

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2007年4月19日(19.04.2007)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2007/043318 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01)	C21D 3/46 (2006.01)
B21B 1/26 (2006.01)	C22C 38/06 (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01)	C22C 38/14 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2006/3 18893

(22) 国際出願日: 2006年9月19日(19.09.2006)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権子ータ:

特願2005-292185	2005年10月5日(05.10.2005)	JP
特願2006-067547	2006年3月13日(13.03.2006)	JP
特願2006-204083	2006年7月27日(27.07.2006)	JP

(71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 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; および

(75) 発明者/出願人(米国についてのみ): 木村 英之
(KIMURA, Hideyuki) [JP/JP]; 〒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). 藤田 毅 (FUJITA, Takeshi)
[JP/JP]; 〒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). 中村 展之 (NAKAMURA, Nobuyuki) [JP/JP]; 〒
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). 上岡 悟
史 (UEOKA, Satoshi) [JP/JP]; 〒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). 青木 直也 (AOKI, Naoya)[JP/JP]; 〒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).
三塚 賢一 (MITSUZUKA, Kenichi) [JP/JP]; 〒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: 落合 憲一郎 (OCHIAI, Kenichiro); 〒1030027
東京都中央区日本橋2丁目1番10号 柳屋ビル7階
JFEテクノリサーチ株式会社 特許出願部内 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, AT, AU, AZ, BA, BB, BG,
BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK,
DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FT, GB, GD, GE, GH, GM, HN,
HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ,
LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, LY, MA, MD, MG, MK,
MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NE, NI, NO, NZ, OM, PG,
PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM,
SV, SY, 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, LS, MW, MZ, NA, SD,
SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), -x-ヨーロッパ (AM, AZ, BY,
KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG,
CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FT, FR, GB, GR, HU, IE,
IS, IT, LT, LU, LV, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR),
OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML,
MR, NE, SN, TD, TG).添付公開書類:
— 国際調査報告書2文字コード及び他の略語については、定期発行される
各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語
のガイドランスノート」を参照。

(54) Title: DEAD-SOFT HIGH-CARBON HOT-ROLLED STEEL SHEET AND PROCESS FOR PRODUCING THE SAME

(54) 発明の名称: 極軟質高炭素熱延鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: A dead-soft high-carbon hot-rolled steel sheet which contains 0.2-0.7% C, 0.01-1.0% Si, 0.1-1.0% Mn, up to 0.03 P, up to 0.035% S, up to 0.08% Al, and up to 0.01%N and optionally further contains 0.0010-0.0050% B and 0.05-0.30% Cr, with the remainder being Fe and unavoidable impurities. The structure has an average ferrite grain diameter of 20 μm or larger, the proportion of ferrite grains having a grain diameter of 10 μm or larger being 80% by volume or higher, and has an average carbide grain diameter of 0.10-2.0 μm, excluding 2.0 μm. After rough rolling, the web is subjected to finish rolling at a finishing temperature of (Ar₃-20°C) or higher so as to result in a draft in the final pass of 10% or higher. Within 2 seconds after the finish rolling, primary cooling is conducted, in which the web is cooled to a cooling termination temperature of 600°C or lower at a cooling rate exceeding 120 °C/sec. This web is held at a temperature of 600°C or lower in secondary cooling, subsequently wound up at a temperature of 580°C or lower, washed with an acid, and then subjected to spheroidizing annealing at a temperature which is not lower than 680°C but is not higher than transformation point Ac₁ to thereby produce the target steel sheet.(57) 要約: 本発明は、極軟質高炭素熱延鋼板を提供する。C: 0.2 ~0.7%、Si: 0.01 ~1.0%、Mn: 0.1 ~1.0%、P: 0.03%以下、S: 0.035%以下、Al: 0.08%以下、N: 0.01%以下を含有し、あるいは更にB: 0.0010 ~0.0050%、Cr: 0.05 ~0.30%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる。組織は、フェライト平均粒径が20 μm以上、粒径10 μm以上のフェライト粒の体積率が80%以上、炭化物平均粒径が0.10 μm以上2.0 μm未満である。そして、粗圧延後、最終パスの圧下率を10%以上、仕上げ温度を(Ar₃-20°C)以上で仕上げ圧延を行い、仕上げ圧延後2秒以内に120°C/秒超えの冷却速度で600°C以下の冷却停止温度まで1次冷却を行い、2次冷却により600°C以下の温度に保持した後、580°C以下の温度で巻取り、酸洗後、680°C以上Ac₁変態点以下の温度で球状化焼鈍して製造される。

WO 2007/043318 A1

明細書

極軟質高炭素熱延鋼板およびその製造方法

技術分野

本発明は、極軟質高炭素熱延鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

工具あるいは自動車部品（ギア、トランスミッション）等を使用される高炭素鋼板は、打抜き、成形後、焼入れ焼戻し等の熱処理が施される。近年、工具や部品メーカー、即ち高炭素鋼板のユーザでは、低コスト化のため、以前の鑄造材の切削加工や熱間鍛造による部品加工から、鋼板のプレス成形（冷間鍛造を含む）による加工工程の簡略化が検討されている。それにともない、素材の高炭素鋼板には、高い焼入れ性ととも複雑な形状を少ない工程で加工できること、特に軟質であることが強く要望されている。また、プレス機および金型の負荷低減の観点からも、軟質であることが強く求められている。

以上のような現状を踏まえて、高炭素鋼板の軟質化について、いくつかの技術が検討されている。例えば、特許文献1には、熱間圧延後、所定の加熱速度でフェライト-オーステナイトの二相域に加熱し、所定の冷却速度で焼鈍処理する高炭素鋼帯の製造方法が提案されている。この技術では、高炭素鋼帯を A_c 点以上のフェライト-オーステナイトの二相域で焼鈍し、フェライトマトリクス中に粗大な球状化セメンタイトを均一に分布させた組織としている。詳細には、 C 0.2～0.8%、 Si 0.03～0.30%、 Mn 0.20～1.50%、 $Sol\ Al$ 0.01～0.10%、 N 0.0020～0.0100%で、かつ $Sol\ Al/N$ 5～10である高炭素鋼を、熱間圧延、酸洗、脱スケールしたのち、95容量%以上の水素と残部窒素からなる雰囲気炉で、 $680^{\circ}C$ 以上の温度範囲で加熱速度 $T_v(^{\circ}C/Hr)$ $500 \times (0.01 - N(\%) \text{ as } AlN) \sim 2000 \times (0.1 - N(\%) \text{ as } AlN)$ 、均熱温度

$T_A(^{\circ}\text{C}) = A_c \text{ 点 } \sim 2.2 \times C(\%)^2 - 4.11 \times C(\%) + 9.12$ で、均熱時間 $t_1 \sim 0$ 時間で焼鈍し、冷却速度 $100^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 以下の冷却速度で室温まで冷却するというものである。

例えば、特許文献 2 には、 $C: 0.1 \sim 0.8$ 質量%、 $S: 0.01$ 質量%以下を含有する熱延鋼板に対して、 $A_{c1} - 50^{\circ}\text{C} \sim A_c$ 未満の温度範囲で 0.5 時間以上保持する 1 段目の加熱を行った後、 $A_c \sim A_{c1} + 100^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で $0.5 \sim 2$ 時間保持する 2 段目の加熱および $A_{r1} - 50^{\circ}\text{C} \sim A_r$ の温度範囲で $t_2 \sim 0$ 時間保持する 3 段目の加熱を連続して行い、かつ、2 段目の保持温度から 3 段目の保持温度への冷却速度を $5 \sim 30^{\circ}\text{C}/\text{h}$ とする製造方法が提案されており、このように 3 段階焼鈍を施すことでフェライトの平均粒径が $2.0\mu\text{m}$ 以上である高炭素鋼板を得ようとするものである。

また、特許文献 3 や特許文献 4 には、鋼中の炭素を黒鉛化することにより軟質・高延性化を図る方法が提案されている。

さらに、特許文献 5 には、 C を $0.2 \sim 0.7$ 質量%含有する鋼に熱間圧延を行い、体積率 70% を超えるベイナイトを有する組織に制御した後、焼鈍を行い、フェライト粒を均一に粗大化させて極軟質化を図る方法が提案されている。この技術は、 $(A_r \text{ 変態点} - 20^{\circ}\text{C})$ 以上の温度で仕上げ圧延を行った後、 $120^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 超えの冷却速度で、かつ、 550°C 以下の冷却終了温度まで冷却を行い、次いで、 500°C 以下の温度で巻取り、酸洗後、 640°C 以上 A_c 変態点以下の温度で焼鈍することを特徴とするものである。

特許文献 1 特開平 9 - 15758 号公報

特許文献 2 特開平 11 - 80884 号公報

特許文献 3 特開昭 64 - 2546 号公報

特許文献 4 特開平 8 - 246051 号公報

特許文献 5 特開平 2003 - 73742 号公報

発明の開示

しかしながら、上記技術には、次のような問題がある。

特許文献 1 に記載の技術は、高炭素鋼帯を A_c 点以上のフェライトーオーステナイトの二相域で焼鈍し、粗大な球状化セメンタイトとしているが、このような粗大セメンタイトは、溶解速度が遅いため焼入れ性を劣化させることは明らかである。また、焼鈍後の硬度についても、S35C 材で $H_v 132 \sim 141$ ($HRB 72 \sim 75$) であり、必ずしも軟質とは言えない。

特許文献 2 に記載の技術では、焼鈍工程が複雑であるため、実機操作を想定した場合、生産性が劣位となり、コストが増大する。

特許文献 3 や特許文献 4 に記載の技術では、鋼中の炭素は黒鉛化しており、黒鉛の溶解速度が遅いため焼入れ性に劣るという問題がある。

さらに、特許文献 5 に記載の技術では、体積率 70% を超えるベイナイトを有する熱延鋼板を球状化焼鈍することによりフェライト粒径を粗大化し極軟質化しているが、熱間圧延を (A_r 変態点 -20°C) 以上の仕上げ温度で行った後、冷却速度 $120^\circ\text{C}/\text{秒}$ 超えで急速冷却しているため、冷却後に変態発熱を生じて温度が上昇し、熱延鋼板組織の安定性が劣るという問題がある。また、球状化焼鈍後の硬度についてもサンプルの板面をロックウェル B スケール硬度 (HRB) で評価しているだけであり、球状化焼鈍後に粗大なフェライト粒が板厚方向で均一に形成されず、材質のばらつきを生じやすいため、安定した軟質化が得られない。

本発明は、かかる事情に鑑みなされたもので、フェライトーオーステナイト領域での高温焼鈍を必要とせず、また多段階焼鈍を用いることなく製造でき、さらに、プレス成形や冷間鍛造による割れが発生しにくい、極軟質高炭素熱延鋼板を提供することを目的とする。

本発明者らは、焼入れ性を確保しつつ、高炭素鋼板の硬度におよぼす組成やミクロ組織および製造条件の影響について鋭意研究を進めた。その結果、鋼板の硬度に大きな影響をおよぼす因子は、組成や炭化物の形状および量のみならず、炭化物平均粒径およびフェライト平均粒径、フェライト粗大化率（所定値以上の粒径であるフェライト粒の体積率）が大きな影響を及ぼしていることを見出した。そして、炭化物平均粒径、フェライト平

均粒径およびフェライト粗大化率をそれぞれ適正な範囲に制御することにより、焼入れ性を確保しつつ、高炭素鋼板の硬度が大幅に低下することがわかった。

さらに、本発明では、上記知見に基づき、上記組織を制御するための製造方法を検討し、極軟質高炭素熱延鋼板の製造方法確立した。

本発明は、以上の知見に基づきなされたもので、その要旨は以下のとおりである。

[1] 質量%で、C 0.2～0.7%、Si 0.01～1.0%、Mn 0.1～1.0%、P 0.03%以下、S 0.035%以下、Al 0.08%以下、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り、フェライト平均粒径が $20\mu\text{m}$ 以上、粒径 $10\mu\text{m}$ 以上のフェライト粒の体積率が80%以上、炭化物平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以上 $2.0\mu\text{m}$ 未満である組織を有することを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板。

[2] 質量%で、C 0.2～0.7%、Si 0.01～1.0%、Mn 0.1～1.0%、P 0.03%以下、S 0.035%以下、Al 0.08%以下、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り、フェライト平均粒径が $35\mu\text{m}$ を超え、粒径 $20\mu\text{m}$ 以上のフェライト粒の体積率が80%以上、炭化物平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以上 $2.0\mu\text{m}$ 未満である組織を有することを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板。

[3] 前記[1]または[2]において、さらに、質量%で、B 0.0010～0.0050%、Cr 0.005～0.30%の一種または二種を含有することを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板。

[4] 前記[1]または[2]において、さらに、質量%で、B 0.0010～0.0050%、Cr 0.05～0.30%を含有することを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板。

[5] 前記[1]～[4]のいずれかにおいて、さらに、質量%で、Mo 0.005～0.5%、Ti 0.005～0.05%、Nb 0.005～0.1%の一種または二種以上を含有することを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板。

[6] 前記 [1]、[3]、[4]、[5] のいずれかに記載の組成を有する鋼を、粗圧延した後、最終パスの圧下率を 10% 以上、かつ仕上げ温度を $(Ar_3-20)^{\circ}C$ 以上とする仕上げ圧延を行い、次いで、仕上げ圧延後 2 秒以内に $12^{\circ}C/秒$ 超えの冷却速度で $600^{\circ}C$ 以下の冷却停止温度まで 1 次冷却し、次いで、2 次冷却により $600^{\circ}C$ 以下の温度に保持した後、 $580^{\circ}C$ 以下の温度で巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により、 $680^{\circ}C$ 以上 A_c 変態点以下の温度で球状化焼鈍することを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板の製造方法。

[7] 前記 [1]、[3]、[4]、[5] のいずれかに記載の組成を有する鋼を、粗圧延した後、最終パスの圧下率を 10% 以上、かつ仕上げ温度を $(Ar_3-20)^{\circ}C$ 以上とする仕上げ圧延を行い、次いで、仕上げ圧延後 2 秒以内に $12^{\circ}C/秒$ 超えの冷却速度で $550^{\circ}C$ 以下の冷却停止温度まで 1 次冷却し、次いで、2 次冷却により $550^{\circ}C$ 以下の温度に保持した後、 $530^{\circ}C$ 以下の温度で巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により、 $680^{\circ}C$ 以上 A_c 変態点以下の温度で球状化焼鈍することを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板の製造方法。

[8] 前記 [2] ～ [5] のいずれかに記載の組成を有する鋼を、粗圧延した後、最終 2 パスの圧下率をそれぞれ 10% 以上、かつ $(Ar_3-20)^{\circ}C$ 以上 $(Ar_3+150)^{\circ}C$ 以下の温度域で仕上げ圧延を行い、次いで、仕上げ圧延後 2 秒以内に $12^{\circ}C/秒$ 超えの冷却速度で $600^{\circ}C$ 以下の冷却停止温度まで 1 次冷却し、次いで、2 次冷却により $600^{\circ}C$ 以下の温度に保持した後、 $580^{\circ}C$ 以下の温度で巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により、 $680^{\circ}C$ 以上 A_c 変態点以下の温度で、かつ均熱時間を 20 時間以上の条件で球状化焼鈍を行うことを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板の製造方法。

[9] 前記 [2] ～ [5] のいずれかに記載の組成を有する鋼を、粗圧延した後、最終 2 パスの圧下率をそれぞれ 10% 以上、かつ $(Ar_3-20)^{\circ}C$ 以上 $(Ar_3+100)^{\circ}C$ 以下の温度域で仕上げ圧延を行い、次いで、仕上げ圧延後 2 秒以内に $12^{\circ}C/秒$ 超えの冷却速度で $550^{\circ}C$ 以下の冷却停止温度まで 1 次冷却し、次いで、2 次冷却により $550^{\circ}C$ 以下の温度に保持した後、 $530^{\circ}C$ 以下の温度で巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により、 $680^{\circ}C$ 以上 A_c 変態点以下の

温度で、かつ均熱時間を20時間以上の条件で球状化焼鈍を行うことを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板の製造方法。

なお、本明細書において、鋼の成分を示す%は、すべて質量%である。

本発明によれば、焼入れ性を確保しつつ、極めて軟質な高炭素熱延鋼板が得られる。

そして、本発明の極軟質高炭素熱延鋼板は、熱延後の球状化焼鈍条件のみならず、焼鈍前の熱延鋼板組織、すなわち熱延条件を制御することにより製造可能であり、フェライト-オーステナイト領域での高温焼鈍を必要とせず、また多段階焼鈍を用いることなく製造できる。その結果、加工性に優れた極軟質高炭素熱延鋼板を用いることで加工工程が簡略化され、低コスト化が可能となる。

発明を実施するための最良の形態

本発明の極軟質高炭素熱延鋼板は、下記に示す成分組成に制御し、フェライト平均粒径が $20\mu\text{m}$ 以上、粒径 $10\mu\text{m}$ 以上のフェライト粒の体積率（以下、「フェライト粗大化率（粒径 $10\mu\text{m}$ 以上）」と称す）が8%以上、炭化物平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以下 $20\mu\text{m}$ 未満である組織を有することを特徴とする。好ましくは、フェライト平均粒径が $35\mu\text{m}$ を超え、粒径 $20\mu\text{m}$ 以上のフェライト粒の体積率（以下、「フェライト粗大化率（粒径 $20\mu\text{m}$ 以上）」と称す）が8%以上、炭化物平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以下 $20\mu\text{m}$ 未満である。これらは本発明において最も重要な要件である。このように成分組成と金属組織（フェライト平均粒径、フェライト粗大化率）、炭化物の形状（炭化物平均粒径）を規定し、全てを満足することにより、焼入れ性を確保しつつ、極めて軟質な高炭素熱延鋼板を得ることができる。

そして、上記極軟質高炭素熱延鋼板は、後述する組成を有する鋼を、粗圧延した後、最終パスの圧下率を10%以上、かつ仕上げ温度を $(A_{r3}-20^{\circ}\text{C})$ 以上とする仕上げ圧延を行い、次いで、仕上げ圧延後2秒以内に $12^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 超えの冷却速度で 600°C 以下の冷却停止温度まで1次冷却を行い、次いで、

9 次冷却により 600°C 以下の温度に保持した後、580°C 以下の温度で巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により、680°C 以上 A_c 変態点以下の温度で球状化焼鈍することにより製造される。

さらに、上記の好適な組織を有する極軟質高炭素熱延鋼板の場合は、後述する組成を有する鋼を、粗圧延した後、最終 2 パスの圧下率をそれぞれ 10% 以下 (好ましくは 13% 以上)、かつ、 $(A_{r3}-20^\circ\text{C})$ 以上 $(A_{r3}+150^\circ\text{C})$ 以下の温度域で仕上げ圧延を行い、次いで、仕上げ圧延後 2 秒以内に 120°C/秒超えの冷却速度で 600°C 以下の冷却停止温度まで 1 次冷却を行い、次いで、2 次冷却により 600°C 以下の温度に保持した後、580°C 以下の温度で巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により、680°C 以上 A_c 変態点以下の温度で、かつ 20 時間以上の均熱時間で球状化焼鈍を行うことにより製造される。

このように、熱間仕上げ圧延、1 次冷却、2 次冷却、巻取りおよび焼鈍までの製造条件をトータルで制御することにより、本発明の目的が達成される。

以下、本発明を詳細に説明する。

まず、本発明における鋼の化学成分の限定理由は以下の通りである。

(1) C 0.2 ~ 0.7%

C は、炭素鋼において最も基本になる合金元素である。その含有量によって、焼入れ硬さおよび焼鈍状態での炭化物量が大きく変動する。C 含有量が 0.2% 未満の鋼では、熱延後の組織において初析フェライトの生成が顕著となり、焼鈍後に安定した粗大フェライト粒組織が得られず、安定した軟質化が得られない。また、自動車用部品等に適用する上で十分な焼入れ硬さが得られない。一方、C 含有量が 0.7% を超えると熱間圧延後の靱性が低下して鋼帯の製造性、ハンドリングが悪くなるとともに、加工度の高い部品への適用が困難となる。したがって、適度な焼入れ硬さと加工性を兼ね備えた鋼板を提供する観点から、C 含有量は 0.2% 以上 0.7% 以下、好ましくは 0.2% 以下 0.5% 以下とする。

(2) Si 0.01 ~ 1.0%

Si は、焼入れ性を向上させる元素である。Si 含有量が 0.01% 未満では焼入

れ時の硬さが不足する。一方、S₁含有量が1.0%を超えると固溶強化により、フェライトが硬化し、加工性が劣化する。さらに炭化物を黒鉛化し、焼入れ性を阻害する傾向がある。したがって、適度な焼入れ硬さと加工性を兼ね備えた鋼板を提供する観点から、S₁含有量は0.01%以下、好ましくは0.01%以上0.8%以下とする。

(3) Mn 0.1 ~ 1.0 %

Mnは、S₁と同様に焼入れ性を向上させる元素である。また、SをMnSとして固定し、スラブの熱間割れを防止する重要な元素である。Mn含有量が0.1%未満では、これらの効果が十分に得られず、また焼入れ性は大幅に低下する。一方、Mn含有量が1.0%を超えると固溶強化により、フェライトが硬化し、加工性の劣化を招く。したがって、適度な焼入れ硬さと加工性を兼ね備えた鋼板を提供する観点から、Mn含有量は0.1%以下、好ましくは0.1%以上0.8%以下とする。

(4) P 0.03%以下

Pは粒界に偏析し、延性や靱性を劣化させるため、P含有量は、0.03%以下、好ましくは0.02%以下とする。

(5) S 0.035%以下

Sは、MnとMnSを形成し、加工性および焼入れ後の靱性を劣化させるため、低減しなければならない元素であり、少ない方が好ましい。しかし、S含有量が0.035%までは許容できるため、S含有量は0.035%以下、好ましくは0.03%以下とする。

(6) Al 0.08%以下

Alは過剰に添加するとAlNが多量に析出し、焼入れ性を低下させるため、Al含有量は、0.08%以下、好ましくは0.06%以下とする。

(7) N 0.01%以下

Nは過剰に含有している場合は延性の低下をもたらすため、N含有量は、0.01%以下とする。

以上の添加元素で本発明鋼は目的とする特性が得られるが、上記の添加

元素に加えて、B、Cr の一種または二種を添加してもよい。これらの元素を添加する場合の好ましい範囲は以下の通りであり、B、Cr のどちらか一方の添加でもよいが、B、Cr の両方を添加することがより好ましい。

(8) B 0.0010 ~ 0.005 0%

B は、熱間圧延後の冷却中の初析フェライトの生成を抑制し、焼鈍後に均一な粗大フェライト粒を生成する重要な元素である。しかし、B 含有量が 0.0010%未満では、十分な効果が得られない場合がある。一方、0.005 0%を越えると、効果が飽和するとともに、熱間圧延の負荷が高くなり操作性が低下する場合がある。従って、添加する場合、B 含有量は 0.0010%以上 0.005 0%以下が好ましい。

(g) Cr 0.005 ~ 0.30%

Cr は、熱間圧延後の冷却中の初析フェライトの生成を抑制し、焼鈍後に均一な粗大フェライト粒を生成する重要な元素である。しかし、Cr 含有量が 0.005%未満では、十分な効果が得られない場合がある。一方、0.30%を越えると初析フェライト生成の抑制効果が飽和するとともに、コスト増となる。従って、添加する場合、Cr 含有量は 0.005%以上 0.30%以下とする。好ましくは 0.05%以上 0.30%以下とする。

なお、より一層、初析フェライト生成の抑制効果を得るためには、B と Cr を同時に添加することが好ましく、その場合、B は 0.0010%以上 0.005 0%以下、Cr は 0.05 以上 0.30%以下とすることがより好ましい。

また、さらに、熱延冷却時の初析フェライト生成を抑制し、焼入れ性を向上させるため、Mo、Ti、Nb を必要に応じて1種または2種以上で添加してもよい。その場合、それぞれの添加量が Mo が 0.005%未満、Ti が 0.005%未満、Nb が 0.005%未満では添加の効果が十分に得られない。一方、Mo が 0.5%超え、Ti が 0.05%超え、Nb が 0.1%超えでは、効果が飽和し、コスト増となり、さらに固溶強化、析出強化等により強度上昇が大きくなるため、加工性が劣化する。したがって、Mo、Ti、Nb の1種または2種以上を添加する場合は、Mo は 0.005%以上 0.5%以下、Ti は 0.005%以上 0.05%以下、Nb

は 0.005%以下、 P 0.1%以下とする。

なお、上記以外の残部は Fe 及び不可避免の不純物からなる。不可避免の不純物として、例えば、 O は非金属介在物を形成し品質に悪影響を及ぼすため、0.003%以下に低減するのが望ましい。また、本発明では、本発明の作用効果を害さない微量元素として、Cu、Nb、W、V、Zr、Sn、Sb を 0.1%以下の範囲で含有してもよい。

次に、本発明の極軟質高炭素熱延鋼板の組織について説明する。

(1) フェライト平均粒径 $20\mu\text{m}$ 以上

フェライト平均粒径は硬度を支配する重要な因子であり、フェライト粒を粗大化することにより、軟質化が可能となる。すなわち、フェライト平均粒径を $20\mu\text{m}$ 以上とすることにより、極軟質となり優れた加工性が得られる。また、フェライト平均粒径を $35\mu\text{m}$ 超えとすることにより、さらに極軟質となりより優れた加工性が得られる。したがって、フェライト平均粒径は $20\mu\text{m}$ 以上とし、好ましくは $35\mu\text{m}$ 超え、さらに好ましくは $50\mu\text{m}$ 以上とする。

(2) フェライト粗大化率(粒径 $10\mu\text{m}$ 以上もしくは粒径 $20\mu\text{m}$ 以上のフェライト粒の体積率) 80%以上

フェライト粒が粗大であるほど軟質化するが、軟質化を安定させるためには粒径が所定値以上の粗大なフェライト粒の占める割合が高いことが望まれる。そのため、粒径 $10\mu\text{m}$ 以上もしくは粒径 $20\mu\text{m}$ 以上のフェライト粒の体積率をフェライト粗大化率と定義し、本発明においては、このフェライト粗大化率を 80%以上とする。

フェライト粗大化率が 80%未満では、混粒組織となるため、安定した軟質化が図れない。したがって、安定した軟質化を達成するためにフェライト粗大化率は 80%以上とし、好ましくは 85%以上とする。また、軟質化の観点から、フェライト粒は粗大であることが好ましく、粒径 $10\mu\text{m}$ 以上、好ましくは粒径 $20\mu\text{m}$ 以上のフェライト粗大化率を 80%以上とする。

なお、フェライト粗大化率は、鋼板断面の金属組織観察(約 200 倍で 10 視

野以上)において、粒径が所定値以上の粗大なフェライト粒と、粒径が所定値未満のフェライト粒との面積比を求め、これを体積率とみなすことにより求めることができる。

また、粗大なフェライト粒およびフェライト粗大化率 $\geq 8\%$ 以上の鋼板は、後述するように、仕上げ圧延時の圧下率と温度を制御することによって得られる。具体的には、フェライト平均粒径が $20\mu\text{m}$ 以上でフェライト粗大化率(粒径 $10\mu\text{m}$ 以上)が $\geq 8\%$ 以上の鋼板は、 $\geq 10\%$ 以上の最終パス圧下率で、かつ、 $(A_{r3} - 20)^\circ\text{C}$ 以上の温度で仕上げ圧延を行うことで得られる。最終パスの圧下率を $\geq 10\%$ 以上とすることで、粒成長駆動力が増大し、フェライト粒が均一に粗大化する。また、フェライト平均粒径 $\geq 35\mu\text{m}$ を超えてフェライト粗大化率(粒径 $20\mu\text{m}$ 以上)が $\geq 8\%$ 以上の鋼板は、最終 2 パスの圧下率をそれぞれ $\geq 10\%$ 以上(好ましくは $\geq 13\%$ 以上 $\leq 40\%$ 未満)で、かつ、 $(A_{r3} - 20)^\circ\text{C}$ 以上 $(A_{r3} + 150)^\circ\text{C}$ 以下(好ましくは $(A_{r3} - 20)^\circ\text{C}$ 以上 $(A_{r3} + 100)^\circ\text{C}$ 以下)の温度域で仕上げ圧延を行うことで得られる。最終 2 パスの圧下率をそれぞれ $\geq 10\%$ 以上 $\leq 40\%$ 未満(好ましくは $\geq 13\%$ 以上 $\leq 40\%$ 未満)とすることで、旧オーステナイト粒内にせん断帯が多数導入され、変態の核生成サイトが増大する。このため、ベイナイト組織を構成するラス状のフェライト粒が微細となり、非常に高い粒界エネルギーを駆動力として、フェライト粒が均一に粗大化する。

(3) 炭化物平均粒径 $0.10\mu\text{m}$ 以上 $2.0\mu\text{m}$ 未満

炭化物平均粒径は、加工性一般や打抜き加工性および加工後の熱処理段階における焼入れ強度に大きく影響するため、重要な要素である。炭化物が微細になると加工後の熱処理段階で炭化物が溶解しやすく、安定した焼入れ硬さが確保できるが、炭化物平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 未満では、硬さの上昇に伴い加工性が劣化する。一方、炭化物平均粒径の増加にともない加工性は向上するが、 $2.0\mu\text{m}$ 以上になると加工後の熱処理段階で炭化物が溶解しにくくなり、焼入れ強度が低下する。以上より、炭化物平均粒径は $0.10\mu\text{m}$ 以上 $2.0\mu\text{m}$ 未満とする。なお、炭化物平均粒径は、後述のように製造条件、特に熱間圧延後の 1 次冷却停止温度、 2 次冷却保持温度、巻取温度、

そして焼鈍条件により、制御することができる。

次に、本発明の極軟質高炭素熱延鋼板の製造方法について説明する。

本発明の高炭素熱延鋼板は、上記化学成分範囲に調整された鋼を、粗圧延し、所望の圧下率および温度で仕上げ圧延し、次いで、所望の冷却条件で冷却して巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により所望の球状化焼鈍を行うことによげ得られる。これらについて以下に詳細に説明する。

(1) 仕上げ圧延における圧下率および温度（圧延温度）

最終パス圧下率を 10%以上とすることで、旧オーステナイト粒内にせん断帯が多数導入され、変態の核生成サイトが増大する。このため、ベイナイトを構成するラス状フェライト粒が微細となり、球状化焼鈍時に高い粒界エネルギーを駆動力として、フェライト平均粒径が $20\mu\text{m}$ 以上でかつフェライト粗大化率（粒径 $10\mu\text{m}$ 以上）が 80%以上の均一粗大フェライト粒組織が得られることになる。一方、最終パス圧下率が 10%未満では、ラス状フェライト粒が粗大となるため、粒成長駆動力が不足し、焼鈍後にフェライト平均粒径が $20\mu\text{m}$ 以上でかつフェライト粗大化率（粒径 $10\mu\text{m}$ 以上）が 80%以上のフェライト粒組織が得られず、安定した軟質化が図れない。以上の理由から、最終パス圧下率は 10%以上とし、均一粗大化の観点から、好ましくは 13%以上、さらに好ましくは 18%以上とする。一方、最終パスの圧下率が 40%以上では圧延負荷が増大するため、最終パス圧下率の上限は 40%未満とすることが好ましい。

鋼を熱間圧延する際の仕上げ温度（最終パスの圧延温度）が $(A_{r3}-20)^{\circ}\text{C}$ 未満では、一部でフェライト変態が進行し、初析フェライト粒が増加するため、球状化焼鈍後に混粒フェライト組織となり、フェライト平均粒径が $20\mu\text{m}$ 以上でかつフェライト粗大化率（粒径 $10\mu\text{m}$ 以上）が 80%以上のフェライト粒組織が得られず、安定した軟質化が図れない。したがって、仕上げ温度は $(A_{r3}-20)^{\circ}\text{C}$ 以上とする。以上より、上記最終パスの圧下率は 10%以上、仕上げ温度は $(A_{r3}-20)^{\circ}\text{C}$ 以上とする。

さらに、上記最終パスの圧下率に加え、最終前パスの圧下率も 10%以上

とすることで、歪累積効果により、旧オーステナイト粒内にせん断帯が多数導入され、変態の核生成サイトが増大する。その結果、ベイナイトを構成するラス状フェライト粒が微細となり、球状化焼鈍時に高い粒界エネルギーを駆動力として、フェライト平均粒径が $35\mu\text{m}$ 超えでかつフェライト粗大化率(粒径 $20\mu\text{m}$ 以上)が 8%以上の均一粗大フェライト粒組織が得られることになる。一方、最終パスと最終前パス(以下、最終パスと最終前パスとをあわせて最終2パスと称す)の圧下率がそれぞれ 10%未満では、ラス状フェライト粒が粗大となるため、粒成長駆動力が不足し、焼鈍後にフェライト平均粒径が $35\mu\text{m}$ 超えでかつフェライト粗大化率(粒径 $20\mu\text{m}$ 以上)が 8%以上のフェライト粒組織が得られず、安定した軟質化が図れない。以上の理由から、最終2パスの圧下率はそれぞれ 10%以上とすることが好ましく、より均一に粗大化するためには最終2パスの圧下率をそれぞれ 13%以上、さらには 18%以上とすることがより好ましい。一方、最終2パスの圧下率がそれぞれ 4%以上では、圧延負荷が増大するため、最終2パスの圧下率の上限はそれぞれ 4%未満とすることが好ましい。

また、最終2パスの仕上げ温度を $(\text{Ar}_3-20)^\circ\text{C}$ 以上 $(\text{Ar}_3+150)^\circ\text{C}$ 以下の温度域で行うことにより、歪累積効果が最大となり、球状化焼鈍時にフェライト平均粒径が $35\mu\text{m}$ 超えでかつフェライト粗大化率(粒径 $20\mu\text{m}$)が 8%以上の均一粗大フェライト粒組織が得られる。仕上げ最終2パス圧延温度が $(\text{Ar}_3-20)^\circ\text{C}$ 未満では、一部でフェライト変態が進行し、初析フェライト粒が増加するため、球状化焼鈍後に混粒フェライト組織になり、焼鈍後にフェライト平均粒径が $35\mu\text{m}$ 超えでかつフェライト粗大化率(粒径 $20\mu\text{m}$)が 8%以上のフェライト粒組織が得られず、より一層の安定した軟質化が図れない。一方、仕上げ最終2パス圧延温度が $(\text{Ar}_3+150)^\circ\text{C}$ を超えると、歪の回復により歪累積効果が不足し、焼鈍後にフェライト平均粒径が $35\mu\text{m}$ 超えでかつフェライト粗大化率(粒径 $20\mu\text{m}$)が 8%以上のフェライト粒組織が得られず、より一層の安定した軟質化が図れない場合がある。以上の理由から、仕上げ最終2パス圧延の温度域は $(\text{Ar}_3-20)^\circ\text{C}$ 以上 $(\text{Ar}_3+150)^\circ\text{C}$

以下とすることが好ましく、より好ましくは $(Ar_3 - 20)^\circ\text{C}$ 以 $\overline{A}$ $(Ar_3 + 100)^\circ\text{C}$ 以下である。

以上より、仕上げ圧延において、最終 $_2$ パスの圧下率は好ましくはそれぞれ 10% 以上、より好ましくは 13% 以上、温度域は好ましくは $(Ar_3 - 20)^\circ\text{C}$ 以 $\overline{A}$ $(Ar_3 + 150)^\circ\text{C}$ 以下、より好ましくは $(Ar_3 - 20)^\circ\text{C}$ 以上 $(Ar_3 + 100)^\circ\text{C}$ 以下である。

なお、 Ar 変態点 (モ) は次の式 (1) で算出することができる。

$$Ar_3 = 910 - 310C - 80Mn - 15Cr - 80Mo \quad (1)$$

ここで、式中の元素記号はそれぞれの元素の含有量 (質量%) を表す。

(2) $_1$ 次冷却速度 仕上げ圧延後 $_2$ 秒以内に 120°C /秒超えの冷却速度 熱間圧延後の $_1$ 次冷却方法が徐冷であると、オーステナイトの過冷度が小さく初析フェライトが多く生成する。冷却速度が 120°C /秒以下の場合、初析フェライトの生成が顕著となり、焼鈍後に炭化物が不均一に分散し、安定した粗大フェライト粒組織が得られず、軟質化が図れない。したがって、熱間圧延後の $_1$ 次冷却の冷却速度は 120°C /秒超とする。好ましくは 200°C /秒以上、より好ましくは 300°C /秒以上である。なお、冷却速度の上限は特に制限しないが、例えば板厚 $_3$ 0mm の場合を想定すると、現状の設備上の能力からは 700°C /秒である。また、仕上げ圧延から冷却開始までの時間が $_2$ 秒超えでは、オーステナイト粒が再結晶するため、歪累積効果が得られず、焼鈍時の粒成長駆動力が不足し、焼鈍後に安定した粗大フェライト粒組織が得られず、軟質化が図れない。したがって、仕上げ圧延から冷却開始までの時間は $_2$ 秒以内とする。なお、オーステナイト粒の再結晶を抑制し、歪累積効果および焼鈍時の高い粒成長駆動力を安定して確保するためには、仕上げ圧延から冷却開始までの時間は 15 秒以内が好ましく、10 秒以内がさらに好ましい。

(3) $_1$ 次冷却停止温度 600°C 以下

熱間圧延後の $_1$ 次冷却停止温度が 600°C 超えの場合、初析フェライトが多く生成する。そのため、焼鈍後に炭化物が不均一に分散し、安定した粗大

フェライト粒組織が得られず、軟質化が図れない。したがって、熱間圧延後にベイナイト組織を安定して得るには、熱間圧延後の1次冷却停止温度を600℃以下とし、好ましくは580℃以下、より好ましくは550℃以下とする。なお、下限温度は特に規定しないが、低温になるほど板形状が劣化するため、300℃以上とすることが好ましい。

(4) 2次冷却保持温度 600℃以下

高炭素鋼板の場合、1次冷却後に、初析フェライト変態、パーライト変態、ベイナイト変態に伴い、鋼板温度が上昇することがあり、1次冷却停止温度が600℃以下であっても、1次冷却終了から巻取までに温度が上昇した場合、初析フェライトが生成する。そのため、焼鈍後に炭化物が不均一に分散し、安定した粗大フェライト粒組織が得られず、軟質化が図れない。したがって、2次冷却により、1次冷却終了から巻取までの温度を制御することは重要であり、2次冷却により、1次冷却終了から巻取まで600℃以下の温度で保持することとし、好ましくは580℃以下、より好ましくは550℃以下の温度で保持することとする。なお、この場合の2次冷却はラミナー冷却等により行うことができる。

(5) 巻取温度 580℃以下

冷却後の巻取が580℃超えの場合、ベイナイトを構成するラス状フェライト粒がやや粗大となり、焼鈍時の粒成長駆動力が不足し、安定した粗大フェライト粒組織が得られず、軟質化が図れない。一方、冷却後の巻取を580℃以下とすることにより、ラス状フェライト粒が微細となり、焼鈍時に高い粒界エネルギーを駆動力として、安定した粗大フェライト粒組織が得られる。したがって、巻取温度は580℃以下とし、好ましくは550℃以下、より好ましくは530℃以下とする。なお、巻取温度の下限は特に規定しないが、低温になるほど鋼板の形状が劣化するため、200℃以上とすることが好ましい。

(6) 酸洗 実施

巻取後の熱延鋼板は、球状化焼鈍を行う前にスケール除去のため、酸洗を

施す。酸洗は常法にしたがって行えばよい。

げ) 球状化焼鈍 680℃以上 A_c 変態点以下の温度で箱型焼鈍熱延鋼板を酸洗した後、フェライト粒を十分に粗大化させるとともに炭化物を球状化するために焼鈍を行う。球状化焼鈍は大きく分けて、(1) A_c 直上温度に加熱後徐冷する方法、(2) A_c 直下温度で長時間保持する方法、(3) A_{c1} 直上および直下の温度で加熱・冷却を繰り返す方法がある。このうち、本発明では上記(2)の方法により、フェライト粒の粒成長と炭化物の球状化を同時に指向している。このため、球状化焼鈍は長時間を有することから箱型焼鈍とする。焼鈍温度が680℃未満では、フェライト粒の粗大化および炭化物の球状化がいずれも不十分となり、十分に軟質化しないために加工性が劣化する。一方、焼鈍温度が A_c 変態点を超える場合、一部がオーステナイト化し、冷却中に再度パーライトを生成するため、やはり加工性が劣化する。以上より、球状化焼鈍の焼鈍温度は680℃以上 A_c 変態点以下とする。なお、フェライト平均粒径が $35\mu\text{m}$ を超えかつフェライト粗大化率(粒径 $20\mu\text{m}$ 以上)が80%以上のフェライト粒組織を安定して得るには、焼鈍時間は20時間以上とすることが好ましく、40時間以上とすることがさらに好ましい。なお、 A_c 変態点(℃)は次の式(2)で算出することができる。

$$A_{c1}=754-83-32-25C+23-32Si-17-76Mn+17-13Cr+4-51Mo \quad (2)$$

ここで、式中の元素記号はそれぞれの元素の含有量(質量%)を表す。

以上により、本発明の極軟質高炭素熱延鋼板が得られる。なお、本発明の高炭素鋼の成分調整には、転炉あるいは電気炉のどちらでも使用可能である。このように成分調整された高炭素鋼を、造塊一分塊圧延または連続鑄造により鋼素材である鋼スラブとする。この鋼スラブについて熱間圧延を行うが、その際、スラブ加熱温度は、スケール発生による表面状態の劣化を避けるため1300℃以下とすることが好ましい。また、連続鑄造スラブをそのまま又は温度低下を抑制する目的で保熱しつつ圧延する直送圧延を行ってもよい。さらに、熱間圧延時に粗圧延を省略して仕上げ圧延を行っ

てもよい。仕上げ温度確保のため、熱間圧延中にバーヒータ等の加熱手段により圧延材の加熱を行ってもよい。また、球状化促進あるいは硬度低減のため、巻取後にコイルを徐冷カバー等の手段で保温してもよい。

焼鈍後、必要に応じて調質圧延を行う。この調質圧延については焼入れ性には影響を及ぼさないことから、その条件に対して特に制限はない。

このようにして得られた高炭素熱延鋼板が、焼入れ性を保持しつつ、極軟質で優れた加工性を有する理由は次のように考えられる。加工性の指標となる硬度は、フェライト平均粒径が大きく影響し、フェライト粒径が均一でかつ、粗大な場合、極軟質となり加工性が向上する。また、焼入れ性に関しては、炭化物平均粒径が大きく影響する。炭化物が粗大である場合、焼入れ前の溶体化処理時に未固溶炭化物が残存しやすく、焼入れ硬さが低下する。以上の点から、成分組成と金属組織（フェライト平均粒径、フェライト粗大化率）、炭化物の形状（炭化物平均粒径）を規定し、全てを満足することにより、焼入れ性を確保しつつ、極めて軟質な高炭素熱延鋼板を得ることができる。

実施例 ^エ

表 1 に示す化学成分を有する鋼を連続鋳造し、得られたスラブを 1250℃ に加熱し、表 2 に示す条件にて熱間圧延、および焼鈍を行い、板厚 3.0mm の熱延鋼板を製造した。

次に、上記により得られた熱延鋼板からサンプルを採取し、フェライト平均粒径、フェライト粗大化率、炭化物平均粒径を測定し、性能評価のため、素材硬度を測定した。それぞれの測定方法、および条件は以下の通りである。

＜フェライト平均粒径＞

サンプルの板厚断面での光学顕微鏡組織から、JIS G 0552 に記載の切断法により測定を行った。なお、平均粒径は、フェライト粒が 3000 個以上の平均値とした。

＜フェライト粗大化率＞

サンプルの板厚断面を研磨・腐食後、光学顕微鏡でミクロ組織観察を行い、フェライト粒径が $10\mu\text{m}$ (もしくは $20\mu\text{m}$)以上である粒と $10\mu\text{m}$ (もしくは $20\mu\text{m}$)未満である粒の面積比から求めた。ただし、フェライト粗大化率は、約200倍で10視野以上の組織観察を行い、平均値として求めた。

＜炭化物平均粒径＞

サンプルの板厚断面を研磨・腐食後、走査型電子顕微鏡にてミクロ組織を撮影し、炭化物粒径の測定を行った。なお、平均粒径は、炭化物総数が500個以上の平均値とした。

＜素材硬度＞

サンプルの切断面をバフ研磨仕上げ後、表層および板厚中央部にて荷重500gfの条件下でヴィッカース硬度(Hv)を5点測定し、平均硬度を求めた。

以上の測定により得られた結果を表3に示す。

表3において、鋼板No.1～15は製造条件が本発明範囲であり、フェライト平均粒径が $20\mu\text{m}$ 以上、フェライト粗大化率(粒径 $10\mu\text{m}$ 以上)が8%以上、炭化物平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以上 $2.0\mu\text{m}$ 未満である組織を有する本発明例である。本発明例では、素材硬度が低く、表層と板厚中央部での素材硬度差も小さく、安定して軟質化した高炭素熱延鋼板が得られていることがわかる。

一方、鋼板No.16～23は製造条件が本発明範囲を外れた比較例であり、鋼板No.24は鋼成分が本発明範囲を外れた比較例である。鋼板No.16～24はフェライト平均粒径が $20\mu\text{m}$ 未満かつフェライト粗大化率(粒径 $10\mu\text{m}$ 以上)が8%未満であり、本発明の範囲外となっている。その結果、鋼板No.16～19、21、23では表層と板厚中央部での素材硬度差が15ポイント以上となり、材質のばらつきが大きく、加工性が劣化している。また、鋼板No.20、22、24はフェライト粗大化率(粒径 $10\mu\text{m}$ 以上)が著しく低く、かつフェライト平均粒径が本発明範囲外であるため、素材硬度が高く、加工性および金型寿命が低下することがわかる。

実施例2

表 4 に示す化学成分を有する鋼の連続鑄造し、得られたスラブを 1250℃ に加熱し、表 5 に示す条件にて熱間圧延、および焼鈍を行い、板厚 30mm の熱延鋼板を製造した。

次に、上記により得られた熱延鋼板からサンプルを採取し、フェライト平均粒径、フェライト粗大化率、炭化物平均粒径を測定し、性能評価のため、素材硬度を測定した。それぞれの測定方法、および条件は実施例 1 と同様である。

以上の測定により得られた結果を表 6 に示す。

表 6 において、鋼板 No 25 ～34 の本発明例では、素材硬度が低く、表層と板厚中央部での素材硬度差も小さく、安定して軟質化した高炭素熱延鋼板が得られていることがわかる。一方、鋼板 No 35 は鋼成分が本発明範囲を外れた比較例である。鋼板 No 35 では表層と板厚中央部での素材硬度差が大きく、材質のばらつきが大きく、加工性が劣化している。

実施例 3

表 1 に示す化学成分を有する鋼を連続鑄造し得られたスラブを 1250℃ に加熱し、表 7 に示す条件にて熱間圧延、および焼鈍を行い、板厚 30mm の熱延鋼板を製造した。なお、最終前パスの圧延温度は、いずれの場合も最終パスの圧延温度+20 ～+30℃である。

次に、上記により得られた熱延鋼板からサンプルを採取し、フェライト平均粒径、フェライト粗大化率、炭化物平均粒径を測定し、性能評価のため、素材硬度を測定した。それぞれの測定方法、および条件は実施例 1 と同様である。

以上より得られた結果を表 8 に示す。

表 8 において、鋼板 No 36 ～50 は製造条件が本発明範囲であり、フェライト平均粒径が 35 μm 超え、フェライト粗大化率(粒径 20 μm 以上)が 80% 以上、炭化物平均粒径が 0.10 μm 以下 2.0 μm 未満である組織を有する本発明例である。本発明例では、素材硬度がより一層低く、表層と板厚中央部での素材硬度差も小さく、安定して軟質化した高炭素熱延鋼板が得られて

いることがわかる。

一方、鋼板 No 51 ～58 は製造条件が本発明範囲を外れた比較例、鋼板 No 59 は鋼成分が本発明範囲から外れる比較例である。鋼板 No 51 ～59 はフェライト平均粒径が $35\mu\text{m}$ 以下およびフェライト粗大化率(粒径 $20\mu\text{m}$ 以上)が 80%未満と、本発明の範囲外となっている。その結果、鋼板 No 51 ～54、56、58 は表層と板厚中央部での素材硬度差(ΔHv)が 20 ポイント以上となり、材質のばらつきが大きく加工性が劣化する。また、鋼板 No 55、57、59 はフェライト粒の粗大化率が著しく低く、フェライト平均粒径が本発明範囲外であるため素材硬度が高く、加工性および金型寿命が低下することがわかる。

実施例 4

表 4 の鋼 No I ～M に示す化学成分を有する鋼の連続鑄造し、得られたスラブを 1250°C に加熱し、表 9 に示す条件にて熱間圧延、および焼鈍を行い、板厚 3.0mm の熱延鋼板を製造した。なお、最終前パスの圧延温度は、いずれの場合も最終パスの圧延温度 $+20\sim+30^{\circ}\text{C}$ である。

次に、上記により得られた熱延鋼板からサンプルを採取し、フェライト平均粒径、フェライト粗大化率、炭化物平均粒径を測定し、性能評価のため、素材硬度を測定した。それぞれの測定方法、および条件は実施例 1 と同様である。

以上より得られた結果を表 10 に示す。

表 10 において、鋼板 No 60 ～73 は製造条件が本発明範囲であり、フェライト平均粒径が $35\mu\text{m}$ 超え、フェライト粗大化率(粒径 $20\mu\text{m}$ 以上)が 80%以上、炭化物平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以上 $2.0\mu\text{m}$ 未満である組織を有する本発明例である。本発明例では、素材硬度がより一層低く、表層と板厚中央部での素材硬度差も小さく、安定して軟質化した高炭素熱延鋼板が得られていることがわかる。ただし、鋼板 No 65 は仕上げ温度が好適範囲の $(\text{Ar}_3+100)^{\circ}\text{C}$ を超えているため、フェライト平均粒径が他の本発明例よりも小さく、表層と板厚中央部での素材硬度差がやや大きくなった。

一方、鋼板 No. 74 ～80 は製造条件が本発明範囲を外れた比較例であり、鋼板 No. 74 ～77、79、80 はフェライト平均粒径が $35\ \mu\text{m}$ 以下であり、また、鋼板 No. 74 ～80 のいずれもフェライト粗大化率(粒径 $20\ \mu\text{m}$ 以上)が 80% 未満である。そのため、素材硬度が高い、あるいは表層と板厚中央部での素材硬度差 (ΔH_v) が 20 ポイント以上となり、材質のばらつきが大きく加工性が劣化している。

産業上の利用可能性

本発明の極軟質高炭素熱延鋼板を用いることにより、ギヤに代表される変速機部品等の複雑な形状の部品を低い荷重で容易に加工することができるため、工具あるいは自動車部品を中心に、多様な用途での使用が可能となる。

(質量%)

表1

鋼 No	C	Si	Mn	P	S	sol Al	N	その他	Ar ₃	Ac ₁
A	0.22	0.19	0.71	0.011	0.008	0.031	0.0038	tr	816	743
B	0.33	0.20	0.68	0.009	0.008	0.029	0.0033	tr	769	740
C	0.35	0.21	0.74	0.011	0.008	0.031	0.0038	Mo 0.01	742	735
D	0.44	0.02	0.38	0.011	0.003	0.022	0.0051	B 0.002	732	732
E	0.48	0.32	0.82	0.015	0.006	0.038	0.0043	Cr 0.21	694	736
F	0.45	0.03	0.41	0.008	0.005	0.028	0.0040	Ti 0.02 Nb 0.03	738	734
G	0.66	0.22	0.72	0.009	0.011	0.028	0.0031	tr	648	722
H	0.81	0.22	0.71	0.015	0.014	0.033	0.0041	tr	625	726

表2

鋼板 No	鋼 No	Ar ₃ (°C)	Ac ₁ (°C)	最終パス		1 次冷却 開始時間 (秒)	1 次冷却 速度 (°C/秒)	1 次冷却 停止温度 (°C)	2 次冷却 保持温度 (°C)	巻取温度 (°C)	球状化焼鈍条件	備考
				压下率(%)	圧延温度(°C)							
1	A	816	743	12	850	10	220	530	520	500	700°C × 20hr	本発明例
2	A	816	743	21	830	08	200	490	500	480	720°C × 30hr	本発明例
3	A	816	743	20	830	08	320	520	510	500	720°C × 30hr	本発明例
4	B	769	740	14	820	04	180	530	530	510	690°C × 20hr	本発明例
5	B	769	740	20	800	06	200	510	520	500	720°C × 20hr	本発明例
6	B	769	740	18	810	08	300	510	510	500	720°C × 20hr	本発明例
7	C	742	735	16	810	10	180	530	520	500	700°C × 20hr	本発明例
8	C	742	735	21	790	04	200	500	510	490	720°C × 30hr	本発明例
9	C	742	735	20	800	08	340	520	520	520	720°C × 20hr	本発明例
10	D	732	732	13	780	04	280	500	510	490	710°C × 30hr	本発明例
11	E	694	736	11	730	12	320	580	570	570	680°C × 30hr	本発明例
12	F	738	734	11	720	11	300	470	500	480	710°C × 20hr	本発明例
13	G	648	722	15	760	06	160	530	520	500	680°C × 20hr	本発明例
14	G	648	722	20	770	05	220	510	520	490	720°C × 20hr	本発明例
15	G	648	722	20	770	08	320	520	500	500	720°C × 30hr	本発明例
16	A	816	743	12	780	08	180	540	530	510	690°C × 20hr	比較例
17	A	816	743	15	830	09	80	520	510	490	700°C × 30hr	比較例
18	B	769	740	16	830	22	220	500	490	500	720°C × 20hr	比較例
19	B	769	740	20	810	09	200	620	550	520	700°C × 20hr	比較例
20	C	742	735	18	820	04	180	530	530	510	660°C × 30hr	比較例
21	C	742	735	21	800	11	160	590	600	590	690°C × 30hr	比較例
22	G	648	722	8	770	09	200	520	510	490	720°C × 30hr	比較例
23	G	648	722	18	750	16	220	600	610	570	680°C × 30hr	比較例
24	H	625	726	14	750	08	240	530	520	500	720°C × 20hr	比較例

表3

鋼板 No	鋼 No	フェライト平均粒径 (μm)	フェライト粗大化率 (粒径 $10\mu\text{m}$ 以上) (%)	炭化物平均粒径 (μm)	素材硬度(Hv)			備考
					表層	板厚中央	ΔHv	
1	A	60	89	09	103	105	2	本発明例
2	A	68	95	09	103	103	0	本発明例
3	A	69	96	10	101	100	1	本発明例
4	B	45	88	11	109	111	2	本発明例
5	B	36	92	12	114	115	1	本発明例
6	B	38	94	11	111	110	1	本発明例
7	C	38	88	11	112	114	2	本発明例
8	C	48	90	10	108	109	1	本発明例
9	C	47	90	11	110	110	0	本発明例
10	D	34	90	10	120	122	2	本発明例
11	E	29	86	09	125	123	2	本発明例
12	F	33	92	12	125	122	3	本発明例
13	G	21	85	13	133	136	3	本発明例
14	G	23	87	15	133	134	1	本発明例
15	G	25	93	15	130	129	1	本発明例
16	A	17	70	08	124	143	19	比較例
17	A	16	63	09	140	119	21	比較例
18	B	9	38	12	128	143	15	比較例
19	B	11	50	11	141	125	16	比較例
20	C	7	7	04	151	151	0	比較例
21	C	17	66	09	138	121	17	比較例
22	G	7	6	14	160	162	2	比較例
23	G	10	58	13	155	137	18	比較例
24	H	5	4	17	173	174	1	比較例

(質量%)

表4

鋼No	C	Si	Mn	P	S	solAl	N	B	Cr	その他	Ar ₃	Ac ₁	備考
I	0.28	0.04	0.48	0.008	0.002	0.04	0.0041	0.0022	0.21	tr	782	742	本発明例
J	0.22	0.21	0.80	0.022	0.007	0.02	0.0037	0.0031	0.25	Ti 0.03 Nb 0.02	774	743	本発明例
K	0.36	0.02	0.45	0.014	0.001	0.03	0.0043	0.0026	0.18	tr	760	739	本発明例
L	0.51	0.18	0.74	0.009	0.005	0.04	0.0038	0.0028	0.22	Mo 0.01	689	733	本発明例
M	0.66	0.24	0.68	0.017	0.003	0.03	0.0035	0.0019	0.15	tr	649	730	本発明例
N	0.14	0.23	0.74	0.013	0.006	0.02	0.0038	0.0023	0.21	tr	804	746	比較例

表5

鋼板 No	鋼 No	Ar ₃ (°C)	Ac ₁ (°C)	最終パス		1 次冷却 開始時間 (秒)	1 次冷却速度 (°C/秒)	1 次冷却 停止温度 (°C)	2 次冷却 保持温度 (°C)	巻取温度 (°C)	球状化焼鈍条件	備考
				圧下率 (%)	仕上げ 温度 (°C)							
25	I	782	742	18	830	07	180	580	560	530	700°C × 40hr	本発明例
26	I	782	742	20	840	04	320	540	550	520	710°C × 30hr	本発明例
27	J	774	743	18	880	07	180	580	560	530	680°C × 20hr	本発明例
28	J	774	743	21	870	09	280	530	520	510	700°C × 20hr	本発明例
29	K	760	739	18	800	07	180	580	560	530	720°C × 20hr	本発明例
30	K	760	739	19	810	10	240	520	520	520	720°C × 30hr	本発明例
31	L	689	733	15	780	10	180	600	580	550	720°C × 40hr	本発明例
32	L	689	733	13	770	12	300	550	540	540	690°C × 30hr	本発明例
33	M	649	730	15	730	10	180	600	580	550	720°C × 60hr	本発明例
34	M	649	730	11	720	08	320	520	500	500	700°C × 30hr	本発明例
35	N	804	746	18	890	07	180	580	560	530	680°C × 30hr	比較例

表 6

鋼板 No	鋼 No	フェライト 平均粒径 (μm)	フェライト粗大化率 (粒径 $10\mu\text{m}$ 以上) (%)	炭化物平均粒径 (μm)	素材硬度(Hv)			備考
					表層	板厚中央	ΔHv	
25	I	72	93	09	93	98	5	本発明例
26	I	74	95	09	94	95	1	本発明例
27	J	86	89	15	91	94	3	本発明例
28	J	90	94	17	90	91	1	本発明例
29	K	52	85	11	104	108	4	本発明例
30	K	53	88	11	103	106	3	本発明例
31	L	45	89	13	114	115	1	本発明例
32	L	42	86	12	117	117	0	本発明例
33	M	41	91	10	121	127	6	本発明例
34	M	38	88	09	125	128	3	本発明例
35	N	61	66	09	91	121	30	比較例

表7

鋼板 No	鋼 No	Ar ₃ (°C)	Ac ₁ (°C)	最終前/パス		最終パス		1 次冷却 開始時間 (秒)	1 次冷却 速度 (°C/秒)	1 次冷却 停止温度 (°C)	2 次冷却 保持温度 (°C)	巻取温度 (°C)	球状化焼鈍条件	備考
				圧下率(%)	圧下率(%)	圧下率(%)	圧延温 度(°C)							
36	A	816	743	36	12	890	0.9	220	530	520	500	700°C × 30hr	本発明例	
37	A	816	743	36	20	840	0.7	200	500	510	490	720°C × 50hr	本発明例	
38	A	816	743	38	21	830	0.8	320	520	520	500	720°C × 60hr	本発明例	
39	B	769	740	32	11	850	0.6	200	520	520	500	700°C × 40hr	本発明例	
40	B	769	740	32	16	810	0.4	180	490	500	480	720°C × 60hr	本発明例	
41	B	769	740	34	18	810	0.8	340	500	520	500	720°C × 60hr	本発明例	
42	C	742	735	32	10	840	0.7	180	520	510	490	700°C × 30hr	本発明例	
43	C	742	735	32	16	810	0.5	160	500	500	480	720°C × 60hr	本発明例	
44	C	742	735	33	20	800	1.0	300	520	500	490	720°C × 60hr	本発明例	
45	D	732	732	32	18	780	0.5	280	500	520	500	700°C × 50hr	本発明例	
46	E	694	736	34	20	730	0.9	320	540	550	540	710°C × 50hr	本発明例	
47	F	738	734	36	16	740	0.6	300	470	480	480	720°C × 60hr	本発明例	
48	G	648	722	30	11	780	0.6	180	520	530	500	700°C × 30hr	本発明例	
49	G	648	722	30	15	740	0.4	180	480	500	480	720°C × 50hr	本発明例	
50	G	648	722	34	20	740	0.8	320	520	500	500	720°C × 60hr	本発明例	
51	A	816	743	36	11	780	1.0	180	540	530	510	690°C × 30hr	比較例	
52	A	816	743	36	18	850	0.8	70	520	530	510	700°C × 40hr	比較例	
53	B	769	740	32	12	830	2.1	180	520	520	500	720°C × 40hr	比較例	
54	B	769	740	32	17	810	0.8	160	620	550	530	680°C × 50hr	比較例	
55	C	742	735	32	12	810	0.7	160	530	520	500	640°C × 30hr	比較例	
56	C	742	735	32	19	790	0.5	180	580	600	590	720°C × 50hr	比較例	
57	G	648	722	30	8	790	0.9	200	550	530	510	700°C × 40hr	比較例	
58	G	648	722	30	15	760	0.7	200	600	610	580	720°C × 60hr	比較例	
59	H	625	726	28	12	750	0.7	200	530	530	510	700°C × 40hr	比較例	

表8

鋼板 No	鋼 No	フェライト平均粒径 (μm)	フェライト粗大化率 (粒径 $20\mu\text{m}$ 以上) (%)	炭化物平均粒径 (μm)	素材硬度(Hv)			備考
					表層	板厚中央	ΔHv	
36	A	80	89	09	100	104	4	本発明例
37	A	85	96	09	98	99	1	本発明例
38	A	88	97	10	96	98	2	本発明例
39	B	59	88	12	103	106	3	本発明例
40	B	65	96	13	102	102	0	本発明例
41	B	66	96	13	101	101	0	本発明例
42	C	55	86	12	109	113	4	本発明例
43	C	61	95	11	105	105	0	本発明例
44	C	62	96	11	103	104	1	本発明例
45	D	48	95	13	114	112	2	本発明例
46	E	47	95	14	111	112	1	本発明例
47	F	48	96	14	110	111	1	本発明例
48	G	41	86	15	121	124	3	本発明例
49	G	46	92	17	119	120	1	本発明例
50	G	48	95	17	118	118	0	本発明例
51	A	16	68	10	115	140	25	比較例
52	A	18	63	11	136	111	25	比較例
53	B	16	50	13	116	137	21	比較例
54	B	13	51	11	143	120	23	比較例
55	C	7	7	05	148	151	3	比較例
56	C	14	58	09	141	118	23	比較例
57	G	6	6	13	160	159	1	比較例
58	G	14	58	14	152	128	24	比較例
59	H	4	4	16	172	173	1	比較例

表9

鋼板 No	鋼 No	A _{r3} (°C)	A _{c1} (°C)	最終前/パス		最終/パス		1 次冷却 開始時間 (秒)	1 次冷却速度 (°C/秒)	1 次冷却 停止温度 (°C)	2 次冷却 保持温度 (°C)	巻取温度 (°C)	球状化焼鈍条件	備考
				圧下率(%)	圧下率(%)	圧延温度 (°C)	圧下率(%)							
60	I	782	742	34	12	830	12	0.7	180	580	560	530	700°C × 40hr	本発明例
61	I	782	742	34	16	820	16	0.7	160	580	560	530	680°C × 40hr	本発明例
62	I	782	742	36	12	830	12	0.5	180	530	510	480	720°C × 40hr	本発明例
63	I	782	742	36	18	820	18	0.5	200	550	530	510	700°C × 20hr	本発明例
64	I	782	742	38	20	820	20	0.4	320	540	540	530	720°C × 40hr	本発明例
65	I	782	742	30	12	920	12	0.5	180	530	510	480	720°C × 40hr	本発明例
66	J	774	743	37	19	800	19	0.7	300	530	530	500	720°C × 40hr	本発明例
67	K	760	739	32	11	820	11	0.8	170	550	540	520	720°C × 20hr	本発明例
68	K	760	739	32	17	820	17	0.8	140	550	500	480	700°C × 40hr	本発明例
69	K	760	739	30	11	800	11	0.4	190	500	480	450	680°C × 60hr	本発明例
70	K	760	739	30	20	800	20	0.4	220	500	460	420	720°C × 40hr	本発明例
71	K	760	739	34	20	810	20	0.7	320	520	500	480	720°C × 40hr	本発明例
72	L	689	733	36	20	770	20	0.8	300	520	500	480	720°C × 40hr	本発明例
73	M	649	730	38	18	740	18	0.7	340	510	500	500	720°C × 30hr	本発明例
74	I	782	742	32	6	830	6	0.7	180	580	560	530	700°C × 40hr	比較例
75	I	782	742	32	12	750	12	0.7	160	580	560	520	680°C × 40hr	比較例
76	I	782	742	30	12	830	12	0.5	60	550	530	510	700°C × 20hr	比較例
77	K	760	739	34	11	820	11	2.4	170	550	540	520	720°C × 20hr	比較例
78	K	760	739	34	11	820	11	0.8	170	620	610	590	700°C × 40hr	比較例
79	K	760	739	36	13	800	13	0.4	190	500	480	450	650°C × 40hr	比較例
80	K	760	739	36	13	800	13	0.4	190	500	460	420	750°C × 40hr	比較例

表10

鋼板 No	鋼 No	フェライト平均粒径 (μm)	フェライト粗大化率 (粒径 $20\mu\text{m}$ 以上) (%)	炭化物平均粒径 (μm)	素材硬度(Hv)			備考
					表層	板厚中央	ΔHv	
60	I	68	93	0.9	98	103	5	本発明例
61	I	57	88	0.7	104	108	4	本発明例
62	I	72	90	1.2	95	99	4	本発明例
63	I	83	96	1.0	92	94	2	本発明例
64	I	85	96	1.2	90	92	2	本発明例
65	I	28	81	0.8	112	119	7	本発明例
66	J	92	97	1.7	88	88	0	本発明例
67	K	42	85	1.1	111	114	3	本発明例
68	K	56	89	0.8	108	113	5	本発明例
69	K	51	83	1.0	113	116	3	本発明例
70	K	63	95	1.3	112	114	2	本発明例
71	K	68	96	1.3	102	106	4	本発明例
72	L	55	93	1.4	110	112	2	本発明例
73	M	51	95	1.4	120	124	4	本発明例
74	I	5	3	1.1	154	162	8	比較例
75	I	18	46	1.7	122	148	26	比較例
76	I	16	25	1.6	136	159	23	比較例
77	K	6	2	1.0	166	164	2	比較例
78	K	38	31	1.3	130	151	21	比較例
79	K	3	0	0.7	170	171	1	比較例
80	K	測定不能	測定不能	測定不能	142	164	22	比較例

請求の範囲

1 質量%で、C 0.2～0.7%、S 0.01～1.0%、Nb 0.1～1.0%、P 0.03%以下、S 0.035%以下、Al 0.03%以下、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り、

フェライト平均粒径が $20\mu\text{m}$ 以上、

粒径 $10\mu\text{m}$ 以上のフェライト粒の体積率が 80%以上、

炭化物平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以上 $2.0\mu\text{m}$ 未満

である組織を有することを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板。

2. 質量%で、C 0.2～0.7%、S 0.01～1.0%、Nb 0.1～1.0%、P 0.03%以下、S 0.035%以下、Al 0.03%以下、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り、

フェライト平均粒径が $35\mu\text{m}$ 超え、

粒径 $20\mu\text{m}$ 以上のフェライト粒の体積率が 80%以上、

炭化物平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以上 $2.0\mu\text{m}$ 未満

である組織を有することを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板。

3 さらに、質量%で、B 0.0010～0.0050%、Cr 0.05～0.30%の一種または二種を含有することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の極軟質高炭素熱延鋼板。

4 さらに、質量%で、B 0.0010～0.0050%、Cr 0.05～0.30%を含有することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の極軟質高炭素熱延鋼板。

5 さらに、質量%で、Mo 0.005～0.5%、Ti 0.005～0.05%、Nb 0.005～0.1%の一種または二種以上を含有することを特徴とする請求項 1～4 のいずれかに記載の極軟質高炭素熱延鋼板。

6 請求項 1、3、4、5 のいずれかに記載の組成を有する鋼を、粗圧延した後、

6 請求項 1、3、4、5 のいずれかに記載の組成を有する鋼を、粗圧延した後、最終パスの圧下率を 10% 以上、かつ仕上げ温度を $(Ar_3 - 20)^{\circ}\text{C}$ 以上とする仕上げ圧延を行い、次いで、仕上げ圧延後 2 秒以内に $120^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 超えの冷却速度で 600°C 以下の冷却停止温度まで 1 次冷却し、次いで、2 次冷却により 600°C 以下の温度に保持した後、 580°C 以下の温度で巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により、 680°C 以上 A_c 変態点以下の温度で球状化焼鈍することを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板の製造方法。

7 請求項 1、3、4、5 のいずれかに記載の組成を有する鋼を、粗圧延した後、最終パスの圧下率を 10% 以上、かつ仕上げ温度を $(Ar_3 - 20)^{\circ}\text{C}$ 以上とする仕上げ圧延を行い、次いで、仕上げ圧延後 2 秒以内に $120^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 超えの冷却速度で 550°C 以下の冷却停止温度まで 1 次冷却し、次いで、2 次冷却により 550°C 以下の温度に保持した後、 530°C 以下の温度で巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により、 680°C 以上 A_c 変態点以下の温度で球状化焼鈍することを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板の製造方法。

8 請求項 2 ~ 5 のいずれかに記載の組成を有する鋼を、粗圧延した後、最終 2 パスの圧下率をそれぞれ 10% 以上、かつ $(Ar_3 - 20)^{\circ}\text{C}$ 以上 $(Ar_{3+1} - 50)^{\circ}\text{C}$ 以下の温度域で仕上げ圧延を行い、次いで、仕上げ圧延後 2 秒以内に $120^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 超えの冷却速度で 600°C 以下の冷却停止温度まで 1 次冷却し、次いで、2 次冷却により 600°C 以下の温度に保持した後、 580°C 以下の温度で巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により、 680°C 以上 A_c 変態点以下の温度で、かつ均熱時間を 20 時間以上の条件で球状化焼鈍を行うことを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板の製造方法。

9 請求項 2～5 のいずれかに記載の組成を有する鋼を、粗圧延した後、最終 2 パスの圧下率をそれぞれ 10%以上、かつ $(A_f - 20)^\circ\text{C}$ 以上 $(A_f + 100)^\circ\text{C}$ 以下の温度域で仕上げ圧延を行い、次いで、仕上げ圧延後 2 秒以内に $120^\circ\text{C}/\text{秒}$ 超えの冷却速度で 550°C 以下の冷却停止温度まで 1 次冷却し、次いで、2 次冷却により 550°C 以下の温度に保持した後、 530°C 以下の温度で巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により、 680°C 以上 A_c 変態点以下の温度で、かつ均熱時間を 20 時間以上の条件で球状化焼鈍を行うことを特徴とする極軟質高炭素熱延鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2006/318893

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006 .01) i, B21B1/2 6(2006 .01) i, B21B3/00 (2006 .01) i, C21D9/4 6 (2006 .01)i, C22C38/06(2006 .01) i, C22C38/24 (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)

C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0 , B 2 1 B 1 / 2 6 , B 2 1 B 3 / 0 0 , C 2 1 D 9 / 4 6

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	1996-2006
Kokai	Jitsuyo	Shinan	Koho	1971-2006	Toroku	Jitsuyo	Shinan	Koho
								1994-2006

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.
X A	JP 2001-220642 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 14 August, 2001 (14.08.01), Claims; Par. No. [0040]; tables 1 to 6 (Family: none)	1-5 6 - 9
X A	JP 11-080884 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 26 March, 1999 (26.03.99), Claims; Par. No. [0020] ; tables 1, 2 (Family: none)	1-5 6 - 9
A	JP 2003-073742 A (NKK Corp.), 12 March, 2003 (12.03.03), Full text (Family: none)	1 - 9



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
11 December, 2006 (11.12.06)

Date of mailing of the international search report
19 December, 2006 (19.12.06)

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, B21B1/26 (2006. 01) i, B21B3/00(2006. 01) i, C21D9/46 (2006. 01) i,
C22C38/06 (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, B21B1/26, B21B3/00, C21D9/46

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	1971-2006年
日本国実用新案登録公報	1996-2006年
日本国登録実用新案公報	1994-2006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 ^ホ	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 請求の範囲の番号
X A	JP 2001-220642 A (住友金属工業株式会社) 2001. 08. 14, 特許請求の範囲、[0040]、[表1] - [表6] (ファミリーなし)	1-5 6-9
X A	JP 11-080884 A (日新製鋼株式会社) 1999. 03. 26, 特許請求の範囲、[0020]、[表1]、[表2] (ファミリーなし)	1-5 6-9
A	JP 2003-073742 A (日本鋼管株式会社) 2003. 03. 12, 全文 (ファミリーなし)	1-9

「 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。

ホ 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
 IL」 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)
 IO」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 rp」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の役に公表された文献

IT」 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
 IX」 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 i 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
 r&j 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

11. 12. 2006

国際調査報告の発送日

19. 12. 2006

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)

何野 一夫

電話番号 03-3581-1

101

内線

3435

4 K

9833