

(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
2015年2月12日(12.02.2015)



(10) 国際公開番号
WO 2015/019558 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/06* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2014/003826
- (22) 国際出願日: 2014年7月18日(18.07.2014)
- (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 2013-165772 2013年8月9日(09.08.2013) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: ▲高▼島 克利 (TAKASHIMA, Katsutoshi); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 小野 義彦 (ONO, Yoshihiko); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 長谷川 浩平 (HASEGAWA, Kohai); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 熊坂 晃, 外 (KUMASAKA, Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目7番1

号 J F E 商事ビル6階 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 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, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, 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, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, 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, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: HIGH-STRENGTH COLD-ROLLED STEEL SHEET AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: 高強度冷延鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided is a high-strength cold-rolled steel sheet having excellent elongation and stretch flangeability, and a high yield ratio, as well as a method for manufacturing same. A high-strength cold-rolled steel plate comprising 0.10-0.27% of C, 0.8-2.4% of Si, 2.3-3.5% of Mn, 0.08% or less of P, 0.005% or less of S, 0.01-0.08% of Al, and 0.010% or less of N (percentages given with respect to mass), the balance comprising Fe and inevitable impurities. The average ferrite crystal grain size is 5 μm or less. Ferrite is present in a volumetric ratio of 3-20%, residual austenite is present in a volumetric ratio of 5-20%, and martensite is present in a volumetric ratio of 5-20%. Bainite and/or annealed martensite are included in the remainder. Said steel plate has a microstructure in which the total quantity of residual austenite, martensite, or a phase combined therefrom, in which the crystal grain size is 2 μm or less, is 150 or more per 2000 μm^2 within a plate-thickness cross section parallel to the rolling direction of the steel plate.

(57) 要約: 伸びと伸びフランジ性に優れ、高降伏比を有する高強度冷延鋼板およびその製造方法を提供する。質量%で、C: 0.15~0.27%、Si: 0.8~2.4%、Mn: 2.3~3.5%、P: 0.08%以下、S: 0.005%以下、Al: 0.01~0.08%、N: 0.010%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的な不純物からなる成分組成を有し、フェライトの平均結晶粒径が5 μm 以下、フェライトの体積分率が3~20%、残留オーステナイトの体積分率が5~20%、マルテンサイトの体積分率が5~20%であり、残部にベイナイト及び/又は焼戻しマルテンサイトを含み、かつ、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面内2000 μm^2 当たりにおける結晶粒径が2 μm 以下の残留オーステナイト、マルテンサイト、もしくはこれらの混合相の合計の個数が150個以上であるミクロ組織を有する、高強度冷延鋼板。

WO 2015/019558 A1

明 細 書

発明の名称： 高強度冷延鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高強度冷延鋼板およびその製造方法に関し、特に自動車などの構造部品の部材の用途に好適な高強度冷延鋼板およびその製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] 近年、環境問題の高まりからCO₂排出規制が厳格化しており、自動車分野においては、車体の軽量化による燃費向上が大きな課題となっている。このため、自動車用部品への高強度鋼板の適用による薄肉化が進められている。特に、引張強さ（TS）が1180MPa以上の高強度鋼板の自動車用部品への適用が進められている。

[0003] 自動車の構造用部材や補強用部材といった自動車用部品に使用される高強度鋼板には、成形性に優れることが要求される。特に、複雑な形状を有する部品に用いられる高強度鋼板には、伸びあるいは伸びフランジ性（穴広げ性ともいう）といった特性のいずれかが優れているだけでなく、その両方が優れていることが求められる。さらに、上記構造用部材や補強用部材などの自動車用部品には、優れた衝突吸収エネルギー特性が求められている。衝突吸収エネルギー特性を向上させるためには、使用する鋼板の降伏比を高めることが有効である。降伏比の高い鋼板を用いた自動車用部品は、低い変形量であっても効率よく衝突エネルギーを吸収することが可能となる。なお、ここで降伏比（YR）とは、引張強さ（TS）に対する降伏応力（YS）の比を示す値であり、 $YR = YS / TS$ で求められる。

[0004] 従来、高強度と成形性とを兼ね備えた高強度薄鋼板として、フェライト・マルテンサイト組織のデュアルフェーズ鋼（DP鋼）が知られている。主相をフェライトとして、マルテンサイトを分散させた複合組織鋼であるDP鋼は、低降伏比でTSも高く、伸びにも優れている。しかしながら、変形時に

フェライトとマルテンサイトの界面に応力が集中することでクラックが発生しやすく、伸びフランジ性に劣るという欠点を有していた。そこで伸びフランジ性にも優れるDP鋼として、特許文献1では、焼戻しマルテンサイトとフェライトからなる二相組織を有し、焼戻しマルテンサイトの硬さとその面積率、焼戻しマルテンサイト中のセメンタイト粒子の分布状態を規定することで、伸びと伸びフランジ性のバランスを確保しつつ、TS1180MPa以上の高強度化を図る技術が開示されている。

[0005] また、高強度と優れた延性を兼ね備えた鋼板として、残留オーステナイトの変態誘起塑性 (Transformation Induced Plasticity) を利用したTRIP鋼板が挙げられる。このTRIP鋼板は、残留オーステナイトを含有した鋼板組織を有しており、マルテンサイト変態開始温度以上の温度で加工変形させると、応力によって残留オーステナイトがマルテンサイトに誘起変態して大きな伸びが得られる。しかし、このTRIP鋼板は、打抜き加工時に残留オーステナイトがマルテンサイトに変態することで、フェライトとの界面にクラックが発生し、穴広げ性 (伸びフランジ性) に劣るという問題点があった。そこで、伸びフランジ性にも優れるTRIP鋼板として、特許文献2では、残留オーステナイト：少なくとも5%、ベイニティック・フェライト：少なくとも60%、ポリゴナル・フェライト：20%以下 (0%含む) を満たす鋼組織を有する、伸びおよび伸びフランジ性に優れたTSが980MPa以上の高強度を達成した低降伏比高強度冷延鋼板が開示されている。また、特許文献3には、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイトの面積率を規制した、マルテンサイトの面積率が50%以上である組織を有し、マルテンサイトの硬さ分布が制御された、TSが980MPa以上の優れた伸びおよび伸びフランジ性を有する高強度鋼板が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開2011-052295号公報

特許文献2：特開2005-240178号公報

特許文献3：特開2011-047034号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] しかしながら、一般に、DP鋼のようにマルテンサイト変態を利用した鋼では、マルテンサイト変態時にフェライト中に可動転位が導入されるため低降伏比となり、衝突吸収エネルギー特性が低くなってしまう。さらに、特許文献1の鋼板では、成形性、特に伸びが不十分であった。また、特許文献2の鋼板は、980MPa以上の高強度は達成しているものの、1180MPa以上という高強度領域で伸びと伸びフランジ性を高めたものではない。また、特許文献3の鋼板では、伸びと伸びフランジ性が不十分であった。

[0008] 上記したように、1180MPa以上の高強度鋼板において、優れた衝突吸収エネルギー特性を得られるよう高降伏比を保ちつつ、優れた伸びおよび伸びフランジ性を確保することは困難であった。そこで、これら特性を兼ね備えた鋼板の開発が望まれていた。

[0009] 本発明は、このような事情に鑑みてなされたものであって、伸びおよび伸びフランジ性に優れ、高降伏比を有する高強度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。

課題を解決するための手段

[0010] 本発明者らは、鋭意検討を重ねた結果、フェライト、残留オーステナイト、マルテンサイトの鋼板組織の体積分率を特定の比率で制御し、かつ、フェライトの平均粒径、マルテンサイト、残留オーステナイト、もしくはこれらの混合相の大きさと数を制御することで、高降伏比を確保しつつ、高い伸びに加えて優れた伸びフランジ性を併せて得られることを見出した。この発明は、上記の知見に立脚するものである。

[0011] まず、本発明者らは、鋼板のミクロ組織と、上記したような引張強さ、降伏比、伸び、伸びフランジ性といった特性との関係について検討し、以下のように考察した。

a) 鋼板組織中にマルテンサイトもしくは残留オーステナイトが存在した場合、穴広げ試験において、打抜き加工時にフェライトとの界面にボイドが発生し、その後の穴広げ過程でボイド同士が連結、進展することで、き裂が発生する。このため、良好な伸びフランジ性を確保することが困難となる。

b) 転位密度の高いベイナイトや焼戻しマルテンサイトを鋼板組織内に含有させることで、降伏強度が上昇するため、高降伏比を得ることが可能であり、また、伸びフランジ性を良好とすることができる。しかしながら、この場合、伸びが低下する。

c) 伸びを向上するためには、軟質なフェライトや残留オーステナイトを含有することが有効である。しかしながら、引張強さや伸びフランジ性が低下する。

[0012] そこで、発明者らはさらに鋭意検討を重ね、鋼中にS iを適量添加することでフェライトを固溶強化し、さらにマルテンサイトまたは残留オーステナイト、もしくはこれらの混合相の結晶粒径を微細化して鋼中に分散させることで、打抜き加工時に発生するボイドの数を抑制することができ、伸びや降伏比を確保しつつ、穴広げ性（伸びフランジ性）を向上することができるという知見を得た。

[0013] 上記知見に基づき、検討を重ねた結果、S i含有量を質量%で0.8～2.4%の範囲とし、所定の条件で2回の焼鈍を施すことで、フェライト、残留オーステナイト、マルテンサイトの体積分率を制御し、さらに結晶粒径が2 μ m以下のマルテンサイト、残留オーステナイト、またはこれらの混合相を鋼中に細かく分散させることができ、高降伏比を確保しつつ、伸びと穴広げ性を向上させることが可能であることを見出した。

[0014] 本発明は上記知見に基づくものであり、本発明の要旨は以下のとおりである。

[0015] [1] 質量%で、C：0.15～0.27%、S i：0.8～2.4%、Mn：2.3～3.5%、P：0.08%以下、S：0.005%以下、Al：0.01～0.08%、N：0.010%以下を含有し、残部がFeお

よび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、フェライトの平均結晶粒径が $5\ \mu\text{m}$ 以下、フェライトの体積分率が $3\sim 20\%$ 、残留オーステナイトの体積分率が $5\sim 20\%$ 、マルテンサイトの体積分率が $5\sim 20\%$ であり、残部にベイナイト及び／又は焼戻しマルテンサイトを含み、かつ、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面内 $2000\ \mu\text{m}^2$ 当たりにおける結晶粒径が $2\ \mu\text{m}$ 以下の残留オーステナイト、マルテンサイト、もしくはこれらの混合相の合計の個数が 150 個以上であるミクロ組織を有する、高強度冷延鋼板。

[0016] [2] さらに、質量%で、 $V: 0.10\%$ 以下、 $Nb: 0.10\%$ 以下、 $Ti: 0.10\%$ 以下から選択される 1 種以上を含有する、前記 [1] に記載の高強度冷延鋼板。

[0017] [3] さらに、質量%で、 $B: 0.0050\%$ 以下を含有する、前記 [1] または [2] に記載の高強度冷延鋼板。

[0018] [4] さらに、質量%で、 $Cr: 0.50\%$ 以下、 $Mo: 0.50\%$ 以下、 $Cu: 0.50\%$ 以下、 $Ni: 0.50\%$ 以下から選択される 1 種以上を含有する、前記 [1] ～ [3] のいずれか 1 つに記載の高強度冷延鋼板。

[0019] [5] さらに、質量%で、 $Ca: 0.0050\%$ 以下、 $REM: 0.0050\%$ 以下から選択される 1 種以上を含有する、前記 [1] ～ [4] のいずれか 1 つに記載の高強度冷延鋼板。

[0020] [6] 前記 [1] ～ [5] のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを準備し、前記鋼スラブに熱間圧延、酸洗、冷間圧延を施して冷延鋼板を製造し、前記冷延鋼板を 800°C 以上の第 1 均熱温度で 30 秒以上保持し、第 1 均熱温度から $3^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の第 1 平均冷却速度で $320\sim 500^\circ\text{C}$ まで冷却し、 $320\sim 500^\circ\text{C}$ の第 1 保持温度域で 30 秒以上保持した後室温まで冷却する第 1 の焼鈍を施し、その後、 $3\sim 30^\circ\text{C}/\text{s}$ の平均加熱速度で 750°C 以上の第 2 均熱温度まで加熱して 30 秒以上保持し、第 2 均熱温度から $3^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の第 2 平均冷却速度で $120\sim 320^\circ\text{C}$ まで冷却し、次いで $320\sim 500^\circ\text{C}$ の第 2 保持温度域に加熱して 30 秒以上保持した後、室温まで冷却する第 2 の焼鈍を施す、高強度冷延鋼板の製造方法。

発明の効果

[0021] 本発明によれば、鋼板の成分組成およびミクロ組織を制御することにより、高強度で、高降伏比を有し、伸びと伸びフランジ性が共に優れた高強度冷延鋼板を安定して得ることができる。

発明を実施するための形態

[0022] まず、本発明の高強度冷延鋼板の成分組成の限定理由を説明する。なお、本明細書において、鋼の成分組成の「%」表示は、質量%を意味する。

[0023] C : 0.15 ~ 0.27 %

Cは鋼板の高強度化に有効な元素であり、ベイナイト、焼戻しマルテンサイト、残留オーステナイトおよびマルテンサイトといった第2相の形成に参与して高強度化に寄与する。C量が0.15%未満では、ベイナイト、焼戻しマルテンサイト、残留オーステナイトおよびマルテンサイトを確保することが困難となる。このため、C量は0.15%以上とする必要がある。好ましくは、0.16%以上である。一方、C量が0.27%を超えると、フェライト、焼戻しマルテンサイト、マルテンサイトの硬度差が大きくなるため、伸びフランジ性が低下する。このため、C量は0.27%以下とする必要がある。好ましくは、0.25%以下である。

[0024] Si : 0.8 ~ 2.4 %

Siはフェライト生成元素であり、固溶強化に有効な元素でもある。本発明において、フェライトを確保し、高い引張強さと優れた伸びを得るためには、Si量は0.8%以上とする必要がある。好ましくは、1.2%以上である。一方、Si量が2.4%を超えると、化成処理性が低下する。このため、Si量は2.4%以下とする必要がある。好ましくは2.1%以下である。

[0025] Mn : 2.3 ~ 3.5 %

Mnは固溶強化に有効な元素であり、また、ベイナイト、焼戻しマルテンサイト、残留オーステナイトおよびマルテンサイトといった第2相の形成に参与して、高強度化に寄与する元素である。また、オーステナイトを安定化

させる元素であり、第2相の分率を制御する上で必要な元素である。これらの効果を得るためには、Mn量は2.3%以上とする必要がある。一方、Mn量が3.5%を超えると、マルテンサイトの体積率が大きくなりすぎ、伸びフランジ性が低下する。このため、Mn量は3.5%以下とする必要がある。好ましくは、Mn量は3.3%以下である。

[0026] P : 0.08%以下

Pは固溶強化により高強度化に寄与する。しかしながら、過剰に添加された場合には、粒界への偏析が著しくなって粒界を脆化させ、また、溶接性を低下させる。そのため、Pの含有量は0.08%以下とする必要がある。好ましくは0.05%以下である。

[0027] S : 0.005%以下

本発明において、S量が0.005%を超えて多くなると、MnSなどの硫化物が多く生成し、伸びフランジ性が低下する。このため、S量は0.005%以下とする必要がある。好ましくは0.0045%以下である。なお、Sの含有量には特に下限は無い。なお、S量を極力低減させるには製鋼コストの上昇を伴うため、S含有量は0.0005%以上とすることが好ましい。

[0028] Al : 0.01~0.08%

Alは脱酸に必要な元素であり、この効果を得るためには0.01%以上含有することが必要である。一方、0.08%を超えて含有しても効果が飽和するため、0.08%以下とする。好ましくは0.05%以下である。

[0029] N : 0.010%以下

Nは粗大な窒化物を形成し、曲げ性や伸びフランジ性を劣化させる傾向がある。N量が0.010%を超えるとこの傾向が顕著となるため、N量は0.010%以下とする必要がある。好ましくは、0.0050%以下であり、N含有量は低くすることが好ましい。

[0030] また、本発明では、以下の理由により、上記の成分に加えてさらに、V : 0.10%以下、Nb : 0.10%以下、Ti : 0.10%以下から選択さ

れる1種以上や、B：0.0050%以下や、Cr：0.50%以下、Mo：0.50%以下、Cu：0.50%以下、Ni：0.50%以下から選択される1種以上や、Ca：0.0050%以下、REM：0.0050%以下から選択される1種以上を個別にあるいは同時に添加してもよい。

[0031] V：0.10%以下

Vは微細な炭窒化物を形成することで、強度上昇に寄与する。このような作用を得るためには、Vの含有量は0.01%以上とすることが好ましい。一方、0.10%を超えて多量のVを添加しても、強度上昇効果は小さく、そのうえ、合金コストの増加も招いてしまう。したがって、Vの含有量は0.10%以下とする。

[0032] Nb：0.10%以下

NbもVと同様に、微細な炭窒化物を形成することで、強度上昇に寄与するため、必要に応じて添加することができる。このような効果を発揮させるためには、Nbの含有量は0.005%以上とすることが好ましい。一方、0.10%を超えて多量にNbを添加すると、伸びが著しく低下するため、Nbの含有量は0.10%以下とする。

[0033] Ti：0.10%以下

TiもVと同様に、微細な炭窒化物を形成することで、強度上昇に寄与するため、必要に応じて添加することができる。このような効果を発揮させるためには、Tiの含有量は0.005%以上とすることが好ましい。一方、0.10%を超えて多量にTiを添加すると、伸びが著しく低下するため、Tiの含有量は0.10%以下とする。

[0034] B：0.0050%以下

Bは焼入れ性を向上する元素であり、第2相を生成することで高強度化に寄与する元素である。このような効果を発揮させるためには、Bの含有量は0.0003%以上とすることが好ましい。一方、B含有量が0.0050%を超えても、効果が飽和する。このため、Bの含有量は0.0050%以下とする。好ましくは0.0040%以下である。

[0035] Cr : 0.50%以下

Crは第2相を生成することで高強度化に寄与する元素であり、必要に応じて添加することができる。この効果を発揮させるためには、Crの含有量は0.10%以上とすることが好ましい。一方、Crの含有量が0.50%を超えると、過剰にマルテンサイトが生成するため、Crの含有量は0.50%以下とする。

[0036] Mo : 0.50%以下

MoはCrと同様に第2相を生成することで高強度化に寄与する元素である。また、Moはさらに一部炭化物を生成して高強度化に寄与する元素でもあり、必要に応じて添加することができる。これら効果を発揮させるためには、Moの含有量は0.05%以上とすることが好ましい。一方、Moの含有量が0.50%を超えてもその効果が飽和するため、Moの含有量は0.50%以下とする。

[0037] Cu : 0.50%以下

CuもCrと同様に第2相を生成することで高強度化に寄与する元素である。また、Cuはさらに固溶強化により高強度化に寄与する元素でもあり、必要に応じて添加することができる。これらの効果を発揮するためには、Cuの含有量は0.05%以上とすることが好ましい。一方、Cuの含有量が0.50%を超えてもその効果が飽和し、またCuに起因する表面欠陥が発生しやすくなるため、Cuの含有量は0.50%以下とする。

[0038] Ni : 0.50%以下

NiもCuと同様に、第2相を生成することで高強度化に寄与し、また、固溶強化により高強度化に寄与する元素であり、必要に応じて添加することができる。この効果を発揮させるためにはNiは0.05%以上含有させることが好ましい。また、Cuと同時に添加すると、Cu起因の表面欠陥を抑制する効果があるため、Cu添加時に特に有効である。一方、Niの含有量が0.50%を超えても、その効果が飽和するため、Niの含有量は0.50%以下とする。

[0039] Ca : 0.0050%以下

Caは、硫化物の形状を球状化して、伸びフランジ性への硫化物の悪影響の改善に寄与する元素であり、必要に応じて添加することができる。この効果を発揮するためにはCaの含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。一方、Caの含有量が0.0050%を超えても、その効果が飽和するため、Caの含有量は0.0050%以下とする。

[0040] REM : 0.0050%以下

REMもCaと同様、硫化物の形状を球状化して、伸びフランジ性への硫化物の悪影響の改善に寄与する元素であり、必要に応じて添加することができる。この効果を発揮するためにはREMの含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。一方、REMの含有量が0.0050%を超えても、その効果が飽和するため、REMの含有量は0.0050%以下とする。

[0041] 上記した成分組成以外の残部はFe及び不可避免の不純物である。不可避免の不純物としては、例えば、Sb、Sn、Zn、Co等が挙げられ、これらの不可避免の不純物の許容範囲としては、Sb : 0.01%以下、Sn : 0.1%以下、Zn : 0.01%以下、Co : 0.1%以下である。また、本発明では、Ta、Mg、Zrを通常の鋼組成の範囲内で含有しても、その効果は失われない。

[0042] 次に、本発明の高強度冷延鋼板のミクロ組織について詳細に説明する。

[0043] フェライトの平均結晶粒径 : $5\ \mu\text{m}$ 以下、フェライト体積分率 : 3~20%

フェライトの平均粒径が $5\ \mu\text{m}$ を超えると、穴広げ時の打抜き端面に生成したボイドが穴広げ中に連結しやすくなるといったように、打ち抜き端面に生成したボイドが伸びフランジ加工の際連結しやすくなり、良好な伸びフランジ性が得られない。このため、フェライトの平均粒径は $5\ \mu\text{m}$ 以下とする。また、フェライトの体積分率が3%未満では、軟質なフェライトが少ないため良好な伸びを確保することができない。そのため、フェライトの体積分率は3%以上とする。好ましくは5%以上である。一方、フェライトの体積

分率が20%を超えると、硬質な第2相が多く存在することとなり、軟質なフェライトとの硬度差が大きい箇所が多く存在し、伸びフランジ性が低下する。また、1180MPa以上の引張強さの確保も困難である。そのためフェライトの体積分率は20%以下とする。好ましくは15%以下である。

[0044] 残留オーステナイトの体積分率：5～20%

十分な伸びを確保するため、残留オーステナイトの体積分率は5%以上とする必要がある。好ましくは8%以上である。一方、残留オーステナイトの体積分率が20%を超えると、伸びフランジ性が低下する。このため、残留オーステナイトの体積分率は20%以下とする。

[0045] マルテンサイトの体積分率：5～20%

所望の引張強さを確保するために、マルテンサイトの体積分率は5%以上とする必要がある。一方、良好な伸びフランジ性を確保するために、硬質な組織であるマルテンサイトの体積分率は20%以下とする必要がある。なお、ここで云うマルテンサイトとは、2回目の焼鈍時に320～500℃の第2保持温度域での保持後も未変態であるオーステナイトが、室温まで冷却した際に生成するマルテンサイトのことである。

[0046] 結晶粒径が2 μm 以下の残留オーステナイト、マルテンサイト、もしくはこれらの混合相の合計の個数：150個以上

所望の引張強さを確保した上で、良好な伸びフランジ性を確保するには、前記残留オーステナイト、前記マルテンサイトのうち、結晶粒径が2 μm 以下の微細な残留オーステナイト、マルテンサイトを多く存在させることが有利である。なお、これら残留オーステナイト、マルテンサイトは、鋼板の板厚断面における微細組織の組織観察において、これらの混合相の形で観察される場合もある。所望の伸びフランジ性を確保するためには、鋼板断面内、具体的には、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面内の2000 μm^2 当たりにおける、結晶粒径が2 μm 以下の残留オーステナイト、マルテンサイト、もしくはこれらの混合相の合計の個数を150個以上とする必要がある。結晶粒径が2 μm 超では、穴広げ等の伸びフランジ加工の際にボイドが連結しやすい

くなるため、結晶粒径は $2\mu\text{m}$ 以下とする。また、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面内 $2000\mu\text{m}^2$ 当たりの個数が合計で150個未満では引張強さの確保が困難となる。好ましくは180個以上である。一方で、450個を超えると、穴広げ等の伸びフランジ加工の際にボイドが連結しやすくなるため、好ましくは450個以下である。

[0047] 残部組織：ベイナイト及び／又は焼戻しマルテンサイトを含む組織

本発明の高強度冷延鋼板は、良好な伸びフランジ性や高降伏比を確保するために、ベイナイト及び／又は焼戻しマルテンサイトを含有していることが必要である。ベイナイトの体積分率は20～50%、焼戻しマルテンサイトの体積分率は15～50%とすることが好ましい。なお、ここで云うベイナイト相の体積分率とは、観察面に占めるベイニティック・フェライト（転位密度の高いフェライト）の体積割合のことであり、焼戻しマルテンサイトとは、2回目の焼鈍時の冷却停止温度までの冷却中に未変態のオーステナイトが一部マルテンサイト変態し、 $320\sim 500^{\circ}\text{C}$ の第2保持温度域で保持された際に焼戻されるマルテンサイトのことである。

[0048] また、上記したフェライト、ベイナイト、焼戻しマルテンサイト、残留オーステナイトおよびマルテンサイト以外に、パーライト、球状セメンタイト等の1種あるいは2種以上が生成される場合があるものの、上記のフェライト、残留オーステナイトおよびマルテンサイトの体積分率、上記のフェライトの平均粒径、残留オーステナイトまたはマルテンサイト、もしくはこれらの混合相の鋼板の板厚断面内において観察される微細結晶粒径および個数が上記範囲を満足し、残部にベイナイト及び／又は焼戻しマルテンサイトを含む組織を有していれば、本発明の目的を達成できる。なお、上記したフェライト、ベイナイト、焼戻しマルテンサイト、残留オーステナイトおよびマルテンサイト以外の組織の体積分率は、合計で5%以下が好ましい。

[0049] 次に、本発明の高強度冷延鋼板の製造法（一実施形態）について説明する。

[0050] 本発明の高強度冷延鋼板は、例えば、上記した成分組成を有する鋼スラブ

に、熱間圧延、酸洗、冷間圧延を施した後、 800°C 以上の温度域まで加熱し、 800°C 以上の第1均熱温度で30秒以上保持した後、第1均熱温度から $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の第1平均冷却速度で $320\sim 500^{\circ}\text{C}$ の第1保持温度域まで冷却し、 $320\sim 500^{\circ}\text{C}$ の第1保持温度域で30秒以上保持した後、室温まで冷却する第1の焼鈍を施し、その後、 $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の平均加熱速度で 750°C 以上の温度域まで加熱し、 750°C 以上の第2均熱温度で30秒以上保持した後、第2均熱温度から $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の第2平均冷却速度で $120\sim 320^{\circ}\text{C}$ の冷却停止温度まで冷却し、次いで $320\sim 500^{\circ}\text{C}$ の第2保持温度域まで加熱し、 $320\sim 500^{\circ}\text{C}$ の第2保持温度域で30秒以上保持した後、室温まで冷却する第2の焼鈍を施すことで製造できる。

[0051] 本発明の製造方法は、2回の焼鈍を施す焼鈍工程に、大きな特徴を有する。焼鈍工程は、再結晶を進行させるとともに、高強度化のため鋼板組織にベイナイト、焼戻しマルテンサイト、残留オーステナイトやマルテンサイトを形成するために実施する。ここで、本発明では、鋼板組織におけるマルテンサイトや残留オーステナイトの結晶粒を微細化させるため、2回の焼鈍を行う。まず、1回目の焼鈍中の冷却途中で未変態のオーステナイトをベイナイト変態させ、マルテンサイトや微細な残留オーステナイトを多く残存させる。しかし、この1回の焼鈍工程のみではマルテンサイト粒径が大きいので、良好な伸びフランジ性を確保することが困難である。そこで、マルテンサイト粒径を微細化するために、第2回目の焼鈍を行う。これにより、第1回目の焼鈍で生成したマルテンサイトや残留オーステナイトが、第2回目の焼鈍中に生成するオーステナイトの核となり、焼鈍中も微細な相を保持することが可能である。すなわち、第1回目の焼鈍でベイナイトやマルテンサイト、残留オーステナイトをある程度均質化した鋼板組織とし、第2回目の焼鈍でさらにマルテンサイトや残留オーステナイトが均一微細分散した組織とすることが可能である。第2回目の焼鈍では焼戻しマルテンサイトを生成するために、一旦、過度に冷却した後に再加熱を行う。このようにすることにより、伸びを劣化させることなく、伸びフランジ性を向上させることが可能であ

る。以下焼鈍条件の限定理由について説明する。

[0052] 1) 第1回目の焼鈍

・第1均熱温度：800℃以上、保持時間：30秒以上

第1回目の焼鈍では、フェライトとオーステナイトの2相域もしくはオーステナイト単相域である温度域で均熱する。第1回目の焼鈍の均熱温度である第1均熱温度が800℃未満では1回目の焼鈍後のベイナイトが少ないため、2回目の焼鈍後に生成するマルテンサイト、残留オーステナイト、またはその混合相の粒径が大きくなり、伸びフランジ性が低下する。そのため、第1均熱温度の下限は800℃とする。好ましくは850℃以上である。なお、結晶粒粗大化を抑制する点から、第1均熱温度の上限は920℃が好ましい。また、上記の第1均熱温度において、再結晶の進行および一部もしくは全てオーステナイト変態させるため、第1均熱温度で保持する時間（第1均熱時間ともいう）は30秒以上とする必要がある。上限は特に限定されない。なお、600秒以下が好ましい。

[0053] ・第1平均冷却速度：3℃/s以上で320～500℃（第1保持温度域）まで冷却

上記した第1均熱温度から第1保持温度域である320～500℃の温度域までの冷却は、ベイナイトを確保する上で重要である。第1均熱温度から320～500℃の温度域までの平均冷却速度が3℃/s未満となると、鋼板組織中にフェライト、パーライトや球状セメンタイトが多く生成して、ベイナイトを有する組織とすることが困難となる。このため、第1均熱温度からの平均冷却速度を3℃/s以上とする必要がある。第1平均冷却速度の上限は特に規定はしない。なお、所望の鋼板組織を得るため、45℃/s以下とすることが好ましい。

[0054] 第1均熱温度からの冷却の冷却停止温度が320℃未満では、冷却時に塊状マルテンサイトが過剰に生成するため、第2回目の焼鈍でマルテンサイトを微細均一化にすることが困難であり、伸びフランジ性が低下する。一方、該冷却停止温度が500℃を超えると、パーライトが過剰に増加し、第2回

目の焼鈍でもマルテンサイトや残留オーステナイト等を微細均一化することが困難となり伸びフランジ性が低下する。このため、第1均熱温度から320～500℃の第1保持温度域まで冷却する。好ましくは冷却停止の温度域は350～450℃である。

[0055] ・ 320～500℃の第1保持温度域で30秒以上保持

上記第1冷却速度での冷却を停止した後、320～500℃の温度域である第1保持温度域で保持し、未変態のオーステナイトをベイナイト変態させ、ベイナイトおよび残留オーステナイトを生成する。冷却後の保持温度が500℃を超えると、第1回目の焼鈍後の鋼板組織にパーライトが過剰に生成し、また、320℃未満ではマルテンサイトが過剰に生成するため、第2回目の焼鈍後に微細なマルテンサイトや残留オーステナイト等を得ることができない。また、第1保持温度域での保持時間が30秒未満では、未変態のオーステナイトが多いため、1回目の焼鈍後の鋼板組織に塊状のマルテンサイトが多く生成し、第2回目の焼鈍後にマルテンサイト等を微細均一化することができない。このため、320～500℃の第1保持温度域で30秒以上保持する。なお、保持時間の上限は特に限定されず、2000秒以下が好ましい。また、第1保持温度域での保持後は、室温まで冷却する。

[0056] 2) 第2回目の焼鈍

・ 3～30℃/sの平均加熱速度で750℃以上の第2均熱温度に加熱

第2回目の焼鈍において、再結晶により生成するフェライトやオーステナイトの核の生成速度を、生成した粒の成長速度よりも速くすることで、焼鈍後の結晶粒を微細化する。第2回目の焼鈍における均熱温度までの平均加熱速度が30℃/sを超えて大きくなると、再結晶が進行しにくくなるため、平均加熱速度の上限は30℃/sとする。また、平均加熱速度が3℃/s未満では、フェライト粒が粗大化して所定の平均粒径が得られない。このため、平均加熱速度は3℃/s以上とする必要がある。なお、平均加熱速度は、結晶粒を微細化する点から7～20℃/sであることが好ましい。

[0057] ・ 均熱温度（第2均熱温度）：750℃以上、保持時間：30秒以上

第2回目の焼鈍における均熱温度である第2均熱温度が750℃未満では、オーステナイトの生成が少ないため、マルテンサイトや残留オーステナイトの体積分率を十分に確保することができない。このため、第2均熱温度は750℃以上とする。なお、第2均熱温度の上限は、特に規定するものではなく、微細なマルテンサイトや残留オーステナイト等を得るため、900℃以下とすることが好ましい。また、第2均熱温度で保持する時間（第2均熱時間ともいう）が30秒未満では、Mn等の元素がオーステナイト中に十分濃化しないため、冷却中に未変態のオーステナイトが粗大化し、伸びフランジ性が低下する。このため、第2均熱温度で30秒以上保持する。なお、保持時間の上限は特に限定されず、1500秒以下が好ましい。

[0058] ・ 3℃/s 以上の第2平均冷却速度で120～320℃まで冷却

上記した第2均熱温度から、一旦マルテンサイト変態開始温度以下まで冷却して、マルテンサイトを形成する。第2均熱温度からの冷却の冷却停止温度が120℃未満では、冷却時にマルテンサイトが過剰に生成して未変態のオーステナイトが減少し、最終的に得られる鋼板において、ベイナイトや残留オーステナイトが減少するため、良好な伸びを確保することができない。一方、第2均熱温度からの冷却の冷却停止温度が320℃超えでは、最終的に得られる鋼板において焼戻しマルテンサイトが減少し、良好な伸びフランジ性を確保することができない。このため、第2均熱温度からの冷却の冷却停止温度は120～320℃とする。好ましくは150～300℃である。また、第2均熱温度から上記した冷却停止温度までの冷却の際の平均冷却速度が3℃/s 未満だと、最終的に得られる鋼板組織中に、パーライトや球状セメンタイトが過剰に生成する。このため、第2均熱温度から冷却停止温度までの平均冷却速度は3℃/s 以上とする。なお、該冷却速度の上限は、特に規定はせず、所望の鋼板組織を得るため、40℃/s 以下とすることが好ましい。

[0059] ・ 320～500℃の第2保持温度域で30秒以上保持

上記した120～320℃の冷却停止温度までの冷却の際に生成したマル

テンサイトを焼戻すとともに、未変態のオーステナイトをベイナイト変態させてベイナイトおよび残留オーステナイトを鋼板組織中に生成させるために、第2均熱温度からの冷却後に、再度加熱し、320～500℃の温度域である第2保持温度域で30秒以上保持する。第2保持温度域が320℃未満では、マルテンサイトの焼戻しが不十分となるため良好な伸びフランジ性を確保することが困難となる。また、500℃超えではパーライトが過剰に生成するため、伸びが低下する。そのため、第2保持温度域は320～500℃とする。また、第2保持温度域での保持時間が30秒未満では、ベイナイト変態が十分に進行しないため、未変態のオーステナイトが多く残り、最終的にマルテンサイトが過剰に生成してしまい、伸びフランジ性が低下する。そのため、第2保持温度域での保持時間は30秒以上とする。なお、上限は特に限定されず、2000秒以下が好ましい。また、第2保持温度域での保持後は、室温まで冷却する。

[0060] 本発明の高強度冷延鋼板は、上記した成分組成を有する鋼スラブを、熱間圧延工程にて粗圧延および仕上圧延を施して熱延鋼板とし、その後、酸洗工程にて熱延鋼板表層のスケールを除去した後、冷間圧延を行い、次いで上記したように2回の焼鈍を施す焼鈍工程を行い製造される。

[0061] 本発明において使用する鋼スラブは、成分のマクロ偏析を防止すべく連続鋳造法で製造することが好ましい。なお、造塊法、薄スラブ鋳造法によっても可能である。

[0062] 熱間圧延工程にて、鋳造後の鋼スラブを再加熱することなく、若しくは好ましくは1100℃以上に再加熱して、粗圧延、仕上げ圧延からなる熱間圧延を施して熱延鋼板とし、巻き取る。本発明では、スラブを製造したのち、いったん室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法に加え、冷却しないで、温片のままで加熱炉に装入する、あるいは保熱をおこなった後に直ちに熱間圧延する、あるいは鋳造後そのまま圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

[0063] スラブを加熱する際の加熱温度は、1100℃未満になると圧延負荷が増

大し、生産性が低下する。一方、 1300°C を超えると加熱コストが増大するため、 $1100\sim 1300^{\circ}\text{C}$ が好ましい。

[0064] また、熱間圧延の仕上げ圧延における仕上げ圧延終了温度がオーステナイト単相域の温度を下回ると、鋼板内の組織の不均一性および材質の異方性が大きくなり、焼鈍後の伸び及び伸びフランジ性が劣化しやすくなる。このため、仕上げ圧延終了温度はオーステナイト単相域の温度とし、オーステナイト単相域にて熱間圧延を終了することが好ましく、仕上げ圧延終了温度は 830°C 以上とすることが好ましい。一方、仕上げ圧延終了温度が 950°C 超では、熱延鋼板の鋼組織が粗大になり、焼鈍後の特性が低下するため、仕上げ圧延終了温度は 950°C 以下とすることが好ましい。すなわち、熱間圧延における仕上げ圧延終了温度は $830\sim 950^{\circ}\text{C}$ とすることが好ましい。

[0065] 上記の熱間圧延により得た熱延鋼板は、冷却後、巻き取る。熱間圧延後の冷却方法は特に限定はない。また、巻取り温度においても特に限定するものではない。なお、巻取り温度が 700°C 超では粗大なパーライトが顕著に形成されるために焼鈍後の成形性に影響を及ぼすことから、巻取り温度の上限は 700°C が好ましい。さらに好ましくは 650°C 以下である。巻取り温度の下限も特に限定はしない。しかしながら、低温になりすぎると、硬質なベイナイトやマルテンサイトが過剰に生成し、冷間圧延負荷が増大するため、 400°C 以上が好ましい。

[0066] 上記した熱間圧延工程後、酸洗工程にて酸洗を行い、熱延鋼板表層のスケールを除去するのが好ましい。酸洗工程は特に限定されず、常法に従って実施すればよい。次いで、酸洗後の熱延鋼板を、冷間圧延して所定の板厚の冷延板とする冷間圧延工程を行う。冷間圧延の条件は特に限定されず常法で実施すればよい。また、冷間圧延負荷を低下するため、冷間圧延工程前に中間焼鈍を施しても良い。中間焼鈍の時間・温度は特に限定されるものではない。例えばコイルの状態でバッチ焼鈍を行う場合は、 $450\sim 800^{\circ}\text{C}$ にて、 $10\text{分}\sim 50\text{時間}$ 焼鈍するのが好ましい。

[0067] 冷間圧延工程後、上記したように2回の焼鈍を行う焼鈍工程を施し、高強

度冷延鋼板とする。なお、焼鈍工程の後に調質圧延を実施しても良い。調質圧延を実施する際の伸長率の好ましい範囲は0.1～2.0%である。

[0068] また、本発明の範囲内であれば、上記した焼鈍工程中もしくは焼鈍工程の後に、熔融亜鉛めっきを施して熔融亜鉛めっき鋼板としてもよく、また、熔融亜鉛めっき後に合金化処理を施して合金化熔融亜鉛めっき鋼板としても良い。さらに本冷延鋼板を電気めっきし、電気めっき鋼板としても良い。

実施例 1

[0069] 以下、本発明の実施例を説明する。ただし、本発明は、もとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、本発明の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも可能であり、それらは何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

[0070] 表1に示す化学成分（成分組成）の鋼を溶製して鑄造し、スラブを製造し、スラブ加熱温度：1200℃、仕上げ圧延終了温度：900℃の条件で熱間圧延を行い、板厚：3.2mmの熱延鋼板とした後、100℃/sの冷却速度で550℃まで冷却し、その後、20℃/sの冷却速度で冷却し、470℃の巻取り温度で巻取り相当処理を施した。ついで、得られた熱延鋼板を酸洗した後、冷間圧延を施し、冷延板（板厚：1.4mm）を製造した。その後、得られた冷延板を表2に示す第1均熱温度まで加熱し、第1均熱温度で第1均熱時間保持して焼鈍した後、表2に示す第1平均冷却速度（冷速1）で第1保持温度まで冷却し、表2に示す第1保持時間保持した後、室温まで冷却した。なお、表2に示す第1保持時間は、第1保持温度域での保持時間である。その後、表2に示す平均加熱速度で加熱し、第2均熱温度まで加熱し、第2均熱温度で第2均熱時間保持した後、表2に示す第2平均冷却速度（冷速2）で冷却停止温度まで冷却し、その後、表2に示す第2保持温度に加熱し、表2に示す時間（第2保持時間）保持した後、室温まで冷却した。なお、表2に示す第2保持時間は、第2保持温度域での保持時間である。

[0071] このようにして製造した鋼板について、以下のように各特性を評価した。結果を表3に示す。

[0072] [引張特性]

製造した鋼板から、J I S 5号引張試験片を圧延直角方向が長手方向（引張方向）となるように採取し、引張試験（J I S Z 2 2 4 1（1 9 9 8））により、降伏応力（Y S）、引張強さ（T S）、全伸び（E L）を測定するとともに、降伏比（Y R）を求めた。

[0073] [伸びフランジ性]

製造した鋼板から採取した試験片について、日本鉄鋼連盟規格（J F S T 1 0 0 1（1 9 9 6））に準拠し、クリアランス12.5%にて、10mmφの穴を打抜き、かえりがダイ側になるように試験機にセットした後、60°の円錐ポンチで成形することにより穴広げ率（λ）を測定した。λ（%）が、40%以上を有するものを良好な伸びフランジ性を有する鋼板とした。

[0074] [鋼板組織]

鋼板のフェライト、マルテンサイトの体積分率は、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を研磨後、3%ナイトールで腐食し、SEM（走査型電子顕微鏡）を用いて2000倍、5000倍の倍率で観察し、Media Cybernetics社のImage-Proを用いて求めた。具体的には、ポイントカウント法（ASTM E 5 6 2 - 8 3（1 9 8 8）に準拠）により、面積率を測定し、その面積率を体積分率とした。フェライトの平均結晶粒径は、上述のImage-Proを用いて、鋼板組織写真から、予め各々のフェライト結晶粒を識別しておいた写真を取り込むことでフェライトの面積が算出可能であり、その円相当直径を算出し、それらの値を平均して求めた。残留オーステナイトの体積分率は、鋼板を板厚方向の1/4面まで研磨し、この板厚1/4面の回折X線強度により求めた。MoのK α 線を線源として、加速電圧50keVにて、X線回折法（装置：Rigaku社製RINT 2200）によって、鉄のフェライトの{200}面、{211}面、{220}面と、オーステナイトの{200}面、{220}面、{311}面のX線回折線の積分強度を測定し、これらの測定値を用いて、「X線回折ハ

ンドブック」(2000年)理学電機株式会社、p. 26、62-64に記載の計算式から残留オーステナイトの体積分率を求めた。

[0075] 結晶粒径が $2\mu\text{m}$ 以下の残留オーステナイト、マルテンサイト、もしくはこれらの混合相の個数は、SEM(走査型電子顕微鏡)を用いて5000倍の倍率で観察し、 $2000\mu\text{m}^2$ の部分でコントラストが白い部分かつ $2\mu\text{m}$ 以下の相をカウントすることにより求めた。

[0076] また、SEM(走査型電子顕微鏡)、TEM(透過型電子顕微鏡)、FE-SEM(電界放出型走査電子顕微鏡)により鋼板組織を観察し、フェライト、残留オーステナイト、マルテンサイト以外の鋼組織の種類を決定した。

[0077] 表3に示す結果から、本発明例は何れもフェライトの体積分率が3~20%、フェライトの平均粒径が $5\mu\text{m}$ 以下であり、残留オーステナイトを体積分率で5~20%、マルテンサイトを体積分率で5~20%、残部がベイナイト及び/又は焼戻しマルテンサイトを含む複合組織を有し、かつ、圧延方向に平行な板厚断面内で観察される結晶粒径が $2\mu\text{m}$ 以下の残留オーステナイトまたはマルテンサイト、もしくはこれらの混合相が $2000\mu\text{m}^2$ 当たり150個以上であった。本発明例は、いずれも1180MPa以上の引張強さと、75%以上の降伏比を確保しつつ、17.5%以上の伸びと40%以上の穴広げ率が得られている。一方、比較例は、鋼成分や鋼板組織が本発明範囲を満足せず、その結果、引張強さ、降伏比、伸び、伸びフランジ性の少なくとも1つの特性が劣る。

[0078]

[表1]

鋼種	化学組成(質量%)								備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	その他	
A	0.21	1.51	2.85	0.01	0.002	0.03	0.002	-	適合鋼
B	0.19	1.66	3.03	0.01	0.001	0.03	0.003	-	適合鋼
C	0.19	1.99	2.72	0.01	0.001	0.03	0.003	Ti:0.02	適合鋼
D	0.25	1.43	2.81	0.01	0.001	0.03	0.002	V:0.02	適合鋼
E	0.22	1.77	2.78	0.01	0.002	0.03	0.002	Nb:0.02	適合鋼
F	0.18	1.51	2.91	0.01	0.001	0.03	0.002	B:0.002	適合鋼
G	0.20	1.42	2.79	0.01	0.001	0.03	0.002	Cr:0.20	適合鋼
H	0.24	0.98	3.01	0.01	0.001	0.03	0.002	Mo:0.20	適合鋼
I	0.22	2.25	2.66	0.01	0.001	0.03	0.003	Cu:0.10	適合鋼
J	0.19	1.16	3.22	0.01	0.002	0.03	0.002	Ni:0.10	適合鋼
K	0.22	1.45	2.81	0.02	0.002	0.03	0.002	Ca:0.0035	適合鋼
L	0.23	1.41	2.99	0.01	0.002	0.03	0.002	REM:0.0028	適合鋼
M	0.11	1.50	3.01	0.01	0.002	0.03	0.002	-	比較鋼
N	0.20	0.48	2.66	0.01	0.002	0.02	0.003	-	比較鋼
O	0.23	2.12	1.89	0.01	0.002	0.03	0.003	-	比較鋼
P	0.22	0.88	3.82	0.02	0.002	0.04	0.002	-	比較鋼

下線部:本発明範囲外

[0079]

[表2]

試料 番号	鋼種	1回目の焼鈍条件				2回目の焼鈍条件					
		第1均熱 温度 (°C)	第1均熱 時間 (秒)	冷却1 (°C/s)	第1保持 温度 (°C)	第1保持 時間 (秒)	平均加熱 速度 (°C/s)	第2均熱 温度 (°C)	第2均熱 時間 (秒)	冷却2 (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)
1	A	850	300	10	400	600	10	810	500	10	200
2	A	850	600	15	380	600	10	790	600	10	150
3	B	880	180	5	450	300	10	830	600	10	250
4	B	860	200	10	400	500	5	790	200	15	150
5	B	880	600	10	420	200	5	840	300	12	220
6	C	850	500	10	400	250	20	820	300	5	200
7	C	880	600	20	350	600	10	820	300	10	200
8	D	860	200	10	480	600	10	820	300	10	180
9	E	850	300	10	400	300	10	810	300	10	200
10	F	850	200	5	450	300	10	820	300	20	200
11	G	850	300	10	400	300	10	810	300	10	220
12	H	900	300	10	400	300	15	790	300	10	200
13	I	860	300	20	400	300	10	810	200	5	180
14	J	850	300	10	400	300	10	820	300	10	200
15	K	850	100	10	350	300	10	850	180	10	150
16	L	850	300	10	400	600	5	810	300	10	200
17	B	750	300	10	400	300	10	820	300	10	200
18	B	850	3	10	400	600	10	810	300	5	180
19	B	850	300	1	400	300	10	810	600	10	200
20	B	850	300	10	200	300	10	820	300	10	200
21	B	850	300	10	550	300	10	810	300	10	250
22	B	850	300	10	400	10	10	810	300	10	200
23	B	850	300	10	400	300	1	810	300	10	200
24	B	850	300	10	400	300	10	720	300	10	200
25	B	850	300	10	400	300	10	810	300	1	200
26	B	850	300	10	400	600	10	820	300	10	80
27	B	860	300	10	400	300	10	820	500	10	450
28	B	850	300	10	400	300	10	810	300	10	200
29	B	850	300	10	400	300	10	820	300	10	200
30	B	860	300	10	400	600	10	810	300	10	180
31	M	850	300	10	400	300	10	830	300	10	200
32	N	880	300	10	400	600	10	810	300	10	180
33	O	850	300	10	400	300	10	830	300	10	200
34	P	850	300	10	400	300	10	810	300	10	200

下線部：本発明範囲外

[0080]

[表3]

試料 番号	鋼板組織*					引張特性					穴広げ率	備考
	フェライト		残留オース テナイト 体積分率 (%)	マルテン サイト 体積分率 (%)	結晶粒径2μm 以下のM、RAまたは これらの混合 相の合計の個数	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	YR (%)			
	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)								種類		
1	7	3	12	11	B, TM	1011	1182	19.5	86	50	本発明例	
2	6	2	13	14	B, TM	1002	1188	18.4	84	47	本発明例	
3	10	3	10	8	B, TM	988	1181	17.9	84	44	本発明例	
4	5	2	14	16	B, TM	923	1205	17.8	77	43	本発明例	
5	6	3	11	12	B, TM	1011	1188	18.1	85	48	本発明例	
6	5	2	10	14	B, TM	989	1193	18.0	83	41	本発明例	
7	6	2	13	13	B, TM	905	1189	17.7	76	43	本発明例	
8	5	2	14	18	B, TM	932	1222	17.6	76	40	本発明例	
9	6	2	12	15	B, TM	923	1196	17.8	77	45	本発明例	
10	6	3	13	12	B, TM	1022	1198	18.8	85	53	本発明例	
11	8	3	8	15	B, TM	956	1189	17.8	80	43	本発明例	
12	7	2	10	13	B, TM	977	1222	17.6	80	41	本発明例	
13	7	2	11	10	B, TM	905	1189	17.8	76	40	本発明例	
14	6	4	13	15	B, TM	944	1199	17.9	79	43	本発明例	
15	4	2	14	16	B, TM	974	1223	18.5	80	44	本発明例	
16	7	3	12	11	B, TM	1005	1222	18.4	82	46	本発明例	
17	6	3	11	13	B, TM	859	1189	17.4	72	15	比較例	
18	7	4	9	16	B, TM	889	1181	17.5	75	19	比較例	
19	8	3	11	14	B, TM	899	1185	17.8	76	22	比較例	
20	10	4	12	10	B, TM	933	1189	17.1	78	21	比較例	
21	10	3	9	8	B, TM	944	1190	17.6	79	19	比較例	
22	8	3	11	9	B, TM	931	1205	17.5	77	16	比較例	
23	12	7	10	15	B, TM	911	1181	18.1	77	19	比較例	
24	18	5	6	4	B, TM	900	1188	18.3	76	15	比較例	
25	10	2	8	6	B, TM, P	933	1195	15.4	78	29	比較例	
26	8	2	4	12	B, TM	884	1199	15.9	82	49	比較例	
27	9	3	17	16	B	610	1211	19.8	50	13	比較例	
28	7	3	6	28	B, TM	788	1202	17.1	66	32	比較例	
29	8	4	4	8	B, TM, P	888	1191	13.8	75	31	比較例	
30	7	4	8	25	B, TM	655	1230	17.0	53	11	比較例	
31	22	3	7	8	B, TM	720	1151	18.8	63	31	比較例	
32	10	4	11	26	B, TM	812	1198	17.2	68	12	比較例	
33	24	7	12	8	B, TM	911	1181	17.8	77	38	比較例	
34	5	2	13	22	B, TM	874	1221	17.6	72	11	比較例	

下線部:本発明範囲外

*鋼板組織: B-ベイナイト、TM-焼戻しマルテンサイト、P-パーライト、M-マルテンサイト、RA-残留オーステナイト

請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、C : 0.15～0.27%、Si : 0.8～2.4%、Mn : 2.3～3.5%、P : 0.08%以下、S : 0.005%以下、Al : 0.01～0.08%、N : 0.010%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、フェライトの平均結晶粒径が5 μ m以下、フェライトの体積分率が3～20%、残留オーステナイトの体積分率が5～20%、マルテンサイトの体積分率が5～20%であり、残部にベイナイト及び／又は焼戻しマルテンサイトを含み、かつ、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面内2000 μ m²当たりにおける結晶粒径が2 μ m以下の残留オーステナイト、マルテンサイト、もしくはこれらの混合相の合計の個数が150個以上であるミクロ組織を有する、高強度冷延鋼板。
- [請求項2] さらに、質量%で、V : 0.10%以下、Nb : 0.10%以下、Ti : 0.10%以下から選択される1種以上を含有する、請求項1に記載の高強度冷延鋼板。
- [請求項3] さらに、質量%で、B : 0.0050%以下を含有する、請求項1または2に記載の高強度冷延鋼板。
- [請求項4] さらに、質量%で、Cr : 0.50%以下、Mo : 0.50%以下、Cu : 0.50%以下、Ni : 0.50%以下から選択される1種以上を含有する、請求項1～3のいずれか1項に記載の高強度冷延鋼板。
- [請求項5] さらに、質量%で、Ca : 0.0050%以下、REM : 0.0050%以下から選択される1種以上を含有する、請求項1～4のいずれか1項に記載の高強度冷延鋼板。
- [請求項6] 請求項1～5のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを準備し、前記鋼スラブに熱間圧延、酸洗、冷間圧延を施して冷延鋼板を製造し、前記冷延鋼板を800℃以上の第1均熱温度で30秒以上保持し、第1均熱温度から3℃/s以上の第1平均冷却速度で320～5

00℃まで冷却し、320～500℃の第1保持温度域で30秒以上保持した後室温まで冷却する第1の焼鈍を施し、その後、3～30℃／sの平均加熱速度で750℃以上の第2均熱温度まで加熱して30秒以上保持し、第2均熱温度から3℃／s以上の第2平均冷却速度で120～320℃まで冷却し、次いで320～500℃の第2保持温度域に加熱して30秒以上保持した後、室温まで冷却する第2の焼鈍を施す、高強度冷延鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/003826

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00-38/60, C21D9/46-9/48 Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2014 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2014 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2014 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 2013/047836 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 04 April 2013 (04.04.2013), claims & US 2014/0234658 A1 & EP 2762590 A1 & CA 2850045 A1 & TW 201323656 A & MX 2014003713 A & CN 103827335 A & KR 10-2014-0076559 A	1-6
A	JP 2013-32582 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 14 February 2013 (14.02.2013), claims & WO 2013/005714 A1 & US 2014/0238557 A1 & EP 2730666 A1 & CA 2841056 A1 & CN 103797135 A & KR 10-2014-0033226 A	1-6
☒ 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 14 October, 2014 (14.10.14)		Date of mailing of the international search report 28 October, 2014 (28.10.14)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/003826

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 2010-59452 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 18 March 2010 (18.03.2010), claims (Family: none)	1-6

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C）） Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i			
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（I P C）） Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D9/46-9/48			
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 1 9 2 2 - 1 9 9 6 年 日本国公開実用新案公報 1 9 7 1 - 2 0 1 4 年 日本国実用新案登録公報 1 9 9 6 - 2 0 1 4 年 日本国登録実用新案公報 1 9 9 4 - 2 0 1 4 年			
国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）			
C. 関連すると認められる文献			
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号	
A	WO 2013/047836 A1（新日鐵住金株式会社）2013.04.04, 特許請求の範囲 & US 2014/0234658 A1 & EP 2762590 A1 & CA 2850045 A1 & TW 201323656 A & MX 2014003713 A & CN 103827335 A & KR 10-2014-0076559 A	1-6	
☒ 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 1 4 . 1 0 . 2 0 1 4		国際調査報告の発送日 2 8 . 1 0 . 2 0 1 4	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁（I S A / J P） 郵便番号1 0 0 - 8 9 1 5 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		特許庁審査官（権限のある職員） 佐藤 陽一	4 K 9 7 3 1
		電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線	3 4 3 5

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリ*	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	JP 2013-32582 A (新日鐵住金株式会社) 2013. 02. 14, 特許請求の範囲 & WO 2013/005714 A1 & US 2014/0238557 A1 & EP 2730666 A1 & CA 2841056 A1 & CN 103797135 A & KR 10-2014-0033226 A	1-6
A	JP 2010-59452 A (住友金属工業株式会社) 2010. 03. 18, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-6