	0.018	0.0005	0.0018	0.035	-	-	0.210	-	-	-	-	-	-	746 発明鋼
G	0.220	0.47	1.80	0.005	0.0010	0.0010	0.800	-	-	-	1.10	-	-	-	-	-	736 発明鋼
H	0.300	1.30	2.00	0.040	0.0008	0.0016	0.010	-	-	-	-	0.0015	-	-	-	-	739 発明鋼
I	0.069	0.40	1.75	0.008	0.0010	0.0013	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	716 発明鋼
J	0.081	0.60	2.06	0.008	0.0027	0.0028	0.027	-	-	-	-	-	-	-	-	-	718 発明鋼
K	0.195	1.19	1.82	0.009	0.0021	0.0028	0.025	-	-	-	-	-	0.30	-	-	0.50	733 発明鋼
L	0.074	0.40	1.80	0.008	0.0010	0.0013	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	715 発明鋼
M	0.150	1.60	1.20	0.001	0.0006	0.0019	0.010	-	-	-	-	-	-	0.100	-	-	757 発明鋼
N	0.080	0.60	2.06	0.008	0.0027	0.0028	0.027	-	-	-	-	-	-	-	0.11	-	719 発明鋼
O	0.175	1.46	1.90	0.018	0.0005	0.0018	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	745 発明鋼
P	0.220	0.47	1.80	0.005	0.0010	0.0010	0.800	-	-	-	-	-	-	-	-	-	717 発明鋼
Q	0.080	0.60	2.06	0.008	0.0027	0.0028	0.027	-	-	-	-	-	-	-	-	-	718 発明鋼
R	0.192	1.25	1.91	0.009	0.0021	0.0028	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	739 発明鋼
S	0.071	0.40	1.80	0.008	0.0010	0.0013	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	715 発明鋼
T	0.151	1.60	1.60	0.001	0.0006	0.0019	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	752 発明鋼
aa	0.071	0.40	1.80	0.008	0.0010	0.0013	0.010	0.300	-	-	-	-	-	-	-	-	715 比較鋼
bb	0.030	0.70	2.80	0.040	0.0005	0.0018	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	713 比較鋼
cc	0.240	3.00	3.30	0.040	0.0009	0.0010	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	775 比較鋼
dd	0.080	0.06	4.50	0.020	0.0008	0.0011	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	677 比較鋼
ee	0.078	0.06	0.05	0.020	0.0009	0.0016	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	724 比較鋼
ff	0.085	0.06	2.90	0.120	0.0009	0.0016	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	694 比較鋼
gg	0.084	0.06	1.80	0.020	0.0120	0.0010	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	705 比較鋼
hh	0.086	0.06	2.00	0.010	0.0005	0.0011	1.800	-	-	-	-	-	-	-	-	-	703 比較鋼
ii	0.083	0.06	1.60	0.020	0.0009	0.0016	0.010	-	0.400	-	-	-	-	-	-	-	708 比較鋼
U	0.081	0.03	1.35	0.013	0.0041	0.0045	0.452	-	-	0.093	0.62	-	-	-	-	-	720 発明鋼
V	0.123	0.09	2.42	0.009	0.0034	0.0066	1.184	-	0.019	-	-	0.0032	-	-	-	-	Y:0.0017 700 発明鋼
W	0.057	0.13	1.64	0.012	0.0013	0.0053	0.215	0.013	-	0.251	-	-	-	-	-	-	Sc:0.0015 709 発明鋼
X	0.134	0.32	0.93	0.008	0.0042	0.0041	0.097	-	0.028	0.056	0.41	0.0012	0.35	-	-	0.07	723 発明鋼
Y	0.102	0.73	3.17	0.016	0.0028	0.0047	0.028	0.023	0.013	-	-	-	-	-	-	-	710 発明鋼
Z	0.077	0.35	2.82	0.012	0.0015	0.0027	0.073	-	0.032	-	0.16	-	-	-	-	-	706 発明鋼

[0094] 表1に示す化学組成の鋳造スラブを、表2-1~2-4に示す条件で、加熱し、熱間圧延し、冷却し、巻取り、酸洗し、冷間圧延に供したのち、必要

に応じてレベラー処理を施した。冷間圧延後の板厚は0.35～1.2mmとした。この鋼板を表2-1～2-4に示す条件で、焼鈍し、冷却した。条件によっては、さらに熔融亜鉛めっきを施した。また、一部については合金化処理も行った。酸洗では、室温まで冷却した鋼板を、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。

また、本実施例における冷却工程の冷却温度は、巻取り工程の巻取り温度と等しい。すなわち、冷却工程では、表2-1～2-4に示す巻取り温度に熱延鋼板を冷却した。

なお、表2-1～2-4中、熔融亜鉛めっき工程のめっき種における「G I」は、熔融亜鉛めっきを示し、「G A」は、合金化熔融亜鉛めっきを示す。

[0095]

[表2-1]

処理番号	鋼種	鋳造工程		加熱工程		熱間圧延工程		冷却工程		巻取り工程	冷間圧延工程		レベル加工工程	焼鈍工程				焼鈍後冷却工程	滞留工程	溶融再鉛めつき工程		合金化工程		備考
		スラッシュ冷却 950℃～550℃ における平均冷却速度	950℃～550℃ における付与圧力	650℃以上850℃以下の温度域における平均加熱速度	加熱温度	1050℃以上の温度域での累積圧延率	熱間圧延完了から冷却開始までの時間	冷却開始から700℃までの平均冷却速度	巻取り温度		冷間圧延率	冷延後の板厚		Ac1以上1200℃に加熱する際の平均加熱速度	Ac1	焼鈍温度	保持時間			めつき処理の有無	めつき種	再加熱(合金化)温度	保持時間	
		℃/h	N/cm ²	℃/min	℃	%	sec	℃/s	℃		%	mm		℃/s	℃	℃	sec	℃/s	sec			℃	sec	
1	A	158	35	35	1240	41	2	96	490		52	1.20	有	4.4	740	718	110	29	394	無	-	-	-	発明鋼
18	C	50	35	35	1240	40	1	92	550		52	1.20	有	3.0	810	715	110	26	170	無	-	-	-	比較鋼
37	D	60	35	35	1240	43	1	94	530		52	1.20	有	4.4	820	752	220	55	290	無	-	-	-	比較鋼
2	A	50	35	35	1240	40	1	90	530		52	1.20	有	3.3	760	718	220	32	229	無	-	-	-	比較鋼
3	A	120	35	35	1240	41	2	95	560		52	1.20	有	4.4	770	718	110	39	476	無	-	-	-	発明鋼
86	E	164	0	35	1240	43	2	98	540		52	1.20	有	4.2	820	718	160	54	276	無	-	-	-	比較鋼
87	F	157	5	35	1240	40	2	98	560		52	1.20	有	4.1	780	746	230	53	321	無	-	-	-	比較鋼
4	A	161	0	35	1240	43	2	95	570		52	1.20	有	3.2	740	718	190	53	378	無	-	-	-	比較鋼
5	A	158	15	35	1240	40	1	95	520		52	1.20	有	4.7	750	718	100	24	402	無	-	-	-	発明鋼
90	G	161	35	70	1240	42	1	99	470		52	1.20	有	4.9	770	736	170	30	308	無	-	-	-	比較鋼
91	H	161	35	60	1240	40	2	99	530		52	1.20	有	2.9	810	739	80	34	232	無	-	-	-	比較鋼
6	A	163	35	60	1240	45	1	90	540		52	1.20	有	3.5	800	718	210	48	186	無	-	-	-	比較鋼
7	A	157	35	45	1240	45	2	100	520		80	0.35	有	2.9	750	718	250	41	385	無	-	-	-	発明鋼
8	A	165	35	35	1050	45	2	90	530		52	1.20	有	4.3	820	718	200	41	443	無	-	-	-	比較鋼
10	A	159	35	35	1240	25	1	100	490		52	1.20	有	4.2	760	718	160	50	411	無	-	-	-	比較鋼
11	A	159	35	35	1240	43	5	99	490		52	1.20	有	2.9	800	718	110	26	280	無	-	-	-	比較鋼
12	A	155	35	35	1240	40	10	98	480		52	1.20	有	2.9	750	718	240	36	434	無	-	-	-	比較鋼
13	A	155	35	35	1240	43	1	10	470		52	1.20	有	3.3	770	718	200	37	484	無	-	-	-	比較鋼
14	A	164	35	35	1240	45	2	15	550		52	1.20	有	3.4	820	718	190	33	450	無	-	-	-	比較鋼
15	A	162	35	35	1240	44	1	30	450		52	1.20	有	4.4	780	718	90	33	340	無	-	-	-	発明鋼
16	A	157	35	35	1240	44	2	95	670		52	1.20	有	4.5	810	718	140	49	288	無	-	-	-	比較鋼
119	A	157	35	35	1240	44	2	95	280		52	1.20	有	4.5	810	718	140	49	288	無	-	-	-	比較鋼
17	A	156	35	35	1240	40	2	100	520		52	1.20	有	20.0	790	718	220	34	475	無	-	-	-	比較鋼
122	C	159	35	35	1240	40	1	92	550		78	0.40	有	30.0	810	715	110	26	170	無	-	-	-	比較鋼
19	A	165	35	35	1240	42	1	95	540		52	1.20	有	4.1	1100	718	250	55	223	無	-	-	-	比較鋼
20	A	156	35	35	1240	40	2	95	520		52	1.20	有	4.5	860	718	230	31	154	無	-	-	-	発明鋼

[0096]

[表2-2]

処理番号	鋼種	鑄造工程		加熱工程		熱間圧延工程	冷却工程		巻取り工程	冷間圧延工程		レベル加工工程	焼鈍工程				焼鈍後冷却工程	滞留工程	溶融めっき工程	合金化工程	備考		
		スラッシュの冷却速度 950℃～550℃における平均冷却速度 °C/h	950℃～550℃における平均圧力 N/cm ²	650℃以上850℃以下の温度域における平均加熱速度 °C/min	加熱温度 °C	1050℃以上の温度域での累積圧延率 %	熱間圧延完了後から冷却開始までの時間 sec	冷却開始から700℃までの平均冷却速度 °C/s	巻取り温度 °C	冷間圧延率 %	冷延後の板厚 mm	レベル加工の有無	Ac1以上加熱の際の平均加熱速度 °C/s	焼鈍温度 °C	Ac1保持時間 sec	焼鈍温度から550℃までの平均冷却速度 °C/s	150℃以上の温度域での保持時間 sec	めっき処理の有無	めっき種	再加熱(合金化)温度 °C		保持時間 sec	
21	A	155	35	35	1240	41	2	90	480	52	1.20	有	5.8	820	718	1	51	289	無	-	-	比較鋼	
23	A	156	35	35	1240	40	2	98	550	52	1.20	有	4.0	820	718	140	0.5	236	無	-	-	比較鋼	
24	A	159	35	35	1240	45	1	93	500	52	1.20	有	3.7	760	718	120	3	314	無	-	-	発明鋼	
25	A	156	35	35	1240	44	1	90	500	52	1.20	有	5.1	790	718	160	10	348	有	GI	-	-	発明鋼
94	I	160	35	35	1240	40	2	90	530	52	1.20	有	3.9	760	716	130	37	359	無	-	-	-	発明鋼
95	J	159	35	35	1240	40	1	96	560	52	1.20	有	5.1	740	718	160	47	400	無	-	-	-	発明鋼
26	A	155	35	35	1240	41	1	94	470	52	1.20	有	5.7	780	718	210	48	10	無	-	-	-	比較鋼
27	B	159	35	35	1240	43	1	91	530	52	1.20	有	5.2	820	738	230	23	20	無	-	-	-	発明鋼
28	A	157	35	35	1240	43	1	98	540	70	0.50	有	4.3	820	718	150	28	800	無	-	-	-	発明鋼
29	A	157	35	35	1240	43	2	90	550	52	1.20	有	4.7	760	718	140	32	1200	無	-	-	-	比較鋼
30	E	156	35	35	1240	42	1	94	500	52	1.20	有	4.3	760	718	160	34	312	有	GI	-	-	発明鋼
31	A	157	35	35	1240	40	2	100	540	52	1.20	有	4.0	820	718	80	35	366	有	GI	-	-	発明鋼
32	A	162	35	35	1240	42	1	92	490	52	1.20	有	4.5	810	718	190	25	386	有	GA	480	28	発明鋼
33	A	157	35	35	1240	45	1	93	500	52	1.20	有	4.5	750	718	90	50	235	有	GA	545	13	発明鋼
123	D	164	35	35	1240	43	1	94	530	52	1.20	有	4.5	820	752	220	55	290	無	-	-	-	発明鋼
40	F	159	35	35	1240	42	2	100	570	52	1.20	有	3.2	770	746	190	28	374	無	-	-	-	発明鋼
47	G	160	35	35	1240	42	2	95	540	52	1.20	有	5.6	750	736	180	20	314	無	-	-	-	発明鋼
48	H	157	35	35	1240	44	1	94	480	52	1.20	有	3.6	800	739	150	29	199	無	-	-	-	発明鋼
62	B	161	35	35	1240	42	1	100	570	55	0.80	有	3.6	750	738	240	42	332	無	-	-	-	発明鋼
63	C	165	35	35	1240	43	2	91	530	52	1.20	有	5.3	770	715	190	24	210	無	-	-	-	発明鋼
64	D	157	35	35	1240	41	2	97	510	52	1.20	有	4.9	810	752	230	22	379	無	-	-	-	発明鋼
77	I	162	35	35	1240	41	2	98	530	52	1.20	有	5.9	810	716	160	50	443	無	-	-	-	発明鋼
79	B	160	35	35	1240	45	2	90	560	52	1.20	有	4.3	760	738	200	41	242	無	-	-	-	発明鋼
80	B	156	35	35	1240	40	2	94	560	52	1.20	有	4.4	800	738	200	28	488	無	-	-	-	発明鋼
81	C	163	35	35	1240	42	1	99	540	52	1.20	有	2.9	740	715	120	36	237	無	-	-	-	発明鋼
82	C	161	35	35	1240	44	1	96	560	52	1.20	有	4.0	790	715	120	36	205	無	-	-	-	発明鋼

[0097]

[表2-3]

処理番号	鋼種	鑄造工程		加熱工程		熱間圧延工程		冷却工程		巻取り工程	冷間圧延工程		レベル加工工程	焼鈍工程				焼鈍後冷却工程	滞留工程	溶融再鉛めつき工程		合金化工程		備考
		スラッシュの冷却速度 950℃～550℃における平均冷却速度 °C/h	950℃～550℃における付与圧力 N/cm ²	650℃以上850℃以下の温度域における平均加熱速度 °C/min	加熱温度 °C	1050℃以上の温度域での累積圧延率 %	熱間圧延完了から冷却開始までの時間 sec	冷却開始から700℃までの平均冷却速度 °C/s	巻取り温度 °C		冷間圧延率 %	冷間圧延後の板厚 mm		レベル加工の有無	Ac1以上加熱する際の平均加熱速度 °C/s	焼鈍温度 °C	Ac1保持時間 sec	焼鈍温度550℃以下の平均冷却速度 °C/s		150℃以上550℃以下の温度域での保持時間 sec	めつき処理の有無	めつき種	再加熱(合金化)温度 °C	保持時間 sec
83	D	161	35	35	1240	41	1	96	570	52	1.20	有		6.0	760	752	100	31	214	無	-	-	-	発明鋼
84	D	155	35	35	1240	45	1	92	490	52	1.20	有		5.6	800	752	180	34	301	無	-	-	-	発明鋼
85	E	159	35	35	1240	42	2	90	550	52	1.20	有		3.9	820	718	170	41	476	無	-	-	-	発明鋼
124	E	164	35	35	1240	43	2	98	540	52	1.20	有		5.4	820	718	160	54	276	無	-	-	-	発明鋼
125	F	157	35	35	1240	40	2	98	560	52	1.20	有		4.1	780	746	230	53	321	無	-	-	-	発明鋼
88	F	159	35	35	1240	45	2	100	540	52	1.20	有		3.4	760	746	80	36	225	無	-	-	-	発明鋼
89	G	165	35	35	1240	41	1	92	550	52	1.20	有		5.0	760	736	190	29	185	無	-	-	-	発明鋼
126	G	161	35	35	1240	42	1	99	470	52	1.20	有		5.7	770	736	170	30	308	無	-	-	-	発明鋼
127	H	161	35	35	1240	40	2	99	530	52	1.20	有		2.9	810	739	80	34	232	無	-	-	-	発明鋼
92	H	164	35	35	1240	43	1	93	540	52	1.20	有		3.8	770	739	120	36	163	無	-	-	-	発明鋼
93	I	156	35	35	1240	44	1	90	490	52	1.20	有		4.3	750	716	170	49	162	無	-	-	-	発明鋼
128	I	160	35	35	1240	40	2	90	530	52	1.20	有		3.9	760	716	130	37	359	無	-	-	-	発明鋼
129	J	159	35	35	1240	40	1	96	560	52	1.20	有		5.1	740	718	160	47	400	無	-	-	-	発明鋼
96	K	155	35	35	1240	45	1	92	500	52	1.20	有		4.3	770	733	210	45	202	無	-	-	-	発明鋼
97	L	160	35	35	1240	40	2	100	560	52	1.20	有		4.4	740	715	90	52	407	無	-	-	-	発明鋼
98	M	161	35	35	1240	40	1	96	570	52	1.20	有		5.7	788	757	140	49	498	無	-	-	-	発明鋼
99	N	158	35	35	1240	41	1	92	470	52	1.20	有		4.1	800	719	150	48	463	無	-	-	-	発明鋼
100	O	158	35	35	1240	42	1	94	480	52	1.20	有		3.0	760	745	190	50	299	無	-	-	-	発明鋼
101	P	160	35	35	1240	41	1	95	500	36	1.60	有		3.1	790	717	90	28	367	無	-	-	-	発明鋼
102	Q	160	35	35	1240	44	2	91	570	50	2.00	有		5.9	820	718	190	39	174	無	-	-	-	発明鋼
103	Q	163	35	35	1240	43	1	96	570	52	1.20	有		4.3	790	718	180	22	346	無	-	-	-	発明鋼
104	R	160	35	35	1240	44	2	97	480	52	1.20	有		5.9	800	739	140	51	270	無	-	-	-	発明鋼
105	R	165	35	35	1240	41	1	97	530	52	1.20	有		3.6	750	739	190	35	198	無	-	-	-	発明鋼
106	S	165	35	35	1240	45	1	99	500	52	1.20	有		3.7	790	715	200	46	233	無	-	-	-	発明鋼
107	S	155	35	35	1240	45	2	99	530	52	1.20	有		6.0	810	715	170	40	413	無	-	-	-	発明鋼
108	T	160	35	35	1240	43	2	96	500	52	1.20	有		3.2	820	752	130	28	205	無	-	-	-	発明鋼

[0098]

[表2-4]

処理番号	鋼種	鑄造工程		加熱工程		熱間圧延工程	冷却工程		巻取り工程	冷間圧延工程		レベル加工工程	焼鈍工程				焼鈍後冷却工程	滞留工程	溶融亜鉛めっき工程	合金化工程	備考		
		スラッシュの冷却速度 950℃～550℃における平均冷却速度 °C/h	950℃～550℃における圧力 °C/cm ²	650℃以上850℃以下の温度域における平均加熱速度 °C/min	加熱温度 °C	1050℃以上の温度域での累積圧延率 %	熱間圧延完了から冷却開始までの時間 sec	冷却開始から700℃までの平均冷却速度 °C/s	巻取り温度 °C	冷間圧延率 %	冷延後の板厚 mm	レベル加工の有無	Ac1以上加熱の際の平均加熱速度 °C/s	焼鈍温度 °C	保持時間 sec	焼鈍温度から550℃までの平均冷却速度 °C/s	150℃以上550℃以下の温度域での保持時間 sec	めっき処理の有無	めっき種	再加熱(合金化)温度 °C		保持時間 sec	
109	T	162	35	35	1240	42	2	100	480	52	1.20	有	4.8	780	752	130	24	225	無	-	-	発明鋼	
130	A	158	35	35	1240	41	2	96	490	52	1.20	無	4.8	750	718	120	30	285	無	-	-	-	発明鋼
120	B	161	35	35	1240	42	1	100	570	52	1.20	無	3.8	760	738	250	45	328	無	-	-	-	発明鋼
121	C	163	35	35	1240	42	1	99	540	52	1.20	無	3.3	750	715	130	38	230	無	-	-	-	発明鋼
110	aa	155	35	35	1240	44	2	98	500	52	1.20	有	4.9	790	715	80	27	355	無	-	-	-	比較鋼
111	bb	156	35	35	1240	42	1	98	470	52	1.20	有	3.3	810	713	200	34	362	無	-	-	-	比較鋼
112	cc	158	35	35	1240	43	2	92	570	52	1.20	有	3.1	810	775	120	46	382	無	-	-	-	比較鋼
113	dd	156	35	35	1240	42	2	95	540	52	1.20	有	5.7	750	677	180	31	385	無	-	-	-	比較鋼
114	ee	160	35	35	1240	45	1	94	550	52	1.20	有	4.7	780	724	160	36	178	無	-	-	-	比較鋼
115	ff	165	35	35	1240	44	2	98	520	52	1.20	有	3.8	780	694	230	37	407	無	-	-	-	比較鋼
116	gg	160	35	35	1240	41	1	97	540	52	1.20	有	3.5	820	705	250	48	304	無	-	-	-	比較鋼
117	hh	165	35	35	1240	40	2	90	510	52	1.20	有	5.8	740	703	210	55	281	無	-	-	-	比較鋼
118	ii	155	35	35	1240	41	1	99	490	52	1.20	有	5.5	770	708	130	54	454	無	-	-	-	比較鋼
a01	J	108	17	25	1225	70	1	68	580	75	0.50	有	3.3	765	718	100	35	87	有	GA	540	20	発明鋼
a02	L	326	25	28	1240	55	1	70	535	40	1.60	有	3.0	780	715	75	20	270	有	GI	-	-	発明鋼
a03	N	203	67	15	1280	80	1	69	540	60	0.80	有	1.8	790	719	120	23	63	無	-	-	-	発明鋼
a04	P	116	12	18	1280	70	2	59	515	70	1.20	有	2.3	800	717	90	33	107	有	GA	535	16	発明鋼
a05	R	278	44	46	1265	75	1	73	550	80	0.40	有	3.9	785	739	125	65	45	無	-	-	-	発明鋼
a06	T	125	15	8	1185	60	2	65	620	50	1.00	有	2.5	810	752	100	25	105	有	GI	-	-	発明鋼
a07	U	223	24	41	1195	60	1	68	630	75	0.40	有	2.2	765	720	40	29	79	有	GA	501	47	発明鋼
a08	V	216	23	19	1195	85	1	90	470	60	0.80	有	2.1	790	700	80	47	58	無	-	-	-	発明鋼
a09	W	278	16	28	1260	76	2	58	520	70	0.45	有	4.5	785	709	150	16	49	有	GI	-	-	発明鋼
a10	X	137	56	24	1185	79	2	64	565	50	0.80	有	3.5	805	723	60	69	630	無	-	-	-	発明鋼
a11	Y	158	37	27	1225	63	1	101	575	50	2.00	有	3.7	765	710	170	25	258	有	GA	495	33	発明鋼
a12	Z	236	31	40	1245	58	2	71	605	75	0.50	有	1.6	790	706	80	29	438	無	-	-	-	発明鋼

[0099] 得られた鋼板について、ミクロ組織の観察と機械特性を測定とを行って評

価した。

[0100] ミクロ組織における観察では、圧延方向に平行な板厚方向断面を観察面として試料を採取し、 $1/4$ 厚を中心とする $1/8$ 厚～ $3/8$ 厚の範囲に対し、上述の方法で各組織の面積分率を測定した。

また、鋼板の圧延方向に平行な面かつ板厚方向に垂直な面の、 $1/4$ 厚における高Mn領域の中心同士の平均距離、板幅中央部の高Mn領域の密度 D_A と $1/4$ 幅の高Mn領域の密度 D_B との比(D_A/D_B)、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比、低Mn領域におけるMn含有量の上位5%の平均値と下位5%の平均値の差、を前述の方法により求めた。

[0101] また、JIS Z 2241:2011に準拠して引張試験を行い、機械特性(降伏応力、引張強度、伸び)を評価した。測定した板の位置は、板幅中央部のものであり、試験方向を圧延方向に対して垂直な方向とした。また、試験片形状は、JIS Z 2241:2011に示された5号試験片とした。

引張強度を高くしながらも、降伏応力を低くすることができれば、形状凍結性が向上する。そのため、形状凍結性を、引張強度及び降伏比($Y P / T S$)によって評価した。引張強度 $T S$ が $590 MPa$ 以上かつ、 $Y P / T S \leq 0.80$ の場合に形状凍結性に優れると判断した。

また、延性が低下するとプレス成形そのものが出来なくなる可能性がある。そのため、加工性を引張強度と伸びとの積($T S \times E L$)で評価した。 $T S \times E L \geq 14000 MPa \cdot \%$ であれば、十分な加工性を有すると判断した。

[0102] 本発明が課題とするプレス後の寸法精度は、加工硬化の場所による差を小さくすることによって向上する。そのため、本発明では、プレス後の寸法精度を、場所による加工硬化量の差で評価した。

場所による加工硬化量の差は、以下のように定義した。

まず、真応力を σ 、真ひずみを ε とし、真応力を真ひずみで微分した $d\sigma$

$d\sigma/d\varepsilon$ を求める。そして、 $d\sigma/d\varepsilon$ と σ のグラフを描く。真応力での降伏応力を σ_{YP} としたとき、 σ が $0 \sim \sigma_{YP}$ では $d\sigma/d\varepsilon$ は、ほぼ同じ値となる。その後、 $d\sigma/d\varepsilon$ は低下する。その傾き（ $d\sigma/d\varepsilon$ と σ とのグラフ）は、途中で変曲点があり、途中から緩やかになる。その変曲点での真応力を σ_{in} と定義する。この σ_{in} における加工硬化量は、鋼板の場所によって、大きく変化することがあるためである。

また、板幅の中央部における $d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})$ と板幅の $1/4$ 部における $d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})$ をそれぞれ求め、その差の絶対値を $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|_W$ として定義し、求める。同様に、板幅中央部における圧延方向の加工硬化量の差を調べるために、板幅中央部の任意の位置を板幅中央部1としたとき、そこから $500 \sim 1000$ mm離れた位置における板幅中央部の位置を板幅中央部2と定義し、それぞれの $d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})$ の差の絶対値を $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|_L$ として定義する。板幅中央部1は、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|_W$ で使用した板幅中央部と同じである。

本実施例では、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|_L$ 及び $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|_W$ によって、場所による加工硬化量の差を評価した。

また $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|_L \leq 1500$ 、かつ $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|_W \leq 1500$ である場合に、加工硬化の場所による差が小さいと判断した。

[0103] 表3-1～3-4に、各測定結果及び評価結果を示す。

得られた各鋼板の化学組成は、それぞれの溶鋼の化学組成と実質的に同一であった。

[0104]

[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	ベイナイト分率	パーライト分率	板厚の1/4厚における高Mn領域の中心間平均距離	板幅の中心部における高Mn領域の密度 D_A	1/4幅における高Mn領域の密度 D_B	D_A / D_B	高Mn領域における硬さの平均	低Mn領域における硬さの平均	高Mn領域における硬さの平均値と低Mn領域における硬さの平均値の差	低Mn領域における含有量の5%の平均値と高Mn領域における含有量の5%の平均値の差	降伏応力	引張強度	降伏比	伸び	TS × EL	板幅の中心部における $d\sigma/d\epsilon$ (σin)	板幅の中心部における $d\sigma/d\epsilon$ (σin)	板幅の1/4部における $d\sigma/d\epsilon$ (σin)	$\frac{ \Delta d\sigma/d\epsilon }{(\sigma in)_L}$ MPa	$\frac{ \Delta d\sigma/d\epsilon }{(\sigma in)_W}$ MPa	備考
	面積%	面積%	面積%	面積%	mm	個/mm ²	個/mm ²	-	HV	HV	-	質量%	MPa	MPa	-	%	MPa・%	MPa	MPa	MPa	MPa	MPa	-
1	78	13	9	0	0.60	2.35	2.08	1.13	321	204	1.57	0.42	497	841	0.59	26	21450	12504	13167	11864	663	640	発明鋼
18	86	8	6	0	0.53	1.91	1.32	1.45	221	95	2.34	0.41	333	650	0.51	30	19500	10224	10696	8332	472	1892	比較鋼
37	59	7	34	0	0.59	1.27	1.80	1.42	213	88	2.43	0.44	319	632	0.51	36	23000	7353	7001	9142	352	1789	比較鋼
2	79	12	9	0	0.75	2.71	1.87	1.45	419	165	2.53	0.48	501	845	0.59	25	20800	12552	13128	10542	576	2010	比較鋼
3	78	13	9	0	0.74	2.42	1.94	1.25	320	163	1.96	0.48	503	847	0.59	25	20800	12576	11928	11373	648	1203	発明鋼
86	78	13	9	0	1.52	2.41	1.71	1.41	397	171	2.32	0.41	507	852	0.60	21	17550	13136	12517	11445	619	1691	比較鋼
87	16	24	60	0	1.62	1.49	2.11	0.71	570	239	2.38	0.45	903	1214	0.74	18	21467	5230	5480	6749	250	1519	比較鋼
4	79	13	8	0	1.72	2.52	1.75	1.44	374	161	2.32	0.50	497	841	0.59	22	18850	12504	11871	10554	633	1950	比較鋼
5	78	14	8	0	0.90	2.43	1.94	1.25	319	168	1.90	0.47	499	843	0.59	22	18850	12528	11920	11330	608	1198	発明鋼
90	29	22	49	0	0.50	1.84	1.76	1.05	367	334	1.10	0.12	631	1052	0.60	20	21467	6640	5125	6341	1515	299	比較鋼
91	30	18	52	0	0.48	2.09	1.91	1.09	367	306	1.20	0.11	616	1010	0.61	20	20700	6850	5321	6477	1529	373	比較鋼
6	77	15	8	0	0.47	2.18	1.98	1.10	298	271	1.10	0.13	508	853	0.59	21	19500	12648	10787	13309	1861	661	比較鋼
7	79	13	8	0	0.45	2.23	1.93	1.15	294	268	1.10	0.35	514	843	0.61	25	21450	12528	13871	11867	1343	661	発明鋼
8	91	2	7	0	0.63	1.83	2.08	0.88	260	166	1.57	0.47	512	857	0.60	16	13980	12696	12102	13311	594	615	比較鋼
10	76	15	9	0	0.53	2.41	1.75	1.38	397	167	2.38	0.50	501	845	0.59	24	20150	13052	12389	11371	663	1682	比較鋼
11	78	13	9	0	1.23	2.37	1.79	1.32	398	171	2.33	0.47	508	853	0.61	21	20800	12148	12810	13780	662	1632	比較鋼
12	79	12	9	0	1.22	2.37	1.79	1.33	393	169	2.32	0.48	499	843	0.59	22	18850	13028	13689	11374	661	1654	比較鋼
13	79	12	9	0	1.24	2.37	1.79	1.33	395	170	2.33	0.45	503	847	0.61	25	21450	13076	13726	11435	650	1641	比較鋼
14	78	13	9	0	1.22	2.38	1.78	1.34	399	172	2.32	0.43	512	857	0.60	20	20800	13196	13840	11551	644	1644	比較鋼
15	77	14	9	0	0.64	2.21	1.95	1.11	290	181	1.60	0.48	526	849	0.62	24	20150	11600	11314	11030	286	559	発明鋼
16	77	14	9	0	1.20	2.43	1.73	1.38	392	178	2.22	0.49	510	855	0.83	24	17550	12672	12051	14480	620	1808	比較鋼
119	77	14	9	0	0.61	2.43	1.73	1.12	392	178	1.20	0.11	510	854	0.83	24	20150	12674	14478	12051	1804	623	比較鋼
17	78	13	9	0	0.78	2.40	1.76	1.10	390	177	1.58	0.11	506	851	0.84	25	18200	12624	10808	13263	1816	639	比較鋼
122	87	7	6	0	0.77	2.40	1.76	1.04	390	177	1.52	0.13	333	650	0.82	30	21450	10224	8500	9753	1723	471	比較鋼
19	0	4	96	0	0.69	1.84	2.08	0.88	340	203	1.68	0.45	790	1120	0.71	12	13306	15836	15112	16584	724	748	比較鋼
20	30	20	50	0	0.56	2.18	1.90	1.15	286	194	1.48	0.46	520	865	0.60	23	19809	12791	12150	12127	641	664	発明鋼

[表3-2]

処理番号	フェライト分率	残留オーステナイト分率	ベイナイト分率	パーライト分率	板厚の1/4厚における面の高Mn領域の中心間平均距離	板幅の中心部における高Mn領域の密度 D_A	1/4幅における高Mn領域の密度 D_B	D_A / D_B	高Mn領域における硬さの平均	低Mn領域における硬さの平均	高Mn領域における硬さの平均値と低Mn領域における硬さの平均値の差	降伏応力	引張強度	降伏比	伸び	TS × EL	板幅の中心部1における $d\sigma/d\epsilon$ (σin)	板幅の中心部2における $d\sigma/d\epsilon$ (σin)	板幅の1/4部における $d\sigma/d\epsilon$ (σin)	$ \Delta d\sigma/d\epsilon _L$ (σin)	$ \Delta d\sigma/d\epsilon _W$ (σin)	備考	
	面積 $\%$	面積 $\%$	面積 $\%$	面積 $\%$	mm	個/mm ²	個/mm ²	-	HV	HV	-	MPa	MPa	-	%	MPa・%	MPa	MPa	MPa	MPa	MPa	-	
21	93	0	7	0	0.53	2.16	1.91	1.13	228	168	1.36	0.45	372	699	0.53	19	13082	10809	10274	10298	535	511	比較鋼
23	67	8	6	19	0.51	1.81	2.09	0.87	204	154	1.33	0.47	346	666	0.52	19	12689	10415	9924	10981	491	566	比較鋼
24	75	12	7	6	0.56	1.84	2.08	0.89	235	168	1.40	0.42	439	777	0.56	19	14890	11740	11196	12278	545	538	発明鋼
25	76	15	9	0	0.57	2.35	2.07	1.14	325	220	1.48	0.46	506	851	0.60	21	17550	12824	13212	11935	588	689	発明鋼
94	89	5	6	0	0.70	1.84	1.60	1.15	200	120	1.66	0.45	295	600	0.49	36	21450	9627	9183	9127	444	500	発明鋼
95	81	12	7	0	0.57	2.31	2.06	1.12	293	224	1.31	0.48	438	776	0.56	27	20800	11728	12323	11155	595	573	発明鋼
26	74	16	10	0	0.77	2.22	1.94	1.14	390	177	2.10	0.46	505	849	0.59	25	21450	13200	12569	11338	631	1862	比較鋼
27	51	15	34	0	0.72	1.71	1.93	0.88	390	177	1.98	0.45	470	812	0.58	30	24533	7440	7092	8633	348	1193	発明鋼
28	68	13	19	0	0.63	1.82	2.07	0.88	257	179	1.44	0.48	643	857	0.75	26	22231	12696	12017	13298	679	602	発明鋼
29	74	2	24	0	0.52	1.97	2.25	0.88	298	216	1.38	0.45	693	845	0.82	25	21234	12552	13133	13241	581	689	比較鋼
30	79	13	8	0	0.50	2.15	1.87	1.15	277	210	1.32	0.44	496	840	0.59	22	18850	12493	11814	11839	678	654	発明鋼
31	76	15	9	0	0.57	2.15	1.90	1.13	277	195	1.42	0.46	512	857	0.60	25	21450	12696	11999	12108	696	587	発明鋼
32	79	12	9	0	0.64	1.84	2.08	0.88	259	157	1.65	0.41	510	855	0.60	21	17690	12672	12080	13268	592	596	発明鋼
33	80	11	9	0	0.55	2.16	1.91	1.14	276	206	1.34	0.43	499	843	0.59	22	18209	12528	11918	11928	611	601	発明鋼
123	60	6	34	0	0.51	1.40	1.59	0.88	190	140	1.36	0.48	319	632	0.51	40	25300	8740	8286	9160	454	420	発明鋼
40	20	24	56	0	0.58	1.73	1.95	0.88	429	270	1.59	0.48	901	1212	0.74	18	22233	5840	6152	6143	312	303	発明鋼
47	20	22	58	0	0.62	2.02	1.81	1.11	394	272	1.45	0.48	708	1048	0.68	20	21467	6660	7023	6356	363	304	発明鋼
48	34	17	49	0	0.52	2.07	1.84	1.13	327	244	1.34	0.43	665	1008	0.66	21	20700	6860	6519	6551	341	309	発明鋼
62	47	11	42	0	0.51	1.91	1.66	1.15	266	189	1.41	0.45	458	798	0.57	31	24533	7910	7518	7480	392	430	発明鋼
63	87	7	6	0	0.63	1.87	1.64	1.14	210	131	1.61	0.47	327	642	0.51	29	18850	10128	9606	9630	523	499	発明鋼
64	60	7	33	0	0.62	1.55	1.73	0.90	221	137	1.62	0.49	318	630	0.50	34	21467	8750	9210	9158	460	408	発明鋼
77	87	6	7	0	0.62	1.53	1.76	0.87	186	119	1.57	0.48	303	610	0.50	33	20150	9746	9292	10245	455	499	発明鋼
79	45	11	44	0	0.60	1.91	1.66	1.15	266	160	1.66	0.43	459	800	0.57	26	20700	7900	7512	7483	388	417	発明鋼
80	45	13	42	0	0.59	2.05	1.82	1.12	305	189	1.62	0.47	467	808	0.58	28	23000	7860	8250	7471	390	389	発明鋼
81	87	7	6	0	0.53	1.58	1.79	0.88	191	137	1.40	0.46	322	636	0.51	28	17550	10057	9534	10540	522	483	発明鋼
82	87	7	6	0	0.57	2.03	1.80	1.13	246	165	1.49	0.48	330	646	0.51	29	18850	10176	10710	9661	534	515	発明鋼

[表3-3]

処理番号	フェライト分率 面積 %	残留オーステナイト及びマルテンサイト分率 面積 %	ベイナイト分率 面積 %	パーライト分率 面積 %	板厚の1/4厚の面に おける高Mn領域の 中心間平均距離 mm	板厚の中心部に おける高Mn領域の 密度 D_A 個/mm ²	1/4幅に おける高Mn領域の 密度 D_B 個/mm ²	D_A / D_B	高Mn領域に おける硬さの平均 HV	低Mn領域に おける硬さの平均 HV	高Mn領域に おける硬さの平均値 と低Mn領域に おける硬さの平均値 の差 $\Delta\sigma$ MPa	低Mn領域に おける含有量の 5%の平均値 と高Mn領域に おける含有量の 5%の平均値 の差 σ %	降伏応力 MPa	引張強度 MPa	降伏比 %	伸び %	TS x EL MPa-%	板厚の中心部に おける $d\sigma/d\varepsilon$ (σ in) MPa	板厚の中心部に おける $d\sigma/d\varepsilon$ (σ in) MPa	板厚の1/4部に おける $d\sigma/d\varepsilon$ (σ in) MPa	$ \Delta d\sigma/d\varepsilon _L$ (σ in) MPa	$ \Delta d\sigma/d\varepsilon _W$ (σ in) MPa	備考
83	64	7	29	0	0.69	1.67	1.46	1.14	204	121	1.69	0.49	310	620	0.50	33	20700	8800	8362	8365	438	435	発明鋼
84	60	7	33	0	0.61	1.66	1.46	1.14	206	142	1.45	0.49	316	628	0.50	34	21467	8760	8289	8321	471	439	発明鋼
85	77	15	8	0	0.57	2.15	1.88	1.14	280	215	1.30	0.41	507	852	0.60	25	21450	12636	11994	12012	642	624	発明鋼
124	78	14	8	0	0.51	2.15	1.88	1.14	280	204	1.37	0.45	507	852	0.60	25	21450	12636	11973	12000	663	636	発明鋼
125	17	17	66	0	0.61	1.73	1.95	0.89	428	304	1.41	0.49	903	1214	0.74	14	17589	5830	6129	6122	299	292	発明鋼
88	16	24	60	0	0.59	1.87	1.65	1.13	396	259	1.53	0.42	898	1210	0.74	15	17684	5850	5572	5575	278	275	発明鋼
89	25	19	56	0	0.58	1.73	1.94	0.89	366	265	1.38	0.43	711	1050	0.68	23	23767	6650	6953	6967	303	317	発明鋼
126	31	20	49	0	0.58	1.87	1.66	1.13	344	246	1.40	0.48	713	1052	0.68	20	20700	6640	6339	6335	301	305	発明鋼
127	23	21	56	0	0.53	2.08	1.84	1.13	331	245	1.35	0.42	667	1010	0.66	20	20700	6850	6522	6524	328	326	発明鋼
92	32	19	49	0	0.58	2.07	1.82	1.14	325	237	1.37	0.42	658	1002	0.66	24	23767	6890	6515	6560	375	330	発明鋼
93	89	5	6	0	0.51	1.82	1.60	1.14	197	151	1.30	0.49	294	598	0.49	32	18850	9603	9114	9122	489	481	発明鋼
128	89	5	6	0	0.58	1.96	1.76	1.12	226	163	1.39	0.43	295	600	0.49	29	17550	9627	10132	9171	505	456	発明鋼
129	79	12	9	0	0.64	1.97	2.22	0.89	271	175	1.55	0.42	438	776	0.56	25	19500	11728	12260	12318	532	590	発明鋼
96	47	12	41	0	0.64	2.03	1.82	1.12	293	189	1.55	0.45	443	782	0.57	27	21467	7990	8373	7616	383	374	発明鋼
97	85	8	7	0	0.60	1.86	1.65	1.13	211	150	1.41	0.43	338	656	0.52	28	18200	10296	9739	9828	556	468	発明鋼
98	61	7	32	0	0.54	1.35	1.21	1.12	227	150	1.51	0.46	292	596	0.49	37	22233	8922	9459	8504	537	418	発明鋼
99	79	13	8	0	0.55	2.14	1.89	1.13	258	176	1.47	0.41	453	793	0.57	22	17550	11931	11322	11366	609	566	発明鋼
100	11	24	65	0	0.65	2.00	1.74	1.15	394	246	1.60	0.41	861	1180	0.73	20	23767	6000	5717	5682	284	318	発明鋼
101	74	17	9	0	0.54	1.87	1.65	1.13	321	221	1.45	0.44	641	986	0.65	22	21450	14236	13534	13580	702	656	発明鋼
102	79	13	8	0	0.51	1.82	2.06	0.88	239	184	1.30	0.49	452	792	0.57	26	20800	11919	11331	12475	588	555	発明鋼
103	82	11	7	0	0.61	2.17	1.89	1.15	263	189	1.39	0.46	447	786	0.57	22	17550	11848	11313	11219	535	629	発明鋼
104	51	11	38	0	0.61	2.00	1.75	1.14	260	175	1.49	0.48	449	788	0.57	26	20700	7960	7570	7556	390	404	発明鋼
105	54	11	35	0	0.62	1.98	1.75	1.14	254	172	1.48	0.43	440	778	0.57	28	21467	8010	7603	7626	407	384	発明鋼
106	85	9	6	0	0.54	1.89	1.64	1.15	198	143	1.38	0.48	292	596	0.49	32	18850	9579	9106	9076	473	503	発明鋼
107	88	6	6	0	0.63	2.01	1.80	1.12	225	157	1.43	0.49	295	600	0.49	35	20800	9627	10074	9168	447	459	発明鋼
108	62	10	28	0	0.61	1.79	1.60	1.11	225	145	1.55	0.41	297	602	0.49	37	22233	8890	9331	8482	441	408	発明鋼

[0107]

[表3-4]

処理番号	フェライト分率	残留オーステナイト及びマルテンサイト分率	ベイナイト分率	パーライト分率	板厚の1/4厚における高Mn領域の中心間平均距離	板幅の中心部における高Mn領域の密度 D_A	1/4幅における高Mn領域の密度 D_B	D_A / D_B	高Mn領域における硬さの平均	低Mn領域における硬さの平均	高Mn領域における硬さの平均と低Mn領域における硬さの平均の差の質量%	降伏応力	引張強度	降伏比	伸び	TS × EL	板幅の中心部1における $d\sigma / d\varepsilon (\sigma_{in})$	板幅の中心部2における $d\sigma / d\varepsilon (\sigma_{in})$	板幅の1/4部における $d\sigma / d\varepsilon (\sigma_{in})$	$ \Delta d\sigma / d\varepsilon (\sigma_{in}) _L$	$ \Delta d\sigma / d\varepsilon (\sigma_{in}) _W$	備考		
	面積 %	面積 %	面積 %	面積 %	mm	個 / mm ²	個 / mm ²	-	HV	HV	-	MPa	MPa	-	%	MPa・%	MPa	MPa	MPa	MPa	MPa			
	109	63	8	29	0	0.62	1.55	1.74	0.89	211	132	1.60	0.42	291	594	0.49	43	25300	8930	9451	9370	521	440	発明鋼
	130	72	20	8	0	0.65	2.34	1.82	1.28	331	215	1.54	0.43	508	851	0.59	25	21350	12609	12178	11288	431	1321	発明鋼
	120	42	17	41	0	0.58	2.05	1.59	1.29	376	200	1.88	0.46	468	802	0.57	29	23582	8021	7618	6693	403	1328	発明鋼
	121	82	13	5	0	0.59	2.01	1.59	1.27	201	151	1.33	0.48	333	651	0.51	26	16999	10150	9642	8835	508	1315	発明鋼
	110	88	6	6	0	0.67	1.68	1.92	0.88	279	118	2.37	0.43	292	596	0.49	35	13890	9079	9527	10586	448	1507	比較鋼
	111	98	0	2	0	0.60	3.16	2.79	1.13	156	110	1.42	0.46	170	410	0.41	44	18200	7358	7713	6976	355	382	比較鋼
	112	51	13	36	0	0.51	3.53	3.07	1.15	368	159	2.31	0.47	450	790	0.57	29	23000	8550	8108	6915	442	1635	比較鋼
	113	80	12	8	0	0.50	4.80	4.20	1.14	364	155	2.35	0.47	440	778	0.57	23	18050	10652	11194	12198	542	1545	比較鋼
	114	95	0	5	0	0.49	0.05	0.05	1.15	153	118	1.32	0.48	190	444	0.43	44	19500	7764	7363	7349	401	415	比較鋼
	115	81	11	8	0	0.55	3.09	2.71	1.14	268	192	1.43	0.48	445	711	0.57	26	13209	11824	11269	11227	555	597	比較鋼
	116	81	11	8	0	0.58	1.92	1.68	1.14	272	182	1.54	0.47	452	702	0.57	27	13940	11919	12505	11294	586	626	比較鋼
	117	80	12	8	0	0.56	1.88	2.12	0.89	364	153	2.38	0.50	438	776	0.56	28	21450	11228	10620	12795	608	1566	比較鋼
	118	79	12	9	0	0.59	1.51	1.69	0.89	364	157	2.32	0.42	443	782	0.57	27	20800	11300	10778	12841	522	1541	比較鋼
	a01	74	12	12	2	0.68	1.75	2.00	0.88	287	174	1.65	0.51	517	807	0.64	22	17518	9277	8675	9002	602	275	発明鋼
	a02	68	13	15	4	0.43	2.85	2.65	1.08	228	149	1.53	0.48	408	712	0.57	24	17169	9750	9701	9080	49	670	発明鋼
	a03	66	24	10	0	0.45	2.66	2.80	0.95	335	261	1.28	0.34	617	997	0.62	15	14561	10592	10259	10663	333	71	発明鋼
	a04	70	15	13	2	0.60	2.01	1.74	1.16	272	195	1.39	0.53	547	867	0.63	21	18034	9991	10362	9698	371	293	発明鋼
	a05	61	28	11	0	0.38	3.05	2.45	1.24	361	254	1.42	0.37	484	1145	0.42	18	20948	11944	11165	12045	779	101	発明鋼
	a06	70	8	19	3	0.73	1.36	1.50	0.91	232	135	1.72	0.58	368	598	0.62	26	15316	10895	11403	10524	508	371	発明鋼
	a07	92	6	0	2	0.64	1.99	2.17	0.92	224	163	1.37	0.35	261	601	0.43	25	15205	8023	7558	8245	465	222	発明鋼
	a08	83	12	5	0	0.47	2.70	2.37	1.14	253	191	1.32	0.51	352	725	0.49	23	16670	10372	10008	10818	364	446	発明鋼
	a09	90	7	2	1	0.53	2.32	2.17	1.07	235	129	1.82	0.45	303	623	0.49	25	15393	7733	7333	7346	400	387	発明鋼
	a10	68	4	25	3	0.40	2.96	3.02	0.98	216	175	1.23	0.32	443	653	0.68	24	15943	6895	7023	6737	128	158	発明鋼
	a11	82	11	6	1	0.48	2.61	2.83	0.92	293	155	1.89	0.66	439	883	0.50	20	17315	11039	10265	10240	774	799	発明鋼
	a12	87	9	4	0	0.50	2.25	2.38	0.95	260	183	1.42	0.61	371	791	0.47	19	15189	10852	10138	10523	714	329	発明鋼

[0108] 処理番号2、18、37はスラブの冷却において、950～550℃にお

ける平均冷却速度が低く、式（１）や高Mn領域における硬さの平均と低Mn領域における硬さの平均との比が、本発明の範囲から外れた。その結果、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|W$ が目標の範囲から外れた。

[0109] 処理番号４、８６、８７は、 $950\sim550^{\circ}\text{C}$ における付与圧力が小さく、板厚の $1/4$ 厚における高Mn領域の中心同士の平均距離、式（１）、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が、本発明の範囲から外れた。その結果、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|W$ が目標の範囲から外れた。

[0110] 処理番号６、９０、９１は、熱延前の加熱における 650°C 以上 850°C 以下の温度域における加熱速度が速く、低Mn領域におけるMn含有量の上位５％の平均値と下位５％の平均値との差が小さくなった。その結果、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|L$ が目標の範囲から外れた。

[0111] 処理番号８は、熱延時の加熱温度が低く、残留オーステナイト及びマルテンサイト分率が低くなった。その結果、 $TS \times EL$ が目標の範囲から外れた。

[0112] 処理番号１０は、 1050°C 以上の温度域での圧下率が低く、 D_A/D_B が式（１）を満たさず、かつ、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が高くなった。その結果、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|W$ が目標の範囲から外れた。

[0113] 処理番号１１、１２は、熱間圧延終了後から冷却開始までの時間が長く、 D_A/D_B が式（１）を満たさず、かつ、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が高くなった。その結果、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|W$ が目標の範囲から外れた。

[0114] 処理番号１３、１４は、冷却開始から 700°C までの平均冷却速度が遅く、 D_A/D_B が式（１）を満たさず、かつ、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が高くなった。その結果、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|W$ が目標の範囲から外れた。

[0115] 処理番号１６は、巻取り温度が高く、 D_A/D_B が式（１）を満たさず、か

つ、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が高くなったため、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|W$ が目標の範囲から外れた。

[0116] 処理番号119は、巻取り温度が低く、低Mn領域におけるMn含有量の上位5%の平均値と下位5%の平均値の差が小さくなった。その結果、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|L$ が目標の範囲から外れた。

[0117] 処理番号17、122は、Ac1℃以上に加熱する際の平均加熱速度が速く、低Mn領域におけるMn含有量の上位5%の平均値と下位5%の平均値の差が小さくなった。その結果、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|L$ が目標の範囲から外れた。

[0118] 処理番号19は、焼鈍温度が高く、フェライト分率が本発明の範囲から外れた。その結果、TS×ELが目標の範囲から外れた。

[0119] 処理番号21は焼鈍温度での保持時間が短く、残留オーステナイト及びマルテンサイト分率が低かった。その結果、TS×ELが目標の範囲から外れた。

[0120] 処理番号23は焼鈍温度から550℃までの平均冷却速度が遅く、パーライト分率が本発明の範囲よりも高くなった。その結果、TS×ELが目標の範囲から外れた。

[0121] 処理番号26は、150℃以上550℃以下の温度域での保持時間が短く、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が本発明の範囲よりも高くなった。その結果、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|W$ が目標の範囲から外れた。

[0122] 処理番号29は、150℃以上550℃以下の温度域での保持時間が長く、残留オーステナイト及びマルテンサイトが低くなった。その結果、降伏比が目標の範囲から外れた。

[0123] 処理番号110は、鋼種aaを用いており、Nb含有量が本発明の範囲よりも高く、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が本発明の範囲よりも高くなった。その結果、TS×ELが

低く、かつ、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|W$ が目標の範囲から外れた。

[0124] 処理番号111は、鋼種bbを用いており、C含有量が本発明の範囲よりも低く、フェライト分率が高く、残留オーステナイト分率が低くなった。その結果、TSが目標の範囲から外れた。

[0125] 処理番号112は、鋼種ccを用いており、Si含有量が本発明の範囲よりも高く、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が本発明の範囲よりも高くなった。その結果、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|W$ が目標の範囲から外れた。

[0126] 処理番号113は、鋼種ddを用いており、Mn含有量が本発明の範囲よりも高く、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が本発明の範囲よりも高くなった。その結果、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|W$ が目標の範囲から外れた。

[0127] 処理番号114は、鋼種eeを用いており、Mn含有量が本発明の範囲よりも低く、残留オーステナイト及びマルテンサイトが本発明の範囲よりも低くなった。その結果、TSが目標の範囲から外れた。

[0128] 処理番号115は、鋼種ffを用いており、P含有量が本発明の範囲よりも高かった。その結果、TS×ELが目標の範囲から外れた。

[0129] 処理番号116は、鋼種ggを用いており、S含有量が本発明の範囲よりも高かった。その結果、TS×ELが目標の範囲から外れた。

[0130] 処理番号117は鋼種hhを用いており、Al含有量が本発明の範囲よりも高かった。その結果、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が本発明の範囲よりも高く、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|W$ が目標の範囲から外れた。

[0131] 処理番号118は、符号iiの成分であり、Ti含有量が本発明の範囲よりも高く、高Mn領域における硬さの平均の、低Mn領域における硬さの平均に対する比が本発明の範囲よりも高かった。その結果、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|W$ が目標の範囲から外れた。

[0132] 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、

TSXEL、 $|\Delta d\sigma/d\varepsilon(\sigma_{in})|W$ が規定の範囲内となった。

請求の範囲

[請求項1]

化学組成が、質量%で、

C : 0.040%以上、0.400%以下、

Si : 0.01%以上、2.50%以下、

Mn : 0.10%以上、4.00%以下、

Al : 0.010%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、4.00%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の位置から前記表面から前記板厚

方向に前記板厚の $3/8$ の位置までの範囲におけるミクロ組織が、面積率で、

フェライト：10%以上、97%以下、

残留オーステナイト及びマルテンサイト：3%以上、90%以下、

ベイナイト：0%以上、87%以下、

パーライト：0%以上、10%以下、

からなり、

前記表面から前記板厚方向に前記板厚の $1/4$ の位置の圧延方向に平行な面において、測定範囲におけるMn含有量の最大値を Mn_{max} 、前記Mn含有量の平均値を Mn_{ave} とし、前記Mn含有量が $(Mn_{ave} + Mn_{max})/2$ 以上の領域を高Mn領域、それ以外の領域を低Mn領域としたとき、

隣合う前記高Mn領域の中心同士の平均距離が1.00mm以下であり、

板幅の中央部における前記高Mn領域の密度 D_A と、板幅端部から板幅の $1/4$ の位置における高Mn領域の密度 D_B とが下記式(1)を満たし、

前記高Mn領域における硬さの平均の、前記低Mn領域における硬さの平均に対する比が、1.1～2.0であり、

低Mn領域の各測定点におけるMn含有量の、上位5%の平均と下位5%の平均との差が、0.3質量%以上である、ことを特徴とする鋼板。

$$0.77 \leq D_A/D_B \leq 1.30 \quad \text{式(1)}$$

[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に記載の鋼板の製造方法であって、

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鑄造しスラブを製造し、前記スラブを、 $950 \sim 550^{\circ}\text{C}$ の温度に亘って、前記スラブに 10 N/cm^2 以上の圧力を厚さ方向に付与しながら平均冷却速度が 100°C/h 以上となるように冷却することによりスラブを製造する鑄造工程と；

前記スラブを、室温まで冷却した後又は室温まで冷却する前に、 650°C 以上 850°C 以下の温度域における平均加熱速度が 50°C/min 以下となるように、 1100°C 以上 1280°C 以下の温度域に加熱する加熱工程と；

前記加熱工程後のスラブを、 1050°C 以上の温度域で 35% 以上の累積圧下率で熱間圧延して熱延鋼板を得る熱間圧延工程と；

前記熱延鋼板を、前記熱間圧延工程完了後、3秒以内に冷却を開始し、かつ 700°C までの平均冷却速度が 20°C/s 以上となるように 650°C 以下に冷却する冷却工程と；

前記冷却工程後の前記熱延鋼板を 300°C 以上、 650°C 以下の温度域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酸洗処理を施して酸洗鋼板とする酸洗工程と；

前記酸洗鋼板に冷間圧延を施して冷延鋼板とする冷間圧延工程と；

前記冷延鋼板を、 10.0°C/s 以下の平均加熱速度で $A_c1^{\circ}\text{C}$ 以上 1000°C 以下の焼鈍温度に加熱し、前記焼鈍温度で5秒以上600秒以下保持する焼鈍工程と；

前記焼鈍工程後の前記冷延鋼板を、 1°C/s 以上 200°C/s 以下の平均冷却速度で、 150°C 以上 550°C 以下の滞留温度に冷却する焼鈍後冷却工程と；

前記滞留温度で15秒～1000秒滞留させる滞留工程と；

前記滞留工程後の前記冷延鋼板を、室温に冷却する最終冷却工程と

；

を備えることを特徴とする鋼板の製造方法。

[請求項5] 前記滞留工程と、前記最終冷却工程との間に、前記冷延鋼板を熔融亜鉛浴に浸漬する熔融亜鉛めっき工程を備え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] 前記熔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5に記載の鋼板の製造方法。

[請求項7] 前記冷間圧延工程と前記焼鈍工程の間に、前記冷延鋼板にレベラーを用いて加工を行うレベラー加工工程を備えることを特徴とする請求項4～6のいずれか一項に記載の鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2020/015768

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C21D 8/02(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; B22D 11/124(2006.01)i

FI: C22C38/00 301S; B22D11/124 L; C21D8/02 A; C21D9/46 G; C21D9/46 J;
C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/60

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00-38/60; B22D11/124

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

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996

Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2020

Registered utility model specifications of Japan 1996-2020

Published registered utility model applications of Japan 1994-2020

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2016/021197 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 11.02.2016 (2016-02-11) claims	1-7
A	JP 2016-180140 A (KOBE STEEL, LTD.) 13.10.2016 (2016-10-13) claims	1-7
A	JP 2012-219342 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 12.11.2012 (2012-11-12) claims	1-7
A	WO 2013/018741 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 07.02.2013 (2013-02-07) claims	1-7
A	WO 2012/036269 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 22.03.2012 (2012-03-22) claims	1-7
A	JP 11-286728 A (NIPPON STEEL CORP.) 19.10.1999 (1999-10-19) claims, table 1	4



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
26 June 2020 (26.06.2020)Date of mailing of the international search report
07 July 2020 (07.07.2020)Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2020/015768

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
WO 2016/021197 A1	11 Feb. 2016	EP 3178957 A1 claims US 2017/0211163 A1 CN 106574340 A (Family: none)	
JP 2016-180140 A	13 Oct. 2016	(Family: none)	
JP 2012-219342 A	12 Nov. 2012	(Family: none)	
WO 2013/018741 A1	07 Feb. 2013	EP 2738278 A1 claims US 2014/0242414 A1 CN 103703157 A	
WO 2012/036269 A1	22 Mar. 2012	EP 2617849 A1 claims EP 3034644 A1 US 2013/0167980 A1 CN 103097566 A	
JP 11-286728 A	19 Oct. 1999	(Family: none)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C21D 8/02(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; B22D 11/124(2006.01)i FI: C22C38/00 301S; B22D11/124 L; C21D8/02 A; C21D9/46 G; C21D9/46 J; C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/60																							
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00-38/60; B22D11/124 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 <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922-1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971-2020年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996-2020年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994-2020年</td> </tr> </table> 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）			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													
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																						
C. 関連すると認められる文献 <table border="1"> <thead> <tr> <th>引用文献の カテゴリー*</th> <th>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</th> <th>関連する 請求項の番号</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>A</td> <td>WO 2016/021197 A1（JFEスチール株式会社）11.02.2016（2016-02-11） 請求の範囲</td> <td>1-7</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2016-180140 A（株式会社神戸製鋼所）13.10.2016（2016-10-13） 特許請求の範囲</td> <td>1-7</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2012-219342 A（住友金属工業株式会社）12.11.2012（2012-11-12） 特許請求の範囲</td> <td>1-7</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2013/018741 A1（新日鐵住金株式会社）07.02.2013（2013-02-07） 請求の範囲</td> <td>1-7</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2012/036269 A1（新日鐵住金株式会社）22.03.2012（2012-03-22） 請求の範囲</td> <td>1-7</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 11-286728 A（新日本製鐵株式会社）19.10.1999（1999-10-19） 特許請求の範囲，表1</td> <td>4</td> </tr> </tbody> </table>			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 2016/021197 A1（JFEスチール株式会社）11.02.2016（2016-02-11） 請求の範囲	1-7	A	JP 2016-180140 A（株式会社神戸製鋼所）13.10.2016（2016-10-13） 特許請求の範囲	1-7	A	JP 2012-219342 A（住友金属工業株式会社）12.11.2012（2012-11-12） 特許請求の範囲	1-7	A	WO 2013/018741 A1（新日鐵住金株式会社）07.02.2013（2013-02-07） 請求の範囲	1-7	A	WO 2012/036269 A1（新日鐵住金株式会社）22.03.2012（2012-03-22） 請求の範囲	1-7	A	JP 11-286728 A（新日本製鐵株式会社）19.10.1999（1999-10-19） 特許請求の範囲，表1	4
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 2016/021197 A1（JFEスチール株式会社）11.02.2016（2016-02-11） 請求の範囲	1-7																					
A	JP 2016-180140 A（株式会社神戸製鋼所）13.10.2016（2016-10-13） 特許請求の範囲	1-7																					
A	JP 2012-219342 A（住友金属工業株式会社）12.11.2012（2012-11-12） 特許請求の範囲	1-7																					
A	WO 2013/018741 A1（新日鐵住金株式会社）07.02.2013（2013-02-07） 請求の範囲	1-7																					
A	WO 2012/036269 A1（新日鐵住金株式会社）22.03.2012（2012-03-22） 請求の範囲	1-7																					
A	JP 11-286728 A（新日本製鐵株式会社）19.10.1999（1999-10-19） 特許請求の範囲，表1	4																					
☐ 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 26.06.2020		国際調査報告の発送日 07.07.2020																					
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） 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/JP2020/015768

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2016/021197	A1	11.02.2016	EP	3178957	A1	
				Claims			
				US	2017/0211163	A1	
				CN	106574340	A	
JP	2016-180140	A	13.10.2016	(ファミリーなし)			
JP	2012-219342	A	12.11.2012	(ファミリーなし)			
WO	2013/018741	A1	07.02.2013	EP	2738278	A1	
				Claims			
				US	2014/0242414	A1	
				CN	103703157	A	
WO	2012/036269	A1	22.03.2012	EP	2617849	A1	
				Claims			
				EP	3034644	A1	
				US	2013/0167980	A1	
				CN	103097566	A	
JP	11-286728	A	19.10.1999	(ファミリーなし)			