

(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
2014年6月26日(26.06.2014)



(10) 国際公開番号
WO 2014/097559 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/007135
- (22) 国際出願日: 2013年12月4日(04.12.2013)
- (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 2012-275627 2012年12月18日(18.12.2012) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: ▲高▼島 克利 (TAKASHIMA, Katsutoshi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 田路 勇樹 (TOJI, Yuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 木村 英之 (KIMURA, Hideyuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目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, Kohei); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目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, JP, 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: LOW-YIELD-RATIO HIGH-STRENGTH COLD-ROLLED STEEL SHEET AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: 低降伏比高強度冷延鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided are: a high-strength steel sheet having excellent stretchability and stretch flangeability, and a low yield ratio; and a method for manufacturing the high-strength steel sheet. A low-yield-ratio high-strength cold-rolled steel sheet having a chemical composition containing, by mass, 0.05 to 0.10% of C, 0.6 to 1.3% of Si, 1.4 to 2.2% of Mn, 0.08% or less of P, 0.010% or less of S, 0.01 to 0.08% of Al, and 0.010% or less of N, with the remainder made up by Fe and unavoidable impurities. The low-yield-ratio high-strength cold-rolled steel sheet has a microstructure in which the average crystal grain size of ferrite is equal to or smaller than 15 μm, the volume fraction of ferrite is equal to or greater than 70%, the volume fraction of bainite is equal to or greater than 3%, the volume fraction of residual austenite is 4 to 7%, the average crystal grain size of martensite is equal to or smaller than 5 μm, and the volume fraction of martensite is 1 to 6%. The average C concentration (mass%) in the residual austenite is 0.30 to 0.70%. The steel sheet characteristics are such that the yield ratio is equal to or less than 64% and the tensile strength is equal to or greater than 590 MPa.

(57) 要約: 伸びと伸びフランジ性に優れた低降伏比を有する高強度鋼板およびその製造方法を提供する。質量%で、C: 0.05~0.10%、Si: 0.6~1.3%、Mn: 1.4~2.2%、P: 0.08%以下、S: 0.010%以下、Al: 0.01~0.08%、N: 0.010%以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる化学成分を有し、フェライトの平均結晶粒径が15 μm以下でありフェライトの体積分率が70%以上、ベイナイトの体積分率が3%以上、残留オーステナイトの体積分率が4~7%、マルテンサイトの平均結晶粒径が5 μm以下でありマルテンサイトの体積分率が1~6%であるミクロ組織を有し、前記残留オーステナイト中の平均C濃度(質量%)が0.30~0.70%であり、鋼板の特性として降伏比が64%以下、引張強さが590MPa以上である低降伏比高強度冷延鋼板とする。



WO 2014/097559 A1

明 細 書

発明の名称：低降伏比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、低降伏比を有する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用として好適な高強度冷延鋼板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。このため自動車部品への高強度鋼板の適用による薄肉化が進められており、引張強さTSが590MPa以上の鋼板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に使用される高強度鋼板は、伸びや伸びフランジ性 (stretch-flange-formability) に優れることが要求される。特に、複雑形状を有する部品の成形に使用される高強度鋼板には、伸びや伸びフランジ性といった個別の特性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、高強度鋼板を製造してから当該鋼板を実際にプレス成形するまでに時間 (経過期間) を要する場合があります。高強度鋼板の特性としては、この経過期間中の時効 (aging) により伸びが劣化しないことが重要である。

[0004] また、自動車の構造用部材や補強用部材に使用される高強度鋼板は、プレス加工後にアーク溶接、スポット溶接等により組み付けられ、モジュール化されるために組付け時に高い寸法精度が求められる。そのため、このような高強度鋼板は、加工後にスプリング・バック (spring-back) 等を起こりにくくする必要があり、加工前には低降伏比であることが必要となっている。なお、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、 $YR (\%) = (YS / TS) \times 100 (\%)$ で表される。

[0005] 成形性と高強度とを兼ね備えた低降伏比の高強度鋼板として、フェライト

・マルテンサイトの複合組織を有するデュアルフェーズ鋼（DP鋼）が知られている。DP鋼は、主相であるフェライト中にマルテンサイトを分散させた複合組織鋼であり、TSが高く、低降伏比で伸び特性に優れる。しかし、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いため、DP鋼には、伸びフランジ性に劣るという欠点があった。

[0006] そこで、DP鋼であっても優れた伸びフランジ性を有する技術として、例えば特許文献1、特許文献2の技術が提案されている。特許文献1には、フェライト及びマルテンサイトの全組織に対する占積率及び平均結晶粒径を制御し、鋼中に微細マルテンサイトを分散させることで伸びフランジ性の劣化を抑制して、耐衝突安全性（collision safety）と成形性を両立した自動車用高強度鋼板が開示されている。特許文献2には、フェライト相とマルテンサイト相を主体とする複合組織鋼板について、平均粒径が3 μm 以下の微細なフェライトと平均粒径が6 μm 以下のマルテンサイトの全組織に対する占積率を制御することで、伸びと伸びフランジ性を改善した高強度鋼板が開示されている。

[0007] また、高強度と優れた延性を兼ね備えた鋼板として、TRIP鋼板（Transformation Induced Plasticity；変態誘起塑性）が挙げられる。TRIP鋼板は、その鋼板組織に残留オーステナイトを有する。TRIP鋼板は、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鋼板では、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する。このため、TRIP鋼板は伸びフランジ性に劣る欠点があった。

[0008] そこで、TRIP鋼板においても、優れた延性（伸び）に加え、優れた伸びフランジ性を得られる技術が提案されている。例えば特許文献3には、伸びフランジ性を改善した、フェライト、残留オーステナイトおよび低温変態相（a phase generated at low temperature）からなる複合組織を有する高

強度冷延鋼板が開示されている。特許文献3には、Tiを適量添加することで、フェライト粒径を微細化し、かつ、Caおよび/またはREMを添加することで硫化物系介在物の形態を制御して、伸びフランジ性を改善することが開示されている。また、特許文献4にはフェライト、残留オーステナイト、残部がベイナイトおよびマルテンサイトからなる複合組織で、伸びおよび伸びフランジ性に優れる複合組織冷延鋼板が開示されている。特許文献4には、マルテンサイト及び残留オーステナイトのアスペクト比および平均粒径を規定し、且つ、単位面積あたりのマルテンサイト及び残留オーステナイトの個数を規定することが開示されている。

[0009] 一方、上記したようなTSが590MPa以上の高強度鋼板を用いて、特に複雑な形状の部品をプレス成形するに際しては、さらなる低YR化が求められるとともに、優れた伸びおよび伸びフランジ性が要求される。例えば、引張強さ(TS)が590MPa以上、降伏比(YR)が64%以下であり、かつ、伸びフランジ性の指標である穴広げ率が60%以上、伸び(全伸び)が31%以上を確保できるような鋼板が望まれるようになってきている。

先行技術文献

特許文献

- [0010] 特許文献1：日本国特許第3936440号公報
特許文献2：日本国特開2008-297609号公報
特許文献3：日本国特許第3508657号公報
特許文献4：日本国特許第4288364号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0011] しかしながら、従来の高強度鋼板ではこのような特性を十分に満足することはできない。例えば、特許文献1の技術では、鋼板のフェライトとマルテンサイトの平均結晶粒径を規定しているが、プレス成形に十分な伸びフランジ性を確保できない。特許文献2の技術では、得られる鋼板におけるマルテ

ンサイトの体積分率が顕著に多いため、強度に対して伸びが不十分であるという問題があった。特許文献3、4の技術では、得られる鋼板のY Rが高いため、加工後にスプリング・バック等が起こりやすいという問題があった。このように従来の高強度鋼板において、上記したような高強度かつ低降伏比を達成し、かつ優れた伸びおよび伸びフランジ性を兼備する鋼板は開発されていないのが実情である。

[0012] 本発明は上記の事情を鑑みてなされたものである。本発明の課題は、上記従来技術の問題点を解消し、伸びと伸びフランジ性に優れた低降伏比を有する高強度鋼板およびその製造方法を提供することにある。具体的には、穴広げ率 (λ) $\geq 60\%$ 、全伸び (EL) $\geq 31\%$ を確保できる降伏比 (Y R) $\leq 64\%$ でありかつ引張強さ (TS) $\geq 590\text{MPa}$ である低降伏比高強度鋼板およびその製造方法を提供することである。

課題を解決するための手段

[0013] 本発明者らは、鋭意検討を重ねた結果、以下のI) およびII) により、低降伏比を確保しつつ、高伸び特性に加えて優れた伸びフランジ性を有する高強度鋼板が得られることを見出した。

I) フェライト、ベイナイト、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範囲とすること。

II) フェライトおよびマルテンサイトの平均粒径および残留オーステナイト中のC濃度を特定の範囲とすること。

[0014] すなわち、伸びフランジ性を評価する穴広げ試験において、DP鋼では打抜き加工時に鋼板組織中のフェライトとマルテンサイトの界面にボイド (micro-void) 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。残留オーステナイトが鋼板組織中に存在した場合、残留オーステナイト中の平均C濃度が高いと、打抜き加工時にマルテンサイト変態が抑制され、穴広げ率が高くなる。しかしこのような鋼板では、降伏比が高くなってしまふ。一方で、残留オーステナイト中の平均C濃度が低いと、打抜き加工の時点で残留オーステナイトがマルテンサイトに変態するため

、フェライトとの界面にボイドが生成して穴広げ性（伸びフランジ性）は良好でない。

[0015] そこで、発明者らは鋭意検討を重ねた結果、以下の i) ~ iv) とすることで、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、残留オーステナイト中の平均C濃度が低くても、伸びフランジ性を向上できるという知見を得た。

i) Si を適量添加してフェライトを固溶強化 (solid solution strengthening) すること。

ii) ボイド発生源である硬質相の体積分率を減少させること。

iii) 硬質中間相 (a phase having the hardness between ferrite and hardened phase) であるベイナイトを鋼板組織に含有せしめること。

iv) フェライトおよびマルテンサイトの平均結晶粒径を微細化すること。

[0016] また、発明者らは、鋼板組織中にマルテンサイトを一定量含有することで、低YRの確保および強度-伸びバランスの向上に寄与して高強度とともに高伸びを確保できることを見出した。さらに発明者らは、残留オーステナイト中の平均C濃度が0.30~0.70%の範囲では低YRを確保しつつ、伸びの向上に寄与することが可能であることを見出した。

[0017] すなわち、発明者らは、以下のA) ~ C) とすることで、低降伏比を確保しつつ、伸びと伸びフランジ性を向上させ、かつ、時効による伸びの劣化を防ぐことが可能であることを見出したのである。

A) Si を0.6~1.3%の範囲で添加し、かつ、Cを0.05~0.10%の範囲で添加し、適正な焼鈍条件で熱処理を施すことで、残留オーステナイト中の平均C濃度を0.30~0.70%とすること。

B) フェライトとマルテンサイトの粒径を微細化すること。

C) ベイナイト、残留オーステナイトおよびマルテンサイトの体積分率を強度と伸びを損なわない範囲に制御すること。

[0018] 本発明は上記の知見に立脚するものであり、その要旨構成は以下のとおりである。

- [0019] (1) 質量%で、C : 0.05~0.10%、Si : 0.6~1.3%、Mn : 1.4~2.2%、P : 0.08%以下、S : 0.010%以下、Al : 0.01~0.08%、N : 0.010%以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる化学成分を有し、フェライトの平均結晶粒径が $15\mu\text{m}$ 以下でありフェライトの体積分率が70%以上、ベイナイトの体積分率が3%以上、残留オーステナイトの体積分率が4~7%、マルテンサイトの平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 以下でありマルテンサイトの体積分率が1~6%であるミクロ組織を有し、前記残留オーステナイト中の平均C濃度(質量%)が0.30~0.70%であり、鋼板の特性として降伏比が64%以下、引張強さが590MPa以上である低降伏比高強度冷延鋼板。
- [0020] (2) さらに質量%で、V : 0.10%以下、Ti : 0.10%以下、Nb : 0.10%以下のいずれか一種以上を含有する上記(1)に記載の低降伏比高強度冷延鋼板。
- [0021] (3) さらに質量%で、Cr : 0.50%以下、Mo : 0.50%以下のいずれか一種以上を含有する上記(1)または(2)に記載の低降伏比高強度冷延鋼板。
- [0022] (4) さらに質量%で、Cu : 0.50%以下、Ni : 0.50%以下のいずれか一種以上を含有する上記(1)~(3)のいずれか一つに記載の低降伏比高強度冷延鋼板。
- [0023] (5) さらに質量%で、B : 0.0030%以下を含有する上記(1)~(4)のいずれか一つに記載の低降伏比高強度冷延鋼板。
- [0024] (6) さらに質量%で、Ca、REMのいずれか一種または二種を合計で0.0050%以下含有する上記(1)~(5)のいずれか一つに記載の低降伏比高強度冷延鋼板。
- [0025] (7) 上記(1)~(6)のいずれか一つに記載の化学成分を有する鋼スラブを準備し、熱間圧延して鋼板とし、酸洗し、酸洗後の鋼板に冷間圧延を施し、その後、 $3\sim 30^\circ\text{C}/\text{s}$ の平均加熱速度で $780\sim 900^\circ\text{C}$ の温度域の均熱温度(annealing temperature)まで加熱し、該均熱温度で $30\sim 50$

0 s 間保持し、次いで（均熱温度－10℃）～（均熱温度－30℃）の温度範囲にある第1冷却温度まで5℃/s以下の第1平均冷却速度で冷却し、次いで350～450℃の温度範囲内にある第2冷却温度まで5～30℃/sの第2平均冷却速度で冷却し、次いで室温まで5℃/s以下の第3平均冷却速度で冷却する条件にて焼鈍する低降伏比高強度冷延鋼板の製造方法。

[0026] (8) 上記(1)～(6)のいずれか一つに記載の化学成分を有する鋼スラブを準備し、鋼スラブの温度：1150～1300℃、仕上げ圧延の終了温度：850～950℃の条件で熱間圧延を行い、熱間圧延の終了後1秒以内に冷却を開始し、50℃/s以上の平均冷却速度で550℃以下まで冷却し、冷却後に巻取って熱延鋼板とし、次いで、酸洗し、酸洗後の熱延鋼板に冷間圧延を施し、その後、3～30℃/sの平均加熱速度で780～900℃の温度域の均熱温度まで加熱し、該均熱温度で30～500s間保持し、次いで（均熱温度－10℃）～（均熱温度－30℃）の温度範囲にある第1冷却温度まで5℃/s以下の第1平均冷却速度で冷却し、次いで350～450℃の温度範囲内にある第2冷却温度まで5～30℃/sの第2平均冷却速度で冷却し、次いで室温まで5℃/s以下の第3平均冷却速度で冷却する条件にて焼鈍する低降伏比高強度冷延鋼板の製造方法。

発明の効果

[0027] 本発明によれば、TSが590MPa以上、YRが64%以下の低降伏比を有し、全伸びが31%以上および穴広げ率が60%以上である、伸びと伸びフランジ性に共に優れ、しかも時効による伸びの劣化のない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

[0028] 以下に、本発明の詳細を説明する。なお、以下において、化学成分に関する「%」は、特に断らない限り「質量%」を表す。

[0029] まず、この発明において、成分組成を上記範囲に限定した理由について説明する。

[0030] C：0.05～0.10%

Cは鋼板の高強度化に有効な元素であり、本発明における残留オーステナイト及びマルテンサイトなどの第2相形成に関与して高強度化に寄与する。C量が0.05%未満では、必要なベイナイト、残留オーステナイト、マルテンサイトの体積率の確保が難しい。したがって、C量は0.05%以上とする。好ましくは、0.07%以上である。一方、Cを過剰に添加すると残留オーステナイト中の平均C濃度を0.70%以下とすることが困難となり、降伏比が高くなる。このため、C量の上限を0.10%とする。好ましくは、0.10%未満である。

[0031] Si : 0.6 ~ 1.3%

Siはフェライト生成元素であり、また、固溶強化に有効な元素でもある。強度と伸びのバランスの改善およびフェライトの硬度確保のためには、Si量は0.6%以上とする必要がある。また、残留オーステナイトの安定確保のためにもSi量は0.6%以上とする必要がある。好ましくは0.7%以上である。しかしながら、Siを過剰に添加すると化成処理性が低下するため、その含有量は1.3%以下とする。好ましくは1.2%以下である。

[0032] Mn : 1.4 ~ 2.2%

Mnは固溶強化および第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、Mnはオーステナイトを安定化させる元素であり、第2相の分率制御に必要な元素である。その効果を得るためにはMnを1.4%以上含有することが必要である。一方、過剰に含有した場合、マルテンサイトの体積率が過剰となるため、Mnの含有量は2.2%以下とする。好ましくは2.1%以下である。

[0033] P : 0.08%以下

Pの含有量が多くなると、Pの粒界への偏析が著しくなって粒界が脆化し、溶接性が低下する。それゆえ、Pの含有量を0.08%以下とする。好ましくは0.05%以下であり、より好ましくは0.04%以下である。特に下限はないが、P量を極度に低減すると製鋼コストが上昇するため、P量の下限は0.001%程度とすることが好ましい。

[0034] S : 0.010%以下

Sの含有量が多い場合には、MnSなどの硫化物が多く生成し、伸びフランジ性に代表される局部伸びが低下するため含有量の上限を0.010%とする。好ましくは、0.005%以下である。特に下限は無いが、S量を極度に低減すると製鋼コストが上昇するため、S量の下限は0.0005%程度とすることが好ましい。

[0035] 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。Alは0.08%を超えて含有しても効果が飽和するため、Al量は0.08%以下とする。好ましくは0.05%以下である。

[0036] 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ことから、含有量を抑える必要がある。ここで、Nは0.010%を超えて含有すると、この傾向が顕著となることから、Nの含有量を0.010%以下とする。好ましくは0.005%以下である。特に下限はないが、N量の下限は0.0002%程度とすることが好ましい。

[0037] 上記が本発明の必須成分であるが、本発明では、下記の理由により、上記の成分に加え、下記a)~e)に記載のいずれか一つまたは二つ以上の元素を添加しても良い。

[0038] a) V : 0.10%以下、Ti : 0.10%以下、Nb : 0.10%以下のいずれか一種以上

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とができる。このような効果を得るためには、Vの含有量を0.01%以上とすることが好ましい。一方、多量のVを添加させても、0.10%を超えた分の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。

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ことができるため、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の含有量を0.005%以上とすることが好ましい。一方、多量にTiを添加すると、伸びが著しく低下するため、その含有量は0.10%以下とする。

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ことができるため、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の含有量を0.005%以上とすることが好ましい。一方、多量にNbを添加すると、伸びが著しく低下するため、その含有量は0.10%以下とする。

[0039] b) Cr : 0.50%以下、Mo : 0.50%以下のいずれか一種以上

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、0.10%以上含有させることが好ましい。一方、0.50%を超えて含有させると、マルテンサイトの生成が過剰となるため、その含有量は0.50%以下とする。

Mo : 0.50%以下

Mo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り、必要に応じて添加することができる。なお、Moはさらに一部炭化物を生成して高強度化に寄与する。これら効果を発揮させるためには、0.05%以上含有させることが好ましい。一方、0.50%を超えて含有させても効果が飽和するため、その含有量は0.50%以下とする。

[0040] c) Cu : 0.50%以下、Ni : 0.50%以下のいずれか一種以上

Cu : 0.50%以下

Cuは固溶強化により高強度化に寄与する元素であり、かつ第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。これらの効果を発揮するためには0.05%以上含有させることが好ましい。一方、0.50%を超えて含有させても効果が飽和し、かつCuに起因する表面欠陥が発生しやすくなる。このため、Cuの含有量は0.50%以下とする。

Ni : 0.50%以下

NiもCuと同様、固溶強化により高強度化に寄与し、かつ第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。これらの効果を発揮させるためには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。このため、Niの添加は、Cu添加時に、特に有効である。一方、0.50%を超えて含有させても効果が飽和するため、その含有量は0.50%以下とする。

[0041] d) B : 0.0030%以下

Bは焼入れ性を向上させ、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。この効果を発揮するためには、0.0005%以上含有させることが好ましい。一方、0.0030%を超えて含有させても効果が飽和するため、その含有量は0.0030%以下とする。

[0042] e) Ca、REMのいずれか一種または二種を合計で0.0050%以下
Ca、REM（希土類元素：Rare Earth Metal）は、いずれも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。これらの効果を発揮するためには、Ca、REMのいずれか一種または二種を合計で0.0005%以上含有させることが好ましい。一方、Ca、REMのいずれか一種または二種を合計で0.0050%を超えて含有させても効果が飽和する。このため、Ca、REMは、単独添加または複合添加いずれの場合においても、その合計の含有量を0.0050%以下とする。なお、その合計の含有量は0.0005%以上とすることが好ましい。

[0043] 上記以外の残部は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等が挙げられる。これらの含有量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。

[0044] 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。本発明の高強度冷延鋼板は、フェライトの平均結晶粒径が $15\mu\text{m}$ 以下でありフェライトの体積分率が70%以上、ベイナイトの体積分率が3%以上、かつ残留オーステナイトの体積分率が4~7%、マルテンサイトの平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 以下でありマルテンサイトの体積分率が1~6%であるミクロ組織を有する。ここで述べる体積分率は鋼板の全体に対する体積分率であり、以下同様である。

[0045] フェライトの平均結晶粒径が $15\mu\text{m}$ 以下、体積分率が70%以上フェライトの体積分率が70%未満では、硬質な第2相が多く存在するため、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。そのためフェライトの体積分率は70%以上とする。好ましくは75%以上である。なお、フェライトの体積分率は、TSを確保するため、92%以下とすることが好ましい。

また、フェライトの平均粒径が $15\mu\text{m}$ を超えると、穴広げ時の打抜き端面にボイドが生成しやすくなり、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 $15\mu\text{m}$ 以下とする。好ましくは、 $13\mu\text{m}$ 以下である。なお、フェライトの平均粒径は、結晶粒微細化の影響により極端に強度が上昇するため、 $3\mu\text{m}$ 以上とすることが好ましい。

[0046] ベイナイトの体積分率が3%以上良好な伸びフランジ性を確保するために、ベイナイトは体積分率として3%以上必要である。上限は特に限定されないが、良好な伸びを確保するため、15%以下が好ましい。さらに好ましくは12%以下である。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る。

[0047] 残留オーステナイトの体積分率が4～7%

良好な伸びを確保するためには、残留オーステナイトの体積分率が4%以上必要である。残留オーステナイトの体積分率が7%を超える場合、伸びフランジ性が劣化するため、その上限は7%とする。

[0048] マルテンサイトの平均結晶粒径が5 μm 以下、体積分率が1～6%

所望の強度およびY Rを確保するために、マルテンサイトの体積分率は1%以上必要である。好ましくは2%以上である。良好な伸びフランジ性を確保するために、硬質なマルテンサイトの体積分率は6%以下とする。また、マルテンサイトの平均粒径が5 μm 超では、フェライトとの界面に生成するポイドが連結しやすくなり、伸びフランジ性が劣化するため、その上限は5 μm とする。好ましくは、マルテンサイトの平均粒径は4 μm 以下である。なお、特に限定するものではないが、マルテンサイトの平均粒径は、0.1 μm 以上とすることが好ましい。

[0049] 次に、残留オーステナイト中のC含有量について説明する。

残留オーステナイト中の平均C濃度（質量%）が0.30～0.70%

残留オーステナイト中の平均C濃度が0.30%未満では伸び特性に寄与する効果がなく、0.70%を超えるとY Rが高くなるため、本発明の鋼板における残留オーステナイト中のC濃度は0.30～0.70%とする。好ましくは0.40%以上0.70%未満である。

[0050] また、鋼板中には、上記したフェライト、ベイナイト、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、球状セメント等的一种あるいは二種以上が生成される場合がある。このような場合でも、上記のフェライト、ベイナイト、残留オーステナイトおよびマルテンサイトの体積分率、フェライト、マルテンサイトの平均粒径および残留オーステナイト中のC濃度が満足されていれば、本発明の目的を達成できる。

[0051] 本発明の高強度冷延鋼板は、上記した化学成分、ミクロ組織を有し、また、上記した残留オーステナイト中の平均C濃度を有するものであり、降伏比

が64%以下で引張強さが590MPa以上といった鋼板特性を有する。

[0052] 次に、本発明の高強度冷延鋼板の製造方法について説明する。

本発明の高強度冷延鋼板は、上記の成分組成（化学成分）を有する鋼スラブを準備し、熱間圧延して鋼板とし、酸洗し、酸洗後の鋼板に冷間圧延を施し、その後、 $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の平均加熱速度で $780\sim 900^{\circ}\text{C}$ の温度域の均熱温度まで加熱し、該均熱温度で $30\sim 500\text{ s}$ 間保持し、次いで（均熱温度 -10°C ） \sim （均熱温度 -30°C ）の温度範囲にある第1冷却温度まで $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の第1平均冷却速度で冷却し、次いで $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内にある第2冷却温度まで $5\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の第2平均冷却速度で冷却し、次いで室温まで $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の第3平均冷却速度で冷却する条件にて焼鈍することで製造できる。

[0053] 本発明においては、焼鈍条件が最も重要である。なお、熱間圧延工程に関しては、鋼スラブの温度： $1150\sim 1300^{\circ}\text{C}$ 、仕上げ圧延の終了温度： $850\sim 950^{\circ}\text{C}$ の条件で熱間圧延を行い、熱間圧延の終了後1秒以内に冷却を開始し、 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で 550°C 以下まで冷却した後巻取って熱延鋼板とすることが好ましい。

[0054] 以下、上記の製造方法について、詳細に説明する。

なお、使用する鋼スラブは、成分のマクロ偏析（segregation）を防止すべく連続鋳造法で製造することが好ましいが、造塊法、薄スラブ鋳造法によっても製造することが可能である。また、本発明では、鋼スラブを製造したのち、製造した鋼スラブをいったん室温まで冷却し、その後、再加熱する従来法としてもよい。あるいは、製造した鋼スラブを冷却しないで、温片のまま加熱炉に装入してもよく、あるいは製造した鋼スラブに保熱を行った後に直ちに熱間圧延してもよい。あるいは鋳造後の鋼スラブをそのまま熱間圧延する直送圧延・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。

[0055] 熱間圧延工程

鋼スラブの温度（熱間圧延開始温度）： $1150\sim 1300^{\circ}\text{C}$

熱間圧延を開始するに際して、鋼スラブの温度を $1150\sim 1300^{\circ}\text{C}$ とす

ることが、生産性、生産コストの観点からは好ましい。鋼スラブの温度（熱間圧延開始温度）が、 1150°C よりも低くなると圧延負荷が増大し、生産性が低下しやすい。また 1300°C より高くしても加熱コストが増大するだけとなる。

なお、熱間圧延において、鋼スラブの温度を上記温度範囲とするには、例えば、鋼スラブを鋳造後、再加熱することなく鋼スラブの温度が $1150\sim 1300^{\circ}\text{C}$ となった状態で熱間圧延を開始するか、若しくは $1150\sim 1300^{\circ}\text{C}$ に再加熱した後、熱間圧延を開始してもよい。

[0056] 仕上げ圧延終了温度： $850\sim 950^{\circ}\text{C}$

熱間圧延は、鋼板内の組織均一化、材質の異方性低減により、焼鈍後の伸びおよび伸びフランジ性を向上させるため、オーステナイト単相域にて終了することが好ましい。このため、仕上げ圧延終了温度は 850°C 以上にすることが好ましい。一方、仕上げ圧延終了温度が 950°C を超えると、熱延組織が粗大になり、焼鈍後の特性が低下する懸念がある。このため、熱間圧延における仕上げ圧延終了温度は 950°C 以下とすることが好ましい。それゆえ、仕上げ圧延終了温度は $850\sim 950^{\circ}\text{C}$ とすることが好ましい。

[0057] 熱間圧延の終了後1秒以内に冷却を開始し、 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で 550°C 以下まで冷却

熱間圧延終了後、フェライト域に急冷することによりフェライト変態を促進するとともに、微細なフェライト粒径を得ることができ、さらに焼鈍後のフェライトの平均粒径も微細にすることができ、伸びフランジ性が向上する。このため、熱間圧延終了後、1秒以内に冷却を開始することが好ましく、また、平均冷却速度 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で 550°C 以下に急冷することが好ましい。この平均冷却速度は、冷却開始時点から、 550°C 以下の巻取り温度までである。なお、特に限定するものではないが、該平均冷却速度は $1000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。

[0058] 巻取り温度： 550°C 以下

巻取り温度が 550°C を超えると、フェライト粒が粗大化しやすいため、巻

取り温度の上限は550℃が好ましく、さらに好ましくは500℃である。巻取り温度の下限は特に規定はしないが、巻取り温度が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、300℃以上が好ましい。

[0059] 酸洗工程

熱間圧延工程後、得られた熱延鋼板を酸性工程にて酸洗を施し、熱延鋼板表面のスケールを除去するのが好ましい。酸洗条件等、酸洗工程の条件は特に限定されず、常法に従って実施すればよい。

[0060] 冷間圧延工程

酸洗後の熱延鋼板に対し、所定の板厚、例えば0.5mm～3.0mm程度の板厚の冷延板に圧延する冷間圧延工程を行う。冷間圧延工程は特に限定されない。なお、冷間圧延の圧下率としては、25%～75%程度とすることが好ましい。

[0061] 焼鈍工程

本発明では、再結晶を進行させるとともに鋼板のミクロ組織、残留オーステナイト中の平均C量を所定の範囲とするため、焼鈍工程の条件が重要である。以下、焼鈍工程の条件について説明する。

[0062] 平均加熱速度：3～30℃/s

2相域の温度である均熱温度に加熱する際、フェライト域で十分に再結晶を進行させることで材質を安定化することができる。均熱温度への加熱を急速に行うと、再結晶が進行しにくくなるため、均熱温度までの平均加熱速度の上限を30℃/sとする。好ましくは、均熱温度までの平均加熱速度の上限は25℃/sである。逆に加熱速度が小さすぎると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ため、平均加熱速度の下限を3℃/sとする。好ましくは、平均加熱速度の下限は4℃/sである。

[0063] 均熱温度（保持温度）：780～900℃

均熱温度はフェライトとオーステナイトの2相域の温度とする必要がある。C、Si、Mn量を上記した本発明の範囲内とするとともに、均熱温度を7

80～900℃の範囲の温度とすることで、所定のフェライト、ベイナイト、残留オーステナイト、マルテンサイトの体積分率、フェライトおよびマルテンサイトの平均粒径及び残留オーステナイト中のC濃度を得ることが可能である。均熱温度が780℃未満では、焼鈍中のオーステナイトの体積分率が少ないため、YRや伸びの確保が可能な残留オーステナイト、マルテンサイトの体積分率を得ることができない。かつ、均熱温度が780℃未満では、Cがオーステナイト中に過剰に濃化してしまい、焼鈍後の残留オーステナイト中のC濃度が高くなる。それゆえ、均熱温度は780℃以上とする。一方で、均熱温度が900℃超では、焼鈍中のオーステナイトの粒径が粗大になるため、所定のフェライトおよびマルテンサイトの平均粒径を得ることができない。それゆえ、均熱温度は900℃以下とする。好ましくは880℃以下である。

[0064] 均熱温度での保持時間（均熱時間）：30～500s

上記の均熱温度において、再結晶の進行および一部オーステナイト変態させるため、均熱温度では30s以上の保持が必要である。一方、均熱温度での保持時間が長すぎるとフェライトが粗大化して所定の平均粒径が得られないため、均熱温度での保持時間（均熱時間）は500s以下とする必要がある。

[0065] 均熱温度から（均熱温度－10℃）～（均熱温度－30℃）の温度範囲にある第1冷却温度までを5℃/s以下の第1平均冷却速度で冷却

上記した所望のフェライトを得るとともに、マルテンサイトの平均粒径を微細にするため、2相域での均熱保持に引き続き行われる冷却をコントロールして、フェライト変態を進行させることが重要である。ここで、フェライト変態量を増大するために、上記均熱温度から（均熱温度－10℃）～（均熱温度－30℃）の第1冷却温度まで平均冷却速度を5℃/s以下として、冷却（1次冷却）する。

平均冷却速度（第1平均冷却速度）が5℃/s超ではフェライト変態が十分に進行しないため、上限は5℃/sとする。好ましくは、第1平均冷却速度

は $4^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。冷却速度の下限は特に規定はしないが、オーステナイト中にCを過剰に濃化させないため、平均冷却速度の下限は $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ とすることが好ましい。第1冷却温度が(均熱温度 -10°C)超では、フェライト変態が十分に進行しない。第1冷却温度が(均熱温度 -30°C)未満では、オーステナイト中にCが過剰に濃化するため、YRが高くなる。そのため、第1平均冷却速度で冷却する温度域は(均熱温度 -10°C) \sim (均熱温度 -30°C)とする。

[0066] 第1冷却温度から $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内にある第2冷却温度までを $5\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の第2平均冷却速度で冷却

焼鈍工程後に最終的に得られる鋼板組織の体積分率を、 70% 以上のフェライト、 3% 以上のベイナイト、 $4\sim 7\%$ の残留オーステナイト、 $1\sim 6\%$ のマルテンサイトに制御するため、上記第1冷却温度から、 $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内にある第2冷却温度までを $5\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の第2平均冷却速度で2次冷却する。第2冷却温度が 350°C 未満では、下部ベイナイトもしくはベイナイト変態が促進しないため、所望のベイナイト、残留オーステナイトおよびマルテンサイトの体積分率を得られない。それゆえ、第2冷却温度は 350°C 以上とする。一方、第2冷却温度が 450°C 超では、パーライトが過剰に生成するため、伸びが低下する。それゆえ、第2冷却温度は 450°C 以下とする。

また、第2平均冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、冷却中にパーライトが過剰に生成するため、伸びが低下する。それゆえ、第2平均冷却速度は $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。好ましくは $7^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。第2平均冷却速度が $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 超では、十分にベイナイト変態が進行しないため、残留オーステナイトの体積分率が低下し、マルテンサイトの体積分率が増加するため、伸びおよび伸びフランジ性が低下する。それゆえ、第2平均冷却速度は $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。好ましくは $25^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。

[0067] 第2冷却温度から室温まで $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の第3平均冷却速度で冷却
 $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内にある2次冷却温度まで冷却した後は、ベイ

ナイト変態を促進するため $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の平均冷却速度で室温まで冷却する3次冷却を行う。3次冷却における平均冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超えると、鋼板組織中のマルテンサイトが過剰に生成し、マルテンサイトの体積分率が所望の範囲を超える他、残留オーステナイト中の平均C濃度が 0.70% を超える。このため、2次冷却温度からの平均冷却速度（第3平均冷却速度）は $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。好ましくは $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。なお、第3平均冷却速度の下限は特に規定はしないが、マルテンサイトの硬度が高くなり、穴広げ性が劣化するため下限は $0.1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ とすることが好ましい。

[0068] なお、本発明の冷延鋼板は、焼鈍後に調質圧延を実施しても良い。伸長率の好ましい範囲は $0.3\% \sim 2.0\%$ である。

[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、上記した本発明の趣旨に適合し得る範囲で変更を加えて実施することは、何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

実施例 1

[0070] 表1に示す化学組成の鋼を溶製して鑄造し、 230mm 厚のスラブを製造した。次いで該鋼スラブを加熱して、鋼スラブの温度を 1200°C 、仕上げ圧延終了温度（FD T）を表2に示す温度として熱間圧延を行い、熱間圧延終了後、表2に示す冷却開始までの時間および平均冷却速度（冷速）で冷却し、板厚： 3.2mm とした後、表2に示す巻取り温度（CT）で巻取り熱延鋼板とした。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、表2に示す平均加熱速度で加熱し、表2に示す均熱温度および均熱時間で焼鈍した後、表2に示す第1冷却温度まで第1平均冷却速度（冷速1）で冷却し、表2に示す第2冷却温度までを第2平均冷却速度（冷速2）で冷却し、表2に示す第3平均冷却速度（冷速3）で第2冷却温度から室温まで冷却した。焼鈍後、調質圧延（伸長率 0.7% ）を施した。

[0071] 製造した鋼板から、JIS 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(JIS Z2241(1998))により、降伏強さ(YS)、引張強さ(TS)、全伸び(EL)、降伏比(YR)を測定した。結果を表3に示す。

[0072] 伸びフランジ性に関しては、日本鉄鋼連盟規格(JFS T1001(1996))に準拠し、ダイとポンチの間隔であるクリアランスを板厚の12.5%として、10mmφの穴を打ち抜き、かえり(burr)がダイ側(die side)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。結果を表3に示す。ここで、λ(%)が、60%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。

[0073] また、時効による伸びの劣化に関する評価は、70°Cで10日間放置後、引張試験によりELを測定し、放置前の製造後の鋼板のELとの差ΔELを算出し、 $\Delta EL \leq 1.0\%$ の場合に、時効後もELの劣化が少ないと判断した。ここで、70°Cで10日間放置というのは、Hundyの報告[Metallurgia, vol. 52, p.203 (1956)]から、38°Cで6ヶ月間放置した状態に相当する時効である。ΔELを求めた結果を表3に示した。

[0074] 鋼板のフェライト、ベイナイト、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、走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて2000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 E562-83(1988)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、以下のようにして求めた。すなわち、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各フェライト粒の面積が算出可能であり、算出した面積から各フェライト粒の円相当直径を算出し、それらの値を平均して求めた。また、マルテンサイトの平均結晶粒径も、フェライトの平均結晶粒径と同様にして求めた。

[0075] 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RINT2200）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た。そして、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。残留オーステナイト中の平均C濃度（[C γ %]）は、CoK α 線を用いてfcc鉄の回折面（200）からもとめた格子定数a（Å）と、[Mn%]、[Al%]を下記（1）式に代入して計算して求めることができる。

$$a = 3.578 + 0.033[C\gamma\%] + 0.00095[Mn\%] + 0.0056[Al\%] \cdots (1)$$

ただし、[C γ %]は残留オーステナイト中の平均C濃度（質量%）であり、[Mn%]、[Al%]はそれぞれMn、Alの含有量（質量%）を示す。

[0076] 測定した引張特性と伸びフランジ性（穴広げ率）および鋼板組織の測定結果を表3に示す。

表3に示す結果から、本発明例は何れも平均粒径が15 μ m以下のフェライトを体積分率で70%以上、ベイナイトを体積分率で3%以上、残留オーステナイトを体積分率で4~7%、平均粒径が5 μ m以下のマルテンサイトを体積分率で1~6%含む複合組織を有し、前記残留オーステナイトの平均C濃度が0.30~0.70%であることがわかる。このような本発明例は何れも590MPa以上の引張強さと、64%以下の降伏比を確保し、かつ、31%以上の全伸びと60%以上の穴広げ率および時効後の全伸びの劣化が少ない、という良好な加工性が得られていることがわかる。一方、比較例は、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、穴広げ率、時効後の ΔEL の少なくとも1つの特性が劣る。

[0077]

[表1]

鋼種	化学組成 (質量%)											備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	その他の成分				
A	0.09	1.19	1.61	0.01	0.003	0.03	0.003	-	適合鋼			
B	0.07	0.85	2.01	0.02	0.003	0.03	0.003	-	適合鋼			
C	0.08	1.03	1.82	0.01	0.002	0.03	0.002	-	適合鋼			
D	0.09	1.12	1.85	0.01	0.003	0.03	0.003	V:0.02	適合鋼			
E	0.08	1.20	1.66	0.02	0.003	0.03	0.003	Ti:0.02	適合鋼			
F	0.08	0.98	1.89	0.01	0.003	0.03	0.003	Nb:0.02	適合鋼			
G	0.06	0.82	1.65	0.01	0.004	0.03	0.003	Cr:0.20	適合鋼			
H	0.05	1.12	1.98	0.01	0.003	0.04	0.003	Mo:0.20	適合鋼			
I	0.08	0.79	2.18	0.01	0.003	0.03	0.003	Cu:0.10	適合鋼			
J	0.09	0.65	2.02	0.01	0.003	0.03	0.003	Ni:0.10	適合鋼			
K	0.07	0.97	1.88	0.01	0.003	0.03	0.002	B:0.0015	適合鋼			
L	0.09	1.28	1.72	0.01	0.003	0.03	0.002	Ca:0.0035	適合鋼			
M	0.08	1.09	1.88	0.01	0.003	0.03	0.002	REM:0.0028	適合鋼			
N	0.12	1.02	1.95	0.01	0.003	0.04	0.002	-	比較例			
O	0.09	0.52	1.98	0.01	0.003	0.03	0.003	-	比較例			
P	0.08	1.18	1.30	0.01	0.003	0.03	0.003	-	比較例			
Q	0.07	1.05	2.45	0.01	0.003	0.03	0.003	-	比較例			

下線部:本発明範囲外

[0078]

[表2]

試料番号	鋼種	熱延条件				焼鈍条件							備考	
		FDT (°C)	冷却開始までの時間 (s)	冷却速度 (°C/s)	CT (°C)	平均加熱速度 (°C/s)	均熱温度 (°C)	均熱時間 (s)	第1冷却温度 (°C)	冷却速度1 (°C/s)	第2冷却温度 (°C)	冷却速度2 (°C/s)		冷却速度3 (°C/s)
1	A	890	0.5	55	470	10	850	150	840	2	400	15	2	本発明例
2	A	900	0.5	55	470	10	820	150	810	2	450	20	2	本発明例
3	A	870	0.5	55	470	10	850	100	830	3	350	15	2	本発明例
4	A	900	0.5	55	470	10	850	150	840	4	450	10	2	本発明例
5	B	880	0.5	55	400	10	825	150	800	3	400	15	2	本発明例
6	C	900	0.5	55	470	10	850	150	830	2	400	15	2	本発明例
7	C	860	0.5	50	470	10	830	100	820	5	380	15	4	本発明例
8	D	920	1	55	420	10	875	150	850	2	400	7	5	本発明例
9	E	880	0.5	55	470	10	875	150	860	2	400	15	2	本発明例
10	F	890	0.5	110	470	10	820	100	810	1	450	20	2	本発明例
11	G	890	1	55	470	10	850	250	830	2	400	15	1	本発明例
12	H	880	0.5	80	550	10	850	250	830	2	400	30	1	本発明例
13	I	900	0.5	55	470	10	850	200	840	2	400	15	1	本発明例
14	J	930	1	100	470	10	875	150	860	2	425	15	1	本発明例
15	K	880	0.5	55	470	10	850	200	830	2	400	15	2	本発明例
16	L	900	0.5	55	470	10	850	250	830	2	400	15	2	本発明例
17	M	900	1	55	470	10	850	200	830	2	380	20	2	本発明例
18	C	880	0.5	50	570	10	850	250	830	2	400	10	3	本発明例
19	C	900	0.5	55	470	10	930	150	900	2	400	15	2	比較例
20	C	880	1	55	470	10	750	150	740	1	400	15	2	比較例
21	C	890	0.5	50	470	10	825	150	825	0	400	12	2	比較例
22	C	880	1	55	450	10	850	200	780	2	425	12	2	比較例
23	C	880	0.5	55	450	10	820	150	800	10	400	7	2	比較例
24	C	880	0.5	55	470	10	890	150	880	2	500	5	1	比較例
25	C	900	0.5	55	470	10	810	150	800	1	300	10	4	比較例
26	C	880	0.5	55	450	10	850	200	840	1	400	3	2	比較例
27	C	920	0.5	55	450	10	840	150	820	2	400	50	2	比較例
28	C	880	0.5	55	450	10	840	150	825	2	400	10	15	比較例
29	N	900	0.5	55	450	10	840	150	820	2	400	15	2	比較例
30	O	900	0.5	55	450	10	840	150	820	2	400	15	2	比較例
31	P	900	0.5	55	450	10	840	150	820	2	400	10	2	比較例
32	Q	900	0.5	55	470	10	840	150	820	2	400	10	2	比較例

下線部:本発明範囲外

[表3]

試料番号	鋼板組織										引張特性					時刻後のΔEL (%)	備考
	フェライト		ベイナイト		残留オーステナイト		マルテンサイト		残部組織*	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	YR (%)	穴広げ率 (%)			
	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均C濃度 (%)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)									
1	85	10	5	6	0.67	4	2	-	391	613	37	64	85	0.5	本発明例		
2	85	9	4	7	0.55	4	3	-	389	631	35	62	67	0.4	本発明例		
3	84	10	6	6	0.59	4	3	-	388	667	32	58	63	0.7	本発明例		
4	86	10	4	5	0.59	5	2	-	394	617	37	64	84	0.6	本発明例		
5	85	8	4	6	0.41	5	3	-	398	651	33	61	61	0.8	本発明例		
6	83	10	6	6	0.62	5	4	-	395	621	35	64	79	0.1	本発明例		
7	83	8	5	6	0.62	6	3	-	390	613	36	64	66	0.6	本発明例		
8	85	9	3	6	0.51	4	3	P	388	615	33	63	68	0.9	本発明例		
9	86	6	4	5	0.45	5	2	-	379	600	34	63	61	0.8	本発明例		
10	86	7	4	4	0.61	5	2	SC	391	612	32	64	70	0.4	本発明例		
11	86	8	5	4	0.55	5	4	-	390	610	31	64	65	0.7	本発明例		
12	84	9	5	6	0.66	5	3	-	377	595	35	63	78	0.5	本発明例		
13	85	10	5	6	0.54	4	2	-	378	601	32	63	66	0.4	本発明例		
14	84	11	5	6	0.59	5	3	-	391	613	33	64	69	0.6	本発明例		
15	83	8	5	6	0.59	5	3	SC	415	654	31	63	65	0.8	本発明例		
16	87	9	4	5	0.54	4	3	-	381	603	36	63	81	0.5	本発明例		
17	86	5	5	5	0.61	4	2	-	378	599	34	63	76	0.4	本発明例		
18	84	15	5	5	0.45	6	4	-	377	608	31	62	60	0.5	本発明例		
19	88	18	3	4	0.29	5	8	-	365	601	28	61	48	0.1	比較例		
20	94	8	2	2	0.44	2	3	-	366	576	27	64	81	0.9	比較例		
21	79	10	6	8	0.41	7	5	-	391	643	29	61	50	0.5	比較例		
22	86	9	4	5	0.72	5	4	-	421	622	35	68	63	0.8	比較例		
23	78	11	8	6	0.51	8	4	-	388	651	31	60	44	0.3	比較例		
24	89	10	2	-	-	3	2	P	398	566	29	70	80	0.4	比較例		
25	86	9	2	5	0.53	7	5	-	388	641	28	61	48	0.8	比較例		
26	91	10	2	-	-	-	-	P, SC	411	572	30	72	80	1.5	比較例		
27	78	8	7	8	0.45	7	5	-	433	655	32	66	55	0.9	比較例		
28	84	9	6	6	0.88	4	5	-	425	615	35	69	65	0.5	比較例		
29	86	11	5	5	0.72	4	4	-	399	609	37	66	61	0.8	比較例		
30	85	10	3	4	0.55	7	3	SC	388	633	30	61	46	0.6	比較例		
31	88	9	6	2	0.44	-	-	P	399	588	27	68	68	2.2	比較例		
32	85	9	4	3	0.41	8	6	-	388	661	29	59	40	0.3	比較例		

下線部:本発明範囲外

*P:パーライト、SC:球状セメンタイト

請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、C：0.05～0.10%、Si：0.6～1.3%、Mn：1.4～2.2%、P：0.08%以下、S：0.010%以下、Al：0.01～0.08%、N：0.010%以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる化学成分を有し、フェライトの平均結晶粒径が $15\mu\text{m}$ 以下でありフェライトの体積分率が70%以上、ベイナイトの体積分率が3%以上、残留オーステナイトの体積分率が4～7%、マルテンサイトの平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 以下でありマルテンサイトの体積分率が1～6%であるミクロ組織を有し、前記残留オーステナイト中の平均C濃度（質量%）が0.30～0.70%であり、鋼板の特性として降伏比が64%以下、引張強さが590MPa以上である低降伏比高強度冷延鋼板。
- [請求項2] さらに質量%で、V：0.10%以下、Ti：0.10%以下、Nb：0.10%以下のいずれか一種以上を含有する請求項1に記載の低降伏比高強度冷延鋼板。
- [請求項3] さらに質量%で、Cr：0.50%以下、Mo：0.50%以下のいずれか一種以上を含有する請求項1または2に記載の低降伏比高強度冷延鋼板。
- [請求項4] さらに質量%で、Cu：0.50%以下、Ni：0.50%以下のいずれか一種以上を含有する請求項1～3のいずれか一項に記載の低降伏比高強度冷延鋼板。
- [請求項5] さらに質量%で、B：0.0030%以下を含有する請求項1～4のいずれか一項に記載の低降伏比高強度冷延鋼板。
- [請求項6] さらに質量%で、Ca、REMのいずれか一種または二種を合計で0.0050%以下含有する請求項1～5のいずれか一項に記載の低降伏比高強度冷延鋼板。
- [請求項7] 請求項1～6のいずれか一項に記載の化学成分を有する鋼スラブを準備し、熱間圧延して鋼板とし、酸洗し、酸洗後の鋼板に冷間圧延を

施し、その後、 $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の平均加熱速度で $780\sim 900^{\circ}\text{C}$ の温度域の均熱温度まで加熱し、該均熱温度で $30\sim 500\text{ s}$ 間保持し、次いで $(\text{均熱温度}-10^{\circ}\text{C})\sim(\text{均熱温度}-30^{\circ}\text{C})$ の温度範囲にある第1冷却温度まで $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の第1平均冷却速度で冷却し、次いで $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内にある第2冷却温度まで $5\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の第2平均冷却速度で冷却し、次いで室温まで $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の第3平均冷却速度で冷却する条件にて焼鈍する低降伏比高強度冷延鋼板の製造方法。

[請求項8]

請求項1～6のいずれか一項に記載の化学成分を有する鋼スラブを準備し、鋼スラブの温度： $1150\sim 1300^{\circ}\text{C}$ 、仕上げ圧延の終了温度： $850\sim 950^{\circ}\text{C}$ の条件で熱間圧延を行い、熱間圧延の終了後1秒以内に冷却を開始し、 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で 550°C 以下まで冷却し、冷却後に巻取って熱延鋼板とし、次いで、酸洗し、酸洗後の熱延鋼板に冷間圧延を施し、その後、 $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の平均加熱速度で $780\sim 900^{\circ}\text{C}$ の温度域の均熱温度まで加熱し、該均熱温度で $30\sim 500\text{ s}$ 間保持し、次いで $(\text{均熱温度}-10^{\circ}\text{C})\sim(\text{均熱温度}-30^{\circ}\text{C})$ の温度範囲にある第1冷却温度まで $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の第1平均冷却速度で冷却し、次いで $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内にある第2冷却温度まで $5\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の第2平均冷却速度で冷却し、次いで室温まで $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の第3平均冷却速度で冷却する条件にて焼鈍する低降伏比高強度冷延鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/007135

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, B21B3/00(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, B21B3/00, C21D9/46, C22C38/06, C22C38/58

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.
Y A	JP 2007-211280 A (Nippon Steel Corp.), 23 August 2007 (23.08.2007), claims 1 to 10; paragraphs [0032] to [0034], [0058] to [0071] (Family: none)	1-6 7-8
Y A	JP 11-189839 A (Nippon Steel Corp.), 13 July 1999 (13.07.1999), claims 1 to 14; paragraphs [0025], [0026], [0054] to [0063] (Family: none)	1-6 7-8
Y A	JP 2012-219341 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 12 November 2012 (12.11.2012), paragraph [0062] (Family: none)	1-6 7-8

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search
19 February, 2014 (19.02.14)

Date of mailing of the international search report
04 March, 2014 (04.03.14)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/007135

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 2012-41573 A (Nippon Steel Corp.), 01 March 2012 (01.03.2012), claims 1 to 10 (Family: none)	1-8
A	JP 2010-255097 A (JFE Steel Corp.), 11 November 2010 (11.11.2010), claims 1 to 9 & US 2012/0037282 A1 & EP 2402470 A1 & WO 2010/098416 A1 & CA 2751411 A1 & TW 201042057 A & KR 10-2011-0110368 A & CN 102333901 A	1-8

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B21B3/00(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（IPC）） Int.Cl. C22C38/00, B21B3/00, C21D9/46, C22C38/06, C22C38/58		
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 1971-2014年 日本国実用新案登録公報 1996-2014年 日本国登録実用新案公報 1994-2014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
Y A	JP 2007-211280 A（新日本製鐵株式会社）2007.08.23, 【請求項1】 - 【請求項10】, 【0032】 - 【0034】, 【0058】 - 【0071】（ファミリーなし）	1 - 6 7 - 8
Y A	JP 11-189839 A（新日本製鐵株式会社）1999.07.13, 【請求項1】 - 【請求項14】, 【0025】, 【0026】, 【0054】 - 【0063】（ファミリーなし）	1 - 6 7 - 8
<input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「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 19.02.2014	国際調査報告の発送日 04.03.2014	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁（ISA/J P） 郵便番号100-8915 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） 伊藤 真明 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4K 3640

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
Y A	JP 2012-219341 A (住友金属工業株式会社) 2012. 11. 12, 【0062】 (ファミリーなし)	1 - 6 7 - 8
A	JP 2012-41573 A (新日本製鐵株式会社) 2012. 03. 01, 【請求項 1】 - 【請求項 10】 (ファミリーなし)	1 - 8
A	JP 2010-255097 A (JFE スチール株式会社) 2010. 11. 11, 【請求項 1】 - 【請求項 9】 & US 2012/0037282 A1 & EP 2402470 A1 & WO 2010/098416 A1 & CA 2751411 A1 & TW 201042057 A & KR 10-2011-0110368 A & CN 102333901 A	1 - 8