

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関  
国際事務局

(43) 国際公開日  
2020年10月15日(15.10.2020)



(10) 国際公開番号

WO 2020/208979 A1

- (51) 国際特許分類:  
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)  
C22C 18/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)  
C22C 18/04 (2006.01) B22D 11/124 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2020/009390
- (22) 国際出願日: 2020年3月5日(05.03.2020)
- (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 2019-075691 2019年4月11日(11.04.2019) JP
- (71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 川田 裕之 (KAWATA Hiroyuki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 棚井 澄雄, 外 (TANAI Sumio et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 Tokyo (JP).
- (81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

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

(54) 発明の名称: 鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: This steel sheet has a prescribed chemical composition. The microstructure of the steel sheet is, by volume fraction, 10% – 75% ferrite, 20% – 90% martensite, 0% – 5% retained austenite, a total of 0% – 50% bainite and bainitic ferrite, and 0% – 5% pearlite. Unrecrystallized ferrite is 0% – 25% of the ferrite. Cementite included in the martensite satisfies a prescribed relational expression. The density of transient carbides included in the martensite is at least  $1.0 \times 10^{13}/m^3$ . The density of coarse inclusions that have a circle equivalent diameter of at least 10  $\mu m$  is no more than  $0.50/mm^2$ . The ratio between the maximum value for the Vickers hardness and the minimum value for the Vickers hardness at a plane that is parallel to the surface of the steel sheet and is 1/4 of the sheet thickness from the surface of the steel sheet in the sheet thickness direction is no more than 1.40, and the average value of the minimum distance between peaks on a distribution map for the Vickers hardness is no more than 1.00 mm.

(57) 要約: この鋼板は、所定の化学組成を有し、ミクロ組織が、体積分率で、フェライト: 10~75%、マルテンサイト: 20~90%、残留オーステナイト: 0~5%、ベイナイトおよびベイニティックフェライトの合計: 0~50%、パーライト: 0~5%を含有し、前記フェライトに占める未再結晶フェライトの割合が0~25%であり、前記マルテンサイトに含まれるセメンタイトが、所定の関係式を満たし、前記マルテンサイトに含まれる遷移炭化物の密度が $1.0 \times 10^{13}$ 個/ $m^3$ 以上であり、円相当径10 $\mu m$ 以上の粗大介在物の密度が $0.50$ 個/ $mm^2$ 以下であり、前記表面から前記板厚方向に前記板厚の1/4の位置の前記表面と平行な面において、ピッカース硬さの最大値と前記ピッカース硬さの最小値との比が1.40以下であり、前記ピッカース硬さの分布マップを作成したとき、前記ピッカース硬さのピーク同士の最小距離の平均値が1.00mm以下である。

WO 2020/208979 A1

添付公開書類：

- 一 国際調査報告（条約第21条(3)）

## 明 細 書

発明の名称： 鋼板およびその製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、鋼板及びその製造方法に関する。

本願は、2019年04月11日に、日本に出願された特願2019-075691号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

### 背景技術

[0002] 近年、自動車には、車体を軽量化して燃費を高め、炭酸ガスの排出量を低減するため、また、衝突時、衝突エネルギーを吸収して、搭乗者の保護・安全を確保するため、高強度鋼板が多く使用されている。しかし、一般に、鋼板を高強度化すると、変形能（延性、曲げ性等）が低下し、衝撃変形において生じる局所的な大ひずみ領域において破断が生じやすくなる。このことは、高強度化による軽量化の障壁となることから、様々な対策が提案されている。

[0003] 例えば特許文献1には、高い強度と優れた成形性とを両立できる引張強さが900MPa以上の高強度鋼板が開示されている。特許文献1では、鋼組織において、面積率で、フェライトを5%以上80%以下、オートテンパーダマルテンサイトを15%以上有するとともに、ベイナイトを10%以下、残留オーステナイトを5%以下、焼入れままのマルテンサイトを40%以下とし、オートテンパーダマルテンサイトの平均硬さをHV $\leq$ 700、かつオートテンパーダマルテンサイト中における5nm以上0.5 $\mu$ m以下の鉄系炭化物の平均析出個数を1mm<sup>2</sup>あたり $5 \times 10^4$ 個以上としている。

また、特許文献2には、900MPa以上の引張強さを有し、かつ良好な溶接性を有し、伸びも良好である薄鋼板が開示されている。特許文献2の薄鋼板は、フェライトを面積率で25%以上65%以下、マルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトを面積率で35%以上75%以下、残部組織として前記フェライトおよび前記マルテンサイト以外を面積率合計

で20%以下(0%を含む)含み、前記フェライトおよび前記マルテンサイトの平均粒径がそれぞれ5 $\mu$ m以下であり、前記フェライトと前記マルテンサイトとの界面上のSiおよびMnの合計が原子濃度で5%以上である鋼組織を有していると開示されている。

また、特許文献3には、フェライト及びベイナイトを合計で60面積%以上、並びに残留オーステナイトを3面積%以上、20面積%以下含有し、前記フェライト及びベイナイトの平均粒径が0.5 $\mu$ m以上、6.0 $\mu$ m以下、前記残留オーステナイト中のC濃度が0.5質量%以上、1.2質量%以下である鋼組織を有し、鋼板表面から50 $\mu$ m深さ位置における圧延方向に展伸したMn濃化部及びSi濃化部の圧延直角方向の平均間隔が1000 $\mu$ m以下である元素濃度分布を有し、鋼板表面のクラックの最大深さが4.5 $\mu$ m以下であり、かつ、幅6 $\mu$ m以下で深さ2 $\mu$ m以上のクラックの数密度が10個/50 $\mu$ m以下である表面性状を有し、引張強度(TS)が800MPa以上、1200MPa以下、3%以上、8%以下の塑性ひずみ域における加工硬化指数( $n_{3-8}$ )が0.10以上、曲げ性が下記(1)式を満たす機械特性を有する冷延鋼板が開示されている。

## 先行技術文献

## 特許文献

- [0004] 特許文献1：国際公開第2009/096596号  
特許文献2：国際公開第2018/030503号  
特許文献3：日本国特許第5659929号公報

## 発明の概要

## 発明が解決しようとする課題

- [0005] 上述の通り、高強度鋼板において、成形性－強度バランスの向上に加え、耐衝撃性の向上が求められていることに鑑み、本発明は、高強度鋼板(亜鉛めっき鋼板、亜鉛合金めっき鋼板、合金化亜鉛めっき鋼板、合金化亜鉛合金めっき鋼板を含む)であって、成形性、強度及び耐衝撃性に優れる鋼板、及

び、その製造方法を提供することを目的とする。本発明において高強度とは、鋼板の強度として、衝撃変形時に十分なエネルギーを吸収するために必要とされる最大引張応力（TS）が900MPa以上であることを指す。

### 課題を解決するための手段

[0006] 本発明者らは、上記課題を解決する手法について鋭意研究した。その結果、（i）鋼板におけるミリメートルレベルでの均質性（以下、マクロな均質性）を高め、かつ、ミクロ組織は軟質組織とマルテンサイトとを主体とする硬質組織を含む組織として、マイクロメートルレベルでの均質性（以下、ミクロな均質性）は下げた不均質組織とすることにより、衝撃変形の局在化を抑制できること、更に、（ii）このような硬質組織はセメントイトと遷移炭化物とを含むことで、衝撃時に容易に塑性変形が開始して、破壊の発生を抑えられること、を見出した。

本発明は、上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は以下のとおりである。

[0007] [1] 本発明の一態様に係る鋼板は、化学組成が、質量%で、C：0.050%～0.180%、Si：0.01%～1.20%、Mn：0.80%～3.00%、Al：0.005%～0.600%、Ti：0.005%～0.120%、P：0.050%以下、S：0.0080%以下、N：0.0125%以下、O：0.0040%以下、Nb：0～0.075%、V：0～1.000%、Cr：0～1.50%、Ni：0～1.50%、Cu：0～1.50%、Mo：0～1.00%、W：0～1.000%、B：0～0.0060%、Sn：0～1.000%、Sb：0～0.200%、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上の合計：0～0.0100%、を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、表面から板厚方向に板厚の1/8の位置～前記表面から前記板厚方向に前記板厚の3/8の位置の範囲におけるミクロ組織が、体積分率で、フェライト：10～75%、マルテンサイト：20～90%、残留オーステナイト：0～5%、ベイナイトおよびベイニティックフェライトの合計：0～50%、パーライト：0～

5%、を含有し、前記フェライトに占める未再結晶フェライトの割合が0～25%であり、前記マルテンサイトに含まれるセメンタイトが、下記式(1)を満たし、前記マルテンサイトに含まれる遷移炭化物の密度が $1.0 \times 10^{13}$ 個/ $m^3$ 以上であり、円相当径 $10 \mu m$ 以上の粗大介在物の密度が $0.50$ 個/ $mm^2$ 以下であり、前記表面から前記板厚方向に前記板厚の $1/4$ の位置の前記表面と平行な面において、ビッカース硬さの最大値 $Hv_{max}$ と前記ビッカース硬さの最小値 $Hv_{min}$ との比が $1.40$ 以下であり、前記ビッカース硬さの分布マップを作成したとき、前記ビッカース硬さのピーク同士の最小距離の平均値が $1.00 mm$ 以下である。

[数1]

$$1.00 \leq \sum_{i=1}^5 d_i^{0.80} \cdot a_i^{1.30} \leq 10.00 \quad \dots \text{式(1)}$$

式(1)において、 $d_i$ は*i*番目に円相当径が大きなセメンタイト粒子における単位 $\mu m$ での粒子径を表し、 $a_i$ は*i*番目に円相当径が大きなセメンタイト粒子におけるアスペクト比を示す。

[2] [1]に記載の鋼板は、前記化学組成が、質量%で、Nb： $0.005 \sim 0.075$ %、V： $0.010 \sim 1.000$ %、Cr： $0.05 \sim 1.50$ %、Ni： $0.05 \sim 1.50$ %、Cu： $0.05 \sim 1.50$ %、Mo： $0.03 \sim 1.00$ %、W： $0.030 \sim 1.000$ %、B： $0.0005 \sim 0.0060$ %、Sn： $0.010 \sim 1.000$ %、Sb： $0.005 \sim 0.200$ %、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上の合計： $0.0001 \sim 0.0100$ %、からなる群から選択される1種または2種以上を含有してもよい。

[3] [1]または[2]に記載の鋼板では、前記マイクロ組織において、旧オーステナイト粒の平均粒径が $5.0 \mu m$ 以下であり、かつ前記旧オーステナイト粒の平均アスペクト比が $2.50$ 以下であってもよい。

[4] [1]～[3]のいずれかに記載の鋼板は、前記マイクロ組織に含まれる前記マルテンサイトが、 $1.0 \times 10^{13}/m^2$ 以上の転位を有してもよい。

[5] [1] ~ [4] のいずれかに記載の鋼板は、前記表面に亜鉛めっき層が形成されていてもよい。

[6] [1] ~ [4] のいずれかに記載の鋼板は、前記表面に亜鉛合金めっき層が形成されていてもよい。

[7] [5] または [6] に記載の鋼板は、前記亜鉛めっき層または前記亜鉛合金めっき層中の Fe 含有量が、質量%で、7.0%以上、13.0%以下であってもよい。

[8] 本発明の別の態様に係る鋼板の製造方法は、[1] ~ [4] に記載の鋼板を製造する方法であって、[1] に記載の化学組成を有する溶鋼を、表面温度で700~550℃の範囲における平均冷却速度が10℃/時~75℃/時となるように鑄造して、厚さが100~500mm以下の鑄片を得る鑄造工程と、前記鑄片を、1200~1350℃に加熱し、加熱後の前記鑄片を熱間圧延して熱延鋼板とする熱間圧延工程と、前記熱延鋼板を、100℃以下まで冷却する冷却工程と、前記熱延鋼板を、合計圧下率30~90%、冷間圧延完了温度が250℃以下となるように冷間圧延して冷延鋼板とする冷間圧延工程と、前記冷延鋼板を、760℃以上、 $A_{c3} + 20$ ℃以下の焼鈍温度に加熱し、80℃以下まで冷却する焼鈍工程と、を有し、前記熱間圧延工程では、1050℃以上で施す圧下において、式(2)を満たし、合計圧下率を60%以上とし、1050℃未満で施す圧下において、式(3)を満たす圧延条件で施し、前記冷却工程では、前記熱間圧延の完了温度から630℃までの平均冷却速度を20℃/秒以上とし、630~500℃の温度範囲において、式(4)を満たし、前記焼鈍工程では、前記焼鈍温度への加熱過程において、400~550℃の温度範囲における平均加熱速度が3.0℃/秒以上であり、550~ $A_{c1}$ ℃の温度範囲において、式(5)を満たし、 $A_{c1} \sim (A_{c1} + 20)$ ℃の温度範囲において、平均加熱速度が1.0℃/秒以上であり、前記焼鈍温度からの冷却過程において、720~550℃の温度範囲における平均冷却速度が10℃/秒以上であり、550~( $M_s - 80$ )℃の温度範囲において、式(6)を満たし、 $M_s \sim (M_s$

−25) °Cの温度範囲における平均冷却速度が10 °C/秒以上であり、Ms  
 ~80 °Cの温度範囲において、式(7)を満たす。

[数2]

$$\sum_{i=1}^n A_1 \cdot \left( \frac{1}{1 + 12.1[\text{Nb}]} + \frac{1}{1 + 4.8 \cdot ([\text{Ti}] - 3.0[\text{N}])} + \frac{1}{1 + 93.3[\text{B}]} \right)^{-1} \\
 \cdot (T'_i - 1050)^{\frac{1}{6}} \cdot \frac{h_{i-1} - h_i}{h_{i-1}^{1.5}} \\
 \cdot t_i^{0.5} \cdot \exp\left(\frac{A_2}{T_i + 273} - \frac{A_3}{T'_i + 273}\right) \geq 1.00 \quad \dots \text{式(2)}$$

[数3]

$$R_{m+n} \leq 10.00 \quad \dots \text{式(3)}$$

[数4]

$$1.00 \times 10^{-7} \geq P_{13} \geq 1.00 \times 10^{-8} \quad \dots \text{式(4)}$$

[数5]

$$10.00 \geq \sum_{i=1}^{10} A_{18} \cdot \left\{ \ln\left(\frac{100}{100-r}\right) \right\}^{\frac{2}{3}} \\
 \cdot \exp\left(-\frac{A_{19}}{823 + (0.1i - 0.05) \cdot (Ac1 - 550)}\right) \\
 \cdot \left(\frac{A_{20} \cdot E_4^{\frac{1}{3}}}{1 + 13[\text{Nb}] + 7[\text{Ti}] - 21[\text{N}]}\right)^{\frac{T_i}{275}} \cdot t_i \geq 1.00 \quad \dots \text{式(5)}$$

[数6]

$$-2.00 \leq \sum_{i=1}^{10} C_i \cdot D_i \leq 2.00 \quad \dots \text{式(6)}$$

[数7]

$$\begin{aligned}
0.00 \leq & \sum_{i=1}^{10} \left\{ 1 - \exp(-E_6 - A_{25}) \right\} \\
& \cdot \left\{ 1 - \exp \left( - \frac{A_{26} \cdot [Ms - T_{i,\min}]}{1 + 0.5[Mn] + 0.2[Cr] + 0.4[Ni]} \right) \right\} \\
& \cdot \left\{ A_{27} \cdot \exp \left( - \frac{A_{28}}{T_i + 273} \right) - A_{29} \right. \\
& \cdot \left. \exp \left( A_{30} \cdot [T_i - A_{31} - A_{32} \cdot \ln([Si] + 0.3[Al])] \right) \cdot (1 - \exp[E_6 - A_{25}])^{-0.5} \right\} \\
& \cdot dt^{0.5} \leq 3.00
\end{aligned}$$

・・・式(7)

式(2)において、[Nb]、[Ti]、[B]はそれぞれの含有量を示し、 $A_1$ 、 $A_2$ 、および $A_3$ は定数項であり、 $T_i$ は*i*番目の圧延を施した単位℃での温度であり、 $T'_i$ は単位℃での、*i*番目の圧延を施した温度 $T_i$ と、*i*+1回目の圧延を施した温度 $T_{i+1}$ との平均温度であり、 $h_i$ は*i*番目の圧延を施して得られる鋼板の単位mmでの厚さを表す。

式(3)において、 $R_{m+n}$ は、1050℃以上での熱間圧延の総回数*n*と1050℃未満での熱間圧延の総回数*m*とを行った際の、1050℃未満の温度域における熱間圧延による組織の微細化挙動を表す指数である。

式(4)において、 $P_{13}$ は、630℃から500℃までの温度域における析出の進行度合いを表す指標であり、

式(5)において、 $A_{18}$ 、 $A_{19}$ 、 $A_{20}$ はいずれも定数であり、[Nb]、[Ti]、[N]は各元素の質量%での含有量を示し、 $t_i$ は550℃から数えて*i*番目の温度域における単位秒での滞在時間を示し、 $E_4$ は、式(4)で得られる値であり、

式(6)において、 $C_i$ は、計算開始から*i*番目の時間範囲における、ベイナイト変態の進行度合いを表す指標であり、 $D_i$ は、計算開始から*i*番目の時間範囲における、ベイナイト変態に伴うセメントタイトの生成しやすさを表す

指標である。

式(7)において、 $E_6$ は前記式(6)の中辺の値であり、 $A_{25}$ 、 $A_{26}$ 、 $A_{27}$ 、 $A_{28}$ 、 $A_{29}$ 、 $A_{30}$ 、 $A_{31}$ 、 $A_{32}$ は定数項であり、 $M_s$ はマルテンサイト変態開始温度であり、 $T_i$ は*i*番目の時間範囲における平均温度である。 $T_{i, min}$ は前記 $M_s$ に到達してから*i*番目の時間範囲までの $T_i$ のうち、最小の値である。また、[元素記号]は各元素の質量%での含有量を示し、 $dt$ は、単位秒での前記マルテンサイト変態開始温度に到達してから $80^{\circ}\text{C}$ に至るまでの経過時間を10等分した時間を示す。

[9] [8]に記載の鋼板の製造方法は、前記焼鈍工程において、前記焼鈍温度での保持時間が3.0秒以上、200秒以下であってもよい。

[10] [8]または[9]に記載の鋼板の製造方法は、前記焼鈍工程の後に、伸び率が3.00%以下の調質圧延を行う調質圧延工程を含んでもよい。

[11] [8]～[10]のいずれかに記載の鋼板の製造方法は、前記焼鈍工程の冷却過程において、前記冷延鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施してもよい。

[12] [8]～[10]のいずれかに記載の鋼板の製造方法は、前記焼鈍工程の前記冷却過程において、前記冷延鋼板に溶融亜鉛合金めっき処理をしてもよい。

[13] [11]または[12]に記載の鋼板の製造方法は、前記焼鈍工程の前記冷却過程において、前記溶融めっき処理後または前記溶融亜鉛合金めっき処理後に合金化処理を施してもよい。

## 発明の効果

[0008] 本発明の上記態様によれば、成形性、強度及び耐衝撃性に優れる鋼板及びその製造方法を提供できる。このような鋼板は、高強度化による自動車車体の軽量化に有効である。

## 図面の簡単な説明

[0009] [図1]切欠き引張試験の試験片の形状を示す図である。

[図2]鋼板における硬さ分布の模式図であり、図中のAは、本発明鋼における硬さ分布を示し、Bは比較鋼（硬さピーク間の距離が過剰に離れている例）における硬さ分布を示し、Cは比較鋼（硬さの最大値と最小値の差が過剰に大きい例）における硬さ分布を示す。

[図3A]本発明鋼におけるミクロな均質性が低い（不均質な）ミクロ組織の様態を示す模式図である。

[図3B]本発明鋼における、ミクロな均質性が低い（不均質な）ミクロ組織の、構成組織の割合と、それぞれの硬さ（強度に相当）の例を示す模式図である。

[図3C]ミクロな均質性が高い（均一な）ミクロ組織の様態を示す模式図である。

[図3D]ミクロな均質性が高いミクロ組織における構成組織の割合と、その硬さの例を示す模式図である。

[図4A]ミクロな均質性が低い（不均質な）ミクロ組織における破壊現象の模式図であり、変形に伴ってマルテンサイト中の粗大なセメンタイトに割れが発生した様子を表す図である。

[図4B]図4Aに続いて、更に変形が進行し、マルテンサイト中の粗大なセメンタイトにおいて発生した割れが、周辺のマルテンサイトに伝播した様子を表す模式図である。

[図4C]図4Bに続いて、更に変形が進行し、マルテンサイトを貫通した割れが周辺のフェライトや近辺の別のマルテンサイトへと伝播する様子を表す模式図である。

### 発明を実施するための形態

[0010] 以下、本発明の一実施形態に係る鋼板（本実施形態に係る鋼板）およびその製造条件について、順次説明する。

最初に、本実施形態に係る鋼板の成分組成（化学組成）の限定理由について説明する。以下、成分組成に係る％は、質量％を意味する。

[0011] C : 0.050 ~ 0.180 %

Cは、鋼の強度を大きく高める元素である。C含有量が0.050%未満であると、十分な引張強度（最大引張強度）が得られない。そのため、C含有量は0.050%以上とする。引張強度を高めるため、C含有量は、好ましくは0.060%以上、より好ましくは0.070%以上である。

一方、C含有量が0.180%を超えると、熱処理後に多量の残留オーステナイトが生成し、耐衝撃性が十分に改善されない。そのため、C含有量は0.180%以下とする。耐衝撃性を更に向上させるため、C含有量は、0.160%以下が好ましく、0.140%以下がより好ましい。

[0012] Si : 0.01~1.20%

Siは、鉄系炭化物を微細化し、強度-成形性-耐衝撃性バランスの向上に寄与する元素であるが、Siを過剰に含有させると鋼が脆化する。

Si含有量を0.01%未満に低減すると、マルテンサイト変態の直後から粗大な鉄系炭化物が生成し、耐衝撃性が劣化する。そのため、Si含有量は0.01%以上とする。Siは強度-成形性バランスを特に高めるので、Si含有量を0.05%以上とすることが好ましく、0.10%以上とすることがより好ましい。

一方、特に、Si含有量が1.20%を超えると、破壊の起点として働く粗大なSi酸化物が形成される場合があり、耐衝撃性が劣化する懸念が生じる。そのため、Si含有量は1.20%以下とする。また、固溶Siはフェライトの破壊を促進する元素である。そのため、更に耐衝撃性を高める場合、Si含有量は1.00%以下が好ましく、0.80%以下がより好ましい。

[0013] Mn : 0.80~3.00%

Mnは、鋼の焼入れ性を高めて、強度の向上に寄与する元素である。Mn含有量が0.80%未満であると、焼鈍の冷却過程で軟質な組織が生成して、所要の強度を確保することが難しくなる。そのため、Mn含有量は0.80%以上とする。好ましくは1.00%以上、より好ましくは1.20%以上である。

一方、Mn含有量が3.00%を超えると、鑄造時のMnの偏在により、鋼板内のマクロな均質性が損なわれて耐衝撃性が劣化する。このため、Mn含有量は3.00%以下とする。良好な耐衝撃性を確保する点で、Mn含有量は、2.80%以下が好ましく、2.60%以下がより好ましい。

[0014] Al : 0.005~0.600%

Alは、脱酸材として機能する元素である。Al含有量が0.005%未満であると、脱酸効果が十分に得られない。そのため、Al含有量は0.005%以上とする。好ましくは0.010%以上、より好ましくは0.020%以上である。

一方、Alは破壊の起点となる粗大な酸化物を形成し、鋼を脆化させる元素でもある。Al含有量が0.600%を超えると、破壊の起点として働く粗大な酸化物が多数生成し、鑄片が割れ易くなる。そのため、Al含有量は0.600%以下とする。成形性と耐衝撃性とのバランスを高めるには、Al含有量は0.450%以下が好ましく、0.300%以下がより好ましい。

[0015] Ti : 0.005~0.120%

Tiは、破壊の起点として働く粗大な介在物を生成するS、N、Oを低減する効果を有する元素である。また、Tiは組織を微細化し、強度-成形性-耐衝撃性バランスを高める効果を有する元素である。これらの効果を得るため、Ti含有量を0.005%以上とする。Ti含有量は、0.010%以上が好ましい。

一方、Ti含有量が過剰になると粗大なTi硫化物、Ti窒化物及び/またはTi酸化物が形成され、却って成形性-耐衝撃性バランスが劣化することがある。この観点から、Ti含有量は0.120%以下とする。また、Tiの含有によって冷間圧延後の加熱中における再結晶が抑制され、未再結晶フェライトが残存して成形性が劣化する場合がある。この観点から、Ti含有量は0.075%以下とすることが好ましく、0.060%以下とすることがより好ましい。

[0016] P : 0.050%以下

Pは、鋼を脆化させる、また、スポット溶接で生じる溶融部を脆化させる元素である。P含有量が0.050%を超えると、鋼板が脆化して生産工程において割れ易くなる。そのため、P含有量は0.050%以下とする。生産性の観点から、Pは0.035%以下が好ましく、0.020%以下がより好ましい。

P含有量の下限は0%を含むが、P含有量を0.001%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇するので、実用鋼板上、0.001%が実質的な下限である。

[0017] S : 0.0080%以下

Sは、Mn硫化物を形成し、延性、穴拡げ性、伸びフランジ性、及び、曲げ性などの成形性や耐衝撃性を損なう元素である。S含有量が0.0080%を超えると、成形性が著しく低下するので、S含有量は0.0080%以下とする。成形性と耐衝撃性とのバランスを高めるため、S含有量は0.0060%以下が好ましく、0.0040%以下がより好ましい。

S含有量の下限は0%を含むが、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するので、実用鋼板上、0.0001%が実質的な下限である。

[0018] N : 0.0125%以下

Nは、窒化物を形成し、延性、穴拡げ性、伸びフランジ性、及び、曲げ性などの成形性を阻害する元素である。N含有量が0.0125%を超えると、成形性が劣化する。そのため、N含有量は0.0125%以下とする。また、Nは、溶接時に溶接欠陥を発生させて生産性を阻害する元素である。そのため、N含有量は、好ましくは0.0080%以下であり、より好ましくは0.0060%以下である。

N含有量の下限は0%を含むが、N含有量を0.0005%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇するので、実用鋼板上、0.0005%が実質的な下限である。

[0019] O : 0.0040%以下

Oは、酸化物を形成し、延性、穴拡げ性、伸びフランジ性、及び、曲げ性などの成形性を阻害する元素である。O含有量が0.0040%を超えると、成形性が著しく低下する。そのため、O含有量は0.0040%以下とする。好ましくは0.0030%以下、より好ましくは0.0020%以下である。

O含有量の下限は0%を含むが、O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するので、実用鋼板上、0.0001%が実質的な下限である。

[0020] Nb : 0~0.075%

Nbは、析出物による強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒化強化及び再結晶の抑制による転位強化によって、鋼板強度の向上に寄与する元素である。Nbは必ずしも含有させなくてよいので、Nb含有量の下限は0%を含むが、Nbの強度向上効果を十分に得るには、Nb含有量は0.005%以上が好ましく、0.010%以上がより好ましい。

一方、Nb含有量が過剰になると、再結晶の抑制によって未再結晶フェライトが残存し、成形性が劣化する。そのため、Nb含有量を0.075%以下とする。成形性の観点からは、Nb含有量は好ましくは0.050%以下であり、より好ましくは0.040%以下である。

[0021] V : 0~1.000%

Vは、析出物による強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒化強化及び再結晶の抑制による転位強化によって、鋼板強度の向上に寄与する元素である。Vは必ずしも含有させなくてよいので、V含有量の下限は0%を含むが、V含有による強度向上効果を十分に得るには、V含有量は、0.010%以上が好ましく、0.030%以上がより好ましい。

一方、V含有量が1.000%を超えると、炭窒化物が多量に析出して、成形性が低下する。そのため、V含有量は、1.000%以下とする。好ましくは0.200%以下である。

[0022] Cr : 0 ~ 1.50%

Crは、鋼の焼入れ性を高め、鋼板強度の向上に寄与する元素であり、Mnの一部に替わり得る元素である。Crは必ずしも含有させなくてよいので、Cr含有量の下限は0%を含むが、Cr含有による強度向上効果を十分に得るには、Cr含有量は、0.05%以上が好ましく、0.20%以上がより好ましい。

一方、Cr含有量が1.50%を超えると、破壊の起点として働きうる粗大なCr炭化物が形成される懸念がある。そのため、Cr含有量は1.50%以下とする。好ましくは0.80%以下である。

[0023] Ni : 0 ~ 1.50%

Niは、高温での相変態を抑制し、鋼板強度の向上に寄与する元素であり、Mnの一部に替わり得る元素である。Niは必ずしも含有させなくてよいので、Ni含有量の下限は0%を含むが、Ni含有による強度向上効果を十分に得るには、Ni含有量は、0.05%以上が好ましく、0.20%以上がより好ましい。

一方、Ni含有量が1.50%を超えると、溶接性が低下する。そのため、Ni含有量は1.50%以下とする。好ましくは1.00%以下である。

[0024] Cu : 0 ~ 1.50%

Cuは、微細な粒子で鋼中に存在し、鋼板強度の向上に寄与する元素であり、C及び/又はMnの一部に替わり得る元素である。Cuは必ずしも含有させなくてよいので、Cu含有量の下限は0%を含むが、Cuによる強度向上効果を十分に得るには、Cu含有量は、0.05%以上が好ましく、0.15%以上がより好ましい。

一方、Cu含有量が1.50%を超えると、溶接性が低下する。そのため、Cu含有量は1.50%以下とする。好ましくは0.80%以下である。

[0025] Mo : 0 ~ 1.00%

Moは、高温での相変態を抑制し、鋼板強度の向上に寄与する元素であり、C及び/又はMnの一部に替わり得る元素である。Moは必ずしも含有さ

せなくてよいので、Mo含有量の下限は0%を含むが、Mo含有による強度向上効果を十分に得るためには、Mo含有量は、0.03%以上が好ましく、0.06%以上がより好ましい。

一方、Mo含有量が1.00%を超えると、熱間加工性が低下して生産性が低下する。そのため、Mo含有量は、1.00%以下とする。好ましくは0.50%以下であり、より好ましくは0.30%以下である。

[0026] W : 0 ~ 1.000%

Wは、高温での相変態を抑制し、鋼板強度の向上に寄与する元素であり、C及び/又はMnの一部に替わり得る元素である。Wは必ずしも含有させなくてよいので、W含有量の下限は0%を含むが、Wの強度向上効果を十分に得るには、W含有量は、0.030%以上が好ましく、0.100%以上がより好ましい。

一方、W含有量が1.000%を超えると、熱間加工性が低下して生産性が低下する。そのため、W含有量は1.000%以下とする。好ましくは0.600%以下である。

[0027] B : 0 ~ 0.0060%

Bは、高温での相変態を抑制し、鋼板強度の向上に寄与する元素であり、Mnの一部に替わり得る元素である。Bは必ずしも含有させなくてよいので、B含有量の下限は0%を含むが、B含有による強度向上効果を十分に得るには、B含有量は、0.0005%以上が好ましく、0.0010%以上がより好ましい。

一方、B含有量が0.0060%を超えると、B析出物が生成し、却ってBの効果が低下する。そのため、B含有量は0.0060%以下とする。B析出物の生成を抑制し、Bの効果を有効に得るには、B含有量を0.0035%以下とすることが好ましい。

[0028] Sn : 0 ~ 1.000%

Snは、結晶粒の粗大化を抑制し、鋼板強度の向上に寄与する元素である。Snは必ずしも含有させなくてよいので、Sn含有量の下限は0%を含む

が、Sn含有による効果を十分に得るには、Sn含有量は、0.010%以上がより好ましい。

一方、Sn含有量が1.000%を超えると、鋼板が脆化し、圧延時に破断することがあるので、Sn含有量は1.000%以下とする。

[0029] Sb : 0~0.200%

Sbは、結晶粒の粗大化を抑制し、鋼板強度の向上に寄与する元素である。Sbは必ずしも含有させなくてよいので、Sb含有量の下限は0%を含むが、Sb含有による効果を十分に得るには、Sb含有量は、0.005%以上が好ましい。

一方、Sb含有量が0.200%を超えると、鋼板が脆化し、圧延時に破断することがあるので、Sb含有量は0.200%以下とする。

[0030] 本実施形態に係る鋼板の成分組成は、必要に応じて、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種又は2種以上を含んでもよい。

[0031] Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種又は2種以上 : 合計で0~0.0100%

Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMは、成形性の向上に寄与する元素である。Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種又は2種以上の合計含有量の下限は0%を含むが、成形性向上効果を十分に得るには、これらの元素の含有量は、合計で0.0001%以上が好ましく、0.0010%以上がより好ましい。

一方、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種又は2種以上の含有量の合計が0.0100%を超えると、延性が低下する恐れがある。そのため、上記元素の含有量は、合計で0.0100%以下とする。好ましくは0.0050%以下である。

REM (Rare Earth Metal) は、ランタノイド系列に属する元素群のうち、個別に特定するLa、Ceを除く元素群を意味する。これらは、多くの場合、ミッシュメタルの形態で添加するが、La、Ceの他に、ランタノイド系列の元素を不可避免的に含有していてもよい。

本実施形態に係る鋼板の成分組成において、上記元素を除く残部は、Fe及び不純物である。不純物は、鋼原料から及び／又は製鋼過程で不可避免的に混入する元素である。また、不純物の例として、H、Na、Cl、Sc、Co、Zn、Ga、Ge、As、Se、Y、Zr、Tc、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Sn、Sb、Te、Cs、Ta、Re、Os、Ir、Pt、Au、Pb、Bi、Poが挙げられる。不純物は、合計で0.100%以下含んでもよい。

[0032] 次に、本実施形態に係る鋼板のミクロ組織について説明する。

本実施形態に係る鋼板は、表面から板厚方向に板厚 $t$ の $1/8$ の位置（ $(1/8)t$ ）～表面から板厚方向に板厚 $t$ の $3/8$ の位置（ $(3/8)t$ ）の範囲におけるミクロ組織を規定する。その理由として、表面から板厚方向に板厚の $1/4$ の位置（ $(1/4)t$ ）の位置を中心とする上記範囲のミクロ組織が、鋼板の代表的な組織であり、鋼板の機械特性との相関が強いからである。

また、ミクロ組織における下記組織の割合は、いずれも体積分率である。

[0033] フェライト：10～75%

フェライトは、成形性と耐衝撃性とに優れた組織であり、本実施形態に係る鋼板では10%以上のフェライトを含む必要がある。成形性を高めるため、フェライトの体積分率は17%以上とすることが好ましく、25%以上とすることがより好ましい。

一方、フェライトは強度の低い組織であり、フェライトの体積分率が過度に高まると、鋼板の強度を十分に得るために残余の部位の強度を過剰に高める必要がある。この場合、却って成形性および／または耐衝撃性が損なわれる。この観点から、フェライトの体積分率は75%以下に制限する。フェライトの体積分率は65%以下とすることが好ましく、50%以下とすることがより好ましい。

[0034] フェライトに占める未再結晶フェライトの割合：0～25%

未再結晶フェライトは内部に冷間圧延等によって導入されたひずみが残存

したフェライトであり、通常のフェライトと比べて強度は高いが、延性および耐衝撃性は劣位である。よって、本実施形態に係る鋼板において、フェライトに占める未再結晶フェライトの割合は25%以下に制限する。フェライトに占める未再結晶フェライトの割合は20%以下とすることが好ましく、15%以下であることがより好ましい。成形性を高めるには、未再結晶フェライトが含まれないことが更に好ましい。

[0035] マルテンサイト：20～90%

マルテンサイトは強度を高める組織であり、本実施形態に係る鋼板において体積分率で20%以上含まれる必要がある。強度を高めるにはマルテンサイト（焼戻しマルテンサイトを含む）の体積分率を高めることが効果的である。そのため、マルテンサイトの体積分率は、30%以上とすることが好ましく、40%以上とすることがより好ましい。

一方、マルテンサイトの体積分率を過剰に高めると、成形性が劣化する。そのため、マルテンサイトの体積分率は90%以下に制限する。成形性を高めるには、マルテンサイトの体積分率は75%以下とすることが好ましく、65%以下とすることがより好ましい。

[0036] 残留オーステナイト：0～5%

残留オーステナイトは鋼板の強度－延性バランスを向上させる組織であるが、一方で、破壊の起点として働いて耐衝撃性を低下させる組織でもある。そのため、本実施形態に係る鋼板ではその体積分率を5%以下に制限する。残留オーステナイトの体積分率は3%以下とすることが好ましく、ミクロ組織に含まれなくても構わない。

[0037] ベイナイト及びベイニティックフェライトの合計：0～50%

ベイナイトおよびベイニティックフェライトは、フェライトとマルテンサイトとの間の強度－成形性バランスを有する組織であり、両者を体積分率の合計で50%以下含んでも構わない（含まなくても構わない）。特に、強度－成形性バランスの観点から、ミクロ組織中の組織間強度差を低減する場合、一方または両方を、体積分率の合計で、5～40%含むことが好ましく、

10～30%含むことがより好ましい。

[0038] パーライト：0～5%

パーライトは強度と成形性とのバランスを損なう組織であり、その体積分率は5%以下に制限する。強度－成形性バランスを高めるため、その体積分率は3%以下とすることが好ましく、含まないことが最も好ましい。

[0039] ここで、組織の体積分率（体積%）の決定方法について説明する。

本実施形態に係る鋼板から、鋼板の圧延方向に平行、かつ、鋼板表面に垂直な断面を観察面とする試験片を採取する。試験片の観察面を研磨した後、ナイトールエッチングし、板厚の表面から $(1/8)t$ （ $t$ ：板厚）～ $(3/8)t$ （ $t$ ：板厚）の領域において、1以上の視野にて、合計で $2.0 \times 10^{-9} \text{m}^2$ 以上の面積を電界放射型走査型電子顕微鏡（FE-SEM：Field Emission Scanning Electron Microscope）で観察し、組織の形態（結晶粒の形状、結晶粒内の亜粒界、炭化物の生成状態など）に基づいて各組織を同定し、その面積分率（面積%）を測定し、この面積分率を以て体積分率（体積%）とみなす。これにより、フェライト、未再結晶フェライト、ベイナイト、ベイニティックフェライト、マルテンサイト、そしてMA（マルテンサイトと残留オーステナイトの両方、ないし、いずれか一方よりなる領域）の体積分率を得る。複数の視野を観察する場合、各視野で解析する面積はそれぞれ $4.0 \times 10^{-10} \text{m}^2$ 以上とする。また、体積分率の解析は、各視野においてポイントカウンティング法によって行い、圧延方向に平行に15本、同じく垂直に15本の線を引き、それらの線からなる225個の交点において組織を判別する。

本実施形態に係る鋼板のミクロ組織中の残留オーステナイトの体積分率は、X線回折法によって解析する。上記試験片の板厚の表面から $(1/8)t$ （ $t$ ：板厚）～ $(3/8)t$ （ $t$ ：板厚）の領域において、鋼板表面に平行な面を鏡面に仕上げ、X線回折法によってFCC鉄の面積分率を解析する。その面積分率を以て残留オーステナイトの体積分率とする。また、得られた残留オーステナイトの体積分率を、観察によって求めたMAの体積分率から

引くことでMAに含まれるマルテンサイトの体積分率が得られる。MAに含まれるマルテンサイトと、FE-SEMでの観察によってマルテンサイトと判別された体積分率との合計を、マルテンサイトの体積分率として採用する。ただし、上記の測定方法において、単独で析出したセメントイト、炭化物は体積分率に含めない。

[0040] マルテンサイトに含まれるセメントイト：式（1）を満たす

マルテンサイトは高い強度を有する組織であるが、脆い組織であり、その内部構造を制御して耐衝撃性を高める必要がある。脆性破壊は、塑性変形が起こりづらい場合に発生するので、マルテンサイトの内部に微細な炭化物を生成させて局所的に脆性クラックを発生させ、それを塑性変形の起点とし、マルテンサイトの塑性変形を効率的に誘発することで、マルテンサイトにおける脆性破壊の発生を抑制することができる。塑性変形の起点として、セメントイトが有効である。一方、局所的な脆性クラックを発生させるセメントイトが粗大である場合、脆性クラックの先端における応力集中度合が大きく、マルテンサイトにおける脆性破壊を却って助長する。以上の観点から、本実施形態に係る鋼板において、マルテンサイトは下記式（1）を満たすセメントイトを含むものとする。式（1）は、マルテンサイトの内部において、脆性クラックを発生させやすい粗大なセメントイトについて、そのクラックの発生しやすさを指標とするものである。

[0041] [数8]

$$1.00 \leq \sum_{i=1}^5 d_i^{0.80} \cdot a_i^{1.30} \leq 10.00 \quad \dots \text{式 (1)}$$

[0042] 式（1）は、観察したマルテンサイト中のセメントイト粒子のうち、耐衝撃性への影響が大きい、円相当径が大きなほうから数えて5番目までのセメントイト粒子について計算する式である。式中の記号は、 $d_i$ はi番目に円相当径が大きなセメントイト粒子における粒子径[ $\mu\text{m}$ ]を表し、 $a_i$ はi番目に円相当径が大きなセメントイト粒子におけるアスペクト比を示す。

[0043] 式（1）の中辺の値が小さすぎると、クラックの発生頻度が不十分となり

、塑性変形が効率的に惹起されず、耐衝撃性が劣化する。一方、式（１）の中辺の値が大きすぎると、クラックが過剰に発生し、塑性破壊が伝播しやすくなる。その結果、強度－成形性バランスが劣化する。このため、式（１）の中辺の値は１．００以上、１０．００以下とする。適度に塑性変形を惹起し、強度－成形性－耐衝撃性バランスを高めるには、式（１）の中辺の値は２．００以上、９．００以下とすることが好ましい。

[0044] セメント粒子の円相当径及びアスペクト比は、以下の方法で測定する。

すなわち、前述の各組織の面積分率の測定と同じ観察面の、試験片の板厚の表面から（１／８）*t*～（３／８）*t*の領域において、FE－SEMによって倍率３０００倍での観察を行い、任意のマルテンサイト中の１０個以上のセメントについて、短径および長径を測定する。セメント粒子の長径と短径の積から平方根を取った値を円相当径とし、セメント粒子の長径を短径で除した値をアスペクト比とする。

[0045] マルテンサイトに含まれる遷移炭化物の密度が $1.0 \times 10^{13}$ 個/ $m^3$ 以上  
マルテンサイトの塑性変形が開始した後、ボイドの形成を抑制しつつ塑性変形を伝播させるため、マルテンサイト内にセメント以外の鉄系遷移炭化物（ $\epsilon$ 炭化物、 $\eta$ 炭化物、 $\chi$ 炭化物）を生成させる。これらの炭化物は周囲のbcc鉄と整合性が良く、その周辺ではボイドが発生しづらいが、周囲のbcc鉄とは物性が異なり、その周辺では塑性変形が惹起されやすい。以上の観点から、本実施形態に係る鋼板におけるマルテンサイトは $1.0 \times 10^{13}$ 個/ $m^3$ 以上の遷移炭化物を有する必要がある。遷移炭化物の密度が高いほど塑性変形を伝播させることが容易となり、脆性破壊の発生および伝播が抑制されることから、遷移炭化物の密度は $3.0 \times 10^{13}$ 個/ $m^3$ 以上とすることが好ましく、 $5.0 \times 10^{13}$ 個/ $m^3$ 以上とすることがより好ましい。遷移炭化物の密度の上限は特に規定しないが、 $1.0 \times 10^{22}$ 個/ $m^3$ 超とするには、多量の炭素をマルテンサイトになる前の母相オーステナイトに溶解させる必要がある。この場合、マルテンサイト変態時にそのオーステナイト

の一部が変態せずに残留オーステナイトとなる懸念があることから、遷移炭化物の密度は $1.0 \times 10^{22}$ 個/m<sup>3</sup>以下とすることが好ましい。

[0046] マルテンサイトの塑性変形を進めやすくするため、マルテンサイトは $1.0 \times 10^{13}$ /m<sup>2</sup>以上の転位（主として可動転位）を含むことが好ましい。転位の密度は $3.0 \times 10^{13}$ /m<sup>2</sup>以上であることが更に好ましい。

[0047] マルテンサイトにおけるセメンタイト、遷移炭化物、および転位の観察は、透過型電子顕微鏡（TEM: Transmission Electron Microscope）を用いて行う。遷移炭化物および可動転位の密度は、5つ以上の異なる視野において、それぞれの視野において $5.0 \times 10^{-12}$ m<sup>2</sup>以上の面積で炭化物の個数あるいは転位の長さを測定し、さらにEELS（Electron Energy Loss Spectroscopy）法によって観察視野における試料厚さを測定することで、各観察視野において観察した体積を求め、それによってセメンタイト、遷移炭化物及び転位の密度を求めることが出来る。

[0048] 旧オーステナイト粒の平均粒径：5.0 μm以下

マルテンサイトにおける破壊クラックの発生および伝播を抑制するには、マルテンサイトが生成する母相オーステナイト粒（鋼板となった場合には旧オーステナイト粒として観察される）を微細にすることが効果的である。母相オーステナイト粒（旧オーステナイト粒）の平均粒径は5.0 μm以下であることが好ましく、3.5 μm以下であることがより好ましい。また、破壊の伝播を抑制するには、母相オーステナイト粒が等方的であるほうが好ましく、母相オーステナイト粒（旧オーステナイト粒）の平均アスペクト比は2.50以下であることが好ましく、1.75以下であることがより好ましい。

旧オーステナイトの粒径およびアスペクト比は、前記のFE-SEMによる体積分率の測定を行った視野において、ミクロ組織から無作為に10個以上の母相オーステナイト粒（旧オーステナイト粒）を選定し、その観察面における長径および短径を測定し、個々の粒における粒径（ $=\sqrt{\text{長径} \times \text{短径}}$ ）

) ) およびアスペクト比 (=長径/短径) を求め、選定したすべての粒における粒径およびアスペクト比の単純平均をもって決定する。

[0049] 円相当径  $10 \mu\text{m}$  以上の粗大介在物の密度 (個数密度) :  $0.50 \text{個}/\text{mm}^2$  以下

円相当径が  $10 \mu\text{m}$  以上の粗大介在物は、脆性破壊の起点として強く働き、鋼板の耐衝撃性を大きく損なう。そのため、上記のような粗大介在物の個数密度を  $0.50 \text{個}/\text{mm}^2$  以下に制限する。粗大介在物の個数密度は低いほど好ましく、 $0.33 \text{個}/\text{mm}^2$  以下とすることが好ましい。ここでの介在物とは、硫化物 ( $\text{MnS}$ 、 $\text{TiS}$  など) および酸化物 ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{SiO}$  など)、並びに窒化物の単独あるいは複合してなる物である。

[0050] 粗大介在物の個数密度は、上述したマイクロ組織の観察面において、鏡面研磨した観察面を光学顕微鏡によって観察し、鋼板の全厚において、合計で  $50 \text{mm}^2$  以上の範囲において、円相当径で  $10 \mu\text{m}$  以上の介在物の個数密度を測定することで得られる。

[0051] 表面から板厚方向に板厚の  $1/4$  の位置の表面と平行な面において、ビッカース硬さの最大値  $Hv_{\text{max}}$  と前記ビッカース硬さの最小値  $Hv_{\text{min}}$  との比が  $1.40$  以下、及び、ビッカース硬さの分布マップを作成したとき、前記ビッカース硬さのピーク同士 (ピーク間) の最小距離の平均値が  $1.00 \text{mm}$  以下

本実施形態に係る鋼板は、耐衝撃性を高めるため、鋼板内部のマクロな均質性を高めている。具体的には、表面から板厚方向に板厚の  $1/4$  の位置の表面と平行な面において、ビッカース硬さ測定値の最大値  $Hv_{\text{max}}$  と最小値  $Hv_{\text{min}}$  との比 ( $Hv_{\text{max}}/Hv_{\text{min}}$ ) を  $1.40$  以下とする。この比は小さいほど好ましく、耐衝撃性の観点から、 $1.32$  以下とすることが好ましく、 $1.25$  以下とすることがより好ましい。

また、硬さの偏差が小さくとも、その偏差が鋼板の内部で長周期に生じている場合、広範囲に付与されたひずみが鋼板の低強度の部位に集中するため、偏差の生じる周期を短くする必要がある。具体的には、同測定面において

、ビッカース硬さの分布マップを作成したとき、ビッカース硬さのピーク（周囲の全ての測定点と比べて硬さが高い測定点）の同士の平均間隔を1.00mm以下とする。ピーク同士の間の平均距離は小さいほど好ましく、0.85mm以下とすることが好ましく、0.70mm以下とすることがより好ましい。

[0052] ここで、ビッカース硬さの測定は、鋼板の表面に平行な、板厚方向に1/4厚（(1/4)t）付近の領域において、鏡面研磨した面に対して、圧痕の対角線長さが25 $\mu$ m以上、45 $\mu$ m以下となる荷重（100～300gf）によって測定する。圧痕は100 $\mu$ mピッチで付与し、圧延方向に20点、板幅方向に30点の合計600点の圧痕を格子状に付与する。前記硬さの最大値および最小値は、600点の測定結果における最大の硬さおよび最小の硬さとする。

また、硬さのピークは、上記600点の測定点のうち、最外周部に有る96点を除いた504点について、各測定点に隣接する4点との硬さ測定値との大小を比較し、その測定点における硬さが最大となる点（隣接する4点よりも硬さが大きい点）をピークとして判断する。ピーク間の平均距離は、ピークをマッピングして各ピークにおける最近接ピークとの距離を測定し、その平均値を以てピーク間の平均距離と判断する。

[0053] 本実施形態に係る鋼板は、鋼板の片面又は両面に、亜鉛めっき層又は亜鉛合金めっき層を有する鋼板でもよく、また、亜鉛めっき層又は亜鉛合金めっき層に合金化処理を施した合金化めっき層を有する鋼板でもよい。

本実施形態に係る鋼板の片面又は両面に形成するめっき層は、亜鉛めっき層、又は、亜鉛を主成分とする亜鉛合金めっき層が好ましい。亜鉛合金めっき層は、合金成分として、Niを含むものが好ましい。

[0054] 本実施形態に係る鋼板では、図4A→図4B→図4Cと続く破壊の進展挙動に対して、上述の通りマクロな硬さ分布を（例えば図2のAのように）制御することで、図3Aに示すような破壊の起点となるセメントイトを有する不均質なミクロ組織に対する局所的なひずみおよび応力の集中を抑制し、更

に、セメントタイトのサイズおよび形状を制御することによって、図4 Aに示すような破壊の発生を抑制する。さらに、本実施形態に係る鋼板では、マルテンサイトの靱性を高めることにより、図4 B、図4 Cのような破壊の伝播を抑制する。これにより、成形性と耐衝撃性とを向上させている。

[0055] 亜鉛めっき層及び亜鉛合金めっき層は、熔融めっき法、電気めっき法、又は蒸着めっき法で形成する。亜鉛めっき層のAl含有量が増加すると、鋼板表面と亜鉛めっき層の密着性が低下するので、亜鉛めっき層のAl含有量は0.5質量%以下が好ましい。亜鉛めっき層が、熔融亜鉛めっき層の場合、鋼板表面と亜鉛めっき層の密着性を高めるため、熔融亜鉛めっき層のFe量は3.0質量%以下が好ましい。

亜鉛めっき層が、電気亜鉛めっき層の場合、めっき層のFe量は、耐食性の向上の点で、0.5質量%以下が好ましい。

[0056] 亜鉛めっき層及び亜鉛合金めっき層は、Ag、B、Be、Bi、Ca、Cd、Co、Cr、Cs、Cu、Ge、Hf、Zr、I、K、La、Li、Mg、Mn、Mo、Na、Nb、Ni、Pb、Rb、Sb、Si、Sn、Sr、Ta、Ti、V、W、Zr、REMの1種又は2種以上を、耐食性や成形性を阻害しない範囲で、含有してもよい。特に、Ni、Al、Mgは、耐食性の向上に有効である。

[0057] 本実施形態に係る鋼板の表面の亜鉛めっき層又は亜鉛合金めっき層は、合金化処理が施された、合金化めっき層であってもよい。熔融亜鉛めっき層又は熔融亜鉛合金めっき層に合金化処理を施す場合、鋼板表面と合金化めっき層の密着性の向上の点で、熔融亜鉛めっき層又は熔融亜鉛合金めっき層のFe量を7.0～13.0質量%とすることが好ましい。

[0058] 本実施形態に係る鋼板の板厚は、特定の範囲に限定されないが、汎用性や製造性を考慮すると、0.4～5.0mmが好ましい。板厚が0.4mm未満であると、鋼板形状を平坦に維持することが難しくなり、寸法・形状精度が低下する。そのため、板厚は0.4mm以上が好ましい。より好ましくは0.6mm以上である。

一方、板厚が5.0mmを超えると、製造過程で、適正なひずみ付与および温度制御を行うことが困難となり、均質な組織が得られない場合がある。そのため、板厚は5.0mm以下が好ましい。より好ましくは4.5mm以下である。

[0059] 次に、本実施形態に係る鋼板の製造方法について説明する。

本実施形態に係る鋼板は、製造方法に依らず、上記の特徴を有していればその効果が得られるが、以下の工程を含む製造方法によれば安定して製造できるので好ましい。

(I) 所定の化学組成を有する溶鋼を、表面温度で700~550℃の範囲における平均冷却速度が10℃/時~75℃/時となるように鑄造して、厚さが100~500mm以下の鑄片を得る鑄造工程、

(II) 前記鑄片を、1200~1350℃に加熱し、加熱後の前記鑄片を熱間圧延して熱延鋼板とする熱間圧延工程、

(III) 前記熱延鋼板を、室温まで冷却する冷却工程、

(IV) 前記熱延鋼板を、合計圧下率30~90%、圧延完了温度が250℃以下で冷間圧延して冷延鋼板とする冷間圧延工程、

(V) 前記冷延鋼板を、760℃以上、Ac3+20℃以下の焼鈍温度に加熱し、80℃以下まで冷却する焼鈍工程。

以下、各工程について好ましい条件を説明する。

[0060] <鑄造工程>

本実施形態に係る鋼板を製造するには、まず、上述した本実施形態に係る鋼板が有する化学成分（成分組成）と同じ組成を有する鑄片を鑄造する。熱間圧延に供する鑄片は、製造コストの観点から連続鑄造によって生産することが好ましいが、その他の鑄造方法（例えば造塊法）で生産しても構わない。鑄片の厚さは、熱間圧延工程において適正なひずみ量を与えるため、100mm以上500mm以下とし、150mm以上350mm以下とすることが好ましい。鑄片の厚さが100mm未満であると、適正なひずみ量を付与した後の鋼板が薄くなりすぎ、平坦な形状を得ることが難しい。一方、鑄片

の厚さが500mmを超えると、鋳片の冷却中に鋳片が割れるリスクがある。

鋳造工程では、鋳片の冷却過程において、その表面温度が700℃に達してから550℃に到達するまでの平均冷却速度を10℃/時～75℃/時とする。当該温度範囲では、鋳片内部において相変態に伴う元素の偏在が進むので、平均冷却速度が10℃/時未満であると、偏析が過度に進行して最終的に得られる鋼板における最大硬さと最小硬さとの比が大きくなり、耐衝撃性が劣化する。この観点から、当該温度域における平均冷却速度を10℃/時以上とすることが好ましく、13℃/時以上とすることが更に好ましい。

一方、表面温度が700℃に達してから550℃に到達するまでの平均冷却速度が75℃/時超であると、偏析が十分に進行せず、周期の大きな濃度変動が鋼板の強度変動に与える影響が大きくなり、最終的に得られる鋼板における硬さピーク間の平均距離が大きくなり、耐衝撃性が劣化する。この観点から、平均冷却速度を75℃/時以下とすることが好ましく、65℃/時以下とすることがより好ましく、30℃/時以下とすることがさらに好ましい。

鋳片は、更に冷却を進めて一旦常温まで冷却しても構わないが、加熱に必要なエネルギーを削減できるため、高温のまま直接熱間圧延に供しても構わない。

#### [0061] <熱間圧延工程>

続いて、鋳片に熱間圧延を施す。まず、鋳片を1200℃以上の温度まで加熱する。鋳片の加熱温度が低いと、鋳片中の粗大な炭窒化物に起因する局所的な元素濃化部位が生じ、最終的に得られる鋼板における最大硬さと最小硬さとの比が大きくなる。また、以降の熱間圧延をより高温で行い、鋼板のマクロな均質性を高めるため、鋳片の加熱温度は1220℃以上とすることが好ましい。一方、鋳片の加熱温度が1350℃を超えると、組織が粗大となり、以降の熱間圧延による鋼板内部の均質化の効果が損なわれる。そのため、鋳片の加熱温度は1350℃以下とし、1320℃以下とすることが好

ましい。

[0062] 鋳片を加熱後に熱間圧延を施す。熱間圧延は、まず最高加熱温度から1050℃までの間（1050℃以上の温度域）で、合計圧下率（累積圧下率）が60%以上となる圧延を施す。この温度域における合計圧下率が60%未満では、熱間圧延による鋼板内部の均質化の効果が十分に発揮されない。合計圧下率は70%以上とすることが好ましい。1050℃以上の温度域における合計圧下率の上限は特に設定しないが、過剰な圧下は鋼板の形状を損なうので、合計圧下率は95%以下とすることが好ましい。

また、最高加熱温度から1050℃までの間の熱間圧延は、鋼板内部の均質化を十分に進めるため、下記の式（2）を満たす必要がある。

[0063] [数9]

$$\sum_{i=1}^n A_1 \cdot \left( \frac{1}{1 + 12.1[\text{Nb}]} + \frac{1}{1 + 4.8 \cdot ([\text{Ti}] - 3.0[\text{N}])} + \frac{1}{1 + 93.3[\text{B}]} \right)^{-1} \cdot (T'_i - 1050)^{\frac{1}{6}} \cdot \frac{h_{i-1} - h_i}{h_{i-1}^{1.5}} \cdot t_i^{0.5} \cdot \exp\left(\frac{A_2}{T_i + 273} - \frac{A_3}{T'_i + 273}\right) \geq 1.00$$

・・・式（2）

[0064] 式（2）は、圧延によるひずみの蓄積度合と、オーステナイトの再結晶の度合とを表す式からなり、式（2）の左辺の値が大きいほど、オーステナイト粒界が鋼板内部を移動し、鋼板内部の均質化が進行する。指数関数項にある二つの項のうち、前者（定数 $A_2$ を含む項）はひずみの蓄積度合を、後者（定数 $A_3$ を含む項）はオーステナイトの再結晶の度合いを表す式に由来し、その他の項は二つの式の係数を整理して得られる。

式（2）における記号について説明する。 $n$ は最高加熱温度から鋼板の温度が1050℃に達するまでの圧延回数である。1回目から $n$ 回目の圧延それぞれについて、 $A_1$ 項以降の式を計算し、その総和が式（2）の左辺の値となる。 $A_1$ 、 $A_2$ 、および $A_3$ は定数項であり、それぞれ、 $1.53 \times 10^2$ 、 $1.60 \times 10^4$ 、 $2.31 \times 10^4$ 、である。[元素記号]（[Nb]、[

$T_i$  ]、 $[N]$ 、 $[B]$  ) は各元素の含有量 [質量%] を表す。 $T_i$  は  $i$  番目の圧延を施した温度 [°C] である。 $T'_i$  は  $i$  番目の圧延を施した温度  $T_i$  と、 $i + 1$  回目の圧延を施した温度  $T_{i+1}$  との平均温度 [°C] である。但し、 $T'_n$  は  $n$  番目の圧延を施した温度  $T_n$  と  $1050$ °C との平均温度とする。 $h_i$  は  $i$  番目の圧延を施して得られる鋼板の厚さ [mm] を表す。 $h_0$  は加熱した鋳片の厚さとする。 $t_i$  は  $i$  番目の圧延を施してから  $i + 1$  番目の圧延を施すまでの経過時間 [秒] とする。 $t_n$  は  $n$  番目の圧延を施してから鋼板温度が  $1050$ °C になるまでの経過時間とする。

[0065] 式 (2) の左辺の値が大きいほど、熱間圧延による均質化が進行する。熱間圧延は、 $1050$ °C 以上の温度域において、式 (2) の左辺の値が  $1.00$  以上となる条件で施す。鋼板内部の均質度合を高め、耐衝撃性を改善するには、式 (2) の左辺の値が  $1.20$  以上となる条件で熱間圧延を施すことが好ましく、 $1.40$  以上となる条件で施すことが更に好ましい。式 (2) を満たすよう、熱間圧延の途中で適宜加熱、冷却を施しても構わない。式 (2) の左辺の値の上限は特に設定しないが、式 (2) の左辺の値が過剰に大きくなると、鋼板の組織が粗大化し、 $1050$ °C 到達以降の熱間圧延による組織の微細化が困難となるので、式 (2) の左辺の値は  $6.00$  以下に制限することが好ましい。式 (2) の左辺の値を大きくするには、加熱装置などの設備が必要となるので、生産コストの観点からは式 (2) の左辺の値は  $4.00$  以下とすることが好ましい。

[0066]  $1050$ °C に到達してから圧延完了温度まで ( $1050$ °C 未満の温度域) の熱間圧延条件は、下記の式 (3) を満たすものとする。

[0067] [数10]

$$R_{m+n} \leq 10.00 \quad \dots \text{式 (3)}$$

[0068] [数11]

$$R_n = \frac{h_0 \cdot \varepsilon_2^3}{h_0 - h_n}$$

[0069]

[数12]

$$\begin{aligned}
 R_{n+j} &= R_{n+j-1}^{1/3} \\
 &\cdot 10^{A_4 - A_5 \cdot \log_{10} \left\{ \frac{h_{n+j-1} - h_{j+n}}{h_{n+j-1}^4} \cdot \exp \left( \frac{A_6}{T_{n+j} + 273} \right) \right\}} + A_7 \cdot (1 + [C]) \\
 &\cdot \left( \frac{1}{1 + 19.2[Nb]} + \frac{1}{1 + 7.5 \cdot ([Ti] - 3[N])} + \frac{1}{1 + 115.0[B] + 2.7[Mo]} \right) \\
 &\cdot \exp \left( - \frac{A_8}{T'_{n+j} + 273} \right) \cdot t_{n+j}^{\frac{1}{2}}
 \end{aligned}$$

[0070] 式(3)は1050℃未満の温度域における熱間圧延による組織の微細化挙動を表す指数であり、熱間圧延に伴う再結晶核生成に関わる項と、圧延後の粒成長に関わる項に由来し、係数を整理して得られる。

式(3)における記号について説明する。nは1050℃以上での熱間圧延の総回数である。mは1050℃未満での熱間圧延の総回数である。jは1050℃未満で施す圧延について、1050℃未満で何回目の圧延に当たるかを示す。h<sub>n+j</sub> [mm]、T<sub>n+j</sub> [℃]、T'<sub>n+j</sub> [℃]、t<sub>n+j</sub> [秒]は、それぞれ式(2)における記号と同じ意味を有する。T'<sub>n+m</sub>は、1050℃未満でのm番目の熱間圧延における圧延温度と800℃との平均温度とする。また、t<sub>n+m</sub>は1050℃未満でのm番目の熱間圧延が完了してから鋼板温度が800℃に至るまでの経過時間とする。E<sub>2</sub>は、式(2)の左辺の値を表す。[元素記号] ([Nb]、[Ti]、[N]、[B]、[Mo]、[C])は各元素の含有量 [質量%] を表す。A<sub>4</sub>、A<sub>5</sub>、A<sub>6</sub>、A<sub>7</sub>、A<sub>8</sub>は定数であり、それぞれ、5.86×10<sup>0</sup>、5.00×10<sup>-1</sup>、3.37×10<sup>4</sup>、6.44×10<sup>4</sup>、1.35×10<sup>4</sup>、である。

上記式では、まず式(2)の結果を基にR<sub>n</sub>を計算し、1050℃未満での熱間圧延について、1回目の圧延についてR<sub>n+1</sub>を計算し、続いてR<sub>n+2</sub>を計算し、順次計算を行って得られるR<sub>n+m</sub> (R<sub>m+n</sub>)について、式(3)を満たすかを求める。

式(3)の左辺の値が10.00より大きいと、熱間圧延後の組織が粗大

となり、熱間圧延後の相変態に伴って炭素が偏在して粗大なセメントイトが生成し、最終的に得られる鋼板において所望の組織が得られない。Ti炭化物を微細化して冷間圧延後の再結晶を効果的に進める場合、1050℃未満での圧下は式(3)の左辺の値が7.50以下となる条件で施すことが好ましく、5.00以下となる条件で施すことがより好ましい。式(3)の左辺の値の下限は特に設定しないが、0.50未満とするには鋼板を過剰に薄くする必要があり、熱間圧延後の鋼板の形状が崩れる。そのため、0.50以上とすることが好ましい。生産コストの観点からは、式(3)の左辺の値の下限は1.50以上とすることが更に好ましい。

熱間圧延の完了温度は、式(3)を満たす範囲で選定すればよいが、800℃未満では圧延反力が大きくなり、鋼板の形状が劣化する懸念がある。そのため、800℃以上とすることが好ましい。また、圧延完了温度を1000℃超として式(3)を満たすには鋼板の再加熱が必要となり、生産コストが増大する。そのため、圧延完了温度は1000℃以下とすることが好ましい。

#### [0071] <冷却工程>

熱間圧延完了後は熱間圧延の完了温度～630℃までの平均冷却速度が20℃/秒以上、かつ、630～500℃の温度範囲において、式(4)を満たすように100℃以下(例えば室温)まで冷却する。

熱間圧延の完了温度～630℃までの平均冷却速度が20℃/秒未満であると、熱間圧延後の相変態に伴って炭素が偏在して粗大なセメントイトが生成し、最終的に得られる鋼板において所望の組織が得られない。また、鋼板のマクロな均質性もこの温度域での相変態によって損なわれる。そのため、耐衝撃性をより高める場合、熱間圧延の完了温度～630℃までの平均冷却速度は30℃/秒以上であることが好ましい。平均冷却速度の上限は特に設定しないが、200℃/秒を超える冷却速度を得るには特殊な冷媒を要するので、生産コストの観点から、平均冷却速度は200℃/秒以下とすることが好ましい。

本実施形態における、平均冷却速度および平均加熱速度とは、設定する範囲の始点と終点との温度差を、始点から終点までの経過時間で除した値とする。

[0072] その後、630℃から500℃における温度履歴は以下の式(4)を満たすようにする。P<sub>13</sub>は、後述の式を用いて計算することによって求められる630℃から500℃までの温度域におけるセメントとNb、Tiの炭窒化物の析出の進行度合いを表す指標である。

[0073] [数13]

$$1.00 \times 10^{-7} \geq P_{13} \geq 1.00 \times 10^{-8} \quad \dots \text{式(4)}$$

[0074] [数14]

$$\begin{aligned}
 P_1 = [X_1] \cdot [Y_1] = & \left[ \left\{ 1 - \exp\left(-A_9 \right. \right. \right. \\
 & \cdot [225 - 240[C] - 35[Mn] - 15[Si] - 15[Cr] - 21[Ni] + 32[Al]]^{4.5} \\
 & \cdot E_3^{-0.5} \cdot \exp\left(-\frac{A_{10}}{898}\right) \cdot [A_{11} + 34[Nb] + 56[B]^{0.5} + 7[Mo]] \\
 & \left. \left. \cdot A_{12} \cdot \exp\left(-\frac{A_{10}}{1796}\right) \cdot t_1^{0.5} \right\} + A_{13} \right. \\
 & \cdot (25 - 200[C] - 27[Mn] - 14[Cr] - 12[Ni] + 18[Al])^2 \cdot (1 + [C]) \\
 & \cdot \left[ 1 - \exp\left(-\frac{1.1}{[Si]}\right) \right]^2 \\
 & \cdot \left[ A_{14} \cdot \exp\left(-\frac{A_{15}}{1796}\right) \cdot t_1^{0.5} \cdot \frac{[Ti] - 3[N]}{[Ti] - 3[N] + 5.2[Nb]} \right. \\
 & \cdot (1 + 0.32[Ti]^{0.5} + 0.43[Ti])^{-1} + A_{16} \cdot \exp\left(-\frac{A_{17}}{1796}\right) \cdot t_1^{0.5} \\
 & \left. \left. \cdot \frac{5.2[Nb]}{[Ti] - 3[N] + 5.2[Nb]} \cdot (1 + 0.87[Nb]^{0.5} + 1.19[Nb])^{-1} \right] \right]
 \end{aligned}$$

[0075] 本実施形態では、630℃から500℃までの温度域を10℃ごとに13分割し、1～13番目の相変態及び析出度合いを計算する。P<sub>1</sub>は、630℃から620℃の温度域における析出の進行度合いを評価する指標であり、相変態の進行度合いを評価する項X<sub>1</sub>と、変態後の領域における析出度合いを評価する項Y<sub>1</sub>からなる。X<sub>1</sub>が大きいほど相変態は進行し、Y<sub>1</sub>が大きいほど変態

後の領域における Nb、Ti の炭化物（合金炭化物）の析出が進行する。

式中の符号について説明する。A<sub>9</sub>、A<sub>10</sub>、A<sub>11</sub>、A<sub>12</sub>、A<sub>13</sub>、A<sub>14</sub>、A<sub>15</sub>、A<sub>16</sub>、A<sub>17</sub> は定数であり、それぞれ  $3.70 \times 10^{12}$ 、 $3.93 \times 10^4$ 、 $1.93 \times 10^0$ 、 $1.00 \times 10^7$ 、 $9.09 \times 10^{-2}$ 、 $2.80 \times 10^{-3}$ 、 $2.54 \times 10^4$ 、 $4.12 \times 10^{-2}$ 、 $3.03 \times 10^4$  である。[元素記号]（[C]、[Mn]、[Si]、[Cr]、[Ni]、[Al]、[Nb]、[B]、[Mo]、[Ti]、[N]）はそれぞれの元素の含有量 [質量%] である。E<sub>3</sub> は、前述の式（3）の左辺の値である。

（ $25 - 200[C] - 27[Mn] - 14[Cr] - 12[Ni] + 18[Al]$ ）の項が負となる場合は、同項は 0 として計算する。

続いて、630℃から（630 - 10 × i）℃までの温度域における領域における析出の進行度合いの評価指標 P<sub>i</sub> を計算する。上述の i = 1 における計算を行った後、その結果を用いて、i = 2 の場合、i = 3 の場合と順に計算を行う。i が 2 以上の場合の指標 P<sub>i</sub> は下記のように定義する。

[0076] [数15]

$$\begin{aligned}
 X_i(i > 1) = & \left\{ \left\{ 1 - \exp\left(-A_9 \cdot [215 + 10i - 240[C] - 35[Mn] - 15[Si] - 15[Cr] - 21[Ni] + 32[Al]]^{4.5} \right. \right. \right. \\
 & \cdot E_3^{-0.5} \cdot \exp\left(-\frac{A_{10}}{908 - 10i}\right) \cdot [A_{11} + 34[Nb] + 56[B]^{0.5} + 7[Mo]] \\
 & \cdot \left. \left. \left. \left\{ A_{12}^2 \cdot \exp\left(-\frac{A_{10}}{908 - 10i}\right) \cdot t_i + (-\ln(1 - X_{i-1})) \right\} \right. \right. \right. \\
 & \cdot \left. \left. \left. \left\{ A_9 \cdot [215 + 10i - 240[C] - 35[Mn] - 15[Si] - 15[Cr] - 21[Ni] + 32[Al]]^{4.5} \right. \right. \right. \\
 & \cdot E_3^{-0.5} \cdot \exp\left(-\frac{A_{10}}{908 - 10i}\right) \cdot [A_{11} + 34[Nb] + 56[B]^{0.5} + 7[Mo]] \left. \right\}^{-1} \left. \right\}^{0.5} + A_{13} \\
 & \cdot (1 - X_i) \cdot (15 + 10i - 200[C] - 27[Mn] - 14[Cr] - 12[Ni] + 18[Al])^2 \\
 & \cdot (1 + [C]) \cdot \left[ 1 - \exp\left(-\frac{1.1}{[Si]}\right) \right]^2 \left. \right\}
 \end{aligned}$$

[0077] 但し、（ $15 + 10i - 200[C] - 27[Mn] - 14[Cr] - 12[Ni] + 18[Al]$ ）の項が負となる場合は、同項は 0 とする。

[0078] [数16]

$$\begin{aligned}
 t'_{i-1}(i > 1) &= P_{i-1}^2 \cdot X_{i-1}^2 \cdot X_i^{-2} \\
 &\cdot \left( A_{14}^2 \cdot \exp\left(-\frac{A_{15}}{908 - 10i}\right) \cdot \frac{[Ti] - 3[N]}{[Ti] - 3[N] + 5.2[Nb]} + A_{16}^2 \right. \\
 &\cdot \exp\left(-\frac{A_{17}}{908 - 10i}\right) \\
 &\left. \cdot \frac{5.2[Nb]}{[Ti] - 3[N] + 5.2[Nb]} \right)^{-1}
 \end{aligned}$$

[0079] [数17]

$$\begin{aligned}
 Y_i(i > 1) &= \left[ A_{14} \cdot \exp\left(-\frac{A_{15}}{1816 - 20i}\right) \cdot (t_i + t'_{i-1})^{0.5} \right. \\
 &\cdot \frac{[Ti] - 3[N]}{[Ti] - 3[N] + 5.2[Nb]} \\
 &\cdot (1 + 0.32[Ti]^{0.5} + 0.43[Ti])^{-1} + A_{16} \\
 &\cdot \exp\left(-\frac{A_{17}}{1816 - 20i}\right) \cdot (t_i + t'_{i-1})^{0.5} \\
 &\cdot \frac{5.2[Nb]}{[Ti] - 3[N] + 5.2[Nb]} \\
 &\left. \cdot (1 + 0.87[Nb]^{0.5} + 1.19[Nb])^{-1} \right]
 \end{aligned}$$

[0080] [数18]

$$P_i = [X_i] \cdot [Y_i]$$

[0081] 上述の式(4)における $P_{13}$ が $1.00 \times 10^{-8}$ 未満であると、一部の $T_i$ および $Nb$ が固溶のまま残存し、冷間圧延後の再結晶が抑制されて未再結晶フェライトが残存する。再結晶を進め、成形性を改善する場合、 $P_{13}$ は $1.00 \times 10^{-8}$ 以上とする。成形性を高めるには、 $P_{13}$ は $2.00 \times 10^{-8}$ 以上とすることが好ましい。

一方、 $P_{13}$ を過度に高めると、セメントイトが粗大化し、冷間圧延後の熱

処理を経ても、溶解せずに残存する懸念がある。このことから、 $P_{13}$ を $1.00 \times 10^{-7}$ 以下に制限する。セメントタイトの不要な粗大化を避けるため、 $P_{13}$ は $7.50 \times 10^{-8}$ 以下とすることが好ましく、 $6.00 \times 10^{-8}$ 以下とすることがより好ましい。冷間圧延を施す前であれば、鋼板の温度が $500^\circ\text{C}$ を下回ってから、再度 $500^\circ\text{C}$ 以上まで再加熱しても構わない。

#### [0082] <冷間圧延工程>

続いて、室温まで冷却した鋼板に酸洗処理を施し、続けて冷間圧延を施す。冷間圧延における合計圧下率は $30\%$ 以上、 $90\%$ 以下とする。冷間圧延における合計圧下率が $30\%$ 未満では、その後の熱処理における再結晶の進行が不十分となり、未再結晶フェライトが残存する。また、組織を微細化して強度－成形性－耐衝撃性バランスを高める観点から、合計圧下率は $40\%$ 以上であることが好ましく、 $50\%$ 以上であることがより好ましい。

一方、冷間圧延における合計圧下率が $90\%$ を超えると、鋼板の異方性が高まり、成形性が劣化する。成形性を高める観点からは、鋼板の異方性を低減するために、合計圧下率は $80\%$ 以下であることが好ましく、 $70\%$ 以下であることがより好ましい。

冷間圧延において、鋼板の温度は加工発熱により上昇する。鋼板の温度が過剰に高まると、加工ひずみの蓄積が十分に進まず、再結晶の進行が阻害される場合がある。このため、冷間圧延の完了時点における鋼板の温度（冷間圧延完了温度）が $250^\circ\text{C}$ 以下となるよう、圧下率およびパス間時間を制御する。成形性の観点から、再結晶を効率的に進めるには、冷間圧延の完了温度は $200^\circ\text{C}$ 以下であることが好ましい。

#### [0083] <焼鈍工程>

##### [加熱過程]

続いて、冷間圧延後の鋼板（冷延鋼板）に熱処理（焼鈍）を行う。最初に最高加熱温度（焼鈍温度）まで加熱するが、その過程では加熱速度を制御し、再結晶を進める。 $400^\circ\text{C}$ から $550^\circ\text{C}$ における平均加熱速度が $3.0^\circ\text{C}/\text{秒}$ 未満であると、鋼板中の転位の回復が過剰に進行し、再結晶が抑制され

るので、400～550℃の温度域における平均加熱速度は3.0℃/秒以上とする。平均加熱速度の上限は特に設定しないが、生産コストの観点から、200℃/秒以下とすることが好ましい。

続いて、550℃からAc1(℃)までの加熱において、温度履歴が式(5)を満たすように加熱する。

[0084] [数19]

$$10.00 \geq \sum_{i=1}^{10} A_{18} \cdot \left\{ \ln \left( \frac{100}{100-r} \right) \right\}^{\frac{2}{3}} \cdot \exp \left( - \frac{A_{19}}{823 + (0.1i - 0.05) \cdot (Ac1 - 550)} \right) \cdot \left( \frac{A_{20} \cdot E_4^{\frac{1}{3}}}{1 + 13[Nb] + 7[Ti] - 21[N]} \right)^{\frac{T_i}{275}} \cdot t_i \geq 1.00$$

・・・式(5)

[0085] 式(5)の中辺は再結晶の進行度合いを表す式であり、550℃からAc1(℃)までの温度域を10等分し、各温度域での滞留時間において、どの程度再結晶が進行しうるかを評価した総和である。式中の符号について、説明する。A<sub>18</sub>、A<sub>19</sub>、A<sub>20</sub>はいずれも定数であり、それぞれ、1.54×10<sup>16</sup>、3.81×10<sup>4</sup>、3.68×10<sup>2</sup>である。rは冷間圧延での圧下率を表す。Ac1は後述する方法で各鋼にて求めたAc1点(℃)である。E<sub>4</sub>は先述の式(4)のP<sub>13</sub>の値である。[元素記号]([Nb]、[Ti]、[N])は各元素の含有量[質量%]を示す。t<sub>i</sub>は550℃から数えてi番目の温度域における滞在時間[秒]を示す。

式(5)の中辺の値が1.00未満では、十分に再結晶が進行せず、成形性が劣化する。そのため、式(5)の中辺の値を1.00以上とする。成形性を高めることを目的として再結晶を十分に進めるには、式(5)の中辺の値は1.25以上とすることが好ましく、1.50以上とすることがより好ましい。一方、550℃からAc1までの温度域ではセメントタイトの減数成長が進む。式(5)の中辺の値が10.00を超えると、最終的に得られる

鋼板に粗大なセメンタイトが残存するので、式(5)の中辺の上限を10.00とする。セメンタイトの粗大化を防ぐには、式(5)の中辺の値は7.00以下とすることが好ましく、5.00以下とすることがより好ましい。

[0086] 更に、 $A_c1$  (°C) から  $A_c1 + 20$  (°C) までの平均加熱速度を1.0°C/秒以上とする。これによってオーステナイトの核生成が鋼板内部で均質に進行し、硬さの変動が小さくなるので鋼板のマクロな均質性が高まる。 $A_c1$  から  $A_c1 + 20$ °Cの温度域の平均加熱速度は3.0°C/秒以上とすることが好ましく、5.0°C/秒以上とすることがより好ましい。

一方、 $A_c1$  から  $A_c1 + 20$ °Cの温度域の平均加熱速度が速いと、セメンタイトが溶け残りやすくなり、耐衝撃性が劣化する。そのため、平均加熱速度は50°C/秒以下とし、30°C/秒以下とすることが好ましく、15°C/秒以下とすることがより好ましい。

$A_c1 + 20$ °Cから最高加熱温度までの加熱速度は特に規定しないが、オーステナイトを等方的に成長させるため、5.0°C/秒以下であることが好ましい。

[0087] 熱処理における最高加熱温度(焼鈍温度)は760°C以上とする。焼鈍温度が760°C未満では、粗大なセメンタイトが溶け残り、耐衝撃性が劣化する。強度を高めることを目的としてマルテンサイトの体積分率を増やすには、焼鈍温度において十分にオーステナイトが生成するよう、焼鈍温度は770°C以上であることが好ましく、780°C以上であることがより好ましい。

一方、焼鈍温度が $A_c3 + 20$ °Cを超えると、その後の冷却過程においてフェライトが生成するものの、フェライトの生成サイトがMn等の偏析によって偏るので、鋼板のマクロな均質性が損なわれる。よって、焼鈍温度は $A_c3 + 20$ °C以下とする。フェライト分率を高めて成形性を高める場合、焼鈍温度は $A_c3$  (°C) 以下であることが好ましく、 $A_c3 - 20$ °C以下であることがより好ましい。

[0088] ここで、 $A_c1$ 点および $A_c3$ 点は、冷間圧延後の鋼板から小片を切出し、3°C/秒で1200°Cまで加熱し、その間の体積膨張挙動を測定して得る

。同一条件で製造してA c 1点およびA c 3点を評価したことのある冷間圧延後の鋼板については、この測定を省略し、過去の測定結果を用いて製造条件を定めて問題ない。

[0089] [保持過程]

焼鈍温度における保持時間、すなわち、冷延した鋼板の加熱過程で最高加熱温度 $-10^{\circ}\text{C}$ に到達してから、最高加熱温度（焼鈍温度）を経て再び最高加熱温度 $-10^{\circ}\text{C}$ に到達するまでの時間は3.0秒以上とすることが好ましい。保持時間が過度に短いと、鋼板の内部における温度が十分に均質とならず、硬さの変動が大きくなって耐衝撃性が劣化する。この観点から、保持時間は10.0秒以上とすることがより好ましく、25.0秒以上とすることがさらに好ましい。保持時間の上限は特に設定しないが、200秒を超えて保持しても、鋼板のマクロな均質性はそれ以上高まらないことから、生産コストを鑑みて200秒以下とすることが好ましい。

[0090] [冷却過程]

最高加熱温度まで加熱し、保持時間を確保した後、冷却を施す。

冷却過程では、 $720\sim 550^{\circ}\text{C}$ の温度範囲における平均冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上であり、 $550\sim (M_s - 80)^{\circ}\text{C}$ の温度範囲において、式(6)を満たし、 $M_s\sim (M_s - 25)^{\circ}\text{C}$ の温度範囲における平均冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上であり、 $M_s\sim 80^{\circ}\text{C}$ の温度範囲において、式(7)を満たすように冷却を行う。

[0091]  $720^{\circ}\text{C}$ から $550^{\circ}\text{C}$ の間における平均冷却速度は $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とする。この温度域における冷却速度が不十分であると、パーライトが生成し、十分な量のマルテンサイトが得られない場合がある。冷却速度の上限は特に規定しないが、 $200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ を超える冷却速度を実現するには特殊な冷媒および/または冷却装置が必要となるので、生産コストの観点からは $200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下に限定することが好ましい。

[0092]  $550^{\circ}\text{C}$ から $M_s - 80^{\circ}\text{C}$ における温度履歴は、下記の式(6)を満たすものとする。

式(6)は、鋼板温度が550℃に到達した時点を開始点とし、マルテンサイト変態開始温度(Ms)−80℃に到達した時点を終点として、その間の温度履歴を経過時間に対して10等分し、それぞれの時間範囲において計算を行う。

ベイナイト変態開始温度(Bs) [℃]、および、マルテンサイト変態開始温度(Ms) [℃]は、下記の式を用いて求める。

[0093] [数20]

$$Bs = 650 - 200[C] \cdot \left( \frac{Ac3 - Ac1}{T_H - Ac1} \right)^{\frac{2}{3}} - 27[Mn] - 14[Cr] - 12[Ni] + 18[Al]$$

[0094] [数21]

$$Ms = 666 - 489\sqrt{[C]} \cdot \left( \frac{Ac3 - Ac1}{T_H - Ac1} \right)^{\frac{1}{3}} + 35[C] \\ \cdot \left( \frac{Ac3 - Ac1}{T_H - Ac1} \right)^{\frac{2}{3}} - 36[Mn] - 5[Si] - 13[Cr] - 18[Ni] + 19[Al]$$

[0095] [元素記号] ([C]、[Mn]、[Si]、[Cr]、[Ni]、[Al])は各元素の含有量[質量%]を示す。Ac1およびAc3は、それぞれ、各鋼板をオーステナイト単相まで加熱する際の変態開始温度[℃]、および変態完了温度[℃]を示す。T<sub>H</sub>[℃]は、各鋼板の熱処理における最高加熱温度を示す。T<sub>H</sub>がAc3を超える場合、(Ac3−Ac1)/(T<sub>H</sub>−Ac1)項は1.00とする。

[0096] [数22]

$$C_i = 1 - \exp \left( -A_{21} \cdot \frac{\{Bs - T_i\}^{0.5}}{1 + [C]} \cdot \left\{ 1 - \exp \left( -\frac{1.1}{[Si]} \right) \right\}^2 \cdot \exp \left( -\frac{A_{22}}{T_i + 273} \right) \cdot t_i^{1.5} + \ln(1 - C_{i-1}) \right)$$

[0097]

[数23]

$$D_i = (A_{23} \cdot T_i^{4.23} + A_{24} - [Si] - 0.7[Al] - 0.3[Mo] - 0.1[Cr]) \cdot |A_{23} \cdot T_i^{4.23} + A_{24} - [Si] - 0.7[Al] - 0.3[Mo] - 0.1[Cr]|$$

[0098] [数24]

$$-2.00 \leq \sum_{i=1}^{10} C_i \cdot D_i \leq 2.00 \quad \dots \text{式 (6)}$$

[0099] 式(6)はベイナイト変態およびそれに伴う微細セメントの生成挙動を表す式である。

$C_i$ は、計算開始から*i*番目の時間範囲における、ベイナイト変態の進行度合いを表す指標である。 $A_{21}$ 、 $A_{22}$ は定数であり、それぞれ $3.95 \times 10^0$ 、 $7.15 \times 10^3$ である。 $B_s$ はベイナイト変態開始温度[°C]である。 $T_i$ は当該時間範囲における平均温度[°C]である。[元素記号]([C]、[Si])は各成分の含有量[質量%]を示す。 $t_i$ は各時間範囲における経過時間[秒]である。 $T_i$ が $B_s$ を上回る場合、 $(B_s - T_i)$ 項は0とする。また、 $C_0$ は0とする。

$D_i$ は、計算開始から*i*番目の時間範囲における、ベイナイト変態に伴うセメントの生成しやすさを表す指標である。 $A_{23}$ 、 $A_{24}$ は定数であり、それぞれ、 $4.03 \times 10^{-12}$ 、 $3.40 \times 10^{-1}$ である。 $T_i$ は当該時間範囲における平均温度[°C]である。[元素記号]([Si]、[Al]、[Mo]、[Cr])は各成分の含有量[質量%]を示す。 $t_i$ は各時間範囲における経過時間[秒]である。

式(6)の中辺は $C_i$ と $D_i$ の積の総和であり、式(6)の中辺の値が-2.00を下回る場合、未変態のオーステナイトに過剰に固溶炭素が蓄積し、室温まで冷却しても変態が完了せず、多量の残留オーステナイトを含む組織が形成され、耐衝撃性が劣化する。一方、式(6)の中辺の値が2.00を超えると、セメントが過剰に生成して未変態オーステナイトからのベイナイト変態が過剰に進むため、十分な量のマルテンサイトが得られず、強度が低下する。以上の観点から、該温度域における温度履歴は式(6)を満た

すものとする。式（6）の中辺の値は $-1.30$ 以上、 $1.30$ 以下であることが好ましく、 $-0.80$ 以上、 $0.80$ 以下であることがより好ましい。

$550^{\circ}\text{C}$ から $M_s - 80^{\circ}\text{C}$ までの冷却過程において、式（6）を満たす温度履歴の範囲において、この間に鋼板に溶融亜鉛めっき処理あるいは溶融亜鉛合金めっき処理を施しても構わない。この際、めっき浴への浸漬前に鋼板を再加熱しても構わない。更に、式（6）を満たす温度履歴の範囲であれば、めっき処理後の鋼板を更に加熱し、めっき層の合金化処理を施しても構わない。

[0100]  $550^{\circ}\text{C}$ から $M_s - 80^{\circ}\text{C}$ までの冷却過程において、特に $M_s \sim (M_s - 25)^{\circ}\text{C}$ の区間における平均冷却速度を $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とする。この間の冷却速度が不十分であると、マルテンサイトから生成するセメンタイトが粗大化して個数が不十分となり、式（1）を満たさなくなる。 $M_s \sim (M_s - 25)^{\circ}\text{C}$ の温度域における平均冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上であると、微細なセメンタイトが生じやすくなる。微細なセメンタイトを十分に生成させ、マルテンサイトの塑性変形を惹起するには、 $M_s \sim (M_s - 25)^{\circ}\text{C}$ の温度域における平均冷却速度は $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上であることが好ましい。一方、 $M_s \sim (M_s - 25)^{\circ}\text{C}$ の温度域における冷却速度が過剰であると、セメンタイトが生成せず、マルテンサイトの塑性変形を適度に起こすことが困難となる。この観点から、平均冷却速度は $150^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下であることが好ましく、 $75^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下であることがより好ましく、 $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下であることが更に好ましい。

[0101] 更に、 $M_s^{\circ}\text{C}$ から $80^{\circ}\text{C}$ までの冷却における温度履歴が、式（7）を満たすように冷却する。

[0102]

[数25]

$$\begin{aligned}
0.00 \leq & \sum_{i=1}^{10} \left\{ 1 - \exp(-E_6 - A_{25}) \right\} \\
& \cdot \left\{ 1 - \exp \left( - \frac{A_{26} \cdot [Ms - T_{i,\min}]}{1 + 0.5[Mn] + 0.2[Cr] + 0.4[Ni]} \right) \right\} \\
& \cdot \left\{ A_{27} \cdot \exp \left( - \frac{A_{28}}{T_i + 273} \right) - A_{29} \right. \\
& \cdot \left. \exp \left( A_{30} \cdot [T_i - A_{31} - A_{32} \cdot \ln([Si] + 0.3[Al])] \right) \cdot (1 - \exp[E_6 - A_{25}])^{-0.5} \right\} \\
& \cdot dt^{0.5} \leq 3.00
\end{aligned}$$

・・・式(7)

[0103] 式(7)は遷移炭化物の生成度合を表す式であり、マルテンサイト変態開始温度(Ms [°C])到達から80°Cに至るまでの経過時間を10等分し、各時間範囲において計算を行い、その総和を求める。E<sub>6</sub>は式(6)の中辺の値である。(1 - exp[-E<sub>6</sub> - A<sub>25</sub>])の計算結果が負となる場合、同( )内の値は0と見做して計算する。A<sub>25</sub>、A<sub>26</sub>、A<sub>27</sub>、A<sub>28</sub>、A<sub>29</sub>、A<sub>30</sub>、A<sub>31</sub>、A<sub>32</sub>は定数項であり、それぞれ、2.31×10<sup>0</sup>、3.70×10<sup>-2</sup>、1.44×10<sup>2</sup>、3.23×10<sup>3</sup>、3.96×10<sup>3</sup>、2.10×10<sup>-2</sup>、9.63×10<sup>1</sup>、1.32×10<sup>1</sup>である。Msは前述の方法で求めるマルテンサイト変態開始温度である。T<sub>i</sub>はi番目の時間範囲における平均温度である。T<sub>i,min</sub>はMs到達からi番目の時間範囲までのT<sub>i</sub>のうち、最小のものである。[元素記号]([Mn]、[Cr]、[Ni]、[Si]、[Al])は各元素の含有量[質量%]を示す。dtはマルテンサイト変態開始温度(Ms)到達から80°Cに至るまでの経過時間を10等分した時間[秒]を示す。

式(7)の中辺の値が0.00未満では、遷移炭化物の生成に十分な時間が得られないか、あるいは、セメントタイトの生成が優先される温度条件であるので、遷移炭化物の生成が過度に抑制され、十分な遷移炭化物が得られな

い。そのため、式(7)の中辺の値が0.00以上となるように冷却する。好ましくは0.20以上、より好ましくは0.40以上である。

一方、式(7)の中辺の値が3.00超では、遷移炭化物の一部からセメントタイトが生成し、遷移炭化物が減少して、十分な遷移炭化物が得られない。式(7)の中辺の値は2.50以下であることが好ましく、2.20以下であることが更に好ましい。

#### [0104] <調質圧延工程>

冷却終了後に、圧下率が3.00%以下の調質圧延を施しても良い。調質圧延を施すことで、マルテンサイトの内部に可動転位が導入され、その塑性変形は促進される。ただし、調質圧延の圧下率が3.00%超であると、塑性変形量が過大となり、均一伸びが大きく劣化するので、好ましくない。

[0105] 熱処理後の鋼板に電気めっき処理を施し、鋼板の片面または両面に亜鉛めっき層を有する電気めっき鋼板としても構わない。熱処理後の鋼板に蒸着めっき処理を施し、鋼板の片面または両面に亜鉛めっき層を有する亜鉛めっき鋼板としても構わない。

熱処理中の雰囲気を制御し、鋼板の表面を改質しても構わない。例えば、脱炭雰囲気で加熱処理することで、鋼板表層部が適度に脱炭された曲げ性に優れた鋼板が得られる。

### 実施例

[0106] 次に、本発明の実施例について説明するが、実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用する一条件例である。本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得る。

[0107] 表1A、表1Bに示す化学組成の溶鋼を鋳造して鋳片を製造する。次に、鋳片を表2A～表2Dに示す条件で冷却し、更に、表2A～表2Dに示す条件で、熱間圧延および冷間圧延を施して鋼板を得る。その後、鋼板に表3A～表3Dに示す条件で、熱処理を施す。

表1A、表1Bの残部はFe及び不純物である。

表2 A～表2 Dにおいて、「冷却速度1」は鋳片の冷却過程において、鋳片表面の温度が700～550℃における平均冷却速度を示す。熱間圧延工程における「冷却速度2」は熱間圧延完了から630℃までの間における平均冷却速度を示す。

表3 A～表3 Dにおいて、「加熱速度1」は、400～550℃における平均加熱速度を示す。「加熱速度2」は、 $A c 1 \sim (A c 1 + 20)$ ℃における平均加熱速度を示す。「冷却速度3」は720～550℃における平均冷却速度を示す。「冷却速度4」は $M s \sim (M s - 25)$ ℃における平均冷却速度を示す。

[0108] 一部の鋼板には、冷却過程あるいは冷却後にめっき処理を施す。表3 A～表3 Dの「めっき浴」はめっき種を表す。表3 A～表3 Dにおいて、「EG」は、冷却後の鋼板に、電気めっき処理によって亜鉛めっきを付与する例である。「蒸着」は、冷却後の鋼板に、蒸着めっき処理によって亜鉛めっきを付与する例である。「GA」は、冷却過程の鋼板を、有効Al量〔質量%〕を0.150%以下に制御した溶融亜鉛浴に浸漬し、溶融亜鉛めっきを付与する例である。「GI」は、冷却過程の鋼板を、有効Al量を0.150%超に制御した溶融亜鉛浴に浸漬し、溶融亜鉛めっきを付与する例である。「Zn合金」は、冷却過程の鋼板を、溶融Zn-Al-Mg浴に浸漬し、溶融亜鉛合金めっきを付与する例である。溶融亜鉛浴ないし溶融Zn-Al-Mg浴に浸漬した鋼板を加熱し、めっき層と地鉄の界面を合金化する合金化処理を行う場合、再加熱による到達温度を「合金化温度」として記載する。有効Al量とは浴中の全Al量から全Fe量を引いた値とする。

[0109]

[表1A]

化学組成	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	V	Cr	Ni
	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%
A	0.093	0.35	2.14	0.010	0.0045	0.065	0.0039	0.0010	0.024				
B	0.175	0.71	1.42	0.007	0.0008	0.025	0.0026	0.0012	0.037				
C	0.054	0.82	1.84	0.006	0.0034	0.006	0.0018	0.0017	0.012				
D	0.109	1.14	2.03	0.012	0.0012	0.081	0.0062	0.0009	0.071				
E	0.063	0.23	2.92	0.008	0.0013	0.129	0.0037	0.0010	0.018				
F	0.149	0.45	2.31	0.023	0.0025	0.572	0.0049	0.0011	0.028				
G	0.081	0.97	1.23	0.017	0.0052	0.051	0.0115	0.0016	0.114				
H	0.112	0.07	2.49	0.013	0.0039	0.199	0.0048	0.0004	0.022	0.023			
I	0.093	0.46	2.74	0.021	0.0013	0.143	0.0048	0.0010	0.012		0.309		
L	0.126	0.64	1.65	0.019	0.0048	0.071	0.0065	0.0011	0.006	0.071	0.118		
M	0.103	0.35	2.52	0.016	0.0016	0.160	0.0055	0.0007	0.018			0.30	
N	0.117	0.56	2.64	0.009	0.0028	0.076	0.0050	0.0015	0.017				0.26
O	0.115	0.19	2.37	0.013	0.0026	0.304	0.0046	0.0008	0.051				
P	0.094	0.52	0.86	0.010	0.0021	0.031	0.0032	0.0004	0.016			1.17	0.38
Q	0.122	0.83	1.75	0.016	0.0074	0.075	0.0069	0.0012	0.087				
R	0.122	0.63	2.46	0.014	0.0067	0.301	0.0063	0.0013	0.026				
S	0.087	0.45	1.33	0.016	0.0015	0.014	0.0033	0.0014	0.019				
T	0.147	0.44	1.32	0.021	0.0075	0.018	0.0046	0.0009	0.018				
U	0.136	0.26	1.69	0.008	0.0020	0.023	0.0039	0.0006	0.033				
V	0.100	0.97	2.45	0.011	0.0033	0.069	0.0003	0.0003	0.067				
W	0.130	0.62	1.49	0.020	0.0055	0.057	0.0025	0.0003	0.016				
X	0.120	0.36	1.34	0.016	0.0055	0.440	0.0027	0.0009	0.026				
Y	0.134	0.31	1.00	0.009	0.0012	0.175	0.0042	0.0006	0.012				1.21
Z	0.166	0.62	1.72	0.027	0.0010	0.012	0.0025	0.0005	0.026				
AA	0.175	1.09	2.01	0.012	0.0017	0.055	0.0062	0.0010	0.070				
AB	0.118	0.35	1.94	0.015	0.0037	0.052	0.0050	0.0006	0.034	0.005			
AC	0.116	0.27	2.16	0.009	0.0039	0.086	0.0069	0.0013	0.021	0.013		0.09	
AD	0.098	0.89	1.13	0.004	0.0029	0.328	0.0041	0.0010	0.024	0.052		0.65	
AE	0.081	0.42	2.04	0.003	0.0023	0.010	0.0034	0.0011	0.011	0.035			
AF	0.146	0.61	1.26	0.008	0.0046	0.249	0.0050	0.0003	0.046				
AG	0.118	0.70	2.70	0.012	0.0025	0.012	0.0081	0.0008	0.061				
AH	0.065	0.66	2.49	0.010	0.0028	0.083	0.0060	0.0008	0.019				
AI	0.106	0.42	1.88	0.010	0.0038	0.073	0.0025	0.0014	0.015				0.54
AJ	0.120	0.80	2.52	0.012	0.0057	0.273	0.0057	0.0005	0.027				
AK	0.106	0.36	2.67	0.015	0.0051	0.059	0.0058	0.0014	0.018	0.004			
AL	0.080	0.43	2.87	0.013	0.0059	0.341	0.0052	0.0010	0.013	0.029			0.09
AM	0.089	0.55	2.14	0.010	0.0023	0.487	0.0037	0.0014	0.018				
AN	0.087	0.15	1.40	0.006	0.0049	0.430	0.0035	0.0014	0.023			0.43	
AO	0.098	0.73	2.16	0.011	0.0037	0.011	0.0070	0.0011	0.009				
BA	0.041	0.38	1.91	0.007	0.0031	0.036	0.0059	0.0009	0.021				
BB	0.233	0.73	1.93	0.008	0.0024	0.084	0.0027	0.0015	0.067				
BC	0.155	1.54	1.03	0.012	0.0034	0.058	0.0026	0.0006	0.041				
BD	0.100	0.25	0.49	0.014	0.0045	0.091	0.0065	0.0012	0.066				
BE	0.084	0.56	3.10	0.008	0.0019	0.138	0.0039	0.0012	0.057				
BF	0.098	0.51	1.89	0.016	0.0040	1.042	0.0057	0.0016	0.030				
BG	0.093	0.73	1.65	0.005	0.0038	0.124	0.0017	0.0007	0.003				
BH	0.114	0.66	2.08	0.017	0.0019	0.046	0.0019	0.0015	0.151				

[0110]

[表1B]

化学組成	Cu 質量%	Mo 質量%	W 質量%	B 質量%	Sn 質量%	Sb 質量%	Ca 質量%	Ce 質量%	Mg 質量%	Zr 質量%	La 質量%	REM 質量%	
A													実施例
B													実施例
C													実施例
D													実施例
E													実施例
F													実施例
G													実施例
H													実施例
I													実施例
L													実施例
M													実施例
N													実施例
O	0.33												実施例
P	0.28												実施例
Q		0.33											実施例
R			0.254										実施例
S				0.0048									実施例
T					0.235								実施例
U						0.081							実施例
V							0.0023						実施例
W								0.0032					実施例
X									0.0048				実施例
Y	0.54									0.0035			実施例
Z				0.0022							0.0034		実施例
AA						0.123		0.0008			0.0014	0.0015	実施例
AB		0.16		0.0015									実施例
AC				0.0009									実施例
AD		0.07											実施例
AE				0.0036									実施例
AF		0.37											実施例
AG				0.0003									実施例
AH					0.108								実施例
AI	0.16			0.0024									実施例
AJ		0.10											実施例
AK				0.0051	0.023								実施例
AL													実施例
AM		0.05											実施例
AN		0.23											実施例
AO				0.0008		0.033							実施例
BA													比較例
BB													比較例
BC													比較例
BD													比較例
BE													比較例
BF													比較例
BG													比較例
BH													比較例

[0111]

[表2A]

実験例	化学組成	鑄造工程		熱間圧延工程					冷間圧延工程				
		鑄片厚 mm	冷却速度1 °C/時	加熱温度 °C	1050°C以上の 合計圧下率 %	式(2)の 左辺	式(3)の 左辺	冷却速度2 °C/秒	式(4)のP <sub>13</sub> (×10 <sup>-8</sup> )	板厚 mm	合計 圧下率 %	完了 温度 °C	板厚 mm
1	A	250	19	1230	80	2.7	3.04	40	5.0	2.7	48	124	1.4
2	A	120	26	1280	80	2.9	3.40	53	4.4	1.9	58	98	0.8
3	A	250	15	1265	84	1.8	7.69	37	3.0	3.8	79	230	0.8
4	B	310	21	1285	82	1.7	3.60	53	2.8	4.3	67	204	1.4
5	B	360	11	1325	75	1.4	4.06	47	3.6	2.0	50	117	1.0
6	B	240	15	1285	85	3.7	6.91	62	1.6	4.0	78	287	0.9
7	B	240	16	1285	85	2.5	3.78	31	2.0	4.0	78	171	0.9
8	C	310	14	1260	82	2.0	4.13	27	1.7	4.5	64	121	1.6
9	C	240	13	1285	86	1.8	1.98	60	3.6	4.3	81	167	0.8
10	C	240	16	1270	85	5.0	5.90	12	3.2	3.6	50	109	1.8
11	D	280	14	1255	85	3.3	2.76	33	2.4	2.8	57	125	1.2
12	D	260	14	1285	85	1.9	1.34	53	4.0	4.0	53	91	1.9
13	D	260	15	1295	85	2.2	3.81	42	2.4	3.2	56	117	1.4
14	E	220	14	1235	80	1.4	2.92	55	3.7	3.7	68	154	1.2
15	E	180	14	1225	63	2.6	3.83	43	3.5	3.6	42	83	2.1
16	E	220	15	1255	80	1.2	3.24	47	5.4	3.2	63	121	1.2
17	F	190	19	1315	85	1.3	3.14	46	3.9	2.7	56	145	1.2
18	F	270	12	1210	87	2.3	3.65	33	2.7	3.6	50	104	1.8
19	F	240	16	1270	85	2.5	2.98	39	11.1	3.6	67	158	1.2
20	G	220	16	1255	84	1.1	3.55	39	3.0	2.6	38	66	1.6
21	G	320	14	1265	80	1.7	6.59	31	1.9	5.1	84	192	0.8
22	G	240	15	1295	85	2.4	6.58	41	2.0	3.2	44	111	1.8
23	H	190	21	1240	83	2.1	2.87	31	2.2	3.1	74	181	0.8
24	H	240	15	1270	75	1.1	1.54	32	2.4	4.0	75	199	1.0
25	H	240	17	1280	80	1.4	5.57	47	2.3	3.0	67	118	1.0

[0112]

[表2B]

実験例	化学組成	鑄造工程		熱間圧延工程					冷間圧延工程					
		鑄片厚 mm	冷却速度1 °C/時	加熱温度 °C	1050°C以上の 合計圧下率 %	式(2)の 左辺	式(3)の 左辺	冷却速度2 °C/秒	式(4)のP <sub>13</sub> (×10 <sup>-8</sup> )	板厚 mm	合計 圧下率 %	完了 温度 °C	板厚 mm	
26	I	220	14	1235	80	1.3	3.83	54	3.2	4.5	78	162	1.0	実施例
27	I	380	13	1315	90	1.4	3.58	26	8.3	1.9	53	119	0.9	実施例
28	I	250	7	1305	88	1.9	6.07	36	5.1	2.6	50	105	1.3	比較例
29	L	240	16	1305	80	3.4	4.34	50	1.2	2.5	60	150	1.0	実施例
30	L	240	17	1345	85	2.8	4.02	53	1.1	3.0	67	154	1.0	実施例
31	L	240	17	1285	80	1.7	3.72	45	1.1	3.0	67	138	1.0	比較例
32	M	240	19	1285	79	1.4	3.10	43	4.1	3.1	55	127	1.4	実施例
33	M	300	14	1300	85	1.7	1.68	23	6.2	3.0	67	163	1.0	実施例
34	N	250	16	1310	86	3.8	3.11	50	4.5	2.3	39	93	1.4	実施例
35	N	260	12	1320	95	2.0	2.60	38	3.9	2.0	50	104	1.0	実施例
36	N	250	15	1300	80	3.1	5.97	32	2.1	3.0	60	119	1.2	比較例
37	O	340	16	1270	89	1.4	2.74	48	1.6	2.7	41	117	1.6	実施例
38	O	250	15	1290	80	1.3	4.81	33	2.7	3.0	67	182	1.0	実施例
39	O	240	17	1280	85	1.8	3.08	47	0.7	3.2	63	120	1.2	比較例
40	P	190	13	1285	72	1.9	3.18	32	1.6	3.8	63	170	1.4	実施例
41	P	220	15	1335	80	1.6	3.12	50	7.5	2.5	60	117	1.0	実施例
42	Q	280	22	1275	83	1.1	3.05	34	2.4	4.3	67	181	1.4	実施例
43	Q	240	14	1280	74	1.7	2.38	55	1.1	3.5	74	213	0.9	実施例
44	Q	240	14	1280	74	2.0	7.21	45	1.6	3.5	74	207	0.9	実施例
45	Q	240	17	1250	86	1.6	2.85	31	2.8	4.0	63	120	1.5	比較例
46	R	280	21	1275	79	1.5	2.30	48	4.6	2.7	56	127	1.2	実施例
47	S	280	21	1235	80	1.8	3.48	39	4.8	2.6	38	83	1.6	実施例
48	T	310	19	1300	83	1.3	3.86	32	4.5	3.2	50	160	1.6	実施例
49	T	220	14	1305	85	2.4	6.83	42	4.4	3.3	64	143	1.2	実施例
50	T	250	16	1290	83	1.5	6.85	48	7.7	3.0	67	169	1.0	比較例

[0113]

[表2C]

実験例	化学組成	鑄造工程		熱間圧延工程					冷間圧延工程					
		鑄片厚 mm	冷却速度1 °C/時	加熱温度 °C	1050°C以上の 合計圧下率 %	式(2)の 左辺	式(3)の 左辺	冷却速度2 °C/秒	式(4)のP <sub>13</sub> (×10 <sup>-8</sup> )	板厚 mm	合計 圧下率 %	完了 温度 °C	板厚 mm	
51	U	220	18	1275	87	1.5	3.29	33	3.8	3.0	47	101	1.6	実施例
52	V	190	20	1280	84	3.3	2.71	31	4.4	2.8	57	113	1.2	実施例
53	V	420	14	1290	80	1.4	3.66	36	6.4	1.8	44	85	1.0	実施例
54	V	240	18	1275	80	1.4	1.37	47	4.1	3.0	50	105	1.5	比較例
55	W	340	22	1265	85	1.2	2.69	42	3.1	2.4	33	67	1.6	実施例
56	W	140	31	1325	68	1.2	5.51	44	3.2	1.4	43	120	0.8	実施例
57	W	250	87	1280	82	2.0	3.72	32	5.6	2.3	57	125	1.0	比較例
58	X	340	15	1235	89	1.2	2.98	35	2.1	3.1	48	96	1.6	実施例
59	X	180	37	1325	80	1.4	3.54	45	5.4	2.0	55	125	0.9	実施例
60	X	250	15	1240	45	1.4	3.58	36	3.7	3.0	60	144	1.2	比較例
61	Y	170	27	1260	69	2.0	3.90	36	4.1	4.1	80	148	0.8	実施例
62	Z	280	13	1300	83	2.0	2.58	59	3.6	4.5	69	228	1.4	実施例
63	AA	310	19	1285	85	2.4	3.49	31	3.0	4.4	73	186	1.2	実施例
64	AA	340	14	1305	93	2.2	4.02	27	2.5	4.2	52	146	2.0	実施例
65	AA	260	13	1295	85	2.1	1.21	47	2.5	1.9	37	88	1.2	実施例
66	AB	250	13	1310	83	2.1	4.76	42	2.5	3.8	74	197	1.0	実施例
67	AB	480	14	1280	90	1.3	2.98	58	2.8	2.4	50	146	1.2	実施例
68	AB	200	15	1260	80	1.9	2.68	60	3.2	2.0	25	51	1.5	比較例
69	AC	280	19	1235	80	1.8	2.76	39	2.6	3.8	63	141	1.4	実施例
70	AC	200	32	1290	85	2.3	3.63	47	4.2	3.0	67	148	1.0	実施例
71	AC	240	15	1285	80	2.9	5.73	39	2.5	3.2	63	179	1.2	比較例
72	AD	310	21	1240	89	2.9	3.86	46	1.7	2.8	64	151	1.0	実施例
73	AE	280	14	1305	84	2.1	3.81	31	1.1	3.8	68	188	1.2	実施例
74	AF	190	29	1230	82	4.1	3.99	40	4.1	2.8	50	141	1.4	実施例
75	AF	240	15	1290	85	2.3	5.09	43	3.2	4.5	51	152	2.2	実施例

[0114]

[表2D]

実験例	化学組成	鑄造工程		熱間圧延工程					冷間圧延工程					
		鑄片厚 mm	冷却速度1 °C/時	加熱温度 °C	1050°C以上の 合計圧下率 %	式(2)の 左辺	式(3)の 左辺	冷却速度2 °C/秒	式(4)のP <sub>13</sub> (×10 <sup>-8</sup> )	板厚 mm	合計 圧下率 %	完了 温度 °C	板厚 mm	
76	AF	270	18	1280	93	2.2	1.95	47	4.1	4.5	63	177	1.0	比較例
77	AG	250	15	1225	87	2.6	3.66	44	3.6	3.0	60	121	1.2	実施例
78	AH	260	16	1315	80	2.0	3.70	38	1.6	2.4	67	148	0.8	実施例
79	AI	240	18	1235	85	2.1	3.45	48	3.3	3.5	77	212	0.8	実施例
80	AJ	280	13	1260	90	2.6	3.69	39	4.1	2.8	43	86	1.6	実施例
81	AK	280	18	1300	86	4.0	2.79	40	3.9	3.1	55	113	1.4	実施例
82	AL	280	20	1240	88	2.0	3.05	37	1.4	4.5	64	144	1.6	実施例
83	AL	250	15	1155	73	1.3	2.41	51	1.8	3.6	56	128	1.6	比較例
84	AM	190	13	1250	85	2.0	2.54	40	3.2	3.6	61	116	1.4	実施例
85	AM	240	15	1235	85	1.8	5.17	35	3.6	4.0	75	175	1.0	実施例
86	AM	250	17	1295	88	2.2	5.54	38	3.6	3.0	60	143	1.2	比較例
87	AN	160	19	1310	81	4.1	3.63	31	3.4	2.6	54	101	1.2	実施例
88	AN	160	65	1300	80	2.3	3.55	47	2.4	2.5	48	125	1.3	実施例
89	AN	220	15	1250	70	0.8	5.79	58	3.9	3.0	50	129	1.5	比較例
90	AO	240	15	1290	80	2.3	3.22	56	3.2	3.5	60	119	1.4	実施例
91	AO	300	18	1275	87	3.4	7.47	31	2.8	3.8	42	77	2.2	実施例
92	AO	300	15	1250	84	3.3	12.73	58	1.1	4.5	56	113	2.0	比較例
93	BA	260	16	1300	83	1.8	3.22	46	2.4	3.0	67	112	1.0	比較例
94	BB	260	16	1230	88	3.2	2.49	55	4.0	3.0	67	230	1.0	比較例
95	BC	260	21	1300	84	1.1	1.21	45	1.9	3.0	67	112	1.0	比較例
96	BD	260	17	1310	83	1.2	3.28	37	3.3	3.0	67	141	1.0	比較例
97	BE	260	14	1290	85	1.8	2.55	48	6.0	3.0	67	172	1.0	比較例
98	BF	260	14	1290	89	1.8	3.28	36	7.8	3.0	67	172	1.0	比較例
99	BG	260	20	1310	88	4.7	3.90	37	11.1	3.0	67	98	1.0	比較例
100	BH	260	14	1255	79	1.6	2.70	47	4.1	3.0	67	188	1.0	比較例

[0115]

[表3A]

実験例	化学組成	Ac1 °C	Ac3 °C	Bs °C	Ms °C	加熱過程				冷却過程				めっき処理		調質圧延 伸び率 %	備考	
						加熱速度1 °C/秒	式(5)の 値	加熱速度2 °C/秒	加熱温度 °C	保持 時間 秒	冷却速度3 °C/秒	式(6)の 値	冷却速度4 °C/秒	式(7)の 値	めっき浴			合金化 温度 °C
1	A	704	824	566	412	17	1.7	3.9	776	82	21	0.3	75	1.3	GI	-	0.15	実施例
2	A	696	826	566	413	6	1.2	2.0	777	49	52	0.1	15	1.2	-	-	-	実施例
3	A	690	813	571	430	4	5.6	1.6	786	51	15	0.1	23	0.4	蒸着	-	0.21	実施例
4	B	719	822	570	394	47	1.6	3.2	809	58	57	0.8	98	2.5	GA	540	0.22	実施例
5	B	714	829	573	403	5	1.9	2.0	812	27	22	0.1	12	1.4	-	-	0.13	実施例
6	B	725	833	564	380	8	2.9	2.2	792	49	20	0.1	83	1.6	GA	539	0.16	比較例
7	B	719	819	570	396	4	3.4	3.5	796	99	17	0.1	20	3.5	GA	536	0.25	比較例
8	C	713	842	582	449	57	1.2	3.8	780	58	40	0.1	50	0.8	GA	534	0.21	実施例
9	C	707	839	585	462	92	6.0	2.7	783	42	14	0.3	46	0.2	GA	511	0.57	実施例
10	C	717	856	582	450	4	2.3	2.4	779	42	14	0.4	77	0.6	GA	542	0.30	比較例
11	D	715	843	571	417	6	1.1	2.5	824	49	16	-0.2	50	1.7	GA	539	0.28	実施例
12	D	713	838	573	424	6	2.0	1.8	822	138	43	-0.4	44	1.6	GA	521	0.62	実施例
13	D	710	848	562	393	27	1.2	1.6	780	40	14	-0.3	3	1.3	GA	535	0.20	比較例
14	E	686	816	556	422	5	1.9	1.5	772	51	64	0.0	19	0.2	-	-	0.58	実施例
15	E	679	814	559	433	7	1.5	2.2	789	34	21	0.1	45	0.1	EG	-	0.10	実施例
16	E	681	813	560	437	16	1.1	1.9	799	88	44	0.1	21	-0.5	-	-	0.12	比較例
17	F	723	854	556	375	21	5.4	3.1	808	49	40	0.1	40	2.0	Zn合金	-	0.18	実施例
18	F	711	856	567	405	28	3.6	3.4	850	48	20	0.0	22	1.6	GI	-	0.56	実施例
19	F	711	848	559	382	8	7.3	1.5	802	51	44	0.1	81	0.8	GA	528	0.20	比較例
20	G	729	867	584	422	8	1.1	1.6	783	41	50	0.1	95	1.4	Zn合金	-	0.06	実施例
21	G	721	872	596	461	6	1.5	2.1	819	58	52	0.0	91	0.1	GA	-	0.20	実施例
22	G	721	872	591	443	8	3.2	2.9	791	45	14	-0.9	21	0.9	GA	541	1.10	実施例
23	H	687	819	555	393	4	1.2	2.5	775	103	19	0.6	13	0.4	-	-	0.54	実施例
24	H	684	810	561	410	8	1.5	1.8	789	15	13	0.8	19	0.2	GA	520	0.14	実施例
25	H	682	811	559	404	6	0.3	2.3	778	50	65	0.7	50	0.1	GI	-	0.30	比較例

[表3B]

実験例	化学組成	Ac1 °C	Ac3 °C	Bs °C	Ms °C	加熱過程				冷却過程				めっき処理		調質圧延 伸び率 %	備考	
						加熱速度1 °C/秒	式(5)の 値	加熱速度2 °C/秒	加熱温度 °C	保持 時間 秒	冷却速度3 °C/秒	式(6)の 値	冷却速度4 °C/秒	式(7)の 値	めっき浴			合金化 温度 °C
26	I	687	818	553	396	6	1.6	2.9	776	97	31	0.2	15	1.7	GI	-	0.97	実施例
27	I	694	813	558	413	27	3.7	2.5	805	60	47	0.4	21	1.4	GA	500	0.14	実施例
28	I	699	809	558	414	5	5.0	1.9	792	96	47	0.3	20	1.0	-	-	0.14	比較例
29	L	710	838	572	407	6	1.8	1.9	796	41	34	0.0	17	1.7	GA	499	0.10	実施例
30	L	717	836	572	406	28	1.3	2.0	789	100	17	0.7	19	1.3	GI	-	0.68	実施例
31	L	717	829	571	404	1.5	1.2	1.6	783	85	15	1.1	44	1.0	GA	509	0.35	比較例
32	M	706	808	554	399	8	9.0	1.9	786	56	64	0.2	20	1.7	GA	487	0.21	実施例
33	M	696	808	561	423	5	7.5	2.0	816	60	14	0.5	21	1.0	GA	512	0.14	実施例
34	N	684	807	551	393	8	3.4	1.6	796	40	22	0.1	99	1.9	-	-	0.25	実施例
35	N	687	809	552	396	4	1.2	2.4	801	58	40	1.4	14	1.0	GI	-	0.07	実施例
36	N	693	814	547	381	92	1.1	1.6	776	79	18	2.2	44	0.1	GI	-	0.21	比較例
37	O	703	825	558	392	8	3.0	3.4	776	54	50	0.9	17	1.2	GA	506	1.15	実施例
38	O	694	816	564	411	4	2.7	1.2	790	79	76	0.2	90	0.7	GA	-	0.10	実施例
39	O	689	814	565	411	7	2.1	4.3	788	49	14	0.1	15	0.4	-	-	0.25	比較例
40	P	733	826	572	414	6	7.9	2.1	780	56	42	0.3	22	1.8	GA	540	0.29	実施例
41	P	729	822	577	428	7	9.3	2.1	776	102	20	0.0	44	1.3	-	-	0.80	実施例
42	Q	717	845	572	410	4	1.0	1.7	810	128	20	0.0	23	2.8	GA	500	0.61	実施例
43	Q	714	841	572	411	6	2.5	3.2	800	56	17	0.0	101	1.3	-	-	0.28	実施例
44	Q	717	835	576	422	28	2.3	1.4	812	90	49	0.2	21	1.0	GA	531	0.69	実施例
45	Q	714	838	569	402	6	1.5	1.5	786	41	20	-2.1	18	1.2	-	-	0.25	比較例
46	R	708	835	549	369	27	1.2	2.6	777	85	33	0.0	45	1.5	GA	525	0.21	実施例
47	S	720	843	583	427	6	2.6	2.4	775	89	48	0.4	21	0.7	GA	522	0.16	実施例
48	T	714	822	576	408	5	2.7	3.2	797	95	55	0.3	14	1.8	GA	547	0.44	実施例
49	T	719	833	578	414	7	5.3	2.5	801	6	21	0.4	18	1.0	GA	501	0.20	実施例
50	T	712	819	579	417	4	8.7	0.6	793	91	17	1.2	77	0.5	GA	524	0.18	比較例

[表3C]

実験例	化学組成	Ac1 °C	Ac3 °C	Bs °C	Ms °C	加熱過程				冷却過程				めっき処理		調質圧延 伸び率 %	備考	
						加熱速度1 °C/秒	式(5)の 値	加熱速度2 °C/秒	加熱温度 °C	保持 時間 秒	冷却速度3 °C/秒	式(6)の 値	冷却速度4 °C/秒	式(7)の 値	めっき浴			合金化 温度 °C
51	U	703	817	563	388	8	1.8	1.8	772	96	15	0.6	16	1.1	GA	517	0.21	実施例
52	V	704	830	557	396	65	1.2	2.4	788	82	45	0.0	45	2.1	GI	-	0.61	実施例
53	V	703	821	561	408	5	1.3	2.1	791	43	22	0.0	79	1.5	GA	490	0.36	実施例
54	V	697	824	568	435	7	1.1	2.1	861	60	15	0.6	70	1.5	GA	542	0.21	比較例
55	W	702	840	578	419	66	2.0	3.3	808	46	18	0.2	23	1.1	GA	-	0.14	実施例
56	W	710	833	581	427	5	2.9	2.5	810	163	44	0.2	12	1.3	-	-	0.04	実施例
57	W	710	838	582	429	18	9.0	1.7	819	81	21	0.0	18	1.4	-	-	0.22	比較例
58	X	733	879	575	397	6	4.1	1.6	792	140	43	0.2	19	2.2	GA	-	0.04	実施例
59	X	734	869	580	408	5	5.9	2.3	801	58	22	0.0	23	1.6	-	-	1.90	実施例
60	X	729	865	590	434	5	5.0	2.5	817	142	22	0.3	18	0.3	GI	-	0.12	比較例
61	Y	684	808	579	419	5	1.1	1.6	782	52	22	0.2	44	1.1	GA	511	0.26	実施例
62	Z	716	823	553	364	19	2.6	2.0	777	93	49	0.1	89	1.1	GI	-	0.29	実施例
63	AA	717	829	551	364	26	1.1	1.4	798	43	60	-0.2	16	2.6	GA	489	0.52	実施例
64	AA	718	827	551	365	4	1.9	1.8	792	54	39	-0.1	20	2.0	GA	525	0.52	実施例
65	AA	708	821	551	364	6	3.0	2.1	784	47	15	-1.6	38	1.5	-	-	0.14	実施例
66	AB	709	819	562	393	7	1.1	1.6	773	173	34	0.8	39	1.7	Zn合金	-	-	実施例
67	AB	701	827	562	391	8	1.2	1.5	772	86	16	0.1	21	1.7	蒸着	-	0.24	実施例
68	AB	695	813	570	417	8	1.7	3.0	786	54	40	0.7	16	0.3	GI	-	0.10	比較例
69	AC	704	812	557	390	8	1.0	2.1	772	91	17	0.4	63	1.7	-	-	0.34	実施例
70	AC	701	813	564	410	7	1.4	1.6	787	97	14	0.6	57	1.1	Zn合金	-	0.16	実施例
71	AC	697	807	565	414	8	1.6	2.4	787	35	5	0.7	17	0.7	GA	530	0.20	比較例
72	AD	762	883	558	365	8	1.5	1.9	790	129	33	-0.1	11	1.1	GA	513	0.10	実施例
73	AE	705	831	573	431	7	1.3	2.2	785	58	21	0.1	88	0.8	GI	-	0.26	実施例
74	AF	732	858	570	386	27	3.4	2.1	798	48	32	0.0	19	2.5	-	-	0.07	実施例
75	AF	740	861	588	430	6	7.0	1.7	842	114	44	0.6	20	0.4	GA	522	0.45	実施例

[表3D]

実験例	化学組成	Ac1 °C	Ac3 °C	Bs °C	Ms °C	加熱過程				冷却過程				めっき処理		調質圧延 伸び率 %	備考	
						加熱速度1 °C/秒	式(5)の 値	加熱速度2 °C/秒	加熱温度 °C	保持 時間 秒	冷却速度3 °C/秒	式(6)の 値	冷却速度4 °C/秒	式(7)の 値	めっき浴			合金化 温度 °C
76	AF	725	857	584	419	6	16.7	1.6	818	104	48	1.3	68	0.7	GA	540	0.23	比較例
77	AG	690	815	551	393	31	1.1	1.8	800	92	14	0.0	20	1.7	-	-	0.25	実施例
78	AH	703	824	570	447	22	1.6	3.8	821	140	44	0.2	20	0.8	GA	517	0.62	実施例
79	AI	691	809	565	408	4	1.1	2.5	773	85	69	1.3	47	0.9	Zn合金	547	0.17	実施例
80	AJ	707	841	555	387	7	1.6	2.2	802	44	66	0.0	17	2.1	GA	539	0.24	実施例
81	AK	691	803	552	395	22	1.3	2.2	780	41	19	0.6	19	0.6	GA	518	0.46	実施例
82	AL	688	828	557	411	4	1.2	2.5	792	133	20	1.2	100	1.4	GA	540	0.30	実施例
83	AL	692	821	562	430	5	1.1	2.8	802	46	17	0.0	106	1.8	-	-	0.15	比較例
84	AM	725	870	573	419	6	9.4	2.4	808	91	40	0.1	22	1.1	-	-	0.76	実施例
85	AM	713	863	577	429	6	5.7	2.2	806	55	38	0.4	19	1.5	GA	532	0.64	実施例
86	AM	719	880	541	338	7	8.7	2.3	745	48	21	0.0	18	2.0	GI	-	0.44	比較例
87	AN	730	870	578	415	6	6.3	2.0	787	60	22	0.1	18	0.3	GA	531	0.26	実施例
88	AN	727	867	581	426	6	6.0	1.7	782	94	53	0.6	20	0.1	EG	-	0.09	実施例
89	AN	739	869	582	428	5	5.8	1.9	792	41	21	0.0	23	0.3	-	-	0.16	比較例
90	AO	705	823	569	423	56	2.7	4.1	810	90	54	0.0	88	2.1	-	-	0.22	実施例
91	AO	712	826	572	433	23	2.4	2.0	820	14	21	0.9	93	1.3	GA	541	0.52	実施例
92	AO	695	836	568	419	5	1.2	1.5	798	54	14	0.3	20	2.2	GA	505	0.22	比較例
93	BA	705	842	590	491	7	2.3	2.7	820	82	48	1.8	23	-5.9	GA	511	0.29	比較例
94	BB	714	808	530	319	7	2.1	1.6	774	44	42	0.0	68	1.4	-	-	0.27	比較例
95	BC	716	842	594	441	7	6.1	2.1	855	94	20	-1.6	22	1.5	Zn合金	543	0.14	比較例
96	BD	728	862	599	439	6	1.7	1.5	785	55	47	0.3	21	-1.3	GI	-	0.21	比較例
97	BE	691	819	546	392	15	1.2	2.5	773	86	47	0.0	39	1.6	-	-	0.15	比較例
98	BF	746	973	584	420	5	14.0	3.6	858	52	38	-0.1	17	2.1	GA	492	0.23	比較例
99	BG	725	853	583	437	4	12.2	2.3	812	79	21	0.3	39	1.0	GA	541	0.19	比較例
100	BH	701	830	559	390	6	0.7	1.8	776	139	33	0.0	80	1.9	-	-	0.35	比較例

[0119] 表4A～表4Dに、表1A～表3Dの製造条件によって得られる鋼板の

クロ組織の観察結果を示す。組織分率は、フェライト ( $\alpha$ )、未再結晶フェライト (未再結晶 $\alpha$ )、ベイナイト (B)、ベイニティックフェライト (BF)、パーライト (P)、マルテンサイト (M)、残留オーステナイト (残留 $\gamma$ ) の、各組織の体積分率を表す。ただし、「未再結晶フェライト」はフェライトに占める未再結晶フェライトの割合を示す。「表面」は鋼板表面の状態を表し、めっき処理していない鋼板 (CR)、電気めっき層を有する鋼板 (EG)、溶融亜鉛めっき層を有する鋼板 (GI)、合金化溶融亜鉛めっき層を有する鋼板 (GA)、Zn-Al-Mg合金めっき層を有する鋼板 (Zn合金) に分類する。

[0120]

[表4A]

実験例	化学組成	表面	組織分率						マルテンサイト				粗大介在物 個数密度 個/mm <sup>2</sup>	硬さ測定			備考				
			未再結晶 α %	M %	残留γ %	B %	BF %	B+BF %	P %	式(1)	遷移炭化物 密度 個/m <sup>3</sup>	転位の 密度 10 <sup>13</sup> /m <sup>2</sup>		旧γ粒 径 μm	旧γ粒 アスペクト比	最大値 Hv1kgf		最小値 Hv1kgf	最大値/ 最小値	ピーク間 距離 mm	
1	A	GI	47	1	33	0	12	7	19	1	2.7	5.5×10 <sup>17</sup>	9.0	4.5	1.7	0.1	348	311	1.12	0.37	実施例
2	A	CR	42	1	47	1	5	5	10	0	7.5	1.5×10 <sup>17</sup>	5.5	3.5	1.8	0.1	377	325	1.16	0.27	実施例
3	A	蒸着	36	0	52	1	6	5	11	0	7.3	1.4×10 <sup>18</sup>	24.6	2.5	1.2	0.1	366	289	1.27	0.26	実施例
4	A	GA	33	0	34	1	26	3	29	3	1.9	1.5×10 <sup>17</sup>	7.1	2.5	1.4	0.0	404	345	1.17	0.34	実施例
5	B	CR	24	0	51	2	14	9	23	0	9.2	2.5×10 <sup>17</sup>	9.7	3.3	1.5	0.0	492	379	1.30	0.35	実施例
6	B	GA	44	37	48	0	4	4	8	0	1.4	6.3×10 <sup>17</sup>	13.1	1.8	3.0	0.0	427	377	1.13	0.22	比較例
7	B	GA	40	0	50	1	5	4	9	0	5.9	<1.0×10 <sup>13</sup>	3.7	1.8	1.3	0.0	381	337	1.13	0.28	比較例
8	C	GA	58	0	25	0	9	7	16	1	3.5	1.2×10 <sup>17</sup>	9.6	1.7	1.4	0.0	307	254	1.21	0.34	実施例
9	C	GA	55	1	31	2	7	5	12	0	2.4	3.2×10 <sup>15</sup>	16.4	3.1	1.7	0.0	308	247	1.25	0.33	実施例
10	C	GA	60	0	20	1	14	5	19	0	12.9	8.9×10 <sup>15</sup>	19.9	3.4	1.3	0.0	288	262	1.10	0.29	比較例
11	D	GA	21	8	59	2	7	10	17	1	2.9	6.3×10 <sup>17</sup>	9.2	1.7	2.2	0.1	406	359	1.13	0.42	実施例
12	D	GA	25	1	41	2	11	21	32	0	2.8	1.1×10 <sup>19</sup>	11.4	3.3	1.7	0.1	365	294	1.24	0.33	実施例
13	D	GA	58	5	25	3	5	9	14	0	12.0	4.0×10 <sup>19</sup>	7.0	2.1	1.8	0.2	352	314	1.12	0.40	比較例
14	E	CR	36	0	52	0	6	5	11	1	4.7	8.5×10 <sup>14</sup>	31.6	2.9	1.2	0.0	349	277	1.26	0.37	実施例
15	E	EG	17	0	75	1	4	3	7	0	2.2	5.4×10 <sup>13</sup>	15.5	3.4	1.6	0.0	312	274	1.14	0.55	実施例
16	E	CR	15	1	61	1	13	10	23	0	7.6	<1.0×10 <sup>13</sup>	20.6	3.4	1.7	0.0	402	307	1.31	0.34	比較例
17	F	Zn合金	41	0	43	1	8	7	15	0	4.2	1.8×10 <sup>19</sup>	11.7	4.3	1.3	0.0	385	318	1.21	0.22	実施例
18	F	GI	16	0	69	0	8	7	15	0	5.4	2.6×10 <sup>17</sup>	5.4	3.1	1.5	0.0	411	337	1.22	0.23	実施例
19	F	GA	45	0	45	1	5	4	9	0	10.5	5.6×10 <sup>15</sup>	26.8	8.7	1.3	0.0	410	357	1.15	0.21	比較例
20	G	Zn合金	73	5	22	0	3	2	5	0	2.9	3.6×10 <sup>17</sup>	13.0	2.6	2.2	0.4	330	270	1.22	0.34	実施例
21	G	GI	44	6	43	2	4	5	9	2	2.6	2.3×10 <sup>17</sup>	31.9	1.7	2.1	0.4	324	277	1.17	0.38	実施例
22	G	GA	66	0	22	4	0	8	8	0	6.9	6.3×10 <sup>15</sup>	44.7	2.3	1.8	0.3	320	271	1.18	0.27	実施例
23	H	CR	38	8	35	0	22	4	26	1	8.8	4.4×10 <sup>15</sup>	33.4	2.1	2.3	0.1	377	336	1.12	0.30	実施例
24	H	GA	25	5	32	0	40	3	43	0	3.9	3.4×10 <sup>14</sup>	20.8	2.2	2.0	0.1	370	294	1.26	0.27	実施例
25	H	GI	35	47	34	1	24	6	30	0	2.9	2.9×10 <sup>17</sup>	45.7	1.4	3.4	0.1	408	326	1.25	0.25	比較例

[表4B]

実験例	化学組成	表面	組織分率						マルテンサイト				粗大介在物 個数密度 個/mm <sup>2</sup>	硬さ測定			備考			
			α %	未再結晶 α %	M %	残留γ %	B %	BF %	B+BF %	P %	遷移炭化物 密度 個/m <sup>3</sup>	転位の 密度 10 <sup>13</sup> /m <sup>2</sup>		旧γ粒 径 μm	旧γ粒 アスペクト比	最大値 Hv1kgf		最小値 Hv1kgf	最大値/ 最小値	ピーク間 距離 mm
26	I	GI	37	1	47	0	9	7	16	0	64	6.3×10 <sup>17</sup>	80	2.1	1.6	350	282	1.24	0.34	実施例
27	I	GA	15	0	38	0	33	14	47	0	97	3.0×10 <sup>17</sup>	2.9	5.0	1.6	354	283	1.25	0.37	実施例
28	I	CR	23	0	51	1	15	9	24	1	94	6.9×10 <sup>15</sup>	6.9	5.8	1.4	412	273	1.51	0.45	比較例
29	L	GA	50	19	38	2	5	5	10	0	47	4.1×10 <sup>19</sup>	8.1	1.7	2.8	436	349	1.25	0.35	実施例
30	L	GI	45	23	27	1	23	4	27	0	39	3.5×10 <sup>18</sup>	8.6	1.5	2.9	375	305	1.23	0.19	実施例
31	L	GA	51	37	23	2	24	0	24	0	23	1.2×10 <sup>17</sup>	24.8	1.4	3.4	369	308	1.20	0.31	比較例
32	M	GA	29	0	46	1	14	9	23	1	66	1.7×10 <sup>18</sup>	5.7	5.6	1.5	391	308	1.27	0.42	実施例
33	M	GA	14	0	59	1	19	7	26	0	53	5.4×10 <sup>16</sup>	4.9	4.6	1.4	358	303	1.18	0.34	実施例
34	N	CR	12	0	82	0	4	2	6	0	1.8	2.3×10 <sup>16</sup>	90	4.4	1.6	384	343	1.12	0.41	実施例
35	N	GI	11	0	41	0	44	4	48	0	89	1.3×10 <sup>16</sup>	5.5	3.0	1.6	363	313	1.16	0.47	実施例
36	N	GI	29	0	6	2	63	0	63	0	4.8	1.2×10 <sup>15</sup>	51.3	1.7	1.2	314	266	1.18	0.34	比較例
37	O	GA	52	0	23	0	23	2	25	0	4.1	3.0×10 <sup>19</sup>	15.5	2.3	1.4	349	264	1.32	0.24	実施例
38	O	GI	28	0	47	0	14	10	24	1	2.5	5.7×10 <sup>17</sup>	25.2	2.6	1.1	376	294	1.28	0.22	実施例
39	O	CR	31	68	58	1	5	5	10	0	0.7	5.1×10 <sup>15</sup>	14.8	0.6	4.3	444	342	1.30	0.26	比較例
40	P	GA	59	0	23	3	10	5	15	0	4.6	4.3×10 <sup>18</sup>	8.5	2.9	1.3	312	263	1.23	0.84	実施例
41	P	CR	61	0	29	1	4	4	8	1	3.5	2.5×10 <sup>18</sup>	45.5	6.4	1.4	369	272	1.36	0.63	実施例
42	Q	GA	31	13	58	0	6	5	11	0	5.5	3.9×10 <sup>19</sup>	6.2	2.3	2.5	431	329	1.31	0.65	実施例
43	Q	CR	39	3	51	1	5	4	9	0	1.3	1.1×10 <sup>16</sup>	13.6	1.8	2.0	400	310	1.29	0.63	実施例
44	Q	GA	31	1	44	3	12	9	21	1	7.5	6.5×10 <sup>17</sup>	16.0	1.7	1.5	393	342	1.15	0.47	実施例
45	Q	CR	47	3	24	8	0	21	21	0	9.1	2.0×10 <sup>19</sup>	32.0	2.6	1.9	369	293	1.26	0.62	比較例
46	R	GA	49	0	40	0	6	5	11	0	2.1	3.8×10 <sup>17</sup>	27.6	2.9	1.3	367	311	1.18	0.41	実施例
47	S	GA	59	1	21	2	12	6	18	0	6.7	1.3×10 <sup>17</sup>	10.6	4.4	2.3	323	288	1.12	0.21	実施例
48	T	GA	39	0	37	0	16	8	24	0	8.5	2.8×10 <sup>17</sup>	7.5	4.4	1.4	396	339	1.17	0.25	実施例
49	T	GA	36	1	33	1	20	10	30	0	7.3	7.8×10 <sup>17</sup>	10.4	4.4	1.7	386	335	1.15	0.25	実施例
50	T	GA	43	0	26	0	31	0	31	0	5.6	9.1×10 <sup>15</sup>	58.8	6.8	1.0	442	307	1.44	0.22	比較例

[表4C]

実験例	化学組成	表面	組織分率						マルテンサイト				粗大介在物 個数密度 個/mm <sup>2</sup>	硬さ測定			備考				
			α %	未再結晶 α %	M %	残留γ %	B %	BF %	B+BF %	P %	式(1)	遷移炭化物 密度 個/m <sup>3</sup>		転位の 密度 10 <sup>13</sup> /m <sup>2</sup>	旧γ粒 径 μm	旧γ粒 アスペクト比		最大値 Hv1kgf	最小値 Hv1kgf	最大値/ 最小値	ピーク間 距離 mm
51	U	GA	49	0	32	0	15	4	19	0	7.3	3.9×10 <sup>18</sup>	21.9	3.3	1.4	0.0	375	300	1.25	0.17	実施例
52	V	GI	38	4	53	1	4	4	8	0	3.7	2.0×10 <sup>19</sup>	8.8	2.7	2.0	0.3	394	345	1.14	0.52	実施例
53	V	GA	36	7	50	1	6	7	13	0	2.4	1.8×10 <sup>18</sup>	16.4	3.9	2.3	0.1	383	309	1.24	0.40	実施例
54	V	GA	17	0	52	2	15	13	28	1	1.3	8.5×10 <sup>16</sup>	7.5	3.5	1.7	0.1	421	280	1.50	1.20	比較例
55	W	GI	30	0	56	0	9	5	14	0	3.4	2.5×10 <sup>17</sup>	10.9	3.5	1.9	0.1	399	330	1.21	0.33	実施例
56	W	CR	28	0	54	0	10	7	17	1	8.8	2.0×10 <sup>18</sup>	9.3	3.5	1.6	0.0	391	331	1.18	0.34	実施例
57	W	CR	23	0	62	1	6	5	11	3	7.9	1.1×10 <sup>17</sup>	11.5	6.7	1.2	0.0	364	347	1.05	1.15	比較例
58	X	GI	72	0	22	0	3	3	6	0	6.7	2.2×10 <sup>21</sup>	4.8	3.1	1.3	0.0	335	258	1.30	0.19	実施例
59	X	CR	64	0	29	2	3	2	5	0	6.6	6.5×10 <sup>19</sup>	43.4	5.8	1.6	0.0	322	290	1.11	0.32	実施例
60	X	GI	51	0	30	2	11	6	17	0	9.3	9.9×10 <sup>16</sup>	33.1	4.4	1.4	0.0	391	294	1.33	1.13	比較例
61	Y	GA	28	0	46	1	14	10	24	1	4.5	4.0×10 <sup>18</sup>	9.6	2.7	1.3	0.0	362	321	1.13	0.69	実施例
62	Z	GI	44	2	42	2	7	5	12	0	2.1	1.4×10 <sup>19</sup>	32.9	2.9	1.9	0.0	384	326	1.18	0.19	実施例
63	AA	GA	40	5	46	2	5	7	12	0	8.2	6.7×10 <sup>19</sup>	6.9	2.4	1.9	0.1	404	345	1.17	0.38	実施例
64	AA	GA	47	3	35	1	8	9	17	0	9.6	4.7×10 <sup>20</sup>	15.4	2.9	2.0	0.1	419	308	1.36	0.46	実施例
65	AA	CR	53	1	23	4	0	20	20	0	2.1	1.9×10 <sup>20</sup>	70.2	3.0	1.8	0.1	380	330	1.15	0.41	実施例
66	AB	Zn合金	52	3	28	1	16	3	19	0	4.3	2.0×10 <sup>20</sup>	12.4	2.0	1.7	0.0	345	279	1.24	0.35	実施例
67	AB	蒸着	46	4	40	0	6	5	11	3	4.8	1.2×10 <sup>18</sup>	10.7	2.5	2.1	0.0	372	291	1.28	0.39	実施例
68	AB	GI	34	28	36	0	25	5	30	0	5.8	9.9×10 <sup>15</sup>	25.0	3.6	3.7	0.0	411	354	1.16	0.44	比較例
69	AC	CR	42	4	27	1	19	10	29	1	2.5	3.0×10 <sup>17</sup>	15.4	2.1	2.0	0.1	314	269	1.17	0.41	実施例
70	AC	Zn合金	30	3	41	0	23	6	29	0	3.0	1.0×10 <sup>16</sup>	9.0	3.6	1.7	0.0	366	316	1.16	0.29	実施例
71	AC	GA	47	0	6	0	32	7	39	8	6.8	1.0×10 <sup>18</sup>	11.6	3.9	1.2	0.0	271	232	1.17	0.39	比較例
72	AD	GA	73	4	21	1	3	2	5	0	6.8	3.1×10 <sup>17</sup>	17.0	1.5	2.0	0.0	322	285	1.13	0.57	実施例
73	AE	GI	36	15	49	2	8	5	13	0	2.1	1.2×10 <sup>16</sup>	21.4	1.3	2.4	0.2	418	317	1.32	0.32	実施例
74	AF	CR	54	0	36	1	4	5	9	0	6.5	1.7×10 <sup>20</sup>	4.8	3.8	1.6	0.0	349	326	1.07	0.33	実施例
75	AF	GA	20	0	45	0	30	5	35	0	7.3	7.1×10 <sup>15</sup>	13.4	4.2	1.3	0.0	379	308	1.23	0.27	実施例

[0123]

[表4D]

実験例	化学組成	表面	組織分率						マルテンサイト				粗大介在物 個数密度 個/mm <sup>2</sup>	硬さ測定			備考			
			未再結晶 α %	α %	M %	残留γ %	B %	BF %	B+BF %	P %	式(1)	遷移炭化物 密度 個/m <sup>3</sup>		転位の 密度 10 <sup>13</sup> /m <sup>2</sup>	旧γ粒 径 μm	旧γ粒 アスペクト比		最大値 Hv1kgf	最小値 Hv1kgf	最大値/ 最小値
76	AF	GA	37	0	20	1	37	0	37	5	12.5	1.0×10 <sup>18</sup>	35.5	7.7	1.2	372	329	1.13	0.29	比較例
77	AG	CR	13	6	79	1	5	2	7	0	3.8	1.5×10 <sup>15</sup>	4.0	2.6	2.0	416	358	1.16	0.48	実施例
78	AH	GA	11	1	61	1	17	10	27	0	8.2	2.1×10 <sup>17</sup>	12.0	2.3	1.7	346	295	1.17	0.51	実施例
79	AI	Zn合金	34	0	24	0	42	0	42	0	3.3	3.8×10 <sup>15</sup>	14.4	2.1	1.5	354	272	1.30	0.61	実施例
80	AJ	GA	33	0	60	1	3	3	6	0	6.5	4.7×10 <sup>17</sup>	5.4	3.3	1.7	417	356	1.17	0.41	実施例
81	AK	GA	25	2	26	0	36	10	46	3	7.0	5.6×10 <sup>17</sup>	14.4	3.3	1.8	348	316	1.10	0.36	実施例
82	AL	GA	30	18	23	1	44	0	44	2	1.3	4.8×10 <sup>17</sup>	8.9	1.3	2.7	367	284	1.29	0.31	実施例
83	AL	CR	23	16	66	0	6	5	11	0	1.9	4.1×10 <sup>16</sup>	6.2	1.8	2.5	411	269	1.53	0.66	比較例
84	AM	CR	50	0	36	1	7	6	13	0	4.0	1.8×10 <sup>17</sup>	11.3	3.9	1.3	314	270	1.16	0.28	実施例
85	AM	GA	49	0	25	1	16	5	21	4	7.2	2.6×10 <sup>16</sup>	6.1	3.4	1.4	311	271	1.15	0.27	実施例
86	AM	GI	73	18	22	0	2	3	5	0	10.8	5.2×10 <sup>21</sup>	15.0	4.3	1.6	325	278	1.17	0.25	比較例
87	AN	GA	67	0	23	0	6	4	10	0	5.8	3.8×10 <sup>15</sup>	23.1	4.1	1.3	307	277	1.11	0.29	実施例
88	AN	EG	70	1	22	1	6	1	7	0	4.5	1.4×10 <sup>14</sup>	37.8	3.5	1.9	291	260	1.12	0.18	実施例
89	AN	CR	62	0	25	1	6	6	12	0	5.9	7.0×10 <sup>15</sup>	41.7	4.4	1.5	362	250	1.45	1.19	比較例
90	AO	CR	19	0	68	1	6	6	12	0	2.3	6.2×10 <sup>16</sup>	4.5	3.2	1.3	419	349	1.20	0.45	実施例
91	AO	GA	11	0	43	2	40	4	44	0	3.9	2.5×10 <sup>17</sup>	7.6	3.0	1.5	349	317	1.10	0.29	実施例
92	AO	GA	29	0	52	1	12	6	18	0	11.2	1.0×10 <sup>17</sup>	3.5	1.3	1.3	354	305	1.16	0.34	比較例
93	BA	GA	94	0	3	0	3	0	3	0	3.8	-	-	-	-	158	130	1.22	0.21	比較例
94	BB	CR	37	2	44	8	6	5	11	0	2.6	2.1×10 <sup>18</sup>	36.2	3.0	1.7	466	412	1.13	0.24	比較例
95	BC	Zn合金	27	0	23	4	8	38	46	0	2.6	2.4×10 <sup>21</sup>	14.0	2.5	1.5	433	355	1.22	0.43	比較例
96	BD	GI	73	0	12	1	8	4	12	2	4.9	<1.0×10 <sup>13</sup>	101.2	2.9	1.3	275	215	1.28	0.35	比較例
97	BE	CR	35	3	53	2	6	4	10	0	2.2	4.3×10 <sup>17</sup>	3.7	3.6	1.9	367	295	1.21	1.15	比較例
98	BF	GA	62	1	23	1	6	8	14	0	8.2	2.7×10 <sup>20</sup>	5.6	6.1	1.7	342	285	1.20	0.27	比較例
99	BG	GA	37	0	43	0	13	7	20	0	6.3	3.6×10 <sup>17</sup>	8.7	5.8	1.3	343	315	1.09	0.24	比較例
100	BH	CR	47	38	43	2	4	4	8	0	2.5	7.3×10 <sup>19</sup>	9.3	2.3	3.1	407	336	1.21	0.35	比較例

[0124] 表5A～表5Dに、表1A～表3Dの製造条件によって得られた鋼板の特

性を示す。

引張試験は、JIS Z 2241 (2011)に記載の5号試験片を製作し、引張軸を鋼板の幅方向として、JIS Z 2241 (2011)に従って行う。引張試験における引張強度が900MPa以上であることを前提として、引張強度（最大公称応力（TS：Tensile Strength））と均一伸び（UEL：Uniform Elongation）との値が下記の式（8）を満たす場合に、強度－成形性バランスに優れると判断する。

0.2%耐力を引張最大強度で除した降伏比が0.90以下の場合には、プレス成形時のスプリングバックが小さくなるため、より好ましいと判断する。

[0125] [数26]

$$TS \cdot UEL^{0.667} \geq 3.83 \times 10^3 \quad \dots \text{式 (8)}$$

[0126] ここで、式（8）中の記号は、TS：引張強度、UEL：均一伸びである。

[0127] 成形後の耐衝撃性を評価するため、切欠き引張試験及び曲げ試験を行う。

[0128] 切欠き引張試験は、図1に示す試験片、鋼板の幅方向に200mmの長さとして切出した短冊状の小片、を用い、鋼板の幅方向を引張軸として行う。切欠き引張試験における最大公称応力を、5号試験片による引張試験の最大公称応力で除し、その値が0.75以上であれば合格とする。

[0129] 曲げ試験は、最大曲げ角をVDA-238-100に準拠した曲げ試験により測定する。曲げ試験は、曲げ稜線が鋼板の圧延方向と平行になるよう行う。曲げ試験は、表1A～表4Dに記載の鋼板から切出した試験片と、更にその鋼板に鋼板の幅方向を引張軸として3.0%の単軸引張ひずみを予ひずみとして付与した鋼板から切出した試験片とで行う。後者の試験において、押込荷重が最大となる曲げ角（以下、限界曲げ角）が下記の式（9）を満たし、かつ、後者の限界曲げ角を前者の限界曲げ角で除した値が0.75以上であれば合格とする。

[0130] [数27]

$$1.96 \times 10^{-2} \cdot t^{0.5} \cdot \phi - 3.53 \times 10^{-2} \cdot t^{0.5} \geq 1.00 \quad \dots \text{式 (9)}$$

[0131] ここで、式 (9) 中の記号は、 $t$  : 鋼板板厚 [mm]、 $\phi$  : 予ひずみ付与材の限界曲げ角 [度] をそれぞれ表す。

[0132]

[表5A]

実験例	化学組成	表面	板厚 mm	成形性						耐衝撃性					備考
				引張試験						切欠引張試験		曲げ試験			
				0.2% 耐力 YS MPa	引張 強度 TS MPa	均一 伸び UEL %	全伸び T-EL %	式(8)の 左辺 TS × UEL <sup>0.667</sup> MPa・%	最大 応力 <sub>1</sub> MPa	応力比 1	最大 曲げ角 (通常) degree	最大 曲げ角 (予ひずみ) degree	最大 曲げ角 比	式(9)	
1	A	GI	1.4	677	1069	8.0	14.7	4271	827	0.77	66	61	0.93	1.37	実施例
2	A	CR	0.8	816	1139	6.9	9.8	4123	1193	1.05	89	83	0.93	1.42	実施例
3	A	蒸着	0.8	830	1129	7.2	10.1	4228	887	0.79	105	91	0.87	1.57	実施例
4	B	GA	1.4	893	1220	6.1	11.6	4070	987	0.81	80	73	0.91	1.65	実施例
5	B	CR	1.0	1041	1435	4.8	6.7	4057	1491	1.04	96	73	0.76	1.39	実施例
6	B	GA	0.9	1229	1408	3.8	5.5	3441	1134	0.81	49	45	0.92	0.80	比較例
7	B	GA	0.9	1073	1198	5.8	8.5	3867	876	0.67	86	78	0.91	1.42	比較例
8	C	GA	1.6	601	906	9.4	18.1	4036	947	1.05	100	89	0.89	2.16	実施例
9	C	GA	0.8	714	958	8.6	12.1	4007	964	1.01	84	72	0.87	1.24	実施例
10	C	GA	1.8	654	915	8.1	16.5	3687	702	0.77	82	66	0.81	1.69	比較例
11	D	GA	1.2	1128	1259	5.6	9.1	3961	1196	0.95	71	63	0.89	1.32	実施例
12	D	GA	1.9	1003	1161	6.6	13.5	4094	1036	0.89	76	68	0.90	1.80	実施例
13	D	GA	1.4	773	1108	6.1	10.0	3706	1028	0.93	84	69	0.82	1.56	比較例
14	E	CR	1.2	683	1043	7.5	12.6	4001	861	0.83	80	72	0.89	1.50	実施例
15	E	EG	2.1	851	1045	7.7	19.3	4072	918	0.88	67	61	0.90	1.67	実施例
16	E	CR	1.2	755	1139	6.4	11.1	3915	662	0.58	66	52	0.79	1.09	比較例
17	F	Zn合金	1.2	835	1246	6.4	11.5	4293	1049	0.84	93	80	0.87	1.69	実施例
18	F	GI	1.8	1005	1325	4.9	11.3	3841	1447	1.09	87	78	0.90	2.01	実施例
19	F	GA	1.2	803	1262	4.9	8.4	3640	1175	0.93	71	58	0.82	1.21	比較例
20	G	Zn合金	1.6	631	972	9.6	18.1	4389	738	0.76	72	64	0.89	1.53	実施例
21	G	GI	0.8	822	1022	8.7	11.6	4332	935	0.92	78	68	0.88	1.17	実施例
22	G	GA	1.8	731	955	11.4	20.3	4845	880	0.92	72	63	0.88	1.62	実施例
23	H	CR	0.8	745	1171	6.4	9.3	4023	1062	0.91	81	70	0.86	1.20	実施例
24	H	GA	1.0	729	1166	6.4	10.1	4019	896	0.77	79	69	0.88	1.32	実施例
25	H	GI	1.0	1053	1207	3.7	5.5	2876	1072	0.89	44	39	0.88	0.73	比較例

[表5B]

実験例	化学組成	表面	板厚 mm	成形性						耐衝撃性						備考
				引張試験			式(8)の 左辺 TS × UEL <sup>0.667</sup> MPa・%	切欠引張試験			曲げ試験					
				0.2% 耐力 YS MPa	引張 強度 TS MPa	均一 伸び UEL %		全伸び T-EL %	最大 応力 <sub>1</sub> MPa	応力比 1	最大 曲げ角 (通常) degree	最大 曲げ角 (予ひずみ) degree	最大 曲げ角 比	式(9)		
26	I	GI	1.0	949	1079	6.8	11.3	3869	816	0.76	102	86	0.85	1.65	実施例	
27	I	GA	0.9	820	1085	7.0	11.3	3986	1045	0.96	99	78	0.79	1.42	実施例	
28	I	CR	1.3	860	1137	6.2	11.0	3853	650	0.57	97	68	0.70	1.47	比較例	
29	L	GA	1.0	828	1300	6.3	8.9	4415	1263	0.97	67	58	0.86	1.10	実施例	
30	L	GI	1.0	903	1181	6.2	9.6	4002	1189	1.01	91	81	0.90	1.56	実施例	
31	L	GA	1.0	998	1151	5.6	7.1	3629	1193	1.04	50	45	0.89	0.84	比較例	
32	M	GA	1.4	858	1171	6.2	11.6	3969	894	0.76	72	64	0.89	1.44	実施例	
33	M	GA	1.0	836	1177	6.0	9.2	3901	1137	0.97	85	77	0.91	1.46	実施例	
34	N	CR	1.4	969	1233	5.5	10.6	3863	1109	0.90	67	62	0.93	1.40	実施例	
35	N	GI	1.0	893	1178	6.0	9.8	3873	1223	1.04	79	69	0.87	1.31	実施例	
36	N	GI	1.2	740	1010	5.4	9.8	3109	807	0.80	84	77	0.92	1.61	比較例	
37	O	GA	1.6	726	1026	9.7	18.3	4677	1012	0.99	96	81	0.85	1.97	実施例	
38	O	GI	1.0	701	1175	6.4	10.8	4062	1160	0.99	108	96	0.89	1.86	実施例	
39	O	CR	1.2	1014	1298	4.6	6.3	3570	514	0.40	52	44	0.85	0.91	比較例	
40	P	GA	1.4	644	953	9.8	15.6	4364	965	1.01	66	58	0.89	1.31	実施例	
41	P	CR	1.0	738	1028	7.7	11.4	3994	1030	1.00	67	56	0.83	1.05	実施例	
42	Q	GA	1.4	1035	1263	5.6	11.1	3962	1314	1.04	72	62	0.85	1.39	実施例	
43	Q	CR	0.9	927	1165	6.4	9.3	4012	1098	0.94	92	78	0.85	1.42	実施例	
44	Q	GA	0.9	893	1211	6.8	8.8	4342	1250	1.03	102	88	0.86	1.60	実施例	
45	Q	CR	1.5	783	1121	9.2	12.4	4927	1000	0.89	58	41	0.70	0.93	比較例	
46	R	GA	1.2	820	1129	6.9	12.2	4091	1016	0.90	81	73	0.91	1.53	実施例	
47	S	GA	1.6	622	997	9.6	18.0	4495	781	0.78	66	59	0.89	1.41	実施例	
48	T	GA	1.6	885	1201	5.8	13.2	3871	1187	0.99	84	75	0.89	1.81	実施例	
49	T	GA	1.2	818	1195	6.6	11.2	4194	1206	1.01	75	65	0.87	1.36	実施例	
50	T	GA	1.0	747	1189	6.4	9.7	4118	772	0.65	88	72	0.82	1.38	比較例	

[表5C]

実験例	化学組成	表面	板厚 mm	成形性						耐衝撃性					備考
				引張試験			式(8)の 左辺 $TS \times UEL^{0.667}$ MPa・%	切欠引張試験		曲げ試験					
				0.2% 耐力 YS MPa	引張 強度 TS MPa	均一 伸び UEL %		全伸び T-EL %	最大 応力 <sub>1</sub> MPa	応力比 $\frac{1}{1}$	最大 曲げ角 (通常) degree	最大 曲げ角 (予ひずみ) degree	最大 曲げ角 比	式(9)	
51	U	GA	1.6	737	1101	8.3	17.5	4501	828	0.75	103	90	0.88	2.18	実施例
52	V	GI	1.2	922	1229	6.6	10.9	4334	1010	0.82	75	67	0.90	1.40	実施例
53	V	GA	1.0	842	1169	6.5	9.7	4076	939	0.80	61	54	0.88	1.02	実施例
54	V	GA	1.5	987	1218	5.6	9.8	3840	704	0.58	58	39	0.66	0.88	比較例
55	W	GI	1.6	1090	1229	5.7	12.5	3911	1142	0.93	71	64	0.90	1.54	実施例
56	W	CR	0.8	868	1275	5.7	8.2	4055	1196	0.94	96	83	0.87	1.43	実施例
57	W	CR	1.0	986	1251	5.6	9.2	3929	1042	0.83	55.3	50	0.91	0.95	比較例
58	X	GI	1.6	575	996	9.6	19.1	4498	1057	1.06	109	88	0.81	2.13	実施例
59	X	CR	0.9	778	1041	8.9	13.0	4460	944	0.91	72	65	0.90	1.18	実施例
60	X	GI	1.2	722	1097	6.7	10.3	3916	1001	0.91	63	45	0.71	0.92	比較例
61	Y	GA	0.8	936	1204	6.1	8.4	3999	1038	0.86	90	82	0.91	1.40	実施例
62	Z	GI	1.4	849	1207	7.3	12.7	4551	1231	1.02	83	71	0.86	1.61	実施例
63	AA	GA	1.2	1118	1319	5.3	8.0	3990	1468	1.11	82	70	0.86	1.47	実施例
64	AA	GA	2.0	1065	1284	5.7	12.9	4100	1010	0.79	82	63	0.77	1.70	実施例
65	AA	CR	1.2	851	1265	7.8	11.1	4962	1105	0.87	65	56	0.87	1.17	実施例
66	AB	Zn合金	1.0	684	1092	7.2	11.6	4084	832	0.76	107	94	0.88	1.81	実施例
67	AB	蒸着	1.2	939	1096	7.8	13.4	4324	841	0.77	82	73	0.89	1.52	実施例
68	AB	GI	1.5	929	1260	5.0	10.6	3682	1227	0.97	33	30	0.90	0.68	比較例
69	AC	CR	1.4	726	1013	8.1	15.6	4092	999	0.99	71	64	0.90	1.45	実施例
70	AC	Zn合金	1.0	741	1141	6.7	11.0	4039	867	0.76	78	68	0.88	1.30	実施例
71	AC	GA	1.2	551	861	10.3	18.2	4076	708	0.82	65	58	0.89	1.20	比較例
72	AD	GA	1.0	697	1043	9.6	15.5	4699	934	0.90	86	76	0.88	1.45	実施例
73	AE	GI	1.2	902	1202	6.4	9.8	4129	908	0.76	70	60	0.85	1.24	実施例
74	AF	CR	1.4	816	1167	8.0	15.9	4679	1002	0.86	77	69	0.90	1.56	実施例
75	AF	GA	2.2	1063	1212	5.7	14.8	3845	905	0.75	94	83	0.89	2.37	実施例

[表5D]

実験例	化学組成	表面	板厚 mm	成形性						耐衝撃性				備考	
				引張試験			切欠引張試験			曲げ試験					
				0.2% 耐力 YS MPa	引張 強度 TS MPa	均一 伸び UEL %	全伸び T-EL %	式(8)の 左辺 TS×UEL <sup>0.667</sup> MPa・%	最大 応力 <sub>1</sub> MPa	応力比 <sub>1</sub>	最大 曲げ角 (通常) degree	最大 曲げ角 (予ひずみ) degree	最大 曲げ角 比		式(9)
76	AF	GA	1.0	708	1135	5.7	8.8	3615	1254	1.10	83.9	69	0.82	1.32	比較例
77	AG	CR	1.2	1019	1322	5.0	9.1	3884	1208	0.91	63	58	0.93	1.22	実施例
78	AH	GA	0.8	826	1102	6.7	9.5	3897	1206	1.09	95	83	0.87	1.42	実施例
79	AI	Zn合金	0.8	767	1048	7.5	11.4	4013	847	0.81	104	87	0.84	1.49	実施例
80	AJ	GA	1.6	975	1259	5.8	12.7	4057	1164	0.92	76	67	0.88	1.61	実施例
81	AK	GA	1.4	785	1101	6.5	13.0	3835	876	0.80	73	65	0.90	1.48	実施例
82	AL	GA	1.6	763	1118	6.6	13.2	3920	1162	1.04	61	54	0.89	1.30	実施例
83	AL	CR	1.6	952	1131	6.4	12.3	3892	625	0.55	78	56	0.72	1.35	比較例
84	AM	CR	1.4	762	1004	8.4	15.1	4143	918	0.91	78	72	0.93	1.63	実施例
85	AM	GA	1.0	725	1022	8.2	13.3	4156	1066	1.04	87	77	0.89	1.48	実施例
86	AM	GI	1.2	659	1003	7.0	12.5	3654	879	0.88	88	73	0.82	1.52	比較例
87	AN	GA	1.2	549	972	10.3	18.8	4597	933	0.96	77	70	0.92	1.47	実施例
88	AN	EG	1.3	520	971	10.7	18.7	4717	943	0.97	74	67	0.91	1.46	実施例
89	AN	CR	1.5	605	976	7.8	14.3	3855	653	0.67	60	41	0.68	0.93	比較例
90	AO	CR	1.4	971	1263	5.4	10.5	3890	1330	1.05	78	71	0.91	1.61	実施例
91	AO	GA	2.2	963	1164	6.3	16.0	3966	1129	0.97	78	71	0.91	2.00	実施例
92	AO	GA	2.0	901	1166	5.6	14.8	3672	1141	0.98	113	87	0.77	2.36	比較例
93	BA	GA	1.0	320	483	27.1	46.4	4356	-	-	-	-	-	-	比較例
94	BB	CR	1.0	1134	1418	6.7	7.5	5057	1210	0.85	54	48	0.90	0.91	比較例
95	BC	Zn合金	1.0	964	1372	5.4	5.5	4228	922	0.67	-	-	-	-	比較例
96	BD	GI	1.0	545	846	11.1	18.5	4213	-	-	-	-	-	-	比較例
97	BE	CR	1.0	786	1139	6.3	9.2	3892	890	0.78	56	50	0.90	0.95	比較例
98	BF	GA	1.0	681	1006	8.5	10.9	4193	632	0.63	-	-	-	-	比較例
99	BG	GA	1.0	799	1129	6.5	10.2	3935	696	0.62	-	-	-	-	比較例
100	BH	CR	1.0	954	1312	4.2	5.0	3411	-	-	-	-	-	-	比較例

[0136] 切欠き引張試験および曲げ試験の両方に合格する鋼板を、耐衝撃性に優れると判断する。

[0137] 実験例 93～100 は、鋼板の化学組成が本発明の範囲を逸脱する比較例である。

実験例 93 は、C 含有量が少ない例であり、十分な量のマルテンサイトが得られない。その結果、十分な引張強度が得られない。

実験例 94 は、C 含有量が過剰な例であり、残留オーステナイトが過剰に存在する。その結果、十分な耐衝撃性が得られない。

実験例 95 は、Si 含有量が過剰な例であり、粗大介在物の密度が大きい。その結果、十分な耐衝撃性が得られない。

実験例 96 は、Mn 含有量が少ない例であり、十分な量のマルテンサイトが得られない。その結果、十分な引張強度が得られない。

実験例 97 は、Mn 含有量が過剰な例であり、鋼板のマクロな均質性が不足する。その結果、十分な耐衝撃性が得られない。

実験例 98 は、Al 含有量が過剰な例であり、粗大介在物の密度が大きい。その結果、十分な耐衝撃性が得られない。

実験例 99 は、Ti 含有量が少ない例であり、粗大介在物の密度が大きい。その結果、十分な耐衝撃性が得られない。

実験例 100 は、Ti 含有量が過剰な例であり、粗大介在物の密度が大きい。その結果、十分な成形性が得られない。

[0138] また、実験例 28 は、鑄造工程における鑄片の冷却速度が遅く、鋼板のマクロな均質性が不足する。その結果、十分な耐衝撃性が得られない。

実験例 57 は、鑄造工程における鑄片の冷却速度が速く、鋼板のマクロな均質性が不足する。その結果、十分な耐衝撃性が得られない。

実験例 83 は、熱間圧延工程における鑄片の加熱温度が低く、鋼板のマクロな均質性が不足する。その結果、十分な耐衝撃性が得られない。

実験例 60 は、熱間圧延工程における 1050℃ 以上での合計圧下率が小さく、鋼板のマクロな均質性が不足する。その結果、十分な耐衝撃性が得られない。

実験例 89 は、熱間圧延工程における圧延条件からなる式 (2) の左辺の

値が小さく、鋼板のマクロな均質性が不足する。その結果、十分な耐衝撃性が得られない。

実験例 92 は、熱間圧延工程における圧延条件からなる式 (3) の左辺の値が過大であり、粗大な炭化物の生成により式 (1) の中辺の値が過大となる。その結果、十分な強度－成形性バランスが得られない。

実験例 10 は、熱間圧延工程における圧延後の冷却速度が小さく、粗大な炭化物の生成により式 (1) の中辺の値が過大となる。その結果、十分な強度－成形性バランスが得られない。

実験例 19 は、熱間圧延工程における圧延後の冷却挙動を表す値、 $P_{13}$  が過大となり式 (4) を満たさず、粗大な炭化物の生成により式 (1) の中辺の値が過大となる。その結果、十分な強度－成形性バランスが得られない。

実験例 39 は、熱間圧延工程における圧延後の冷却挙動を表す値、 $P_{13}$  が過小となり式 (4) を満たさず、冷間圧延後の熱処理における再結晶が十分に進行しない。その結果、十分な強度－成形性バランスおよび耐衝撃性が得られない。

実験例 68 は、冷間圧延工程における合計圧下率が小さく、冷間圧延後の熱処理における再結晶が十分に進行しない。その結果、十分な強度－成形性バランスおよび耐衝撃性が得られない。

実験例 6 は、冷間圧延工程における圧延完了温度が高く、冷間圧延後の熱処理における再結晶が十分に進行しない。その結果、十分な強度－成形性バランスおよび耐衝撃性が得られない。

実験例 31 は、熱処理工程における  $400^{\circ}\text{C}$  から  $550^{\circ}\text{C}$  における平均加熱速度が小さく、加熱中の再結晶が十分に進行しない。その結果、十分な強度－成形性バランスおよび耐衝撃性が得られない。

実験例 76 は、熱処理工程における加熱挙動を表す式 (5) の中辺の値が過大であり、粗大な炭化物によって式 (1) の中辺の値が過大となる。その結果、十分な強度－成形性バランスが得られない。

実験例 25 は、熱処理工程における加熱挙動を表す式 (5) の中辺の値が

過小であり、加熱中の再結晶が十分に進行しない。その結果、十分な強度－成形性バランスおよび耐衝撃性が得られない。

実験例 50 は、熱処理工程における  $A c 1$  から  $A c 1 + 20^{\circ}C$  における平均加熱速度が小さく、鋼板のマクロな均質性が損なわれる。その結果、十分な耐衝撃性が得られない。

実験例 54 は、熱処理工程における加熱温度が高く、鋼板のマクロな均質性が損なわれる。その結果、十分な耐衝撃性が得られない。

実験例 86 は、熱処理工程における加熱温度が低く、粗大な炭化物の生成により式 (1) の中辺の値が過大となる。その結果、十分な強度－成形性バランスが得られない。

実験例 71 は、熱処理工程における  $720^{\circ}C$  から  $550^{\circ}C$  における平均冷却速度が小さく、冷却中にパーライトが生成して、十分な量のマルテンサイトが得られない。その結果、引張強度が不足する。

実験例 36 は、熱処理工程における冷却挙動を表す式 (6) の中辺の値が過大であり、ベイナイト変態が過剰に進行して、十分な量のマルテンサイトが得られない。その結果、十分な強度－成形性バランスが得られない。

実験例 45 は、熱処理工程における冷却挙動を表す式 (6) の中辺の値が過小であり、ベイナイト変態に伴うオーステナイトへの炭素濃化が過剰に進行して、多量の残留オーステナイトが存在する。その結果、十分な耐衝撃性が得られない。

実験例 13 は、熱処理工程における  $M s$  から  $M s - 25^{\circ}C$  における冷却速度が小さく、粗大な炭化物の生成により式 (1) の中辺の値が過大となる。その結果、十分な強度－成形性バランスが得られない。

実験例 7 は、熱処理工程における冷却挙動を表す式 (7) の中辺の値が過大であり、マルテンサイト中の遷移炭化物が少ない。その結果、十分な耐衝撃性が得られない。

実験例 16 は、熱処理工程における冷却挙動を表す式 (7) の中辺の値が過小である比較例であり、マルテンサイト中の遷移炭化物が少ない。その結

果、十分な耐衝撃性が得られない。

[0139] 以上の比較例を除く実験例1～5、8、9、11、12、14、15、17、18、20～24、26、27、29、30、32～35、37、38、40～44、46～49、51～53、55、56、58、59、61～67、69、70、72～75、77～82、84、85、87、88、90、91が、本発明により得られる鋼板であり、優れた強度－成形性バランスおよび耐衝撃性を有する。

実験例2、5、14、23、34、41、43、56、59、65、69、74、77、84、90は、めっき層を有さない、本発明の鋼板が得られる実施例である。実験例5および59は、熱間圧延工程後の鋼板を、冷間圧延前に、525℃まで再加熱してから冷却し、酸洗後に冷間圧延を施す実施例である。

[0140] 上記以外の実験例は、めっき層を有する本発明の鋼板が得られる実施例である。実験例75および85は、熱間圧延工程後の鋼板を、冷間圧延前に、550℃まで再加熱してから冷却し、酸洗後に冷間圧延を施す実施例である。

### 産業上の利用可能性

[0141] 前述したように、本発明によれば、成形性及び耐衝撃性に優れた高強度鋼板を提供することができる。本発明の鋼板は、自動車の大幅な軽量化と、搭乗者の保護・安全の確保に好適な鋼板であるので、本発明は、鋼板製造産業及び自動車産業において利用可能性が高い。

## 請求の範囲

## [請求項1]

化学組成が、質量%で、

C : 0.050%~0.180%、

Si : 0.01%~1.20%、

Mn : 0.80%~3.00%、

Al : 0.005%~0.600%、

Ti : 0.005%~0.120%、

P : 0.050%以下、

S : 0.0080%以下、

N : 0.0125%以下、

O : 0.0040%以下、

Nb : 0~0.075%、

V : 0~1.000%、

Cr : 0~1.50%、

Ni : 0~1.50%、

Cu : 0~1.50%、

Mo : 0~1.00%、

W : 0~1.000%、

B : 0~0.0060%、

Sn : 0~1.000%、

Sb : 0~0.200%、

Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上の合計 : 0~0.0100%、

を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、

表面から板厚方向に板厚の1/8の位置~前記表面から前記板厚方向に前記板厚の3/8の位置の範囲におけるミクロ組織が、体積分率で、

フェライト : 10~75%、

マルテンサイト：20～90%、  
 残留オーステナイト：0～5%、  
 ベイナイトおよびベイニティックフェライトの合計：0～50%

、  
 パーライト：0～5%、を含有し、  
 前記フェライトに占める未再結晶フェライトの割合が0～25%で  
 あり、

前記マルテンサイトに含まれるセメンタイトが、下記式（1）を満  
 たし、

前記マルテンサイトに含まれる遷移炭化物の密度が $1.0 \times 10^{13}$   
 $^3$ 個/ $m^3$ 以上であり、

円相当径 $10 \mu m$ 以上の粗大介在物の密度が $0.50$ 個/ $mm^2$ 以  
 下であり、

前記表面から前記板厚方向に前記板厚の $1/4$ の位置の前記表面と  
 平行な面において、

ビッカース硬さの最大値 $Hv_{max}$ と前記ビッカース硬さの最小値  
 $Hv_{min}$ との比が $1.40$ 以下であり、

前記ビッカース硬さの分布マップを作成したとき、前記ビッカ  
 ース硬さのピーク同士の最小距離の平均値が $1.00 mm$ 以下である  
 ことを特徴とする、鋼板。

[数1]

$$1.00 \leq \sum_{i=1}^5 d_i^{0.80} \cdot a_i^{1.30} \leq 10.00 \quad \dots \text{式(1)}$$

式（1）において、 $d_i$ は $i$ 番目に円相当径が大きなセメンタイト  
 粒子における単位 $\mu m$ での粒子径を表し、 $a_i$ は $i$ 番目に円相当径が  
 大きなセメンタイト粒子におけるアスペクト比を示す。

[請求項2]

前記化学組成が、質量%で、

Nb：0.005～0.075%、

V：0.010～1.000%、

Cr : 0.05 ~ 1.50%、  
Ni : 0.05 ~ 1.50%、  
Cu : 0.05 ~ 1.50%、  
Mo : 0.03 ~ 1.00%、  
W : 0.030 ~ 1.000%、  
B : 0.0005 ~ 0.0060%、  
Sn : 0.010 ~ 1.000%、  
Sb : 0.005 ~ 0.200%、  
Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上の合計 : 0.0001 ~ 0.0100%、  
からなる群から選択される1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の鋼板。

[請求項3] 前記マイクロ組織において、旧オーステナイト粒の平均粒径が5.0  $\mu\text{m}$ 以下であり、かつ前記旧オーステナイト粒の平均アスペクト比が2.50以下であることを特徴とする、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項4] 前記マイクロ組織に含まれる前記マルテンサイトが、 $1.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ 以上の転位を有することを特徴とする、請求項1 ~ 3のいずれか一項に記載の鋼板。

[請求項5] 前記表面に亜鉛めっき層が形成されていることを特徴とする請求項1 ~ 4のいずれか一項に記載の鋼板。

[請求項6] 前記表面に亜鉛合金めっき層が形成されていることを特徴とする請求項1 ~ 4のいずれか一項に記載の鋼板。

[請求項7] 前記亜鉛めっき層または前記亜鉛合金めっき層中のFe含有量が、質量%で、7.0%以上、13.0%以下であることを特徴とする、請求項5または6に記載の鋼板。

[請求項8] 請求項1 ~ 4に記載の鋼板を製造する方法であって、請求項1に記載の化学組成を有する溶鋼を、表面温度で700 ~ 5

50℃の範囲における平均冷却速度が10℃/時～75℃/時となるように鑄造して、厚さが100～500mm以下の鑄片を得る鑄造工程と、

前記鑄片を、1200～1350℃に加熱し、加熱後の前記鑄片を熱間圧延して熱延鋼板とする熱間圧延工程と、

前記熱延鋼板を、100℃以下まで冷却する冷却工程と、

前記熱延鋼板を、合計圧下率30～90%、冷間圧延完了温度が250℃以下となるように冷間圧延して冷延鋼板とする冷間圧延工程と、

前記冷延鋼板を、760℃以上、 $A_{c3} + 20$ ℃以下の焼鈍温度に加熱し、80℃以下まで冷却する焼鈍工程と、

を有し、

前記熱間圧延工程では、

1050℃以上で施す圧下において、式(2)を満たし、合計圧下率を60%以上とし、

1050℃未満で施す圧下において、式(3)を満たす圧延条件で施し、

前記冷却工程では、

前記熱間圧延の完了温度から630℃までの平均冷却速度を20℃/秒以上とし、

630～500℃の温度範囲において、式(4)を満たし、

前記焼鈍工程では、

前記焼鈍温度への加熱過程において、

400～550℃の温度範囲における平均加熱速度が3.0℃/秒以上であり、

550～ $A_{c1}$ ℃の温度範囲において、式(5)を満たし、

$A_{c1} \sim (A_{c1} + 20)$ ℃の温度範囲において、平均加熱速度が1.0℃/秒以上であり、

前記焼鈍温度からの冷却過程において、

720～550℃の温度範囲における平均冷却速度が10℃/秒以上であり、

550～(Ms-80)℃の温度範囲において、式(6)を満たし、

Ms～(Ms-25)℃の温度範囲における平均冷却速度が10℃/秒以上であり、

Ms～80℃の温度範囲において、式(7)を満たすことを特徴とする、鋼板の製造方法。

[数2]

$$\sum_{i=1}^n A_1 \cdot \left( \frac{1}{1 + 12.1[\text{Nb}]} + \frac{1}{1 + 4.8 \cdot ([\text{Ti}] - 3.0[\text{N}])} + \frac{1}{1 + 93.3[\text{B}]} \right)^{-1} \\ \cdot (T'_i - 1050)^{\frac{1}{6}} \cdot \frac{h_{i-1} - h_i}{h_{i-1}^{1.5}} \\ \cdot t_i^{0.5} \cdot \exp\left(\frac{A_2}{T_i + 273} - \frac{A_3}{T'_i + 273}\right) \geq 1.00 \quad \dots \text{式(2)}$$

[数3]

$$R_{m+n} \leq 10.00 \quad \dots \text{式(3)}$$

[数4]

$$1.00 \times 10^{-7} \geq P_{13} \geq 1.00 \times 10^{-8} \quad \dots \text{式(4)}$$

[数5]

$$10.00 \geq \sum_{i=1}^{10} A_{18} \cdot \left\{ \ln\left(\frac{100}{100-r}\right) \right\}^{\frac{2}{3}} \\ \cdot \exp\left(-\frac{A_{19}}{823 + (0.1i - 0.05) \cdot (Ac1 - 550)}\right) \\ \cdot \left( \frac{A_{20} \cdot E_4^{\frac{1}{3}}}{1 + 13[\text{Nb}] + 7[\text{Ti}] - 21[\text{N}]} \right)^{\frac{T_i}{275}} \cdot t_i \geq 1.00 \quad \dots \text{式(5)}$$

[数6]

$$-2.00 \leq \sum_{i=1}^{10} C_i \cdot D_i \leq 2.00 \quad \dots \text{式 (6)}$$

[数7]

$$\begin{aligned}
 0.00 \leq & \sum_{i=1}^{10} \left\{ 1 - \exp(-E_6 - A_{25}) \right\} \\
 & \cdot \left\{ 1 - \exp \left( - \frac{A_{26} \cdot [Ms - T_{i,\min}]}{1 + 0.5[Mn] + 0.2[Cr] + 0.4[Ni]} \right) \right\} \\
 & \cdot \left\{ A_{27} \cdot \exp \left( - \frac{A_{28}}{T_i + 273} \right) - A_{29} \right. \\
 & \cdot \exp \left( A_{30} \cdot [T_i - A_{31} - A_{32} \cdot \ln([Si] + 0.3[Al])] \right) \cdot (1 - \exp[E_6 - A_{25}])^{-0.5} \left. \right\} \\
 & \cdot dt^{0.5} \leq 3.00 \\
 & \dots \text{式 (7)}
 \end{aligned}$$

式(2)において、[Nb]、[Ti]、[B]はそれぞれの含有量を示し、 $A_1$ 、 $A_2$ 、および $A_3$ は定数項であり、 $T_i$ は*i*番目の圧延を施した単位°Cでの温度であり、 $T'_i$ は単位°Cでの、*i*番目の圧延を施した温度 $T_i$ と、*i*+1回目の圧延を施した温度 $T_{i+1}$ との平均温度であり、 $h_i$ は*i*番目の圧延を施して得られる鋼板の単位mmでの厚さを表す。

式(3)において、 $R_{m+n}$ は、1050°C以上での熱間圧延の総回数*n*と1050°C未満での熱間圧延の総回数*m*とを行った際の、1050°C未満の温度域における熱間圧延による組織の微細化挙動を表す指数である。

式(4)において、 $P_{13}$ は、630°Cから500°Cまでの温度域における析出の進行度合いを表す指標であり、

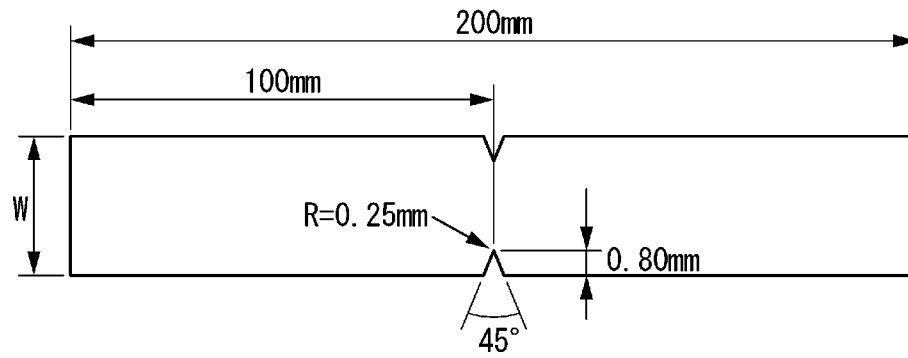
式(5)において、 $A_{18}$ 、 $A_{19}$ 、 $A_{20}$ はいずれも定数であり、[Nb]、[Ti]、[N]は各元素の質量%での含有量を示し、 $t_i$ は550°Cから数えて*i*番目の温度域における単位秒での滞在時間を示し、 $E_4$ は、式(4)で得られる値であり、

式(6)において、 $C_i$ は、計算開始から*i*番目の時間範囲における、ベイナイト変態の進行度合いを表す指標であり、 $D_i$ は、計算開始から*i*番目の時間範囲における、ベイナイト変態に伴うセメンタイトの生成しやすさを表す指標である。

式(7)において、 $E_6$ は前記式(6)の中辺の値であり、 $A_{25}$ 、 $A_{26}$ 、 $A_{27}$ 、 $A_{28}$ 、 $A_{29}$ 、 $A_{30}$ 、 $A_{31}$ 、 $A_{32}$ は定数項であり、 $M_s$ はマルテンサイト変態開始温度であり、 $T_i$ は*i*番目の時間範囲における平均温度である。 $T_{i, min}$ は前記 $M_s$ に到達してから*i*番目の時間範囲までの $T_i$ のうち、最小の値である。また、[元素記号]は各元素の質量%での含有量を示し、 $dt$ は、単位秒での前記マルテンサイト変態開始温度に到達してから $80^{\circ}\text{C}$ に至るまでの経過時間を10等分した時間を示す。

- [請求項9] 前記焼鈍工程において、前記焼鈍温度での保持時間が3.0秒以上、200秒以下であることを特徴とする、請求項8に記載の鋼板の製造方法。
- [請求項10] 前記焼鈍工程の後に、伸び率が3.00%以下の調質圧延を行う調質圧延工程を含むことを特徴とする、請求項8または9に記載の鋼板の製造方法。
- [請求項11] 前記焼鈍工程の冷却過程において、前記冷延鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施すことを特徴とする、  
請求項8～10のいずれか一項に記載の鋼板の製造方法。
- [請求項12] 前記焼鈍工程の前記冷却過程において、前記冷延鋼板に溶融亜鉛合金めっき処理を施すことを特徴とする、  
請求項8～10のいずれか一項に記載の鋼板の製造方法。
- [請求項13] 前記焼鈍工程の前記冷却過程において、前記溶融めっき処理後または前記溶融亜鉛合金めっき処理後に合金化処理を施すことを特徴とする、  
請求項11または12に記載の鋼板の製造方法。

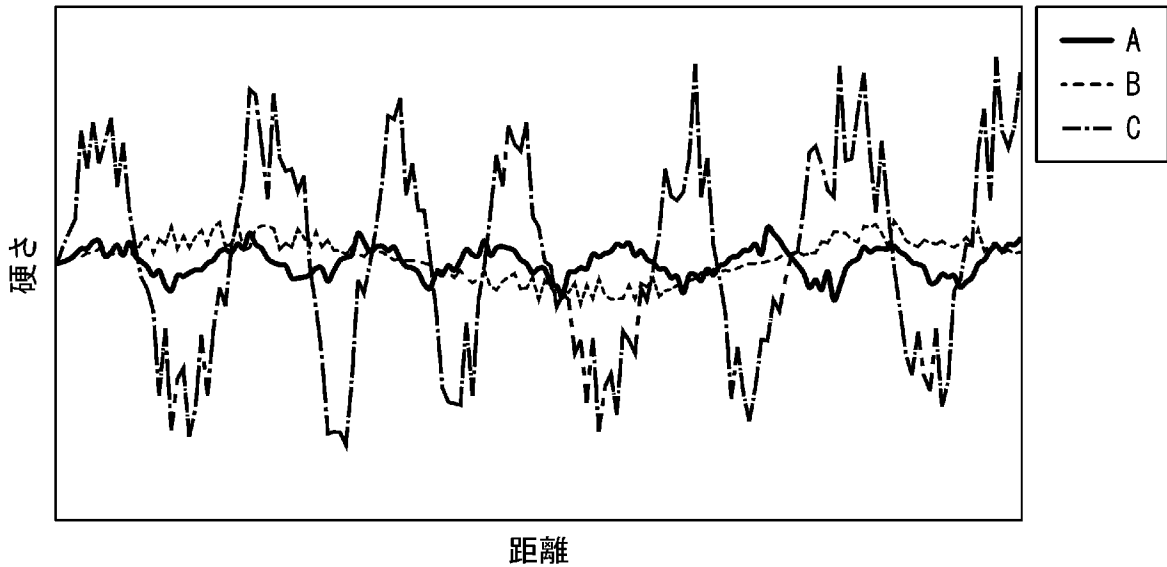
[図1]



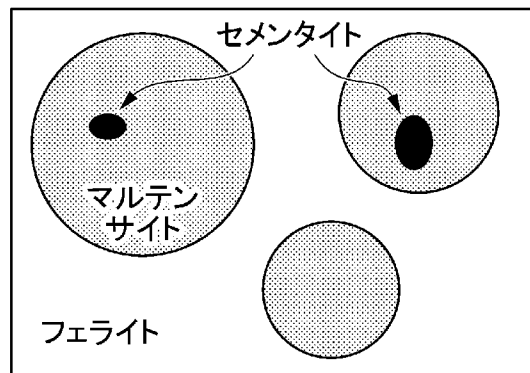
$$\begin{cases} W[\text{mm}] = -1.20t^2 + 7.82t + 7.34 & (\text{板厚 } t \leq 3.0\text{mm}) \\ W[\text{mm}] = 20.0 & (\text{板厚 } > 3.0\text{mm}) \end{cases}$$

※小数点第2位を四捨五入

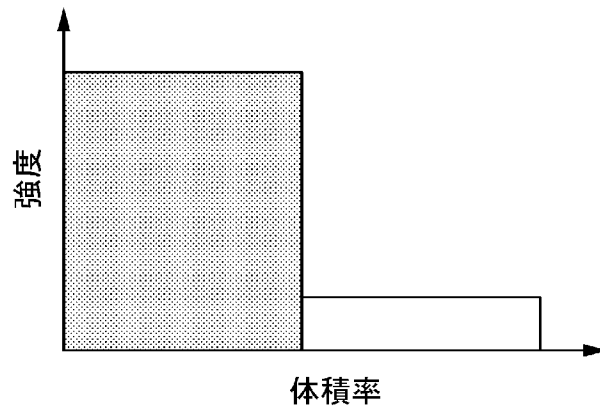
[図2]



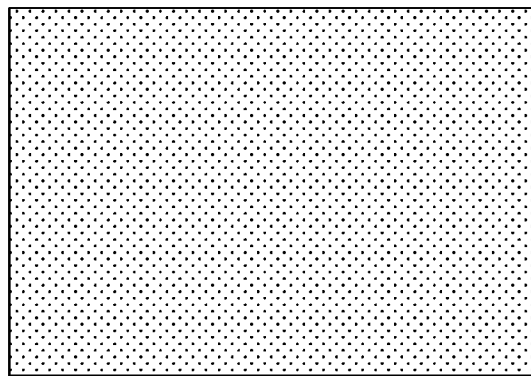
[図3A]



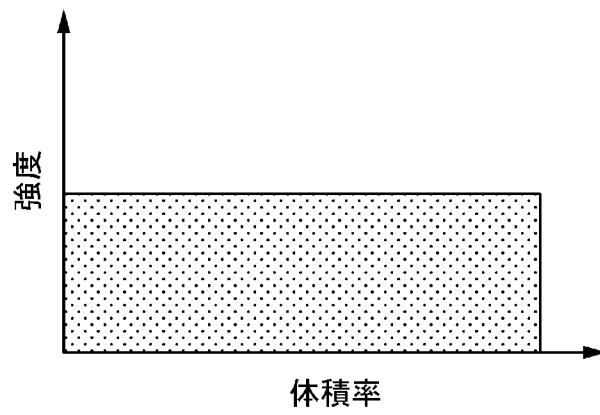
[図3B]



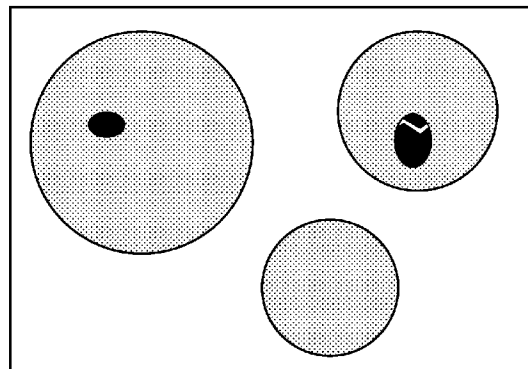
[図3C]



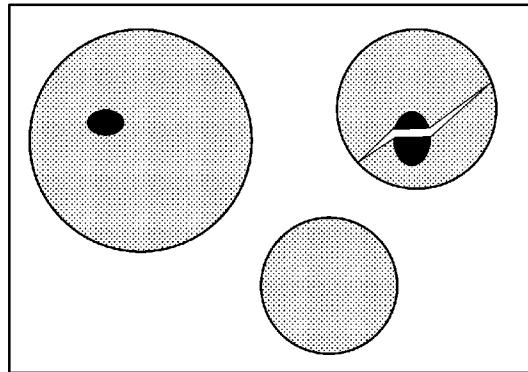
[図3D]



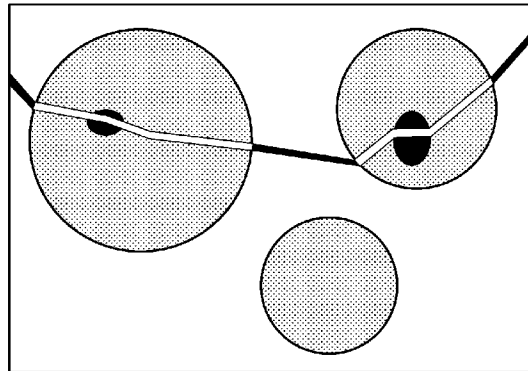
[図4A]



[図4B]



[図4C]



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2020/009390

## A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. C21D9/46(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)i, C22C18/04(2006.01)i,  
C22C38/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, B22D11/124(2006.01)i  
FI: C22C38/00301S, C21D9/46J, C21D9/46G, C22C38/00301T, C22C38/60,  
B22D11/124L, C22C18/00, C22C18/04

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)

Int.Cl. C21D9/46, C22C18/00, C22C18/04, C22C38/00, C22C38/60, B22D11/124

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

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

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

## C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2017/131054 A1 (JFE STEEL CORP.) 03.08.2017 (2017-08-03)	1-13
A	JP 2011-111672 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 09.06.2011 (2011-06-09)	1-13
A	JP 2011-068979 A (JFE STEEL CORP.) 07.04.2011 (2011-04-07)	1-13
A	JP 2009-019258 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 29.01.2009 (2009-01-29)	1-13
A	WO 2005/019487 A1 (JFE STEEL CORP.) 03.03.2005 (2005-03-03)	1-13



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

\* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&amp;" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

29.05.2020

Date of mailing of the international search report

09.06.2020

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/JP2020/009390

WO 2017/131054 A1	03.08.2017	US 2019/0040511 A1
		EP 3409806 A1
		KR 10-2018-0095699 A
		CN 108603264 A
JP 2011-111672 A	09.06.2011	(Family: none)
JP 2011-068979 A	07.04.2011	(Family: none)
JP 2009-019258 A	29.01.2009	(Family: none)
WO 2005/019487 A1	03.03.2005	US 2006/0231176 A1
		EP 1659191 A1
		KR 10-2006-0032139 A
		CN 1809649 A

<p>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 18/00(2006.01)i; C22C 18/04(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i;                  C22C 38/60(2006.01)i; B22D 11/124(2006.01)i                  FI: C22C38/00 301S; C21D9/46 J; C21D9/46 G; C22C38/00 301T; C22C38/60; B22D11/124 L; C22C18/00;                  C22C18/04</p>										
<p>B. 調査を行った分野</p>										
<p>調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））                  C21D9/46; C22C18/00; C22C18/04; C22C38/00; C22C38/60; B22D11/124</p>										
<p>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</p> <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									
<p>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）</p>										
<p>C. 関連すると認められる文献</p>										
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 2017/131054 A1（JFEスチール株式会社）03.08.2017（2017-08-03）	1-13								
A	JP 2011-111672 A（新日本製鐵株式会社）09.06.2011（2011-06-09）	1-13								
A	JP 2011-068979 A（JFEスチール株式会社）07.04.2011（2011-04-07）	1-13								
A	JP 2009-019258 A（新日本製鐵株式会社）29.01.2009（2009-01-29）	1-13								
A	WO 2005/019487 A1（JFEスチール株式会社）03.03.2005（2005-03-03）	1-13								
<p><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。</p>										
<p>* 引用文献のカテゴリー                  “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの                  “E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの                  “L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）                  “O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献                  “P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献</p>	<p>“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                  “&amp;” 同一パテントファミリー文献</p>									
<p>国際調査を完了した日                  29.05.2020</p>	<p>国際調査報告の発送日                  09.06.2020</p>									
<p>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</p>	<p>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</p>									

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/JP2020/009390

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2017/131054	A1	03.08.2017	US	2019/0040511	A1	
				EP	3409806	A1	
				KR	10-2018-0095699	A	
				CN	108603264	A	
JP	2011-111672	A	09.06.2011	(ファミリーなし)			
JP	2011-068979	A	07.04.2011	(ファミリーなし)			
JP	2009-019258	A	29.01.2009	(ファミリーなし)			
WO	2005/019487	A1	03.03.2005	US	2006/0231176	A1	
				EP	1659191	A1	
				KR	10-2006-0032139	A	
				CN	1809649	A	