

(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
2019年8月29日(29.08.2019)



(10) 国際公開番号

WO 2019/163828 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/18 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2019/006328
- (22) 国際出願日: 2019年2月20日(20.02.2019)
- (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 2018-030254 2018年2月23日(23.02.2018) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 宮本 友佳 (MIYAMOTO Yuka); 〒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). 松井 洋一郎 (MATSUI Yoichiro); 〒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). 佐藤 省吾 (SATO Shogo); 〒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). 横田 毅(YOKOTA Takeshi); 〒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: 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 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, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, 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.

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

(54) 発明の名称: 高炭素冷延鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided are: a high-carbon cold-rolled steel sheet having superior fine blanking workability; and a production method for the high-carbon cold-rolled steel sheet. This high-carbon cold-rolled steel sheet is produced by: subjecting a cast piece having a predetermined composition to, either directly or after being temporarily cooled and then heated again, rough rolling; after the end of the rough rolling, subjecting the cast piece to finish rolling in which the finish rolling is ended in a temperature range of the A_{r3} transition point or higher; cooling the rolled sheet at an average cooling rate of 30-70°C/s in a temperature range from the temperature at which the finish rolling is ended to 660°C; subjecting the hot-rolled steel sheet wound at 500-660°C, directly or after being washed with an acid, to primary box annealing in which the steel sheet is maintained at an annealing temperature falling within the temperature range of 650-720°C; and thereafter, subjecting the steel sheet to cold rolling at a pressure reduction rate of 20-50%, and thereafter, subjecting the steel sheet to secondary box annealing in which the steel sheet is maintained at an annealing temperature falling within the temperature range of 650-720°C.

(57) 要約: ファインブランク加工性に優れる高炭素冷延鋼板およびその製造方法を提供すること。所定の組成を有する鋳片を、直接、または一旦冷却し再加熱した後、粗圧延を行い、粗圧延終了後、 A_{r3} 変態点以上の温度域で仕上げ圧延を終了する仕上げ圧延を行い、仕上げ圧延終了温度から660°Cまでの温度域を平均冷却速度30°C/s以上70°C/s以下で冷却し、500°C以上660°C以下で巻き取った熱延鋼板を、そのまま、あるいは酸洗した後、650~720°Cの温度域の焼鈍温度で保持する一次箱焼鈍を行い、その後、20~50%の圧下率で冷間圧延を行った後に、650~720°Cの温度域の焼鈍温度で保持する二次箱焼鈍を行うことで、上記高炭素冷延鋼板を製造する。

(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:

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

明 細 書

発明の名称：高炭素冷延鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高炭素冷延鋼板およびその製造方法に関し、特に、自動車部品、チェーン部品などの素材加工として適しているファインブランキング加工時に、疲労寿命の原因となる破断面を減らした端面が得られ、かつ金型が摩耗しにくいファインブランキング加工性に優れる高炭素冷延鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 自動車駆動系部品およびチェーン部品用の素材として高炭素冷延鋼板が用いられる場合がある。自動車駆動系部品およびチェーン部品は、滑らかな形状を有する打抜き端面を得るためファインブランキング加工により製造されることも多く、一方でファインブランキング加工はクリアランスの小さい加工方法であるため、高い荷重が金型、特に打抜きパンチに高い負荷がかけられ、パンチ摩耗などを原因とした金型寿命が課題である。また、これらの素材として用いられる高炭素冷延鋼板は、熱処理後所定の硬度を得るために一定以上の炭素を含有させる。この高C含有量の高炭素冷延鋼板は、焼入れ焼戻しなどの熱処理が行われることにより、強度が上昇して疲労寿命も向上する。

[0003] 高炭素冷延鋼板は、C含有量が高いため、鋼中の炭素は硬質なセメンタイトとして析出し、その量が多いため、熱間圧延のままでは加工が困難である。このため、通常は熱間圧延後に焼鈍を施してセメンタイトを球状化、適度に分散させ、加工性を改善して使われる。

[0004] 図1を用いて、本発明で対象とするファインブランキング加工について説明する。本発明が対象とするファインブランキング加工は、高炭素鋼板を素材とし、ダイとパンチを用い、 $25\mu\text{m}$ 以下のクリアランスで加工するファインブランキング加工を指す。図1はファインブランキング加工後の打抜き

端面を表した概念図である。なお、以下、本明細書において、打抜き端面を、単に「端面」ともいう。ファインブランキング加工後の端面は、通常、切れ刃に接して塑性変形して滑らかに切断されて生じたせん断面（図1中のa）と亀裂が発生して材料が分離する際に生じる破断面（図1中のb）で構成されている。熱処理後、所定の疲労寿命を確保するには、端面の粗さが大きい破断面を極力抑えることが望ましく、またせん断面の表面粗さを小さくする必要がある。また、ファインブランキング加工はクリアランスの小さい加工方法であるため、高い荷重が金型、特に打抜きパンチに高い負荷がかけられ、通常の打抜き加工に比べて金型寿命が短くなる。金型寿命を延ばすためにもせん断面の表面粗さが小さい方が望ましい。

[0005] 鋼板の延性が大きすぎても小さすぎても金型寿命は短くなる。例えば、セメントタイトの球状化焼鈍時に軟質化しすぎるとブランキング加工（打抜き加工）時の鋼板の流動性はよい方向に働くが、流動性が良好すぎるため鋼板がパンチに接触しすぎてパンチ摩耗を大きくしてパンチ寿命が低下する。一方、焼鈍時にセメントタイトの球状化が不十分で鋼板が硬質すぎるとパンチ摩耗欠損等が発生し、やはりパンチ寿命が低下する。このため、ブランキング加工に用いられる高炭素冷延鋼板は、長さ方向や幅方向を含めた全幅全長が適正な硬度領域になるように、熱間圧延後焼鈍してセメントタイトを球状化した後に冷間圧延を施して硬さを調整する場合がよく見られる。

[0006] 例えば、特許文献1には、質量%で、C：0.20～0.80%、Si：0.3%以下、Mn：0.60～1.60%、sol. Al：0.010～0.100%、Ca：0.0100%以下を含有する鋼を、熱間圧延して550～680℃で巻取り、酸洗後、圧下率10～80%で1回目の冷間圧延をおこない、650～725℃で中間焼鈍を施した後、圧下率5～25%で2回目の冷間圧延を行い、その後熱処理を施すことなく製品とする高炭素鋼帯の製造方法が提案されている。

[0007] 特許文献2には、質量%で、C：0.10～0.70%、Si：0.01～1.0%、Mn：0.1～3.0%、P：0.001～0.025%、S

: 0.0001~0.010%、Al: 0.001~0.10%、N: 0.001~0.01%を含有し、フェライト粒径が10 μ m以上50 μ m以下であり、セメンタイト粒子径が0.1 μ m以上2.0 μ m以下であり、セメンタイトの球状化率が85%以上である組織を有し、硬さHV100以上160以下である打抜き性に優れる中・高炭素熱延鋼板が提案されている。

[0008] 特許文献3では、重量%で、C: 0.20~1.20%、Si: 0.05~0.30%、P: 0.020%未満を含有し、熱間圧延後に20~80%の冷間圧延と650~720℃の焼鈍を1回もしくは2回以上繰り返して製造する冷間加工性と熱処理後の疲労寿命に優れた高炭素鋼帯の製造方法が提案されている。

[0009] 特許文献4では、質量%で、C: 0.25~0.6%、Si: 2%以下、Mn: 2%以下、P: 0.02%以下、S: 0.02%以下、Cr: 2%以下、V: 0.05~0.5%を含有し、硬さHV180以上350以下である曲げ加工性および打抜き加工性に優れた鋼板が提案されている。

[0010] 特許文献5では、質量%で、C: 0.45~0.90%、Si: 0.001~0.5%以下、Mn: 0.2~2.0%、P: 0.03%以下、S: 0.005%以下、Al: 0.001~0.10%、N: 0.01%以下を含有し、さらにCr: 0.005~1.0%、Mo: 0.005~1.0%、Cu: 0.005~1.0%、Ni: 0.005~1.0%、Ti: 0.005~0.3%、Nb: 0.005~0.3%、V: 0.005~0.3%、B: 0.0005~0.01%、Ca: 0.0005~0.01%よりなる群から選ばれる1種以上を含有し、硬さHV150以下で深さt/2部とt/4部（t: 板厚）の硬度差 Δ HVtが10以下である加工性に優れた高炭素鋼板が提案されている。

[0011] 特許文献6では、質量%で、C: 0.1~0.5%、Si: 0.5%以下、Mn: 0.2~1.5%、P: 0.03%以下、S: 0.02%以下を含有し、必要に応じてさらにAl: 0.1%以下、さらにCr: 3.5%以下、Mo: 0.7%以下、Ni: 3.5%以下、Ti: 0.01~0.1%、

およびB : 0.0005~0.005%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、フェライトの平均粒径が1~20 μm 、アスペクト比が2以下のフェライトが全フェライト量に対する面積率で70%以上、炭化物の球状化率が90%以上、フェライト粒界炭化物量が40%以上であるファインブラッキング加工性に優れた鋼板が提案されている。

[0012] 特許文献7では、質量%で、C : 0.1~0.5%、Si : 0.5%以下、Mn : 0.2~1.5%、P : 0.03%以下、S : 0.02%以下を含有し、さらに必要に応じてAl : 0.1%以下、さらにCr : 3.5%以下、Mo : 0.7%以下、Ni : 3.5%以下、Ti : 0.01~0.1%、およびB : 0.0005~0.005%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、フェライトの平均粒径が1~10 μm 、炭化物の球状化率が80%以上、フェライト粒界炭化物量が40%以上であるファインブラッキング加工性に優れた鋼板が提案されている。

[0013] 特許文献8では、質量%で、C : 0.65~0.90%、Si : 0.01~0.50%以下、Mn : 0.1~2.00%、P : 0.0200%以下、S : 0.0200%以下、及びCr : 0.20~2.00%を含有し、さらに必要に応じてAl、Mo、Ni、Cu、B、Nb、V、Ti、W、Ta、Mg、Ca、Y、Zr、La、Ce、N、O、Sn、Sb、Asのうち1種または2種以上を含有し、アスペクト比が3未満となる炭化物の個数割合で定義される球状化率が80~99%、円相当径に換算した平均粒子径が0.2~1.5 μm 、炭化物径の標準偏差 σ が0.10~0.45となるように炭化物が分布する、張り出し成形性に優れた高炭素鋼板が提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0014] 特許文献1 : 特開平11-264049号公報

特許文献2 : 特開2015-117406号公報

特許文献3 : 特開2000-34542号公報

特許文献4 : 特開2010-235965号公報

特許文献5：特開2017-179596号公報

特許文献6：特開2007-270331号公報

特許文献7：特開2007-231416号公報

特許文献8：特開2016-222990号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0015] 特許文献1では、鋼中のセメンタイトの球状化率を80%以上、平均粒径0.8 μ m以下とし、鋼の引張強さが600~700N/mm²とすることで打抜き加工における破断面を極力減らした端面が得られる高炭素鋼帯を提案しており、前記高炭素鋼帯を、熱間圧延、酸洗した後に1次冷延、焼鈍、2次冷延を行って製造している。しかし、熱間圧延後に巻き取った熱延鋼板をそのまま、あるいは酸洗した後に、一次箱焼鈍、冷間圧延、二次箱焼鈍を施すといった製造方法は記述されておらず、また引張強さが600N/mm²未満の硬さの鋼について議論はされておらず、特許文献1に開示された高炭素鋼帯では、十分な冷間加工性が得られない。
- [0016] 特許文献2に記載された中・高炭素熱延鋼板は、鋼の硬さがHV100以上160以下であり冷間加工性に優れるが、板厚3.5mm以上とした熱延鋼板に関する技術であり、本発明で対象とする冷延鋼板とは技術が異なり、冷間圧延やその前後の焼鈍に関する記述はない。
- [0017] 特許文献3では、冷間加工性と熱処理後の疲労寿命に優れた高炭素鋼帯の製造方法を提案しており、鋼の成分と熱間圧延後の冷間圧延と焼鈍の条件を調整することで所定の加工性が得られているが、熱間圧延に関する記述がなく、セメンタイトやフェライトの粒径に関する記述もない。
- [0018] 特許文献4では、曲げ加工性や打抜き加工性に優れた鋼板が提案されているが、焼き戻し軟化抵抗を上げるために、鋼にCrを0.61%以上含有させており、0.61%未満のCr添加量の鋼に関する記述はない。
- [0019] 特許文献5では、チェーンも対象の用途としているため、要求されている加工性にはファインブランク加工性も考慮されていると推定される。し

かし、特許文献5では、熱間圧延後、焼鈍工程のみで組織、硬さの調整を行っており、冷間圧延工程に関する記載はない。

[0020] 特許文献6では、ファインブランキング加工性に優れた冷延鋼板が提案されており、母材の組織に関してもフェライト粒径、炭化物の球状化率およびフェライト結晶粒界の炭化物量等は規定されており、それがファインブランキング加工性の指標となる打抜き端面の R_z に影響を及ぼすことを説明しているが、炭化物の平均粒子間隔、さらにそれがファインブランキング加工に及ぼす影響に関する記載はない。さらに、所定のファインブランキング加工性を得るための C_r 量に関する記載もない。

[0021] 特許文献7では、ファインブランキング加工性に優れた熱延鋼板が提案されており、本発明で対象とする冷延鋼板とは技術が異なり、冷間圧延やその前後の焼鈍に関する記述はない。

[0022] 特許文献8では、張り出し成形性に優れる高炭素鋼板が提案されており、1次冷延後の2次焼鈍を連続焼鈍炉にて1800秒以下で実施する方法が記載されており、2次焼鈍を箱焼鈍で実施する方法は記載されていない。さらにファインブランク加工性の指標についても記載されていない。

[0023] 本発明は、ファインブランキング加工性に優れる高炭素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。

[0024] 本発明は、詳細には、0.10%以上0.40%未満の C_r を含有する鋼素材に対し、所定の仕上げ圧延終了温度、巻取までの平均冷却速度、巻取温度とし、一次箱焼鈍、冷間圧延および二次箱焼鈍を行って冷延鋼板を製造することで、セメントタイトの平均粒子径が $0.40\mu m$ 以上 $0.75\mu m$ 以下、セメントタイト間の平均間隔が $1.5\mu m$ 以上 $8.0\mu m$ 以下、セメントタイトの球状化率が75%以上であり、かつ、フェライトの平均粒子径が $4.0\mu m$ 以上 $10.0\mu m$ 以下である組織を有し、打抜きパンチとダイスのクリアランスを $25\mu m$ 以下とした金型でブランキング加工した後の打抜き端面のせん断断面率が90%以上で、かつ、打抜き端面のせん断面の算術平均粗さ R_a が $1.0\mu m$ 未満となる、ファインブランキング加工性に優れる高炭素

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。

[0025] なお、本明細書において、高炭素冷延鋼板とは、C含有量が0.45質量%以上である冷延鋼板をいう。

また、本明細書において、ファインブランキング加工性に優れる冷延鋼板とは、打抜きパンチとダイスのクリアランスを25 μm 以下とした金型でファインブランキング加工した後の打抜き端面のせん断面率が90%以上で、かつ、打抜き端面のせん断面の算術平均粗さRaが1.0 μm 未満となる冷延鋼板をいう。

課題を解決するための手段

[0026] 本発明者らは、0.10%以上0.40%未満のCrを含有した鋼の仕上げ圧延温度、巻取までの冷却速度、巻取温度、一次焼鈍温度、冷間圧延の圧下率および二次焼鈍温度と、ファインブランキング加工性との関係について鋭意検討した。

[0027] その結果、高炭素冷延鋼板のファインブランキング加工性には、鋼組織中のセメンタイトの平均粒子径およびセメンタイトの球状化率、さらにフェライトの平均粒子径が大きく影響し、セメンタイトの平均粒子径を0.40 μm 以上0.75 μm 以下、セメンタイト間の平均間隔が1.5 μm 以上8.0 μm 以下、セメンタイトの球状化率を75%以上、フェライトの平均粒子径を4.0 μm 以上10.0 μm 以下とすることでファインブランキング加工後の端面のせん断面率が90%以上、せん断面算術平均粗さRaが1.0 μm 未満を得られるとの知見を得た。

[0028] 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、以下を要旨とする。

[1] 質量%で、

C : 0.45 ~ 0.75 %、

Si : 0.10 ~ 0.50 %、

Mn : 0.50 ~ 1.00 %、

P : 0.03 %以下、

S : 0.01%以下、

sol. Al : 0.10%以下、

N : 0.0150%以下、揃える

Cr : 0.10%以上0.40%未満

を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる組成と、

セメンタイトの平均粒子径が $0.40\mu\text{m}$ 以上 $0.75\mu\text{m}$ 以下、セメンタ

イト間の平均間隔が $1.5\mu\text{m}$ 以上 $8.0\mu\text{m}$ 以下、セメンタイトの球状化

率が75%以上であり、かつ、フェライトの平均粒子径が $4.0\mu\text{m}$ 以上 1

$0.0\mu\text{m}$ 以下である組織と、を有し、

打抜きパンチとダイスのクリアランスを $25\mu\text{m}$ 以下とした金型でファイン

ブランキング加工した後の打抜き端面のせん断面率が90%以上で、かつ、

打抜き端面のせん断面の算術平均粗さRaが $1.0\mu\text{m}$ 未満となる、高炭素

冷延鋼板。

[2] 断面硬さがHV160以下である、[1]に記載の高炭素冷延鋼板。

[3] 上記[1]または[2]に記載の高炭素冷延鋼板の製造方法であって

、

前記組成を有する鋳片を、直接、または一旦冷却し再加熱した後、粗圧延を

行い、

粗圧延終了後、 A_{r3} 変態点以上の温度域で仕上げ圧延を終了する仕上げ圧延

を行い、

仕上げ圧延終了温度から 660°C までの温度域を平均冷却速度 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以

上 $70^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下で冷却し、 500°C 以上 660°C 以下で巻き取った熱延鋼

板を、そのまま、あるいは酸洗した後、

$650\sim 720^{\circ}\text{C}$ の温度域の焼鈍温度で保持する一次箱焼鈍を行い、その後

、20～50%の圧下率で冷間圧延を行った後に、 $650\sim 720^{\circ}\text{C}$ の温度

域の焼鈍温度で保持する二次箱焼鈍を行う、高炭素冷延鋼板の製造方法。

発明の効果

[0029] 本発明によれば、ファインブランキング加工性に優れる高炭素冷延鋼板を

提供することができる。

[0030] 本発明の高炭素冷延鋼板は、素材鋼板にファインブランキング加工性が必要とされる自動車部品、チェーン部品用の素材として好適であり、特にタイミングチェーンなどの自動車駆動系部品用の素材として好適である。

図面の簡単な説明

[0031] [図1]ファインブランキング加工後の打抜き端面を表した概念図である。

発明を実施するための形態

[0032] 以下に、本発明の高炭素冷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。

[0033] 1) 組成

C : 0.45 ~ 0.75 %

Cは、焼入れ後の強度を得るために重要な元素である。C含有量が0.45%未満の場合、鋼板を部品に加工した後の焼入れ、焼戻しなどの熱処理によって所望の硬さが得られないため、C含有量は0.45%以上にする必要がある。しかし、C含有量が0.75%を超えると硬質化し、靱性やファインブランキング加工性等の冷間加工性が劣化する。したがって、C含有量は0.45 ~ 0.75%とする。焼入れ後、より優れた硬さを得るには、C含有量を0.50%以上とすることが好ましく、0.51%以上とすることがより好ましく、0.53%以上とすることがさらに好ましい。また、加工性の厳しい部品、すなわち加工度が高く、難成形の部品の加工に用いられる場合には、C含有量を0.70%以下とすることが好ましく、0.67%以下とすることがより好ましく、0.65%以下とすることがさらに好ましい。

[0034] Si : 0.10 ~ 0.50 %

Siは鋼を精錬する際にAlとともに脱酸剤として添加される。しかし、過度にSiを含有させると熱処理時にSi酸化物が粒界に生じ、疲労強度を低下させるおそれが増す。そのため、Si含有量は0.50%以下とする。

Si含有量は、好ましくは0.45%以下であり、より好ましくは0.40

%以下であり、さらに好ましくは0.35%以下である。一方でSiは熱処理後の焼き戻し軟化抵抗を増加する元素である。焼入れ後幅広い温度域で焼き戻しても所望の硬さを得るためにSi含有量は0.10%以上とする。Si含有量は、好ましくは0.15%以上であり、より好ましくは0.16%以上である。

[0035] Mn : 0.50~1.00%

Mnは焼入れ性を向上させるとともに、固溶強化により強度を上昇させる元素である。Mn含有量が1.00%を超えると、Mnの偏析に起因したバンド組織が発達し、組織が不均一になり、かつ固溶強化により鋼が硬質化し冷間加工性が低下する。したがって、Mn含有量は1.00%以下とする。Mn含有量は、好ましくは0.95%以下であり、より好ましくは0.90%以下であり、さらに好ましくは0.85%以下である。一方、0.50%未満になるとズブ焼入れ性が低下し始めるため、Mn含有量は0.50%以上とする。Mn含有量は、好ましくは0.52%以上であり、より好ましくは0.55%以上である。

[0036] P : 0.03%以下

Pは固溶強化により強度を上昇させる元素である。P含有量が0.03%を超えて増加すると粒界脆化を招き、焼入れ後の靱性が劣化する。したがって、P含有量は0.03%以下とする。より優れた焼入れ後の靱性を得るには、P含有量は0.02%以下が好ましい。Pは、冷間加工性および焼入れ後の靱性を低下させるため、P含有量は少ないほど好ましいが、過度にPを低減すると精錬コストが増大するため、P含有量は0.005%以上が好ましい。

[0037] S : 0.01%以下

Sは硫化物を形成し、高炭素冷延鋼板の冷間加工性および焼入れ後の靱性を低下させるため、低減しなければならない元素である。S含有量が0.01%を超えると、高炭素冷延鋼板の冷間加工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含有量は0.01%以下とする。より優れた冷

間加工性および焼入れ後の靱性を得るには、S含有量は0.004%以下が好ましく、0.0040%以下がより好ましい。Sは冷間加工性および焼入れ後の靱性を低下させるため、S含有量は少ないほど好ましいが、過度にSを低減すると精錬コストが増大するため、S含有量は0.0005%以上が好ましい。

[0038] sol. Al : 0.10%以下

sol. Al の含有量が0.10%を超えると、焼入れ処理の加熱時にAINが生成してオーステナイト粒が微細化し過ぎ、冷却時にフェライト相の生成が促進され、組織がフェライトとマルテンサイトとなり、焼入れ後の硬さが低下する。したがって、 sol. Al 含有量は0.10%以下とする。 sol. Al 含有量は、好ましくは0.06%以下である。なお、 sol. Al は脱酸の効果を有しており、十分に脱酸するためには、 sol. Al 含有量を、0.005%以上とすることが好ましく、0.010%以上とすることがより好ましく、0.015%以上とすることがさらに好ましい。

[0039] N : 0.0150%以下

N含有量が0.0150%を超えると、AINの形成により焼入れ処理の加熱時にオーステナイト粒が微細化し過ぎ、冷却時にフェライト相の生成が促進され、焼入れ後の硬さが低下する。したがって、N含有量は0.0150%以下とする。なお、下限はとくに規定しないが、Nは、AIN、Cr系窒化物を形成し、これにより焼入れ処理の加熱時にオーステナイト粒の成長を適度に抑制し、焼入れ後の靱性を向上させる元素であるため、N含有量は0.0005%以上が好ましい。

[0040] Cr : 0.10%以上0.40%未満

Crは鋼中のセメンタイトの球状化を遅延させる元素で、かつ熱処理において焼入れ性を高める重要な元素である。0.10%未満の場合、セメンタイトの球状化が進み過ぎて所定のセメンタイト平均粒子径が得られず、また焼入れ性に関しても焼入れ時にフェライトが発生しやすくなり十分な効果が認められないため、Cr含有量を0.10%以上とする。一方、Cr含有量

が0.40%以上になると、セメンタイトの球状化が進みにくくなり所定のセメンタイト球状化率が得られない。その結果、焼入れ前の鋼板が硬質化し、所定のセメンタイト間の平均間隔が得られず、例えばファインブランキング加工した際に、端面に破断面が発生しやすかったり、端面のせん断面の表面粗さ R_a が大きくなりやすくなる。そのため、Cr含有量は0.40%未満とする。特に端面のせん断面の表面粗さ R_a や端面に破断面が発生しやすい部品を加工する際には、より一層優れた加工性を必要とするため、Cr含有量は0.35%以下が好ましい。

[0041] 上記以外の成分は、Feおよび不可避免の不純物である。さらに本発明の高炭素冷延鋼板の原料としてスクラップを用いた場合、不可避免にSn、Sb、及び、Asの1種又は2種以上が0.003%以上混入する場合があるが、いずれの元素も、0.02%以下であれば、本発明の高炭素冷延鋼板の焼入れ性を阻害しないため、本発明の高炭素冷延鋼板においては、Sn：0.003～0.02%、Sb：0.003～0.02%、及びAs：0.003～0.02%の1種または2種以上の含有を不可避免の不純物として許容する。

[0042] 2) 組織

本発明の高炭素冷延鋼板は、フェライトとセメンタイトを含有する組織を有する。本発明の高炭素冷延鋼板の組織中、フェライトとセメンタイトの合計は、面積率で95%以上である。フェライトとセメンタイトの合計は、面積率で97%以上が好ましく、100%であってもよい。フェライトとセメンタイトの面積率が100%未満である場合の残部は、パーライト、ベイナイトから選ばれる1種または2種である。

[0043] 2-1) セメンタイトの平均粒子径：0.40 μm 以上0.75 μm 以下
粒径の大きいセメンタイトが存在するとファインブランキング加工時に破碎され、これを起点として端面に破断面が生じるため、セメンタイトの平均粒子径は0.75 μm 以下とする。セメンタイトの平均粒子径は、0.73 μm 以下が好ましく、0.71 μm 以下がより好ましい。一方、セメンタイ

トが微細化しすぎると0.1 μm 以下のセメンタイトの個数も増し、鋼の硬度が高くなり、ファインブランキング加工時の端面で破断面が増加するため、セメンタイトの平均粒子径は0.40 μm 以上とする。セメンタイトの平均粒子径は、0.42 μm 以上が好ましく、0.44 μm 以上がより好ましい。この平均粒子径は、鋼板の板幅中央から採取した試験片の圧延方向に平行な断面を研磨し、腐食した後、板厚1/4位置において走査型電子顕微鏡で倍率2000倍で検出される全てのセメンタイトの円相当径を算出して求めた平均値である。

[0044] 2-2) セメンタイト間の平均間隔：1.5 μm 以上8.0 μm 以下

ファインブランキング加工時の大変形が加わった位置において、フェライト粒界上のセメンタイト間でボイドが発生し、成長して亀裂が発生しやすくなる。これら亀裂がファインブランキング加工後の成形加工時に進展し破断面が発生する。セメンタイト間の平均間隔が1.5 μm 未満ではボイドの起点が増加しすぎて亀裂が発生しやすくなり、端面の破断面長さが増加するため、ファインブランキング加工性が低下する。そのためセメンタイト間の平均間隔は、1.5 μm 以上とする。セメンタイト間の平均間隔は、1.7 μm 以上が好ましく、2.0 μm 以上がより好ましい。また、セメンタイト間の平均間隔が8.0 μm 超になると1個あたりのセメンタイトが粗大になりすぎて、亀裂が発生しやすくなり、端面の破断面長さが増加する箇所が生じる。そのため、セメンタイト間の平均間隔は8.0 μm 以下とする。セメンタイト間の平均間隔は、7.7 μm 以下が好ましく、7.5 μm 以下がより好ましい。セメンタイト間の平均間隔は、鋼板の板幅中央から採取した試験片の圧延方向に平行な断面（板厚1/4位置）を倍率2000倍で走査型電子顕微鏡で観察し、画像解析ソフトGIMPを用いて、セメンタイトと、セメンタイト以外を二値化し、解析ソフトImage-Jを用いてセメンタイトの個々の間隔を求め、その合計を、数えた間隔数で除して求めた。

[0045] 2-3) セメンタイトの球状化率：75%以上

セメンタイトは球状化されている方が鋼の延性が改善されて加工性が良好

になるので好ましい。セメンタイトの球状化率が75%以上であれば打抜き加工時の端面における破断面の発生が大幅に抑制され、所定のせん断面率が得られやすくなるため、本発明の高炭素冷延鋼板の組織中のセメンタイトの球状化率は75%以上とする。セメンタイトの球状化率は、77%以上が好ましく、80%以上がより好ましい。本発明におけるセメンタイトの球状化率の求め方は下記のとおりである。鋼板の板幅中央から採取した試験片の圧延方向に平行な断面（板厚1/4位置）を倍率2000倍で走査型電子顕微鏡で観察し、画像解析ソフトGIMPを用いて、セメンタイトと、セメンタイト以外を二値化し、解析ソフトImage-Jを用いて各セメンタイトの面積と周囲長を求めて、下記式にて各セメンタイトの円形度係数を算出し、その平均を求めて、セメンタイトの球状化率とする。

$$\text{円形度係数} = 4\pi \cdot \text{面積} / (\text{周囲長})^2$$

[0046] 2-4) フェライトの平均粒子径：4.0 μm 以上10.0 μm 以下

フェライトの平均粒子径は、鋼板の硬度およびファインブランキング加工性を含めた加工性を大きく支配する因子である。フェライト粒径が小さいと鋼の微細化強化により鋼板の硬度が高くなり、加工性が低下する。所定の硬度と加工性を得るためにはフェライトの平均粒子径は4.0 μm 以上とする。好ましくは5.0 μm 以上である。一方、フェライトの平均粒子径が10.0 μm 超になるとファインブランキング加工時に端面でだれが生じやすくなり、ファインブランキング加工性が低下する。そのためフェライトの平均粒子径は10.0 μm 以下とする。好ましくは8.0 μm 以下である。フェライトの平均粒子径は、実施例に記載の方法により切断法（JIS G 0551で規定）を用いて求めた。

[0047] 3) ファインブランキング加工性

3-1) 端面のせん断面率90%以上

熱処理後、所定の疲労寿命を確保するには、端面における表面粗さが大きい破断面を極力抑えることが望ましく、また端面の表面粗さを小さくする必要があるため、端面のせん断面率は90%以上とする。好ましくは95%以

上である。なお、端面のせん断面率は下記式で求める。

端面のせん断面率＝（せん断面の長さ／端面全体の長さ）×１００

なお、上記式中のせん断面の長さ、端面全体の長さは、それぞれ、鋼板を打抜きパンチとダイスのクリアランスを $25\mu\text{m}$ 以下とした金型でファインブランキング加工し、長さ 40mm ×幅 60mm の 10mmR の４角をもつ板を打抜いた際の打抜き板の板幅中央における板厚方向のせん断面の長さ、端面全体の長さ（せん断面と破断面の合計の長さ）である。また、端面のせん断面率は、上記打抜き板において２箇所存在する板幅中央においてそれぞれ算出した値の平均値を採用する。なお、打抜きパンチとダイスのクリアランスを $25\mu\text{m}$ 以下とした金型でファインブランキング加工する場合、鋼板とダイスの接触する個所ではダイスについても摩耗等が大きい。強度不足の金型では耐摩耗性が不足して、早期に摩耗してしまうため、金型としては所定の強度を確保できるＳＫＤ鋼材で形成された金型を使用することが好ましい。また、上記金型の打抜きパンチとダイスのクリアランスは $2\mu\text{m}$ 以上が好ましい。

[0048] ３－２）端面のせん断面の算術平均粗さ R_a ： $1.0\mu\text{m}$ 未満

ファインブランキング加工は打抜きパンチとダイスのクリアランスの小さい加工方法であるため、高い荷重が金型、特に打抜きパンチに高い負荷がかけられ、通常の打抜き加工に比べて金型寿命が短くなる。金型寿命を延ばすためにも端面のせん断面の表面粗さが小さい方が望ましいため、端面のせん断面の算術平均粗さ R_a は $1.0\mu\text{m}$ 未満とする。端面のせん断面の算術平均粗さ R_a は、好ましくは $0.8\mu\text{m}$ 以下であり、より好ましくは $0.5\mu\text{m}$ 以下である。

なお、端面のせん断面の算術平均粗さ R_a は、鋼板を打抜きパンチとダイスのクリアランスを $25\mu\text{m}$ 以下とした金型でファインブランキング加工し、長さ 40mm ×幅 60mm の 10mmR の４角をもつ板を打抜いた際の打抜き板の板幅中央の板厚中央において、板幅方向に 5.0mm の長さを測定して求めた値である。また、端面のせん断面の算術平均粗さ R_a は、上記打抜

き板において2箇所存在する板幅中央の板厚中央においてそれぞれ求めた値の平均値を採用する。

[0049] 4) 機械的性質

チェーン等の製品の寸法精度や打抜き金型の寿命（摩耗しにくさ）を良好にするには、上記2)の項で述べたようにファインブランキング加工時の端面の破断面の形成を抑制するためのセメントタイトの形状制御に加えて、機械的性質の制御も重要である。高炭素冷延鋼板の硬さが高い場合には端面で破断面が増す傾向となり、金型の損耗が激しくなるため、高炭素冷延鋼板の硬さ（断面硬さ）はHV160以下が好ましい。なお、断面硬さは、実施例に記載の方法により求める。また、本明細書においては、加工後に施す熱処理条件や、熱処理後の鋼板の硬さまで記載していないが、本発明の高炭素冷延鋼板は加工後に熱処理（焼入れ、焼戻し）を施して使用される。

[0050] 5) 製造方法

本発明の高炭素冷延鋼板の好ましい製造方法を以下に述べる。なお、本発明において、特に断らない限り、仕上げ圧延終了温度、巻取温度等の温度は、熱延鋼板等の表面温度とし、放射温度計等で測定することができる。また、平均冷却速度は特に断らない限り、 $(\text{冷却開始温度} - \text{冷却停止温度}) / (\text{冷却開始温度から冷却停止温度までの冷却時間})$ とする。

[0051] 前述の1)の項に記載の組成を有する鋼を、転炉、電気炉などの公知の方法により溶製し、連続鑄造など公知の方法で鑄造して鑄片とした後、直接、または一旦冷却し再加熱した後、粗圧延および仕上げ圧延を含む熱間圧延を施す。まず、鑄片（鋼スラブ）は粗圧延によりシートバーとされる。なお、粗圧延の条件は特に規定する必要はなく、常法にしたがって行うことができる。

[0052] 5-1) 仕上げ圧延終了温度： A_{r3} 変態点以上

粗圧延終了後、 A_{r3} 変態点以上の温度域で仕上げ圧延を終了する仕上げ圧延を行う。仕上げ圧延終了温度が A_{r3} 変態点未満では、熱間圧延後および焼鈍（一次箱焼鈍、二次箱焼鈍）後に粗大なフェライト粒が形成され、ファイ

ンブランキング加工性が著しく低下する。このため、仕上げ圧延終了温度は A_{r3} 変態点以上とする。なお、仕上げ圧延終了温度の上限は、特に規定する必要はないが、仕上げ圧延後の冷却を円滑に行うためには、 1000°C 以下とすることが好ましい。また、本発明において、 A_{r3} 変態点はフォーマスターにより求めることができる。具体的には、 3 mm Φ の円柱試験片を常温から 900°C まで一旦加熱し冷却した際、 A_{r3} 変態点は冷却時の熱膨張曲線の最初の変曲点に相当する温度である。

[0053] 5-2) 仕上げ圧延終了温度から 660°C までの温度域：平均冷却速度 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $70^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下

仕上げ圧延終了温度から 660°C までの温度域の平均冷却速度により熱間圧延後のパーライトの形成のされ方が異なる。前記温度域の平均冷却速度が小さいとラメラ間隔の大きいパーライトとなり、一次箱焼鈍、冷間圧延、二次箱焼鈍後に、所定のセメントライトが得られないため、前記温度域の平均冷却速度は $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。一方、平均冷却速度が大きくなりすぎるとベイニティックフェライトが得られ、熱延鋼板自体が硬質化する。その後の工程を経ても鋼板が硬くなり、所望の硬度が得られないため前記温度域の平均冷却速度は $70^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。前記温度域の平均冷却速度は、 $65^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下が好ましく、 $60^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下がより好ましい。

[0054] 5-3) 巻取温度： 500°C 以上 660°C 以下

仕上げ圧延後の熱延鋼板は、コイル形状に巻き取られる。巻取り温度が高すぎると熱延鋼板の強度が低くなり過ぎて、コイル形状に巻き取られた際、コイルの自重で変形する場合があるため、操業上好ましくない。したがって巻取温度の上限を 660°C とする。一方、巻取温度が低すぎると熱延鋼板が硬質化するため好ましくない。したがって巻取温度の下限を 500°C とする。巻取温度は、好ましくは 550°C 以上である。

[0055] 5-4) 一次箱焼鈍温度： $650\sim 720^{\circ}\text{C}$ の温度域の焼鈍温度

所望の板厚にするためには冷間圧延を行う必要があり、圧延機の負荷を低減し冷間圧延性を高め、かつ最終製品となる鋼で所望の硬度を得られるため

、一次焼鈍を行う必要がある。焼鈍温度が650℃未満では冷間圧延性が悪く、かつセメンタイトの球状化の促進が遅いため、最終製品となる鋼で硬質化してしまうため、一次箱焼鈍の焼鈍温度は650℃以上とする。一次箱焼鈍の焼鈍温度は、660℃以上が好ましく、670℃以上がより好ましい。一方、一次箱焼鈍の焼鈍温度が720℃を超えると球状化が進みすぎセメンタイトが粗大化されるため一次箱焼鈍の焼鈍温度は720℃以下とする。また、前記焼鈍温度での保持時間は、セメンタイトの球状化の進行の点から、20h以上が好ましい。また、前記焼鈍温度での保持時間は、操業性の点から、40h以下が好ましい。

[0056] 5-5) 冷間圧延の圧下率：20～50%

所望の板厚にすることと所定のフェライト粒径にするために冷間圧延が必要である。冷間圧延の圧下率が20%未満では所望の板厚にするには熱延鋼板の板厚を小さくしなければならずその制御が難しくなる。また、再結晶しにくくなり、再結晶が進まず、所望の硬さが得られにくくなる。そのため、冷間圧延の圧下率は20%以上とする必要がある。一方、冷間圧延の圧下率が50%を超えると熱延鋼板の厚みを大きくする必要があり、前述した平均冷却速度では全厚方向で均一な組織が得られにくくなる。また、結晶粒径が小さくなり、再結晶後所定のフェライト粒径よりも小さくなるため、冷間圧延の圧下率は50%以下とする必要がある。

[0057] 5-6) 二次箱焼鈍温度：650～720℃の温度域の焼鈍温度

冷間圧延後に所望の硬さを得るためには二次焼鈍は必要である。二次箱焼鈍温度が650℃未満であると再結晶が進みにくく、所望の硬さが得られないため、二次箱焼鈍温度は650℃以上とする。二次箱焼鈍温度は、660℃以上が好ましく、670℃以上がより好ましい。一方、二次箱焼鈍温度が720℃超では所定のセメンタイト平均粒子径が得られないため、二次箱焼鈍温度は720℃以下とする。また、前記焼鈍温度での保持時間は、所望の硬さを得る点から、20h以上が好ましい。また、前記焼鈍温度での保持時間は、操業性の点から、40h以下が好ましい。

[0058] 本発明の高炭素冷延鋼板は、二次箱焼鈍後、必要に応じて調質圧延を施し、常法に従い脱脂などの処理を施して、そのままファインブランキング加工などに供することができる。ファインブランキング加工は常法に従って行い、良好な端面を得るために通常行われている、例えばダイとパンチ間のクリアランスを適宜選択するなどの条件で行うのが好ましい。加工が終了した後は、常法に従って焼入れ、焼戻しやオーステンパー処理などの熱処理を施すことができ、これにより所望の硬さや疲労強度が得られる。

[0059] 本発明の高炭素冷延鋼板は、特に限定されないが、板厚が、3.0 mm以下が好ましく、2.5 mm以下がより好ましい。また、特に限定されないが、板厚が、0.8 mm以上が好ましく、1.2 mm以上がより好ましい。

実施例

[0060] (実施例1)

表1に示す鋼番AからHの成分組成を有する鋼を溶製し鑄造した鑄片に対し、表2に示す製造条件に従って、仕上げ圧延終了温度を A_{r3} 変態点以上とする仕上げ圧延を行い、仕上げ圧延終了温度から660℃までの温度域を表2に示す平均冷却速度で冷却し、表2に示す巻取温度でコイルに巻き取り、酸洗した後、窒素雰囲気中（雰囲気ガス：窒素）で表2に示す条件で一次箱焼鈍（球状化焼鈍）を施した後、表2に示す圧下率で冷間圧延を行い、窒素雰囲気中で表2に示す条件で二次箱焼鈍を施し、板厚2.0 mmの冷延鋼板を製造した。このようにして製造した冷延鋼板について、下記のように、組織、硬さ、およびファインブランキング加工性を求めた。なお、表1に示す A_{r3} 変態点はフォーマスターにより求めたものである。

[0061] [硬さ（断面硬さ）]

二次箱焼鈍後の冷延鋼板（原板）の板幅中央部から試料を採取し、圧延方向に平行な断面組織の1/4板厚の位置においてビッカース硬度計（荷重1.0 kgf）を用いて異なる5点のビッカース硬度（HV）を測定し、その平均値を求めた。

[0062] [組織]

二次箱焼鈍後の冷延鋼板の組織は、板幅中央部から採取した試料を切断研磨後、ナイトール腐食を施し、走査型電子顕微鏡を用いて、板厚 1 / 4 の位置の組織を観察してフェライトおよびセメンタイトの面積率を求めた。また、板厚 1 / 4 の位置の 5 箇所 で 2 0 0 0 倍の倍率で撮影した組織写真について、セメンタイト径を評価した。セメンタイト径は長径と短径を測定し、円相当径に換算し、全セメンタイトの平均値を求め、前記平均値をセメンタイトの平均粒子径とした。セメンタイト間の平均間隔は、鋼板の板幅中央から採取した試験片の圧延方向に平行な断面（板厚 1 / 4 位置）を倍率 2 0 0 0 倍で走査型電子顕微鏡で観察し、画像解析ソフトGIMPを用いて、セメンタイトと、セメンタイト以外を二値化し、解析ソフトImage-Jを用いてセメンタイトの個々の間隔を求め、その合計を、数えた間隔数で除して求めた。また、セメンタイトの球状化率の求め方は下記のとおりである。冷延鋼板の板幅中央部から採取した試料の圧延方向に平行な断面（板厚 1 / 4 位置）を倍率 2 0 0 0 倍で走査型電子顕微鏡で観察し、画像解析ソフトGIMPを用いて、セメンタイトと、セメンタイト以外を二値化し、解析ソフトImage-Jを用いて各セメンタイトの面積と周囲長を求めて、下記式にて各セメンタイトの円形度係数を算出し、その平均を求めて、セメンタイトの球状化率とした。なお、フェライトの平均粒子径は、冷延鋼板の板幅中央部から採取した試料の圧延方向に平行な断面（板厚 1 / 4 位置）において切断法（J I S G 0 5 5 1 で規定）を用いて求めた。

$$\text{円形度係数} = 4 \pi \cdot \text{面積} / (\text{周囲長})^2$$

なお、表 2 に示すいずれの試料も、組織中のフェライト面積率は 8 5 % 以上である。

[0063] [ファインブランキング加工性]

ファインブランキング加工性は以下の方法で調査した。SKD製のクリアランス 1 0 μ m である金型を用いて、長さ 4 0 mm × 幅 6 0 mm の 1 0 mm R の 4 角をもつ板を最大荷重が 3 0 t となる条件で打抜いた。打抜いた板の板幅中央をマイクロスコープで 1 0 0 倍に拡大して端面のせん断面と、端面

全体（せん断面と破断面の合計）の板厚方向の長さを測定し、下記式で端面のせん断面率を求めた。そして、端面のせん断面率95%以上のものを◎（特に優れる）、90%以上95%未満のものを○（優れる）、90%未満のものを×（劣る）として評価した。なお、端面のせん断面率は、上記打抜き板において2箇所存在する板幅中央においてそれぞれ算出した値の平均値を採用した。

端面のせん断面率＝（せん断面の長さ／端面全体の長さ）×100

さらに、打抜き板の端面のせん断面の表面粗さは算術平均粗さ R_a をJIS 2001に準拠して評価した。なお、打抜き板の端面のせん断面の算術平均粗さ R_a は、打抜き板の板幅中央の板厚中央において、板幅方向に5.0mmの長さを測定して求めた値である。また、打抜き板の端面のせん断面の算術平均粗さ R_a は、上記打抜き板において2箇所存在する板幅中央の板厚中央においてそれぞれ求めた値の平均値を採用した。そして、端面のせん断面の算術平均粗さ R_a が $1.0\mu\text{m}$ 未満のものを○（優れる）、 $1.0\mu\text{m}$ 以上のものを×（劣る）として評価した。

ファインブランキング加工性は、端面のせん断面率が95%以上で、かつせん断面の算術平均粗さ R_a が $1.0\mu\text{m}$ 未満のものを総合評価◎（特に優れる）、端面のせん断面率が90%以上95%未満で、かつせん断面の算術平均粗さ R_a が $1.0\mu\text{m}$ 未満のものを総合評価○（優れる）とし、それ以外のものを総合評価×（劣る）として、総合評価が◎、○を合格、×を不合格とした。結果を表2に示す。

[0064] 表2より明らかなとおり、本発明例では、0.10%以上0.40%未満のCrを含有する成分の鋼で、所定のセメンタイト平均粒子径、セメンタイト間の平均間隔、セメンタイト球状化率、フェライト平均粒子径を有し、ファインブランキング加工性に優れる高炭素冷延鋼板が得られた。また、前記高炭素冷延鋼板の硬さ（断面硬さ）はHV160以下であった。これに対し、本発明の範囲を外れる条件で製造した比較例では、所望のファインブランキング加工性が得られなかった。

[0065] [表1]

鋼番	成分組成(質量%)								Ar ₃ 変態点 (°C)	備考
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Cr		
A	0.55	0.25	0.70	0.02	0.004	0.02	0.0100	0.15	770	発明鋼
B	0.50	0.15	0.90	0.01	0.003	0.01	0.0090	0.20	755	発明鋼
C	0.60	0.25	0.60	0.01	0.003	0.02	0.0100	0.10	760	発明鋼
D	0.45	0.50	1.00	0.01	0.003	0.02	0.0070	0.10	780	発明鋼
E	<u>0.40</u>	<u>0.04</u>	0.50	0.02	0.004	0.01	0.0100	<u>0.04</u>	786	比較鋼
F	0.55	0.25	0.70	0.02	0.004	0.01	0.0100	<u>0.40</u>	763	比較鋼
G	0.56	0.25	0.70	0.02	0.004	0.01	0.0100	0.35	762	発明鋼
H	0.55	0.30	0.75	0.02	0.004	0.01	0.0100	<u>0.05</u>	768	比較鋼

注: 下線は本発明の範囲外

[0066]

[表2]

試料 番号	鋼 番	熱間圧延		冷却	巻き取り	一次箱焼鈍		冷間圧延		二次箱焼鈍	組織	セメント 平均粒子径 (μm)	セメント 平均粒子径 の平均間隔 (μm)	セメント 球状化率 (%)	フェライト 平均粒子径 (μm)	断面 硬さ (HV)	フラインブランキнг加工性			備考
		仕上げ圧延 終了温度 ($^{\circ}\text{C}$)	仕上げ圧延 速度*1 ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	平均冷却 速度*1 ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	巻取 温度 ($^{\circ}\text{C}$)	焼鈍温度－ 保持時間	焼鈍温度－ 保持時間	圧下率 (%)	焼鈍温度－ 保持時間	焼鈍温度－ 保持時間							せん断 面率*2 (%)	算術平均 粗さRa*3 (μm)	総合 評価	
1	A	830	50		610	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	40	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	フェライト＋ セメント	0.61	3.7	83	5.9	148	97	0.35	◎	発明例
2	A	830	80		490	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	40	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	フェライト＋ セメント	0.39	1.8	88	4.5	170	87	1.10	×	比較例
3	A	830	50		610	640 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	35	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	フェライト＋ セメント	0.35	1.4	70	3.8	180	85	1.20	×	比較例
4	A	830	50		610	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	70	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	フェライト＋ セメント	0.60	4.0	90	3.5	181	83	1.40	×	比較例
5	B	820	40		550	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	40	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	フェライト＋ セメント	0.56	3.8	77	6.0	155	92	0.50	○	発明例
6	C	860	40		660	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	35	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	フェライト＋ セメント	0.65	3.2	89	6.5	145	98	0.25	◎	発明例
7	D	810	30		610	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	45	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	フェライト＋ セメント	0.59	3.0	88	7.5	147	96	0.80	◎	発明例
8	E	830	50		580	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	40	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	フェライト＋ セメント	0.85	6.0	95	4.5	144	85	1.20	×	比較例
9	E	830	50		600	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	40	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	フェライト＋ セメント	0.35	1.3	70	5.0	159	88	1.20	×	比較例
10	G	830	60		610	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	40	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	フェライト＋ セメント	0.61	3.5	83	6.0	150	94	0.90	○	発明例
11	H	830	50		600	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	40	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	710 $^{\circ}\text{C}$ -30h	フェライト＋ セメント	0.90	6.5	90	5.0	159	88	1.20	×	比較例

注：下線は本発明の範囲外
*1 仕上げ圧延終了温度から660 $^{\circ}\text{C}$ までの温度域の平均冷却速度
*2 端面のせん断面率
*3 端面のせん断面の表面粗さ

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.45 ~ 0.75 %、

Si : 0.10 ~ 0.50 %、

Mn : 0.50 ~ 1.00 %、

P : 0.03 %以下、

S : 0.01 %以下、

sol. Al : 0.10 %以下、

N : 0.0150 %以下、

Cr : 0.10 %以上0.40 %未満

を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる組成と、

セメンタイトの平均粒子径が $0.40\mu\text{m}$ 以上 $0.75\mu\text{m}$ 以下、セ

メンタイト間の平均間隔が $1.5\mu\text{m}$ 以上 $8.0\mu\text{m}$ 以下、セメンタ

タイトの球状化率が75 %以上であり、かつ、フェライトの平均粒子径が $4.0\mu\text{m}$ 以上 $10.0\mu\text{m}$ 以下である組織と、を有し、

打抜きパンチとダイスのクリアランスを $25\mu\text{m}$ 以下とした金型でフ

ァインブランキング加工した後の打抜き端面のせん断面率が90 %以

上で、かつ、打抜き端面のせん断面の算術平均粗さRaが $1.0\mu\text{m}$

未満となる、高炭素冷延鋼板。

[請求項2]

断面硬さがHV160以下である、請求項1に記載の高炭素冷延鋼板。

[請求項3]

請求項1または2に記載の高炭素冷延鋼板の製造方法であって、

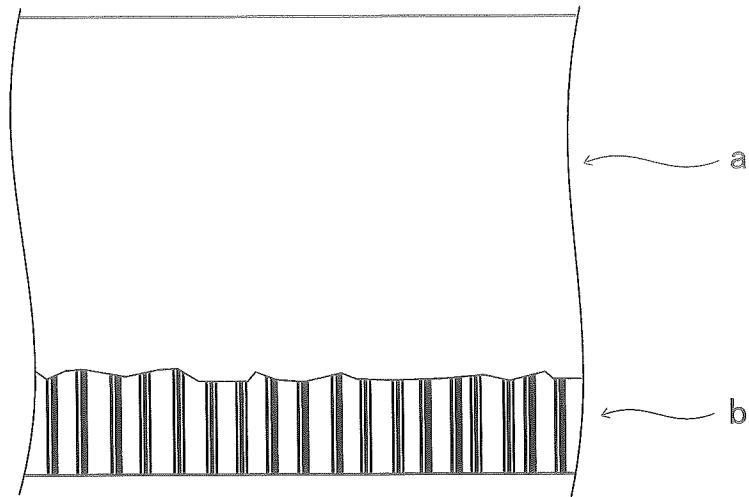
前記組成を有する鋳片を、直接、または一旦冷却し再加熱した後、粗圧延を行い、

粗圧延終了後、 A_{r3} 変態点以上の温度域で仕上げ圧延を終了する仕上げ圧延を行い、

仕上げ圧延終了温度から 660°C までの温度域を平均冷却速度 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $70^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下で冷却し、 500°C 以上 660°C 以下で巻き

取った熱延鋼板を、そのまま、あるいは酸洗した後、
650～720℃の温度域の焼鈍温度で保持する一次箱焼鈍を行い、
その後、20～50%の圧下率で冷間圧延を行った後に、650～720℃の温度域の焼鈍温度で保持する二次箱焼鈍を行う、高炭素冷延鋼板の製造方法。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2019/006328

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. C22C38/18 (2006.01) i, C21D8/02 (2006.01) i, C21D9/46 (2006.01) i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/04, C21D9/46-9/48

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

Published examined utility model applications of Japan	1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2019
Registered utility model specifications of Japan	1996-2019
Published registered utility model applications of Japan	1994-2019

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 2007-31761 A (JFE STEEL CORPORATION) 08 February 2007, claims, paragraph [0001], tables 1-3 (Family: none)	1-3
A	JP 2007-270328 A (JFE STEEL CORPORATION) 18 October 2007, claims, paragraph [0001], tables 1-3 (Family: none)	1-3

☒ 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
15 May 2019 (15.05.2019)

Date of mailing of the international search report
28 May 2019 (28.05.2019)

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/JP2019/006328

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 2009-24233 A (NISSHIN STEEL CO., LTD.) 05 February 2009, claims, paragraph [0006] (Family: none)	1-3
A	JP 2007-31762 A (JFE STEEL CORPORATION) 08 February 2007, claims, paragraph [0001], tables 1- 3 (Family: none)	1-3
A	JP 2006-274348 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 12 October 2006, claims, paragraphs [0001], [0030], [0032] (Family: none)	1-3

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/18(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/04, C21D9/46-9/48

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2019年
日本国実用新案登録公報	1996-2019年
日本国登録実用新案公報	1994-2019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 2007-31761 A（J F E スチール株式会社）2007.02.08, 特許請求の範囲, [0001], 表1-表3 (ファミリーなし)	1-3
A	JP 2007-270328 A（J F E スチール株式会社）2007.10.18, 特許請求の範囲, [0001], 表1-表3 (ファミリーなし)	1-3

☒ 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

15.05.2019

国際調査報告の発送日

28.05.2019

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 毅

4 K

9154

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 2009-24233 A (日新製鋼株式会社) 2009. 02. 05, 特許請求の範囲, [0 0 0 6] (ファミリーなし)	1 - 3
A	JP 2007-31762 A (J F E スチール株式会社) 2007. 02. 08, 特許請求の範囲, [0 0 0 1], 表 1 - 表 3 (ファミリーなし)	1 - 3
A	JP 2006-274348 A (住友金属工業株式会社) 2006. 10. 12, 特許請求の範囲, [0 0 0 1], [0 0 3 0], [0 0 3 2] (ファミリーなし)	1 - 3