

(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1日(01.10.2020)



(10) 国際公開番号

WO 2020/195279 A1

(51) 国際特許分類:

C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2020/005390

(22) 国際出願日: 2020年2月12日(12.02.2020)

(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 2019-060056 2019年3月27日(27.03.2019) 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: 塚本 絵里子 (TSUKAMOTO, Eriko); 〒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). 林宏太郎 (HAYASHI, Koutarou); 〒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.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル 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, 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

(54) 発明の名称: 鋼板

(57) Abstract: This steel sheet contains, in mass%, more than 0.18% but less than 0.32% of C, not less than 0.01% but less than 3.50% of Si, more than 4.20% but less than 6.50% of Mn, not less than 0.001% but less than 1.50% of sol.Al, has the respective amounts of P, S, N, and O limited to predetermined amounts, and contains an arbitrarily selected element, the balance being iron and impurities, wherein a metal structure at a 1/4 position of the thickness from a surface in an L cross section includes, in area%, 25-90% of a tempered martensite phase and 10-75% of a residual austenite phase, and includes, in volume fraction, 0.30-2.20% of VC having a circle conversion diameter of 10-20 nm.

(57) 要約: 質量%で、C: 0.18%超0.32%未満、Si: 0.01%以上3.50%未満、Mn: 4.20%超6.50%未満、及びsol.Al: 0.001%以上1.50%未満を含有し、P、S、N及びOを所定量内に制限し、任意に選択される元素を含有し、残部が鉄および不純物であり、L断面において表面から厚みの1/4位置における金属組織が、面積%で、25%以上90%以下の焼き戻しマルテンサイト相、及び10%以上75%以下の残留オーステナイト相を含み、円換算直径10nm以上20nm以下のVCを体積率にて0.30%以上2.20%以下含む鋼板。



WO 2020/195279 A1

明 細 書

発明の名称： 鋼板

技術分野

[0001] 本開示は、鋼板に関係し、具体的には優れた均一伸び特性と高強度と高降伏強度とを備えた含有Mn濃度の高い鋼板に関係する。

背景技術

[0002] 自動車の車体及び部品等の、軽量化と安全性との両方を達成するために、これらの素材である鋼板の高強度化が進められている。一般に、鋼板を高強度化すると、伸びが低下し、鋼板の成形性が損なわれる。したがって、自動車用の部材として高強度鋼板を使用するためには、相反する特性である強度と成形性との両方を高める必要がある。さらにまた、車体骨格用の高強度鋼板には、衝突時のエネルギー吸収能が要求され、降伏強度が高いことも重要である。

[0003] 均一伸びを向上させるために、これまでに、残留オーステナイト（残留 γ ）の変態誘起塑性を利用した、いわゆるTRIP鋼が提案されている（例えば、特許文献1）。

[0004] 残留オーステナイトは、Cをオーステナイト中に濃化させることによって、オーステナイトが室温でも他の組織に変態しないようにすることによって得られる。オーステナイトを安定化させる技術として、Si及びAl等の炭化物析出抑制元素を鋼板に含有させて、鋼板の製造段階において鋼板に生じるベイナイト変態の間に、オーステナイト中にCを濃化させることが提案されている。この技術では、鋼板に含有させるC含有量が多ければ、オーステナイトがさらに安定化し、残留オーステナイト量を増やすことができ、その結果、強度と伸びとの両方が優れた鋼板を造ることができる。

[0005] また、残留オーステナイト量が上記TRIP鋼よりも多く、延性が上記TRIP鋼を超える鋼板として、4.0%超のMnを添加した鋼が提案されている（例えば、非特許文献1）。上記鋼は多量のMnを含有するので、その

使用部材に対する軽量化効果も顕著である。

[0006] 特許文献2には、4.0%超のMnを添加した鋼を冷間圧延し、300秒～1200秒の短時間加熱を施し、面積%で、フェライトを30%～80%に制御することによって、伸びが著しく改善された鋼板が開示されている。

[0007] 特許文献3には、4.0%超のMnを添加した鋼で、740℃以上の温度域で10秒以上保持し、面積%で焼き戻しマルテンサイトを25%以上90%以下、及び残留オーステナイトを10%以上75%以下含ませることで、優れた均一伸び特性と高強度とを確保した鋼板が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0008] 特許文献1：特開平5-59429号公報

特許文献2：特開2012-237054号公報

特許文献3：国際公開第2018/131722号

非特許文献

[0009] 非特許文献1：古川敬、松村理、熱処理、日本国、日本熱処理協会、平成9年、第37号巻、第4号、p. 204

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] 鋼板が構造部材に使用される場合、鋼板に溶接が行われることが多いが、鋼板中のC含有量が多いと溶接が困難となる。したがって、より少ないC含有量で、鋼板の伸びと強度との両方を向上することが望まれている。

[0011] 特許文献2に記載の鋼板は、フェライトを多く含む組織を有するため、自動車用鋼板のさらなる高強度化かつ軽量化を目指す観点では、引張強度と成形性とを十分に兼備し得るものではない。

[0012] また、特許文献3に記載の鋼板は加工硬化性に優れているが、さらに高度な衝撃吸収特性を得るには、降伏強度の観点においてさらなる改善の余地がある。

[0013] したがって、優れた均一伸び特性、高強度、及び高降伏強度を有する含有Mn濃度の高い鋼板が望まれている。

課題を解決するための手段

[0014] 含有Mn濃度の高い鋼板において、優れた均一伸び特性、高強度、及び高降伏強度を確保するために、本発明者らは、鋼板中に、面積%で、焼き戻しマルテンサイト相を25%以上90%以下、及び残留オーステナイト相を10%以上75%以下含ませ、円換算直径で10nm以上20nm以下のVC（バナジウムカーバイド）を体積率にて0.30%以上2.20%以下含ませることが有効であると知見した。

[0015] 本開示の鋼板は上記知見に基づいてなされたものであり、その要旨は以下のとおりである。

[0016] (1) 質量%で、

C : 0.18%超0.32%未満、

Si : 0.01%以上3.50%未満、

Mn : 4.20%超6.50%未満、

sol. Al : 0.001%以上1.50%未満、

V : 0.10%超1.20%以下、

P : 0.100%以下、

S : 0.010%以下、

N : 0.050%未満、

O : 0.020%未満、

Cr : 0%以上0.50%未満、

Mo : 0%以上2.00%以下、

W : 0%以上2.00%以下、

Cu : 0%以上2.00%以下、

Ni : 0%以上2.00%以下、

Ti : 0%以上0.300%以下、

Nb : 0%以上0.300%以下、

B : 0%以上0.010%以下、
Ca : 0%以上0.010%以下、
Mg : 0%以上0.010%以下、
Zr : 0%以上0.010%以下、
REM : 0%以上0.010%以下、
Sb : 0%以上0.050%以下、
Sn : 0%以上0.050%以下、及び
Bi : 0%以上0.050%以下

を含有し、残部が鉄および不純物であり、

L断面において表面から厚みの1/4位置における金属組織が、面積%で、25%以上90%以下の焼き戻しマルテンサイト相、及び10%以上75%以下の残留オーステナイト相を含み、円換算直径で10nm以上20nm以下のVCを体積率にて0.30%以上2.20%以下含む

鋼板。

(2) 質量%で、

Cr : 0.01%以上0.50%未満、
Mo : 0.01%以上2.00%以下、
W : 0.01%以上2.00%以下、
Cu : 0.01%以上2.00%以下、
Ni : 0.01%以上2.00%以下、
Ti : 0.005%以上0.300%以下、
Nb : 0.005%以上0.300%以下、
B : 0.0001%以上0.010%以下、
Ca : 0.0001%以上0.010%以下、
Mg : 0.0001%以上0.010%以下、
Zr : 0.0001%以上0.010%以下、
REM : 0.0001%以上0.010%以下、
Sb : 0.0005%以上0.050%以下、

S n : 0.0005%以上0.050%以下、及び

B i : 0.0005%以上0.050%以下

からなる群から選択される1種又は2種以上をさらに含有する、上記(1)に記載の鋼板。

(3) 前記鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を有する、上記(1)または(2)に記載の鋼板。

(4) 前記鋼板の表面に合金化溶融亜鉛めっき層を有する、上記(1)または(2)に記載の鋼板。

発明の効果

[0017] 本開示によれば、優れた均一伸び特性、高強度、及び高降伏強度を有する含有Mn濃度の高い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

[0018] 以下、本開示の鋼板の実施形態の例を説明する。

[0019] 1. 化学組成

本開示の鋼板の化学組成を上述のように規定した理由を説明する。以下の説明において、各元素の含有量を表す「%」は特に断りがない限り質量%を意味する。

[0020] (C : 0.18%超0.32%未満)

Cは、鋼の強度を高め、残留オーステナイト相を確保するために、極めて重要な元素である。また、Cは、本実施形態においてはVCを生成するために必要な元素でもある。十分な残留オーステナイト量を得るためには、0.18%超のC含有量が必要となる。一方、Cを過剰に含有すると鋼板の溶接性を損なうので、C含有量の上限を0.32%未満とする。

[0021] C含有量の下限値は、好ましくは0.20%以上、より好ましくは0.22%以上である。C含有量が前記範囲にあることにより、VC量と残留オーステナイト量とをより良好に確保することができる。C含有量の上限値は、好ましくは0.31%以下、より好ましくは0.28%以下であり、C含有量の上限値を前記好ましい範囲にすることによって、鋼板の靱性をより高め

ることができる。

[0022] (S i : 0.01%以上3.50%未満)

S i は、焼き戻しマルテンサイト相を強化し、組織を均一化し、加工性を改善するのに有効な元素である。また、S i は、セメンタイト相の析出を抑制し、オーステナイト相の残留を促進する作用も有する。上記効果を得るために、0.01%以上のS i 含有量が必要となる。一方、S i を過剰に含有すると鋼板のメッキ性や化成処理性を損なうので、S i 含有量の上限値を3.50%未満とする。

[0023] S i 含有量の下限値は、好ましくは0.05%以上、より好ましくは0.30%以上、さらに好ましくは0.50%以上である。S i 含有量の下限値を上記範囲にすることによって、鋼板の均一伸び特性をさらに向上することができる。S i 含有量の上限値は、好ましくは3.00%以下、より好ましくは2.50%以下である。

[0024] (M n : 4.20%超6.50%未満)

M n は、オーステナイト相を安定化させ、焼入れ性を高め、均一伸びを確保する元素である。また、本実施形態に係る鋼板においては、M n をオーステナイト相中に分配させ、オーステナイト相をより安定化させる。室温でオーステナイト相を安定化させるためには、4.20%超のM n が必要である。一方、鋼板がM n を過剰に含有すると製錬における製造性が低下するため、M n 含有量の上限を6.50%未満とする。

[0025] M n 含有量の下限値は、好ましくは4.40%以上、より好ましくは4.80%以上である。M n 含有量の上限値は、好ましくは6.00%以下、より好ましくは5.50%以下である。M n 含有量の下限値及び上限値を上記範囲にすることによって、オーステナイト相をさらに安定化させることができる。

[0026] (s o l . A l : 0.001%以上1.50%未満)

A l は脱酸剤であり、0.001%以上含有させる必要がある。また、A l は、焼鈍時の二相温度域を広げるため、材質安定性を高める作用も有する

。Alの含有量が多いほどその効果は大きくなるが、Alを過剰に含有させると、表面性状、塗装性、及び溶接性を維持することが難しくなるので、s o l. Alの上限を1.50%未満とする。

[0027] s o l. Al含有量の下限値は、好ましくは0.005%以上、より好ましくは0.01%以上、さらに好ましくは0.02%以上である。s o l. Al含有量の上限値は、好ましくは1.25%以下、より好ましくは1.00%以下である。s o l. Al含有量の下限値及び上限値を上記範囲にすることによって、脱酸効果及び材質安定向上効果と、表面性状、塗装性、及び溶接性とのバランスがより良好になる。

[0028] (V : 0.10%超1.20%以下)

Vは、微細炭化物を形成することで鋼板の降伏強度を上昇させ、衝突特性を高める元素であり、0.10%超のV含有量が必要となる。また、当該微細炭化物が形成されることにより、耐水素脆化特性が向上する。一方、Vを過剰に含有すると残留オーステナイト相の確保に必要な炭素が不足するので、V含有量の上限値を1.20%以下とした。

[0029] V含有量の下限値は、好ましくは0.30%超、より好ましくは0.32%以上、さらに好ましくは0.35%以上、さらにより好ましくは0.60%以上である。特に、V含有量の下限値を上記好ましい範囲内にすることによって、VC量をより多く得ることができ、非常に優れた降伏強度を有する鋼板を得ることができ、また、耐水素脆化特性を向上させることができる。

[0030] V含有量の上限値は、好ましくは1.10%以下、より好ましくは1.00%以下である。V含有量の上限値を上記範囲にすることによって、微細炭化物を析出させ、且つ残留オーステナイト相の確保をより良好に行うことができ、鋼板の均一伸び特性、高強度、及び高降伏強度のバランスがより良好になり、高い水素脆化特性を確保することができる。

[0031] (P : 0.100%以下)

Pは不純物であり、鋼板がPを過剰に含有すると靱性や溶接性を損なう。したがって、P含有量の上限を0.100%以下とする。P含有量の上限値

は、好ましくは0.050%以下、より好ましくは0.030%以下、さらに好ましくは0.020%以下である。本実施形態に係る鋼板はPを必要としないので、P含有量の下限値は0%である。P含有量の下限値は0%超または0.001%以上でもよいが、P含有量は少ないほど好ましい。

[0032] (S : 0.010%以下)

Sは不純物であり、鋼板がSを過剰に含有すると、熱間圧延によって伸張したMnSが生成し、成形性の低下を招く。したがって、S含有量の上限を0.010%以下とする。S含有量の上限値は、好ましくは0.007%以下、より好ましくは0.003%以下である。本実施形態に係る鋼板はSを必要としないので、S含有量の下限値は0%である。S含有量の下限値を0%超または0.001%以上としてもよいが、S含有量は少ないほど好ましい。

[0033] (N : 0.050%未満)

Nは不純物であり、鋼板が0.050%以上のNを含有すると靱性の低下を招く。したがって、N含有量の上限を0.050%未満とする。N含有量の上限値は、好ましくは0.010%以下、より好ましくは0.006%以下である。本実施形態に係る鋼板はNを必要としないので、N含有量の下限値は0%である。N含有量の下限値を0%超または0.003%以上としてもよいが、N含有量は少ないほど好ましい。

[0034] (O : 0.020%未満)

Oは不純物であり、鋼板が0.020%以上のOを含有すると均一伸び特性が低下する。したがって、O含有量の上限を0.020%未満とする。O含有量の上限値は、好ましくは0.010%以下、より好ましくは0.005%以下、さらに好ましくは0.003%以下である。本実施形態に係る鋼板はOを必要としないので、O含有量の下限値は0%である。O含有量の下限値を0%超または0.001%以上としてもよいが、O含有量は少ないほど好ましい。

[0035] 本実施形態の鋼板は、更に、Cr、Mo、W、Cu、Ni、Ti、Nb、

B、Ca、Mg、Zr、REM、Sb、Sn及びBiからなる群から選択される1種又は2種以上を含有してもよい。しかしながら、本実施形態に係る鋼板はCr、Mo、W、Cu、Ni、Ti、Nb、B、Ca、Mg、Zr、REM、Sb、Sn及びBiを必要としないので、Cr、Mo、W、Cu、Ni、Ti、Nb、B、Ca、Mg、Zr、REM、Sb、Sn及びBiを含有しなくてもよい、すなわち含有量の下限値は0%であってもよい。

[0036] (Cr : 0%以上0.50%未満)

(Mo : 0%以上2.00%以下)

(W : 0%以上2.00%以下)

(Cu : 0%以上2.00%以下)

(Ni : 0%以上2.00%以下)

Cr、Mo、W、Cu、及びNiはそれぞれ、本実施形態に係る鋼板に必須の元素ではないので含有されなくてもよく、それぞれの含有量は0%以上である。しかしながら、Cr、Mo、W、Cu、及びNiは、鋼板の強度を向上させる元素であるので、含有されてもよい。鋼板の強度向上効果を得るために、鋼板は、Cr、Mo、W、Cu、及びNiからなる群から選択された1種又は2種以上の元素それぞれを0.01%以上含有してもよい。鋼板がこれらの元素を過剰に含有すると、熱延時に表面傷が生成しやすくなり、さらには、熱延鋼板の強度が高くなりすぎて、冷間圧延性が低下する場合がある。したがって、Cr、Mo、W、Cu、及びNiからなる群から選択された1種又は2種以上の元素それぞれの含有量のうち、Crの含有量の上限値を0.50%未満とし、Mo、W、Cu、及びNiのそれぞれの含有量の上限値を2.00%以下とする。

[0037] (Ti : 0%以上0.300%以下)

(Nb : 0%以上0.300%以下)

Ti及びNbは、本実施形態に係る鋼板に必須の元素ではないので含有されなくてもよく、それぞれの含有量は0%以上である。しかし、Ti及びNbは、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を生成する元素であるので、鋼

板の強度向上に有効である。したがって、鋼板は、T i 及びN b からなる群から選択される1種または2種の元素を含有してもよい。鋼板の強度向上効果を得るためには、T i 及びN b からなる群から選択される1種または2種の元素それぞれの含有量の下限値を0.005%以上とすることが好ましい。一方で、これらの元素を過剰に含有させると、熱延鋼板の強度が上昇すぎて、冷間圧延性が低下する場合がある。したがって、T i 及びN b からなる群から選択される1種または2種の元素それぞれの含有量の上限値を0.300%以下とする。

- [0038] (B : 0%以上0.010%以下)
(Ca : 0%以上0.010%以下)
(Mg : 0%以上0.010%以下)
(Zr : 0%以上0.010%以下)
(REM : 0%以上0.010%以下)

B、Ca、Mg、Zr、及びREM（希土類金属）は、本開示の鋼板に必須の元素ではないので含有されなくてもよく、それぞれの含有量は0%以上である。しかしながら、B、Ca、Mg、Zr、及びREMは、介在物のMnSを微細化させることで成形性を向上させる。この効果を得るためには、B、Ca、Mg、Zr、及びREMからなる群から選択される1種または2種以上の元素それぞれの下限値を好ましくは0.0001%以上、より好ましくは0.001%以上とする。しかし、過剰量のこれら元素は、鋼板の加工性を低下させるので、これら元素それぞれの含有量の上限を0.010%以下とし、B、Ca、Mg、Zr、及びREMからなる群から選択される1種または2種以上の元素の含有量の合計を0.030%以下とすることが好ましい。

- [0039] (Sb : 0%以上0.050%以下)
(Sn : 0%以上0.050%以下)
(Bi : 0%以上0.050%以下)

Sb、Sn、及びBiは、本開示の鋼板に必須の元素ではないので含有さ

れなくともよく、それぞれの含有量は0%以上である。しかしながら、Sb、Sn、及びBiは、鋼板中のMn、Si、および／又はAl等の易酸化性元素が鋼板表面に拡散され酸化物を形成することを抑え、鋼板の表面性状やめっき性を高める。この効果を得るために、Sb、Sn、及びBiからなる群から選択される1種又は2種以上の元素それぞれの含有量の下限値を好ましくは0.0005%以上、より好ましくは0.001%以上とする。一方、これら元素それぞれの含有量が0.050%を超えると、その効果が飽和するので、これら元素それぞれの含有量の上限値を0.050%以下とする。

[0040] 残部は、鉄および不純物である。不純物としては、鋼原料、スクラップ、及び／又は製鋼過程から不可避免的に混入するものであり、本実施形態に係る鋼板の特性を阻害しない範囲で許容される元素が例示される。また、不純物とは、上で説明した成分以外の元素であって、当該元素特有の作用効果が本発明の実施形態に係る鋼板の特性に影響しないレベルで当該鋼板中に含まれる元素をも包含するものである。

[0041] 2. 金属組織

次に、本実施形態に係る鋼板の金属組織について説明する。

[0042] 本実施形態に係る鋼板の表面から厚みの1/4位置（1/4 t部ともいう）のL断面における金属組織は、面積%で、25%以上90%以下の焼き戻しマルテンサイト相、及び10%以上75%以下の残留オーステナイト相を含み、且つ円換算直径10nm以上20nm以下のVCを体積率にて0.30%以上2.20%以下含む。L断面とは、板厚方向及び圧延方向に平行に鋼板の中心軸を通るように切断した面をいう。

[0043] （鋼板の1/4 t部の金属組織中の焼き戻しマルテンサイト相の面積%：25～90面積%）

本実施形態に係る鋼板のL断面において表面から厚みの1/4位置における金属組織は、面積%で、25%以上90%以下の焼き戻しマルテンサイト相を含む。焼き戻しマルテンサイト相は、鋼板の強度を高め、均一伸び特性

を向上させる組織である。

[0044] 目的とする強度レベルの範囲内で、鋼板の強度と均一伸び特性との両方を好ましく保つために、焼き戻しマルテンサイト相の面積率を25～90面積%とする。焼き戻しマルテンサイト相の面積率が25%を下回るかまたは90%を超えると、十分な強度及び均一伸び特性を得ることが困難となる。

[0045] 焼き戻しマルテンサイト相の面積率の下限値は、好ましくは35面積%以上、より好ましくは50面積%以上である。焼き戻しマルテンサイト相の面積率を上記好ましい範囲内にすれば、より優れた均一伸び特性がより高強度でも維持される。

[0046] 焼き戻しマルテンサイト相の面積率の上限値は、水素脆性の観点からは、好ましくは70面積%である。

[0047] (鋼板の1/4 t部の金属組織中の残留オーステナイト相の面積%：10%以上75%以下)

本実施形態に係る鋼板のL断面において表面から厚みの1/4位置における金属組織は、面積%で、10%以上75%以下の残留オーステナイト相を含む。残留オーステナイト相は、変態誘起塑性によって鋼板の延性及び成形性、特に鋼板の均一伸び特性を高める組織である。残留オーステナイト相は、引張変形を伴う張出し加工、絞り加工、伸びフランジ加工、または曲げ加工によってマルテンサイト相に変態し得るので、鋼板の各種加工性だけでなく、鋼板の強度の向上にも寄与する。これら効果を得るために、本実施形態に係る鋼板は、金属組織中に、面積率で10%以上の残留オーステナイト相を含有する必要がある。

[0048] 残留オーステナイト相の面積率の下限値は、好ましくは15%以上、より好ましくは18%以上、さらに好ましくは20%以上である。残留オーステナイト相の面積率を上記好ましい範囲内にすれば、より優れた均一伸び特性がより高強度でも維持される。

[0049] 残留オーステナイト相の面積率は大きいほど好ましい。しかしながら、上述した化学成分を有する鋼板では、VC析出により固溶炭素が減少するため

、面積率で75%が残留オーステナイト相の面積率の上限となる。

[0050] (鋼板の1/4 t部の金属組織中に円換算直径10nm以上20nm以下のVCを体積率にて0.30%以上2.20%以下含有)

本実施形態に係る鋼板においては、金属組織中に円換算直径10nm以上20nm以下のVCが体積率にて0.30%以上2.20%以下含まれる。微細なVCが多く析出することで、可動転位の運動に対する抵抗となり、析出強化を発現させて降伏強度を高めることができる。これらのVCの多くは焼き戻しマルテンサイト中に析出されと考えられる。これは、焼き戻しマルテンサイトは、フェライトに比べて析出物の生成サイトになる転位を多量に含んでいるため、より多量の析出物を析出させることができることに起因する。なお、微細なVCを多く析出させるには、後述する第2焼鈍工程でVCを析出させるのが有効である。一方、第2焼鈍工程より前の熱間圧延前の鋼材（スラブ）の加熱、熱延鋼板の巻取り、及び第1焼鈍工程でVCが析出すると、その後の工程においてVCが粗大化するため、所望の微細なVCを得るのが困難となるおそれがある。したがって、第2焼鈍工程より前の工程でVCを析出させないことが重要である。

[0051] 母相に対するVCの体積率が同じ場合、数が多いほどVCの大きさが微細になり降伏強度が増加する。これら効果を得るために、本実施形態の鋼板は、円換算直径10nm以上20nm以下のVCを、母相に対する体積率が0.30%以上2.20%以下の量で含有する。

[0052] 円換算直径10nm以上20nm以下のVCの体積率が0.30%未満の場合は、降伏強度が不十分となる。また、本実施形態の鋼板の成分範囲では、円換算直径10nm以上20nm以下のVCの体積率の上限は2.20%となる。

[0053] 円換算直径10nm以上20nm以下のVCの体積率は、好ましくは0.50%以上であり、より好ましくは0.80%以上である。VCの体積率が前記好ましい範囲にあることにより、均一伸びと降伏強度の両立ができる。

[0054] さらに、本実施形態に係る鋼板は金属組織中に微細なVCを多量に含むた

め、耐水素脆化特性に優れる。一般に、鋼内部の拡散性水素が多いほど耐水素脆化特性が悪化する。拡散性水素は、鋼中の空孔、転位、粒界又は析出物によりトラップされる。したがって、転位や析出物を多く含む鋼板は、鋼板内部で拡散性水素を十分にトラップできるため、水素脆化割れを抑制することができる。金属組織中に円換算直径 10 nm 以上 20 nm 以下の VC が体積率にて 0.30% 以上であれば、金属組織中に十分な個数で微細な VC 析出物が存在するため、整合界面やミスフィット転位が増えて水素トラップ量が増加し、その結果、耐水素脆化特性が向上する。一方、円換算直径 10 nm 以上 20 nm 以下の VC 体積率が 0.30% 未満の場合は、水素トラップ量が不十分となり、十分な耐水素脆化特性を得られない場合がある。

[0055] VC の円換算直径は、鋼板表面から $1/4$ 位置における、直径 3.0 mm の円形領域の抽出レプリカサンプルの透過型電子顕微鏡 (TEM) 観察を行い、得られた TEM 像を、画像ソフトにより二値化することにより測定される。TEM 像としては、無作為に選択した面積 $10\text{ }\mu\text{ m}^2$ の領域を選択する。次いで、二値化により識別される各粒子画像の面積を求め、当該面積に基づいて当該各粒子の円換算直径を算出する。そして、識別した粒子のうち、円相当直径が $10\sim 20\text{ nm}$ の範囲にある粒子を抽出する。ここで、本開示の鋼板についてエネルギー分散型 X 線分析 (EDS) で確認したところ、円換算直径が $10\sim 20\text{ nm}$ の粒子は全て VC であった。次いで、上記のように抽出した粒子、すなわち抽出した円換算直径が $10\sim 20\text{ nm}$ の VC の総面積を求め、それを二値化像の面積 ($10\text{ }\mu\text{ m}^2$) で除することで VC の面積率を求める。その面積率の値を母相に対する VC の体積率とみなし、円換算直径で 10 nm 以上 20 nm 以下の VC の体積率 (%) を算出する。抽出レプリカ法とは、金属から析出物や介在物を剥離する一般的に用いられる手法である。

[0056] 本実施形態に係る鋼板の金属組織における、焼き戻しマルテンサイト相、及び残留オーステナイト相以外の残部組織としては、フェライト相、ベイナイト相、フレッシュマルテンサイト相 (即ち、焼き戻しされていないマルテ

ンサイト相)、セメントナイト相、及び焼き戻しベイナイト相であってもよい。

[0057] 本実施形態に係る鋼板においては、金属組織中にフェライト相が含まれ得る。均一伸び特性を確保する観点から、金属組織中のフェライト相の面積率は10%以下であることが好ましく、3%以下であることがより好ましく、0%であることがさらに好ましい。よって、例えば、本実施形態に係る鋼板においては、金属組織中のフェライト相の面積率は0%以上10%以下、又は0%以上3%であってもよい。

[0058] また、本実施形態に係る鋼板においては、金属組織中にベイナイト相が含まれ得る。ベイナイト相中には硬質な組織である島状マルテンサイトが内在することがある。鋼板の均一伸び特性を確保する観点から、金属組織中のベイナイト相の面積率は5%以下とすることが好ましく、0%とすることがより好ましい。よって、例えば、本実施形態に係る鋼板においては、金属組織中のベイナイト相の面積率は0%以上5%以下であってもよい。

[0059] 各相の面積率の測定方法について以下に説明する。

[0060] (残留オーステナイト相の面積%の測定方法)

残留オーステナイト相の面積%はX線回折法により測定される。鋼板の主面中央部から幅25mm(圧延方向の長さ)、長さ25mm(圧延直角方向の長さ)、及び焼鈍した試料の厚さまの板厚方向の厚みを有する試験片を切り出し、この試験片に化学研磨を施して板厚1/4分を減厚し、化学研磨された表面を有する試験片を得る。試験片の表面に対して、Cu管球を用い、測定範囲2θを45~105度とするX線回折分析を3回実施し、得られた残留オーステナイト相のプロファイルを解析し、それぞれを平均することで、板厚1/4部の残留オーステナイト相の面積%が得られる。本実施形態においては、本手法で得られる板厚1/4部での残留オーステナイト相の面積%とL断面での残留オーステナイト相の面積%とを同一とみなし、本手法で得られた面積%をL断面の面積率とする。

[0061] (焼き戻しマルテンサイト相の面積%の測定方法)

焼き戻しマルテンサイト相の面積%は、走査型電子顕微鏡（SEM）による組織観察から算出される。鋼板のL断面を鏡面研磨した後に、3%ナイトール（3%硝酸－エタノール溶液）で腐食し、加速電圧15.0 kV、倍率3000倍の走査型電子顕微鏡で、鋼板の表面から厚みの1/4位置の縦25 μm （板厚方向の長さ） $\times$ 横40 μm （圧延方向の長さ）の範囲のミクロ組織を観察して、焼き戻しマルテンサイト相の面積%を測定することができる。

[0062] 焼き戻しマルテンサイト相は、走査型電子顕微鏡の観察において認識された白色の組織のうち、結晶粒内に下部組織が確認されたものを焼き戻しマルテンサイト相と判断することにより面積%を算出する。

[0063] フェライト相、ベイナイト相、セメンタイト相及び焼き戻しベイナイト相の面積率の測定は、上記の焼き戻しマルテンサイト相の面積率の測定と同様に走査型電子顕微鏡観察によって行うことができる。フェライト相は灰色の下地組織として判別して面積%を算出する。ベイナイト相は、走査型電子顕微鏡の観察において、ラス状の結晶粒の集合であり、ラス内に炭化物が同一方向に伸びた組織として判別して、面積%を算出する。ベイナイト相には、焼き戻しベイナイト相も含まれ得るが、本願明細書においては区別しない。セメンタイト相は、2次電子像で他の領域より明るいコントラストで撮影された領域をセメンタイトとし、画像解析によって面積%を算出する。

[0064] 次に、本実施形態に係る鋼板の機械特性について説明する。

[0065] 本実施形態に係る鋼板のTSは、好ましくは1180 MPa以上、より好ましくは1470 MPaである。これは、鋼板を自動車の素材として使用する際、高強度化によって板厚を減少させ、軽量化に寄与するためである。

[0066] また、本実施形態に係る鋼板をプレス成形に供するためには、均一伸び（ uEL ）も優れることが望ましい。本実施形態に係る鋼板のTS $\times uEL$ は、好ましくは21000 MPa $\cdot\%$ 以上、より好ましくは24000 MPa $\cdot\%$ 以上、さらに好ましくは25000 MPa $\cdot\%$ 以上、さらにより好ましくは26000 MPa $\cdot\%$ 以上である。

[0067] また、本実施形態に係る鋼板の降伏強度は、好ましくは800MPa以上、より好ましくは1000MPa以上である。

[0068] 本実施形態に係る鋼板は上記のように、高強度を有し、均一伸び特性も良好であり、さらに降伏強度も高いため、ピラーやクロスメンバーなどの自動車の構造部品用途に最適である。さらに、本実施形態に係る鋼板は含有Mn濃度が高いので、自動車の軽量化にも寄与するので、産業上の貢献が極めて顕著である。

[0069] 3. 製造方法

次に、本実施形態に係る鋼板の製造方法の一例について説明する。

[0070] 本実施形態に係る鋼板は、上述の化学組成を有する鋼を常法で溶製し、鋳造して鋼材（スラブ）を作製し、これを加熱して熱間圧延し、得られた熱延鋼板を酸洗した後、焼鈍を施して製造することができる。

[0071] 本実施形態に係る鋼板が上述の化学組成を有する限り、溶鋼は、通常の高炉法で溶製されたものであってもよく、電炉法で作成された鋼のように、原材料がスクラップを多量に含むものでもよい。スラブは、通常の間断鋳造プロセスで製造されたものでもよいし、薄スラブ鋳造で製造されたものでもよい。

[0072] 熱間圧延は、通常の間断熱間圧延ラインで行うことができる。熱間圧延は、好ましくは還元雰囲気で行われ、例えば窒素98%及び水素2%の還元雰囲気で行ってもよい。焼鈍は、後述する条件を満たせば、焼鈍炉及び間断焼鈍ラインのどちらで行ってもよいが、好ましくは後述する第1焼鈍工程及び第2焼鈍工程はいずれも、間断焼鈍ラインを用いて行うのがよく、その場合、生産性を向上することができる。第1焼鈍工程及び第2焼鈍工程は、好ましくは還元雰囲気で行われ、例えば窒素98%及び水素2%の還元雰囲気で行ってもよい。還元雰囲気で行うことにより、鋼板の表面にスケールが付着するのを防ぐことができ、酸洗浄を要せずにめっき工程にそのまま送ることができる。更に、冷延圧延後の鋼板に、スキnpas圧延を行ってもよい。

- [0073] 本開示の鋼板の金属組織を得るためには、熱処理条件、特に焼鈍条件を、以下に示す範囲内で行うことが好ましい。
- [0074] 熱間圧延工程に供する鋼材は、好ましくは、熱間圧延の前に加熱される。熱間圧延に供する鋼材の温度（熱間圧延前の加熱温度）は、 1100°C 以上 1300°C 以下とすることが好ましい。熱間圧延に供する鋼材の温度を 1100°C 以上にすることにより、Vをより短時間で固溶させることができ、また熱間圧延時の変形抵抗をより小さくすることができる。一方、熱間圧延に供する鋼材の温度を 1300°C 以下にすることにより、スケールロス増加による歩留まりの低下を抑制することができる。本願明細書において、温度とは、鋼材（スラブ）、熱延鋼板、または冷延鋼板の主面中央部の表面温度をいう。
- [0075] 熱間圧延前に上記好ましい温度範囲である 1100°C 以上 1300°C 以下の温度域に加熱する時間は、 30 分間以上とすることが好ましく、 60 分間以上とすることがさらに好ましい。熱間圧延前に前記好ましい時間で加熱を行うことにより、VCをより良好に固溶させて、最終組織でVCを微細析出させることができる。熱間圧延前に上記好ましい温度範囲である 1100°C 以上 1300°C 以下の温度域で加熱保持する時間の上限は、過度のスケールロスを抑制するために 10 時間以下とすることが好ましく、 5 時間以下とすることがさらに好ましい。直送圧延または直接圧延を行う場合は、鋼材に加熱処理を施さずにそのまま熱間圧延に供してもよい。
- [0076] 熱間圧延においては仕上圧延を行うことが好ましい。仕上圧延開始温度を 1100°C 以下にすることにより、粒界酸化による鋼板の表面性状の低下を抑制することができる。
- [0077] 仕上圧延終了温度は好ましくは 900°C 以上 1050°C 以下である。仕上圧延終了温度を前記好ましい範囲内にすることにより、仕上圧延直後のVCの析出を抑制することができる。仕上圧延を行って得られる熱延鋼板を冷却し、巻取り、コイルにすることができる。
- [0078] 巻取温度は 350°C 以下とすることが好ましい。巻取温度を 350°C 以下

にすることによって、Vを固溶状態とすることができ、巻取工程でのVC析出を抑制することができる。巻取温度は、より好ましくは200℃以下であり、さらに好ましくは100℃以下である。巻取温度の下限値は特に限定されないが、生産性の観点から室温程度が下限値となり得る。仕上圧延終了後、800℃から500℃までの冷却は、好ましくは40℃/秒以上の平均冷却速度で行う。800℃から500℃までの平均冷却速度の下限を前記好ましい範囲内にすることにより、VCの析出をより抑制することができる。平均冷却速度の上限は特に限定されないが、冷却ムラの発生の抑制や設備能力を考慮すると、1000℃/秒以下であることが好ましく、より好ましくは200℃/秒以下であり、さらに好ましくは100℃/秒以下である。

[0079] 冷間圧延時の破断を抑制するために、室温まで冷却された後、冷間圧延前に300℃以上350℃以下で熱延板を焼き戻してもよい。熱延板焼き戻し温度が前記温度範囲内であれば、冷間圧延前にVCを析出させることなく冷間圧延時の破断抑制効果を得ることができる。

[0080] 熱延鋼板は、常法により酸洗を施された後に、冷間圧延が行われ、冷延鋼板とされ得る。冷間圧延の圧下率は20%以上とすることが好ましい。冷間圧延中の破断を抑制する観点から、冷間圧延の圧下率は70%以下とすることが好ましい。

[0081] 冷間圧延の前であって酸洗の前または後に0%超～5%程度の軽度の圧延を行って形状を修正すると、平坦確保の点で有利となるので好ましい。また、酸洗前に軽度の圧延を行うことより酸洗性が向上し、表面濃化元素の除去が促進され、化成処理性やめっき処理性を向上させる効果がある。

[0082] 上記熱間圧延工程および冷間圧延工程を経て得られた冷延鋼板を加熱して、以下に記載する焼鈍工程を実施することが好ましい。焼鈍工程には、冷間圧延後に実施する第1焼鈍工程と、第1焼鈍工程における最終冷却後に行う第2焼鈍工程とが含まれる。

[0083] (第1焼鈍工程における焼鈍条件：10℃/秒以上の平均加熱速度で350℃から820℃以上かつAc3点以上の温度まで昇温し、820℃以上か

つ A c 3 点以上の温度域で 3 0 秒以上保持)

第 1 焼鈍工程では、好ましくは、 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の平均加熱速度で 350°C から 820°C 以上かつ A c 3 以上の第 1 焼鈍温度まで昇温し、 820°C 以上かつ A c 3 点以上の温度域で 3 0 秒以上保持する。ここで、A c 3 点は、熱力学計算ソフトウェア T h e r m o C a l c を用い、C、S i、M n、A l および V、並びに鋼板中に任意元素が含まれている場合は当該成分（ただし B i、S c、S b、S n、N b および Z r は除く）を含む成分系で、引用データベースとして T C F E 8 を用いて求めた値とした。

[0084] 第 1 焼鈍工程における焼鈍温度を 820°C 以上かつ A c 3 点以上にするにより、母相をオーステナイト相に変態させ均一伸び特性及び強度を向上することができ、さらに熱間圧延時に析出し得る V C を溶体化することができる。また、第 1 焼鈍工程における焼鈍温度の上限値は特に限定されないが、焼鈍温度を 1000°C 以下とすることにより、焼鈍炉の損傷を抑制して、生産性を向上させることができる。

[0085] 第 1 焼鈍工程における焼鈍温度は、V C 溶体化をさらに促進するため、より好ましくは 850°C 以上、さらに好ましくは 900°C 以上である。また、第 1 焼鈍工程における焼鈍温度は、より好ましくは 980°C 以下、さらに好ましくは 950°C 以下である。

[0086] 第 1 焼鈍工程では、好ましくは、 350°C からの第 1 焼鈍温度（ 820°C 以上かつ A c 3 点以上）の温度範囲において、好ましくは $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上、より好ましくは $15^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の平均加熱速度で昇温することが好ましい。平均加熱速度の下限を上記好ましい範囲内にすることにより、昇温中の V C の析出または粗大化を抑制でき、第 1 焼鈍工程での溶体化を促進させることができる。なお、平均加熱速度の上限は特に限定されないが、鋼板の加熱ムラを抑制すること、および設備能力の観点から、 350°C から 820°C 以上かつ A c 3 点以上の温度範囲において、 $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下とすることが好ましい。

[0087] 第 1 焼鈍工程では、母相を十分にオーステナイト化し、析出物を溶体化さ

せるために、第1焼鈍温度の焼鈍時間を30秒以上とすることが好ましい。焼鈍時間は、より好ましくは40秒以上とする。また、焼鈍時間の上限値は特に限定されないが、生産性の観点からは、焼鈍時間を300秒以内とすることが好ましい。

[0088] (第1焼鈍工程における焼鈍後の冷却条件：350℃以下の温度域まで冷却)

第1焼鈍工程における焼鈍後の冷却において、好ましくは、第1焼鈍温度から350℃以下まで冷却する。第1焼鈍工程における焼鈍後の最終冷却温度を350℃以下にすることにより、冷却中のVCの析出を抑制することができる。

[0089] より好ましくは、第1焼鈍工程における焼鈍後の最終冷却温度は100℃未満である。これにより、第1焼鈍工程直後のラスマルテンサイト組織を増加させることができる。鋼板の搬送時の安全確保の観点から、好ましくは、第1焼鈍工程における焼鈍後の最終冷却温度は、室温（50℃以下）である。

[0090] 第1焼鈍工程における冷却において、鋼板を焼き入れてマルテンサイト変態を促進するため、好ましくは、第1焼鈍工程における焼鈍温度から350℃までの温度範囲を、平均冷却速度10℃/秒以上で冷却する。第1焼鈍温度から350℃までの温度範囲の平均冷却速度（以下、焼鈍後の平均冷却速度ともいう）を10℃/秒以上とすることによって、冷却中のVCの析出を抑制できる。

[0091] 第1焼鈍工程における焼鈍後の平均冷却速度は、好ましくは20℃/秒以上、より好ましくは50℃/秒以上、さらに好ましくは200℃/秒以上、さらにより好ましくは250℃/秒以上である。焼鈍後の平均冷却速度を上記好ましい範囲とすることにより、臨界冷却速度以上で冷却され、冷却後の鋼材全体をマルテンサイト主体の組織にすることができるので、Vを固溶状態に保つことができ、また最終熱処理後の組織を制御しやすく材質安定性を高めることができる。

[0092] 第1焼鈍工程における焼鈍後の平均冷却速度の上限は特に限定されないが、水焼入れ冷却法やミスト噴射冷却法を用いても、 $2000^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 超に制御することすることは難しいので、焼鈍後の平均冷却速度の実質的上限は $2000^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ になる。

[0093] 第1焼鈍工程における焼鈍後の冷却において、上記範囲の平均冷却速度の冷却停止温度を、好ましくは 350°C 以下、より好ましくは 200°C 以下、さらに好ましくは 100°C 以下にする。上記範囲の平均冷却速度で冷却し、冷却停止温度を上記温度範囲にすることによって、冷却後のVC析出を抑制できる。

[0094] (第1焼鈍工程における冷却停止後の保持条件： 350°C 以下の温度域で10秒以上1000秒以下保持)

好ましくは、第1焼鈍工程における焼鈍後の冷却の後、 350°C 以下の温度域で10秒以上1000秒以下保持する。上記温度域における冷却停止後の温度保持時間を10秒以上とすることにより、オーステナイトへのC分配が十分に進行して、最終熱処理前（第2焼鈍工程前）の組織にオーステナイトをより生成させることができる。その結果、最終熱処理後の組織に塊状のオーステナイトが生成することをより抑制し、強度特性の変動をより抑えることができる。一方、上記保持時間が1000秒超であっても、上記作用による効果は飽和して、生産性が低下する。上記温度域における保持時間は、より好ましくは30秒以上である。生産性の観点からは、上記温度域における保持時間は、より好ましくは300秒以下である。

[0095] 第1焼鈍工程において、上記温度域における冷却停止後保持温度の下限値は特に限定されないが、冷却停止後保持温度を、好ましくは 50°C 以上、より好ましくは 100°C 以上、さらに好ましくは 200°C 以上にするにより、連続焼鈍ラインの効率を向上することができる。一方、冷却停止後保持温度を好ましくは 350°C 以下にすることにより、VC析出を抑制することができる。なお、上記保持時間の間においては、保持温度の範囲が 350°C 以下であれば、当該鋼板の温度は一定である必要はない。また、冷却後にお

ける上記保持温度範囲での保持は必ずしも行われなくてもよい。

[0096] (第2焼鈍工程の焼鈍条件：640℃以上720℃以下の温度域で50秒以上360秒以下保持)

第1焼鈍工程における焼鈍後の冷却の後、好ましくは100℃以上350℃以下の温度域で保持した後、鋼板を100℃未満、好ましくは室温まで冷却した後、再度加熱して第2焼鈍工程を行う。第2焼鈍工程では、好ましくは、640℃以上720℃以下の温度域で50秒以上360秒以下保持する。

[0097] 第2焼鈍温度を640℃以上にすることにより、VCを十分に析出させることができ、降伏強度を増加させることができる。また、第2焼鈍温度を720℃以下にすることにより、十分な量の焼き戻しマルテンサイトを確保でき、さらにVCの析出量を十分に確保でき、降伏強度と均一伸びを十分確保することができる。

[0098] 残留オーステナイトの安定化とVCの析出量の確保のため、第2焼鈍時間を50秒以上とする。第2焼鈍時間は、好ましくは100秒以上、より好ましくは200秒以上とする。また、VCの粗大化を抑制するために、第2焼鈍時間を360秒以内とする。

[0099] 第2焼鈍工程においては、好ましくは、640℃以上720℃以下の温度域に加熱するときに、500℃から600℃までの温度範囲を10℃/秒以上200℃/秒以下の平均加熱速度で昇温する。第2焼鈍での500℃から600℃までの平均加熱速度を10℃/秒以上とすることにより、組織中のセメンタイトの生成が抑制され、残留オーステナイトの安定化やVCの析出に必要なCをより確実に確保することができる。また、500℃～600℃の温度範囲を200℃/秒以下の平均加熱速度で昇温することにより、鋼板の温度ムラが発生しにくくなり、より安定した品質を確保することができる。

[0100] (第2焼鈍工程の焼鈍後の冷却条件：平均冷却速度10℃/秒以上で350℃以下の温度域まで冷却)

好ましくは、第2焼鈍工程における640℃以上720℃以下の温度域での保持後に、鋼板は、10℃/秒以上の平均冷却速度で350℃以下まで冷却される。第2焼鈍温度から350℃までの平均冷却速度を前記好ましい範囲内にすることによってV_Cの粗大化を抑制することができる。当該平均冷却速度は、第2焼鈍工程における保持温度から350℃までの温度範囲における平均冷却速度である。なお、冷却を途中で停止して後述する溶融亜鉛めっき処理及び／又は合金化処理を行う場合、上記平均冷却速度を算出する際には、これらの処理に要した時間を考慮しないで算出する。

[0101] 第2焼鈍工程における焼鈍後の冷却は、鋼板にめっきしない場合には、そのまま室温まで行われればよい。また、鋼板にめっきする場合には、以下のようすることができる。

[0102] 鋼板の表面に溶融亜鉛めっきを施して溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合には、第2焼鈍工程における焼鈍後の冷却を430～500℃の温度範囲で停止し、次いで冷延鋼板を溶融亜鉛のめっき浴に浸漬して溶融亜鉛めっき処理を行うことができる。めっき浴の条件は通常の範囲内とすればよい。めっき処理後は室温まで冷却すればよく、好ましくは、30℃/秒以上の平均冷却速度で100℃以下まで冷却される。あるいは、第2焼鈍工程における焼鈍後の冷却を350℃以下の温度域まで行った後、冷延鋼板を430～500℃の温度範囲まで昇温し、当該冷延鋼板を溶融亜鉛のめっき浴に浸漬して溶融亜鉛めっき処理を行うこともできる。溶融亜鉛めっきを行う場合、第2焼鈍工程の焼鈍温度とめっき後の冷却により到達した最終温度との差を、第2焼鈍工程後からめっき開始までの冷却時間とめっき終了後から上記最終温度に到達するまでの冷却時間との和で除することで、第2焼鈍工程の焼鈍後の平均冷却速度を求めることができる。

[0103] 鋼板の表面に合金化溶融亜鉛めっきを施して合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合には、鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施した後、鋼板を室温まで冷却する前に、450～620℃の温度で溶融亜鉛めっきの合金化処理を行うことができる。合金化処理条件は、通常の範囲内とすればよい。合金化処

理後は室温まで冷却すればよく、好ましくは、 $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の平均冷却速度で 100°C 以下まで冷却される。溶融亜鉛めっき後に合金化処理を行う場合、第2焼鈍工程の焼鈍温度と合金化処理後の冷却により到達した最終温度との差を、第2焼鈍工程後からめっき開始までの冷却時間と合金化終了後から上記最終温度に到達するまでの冷却時間との和で除することで、第2焼鈍工程の焼鈍後の平均冷却速度を求めることができる。

[0104] 上記製造方法は本開示の鋼板の製造方法の一例であり、本開示の鋼板の製造方法は上記製造方法に限定されるものではない。

実施例

[0105] 本開示の鋼板を、例を参照しながらより具体的に説明する。ただし、以下の例は本開示の鋼板及びその製造方法の例であり、本開示の鋼板及びその製造方法は以下の例の態様に限定されるものではない。

[0106] 1. 評価用鋼板の製造

表1に示す化学成分を有する鋼を転炉で溶製し、連続 casting により 245 mm 厚のスラブを得た。

[0107]

[表1]

鋼種	C	Si	Mn	sol. Al	V	P	S	N	O	Ac3 (°C)	その他
A	0.20	0.01	5.00	0.03	0.27	0.007	0.002	0.003	0.001	731	
B	0.30	2.00	5.00	0.03	0.60	0.011	0.001	0.003	0.001	762	
C	0.30	2.00	5.00	0.03	1.00	0.008	0.002	0.003	0.001	780	
D	0.31	1.50	5.00	0.05	0.35	0.010	0.001	0.003	0.001	742	
E	0.19	1.50	5.00	0.04	0.35	0.008	0.001	0.003	0.001	762	
F	0.25	0.01	6.00	0.05	0.25	0.009	0.002	0.003	0.001	708	
G	0.25	3.40	5.00	0.06	0.35	0.007	0.002	0.003	0.001	773	
H	0.25	1.80	4.30	0.04	0.40	0.010	0.001	0.003	0.001	780	
I	0.25	1.80	6.40	0.05	0.40	0.009	0.002	0.003	0.001	724	
J	0.25	1.80	6.00	1.00	0.40	0.010	0.001	0.003	0.001	831	
K	0.25	1.80	6.00	0.04	0.15	0.011	0.001	0.003	0.001	724	
L	0.25	1.80	6.00	0.05	1.10	0.008	0.001	0.003	0.001	762	
M	0.25	2.50	5.00	0.04	0.80	0.010	0.002	0.003	0.001	790	0.32Ni, 0.10Cu
N	0.25	0.10	5.00	0.05	0.80	0.009	0.002	0.003	0.001	743	0.049Ti
O	0.25	2.00	4.80	0.05	0.80	0.010	0.002	0.003	0.001	792	0.001Bi
P	0.30	2.00	5.00	0.03	0.80	0.007	0.001	0.003	0.001	771	0.001Mg, 0.002Zr
Q	0.30	2.00	6.20	0.03	0.80	0.008	0.002	0.003	0.001	736	0.001REM(Sc)
R	0.30	2.00	6.20	1.20	0.80	0.008	0.002	0.003	0.001	866	0.001Sb, 0.001Sn
S	0.30	2.00	5.00	0.05	0.60	0.010	0.002	0.003	0.001	909	0.001B, 0.001Ca
T	0.30	2.00	5.00	0.05	0.60	0.008	0.001	0.003	0.001	765	0.10Cr, 0.09Mo, 0.06W
U	0.30	2.00	5.00	0.04	0.90	0.011	0.001	0.003	0.001	776	0.02Nb, 0.001Zr
V	0.15	2.00	5.00	0.03	0.90	0.010	0.002	0.003	0.001	846	
W	0.20	2.00	3.80	0.04	0.30	0.008	0.001	0.003	0.001	810	
X	0.20	2.00	4.80	0.04	0.0	0.009	0.001	0.003	0.001	791	
Y	0.20	2.00	5.20	0.03	1.5	0.007	0.001	0.003	0.001	937	

表 1

[0108] 得られた鋼材（スラブ）を表2に示す条件で、熱処理、熱間圧延、巻取り、及び焼戻しを行って熱延鋼板を得た。次いで、巻取り後または焼き戻し後の熱延鋼板に対し冷間圧延を行った。熱間圧延及び熱延鋼板の熱処理は、窒素98%及び水素2%の還元雰囲気で行った。全ての例において、熱間圧延前の加熱温度における保持時間を60分間とし、冷間圧延率を40%とした

。 [0109] [表2]

表 2

例番号	鋼種	熱間圧延前の 加熱温度 (°C)	仕上圧延 終了温度 (°C)	800°Cから500°Cまでの 平均冷却速度 (°C/秒)	巻取温度 (°C)	熱延板 焼戻し温度 (°C)
1	A	1110	980	55	300	なし
2	A	1150	910	55	50	300
3	A	1080	880	55	50	300
4	B	1200	980	42	300	なし
5	B	1200	980	55	330	なし
6	B	1150	790	45	50	300
7	C	1200	980	55	50	300
8	C	1200	1020	55	50	340
9	C	1200	1020	3	320	なし
10	D	1200	1020	55	50	300
11	D	1200	1020	55	550	なし
12	D	1200	1000	50	50	300
13	E	1200	1020	55	300	なし
14	E	1200	1020	55	50	340
15	F	1200	1020	55	300	なし
16	F	1200	1020	55	50	300
17	G	1200	1020	55	300	300
18	G	1200	1020	55	50	340
19	G	1200	1020	55	50	340
20	H	1200	1020	55	300	なし
21	H	1200	1020	55	50	340
22	I	1200	1020	55	300	300
23	I	1200	1020	55	50	340
24	J	1200	1020	55	300	なし
25	J	1200	1020	55	50	300
26	J	1200	1020	55	50	300
27	J	1200	1000	55	300	なし
28	K	1200	1020	55	320	なし
29	K	1200	1020	55	50	340
30	K	1200	1020	55	300	なし
31	L	1200	1020	55	50	300
32	L	1200	1020	55	50	300
33	L	1200	1020	55	300	なし
34	D	1200	1020	55	300	なし
35	H	1200	1020	55	300	なし
36	M	1200	1030	55	300	300
37	N	1200	1030	55	50	340
38	O	1200	1030	55	300	なし
39	P	1200	1030	55	50	340
40	Q	1200	1030	55	300	300
41	R	1200	1030	55	50	340
42	S	1200	1030	55	300	なし
43	T	1200	1030	55	50	300
44	U	1200	1030	55	320	なし
45	V	1200	1030	55	50	340
46	W	1200	1030	55	300	なし
47	X	1200	1030	55	50	300
48	Y	1200	1030	55	300	なし

[0110] 得られた冷延鋼板について、表 3 に示す条件の 2 回の焼鈍（第 1 焼鈍工程、第 2 焼鈍工程）を施して焼鈍冷延鋼板を作製した。冷延鋼板の 2 回の焼鈍は、窒素 98% 及び水素 2% の還元雰囲気で行った。

[0111] [表3]

表 3

例番号	鋼種	第1焼鈍温度(°C)	350°Cから第1焼鈍温度への平均加熱速度(°C/秒)	第1焼鈍温度の焼鈍時間(秒)	第1焼鈍温度から350°C以下までの温度範囲の平均冷却速度(°C/秒)	冷却停止温度(°C)	冷却停止後温度保持温度(°C)	冷却停止後の温度保持時間(秒)	第2焼鈍での500°Cから600°Cまでの平均加熱速度(°C/秒)	第2焼鈍温度(°C)	第2焼鈍時間(秒)	第2焼鈍温度から350°C以下までの平均冷却速度(°C/秒)	めっき、合金化有無
1	A	980	20	100	50	50	50	30	15	700	300	50	
2	A	980	20	100	50	50	50	30	15	680	300	50	
3	A	980	20	100	50	50	未実施	未実施	15	700	300	50	
4	B	980	20	100	50	50	50	30	15	680	300	20	
5	B	980	20	100	50	50	50	30	15	700	300	20	
6	B	980	20	100	50	50	50	30	15	660	300	20	
7	C	830	20	100	50	50	50	30	15	700	300	20	
8	C	980	28	100	50	50	未実施	未実施	15	650	300	20	めっき
9	C	980	20	100	50	50	50	30	15	650	300	20	
10	D	980	11	100	50	50	50	30	15	680	300	25	
11	D	980	20	100	50	50	50	30	15	680	300	25	
12	D	600	20	100	50	50	50	50	15	680	300	30	
13	E	980	20	32	50	50	50	30	15	680	300	25	めっき
14	E	780	20	100	50	50	未実施	未実施	15	680	300	25	
15	F	980	20	100	15	50	50	30	15	680	300	25	
16	F	980	3	100	50	50	50	30	15	680	300	25	
17	G	980	20	100	50	340	未実施	未実施	15	675	300	25	
18	G	980	20	10	50	50	50	未実施	15	680	300	25	
19	G	980	20	100	50	50	未実施	未実施	15	680	300	25	
20	H	980	20	100	50	340	50	30	15	680	300	25	
21	H	980	20	100	5	50	50	30	15	680	300	25	
22	I	980	20	100	50	50	50	30	12	680	300	25	
23	I	980	20	100	50	50	50	30	15	650	300	30	
24	J	980	20	100	50	50	未実施	未実施	15	710	300	30	合金化
25	J	980	20	100	50	50	50	30	1	680	300	30	
26	J	980	20	100	50	50	50	30	13	560	300	30	
27	J	820	20	100	50	100	未実施	未実施	14	680	300	30	
28	K	980	20	100	50	50	50	30	15	680	350	30	
29	K	980	20	100	50	50	50	30	15	780	300	30	
30	K	980	20	100	50	50	50	30	15	675	300	30	
31	L	980	20	100	50	50	未実施	未実施	15	650	300	30	
32	L	980	20	100	50	450	450	30	15	650	300	30	合金化
33	L	980	20	100	50	50	50	30	15	675	1000	30	
34	D	980	20	50	50	50	50	30	15	680	300	11	
35	H	980	20	50	50	50	50	30	15	680	300	2	
36	M	980	20	100	50	50	未実施	未実施	13	650	60	20	
37	N	980	20	100	50	50	50	30	13	650	300	20	
38	O	980	20	100	50	50	50	30	13	650	300	20	
39	P	980	20	100	50	50	50	30	13	680	300	20	
40	Q	980	20	100	50	50	未実施	未実施	13	680	300	20	
41	R	980	20	100	50	50	50	30	13	680	300	30	
42	S	980	20	100	50	50	50	30	13	680	300	30	
43	T	980	20	100	50	50	50	30	13	680	300	30	
44	U	980	20	100	50	50	50	30	13	680	300	30	
45	V	980	20	100	50	50	未実施	未実施	13	680	300	25	
46	W	980	20	100	50	50	50	30	13	680	300	25	
47	X	980	20	100	50	50	50	30	13	680	300	25	
48	Y	980	20	100	50	50	50	30	13	680	300	25	

[0112] 一部の焼鈍冷延鋼板例については、2回目の焼鈍後の冷却を460°Cで停止し、冷延鋼板を460°Cの溶融亜鉛のめっき浴に2秒間浸漬して、溶融亜

鉛めっき処理を行った。めっき浴の条件は従来のものと同じであった。後述する合金化処理を施さない場合、 460°C の保持後に、平均冷却速度 $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ で室温まで冷却した。なお、表3で「めっき」と示した例の「第2焼鈍温度から 350°C 以下までの平均冷却速度」については、表3の第2焼鈍温度と室温との差を、第2焼鈍工程後からめっき開始までの冷却時間とめっき後から室温に到達するまでの冷却時間との和で除することで求めた。

[0113] 一部の焼鈍冷延鋼板例については、溶融亜鉛めっき処理を行った後に、室温に冷却せずに、続いて合金化処理を施した。 520°C まで加熱し、 520°C で5秒間保持して合金化処理を行い、その後、平均冷却速度 $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ で室温まで冷却した。なお、表3で「合金化」と示した例の「第2焼鈍温度から 350°C 以下までの平均冷却速度」については、表3の第2焼鈍温度と室温との差を、第2焼鈍工程後からめっき開始までの冷却時間と合金化処理後から室温に到達するまでの冷却時間との和で除することで求めた。

[0114] このようにして得られた焼鈍冷延鋼板を伸び率 0.1% で調質圧延し、各種評価用鋼板を準備した。

[0115] 2. 評価方法

各例で得られた焼鈍冷延鋼板について、ミクロ組織観察、引張試験、及び均一伸び試験を実施して、焼き戻しマルテンサイト面積率、フェライト面積率、残留オーステナイト面積率、及びベイナイト面積率、円換算直径 $10\sim 20\text{nm}$ のVC体積率、並びに引張強度(TS)、均一伸び特性(TS $\times\mu\text{EL}$)、及び降伏強度(YS)を評価した。各評価の方法は次のとおりである。

[0116] (各相の面積率)

焼き戻しマルテンサイト相、フェライト相、残留オーステナイト相、及びベイナイト相の面積率は、走査型電子顕微鏡による組織観察及びX線回折測定から算出した。鋼板を板厚方向と圧延方向に平行に切断したL断面について、鏡面研磨を行い、次いで 3% ナイタールによりミクロ組織を現出させて、倍率 5000 倍の走査型電子顕微鏡で、表面から $1/4$ 位置におけるミク

口組織を観察し、 $0.1\text{ mm} \times 0.3\text{ mm}$ の範囲について画像解析（Photoshop（登録商標））により、焼き戻しマルテンサイト相、フェライト相、及びベイナイト相の面積率を算出した。また、鋼板の主面中央部から幅 25 mm （圧延方向の長さ）、長さ 25 mm （圧延直角方向の長さ）、及び焼鈍した試料の厚さまの板厚方向の厚みを有する試験片を切り出し、この試験片に化学研磨を施して板厚 $1/4$ 分を減厚し、化学研磨された表面を有する試験片を得た。試験片の表面に対して、 Co 管球を用い、測定範囲 2θ を $45 \sim 105$ 度とするX線回折分析を3回実施し、得られた残留オーステナイト相のプロファイルを解析し、それぞれを平均することで、板厚 $1/4$ 部の残留オーステナイト相の面積%を得た。本手法で得られた板厚 $1/4$ 部での残留オーステナイト相の面積%とL断面での残留オーステナイト相の面積%とを同一とみなし、本手法で得られた面積%をL断面の面積率とした。

[0117] （VCの円換算直径及び体積率）

VCの円換算直径は、鋼板表面から $1/4$ 位置における、直径 3.0 mm の円形領域の抽出レプリカサンプルの透過型電子顕微鏡（TEM）観察を行い、得られたTEM像を、画像ソフトにより二値化することにより測定した。TEM像としては、無作為に選択した面積 $10\text{ }\mu\text{ m}^2$ の領域を選択した。次いで、二値化により識別される各粒子画像の面積を求め、当該面積に基づいて当該各粒子の円換算直径を算出した。そして、識別した粒子のうち、円相当直径が $10 \sim 20\text{ nm}$ の範囲にある粒子を抽出した。ここで、各鋼板についてエネルギー分散型X線分析（EDS）で確認したところ、円換算直径が $10 \sim 20\text{ nm}$ の粒子は全てVCであった。次いで、上記のように抽出した粒子、すなわち抽出した円換算直径が $10 \sim 20\text{ nm}$ のVCの総面積を求め、それを二値化像の面積（ $10\text{ }\mu\text{ m}^2$ ）で除することでVCの面積率を求めた。その面積率の値を母相に対するVCの体積率とみなし、円換算直径で 10 nm 以上 20 nm 以下のVCの体積率（%）を算出した。

[0118] （引張試験・均一伸び試験方法）

鋼板の圧延方向に直角方向からJIS 5号引張試験片を採取し、引張強度

(TS)、均一伸び (uEL)、及び降伏強度 (YS) を測定した。引張試験は、JIS 5 号引張試験片を用いた JIS-Z2201 に規定される方法で行った。均一伸び試験は、平行部長さ 50 mm の JIS 5 号試験片を用いた JIS-Z2201 に規定される方法で行った。

[0119] 3. 評価結果

上記の評価の結果を表 4 に示す。1180 MPa 以上の引張強度 (TS)、21000 MPa・% 以上の $TS \times uEL$ 、及び 800 MPa 以上の降伏強度 (YS) を示す鋼板を、優れた均一伸び特性、高強度、及び高降伏強度を有する鋼板として評価した。

[0120]

[表4]

表 4

例番号	鋼種	焼き戻し マルテンサイト 面積率 (%)	フェライト 面積率 (%)	残留 オーステナイト 面積率 (%)	ベイナイト 面積率 (%)	円換算直径 10~20nmの VC体積率 (%)	TS (MPa)	TS×uEL (MPa%)	YS (MPa)	
1	A	71	11	13	0	0.42	1310	22532	900	実施例
2	A	73	10	12	0	0.35	1280	23168	850	実施例
3	A	72	12	12	0	0.04	1388	24706	715	比較例
4	B	82	2	12	0	1.10	1508	26692	1214	実施例
5	B	72	10	14	0	0.90	1608	28783	1108	実施例
6	B	78	5	12	0	0.27	1350	21390	762	比較例
7	C	76	8	14	0	1.60	1490	25330	1345	実施例
8	C	80	2	12	4	1.65	1502	24783	1375	実施例
9	C	79	10	7	0	0.29	1650	18150	789	比較例
10	D	77	4	16	0	0.68	1510	37750	1070	実施例
11	D	78	5	17	0	0.13	1356	28424	695	比較例
12	D	0	87	9	0	0.08	1356	15583	687	比較例
13	E	77	4	12	3	0.64	1241	21221	1005	実施例
14	E	58	20	21	0	0.04	1383	21437	782	比較例
15	F	60	18	11	0	0.51	1467	22592	973	実施例
16	F	79	2	18	0	0.08	1267	28253	721	比較例
17	G	64	24	11	0	0.66	1480	21608	1005	実施例
18	G	67	20	13	0	0.06	1412	21321	671	比較例
19	G	79	1	18	0	0.67	1571	30006	1004	実施例
20	H	68	2	17	0	0.70	1610	30107	959	実施例
21	H	64	15	8	10	0.27	1275	19950	764	比較例
22	I	80	0	13	0	0.68	1578	25090	1028	実施例
23	I	72	2	7	0	0.29	1610	14490	798	比較例
24	J	84	1	11	3	0.75	1548	24923	1052	実施例
25	J	76	0	19	0	0.28	1327	32067	797	比較例
26	J	99	0	0	0	0.78	1598	6392	1521	比較例
27	J	59	32	8	0	0.21	1396	20661	782	比較例
28	K	77	0	16	0	0.31	1514	21499	816	実施例
29	K	22	2	12	0	0.21	1478	16258	780	比較例
30	K	79	0	17	0	0.32	1465	26517	821	実施例
31	L	75	5	14	4	1.87	1611	26420	1462	実施例
32	L	40	16	8	0	0.92	1402	12338	1106	比較例
33	L	60	9	21	0	0.28	1371	36290	785	比較例
34	D	78	2	14	0	0.72	1478	25422	1021	実施例
35	H	58	15	16	10	0.27	1182	21394	788	比較例
36	M	70	3	13	0	1.10	1566	21924	1054	実施例
37	N	67	4	11	0	1.40	1571	25136	1221	実施例
38	O	80	2	14	0	1.40	1621	24963	1292	実施例
39	P	78	1	17	0	1.20	1581	30039	1218	実施例
40	Q	85	0	11	0	1.05	1621	23667	1105	実施例
41	R	81	0	16	0	1.09	1551	29469	1097	実施例
42	S	82	0	14	0	0.87	1548	23839	1077	実施例
43	T	76	2	17	0	0.89	1560	29172	1109	実施例
44	U	78	8	11	0	0.91	1602	27234	1110	実施例
45	V	39	57	0	0	1.10	1051	13348	1035	比較例
46	W	67	0	9	0	0.45	1469	14543	987	比較例
47	X	58	0	29	0	0.00	1370	43703	611	比較例
48	Y	69	19	2	0	2.10	1578	7259	1554	比較例

[0121] 上記例番号10、11、31、33及び47について、耐水素脆化特性を評価した。評価の方法は次のとおりである。

[0122] (耐水素脆化特性の評価方法)

例番号 10、11、31、33 及び 47 の鋼板から、クリアランス 10 % で 30 mm ϕ に打ち抜いた試験片をそれぞれ 3 つ採取し、打ち抜いた試験片を pH 1 の塩酸水溶液に 48 時間浸漬し、打ち抜き端面の割れの有無を光学顕微鏡で観察した。3 つの試験片のすべてが、48 時間の浸漬後に割れが認められないものを合格とした。

[0123] 上記の評価の結果を表 5 に示す。48 時間の浸漬後に 3 つの試験片のすべてにおいて割れを示さなかった鋼板を、優れた耐水素脆化特性を有する鋼板として評価し、表 5 において耐水素脆化特性「○」と示し、試験片が 1 つでも割れを示した鋼板を表 5 において耐水素脆化特性「×」と示した。

[0124] [表5]

表5

例番号	鋼種	円換算直径10~20nm のVC体積率(%)	耐水素脆化 特性	
10	D	0.68	○	実施例
11	D	<u>0.13</u>	×	比較例
31	L	1.87	○	実施例
33	L	<u>0.28</u>	×	比較例
47	<u>X</u>	<u>0.00</u>	×	比較例

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.18%超0.32%未満、

Si : 0.01%以上3.50%未満、

Mn : 4.20%超6.50%未満、

sol. Al : 0.001%以上1.50%未満、

V : 0.10%超1.20%以下、

P : 0.100%以下、

S : 0.010%以下、

N : 0.050%未満、

O : 0.020%未満、

Cr : 0%以上0.50%未満、

Mo : 0%以上2.00%以下、

W : 0%以上2.00%以下、

Cu : 0%以上2.00%以下、

Ni : 0%以上2.00%以下、

Ti : 0%以上0.300%以下、

Nb : 0%以上0.300%以下、

B : 0%以上0.010%以下、

Ca : 0%以上0.010%以下、

Mg : 0%以上0.010%以下、

Zr : 0%以上0.010%以下、

REM : 0%以上0.010%以下、

Sb : 0%以上0.050%以下、

Sn : 0%以上0.050%以下、及び

Bi : 0%以上0.050%以下

を含有し、残部が鉄および不純物であり、

L断面において表面から厚みの1/4位置における金属組織が、面

積%で、25%以上90%以下の焼き戻しマルテンサイト相、及び10%以上75%以下の残留オーステナイト相を含み、円換算直径で10nm以上20nm以下のVCを体積率にて0.30%以上2.20%以下含む

鋼板。

[請求項2]

質量%で、

Cr: 0.01%以上0.50%未満、

Mo: 0.01%以上2.00%以下、

W: 0.01%以上2.00%以下、

Cu: 0.01%以上2.00%以下、

Ni: 0.01%以上2.00%以下、

Ti: 0.005%以上0.300%以下、

Nb: 0.005%以上0.300%以下、

B: 0.0001%以上0.010%以下、

Ca: 0.0001%以上0.010%以下、

Mg: 0.0001%以上0.010%以下、

Zr: 0.0001%以上0.010%以下、

REM: 0.0001%以上0.010%以下、

Sb: 0.0005%以上0.050%以下、

Sn: 0.0005%以上0.050%以下、及び

Bi: 0.0005%以上0.050%以下

からなる群から選択される1種又は2種以上をさらに含有する、請求項1に記載の鋼板。

[請求項3]

前記鋼板の表面に熔融亜鉛めっき層を有する、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項4]

前記鋼板の表面に合金化熔融亜鉛めっき層を有する、請求項1または2に記載の鋼板。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2020/005390

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C21D 9/46 (2006.01) i; C22C 38/00 (2006.01) i; C22C 38/60 (2006.01) i

FI: C22C38/00 302A; C22C38/00 301T; C22C38/60; C22C38/00 301S;
C21D9/46 G; C21D9/46 J; C21D9/46 P

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C21D9/46; C22C38/00; 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 1971-2020

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 2018/151318 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 23.08.2018 (2018-08-23)	1-4
A	JP 2017-145469 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 24.08.2017 (2017-08-24)	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

"I" 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

23 April 2020 (23.04.2020)

Date of mailing of the international search report

12 May 2020 (12.05.2020)

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/JP2020/005390

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
WO 2018/151318 A1	23 Aug. 2018	EP 3584347 A1 KR 10-2019-0107077 A CN 110325656 A	
JP 2017-145469 A	24 Aug. 2017	(Family: none)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 302A; C22C38/00 301T; C22C38/60; C22C38/00 301S; C21D9/46 G; C21D9/46 J; C21D9/46 P														
B. 調査を行った分野														
調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C21D9/46; C22C38/00; 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 <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>			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													
国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）														
C. 関連すると認められる文献														
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号												
A	WO 2018/151318 A1（新日鐵住金株式会社）23.08.2018（2018 - 08 - 23）	1-4												
A	JP 2017-145469 A（新日鐵住金株式会社）24.08.2017（2017 - 08 - 24）	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。														
<table border="0"> <tr> <td>* 引用文献のカテゴリー</td> <td>“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</td> </tr> <tr> <td>“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</td> <td>“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</td> </tr> <tr> <td>“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</td> <td>“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</td> </tr> <tr> <td>“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）</td> <td>“&” 同一パテントファミリー文献</td> </tr> <tr> <td>“O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献</td> <td></td> </tr> <tr> <td>“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</td> <td></td> </tr> </table>			* 引用文献のカテゴリー	“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	“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	“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	“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	“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	“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）	“&” 同一パテントファミリー文献	“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	
* 引用文献のカテゴリー	“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													
“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	“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													
“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	“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													
“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）	“&” 同一パテントファミリー文献													
“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														
国際調査を完了した日 23.04.2020	国際調査報告の発送日 12.05.2020													
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） 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/JP2020/005390

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2018/151318	A1	23.08.2018	EP	3584347	A1	
				KR	10-2019-0107077	A	
				CN	110325656	A	
JP			2017-145469	A	24.08.2017	(ファミリーなし)	