

(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
2012 年 8 月 9 日(09.08.2012)



(10) 国際公開番号
WO 2012/105126 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/12 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2011/078222
- (22) 国際出願日: 2011 年 11 月 30 日(30.11.2011)
- (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 2011-018191 2011 年 1 月 31 日(31.01.2011) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): JFE
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; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): ▲高▼島
克利 (TAKASHIMA, Katsutoshi) [JP/JP]; 〒1000011
東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 JFE ス
チール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 田路
勇樹 (TOJI, Yuki) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田
区内幸町二丁目 2 番 3 号 JFE スチール株式会
社知的財産部内 Tokyo (JP). 長谷川 浩平
(HASEGAWA, Kohei) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代
田区内幸町二丁目 2 番 3 号 JFE スチール株式会
社知的財産部内 Tokyo (JP).

- (74) 代理人: 落合 憲一郎 (OCHIAI, Kenichiro); 〒
1030027 東京都中央区日本橋二丁目 1 番 10 号
柳屋ビルディング 7 階 JFE テクノリサーチ株式
会社特許出願部内 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, 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, IS,
KE, KG, KM, 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, PE, PG, PH, PL, PT, QA,
RO, RS, RU, RW, 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, MD, 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, 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 HAVING EXCELLENT PROCESSABILITY AND HIGH YIELD RATIO, AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 加工性に優れた高降伏比を有する高強度冷延鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: The present invention provides: a high-strength cold-rolled steel sheet which has excellent processability, namely excellent ductility and bore expanding properties, and high yield ratio; and a method for producing the high-strength cold-rolled steel sheet. This high-strength cold-rolled steel sheet is characterized by having a chemical composition which contains, in mass%, 0.05-0.15% of C, 0.10-0.90% of Si, 1.0-2.0% of Mn, 0.005-0.05% of P, 0.0050% or less of S, 0.01-0.10% of Al, 0.0050% or less of N and 0.010-0.100% of Nb, with the balance made up of Fe and unavoidable impurities. This high-strength cold-rolled steel sheet is also characterized in that: the microstructure thereof is a composite structure that contains, in volume fractions, 90% or more of a ferrite phase and 0.5% or more but less than 5.0% of a martensite phase, with the balance made up of a phase formed at low temperatures; and the yield ratio thereof is 70% or more.

(57) 要約: 本発明は、加工性、すなわち延性と穴広げ性に優れ、かつ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ものである。本発明の高強度冷延鋼板は、化学成分が、質量%で、C: 0.05~0.15%、Si: 0.10~0.90%、Mn: 1.0~2.0%、P: 0.005~0.05%、S: 0.0050%以下、Al: 0.01~0.10%、N: 0.0050%以下および Nb: 0.010~0.100%を含有し、残部が Fe および不可避の不純物からなり、ミクロ組織が、体積分率で、フェライト相を 90%以上、マルテンサイト相を 0.5%以上 5.0%未満を含み、残部が低温生成相からなる複合組織であり、かつ、降伏比が 70%以上であることを特徴とするものである。

WO 2012/105126 A1

明細書

〔発明の名称〕 加工性に優れた高降伏比を有する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、加工性に優れた高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として好適な高強度薄鋼板に関するものである。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、 $YR = YS / TS$ で表される。

〔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、これまで TS が 270～440MPa 級の鋼板が使用されていた部品に対し、590MPa 以上の鋼板の適用が進められている。

〔0003〕

この 590MPa 以上の鋼板には、成形性の観点から延性や伸びフランジ成形性（穴広げ性）に代表される加工性が優れていることに加え、衝突吸収エネルギー特性が大きいという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、降伏比を高めることが有効であり、低い変形量であっても効率よく衝突エネルギーを吸収させることが可能である。

〔0004〕

590MPa 以上の引張強さを得るための鋼板の強化機構としては、母相であるフェライト相の硬化、もしくはマルテンサイト相のような硬質相を利用する方法がある。フェライト相の硬化の中で、Nb など炭化物生成元素を添加した析出強化型の高強度鋼板は、所定の強度を確保するために必要な合金添加元素が少量で済むため、廉価に製造可能である。

〔0005〕

例えば、特許文献 1 には、Nb 添加による析出強化した 590MPa 以上でプレス成

形後の耐二次加工脆性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が開示されており、特許文献2には、NbおよびTi添加により析出強化した、引張強さTSが490MPa以上720MPa未満、降伏比が0.70超0.92未満である、伸びフランジ成形性と衝突吸収エネルギー特性に優れた高強度冷延鋼板およびその製造方法が開示されている。また、特許文献3には、NbとTiとの何れか一方又は両方の添加により析出強化した、鋼板組織が再結晶フェライト、未再結晶フェライト及びパーライトを含み、引張り最大強度が590MPa以上であり、降伏比が0.70以上であることを特徴とする高降伏比を有する高強度冷延鋼板が開示されている。

[0006]

一方、マルテンサイト相のような硬質相を利用する方法としては、例えば、特許文献4のように主相がフェライトで第2相がマルテンサイトを体積分率で3～50%を含むその他の低温生成相との複合組織により、動的変形特性に優れたデュアルフェーズ型高強度冷延鋼板およびその製造方法が開示されている。特許文献5には、主相であるフェライト相と、第二相であるマルテンサイト相から構成され、かつマルテンサイト相の最大粒径が2 μ m以下で、その面積率が5%以上である、伸びフランジ性と耐衝突特性に優れた高強度鋼板が開示されている。

[先行技術文献]

[特許文献]

[0007]

[特許文献1] 特許第3873638号公報

[特許文献2] 特開2008-174776号公報

[特許文献3] 特開2008-156680号公報

[特許文献4] 特許第3793350号公報

[特許文献5] 特許第3887235号公報

[発明の概要]

[発明が解決しようとする課題]

[0008]

しかしながら、特許文献1は溶融亜鉛めっき鋼板に関するものであって、後述するような本発明における鋼板のミクロ組織は記載されていない。また、特

許文献 1 の鋼板は、成形性の観点から延性が不十分である。

[0009]

また、特許文献 2 に関しては、鋼板中の Al 含有量が 0.010%未満であるため、鋼の脱酸と、N の析出固定を十分に行うことはできず、健全な鋼を量産することは困難であり、加えて、O を含有し酸化物を分散させているため、材質、とくに局部延性のバラツキが大きいという問題がある。

[0010]

特許文献 3 においては、未再結晶フェライトを均一に分散させて延性の低下を抑えているが、後述するように、本発明とは鋼板のマイクロ組織が異なるため、成形性を十分満足させる延性及び穴広げ性は得られない。

[0011]

またマルテンサイトを活用した特許文献 4 は、加工性として穴広げ性は全く考慮されていない。また、特許文献 5 は、延性については全く考慮されていない。

このように高降伏比を有する高強度鋼板について、延性と穴広げ性の双方の加工性を向上させることは困難であった。

[0012]

本発明の目的は、上記従来技術の問題点を解消し、加工性、すなわち延性と穴広げ性に優れ、かつ高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。

[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、Nb を用いた析出強化に加え、鋼板のマイクロ組織中のマルテンサイト相の体積分率を制御することにより、70%以上の高い降伏比を有し、且つ、加工性に優れた高強度冷延鋼板を得ることが出来ることを見出した。

[0014]

具体的に、本発明の鋼板成分として、高降伏比と高強度に有効な析出強化に効果の高い Nb を 0.010~0.100%添加し、体積分率で、主相（第 1 相）のフェライト相を 90%以上、第 2 相のマルテンサイト相を 0.5%以上 5.0%未満の範囲に

鋼板のミクロ組織を制御することで、高強度で、かつ加工性に優れた高降伏比の冷延鋼板を得ることを見出し、本発明を完成させるに至った。

すなわち、本発明の要旨構成は以下の通りである。

[0015]

(1) 化学成分が、質量%で、C : 0.05~0.15%、Si : 0.10~0.90%、Mn : 1.0~2.0%、P : 0.005~0.05%、S : 0.0050%以下、Al : 0.01~0.10%、N : 0.0050%以下およびNb : 0.010~0.100%を含有し、残部がFe および不可避免の不純物からなり、ミクロ組織が、体積分率で、フェライト相を90%以上、マルテンサイト相を0.5%以上5.0%未満を含み、残部が低温生成相からなる複合組織であり、かつ、降伏比が70%以上であることを特徴とする、加工性に優れた高降伏比を有する高強度冷延鋼板。

[0016]

(2) 平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以下のNb系析出物を含有することを特徴とする上記(1)に記載の高強度冷延鋼板。

[0017]

(3) Fe成分の一部に代えて、さらに質量%で、V : 0.10%以下およびTi : 0.10%以下から選択される一種以上を含有することを特徴とする上記(1)または(2)に記載の高強度冷延鋼板。

[0018]

(4) Fe成分の一部に代えて、さらに質量%で、Cr : 0.50%以下、Mo : 0.50%以下、Cu : 0.50%以下、Ni : 0.50%以下およびB : 0.0030%以下から選択される一種以上を含有することを特徴とする上記(1)~(3)のいずれかに記載の高強度冷延鋼板。

[0019]

(5) 引張強さが590MPa以上であることを特徴とする上記(1)~(4)のいずれかに記載の高強度冷延鋼板。

[0020]

(6) 化学成分が、質量%で、C : 0.05~0.15%、Si : 0.10~0.90%、Mn : 1.0~2.0%、P : 0.005~0.05%、S : 0.0050%以下、Al : 0.01~0.10%、N : 0.0050%以下およびNb : 0.010~0.100%を含有し、残部がFe および不可避免の不純物から

なる組成を有する鋼スラブを、熱間圧延開始温度：1150～1270℃、仕上げ圧延の終了温度：830～950℃の条件で熱間圧延を行い、熱延鋼板とし、冷却後に450～650℃の温度範囲で巻取り、酸洗後、冷間圧延を施し、冷延鋼板とし、その後、3～30℃/秒の第1平均加熱速度で710℃～820℃の温度範囲内にある第1加熱温度まで加熱し、該第1加熱温度で30～300秒間の均熱時間だけ均熱した後、600～400℃の温度範囲内にある第1冷却温度までを3～25℃/秒の第1平均冷却速度で冷却し、その後、3℃/秒以下の第2平均冷却速度で第1冷却温度から室温まで冷却する条件にて焼鈍を施した後、0.3～2.0%の伸長率で調質圧延を施すことを特徴とする、加工性に優れた高降伏比を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

[0021]

(7) 前記熱間圧延後、巻取り前に行う冷却は、熱間圧延の終了後1秒以内の第1冷却時間で冷却を開始して、20℃/秒以上の第3平均冷却速度で650～750℃の温度範囲内にある第2冷却温度まで急冷し、第2冷却温度から650℃までの温度範囲にて2秒以上の第2冷却時間で空冷することを伴うものである上記(6)に記載の高強度冷延鋼板の製造方法。

[0022]

(8) Fe成分の一部に代えて、さらに質量%で、V:0.10%以下およびTi:0.10%以下から選択される一種以上を含有することを特徴とする上記(6)または(7)に記載の高強度冷延鋼板の製造方法。

[0023]

(9) Fe成分の一部に代えて、さらに質量%で、Cr:0.50%以下、Mo:0.50%以下、Cu:0.50%以下、Ni:0.50%以下およびB:0.0030%以下から選択される一種以上を含有することを特徴とする上記(6)～(8)のいずれかに記載の高強度冷延鋼板の製造方法。

[発明の効果]

[0024]

本発明によれば、鋼板の組成およびマイクロ組織を制御することにより、引張強さが590MPa以上、降伏比が70%以上、全伸びが26.5%以上および穴広げ率が60%以上である、加工性に優れた高降伏比を有する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]

[0025]

以下、本発明について具体的に説明する。

まず、本発明の高強度冷延鋼板の組成（化学成分）を限定した理由を説明する。以下において、各成分の「%」表示は、いずれも質量%を意味する。

[0026]

C : 0.05~0.15%

炭素（C）は、鋼板の高強度化に有効な元素であり、特に、Nbのような炭化物形成元素と微細な合金炭化物、あるいは、合金炭窒化物を形成して鋼板の強化に寄与する。また、本発明における、第2相としてのマルテンサイト相の形成に必要な元素であり、高強度化に寄与する。この効果を得るためには、0.05%以上の添加が必要である。一方、C含有量を0.15%よりも多く含有させると、スポット溶接性が低下することから、C含有量の上限值は0.15%とする。なお、より良好な溶接性を確保する観点からは、C含有量を0.12%以下とすることが好ましい。

[0027]

Si : 0.10~0.90%

珪素（Si）は、高強度化に寄与する元素であり、高い加工硬化能をもつことから強度上昇に対して延性の低下が比較的少なく、強度－延性バランスの向上にも寄与する元素である。さらにフェライト相の固溶強化により、硬質な第2相との硬度差を小さくするため、穴広げ性向上にも寄与する。この効果を得るためにはSi含有量を0.10%以上とすることが必要である。強度－延性バランスの向上をより重視する場合には、Si含有量を0.20%以上とすることが好ましい。一方、Si含有量が0.90%よりも多いと化成処理性が低下するため、Si含有量を0.90%以下とし、より好ましくは0.80%以下とする。

[0028]

Mn : 1.0~2.0%

マンガン（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り、この効果を得るためにはMn含有量は1.0%以上とすることが

必要である。一方、Mn含有量が2.0%よりも多いと、成形性の低下が著しくなることから、その含有量を2.0%以下とする。

[0029]

P : 0.005~0.05%

リン(P)は、固溶強化により高強度化に寄与する元素であり、この効果を得るためにはP含有量は0.005%以上とすることが必要である。また、P含有量が0.05%よりも多いと、粒界への偏析が著しくなって粒界を脆化させることや、中央偏析しやすくなるため、P含有量の上限値は0.05%とする。

[0030]

S : 0.0050%以下

硫黄(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延性が低下するため、S含有量の上限を0.0050%とし、好ましくは0.0030%以下である。なお、S含有量の下限值については特に限定する必要はないが、極低S化は製鋼コストが上昇するため、S含有量の下限值は0.0005%とすることが好ましい。

[0031]

Al : 0.01~0.10%

アルミニウム(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。しかしながら、Alを0.10%を超えて含有しても効果の向上が認められないため、Al含有量の上限は0.10%とする。

[0032]

N : 0.0050%以下

窒素(N)は、Cと同様にNbと化合物を形成して、合金窒化物や合金炭窒化物となり、高強度化に寄与する。しかし、窒化物は比較的高温で生成しやすいため粗大になりやすく、炭化物に比べ強度への寄与が相対的に小さい。すなわち高強度化には、N量を低減して合金炭化物をより生成した方が有利である。このような観点から、Nの含有量を0.0050%以下とし、好ましくは0.0030%以下とする。

[0033]

Nb : 0.010~0.100%

ニオブ（Nb）は、CやNと化合物を形成して炭化物や炭窒化物となり、高降伏比や高強度化に寄与する。この効果を得るためには、Nb含有量を0.010%以上とすることが必要である。しかし、Nb含有量が0.100%よりも多いと、成形性の低下が著しくなるため、Nb含有量の上限値を0.100%とする。

[0034]

本発明では、上記の基本成分に加え、以下に示す任意成分を、必要に応じて所定の範囲で添加しても良い。

[0035]

V：0.10%以下

バナジウム（V）は、Nb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、必要に応じて含有させることができる元素であるが、V含有量を0.10%よりも多くしても、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。このため、V含有量は0.10%以下とする。なお、強度上昇効果を発揮する上で、Vを含有させる場合には、0.01%以上含有させることが好ましい。

[0036]

Ti：0.10%以下

チタン（Ti）もまた、Nb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、必要に応じて含有させることができる元素であるが、Ti含有量を0.10%よりも多くすると、成形性が著しく低下するため、Ti含有量は0.10%以下とする。なお、強度上昇効果を発揮する上で、Tiを含有させる場合には、0.005%以上含有させる

ことが好ましい。

[0037]

Cr：0.50%以下

クロム（Cr）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ことができるため、必要に応じて添加することができる元素であるが、Cr含有量を0.50%よりも多くしても、効果の向上が認められなくなるため、Cr含有量は0.50%以下とする。なお、高強度化を発揮する上で、Crを含有させる場合には、0.10%以上含有させることが好ましい。

[0 0 3 8]

Mo : 0.50%以下

モリブデン (Mo) 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し、さらに一部炭化物を生成して高強度化に寄与するため、必要に応じて添加することができる元素であるが、Mo 含有量を 0.50% よりも多くしても、効果の向上が認められなくなるため、Mo 含有量は 0.50% 以下とする。なお、高強度化を発揮する上で、Mo を含有させる場合には、0.05% 以上含有させることが好ましい。

[0 0 3 9]

Cu : 0.50%以下

銅 (Cu) は、固溶強化により高強度化に寄与して、また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ため、必要に応じて添加することができる元素であるが、Cu 含有量を 0.50% よりも多くしても、効果の向上が認められず、さらに、Cu に起因する表面欠陥が発生しやすくなるため、Cu 含有量は 0.50% 以下とする。なお、上記効果を発揮する上で、Cu を含有させる場合には、0.05% 以上含有させることが好ましい。

[0 0 4 0]

Ni : 0.50%以下

ニッケル (Ni) もまた、Cu と同様に、固溶強化により高強度化に寄与して、また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し、さらに、Cu とともに添加すると、Cu 起因の表面欠陥を抑制する効果があるため、必要に応じて添加することができる元素であるが、Ni 含有量を 0.50% よりも多くしても、効果の向上が認められないため、Ni 含有量は 0.50% 以下とする。なお、上記効果を発揮する上で、Ni を含有させる場合には、0.05% 以上含有させることが好ましい。

[0 0 4 1]

B : 0.0030%以下

ホウ素 (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ため、必要に応じて添加することができる元素であるが、B 含有量を 0.0030% よりも多くしても、効果の向上が認められないため、B 含有量は

0.0030%以下とする。なお、上記効果を発揮する上で、Bを含有させる場合には、0.0005%以上含有させることが好ましい。

上記化学成分の他、残部はFeおよび不可避免の不純物からなる。

[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。

鋼板のミクロ組織は、体積分率で、主相（第1相）であるフェライト相を90%以上、第2相であるマルテンサイト相を0.5%以上5.0%未満を含み、残部が低温生成相からなる複合組織である。なお、ここでいう「体積分率」とは、鋼板の全体に対する体積分率を意味し、以下同様である。

[0043]

本発明の冷延鋼板における主な強化機構は、炭化物の析出による析出強化であるが、加えて硬質な第2相のマルテンサイト相により強度を高めることが可能である。

[0044]

フェライト相の体積分率が90%未満では、マルテンサイト相やパーライト相などの硬質な第2相が多く存在するため、軟質なフェライト相との硬度差が大きい箇所が多く存在し、穴広げ性が低下する。そのため、フェライト相の体積分率は90%以上とし、好ましくは93%以上とする。ここでいう「フェライト相」とは、再結晶フェライト相や未再結晶フェライト相を含む全フェライト相を意味する。

[0045]

マルテンサイト相の体積分率が0.5%未満では、強度に及ぼす効果が少ない。そのため、マルテンサイトの体積分率は0.5%以上とする。一方、マルテンサイト相の体積分率が5.0%以上だと、硬質なマルテンサイト相が周囲のフェライト相に可動転位を発生させるため、降伏比が低下するとともに、穴広げ性が低下する。このため、マルテンサイト相の体積分率は5.0%未満とし、好ましくは3.5%以下とする。

[0046]

フェライト相とマルテンサイト相以外の残部組織は、パーライト相、ベイナイト相、残留オーステナイト（ γ ）相等から選択される1種あるいは2種以上

の低温生成相を組み合わせた混合組織としてもよいが、成形性の点からフェライト相とマルテンサイト相以外の残部組織の体積分率は合計で 5.0%以下とすることが好ましい。

[0047]

また、本発明の高強度冷延鋼板は、平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以下の Nb 系析出物を含有することが好ましい。Nb 系析出物の平均粒径を $0.10\mu\text{m}$ 以下とすることで、Nb 系析出物周囲の歪が転位の移動の抵抗として効果的となり、鋼の強化に寄与することができるからである。

[0048]

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。

以下は、本発明の高強度冷延鋼板を製造する方法の一実施形態を示すものであり、以下に示す方法に限定されるものではなく、本発明の高強度冷延鋼板を得ることができるのであれば、他の製造方法で製造しても良い。

[0049]

本発明の高強度冷延鋼板は、上記鋼板組成と同じ成分組成を有する鋼スラブを、熱間圧延開始温度： $1150\sim 1270^{\circ}\text{C}$ 、仕上げ圧延の終了温度： $830\sim 950^{\circ}\text{C}$ の条件で熱間圧延を行い、冷却後に $450\sim 650^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で巻取り、酸洗後、冷間圧延を施し、その後、 $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の第 1 平均加熱速度で $710^{\circ}\text{C}\sim 820^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内にある第 1 加熱温度まで加熱し、該第 1 加熱温度で $30\sim 300$ 秒間の均熱時間だけ均熱した後、 $600\sim 400^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内にある第 1 冷却温度までを $3\sim 25^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の第 1 平均冷却速度で冷却し、その後、 $3^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下の第 2 平均冷却速度で第 1 冷却温度から室温まで冷却する条件にて焼鈍を施した後、 $0.3\sim 2.0\%$ の伸長率で調質圧延を施すことにより製造することができる。

[0050]

また、熱間圧延工程では、鋼スラブを、 casting 後、再加熱することなく $1150\sim 1270^{\circ}\text{C}$ で熱間圧延を開始するか、若しくは $1150\sim 1270^{\circ}\text{C}$ に再加熱した後、熱間圧延を開始することが好ましい。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 casting 法で製造することが好ましいが、造塊法、薄スラブ casting 法によっても製造することが可能である。熱間圧延工程の好ましい条件は、まず、 $1150\sim 1270^{\circ}\text{C}$ の熱間圧延開始温度で鋼スラブを熱間圧延する。本発明では、鋼

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、あるいは保熱を行った後に直ちに圧延する、あるいは casting 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。

[0051]

[熱間圧延工程]

熱間圧延開始温度：1150～1270℃

熱間圧延開始温度は、1150℃よりも低くなると圧延負荷が増大し、生産性が低下するため好ましくなく、また、1270℃よりも高くしても加熱コストが増大するだけであるため、1150～1270℃とすることが好ましい。

[0052]

仕上げ圧延終了温度：830～950℃

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穴広げ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必要があるため、仕上げ圧延終了温度は 830℃以上にする。一方、仕上げ圧延終了温度が 950℃超えでは、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、仕上げ圧延終了温度を 830～950℃とする。

[0053]

仕上げ圧延後の冷却条件については特に限定しないが、以下の冷却条件にて冷却するのが好ましい。

[0054]

仕上げ圧延後の冷却条件

仕上げ圧延後の冷却条件は、熱間圧延の終了後 1 秒以内の第 1 冷却時間で冷却を開始して、第 3 平均冷却速度 20℃/秒以上で 650～750℃の温度範囲内にある第 2 冷却温度まで急冷し、第 2 冷却温度から 650℃までの温度範囲にて 2 秒以上の第 2 冷却時間で空冷することが好ましい。

[0055]

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、微細かつ安定な合金炭化物などを析出させることで高強度化を達成することができる。熱間圧延終了後の熱延鋼板を高温のまま滞留（保持）

すると析出物が粗大化してしまうので、熱間圧延終了後、1秒以内に冷却を開始して、第3平均冷却速度 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上で $650\sim 750^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内にある第2冷却温度まで急冷することが好ましい。また、フェライト域でも高温では析出物が粗大化しやすく、低温では析出が抑制されるため、フェライト相の析出を粗大化させずに促進する観点から、急冷後、第2冷却温度から 650°C までの温度範囲にて2秒以上の第2冷却時間で空冷（但し、第2冷却温度が 650°C の場合は、 650°C で保持）することが好ましい。

[0056]

巻取り温度： $450\sim 650^{\circ}\text{C}$

巻取り温度が 650°C よりも高いと、熱間圧延後の冷却過程にて生成した合金炭化物などの析出物が著しく粗大化するため、巻取り温度の上限を 650°C とする。一方、巻取り温度が 450°C よりも低いと、硬質なベイナイト相やマルテンサイト相が過剰に生成し、冷間圧延負荷が増大し、生産性を阻害するため、巻取り温度の下限は 450°C とする。

[0057]

[酸洗工程]

熱間圧延工程後、酸洗工程を実施し、熱延鋼板の表層のスケールを除去する。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。

[0058]

[冷間圧延工程]

酸洗後の熱延鋼板に対し、所定の板厚まで冷間圧延工程を実施する。冷間圧延工程は特に限定されず常法で実施すればよい。

[0059]

[焼鈍工程]

焼鈍工程は、 $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の第1平均加熱速度で $710\sim 820^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内にある第1加熱温度まで加熱し、該第1加熱温度で30～300秒間の均熱時間だけ均熱した後、 $600\sim 400^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内にある第1冷却温度までを $3\sim 25^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の第1平均冷却速度で冷却し、その後、 $3^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下の第2平均冷却速度で第1冷却温度から室温まで冷却する条件にて焼鈍を施す。焼鈍工程においては、フェライト組織の再結晶を進行させるとともに、析出物の溶解や粗大化を抑制

することが高強度化に重要である。このような組織形成のためには、昇温中に再結晶を十分に進行させ、2相域にて均熱することで一部をオーステナイト相に変態させ、冷却中に第2相としてマルテンサイト相を0.5%以上5.0%未満含み、且つ、パーライト相、ベイナイト相、残留オーステナイト(γ)相を含む低温生成相を少量生成させればよく、そのために以下の条件で焼鈍処理を実施する。

[0060]

第1平均加熱速度：3～30℃/秒

2相域に加熱する前に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。第1平均加熱速度が30℃/秒よりも急速に加熱すると、再結晶が進行しにくくなるため、第1平均加熱速度の上限を30℃/秒とする。一方、第1平均加熱速度：3℃/秒よりも遅いと、フェライト粒が粗大になって強度が低下するため、第1平均加熱速度の下限を3℃/秒とする。

[0061]

第1加熱温度：710～820℃

第1加熱温度が710℃よりも低いと、上記の第1平均加熱速度でも未再結晶組織が多く残存し、成形性が低下するため、第1加熱温度の下限を710℃とする。一方、第1加熱温度が820℃よりも高温では、析出物が粗大化して強度が低下するため、第1加熱温度の上限は820℃とし、好ましくは800℃以下である。

[0062]

均熱時間：30～300秒間

上記の第1加熱温度において、再結晶の進行と、鋼組織の一部をオーステナイト変態させるため、均熱時間は30秒以上とすることが必要である。一方、均熱時間が300秒よりも長いと、フェライト粒が粗大化して強度が低下するため、均熱時間は300秒以下とする必要がある。

[0063]

冷却工程

冷却は、600～400℃の温度範囲内にある第1冷却温度までを3～25℃/秒の第1平均冷却速度で冷却し、その後、3℃/秒以下の第2平均冷却速度で第1冷却温度から室温まで冷却する条件で行う。

[0064]

フェライト相の体積分率を 90%以上、マルテンサイト相の体積分率を 0.5%以上 5.0%未満に制御するため、上記の第 1 加熱温度から第 1 冷却温度までを、3~25℃/秒の第 1 平均冷却速度で冷却する。また、第 1 冷却温度が 600℃よりも高いと、マルテンサイト相の体積分率が 0.5%未満となり、一方、第 1 冷却温度が 400℃よりも低いとマルテンサイト相の体積分率が 5.0%以上に増加し、さらにベイナイト相や残留オーステナイト (γ) 相が生成し、フェライト相の体積分率が 90%未満となるため、第 1 冷却温度は 600~400℃の温度範囲内とする。また、前記第 1 平均冷却速度が 3℃/秒未満では、マルテンサイト相の体積分率が 0.5%未満となるため、3℃/秒以上とする。一方、前記第 1 平均冷却速度が 25℃/秒を超えたと、ベイナイト相や残留 γ 相が生成し、フェライト相の体積分率が 90%未満となるため、前記第 1 平均冷却速度は 25℃/秒以下とする。

[0065]

また、第 1 冷却温度から室温までの冷却は、3℃/秒以下の第 2 平均冷却速度で冷却する。3℃/秒を超えるとマルテンサイトの体積分率が 5.0%以上になるため、第 1 冷却温度から室温までの平均冷却速度は 3℃/秒以下とする。

[0066]

[調質圧延工程]

降伏点や降伏伸びが発生すると、強度、特に降伏応力 Y_S のバラツキが大きくなる懸念があることから調質圧延を実施することが好ましい。

[0067]

調質圧延の伸長（圧下）率：0.3~2.0%

降伏点や降伏伸びを発現させないようにするためには、伸長率が 0.3%以上の調質圧延を施すことが好ましい。しかし、伸長率が 2.0%よりも大きいと、上記の効果の向上が顕著には認められなくなる他、延性も低下する可能性があるため、伸長率の上限は 2.0%とすることが好ましい。

[0068]

本発明の高強度冷延鋼板は、上述した製造方法で製造した高強度冷延鋼板だけには限定されず、焼鈍工程後に、例えば、溶融亜鉛めっきを施して製造した溶融亜鉛めっき鋼板や、溶融亜鉛めっき後に合金化処理を施して製造した合金

化熔融亜鉛めっき鋼板などのように、表面処理を施した各種表面処理鋼板も含まれる。

[0069]

なお、上述したところは、この発明の実施形態の一例を示したにすぎず、特許請求の範囲において種々の変更を加えることができる。

[実施例]

[0070]

次に、本発明の実施例を以下で説明する。

表1に示す成分組成の鋼を溶製して casting し、230mm 厚の鋼スラブを製造した。前記スラブを、熱間圧延開始温度を 1200℃とし、仕上げ圧延の終了温度 (FDT) を表2に示す条件で熱間圧延し、板厚: 3.2mm の熱延鋼板を得た。前記熱延鋼板を、熱間圧延の終了後、第1冷却時間: 0.1秒で冷却を開始して、表2に示す第3平均冷却速度で、表2に示す第2冷却温度まで急冷し、第2冷却温度から 650℃までの温度範囲にて、第2冷却時間: 2.5秒だけ空冷して、表2に示す巻取温度 (CT) で巻取った。

[0071]

前記熱延鋼板を酸洗後、冷間圧延を施して、板厚: 1.4mm の冷延鋼板とした。前記冷延鋼板を、その後、表2に示す第1平均加熱速度で表2に示す第1加熱温度まで加熱し、該第1加熱温度で表2に示す均熱時間だけ均熱した後、表2に示す第1冷却温度までを、表2に示す第1平均冷却速度で冷却し、その後、表2に示す第2平均冷却速度で第1冷却温度から室温まで冷却する条件にて焼鈍を施した後、0.7%の伸長率 (圧下率) でスキンプス圧延 (調質圧延) を施し、高強度冷延鋼板を製造した。

[0072]

製造した鋼板の長手先端部、中央部、尾端部にて、それぞれ幅方向中央位置と、両 1/4 幅位置の計 9ヶ所から、JIS5 号引張試験片を圧延直角方向から採取し、引張試験 (JIS Z 2241(1998)) により、降伏応力 (YS)、引張強さ (TS)、全伸び (EL)、降伏比 (YR) を測定した。EL が 26.5%以上と良好な延性を有する鋼板、YR が 70%以上と高降伏比を有する鋼板とした。

[0073]

穴広げ性に関しては、日本鉄鋼連盟規格 (JFS T1001(1996)) に準拠し、クリアランス 12.5% にて、直径 10mm ϕ の穴を打ち抜き、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、60% 以上を有するものを良好な穴広げ性を有する鋼板とした。

[0074]

鋼板のミクロ組織は、3% ナイタル試薬 (3% 硝酸 + エタノール) を用いて、鋼板の圧延方向断面 (板厚 1/4 の深さ位置) を腐食し、500~1000 倍の光学顕微鏡観察および 1000~100000 倍の電子顕微鏡 (走査型および透過型) により観察、撮影した組織写真を用いて、フェライト相の体積分率とマルテンサイト相の体積分率 (%) を定量化した。各 12 視野の観察を行い、ポイントカウンタ法 (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。フェライト相は、やや黒いコントラストの領域であり、マルテンサイト相は白いコントラストの付いている領域である。

[0075]

また、残部の低温生成相については、上記光学顕微鏡ないし電子顕微鏡 (走査型および透過型) の観察において、パーライト相およびベイナイト相は判別可能である。パーライト相は、層状の組織で、板状のフェライト相とセメンタイトが交互に並んでいる組織であり、ベイナイト相は、ポリゴナルフェライト相と比較して転位密度の高い板状のベイニティックフェライト相とセメンタイトを含む組織である。

[0076]

また、残留オーステナイト相の有無については、表層より板厚の 1/4 の厚さ分だけ研磨した面で、Mo の $K\alpha$ 線を線源とし加速電圧 50keV にて、X 線回折法 (装置: Rigaku 社製 RINT2200) によって、鉄のフェライト相の {200} 面、{211} 面、{220} 面と、オーステナイト相の {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相の体積分率を求め、体積分率が 1% 以上の場合、残留オーステナイト相があると判断し、体積分率が 1% 未満の場合、残留オーステナイ

ト相がなしと判断した。

[0077]

また、Nb 系析出物（炭化物）の平均粒径の測定方法は、得られた鋼板から作製した薄膜を透過型電子顕微鏡（TEM）で10視野観察し（写真引伸で倍率：500,000倍）、析出した各々の炭化物の平均粒径を求めた。平均粒径は、炭化物が球状形状の場合はその直径を平均粒径とし、また、炭化物が楕円形の場合は、炭化物の長軸 a と、長軸に直交する方向の短軸 b とを測定し、長軸 a と短軸 b との積 $a \times b$ の平方根を平均粒径とした。

[0078]

測定した引張特性と穴広げ性を表2に示す。表2に示す結果から、発明例は何れも主相としてフェライト相の体積分率が90%以上であり、且つ、第2相としてのマルテンサイト相の体積分率が0.5%以上5.0%未満の鋼板組織を示し、その結果、590MPa以上の引張強さと、70%以上の降伏比を確保しつつ、且つ、26.5%以上の全伸びと60%以上の穴広げ率の良好な加工性が得られた。

[0079]

[表1]

(単位は質量%)

表1

鋼種	化 学 組 成										備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	その他の成分		
A	0.13	0.88	1.3	0.02	0.002	0.02	0.002	0.034	—	適合鋼	
B	0.11	0.71	1.4	0.01	0.003	0.02	0.003	0.035	—	適合鋼	
C	0.07	0.50	1.7	0.01	0.002	0.03	0.003	0.045	—	適合鋼	
D	0.10	0.34	1.5	0.02	0.003	0.02	0.003	0.059	—	適合鋼	
E	0.07	0.65	1.6	0.01	0.002	0.02	0.003	0.055	—	適合鋼	
F	0.11	0.43	1.8	0.01	0.002	0.03	0.002	0.015	—	適合鋼	
G	0.13	0.61	1.4	0.02	0.003	0.02	0.003	0.041	—	適合鋼	
H	0.13	0.25	2.0	0.02	0.002	0.02	0.003	0.043	—	適合鋼	
I	0.08	0.50	1.5	0.02	0.003	0.02	0.003	0.045	—	適合鋼	
J	0.09	0.45	1.6	0.01	0.003	0.02	0.003	0.033	—	適合鋼	
K	0.09	0.40	1.7	0.01	0.003	0.02	0.003	0.030	—	適合鋼	
L	0.08	0.35	1.6	0.02	0.003	0.03	0.003	0.015	V : 0.05	適合鋼	
M	0.06	0.25	1.5	0.02	0.003	0.03	0.003	0.012	Ti : 0.05	適合鋼	
N	0.11	0.25	1.2	0.02	0.003	0.03	0.003	0.035	Cr : 0.25	適合鋼	
O	0.10	0.34	1.1	0.02	0.003	0.03	0.003	0.035	Mo : 0.10	適合鋼	
P	0.08	0.26	1.4	0.02	0.003	0.03	0.003	0.025	Cu : 0.10	適合鋼	
Q	0.07	0.41	1.3	0.02	0.002	0.02	0.004	0.030	Ni : 0.10	適合鋼	
R	0.09	0.45	1.2	0.02	0.003	0.03	0.003	0.050	B : 0.0015	適合鋼	
S	0.18	0.44	1.2	0.03	0.004	0.04	0.003	0.033	—	比較鋼	
T	0.14	0.05	2.4	0.02	0.003	0.03	0.003	0.005	—	比較鋼	
U	0.07	1.10	1.5	0.02	0.003	0.02	0.003	0.043	—	比較鋼	
V	0.03	0.22	2.3	0.02	0.003	0.03	0.003	0.029	—	比較鋼	
W	0.14	0.65	0.8	0.02	0.003	0.03	0.004	0.037	—	比較鋼	
X	0.09	0.05	2.8	0.01	0.003	0.03	0.003	0.008	—	比較鋼	

表中の数値に付した下線部は本発明の範囲外であることを示す。

[0080]

[表2]

表2

試料番号	鋼種	熱延条件				焼鈍条件						引張特性				穴広げ率	鋼板組織				備考
		FDT	第2平均冷却速度	第3平均冷却速度	CT	第1平均加熱速度	第1加熱速度	均熱時間	第1冷却速度	第1平均冷却速度	第2平均冷却速度	YS	TS	EL	YR	λ	フェライト相の体積分率 (%)	マルテンサイト相の体積分率 (%)	残留の低溫生成相 (注1)	Nb系炭化物の平均粒径 (μm)	
		℃	℃	℃/s	℃	℃/s	℃	s	℃	℃/s	℃/s	MPa	MPa	%	%	%					
1	A	890	700	20	600	10	750	120	500	5	0.5	433	615	28.4	70	75	95	2.8	P, B, RA	0.04	発明例
2	B	890	700	20	600	10	800	120	500	10	0.5	425	602	28.8	71	65	94	2.5	P, B, RA	0.03	発明例
3	C	860	700	20	540	10	760	200	480	5	0.3	478	625	29.2	76	61	95	2.9	P, B, RA	0.05	発明例
4	D	840	700	20	500	10	760	120	480	5	0.7	503	610	27.2	82	78	96	0.9	P	0.06	発明例
5	E	890	700	20	600	10	760	120	500	7	1.2	456	643	26.8	71	65	95	1.3	P	0.07	発明例
6	F	890	700	20	630	10	800	30	530	15	1.0	437	620	27.8	70	60	95	2.2	P, B, RA	0.09	発明例
7	G	860	700	20	500	5	760	60	470	13	0.9	491	635	27.3	77	67	97	1.4	P	0.08	発明例
8	H	860	700	20	580	8	760	120	500	5	0.5	433	593	28.1	73	71	95	2.9	P, B, RA	0.07	発明例
9	I	890	700	20	540	10	760	120	500	4	0.3	470	601	29.3	78	72	94	1.5	P	0.03	発明例
10	I	890	700	20	540	5	720	160	500	5	0.5	446	595	28.9	75	64	95	1.9	P, B, RA	0.08	発明例
11	I	890	700	20	540	20	760	120	500	5	0.5	488	623	26.8	78	65	96	2.6	P, B, RA	0.05	発明例
12	I	890	700	20	540	10	740	120	500	5	0.5	482	608	27.9	79	78	97	1.8	P	0.05	発明例
13	I	890	700	20	540	10	820	120	500	7	0.5	467	592	29.1	79	63	95	2.4	P, B, RA	0.10	発明例
14	J	890	700	20	540	10	750	120	500	5	0.5	477	605	27.1	79	78	97	1.1	P	0.05	発明例
15	J	890	750	20	620	10	760	150	500	5	1.0	442	619	29.3	71	65	96	2.5	P, B, RA	0.05	発明例
16	J	890	700	20	540	10	800	120	460	10	1.0	471	593	28.1	79	105	97	0.8	P	0.08	発明例
17	J	890	700	20	540	8	780	150	400	25	0.5	455	592	27.3	77	85	96	1.6	P	0.06	発明例
18	K	860	650	20	450	10	780	120	500	5	3.0	466	610	26.9	76	72	97	1.8	P	0.06	発明例
19	K	860	700	20	500	10	750	160	600	3	1.0	465	603	29.5	77	61	96	2.1	P, B, RA	0.05	発明例
20	K	860	700	20	460	5	740	200	550	4	2.0	443	598	28.8	74	62	97	1.8	P	0.04	発明例
21	K	860	700	20	540	5	740	200	500	10	3.0	435	612	29.4	71	61	94	4.1	B, RA	0.06	発明例
22	K	860	700	20	540	5	740	200	450	20	1.0	446	632	30.1	71	60	90	4.9	B, RA	0.06	発明例
23	L	860	700	20	540	5	750	120	500	5	0.5	443	622	27.3	71	65	93	2.5	P, B, RA	0.06	発明例
24	M	860	700	20	540	5	750	120	500	5	0.5	465	613	26.5	76	81	97	0.9	P	0.05	発明例
25	N	860	700	20	540	5	750	120	500	5	0.5	433	603	28.8	72	68	93	2.3	P, B, RA	0.05	発明例
26	O	860	700	20	540	5	750	120	500	5	0.5	465	658	28.1	71	69	94	3.3	P, B, RA	0.06	発明例
27	P	860	700	20	540	5	750	120	500	5	0.5	477	609	27.5	78	76	94	1.3	P	0.04	発明例
28	Q	860	700	20	540	5	750	120	500	5	0.5	466	613	27.3	76	86	95	1.4	P	0.05	発明例
29	R	860	700	20	540	5	800	180	500	5	0.5	498	695	26.6	72	69	91	3.3	B, RA	0.08	発明例
30	S	890	700	20	540	10	750	120	500	5	0.5	425	640	30.3	66	58	89	5.0	B, RA	0.06	比較例
31	T	890	700	20	540	10	760	120	500	5	0.5	391	664	31.3	59	52	85	10.3	B, RA	0.05	比較例
32	U	890	700	20	540	10	760	120	500	5	0.5	402	652	28.0	62	52	89	5.3	B, RA	0.05	比較例
33	V	890	700	20	540	10	760	120	500	5	0.5	355	633	30.5	56	45	88	9.3	B, RA	0.05	比較例
34	W	890	700	20	540	10	760	120	500	5	0.5	405	675	29.7	60	65	91	6.9	B, RA	0.06	比較例
35	X	890	700	20	540	10	760	120	500	5	0.5	466	622	24.1	75	66	92	7.2	B, RA	0.08	比較例
36	J	1000	700	20	540	10	760	120	500	5	0.5	420	570	28.4	74	62	99	0.3	P	0.05	比較例
37	J	800	650	20	540	10	760	120	500	5	0.5	523	623	21.3	84	58	89	5.6	B, RA	0.06	比較例
38	J	890	750	20	690	10	760	120	500	5	0.5	415	577	27.2	72	64	98	0.4	P	0.19	比較例
39	J	890	650	20	400	10	760	120	500	5	0.5	545	686	21.3	79	50	88	5.4	B, RA	0.03	比較例
40	J	890	700	20	540	60	760	120	500	5	0.5	612	710	18.6	86	43	89	6.1	B, RA	0.09	比較例
41	J	890	700	20	540	1.5	760	120	500	5	0.5	390	578	24.1	67	64	97	0.4	P	0.15	比較例
42	J	890	700	20	540	10	600	120	500	5	0.5	632	790	14.5	80	42	86	8.6	B, RA	0.03	比較例
43	J	890	700	20	540	10	900	120	500	5	0.5	378	577	25.3	66	53	89	7.3	B, RA	0.24	比較例
44	I	890	700	20	540	10	760	10	500	5	0.5	532	682	19.1	78	40	85	9.6	B, RA	0.06	比較例
45	I	890	700	20	540	10	760	600	500	5	0.5	416	574	23.3	72	62	97	0.3	P	0.15	比較例
46	K	890	700	20	540	10	760	120	350	5	0.5	415	633	29.6	66	51	92	6.3	B, RA	0.05	比較例
47	K	890	700	20	540	10	760	120	650	5	0.5	435	586	24.5	74	75	98	0.2	P	0.06	比較例
48	K	890	700	20	540	10	760	120	500	1	0.5	445	554	25.3	80	70	98	0.1	P	0.12	比較例
49	K	890	700	20	540	10	760	120	500	35	0.5	403	621	28.2	65	53	91	7.8	B, RA	0.05	比較例
50	K	890	700	20	540	10	760	120	500	5	0.5	395	656	27.3	60	49	84	7.8	B, RA	0.05	比較例

表中の数値に付した下線部は本発明の範囲外であることを示す。

(注1) 表中のPはパーライト相、Bはベイナイト相、RAは残留オーステナイト相である。

[産業上の利用可能性]

[0081]

本発明によれば、鋼板の組成およびマイクロ組織を制御することにより、引張強さが 590MPa 以上、降伏比が 70%以上、全伸びが 26.5%以上および穴広げ率が 60%以上である、加工性に優れた高降伏比を有する高強度冷延鋼板を安定して得ることができる。

請求の範囲

〔請求項 1〕

化学成分が、質量%で、C：0.05～0.15%、Si：0.10～0.90%、Mn：1.0～2.0%、P：0.005～0.05%、S：0.0050%以下、Al：0.01～0.10%、N：0.0050%以下およびNb：0.010～0.100%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、ミクロ組織が、体積分率で、フェライト相を90%以上、マルテンサイト相を0.5%以上5.0%未満を含み、残部が低温生成相からなる複合組織であり、かつ、降伏比が70%以上であることを特徴とする、加工性に優れた高降伏比を有する高強度冷延鋼板。

〔請求項 2〕

平均粒径が0.10 μ m以下のNb系析出物を含有することを特徴とする請求項1に記載の高強度冷延鋼板。

〔請求項 3〕

Fe成分の一部に代えて、さらに質量%で、V：0.10%以下およびTi：0.10%以下から選択される一種以上を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の高強度冷延鋼板。

〔請求項 4〕

Fe成分の一部に代えて、さらに質量%で、Cr：0.50%以下、Mo：0.50%以下、Cu：0.50%以下、Ni：0.50%以下およびB：0.0030%以下から選択される一種以上を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれか1項に記載の高強度冷延鋼板。

〔請求項 5〕

引張強さが590MPa以上であることを特徴とする請求項1～4のいずれか1項に記載の高強度冷延鋼板。

〔請求項 6〕

化学成分が、質量%で、C：0.05～0.15%、Si：0.10～0.90%、Mn：1.0～2.0%、P：0.005～0.05%、S：0.0050%以下、Al：0.01～0.10%、N：0.0050%以下およびNb：0.010～0.100%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成を有する鋼スラブを、熱間圧延開始温度：1150～1270℃、仕上げ圧延の終了温度：830～950℃の条件で熱間圧延を行い、熱延鋼板とし、冷却後に450～

650℃の温度範囲で巻取り、酸洗後、冷間圧延を施し、冷延鋼板とし、その後、3～30℃/秒の第1平均加熱速度で710℃～820℃の温度範囲内にある第1加熱温度まで加熱し、該第1加熱温度で30～300秒間の均熱時間だけ均熱した後、600～400℃の温度範囲内にある第1冷却温度までを3～25℃/秒の第1平均冷却速度で冷却し、その後、3℃/秒以下の第2平均冷却速度で第1冷却温度から室温まで冷却する条件にて焼鈍を施した後、0.3～2.0%の伸長率で調質圧延を施すことを特徴とする、加工性に優れた高降伏比を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

[請求項7]

前記熱間圧延後、巻取り前に行う冷却は、熱間圧延の終了後1秒以内の第1冷却時間で冷却を開始して、20℃/秒以上の第3平均冷却速度で650～750℃の温度範囲内にある第2冷却温度まで急冷し、第2冷却温度から650℃までの温度範囲にて2秒以上の第2冷却時間で空冷することを伴うものである請求項6に記載の高強度冷延鋼板の製造方法。

[請求項8]

Fe成分の一部に代えて、さらに質量%で、V：0.10%以下およびTi：0.10%以下から選択される一種以上を含有することを特徴とする請求項6または7に記載の高強度冷延鋼板の製造方法。

[請求項9]

Fe成分の一部に代えて、さらに質量%で、Cr：0.50%以下、Mo：0.50%以下、Cu：0.50%以下、Ni：0.50%以下およびB：0.0030%以下から選択される一種以上を含有することを特徴とする請求項6～8のいずれかに記載の高強度冷延鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/078222

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/12(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C21D9/46(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, C21D8/00-8/04, 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	1996-2012
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2012	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2012

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	JP 2005-264323 A (JFE Steel Corp.), 29 September 2005 (29.09.2005), claims (Family: none)	1-9
A	JP 2007-197748 A (JFE Steel Corp.), 09 August 2007 (09.08.2007), claims (Family: none)	1-9
A	JP 2008-106351 A (Nippon Steel Corp.), 08 May 2008 (08.05.2008), claims; paragraphs [0013], [0014] (Family: none)	1-9

☒ 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
29 February, 2012 (29.02.12)

Date of mailing of the international search report
13 March, 2012 (13.03.12)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/078222

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2009/125874 A1 (Nippon Steel Corp.), 15 October 2009 (15.10.2009), claims; description, page 12, lines 7 to 13 & US 2011/0024004 A1 & EP 2264206 A1	1-9
A	JP 2009-174019 A (Nippon Steel Corp.), 06 August 2009 (06.08.2009), claims (Family: none)	1-9

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/12(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C21D9/46(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, C21D8/00-8/04, 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 2 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 2 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 2 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	JP 2005-264323 A（J F E スチール株式会社）2005.09.29, 特許請求の範囲（ファミリーなし）	1 - 9
A	JP 2007-197748 A（J F E スチール株式会社）2007.08.09, 特許請求の範囲（ファミリーなし）	1 - 9
A	JP 2008-106351 A（新日本製鐵株式会社）2008.05.08, 特許請求の範囲, [0013], [0014]（ファミリーなし）	1 - 9

☒ 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

2 9 . 0 2 . 2 0 1 2

国際調査報告の発送日

1 3 . 0 3 . 2 0 1 2

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）

鈴木 毅

4 K

9 1 5 4

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 2009/125874 A1 (新日本製鐵株式会社) 2009. 10. 15, 請求の範囲, 明細書第 1 2 頁 7 - 1 3 行 & US 2011/0024004 A1 & EP 2264206 A1	1 - 9
A	JP 2009-174019 A (新日本製鐵株式会社) 2009. 08. 06, 特許請求の 範囲 (ファミリーなし)	1 - 9