

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2005 年 3 月 3 日 (03.03.2005)

PCT

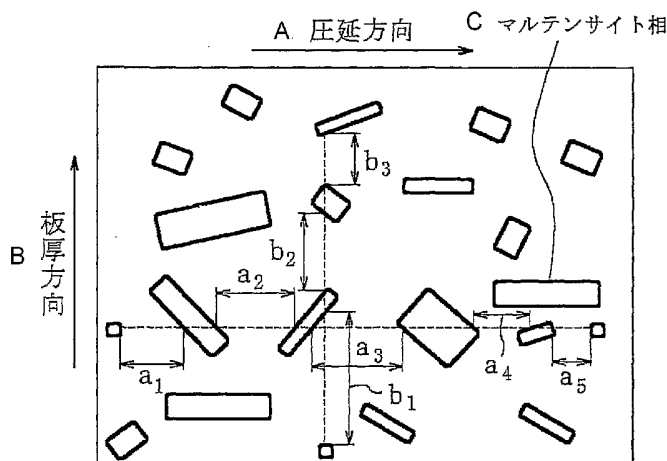
(10) 国際公開番号
WO 2005/019487 A1

- (51) 国際特許分類: C22C 38/00, 38/06, C21D 9/46 (72) 発明者; および
(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 高木 周作 (TAK-
(21) 国際出願番号: PCT/JP2004/012160 AGI, Shusaku) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内
(22) 国際出願日: 2004 年 8 月 18 日 (18.08.2004) 幸町二丁目 2 番 3 号 JFEスチール株式会社知的財産
(25) 国際出願の言語: 日本語 部内 Tokyo (JP). 清水 哲雄 (SHIMIZU, Tetsuo) [JP/JP];
(26) 国際公開の言語: 日本語 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 JFE
(30) 優先権データ: スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 西山 直
特願2003-301473 2003 年 8 月 26 日 (26.08.2003) JP 樹 (NISHIYAMA, Naoki) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千
特願2004-208834 2004 年 7 月 15 日 (15.07.2004) JP 代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 JFEスチール株式会
(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): JFE 社知的財産部内 Tokyo (JP).
スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が
[JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR,
3 号 Tokyo (JP). BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM,

/ 続葉有 /

(54) Title: HIGH TENSILE STRENGTH COLD-ROLLED STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCTION THEREOF

(54) 発明の名称: 高張力冷延鋼板およびその製造方法



A...ROLLING DIRECTION
B...SHEET THICKNESS DIRECTION
C...MARTENSITE PHASE

(57) Abstract: A high tensile strength cold-rolled steel sheet, which has a chemical composition, in mass %, that C: 0.04 to 0.13 %, Si: 0.3 to 1.2 %, Mn: 1.0 to 3.5 %, P: 0.04 % or less, S: 0.01 % or less, Al: 0.07 % or less, and the balance: Fe and inevitable impurities, contains a ferrite phase in an amount of 50 area % or more and a martensite phase in an amount of 10 area % or more, has a microstructure in which the martensite phase has the ratio of the phase interval in the rolling direction to that in the sheet thickness direction is 0.85 to 1.5, wherein the martensite phase has a nano hardness of of 8 GPa or more. The high tensile strength cold-rolled steel sheet exhibits a good strength-elongation balance and excellent impact resistance characteristics at a strain rate of around 10 s⁻¹, and thus can be suitably used for a pillar or a reinforcing member for a dashboard.

(57) 要約: 本発明は、質量%で、C:0.04-0.13%、Si:0.3-1.2%、Mn:1.0-3.5%、P:0.04%以下、S:0.01%以下、Al:0.07%以下、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、かつフェライト相を面積率で50%以上、マルテンサイト相を面積

/ 続葉有 /



WO 2005/019487 A1



DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告書

- (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, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG,

2 文字コード及び他の略語については、定期発行される各 *PCT* ガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

率で10 %以上含み、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比が0.85-1.5であるミクロ組織を有し、さらにマルテンサイト相のナノ硬さが8 GPa以上である高張力冷延鋼板を提供する。本発明の高張力冷延鋼板は、良好な強度—伸びバランスを有し、かつ10 s⁻¹程度のひずみ速度で優れた耐衝撃特性を示すので、自動車のピラー類やダッシュボードの補強部材に好適である。

1

明 細 書

高張力冷延鋼板およびその製造方法

技術分野

本発明は、自動車のピラー類やダッシュボードの補強部材等に好適な引張強さが 590 MPa 以上の高張力冷延鋼板、特に、良好な強度—伸びバランスを有し、かつ 10 s^{-1} 程度のひずみ速度で優れた耐衝撃特性の得られる高張力冷延鋼板、およびその製造方法に関する。

背景技術

従来の引張強さ (TS) が 590 MPa 以上の高張力冷延鋼板は、成形性が悪いために、自動車車体において使用される部位が限定されていた。

昨今、自動車車体に対して、環境汚染に対する排出ガス規制に関連した重量軽減あるいは安全性確保が重要な課題になっており、高張力冷延鋼板をピラー類やダッシュボードの補強部材等に使用しようという気運が高まっている。そのため、従来を凌ぐ成形性および耐衝撃特性を有する高張力冷延鋼板が強く求められている。

これまで、成形性あるいは耐衝撃特性に優れた自動車用の高張力冷延鋼板として、例えば特開昭 61-217529 号公報には、残留オーステナイト相を 10 % 以上残留させたマイクロ組織にすることによって、伸び特性を著しく向上させた高張力冷延鋼板が開示されている。しかし、この高張力冷延鋼板では、耐衝撃特性については何ら検討されていない。

特開平 11-61327 号公報には、マルテンサイト相の面積率が 3-30 %、かつマルテンサイト相の平均結晶粒径が $5 \mu\text{m}$ 以下となるようにマイクロ組織が制御

2

され、0.13 以上の加工硬化指数 (n 値)、75 %以下の降伏比、18000 MPa・% 以上の強度—伸びバランス、1.2 以上の穴拡張比を有する高張力冷延鋼板が開示されている。また、この高張力冷延鋼板の耐衝撃特性は n 値により評価されている。

しかし、ここで測定されている n 値は、静的な引張試験 (JIS 規格によるひずみ速度は 10^{-3} – 10^{-2} s $^{-1}$ 程度) により測定されており、自動車の衝突時においては補強部材のひずみ速度が 10 – 10^3 s $^{-1}$ に達することを考慮すると、こうした静的な引張試験で求めた n 値により耐衝撃特性を十分に評価することはできない。そこで、後述する衝突時のひずみ速度を考慮してこの高張力冷延鋼板を評価したところ、十分な耐衝撃特性が得られないという問題があった。

特許第 3253880 号公報には、フェライト相とマルテンサイト相からなるミクロ組織を有し、成形性および耐衝撃特性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法が開示されている。この高張力冷延鋼板の耐衝撃特性は、2000 s $^{-1}$ のひずみ速度における吸収エネルギーによって評価されている。こうしたひずみ速度で求めた吸収エネルギーは、実際に補強部材自身の変形により自動車の衝突時におけるエネルギーを吸収する上で必要なエネルギーである。

特開平 10-147838 号公報には、マルテンサイト相の面積率およびマルテンサイト相とフェライト相の硬さの比を制御して耐衝撃特性の向上を図った高張力冷延鋼板が開示されている。ここでは、マルテンサイト相とフェライト相の硬さはビッカース硬度計により測定されているが、“Proceedings of the International Workshop on the Innovative Structural Materials for Infrastructure in 21st Century” [T. Ohmura et al.; “ULTRA-STEEL 2000”, National Research Institute for Metals (2000)] のページ 189 の表 4 に示されているように、マルテンサイト相の硬さは圧痕サイズ依存性があるためビッカース硬度計では正しい硬さを評価できず、本発明者等が検討したところでは、耐衝撃特性とビッカース硬度

3

との相関が認められなかった。また、耐衝撃特性は、 800 s^{-1} のひずみ速度における吸収エネルギーによって評価されている。

補強部材のうちエネルギー吸収用部材は衝突時に短時間で大変形を受け、その時のひずみ速度は 10^2 – 10^3 s^{-1} に達する。そのため、これまでは特許第 3253880 号公報や特開平 10–147838 号公報に記載されているように、高張力冷延鋼板の耐衝撃特性は 10^2 – 10^3 s^{-1} における吸収エネルギーや静動比によって評価されていた。

ここで、静動比とは、ひずみ速度が 10^{-3} – 10^{-2} s^{-1} の静的な引張試験から求めた強度に対する、ひずみ速度が 10^2 – 10^3 s^{-1} の動的な引張試験から求めた強度の比であり、この値が高いほど衝突時の強度が高く、吸収エネルギーが大きい。

一方、自動車車体の耐衝撃特性を向上させるには、搭乗者の生存空間を確保するために部品を変形させずにキャビンを保護することも重要である。このような部位に使用される補強部材では、単なる衝突エネルギー吸収用の補強部材と比較して、同じ衝突時間でも変形量が小さいためひずみ速度が小さく、 10 s^{-1} 程度での吸収エネルギーが重要となる。

しかしながら、従来、 10 s^{-1} 程度のひずみ速度において吸収エネルギーを向上させる手段はほとんど検討されていない。

発明の開示

本発明は、良好な強度—伸びバランス ($TS \times El$) を有し、かつ 10 s^{-1} 程度のひずみ速度で優れた耐衝撃特性の得られる高張力冷延鋼板、およびその製造方法を提供することを目的とする。

なお、本発明で目標とする特性値は次のとおりである。

(1) 引張強さ： $TS \geq 590 \text{ MPa}$

(2) 強度—伸びバランス： $TS \times El \geq 16000 \text{ MPa} \cdot \%$

4

(3) 耐衝撃特性： 10 s^{-1} のひずみ速度で、

(a) ひずみ 10 %までの吸収エネルギー： $59 \text{ MJ} \cdot \text{m}^{-3}$ 以上

(b) 引張強さ 1 MPa 当たりのひずみ 10 %までの吸収エネルギー： $0.100 \text{ MJ} \cdot \text{m}^{-3}/\text{MPa}$ 以上

上記目的は、質量%で、C:0.04-0.13 %、Si:0.3-1.2 %、Mn:1.0-3.5 %、P:0.04 %以下、S:0.01 %以下、Al:0.07 %以下、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、かつフェライト相を面積率で 50 %以上、マルテンサイト相を面積率で 10 %以上含み、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比が 0.85-1.5 であるマイクロ組織を有し、さらにマルテンサイト相のナノ硬さが 8 GPa 以上である高張力冷延鋼板に達成される。

また、この高張力冷延鋼板は、上記成分の鋼スラブを熱間圧延により鋼板とした後、450-650 °Cの巻取温度で巻取る工程と、巻取り後の鋼板を 30-70 %の冷延圧下率で冷間圧延する工程と、冷間圧延後の鋼板を $[\text{巻取温度} + \text{冷延圧下率} \times 4.5] - [\text{巻取温度} + \text{冷延圧下率} \times 5.5]$ (°C) の温度域に加熱して焼鈍する工程と、焼鈍後の鋼板を $10 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の平均冷却速度で 340 °C以下まで冷却する工程とを有する高張力冷延鋼板の製造方法により製造できる。

図面の簡単な説明

図 1 は、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比の測定法を説明する模式図である。

発明を実施するための形態

5

従来、 10 s^{-1} 程度のひずみ速度で応力-ひずみ関係を精度良く測定することは極めて困難であったが、最近開発された検力ブロック式衝撃引張試験機を用いることによりその測定が可能となった。

そこで、本発明者等は、この装置を用いて、 10 s^{-1} 程度のひずみ速度における高張力冷延鋼板の吸収エネルギーについて検討したところ、以下の知見を得た。

1) 吸収エネルギーの向上には、フェライト相を面積率で 50 %以上、マルテンサイト相を面積率で 10 %以上含むようにし、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比を 0.85-1.5 となるようにクロ組織をコントロールし、かつマルテンサイト相のナノ硬さを 8 GPa 以上にすることが重要である。

2) こうしたマイクロ組織を得るためには、C、Mn、Si を主とする成分バランスを工夫するとともに、巻取温度、冷延圧下率、焼鈍温度、焼鈍後の冷却速度を適格にコントロールすることが重要である。特に、巻取温度や冷延圧下率が高いほど焼鈍温度を高く設定し、マルテンサイト相を生成させるとともにバンド状組織を極力形成させないようにすることにより、強度-伸びバランスおよび耐衝撃特性を向上できる。

3) 1) と 2) の結果、同一の引張強さを有する従来の高張力冷延鋼板に比べて、より高い吸収エネルギーが得られる。

本発明は、こうした知見に基づいて完成されたものであり、以下にその詳細を説明する。

1. 成分

C: C 量は、引張強さを適切にコントロールし、かつマルテンサイト相の面積率を 10%以上とするために、0.04 質量%以上必要である。しかしながら、その量が 0.13 質量%を超えると溶接性が著しく劣化する。したがって、C 量は、0.04-0.13 質量%、好ましくは 0.07-0.12 質量%に限定する。

6

Si:Si は、マルテンサイト相の分散状態およびマルテンサイト相のナノ硬さをコントロールするために重要な元素である。その量は、焼鈍後の冷却中のマルテンサイト相の軟化を防止するために 0.3 質量%以上必要であるが、1.2 質量%を超えるとその効果は飽和するとともに、化成処理性が著しく低下する。したがって、Si 量は、0.3-1.2 質量%、好ましくは 0.4-0.7 質量%に限定する。

Mn:Mn 量は、引張強さ 590 MPa 以上を確保するために 1.0 質量%以上必要である。また、Mn はマルテンサイト相のナノ硬さ向上にも極めて有効である。しかし、3.5 質量%を超えると強度が著しく上昇し、伸びが大きく低下する。したがって、Mn 量は、1.0-3.5 質量%、好ましくは 2.3-2.8 質量%に限定する。

P:P は、旧オーステナイト粒界に偏析して低温靱性を劣化させるとともに、鋼中に偏析して鋼板の異方性を大きくして加工性を低下させる。したがって、P 量は、0.04 質量%以下、好ましくは 0.02 質量%以下に限定するが、少ないほどより好ましい。

S:S は、旧オーステナイト粒界に偏析したり、MnS として多量に析出すると低温靱性が低下し、水素割れも発生し易くなる。したがって、S 量は、0.01 質量%以下、好ましくは 0.006 質量%以下に限定するが、少ないほどより好ましい。

Al:Al は、鋼の脱酸剤として添加され、鋼の清浄度を向上させるのに有効な元素である。そのため、その量を 0.001 質量%以上にすることが好ましいが、0.07 質量%を超えると介在物が多量に生成し、冷延鋼板の疵の原因になる。したがって、Al 量は、0.07 質量%以下、好ましくは 0.05 質量%以下に限定する。

残部は、Fe および不可避免の不純物である。不可避免の不純物としては、N、O、Cu 等を上げられる。なお、N 量は、時効性や伸びの劣化を招くので、0.005 質量%以下にすることが好ましい。

7

上記の基本成分に加え、さらに、質量%で、Cr:0.5 %以下、Mo:0.3 %以下、Ni:0.5 %以下、およびB:0.002 %以下のうちから選ばれた少なくとも1種の元素を含有させると、焼入性を向上できマルテンサイト相の量をコントロールする上で効果的である。

Cr:Cr 量は、焼入性を向上してマルテンサイト相の量をコントロールするために0.02 質量%以上にすることが好ましいが、0.5 質量%を超えると部品に成形した後に行われる電着塗装性を低下させる。したがって、Cr 量は、0.5 質量%以下、好ましくは0.2 質量%以下に限定する。

Mo:Mo 量は、焼入性を向上してマルテンサイト相の量をコントロールするために0.05 質量%以上にすることが好ましいが、0.3 質量%を超えると冷間圧延性を低下させる。したがって、Mo 量は、0.3 質量%以下、好ましくは0.2 質量%以下に限定する。

Ni:Ni 量は、焼入性を向上してマルテンサイト相の量をコントロールするために0.05 質量%以上にすることが好ましいが、0.5 質量%を超えると冷間圧延性を低下させる。したがって、Ni 量は、0.5 質量%以下、好ましくは0.3 質量%以下に限定する。

B:B 量は、焼入性を向上してマルテンサイト相の量をコントロールするために0.0005 質量%以上にすることが好ましいが、0.002 質量%を超えると冷間圧延性を低下させる。したがって、B 量は、0.002 質量%以下、好ましくは0.001 質量%以下に限定する。

前述の基本成分に、あるいは上記の焼入性の向上により効果的な成分を加えた基本成分に、さらに、質量%で、Ti:0.05 %以下、Nb:0.05 %以下のうちから選ばれた少なくとも1種の元素を含有させると、フェライト相を細粒化したり、マルテンサイト相の分散をコントロールする上でより効果的である。

Ti:Ti 量は、フェライト粒径を細かくしてマルテンサイト相の分散をコントロールするために0.005 質量%以上にすることが好ましいが、0.05 質量%を

8

超えるとその効果は飽和する。したがって、Ti 量は、0.05 質量%以下、好ましくは 0.005-0.02 質量%に限定する。

Nb:Nb 量は、Ti と同様な理由により、0.05 質量%以下、好ましくは 0.005-0.02 質量%に限定する。

2. 組織

2-1. フェライト相の面積率

強度—伸びバランス (TS×El) を 16000 MPa・%以上にするためには、フェライト相の面積率を 50 %以上にする必要がある。フェライト相の面積率が 50 %未満では、フェライト相以外の硬質な相が多くなるため、強度が高くなりすぎ、強度—伸びバランスが低下する。また、 10 s^{-1} 程度のひずみ速度では、フェライト相の変形時の応力増加分が大きいいため、フェライト相の面積率が小さいと吸収エネルギーを大きくできない。フェライト相の面積率は 60-80 %が好ましい。

2-2. マルテンサイト相の面積率

強度—伸びバランス (TS×El) を 16000 MPa・%以上にし、かつ耐衝撃特性を向上させるためには、マルテンサイト相の面積率を 10 %以上にする必要がある。マルテンサイト相の面積率が 10 %未満では、十分に満足できる耐衝撃特性が得られない。マルテンサイト相の面積率は 20-40 %が好ましい。

なお、フェライト相とマルテンサイト相以外の相として、オーステナイト相、ベイナイト相、セメンタイト相、パーライト相などが含まれても良い。しかし、これらの相は少ないほど好ましく、面積率で 10 %以下にすることが好ましい。特に、オーステナイト相は耐衝撃特性を低下させるため、面積率で 3 %未満にすることが好ましい。

ここで、フェライト相、マルテンサイト相およびその他の相の面積率は、鋼板の圧延方向の板厚断面を鏡面研磨後、1.5 %ナイトールでエッチングし、走査型電子顕微鏡 (SEM) で板厚 1/4 の位置を観察し、1000 倍の写真を撮影して、画像解析により測定した。

2-3. マルテンサイト相の相間隔比

強度—伸びバランス ($TS \times El$) を $16000 \text{ MPa} \cdot \%$ 以上にし、かつ 10 s^{-1} のひずみ速度で、ひずみ 10 % までの吸収エネルギーを $59 \text{ MJ} \cdot \text{m}^{-3}$ 以上、引張強さ 1 MPa 当たりのひずみ 10 % までの吸収エネルギーを $0.100 \text{ MJ} \cdot \text{m}^{-3}/\text{MPa}$ 以上にするには、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比 (マルテンサイト相の相間隔比) を 0.85-1.5 にする必要がある。この比が、0.85 未満あるいは 1.5 を超えると、十分な伸びおよび耐衝撃特性を得ることができない。

マルテンサイト相は、フェライト相よりも硬く、転位 (ひずみ) の移動の障害となるため、転位はマルテンサイト相のないところを優先的に移動する。したがって、マルテンサイト相の相間隔比が 1.5 を超えると、すなわち板厚方向の相間隔に比べ圧延方向の相間隔が広くなると、あるいはマルテンサイト相の相間隔比が 0.85 未満になると、すなわち圧延方向の相間隔に比べ板厚方向の相間隔が広くなると、転位は相間隔の広い領域、すなわちマルテンサイト相でない部分を移動することになる。したがって、十分な伸びおよび耐衝撃特性を得ることができない。

これに対し、マルテンサイト相の相間隔比が 0.85-1.5 であり 1 に近いと、すなわち板厚方向の相間隔と圧延方向の相間隔に大きな違いがないと、マルテンサイト相によって転位の移動が抑制されるため、転位の蓄積量が増加して変形応力が上昇し、耐衝撃特性が向上することになる。また、マルテンサイト相の分布も比較的均一になるため伸びも向上する。

マルテンサイト相の相間隔比は 1.0-1.3 が好ましい。

なお、冷間圧延された本発明の鋼板では、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する板幅方向の相間隔の比は、板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比に比べ、より 1 に近くなる傾向にある。このため、本発明では、マルテンサイト相の相間隔が最大となる方向を圧延方向で代表し、圧延方向の相間隔の板厚方向の相間隔に対する比でマルテンサイト相の分散度を評価した。

ここで、マルテンサイト相の相間隔比は、次ぎのようにして求めた。

鋼板の圧延方向の板厚断面を SEM 観察し、1000 倍の写真上に、圧延方向および板厚方向に $50\ \mu\text{m}$ の直線を $20\ \mu\text{m}$ 以上の間隔でそれぞれ 5 本引き、その線上に存在したマルテンサイト相の間隔を測定し、圧延方向および板厚方向における平均間隔を求め、その平均間隔の比をマルテンサイト相の相間隔比とした。

図 1 に示す圧延方向および板厚方向にそれぞれ 1 本の直線を引いた場合を用いて、マルテンサイト相の相間隔比の測定法を以下に具体的に説明する。

圧延方向におけるマルテンサイト相の平均間隔は $(a_1+a_2+a_3+a_4+a_5)/5$ となり、板厚方向におけるマルテンサイト相の平均間隔は $(b_1+b_2+b_3)/3$ となる。

したがって、マルテンサイト相の相間隔比は、

$\{(a_1+a_2+a_3+a_4+a_5)/5\} / \{(b_1+b_2+b_3)/3\}$ で表される。

3. マルテンサイト相のナノ硬さ

$10\ \text{s}^{-1}$ のひずみ速度で、ひずみ 10 % までの吸収エネルギーを $59\ \text{MJ} \cdot \text{m}^{-3}$ 以上、引張強さ 1 MPa 当たりのひずみ 10 % までの吸収エネルギーを $0.100\ \text{MJ} \cdot \text{m}^{-3}/\text{MPa}$ 以上にするには、さらにマルテンサイト相のナノ硬さを 8 GPa 以上にする必要がある。

ナノ硬さが 8 GPa 未満だと、強度—伸びバランスおよび耐衝撃特性が低下する。この理由は、マルテンサイト相のナノ硬さが低くマルテンサイト相の変形応力が低いと、マルテンサイト相による転位移動を抑制する効果が小さくなるためと考えられる。なお、マルテンサイト相のナノ硬さは高いほど良く、10 GPa 以上にするのが好ましい。

ここで、マルテンサイト相のナノ硬さとは、以下のようにして測定した硬さである。

鋼板を表面から板厚 1/4 の位置まで研削し、電解研磨により研削ひずみを除去した後、Hysitron 社の TRIBOSCOPE を用いてマルテンサイト相の硬さ 15 点を測定し、その平均値をナノ硬さとした。測定は、圧痕サイズをほぼ同一に

11

して行った。具体的には圧痕の大きさと比例関係にある圧痕深さ (contact depth) が 50 ± 20 nm になるように荷重を調整して硬さを測定した。このときの圧痕の 1 辺は約 350 ± 100 nm となる。

4. 製造方法

最初に、上記成分に調整した溶鋼を転炉等の公知の方法で溶製後、連続 casting 等の公知の方法で casting して鋼スラブとする。次いで、この鋼スラブを公知の方法により加熱後、熱間圧延して鋼板とする。

4-1. 巻取温度

熱間圧延後の鋼板は、 $450-650$ °C の巻取温度で巻取る必要がある。巻取温度が 450 °C 未満だと、鋼板の強度が高くなって冷間圧延時に鋼板が破断する危険性が高くなる。一方、 650 °C を超えると、バンド状組織が著しく発達し、冷間圧延・焼鈍後にも残留し、マルテンサイト相の相間隔比を所定の範囲にコントロールできない。なお、巻取温度は $500-650$ °C が好ましい。

4-2. 冷延圧下率

巻取り後の鋼板は、 $30-70$ % の冷延圧下率で冷間圧延する必要がある。冷延圧下率が 30 % 未満では、組織が粗大になるとともに、目標とするマルテンサイト相の相間隔比が 0.85 未満になり、伸びおよび耐衝撃特性が劣化する。一方、 70 % を超えると、焼鈍後にバンド状組織が形成され、マルテンサイト相の相間隔比が 1.5 を超える。

4-3. 焼鈍の加熱温度

本発明範囲内においても、巻取温度や冷延圧下率が高いとバンド状組織が形成され易くなるので、これを解消するためには加熱温度を高くして焼鈍することが必要になる。そのため、焼鈍の加熱温度は巻取温度や冷延圧下率によって変化させる必要があり、 $[\text{巻取温度} + \text{冷延圧下率} \times 4.5] - [\text{巻取温度} + \text{冷延圧下率} \times 5.5]$ (°C) の温度域にする必要がある。加熱温度が、 $[\text{巻取温度} + \text{冷延圧下率} \times 4.5]$ (°C) 未満だと、バンド状組織が解消できず目標とするマルテンサイト相の相間隔比が得られない上に、Si や Mn の置換型元素の拡散が不十分になりマ

マルテンサイト相のナノ硬さを 8 GPa 以上にすることができない。一方、加熱温度が[巻取温度+冷延圧下率 $\times$ 5.5] (°C)を超えると、加熱時にオーステナイト相が不均一に分散するため目標とするマルテンサイト相の相間隔比が得られない。また、オーステナイト粒が粗大化するために、おそらくは焼鈍後のマルテンサイトブロックサイズが粗大化するためと考えられるが、マルテンサイト相のナノ硬さを 8 GPa 以上にすることができず、伸びおよび耐衝撃特性が劣化する。

マルテンサイト相の相間隔比をより好ましい 1.0-1.3 にするには、上記の上限温度を超えない範囲で、Ac3 変態点を超えるオーステナイト単相域で加熱することが好ましい。特に、冷延圧下率が 60 %以上の場合は、オーステナイト単相域で加熱することがより好ましい。

加熱時の保持時間は、30 sec 未満では焼鈍後に面積率が 10 %以上のマルテンサイト相を得ることや、コイル全長にわたって安定した特性を得ることが困難になる場合があるので、30 sec 以上にすることが好ましい。しかし、600 sec を超えるとその効果が飽和し、製造コストの上昇を招くので、600 sec 以下にすることが好ましい。

4-4. 焼鈍後の冷却条件

焼鈍後の鋼板は、10 °C/sec 以上の冷却速度で 340 °C以下まで冷却する必要がある。冷却速度が 10 °C/sec 未満または冷却を停止する温度が 340 °Cを超えると、目標とするマルテンサイト相のナノ硬さが得られない。ここで、冷却速度は、上記加熱温度の下限温度すなわち[巻取温度+冷延圧下率 $\times$ 4.5] (°C)から 10 °C/sec 以上の冷却速度で冷却する温度までの平均冷却速度である。

冷却速度が 50 °C/sec を超えると冷却が不均一となり易く、鋼板の幅方向において所定の特性が得られない場合があるため、冷却速度は 50 °C/sec 以下にすることが好ましい。

こうした冷却速度で冷却する温度は、300 °C以下にすることが好ましく、270 °C以下にすることがより好ましい。

なお、こうした冷却速度による冷却後は、特に規定する必要はなく、例えば空冷(放冷)や徐冷など公知の方法で室温まで冷却すればよい。しかし、冷却後の再加熱は、マルテンサイト相を焼戻して軟化させるため、避けるべきである。

このように、焼鈍後の鋼板は $10\text{ }^{\circ}\text{C/sec}$ 以上の冷却速度で急冷する必要があるので、焼鈍は連続焼鈍炉にて行うことが有利である。連続焼鈍により保持時間を 30 sec 以上にするには、焼鈍温度(連続焼鈍における最高到達温度)を上記加熱温度域の温度として、この温度域に 30 sec 以上保持するようにすればよい。例えば、焼鈍温度における均熱時間(焼鈍時間ともいう)を 30 sec 以上としてもよいし、焼鈍温度に到達後、上記加熱温度域の下限まで徐冷して、加熱温度域内に滞留する時間を 30 sec 秒以上となるようにしてもよい。

実施例 1

表 1-1、1-2 に示す成分組成の鋼 No.A-ZZ を転炉で溶製し、連続鋳造によりスラブとした。これらスラブを $1100\text{--}1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ に加熱後熱間圧延して表 2-1、2-2 に示す板厚の鋼板とし、表 2-1、2-2 に示す巻取温度で巻取った。ついで、表 2-1、2-2 に示す条件で冷間圧延、連続焼鈍、制御冷却を行って、高張力冷延鋼板 No.1-39 を得た。

なお、表 1-1、1-2 に示す A_{c3} 変態点は、熱間粗圧延後のシートバーから試料を採取し、富士電波工機社製サーメックマスターZ を用いて測定した。

得られた高張力冷延鋼板に対し、組織観察、通常の静的引張試験、検力ブロック方式による 10 s^{-1} のひずみ速度におけるの高速引張試験およびナノ硬さ試験を行った。

組織観察およびナノ硬さ試験は上述した方法で行い、フェライト相とマルテンサイト相の面積率、マルテンサイト相の相間隔比、マルテンサイト相のナノ硬さを測定した。

また、通常の静的引張試験、検力ブロック方式による 10 s^{-1} のひずみ速度におけるの高速引張試験は、次に示す方法で行った。

i) 静的引張試験：圧延方向に直角な方向を長手方向とする JIS 5 号試験片を用いて JIS Z 2241 に準拠した方法で行い、引張強さ TS と伸び El を測定した。

ii) 検力ブロック方式による高速引張試験：鷺宮製作所製の検力ブロック式衝撃引張試験機 (TS-2000) を用いて、圧延方向と直角な方向に 10 s^{-1} のひずみ速度で引張試験を行い、ひずみ 10 % までの吸収エネルギーおよび引張強さ 1 MPa 当たりのひずみ 10 % までの吸収エネルギーを求めた。

結果を表 3-1、3-2 に示す。

本発明例の高張力冷延鋼板 No.1、3、5、7-8、10、12、14-19、21-23、29-34、37-39 は、いずれも 590 MPa 以上の引張強さおよび 16000 MPa・% 以上の優れた強度—伸びバランスを有するだけでなく、 10 s^{-1} のひずみ速度で、ひずみ 10 % までの吸収エネルギーが $59 \text{ MJ} \cdot \text{m}^{-3}$ 以上、引張強さ 1 MPa 当たりのひずみ 10 % までの吸収エネルギーが $0.100 \text{ MJ} \cdot \text{m}^{-3}/\text{MPa}$ 以上となっており、優れた耐衝撃特性を兼ね備えていることがわかる。

表 1-1

鋼 No.	成 分 組 成 (質量%)													Ac ₃ (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	Ni	B	Ti	Nb	
A	0.061	0.41	2.78	0.013	0.005	0.035	0.004	—	—	—	—	—	—	878
B	0.122	0.32	2.64	0.015	0.004	0.032	0.003	—	—	—	—	—	—	853
C	0.090	0.57	2.58	0.012	0.005	0.037	0.004	—	—	—	—	—	—	875
D	0.082	0.68	2.01	0.010	0.003	0.024	0.004	—	—	—	—	—	—	882
E	0.055	0.46	1.54	0.012	0.005	0.034	0.003	—	—	—	—	—	—	883
F	0.100	0.49	2.46	0.014	0.004	0.036	0.004	—	—	—	—	—	—	868
G	0.085	0.69	2.72	0.013	0.003	0.021	0.005	—	—	—	—	—	—	882
H	0.115	0.42	2.35	0.009	0.002	0.027	0.004	—	—	—	—	—	—	860
I	0.095	0.92	2.50	0.015	0.004	0.034	0.003	—	—	—	—	—	—	889
J	0.075	0.53	2.41	0.013	0.001	0.036	0.003	0.03	—	—	—	—	—	878
K	0.079	0.51	2.37	0.014	0.003	0.029	0.004	—	0.1	—	—	—	—	879
L	0.092	0.35	2.13	0.012	0.002	0.040	0.002	—	—	0.08	—	—	—	864
M	0.086	0.55	2.31	0.010	0.004	0.033	0.003	—	—	—	0.0005	—	—	875
N	0.071	0.42	2.36	0.008	0.003	0.035	0.004	—	0.06	—	0.0008	—	—	877

表 1-2

鋼 No.	成 分 組 成 (質量%)													Ac ₃ (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	Ni	B	Ti	Nb	
O	0.087	0.64	2.69	0.014	0.005	0.026	0.003	—	—	—	—	0.009	—	879
P	0.092	0.59	2.53	0.011	0.004	0.032	0.004	—	0.05	—	—	0.006	—	876
Q	0.033	0.68	2.53	0.012	0.003	0.025	0.004	—	—	—	—	—	—	902
R	0.105	0.21	2.38	0.010	0.005	0.038	0.004	—	—	—	—	—	—	854
S	0.098	0.43	0.82	0.013	0.002	0.033	0.003	—	—	—	—	—	—	866
T	0.075	0.54	3.8	0.013	0.002	0.033	0.004	—	—	—	—	—	—	879
U	0.152	0.72	2.69	0.013	0.002	0.033	0.003	—	—	—	—	—	—	863
V	0.052	0.47	1.42	0.033	0.003	0.032	0.005	—	—	—	—	—	—	885
W	0.125	0.39	1.58	0.025	0.003	0.037	0.004	—	—	—	—	—	—	856
X	0.075	0.51	2.39	0.029	0.005	0.025	0.005	—	—	—	—	—	—	877
Y	0.077	0.99	1.27	0.010	0.003	0.020	0.004	—	—	—	—	—	—	898
Z	0.072	0.55	2.56	0.018	0.003	0.036	0.003	—	—	—	—	—	0.012	880
ZZ	0.108	0.63	2.61	0.013	0.004	0.035	0.003	—	—	—	—	0.018	0.014	871

※下線は本発明範囲外を示す。

表 2-1

鋼板 No.	鋼 No.	巻取 温度(°C)	熱延板 厚さ(mm)	冷延圧下 率(%)	冷延板 厚さ(mm)	巻取温度+冷延 圧下率×4.5(°C)	巻取温度+冷延 圧下率×5.5(°C)	加熱最高 温度(°C)	加熱温度域におけ る保持時間(s)	平均冷却 速度(°C/s)	強制冷却終 了温度(°C)	備考
1	A	600	3.2	50	1.6	825	875	830	30	20	250	発明例
2	"	600	2.2	27	1.6	722	749	730	60	20	250	比較例
3	B	600	3.2	44	1.8	798	842	810	90	25	275	発明例
4	"	600	3.2	44	1.8	798	842	760	90	25	275	比較例
5	C	550	3.0	53	1.4	789	842	820	80	20	250	発明例
6	"	550	4.8	71	1.4	870	941	880	80	20	250	比較例
7	D	600	2.4	50	1.2	825	875	860	60	30	220	発明例
8	E	450	2.4	58	1.0	711	769	750	110	40	200	"
9	"	450	2.4	58	1.0	711	769	800	110	40	200	比較例
10	F	650	3.0	40	1.8	830	870	840	60	15	240	発明例
11	"	650	3.0	40	1.8	830	870	840	60	5	240	比較例
12	G	600	2.0	50	1.0	825	875	840	90	40	250	発明例
13	"	600	2.0	50	1.0	825	875	840	90	40	350	比較例
14	H	500	3.2	50	1.6	725	775	770	90	20	230	発明例
15	I	550	3.2	44	1.8	748	792	780	80	20	260	"
16	J	600	2.6	46	1.4	807	853	820	60	10	290	"
17	K	650	3.6	36	2.3	812	848	840	60	20	270	"
18	L	600	3.2	50	1.6	825	875	830	75	25	240	"
19	M	550	3.6	36	2.3	712	748	730	70	15	280	"
20	"	700	3.6	36	2.3	862	898	880	70	15	280	比較例

※下線は本発明範囲外を示す。

表 2-2

鋼板 No.	鋼 No.	巻取 温度 (°C)	熱延板 厚さ (mm)	冷延圧下 率 (%)	冷延板 厚さ (mm)	巻取温度 + 冷延 圧下率 × 4.5 (°C)	巻取温度 + 冷延 圧下率 × 5.5 (°C)	加熱最高 温度 (°C)	加熱温度域におけ る保持時間 (s)	平均冷却 速度 (°C/s)	強制冷却終 了温度 (°C)	備考
21	N	550	3.6	56	1.6	802	858	840	60	20	250	発明例
22	O	500	3.2	69	1.0	811	880	840	90	35	210	"
23	P	600	3.2	44	1.8	798	842	820	90	15	240	"
24	Q	600	3.6	36	2.3	762	798	780	80	15	270	比較例
25	R	550	3.2	38	2.0	721	759	740	60	20	260	"
26	S	550	3.2	44	1.8	748	792	760	60	15	250	"
27	T	600	3.2	50	1.6	825	875	830	75	25	240	"
28	U	500	3.2	50	1.6	725	775	750	70	15	260	"
29	G	600	2.0	50	1.0	825	875	840	90	40	340	発明例
30	V	600	2.0	50	1.0	825	875	840	90	15	250	"
31	W	480	2.3	57	1.0	737	794	780	90	10	300	"
32	H	500	3.2	50	1.6	725	775	730	45	15	320	"
33	X	580	2.6	62	1.0	859	921	885	300	15	250	"
34	P	600	3.2	63	1.2	884	947	910	360	15	300	"
35	"	600	3.2	44	1.8	798	842	910	300	15	300	比較例
36	Y	500	2.8	64	1.0	788	852	800	60	50	350	"
37	"	610	2.8	61	1.1	885	946	902	60	20	280	発明例
38	Z	520	3.2	50	1.6	745	795	770	130	30	260	"
39	ZZ	620	2.4	33	1.6	769	802	790	90	15	250	"

※下線は本発明範囲外を示す。

表 3-1

銅板 No.	銅 No.	引張強さ (MPa)	伸び (%)	フェライト相 面積率(%)	マルテンサイト 相 面積率 (%)	その他の相の 面積率及び種類 (%) (種類)	マルテンサイト相 の相間隔比	マルテンサイト相 のナノ硬さ (GPa)	TS×E パラメータ (MPa・%)	吸収エネルギー* (MJ・m ⁻³)	TS 1MPa 当たり の吸収エネルギー* (MJ・m ⁻³ ・MPa ⁻¹)	備 考
1	A	843	19.5	70	30	0	1.36	9.4	16439	88.5	0.105	発明例
2	"	820	18.9	75	25	0	<u>0.71</u>	9.3	15498	77.9	0.095	比較例
3	B	886	18.1	60	40	0	1.50	8.0	16037	88.8	0.100	発明例
4	"	852	17.8	70	30	0	<u>1.59</u>	<u>7.2</u>	15166	78.4	0.092	比較例
5	C	821	21.6	65	35	0	1.26	10.5	17734	94.4	0.115	発明例
6	"	842	18.3	55	45	0	<u>1.57</u>	10.2	15409	79.1	0.094	比較例
7	D	708	24.0	80	20	0	1.13	9.3	16992	75.8	0.107	発明例
8	E	621	27.1	80	20	0	1.21	9.5	16829	65.8	0.106	"
9	"	673	23.2	70	30	0	<u>1.57</u>	<u>7.4</u>	15614	62.6	0.093	比較例
10	F	834	21.8	70	30	0	1.29	11.6	18181	100.1	0.120	発明例
11	"	808	19.1	70	30	0	1.29	<u>7.2</u>	15433	75.1	0.093	比較例
12	G	867	20.6	60	40	0	1.15	12.7	17860	104.9	0.121	発明例
13	"	821	18.8	60	40	0	1.15	<u>7.5</u>	15435	78.8	0.096	比較例
14	H	849	21.5	65	35	0	0.95	12.1	18254	100.2	0.118	発明例
15	I	854	19.7	75	25	0	1.02	9.6	16824	90.5	0.106	"
16	J	803	23.1	80	20	0	1.20	10.6	18549	95.6	0.119	"
17	K	857	20.9	75	25	0	1.05	12.7	17911	99.4	0.116	"
18	L	754	21.5	85	15	0	1.33	9.7	16211	80.7	0.107	"
19	M	839	21.5	65	35	0	1.10	11.2	18039	96.5	0.115	"
20	"	880	17.6	55	45	0	<u>1.59</u>	10.2	15488	83.6	0.095	比較例

※下線は本発明範囲外を示す。

表 3-2

鋼板 No.	鋼 No.	引張強さ (MPa)	伸び (%)	フェライト相 面積率(%)	マルテンサイト 相 面積率 (%)	その他の相の 面積率及び種類 (%) (種類)	マルテンサイト相 の相間隔比	マルテンサイト相 のナノ硬さ (GPa)	TS×Ei パラメータ (MPa・%)	吸収エネルギー* (MJ・m ⁻³)	TS 1MPa 当たり の吸収エネルギー* (MJ・m ⁻³ ・MPa ⁻¹)	備 考
21	N	892	21.1	60	40	0	1.00	13.4	18821	107.9	0.121	発明例
22	O	822	22.7	70	30	0	1.27	12.1	18659	97.0	0.118	"
23	P	849	21.0	65	35	0	1.25	11.8	17829	97.6	0.115	"
24	Q	531	29.2	95	5	0	1.72	7.6	15505	52.0	0.098	比較例
25	R	793	18.2	75	25	0	1.58	7.4	14433	75.3	0.095	"
26	S	559	27.1	85	15	0	1.73	7.2	15149	52.5	0.094	"
27	T	973	14.3	60	40	0	1.62	7.8	13914	89.5	0.092	"
28	U	1054	13.9	45	55	0	1.67	9.5	14651	97.0	0.092	"
29	G	825	20.1	60	40	0	1.15	8.9	16583	89.1	0.108	発明例
30	V	639	26.3	70	25	5(ベイナイト)	1.14	8.5	16806	66.5	0.104	"
31	W	789	21.2	73	18	9(ベイナイト)	1.18	9.3	16727	86.0	0.109	"
32	H	783	21.5	63	30	7(ベイナイト)	0.95	12.1	16835	82.2	0.105	"
33	X	877	21.5	56	44	0	1.00	12.2	18856	108.7	0.124	"
34	P	881	21.4	62	38	0	1.02	13.3	18853	107.5	0.122	"
35	"	910	18.1	43	55	2(ベイナイト)	1.05	7.3	16471	82.8	0.091	比較例
36	Y	622	26.2	90	10	0	1.45	7.1	16296	57.8	0.093	"
37	"	701	27.2	74	24	2(オーステナイト)	1.05	10.3	19067	85.5	0.122	発明例
38	Z	825	22.2	82	18	0	1.17	10.7	18315	92.4	0.112	"
39	ZZ	873	21.3	72	28	0	1.22	10.8	18595	98.6	0.113	"

* 10s⁻¹のひずみ速度でひずみ 10%までの値

※下線は本発明外を示す。

21

請 求 の 範 囲

1. 質量%で、C:0.04-0.13 %、Si:0.3-1.2 %、Mn:1.0-3.5 %、
P:0.04 %以下、S:0.01 %以下、Al:0.07 %以下、残部が Fe および不可避
的不純物からなり、かつフェライト相を面積率で 50 %以上、マルテンサイト
相を面積率で 10 %以上含み、前記マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対
する圧延方向の相間隔の比が 0.85-1.5 であるマイクロ組織を有し、さらに前記
マルテンサイト相のナノ硬さが 8 GPa 以上である高張力冷延鋼板。
2. さらに、質量%で、Cr:0.5 %以下、Mo:0.3 %以下、Ni:0.5 %以下、お
よび B:0.002 %以下のうちから選ばれた少なくとも 1 種の元素を含有する請
求の範囲 1 の高張力冷延鋼板。
3. さらに、質量%で、Ti:0.05 %以下、Nb:0.05 %以下のうちから選ばれた
少なくとも 1 種の元素を含有する請求の範囲 1 の高張力冷延鋼板。
4. さらに、質量%で、Ti:0.05 %以下、Nb:0.05 %以下のうちから選ばれた
少なくとも 1 種の元素を含有する請求の範囲 2 の高張力冷延鋼板。
5. 質量%で、C:0.04-0.13 %、Si:0.3-1.2 %、Mn:1.0-3.5 %、
P:0.04 %以下、S:0.01 %以下、Al:0.07 %以下、残部が Fe および不可避
的不純物からなる鋼スラブを、熱間圧延により鋼板とした後、450-650 °C の
巻取温度で巻取る工程と、
前記巻取り後の鋼板を、30-70 %の冷延圧下率で冷間圧延する工程と、
前記冷間圧延後の鋼板を、[前記巻取温度+前記冷延圧下率×4.5]-[前記巻
取温度+前記冷延圧下率×5.5] (°C) の温度域に加熱して焼鈍する工程と、

前記焼鈍後の鋼板を、10 °C/sec 以上の平均冷却速度で 340 °C 以下まで冷却する工程と、
を有する高張力冷延鋼板の製造方法。

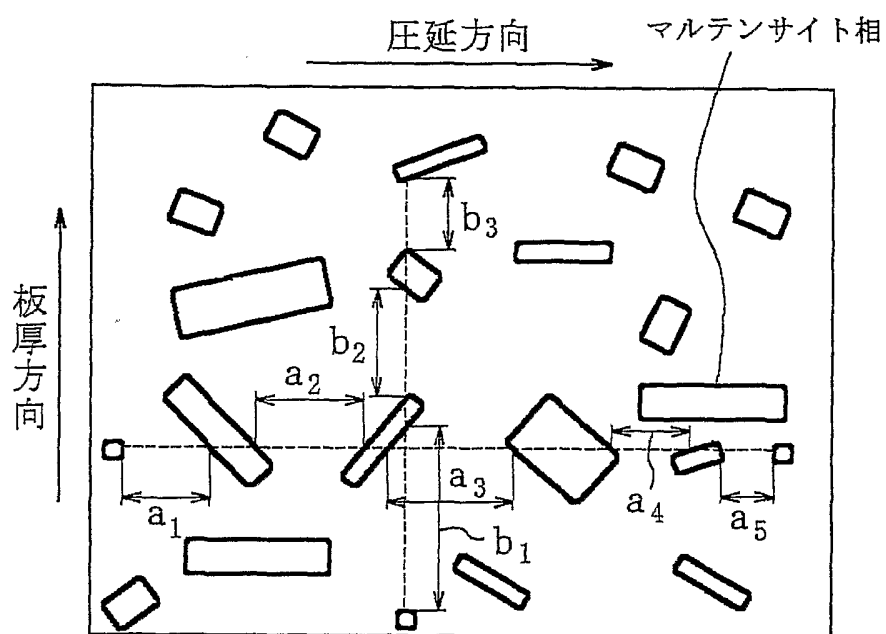
6. さらに、質量%で、Cr:0.5 %以下、Mo:0.3 %以下、Ni:0.5 %以下、および B:0.002 %以下のうちから選ばれた少なくとも 1 種の元素を含有する鋼スラブを用いる請求の範囲 5 の高張力冷延鋼板の製造方法。

7. さらに、質量%で、Ti:0.05 %以下、Nb:0.05 %以下のうちから選ばれた少なくとも 1 種の元素を含有する鋼スラブを用いる請求の範囲 5 の高張力冷延鋼板の製造方法。

8. さらに、質量%で、Ti:0.05 %以下、Nb: 0.05 %以下のうちから選ばれた少なくとも 1 種の元素を含有する鋼スラブを用いる請求の範囲 6 の高張力冷延鋼板の製造方法。

1/1

図 1



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/012160

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER Int.Cl ⁷ C22C38/00, C22C38/06, C21K9/46		
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 ⁷ C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10, 9/46-9/48		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2004 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2004 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2004		
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.
X	JP 2002-226937 A (Kawasaki Steel Corp.), 14 August, 2002 (14.08.02), Claims; table 2, steel type K; tables 3 to 4; No.8 (Family: none)	1-8
A	JP 2000-144316 A (Kawasaki Steel Corp.), 26 May, 2000 (26.05.00), Claims & AU 9959331 A & BR 9905318 A & CN 1257933 A & CA 2288426 A1 & EP 1001041 A1 & KR 2000-035297 A & TW 473549 A	1-8
☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search 22 November, 2004 (22.11.04)		Date of mailing of the international search report 07 December, 2004 (07.12.04)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office		Authorized officer
Facsimile No.		Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/012160

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 10-147838 A (Kobe Steel, Ltd.), 02 June, 1998 (02.06.98), Claims (Family: none)	1-8
A	JP 2001-73064 A (Director General of National Research Institute for Science and Technology Agency), 21 March, 2001 (21.03.01), Column 10, lines 29, 30 (Family: none)	1-8
P,A	JP 2004-169180 A (JFE Suchiru Kabushiki Kaisha), 17 June, 2004 (17.06.04), Claims (Family: none)	1-8

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))		
Int. Cl ⁷ C22C38/00, C22C38/06, C21D9/46		
B. 調査を行った分野		
調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))		
Int. Cl ⁷ C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10, 9/46-9/48		
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの		
日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2004年 日本国登録実用新案公報 1994-2004年 日本国実用新案登録公報 1996-2004年		
国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	JP 2002-226937 A(川崎製鉄株式会社) 2002.08.14 特許請求の範囲 表2鋼記号K 表3-4No.8 (ファミリーなし)	1-8
A	JP 2000-144316 A(川崎製鉄株式会社) 2000.05.26 特許請求の範囲 &AU 9959331 A&BR 9905318 A&CN 1257933 A&CA 2288426 A1&EP 100 1041 A1&KR 2000-035297 A&TW 473549 A	1-8
A	JP 10-147838 A(株式会社神戸製鋼所) 1998.06.02 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-8
A	JP 2001-73064 A(科学技術庁金属材料技術研究所長) 2001.03.21 第10欄第29, 30行(ファミリーなし)	1-8
☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。 ☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す) 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの 「&」 同一パテントファミリー文献		
国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日	
22.11.2004	07.12.2004	
国際調査機関の名称及びあて先	特許庁審査官 (権限のある職員)	4K 9270
日本国特許庁 (ISA/JP)	小川 武	
郵便番号100-8915	電話番号 03-3581-1101	内線 3435
東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		

様式PCT/ISA/210 (第2ページの続き) (2004年1月)