

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(10) 国際公開番号

WO 2013/102987 A1

(43) 国際公開日

2013 年 7 月 11 日 (11.07.2013)

W I P O | P C T

- (51) 国際特許分類 :
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/32 (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01) C22C 38/54 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 国際出願番号 : PCT/JP20 12/0083 19
- (22) 国際出願日 : 2012 年 12 月 26 日 (26.12.2012)
- (25) 国際出願の言語 : 日本語
- (26) 国際公開の言語 : 日本語
- (30) 優先権データ :
特願 2012-000913 2012 年 1 月 6 日 (06.01.2012) JP
- (71) 出願人 : J F E スチール株式会社 JFE STEEL CORPORATION [JP/JP]; 〒100001 1 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者 : 中村 展之 (NAKAMURA, Nobuyuki); 〒100001 1 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, 内 Tokyo (JP). 小林 崇 (KOBAYASHI, Takashi); 〒100001 1 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). 船川 義正 (UNAKAWA, Yoshimasa); 〒100001 1 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人 : 熊坂 晃, 外 (KUMASAKA, Akira et al.); 〒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 J F E テクノリサーチ株式会社 知的財産事業部内 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, 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, PA, 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, 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))



WO 2013/102987 A1

(54) Title: HIGH CARBON HOT-ROLLED STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称 :高炭素熱延鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: A high carbon hot-rolled steel sheet containing by mass 0.20-0.48% C, at most 0.1% Si, at most 0.5% Mn, at most 0.03% P, at most 0.01% S, 0.1-0.6% Al, 0.05-0.5% Cr, 0.0005-0.0050% B, and 0.0010-0.0050% Ca, the average amount of N in a surface layer section at a distance of 0.1mm from the surface in the thickness direction of the sheet being at least 0.1%, and the average amount of N at the center in the thickness direction being at most 0.01%, the remainder having a component composition comprising Fe and unavoidable impurities; and having a micro structure comprising a ferrite phase and a carbide, the average particle size of the ferrite phase being 10-20 μm and the spheroidization rate of the carbide being at least 90%.

(57) 要約 :質量%で、C : 0.20 ~ 0.48%、Si : 0.1% 以下、Mn : 0.5% 以下、P : 0.03% 以下、S : 0.01% 以下、Al : 0.1 ~ 0.6%、Cr : 0.05 ~ 0.5%、B : 0.0005 ~ 0.0050%、Ca : 0.0010 ~ 0.0050% を含有し、表面から板厚方向に 0.1mm 入った表層部の平均 N 量が 0.10% 以上で、板厚中央部の平均 N 量が 0.010% 以下であり、残部が Fe および不可避的不純物からなる成分組成を有し、フェライト相と炭化物からなり、フェライト相の平均粒径が 10 ~ 20 μm、炭化物の球状化率が 90% 以上であるミクロ組織を有する高炭素熱延鋼板。

明 細 書

発明の名称 : 高炭素熱延鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、プレス成形性と焼入れ性に優れる高炭素熱延鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 現在、ギア、トランスミッション、シートリクライナーなどの自動車用部品は、JIS G 4051に規定された機械構造用炭素鋼鋼材である高炭素熱延鋼板を冷間プレス成形によって所望の形状に成形した後、所望の硬さを確保するために焼入れ処理を施して製造されている。そのため、素材の鋼板には、優れたプレス成形性と焼入れ性が要求されており、これまでに種々の高炭素熱延鋼板が提案されている。

[0003] 例えば、特許文献1には、鋼成分として、質量%で、C : 0.10 ~ 0.37%、Si : 1%以下、Mn : 1.4%以下、P : 0.1%以下、S : 0.03%以下、s o に Al : 0.01 ~ 0.1%、N : 0.0005 ~ 0.0050%、Ti : 0.005 ~ 0.05%、B : 0.0003 ~ 0.0050%を含有し、 $B - (10.8 / 14) N^* \geq 0.0005\%$ 、 $N^* = N - (14 / 48) Ti$ 、ただし、右辺 ≤ 0 の場合、 $N^* = 0$ を満足し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、鋼中析出物であるTiNの平均粒径が $0.06 \sim 0.30 \mu m$ であり、かつ焼入れ後の旧オーステナイト粒径が $2 \sim 25 \mu m$ である焼入れ後の衝撃特性に優れる熱延鋼板が開示されている。

[0004] また、特許文献2には、質量%で、C : 0.15 ~ 0.40%、 $Si \leq 0.35\%$ 、Mn : 0.6 ~ 1.50%、 $P \leq 0.030\%$ 、 $S \leq 0.020\%$ 、Ti : 0.005 ~ 0.1%、s o に Al : 0.01 ~ 0.20%、N : 0.0020 ~ 0.012%、B : 0.0003 ~ 0.0030%、ただし、 $B \leq 0.0032 - 0.014 X s o$ に $Al - 0.029 X Ti$ 、

残部が実質的にFeから成る鋼組成を有する板厚6mm以下の熱延鋼板を、塑性加工後、Ac₃~950℃の温度域にて均熱してから、水中あるいは油中に焼入れる成形性と靱性に優れた焼戻し省略型Ti-B系高炭素薄鋼板の製造方法が開示されている。

- [0005] さらに、特許文献3には、質量%で、C:0.20~0.48%、Si:0.1%以下、Mn:0.20~0.60%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、s_oにAl:0.1%以下、N:0.005%以下、Ti:0.005~0.05%、B:0.0005~0.003%、Cr:0.05~0.3%を含有し、 $Ti_{(48/14)}N \geq 0.005$ (式中の元素記号はそれぞれの元素の含有量の質量%を示す)を満足し、残部Feおよび不可避免的不純物である組成と、フェライト平均粒径が6μm以下、炭化物平均粒径が0.1μm以上1.20μm未満、炭化物を実質的に含まないフェライト粒の体積率が5%以下である組織を有する高炭素熱延鋼板が開示されている。

先行技術文献

特許文献

- [0006] 特許文献1 :特許第4265582号公報
特許文献2 :特開平5-98356号公報
特許文献3 :特開2005-97740号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0007] しかしながら、特許文献1~3に記載の高炭素熱延鋼板では、延性の低下や焼入れ後に鋼板表層部の硬さ低下が認められ、優れたプレス成形性と焼入れ性を安定して具備させることが困難である。
- [0008] 本発明は、優れたプレス成形性と焼入れ性、特に鋼板表層部の焼入れ性を安定して具備する高炭素熱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

[0009] 本発明者らは、上記の目的を達成すべく鋭意検討したところ、以下のことを見出した。

[001 0] i) フェライト相と炭化物からなるミクロ組織とし、かつフェライト相の平均粒径を $10 \sim 20 \mu\text{m}$ 、炭化物の球状化率を 90% 以上にすると、軟質化し、延性向上が確実に図れ、優れたプレス成形性が安定して得られる。

[001 1] i i) N量を 0.1 質量%以上にし、窒素ガス主体の雰囲気中で炭化物を球状化するための焼鈍（以後、単に球状化焼鈍と呼ぶ）を行うと鋼板表層部の平均N量が 0.1 質量%以上になり、焼入れ後の鋼板表層部の硬さ低下が抑制され、優れた焼入れ性が安定して得られる。

[001 2] 本発明は、このような知見に基づいてなされたものであり、質量%で、C： $0.20 \sim 0.48\%$ 、Si： 0.1% 以下、Mn： 0.5% 以下、P： 0.03% 以下、S： 0.01% 以下、Al： $0.1 \sim 0.6\%$ 、Cr： $0.05 \sim 0.5\%$ 、B： $0.0005 \sim 0.0050\%$ 、Ca： $0.0010 \sim 0.0050\%$ を含有し、表面から板厚方向に 0.1mm 入った表層部の平均N量が 0.1% 以上で、板厚中央部の平均N量が 0.01% 以下であり、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成（chemical composition）を有し、フェライト相と炭化物からなり、前記フェライト相の平均粒径が $10 \sim 20 \mu\text{m}$ 、前記炭化物の球状化率が 90% 以上であるミクロ組織を有する高炭素熱延鋼板を提供する。

[001 3] 本発明の高炭素熱延鋼板では、さらに、質量%で、Cu、Ni、Moのうちの少なくとも一種：合計で 2% 以下、あるいはTi、Vのうちの少なくとも一種：合計で 0.10% 以下を、個別にあるいは同時に含有させることもできる。

[0014] 本発明の高炭素熱延鋼板は、上記の成分組成を有する鋼を、粗圧延後、 $850 \sim 950\%$ の仕上温度（hot rolling finishing temperature）で熱間圧延し、 500°C 以上の巻取温度（coiling temperature）で巻取った後、酸洗し、 50vol

、%以上の窒素ガスを含む雰囲気中、680℃以上Ac₁変態点以下の焼鈍温度で球状化焼鈍を行うことにより製造できる。

発明の効果

[0015] 本発明により、優れたプレス成形性と焼入れ性、特に鋼板表層部の焼入れ性、を安定して具備する高炭素熱延鋼板を製造できるようになった。本発明の高炭素熱延鋼板は、ギア、トランスミッション、シートクライナーなどの自動車用部品に好適である。

発明を実施するための形態

[0016] 以下に、本発明である高炭素熱延鋼板およびその製造方法について詳細に説明する。なお、成分の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。

[0017] 1) 成分組成

C : 0.20 ~ 0.48 %

Cは、焼入れ後の硬さを得るために重要な元素である。プレス成形・焼入れ後の自動車用部品に必要とされる硬さを得るためには、C量を少なくとも0.20%以上にする必要がある。一方、C量が0.48%を超えると硬質・低延性化し、プレス成形性が劣化する。したがって、C量は0.20 ~ 0.48%、好ましくは0.26 ~ 0.48%とする。

[0018] Si : 0.1%以下

Si量が0.1%を超えると硬質・低延性化し、プレス成形性が劣化する。したがって、Si量は0.1%以下、好ましくは0.05%以下とする。S量は0（ゼロ）であっても問題ない。

[0019] Mn : 0.5%以下

Mn量が0.5%を超えると硬質・低延性化するだけでなく、偏析に起因したバンド組織 (band structure) が発達し、ミクロ組織が不均一になるため、プレス成形性が劣化する。したがって、Mn量は0.5%以下、好ましくは0.4%以下とする。Mn量は0（ゼロ）であっても問題ないが、グラフアイト析出抑制のためにはMn量を0.2%以上とするこ

とが好ましい。

[0020] P : 0.03% 以下

P量が0.03%を超えるとプレス成形性および焼入れ後の靱性が著しく劣化する。したがって、P量は0.03%以下、好ましくは0.02%以下とする。P量は0（ゼロ）であっても問題ないが、コスト上昇抑制のためにはP量を0.005%以上とすることが好ましい。

[0021] S : 0.01% 以下

S量が0.01%を超えるとプレス成形性および焼入れ後の靱性が著しく劣化する。したがって、S量は0.01%以下、好ましくは0.005%以下とする。S量は0（ゼロ）であっても問題ない。

[0022] Al : 0.1~0.6%

Alは、Nとの化学的親和力が大きいため、窒素ガス主体の雰囲気中で球状化焼鈍を行う際に鋼板表層部の平均N量が0.1%以上になるほどにN吸収を促進し、焼入れ後の鋼板表層部の硬さ低下を防止し、焼入れ性を向上させる。こうした効果を発現させるには、Al量を0.1%以上とする必要がある。一方、Al量が0.6%を超えると固溶強化により硬質・低延性化し、プレス成形性が劣化するばかりでなく、変態点が上昇するためオーステナイト単相域からの焼入れ処理が困難となり、焼入れ性が低下する。したがって、Al量は0.1~0.6%とする。

[0023] Cr : 0.05~0.5%

Crは、焼入れ性を高めるばかりでなく、焼入れ性に有害なダラファイトの生成を抑制する。こうした効果を発現させるには、Cr量を0.05%以上とする必要がある。一方、Cr量が0.5%を超えると硬質・低延性化し、プレス成形性が劣化する。したがって、Cr量は0.05~0.5%とする。

[0024] B : 0.0005~0.0050%

Bは、焼入れ性を高めるが、そのためには、B量を0.0005%以上とする必要がある。一方、B量が0.0050%を超えると、熱間圧延の負荷

が高くなり操業性が低下するとともに、プレス成形性の劣化も招く。したがって、B量は0.0005~0.0050%とする。

[0025] Ca :0.0010~0.0050%

Caは、0.1%以上のAlを含有した鋼を鍛造する際に、溶鋼の流れを円滑にさせる。こうした効果を発現させるには、Ca量を0.0010%以上とする必要がある。一方、Ca量が0.0050%を超えると介在物が増加し、プレス成形性が劣化する。したがって、Ca量は0.0010~0.0050%とする。

[0026] 鋼板表面から板厚方向に0.1mm入った表層部の平均N量 :0.1%以上

上述したように、Al量を0.1%以上とし、窒素ガス主体の雰囲気中で球状化焼鈍を行うと鋼板表層部の平均N量が0.1%以上になるほどにN吸収が促進される。このため表層部は、焼入れ処理時に固溶N (solute N) 量が増加し、焼入れ性だけでなく焼入れ硬さも増大するため、焼入れ後の鋼板表層部の硬さ低下を防止できる。Al量が0.1%未満では鋼板表層部の平均N量が0.1%以上にはならず、焼入れ後の鋼板表層部の硬さ低下を十分に防止できない。ここで、鋼板表層部とは、鋼板表面から板厚方向に0.1mm入ったところまでの領域全体を意味する。

[0027] 鋼板板厚中央部の平均N量 :0.01%以下

鋼板板厚中央部の平均N量が0.01%を超えると、熱間圧延の段階で既に、BNの形成が促進され、焼入れ性を向上させる固溶Bが十分に得られないため、焼入れ処理の冷却時にフェライト相の生成が促進され、焼入れ後の靱性が劣化する。したがって、鋼板板厚中央部の平均N量は0.01%以下とする。ここで、鋼板板厚中央部の平均N量とは、球状化焼鈍前の鋼板のN量を意味する。また、鋼板板厚中央部とは、板厚1/4の位置から3/4の位置の間と規定する。N量は0(ゼロ)であっても問題ないが、コスト面を考慮するとN量を0.001%以上とすることが好ましい。

[0028] 残部はFeおよび不可避免的不純物とするが、炭化物の球状化を促進し、焼

入れ性を向上させる目的で、Cu、Ni、Moのうちの少なくとも一種を合計で2%以下含有させたり、さらに、あるいは別個に、グラファイトの生成を抑制し、焼入れ性を向上させる目的で、Ti、Vのうちの少なくとも一種を合計で0.10%以下含有させることができる。

[0029] 2) ミクロ組織

本発明では、プレス成形性を向上させるために、熱間圧延後球状化焼鈍を行って、フェライト相と炭化物からなるミクロ組織にする必要がある。特に、優れたプレス成形性と焼入れ性を具備させるには、フェライト相の平均粒径を10~20 μ m、炭化物の球状化率を90%以上にする必要がある。

[0030] ここで、フェライト相の平均粒径とは、鋼板の圧延方向の板厚断面を研磨後、ナイトール (nitral) 腐食し、走査電子顕微鏡を用いて板厚中央部の10箇所において、1000倍で組織観察し、各位置の粒径をJIS G 0552 : 1998に準拠した切断法によって求め、10箇所の粒径を算術平均したものである。また、炭化物の球状化率とは、上記の組織観察した各位置において、炭化物の最大径aと最小径bの比a/bを計算し、a/bが3以下の炭化物の数の全炭化物数に対する割合 (%) として求め、10箇所の球状化率を算術平均したものである。

[0031] 3) 製造条件

熱間圧延の仕上温度 : 850~950 $^{\circ}$ C

上記の成分組成を有する鋼は、粗圧延と仕上圧延からなる熱間圧延して所望の板厚の鋼板にされる。このとき、仕上温度が850 $^{\circ}$ C未満では圧延時のオーステナイト粒が微細になるため、球状化焼鈍後のフェライト相の平均粒径が10 μ m未満になり、950 $^{\circ}$ Cを超えるとフェライト相の平均粒径が20 μ mを超える。したがって、熱間圧延の仕上温度は850~950 $^{\circ}$ Cとする。

[0032] 巻取温度 : 500 $^{\circ}$ C以上

熱間圧延後の鋼板は巻取られるが、巻取温度が500 $^{\circ}$ C未満では球状化焼鈍後のフェライト相の平均粒径および炭化物が微細化して、硬質・低延性化

してプレス成形性が劣化する。したがって、巻取温度は500℃以上とする。なお、スケールによる表面性状の劣化を避けるために、巻取温度は750℃以下とすることが好ましい。

[0033] 球状化焼鈍 : 50 vol. % 以上の窒素ガスを含む雰囲気中、680℃以上 A_c 変態点以下の焼鈍温度

巻取り後の鋼板には、酸洗によるスケール除去後、炭化物を球状化し、所望のフェライト相の平均粒径にするとともに、鋼板表層部の平均N量を0.1%以上にするために、50 vol. % 以上の窒素ガスを含む雰囲気中、680℃以上 A_c 変態点以下の焼鈍温度で球状化焼鈍が行われる。このとき、雰囲気中の窒素ガス量が50 vol. % 未満の場合は、鋼板表面から板厚方向に0.1mm入った表層部の平均N量を0.1%以上にする事ができな。また、焼鈍温度が680℃未満の場合は、炭化物の球状化率を90%以上にする事ができない。さらに、焼鈍温度が A_c 変態点を超える場合は、加熱中にオーステナイト相が生じて、冷却中にパーライトが生成し、プレス成形性が劣化する。したがって、球状化焼鈍は、50 vol. % 以上の窒素ガスを含む雰囲気中、680℃以上 A_c 変態点以下の焼鈍温度で行う必要がある。なお、上記の温度に維持する焼鈍時間は20~40時間が好ましい。また、 A_{c1} 変態点は、例えば、加熱速度100℃/hrのフォーマスタ (formastor) 実験で熱膨張曲線を求め、その変化点により求めることができる。

[0034] 本発明の成分組成を有する高炭素鋼を溶製するには、転炉、電気炉どちらも使用可能である。また、こうして溶製された高炭素鋼は、造塊—分塊圧延または連続鋳造によりスラブとされる。スラブは、通常、加熱された後、熱間圧延される。なお、連続鋳造で製造されたスラブの場合は、そのままあるいは温度低下を抑制する目的で保熱して、圧延する直送圧延を適用してもよし。また、スラブを加熱して熱間圧延する場合は、スケールによる表面状態の劣化を避けるためにスラブ加熱温度を1280℃以下とすることが好まし。熱間圧延では、仕上温度を確保するため、熱間圧延中にシートバーヒー

タ等の加熱手段により被圧延材の加熱を行ってもよい。

実施例

- [0035] 表 1 に示す鋼 A から M の成分組成を有する鋼を溶製し、次いで表 2 に示す熱延条件に従って熱間圧延後、酸洗し、95 vol % の窒素と 5 vol % の水素を含む雰囲気中、表 2 に示す焼鈍温度で球状化焼鈍を行い、板厚 3.0 mm の熱延鋼板の試料 1 ~ 14 を製造した。
- [0036] このようにして製造した試料について、鋼板表層部の N 量を分析するとともに、上記の方法によりフェライト相の平均粒径と炭化物の球状化率を求めた。また、圧延方向に平行に JIS 13 号 B 引張試験片を採取し、引張強度 TS、全伸び EI を求めた。さらに、幅 50 mm X 長さ 50 mm の試験片を採取し、RX ガス (RX gas) を空気に混合しカーボンポテンシャルを鋼中 C 量と等しくなるように調整した雰囲気中、870℃で30秒加熱後120℃の油中に投入する焼入れ処理を行い、鋼板表層部のロックウェル C スケールの硬さ (HRC) を求めた。
- [0037] そして、プレス成形性は EI により、焼入れ性は鋼板表層部の HRC で評価したが、EI、HRC とともに、C 量依存性が大きいので、C : 0.20 % では EI ≥ 42 %、HRC ≥ 35、C : 0.35 % では EI ≥ 35 %、HRC ≥ 45、C : 0.48 % では EI ≥ 30 %、HRC ≥ 45、であれば、プレス成形性および焼入れ性に優れるとした。
- [0038] 結果を表 2 に示す。フェライト相と炭化物からなるミクロ組織を有し、鋼板表層部の平均 N 量が 0.1 質量 % 以上、フェライト相の平均粒径が 10 ~ 20 μm、炭化物の球状化率が 90 % 以上である本発明例は、プレス成形性および焼入れ性に優れていることがわかる。
- [0039]

[表1]

鋼	(質量%)													備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	B	Ca	N	Others	Ac ₁ 変態点(°C)		
A	0.20	0.02	0.50	0.020	0.010	0.20	0.05	0.0030	0.0020	0.0033	Ni:0.5	711	本発明内	
B	0.35	0.02	0.19	0.014	0.002	0.13	0.10	0.0026	0.0020	0.0039	Cu:0.5、Mo:0.2	723	本発明内	
C	0.35	0.02	0.19	0.015	0.002	0.19	0.10	0.0029	0.0024	0.0037	-	723	本発明内	
D	0.35	0.02	0.18	0.012	0.002	0.52	0.10	0.0029	0.0015	0.0033	Ti:0.02	723	本発明内	
E	0.48	0.02	0.20	0.020	0.010	0.40	0.50	0.0030	0.0011	0.0033	Ti:0.02、V:0.05	730	本発明内	
F	0.20	0.02	0.50	0.020	0.010	0.03	0.03	0.0003	0.0020	0.0033	-	719	本発明外	
G	0.35	0.02	0.19	0.040	0.020	0.19	0.10	0.0030	0.0100	0.0033	-	723	本発明外	
H	0.48	0.20	0.75	0.020	0.010	1.20	1.00	0.0030	0.0003	0.0035	-	738	本発明外	
I	0.20	0.02	0.50	0.020	0.010	0.07	0.05	0.0030	0.0020	0.0033	Ni:0.5	711	本発明外	
J	0.35	0.02	0.18	0.012	0.002	0.07	0.10	0.0029	0.0024	0.0037	-	723	本発明外	
K	0.48	0.02	0.20	0.020	0.010	0.07	0.50	0.0030	0.0011	0.0033	Ti:0.02、V:0.05	730	本発明外	
L	0.48	0.02	0.75	0.020	0.010	0.20	0.10	0.0030	0.0020	0.0035	-	735	本発明外	
M	0.48	0.02	0.50	0.020	0.010	1.20	0.10	0.0030	0.0020	0.0035	-	736	本発明外	

[0040]

[表2]

試料	鋼	熱延条件		焼鈍温度 (°C)	ミクロ組織				機械特性値			備考
		仕上温度 (°C)	巻取温度 (°C)		構成*	表面部平均N量 (質量%)	フェライト相平均粒径 (μm)	炭化物球状化率 (%)	TS (MPa)	EI (%)	鋼板表面部焼入れ硬さ HRC	
1	A	890	660	680	F+C	0.12	18	92	350	44	38	本発明例
2	B	880	550	700	F+C	0.10	14	95	428	39	46	本発明例
3	B	880	650	700	F+C	0.10	15	92	433	37	45	本発明例
4	C	880	550	700	F+C	0.13	14	97	415	38	48	本発明例
5	C	880	650	700	F+C	0.13	15	93	411	37	47	本発明例
6	C	810	600	680	F+C	0.13	6	94	455	34	48	比較例
7	C	850	440	680	F+C	0.13	5	98	500	30	48	比較例
8	C	970	680	640	F+C	0.12	24	77	480	28	46	比較例
9	D	880	550	700	F+C	0.30	13	98	415	36	47	本発明例
10	D	880	650	700	F+C	0.30	14	94	424	38	46	本発明例
11	E	880	650	700	F+C	0.35	12	97	480	32	53	本発明例
12	F	880	650	700	F+C	0.02	19	91	320	47	25	比較例
13	G	880	650	700	F+C	0.13	15	93	480	29	47	比較例
14	H	880	650	700	F+C	0.90	11	90	560	24	31	比較例
15	I	880	650	700	F+C	0.06	18	91	850	44	31	比較例
16	J	880	650	700	F+C	0.08	15	92	430	37	41	比較例
17	K	880	650	700	F+C	0.07	12	93	480	32	43	比較例
18	L	880	650	700	F+C	0.13	12	93	530	28	50	比較例
19	M	880	650	700	F+C	0.90	12	90	530	28	48	比較例

* : Fフェライト、C炭化物

請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、C :0.20~0.48%、Si :0.1%以下、Mn :0.5%以下、P :0.03%以下、S :0.01%以下、Al :0.1~0.6%、Cr :0.05~0.5%、B :0.0005~0.0050%、Ca :0.0010~0.0050%を含有し、表面から板厚方向に0.1mm入った表層部の平均N量が0.1%以上で、板厚中央部の平均N量が0.01%以下であり、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、フェライト相と炭化物からなり、前記フェライト相の平均粒径が10~20 μ m、前記炭化物の球状化率が90%以上であるミクロ組織を有する高炭素熱延鋼板。
- [請求項2] さらに、質量%で、Cu、Ni、Moのうちの少なくとも一種 :合計で2%以下を含有する請求項1に記載の高炭素熱延鋼板。
- [請求項3] さらに、質量%で、Ti、Vのうちの少なくとも一種 :合計で0.10%以下を含有する請求項1または2に記載の高炭素熱延鋼板。
- [請求項4] 請求項1から3のいずれかに記載の成分組成を有する鋼を、粗圧延後、850~950 $^{\circ}$ Cの仕上温度で熱間圧延し、500 $^{\circ}$ C以上の巻取温度で巻取った後、酸洗し、50vol%以上の窒素ガスを含む雰囲気中、680 $^{\circ}$ C以上Ac₁変態点以下の焼鈍温度で炭化物の球状化焼鈍を行う高炭素熱延鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT / JP2 012 / 008319

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C3 8/0 0 (2006.01)i, B21B3/0 0 (2006.01)i, C21 D9/46 (2006.01)i, C22C38/32 (2006.01)i, C22C3 8/54 (2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00, B21B3/00, C21D9/46, C22C38/32, C22C38/54

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

Jitsuyo	Shinan	Koho	1922-1	996	Jitsuyo	Shinan	Toroku	Koho	1996-2013
Kokai	Jitsuyo	Shinan	Koho	1971-2013	Toroku	Jitsuyo	Shinan	Koho	1994-2013

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 8-120405 A (Sumitomo Metal Indus trie s r Ltd .), 14 May 1996 (14.05.1996), ent ire text ; all drawings (F a m i l y : none)	1-4
A	JP 2005-97740 A (JFE Steel Corp.), 14 April 2005 (14.04.2005), ent ire text ; all drawings (F a m i l y : none)	1-4
A	JP 2002-309345 A (NKK Corp.), 23 October 2002 (23.10.2002), ent ire text ; all drawings & US 2003/0121576 A1 & EP 1359235 A1 & CN 1455821 A & WO 2002/063058 A1	1-4

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

"I" 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

06 March, 2013 (06.03.13)

Date of mailing of the international search report

26 March, 2013 (26.03.13)

Name and mailing address of the ISA/

Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00 (2006. 01) i, B21B3/00 (2006. 01) i, C21D9/46 (2006. 01) i, C22C38/32 (2006. 01) i, C22C38/54 (2006. 01) i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00, B21B3/00, C21D9/46, C22C38/32, C22C38/54

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-
 日本国公開実用新案公報 1971-2
 日本国実用新案登録公報 1996-
 日本国登録実用新案公報 1994-2

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)
 年

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 8-120405 A (住友金属工業株式会社) 1996. 05. 14, 全文、全図 (ファミリーなし)	1-4
A	JP 2005-97740 A (JFEスチール株式会社) 2005. 04. 14, 全文、全図 (ファミリーなし)	1-4
A	JP 2002-309345 A (日本鋼管株式会社) 2002. 10. 23, 全文、全図 & US 2003/0121576 AI & EP 1359235 AI & CN 1455821 A & WO 2002/063058 AI	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

- IA」特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの
- IE」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
- I」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)
- Iθ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
- IP」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
- IY」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
- I&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日
06.03.2013

国際調査報告の発送日
26.03.2013

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)
 相澤 啓祐
 電話番号 03-3581-1101 内線 3435