(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 10 月 8 日(08.10.2015)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2015/151427 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/14* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2015/001455

(22) 国際出願日: 2015 年 3 月 17 日(17.03.2015)

(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 2014-073268 2014 年 3 月 31 日(31.03.2014) JP

(71) 出願人: 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: ▲高▼島　克利 (TAKASHIMA, Katsutoshi); 〒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); 〒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: 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ＪＦＥ商事ビル６階ＪＦＥ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, 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, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

(54) **Title**: HIGH-YIELD-RATIO HIGH-STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称 : 高降伏比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 that has a high yield ratio and that has excellent extensibility, hole expandability, and delayed fracture resistance characteristics. Also provided is a production method for the high-strength cold rolled steel sheet. A high-yield-ratio, high-strength cold rolled steel sheet that contains as principal components, by mass percent, 0.13%-0.25% of C, 1.2%-2.2% of Si, 2.0%-3.2% of Mn, 0.08% or less of P, 0.005% or less of S, 0.01%-0.08% of Al, and 0.008% or less of N, and 0.055%-0.130% of Ti, the remainder comprising Fe and unavoidable impurities, and that has a microstructure that has a volume fraction of 2%-15% of ferrite that has an average crystalline particle diameter of 2 μm or less, a volume fraction of 5%-20% of retained austenite that has an average crystalline particle diameter of 0.3-2.0 μm, and a volume fraction of 10% or less (including 0%) of martensite that has an average crystalline particle diameter of 2 μm or less, the remainder being bainite and tempered martensite, the average crystalline particle diameter of the bainite and the tempered martensite being 5 μm or less.

(57) 要約: 伸び、穴広げ性、耐遅れ破壊特性に優れ、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。 成分組成が、質量%で、Ｃ：０．１３～０．２５%、Ｓｉ：１．２～２．２%、Ｍｎ：２．０～３．２%、Ｐ：０．０８%以下、Ｓ：０．００５%以下、Ａｌ：０．０１～０．０８%、Ｎ：０．００８%以下、Ｔｉ：０．０５５～０．１３０%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、平均結晶粒径が２μｍ以下のフェライトを体積分率で２～１５%、平均結晶粒径が０．３～２．０μｍの残留オーステナイトを体積分率で５～２０%、平均結晶粒径が２μｍ以下のマルテンサイトを体積分率で１０%以下（０%含む）を有し、残部にベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトを有し、ベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトの平均結晶粒径が５μｍ以下である高降伏比高強度冷延鋼板。

WO 2015/151427 A1

明　細　書

発明の名称 ： 高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、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降伏比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CO_2排出規制が厳格化しており、自動車分野においては燃費向上に向けた車体の軽量化が課題となっている。そのために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、特に引張強さ（ＴＳ）が１１８０ＭＰａ以上の高強度冷延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には、成形性に優れることが要求される。特に、複雑形状を有する部品に用いられる高強度鋼板には、伸びや伸びフランジ性（以下、穴広げ性ともいう）といった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、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。自動車用部品の衝突吸収エネルギー特性を向上させるためには、素材であ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である。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で表される。また、ＴＳが１１８０ＭＰａ以上の鋼板は使用環境から侵入する水素によって、遅れ破壊（水素脆性）の発生が懸念される。そのため、ＴＳが１１８０ＭＰａ以上といった高強度鋼板を適用するためには、高いプレス成形性と耐遅れ破壊特性に優れる事が必要となる。

[0004] 従来、成形性と高強度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。例えば、特許文献１には、所定の成分組成を有し、硬さ３８０超４５０Ｈｖ以下の焼戻しマルテンサイトが面積率で７０％以上（１００％を含む）を含み、残部がフェライトからなる組織を有し、前記焼戻しマルテンサイト中におけるセメンタイト粒子の分布状態が、円相当直径０．０２μｍ以上０．１μｍ未満のセメンタイト粒子は、前記焼戻しマルテンサイト１μｍ^{2}当たり２０個以上で、円相当直径０．１μｍ以上のセメンタイト粒子は、前記焼戻しマルテンサイト１μｍ^{2}当たり１．５個以下であることを特徴とする伸びと伸びフランジ性のバランスに優れた高強度冷延鋼板が開示されている。特許文献１には、フェライトと焼戻しマルテンサイトからなる二相組織において、焼戻しマルテンサイトの硬さとその面積率、および該焼戻しマルテンサイト中におけるセメンタイト粒子の分布状態とを適正に制御することで、伸びフランジ性と伸びのバランスを確保しつつ、引張強度を向上させることが記載されている。

[0005] また、特許文献２には、加工性と耐遅れ破壊特性に優れた鋼板として、Ｖ：０．００１～１．００％を含有する所定の成分組成を有し、焼戻しマルテンサイトを面積率で５０％以上（１００％を含む）含み、残部がフェライトからなる組織を有し、前記焼戻しマルテンサイト中における析出物の分布状態が、円相当直径１～１０ｎｍの析出物は、前記焼戻しマルテンサイト１μｍ^{2}当たり２０個以上で、円相当直径２０ｎｍ以上のＶを含む析出物は、前記焼戻しマルテンサイト１μｍ^{2}当たり１０個以下であることを特徴とする高強度冷延鋼板が開示されている。特許文献２には、焼戻しマルテンサイト単相組織またはフェライトと焼戻しマルテンサイトからなる二相組織において、焼戻しマルテンサイトの面積率、および該焼戻しマルテンサイト中に析出したＶを含む析出物の分布状態を適正に制御することで、耐水素脆化特性を確保しつつ、伸びフランジ性をも改善することが記載されている。

[0006] 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 Ｐｌａｓ

ｔｉｃｉｔｙ）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であり、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、穴広げ性に劣る欠点があった。そこで、特許文献３、特許文献４に開示されるような、延性および穴広げ性（伸びフランジ性）に優れた高強度鋼板が開発されている。

[0007] 特許文献３には、占積率で、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４には、主相としてベイナイト、ベイニティックフェライトの一方又は双方を面積率で合計３４～９７％含有し、第２相としてオーステナイトの面積率（Ｖγ）が３～３０％であり、残部がフェライト及び／又はマルテンサイトからなるミクロ組織を有する穴広げ性および延性に優れた高強度薄鋼板が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0008] 特許文献1：特開２０１１－０５２２９５号公報

特許文献2：特開２０１０－０１８８６２号公報

特許文献3：特開２００５－２４０１７８号公報

特許文献4：特開２００４－３３２０９９号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0009] しかしながら、一般的にＤＰ鋼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の技術に関しては、高温で短時間の焼戻しを行うことで鋼板の伸びフランジ性を高めているが、鋼板の強度に対して伸びが不十分である。特許文献２の技術も強度に対して伸びが不十分であり、十分な成形性を確保しているとはいえない。また、残留オーステナイトを活用した鋼板においても、特許文献３の技術では、得られる鋼板のＹＲが低いため衝突吸収エネルギー特性が低く、かつ、１１８０ＭＰａ以上もの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。さらに、特許文献４の技術では、得られる鋼板の強度に対して伸びが不十分であり、十分な成形性を確保しているとはいえない。

[0010] このように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保ちつつ、プレス成形に優れた伸びおよび穴広げ性を確保し、さらに耐遅れ破壊特性に優れることは困難であり、その他の鋼板を含めても、これらの特性（降伏比、強度、伸び、穴広げ性、耐遅れ破壊特性）を兼備する鋼板は開発されていないのが実情である。

[0011] 本発明はこのような事情に鑑みてなされたものであり、上記従来技術の問題点を解消し、伸び、穴広げ性、耐遅れ破壊特性に優れ、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

[0012] 本発明者らは鋭意検討を重ねた結果、鋼板のミクロ組織中のフェライト、残留オーステナイト、マルテンサイト、ベイナイト、焼戻しマルテンサイトの体積分率を特定の比率で制御し、かつ、これらの平均結晶粒径を微細化し、鋼板組織中に微細炭化物を生成させることで、高降伏比を確保しつつ、高延性、高穴広げ性に加え、優れた耐遅れ破壊特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。

[0013] 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、穴広げ性、耐遅れ破壊特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。

[0014] 鋼板組織中に高硬度を有する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、打抜き加工時にその界面、特に軟質な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。一方で、鋼板組織中に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で伸びが向上する。また、鋼板組織中に旧γ粒界が存在すると、鋼板内に水素侵入した際、旧γ粒界にトラップされて、粒界強度を顕著に低下させるため、き裂発生後のき裂進展速度が増加してしまい、耐遅れ破壊特性は低下する。また、降伏比に関しては、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することで降伏比が高くなるが、伸びに対する効果は小さい。

[0015] そこで発明者らは鋭意検討を重ねた結果、ボイド発生源である軟質相と硬質相の体積分率を調整し、硬質中間相である焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトを生成させ、さらに結晶粒を微細化させた鋼板組織とすることで、軟質なフェライトをある程度含有しながらも強度や穴広げ性を確保できるとの知見を得た。さらに、微細炭化物を鋼板組織中に含有させることで水素トラップサイトを生成させ、耐遅れ破壊特性や強度を確保して、優れた伸び、耐遅れ破壊特性、穴広げ性、および高降伏比を得るとの知見を得た。

[0016] また、耐遅れ破壊特性に関して、旧γ粒界の存在がき裂進展速度を促進させるため、フェライトが含有可能な２相域の焼鈍温度で焼鈍することが望ましい。さらに、微細炭化物を生成させることで水素トラップサイトが生成し、脆化に関与する水素が抑制されることで、耐遅れ破壊特性が向上することを明らかとした。また、鋼板組織中にフェライトを含有する事で強度や穴広げ性が低下する懸念がある。しかし、微細炭化物を析出させ、焼鈍時の加熱中の再結晶温度および速度を制御し、鋼板組織を微細化することで穴広げ性に影響するボイドの連結を抑制することが可能である事を明らかとした。

[0017] ここで、微細炭化物を析出させる元素としてＴｉを適量添加し、熱延鋼板の組織中に炭化物を微細に分散および固溶させた上で、その後の連続焼鈍時にも粗大化させず、焼鈍時に鋼板組織（結晶粒）を微細化させることが可能である。さらに、Ｔｉの適量添加は、単相域焼鈍温度（Ａｃ３点）の温度を

上昇させるため、安定的に２相域焼鈍が可能となる。その後の冷却過程でのベイナイト変態と、冷却中に生成するマルテンサイトの焼戻しの工程で、残留オーステナイト生成とベイナイトや焼戻しマルテンサイトを生成することにより、本発明の鋼板組織を形成させる知見を得た。

[0018] 本発明者らは、Ｔｉを０．０５５～０．１３０質量％の範囲で添加し、さらに適正な熱間圧延および焼鈍条件で熱処理を施すことで、フェライト、残留オーステナイト、マルテンサイト、ベイナイト、焼戻しマルテンサイトの結晶粒径を微細化しつつ、残留オーステナイトの体積分率を伸びの確保に十分な体積分率とすること、かつ、フェライト、マルテンサイトの体積分率を強度と延性を損なわない範囲に制御することで、高降伏比を確保しつつ、伸び、穴広げ性、耐遅れ破壊特性を向上させることが可能であることを見出した。

[0019] 本発明は上記知見に基づくものであり、その要旨は以下のとおりである。

[0020] ［１］成分組成が、質量％で、Ｃ：０．１３～０．２５％、Ｓｉ：１．２～２．２％、Ｍｎ：２．０～３．２％、Ｐ：０．０８％以下、Ｓ：０．００５％以下、Ａｌ：０．０１～０．０８％、Ｎ：０．００８％以下、Ｔｉ：０．０５５～０．１３０％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、平均結晶粒径が２μｍ以下のフェライトを体積分率で２～１５％、平均結晶粒径が０．３～２．０μｍの残留オーステナイトを体積分率で５～２０％、平均結晶粒径が２μｍ以下のマルテンサイトを体積分率で１０％以下（０％含む）を有し、残部にベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトを有し、ベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトの平均結晶粒径が５μｍ以下である高降伏比高強度冷延鋼板。

[0021] ［２］成分組成として、さらに質量％で、Ｂ：０．０００３～０．００５０％を含有する前記［１］に記載の高降伏比高強度冷延鋼板。

[0022] ［３］成分組成として、さらに、質量％で、Ｖ：０．０５％以下、Ｎｂ：０．０５％以下から選択される一種以上を含有する前記［１］または［２］に記載の高降伏比高強度冷延鋼板。

[0023] ［４］成分組成として、さらに、質量％で、Ｃｒ：０．５０％以下、Ｍｏ：０．５０％以下、Ｃｕ：０．５０％以下、Ｎｉ：０．５０％以下から選択される一種以上を含有する前記［１］～［３］のいずれかに記載の高降伏比高強度冷延鋼板。

[0024] ［５］成分組成として、さらに、質量％で、Ｃａ及び／又はＲＥＭを合計で０．００５０％以下含有する前記［１］～［４］のいずれかに記載の高降伏比高強度冷延鋼板。

[0025] ［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、加熱温度：１１５０～１３００℃に加熱し、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、１次冷却として８０℃／ｓ以上の第１平均冷却速度で６５０℃以下まで冷却し、２次冷却として５℃／ｓ以上の第２平均冷却速度で５５０℃以下まで冷却した後に巻取り熱延鋼板とし、該熱延鋼板に酸洗を施した後、冷間圧延を行い、次いで、３～３０℃／ｓの平均加熱速度で８２０℃以上の温度域まで加熱し、第１均熱温度として８２０℃以上の温度で３０秒以上保持した後、第１均熱温度から３℃／ｓ以上の平均冷却速度で１００～２５０℃の冷却停止温度域まで冷却し、次いで３５０～５００℃まで加熱し、第２均熱温度として３５０～５００℃の温度域で３０秒以上保持した後、室温まで冷却する連続焼鈍を施す高降伏比高強度冷延鋼板の製造方法。

発明の効果

[0026] 本発明によれば、極めて高い引張強度を有するとともに、高い伸びと穴広げ性といった優れた加工性を有する。また、部材に成形加工した後も環境から侵入する水素に起因した遅れ破壊が生じにくい優れた耐遅れ破壊特性を有する。例えば、引張強さが１１８０ＭＰａ以上の高強度、降伏比が７５％以上の高降伏比を有し、伸びが１７．０％以上および穴広げ率が４０％以上を有し、２５℃のｐＨ＝２の塩酸浸漬環境下で１００時間破壊が生じない、伸び、穴広げ性、耐遅れ破壊特性が優れた高降伏比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

[0027] 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、以下において、成分の「％」表示は質量％を意味する。

[0028] Ｃ：０．１３～０．２５％

Ｃは鋼板の高強度化に有効な元素であり、本発明におけるベイナイト、焼戻しマルテンサイト、残留オーステナイト及びマルテンサイトといった第２相形成に関しても寄与し、さらにマルテンサイトおよび焼戻しマルテンサイトの硬度を高くする。Ｃ含有量が０．１３％未満では、必要なベイナイト、焼戻しマルテンサイト、残留オーステナイト及びマルテンサイトの体積率の確保が難しい。よって、Ｃ含有量は０．１３％以上とする。好ましくは、Ｃ含有量は０．１５％以上であり、より好ましくは０．１７％以上である。一方、Ｃ含有量が０．２５％を超えて過剰となると、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、穴広げ性が低下する。よって、Ｃ含有量は０．２５％以下とする。好ましくは、Ｃ含有量は０．２３％以下である。

[0029] Ｓｉ：１．２～２．２％

Ｓｉはフェライトを固溶強化し、硬質相との硬度差を低下させて、穴広げ性を向上させる効果を有する。その効果を得るためにはＳｉ含有量は１．２％以上とする必要がある。好ましくは、Ｓｉ含有量は１．３％以上である。一方、Ｓｉの過剰な添加は化成処理性を低下させるため、Ｓｉ含有量は２．２％以下とする。好ましくは、Ｓｉ含有量は２．０％以下である。

[0030] Ｍｎ：２．０～３．２％

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、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含有量を２．０％以上とする必要がある。好ましくは、Ｍｎ含有量は２．３％以上である。一方、Ｍｎを過剰に含有した場合、マルテンサイトの体積率が過剰になり、さらにマルテンサイトおよび焼戻しマルテンサイトの硬度が増加してしまい、穴広

げ性が低下する。さらに、水素が鋼板内に侵入した場合、粒界のすべり拘束が増加し、結晶粒界でのき裂が進展しやすくなるため耐遅れ破壊特性が低下する。そのため、Ｍｎ含有量は３．２％以下とする。好ましくは、Ｍｎ含有量は２．９％以下である。

[0031] Ｐ：０．０８％以下

Ｐは固溶強化により高強度化に寄与するが、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、溶接性が低下する。このため、Ｐ含有量は０．０８％以下とする。好ましくは、Ｐ含有量は０．０５％以下である。

[0032] Ｓ：０．００５％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、穴広げ性に代表される局部伸びが低下する。このため、Ｓ含有量は０．００５％以下とする。好ましくは、Ｓ含有量は０．００４５％以下である。特に下限は無いが、極低Ｓ化は製鋼コストが上昇するため、Ｓ含有量は０．０００５％以上とすることが好ましい。

[0033] 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Ａｌ含有量は０．０１％以上とすることが必要である。一方、Ａｌ含有量が０．０８％を超えても効果が飽和するため、Ａｌ含有量は０．０８％以下とする。好ましくは、Ａｌ含有量は０．０５％以下である。

[0034] Ｎ：０．００８％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。Ｎ含有量が０．００８％を超えると、この傾向が顕著となることから、Ｎ含有量は０．００８％以下とする。好ましくは、Ｎ含有量は０．００５％以下である。

[0035] Ｔｉ：０．０５５～０．１３０％

Ｔｉは本発明に必須な微細炭化物を生成し、結晶粒微細化や水素トラップサイト生成に寄与する重要な元素である。このような効果を発揮させるため

には、Ｔｉ含有量を０．０５５％以上とする必要がある。好ましくは、Ｔｉ含有量は０．０６５％以上であり、さらに好ましくは０．０８０％以上である。一方、０．１３０％を超えて多量にＴｉを添加すると、伸びが著しく低下する。このため、Ｔｉ含有量は０．１３０％以下とする。好ましくは、Ｔｉ含有量は０．１１０％以下である。

[0036] また、本発明では、上記の成分に加えてさらに、下記の理由により、Ｂ：０．０００３～０．００５０％や、Ｖ：０．０５％以下、Ｎｂ：０．０５％以下から選択される一種以上や、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一種以上や、Ｃａ及び／又はＲＥＭを合計で０．００５０％以下を、個別にあるいは同時に添加しても良い。

[0037] Ｂ：０．０００３～０．００５０％

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し、焼入れ性を確保しつつ、マルテンサイト変態開始点を低下させない元素であり、穴広げ性の向上に寄与する。このため、Ｂは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、Ｂ含有量は０．０００３％以上とする。一方、Ｂ含有量が０．００５０％を超えると、その効果が飽和するため、Ｂ含有量は０．００５０％以下とする。好ましくは、Ｂ含有量は０．００４０％以下である。

[0038] Ｖ：０．０５％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上では、Ｖ含有量は０．０１％以上とすることが好ましい。一方、０．０５％を超えて多量のＶを含有させても、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含有量は０．０５％以下とする。

[0039] Ｎｂ：０．０５％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含有量は０．００５％以上とすることが好ましい。一方、０．０５％を超えて多量にＮｂを含有すると、伸びが著しく低下する。このため、Ｎｂ含有量は０．０５％以下とする。

[0040] 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含有量は０．１０％以上とすることが好ましい。一方、Ｃｒ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。このため、Ｃｒ含有量は０．５０％以下とする。

[0041] 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、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含有量は０．０５％以上とすることが好ましい。一方、０．５０％を超えてＭｏを含有させても効果が飽和するため、Ｍｏ含有量は０．５０％以下とする。

[0042] Ｃｕ：０．５０％以下

Ｃｕ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、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。これら効果を発揮するためにはＣｕ含有量は０．０５％以上とすることが好ましい。一方、０．５０％を超えてＣｕを含有させても効果が飽和し、またＣｕに起因する表面欠陥が発生しやすくなるため、Ｃｕ含有量は０．５０％以下とする。

[0043] Ｎｉ：０．５０％以下

Ｎｉ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、また、Ｃｕと同様、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。これら効果を発揮させるためにはＮｉ含有量は０．０５％以上とすることが好ましい。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、Ｎｉ含有量は０．５０％以下とする。

[0044] Ｃａ及び／又はＲＥＭを合計で０．００５０％以下

ＣａおよびＲＥＭは、硫化物の形状を球状化し穴広げ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及び／又はＲＥＭを合計で０．０００５％以上含有させることが好ましい。一方、Ｃａ及び／又はＲＥＭは、その合計の含有量が０．００５０％を超えるとその効果が飽和する。このため、Ｃａ、ＲＥＭは、単独添加、複合添加のいずれの場合においても、その含有量の合計を０．００５０％以下とする。

[0045] 上記以外の残部はＦｅ及び不可避的不純物である。不可避的不純物としては、例えば、Ｓｂ、Ｓｎ、Ｚｎ、Ｃｏ等が挙げられ、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。

[0046] 次に、本発明の高降伏比高強度冷延鋼板のミクロ組織について、詳細に説明する。

[0047] 本発明の高降伏比高強度冷延鋼板は、ミクロ組織が、平均結晶粒径が２μｍ以下のフェライトを体積分率で２～１５％、平均結晶粒径が０．３～２．０μｍの残留オーステナイトを体積分率で５～２０％、平均結晶粒径が２μｍ以下のマルテンサイトを体積分率で１０％以下（０％含む）を有し、残部にベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトを有し、ベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトの平均結晶粒径が５μｍ以下である。なお、以下において、体積分率は鋼板の全体に対する体積分率である。

[0048] 平均結晶粒径が２μｍ以下のフェライトを体積分率で２～１５％

フェライトの体積分率が２％未満では、伸びの確保が困難である。このため、フェライトの体積分率は２％以上とする。好ましくは、フェライトの体

積分率は５％超である。一方、フェライトの体積分率が１５％を超えると、打抜き時のボイド生成量が増加することに加え、強度確保のため、マルテンサイトや焼戻しマルテンサイトの硬度も高くする必要があり、強度と穴広げ性の両立が困難となる。このため、フェライトの体積分率は１５％以下とする。好ましくは、フェライトの体積分率は１２％以下であり、さらに好ましくは、１０％未満である。また、フェライトの平均結晶粒径が２μｍ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ため、良好な穴広げ性が得られない。そのため、フェライトの平均結晶粒径は２μｍ以下とする。

[0049] 平均結晶粒径が０．３～２．０μｍの残留オーステナイトを体積分率で５～２０％

残留オーステナイトは、延性を良好とする効果を有する。残留オーステナイトの体積分率が５％未満では十分な伸びを得ることができない。このため、残留オーステナイトの体積分率は５％以上とする。好ましくは、残留オーステナイトの体積分率は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、穴広げ性が劣化する。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。好ましくは、残留オーステナイトの体積分率は１８％以下である。また、残留オーステナイトの平均結晶粒径が０．３μｍ未満では伸びに及ぼす寄与が小さく、十分な伸びを確保することが困難である。このため、残留オーステナイトの平均結晶粒径は０．３μｍ以上とする。一方、残留オーステナイトの平均結晶粒径が２．０μｍを超えると、穴広げ試験時のボイド生成後にボイドの連結が起こりやすくなる。このため、残留オーステナイトの平均結晶粒径は２．０μｍ以下とする。

[0050] 平均結晶粒径が２μｍ以下のマルテンサイトを体積分率で１０％以下（０％含む）

所望の強度を確保しつつ、穴広げ性を確保するためにマルテンサイトの体積分率は１０％以下とする。好ましくは８％以下であり、０％であってもよい。また、マルテンサイトの平均粒径が２μｍを超えると、フェライトとの

界面に生成するボイドが連結しやすくなり、穴広げ性が劣化する。このため、マルテンサイトの平均粒径は２μｍ以下とする。なお、ここで云うマルテンサイトとは、連続焼鈍時の第２均熱温度域である３５０～５００℃の温度域で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。

[0051] 残部にベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトを有し、ベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトの平均結晶粒径が５μｍ以下

良好な穴広げ性や高降伏比を確保するために、上記のフェライト、残留オーステナイト、マルテンサイト以外の残部には、ベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトを含有することが必要である。ここで、ベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトの平均結晶粒径は５μｍ以下とする。該平均結晶粒径が５μｍ超では、フェライトとの界面に生成するボイドが連結しやすくなり、穴広げ性が劣化する。なお、本発明において、ミクロ組織の平均結晶粒径は、後述するように、ＳＥＭ（走査型電子顕微鏡）を用いた組織観察により得た鋼板組織写真を用いて求めるが、この場合、ベイナイトと焼戻しマルテンサイトの識別が困難である。そこで、本発明では、ベイナイトまたは焼戻しマルテンサイトである結晶粒について、粒径を求め、これらの値を平均して、ベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトである組織の平均結晶粒径を求め、これをベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトの平均結晶粒径とした。このようにして求めたベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトの平均結晶粒径が５μｍ以下であれば、上記したように、良好な穴広げ性や高降伏比を確保することができる。

[0052] なお、ＦＥ－ＳＥＭ（電界放射型走査電子顕微鏡）、ＥＢＳＤ（電子線後方散乱回折）やＴＥＭ（透過型電子顕微鏡）により詳細な組織観察を行うことで、ベイナイトと焼戻しマルテンサイトの識別は可能である。このような組織観察によりベイナイトと焼戻しマルテンサイトを識別した場合、ベイナイトの体積分率は１５％以上５０％以下とすることが、焼戻しマルテンサイトの体積分率は３０％以上７０％以下とすることが好ましい。なお、ここで

云うベイナイトの体積分率とは、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、焼鈍時の１００～２５０℃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、３５０～５００℃の温度域に加熱後、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。

[0053] なお、本発明のミクロ組織において、上記したフェライト、残留オーステナイト、マルテンサイト、ベイナイトおよび焼戻しマルテンサイト以外に、パーライト等が生成される場合があるが、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および平均結晶粒径を満足し、残部に所定の平均結晶粒径のベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトを有することが満足されれば、本発明の目的を達成できる。ただし、パーライト等、上記したフェライト、残留オーステナイト、マルテンサイト、ベイナイトおよび焼戻しマルテンサイト以外の組織の体積分率は合計で３％以下が好ましい。

[0054] なお、鋼板組織中には、平均粒径が０．１０μｍ以下のＴｉ系析出物を含有することが好ましい。Ｔｉ系析出物の平均粒径を０．１０μｍ以下とすることによって、Ｔｉ系析出物周囲の歪が転位の移動の抵抗として効果的に作用し、鋼の強化に寄与することができ、さらには焼鈍後に高降伏比化に寄与することができる。

[0055] 次に、本発明の高降伏比高強度冷延鋼板の製造方法について説明する。

[0056] 本発明の高降伏比高強度冷延鋼板は、上記した成分組成を有する鋼スラブを、加熱温度：１１５０～１３００℃に加熱し、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、１次冷却として８０℃／ｓ以上の第１平均冷却速度で６５０℃以下まで冷却し、２次冷却として５℃／ｓ以上の第２平均冷却速度で５５０℃以下まで冷却した後に巻取り熱延鋼板とし、該熱延鋼板に酸洗を施した後、冷間圧延を行い、次いで、３～３０℃／ｓの平均加熱速度で８２０℃以上の温度域まで加熱し、第１均熱温度として８２０℃以上の温度で３０秒以上保

持した後、第１均熱温度から３℃／ｓ以上の平均冷却速度で１００～２５０℃の冷却停止温度域まで冷却し、次いで３５０～５００℃まで加熱し、第２均熱温度として３５０～５００℃の温度域で３０秒以上保持した後、室温まで冷却する連続焼鈍を施すことにより製造できる。

[0057] 上記したように、本発明の高降伏比高強度冷延鋼板は、鋼スラブに、熱間圧延を行い、冷却し、巻き取る熱間圧延工程と、酸洗を施す酸洗工程と、冷間圧延を行う冷間圧延工程と、連続焼鈍を行う焼鈍工程を順次施すことにより製造できる。以下、各製造条件について、詳細に説明する。

[0058] なお、本発明で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。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。

[0059] ［熱間圧延工程］

加熱温度（好適条件）：１１５０～１３００℃

上記した成分組成の鋼スラブを、鋳造後、再加熱することなく１１５０～１３００℃の温度の鋼スラブを用いて熱間圧延を開始するか、若しくは、鋼スラブを１１５０～１３００℃に再加熱した後、熱間圧延を開始することが好ましい。加熱温度は、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ことが懸念される。このため、加熱温度は１１５０℃以上とすることが好ましい。一方、加熱温度が１３００℃より高い場合は、加熱コストが増大するだけである。このため、加熱温度は１３００℃以下とすることが好ましい。

[0060] 仕上げ圧延の終了温度：８５０～９５０℃

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。このため、熱間圧延における仕上げ圧延の終了温度は８５０℃以上とする。一方、仕上げ圧延の終了温度が９５０℃を超えると、熱延鋼板のミクロ組織が粗大になり、焼鈍後の特性が低下する。このため、仕上げ圧延の終了温度は９５０℃以下とする。

[0061] 熱間圧延後の冷却条件：熱間圧延の終了後１秒以内に冷却を開始し、１次冷却として８０℃／ｓ以上の第１平均冷却速度で６５０℃以下まで冷却し、２次冷却として５℃／ｓ以上の第２平均冷却速度で５５０℃以下まで冷却

熱間圧延終了後、１秒以内に冷却を開始して、フェライト変態させることなく、ベイナイト変態する温度域まで急冷して熱延鋼板のミクロ組織をベイナイト組織として均質化する。このような熱延鋼板の組織の制御は、最終的な鋼板組織において、主にフェライトやマルテンサイトを微細化させる効果がある。熱間圧延終了後、冷却開始までの時間が１秒を超えると、フェライト変態が開始されるため、ベイナイト変態の均質化が困難となる。このため、熱間圧延終了後、すなわち熱間圧延の仕上げ圧延を終了後、１秒以内に冷却（１次冷却）を開始し、８０℃／ｓ以上の平均冷却速度（第１平均冷却速度）で６５０℃以下まで冷却する。１次冷却の平均冷却速度である第１平均冷却速度が８０℃／ｓ未満ではフェライト変態が冷却中に開始されるため、熱延鋼板の鋼板組織が不均質となり、焼鈍後の鋼板の穴広げ性が低下する。また１次冷却における冷却の終点の温度（１次冷却の冷却停止温度）が６５０℃超えではパーライトが過剰に生成し、熱延鋼板の鋼板組織が不均質となり、焼鈍後の鋼板の穴広げ性が低下する。よって、熱間圧延の終了後、１秒以内に冷却を開始し、８０℃／ｓ以上の第１平均冷却速度で６５０℃以下まで１次冷却する。１次冷却の冷却停止温度は６００℃以上であることが好ましい。なお、ここで、第１平均冷却速度は、熱間圧延終了から１次冷却の冷却停止温度までの平均冷却速度である。上記した１次冷却の後は、引き続き２次冷却として、５℃／ｓ以上の平均冷却速度で５５０℃以下まで冷却する。２次冷却の平均冷却速度である第２平均冷却速度が５℃／ｓ未満、もしくは５５０℃超までの２次冷却では、熱延鋼板の鋼板組織にフェライトもしく

はパーライトが過剰に生成し、焼鈍後の鋼板の穴広げ性が低下する。したがって、２次冷却として５℃／ｓ以上の第２平均冷却速度で５５０℃以下まで冷却する。２次冷却の平均冷却速度は４５℃／ｓ以下が好ましい。なお、ここで、第２平均冷却速度は、１次冷却の冷却停止温度から巻取り温度までの平均冷却速度である。

[0062] 巻取り温度：５５０℃以下

上記したように、熱間圧延後、１次冷却を行い次いで２次冷却を行って、５５０℃以下まで冷却した後、５５０℃以下の巻取り温度で巻き取り、熱延鋼板を得る。巻取り温度が５５０℃超では、フェライトおよびパーライトが過剰に生成する。このため、巻取り温度は５５０℃以下とする。好ましくは、巻取り温度は５００℃以下である。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℃以上とすることが好ましい。

[0063] ［酸洗工程］

熱間圧延工程後、酸性工程を実施し、熱間圧延工程で形成された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。

[0064] ［冷間圧延工程］

酸洗工程後の鋼板について、所定の板厚まで圧延して冷延板を得る冷間圧延工程を行う。冷間圧延工程の条件は特に限定されず、常法で実施すればよい。

[0065] ［焼鈍工程］

焼鈍工程においては、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。そのために、焼鈍工程では、３～３０℃／ｓの平均加熱速度で８２０℃以上の温度域まで加熱し、第１均熱温度として８２０℃以上の温度で３０秒以上保持した後、第１均熱温度から３℃／ｓ以上の平均冷却速度で１００～２５０℃の冷却停止温度域まで冷却し、次いで３５０～５０

０℃まで加熱し、第２均熱温度として３５０～５００℃の温度域で３０秒以上保持した後、室温まで冷却する連続焼鈍を施す。

以下に各条件の限定理由について説明する。

[0066] 平均加熱速度：３～３０℃／ｓ

焼鈍における昇温過程での再結晶で生成するフェライトやオーステナイトの核生成の速度を、再結晶した結晶粒が成長する速度より速めることで、再結晶粒の微細化が可能である。このような効果を得るため、８２０℃以上の温度域まで加熱する際の平均加熱速度は３℃／ｓ以上とする。平均加熱速度が３℃／ｓ未満では、焼鈍後のフェライトやマルテンサイト粒が粗大となり、所定の平均粒径が得られない。好ましくは、平均加熱速度は５℃／ｓ以上である。一方、平均加熱速度で３０℃／ｓを超えて急速に加熱すると、再結晶が進行しにくくなる。このため、平均加熱速度は３０℃／ｓ以下とする。

[0067] 第１均熱温度：８２０℃以上

前記したような平均加熱速度で８２０℃以上の温度域に加熱した後、均熱温度（第１均熱温度）を８２０℃以上の温度として、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均熱温度が８２０℃未満ではフェライト分率が多くなるため、強度と穴広げ性の両立が困難になる。このため、第１均熱温度は８２０℃以上とする。上限は特に規定されないが、均熱温度が高すぎると、オーステナイト単相域での焼鈍となり、耐遅れ破壊特性が低下する傾向にあるため、第１均熱温度は９００℃以下とすることが好ましい。さらに好ましくは、第１均熱温度は８８０℃以下である。

[0068] 第１均熱温度での保持時間：３０秒以上

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均熱温度での保持時間（以下、第１保持時間ともいう）は３０秒以上とする必要がある。好ましくは、第１保持時間は１００秒以上である。第１保持時間の上限は特に限定されないが、６００秒以下が好ましい。

[0069] 第１均熱温度から３℃／ｓ以上の平均冷却速度で１００～２５０℃の冷却停止温度域まで冷却

高降伏比や穴広げ性の観点から焼戻しマルテンサイトを生成させるため、均熱温度からマルテンサイト変態開始温度以下まで冷却することで、第１均熱温度での保持中に生成したオーステナイトを一部マルテンサイト変態させる。このため、平均冷却速度を３℃／ｓ以上として、１００～２５０℃の冷却停止温度域まで冷却する。該平均冷却速度が３℃／ｓ未満だと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、該平均冷却速度は３℃／ｓ以上とする。また、冷却停止温度が１００℃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、ベイナイトや残留オーステナイトが減少して、伸びが低下する。このため、冷却停止温度は１００℃以上とする。好ましくは、冷却停止温度は１５０℃以上である。一方、冷却停止温度が２５０℃超では焼戻しマルテンサイトが減少し、穴広げ性が低下する。このため、冷却停止温度は２５０℃以下とする。好ましくは、冷却停止温度は２２０℃以下である。

[0070] ３５０～５００℃まで加熱し、第２均熱温度として３５０～５００℃の温度域で３０秒以上保持した後、室温まで冷却

冷却途中に生成したマルテンサイトを焼戻して焼戻しマルテンサイトとし、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するために、第２均熱温度での保持を行う。第２均熱温度が３５０℃未満ではマルテンサイトの焼戻しが不十分となり、フェライトおよびマルテンサイトとの硬度差が大きくなるため、穴広げ性が劣化する。よって、第２均熱温度は３５０℃以上とする。一方、第２均熱温度が５００℃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。よって、第２均熱温度は５００℃以下とする。また、第２均熱温度での保持時間（以下、第２保持時間ともいう）が３０秒未満ではベイナイト変態が十分に進行しない。このため、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、穴広げ性が低下する。よって、

第２保持時間は３０秒以上とする。好ましくは、第２保持時間は６０秒以上である。第２保持時間の上限は特に限定されないが、２０００秒以下が好ましい。

[0071] なお、上記した連続焼鈍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。

[0072] また、本発明の範囲内であれば、上記した焼鈍工程において、溶融亜鉛めっきを施して溶融亜鉛めっき鋼板としてもよく、また、溶融亜鉛めっき後に合金化処理を施して合金化溶融亜鉛めっき鋼板としても良い。さらに本発明で得られた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

[0073] 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。

[0074] 表１に示す化学組成の鋼（残部成分：Ｆｅおよび不可避的不純物）を溶製して鋳造し、スラブを製造した。次いで、熱間圧延の加熱温度を１２５０℃、仕上げ圧延の終了温度（ＦＤＴ）を表２に示す条件として熱間圧延を行い、板厚：３．２ｍｍとした後、表２に示す第１平均冷却速度（冷速１）で第１冷却温度まで冷却した後、第２平均冷却速度（冷速２）で冷却し、巻取り温度（ＣＴ）で巻取り、熱延鋼板を得た。なお、表２には、熱間圧延終了後冷却を開始するまでの時間も示す。次いで、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）とした。その後、冷延板を表２に示す平均加熱速度で加熱し、表２に示す均熱温度（第１均熱温度）および均熱時間（第１保持時間）で焼鈍した後、表２に示す平均冷却速度（冷速３）で冷却停止温度まで冷却し、その後、加熱し、表２に示す第２均熱温度で保持（第２保持時間）し、室温まで冷却する連続焼鈍を施し、冷延鋼板を製造した。

[0075] このようにして製造した冷延鋼板について、以下のように特性を評価する

とともに、ミクロ組織を調査した。結果を表３に示す。

[0076] ［引張特性］

製造した冷延鋼板から、ＪＩＳ５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、降伏応力（ＹＳ）、引張強さ（ＴＳ）、全伸び（ＥＬ）を測定するとともに、降伏比（ＹＲ）を求めた。

[0077] ［伸びフランジ性］

製造した冷延鋼板から採取した試験片について、日本鉄鋼連盟規格（ＪＦＳ　Ｔ１００１（１９９６））に準拠し、クリアランス：板厚の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。

［耐遅れ破壊特性］

得られた冷延鋼板の圧延方向を長手として３０ｍｍ×１００ｍｍに切断し、端面を研削加工した試験片を用い、試験片を先端の曲率半径１０ｍｍであるポンチを用いて１８０°曲げ加工を施した。この曲げ加工を施した試験片に生じたスプリングバックをボルトにより内側間隔が２０ｍｍになるように締込み、試験片に応力を負荷したのち、２５℃、ｐＨ＝２の塩酸に浸漬し、破壊が生じるまでの時間を最長１００時間まで測定した。１００時間以内に試験片にき裂が生じないものを耐遅れ破壊特性が良好（〇）であるとし、試験片にき裂が発生した場合は耐遅れ破壊特性に劣る（×）とした。

［鋼板のミクロ組織］

冷延鋼板のフェライト、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％ナイタールで腐食し、ＳＥＭ（走査型電子顕微鏡）を用いて２０００倍、５０００倍の倍率で観察し、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。フェライトおよびマルテンサイトの平均

結晶粒径は、Ｍｅｄｉａ　Ｃｙｂｅｒｎｅｔｉｃｓ社のＩｍａｇｅ－Ｐｒｏを用いて、上記のようにＳＥＭを用いた組織観察を行って得た鋼板組織写真から、予め各々のフェライトおよびマルテンサ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、マルテンサイト結晶粒の面積が算出可能であり、その円相当直径を算出し、各相ごとにそれらの値を平均して、フェライト、マルテンサイト結晶粒の平均結晶粒径を求めた。

[0078] 残留オーステナイトの体積分率は、冷延鋼板を板厚方向の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Ｋα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、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の平均結晶粒径については、ＥＢＳＤ（電子線後方散乱回折法）を用いて５０００倍の倍率で観察し、上記のＩｍａｇｅ－Ｐｒｏを用いて円相当直径を算出し、それらの値を平均して求めた。

[0079] 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。ベイナイトおよび焼戻しマルテンサイト、パー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、ベイナイトと焼戻しマルテンサイトの間を区別することなく、ベイナイトまたは焼戻しマルテンサイトである結晶粒について円相当直径を算出し、それらの値を平均して、ベイナイトおよび焼戻しマルテンサイト、パーライトの平均結晶粒径とした。

[0080] なお、各発明例についてＴＥＭによりＴｉ系炭化物の平均粒子径を測定したところ０．１０μｍ以下であった。

[0081] 測定した引張特性、穴広げ率、耐遅れ破壊特性、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２μｍ以下のフェライトを体積分率で２～１５％、平均結晶粒径が０．３～２．０μｍの残留オーステナイトの体積分率が５～２０％、平均粒径が２μｍ以下のマルテンサイトを体積分率で１０％以下（０％を含む）、残部に平均粒径が５μｍ以下のベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトを含む複合組織を有し、その結果、１１８０ＭＰａ以上の引張強さと、７５％以上の降伏比を確保し、且つ、１７．０％以上の伸び（全伸び）と４０％以上の穴広げ率という良好な加工性が得られ、遅れ破壊特性評価試験において１００時間破壊が生じておらず優れた耐遅れ破壊特性を有することを確認した。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、耐遅れ破壊特性の少なくとも１つの特性が劣る。

[0082]

[表1]

鋼種	化学組成（質量%）									備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	その他	
A	0.20	1.53	2.75	0.01	0.002	0.03	0.002	0.098	-	適合鋼
B	0.18	1.87	2.61	0.01	0.001	0.02	0.002	0.115	-	適合鋼
C	0.20	1.45	2.43	0.01	0.001	0.03	0.003	0.095	B:0.0015	適合鋼
D	0.22	1.39	2.81	0.01	0.001	0.03	0.002	0.071	V:0.02	適合鋼
E	0.18	1.84	2.59	0.01	0.002	0.02	0.002	0.081	Nb:0.03	適合鋼
F	0.21	1.42	2.51	0.02	0.001	0.03	0.003	0.077	Cr:0.18	適合鋼
G	0.23	1.29	2.49	0.01	0.001	0.03	0.001	0.121	Mo:0.15	適合鋼
H	0.16	2.11	2.45	0.02	0.003	0.04	0.003	0.106	Cu:0.18	適合鋼
I	0.18	1.21	3.01	0.01	0.002	0.03	0.002	0.091	Ni:0.22	適合鋼
J	0.21	1.35	2.79	0.02	0.002	0.03	0.003	0.105	Ca:0.0028	適合鋼
K	0.16	1.38	2.91	0.01	0.001	0.03	0.002	0.112	REM:0.0028	適合鋼
L	0.11	1.78	2.88	0.01	0.002	0.03	0.002	0.098	-	比較例
M	0.22	0.56	3.01	0.01	0.002	0.03	0.003	0.091	-	比較例
N	0.19	2.12	1.83	0.01	0.002	0.03	0.003	0.092	-	比較例
O	0.18	0.89	3.56	0.02	0.002	0.04	0.003	0.088	-	比較例
P	0.21	1.54	3.15	0.02	0.002	0.04	0.003	-	-	比較例

下線部：本発明範囲外

[0083]

[表2]

試料番号	鋼種	熱間圧延						連続焼鈍							
		FDT (℃)	冷却開始までの時間 (秒)	冷速1 (℃/s)	第1冷却温度 (℃)	冷速2 (℃/s)	CT (℃)	平均加熱速度 (℃/s)	第1均熱温度 (℃)	第1保持時間 (秒)	冷速3 (℃/s)	冷却停止温度 (℃)	第2均熱温度 (℃)	第2保持時間 (秒)
1	A	900	0.5	110	600	20	470	10	850	300	5	200	400	600
2	A	900	0.5	100	570	25	450	11	870	300	5	225	425	500
3	A	900	0.5	120	540	25	470	12	850	300	6	150	400	300
4	B	900	0.5	100	600	25	470	10	850	250	8	200	425	600
5	B	900	0.5	110	600	22	470	5	850	300	5	200	450	600
6	C	900	0.5	120	600	22	550	6	850	300	4	225	400	600
7	D	900	0.5	120	580	25	500	3	850	300	10	180	380	600
8	E	900	0.5	130	620	40	500	15	820	600	8	250	400	600
9	F	900	0.5	150	600	25	500	15	850	300	9	200	450	600
10	G	900	0.5	100	580	20	540	15	850	300	7	200	450	600
11	H	900	0.5	100	580	15	520	3	900	350	11	220	400	300
12	I	900	0.5	85	600	15	470	25	850	500	10	200	450	180
13	J	900	0.5	120	600	15	470	5	900	300	14	150	400	500
14	K	900	0.5	120	580	15	470	10	900	300	11	200	400	500
15	A	900	0.5	50	600	20	470	10	830	300	7	250	480	600
16	A	900	0.5	90	750	30	470	10	850	300	5	200	450	600
17	A	900	0.5	100	600	2	470	10	850	300	8	200	400	600
18	A	900	0.5	100	675	25	650	10	850	300	5	200	400	600
19	A	900	0.5	100	600	20	470	1	850	300	5	250	400	600
20	A	900	0.5	100	580	20	470	10	780	300	10	250	400	600
21	A	900	0.5	100	620	25	470	10	850	300	1	200	400	600
22	A	900	0.5	100	600	20	470	10	850	250	7	350	475	600
23	A	900	0.5	100	550	25	470	10	850	300	10	50	380	600
24	A	900	0.5	100	580	20	500	10	850	300	6	200	550	600
25	A	900	0.5	120	600	20	450	10	850	300	7	200	300	500
26	A	900	0.5	100	580	20	470	5	850	250	8	250	400	10
27	L	900	0.5	100	600	20	450	10	875	300	6	200	420	300
28	M	900	0.5	100	600	25	500	10	900	300	5	200	420	500
29	N	900	0.5	100	600	20	450	10	820	300	5	200	420	500
30	O	900	0.5	100	600	25	500	5	850	300	5	200	450	500
31	P	900	0.5	100	600	20	470	10	850	250	6	200	420	600

下線部：本発明範囲外

[0084]

[表3]

試料番号	鋼板組織								引張特性				穴広げ率	耐遅れ破壊特性	備考
	フェライト		残留オーステナイト		マルテンサイト		残部組織		YS	TS	EL	YR	λ		
	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	種類	平均粒径 (μm)	(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	(%)		
1	7	2	10	1.2	5	1	B, TM	3	1079	1247	19.0	87	45	○	本発明例
2	7	2	9	1.4	7	2	B, TM	3	1088	1237	17.6	88	43	○	本発明例
3	8	1	11	1.0	4	2	B, TM	4	1032	1222	18.9	84	49	○	本発明例
4	9	1	7	1.2	7	2	B, TM	2	1052	1230	18.6	86	41	○	本発明例
5	5	2	8	1.0	6	1	B, TM	3	1011	1225	17.6	83	46	○	本発明例
6	7	1	10	1.1	5	1	B, TM	3	1051	1255	18.3	84	42	○	本発明例
7	8	1	11	1.2	9	2	B, TM	2	959	1235	17.8	78	40	○	本発明例
8	12	2	7	0.8	8	2	B, TM	3	1033	1238	18.9	83	40	○	本発明例
9	7	2	9	1.3	6	1	B, TM	2	999	1235	17.5	81	43	○	本発明例
10	9	2	11	0.9	7	2	B, TM	4	1011	1205	17.6	84	42	○	本発明例
11	4	2	12	1.1	6	2	B, TM	3	977	1222	17.5	80	43	○	本発明例
12	6	2	9	1.3	8	2	B, TM	3	988	1215	17.6	81	41	○	本発明例
13	3	1	8	1.2	7	2	B, TM	2	976	1195	17.2	82	53	○	本発明例
14	4	2	7	1.4	6	1	B, TM	3	988	1215	17.3	81	47	○	本発明例
15	13	2	11	1.4	7	4	B, TM	4	921	1220	17.3	75	27	○	比較例
16	8	2	9	1.1	6	4	B, TM	4	931	1186	17.0	78	21	○	比較例
17	5	3	8	1.0	10	3	B, TM	4	964	1194	17.3	81	21	○	比較例
18	4	3	7	1.6	7	6	B, TM	4	1001	1244	17.5	80	17	○	比較例
19	6	5	8	0.8	8	6	B, TM	6	888	1181	17.0	75	12	○	比較例
20	17	3	6	1.3	5	2	B, TM	4	805	1165	17.5	69	13	○	比較例
21	16	4	9	1.2	7	2	B, TM, P	4	845	1122	17.8	75	16	○	比較例
22	7	2	15	2.2	18	7	B, TM	3	868	1241	17.3	70	12	○	比較例
23	8	2	4	1.3	5	3	B, TM	4	911	1201	14.1	76	62	○	比較例
24	7	2	4	1.2	6	2	B, TM, P	4	968	1221	15.5	79	32	○	比較例
25	6	1	12	1.5	9	5	B, TM	3	968	1241	17.3	78	22	○	比較例
26	6	2	10	1.3	12	4	B, TM	3	868	1244	17.1	70	12	○	比較例
27	16	4	6	1.0	9	2	B, TM	4	899	1181	17.4	76	25	○	比較例
28	1	1	8	1.5	6	2	B, TM	3	1015	1211	16.5	84	44	○	比較例
29	17	3	6	1.5	5	3	B, TM	4	824	1128	17.5	73	22	○	比較例
30	3	2	9	1.4	13	3	B, TM	4	977	1225	17.0	80	35	×	比較例
31	0	–	12	1.6	8	3	B, TM	4	989	1225	16.8	81	38	×	比較例

下線部：本発明範囲外
残部組織：B−ベイナイト、TM−焼戻しマルテンサイト、P−パーライト

請求の範囲

[請求項1] 成分組成が、質量%で、Ｃ：０．１３～０．２５%、Ｓｉ：１．２～２．２%、Ｍｎ：２．０～３．２%、Ｐ：０．０８%以下、Ｓ：０．００５%以下、Ａｌ：０．０１～０．０８%、Ｎ：０．００８%以下、Ｔｉ：０．０５５～０．１３０%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、平均結晶粒径が２μｍ以下のフェライトを体積分率で２～１５%、平均結晶粒径が０．３～２．０μｍの残留オーステナイトを体積分率で５～２０%、平均結晶粒径が２μｍ以下のマルテンサイトを体積分率で１０%以下（０%含む）を有し、残部にベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトを有し、ベイナイトおよび焼戻しマルテンサイトの平均結晶粒径が５μｍ以下である高降伏比高強度冷延鋼板。

[請求項2] 成分組成として、さらに、質量%で、Ｂ：０．０００３～０．００５０%を含有する請求項１に記載の高降伏比高強度冷延鋼板。

[請求項3] 成分組成として、さらに、質量%で、Ｖ：０．０５%以下、Ｎｂ：０．０５%以下から選択される一種以上を含有する請求項１または２に記載の高降伏比高強度冷延鋼板。

[請求項4] 成分組成として、さらに、質量%で、Ｃｒ：０．５０%以下、Ｍｏ：０．５０%以下、Ｃｕ：０．５０%以下、Ｎｉ：０．５０%以下から選択される一種以上を含有する請求項１～３のいずれか１項に記載の高降伏比高強度冷延鋼板。

[請求項5] 成分組成として、さらに、質量%で、Ｃａ及び／又はＲＥＭを合計で０．００５０%以下含有する請求項１～４のいずれか１項に記載の高降伏比高強度冷延鋼板。

[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、加熱温度：１１５０～１３００℃に加熱し、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、１次冷却として８０℃／ｓ以上の第１平均冷却速度

で６５０℃以下まで冷却し、２次冷却として５℃／ｓ以上の第２平均冷却速度で５５０℃以下まで冷却した後に巻取り熱延鋼板とし、該熱延鋼板に酸洗を施した後、冷間圧延を行い、次いで、３～３０℃／ｓの平均加熱速度で８２０℃以上の温度域まで加熱し、第１均熱温度として８２０℃以上の温度で３０秒以上保持した後、第１均熱温度から３℃／ｓ以上の平均冷却速度で１００～２５０℃の冷却停止温度域まで冷却し、次いで３５０～５００℃まで加熱し、第２均熱温度として３５０～５００℃の温度域で３０秒以上保持した後、室温まで冷却する連続焼鈍を施す高降伏比高強度冷延鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2015/001455

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *C21D9/46*(2006.01)i, *C22C38/14*(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	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

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 2014-19879 A (Kobe Steel, Ltd.), 03 February 2014 (03.02.2014), tables 1, 3, 5 & EP 2873746 A1 & CN 104471093 A & KR 10-2015-0023669 A & WO 2014/010415 A1	1-6
A	JP 2012-214869 A (Kobe Steel, Ltd.), 08 November 2012 (08.11.2012), tables 1, 3, 6 & EP 2695961 A1 & US 2014/0044988 A1 & CN 103459638 A & KR 10-2013-0125829 A	1-6
P,A	JP 2015-34327 A (JFE Steel Corp.), 19 February 2015 (19.02.2015), claims & WO 2015/019558 A1	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	Date of mailing of the international search report
01 June 2015 (01.06.15)	16 June 2015 (16.06.15)

Name and mailing address of the ISA/	Authorized officer
Japan Patent Office 3-4-3,Kasumigaseki,Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915,Japan	Telephone No.

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１５／００１４５５

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, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/14(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.　C22C38/00-38/60, 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	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０１５年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１５年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１５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 2014-19879 A (株式会社神戸製鋼所) 2014.02.03, 【表1】, 【表3】, 【表5】 & EP 2873746 A1 & CN 104471093 A & KR 10-2015-0023669 A & WO 2014/010415 A1	1-6
A	JP 2012-214869 A (株式会社神戸製鋼所) 2012.11.08, 【表1】, 【表3】, 【表6】 & EP 2695961 A1 & US 2014/0044988 A1 & CN 103459638 A & KR 10-2013-0125829 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の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「＆」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
０１．０６．２０１５	１６．０６．２０１５

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
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）　４Ｋ　３２３７
蛭田　敦
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

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
P,A	JP 2015-34327 A（ＪＦＥスチール株式会社）2015.02.19, 【特許請求の範囲】 & WO 2015/019558 A1	1-6