(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 9 月 25 日(25.09.2014)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2014/148013 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C21D 9/46* (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) *C22C 38/14* (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2014/001421

(22) 国際出願日: 2014 年 3 月 13 日(13.03.2014)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2013-056092 2013 年 3 月 19 日(19.03.2013) 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: 小林 崇 (KOBAYASHI, Takashi); 〒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). 齋藤 勇人 (SAITO, Hayato); 〒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). 船川 義正 (FUNAKAWA, Yoshimasa); 〒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, 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)）

WO 2014/148013 A1

(54) **Title**: FULL HARD COLD-ROLLED STEEL SHEET AND PROCESS FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称 : 硬質冷延鋼板およびその製造方法

(57) **Abstract**: Provided is a full hard cold-rolled steel sheet that is obtained by subjecting a hot-rolled steel sheet to cold rolling, said hot-rolled steel sheet having both a composition which contains, in mass%, 0.10 to 0.25% of C, at most 0.3% of Si, 0.5 to 1.0% of Mn, at most 0.03% of P, at most 0.02% of S, 0.01 to 0.08% of Al, at most 0.010% of Ti, at most 0.010% of Nb and at most 0.0010% of B with the balance being Fe and unavoidable impurities and a structure which comprises ferrite, bainite and pearlite with the fractions of ferrite, bainite and pearlite being 50 to 80%, 15 to 45% and 10% or less respectively, and that has a structure wherein: cementite is dispersed in the main phase composed of ferrite; in a cross section of the steel sheet in the rolling direction, the ferrite as the main phase is present in the form of work-flattened grains having an average aspect ratio of 3 or more; the cementite fraction is 5% or less relative to the whole structure; and in a cross section of the steel sheet in the rolling direction, the cross sections of the cementite grains have an average aspect ratio of 3 or less and a mean length of 1.0μm or less. This full hard cold-rolled steel sheet exhibits excellent high temperature softening resistance. Also provided is a process for manufacturing the same.

(57) 要約: 質量％で、Ｃ：０．１０％以上０．２５％以下、Ｓｉ：０．３％以下、Ｍｎ：０．５％以上１．０％以下、Ｐ：０．０３％以下、Ｓ：０．０２％以下、Ａｌ：０．０１％以上０．０８％以下、Ｔｉ：０．０１０％以下、Ｎｂ：０．０１０％以下、Ｂ：０．００１０％以下を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる組成を有し、フェライト、ベイナイトおよびパーライトからなり、フェライト分率：５０％以上８０％以下、ベイナイト分率：１５％以上４５％以下、パーライト分率：１０％以下である組織を有する熱延鋼板に、冷間圧延を施し、フェライトを主相としセメンタイトが分散した組織を有し、主相であるフェライトが、鋼板の圧延方向断面における平均アスペクト比：３以上の加工伸展粒であり、セメンタイトが、組織全体に占める分率：５％以下、鋼板の圧延方向断面における粒子断面の平均アスペクト比：３以下、平均長径：１．０μｍ以下である耐高温軟化性に優れた硬質冷延鋼板及びその製造方法。

明　細　書

発明の名称 ： 硬質冷延鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、変速機のクラッチやブレーキ等に使用される円環状プレート部品（disk plate parts）（フリクションプレート、セパレータープレート等）（friction plate, separator plate, etc.）の素材として好適な冷延鋼板およびその製造方法に関する。本発明は特に、耐高温軟化性（high temperature softening resistance）に優れる硬質冷延鋼板（full hard cold-rolled steel sheet）およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] クラッチやブレーキの構成部品として使用されるプレート部品は、摩擦力を介して駆動力や制動力の伝達と断続の機能を担う。回転しながら他部品との接触・離反を繰り返すプレート部品には、変形や摩耗を抑制するための高い硬さに加えて、平坦度（flatness）に優れることが求められる。

[0003] また、上記のようなプレート部品は一般に、素材鋼板を所定の形状に打ち抜いた後、形状矯正や歪取焼鈍、表面性状の調整、摩擦材の接着等の工程を経て製造される。そのため、プレート部品に使用される素材鋼板の特性としては、所定の硬度を有するとともに、打抜性や、打抜後の平坦度、および打抜後にさらに加熱された後の平坦度に優れることが好ましい。

[0004] プレート部品に使用される素材鋼板に関しては、これまでにも多くの技術が提案されている。

[0005] 例えば、特許文献１には、自動車のトランスミッション部品としてのギアやプレート等の素材用薄鋼板に関し、その成分組成を質量％で、C：0.15～0.4％、Si：0.5％以下、Mn：1.0％以下、P：0.05％以下を含有し、残部実質的にFeから成る組成とし、且つ鋼板板面硬度HVを170～280、鋼板幅方向各位置における板面硬度差の最大値ΔHVを20以下とする技術が提案されている。そして、特許文献１で提案された技術によると、打抜き後の平坦度に優れる薄

鋼板が得られるとされている。

[0006] 特許文献２には、自動車のオートマチックトランスミッションの構成部材であるセパレートプレート、フリクションプレート、バッキングプレート等の素材として好適に使用される冷延鋼板の製造方法に関し、質量%で、C：0.15～0.25%、Si：0.25%以下、Mn：0.3～0.9%、P：0.03%以下、S：0.015%以下、Al：0.01～0.08%、N：0.008%以下、Ti：0.01～0.05%、B：0.002～0.005%を含有し、残部が実質的にFeの組成をもつスラブを、熱延仕上げ温度：Ar_3変態点以上、巻取り温度：500～600℃で熱間圧延し、熱延鋼板を酸洗処理した後、焼鈍処理することなく圧下率50%以上で冷間圧延し、さらにその後、径が300mm以上のロールを使用して圧下率1%以下の軽圧下圧延を施す技術が提案されている。そして、特許文献２で提案された技術によると、打抜き材を加熱保持した際に熱歪みに伴う変形を引き起こす要因となる残留応力を低減したＡＴプレート用冷延鋼板が得られるとされている。

[0007] 特許文献３には、ギアやプレート等の自動車駆動系部品用素材として好適な冷延鋼板に関し、質量%で、C：0.10～0.20%、Si：0.5%以下、Mn：0.20～1.5%、P：0.03%以下、S：0.020%以下、Cr：0.05～0.5%を含み、残部がFe及び不可避的不純物からなる組成と、初析フェライトとパーライトと、あるいはさらにベイニティックフェライトまたはベイナイトとからなる基地を有し、かつ該基地中に存在するセメンタイトが平均で、2.0×10^4個/mm^2以上分散した組織とを有する引張強さ：440MPa以上の熱延鋼板に、所定範囲の圧下率で冷間圧延を施して冷延鋼板とする技術が提案されている。そして、特許文献３で提案された技術によると、打抜き加工後の平坦度に優れかつ端面性状に優れた冷延鋼板が得られるとされている。

[0008] 特許文献４には、自動車のオートマチック・トランスミッション用板材として好適に使用される冷延鋼板の製造方法に関し、質量%で、C：0.15～0.25%、Si：0.25%以下、Mn：0.3～0.9%、P：0.03%以下、S：0.015%以下、Al：0.01～0.08%、N：0.008%以下、Cr：0.05～0.5%、Ti：0.01～0.05%、B：0.002～0.005%、残部はFe及び不可避不純物からなる成分組成を有するス

ラブを、加熱炉で1230℃を超える温度に加熱して抽出し、熱延仕上げ温度：Ar_3変態点以上、および巻取り温度：500～600℃の熱間圧延により、フェライト結晶粒径：5～15μmおよびパーライト＋セメンタイト分率：40％以上であるフェライト－パーライト混合組織を有する熱延鋼板を得、熱延鋼板を酸洗処理した後、焼鈍処理することなく圧下率30％以上で冷間圧延する技術が提案されている。そして、特許文献４で提案された技術によると、冷延鋼板の耐再結晶軟化特性を高めることで、プレス打抜き加工後のプレステンパー処理における軟質化（硬度低下）を効果的に抑制緩和し、ＡＴプレートに要求される硬度等の材料特性及び良好な形状品質（平坦性）を具備し得る冷延鋼板が得られるとされている。

先行技術文献

特許文献

[0009] 特許文献1：特開２００４－２８５４１６号公報

特許文献2：特開２００５－２００７１２号公報

特許文献3：特開２００８－１３８２３７号公報

特許文献4：特開２０１０－２０２９２２号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] クラッチやブレーキを構成するプレート部品が実際に変速機内で使用される際には、摩擦発熱によって部品の温度が上昇し、使用状況によっては500℃弱の温度にまで昇温されることがある。また、昇温による変形防止のため、部品の製造時にあらかじめ歪取焼鈍（焼鈍温度：約420～480℃）が施されることもある。したがって、このようなプレート部品では、温度の上昇に対しても必要な部品性能を維持できることが必須となる。そしてプレート部品の素材となる鋼板には、約420～480℃の高温下に曝されても硬さが低下し難いこと、すなわち耐高温軟化性に優れることが要求される。これに対し、上記した従来技術には、以下に述べるような問題点がある。

[0011] 特許文献１で提案された技術では、打抜後の部品の平坦度を良好に保つため、板幅方向の硬度差およびミクロ組織差を低減することを重視している。しかしながら、打抜後の部品の耐高温軟化性は全く考慮されていない。

[0012] 特許文献２で提案された技術では、打抜後の接着工程にて部品に生じる熱歪を低減する目的で、大径ロールによる軽圧下圧延を施して、鋼板中の残留応力を低減させている。しかし、その実施例が示すように、特許文献２で提案された技術では、300℃で10分間保持した後の熱歪を抑制し得るものの、プレート部品に歪取焼鈍を施す場合やプレート部品を実際に変速機内で使用する場合の特性変化、すなわちプレート部品を300℃よりも更に高い温度域（約420～480℃）で一定時間保持した場合における特性変化については考慮されていない。すなわち、部品の耐高温軟化性に関わる検討はなされていない。

[0013] 特許文献３で提案された技術は、打抜加工後の寸法精度、平坦度、端面性状を良好に保つため、冷延鋼板の素材となる熱延鋼板の基地組織およびセメンタイトの分散状態を制御するものである。しかしながら、この技術では打抜後の部品の耐高温軟化性は全く考慮されていない。

[0014] 特許文献４で提案された技術では、スラブ加熱温度を1230℃を超える温度に限定してTiを十分に溶体化し、その後の熱間圧延工程でTiC、Ti(C,N)等が再析出する際に超微細サイズの析出物として均一に分散した組織を形成することで、鋼板の耐再結晶軟化特性を改善している。このように1230℃を超える温度にまでスラブを高温加熱すると、鋼板の表面欠陥の増加を招き易く、加熱に要するエネルギーコストの点からも好ましくない。

[0015] 本発明は、上記した従来技術が抱える問題を有利に解決し、変速機のクラッチやブレーキ等に使用される円環状プレート部品の素材として好適な冷延鋼板であって、高硬度であり且つ打抜性や打抜後の平坦度に優れ、更に耐高温軟化性にも優れた硬質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。ここで、硬質冷延鋼板とは、HV 250以上の硬さを有する冷延鋼板を意味する。また、耐高温軟化性とは、具体的には、480℃で60分間保持されても硬さが低下しない特性を意味する。

課題を解決するための手段

[0016] 上記課題を解決すべく、本発明者らは、冷延鋼板の硬度、打抜性、打抜後の平坦度、更には耐高温軟化性に影響する各種要因について鋭意研究を重ねた。

[0017] その結果、冷延鋼板の耐高温軟化性を高めるうえでは、冷延鋼板の組織を、フェライトを主相とし、所定分率および所定形状のセメンタイトが分散した組織とすることが極めて有効であることを知見した。冷延鋼板の高硬度化の観点からは、一般には低温変態相（マルテンサイト、ベイナイト等）を含む組織とすることが好ましい。しかしながら、低温変態相を含む冷延鋼板を高温保持すると、低温変態相が軟化し、冷延鋼板の変態強化量が変動する。それゆえ、低温変態相を多く含む冷延鋼板では、耐高温軟化性の劣化が問題となる。

[0018] これに対し、冷延鋼板の組織をフェライトが主相である組織とすれば、上記のような変態強化量の変動を効果的に抑制することができる。また、冷延鋼板に微細なセメンタイトを分散させると、冷延鋼板を高温保持する際、セメンタイトが部分的に分解固溶する。その結果、固溶C由来の時効硬化現象が生じて、昇温による冷延鋼板の軟化を補償する作用が得られる。一方、セメンタイトは、冷延鋼板の打抜性に悪影響を及ぼすことが懸念される。しかしながら、本発明者らによる検討の結果、セメンタイトの組織分率、平均アスペクト比および平均長径を所定の範囲に規定することで、打抜性の劣化を抑制しつつ耐高温軟化性を高めることが可能であることが明らかになった。

[0019] また、フェライトが主相である冷延鋼板の硬度を確保する手段について検討した結果、冷間圧延による加工硬化を主たる強化機構とすること、すなわちフェライトを所定の平均アスペクト比の加工伸展粒とすることで、所望の硬度を有する冷延鋼板が得られることを知見した。

[0020] 更に、本発明者らは、以上のような組織を有し所望の特性を示す冷延鋼板の製造方法について検討し、所定の組成を有する鋼素材に熱間圧延を施してフェライト、ベイナイト、パーライトからなる熱延鋼板とし、該熱延鋼板に

所定の圧下率で冷間圧延を施すことで所定の冷延鋼板組織（フェライトを主相とし、セメンタイトが分散した組織）とすることに想到した。フェライトを主相とし、更にベイナイト、パーライトからなる熱延鋼板に冷間圧延を施すと、熱延鋼板のベイナイト、パーライトを構成するセメンタイトが変形・分断される結果、フェライトを主相としてセメンタイトが分散した冷延鋼板が得られる。そして、熱延鋼板のフェライト分率、ベイナイト分率、パーライト分率を特定するとともに、冷間圧延の圧下率を特定することで、上記した所望の冷間圧延組織が得られることを、本発明者らは知見した。

[0021] なお、冷延鋼板の組織を、フェライトを主相とし、セメンタイトが分散した組織とする方法としては様々な方法が考えられる。しかしながら、本発明者らによる検討の結果、上記の如く、フェライト、ベイナイト、パーライトからなる熱延鋼板に所定の圧下率で冷間圧延を施すことで所定の冷延鋼板組織（フェライトを主相とし、セメンタイトが分散した組織）とした場合、十分な硬さと耐高温軟化性および良好な打抜性や熱処理後の平坦度をバランス良く具備した冷延鋼板が得られるという知見を得た。

[0022] 本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものであり、本発明の要旨は以下のとおりである。

［１］ 質量％で、

C ：0.10％以上0.25％以下、　　Si：0.3％以下、

Mn：0.5％以上1.0％以下、　　P ：0.03％以下、

S ：0.02％以下、　　Al：0.01％以上0.08％以下、

Ti：0.010％以下、　　Nb：0.010％以下、

B ：0.0010％以下

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し、フェライト、ベイナイトおよびパーライトからなり、前記フェライトの組織全体に占める分率：50％以上80％以下、前記ベイナイトの組織全体に占める分率：15％以上45％以下、前記パーライトの組織全体に占める分率：10％以下である組織を有する熱延鋼板に、冷間圧延を施して得られる冷延鋼板であって、フェ

ライトを主相としセメンタイトが分散した組織を有し、前記主相であるフェライトが、鋼板の圧延方向断面における平均アスペクト比：3以上の加工伸展粒であり、前記セメンタイトが、組織全体に占める分率：5%以下、鋼板の圧延方向断面における粒子断面の平均アスペクト比：3以下、平均長径：1.0μm以下であることを特徴とする耐高温軟化性に優れた硬質冷延鋼板。

［２］質量%で、

C ：0.10%以上0.25%以下、　　Si：0.3%以下、

Mn：0.5%以上1.0%以下、　　P ：0.03%以下、

S ：0.02%以下、　　Al：0.01%以上0.08%以下、

Ti：0.010%以下、　　Nb：0.010%以下、

B ：0.0010%以下

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片を、1000℃以上1200℃以下に加熱し、Ar_3変態点以上（Ar_3変態点＋200）℃以下の仕上温度で熱間圧延を施し、前記仕上温度から750℃までの温度範囲を40℃/s以上80℃/s以下の冷却速度で冷却し、次いで750℃から500℃以上600℃以下の冷却停止温度までの温度範囲を40℃/s以上60℃/s以下の冷却速度で冷却したのち放冷し、500℃以上600℃以下の巻取温度で巻き取って熱延鋼板とし、該熱延鋼板をデスケーリングしたのち、40%以上80%以下の圧下率で冷間圧延することを特徴とする耐高温軟化性に優れた硬質冷延鋼板の製造方法。

発明の効果

[0023] 本発明によれば、打抜性や打抜後の平坦度が良好であることに加えて耐高温軟化性にも優れた硬質な冷延鋼板を容易に製造でき、産業上格段の効果を奏する。本発明による冷延鋼板は、自動車の自動変速機部品用素材として、極めて好適である。

発明を実施するための形態

[0024] 本発明鋼板は硬質な冷延鋼板であり、所定の組成と組織を有する熱延鋼板を冷間圧延して加工硬化させた、冷間圧延ままの鋼板である。

[0025] まず、本発明冷延鋼板の化学組成の限定理由について説明する。以下、成

分元素含有量の単位である％は、特に断らない限り質量％を意味するものとする。

[0026] C ：0.10％以上0.25％以下

Cは、鋼板の強化に必要な元素であり、クラッチやブレーキのプレート部品素材として必要な硬さを確保するためには、0.10％以上の含有が必要である。一方、0.25％を超えて含有すると、粗大なセメンタイトが不均一に分散した組織となり易く、鋼板の打抜性が低下することがある。したがって、Cの含有量は0.10％以上0.25％以下に限定する。好ましくは0.15％以上0.20％以下である。

[0027] Si：0.3％以下

Siは、鋼中に固溶して鋼板の強化に寄与する元素である。Siによる強化を利用する場合は0.01％以上の添加が好ましく、0.03％以上がさらに好ましい。しかしながら、多量に含有すると、熱延鋼板の表面において赤スケールと呼ばれる酸化スケールの発生を促進し、冷延鋼板の表面性状まで悪化させる。したがって、Siの含有量は0.3％以下に限定する。好ましくは0.1％以下である。

[0028] Mn：0.5％以上1.0％以下

Mnは、鋼中に固溶して鋼板の強化に寄与するとともに、熱間延性の改善にも有効な元素である。このような効果を得るためには、0.5％以上の含有を必要とする。一方、1.0％を超えて過剰に含有すると、熱延鋼板のミクロ組織がバンド状になり易く、鋼板の打抜性が低下する。したがって、Mnの含有量は0.5％以上1.0％以下の範囲に限定する。好ましくは0.6％以上0.9％以下である。

[0029] P：0.03％以下

Pは、鋼中で偏析し易い元素であり、多量に含有すると鋼板のミクロ組織が不均一化し、鋼板の打抜性が低下し易くなる。そのため、Pは極力低減することが望ましく、Pの含有量は0.03％以下とする。好ましくは0.02％以下である。なお、Ｐの極端な低減はコストが掛かるので、0.003％以上、あるいは0.01

%以上の含有を許容しても良い。

[0030] S ：0.02%以下

Sは、MnS等の介在物を形成し、鋼板の打抜性を低下させる元素である。そのため、Sは極力低減することが望ましく、Sの含有量は0.02%以下とする。好ましくは0.01%以下である。なお、Sの極端な低減はコストが掛かるので、0.002%以上の含有を許容しても良い。

[0031] Al：0.01%以上0.08%以下

Alは、鋼の脱酸のために添加される元素であり、鋼中のAlの含有量が0.01%未満では十分な脱酸効果が得られない。一方、鋼中のAlの含有量が0.08%を超えると、鋼中介在物の増加を招き、鋼板の表面欠陥の増加や打抜性の低下を招く。したがって、Alの含有量は0.01%以上0.08%以下に限定する。好ましくは0.01%以上0.05%以下である。

[0032] Ti：0.010%以下

Tiは、炭窒化物等の微細析出を通じて鋼板を分散強化する作用を有する元素である。このような効果を得るためには、Tiの含有量を0.002%以上とすることが好ましい。但し、Tiの含有量が過剰になり、析出物が多量に形成される場合には、析出物の成長や溶解を通じて分散強化量が変動し、鋼板の耐高温軟化性が低下する。したがって、Tiの含有量は0.010%以下に限定する。好ましくは0.005%以下である。

[0033] Nb：0.010%以下

Nbは、炭窒化物等の微細析出を通じて鋼板を分散強化する作用を有する元素である。このような効果を得るためには、Nbの含有量を0.002%以上とすることが好ましい。但し、Nbの含有量が過剰になり、析出物が多量に形成される場合には、析出物の成長や溶解を通じて分散強化量が変動し、鋼板の耐高温軟化性が低下する。したがって、Nbの含有量は0.010%以下に限定する。好ましくは0.005%以下である。

[0034] B ：0.0010%以下

Bは、微量の添加により鋼の焼入性を大きく向上させる作用を有する元素で

ある。このような効果を得るためには、Bの含有量を0.0001%以上とすることが好ましい。但し、Bの含有量が0.0010%を超えると、熱延鋼板の組織中に低温変態相（ベイナイト、マルテンサイト等）が多量に生成し易くなり、冷延鋼板とした後で昇温される際の鋼板の組織強化量が変動し易くなって、冷延鋼板の耐高温軟化性が低下する。したがって、Bの含有量は0.0010%以下とする。好ましくは0.0005%以下、より好ましくは0.0003%以下である。

[0035] 上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避的不純物である。なお、不可避的不純物としては、Cr：0.05%以下（好ましくは0.03%以下）、Mo：0.05%以下（好ましくは0.03%以下）、Cu：0.05%以下（好ましくは0.03%以下）、Ni：0.05%以下（好ましくは0.03%以下）、V：0.010%以下（好ましくは0.005%以下）、O：0.0050%以下、N：0.0050%以下等が許容できる。

[0036] 次に、本発明冷延鋼板の組織について説明する。

[0037] 本発明の冷延鋼板は、フェライトを主相とし、セメンタイトが分散する組織を有する。さらに、前記フェライトは鋼板の圧延方向断面における平均アスペクト比が3以上の加工伸展粒である。また、前記セメンタイトは組織全体に占める分率（面積率）が5%以下で、かつ、鋼板の圧延方向断面における粒子断面の平均アスペクト比が3以下、さらに平均長径が1.0μm以下である。また、本発明の冷延鋼板は、冷間圧延ままの鋼板であり、加工硬化した圧延組織を有する。

[0038] 更に、上記の冷延鋼板の組織は、所定の組織を有する熱延鋼板、具体的にはフェライト、ベイナイト、パーライトからなり、前記フェライトの組織全体に占める分率：50%以上80%以下、前記ベイナイトの組織全体に占める分率：15%以上45%以下、前記パーライトの組織全体に占める分率：10%以下である組織を有する熱延鋼板に、所定の圧下率で冷間圧延を施すことにより得られる組織である。なお、本発明の冷延鋼板におけるセメンタイトは、冷間圧延前の熱延鋼板においてベイナイト或いはパーライトを構成していたものが冷間圧延されて変形・分断されたものを指す。

[0039] 冷延鋼板のフェライト

本発明の冷延鋼板におけるフェライトは、鋼板の圧延方向断面における平均アスペクト比が3以上の加工伸展粒である。本発明の冷延鋼板は、冷間圧延による加工硬化を主たる強化機構としており、圧延方向断面におけるフェライト粒の平均アスペクト比が3未満の場合には、冷間圧延による加工硬化量が少なく、鋼板の硬さがプレート部品に必要な水準に達しないことがある。したがって、上記平均アスペクト比は3以上とする。好ましくは4以上である。なお、アスペクト比の上限はとくに限定されず、現実的な冷延圧下率により得られる範囲内であれば特に問題ない。例えば、冷延圧下率80%ではアスペクト比は最大11程度であり、冷延圧下率70%では最大25程度である。

[0040] ここで、結晶粒や析出物におけるアスペクト比は、最大径（長径）を最小径（短径）で除したものである。本発明では事実上、圧延方向の径が長径、板厚方向の径が短径となる。

[0041] なお、熱延鋼板におけるフェライトは冷間圧延後もフェライトなので、冷延鋼板の組織全体に占めるフェライトの分率は50%以上である。ただし、熱延鋼板におけるベイナイトやパーライトを形成していたフェライトも、冷間圧延によってベイナイトやパーライトに特徴的な配列が崩れることにより、加工伸展粒のフェライトと呼ぶべき形態となり得るので、最大の場合、下記セメンタイト以外の全てがフェライトとなる。したがって、フェライトが冷延鋼板の組織の大半を占める主相となる。なお、ここで主相とは分率（面積率）が50%以上の相を言う。

[0042] 冷延鋼板のセメンタイト

本発明の冷延鋼板におけるセメンタイトは、組織全体に占める分率が5%以下で、鋼板の圧延方向断面における粒子断面の平均アスペクト比が3以下、鋼板の圧延方向断面における粒子断面の平均長径が1.0μm以下である。セメンタイトが過度に多い場合には、鋼板の打抜性が低下する。したがって、セメンタイトの分率は5%以下とする。なお、セメンタイトは微量存在すれば、前記の耐高温軟化性の改善効果が得られる。より好ましいセメンタイトの分率は1%以上であり、さらに好ましくは2%以上である。

[0043] また、セメンタイトの平均アスペクト比が高い場合、すなわち板状のセメンタイトが多い場合にも、鋼板の打抜性が低下し易い。したがって、セメンタイトの平均アスペクト比は3以下とする。好ましくは2以下である。

[0044] 更に、セメンタイトが過度に大きい場合には、冷延鋼板が昇温された際に部分的な分解固溶が生じ難くなり、固溶C由来の時効硬化現象が抑制されるため、昇温による鋼板の軟化を補償する作用が得難くなる。したがって、セメンタイトの平均長径は1.0μm以下とする。好ましくは0.8μm以下である。セメンタイトの平均長径の下限はとくに限定する必要は無い。実施例に記載の方法で識別できる最小の長径は0.1μm程度である。

[0045] 熱延鋼板の組織：フェライト、ベイナイト、パーライト

フェライト、ベイナイトおよびパーライトからなる熱延鋼板に冷間圧延を施すと、熱延鋼板のベイナイト、パーライトを構成するセメンタイトが変形・分断される結果、フェライトを主相としてセメンタイトが分散した冷延鋼板が得られる。熱延鋼板の組織にマルテンサイトが存在すると、冷間圧延の圧延負荷が過度に高まるだけでなく、冷間圧延後にもマルテンサイトが残存して、冷延鋼板の耐高温軟化性が大幅に低下する。また、冷間圧延による変形が不均一になり易く、冷間圧延後の鋼板が昇温された際に、硬さの変動や平坦度の低下が生じ易くなる。したがって、熱延鋼板の組織はフェライト、ベイナイト、パーライトからなる組織とする。

[0046] 熱延鋼板組織のフェライトの組織全体に占める分率は50%以上80%以下とする。好ましくは55%以上75%以下である。熱延鋼板のフェライト分率が50%未満の場合には、後の冷間圧延の際に、フェライトの加工硬化が不均一となり易く、プレート部品として使用されて熱履歴を受けたときに部品の変形量が大きくなり易い。さらに、ベイナイト分率が高くなるので、冷間圧延後の冷延鋼板を昇温した際の組織強化量の変動が大きくなり、冷延鋼板の耐高温軟化性が低下する。一方、フェライト分率が80%を超える場合には、後述する所望のベイナイト分率を確保し難くなる。

[0047] 熱延鋼板組織のベイナイトの組織全体に占める分率は15%以上45%以下と

する。好ましくは20%以上40%以下である。ベイナイト分率が15%未満である場合には、冷間圧延後の鋼板組織中のセメンタイト粒子が大きくなり、所望の組織の冷延鋼板が得難くなる。また、ベイナイト分率が45%を超える場合には、冷間圧延後の冷延鋼板を昇温した際の組織強化量の変動が大きくなり、冷延鋼板の耐高温軟化性が低下する。

[0048] 熱延鋼板組織のパーライトの組織全体に占める分率は10%以下とする。好ましくは5%以下である。パーライトの分率が10%を超える場合には、冷間圧延後の鋼板組織中のセメンタイト粒子が大きくなり、所望の組織の冷延鋼板が得難くなる。なお、パーライトは少量存在すれば、所望の組織の冷延鋼板が得られる。より好ましいパーライトの分率は1%以上であり、さらに好ましくは2%以上である。

[0049] 次に、本発明の冷延鋼板の製造方法について説明する。

[0050] 本発明の冷延鋼板は、前記の化学組成を有する鋼片に熱間圧延を施して、フェライト、ベイナイトおよびパーライトからなる組織を有する熱延鋼板とし、この熱延鋼板をデスケーリングした後、所定の圧下率で冷間圧延することによって得られる。

[0051] 本発明に用いる鋼の溶製は、転炉法や電炉法等、公知の溶製方法のいずれによっても可能である。溶製した鋼は、連続鋳造または造塊－分塊圧延により鋼片（スラブ）とする。なお、必要に応じて、各種予備処理や二次精錬、鋼片の表面手入などを実施することができる。

[0052] 鋼片の加熱温度：1000℃以上1200℃以下

熱間圧延を施す際の鋼片の加熱温度が1000℃未満では、必要な仕上温度の確保が困難となる。一方、加熱温度が1200℃を超えると、加熱に要するエネルギーが増大するうえ、スケール性欠陥等による鋼板の表面性状不良が生じ易い。したがって、熱間圧延前の鋼片の加熱温度は1000℃以上1200℃以下とする。好ましくは1050℃以上1150℃以下である。なお、鋼片の加熱においては、常温まで冷却した鋼片を再加熱してもよいし、鋳造後に冷却途中の鋼片を追加加熱あるいは保熱してもよい。

[0053] なお、本発明では鋼片を上記温度範囲に加熱したのち、粗圧延と仕上げ圧延を施して熱延鋼板とする。粗圧延条件については常法に従えば良く、特に限定する必要はない。

[0054] 仕上温度：Ar_3変態点以上（Ar_3変態点＋200）℃以下

熱間圧延工程での仕上温度がAr_3変態点を下回ると、フェライト変態が過度に促進されるとともに、熱延鋼板にて圧延方向に伸展したフェライト組織および未再結晶フェライト組織が鋼板表層部に形成されて板厚方向の鋼板組織の均一性が失われ、冷延鋼板とした後で昇温したときに、鋼板の平坦度が大きく低下することがある。一方、仕上温度が（Ar_3変態点＋200）℃を超えると、熱延鋼板の組織が粗大化し易く、鋼板の表面性状の不良も招き易い。したがって、仕上温度はAr_3変態点以上（Ar_3変態点＋200）℃以下に限定する。好ましくは、（Ar_3変態点＋50）℃以上（Ar_3変態点＋150）℃以下である。なお、必要な仕上温度を確保するために、シートバーヒーターあるいはエッヂヒーターなどの加熱装置を利用して、圧延中の鋼板を追加加熱してもよい。

[0055] 仕上温度から750℃までの冷却速度：40℃/s以上80℃/s以下

熱間圧延後の鋼板は、仕上温度から750℃までの温度範囲を40℃/s以上80℃/s以下の冷却速度で冷却（強制冷却）する。好ましくは50℃/s以上70℃/s以下である。この温度範囲での冷却速度が40℃/s未満の場合、熱延鋼板の組織が粗大化し易く、冷延鋼板で所望の形態のセメンタイトが得られない。一方、この温度範囲での冷却速度が80℃/sを超える場合、熱延鋼板にマルテンサイト或いは過度に多くのベイナイトが生成し易くなり、冷延鋼板の組織を所望の状態に調製できないうえ、冷延鋼板の耐高温軟化性が大幅に低下することがある。

[0056] 750℃から冷却停止温度までの冷却速度：40℃/s以上60℃/s以下

冷却停止温度：500℃以上600℃以下

750℃から冷却停止温度までの温度範囲は、40℃/s以上60℃/s以下の冷却速度で冷却（強制冷却）する。この温度範囲での冷却速度が40℃/s未満または60℃/s超である場合は、熱延鋼板の組織中にフェライトが所望の分率で生成し

難い。また、冷却停止温度（強制冷却を停止する温度）が600℃を超える場合には、第二相としてパーライトが過度に多くなり易い。一方、冷却停止温度が500℃を下回る場合には、第二相としてマルテンサイト或いは過度に多くのベイナイトが生成し易くなる。したがって、冷却停止温度は500℃以上600℃以下の範囲とする。好ましくは520℃以上580℃以下である。なお、強制冷却停止後の鋼板は、鋼板内部からの復熱および鋼の変態潜熱によって温度（表面温度）が上昇する場合もあるので、強制冷却停止後巻取機（コイラー）で巻き取るまでの間は放冷（空冷）する。

[0057] 巻取温度：500℃以上600℃以下

巻取温度が500℃未満の場合には、熱延鋼板の組織中にマルテンサイトや過度に多くのベイナイトが生成し易くなり、冷延鋼板の耐高温軟化性が大幅に低下する。一方、巻取温度が600℃を超える場合には、熱延鋼板の組織中にパーライトが多量に生成して、冷延鋼板の組織で所望の形態のセメンタイトが得られない。したがって、巻取温度は500℃以上600℃以下とする。好ましくは520℃以上580℃以下である。

[0058] なお、上記の鋼板温度（仕上温度、冷却停止温度、巻取温度等）はいずれも、鋼板表面で測定される温度とする。

[0059] 以上の工程を経ることで、所望の組織を有する熱延鋼板、すなわち、フェライト、ベイナイトおよびパーライトからなり、前記フェライトの組織全体に占める分率：50%以上80%以下、前記ベイナイトの組織全体に占める分率：15%以上45%以下、前記パーライトの組織全体に占める分率：10%以下である組織を有する熱延鋼板が得られる。

[0060] 本発明では、このようにして得られた熱延鋼板に冷間圧延を施す。なお、冷間圧延前の熱延鋼板に、形状矯正のための調質圧延を施すことも可能である。

[0061] 冷間圧延の圧下率：40%以上80%以下

熱延鋼板は、酸洗あるいはその他の手段によりデスケーリングした後、冷間圧延を施すことにより冷延鋼板とする。このとき、冷間圧下率が40%未満

では、板厚方向に不均一な圧延加工組織となり易く、所望の形状のフェライト粒が得難くなる。また、冷間圧下率が40%未満では、冷間圧延後の鋼板が昇温された際に、硬さの変動や平坦度の低下が生じ易くなる。一方、冷間圧下率が80%を超える場合には、冷間圧延の負荷が過度に高まり、鋼板の製造性が低下する。したがって、冷間圧延の圧下率は40%以上80%以下とする。好ましくは50%以上70%以下である。

[0062] 以上のように、熱延鋼板のフェライト組織分率を50%以上80%以下、ベイナイトの組織分率を15%以上45%以下、パーライトの組織分率を10%以下とし、更に冷間圧延の圧下率を40%以上80%以下とすることで、フェライトの組織分率が少なくとも50%超であり（すなわち、フェライトが主相であり）、セメンタイトが分散した組織を有し、前記主相であるフェライトが、鋼板の圧延方向断面における平均アスペクト比：3以上の加工伸展粒であり、前記セメンタイトが、組織全体に占める分率：5%以下、鋼板の圧延方向断面における粒子断面の平均アスペクト比：3以下、平均長径：1.0μm以下である冷延鋼板が得られる。

[0063] なお、冷間圧延された鋼板は圧延油が付着した状態であるため、冷間圧延後に鋼板を洗浄したり、洗浄後に防錆のための油を再度塗布してもよい。これらの処理を施しても、本発明の効果が損なわれることはない。

実施例

[0064] 表１に示す成分元素を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物よりなる鋼A～Iを溶製し、鋳造して鋼片とした。次いで、各鋼片を表２に示す条件で熱間圧延して、板厚4.0mmの熱延鋼板とした。各熱延鋼板から試料を採取してミクロ組織観察を行い、組織全体に占めるフェライト分率、ベイナイト分率、パーライト分率を測定した。

[0065] 更に、各熱延鋼板を酸洗してデスケーリングした後、表３に示す圧下率で冷間圧延し、表３に示す板厚の冷延鋼板を得た。各冷延鋼板から試料を採取してミクロ組織観察を行い、組織の種類を確認するとともに、組織全体に占めるセメンタイト分率、フェライトおよびセメンタイトの平均アスペクト比

、並びにセメンタイトの平均長径を測定した。また、各冷延鋼板から試料を採取して硬さ試験を実施し、冷延鋼板の硬度および耐高温軟化性の評価を行った。更に、各冷延鋼板から試料を採取し、冷延鋼板の打抜性および打抜き・熱処理後の平坦度の評価を行った。

[0066] 鋼板のミクロ組織は、熱延鋼板および冷延鋼板の双方とも、鋼板の板幅1/4位置の圧延方向に平行な板厚断面の試料を採取し、鏡面研磨してナイタールで腐食した後、走査型電子顕微鏡により、板厚1/4位置を500ないし5000倍の適当な倍率で撮影した画像を用いて確認した。ミクロ組織における各相の分率は、前記画像を用い、当該相の占める面積率を画像解析により求め、これを各相の分率とした。

[0067] 冷延鋼板について、フェライトおよびセメンタイトの平均アスペクト比、並びにセメンタイトの平均長径は、前記画像を用い、観察範囲内の当該粒の個々のアスペクト比および長径を求め、これらを平均して算出した。

[0068] 冷延鋼板の硬さは、ミクロ組織観察用試料と同様にして採取した断面試料の板厚1/4位置にて、JIS Z 2244の規定に準拠してビッカース硬さ（HV0.5）を測定した。また、冷延鋼板の耐高温軟化性の評価は、冷延鋼板に480℃で60分間保持して放冷する熱処理を施した後、同様に断面試料を採取してビッカース硬さ（HV0.5）を測定し、熱処理前後の硬さの変化量を求めて評価した。ここで、ビッカース硬さの値が250以上であり、かつ熱処理によってビッカース硬さが低下しなかった場合に、十分な硬さを有し、かつ耐高温軟化性に優れると判定した。

[0069] 冷延鋼板の打抜性については、各冷延鋼板から直径100mmφの円板をクリアランス5%（板厚に対する比率）の条件で打ち抜き、円板の打抜端面における微小亀裂の有無を目視で確認することで評価した。ここで、微小亀裂が認められない場合に良好と判定した。

[0070] また、冷延鋼板の打抜き・熱処理後の平坦度については、各冷延鋼板から上記と同じ条件で打ち抜いた直径100mmφの円板に、480℃で60分間保持して放冷する熱処理を施して、熱処理後の円板の反り量を測定することで評価し

た。ここで、最大反り量が板厚の15%以下となった場合に、熱処理後の平坦度に優れると判定した。

[0071] 各鋼板の調査結果を表２および表３にあわせて示す。

[0072] [表1]

鋼	化学成分（質量%）								
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	B
A	0.10	0.2	1.0	0.03	0.01	0.04	0.006	0.002	0.0001
B	0.15	0.1	0.9	0.01	0.02	0.05	0.002	0.005	0.0002
C	0.18	0.03	0.8	0.02	0.01	0.03	0.003	0.003	0.0001
D	0.20	0.2	0.6	0.02	0.01	0.01	0.005	0.004	0.0001
E	0.25	0.3	0.5	0.02	0.01	0.02	0.004	0.008	0.0002
F	0.18	0.04	0.8	0.02	0.01	0.03	0.012	0.003	0.0001
G	0.18	0.04	0.8	0.02	0.01	0.03	0.003	0.015	0.0001
H	0.15	0.1	0.7	0.01	0.02	0.05	0.002	0.001	0.0015
I	0.30	0.1	0.7	0.02	0.02	0.04	0.003	0.001	0.0003

[0073]

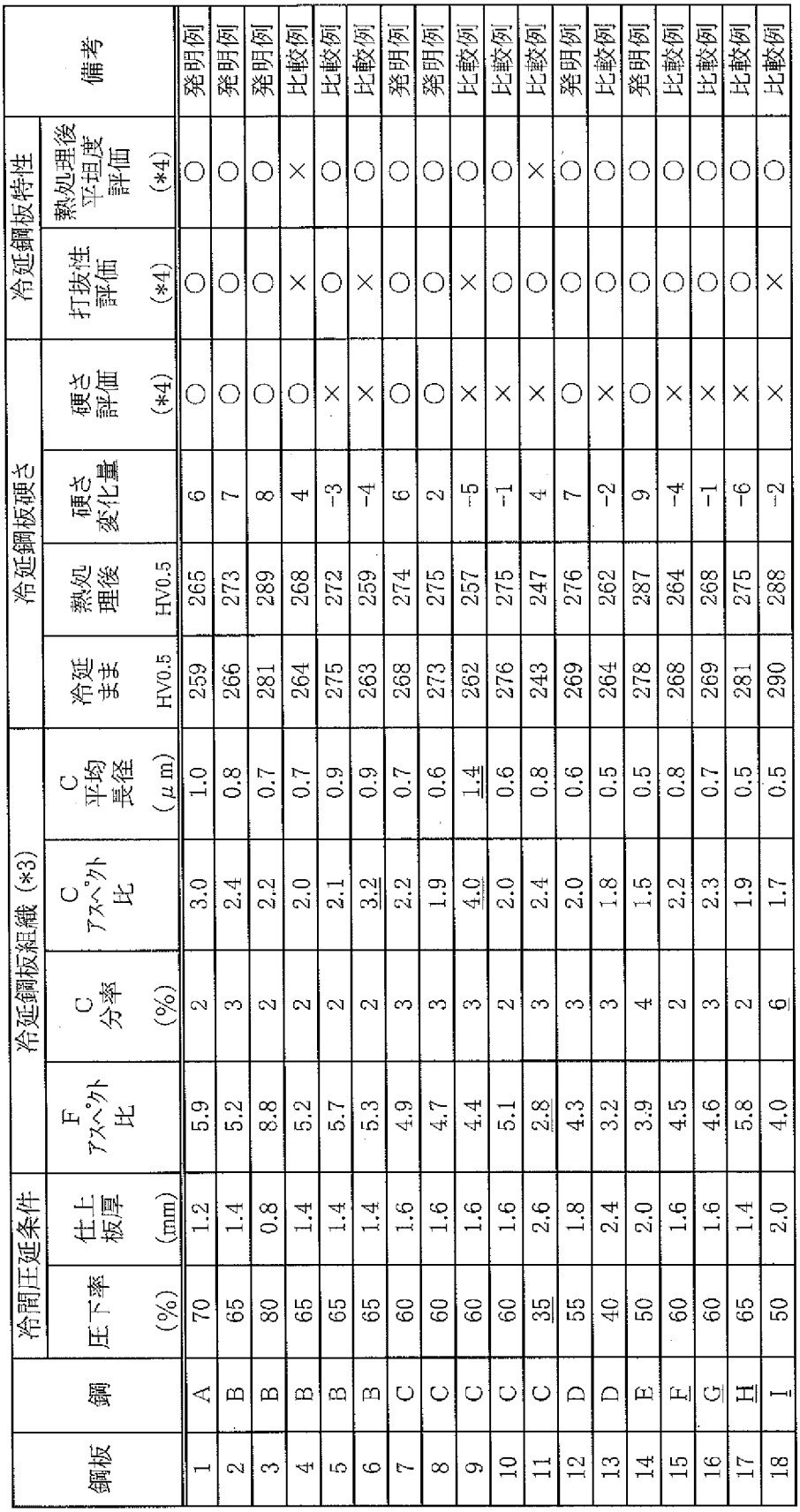
[表2]

鋼板	鋼	Ar_3 変態点 (℃)	熱間圧延条件 (*1)						熱延鋼板組織 (*2)			
			鋼片加熱温度 (℃)	仕上温度 (℃)	冷却速度 ～750℃ (℃/s)	冷却速度 750～T℃ (℃/s)	冷却停止温度 T (℃)	巻取温度 (℃)	構成	F 分率 (%)	B 分率 (%)	P 分率 (%)
1	A	789	1200	900	40	40	580	580	F, B, P	80	15	5
2	B	762	1150	880	70	55	540	530	F, B, P	72	26	2
3	B	762	1150	880	70	55	540	530	F, B, P	72	26	2
4	B	762	1150	740	50	40	520	510	F, B, P	85	14	1
5	B	762	1150	880	90	55	540	530	F, B, P	45	52	3
6	B	762	1150	880	50	30	590	580	F, B, P	83	10	7
7	C	753	1100	840	60	50	560	550	F, B, P	66	29	5
8	C	753	1100	840	70	40	550	550	F, B, P	62	34	4
9	C	753	1100	840	50	50	620	610	F, B, P	76	3	21
10	C	753	1100	840	80	60	480	470	F, B	52	48	0
11	C	753	1100	840	60	50	560	550	F, B, P	66	29	5
12	D	755	1050	820	50	45	550	540	F, B, P	57	38	5
13	D	755	1050	820	70	70	500	500	F, B	43	57	0
14	E	755	1000	820	80	60	500	500	F, B, P	50	45	5
15	F	757	1100	840	60	50	560	550	F, B, P	64	30	6
16	G	754	1100	840	60	50	560	550	F, B, P	61	35	4
17	H	768	1150	880	70	55	540	530	F, B	36	64	0
18	I	738	1050	820	60	50	550	550	F, B, P	47	51	2

(*1) T:冷却停止温度

(*2) F:フェライト, P:パーライト, B:ベイナイト

[0074] [表3]



鋼板	鋼	冷間圧延条件		冷延鋼板組織 (*3)				冷延鋼板硬さ			冷延鋼板特性		備考
		圧下率 (%)	仕上板厚 (mm)	F アスペクト比	C 分率 (%)	C アスペクト比	C 平均長径 (μm)	冷延ままHV0.5	熱処理後HV0.5	硬さ変化量	硬さ評価 (*4)	打抜性評価 (*4)	熱処理後平坦度評価 (*4)	
1	A	70	1.2	5.9	2	3.0	1.0	259	265	6	○	○	○	発明例
2	B	65	1.4	5.2	3	2.4	0.8	266	273	7	○	○	○	発明例
3	B	80	0.8	8.8	2	2.2	0.7	281	289	8	○	○	○	発明例
4	B	65	1.4	5.2	2	2.0	0.7	264	268	4	○	×	×	比較例
5	B	65	1.4	5.7	2	2.1	0.9	275	272	-3	×	○	○	比較例
6	B	65	1.4	5.3	2	3.2	0.9	263	259	-4	×	×	○	比較例
7	C	60	1.6	4.9	3	2.2	0.7	268	274	6	○	○	○	発明例
8	C	60	1.6	4.7	3	1.9	0.6	273	275	2	○	○	○	発明例
9	C	60	1.6	4.4	3	4.0	1.4	262	257	-5	×	×	○	比較例
10	C	60	1.6	5.1	2	2.0	0.6	276	275	-1	×	○	○	比較例
11	C	35	2.6	2.8	3	2.4	0.8	243	247	4	×	○	×	比較例
12	D	55	1.8	4.3	3	2.0	0.6	269	276	7	○	○	○	発明例
13	D	40	2.4	3.2	3	1.8	0.5	264	262	-2	×	○	○	比較例
14	E	50	2.0	3.9	4	1.5	0.5	278	287	9	○	○	○	発明例
15	F	60	1.6	4.5	2	2.2	0.8	268	264	-4	×	○	○	比較例
16	G	60	1.6	4.6	3	2.3	0.7	269	268	-1	×	○	○	比較例
17	H	65	1.4	5.8	2	1.9	0.5	281	275	-6	×	○	○	比較例
18	I	50	2.0	4.0	6	1.7	0.5	290	288	-2	×	×	○	比較例

(*3) F:フェライト, C:セメンタイト
(*4) ○:優良, ×:不良

[0075] 本発明に適合する各冷延鋼板（発明例）は、冷間圧延ままで十分な硬さを有し、かつ熱処理による硬さの低下もなく、耐高温軟化性に優れる鋼板となっており、打抜性や熱処理後の平坦度にも優れている。一方、鋼の化学組成やミクロ組織が本発明の範囲を外れるその他の各冷延鋼板（比較例）では、前記特性をすべて満足するものはなく、いずれかが不十分な水準となっている。

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、

C ：0.10%以上0.25%以下、 Si：0.3%以下、

Mn：0.5%以上1.0%以下、 P ：0.03%以下、

S ：0.02%以下、 Al：0.01%以上0.08%以下、

Ti：0.010%以下、 Nb：0.010%以下、

B ：0.0010%以下

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し、フェライト、ベイナイトおよびパーライトからなり、前記フェライトの組織全体に占める分率：50%以上80%以下、前記ベイナイトの組織全体に占める分率：15%以上45%以下、前記パーライトの組織全体に占める分率：10%以下である組織を有する熱延鋼板に、冷間圧延を施して得られる冷延鋼板であって、フェライトを主相としセメンタイトが分散した組織を有し、前記主相であるフェライトが、鋼板の圧延方向断面における平均アスペクト比：3以上の加工伸展粒であり、前記セメンタイトが、組織全体に占める分率：5%以下、鋼板の圧延方向断面における粒子断面の平均アスペクト比：3以下、平均長径：1.0μm以下であることを特徴とする硬質冷延鋼板。

[請求項2] 質量%で、

C ：0.10%以上0.25%以下、 Si：0.3%以下、

Mn：0.5%以上1.0%以下、 P ：0.03%以下、

S ：0.02%以下、 Al：0.01%以上0.08%以下、

Ti：0.010%以下、 Nb：0.010%以下、

B ：0.0010%以下

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片を、

1000℃以上1200℃以下に加熱し、Ar_3変態点以上（Ar_3変態点＋200）℃以下の仕上温度で熱間圧延を施し、前記仕上温度から750℃までの温度範囲を40℃/s以上80℃/s以下の冷却速度で冷却し、次いで750℃から500℃以上600℃以下の冷却停止温度までの温度範囲を40℃/s以上60℃/s以下の冷却速度で冷却したのち放冷し、500℃以上600℃以下の巻取温度で巻き取って熱延鋼板とし、該熱延鋼板をデスケーリングしたのち、40％以上80％以下の圧下率で冷間圧延することを特徴とする硬質冷延鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2014/001421

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *C21D8/02*(2006.01)i, *C21D9/46*(2006.01)i, *C22C38/14*(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

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2014
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2014	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2014

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2007-138261 A (JFE Steel Corp.), 07 June 2007 (07.06.2007), paragraphs [0031] to [0034]; table 1, steel no.1, 2 (Family: none)	1-2
A	JP 2007-314817 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 06 December 2007 (06.12.2007), table 1, steel symbol A (Family: none)	1-2
A	JP 2008-189987 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 21 August 2008 (21.08.2008), table 1, steel types A, B (Family: none)	1-2

☒ 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 May, 2014 (29.05.14)	Date of mailing of the international search report 10 June, 2014 (10.06.14)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office Facsimile No.	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2014/001421

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 2007-270329 A (JFE Steel Corp.), 18 October 2007 (18.10.2007), table 1, steel no.A, L, M (Family: none)	1-2
A	JP 2012-241217 A (JFE Steel Corp.), 10 December 2012 (10.12.2012), claim 1 & WO 2012/157268 A1 & TW 201303032 A & KR 2014005359 A & CN 103562425 A & US 2014/0076469 A1 & EP 2712944 A1	1-2
P,A	JP 2013-181212 A (JFE Steel Corp.), 12 September 2013 (12.09.2013), claims 1 to 6 (Family: none)	1-2

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１４／００１４２１

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, C21D8/02(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/14(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

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
A	JP 2007-138261 A（ＪＦＥスチール株式会社）2007.06.07, 【００３１】－【００３４】、【表１】の鋼番１、２（ファミリーなし）	1-2
A	JP 2007-314817 A（住友金属工業株式会社）2007.12.06, 【表１】の鋼記号Ａ（ファミリーなし）	1-2
A	JP 2008-189987 A（住友金属工業株式会社）2008.08.21, 【表１】の鋼種Ａ、Ｂ（ファミリーなし）	1-2

☑　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
２９．０５．２０１４	１０．０６．２０１４

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　５２７６
佐藤　陽一
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
Ａ	JP 2007-270329 A（ＪＦＥスチール株式会社）2007.10.18, 【表１】の鋼Ｎｏ．Ａ、Ｌ、Ｍ（ファミリーなし）	1-2
Ａ	JP 2012-241217 A（ＪＦＥスチール株式会社）2012.12.10, 【請求項１】 & WO 2012/157268 A1 & TW 201303032 A & KR 2014005359 A & CN 103562425 A & US 2014/0076469 A1 & EP 2712944 A1	1-2
Ｐ、Ａ	JP 2013-181212 A（ＪＦＥスチール株式会社）2013.09.12, 【請求項１】－【請求項６】（ファミリーなし）	1-2