

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2024年9月12日(12.09.2024)



(10) 国際公開番号

WO 2024/185819 A1

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

(21) 国際出願番号: PCT/JP2024/008586

(22) 国際出願日: 2024年3月6日(06.03.2024)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2023-033866 2023年3月6日(06.03.2023) 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: 弘中 諭 (HIRONAKA, Satoshi); 〒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). 永野真衣 (NAGANO, Mai); 〒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). 中野克哉 (NAKANO, Katsuya); 〒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: 青木 篤, 外 (AOKI, Atsushi et al.); 〒1050001 東京都港区虎ノ門一丁目2番1号 虎ノ門ヒルズ森タワー 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA,

BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

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

添付公開書類:

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: STEEL SHEET AND OUTER SHEET MEMBER

(54) 発明の名称: 鋼板及び外板部材

(57) Abstract: Provided is a steel sheet that is characterized by: having a prescribed chemical composition; comprising, in terms of area%, 75 to 95% of ferrite, 5 to 25% of martensite and a total of 0 to 10% of at least one of bainite, pearlite and retained austenite; and having a metal structure in which the amount of Nb in all Nb carbonitrides is 0.004% or more, the amount of Nb in all Nb carbonitrides having particle sizes of 20 nm or more is 60% or more of the amount of Nb in all Nb carbonitrides, the average interparticle distance in the martensite is 2.5 μm or less, and the standard deviation of the areal ratio of martensite in the rolling direction and a direction perpendicular to the sheet thickness direction is 1.5% or less.

(57) 要約: 所定の化学組成を有し、面積%で、フェライト: 75~95%、マルテンサイト: 5~25%、並びにベイナイト、パーライト、及び残留オーステナイトの少なくとも1種: 合計で0~10%からなり、全Nb炭窒化物中のNb量が0.004%以上であり、かつ粒径が20nm以上のNb炭窒化物中のNb量が前記全Nb炭窒化物中のNb量の60%以上であり、前記マルテンサイトの平均粒子間隔が2.5μm以下であり、圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差が1.5%以下である金属組織を有することを特徴とする鋼板が提供される。



WO 2024/185819 A1

明 細 書

発明の名称： 鋼板及び外板部材

技術分野

[0001] 本発明は、鋼板に関し、より詳しくは、例えば自動車の外板部材等が主たる用途の外観性に優れた鋼板及び外板部材に関する。

背景技術

[0002] 自動車からの炭酸ガスの排出量を抑えるために、高強度鋼板を使用して、安全性を確保しながら自動車車体を軽量化する試みが進められている。このような自動車用鋼板の高強度化は、自動車骨格部品で顕著に進んでいるが、ドアやフードなどの外板部材では引張強さで300MPa以下の強度クラスの鋼板が主に使用されており、高強度化が進んでいない。このような外板部材には、高い成形性や外観性が求められる。一般に、鋼板の強度を高めると、成形性や成形後の外観性は低下する。したがって、高強度鋼板において、強度と成形性及び外観性、とりわけ成形後の外観性とを両立させることは困難である。従来、これらの課題を解決するために、いくつかの手段が提案されている。

[0003] 例えば、特許文献1では、質量%で、C：0.02～0.3%、Si：0.1～2.0%、Mn：1.0%未満、Cr：1.0超～3.0%、P：0.02%以下、S：0.02%以下、Al：0.014%以下、N：0.001～0.008%を含有し、且つ、 $2.5 \leq 1.5Mn\% + Cr\%$ 、 $4.1 - 2.3Mn\% - 1.2Cr\% \leq Si\%$ を満足し、残部Feおよび不可避不純物からなることを特徴とする溶融亜鉛めっき用鋼板が記載されている。また、特許文献1では、Mn、Cr、Siの添加量を最適化することによって、引張強度が390MPa以上の溶融亜鉛めっき用鋼板の加工性と、自動車用外板として使用可能な加工後の外観を両立できることが教示されている。さらに、特許文献1では、主相であるフェライトの面積率を70%以上とし、マルテンサイトを含まず硬質第2相の面積率を30%以下とすることで、

強度、降伏強度、降伏比、強度－延性バランスの全てを良好な範囲とすることが可能になると教示されている。

[0004] 特許文献2では、mass%で、C：0.0005～0.01%、Si：0.2%以下、Mn：0.1～1.5%、P：0.03%以下、S：0.005～0.03%、Ti：0.02～0.1%、Al：0.01～0.05%、N：0.005%以下、Sb：0.03%以下、Cu：0.005%超0.03%以下であり、かつ、 $Ti^* = (Ti\%) - 3.4 \times (N\%) - 1.5 \times (S\%) - 4 \times (C\%)$ で示される Ti^* を $0 < Ti^* < 0.02$ を満たす範囲で、さらに、 $(Sb\%) \geq (Cu\%) / 5$ を満たす範囲で含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、鋼板両面において、各表面から10 μ mまでの板厚表層部における大きさ20nm未満の析出物に含まれるTi元素の含有量(mass%)が、鋼板中の全Ti含有量(mass%)の9%以下であることを特徴とする冷延鋼板が記載されている。また、特許文献2では、鋼板両面の各表面から10 μ mまでの板厚表層部における大きさ20nm未満の析出物に含まれるTi元素の含有量(mass%)を鋼板中の全Ti含有量(mass%)の9%以下とすることで、このような微細なTi系析出物に起因する外観ムラの発生を回避し、表面性状に優れた冷延鋼板が得られること、さらには当該冷延鋼板が自動車の外板を中心に優れた成形後表面品質を必要とする部品に対して好適に使用できることが教示されている。

先行技術文献

特許文献

- [0005] 特許文献1：特開2009-249737号公報
特許文献2：国際公開第2011/142473号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0006] 例えば、特許文献1に記載されるような軟質なフェライトと硬質なマルテ

ンサイトを含む金属組織を有する複合組織鋼の場合には、プレス成形などの加工時に軟質なフェライト及びその周辺が優先的に変形する不均一変形が起こりやすい。このため、このような軟質組織と硬質組織から構成される複合組織鋼を利用した場合には、成形後の鋼板表面に微小な凹凸が生じることで、ゴーストラインと呼ばれる外観不良が発生することがある。また、特許文献1及び2に記載されるような自動車の外板用途では、薄手広幅の鋼材が求められる場合が比較的多いが、このような薄手広幅の鋼材は、製造過程において、例えば、連続焼鈍処理設備（CAPL：Continuous Annealing Processing Line）に通板される際に、ヒートバックルと呼ばれる腰折れが起こりやすいという問題がある。ヒートバックルが発生したまま操業を続けると、板破断などに至る場合があり、板破断などが発生してしまうと、製造ラインを停止して復旧作業を行う必要が生じ、その損害は甚大なものとなる。

[0007] そこで、本発明は、新規な構成により、製造過程におけるヒートバックルの発生を抑制することができるとともに、強度と成形後の外観性とを両立することができる鋼板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

[0008] 本発明者らは、上記目的を達成するために、鋼板の化学組成と金属組織の両方に着目して検討を行った。その結果、本発明者らは、鋼板の化学組成を適正化するとともに、Nb炭窒化物の形態及び量を適切に制御することで鋼板の高温強度を向上させ、それによって製造過程におけるヒートバックルの発生を抑制することができること、さらには金属組織において所定の割合で含まれるマルテンサイトを金属組織中のミクロな領域とマクロな領域の両方において均一に分散させることで、このような硬質組織に基づいて所望の高強度化を達成するとともに、プレス成形等によってひずみが付与された場合においても、鋼板表面における微小な凹凸の生成が顕著に抑制されることを見出し、本発明を完成させた。

[0009] 上記目的を達成し得た本発明は下記のとおりである。

(1) 質量%で、

C : 0.030~0.100%、
Mn : 0.70~3.00%、
Si : 0.005~1.500%、
P : 0.100%以下、
S : 0.0200%以下、
Al : 1.000%以下、
N : 0.0010~0.0150%、
O : 0.0100%以下、
Nb : 0.005~0.200%、
Cr : 0~1.00%、
Mo : 0~0.80%、
B : 0~0.0100%、
Ti : 0~0.200%、
V : 0~0.500%、
Ni : 0~1.00%、
Cu : 0~1.00%、
W : 0~1.00%、
Ta : 0~0.10%、
Co : 0~3.00%、
Sn : 0~1.00%、
Sb : 0~0.200%、
Ca : 0~0.0100%、
Mg : 0~0.0100%、
Zr : 0~0.0100%、
REM : 0~0.0100%、
Bi : 0~0.0500%、
As : 0~0.10%、並びに

残部：Fe及び不純物からなり、下記式1で表される指数Aが0.50%以上である化学組成を有し、

面積%で、

フェライト：75～95%、

マルテンサイト：5～25%、並びに

残部組織：合計で0～10%からなり、

全Nb炭窒化物中のNb量が0.004%以上であり、かつ粒径が20nm以上のNb炭窒化物中のNb量が前記全Nb炭窒化物中のNb量の60%以上であり、

前記マルテンサイトの平均粒子間隔が2.5μm以下であり、

圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差が1.5%以下である金属組織を有することを特徴とする、鋼板。

$$A = [C] - 0.1 [Si] + 0.3 ([Mn] - 0.5) - 0.3 [Al] + 0.1 [Cr] + 0.6 [Mo] - [Ti] + 15 [Nb]$$

…式1

ここで、[C]、[Si]、[Mn]、[Al]、[Cr]、[Mo]、[Ti]及び[Nb]は、各元素の含有量[質量%]であり、元素を含有しない場合は0%である。

(2) 前記化学組成が、質量%で、

Cr：0.001～1.00%、

Mo：0.001～0.80%、

B：0.0001～0.0100%、

Ti：0.001～0.200%、

V：0.001～0.500%、

Ni：0.001～1.00%、

Cu：0.001～1.00%、

W：0.001～1.00%、

Ta：0.001～0.10%、

Co : 0.001 ~ 3.00%、
Sn : 0.001 ~ 1.00%、
Sb : 0.001 ~ 0.200%、
Ca : 0.0001 ~ 0.0100%、
Mg : 0.0001 ~ 0.0100%、
Zr : 0.0001 ~ 0.0100%、
REM : 0.0001 ~ 0.0100%、
Bi : 0.0001 ~ 0.0500%、及び
As : 0.001 ~ 0.10%

のうち少なくとも1種を含むことを特徴とする、上記(1)に記載の鋼板。

(3) 前記フェライトの平均結晶粒径が3.0 ~ 25.0 μm であり、前記マルテンサイトの平均結晶粒径が1.0 ~ 5.0 μm であり、前記マルテンサイトの平均アスペクト比が2.5以上であることを特徴とする、上記(1)又は(2)に記載の鋼板。

(4) 上記(1) ~ (3)のいずれか1項に記載の鋼板を含む外板部材。

発明の効果

[0010] 本発明によれば、製造過程におけるヒートバックルの発生を抑制することができるとともに、強度と成形後の外観性とを両立することができ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

[0011] <鋼板>

本発明の実施形態に係る鋼板は、質量%で、

C : 0.030 ~ 0.100%、
Mn : 0.70 ~ 3.00%、
Si : 0.005 ~ 1.500%、
P : 0.100%以下、
S : 0.0200%以下、
Al : 1.000%以下、

N : 0.0010~0.0150%、

O : 0.0100%以下、

Nb : 0.005~0.200%、

Cr : 0~1.00%、

Mo : 0~0.80%、

B : 0~0.0100%、

Ti : 0~0.200%、

V : 0~0.500%、

Ni : 0~1.00%、

Cu : 0~1.00%、

W : 0~1.00%、

Ta : 0~0.10%、

Co : 0~3.00%、

Sn : 0~1.00%、

Sb : 0~0.200%、

Ca : 0~0.0100%、

Mg : 0~0.0100%、

Zr : 0~0.0100%、

REM : 0~0.0100%、

Bi : 0~0.0500%、

As : 0~0.10%、並びに

残部 : Fe及び不純物からなり、下記式1で表される指数Aが0.50%

以上である化学組成を有し、

面積%で、

フェライト : 75~95%、

マルテンサイト : 5~25%、並びに

残部組織 : 合計で0~10%からなり、

全Nb炭窒化物中のNb量が0.004%以上であり、かつ粒径が20n

m以上のNb炭窒化物中のNb量が前記全Nb炭窒化物中のNb量の60%以上であり、

前記マルテンサイトの平均粒子間隔が2.5μm以下であり、

圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差が1.5%以下である金属組織を有することを特徴としている。

$$A = [C] - 0.1 [Si] + 0.3 ([Mn] - 0.5) - 0.3 [Al] + 0.1 [Cr] + 0.6 [Mo] - [Ti] + 15 [Nb]$$

・ ・ 式1

ここで、[C]、[Si]、[Mn]、[Al]、[Cr]、[Mo]、[Ti]及び[Nb]は、各元素の含有量[質量%]であり、元素を含有しない場合は0%である。

[0012] 近年、自動車の外板部材（ルーフ、フード、フェンダー、ドア等）についても軽量化のニーズが高まっており、それゆえ骨格部材の場合と同様に、これらの外板部材においても高強度化及び薄肉化の要求がある。一方で、これらの外板部材においては、プレス成形等の際に生じる面ひずみと呼ばれる面欠陥を回避する観点から、降伏強度が比較的低い複合組織鋼（DP鋼）が用いられる場合が多い。しかしながら、フェライトからなる軟質組織とマルテンサイトからなる硬質組織が混在するDP鋼の場合、プレス成形などの加工時に軟質組織及びその周辺が優先的に変形する不均一変形が起こりやすく、成形後の鋼板表面に微小な凹凸が生じることで、ゴーストラインと呼ばれる外観不良が発生することがある。より詳しく説明すると、プレス成形などの加工時には、フェライトからなる軟質組織は変形量が大きく、鋼板の表面において凹む。一方で、マルテンサイトからなる硬質組織は変形量が小さい。それゆえ硬質組織は軟質組織と比較して、鋼板の表面において凹まず、凸となるように盛り上がる。その結果、特に鋼板の幅方向（圧延方向及び板厚方向に直交する方向）において変形量のばらつきが発生してゴーストラインがバンド状（縞状）に生じる。一方で、鋼板の高強度化に伴い、鋼板の焼入れ性を改善するためにMn等の元素が比較的多く添加される場合がある。Mn

は鋼板中で筋状に偏析しやすい元素であり、より詳しくは鑄造時に中心偏析やミクロ偏析といったMn濃化領域が形成され、熱間圧延や冷間圧延によって当該濃化領域が圧延方向に延ばされることでMnは筋状に偏析する。このため、このようなMnの偏析に起因して、鋼板中に焼入れ性が高い領域と低い領域が存在することとなる。その結果として、焼入れ後の鋼板の金属組織において縞状の硬質組織が比較的多く生成する。この場合には、ゴーストラインの発生が特に顕著となる。これに対し、仮に鋼板中のMn偏析を十分に抑制することができれば、このような縞状の硬質組織の生成を低減して当該硬質組織を金属組織中により均一に分散させることが可能となる。この場合には、プレス成形等によってひずみが付与された場合においても、鋼板表面における微小な凹凸の生成を十分に低減することができ、ゴーストラインの発生を抑制することが可能になると考えられる。しかしながら、高強度化の要求に伴い、特に鋼板中のMn添加量が多くなる場合には、実際のところ、Mn偏析を確実にかつ十分に抑制することは非常に困難である。このため、強度と成形後の外観性とを両立することは一般にかなり難しい。

[0013] また、先に述べたとおり、自動車の外板用途では、薄手広幅の鋼材が求められる場合が比較的多いが、このような薄手広幅の鋼材は、製造過程において、例えば、連続焼鈍処理設備（CAPL）に通板させる際に、ヒートバックルと呼ばれる腰折れが起こりやすいという問題がある。より詳しく説明すると、CAPLにおいては、一般に中央部が凸形状となるクラウンを設けたハースロールが配設されている。このため、鋼板をCAPLに通板すると、ハースロールの凸クラウンに起因して鋼板に幅方向中央部への圧縮応力が加わることとなる。一方で、連続焼鈍は比較的高温下で行われるため、板温上昇に伴い、鋼板の降伏応力が低下する。したがって、特に薄手広幅の鋼板をCAPLにおいて連続焼鈍した場合には、比較的高温下での降伏応力の低下により、鋼板が上記圧縮応力に十分に抵抗できなくなることがあり、このような場合には、板が折れてしわが発生するヒートバックルと呼ばれる現象が生じてしまう。ヒートバックルが発生したまま操業を続けると、板破断など

に至る場合があり、板破断などが発生してしまうと、製造ラインを停止して復旧作業を行う必要が生じ、その損害は甚大なものとなる。

[0014] そこで、まず、本発明者らは、このようなヒートバックルの発生を抑制又は低減すべく、鋼板の化学組成と金属組織の両方の観点から鋼板の高温強度を向上させることについて検討を行った。その結果、本発明者らは、鋼板の化学組成の観点からは、下記式1で表される指数Aを0.50%以上に制御することにより、鋼板の高温強度を向上させることができ、それによってヒートバックルの発生を抑制又は低減することができることを見出した。

$$A = [C] - 0.1 [Si] + 0.3 ([Mn] - 0.5) - 0.3 [Al] + 0.1 [Cr] + 0.6 [Mo] - [Ti] + 15 [Nb]$$

・ ・ 式1

ここで、[C]、[Si]、[Mn]、[Al]、[Cr]、[Mo]、[Ti]及び[Nb]は、各元素の含有量[質量%]であり、元素を含有しない場合は0%である。

[0015] 何ら特定の理論に束縛されることを意図するものではないが、指数Aを0.50%以上に制御することで、鋼板の高温強度を向上させることができるだけでなく、鋼板のAc3点をも低下させることができると考えられる。鋼板の製造方法に関連して後で詳しく説明されるように、本発明の実施形態では、冷間圧延後のCAPLに対応する1次熱処理工程において鋼板をオーステナイト単相となるAc3点よりも高い温度、より具体的にはAc3+10℃以上に加熱する必要がある。このため、Ac3点を低下させることで1次熱処理工程の加熱温度を低くすることができ、これに関連して加熱時の板温上昇に伴う鋼板の降伏応力における低下を抑制することが可能となる。したがって、指数Aを0.50%以上に制御することにより、鋼板自体の高温強度の積極的な向上と、1次熱処理工程における加熱温度の低下に起因する降伏応力の低下抑制とに基づいて、ヒートバックルを生じさせる上記圧縮応力に対する鋼板の抵抗力を顕著に向上させることが可能となる。

[0016] さらに、本発明者らは、鋼板の金属組織の観点から、鋼板中に適度な大き

さを有するNb炭窒化物が比較的多く存在するように当該Nb炭窒化物の形態及び量を制御すること、より具体的には全Nb炭窒化物中のNb量が0.004%以上であり、かつ粒径が20nm以上のNb炭窒化物中のNb量が全Nb炭窒化物中のNb量の60%以上となるようにNb炭窒化物の形態及び量を制御することで、鋼板の高温強度を向上させることができることを見出した。Nb炭窒化物の形態及び量をこのような範囲内に制御することで、高温強度の向上に有効な粒径20nm以上のNb炭窒化物を十分な量において鋼中に存在させることができるので、上で説明した指数Aによる化学組成の制御との組み合わせにより、鋼板の高温強度を顕著に向上させることができ、その結果として鋼板の製造過程におけるヒートバックルの発生を顕著に抑制又は低減することが可能となる。

[0017] 次に、本発明者らは、強度と成形後の外観性との両立を図るべく、金属組織中の軟質組織であるフェライトと硬質組織であるマルテンサイトの割合を適正化することで所望の高強度化を実現する一方で、さらに成形後の外観性を改善する手段について検討を行った。具体的には、本発明者らは、金属組織中の硬質組織であるマルテンサイトの分布状態に着目し、より詳しくはマルテンサイトの分布をMn偏析の低減とは異なる別の観点から制御することについて検討を行った。その結果として、鋼板の製造方法について後で詳しく説明されるように、本発明者らは、最終焼鈍前の鋼板中の金属組織をベイナイト及び／又はマルテンサイトを主体とする組織によって構成し、次いでこのような金属組織を有する鋼板を所定の条件下で最終焼鈍することにより、Mn偏析の有無や程度に必ずしも依存することなく、最終的に得られる金属組織中でマルテンサイトをミクロな領域とマクロな領域の両方において均一に分散させることができることを見出した。より具体的には、本発明者らは、ベイナイト及び／又はマルテンサイトからなる金属組織を有する鋼板を所定の条件下で最終焼鈍することにより、ミクロな領域ではマルテンサイトの平均粒子間隔を2.5 μ m以下に制御することができ、マクロな領域では圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準

偏差を1.5%以下に制御することができることを見出した。マルテンサイトの平均粒子間隔を2.5 μ m以下に制御することでミクロな領域において硬質組織を密にかつ均一に分散させることができる。圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差を1.5%以下に制御することで、マクロな領域における硬質組織のばらつきを顕著に低減することができる。これら両方の要件を満足することで、硬質組織であるマルテンサイトが鋼板全体において微細かつ均一に分散した金属組織を形成することができる。その結果として、本発明の実施形態に係る鋼板によれば、プレス成形等の成形時においても鋼板の変形量をとりわけ幅方向においてより均一にすることができ、ゴーストライン等の外観不良が顕著に抑制された優れた成形後外観を達成することが可能となる。例えば、ミクロな領域でのマルテンサイトの均一性が確保されていても、マクロな領域でのマルテンサイトの均一性が確保されていなければ、マルテンサイトが鋼板全体において微細かつ均一に分散した金属組織を形成することはできない。同様に、マクロな領域でのマルテンサイトの均一性が確保されていても、ミクロな領域でのマルテンサイトの均一性が確保されていなければ、局所的にはマルテンサイトが不均一に存在し得ることになるため、マルテンサイトが鋼板全体において微細かつ均一に分散した金属組織を形成することはできない。したがって、本発明の実施形態に係る鋼板において、ゴーストライン等の外観不良が顕著に抑制された優れた成形後外観を達成するためには、マルテンサイトの平均粒子間隔を2.5 μ m以下に制御することと、圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差を1.5%以下に制御することの両方の要件を満足することが必要となる。

[0018] 何ら特定の理論に束縛されることを意図するものではないが、最終的に得られる鋼板の金属組織においてマルテンサイトを鋼板全体で微細かつ均一に分散させるためには、最終焼鈍における加熱時に多数のオーステナイト核生成サイトを高分散に形成しておくことが極めて重要であると考えられる。これに関連して、マルテンサイト組織は、旧オーステナイト粒の中にさらにパ

ケット、ブロック、ラス等の下部組織を有しており、それゆえフェライト等の組織と比較して内部に多くの様々な界面を有している組織である。ベイナイトもマルテンサイトの場合と同様に内部に多くの様々な界面を有している組織である。したがって、最終焼鈍前の鋼板における金属組織をベイナイト及び／又はマルテンサイトによって構成することで、このような金属組織を最終焼鈍において加熱していく段階でこれらの界面上にオーステナイトの核生成サイトとなり得る炭化物を非常に多く分散して生成させることが可能となる。したがって、界面上に多くの炭化物を生成した後、さらに温度をフェライトとオーステナイトの2相域まで加熱することで、鋼板全体にオーステナイトを微細かつ均一に生成させることが可能になると考えられる。最後に、このような金属組織を有する鋼板を急冷することで、これらのオーステナイトからマルテンサイトが生成するため、最終的に得られる金属組織において、マルテンサイトの平均粒子間隔が $2.5\mu\text{m}$ 以下に制御されるとともに、圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差が 1.5% 以下に制御される。すなわちマルテンサイトがマイクロな領域とマクロな領域の両方において均一に分散した金属組織を得ることができると考えられる。このような熱処理を施すことでMn偏析の影響を打ち消すほどにマルテンサイトを鋼板全体にわたって微細かつ均一に分散させることが可能になると考えられる。従来、Mn偏析自体を低減するという観点から硬質組織の分布制御を検討するのが一般的と考えられることから、Mn偏析の有無や程度に必ずしも依存することなく、最終的に得られる金属組織中でマルテンサイトをマイクロな領域とマクロな領域の両方において均一に分散させることができるという事実は極めて意外であり、また驚くべきことである。

[0019] 本発明の実施形態に係る鋼板によれば、ヒートバックル及びゴーストラインの発生を抑制することに関連する上記知見に加えて、軟質組織であるフェライトの面積率を $75\sim 95\%$ に制御することで良好な成形性を確保するとともに、硬質組織であるマルテンサイトの面積率を $5\sim 25\%$ に制御し、さ

らに鋼板の化学組成を所定の範囲内に制御することで引張強さが540MPa以上の高強度を確保することができる。その結果として、製造過程におけるヒートバックルの発生を抑制することができるとともに、強度と成形後の外観性との両立を高いレベルで実現することが可能となる。

[0020] 以下、本発明の実施形態に係る鋼板についてより詳しく説明する。以下の説明において、各元素の含有量の単位である「%」は、特に断りがない限り「質量%」を意味するものである。また、本明細書において、数値範囲を示す「～」とは、特に断りがない場合、その前後に記載される数値を下限値および上限値として含む意味で使用される。

[0021] [C : 0.030～0.100%]

Cは、所定量のマルテンサイトを確保し、鋼板の強度を向上させる元素である。また、Cは、オーステナイト安定化元素でもあり、Ac3点を低下させるのに有効である。これらの効果を十分に得るために、C含有量は0.030%以上とする。C含有量は0.040%以上又は0.050%以上であってもよい。一方、Cを過度に含有すると、強度が高くなりすぎてしまい、伸び性が低下する場合があるか、又は圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差を所望の範囲内に制御できない場合がある。このため、C含有量は0.100%以下とする。C含有量は0.090%以下、0.080%以下、0.070%以下又は0.060%以下であってもよい。

[0022] [Mn : 0.70～3.00%]

Mnは、焼入れ性を高め、鋼板強度の向上に寄与する元素である。また、Mnは、オーステナイト安定化元素でもあり、Ac3点を低下させるのに有効である。これらの効果を十分に得るために、Mn含有量は0.70%以上とする。Mn含有量は0.80%以上、1.00%以上、1.20%以上又は1.50%以上であってもよい。後で説明する鋼板の好ましい製造方法では、最終的に得られる金属組織中でマルテンサイトをミクロな領域とマクロな領域の両方において均一に分散させるために、最終焼鈍前の鋼板中の金属

組織をベイナイト及び／又はマルテンサイトを主体とする組織によって構成する必要がある。このため、Mn添加による焼入れ性の向上は成形後の外観性を改善する上でも重要といえる。一方、Mnを過度に含有すると、Mn偏析による影響を十分に打ち消すことができず、圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差を所望の範囲内に制御できなくなる場合がある。そのため、Mn含有量は3.00%以下とする。Mn含有量は2.80%以下、2.50%以下、2.20%以下又は2.00%以下であってもよい。

[0023] [Si : 0.005 ~ 1.500%]

Siは、固溶強化により鋼板の強度を向上させる元素である。このような効果を十分に得るために、Si含有量は0.005%以上とする。Si含有量は0.010%以上、0.100%以上、0.200%以上、0.300%以上又は0.400%以上であってもよい。一方、Siを過度に含有すると、熱間圧延で生成したスケール除去が困難となり、外観性の劣化を招く場合がある。したがって、Si含有量は1.500%以下とする。また、Siはフェライト安定化元素であるため、Si含有量を低減することでAc3点を低下させることができる。このため、Si含有量は1.200%以下、1.000%以下、0.900%以下、0.800%以下、0.700%以下又は0.600%以下であってもよい。

[0024] [P : 0.100%以下]

Pは、不純物元素であり、溶接部の脆化やめっき性を劣化させる元素である。このため、P含有量は0.100%以下とする。P含有量は0.060%以下、0.040%以下、0.020%以下又は0.010%以下であってもよい。P含有量は少ないほど好ましく、下限は特に限定されず0%であってもよい。一方、実用鋼板でP含有量を0.0001%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、P含有量は0.0001%以上、0.0002%以上又は0.0005%以上であってもよい。

[0025] [S : 0.0200%以下]

Sは、不純物元素であり、溶接性を阻害し、また、鑄造時と熱延時の製造性を阻害する元素である。このため、S含有量は0.0200%以下とする。S含有量は0.0150%以下、0.0120%以下、0.0100%以下、0.0060%以下又は0.0030%以下であってもよい。S含有量は少ないほど好ましく、下限は特に限定されず0%であってもよい。一方、実用鋼板でS含有量を0.0001%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、S含有量は0.0001%以上、0.0002%以上又は0.0005%以上であってもよい。

[0026] [Al : 1.000%以下]

Alは、脱酸剤として機能する元素であり、鋼の強度を高めるのに有効な元素である。Al含有量は0%であってもよいが、これらの効果を十分に得るためには、Al含有量は0.001%以上であることが好ましい。Al含有量は0.005%以上、0.010%以上、0.025%以上又は0.050%以上であってもよい。一方、Alを過度に含有すると、粗大な酸化物が形成し、靱性を低下させる場合がある。したがって、Al含有量は1.000%以下とする。また、Alはフェライト安定化元素であるため、Al含有量を低減することでAc3点を低下させることができる。このため、Al含有量は0.800%以下、0.600%以下又は0.300%以下であってもよい。

[0027] [N : 0.0010~0.0150%]

Nは、Nbと炭窒化物を形成して鋼板の高温強度を向上させるのに有効な元素である。このような効果を十分に得るために、N含有量は0.0010%以上とする。N含有量は0.0015%以上、0.0020%以上、0.0025%以上又は0.0030%以上であってもよい。一方、Nを過度に含有すると、溶接時のブローホール発生の原因となる場合がある。このため、N含有量は0.0150%以下とする。N含有量は0.0120%以下、0.0100%以下、0.0080%以下又は0.0060%以下であって

もよい。

[0028] [O : 0.0100%以下]

Oは、溶接時のブローホールの発生原因となる元素である。このため、O含有量は0.0100%以下とする。O含有量は0.0080%以下、0.0050%以下、0.0030%以下又は0.0020%以下であってもよい。O含有量は少ないほど好ましく、下限は特に限定されず0%であってもよい。一方、実用鋼板でOを0.0001%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、O含有量は0.0001%以上、0.0002%以上又は0.0005%以上であってもよい。

[0029] [Nb : 0.005~0.200%]

Nbは、指数Aを高めて鋼板の高温強度を向上させるのに有効な元素である。とりわけ、Nbを添加して適度な大きさを有するNb炭窒化物を比較的多く形成することで、鋼板の高温強度をさらに向上させることが可能である。これらの効果を十分に得るために、Nb含有量は0.005%以上とする。Nb含有量は0.010%以上、0.015%以上、0.020%以上又は0.040%以上であってもよい。一方、Nbを過度に含有しても効果が飽和し、製造コストの上昇を招く虞があるか、又は鋼中に粗大な炭窒化物が生成することで鋼板の靱性を低下させる場合がある。このため、Nb含有量は0.200%以下とする。Nb含有量は0.150%以下、0.100%以下、0.080%以下又は0.060%以下であってもよい。

[0030] 本発明の実施形態に係る鋼板の基本化学組成は上記のとおりである。さらに、当該鋼板は、必要に応じて特性向上を目的として、残部のFeの一部に代えて以下の任意選択元素のうち少なくとも1種を含有してもよい。例えば、鋼板は、Cr : 0~1.00%、Mo : 0~0.80%、B : 0~0.0100%、Ti : 0~0.200%、V : 0~0.500%、Ni : 0~1.00%、Cu : 0~1.00%、W : 0~1.00%、Ta : 0~0.100%、Co : 0~3.00%、Sn : 0~1.00%、Sb : 0~0.200%、Ca : 0~0.0100%、Mg : 0~0.0100%、Zr : 0~

0.0100%、REM:0~0.0100%、Bi:0~0.0500%及びAs:0~0.10%のうち少なくとも1種を含んでもよい。以下、これらの任意選択元素について詳しく説明する。

[0031] [Cr:0~1.00%]

Crは、Mnと同様に焼入れ性を高め、鋼板強度の向上に寄与する元素である。Cr含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Cr含有量は0.001%以上であることが好ましい。Cr含有量は0.01%以上、0.10%以上又は0.20%以上であってもよい。一方、Crを過度に含有しても効果が飽和し、製造コストの上昇を招く虞がある。したがって、Cr含有量は1.00%以下であることが好ましく、0.80%以下、0.60%以下又は0.40%以下であってもよい。

[0032] [Mo:0~0.80%]

Moは、Nbと同様に鋼板の高温強度の向上に寄与する元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Mo含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Mo含有量は0.001%以上であることが好ましい。Mo含有量は0.01%以上、0.02%以上、0.05%以上又は0.10%以上であってもよい。一方、Moを過度に含有すると、熱間加工性が低下して生産性が低下する場合がある。このため、Mo含有量は0.80%以下であることが好ましい。Mo含有量は0.60%以下、0.50%以下、0.40%以下又は0.20%以下であってもよい。

[0033] [B:0~0.0100%]

Bは、オーステナイトからの冷却過程においてフェライト及びパーライトの生成を抑え、マルテンサイトの生成を促す元素である。また、Bは、鋼の高強度化に有益な元素である。これらの効果は微量であっても得ることができる。B含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、B含有量は0.0001%以上であることが好ましい。B含有量は0.0005%以上又は0.0010%以上であってもよい。一方、Bを過度に含有すると、靱性及び／又は溶接性が低下する場合がある。このため、B含有量は0.010

0%以下であることが好ましい。B含有量は0.0080%以下、0.0050%以下、0.0030%以下又は0.0020%以下であってもよい。

[0034] [Ti : 0~0.200%]

Tiは、炭化物の形態制御に有効な元素である。Tiによってフェライトの強度増加が促され得る。Ti含有量は0%でもよいが、これらの効果を得るためには、Ti含有量は0.001%以上であることが好ましい。Ti含有量は0.002%以上、0.010%以上、0.020%以上又は0.040%以上であってもよい。一方、Tiを過度に含有しても効果が飽和し、製造コストの上昇を招く虞がある。したがって、Ti含有量は0.200%以下であることが好ましく、0.100%以下、0.080%以下又は0.050%以下であってもよい。

[0035] [V : 0~0.500%]

Vは、Tiと同様に炭化物の形態制御に有効な元素であり、組織を微細化して鋼板の靱性の向上にも効果的な元素である。V含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、V含有量は0.001%以上であることが好ましい。V含有量は0.005%以上、0.010%以上又は0.050%以上であってもよい。一方、Vを過度に含有すると、多量の析出物が生成して靱性を低下させる場合がある。このため、V含有量は0.500%以下であることが好ましい。V含有量は0.400%以下、0.200%以下又は0.100%以下であってもよい。

[0036] [Ni : 0~1.00%]

Niは、鋼板の強度の向上に有効な元素である。Niの含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Ni含有量は0.001%以上であることが好ましい。Ni含有量は0.01%以上又は0.05%以上であってもよい。一方、Niを過度に含有すると、鋼板の溶接性が低下する場合がある。このため、Ni含有量は1.00%以下であることが好ましい。Ni含有量は0.80%以下、0.40%以下又は0.20%以下であってもよい。

[0037] [Cu : 0~1.00%]

Cuは、鋼板の強度の向上に寄与する元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Cu含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Cu含有量は0.001%以上であることが好ましい。Cu含有量は0.01%以上又は0.05%以上であってもよい。一方、Cuを過度に含有すると、赤熱脆性を招いて熱間圧延での生産性を低下させる虞がある。このため、Cu含有量は1.00%以下であることが好ましい。Cu含有量は0.80%以下、0.60%以下、0.30%以下又は0.20%以下であってもよい。

[0038] [W : 0 ~ 1.00%]

Wは、炭化物の形態制御と鋼板の強度向上に有効な元素である。W含有量は0%でもよいが、これらの効果を得るためには、W含有量は0.001%以上であることが好ましい。W含有量は0.01%以上又は0.05%以上であってもよい。一方、Wを過度に含有すると、溶接性が低下する場合がある。このため、W含有量は1.00%以下であることが好ましい。W含有量は0.80%以下、0.40%以下又は0.20%以下であってもよい。

[0039] [Ta : 0 ~ 0.10%]

Taは、Wと同様に炭化物の形態制御と鋼板強度の向上に有効な元素である。Ta含有量は0%でもよいが、これらの効果を得るためには、Ta含有量は0.001%以上であることが好ましい。Ta含有量は0.01%以上又は0.03%以上であってもよい。一方、Taを過度に含有しても効果が飽和し、必要以上に鋼板中に含有させることは製造コストの上昇を招く。このため、Ta含有量は0.10%以下であることが好ましい。Ta含有量は0.08%以下、0.06%以下又は0.04%以下であってもよい。

[0040] [Co : 0 ~ 3.00%]

Coは、Niと同様に鋼板の強度の向上に有効な元素である。Co含有量は0%でもよいが、上記効果を得るためには、Co含有量は0.001%以上であることが好ましい。Co含有量は0.01%以上、0.05%以上又は0.10%以上であってもよい。一方、Coを過度に含有すると、熱間加

工性が低下する場合があります、原料コストの増加にも繋がる。このため、C o含有量は3.00%以下であることが好ましい。C o含有量は2.00%以下、1.00%以下、0.50%以下又は0.20%以下であってもよい。

[0041] [S n : 0~1.00%]

S nは、鋼板の原料としてスクラップを用いた場合に、鋼板に含有され得る元素である。また、S nはフェライトの脆化を引き起こす虞がある。このため、S n含有量は少ないほど好ましく、1.00%以下であることが好ましい。S n含有量は0.10%以下、0.040%以下又は0.02%以下であってもよい。S n含有量は0%であってもよいが、S n含有量を0.001%未満に低減することは精錬コストの過度な増加を招く。このため、S n含有量は0.001%以上、0.005%以上又は0.01%以上であってもよい。

[0042] [S b : 0~0.200%]

S bは、S nと同様に、鋼板の原料としてスクラップを用いた場合に鋼板に含有され得る元素である。また、S bは粒界に強く偏析して粒界の脆化を招く虞がある。このため、S b含有量は少ないほど好ましく、0.200%以下であることが好ましい。S b含有量は0.100%以下、0.040%以下又は0.020%以下であってもよい。S b含有量は0%であってもよいが、S b含有量を0.001%未満に低減することは精錬コストの過度な増加を招く。このため、S b含有量は0.001%以上、0.005%以上又は0.010%以上であってもよい。

[0043] [C a : 0~0.0100%]

[M g : 0~0.0100%]

[Z r : 0~0.0100%]

[R E M : 0~0.0100%]

C a、M g、Z r及びR E Mは、鋼板の成形性の向上に寄与する元素である。C a、M g、Z r及びR E M含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、C a、M g、Z r及びR E M含有量はそれぞれ0.

0.0001%以上であることが好ましく、0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0015%以上であってもよい。一方で、これらの元素を過度に含有すると、鋼板の延性が低下する場合がある。したがって、Ca、Mg、Zr及びREM含有量はそれぞれ0.0100%以下であることが好ましく、0.0080%以下、0.0060%以下、0.0040%以下又は0.0020%以下であってもよい。本明細書におけるREMとは、原子番号21番のスカンジウム（Sc）、原子番号39番のイットリウム（Y）及びランタノイドである原子番号57番のランタン（La）～原子番号71番のルテチウム（Lu）の17元素の総称であり、REM含有量はこれら元素の合計含有量である。

[0044] [Bi : 0~0.0500%]

Biは、凝固組織を微細化することにより成形性を高める作用を有する元素である。Bi含有量は0%でもよいが、このような効果を得るためには、Bi含有量は0.0001%以上であることが好ましく、0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0030%以上であってもよい。一方、Biを過度に含有しても効果が飽和し、必要以上に鋼板中に含有させることは製造コストの上昇を招く。したがって、Bi含有量は0.0500%以下であることが好ましく、0.0400%以下、0.0200%以下、0.0100%以下又は0.0050%以下であってもよい。

[0045] [As : 0~0.10%]

Asは、Sn及びSbと同様に、鋼板の原料としてスクラップを用いた場合に鋼板に含有され得る元素である。また、Asは、粒界に強く偏析する元素であり、As含有量は少ないほど好ましい。As含有量は0.10%以下であることが好ましく、0.04%以下又は0.02%以下であってもよい。As含有量は0%であってもよいが、As含有量を0.001%未満に低減することは精錬コストの過度な増加を招く。このため、As含有量は0.001%以上、0.005%以上又は0.01%以上であってもよい。

[0046] 本発明の実施形態に係る鋼板において、上記元素を除く残部は、Fe及び

不純物からなる。不純物は、鋼原料から及び／又は製鋼過程で混入し、本発明の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。

[0047] [指数A：0.50%以上]

本発明の実施形態に係る鋼板の化学組成は、下記式1で表される指数Aが0.50%以上であることを必要とする。

$$A = [C] - 0.1 [Si] + 0.3 ([Mn] - 0.5) - 0.3 [Al] + 0.1 [Cr] + 0.6 [Mo] - [Ti] + 15 [Nb]$$

・ ・ 式1

ここで、[C]、[Si]、[Mn]、[Al]、[Cr]、[Mo]、[Ti]及び[Nb]は、各元素の含有量[質量%]であり、元素を含有しない場合は0%である。先に説明したとおり、本発明の実施形態に係る鋼板では、製造過程におけるヒートバックルの発生を抑制する上で鋼板の高温強度を向上させることが極めて重要である。鋼板の高温強度を向上させるためには、鋼板の高温強度を向上させるNb及びMo等の元素を多く添加することに加えて、鋼板の製造方法に関連して後で詳しく説明される1次熱処理工程で要求される加熱温度（すなわちAc3+10℃以上）を低くすることが有効である。1次熱処理工程で要求される加熱温度を低くすることで、加熱時の板温上昇に伴う鋼板の降伏応力における低下を抑制することが可能となり、ヒートバックルを生じさせる鋼板の幅方向中央部への圧縮応力に対する抵抗力を顕著に向上させることが可能となるからである。このような観点から、鋼板自体の高温強度向上とAc3点の低下に関する鋼中の各元素の影響度を実験的に調べた。より具体的には、本発明者らは、当該影響度を考慮した係数とともにこれらの元素の含有量によって規定される指数A、すなわち上記式1で表される指数Aを0.50%以上に制御することにより、鋼板自体の高温強度の積極的な向上と、1次熱処理工程における加熱温度の低下に起因する降伏応力の低下抑制とに基づいて、上記圧縮応力に対する鋼板の抵抗力を向上させることができ、それによって製造過程におけるヒートバック

ルの発生を顕著に抑制することができることを見出した。ヒートバックルの発生を抑制する観点からは、指数Aは大きいほど好ましく、例えば0.55%以上、0.60%以上、0.65%以上、0.70%以上、0.75%以上又は0.80%以上であってもよい。指数Aの上限は特に限定されないが、例えば、指数Aは、2.00%以下、1.80%以下、1.50%以下、1.30%以下又は1.10%以下であってもよい。

[0048] 本発明の実施形態に係る鋼板の化学組成は、一般的な分析方法によって測定すればよい。例えば、当該鋼板の化学組成は、誘導結合プラズマ発光分光分析（ICP-AES：Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry）を用いて測定すればよい。C及びSは燃焼-赤外線吸収法を用い、Nは不活性ガス融解-熱伝導度法を用い、Oは不活性ガス融解-非分散型赤外線吸収法を用いて測定すればよい。

[0049] [フェライト：75～95%]

フェライトは、軟質な組織であるので変形し易く、伸びの向上に寄与する。フェライトの面積率が75%以上であると、十分な成形性を得ることができる。成形性向上の観点からは、フェライトの面積率は高いほど好ましく、例えば78%以上、80%以上、82%以上又は85%以上であってもよい。一方で、フェライトを過度に含むと、鋼板において所望の強度を達成することができない場合がある。したがって、フェライトの面積率は95%以下とする。フェライトの面積率は93%以下、90%以下又は87%以下であってもよい。

[0050] [マルテンサイト：5～25%]

マルテンサイトは、転位密度が高く硬質な組織であるので、引張強度の向上に寄与する組織である。マルテンサイトの面積率を5%以上とすることで、例えば540MPa以上の引張強度を確保することができる。強度向上の観点からは、マルテンサイトの面積率は高いほど好ましく、例えば7%以上、10%以上又は13%以上であってもよい。一方で、マルテンサイトの面

積率が25%以下であると、成形性と外観性を確保することができる。マルテンサイトの面積率は22%以下、20%以下、18%以下又は15%以下であってもよい。本発明において、「マルテンサイト」とは、焼入れままマルテンサイト（いわゆるフレッシュマルテンサイト）だけでなく、焼戻しマルテンサイトをも包含するものである。

[0051] [残部組織：合計で0～10%]

フェライト及びマルテンサイト以外の残部組織は、面積率で0%であってもよいが、残部組織が存在する場合には、当該残部組織はベイナイト、パーライト、及び残留オーステナイトの少なくとも1種である。フェライト及びマルテンサイトに基づく上記の効果を確認する観点から、残部組織すなわちベイナイト、パーライト、及び残留オーステナイトの少なくとも1種のア積率は、合計で10%以下とし、例えば8%以下、6%以下、4%以下又は2%以下であってもよい。一方で、残部組織のア積率を0%とするには、鋼板の製造過程において高度な制御を要するため、歩留まりの低下を招く場合がある。したがって、残部組織のア積率は0.5%以上又は1%以上であってもよい。

[0052] [金属組織の同定及び面積率の算出]

金属組織の同定及び面積率の算出は、ナイトール試薬（3%硝酸エタノール溶液）を用いた腐食後のFE-SEM（電界放射型走査型電子顕微鏡）及び光学顕微鏡並びにX線回折法により行われる。FE-SEM及び光学顕微鏡による組織観察は、板面に垂直な方向の鋼板断面における100 μm ×100 μm の領域に対して500～50000倍の倍率で行われる。いずれの金属組織についても測定箇所を3か所とし、それらの測定値の平均値を算出することによって面積率を決定する。例えば、測定対象の鋼板の板厚が薄いために、板厚方向に100 μm の測定領域を確保できない場合には、板厚方向の長さを減少させつつ、測定領域10000 μm^2 を確保することとする。例えば、板厚方向に20 μm 、板厚方向と垂直な方向に500 μm の測定領域を観察対象としてもよい。ただし、板厚方向に含まれる結晶粒の数が少な

くなりすぎると測定精度が低下する場合があるため、板厚方向の測定長さは $10\ \mu\text{m}$ 以上、好ましくは $50\ \mu\text{m}$ 以上とする。以下の説明中の「 $100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$ の領域」についても同様である。

[0053] 本明細書において、「板厚 x/y 位置（ここで、 x 及び y は、 $x < y$ を満たす自然数とする。）」とは、鋼板の板厚方向における表面（板面）から、板厚方向に、板厚 t の x/y の距離（深さ）だけ鋼板の中心部に向かって移動した位置を意味する。たとえば、鋼板の板厚 t が $2\ \text{mm}$ であった場合に「板厚 $1/8$ 位置」とは、鋼板の表面から板厚方向に $0.25\ \text{mm}$ の深さとなる位置を意味する。なお、鋼板が表面にめっき層等の被膜を有する場合、「鋼板の表面」は、鋼板と当該被膜との界面を意味し、「板厚 t 」は、当該被膜を除いた鋼板（母材）の板厚を意味するものとする。

[0054] フェライトの面積率及びマルテンサイトの面積率は以下の手順で求める。まず、試料の観察面をナイトール試薬（3%硝酸エタノール溶液）でエッチングし、次いで板厚 $1/4$ 位置を中心とする板厚 $1/8$ 位置～ $3/8$ 位置の範囲内で $100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$ の領域を FE-SEM（例えば JEOL 社製 JSM-7200F、加速電圧 $15\ \text{kV}$ 、倍率 $500 \sim 2000$ 倍にて測定）で観察する。ナイトール腐食では、マルテンサイト及び残留オーステナイトは腐食されないため、腐食されていない領域の面積率は、マルテンサイト及び残留オーステナイトの合計面積率に対応する。具体的には、画像解析ソフトウェア Image J (Ver. 1.54f) を用いて、金属組織を輝度の違いにより二値化し、画像データの黒色部分がフェライトであり、腐食されていない白色部分がマルテンサイトと残留オーステナイトの合計組織である。したがって、黒色部分の領域の面積率からフェライトの面積率を算出し、一方で、この腐食されていない領域の面積率から、後で説明する X 線回折法により測定した残留オーステナイトの面積率を引算することでマルテンサイトの面積率を算出する。この方法で求めたマルテンサイト面積率には、焼戻しマルテンサイト面積率も含まれる。

[0055] 残留オーステナイトの面積率は X 線回折法により算出される。まず、試料

の板面から板厚方向に深さ $1/4$ 位置までを機械研磨及び化学研磨により除去する。より具体的には機械研磨で観察位置近傍まで薄くした後、化学研磨（フッ酸）で目標位置まで薄くする。次いで、例えば、リガク社製 X 線回折装置（RINT2500、X 線出力 $40\text{ kV} - 200\text{ mA}$ ）により、板厚 $1/4$ 位置において、 $\text{MoK}\alpha$ 線を用いて得られた bcc 相の (200) 及び (211) 並びに fcc 相の (200) 、 (220) 及び (311) の回折ピークの積分強度比から、残留オーステナイトの組織分率を算出する。この算出方法として一般的な 5 ピーク法が利用される。算出された残留オーステナイトの組織分率を残留オーステナイトの面積率として決定する。

[0056] 残部組織としてのベイナイト、パーライト、残留オーステナイトは、上述の通り、合計で $0 \sim 10\%$ の割合で含まれていてもよいものである。すなわち、本実施形態に係る鋼板においては、フェライト及びマルテンサイトが主要な金属組織であり、残部組織としてのベイナイト、パーライト、残留オーステナイトは、製造上、不可避免的に生成される可能性がある金属組織である。そのため、本質的に、これら残部組織としてのベイナイト、パーライト、残留オーステナイトを同定したり、面積率を測定したりする積極的な技術的意義は存在しない。本明細書に記載の鋼板の化学組成及び製造方法から、本実施形態に係る鋼板における残部組織は、ベイナイト、パーライト、残留オーステナイト、又はそれらの複合物であることは明らかである。なお、残部組織としてのベイナイト、パーライトの同定、測定方法としては、以下のような方法を採用することができる。残留オーステナイトの面積率の測定方法は、上述の通りである。

[0057] ベイナイトの同定及び面積率の算出は以下の手順で行う。まず、試料の観察面をナイトール試薬で腐食し、次いで板厚 $1/4$ を中心とする板厚 $1/8 \sim 3/8$ の範囲内で $100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$ の領域を FE-SEM（例えば JEOL 社製 JSM-7200F、加速電圧 $15\ \text{kV}$ 、倍率 $500 \sim 2000$ 倍にて測定）で観察する。この観察領域において組織内部に含まれるセメンタイトの位置及びセメンタイトの配列から、以下のようにしてベイナイ

トを同定する。ベイナイトは、上部ベイナイトと下部ベイナイトに分類され、上部ベイナイトは、ラス状のベイニティックフェライトの界面にセメンタイト又は残留オーステナイトが存在する。下部ベイナイトは、ラス状のベイニティックフェライトの内部にセメンタイトが存在し、ベイニティックフェライトとセメンタイトの結晶方位関係が1種類であり、セメンタイトが同一のバリエーションを持つ。これらの特徴点に基づき、上部ベイナイトと下部ベイナイトをそれぞれ同定することができる。本発明においてはこれらを合わせてベイナイトと呼び、同定されたベイナイトの面積率を画像解析に基づいて算出する。

[0058] パーライトの同定及び面積率の算出は以下の手順で行う。まず、試料の観察面をナイトール試薬で腐食し、次いで板厚 $1/4$ を中心とする板厚 $1/8 \sim 3/8$ の範囲をSEM（例えばJEOL社製 JSM-7200F、加速電圧15kV、倍率500~2000倍にて測定）で観察する。SEMの観察像においてラメラ状のセメンタイトが観察される領域をパーライトと同定し、この領域の面積率を画像解析に基づいて算出する。

[0059] [全Nb炭窒化物中のNb量が0.004%以上であり、かつ粒径が20nm以上のNb炭窒化物中のNb量が全Nb炭窒化物中のNb量の60%以上]

本発明の実施形態に係る鋼板は、金属組織中にNb炭窒化物を含み、全Nb炭窒化物中のNb量は0.004%以上であり、かつ粒径が20nm以上のNb炭窒化物中のNb量は当該全Nb炭窒化物中のNb量の60%以上に制御される。本発明において、Nb炭窒化物とは、NbCNだけでなく、NbC及びNbNも包含し、さらにはNbCN、NbC及びNbNにおけるNbの一部がTiなどの他の1つ又は複数の元素に置換されたものも包含するものである。Nb炭窒化物の形態及び量を上記の範囲内に制御することで、高温強度の向上に有効な粒径20nm以上のNb炭窒化物を十分な量において鋼中に存在させることができるので、上で説明した指数Aによる化学組成の制御との組み合わせにより、鋼板の高温強度を顕著に向上させることがで

きる。その結果として、鋼板の製造過程におけるヒートバックルの発生を確実に抑制又は低減することが可能となる。鋼板の高温強度を向上させる観点からは、全Nb炭窒化物中のNb量及びそれに対する粒径が20nm以上のNb炭窒化物中のNb量の割合は大きいほど好ましく、例えば、全Nb炭窒化物中のNb量は0.006%以上、0.008%以上、0.010%以上又は0.012%以上であってもよい。上限は特に限定されないが、例えば、全Nb炭窒化物中のNb量は0.100%以下、0.060%以下、0.040%以下又は0.030%以下であってもよい。同様に、粒径が20nm以上のNb炭窒化物中のNb量は、全Nb炭窒化物中のNb量の62%以上、65%以上、68%以上又は70%以上であってもよい。上限は特に限定されないが、例えば、粒径が20nm以上のNb炭窒化物中のNb量は、全Nb炭窒化物中のNb量の95%以下、90%以下又は85%以下であってもよい。Nb炭窒化物の粒径は20nm以上であれば高温強度向上の効果が得られ、粒径が大きすぎることでその効果が大きく低下することはない。したがって、Nb炭窒化物における粒径の上限は特に限定されないが、例えば、Nb炭窒化物の粒径は1000nm以下すなわち1 μ m以下であってもよい。

[0060] [全Nb炭窒化物中のNb量及びそれに対する粒径が20nm以上のNb炭窒化物中のNb量の割合の測定]

全Nb炭窒化物中のNb量及びそれに対する粒径が20nm以上のNb炭窒化物中のNb量の割合は、以下のようにして決定される。まず、板厚1/2位置から試験片を採取し、採取した試験片を電解液（10体積%アセチルアセトン-1質量%塩化テトラメチルアンモニウム・メタノール）中で、定電流電解し、電解後の試験片に付着した析出物をヘキサメタリン酸ナトリウム水溶液に分散させ、次いで孔径0.02 μ m ϕ （20nm ϕ ）の多孔質フィルタでろ過回収する。次に、フィルタ上の析出物に含まれるNb量をICP発光分光分析法で測定し、フィルタに捕集された粒径が20nm以上のNb析出物として析出したNbの鋼中含有率を求める。また、フィルタを通過

したろ液に含まれる粒径が20nm未満の析出物は、ろ液中のNb量をICP発光分光分析法で測定する。これらの方法で求めた粒径が20nm以上のNb析出物のNb量と20nm未満のNb析出物のNb量を足し合わせることで、Nb炭窒化物として析出したNb総質量を求め、得られた値を全Nb炭窒化物中のNb量として決定する。また、粒径が20nm以上のNb炭窒化物として析出したNb量を用いて、Nb炭窒化物として析出したNb総質量に対する割合を算出し、算出された値を全Nb炭窒化物中のNb量に対する粒径が20nm以上のNb炭窒化物中のNb量の割合として決定する。

[0061] [マルテンサイトの平均粒子間隔：2.5μm以下]

本発明の実施形態においては、硬質組織であるマルテンサイトの平均粒子間隔は2.5μm以下に制御される。マルテンサイトの平均粒子間隔は、ミクロ領域における硬質組織分布の均一性を表す指標である。マルテンサイトの平均粒子間隔が小さいほど、硬質組織が密にかつ均一に分散していることを意味し、よって均一性が高いといえる。プレス成形後の鋼板の外観性は、プレス成形時の鋼板の変形量がとりわけ鋼板の幅方向において均一であるほど良好なものとなる。鋼板の変形量は、硬質組織の分布状態の影響を強く受けるため、鋼板の変形量を鋼板の幅方向で均一にするためには、金属組織中の硬質組織の分布を均一にする必要がある。後で説明するマルテンサイトの面積率における標準偏差の制御に加えて、マルテンサイトの平均粒子間隔を2.5μm以下に制御することで、プレス成形等の成形時においても鋼板の変形量を幅方向においてより均一にすることができ、結果として良好な成形後外観を達成することができる。マルテンサイトの平均粒子間隔は、好ましくは2.4μm以下、より好ましくは2.2μm以下、最も好ましくは2.0μm以下又は1.8μm以下である。下限は特に限定されないが、例えば、マルテンサイトの平均粒子間隔は0.5μm以上、0.8μm以上又は1.0μm以上であってもよい。

[0062] [マルテンサイトの平均粒子間隔の測定]

マルテンサイトの平均粒子間隔は、以下のようにして決定される。まず、

板面に垂直な方向の鋼板断面を有する試料を採取し、当該断面を観察面とする。この観察面のうち板厚 $1/4$ を中心とする板厚 $1/8 \sim 3/8$ の範囲内で $100 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$ の領域を観察領域とし、FE-SEM（例えばJ E O L社製 J S M - 7 2 0 0 F、加速電圧 15 kV 、倍率 $1000 \sim 5000$ 倍にて測定）を用いてマルテンサイトを同定する。具体的には、画像解析ソフトウェアImage J（Ver. 1.54f）を用いて、金属組織を輝度の違いにより二値化し、マルテンサイトを同定する。具体的には、ナイトール液を用いた場合は、画像データの黒色部分がフェライトであり、腐食されていない白色部分がマルテンサイトと残留オーステナイトの合計組織である。しかしながら、本発明の実施形態に係る鋼板では、白色組織をマルテンサイトとみなすことができる。次に、同定されたマルテンサイトのうち、全ての隣り合うマルテンサイト粒の中心（重心）間の距離を粒子間隔として画像解析に基づいて算出し、算出された粒子間隔の平均値を求める。この操作を他の2つの観察領域にて行い、得られた3つの値の平均値をマルテンサイト（厳密にはマルテンサイト及び／又は残留オーステナイトを含む粒子）の平均粒子間隔として決定する。

[0063] [圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差が 1.5% 以下]

本発明の実施形態においては、圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差は 1.5% 以下に制御される。当該標準偏差は、マクロ領域における硬質組織の均一性を表す指標である。プレス成形時に課題となる外観性は、鋼板の幅方向における変形量の差に起因した鋼板表面の微小な凹凸に依存している。このため、圧延方向及び板厚方向に垂直な方向の板厚内に含まれる硬質組織の面積率におけるばらつきが大きいと、鋼板の幅方向における変形量に差が生じ、その結果として鋼板表面に微小な凹凸が生成することとなる。したがって、圧延方向及び板厚方向に垂直な方向すなわち鋼板の幅方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差を低減することが有効である。より具体的には、先に述べたマルテンサイトの

平均粒子間隔の制御に加えて、当該標準偏差を1.5%以下に制御することで、プレス成形等の成形時においても鋼板の幅方向における変形量のばらつきをより小さくすることができ、結果として良好な成形後外観を達成することができる。圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差は、好ましくは1.4%以下、より好ましくは1.2%以下、最も好ましくは1.0%以下である。下限は特に限定されないが、例えば、当該標準偏差は0.1%以上、0.3%以上又は0.5%以上であってもよい。

[0064] [圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差の測定]

圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差は、以下のようにして決定される。まず、圧延方向及び板厚方向に対して垂直な方向に50mmの領域の鋼板断面における金属組織画像を取得する。10mm又はそれよりも小さい画像の場合、複数枚の画像を取得し、それらをつなぎ合わせて50mmとしてもよい。圧延方向が不明な場合には、任意の方向に対して0°、45°、90°及び135°の向きにて断面を観察し、その中で析出物のアスペクト比が最も高かった断面を圧延方向に平行な断面とし、それと板厚方向に垂直な方向を圧延方向及び板厚方向に垂直な方向として特定する。次に、取得した画像を圧延方向及び板厚方向に対して垂直な方向に100 μ m(0.1mm)毎に分割して、分割した各範囲で板厚全体におけるマルテンサイトの面積率を算出する。合計500個の各分割画像から算出したマルテンサイト面積率に基づいて、マルテンサイトの面積率における標準偏差を算出する。各分割領域におけるマルテンサイトの面積率は、[金属組織の同定及び面積率の算出]の項で説明した手順に従って算出される。なお、残留オーステナイトの面積率については、便宜的に、各分割領域における測定結果の代わりに、上述の圧延方向及び板厚方向に対して垂直な方向に50mmの領域の鋼板断面における測定結果を流用してもよい。

[0065] [フェライトの平均結晶粒径：3.0～25.0 μm]

本発明の好ましい実施形態によれば、金属組織中のフェライトの平均結晶粒径は3.0～25.0 μm である。フェライトの平均結晶粒径をこのような微細な範囲内に制御することで、鋼板の外観、特に成形後の外観をさらに向上させることが可能となる。フェライトの平均結晶粒径は、5.0 μm 以上、7.0 μm 以上、8.0 μm 以上、9.0 μm 以上又は10.0 μm 以上であってもよい。同様に、フェライトの平均結晶粒径は、22.0 μm 以下、20.0 μm 以下、16.0 μm 以下、14.0 μm 以下又は12.0 μm 以下であってもよい。

[0066] 鋼板におけるフェライトの平均結晶粒径は、以下のようにして決定される。まず、板面に垂直な方向の鋼板断面を有する試料を採取し、当該断面を観察面とする。この観察面のうち板厚1/4位置を中心とする板厚1/8位置～3/8位置の範囲内で100 μm ×100 μm の領域を観察領域とし、FE-SEM（例えばJEOL社製 JSM-7200F、加速電圧15 kV、倍率500～2000倍にて測定）を用いてマルテンサイトを同定する。具体的には、画像解析ソフトウェアImage J (Ver. 1.54f)を用いて、金属組織を輝度の違いにより二値化し、フェライトを同定する。具体的には、ナイトール液を用いた場合は、画像データの黒色部分がフェライトであり、腐食されていない白色部分がマルテンサイトと残留オーステナイトの合計組織である。次に、同定された全てのフェライトの円相当直径を算出する。この操作を他の2つの観察領域にて行い、3つの観察領域で得られた全てのフェライトの円相当直径を算術平均し、得られた値をフェライトの平均結晶粒径として決定する。

[0067] [マルテンサイトの平均結晶粒径：1.0～5.0 μm]

本発明の好ましい実施形態によれば、金属組織中のマルテンサイトの平均結晶粒径は1.0～5.0 μm である。マルテンサイトの平均結晶粒径をこのような微細な範囲内に制御することで、鋼板の外観、特に成形後の外観をさらに向上させることが可能となる。マルテンサイトの平均結晶粒径は、

1. 2 μm 以上、1. 5 μm 以上、1. 7 μm 以上又は2. 0 μm 以上であってもよい。同様に、マルテンサイトの平均結晶粒径は、4. 7 μm 以下、4. 5 μm 以下、4. 2 μm 以下、4. 0 μm 以下、3. 8 μm 以下、3. 6 μm 以下又は3. 4 μm 以下であってもよい。

[0068] マルテンサイトの平均結晶粒径は、以下のようにして決定される。まず、板面に垂直な方向の鋼板断面を有する試料を採取し、当該断面を観察面とする。この観察面のうち板厚1/4位置を中心とする板厚1/8位置~3/8位置の範囲内で100 μm ×100 μm の領域を観察領域とし、FE-SEM（例えばJEOL社製 JSM-7200F、加速電圧15 kV、倍率500~2000倍にて測定）を用いてマルテンサイトを同定する。具体的には、画像解析ソフトウェアImage J (Ver. 1. 54 f)を用いて、金属組織を輝度の違いにより二値化し、マルテンサイトを同定する。具体的には、ナイトール液を用いた場合は、画像データの黒色部分がフェライトであり、腐食されていない白色部分がマルテンサイトと残留オーステナイトの合計組織である。本発明の実施形態に係る鋼板では、白色組織をマルテンサイトとみなす。次に、同定された全てのマルテンサイトの円相当直径を算出する。この操作を他の2つの観察領域にて行い、3つの観察領域で得られた全てのマルテンサイトの円相当直径を算術平均し、得られた値をマルテンサイト（厳密にはマルテンサイト及び/又は残留オーステナイトを含む粒子）の平均結晶粒径として決定する。

[0069] [マルテンサイトの平均アスペクト比：2. 5以上]

本発明の好ましい実施形態によれば、金属組織中のマルテンサイトの平均アスペクト比は2. 5以上である。マルテンサイトの平均アスペクト比を2. 5以上に制御することで、より大きなひずみが付与された状態とすることができ、鋼板の強度を向上させることが可能となる。マルテンサイトの平均アスペクト比は、2. 6以上、2. 8以上又は3. 0以上であってもよい。上限は特に限定されないが、例えば、マルテンサイトの平均アスペクト比は、4. 0以下、3. 8以下又は3. 6以下であってもよい。

[0070] マルテンサイトの平均アスペクト比は、以下のようにして決定される。まず、板面に垂直な方向の鋼板断面を有する試料を採取し、当該断面を観察面とする。この観察面のうち板厚 $1/4$ 位置を中心とする板厚 $1/8$ 位置～ $3/8$ 位置の範囲内で $100\mu\text{m}\times 100\mu\text{m}$ の領域を観察領域とし、FE-SEM（例えばJEOL社製 JSM-7200F、加速電圧 15kV 、倍率 $1000\sim 5000$ 倍にて測定）を用いてマルテンサイトを同定する。具体的には、画像解析ソフトウェアImage J (Ver. 1.54f)を用いて、金属組織を輝度の違いにより二値化し、マルテンサイトを同定する。具体的には、ナイトール液を用いた場合は、画像データの黒色部分がフェライトであり、腐食されていない白色部分がマルテンサイトと残留オーステナイトの合計組織である。本発明の実施形態に係る鋼板では、白色組織をマルテンサイトとみなす。得られた画像データにおいて、画像解析ソフトウェアImage J (Ver. 1.54f)を用いて、全てのマルテンサイト粒のアスペクト比を算出する。画像上の粒子（結晶粒）のアスペクト比は、画像解析ソフトウェアImage J (Ver. 1.54f)に搭載の機能により測定することができる。次いで、この操作を他の2つの観察領域にて行い、3つの観察領域で得られた全てのマルテンサイト粒のアスペクト比を算術平均し、得られた値をマルテンサイト（厳密にはマルテンサイト及び/又は残留オーステナイトを含む粒子）の平均アスペクト比として決定する。

[0071] [板厚]

本発明の実施形態に係る鋼板は、特に限定されないが、例えば $0.1\sim 2.0\text{mm}$ の板厚を有する。このような板厚を有する鋼板は、自動車部材としてのドアやフード等の外板部材のための素材として用いる場合に好適である。板厚は 0.2mm 以上、 0.3mm 以上、 0.4mm 以上であってもよい。同様に、板厚は 1.8mm 以下、 1.5mm 以下、 1.2mm 以下又は 1.0mm 以下であってもよい。例えば、板厚を 0.2mm 以上とすることで、成形品形状を平坦に維持することが容易になり、寸法精度及び形状精度が向上するという追加の効果を得ることができる。一方、板厚を 1.0mm 以

下とすることで部材の軽量化効果が顕著となる。鋼板の板厚はマイクロメートルによって測定される。

[0072] [めっき]

本発明の実施形態に係る鋼板は、冷間圧延鋼板であるが、耐食性の向上等を目的として、表面にめっき層をさらに含んでもよい。めっき層は、溶融めっき層及び電気めっき層のいずれでもよい。つまり、本発明の実施形態に係る鋼板は、その表面に溶融めっき層又は電気めっき層を有する冷間圧延鋼板であってもよい。溶融めっき層は、例えば、溶融亜鉛めっき層（G I）、合金化溶融亜鉛めっき層（G A）、溶融アルミニウムめっき層、溶融Zn-Al合金めっき層、溶融Zn-Al-Mg合金めっき層、溶融Zn-Al-Mg-Si合金めっき層等を含む。電気めっき層は、例えば、電気亜鉛めっき層（E G）、電気Zn-Ni合金めっき層等を含む。好ましくは、めっき層は、溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層、又は電気亜鉛めっき層である。めっき層の付着量は、特に制限されず一般的な付着量でよい。

[0073] [機械特性]

上記の化学組成及び金属組織を有する鋼板によれば、高い引張強さ、具体的には540MPa以上の引張強さを達成することができる。引張強さは、好ましくは570MPa以上、より好ましくは600MPa以上である。上限は特に限定されないが、例えば、引張強さは980MPa以下、900MPa以下、850MPa以下、830MPa以下又は800MPa以下であってもよい。引張強さを850MPa以下とすることで、鋼板をプレス加工する際の成形性を確保しやすいという利点がある。引張強さは、圧延方向及び板厚方向に直角な方向を試験方向とするJIS Z2241:2011の5号引張試験片を鋼板から採取し、JIS Z2241:2011に準拠して引張試験を行うことで測定される。

[0074] 本発明の実施形態に係る鋼板は、製造過程におけるヒートバックルの発生を抑制することができるとともに、高強度、例えば540MPa以上の引張強さと、プレス加工等の成形後における優れた外観とを両立することができる

る。このため、本発明の実施形態に係る鋼板は、これらの特性の両立が求められる技術分野の部品などにおいて使用するのに特に有用である。好ましい実施形態においては、本発明の実施形態に係る鋼板を含む外板部材、特に自動車の外板部材が提供される。自動車の外板部材の一例としては、高い意匠性が求められるルーフ、フード、フェンダー及びドア等が挙げられる。これらの外板部材、特に自動車の外板部材は、これらの外板部材の少なくとも一部において本発明の実施形態に係る鋼板を含んでいればよく、それゆえこれらの外板部材の少なくとも一部において先に述べた化学組成及び金属組織の特徴を満たすものである。プレス成形等の成形において加工の程度が比較的低い鋼板の部位では、金属組織の特徴は成形前後において特に変化しない。

[0075] <鋼板の製造方法>

次に、本発明の実施形態に係る鋼板の好ましい製造方法について説明する。以下の説明は、本発明の実施形態に係る鋼板を製造するための特徴的な方法の例示を意図するものであって、当該鋼板を以下に説明するような製造方法によって製造されるものに限定することを意図するものではない。

[0076] 本発明の実施形態に係る鋼板の製造方法は、

鋼板に関連して上で説明した化学組成を有するスラブを仕上げ圧延し、次いで巻き取ることを含み、下記 (a) ~ (d) の条件を満足する熱間圧延工程、

(a) 仕上げ圧延入側温度が 1000 ~ 1080℃であること、

(b) 最終パスから2つ前の圧延パスの圧下率が30%以上であること

、

(c) 最終パスから2つ前の圧延パスの圧下率 / 最終パスの圧下率の比が 1.5 ~ 2.5 であること、及び

(d) 巻取温度が 520 ~ 670℃であること

得られた熱間圧延鋼板を70%以上の圧下率で冷間圧延する冷間圧延工程

、

得られた冷間圧延鋼板を $A c 3 + 10^{\circ}C$ 以上の温度に加熱することを含む
1次焼鈍工程、並びに

前記冷間圧延鋼板を加熱して ($A c 1 + 20$) $\sim 820^{\circ}C$ の温度にて 10
～500秒間保持することを含む2次焼鈍工程
を含むことを特徴としている。以下、各工程について詳しく説明する。

[0077] [熱間圧延工程]

まず、鋼板に関連して上で説明した化学組成を有するスラブが熱間圧延に
供される。使用するスラブは、生産性の観点から連続鑄造法によって鑄造す
ることが好ましいが、造塊法又は薄スラブ鑄造法によって製造してもよい。
スラブは、熱間圧延に先立ち $1100^{\circ}C$ 以上に加熱することが好ましい。加
熱温度を $1100^{\circ}C$ 以上とすることで、熱間圧延において圧延反力が過度に
大きくなり、目的とする製品厚を得やすくすることができる。加熱温度の
上限は特に限定されないが、経済上の観点から、加熱温度は $1300^{\circ}C$ 以下
とすることが好ましい。また、加熱されたスラブに対し、板厚調整等のため
に、任意選択で仕上げ圧延の前に粗圧延を施してもよい。このような粗圧延
は、所望のシートバー寸法が確保できればよく、その条件は特に限定されな
い。

[0078] [(a) 仕上げ圧延入側温度： $1000\sim 1080^{\circ}C$]

加熱されたスラブ又はそれに加えて必要に応じて粗圧延されたスラブは、
次に仕上げ圧延を施される。仕上げ圧延は、当該仕上げ圧延の入側温度が
 $1000\sim 1080^{\circ}C$ となる条件下で実施する必要がある。仕上げ圧延入側温
度をこのような範囲内に制御することで、熱間圧延工程において Nb 炭窒化
物を適切に析出させることができる。それゆえ、このような Nb 炭窒化物の
適切な析出に起因して鋼板の高温強度を十分に向上させることができ、その
後の1次焼鈍工程等における高温下での熱処理によってもヒートバックルの
発生を顕著に抑制することが可能となる。仕上げ圧延入側温度が $1080^{\circ}C$
よりも高いと、再結晶が起こりやすくなって仕上げ圧延後段でのひずみが蓄
積されにくくなり、 $20nm$ 以上の粒径を有する Nb 炭窒化物の析出を促進

させることができなくなる。その結果として、全Nb炭窒化物中のNb量に対し、20nm以上の粒径を有するNb炭窒化物中のNb量の所望の割合を達成することができなくなる。一方で、仕上げ圧延入側温度が1000℃よりも低いと、仕上げ圧延後段でのひずみは蓄積されるものの、Nb炭窒化物の析出自体が起こりにくくなり、Nb炭窒化物の粒径も小さくなってしまう。その結果、同様に全Nb炭窒化物中のNb量に対し、20nm以上の粒径を有するNb炭窒化物中のNb量の所望の割合を達成することができなくなる。

[0079] [(b) 最終パスから2つ前の圧延パスの圧下率：30%以上]

[(c) 最終パスから2つ前の圧延パスの圧下率／最終パスの圧下率の比：1.5～2.5]

本製造方法では、仕上げ圧延は、複数の圧延スタンド、例えば5基以上の圧延スタンドからなるタンデム圧延機を用いて行われる。本製造方法の仕上げ圧延においては、仕上げ圧延後段での圧下率制御が重要であり、より具体的には最終パスから2つ前の圧延パスの圧下率を30%以上に制御するとともに、最終パスから2つ前の圧延パスの圧下率／最終パスの圧下率の比を1.5～2.5に制御することが重要である。仕上げ圧延後段での圧下率制御をこのような条件下で実施することで、仕上げ圧延の後段にてひずみが適切に蓄積されて、粒径が20nm以上のNb窒化物を所望の割合において析出させることができる。それゆえ、その後の1次焼鈍工程等における高温下での熱処理によってもヒートバックルの発生を顕著に抑制することが可能となる。これに対し、例えば、最終パスから2つ前の圧延パスの圧下率が低く、これに関連して最終パスから2つ前の圧延パスの圧下率／最終パスの圧下率の比が1.5未満となる場合には、最終パスから2つ前の圧延パスでの圧下後にひずみの蓄積が不十分となり、粒径が20nm以上のNb炭窒化物の析出が不十分なものとなる。一方、最終パスの圧下率が高く、これに関連して最終パスから2つ前の圧延パスの圧下率／最終パスの圧下率の比が1.5未満となる場合には、最終パスでの圧下後におけるひずみの蓄積が顕著となっ

てしまい、仕上げ圧延後に析出する微細なNb炭窒化物が増加し、すなわち粒径が20nm以上のNb炭窒化物の割合が少なくなってしまう。したがって、いずれの場合も、全Nb炭窒化物中のNb量に対し、20nm以上の粒径を有するNb炭窒化物中のNb量の所望の割合を達成することができなくなる。

[0080] 一方で、例えば、最終パスから2つ前の圧延パスの圧下率が高いか又は最終パスの圧下率が低く、これに関連して最終パスから2つ前の圧延パスの圧下率／最終パスの圧下率の比が2.5超となる場合には、最終パスから2つ前の圧延パスでの圧下後にひずみの蓄積が大きくなりすぎてしまい、再結晶が起こりやすくなってしまう。その結果として、粒径が20nm以上のNb炭窒化物が析出しにくくなり、全Nb炭窒化物中のNb量に対し、20nm以上の粒径を有するNb炭窒化物中のNb量の所望の割合を達成することができなくなる。

[0081] [(d) 巻取温度：520～670℃]

次に、仕上げ圧延された圧延材は、520～670℃の巻取温度で巻き取られる。巻取温度をこのような温度域に適切に制御することで、スケールの成長を抑制するとともに金属組織を微細かつ均一にすることができ、最終的に得られる金属組織においてマルテンサイトの所望の分散状態を得るのに重要である。巻取温度が670℃を超えると、金属組織中のセメンタイトに合金元素が濃化してしまい、その後の1次焼鈍工程における加熱時に未溶解炭化物が残存してしまうこととなる。その結果、1次焼鈍工程において金属組織をベイナイト及び／又はマルテンサイトを主体とする組織によって構成することができず、その後の2次焼鈍工程によってもマルテンサイトの所望の分散状態を得ることができなくなる。より具体的には、その後の2次焼鈍工程によっても、マルテンサイトの平均粒子間隔を2.5μm以下に制御することができないか、及び／又は圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差を1.5%以下に制御することができなくなり、すなわちマルテンサイトがマイクロな領域とマクロな領域の両方にお

いて均一に分散した金属組織を得ることができなくなる。この場合には、ゴーストライン等の発生を十分に抑制することができなくなり、成形後の外観性が低下する。

[0082] 一方で、巻取温度が520℃よりも低いと、固溶Nb量が多くなり、これに関連してNb炭窒化物の析出が少なくなる。このため、全Nb炭窒化物中の所望のNb量を達成することができなくなるか、及び／又は全Nb炭窒化物中のNb量に対し、20nm以上の粒径を有するNb炭窒化物中のNb量の所望の割合を達成することができなくなる。このような場合には、鋼板の高温強度を十分に向上させることができなくなるため、その後の1次焼鈍工程等の高温下での熱処理においてヒートバックルの発生を十分に抑制又は低減することができなくなる。

[0083] [冷間圧延工程]

得られた熱間圧延鋼板は、スケールを除去するために適宜酸洗処理を施され、次いで冷間圧延工程に供される。冷間圧延工程では、圧下率が70%以上となるように熱間圧延鋼板に対して冷間圧延が施される。圧下率をこのような範囲に制御することで、所望の板厚を確保するとともに、その後の1次焼鈍工程の加熱時における再結晶を早期に完了させてNb炭窒化物の所望の析出状態を確実なものとするができる。圧下率が70%未満であると、1次焼鈍工程の加熱時に再結晶が遅延し、高温になるまでひずみが残存することとなる。その結果、1次焼鈍工程の加熱中に微細なNb炭窒化物が多く析出してしまい、全Nb炭窒化物中のNb量に対し、20nm以上の粒径を有するNb炭窒化物中のNb量の所望の割合を達成することができなくなる。一方で、冷間圧延工程の圧下率は90%以下とすることが好ましい。圧下率を90%以下とすることにより、圧延荷重が過大になって圧延が困難となることを防ぐことができる。圧延パスの回数及びパス毎の圧下率は、特に限定されず、冷間圧延全体の圧下率が上記範囲となるように適宜設定すればよい。

[0084] [1次焼鈍工程]

得られた冷間圧延鋼板は、次の1次焼鈍工程において $A c 3 + 1 0^{\circ}C$ 以上の温度に加熱される。 $A c 3$ 点 ($^{\circ}C$) は、冷延鋼板から小片を切り出し、当該小片における室温から $1 0^{\circ}C/秒$ で $1 0 0 0^{\circ}C$ への加熱中の熱膨張から求められる。冷間圧延鋼板を $A c 3 + 1 0^{\circ}C$ 以上の温度に加熱することで、オーステナイト化を促進しその後適切に冷却すること、例えば $2 0 0^{\circ}C$ までの温度域を平均冷却速度 $3 0^{\circ}C/秒$ 以上で冷却することで、冷却後の鋼板中の金属組織を確実にベイナイト及び/又はマルテンサイトを主体とする組織、例えばフルベイナイト又はフルマルテンサイトによって構成することが可能となる。ここで、ベイナイト及び/又はマルテンサイトを主体とする組織とは、ベイナイト及びマルテンサイトの少なくとも1種を合計の面積率で90%以上含む組織をいうものであり、フルベイナイトとは、面積率で100%のベイナイトからなる組織をいうものであり、フルマルテンサイトとは、面積率で100%のマルテンサイトからなる組織をいうものである。ベイナイト及び/又はマルテンサイト組織は、フェライト等の組織と比較して内部に多くの様々な界面を有している組織である。このため、2次焼鈍工程すなわち最終焼鈍工程前の鋼板における金属組織をベイナイト及び/又はマルテンサイトを主体とする組織によって構成することで、このような金属組織を2次焼鈍において加熱していく段階でこれらの界面上にオーステナイトの核生成サイトとなり得る炭化物を非常に多く分散して生成させることが可能となる。その結果として、このように多く分散された核生成サイトから鋼板全体にオーステナイトを微細かつ均一に生成させ、次いでこれらのオーステナイトからマルテンサイトを生成させることで、2次焼鈍後に得られる金属組織において、マルテンサイトの平均粒子間隔が $2.5 \mu m$ 以下に制御されるとともに、圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差が1.5%以下に制御される。すなわちマルテンサイトがミクロな領域とマクロな領域の両方において均一に分散した金属組織を達成することが可能となる。

[0085] 1次焼鈍工程における加熱温度が $A c 3 + 1 0^{\circ}C$ 未満であると、オーステ

ナイト化が不十分となり、その後の冷却によっても鋼板中の金属組織をベイナイト及び／又はマルテンサイトを主体とする組織によって構成することができなくなり、すなわちベイナイト及びマルテンサイトの面積率の合計を90%以上にすることができなくなる。その結果として、最終的に得られる金属組織において、マルテンサイトの平均粒子間隔を $2.5\mu\text{m}$ 以下に制御することができないか、及び／又は圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差を1.5%以下に制御することができなくなる。この場合には、ゴーストライン等の発生を十分に抑制することができなくなり、成形後の外観性が低下する。一方で、より高温での加熱は生産性を低下させることから、1次焼鈍工程における加熱温度は 1050°C 以下とすることが好ましい。上記加熱温度での保持時間は10~500秒であることが好ましい。

[0086] [2次焼鈍工程（最終焼鈍工程）]

1次焼鈍後の冷間圧延鋼板は、次の2次焼鈍工程において再び加熱され、 $(Ac1+20)\sim 820^{\circ}\text{C}$ の温度にて10~500秒間保持される。ここで、 $Ac1$ 点($^{\circ}\text{C}$)は、 $Ac3$ 点の場合と同様に、冷延鋼板から小片を切り出し、当該小片における室温から $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ で 1000°C への加熱中の熱膨張から求められる。まず、1次冷却後の鋼板を $Ac1\sim 820^{\circ}\text{C}$ の温度まで加熱していく段階で、金属組織中のベイナイト及び／又はマルテンサイトの内部に含まれる多くの界面上に炭化物を分散して生成させることができる。次に、フェライトとオーステナイトの2相域に対応する $Ac1\sim 820^{\circ}\text{C}$ の温度にて10~500秒間保持することで、界面上に炭化物が分散された状態を維持しつつ、当該炭化物からオーステナイトを鋼板全体に微細かつ均一に生成させることができる。最後に、鋼板を適切に冷却すること、例えば 500°C までの温度域を平均冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上で冷却することで、微細分散されたオーステナイトからマルテンサイトを適切に生成させることができ、その結果としてマルテンサイトの平均粒子間隔が $2.5\mu\text{m}$ 以下に制御されるとともに、圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面

積率における標準偏差が1.5%以下に制御される。すなわちマルテンサイトがミクロな領域とマクロな領域の両方において均一に分散した金属組織を達成することが可能となる。

[0087] 2次焼鈍工程における加熱温度が $A_c1 + 20^{\circ}\text{C}$ 未満であるか又は保持時間が10秒未満であると、上記のような所望の金属組織を得ることができない。一方で、加熱温度が 820°C 超の場合には、オーステナイトの面積率が高くなりすぎて、フェライトの面積率を75%以上にすることができない。さらに、高温に起因して界面上に炭化物が分散された状態を維持することができなくなり、最終的に得られる金属組織において、ミクロな領域とマクロな領域の両方でのマルテンサイトの均一分散を達成することができなくなる。また、保持時間が500秒超であると、オーステナイト粒が粗大化してしまい、その後の冷却によって得られるマルテンサイト粒も比較的粗大なものとなる。このような場合には、マルテンサイトの平均粒子間隔が $2.5\mu\text{m}$ 以下に制御された微細なマルテンサイト組織を得ることができなくなる。

[0088] [めっき工程]

耐食性の向上等を目的として、必要に応じて、得られた冷間圧延鋼板の表面にめっき処理を施してもよい。めっき処理は、溶融めっき、合金化溶融めっき、電気めっき等の処理であってよい。例えば、めっき処理として鋼板に溶融亜鉛めっき処理を行ってもよく、溶融亜鉛めっき処理後に合金化処理を行ってもよい。めっき処理及び合金化処理の具体的な条件は特に限定されず、当業者に公知の任意の適切な条件であってよい。例えば、合金化温度は $450\sim 600^{\circ}\text{C}$ であってよい。

[0089] 以下、実施例によって本発明をより詳細に説明するが、本発明はこれらの実施例に何ら限定されるものではない。

実施例

[0090] 以下の実施例では、本発明の実施形態に係る鋼板を種々の条件下で製造し、製造過程におけるヒートバックル発生の有無、並びに得られた鋼板の引張強さ及び成形後外観の特性について調べた。

[0091] まず、連続鋳造法により表1に示す化学組成を有しかつ厚さが200～300mmのスラブを鋳造した。表1に示す成分以外の残部はFe及び不純物である。次に、得られたスラブを1100～1300℃の温度に加熱し、次いで熱間圧延を行った。熱間圧延は、粗圧延と仕上げ圧延を行うことにより実施した。より具体的には、粗圧延は全ての実施例及び比較例で同じ条件であり、仕上げ圧延は7基の圧延スタンドからなるタンデム圧延機を用いて実施した。仕上げ圧延における最終パスから2つ前の圧延パス（F5圧延パス）の圧下率は30%であった。

[0092] 各例の熱間圧延における条件Ⅰ：仕上げ圧延入側温度1000～1080℃、条件Ⅱ：最終パスから2つ前の圧延パスの圧下率／最終パスの圧下率の比（F5／F7圧下率比）1.5～2.5、及び条件Ⅲ：巻取温度520～670℃を満たす場合と満たさない場合を表2に示す。具体的には、条件Ⅰを満たす例では、仕上げ圧延入側温度は1050℃であり、一方で条件Ⅰを満たさない例では、仕上げ圧延入側温度は950℃（比較例9）又は1120℃（比較例19）であった。また、条件Ⅱを満たす例では、F5／F7圧下率比は2.0であり、一方で条件Ⅱを満たさない例では、F5／F7圧下率比は1.2（比較例2）又は3.0（比較例20）であった。また、条件Ⅲを満たす例では、巻取温度は600℃であり、一方で条件Ⅲを満たさない例では、巻取温度は470℃（比較例10）又は700℃（比較例21）であった。

[0093] 次に、得られた熱間圧延鋼板を酸洗し、次いで冷間圧延、1次焼鈍（所定の加熱温度で保持時間100秒、及び焼鈍後200℃までの平均冷却速度40℃／秒）、及び2次焼鈍（770℃の加熱温度で保持時間100秒、及び焼鈍後500℃までの平均冷却速度15℃／秒）を実施して、板厚が0.4mmの冷間圧延鋼板を製造した。770℃の加熱温度は、全ての発明例及び比較例についてAc1+20℃以上の要件を満足するものである。冷間圧延の条件Ⅳ（圧下率70%以上）と1次焼鈍の条件Ⅴ（加熱温度Ac3+10℃以上）を満たす場合と満たさない場合を表2に示す。具体的には、条件

I Vを満たす例では、圧下率80%で冷間圧延を行い、一方で条件I Vを満たさない例では、圧下率60%（比較例3及び9）で冷間圧延を行った。また、条件Vを満たす例では、 $A c 3 + 15^{\circ}C$ 以上すなわち $900^{\circ}C$ に加熱して1次焼鈍を実施した。一方、条件Vを満たさない例では、 $A c 3$ 未満の温度（比較例4及び20）に加熱して1次焼鈍を実施した。

[0094] 最後に、得られた冷間圧延鋼板の表面に適宜めっき処理を施し、溶融亜鉛めっき層（G1）、合金化溶融亜鉛めっき層（GA）又は電気亜鉛めっき層（EG）を形成した。合金化溶融亜鉛めっき層（GA）について、合金化条件は、 $550^{\circ}C$ で20秒とした。

[0095]

[表1]

鋼	化学組成 (質量%) 残部: Fe 及び不純物																備考
	C	Mn	Si	P	S	Al	N	O	Nb	Cr	Mo	B	Ti	その他	指数A		
A	0.046	2.02	0.098	0.014	0.0018	0.031	0.0024	0.0009	0.018	0.21		0.0016	0.019		0.75	本発明鋼	
B	0.048	2.21	0.201	0.011	0.0022	0.009	0.0035	0.0010	0.011	0.21	0.25				0.87	本発明鋼	
C	0.062	2.04	0.102	0.018	0.0026	0.045	0.0035	0.0012	0.015		0.10	0.0020	0.012		0.77	本発明鋼	
D	0.042	1.78	0.013	0.058	0.0011	0.025	0.0045	0.0018	0.009			0.0016	0.031	V: 0.085	0.52	本発明鋼	
E	0.056	2.16	0.057	0.022	0.0008	0.125	0.0031	0.0018	0.008				0.021		0.61	本発明鋼	
F	0.049	1.56	0.292	0.012	0.0031	0.034	0.0039	0.0012	0.042	0.08	0.15	0.0019		Cr: 0.18, Ni: 0.09	1.06	本発明鋼	
G	0.060	1.62	0.154	0.029	0.0021	0.035	0.0056	0.0009	0.016	0.55			0.046	W: 0.12, Co: 0.11	0.62	本発明鋼	
H	0.081	1.91	0.086	0.067	0.0013	0.105	0.0040	0.0019	0.007			0.0025		Ta: 0.05, Sn: 0.04	0.57	本発明鋼	
I	0.055	2.51	0.184	0.019	0.0017	0.242	0.0035	0.0015	0.015						0.79	本発明鋼	
J	0.060	1.72	0.151	0.020	0.0028	0.054	0.0021	0.0015	0.022		0.07		0.035	Zr: 0.0015	0.73	本発明鋼	
K	0.060	1.70	0.285	0.026	0.0021	0.051	0.0038	0.0015	0.014	0.53	0.05		0.010		0.66	本発明鋼	
L	0.062	1.73	0.153	0.024	0.0024	0.057	0.0035	0.0015	0.009	0.48	0.07	0.0013	0.023	Ca: 0.0015	0.60	本発明鋼	
M	0.068	1.25	0.112	0.020	0.0054	0.243	0.0018	0.0012	0.012	0.25	0.34				0.62	本発明鋼	
N	0.046	1.95	0.101	0.015	0.0018	0.031	0.0029	0.0008	0.018	0.18		0.0016	0.021	Sb: 0.090	0.73	本発明鋼	
O	0.048	2.21	0.201	0.011	0.0022	0.009	0.0035	0.0010	0.011	0.21	0.25			Mg: 0.0034, REM: 0.0020	0.87	本発明鋼	
P	0.059	2.02	0.054	0.009	0.0026	0.045	0.0035	0.0012	0.018		0.10	0.0022	0.010	Br: 0.0400, As: 0.03	0.82	本発明鋼	
Q	0.058	1.98	0.889	0.008	0.0014	0.014	0.0021	0.0021	0.008		0.06	0.0015	0.021		0.54	本発明鋼	
R	0.050	1.67	0.105	0.018	0.0021	0.028	0.0061	0.0008	0.081			0.0018	0.011	Cr: 0.19, Ni: 0.10	1.59	本発明鋼	
S	0.046	2.01	0.218	0.013	0.0020	0.175	0.0041	0.0013		0.12		0.0031	0.012		0.42	比較鋼	
T	0.051	1.85	0.359	0.013	0.0020	0.425	0.0036	0.0013	0.007	0.31		0.0018	0.015	Cr: 0.24, Ni: 0.10	0.41	比較鋼	
U	0.109	2.24	0.153	0.025	0.0028	0.034	0.0035	0.0015	0.015	0.40	0.10				0.93	比較鋼	
V	0.061	3.11	0.125	0.033	0.0026	0.033	0.0030	0.0014	0.009				0.013		0.94	比較鋼	
W	0.052	0.66	0.057	0.015	0.0013	0.105	0.0041	0.0011	0.027	0.25	0.08	0.0013	0.018	Co: 0.15	0.52	比較鋼	
X	0.026	1.81	0.351	0.019	0.0029	0.030	0.0033	0.0015	0.010		0.12	0.0017			0.60	比較鋼	

下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0096] [表2]

鋼板 No.	熱間圧延		冷間圧延		1次焼鈍条件V	めっき種	金属組織の面積率(%)			マルテンサイト			Nb炭素化合物		特性		備考			
	条件I 仕上げ 圧延 温度 (°C)	条件II F5/ F7 圧下 率比	条件III 巻取 温度 (°C)	条件IV 圧下率 (%)			フィ ット	マルテン サイト	残留 組織	平均 結晶 粒径 (μm)	平均 結晶 粒径 (μm)	平均 7X6 外比	平均 粒子 間隔 (μm)	面積率 の標準 偏差 (%)	全Nb量 (%)	粒径20 mm以上 のNb量 比率 (%)		1次焼 鈍後の バック リング	TS (MPa)	成形後 外觀
1	A 1050	2.0	600	80	900	GA	88	12	0	8.4	1.8	3.1	2.2	1.0	0.012	65	OK	664	1	本発明例
2	A 1050	1.2	600	80	900	GA	87	13	0	8.2	2.0	2.9	1.6	0.9	0.014	52	NG	657	2	比較例
3	A 1050	2.0	600	60	900	GA	89	12	1	8.8	1.9	3.3	2.0	0.9	0.014	50	NG	670	2	比較例
4	A 1050	2.0	600	80	820	GA	89	11	0	12.5	2.9	1.8	4.6	3.5	0.013	72	OK	635	5	比較例
5	B 1050	2.0	600	80	900	GA	86	13	1	9.1	2.1	2.6	1.9	1.2	0.008	70	OK	677	1	本発明例
6	C 1050	2.0	800	80	900	GI	83	17	0	7.3	1.6	2.7	1.7	0.8	0.010	66	OK	788	3	本発明例
7	D 1030	2.0	600	80	900	GA	91	8	1	6.6	1.4	3.0	2.3	0.7	0.008	72	OK	612	1	本発明例
8	E 1050	2.0	600	80	900	GA	85	13	2	8.2	1.9	2.8	2.0	1.1	0.007	66	OK	689	2	本発明例
9	E 950	2.0	600	60	900	GA	87	12	1	7.5	1.9	2.6	1.8	1.0	0.007	45	NG	678	2	比較例
10	E 1050	2.0	470	80	900	GA	88	12	0	8.0	1.8	2.8	1.9	1.1	0.003	38	NG	690	2	比較例
11	F 1050	2.0	600	80	900	無	90	10	0	8.9	2.9	2.9	1.9	0.8	0.029	62	OK	623	2	本発明例
12	G 1050	2.0	600	80	900	GA	88	12	0	8.4	2.5	3.4	1.7	1.1	0.013	66	OK	649	1	本発明例
13	H 1050	2.0	600	80	900	GA	77	21	2	9.6	2.1	3.5	1.4	1.3	0.006	71	OK	822	3	本発明例
14	I 1050	2.0	600	80	900	EG	87	13	0	10.6	1.8	2.9	1.8	1.0	0.011	75	OK	669	2	本発明例
15	J 1050	2.0	600	80	900	GI	88	12	0	7.9	1.7	2.8	1.8	0.9	0.017	70	OK	659	2	本発明例
16	K 1050	2.0	600	80	900	GA	85	14	1	8.1	2.1	2.6	1.7	0.8	0.010	62	OK	678	2	本発明例
17	L 1050	2.0	600	80	900	GA	85	15	0	8.6	2.2	2.8	1.5	1.1	0.007	64	OK	670	1	本発明例
18	M 1050	2.0	600	80	900	GA	87	13	0	11.8	2.5	3.0	1.8	0.9	0.009	68	OK	689	2	本発明例
19	M 1120	2.0	600	80	900	GA	87	13	0	12.0	2.7	2.7	1.8	0.9	0.008	46	NG	672	3	比較例
20	M 1050	3.0	600	80	810	GA	86	13	1	12.3	2.8	1.9	4.1	4.2	0.009	44	NG	668	5	比較例
21	M 1050	2.0	700	80	900	GA	87	13	0	11.4	2.5	1.8	4.6	2.6	0.010	75	OK	666	4	比較例
22	N 1050	2.0	600	80	900	GA	99	11	0	8.4	2.0	2.9	2.1	0.9	0.013	64	OK	652	1	本発明例
23	O 1050	2.0	600	80	900	GA	88	12	0	10.1	2.8	3.2	1.9	0.8	0.008	65	OK	675	2	本発明例
24	P 1050	2.0	600	80	900	GA	86	14	0	8.9	2.2	3.1	2.0	1.2	0.014	70	OK	680	1	本発明例
25	Q 1050	2.0	600	80	900	GA	87	9	4	25.8	5.2	2.8	2.4	1.4	0.010	77	OK	654	3	本発明例
26	R 1050	2.0	600	80	900	GA	90	10	0	2.9	1.5	2.3	1.7	0.9	0.068	65	OK	678	3	本発明例
27	S 1050	2.0	600	80	900	無	89	11	0	14.8	3.4	2.8	2.4	1.0	-	-	NG	654	2	比較例
28	T 1050	2.0	600	80	900	GA	88	12	0	11.2	2.9	2.7	2.2	1.2	0.005	62	NG	659	2	比較例
29	U 1050	2.0	600	80	900	GA	82	18	0	10.5	2.6	3.0	1.8	2.8	0.011	66	OK	768	4	比較例
30	V 1050	2.0	600	80	900	GI	85	15	0	9.5	2.4	3.2	1.9	2.3	0.007	66	OK	701	5	比較例
31	W 1050	2.0	600	80	900	GA	89	0	11	12.8	-	-	-	-	0.018	71	OK	504	5	比較例
32	X 1050	2.0	600	80	900	GA	97	3	0	18.5	3.4	2.8	2.4	0.9	0.008	60	OK	530	1	比較例

下線は本発明の範囲外であるか又は特性が好ましくないことを示す。

[0097] 得られた鋼板の特性は以下の方法によって測定及び評価した。また、製造過程におけるヒートバックル発生の有無については、1次焼鈍後にバックリングの発生有無を確認し、バックリングが発生していない場合をヒートバ

クルの発生なしと判定して合格（OK）とし、バックリングが発生している場合をヒートバックルの発生ありと判定して不合格（NG）とした。

[0098] [引張強さ（TS）]

引張強さ（TS）は、圧延方向及び板厚方向に直角な方向を長手方向とする J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 の 5 号引張試験片を鋼板から採取し、J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に準拠して引張試験を行うことで測定した。

[0099] [成形後外観]

成形後外観は、成形後のドアアウトの表面に発生するゴーストラインの程度により評価した。ドアアウトを模した成形部材として、600mm角にブランキングした鋼板を中央部の曲率半径Rが1200mmとなるようプレス成形したプレス部材を用いた。プレス成形後の表面を砥石掛けし、表面に生じた数mmオーダー間隔の縞模様を、ゴーストラインと判断し、筋模様の発生程度によって1～5で評点付けした。100mm×100mmの任意の領域を目視で確認し、筋模様が全く確認されなかった場合を「1」とし、筋模様の最大長さが20mm以下の場合を「2」とし、筋模様の最大長さが20mm超、50mm以下の場合を「3」とし、筋模様の最大長さが50mm超、70mm以下の場合を「4」とし、筋模様の最大長さが70mmを超える場合を「5」とした。評価が「3」以下であった場合、成形後外観に優れるとして合格と判定した。一方、評価が「4」以上であった場合、成形後外観に劣るとして不合格と判定した。今回の試験では、ドアアウトを模擬したプレス部材にて成形後外観を評価したが、プレス成形により2.5%のひずみが付与されたものと推定可能な成形部材を評価対象としてもよく、鋼板から採取した試験片に対して同様に2.5%の予ひずみを付与したものを評価対象としてもよく、それらのような試験方法によっても同等の評価を行うことができる。鋼板から採取した試験片の場合、圧延方向及び板厚方向に直交する方向を長手方向とする J I S 5 号試験片に対し、2.5%の予ひずみを与えたものについて評価することができる。

[0100] ヒートバックルが発生しておらず、かつ引張強さが540MPa以上及び

成形後外観の評価が3以下の場合を、製造過程におけるヒートバックルの発生を抑制することができるとともに、強度と成形後の外観性とを両立することができる鋼板として評価した。その結果を表2に示す。表2に示す金属組織において、残部組織は、ベイナイト、パーライト、及び残留オーステナイトの少なくとも1種であった。

- [0101] 表1及び2を参照すると、比較例2では、仕上げ圧延におけるF5/F7圧下率比が低かったために、最終パス(F7)での圧下後におけるひずみの蓄積が顕著となってしまい、仕上げ圧延後に析出する微細なNb炭窒化物が増加したものと考えられる。その結果として、粒径が20nm以上のNb炭窒化物の割合が少なくなってしまい、1次焼鈍工程においてヒートバックルが発生した。比較例3では、冷間圧延工程の圧下率が低かったために、その後の1次焼鈍工程の加熱時に再結晶が遅延し、高温になるまでひずみが残存したことに起因して、1次焼鈍工程の加熱中に微細なNb炭窒化物が多く析出してしまったと考えられる。その結果として、粒径が20nm以上のNb炭窒化物の割合が少なくなってしまい、1次焼鈍工程においてヒートバックルが発生した。比較例4では、1次焼鈍工程の加熱温度が低かったために、オーステナイト化が不十分となり、その後の冷却によっても鋼板中の金属組織をベイナイト及び/又はマルテンサイトを主体とする組織によって構成することができなかったと考えられる。その結果として、2次焼鈍後に得られる金属組織において、マルテンサイトの平均粒子間隔が2.5 μ m超となり、また圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差が1.5%超となってしまい、成形後外観が低下した。比較例9では、仕上げ圧延入側温度が低かったために、Nb炭窒化物が十分に析出なかった。その結果として、粒径が20nm以上のNb炭窒化物の割合が少なくなってしまい、1次焼鈍工程においてヒートバックルが発生した。比較例10では、巻取温度が低かったために、固溶Nb量が多くなり、これに関連してNb炭窒化物の析出が少なくなったものと考えられる。その結果として、全Nb炭窒化物中のNb量が少なくなり、また粒径が20nm以上のN

b炭窒化物の割合も少なくなってしまう、1次焼鈍工程においてヒートバックルが発生した。比較例19では、仕上げ圧延入側温度が高かったために、再結晶が起こり、仕上げ圧延後段でのひずみの蓄積が不十分となり、粒径が20nm以上のNb炭窒化物の析出を促進させることができず、その割合が少なくなってしまうと考えられる。その結果として、1次焼鈍工程においてヒートバックルが発生した。

[0102] 比較例20では、仕上げ圧延におけるF5/F7圧下率比が高かったために、F5圧延パスでの圧下後にひずみの蓄積が大きくなりすぎてしまい、再結晶が促進されてしまったものと考えられる。その結果として、粒径が20nm以上のNb炭窒化物の割合が少なくなってしまう、1次焼鈍工程においてヒートバックルが発生した。また、比較例20では、比較例4の場合と同様に、1次焼鈍工程の加熱温度が低かったために、オーステナイト化が不十分となり、その後の冷却によっても鋼板中の金属組織をベイナイト及び／又はマルテンサイトを主体とする組織によって構成することができなかつたと考えられる。その結果として、2次焼鈍後に得られる金属組織において、マルテンサイトの平均粒子間隔が2.5 μ m超となり、また圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差が1.5%超となってしまう、成形後外観が低下した。比較例21では、巻取温度が高かったために、金属組織中のセメンタイトに合金元素が濃化してしまい、その後の1次焼鈍工程における加熱時に未溶解炭化物が残存してしまい、当該1次焼鈍工程において金属組織をベイナイト及び／又はマルテンサイトを主体とする組織によって構成することができなかつたと考えられる。その結果として、2次焼鈍後に得られる金属組織において、マルテンサイトの平均粒子間隔が2.5 μ m超となり、また圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差が1.5%超となってしまう、成形後外観が低下した。比較例27では、Nbを添加しなかつたために粒径が20nm以上のNb炭窒化物は析出せず、また指数Aの値も低かつた。その結果として、鋼板の高温強度を十分に向上させることができず、1次焼鈍工程に

においてヒートバックルが発生した。比較例 28 では、指数 A の値が低かったために、同様に鋼板の高温強度を十分に向上させることができず、1 次焼鈍工程においてヒートバックルが発生した。比較例 29 及び 30 では、C 又は Mn 含有量が高かったために、圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差が 1.5% 超となってしまう、成形後外観が低下した。比較例 31 及び 32 では、C 又は Mn 含有量が低かったために、十分な強度が得られなかった。

[0103] これとは対照的に、全ての発明例に係る鋼板において、所定の化学組成及び金属組織を有し、さらに金属組織中のフェライト及びマルテンサイトの割合を適切に制御することで 540 MPa 以上の TS を達成するとともに、ミクロな領域ではマルテンサイトの平均粒子間隔を 2.5 μm 以下に制御し、一方でマクロな領域では圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差を 1.5% 以下に制御することで、プレス成形によってひずみが付与された場合においても、鋼板表面における微小な凹凸の生成を抑制してゴーストラインの発生を顕著に抑制することができた。全ての発明例に係る 2 次焼鈍前の冷間圧延鋼板における金属組織を断面観察したところ、いずれも面積率で 90% 以上のマルテンサイトによって構成されていた。また、全ての発明例に係る鋼板において、全 Nb 炭窒化物中の Nb 量を 0.004% 以上、かつ粒径が 20 nm 以上の Nb 炭窒化物中の Nb 量を当該全 Nb 炭窒化物中の Nb 量の 60% 以上に制御することで、指数 A による化学組成の制御との組み合わせにより、鋼板の製造過程におけるヒートバックルの発生を顕著に抑制することができた。また、発明例における粒径が 20 nm 以上の Nb 炭窒化物は、全て粒径が 1000 nm 以下すなわち 1 μm 以下であった。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.030~0.100%、

Mn : 0.70~3.00%、

Si : 0.005~1.500%、

P : 0.100%以下、

S : 0.0200%以下、

Al : 1.000%以下、

N : 0.0010~0.0150%、

O : 0.0100%以下、

Nb : 0.005~0.200%、

Cr : 0~1.00%、

Mo : 0~0.80%、

B : 0~0.0100%、

Ti : 0~0.200%、

V : 0~0.500%、

Ni : 0~1.00%、

Cu : 0~1.00%、

W : 0~1.00%、

Ta : 0~0.10%、

Co : 0~3.00%、

Sn : 0~1.00%、

Sb : 0~0.200%、

Ca : 0~0.0100%、

Mg : 0~0.0100%、

Zr : 0~0.0100%、

REM : 0~0.0100%、

Bi : 0~0.0500%、

As : 0 ~ 0.10%、並びに
 残部 : Fe 及び不純物からなり、下記式 1 で表される指数 A が 0.50%以上である化学組成を有し、
 面積%で、
 フェライト : 75 ~ 95%、
 マルテンサイト : 5 ~ 25%、並びに
 残部組織 : 合計で 0 ~ 10% からなり、
 全 Nb 炭窒化物中の Nb 量が 0.004% 以上であり、かつ粒径が 20nm 以上の Nb 炭窒化物中の Nb 量が前記全 Nb 炭窒化物中の Nb 量の 60% 以上であり、
 前記マルテンサイトの平均粒子間隔が 2.5 μm 以下であり、
 圧延方向及び板厚方向に垂直な方向のマルテンサイトの面積率における標準偏差が 1.5% 以下である金属組織を有することを特徴とする、鋼板。

$$A = [C] - 0.1 [Si] + 0.3 ([Mn] - 0.5) - 0.3 [Al] + 0.1 [Cr] + 0.6 [Mo] - [Ti] + 15 [Nb] \quad \dots \text{式 1}$$

ここで、[C]、[Si]、[Mn]、[Al]、[Cr]、[Mo]、[Ti] 及び [Nb] は、各元素の含有量 [質量%] であり、元素を含有しない場合は 0% である。

[請求項 2]

前記化学組成が、質量%で、
 Cr : 0.001 ~ 1.00%、
 Mo : 0.001 ~ 0.80%、
 B : 0.0001 ~ 0.0100%、
 Ti : 0.001 ~ 0.200%、
 V : 0.001 ~ 0.500%、
 Ni : 0.001 ~ 1.00%、
 Cu : 0.001 ~ 1.00%、

W : 0.001~1.00%、
T a : 0.001~0.10%、
C o : 0.001~3.00%、
S n : 0.001~1.00%、
S b : 0.001~0.200%、
C a : 0.0001~0.0100%、
M g : 0.0001~0.0100%、
Z r : 0.0001~0.0100%、
R E M : 0.0001~0.0100%、
B i : 0.0001~0.0500%、及び
A s : 0.001~0.10%

のうち少なくとも1種を含むことを特徴とする、請求項1に記載の鋼板。

[請求項3] 前記フェライトの平均結晶粒径が3.0~25.0 μ mであり、前記マルテンサイトの平均結晶粒径が1.0~5.0 μ mであり、前記マルテンサイトの平均アスペクト比が2.5以上であることを特徴とする、請求項1又は2に記載の鋼板。

[請求項4] 請求項1~3のいずれか1項に記載の鋼板を含む外板部材。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/008586

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
<i>C22C 38/00</i> (2006.01)i; <i>C21D 9/46</i> (2006.01)i; <i>C22C 38/60</i> (2006.01)i FI: C22C38/00 301S; C21D9/46 G; C22C38/60		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00; C21D9/46; C22C38/60		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Published examined utility model applications of Japan 1922-1996 Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2024 Registered utility model specifications of Japan 1996-2024 Published registered utility model applications of Japan 1994-2024		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2012/161241 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 29 November 2012 (2012-11-29)	1-4
A	JP 2012-172159 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 10 September 2012 (2012-09-10)	1-4
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "D" document cited by the applicant in the international application "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search 09 May 2024		Date of mailing of the international search report 21 May 2024
Name and mailing address of the ISA/JP Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2024/008586

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO 2012/161241 A1	29 November 2012	KR 10-2013-0140207 A CN 103562428 A US 2014/0087208 A1 EP 2716782 A1	
JP 2012-172159 A	10 September 2012	(Family: none)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C22C 38/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301S; C21D9/46 G; C22C38/60		
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C22C38/00; C21D9/46; C22C38/60 最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922 - 1996年 日本国公開実用新案公報 1971 - 2024年 日本国実用新案登録公報 1996 - 2024年 日本国登録実用新案公報 1994 - 2024年		
国際調査でを使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2012/161241 A1（新日鐵住金株式会社）29.11.2012（2012 - 11 - 29）	1-4
A	JP 2012-172159 A（新日本製鐵株式会社）10.09.2012（2012 - 09 - 10）	1-4
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの “D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献 “E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの “L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す） “O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 “P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献 “T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの “X” 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの “Y” 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの “&” 同一パテントファミリー文献		
国際調査を完了した日 09.05.2024	国際調査報告の発送日 21.05.2024	
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 河野 一夫 4K 9833 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2024/008586

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
WO 2012/161241 A1	29.11.2012	KR 10-2013-0140207 A CN 103562428 A US 2014/0087208 A1 EP 2716782 A1	
JP 2012-172159 A	10.09.2012	(ファミリーなし)	