

(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
2017年8月24日(24.08.2017)



(10) 国際公開番号
WO 2017/141587 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2017/000878
- (22) 国際出願日: 2017年1月12日(12.01.2017)
- (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 2016-029273 2016年2月18日(18.02.2016) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 田中 裕二(TANAKA Yuji); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). ミクメコバ シャルカ (MIKMEKOVA Sarka); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 山下 孝子(YAMASHITA Takako); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 小幡 美絵(OBATA Yoshie); 〒1000011 東京都千代

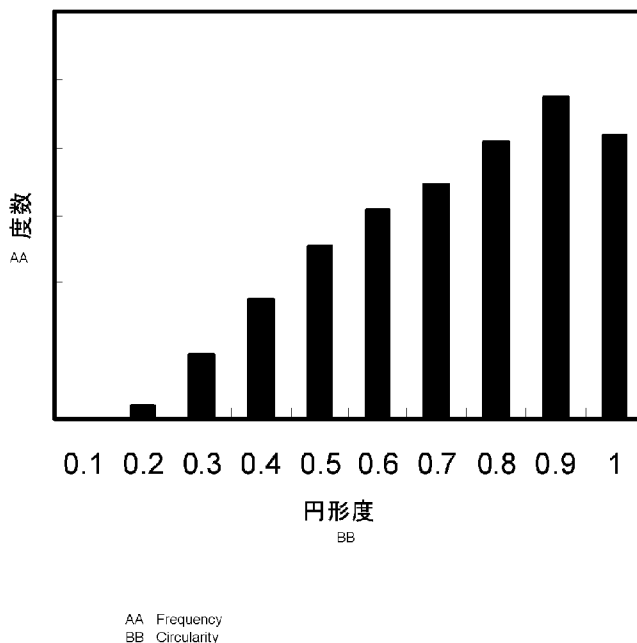
田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

- (74) 代理人: 杉村 憲司(SUGIMURA Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目2番1号 霞が関コモンゲート西館36階 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, DJ, 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, KH, KN, KP, KR, KW, 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).

[続葉有]

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

(54) 発明の名称: 高強度冷延鋼板およびその製造方法



(57) Abstract: This high-strength cold-rolled steel sheet is provided with a prescribed component composition, and has a steel structure which comprises, expressed in area percentage, 30-75% of ferrite, 15-40% of martensite, and 10-30% of retained austenite. When the distribution of the circularities of the crystal grains of the retained austenite is represented in a histogram in which the class range is more than $0.1 \times (n-1)$, but not more than $0.1 \times n$, and the class values are $0.1 \times n$ (where n is an integer in the range of 1-10), the mode of the circularities of the crystal grains of the retained austenite is at least 0.7. Accordingly, provided is a high-strength cold-rolled steel sheet which has high strength, i.e. a tensile strength of at least 900 MPa, high workability, i.e. a total elongation of at least 20%, and a low yield ratio of less than 60%.

(57) 要約: 所定の成分組成とするとともに、鋼組織を、面積率でフェライト: 30~75%、マルテンサイト: 15~40%および残留オーステナイト: 10~30%である組織とし、さらに残留オーステナイトの結晶粒の円形度分布を、階級範囲: $0.1 \times (n-1)$ 超 $0.1 \times n$ 以下、階級値: $0.1 \times n$ (ここで、 n は 1~10 までの整数) としたヒストグラムで表す場合に、残留オーステナイトの結晶粒の円形度の最頻値を 0.7 以上とすることにより、引張強さ: 900MPa 以上の高強度と全伸び: 20% 以上の高加

工性を兼備し、かつ 60%未満の低降伏比を有する高強度冷延鋼板とする。

WO 2017/141587 A1



添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

明 細 書

発明の名称： 高強度冷延鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高強度冷延鋼板およびその製造方法に関し、特に低降伏比でかつ加工性にも優れた高強度冷延鋼板を得ようとするものである。

背景技術

[0002] 近年、高強度と優れた加工性を兼備した鋼板として、鋼板の鋼組織（微細組織）を制御した種々の鋼板が開発されている。

例えば、特許文献 1 には、引張強さが980MPa以上の加工性に優れた高降伏比高強度の溶融亜鉛めっき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 2 には、引張強さが1180MPa以上で、伸びと伸びフランジ性に優れた超高強度冷延鋼板及びその製造方法が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0003] 特許文献1：特許第5438302号公報

特許文献2：特開2015-014026号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0004] ところで、自動車用鋼板の加工には、プレス加工が多く用いられるが、降伏比が大きいとプレス加工時の負荷が大きいだけでなく、プレス加工後に鋼板が元の形状に戻ろうとするいわゆるスプリングバック現象が問題となる。

また、近年、自動車の衝突安全性確保のため、衝突時に積極的に変形する鋼板を自動車部品に適用して、衝突エネルギーを吸収する車体構造設計を行うことも求められており、そのため、高強度と優れた加工性を兼備し、かつ低降伏比の鋼板を開発することが望まれている。

[0005] この点、特許文献 1 に記載の鋼板は、高降伏比の鋼板を対象とするものであり、上記のような用途には適さない。

また、特許文献 2 に記載の鋼板では、降伏強度や降伏比について何ら考慮が払われていない。

加えて、特許文献 1 および 2 に記載の鋼板ではいずれも、必ずしも十分な延性が得られない場合があり、加工性の面にも課題を残していた。

[0006] 本発明は、上記の現状に鑑み開発されたものであって、引張強さ：900MPa 以上の高強度と全伸び：20%以上の優れた加工性を兼備し、かつ降伏比：60%未満の低降伏比の高強度冷延鋼板を提供することを目的とする。

また、本発明は、上記の高強度冷延鋼板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

[0007] さて、発明者らは、引張強さ：900MPa以上の高強度と全伸び：20%以上の優れた加工性を兼備し、かつ降伏比：60%未満の低降伏比の高強度冷延鋼板を開発すべく鋭意検討を重ねたところ、以下のことを知見した。

[0008] (1) 引張強さ：900MPa以上と全伸び：20%以上を両立するためには、成分組成を適正に調整した上で、鋼組織を、フェライト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトがそれぞれ適正な配合比率になる複合組織とし、残留オーステナイトによるTRIP効果を活用することが有効である。

(2) また、鋼板の機械的特性、特に降伏比は、成分組成や鋼組織における各相の面積率（以下、組織分率ともいう）によって一義的に決まるわけではなく、成分組成や組織分率がほぼ同じであっても大きく変わる場合がある。

(3) そこで、各相の組織形態に着目し、電界放出型走査電子顕微鏡（FE-SEM）を用いて鋼組織の詳細な観察・解析を行ったところ、残留オーステナイトの形態、特に残留オーステナイトの結晶粒の円形度が鋼板の降伏比に影響を与えており、この残留オーステナイトの結晶粒の円形度を適正に制御することによって、所望とする鋼板の降伏比を得ることが可能となる。

(4) また、特に熱間圧延後の巻き取り温度と冷却条件を調整することにより、焼鈍処理前の熱延板組織をフェライトとパーライトの二相組織とし、その後、フェライトとオーステナイトの二相域において焼鈍を行って、所定の

条件で過時効処理を行うことにより、最終組織における残留オーステナイトの結晶粒の円形度を適正に制御することができる。

本発明は、上記の知見に基づき、さらに検討を加えた末に完成されたものである。

[0009] すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 質量%で、

C : 0.15~0.35%、

Si : 1.0~2.0%、

Mn : 1.8~3.5%、

P : 0.020%以下、

S : 0.0040%以下、

Al : 0.01~0.1%および

N : 0.01%以下

を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

面積率で、フェライト : 30~75%、マルテンサイト : 15~40%および残留オーステナイト : 10~30%の範囲である鋼組織を有し、

また、上記残留オーステナイトの結晶粒の円形度分布を、階級範囲 : $0.1 \times (n-1)$ 超 $0.1 \times n$ 以下、階級値 : $0.1 \times n$ (ここで、 n は 1~10 までの整数) としたヒストグラムで表す場合に、上記残留オーステナイトの結晶粒の円形度の最頻値が 0.7 以上である、

高強度冷延鋼板。

ここに、残留オーステナイトの各結晶粒の円形度は、次式により求めたものである。

$$\text{円形度} = 4\pi S / L^2$$

ここで、 S は残留オーステナイトの結晶粒の面積、 L は残留オーステナイトの結晶粒の周長である。

[0010] 2. 表面に亜鉛めっき層を有する前記 1 に記載の高強度冷延鋼板。

[0011] 3. 質量%で、

C : 0.15~0.35%、

Si : 1.0~2.0%、

Mn : 1.8~3.5%、

P : 0.020%以下、

S : 0.0040%以下、

Al : 0.01~0.1%および

N : 0.01%以下

を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼スラブを、1100℃以上1200℃以下に加熱したのち、上記鋼スラブに仕上圧延出側温度：850℃以上950℃以下で熱間圧延を施して熱延板とし、

上記熱延板を、上記仕上圧延出側温度から700℃までの温度域における冷却速度を50℃/s以上として冷却し、上記熱延板を550℃以上650℃以下で巻き取り、巻き取り後に水冷を施して100℃以下まで冷却し、

酸洗を行ったのち、上記熱延板に冷間圧延を施して冷延板とし、

上記冷延板を、730℃以上820℃以下で焼鈍したのち、300℃以上500℃以下の温度域に冷却し、上記冷延板を当該300℃以上500℃以下の温度域で100s以上1000s以下保持する過時効処理を施す、

高強度冷延鋼板の製造方法。

[0012] 4. 前記過時効処理後に亜鉛めっき処理を行う前記3に記載の高強度冷延鋼板の製造方法。

発明の効果

[0013] 本発明によれば、引張強さ：900MPa以上の高強度と全伸び：20%以上の優れた加工性を兼備し、かつ降伏比：60%未満の低降伏比の高強度冷延鋼板を得ることができる。

また、かような高強度冷延鋼板を、所定の自動車部品に適用することにより、衝突時に衝突エネルギーを吸収する車体構造設計を行いながら、車体軽量化による燃費改善を図ることが可能となるので、産業的な利用価値は極めて大きい。

図面の簡単な説明

[0014] [図1]残留オーステナイトの結晶粒の円形度分布を表すヒストグラムの一例を示す図である。

[図2] (a) は鋼組織をFE-SEMにより観察した場合に得られる二次電子像の一例を示す図であり、(b) は鋼組織をEBSDにより観察し、所定のPCソフトで解析して得られる画像の一例を示す図である。

[図3]実施例の鋼板No.1の鋼組織を示すFE-SEM像 ((a) 加速電圧: 15kV、倍率: 2000倍で観察した二次電子像、(b) 加速電圧: 1kV、倍率: 5000倍で観察した二次電子像) である。

発明を実施するための形態

[0015] 以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明の高強度冷延鋼板における成分組成の限定理由を以下に述べる。なお、成分組成における単位はいずれも「質量%」であるが、以下、特に断らない限り単に「%」で示す。

C : 0.15~0.35%

Cは、鋼板の高強度化にも寄与するとともに、残留オーステナイトを得るために重要な元素である。本発明の鋼板を製造するにあたっては、焼鈍後の過時効処理時にフェライト変態が進行する。ここで、フェライトはCをほとんど固溶しないので、未変態オーステナイトにCが濃化し、オーステナイトが安定化する。その結果、最終組織において残留オーステナイトが得られ、伸びを向上させる。また、Cの濃化が不十分な一部のオーステナイトは、マルテンサイト変態し、Cを過飽和に固溶した硬質相（マルテンサイト）となって強度の向上に寄与する。ここに、C量が0.15%未満では、十分な強度を得ることが出来ない。一方、C量が0.35%を超えると、溶接性の劣化が顕著となる。したがって、C量は0.15~0.35%の範囲とする。好ましくは0.15%以上である。好ましくは0.28%以下である。

[0016] Si : 1.0~2.0%

Siは、過時効時のセメントイト生成を抑制し、十分な量の残留オーステナ

イトを得るために重要な元素である。しかし、Si量が1.0%未満では、上記の効果を得ることができない。一方、Si量が2.0%を超えると、熱間圧延及び焼鈍時の表面酸化が顕著になり、外観およびめっき性に悪影響を及ぼす。したがって、Si量は1.0~2.0%の範囲とする。好ましくは1.2%以上である。好ましくは1.8%以下である。

[0017] Mn : 1.8~3.5%

Mnは、残留オーステナイトを安定化させる効果がある。しかし、Mn量が1.8%未満では、上記の効果が小さい。一方、Mn量が3.5%を超えると、過時効処理時のフェライト変態、さらには残留オーステナイトの生成が抑制され、所望の伸びを得ることが困難となる。したがって、Mn量は1.8~3.5%の範囲とする。好ましくは1.9%以上である。好ましくは2.5%以下である。

[0018] P : 0.020%以下

Pは、溶接性を低下させるため、極力少ないほうが望ましい。したがって、P量は0.020%以下とする。好ましくは0.015%以下である。

[0019] S : 0.0040%以下

Sは、介在物を形成して局部伸びを低下させるため、極力少ないほうが望ましい。したがって、S量は0.0040%以下とする。好ましくは0.0020%以下である。

[0020] Al : 0.01~0.1%

Alは、脱酸剤として添加される。しかし、Al量が0.01%未満ではその効果が小さい。一方、Al量が0.1%を超えると、介在物が形成され、局部伸びが低下する。したがって、Al量は0.01~0.1%の範囲とする。好ましくは0.02%以上である。好ましくは0.06%以下である。

[0021] N : 0.01%以下

Nは、歪時効に影響を及ぼす元素であり、極力少ない方が望ましい。したがって、N量は0.01%以下とする。好ましくは0.006%以下である。

[0022] なお、上記以外の成分はFeおよび不可避免的不純物である。ただし、本発明の効果を損なわない範囲であれば上記以外の成分の含有を拒むものではない

。

[0023] 次に、本発明の高強度冷延鋼板の鋼組織について説明する。

フェライトの面積率：30～75%

フェライトは、軟質相であり伸びの向上に寄与する。ここで、フェライトの面積率が30%未満では、マルテンサイトが増加して強度が過度に高まり、伸びが低下する。一方、フェライトの面積率が75%を超えると、マルテンサイトの面積率が低下して、所望の強度を確保できない。したがって、フェライトの面積率は30～75%の範囲とする。好ましくは40%以上である。好ましくは70%以下である。

[0024] マルテンサイトの面積率：15～40%

マルテンサイトは、硬質相であり強度の向上に寄与する。ここで、マルテンサイトの面積率が15%未満では、所望の強度を確保できない。一方、マルテンサイトの面積率が40%を超えると、強度が過度に高まり伸びが低下する。したがって、マルテンサイトの面積率は15～40%の範囲とする。好ましくは20%以上である。好ましくは35%以下である。

[0025] 残留オーステナイトの面積率：10～30%

残留オーステナイトは、TRIP効果を通じて伸びの向上に大きく寄与する。ここで、残留オーステナイトの面積率が10%未満では、所望の伸びを得ることができない。一方、残留オーステナイトの面積率が増加するにつれて、残留オーステナイト中のC濃度が低くなって残留オーステナイトの安定度が低下する。このため、面積率で30%超の残留オーステナイトを工業的に得るには、制御が困難である。したがって、残留オーステナイトの面積率は10～30%の範囲とする。好ましくは12%以上である。好ましくは28%以下である。

[0026] なお、鋼組織は、基本的に上記したフェライト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトにより構成されるが、セメンタイト等の炭化物やTiN等の介在物が微量であれば含まれていてもよく、これらの合計の面積率が1%以下であれば許容できる。

[0027] 残留オーステナイトの結晶粒の円形度の最頻値：0.7以上

前述したように、残留オーステナイトの結晶粒の円形度は、鋼板の降伏比に影響を及ぼし、この残留オーステナイトの結晶粒の円形度の最頻値を0.7以上に制御することによって、所望とする降伏比：60%未満の低降伏比を得ることが可能となる。

ここで、残留オーステナイトの結晶粒の円形度が、鋼板の降伏比に影響を及ぼすメカニズムについては必ずしも明らかではないが、発明者らは、組織形態により微視的な応力分配が変化するためと考えている。

[0028] すなわち、残留オーステナイトの結晶粒の円形度（以下、単に円形度ともいう）の最頻値が小さくなると、残留オーステナイトの結晶粒の多くは細長く伸びた形状となる。鋼板に引張荷重を加えた場合、残留オーステナイトの結晶粒の形状が、引張方向に対してどのような方向に伸びているかで、応力の加わり方が異なるものとなる。このような場合、細長く伸びた形状となった残留オーステナイトの結晶粒は、応力が加わってもTRIP現象を起こさず、その応力をフェライトまたはマルテンサイトが受け持つようになる。TRIP現象は不可逆な塑性変形であるため、TRIP現象が起きれば降伏する。しかし、フェライトおよびマルテンサイトは、応力が加わると弾性変形するため、降伏せず、降伏比を高める側に作用する。このため、残留オーステナイトの結晶粒の円形度の最頻値が小さくなると、鋼板の降伏比が上昇する。一方、残留オーステナイトの結晶粒の円形度の最頻値が大きくなると、鋼中の多くの残留オーステナイトにおいてTRIP現象が生じ、その結果、降伏比が低下するものと考えている。

[0029] なお、ここでいう残留オーステナイトの結晶粒の円形度の最頻値とは、図1に示すように、残留オーステナイトの結晶粒の円形度分布を、階級範囲： $0.1 \times (n-1)$ 超 $0.1 \times n$ 以下、階級値： $0.1 \times n$ （ここで、 n は1～10までの整数）としたヒストグラムで表す場合における、円形度の最頻値である。なお、最頻値とは、上記の円形度分布において、度数（結晶粒の数）が最大となる階級値を意味するものであり、図1の場合、最頻値は0.9である。

また、残留オーステナイトの各結晶粒の円形度は、次式により求めたもの

である。

$$\text{円形度} = 4\pi S / L^2$$

ここで、Sは残留オーステナイトの結晶粒の面積、Lは残留オーステナイトの結晶粒の周長である。

さらに、鋼板中の残留オーステナイトの結晶粒の形態は様々なため、統計的に円形度を判定するためには、1000個以上の残留オーステナイトの結晶粒の円形度を測定することが好ましい。

[0030] 加えて、残留オーステナイトの各結晶粒の円形度の測定は、電界放出型走査電子顕微鏡（FE-SEM）の観察像の画像処理により行うことが好適である。

すなわち、鋼板の試料断面を鏡面研磨した後、適切な組織エッチング処理を施し、FE-SEMによる二次電子像観察を行うことにより、図2（a）に示すように、残留オーステナイトの形態を高解像度で観察可能である。ここで、エッチング処理としては、例えば、ナイトール及び電解研磨エッチングを用いればよい。また、エッチングされた領域の中心部ではなく周辺部をFE-SEMのインレンズ型検出器またはEverhart-Thornley検出器で観察することにより、残留オーステナイトのみを常にフェライトやマルテンサイトよりも暗いコントラストで観察可能である。なお、このときのFE-SEMの加速電圧は2kV以下とすることが好ましい（なお、図2（a）中の白色部分は、研磨剤の残留粒子である。）。

[0031] なお、鋼組織の結晶相の判定手法として、SEMにEBSD（Electron BackScattered Diffraction）検出器を取り付け、観察した画像をPCソフトで解析する手法が広く普及している。しかし、EBSDで観察した画像では、図2（b）のように、50nm以下の大きさの残留オーステナイトの結晶粒（図2（b）中の白色部分に相当）の境界が曖昧で、場所によっては、精度よく残留オーステナイトの結晶粒の面積Sおよび周長Lを求めることができない。一方、上述したFE-SEM像では、50nm以下の残留オーステナイトも高解像度で観察可能であり、これによって、50nm以下の大きさの残留オーステナイトの結晶粒であっても円形度を高精度に測定可能である。

[0032] なお、FE-SEMの観察像の画像処理としては、コントラストを利用した画像処理が容易であり、例えばフリーソフトのImageJソフトウェアを用いて画像を二値化し、抽出した残留オーステナイトの結晶粒の面積および周長から求めた円形度を、circularityとして出力することができる。

[0033] また、円形度の測定対象とする残留オーステナイトの結晶粒は、結晶粒径（短径）：10nm以上の結晶粒とする。さらに、円形度の階級値が0.7以上となる結晶粒の数は、全体の50%超とすることが好ましい。

[0034] 次に、本発明の高強度冷延鋼板の製造方法について、説明する。

本発明の高強度冷延鋼板の製造方法は、上記した成分組成となる鋼スラブを、1100℃以上1200℃以下に加熱したのち、上記鋼スラブに仕上圧延出側温度：850℃以上950℃以下で熱間圧延を施して熱延板とし、上記熱延板を、上記仕上圧延出側温度から700℃までの温度域における冷却速度を50℃/s以上として冷却し、上記熱延板を550℃以上650℃以下で巻き取り、巻き取り後に水冷を施して100℃以下まで冷却し、酸洗を行ったのち、上記熱延板に冷間圧延を施して冷延板とし、上記冷延板を、730℃以上820℃以下で焼鈍したのち、300℃以上500℃以下に冷却し、ついで、上記冷延板を当該300℃以上500℃以下の温度域で100s以上1000s以下保持する過時効処理を施すものである。

以下、上記した製造条件の限定理由について説明する。

[0035] スラブ加熱温度：1100℃以上1200℃以下

スラブ加熱温度が1100℃未満では、圧延負荷が増大し、熱間圧延時のトラブル発生危険が増大するなどの問題が生じる。一方、スラブ加熱温度が1200℃を超えると、加熱のためのエネルギー負荷が大きく、またスケールロスも大きくなる。このため、スラブ加熱温度は、1100℃以上1200℃以下とする。

[0036] 熱間圧延の仕上圧延出側温度：850℃以上950℃以下

熱間圧延の仕上圧延出側温度が850℃未満では、熱間圧延時の変形抵抗が増大する。一方、熱間圧延の仕上圧延出側温度が950℃を超えると、結晶粒の粗大化を招き、強度が低下する。したがって、熱間圧延の仕上圧延出側温度は、850℃以上950℃以下とする。

[0037] 仕上圧延出側温度から700℃までの温度域における冷却速度：50℃/s以上

熱間圧延後、仕上圧延出側温度から700℃までの温度域における冷却速度が50℃/s未満になると、フェライト粒径が大きくなり、強度が低下する。このため、仕上圧延出側温度から700℃までの温度域における冷却速度は50℃/s以上とする。

[0038] 巻き取り温度：550℃以上650℃以下

熱間圧延後の熱延板の巻き取り温度は、鋼板の最終組織における残留オーステナイトの結晶粒の円形度を所定の範囲に制御するために、特に重要である。すなわち、残留オーステナイトの結晶粒の円形度を所定の範囲に制御して、所望の低降伏比を得るには、焼鈍処理前の熱延板の鋼組織をフェライトとパーライトの二相組織とした上で、フェライトとオーステナイトの二相域において焼鈍を行うことが重要である。ここで、巻き取り温度が550℃未満では、熱延板の鋼組織にベイナイト等の低温変態相が生成し、その後の焼鈍・過時効処理を経て得られる残留オーステナイトの結晶粒について、円形度が小さいものが多くなり、降伏比が上昇する。一方、巻き取り温度が650℃を超えると、結晶粒の粗大化により、引張強さが低下するだけでなく、SiやMnの表面酸化により、外観及びめっき性が低下する。このため、巻き取り温度は550℃以上650℃以下とする。好ましくは560℃以上、より好ましくは590℃以上である。好ましくは620℃以下である。

[0039] 巻き取り後の冷却条件：水冷を施して100℃以下まで冷却

また、巻き取り後の冷却条件も、上記した巻き取り温度とともに、鋼板の最終組織における残留オーステナイトの生成量および結晶粒の円形度を所定の範囲に制御するために、重要である。すなわち、鋼板の最終組織における残留オーステナイトの生成量および結晶粒の円形度を所定の範囲に制御するには、焼鈍処理前の熱延板の鋼組織をフェライトとパーライトの二相組織にするとともに、焼鈍処理時に、フェライトから相変態するオーステナイトの核生成場所を適切に制御する必要がある。

この点、巻き取り後の冷却を水冷として100℃以下まで冷却することにより

、鋼中の炭素がフェライト粒内に固溶する。そして、このフェライト粒内に固溶した炭素が、焼鈍処理時にパーライトへ拡散、濃化し、このパーライトからオーステナイト変態が円形状に生じ、鋼板の最終組織において、所望とする残留オーステナイトの生成量および結晶粒の円形度を得ることが可能となる。

一方、冷却を水冷により行わない場合や、冷却停止温度が100℃を超える場合には、炭素の一部がフェライト粒界に偏析し、焼鈍処理時にフェライト粒界からオーステナイトが変態して、粗大なオーステナイト粒を形成する。粗大なオーステナイト粒は、炭素量が少ないため、残留オーステナイトが不安定となり、ひいては残留オーステナイトの面積率が少なくなつて、延性が低下する。

このため、巻き取り後の冷却条件は、水冷を施して100℃以下まで冷却するものとする。

[0040] 上記熱延板を巻き取り後、酸洗し、上記熱延板に冷間圧延を施して冷延板とする。なお、酸洗条件及び冷間圧延条件は特に限定されず、常法に従えばよい。

[0041] 焼鈍温度：730℃以上820℃以下

ついで、上記のようにして得た冷延板を焼鈍する。ここでは、熱間圧延後の巻き取りの際に形成した熱延板のフェライトとパーライトの二相組織から、フェライトとオーステナイトの二相組織を形成し、焼鈍を行うことが重要である。すなわち、フェライトについては、焼鈍の過程で転位密度の少ない組織となり、延性向上に寄与する。一方、パーライトについては、焼鈍の過程で層状セメンタイトが球状化し、ここからオーステナイトが核生成して、円形状のオーステナイトが分散した組織が形成される。

ここで、焼鈍温度が730℃未満では、パーライト中の炭化物（セメンタイト）が溶解せず、過時効処理で形成されるマルテンサイト中のCが不足して強度が低下する。また、過時効処理で得られる残留オーステナイトが少なくなり、延性が低下する。さらに、過時効処理で得られる残留オーステナイトに

ついても、円形度が小さい結晶粒が増加する。

一方、焼鈍温度が820℃を超えると、焼鈍時のオーステナイト分率が過剰となって、互いに連結する。これにより、不定形なオーステナイトが形成され、過時効処理で得られる残留オーステナイトが少なくなり、延性が低下する。また、過時効処理で得られる残留オーステナイトについて、円形度が小さい結晶粒が増加し、結果的に降伏比が上昇する。このため、焼鈍温度は730℃以上820℃以下とする。好ましくは740℃以上である。好ましくは810℃以下である。

[0042] 過時効処理条件：300℃以上500℃以下の温度域で100秒以上1000秒以下保持

上記の焼鈍後、300℃以上500℃以下の温度域に冷却し、この温度域で100秒以上1000秒以下保持する過時効処理を施す。

ここに、過時効処理温度が300℃未満の場合、オーステナイトがマルテンサイト変態して所定量の残留オーステナイトが得られず、伸びが低下する。一方、過時効処理温度が500℃を超えると、オーステナイトからのフェライト変態が十分に進まず、オーステナイトへのC濃化が不十分となる。このため、所定量の残留オーステナイトが得られず、伸びが低下する。したがって、過時効処理温度は300℃以上500℃以下とする。好ましくは350℃以上である。好ましくは450℃以下である。

また、過時効処理での保持時間が100秒未満では、オーステナイトからのフェライト変態が十分に進まず、オーステナイトへのC濃化が不十分となって、所定量の残留オーステナイトが得られず、伸びが低下する。一方、過時効処理での保持時間が1000秒を超えると、生産性が低下する。したがって、過時効処理での保持時間は100秒以上1000秒以下とする。好ましくは120秒以上である。好ましくは600秒以下である。

[0043] また、上記の過時効処理を施して得られた鋼板に、さらに亜鉛めっき処理を施して、その表面に亜鉛めっき層を形成してもよい。ここで、亜鉛めっき処理としては、熔融亜鉛めっき処理や合金化熔融亜鉛めっき処理、および電気亜鉛めっき処理などが挙げられる。処理条件については特に限定されず、

常法に従えばよい。

実施例

[0044] 表1に示す成分組成を有し、残部がFeおよび不可避免の不純物よりなる鋼を溶製して鋼スラブとした。ついで、表2に示す条件で、鋼スラブを加熱して熱間圧延により熱延板とし、得られた熱延板を冷却後、巻き取り、その後、さらに表2に示す冷却条件で100℃以下まで冷却した。ついで、塩酸酸洗を施し、圧下率：40～60％で冷間圧延して冷延板（厚さ：0.8～1.0mm）としたのち、表2に示す条件で、焼鈍および過時効処理を行った。

[0045] [表1]

表1

鋼記号	成分組成(質量%)							備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	
A	0.25	1.5	2.0	0.006	0.002	0.02	0.003	適合鋼
B	0.18	1.2	2.2	0.005	0.002	0.02	0.002	適合鋼
C	<u>0.11</u>	1.8	3.0	0.005	0.002	0.02	0.003	比較鋼
D	0.16	<u>0.5</u>	2.5	0.006	0.002	0.02	0.002	比較鋼
E	0.27	1.8	<u>3.8</u>	0.006	0.002	0.02	0.002	比較鋼
F	0.19	1.2	2.0	0.006	0.002	0.02	0.002	適合鋼
G	0.30	1.8	2.4	0.010	0.002	0.04	0.003	適合鋼
H	0.16	1.9	2.2	0.008	0.001	0.03	0.002	適合鋼
I	0.20	1.2	3.2	0.008	0.002	0.02	0.002	適合鋼

[0046]

[表2]

表2

鋼板No.	鋼記号	スラブ 加熱温度 (°C)	仕上圧延 出側温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	巻き取り 温度 (°C)	巻き取り後 の冷却条 件	焼鈍温度 (°C)	過時効 処理温度 (°C)	過時効処理での 保持時間 (秒)
1	A	1150	880	60	590	水冷	740	400	120
2	A	1160	890	60	<u>420</u>	水冷	760	420	150
3	A	1150	870	60	600	水冷	<u>840</u>	410	200
4	B	1180	870	60	620	水冷	750	420	320
5	B	1180	880	60	600	水冷	<u>720</u>	420	150
6	<u>C</u>	1150	890	60	610	水冷	740	400	160
7	<u>D</u>	1160	880	60	600	水冷	750	410	250
8	<u>E</u>	1150	870	60	590	水冷	740	410	250
9	F	1170	880	60	600	放冷	750	400	250
10	G	1120	880	100	620	水冷	750	380	400
11	G	1120	880	100	620	水冷	780	450	<u>80</u>
12	G	1120	880	100	620	水冷	810	340	800
13	H	1160	910	60	580	水冷	800	390	600
14	H	1160	910	60	580	水冷	<u>830</u>	350	400
15	H	1140	900	60	620	水冷	740	460	360
16	I	1160	870	60	640	水冷	760	380	800
17	I	1150	880	60	<u>530</u>	水冷	800	450	600
18	I	1180	890	60	610	放冷	780	400	600
19	I	1160	910	60	<u>660</u>	水冷	740	420	400
20	I	1160	870	60	640	水冷	800	<u>520</u>	800

[0047] かくして製造した鋼板について、以下のようにして組織観察および引張試験を行った。結果を表3に示す。

(1) 組織観察

・フェライトの面積率

フェライトの面積率は、製造した鋼板から作製した試料の断面を鏡面研磨した後、ナイタールで腐食し、Carl Zeiss NTS GmbH製FE-SEM LE0-1530を用いて、試料の板厚1/4位置（表面から深さ方向で板厚の1/4に相当する位置）の組織観察を行うことにより求めた。

ここで、加速電圧は15kVとし、Everhart-Thronley (ET) 検出器を用いて、二次電子像を観察した。また、上記の二次電子像では、周囲より暗いコントラストの結晶粒をフェライトとし、視野全体に対してフェライトが占める面積率を求めた。

なお、観察は倍率：5000倍で10視野行い、各視野で観察されたフェライトが占める面積率の平均値を、フェライトの面積率とした。

参考として、図3（a）に、鋼板No.1において倍率：2000倍で鋼組織を観察して得られた二次電子像の一例を示す。

[0048] ・残留オーステナイトの面積率

残留オーステナイトの面積率は、製造した鋼板から作製した試料の断面を鏡面研磨した後、メタノール、ブチルセロソルブおよび過塩素酸を体積率で10:6:1の割合で混合した電解液により電解研磨を行い、Carl Zeiss NTS GmbH製FE-SEM LE0-1530を用いて試料の板厚1/4位置の組織観察を行うことにより求めた。

ここで、加速電圧は1kVとし、Everhart-Thornley型検出器を用いて二次電子像を観察した。また、上記の二次電子像では、周囲より暗いコントラストの結晶粒を残留オーステナイトとし、視野全体に対して残留オーステナイトが占める面積率を求めた。

なお、観察は倍率：5000倍で10視野行い、各視野で観察された残留オーステナイトが占める面積率の平均値を、残留オーステナイトの面積率とした。

参考として、図3（b）に、鋼板No.1において倍率：5000倍で鋼組織を観察して得られた二次電子像の一例を示す。

[0049] ・マルテンサイトの面積率

マルテンサイトの面積率は、100%から上記で求めたフェライトの面積率および残留オーステナイトの面積率を減じることにより求めた。

[0050] ・残留オーステナイトの結晶粒の円形度の最頻値

残留オーステナイトの面積率を求める際に用いた試料を使用し、Carl Zeiss NTS GmbH製FE-SEM LE0-1530により試料の板厚1/4位置の組織観察を行い、観察された残留オーステナイトの結晶粒の円形度を、ImageJソフトウェアを用いた画像解析により求めた。

また、残留オーステナイトの結晶粒の円形度は、視野を変えながら1000個の結晶粒について算出し、算出した残留オーステナイトの結晶粒の円形度分布を、階級範囲： $0.1 \times (n-1)$ 超 $0.1 \times n$ 以下、階級値： $0.1 \times n$ （ここで、 n は1～10までの整数）としたヒストグラムで表し、その最頻値を求めた。

[0051] （2）引張試験

鋼板の圧延方向と90°の方向を長手方向（引張方向）とするJISZ2201に準拠

したJIS5号試験片を用いて、JISZ2241に準拠した引張試験を行い、降伏強度（YS）、引張強さ（TS）、降伏比（YR）および全伸び（EL）を求めた。

[0052] [表3]

表3

鋼板No.	鋼記号	銅組織				機械的特性				備考
		フェライトの面積率 (%)	マルテンサイトの面積率 (%)	残留オーステナイトの面積率 (%)	残留オーステナイトの結晶粒の円形度の最頻値	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	EL (%)	
1	A	58	25	17	0.9	504	981	51	27	発明例
2	A	62	21	17	0.5	702	920	76	33	比較例
3	A	52	41	7	0.6	644	995	65	16	比較例
4	B	57	29	14	0.8	638	1120	57	21	発明例
5	B	70	24	6	0.6	629	863	73	18	比較例
6	C	64	24	12	0.8	481	839	57	23	比較例
7	D	60	36	4	0.6	629	968	65	15	比較例
8	E	51	45	4	0.7	773	1317	59	7	比較例
9	F	53	42	5	0.8	560	1013	55	12	比較例
10	G	43	36	21	0.7	619	1081	57	22	発明例
11	G	46	45	9	0.8	720	1290	56	11	比較例
12	G	55	23	22	0.7	577	1005	57	24	発明例
13	H	63	23	14	0.8	537	935	57	21	発明例
14	H	48	44	8	0.6	691	1108	62	16	比較例
15	H	66	18	16	0.7	513	911	56	23	発明例
16	I	59	22	19	0.8	591	1094	54	21	発明例
17	I	53	25	22	0.5	644	1026	63	23	比較例
18	I	58	33	9	0.7	569	988	58	14	比較例
19	I	61	25	14	0.9	473	865	55	25	比較例
20	I	56	41	3	0.9	593	1062	56	7	比較例

[0053] 表3より、本発明例ではいずれも、引張強さ：900MPa以上の高強度と全伸び：20%以上の優れた加工性が得られ、さらには降伏比：60%未満の低降伏比が得られていることがわかる。

一方、比較例では、引張強さ、全伸びおよび降伏比のうちの少なくとも1つが、所望とする範囲外となった。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.15~0.35%、

Si : 1.0~2.0%、

Mn : 1.8~3.5%、

P : 0.020%以下、

S : 0.0040%以下、

Al : 0.01~0.1%および

N : 0.01%以下

を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

面積率で、フェライト : 30~75%、マルテンサイト : 15~40%および残留オーステナイト : 10~30%の範囲である鋼組織を有し、

また、上記残留オーステナイトの結晶粒の円形度分布を、階級範囲 : $0.1 \times (n-1)$ 超 $0.1 \times n$ 以下、階級値 : $0.1 \times n$ (ここで、 n は1~10までの整数) としたヒストグラムで表す場合に、上記残留オーステナイトの結晶粒の円形度の最頻値が0.7以上である、

高強度冷延鋼板。

ここに、残留オーステナイトの各結晶粒の円形度は、次式により求めたものである。

$$\text{円形度} = 4\pi S / L^2$$

ここで、 S は残留オーステナイトの結晶粒の面積、 L は残留オーステナイトの結晶粒の周長である。

[請求項2]

表面に亜鉛めっき層を有する請求項1に記載の高強度冷延鋼板。

[請求項3]

質量%で、

C : 0.15~0.35%、

Si : 1.0~2.0%、

Mn : 1.8~3.5%、

P : 0.020%以下、

S : 0.0040%以下、

Al : 0.01~0.1%および

N : 0.01%以下

を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる鋼スラブを、1100℃以上1200℃以下に加熱したのち、上記鋼スラブに仕上圧延出側温度 : 850℃以上950℃以下で熱間圧延を施して熱延板とし、

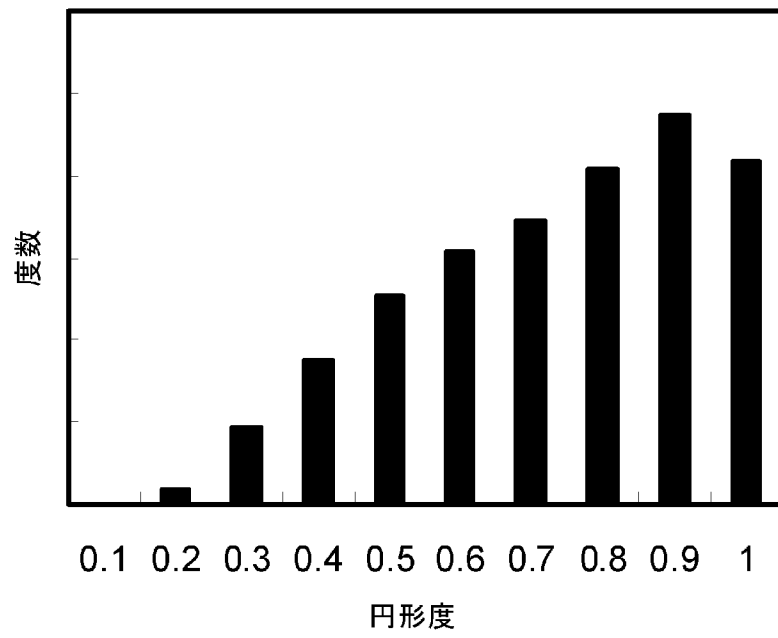
上記熱延板を、上記仕上圧延出側温度から700℃までの温度域における冷却速度を50℃/s以上として冷却し、上記熱延板を550℃以上650℃以下で巻き取り、巻き取り後に水冷を施して100℃以下まで冷却し、

酸洗を行ったのち、上記熱延板に冷間圧延を施して冷延板とし、

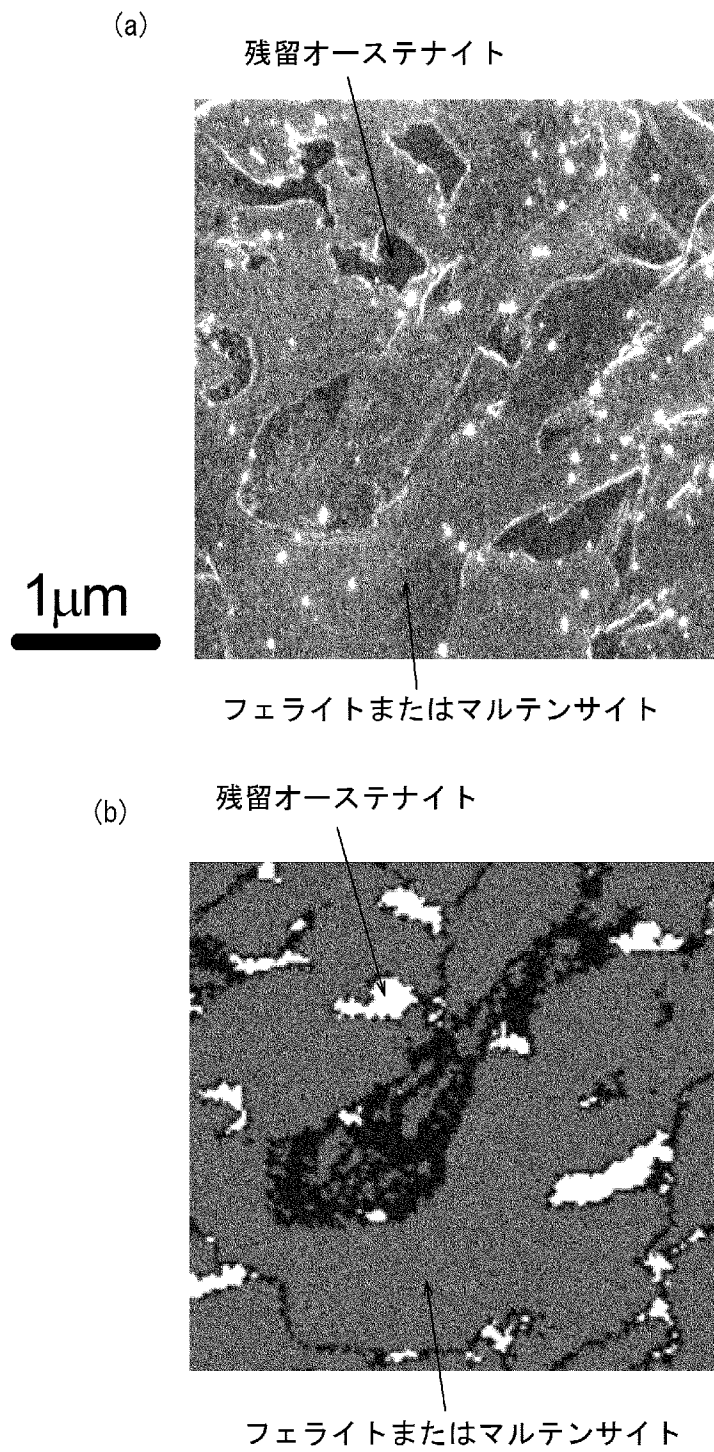
上記冷延板を、730℃以上820℃以下で焼鈍したのち、300℃以上500℃以下の温度域に冷却し、上記冷延板を当該300℃以上500℃以下の温度域で100s以上1000s以下保持する過時効処理を施す、
高強度冷延鋼板の製造方法。

[請求項4] 前記過時効処理後に亜鉛めっき処理を行う請求項3に記載の高強度冷延鋼板の製造方法。

[図1]

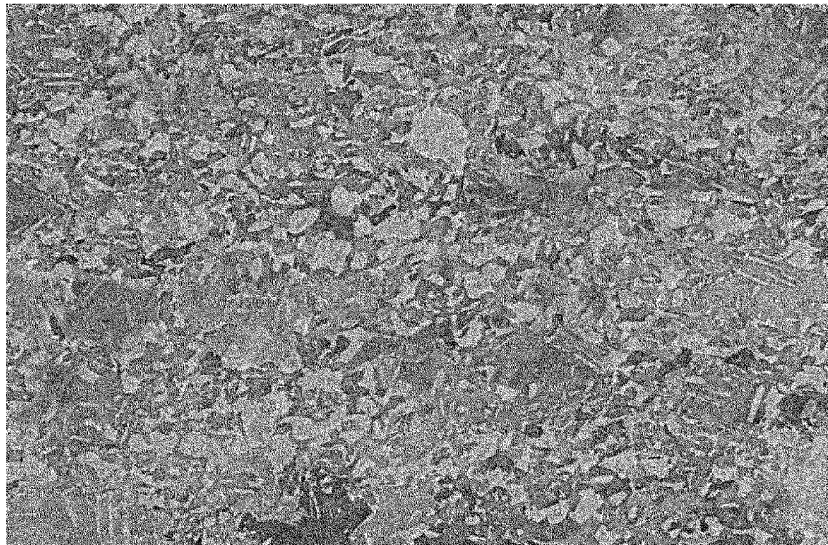


[図2]



[図3]

(a)



5 μm

(b)

残留オーステナイト



2 μm

フェライトまたはマルテンサイト

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/000878

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(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, C22C38/06, C21D9/46, C21D8/02

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	1996-2017
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2017	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2017

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 2007-154283 A (JFE Steel Corp.), 21 June 2007 (21.06.2007), (Family: none)	1-4
A	JP 2013-227654 A (Kobe Steel, Ltd.), 07 November 2013 (07.11.2013), & US 2015/0086808 A1 & WO 2013/146148 A1 & CN 104204259 A & KR 10-2014-0129316 A & MX 2014011619 A & KR 10-2017-0002674 A	1-4
A	JP 2004-218025 A (Kobe Steel, Ltd.), 05 August 2004 (05.08.2004), (Family: none)	1-4
A	JP 2005-179732 A (JFE Steel Corp.), 07 July 2005 (07.07.2005), (Family: none)	1-4

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search
05 April 2017 (05.04.17)

Date of mailing of the international search report
18 April 2017 (18.04.17)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/000878

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 2015/174605 A1 (POSCO), 19 November 2015 (19.11.2015), & US 2017/0051378 A1 & EP 3144406 A1 & KR 10-2015-0130612 A	1-4

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, C22C38/06(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, C22C38/06, C21D9/46, C21D8/02

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	1971-2017年
日本国実用新案登録公報	1996-2017年
日本国登録実用新案公報	1994-2017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 2007-154283 A（J F E スチール株式会社）2007.06.21, （ファミリーなし）	1-4
A	JP 2013-227654 A（株式会社神戸製鋼所）2013.11.07, & US 2015/0086808 A1 & WO 2013/146148 A1 & CN 104204259 A & KR 10-2014-0129316 A & MX 2014011619 A & KR 10-2017-0002674 A	1-4

☑ 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	「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
「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	「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
「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）	「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
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」 同一パテントファミリー文献
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日

05.04.2017

国際調査報告の発送日

18.04.2017

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（ISA/J P）

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

鈴木 葉子

4 K

3557

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 2004-218025 A (株式会社神戸製鋼所) 2004. 08. 05, (ファミリーなし)	1-4
A	JP 2005-179732 A (J F E スチール株式会社) 2005. 07. 07, (ファミリーなし)	1-4
A	WO 2015/174605 A1 (POSCO) 2015. 11. 19, & US 2017/0051378 A1 & EP 3144406 A1 & KR 10-2015-0130612 A	1-4