

(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
2011年5月26日(26.05.2011)

PCT

(10) 国際公開番号

WO 2011/062012 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/24 (2006.01)
C21D 1/46 (2006.01) C22C 38/54 (2006.01)
C21D 8/06 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2010/067925
- (22) 国際出願日: 2010年10月13日(13.10.2010)
- (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 2009-262158 2009年11月17日(17.11.2009) JP
- (71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社(NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1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): 小此木 真(OKONOGI Makoto) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 山崎 真吾(YAMASAKI Shin-go) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 大羽 浩(OOBA Hiroshi) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製

鐵株式会社内 Tokyo (JP). 細川 浩一(HOSOKAWA Kohichi) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP).

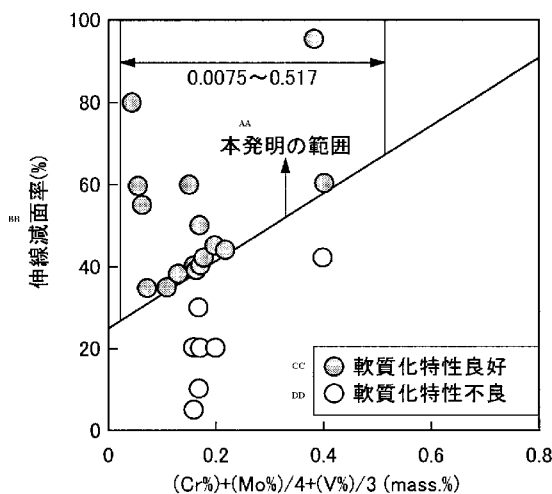
- (74) 代理人: 志賀 正武, 外(SHIGA Masatake et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 Tokyo (JP).
- (81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, 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, PE, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, 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, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, 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

[続葉有]

(54) Title: STEEL WIRE FOR LOW-TEMPERATURE ANNEALING AND METHOD FOR PRODUCING THE SAME

(54) 発明の名称: 低温焼鈍用鋼線及びその製造方法

[図4]



AA: range of present invention
 BB: percentage of reduction in surface as a result of wire drawing (%)
 CC: good softening characteristics
 DD: poor softening characteristics

(57) Abstract: Provided is a steel wire for low-temperature annealing which comprises, by mass %, C: 0.10% to 0.60%, Si: 0.01% to 0.40%, Mn: 0.20% to 1.50%, P: 0% to 0.040%, S: 0% to 0.050%, and N: 0.0005% to 0.0300%, and further comprises one or more selected from Cr: 0.03% to 0.4%, V: 0.03% to 0.2%, and Mo: 0.03% to 0.2%, with Fe and inevitable impurities as the remainder. The volume percent of pearlite structure is between $1.40 \times (C\%) \times 100\%$ and 100% , the volume percent of proeutectoid ferrite is between 0% and $(1 - 1.25 \times (C\%)) \times 50\%$, and the volume percent of bainite structure is between 0% and 40% . The tensile strength is between $480 + 850 \times Ceq.MPa$ and $580 + 1130 \times Ceq.MPa$.

(57) 要約: この低温焼鈍用鋼線は、質量%で、C: 0.10~0.60%、Si: 0.01~0.40%、Mn: 0.20~1.50%、P: 0~0.040%、S: 0~0.050%、N: 0.0005~0.0300%を含有し、さらにCr: 0.03~0.4%、V: 0.03~0.2%、Mo: 0.03~0.2%の1種以上を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、パーライト組織の体積率が $1.40 \times (C\%) \times$

100%以上かつ100%以下であり、初析フェライトの体積率が0%以上かつ $(1 - 1.25 \times (C\%)) \times 50\%$ 以下であり、ベイナイト組織の体積率が0%以上かつ40%以下であり、引張強さが $480 + 850 \times Ceq.MPa$ 以上かつ $580 + 1130 \times Ceq.MPa$ 以下である。

WO 2011/062012 A1

(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG). 添付公開書類:

— 國際調查報告 (條約第 21 條(3))

明 細 書

発明の名称：低温焼鈍用鋼線及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、冷間鍛造によって成形されるボルト、ねじ、ナット等の機械部品の素材として用いられる低温焼鈍用鋼線とその製造方法とに関する。特に、焼鈍による軟質化特性と延性とが優れ、より低い温度で焼鈍可能な低温焼鈍用鋼線とその製造方法とに関する。

本願は、2009年11月17日に、日本に出願された特願2009-262158号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 冷間鍛造では、成品の寸法精度及び生産性が優れるため、鋼製のボルト、ねじ、ナット等の機械部品の成形に際して、従来から行われていた熱間鍛造から冷間鍛造への切り替えが拡大している。一方、冷間鍛造では、熱間鍛造と比較して、鋼材の変形抵抗が高くなり鋼材の変形能が低くなるため、金型への負荷が増大する。そのため、冷間鍛造では、金型の摩耗や損傷が発生したり、成形部品に加工割れが発生したりするなどの問題が生じやすい。

[0003] これらの問題を回避するため、冷間鍛造に用いる鋼材には極めて高い加工性が要求される。このため、従来から、球状化焼鈍などの熱処理により熱間圧延材を軟質化して、鋼材の加工性を向上させることが行われている。

[0004] 球状化焼鈍は、セメントサイトを球状にして加工性を向上させる処理であり、冷間鍛造用鋼の軟質化処理として広く行われている。この球状化焼鈍では、約20時間程度の熱処理時間を要することから、近年では部品の生産性及びコストを改善するために、熱処理時間の短縮、焼鈍温度の低減、あるいは焼鈍省略の要求が高くなっている。

[0005] また、機械構造用鋼では、機械部品として必要な強度を確保するため、CrやMoあるいはVなどの合金元素を添加する場合がある。これらの合金元素を鋼に添加すると、軟質化焼鈍の際に、セメントサイトの球状化が遅延し焼

鈍後の強度が高くなって延性が低下し、冷間鍛造性が劣化することが知られている。したがって、これらの合金元素を鋼に添加した場合には、冷間鍛造性を改善するため、球状化焼鈍を2回以上行うなどの方法が行われている。

[0006] また、近年では、部品製造コストの低減や部品の高機能化を目的として、部品形状も複雑化している。このため、冷間鍛造に使用される鋼材の加工性に対しての要求が高まっている。冷間鍛造用鋼の加工性には、金型への負荷に影響する変形抵抗と、加工割れの発生に影響する延性とがあり、これらの両方、あるいは一方が冷間鍛造用鋼の加工性として求められる。この冷間鍛造用鋼の加工性に求められる特性（変形抵抗または延性）は、各用途により異なる。

[0007] このような背景のもとで、鋼材の冷間鍛造性を向上させる技術として、従来から種々の方法が提案されている。例えば、球状化焼鈍前に減面率が20～30%の粗引き伸線を行ってセメントタイトの球状化を促進し鋼材を軟質化させる方法や球状化焼鈍を複数回行い鋼材を軟質化させる方法などの軟質化技術は、古くからよく知られ、従来から広く行われている。

[0008] また、特許文献1には、熱間圧延線材のフェライト組織分率を30面積%以上、ベイナイト組織とマルテンサイト組織との合計を残部の50面積%以上とすることで、粗引き伸線後の球状化焼鈍を低温かつ短時間で処理可能にする方法が開示されている。この方法では、球状化焼鈍の処理温度を低下させたり、処理時間を短くしたりすることは可能であるが、焼鈍後の硬さや限界圧縮率などの冷間鍛造性は、従来の球状化焼鈍材と同等であり、加工性の面から不十分である。

[0009] また、特許文献2には、肌焼き鋼の製造方法としてベイナイト体積分率を50%以下に抑制したフェライト・パーライト組織からなる鋼材に対し、減面率28%以上の伸線引き抜き加工を行った後に、球状化焼鈍を行う方法が開示されている。この方法においては、球状化焼鈍後の硬さが低くかつ均質になって鋼材が軟質化するが、鋼材の延性は、なお不十分である。

[0010] さらに、特許文献3には、鋼材組織中の擬似パーライトとベイナイトとフ

ェライトとの面積率を規定することで、球状化処理時間を短縮し、鋼材の変形抵抗を低減する方法が開示されている。この方法では、鋼材組織中に擬似パーライトを10%以上含む必要があるため、合金元素の含有量が低く焼入れ性が低い鋼種や線径が大きい線材の場合には、巻き取り後に冷却速度を高くする必要があり、製造コストが大きくなるという問題がある。

先行技術文献

特許文献

- [0011] 特許文献1：日本国特開2006-37159号公報
特許文献2：日本国特開2006-124774号公報
特許文献3：日本国特開2006-225701号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0012] 本発明は、冷間鍛造前の軟質化焼鈍における温度を低下させることができ、この軟質化焼鈍後に軟質かつ延性が高くなる冷間鍛造性が優れた鋼線と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

- [0013] 本発明者らは、鋼線の冷間鍛造性を向上させるため、鋼材の焼鈍前組織とこの鋼材を粗引き加工後に焼鈍したときの機械的特性との関係を調査した。
- [0014] 本発明者らは、初析フェライト組織及びベイナイト組織を抑制し、主にパーライト組織を含む組織になるように鋼線中の組織を制御すると、CrやMo、Vなどのセメンタイトの球状化を阻害する元素が鋼線中に含まれた場合でも、特定の条件で粗引き加工を行い、特定の値に鋼線の強度を制御することにより、鋼線を低温焼鈍した際に強度が低下し、延性が著しく向上することを見出した。粗引き加工及び低温焼鈍によりセメンタイトを球状化する場合、粗引き前の組織中の初析フェライトの体積率を抑制すると、焼鈍後にセメンタイトが均一に分散した組織が得られ、鋼線の延性が著しく向上する。なお、低温焼鈍は、鋼材を軟質化するためにA_{c1}点以下で行われる焼鈍であ

る。

[0015] また、本発明者らは、初析フェライト及びベイナイトを抑制した主にパーライト組織を含む組織では、焼鈍した際に、球状セメンタイトの大きさが均一になる傾向があり、粗大な球状セメンタイトの生成を抑制することが可能であることを見出した。粗大な球状セメンタイトは、延性破壊の起点として作用するため、鋼線の加工性を向上させるためには、この粗大な球状セメンタイトを抑制することが有効である。

[0016] さらに、本発明者らは、鋼線中のベイナイト組織及びマルテンサイト組織を抑制することで、粗引きと低温焼鈍とを行った後に、鋼線の強度を低下させて鋼線を軟質化させることができ、かつ延性も高めることができることを見出した。ベイナイト組織及びマルテンサイト組織は、セメンタイトを球状化させるためには有効であるが、転位密度が高い。そのため、低温焼鈍のような低温度かつ短時間の焼鈍では、鋼線の軟質化が不十分になりやすいと推察される。本発明者らは、上記知見を基に検討を重ね、本発明を完成するに至った。本発明は、以下の通りである。なお、以下では、Cの含有量（質量パーセント）を（C%）と表記する。

[0017] （1）本発明の一態様に係る低温焼鈍用鋼線は、質量%で、C：0.10～0.60%、Si：0.01～0.40%、Mn：0.20～1.50%、P：0～0.040%、S：0～0.050%、N：0.0005～0.0300%を含有し、さらにCr：0.03～0.4%、V：0.03～0.2%、Mo：0.03～0.2%の1種以上を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、初析フェライト組織と、パーライト組織と、ベイナイト組織とを含む金属組織を有し、前記パーライト組織の体積率が $1.40 \times (C\%) \times 100\%$ 以上かつ 100% 以下であり、前記初析フェライトの体積率が 0% 以上かつ $(1 - 1.25 \times (C\%)) \times 50\%$ 以下であり、前記ベイナイト組織の体積率が 0% 以上かつ 40% 以下であり、前記初析フェライト組織の体積率と前記ベイナイト組織の体積率と前記パーライト組織の体積率との合計が 95% 以上かつ 100% 以下であり、引張強さが $480+$

$850 \times C_{eq}$. MPa以上かつ $580 + 1130 \times C_{eq}$. MPa以下である。

ただし、 $C_{eq} = (C\%) + (Si\%) / 7 + (Mn\%) / 5 + (Cr\%) / 9 + (Mo\%) / 2 + 1.54 \times (V\%)$ である。

なお、(C%)、(Si%)、(Mn%)、(Cr%)、(Mo%)及び(V%)は、それぞれ、C、Si、Mn、Cr、Mo及びVの含有量(質量%)である。

[0018] (2) 上記(1)に記載の低温焼鈍用鋼線は、質量%で、Al: 0.001~0.060%、Ti: 0.002~0.050%、Nb: 0.005~0.100%、B: 0.0001~0.0060%、Cu: 0.01~0.3%、Ni: 0.01~0.7%、Ca: 0.0001~0.010%、Mg: 0.0001~0.010%、Zr: 0.0001~0.010%の1種以上をさらに含有してもよい。

[0019] (3) 上記(1)または(2)に記載の低温焼鈍用鋼線では、前記パーライト組織の平均ブロックサイズが $4 \mu m$ 以上 $20 \mu m$ 以下であってもよい。

[0020] (4) 本発明の一態様に係る低温焼鈍用鋼線では、上記(1)または(2)に記載の組成を有する鋼片を加熱し；熱間圧延し；その後、巻取り；その後、 $400^{\circ}C$ 以上 $600^{\circ}C$ 以下の熔融塩槽に30秒以上150秒以下の間恒温保持し；その後、冷却し；減面率が $25 + 82 \times F1\%$ 以上100%未満の伸線加工を施す。

発明の効果

[0021] 本発明によれば、冷間鍛造によって鋼材を複雑な形状の部品に成形することが可能になり、鋼材の歩留まりや生産性が向上し、部品の加工費用を低減することができる。また、本発明によれば、軟質化焼鈍の温度を低下させることができ、熱処理費用を低減し、生産性を向上させることができる。

図面の簡単な説明

[0022] [図1] 焼鈍前の鋼線の引張強さTSと低温焼鈍後の鋼線の引張強さTSとの関係を示す図である。

[図2]炭素当量 C_{eq} と焼鈍後の引張強さ TS との関係を示す図である。

[図3]炭素当量 C_{eq} と焼鈍後の絞り値 RA との関係を示す図である。

[図4] F_1 値と伸線減面率との関係を示す図である。

[図5] C 含有量 ($C\%$) とパーライト組織の体積率との関係を示す図である。

[図6] C 含有量 ($C\%$) と初析フェライト組織の体積率との関係を示す図である。

[図7]炭素当量 C_{eq} と焼鈍前の鋼線の引張強さ TS との関係を示す図である。

発明を実施するための形態

[0023] 鋼材の冷間鍛造性を向上させる技術として、従来から種々の方法が提案されている。本発明では、冷間鍛造前において従来の焼鈍温度より低温での軟質化焼鈍を行うことができ、この軟質化焼鈍後に軟質で、かつ延性が高く冷間鍛造性が優れた鋼線を得るために、鋼線（線材）の組織を特定の組織に制御する必要がある。

以下に、本発明の一実施形態に係る低温焼鈍用鋼線について説明する。まず、組織の限定理由について説明する。

[0024] 初析フェライト（初析フェライト組織）の体積率が $(1 - 1.25 \times (C\%)) \times 50\%$ を超えると、焼鈍後にセメントイトが不均一に分布するため、強度の不均一な部分が生成する。強度の不均一な部分が存在すると、鍛造加工の際に、局所的な変形の集中によって冷鍛割れが発生する場合がある。このため、初析フェライトの体積率の上限は、 $(1 - 1.25 \times (C\%)) \times 50\%$ である。また、鋼線の組織中に初析フェライトが存在する必要がないため、初析フェライトの体積率の下限は、 0% である。

[0025] ベイナイト組織は、セメントイトの球状化に有効であり、鋼線の延性を向上させる効果があるが、転位密度が高いため、低温焼鈍後の強度が高くなる場合がある。このため、ベイナイト組織の体積率の上限は、 40% である。また、鋼線の組織中にベイナイトが存在する必要がないため、ベイナイトの体積率の下限は、 0% である。

[0026] マルテンサイト組織は、焼鈍後の強度を高くするため、5%以下に抑制されることが好ましい。

[0027] パーライト組織は、粗引き焼鈍後のセメンタイトの球状化に有効であり、鋼線の変形抵抗を低下させる効果がある。また、パーライト組織の体積率が大きい場合には、焼鈍後の球状化セメンタイトの大きさのばらつきが小さくなり、鋼線の延性が向上する。パーライト組織の体積率が $1.40 \times (C\%) \times 100\%$ 未満の場合には、変形抵抗の低減効果及び延性の向上効果が小さくなるため、パーライト組織の体積率の下限は、 $1.35 \times (C\%) \times 100\%$ である。

なお、鋼線の金属組織は、初析フェライトと、ベイナイトと、パーライトとを含み、上述した初析フェライト組織の体積率と、ベイナイト組織の体積率と、パーライト組織の体積率との合計は、95%以上100%以下である。

[0028] パーライト組織の平均ブロックサイズの微細化は、焼鈍後のフェライト結晶粒径を小さくする効果があり、延性の向上に有効である。また、この平均ブロックサイズの微細化によりラメラ状のパーライトの分解とセメンタイトの球状化とが促進するため、焼鈍時間を短縮することができる。このパーライト組織の平均ブロックサイズが $20 \mu\text{m}$ 以下であれば、焼鈍時間を短縮しながら焼鈍後に十分な延性を確保することができる。そのため、パーライト組織の平均ブロックサイズの上限は、 $20 \mu\text{m}$ であることが好ましい。また、平均ブロックサイズの測定上の制限から、パーライト組織の平均ブロックサイズの下限は、 $4 \mu\text{m}$ であってもよい。

[0029] なお、初析フェライト組織、パーライト組織、ベイナイト組織の体積率を評価するために、走査型電子顕微鏡を用いて、線材のC断面（線材の長手方向に垂直な断面）を1000倍の倍率で写真撮影し、それぞれの組織の面積率を画像解析により求めた。ここで、線材のC断面において、線材の表層（表面）近傍と、 $1/4D$ 部（線材の表面から線材の中心方向に線材の直径の $1/4$ 離れた部分）と、 $1/2D$ 部（線材の中心部分）とが写真撮影され、

それぞれの位置の撮影領域は、いずれも $125\mu\text{m} \times 95\mu\text{m}$ であった。また、検鏡面（C断面）に含まれる組織の面積率は、組織の体積率と等しいため、画像解析により得られた各組織の面積率がそれぞれの組織の体積率であると評価した。

[0030] パーライト組織のブロックサイズの測定には、EBSD装置を用いた。線材のC断面における表層近傍部、 $1/4D$ 部、 $1/2D$ 部のそれぞれについて $275\mu\text{m} \times 165\mu\text{m}$ の領域を測定した。EBSD装置にて測定されたフェライト（パーライト組織中のフェライト）の結晶方位マップから、方位差が15度以上である境界をブロック粒界に決定した。

[0031] さらに、本実施形態の鋼線では、引張強さTSが $480 + 850 \times C_{eq}$ MPa以上である。引張強さTSが $480 + 850 \times C_{eq}$ MPaよりも小さい場合には、焼鈍後の鋼線の軟質化が不十分であり、冷間鍛造性が劣化する。また、鋼線の変形能を十分に確保するために、引張強さTSが $580 + 1130 \times C_{eq}$ MPa以下であってもよい。ここで、炭素当量 C_{eq} は、下記（1）式で表される。

$$C_{eq} = (C\%) + (Si\%) / 7 + (Mn\%) / 5 + (Cr\%) / 9 + (Mo\%) / 2 + 1.54 \times (V\%) \dots \dots (1)$$

なお、(C%)、(Si%)、(Mn%)、(Cr%)、(Mo%) 及び (V%) は、それぞれ、C、Si、Mn、Cr、Mo 及び V の含有量（質量%）である。

[0032] 本実施形態の鋼線は、質量%で、C：0.10～0.60%、Si：0.01～0.40%、Mn：0.20～1.50%、P：0～0.040%、S：0～0.050%、N：0.0005～0.0300%を含有し、さらにCr：0.03～0.4%、V：0.03～0.2%、Mo：0.03～0.2%の1種以上を含有する。以下に、これらの元素の範囲を限定した理由を説明する。なお、各元素の含有量について、以下に記載した%は、質量%である。

[0033] Cは、機械部品としての強度を確保するため鋼中に添加される。C含有量

が0.10%未満では、機械部品として必要な強度を確保できない。また、C含有量が0.60%を越えると、冷間鍛造性が劣化する。そのため、鋼中のC含有量は、0.10~0.60%にする。より確実に鋼の強度を確保するために、Cの含有量は、0.25~0.60%であることが好ましい。また、より確実に冷間鍛造性を確保するために、C含有量は、0.25~0.50%であることがより好ましい。

[0034] Siは、脱酸元素として機能し、鋼に必要な強度と焼入れ性とを付与し、焼戻し軟化抵抗を向上させるのに有効な元素である。Si含有量が0.01%未満では、これらの効果が不十分である。また、Si含有量が0.40%を越えると、靱性及び延性が劣化し、硬度が上昇し、冷間鍛造性が劣化する。そのため、鋼中のSi含有量は、0.01~0.40%にする。また、より確実に焼き戻し軟化抵抗と冷間鍛造性とを向上させるために、Si含有量は、0.05~0.30%であることが好ましい。

[0035] Mnは、鋼に必要な強度及び焼入れ性を付与するために必要な元素である。Mn含有量が0.20%未満では、強度及び焼入れ性を付与する効果が不十分である。Mn含有量が1.50%を越えると、硬度が上昇し冷間鍛造性が劣化する。そのため、Mn含有量は、0.20~1.50%にする。また、より確実に強度及び冷間鍛造性を確保するために、Mn含有量は、0.30~0.90%であることが好ましい。

[0036] Pは、冷間鍛造時の変形抵抗を高め、加工性を劣化させる。また、Pは、粒界に偏析して焼入れ焼戻し後の結晶粒界を脆化させ、鋼の靱性を劣化させる。そのため、鋼中のPをできるかぎり低減することが望ましい。従って、P含有量の上限を0.040%に制限する。このP含有量は、0.020%以下であることが好ましい。また、P含有量の下限は、0%である。

[0037] Sは、Mn等の合金元素と反応して硫化物として存在する。これらの硫化物は、鋼の被削性を向上させる。しかしながら、0.050%を越えて鋼中にSを添加すると、冷間鍛造性が劣化し、焼入れ焼戻し後の結晶粒界が脆化して靱性が劣化する。このため、S含有量の上限を0.050%に制限する

。このS含有量は、0.020%以下であることが好ましい。また、S含有量の下限は、0%である。

[0038] Nは、オーステナイト結晶粒の微細化を目的に添加される。Nは、AlやTi等の合金元素と結合して窒化物を形成し、これらの窒化物がピン止め粒子として機能して結晶粒を細粒化する。N含有量が0.0005%未満では、窒化物の析出量が不足し、結晶粒が粗大化して延性が劣化する。また、Nを添加してN含有量が0.0300%を越えると、固溶Nによる動的歪時効により変形抵抗が増加して、加工性が劣化する。そのため、N含有量は、0.0005~0.0300%にする。より確実に延性を確保し、変形抵抗を十分に低下させるために、N含有量は、0.0020~0.0150%であることが好ましい。

[0039] Crは、焼入れ性及び強度を高める効果がある。Cr含有量が0.03%未満では、焼入れ性及び強度を高める効果がない。Crを添加してCr含有量が0.4%を超えると、変態時間が長くなり生産性が阻害される。そのため、鋼中のCr含有量は、0.03~0.4%にする。生産性をより高めるために、Cr含有量は、0.03~0.2%であることが好ましい。また、焼入れ性及び強度をより高めるために、Cr量は、0.05~0.20%であることがより好ましい。

[0040] Vは、焼入れ性を上げたり、微細な炭化物を析出させ、強度を高くしたりする効果がある。V含有量が0.03%未満では、焼入れ性及び強度を高める効果がない。Vを添加してV含有量が0.2%を超えると、Vを含む粗大炭化物の形成によって、これらの効果が飽和する。そのため、鋼中のV含有量は、0.03~0.2%にする。より効果的に焼入れ性及び強度を高めるために、V量は、0.05~0.15%であることが好ましい。

[0041] Moは、焼入れ性及び強度を高める効果がある。Mo含有量が0.03%未満では、焼入れ性及び強度を高める効果がない。Moを添加してMo含有量が0.2%を超えると、変態時間が長くなり生産性が阻害される。そのため、Mo含有量は、0.03~0.2%にする。また、生産性を高めながら

焼入れ性及び強度を高めるために、Mo含有量は、0.05~0.15%であることが好ましい。

[0042] また、本実施形態の鋼線には、以下に記載する特性の向上を目的に、質量%で、Al:0.001~0.060%、Ti:0.002~0.050%、Nb:0.005~0.100%、B:0.0001~0.0060%、Cu:0.01~0.3%、Ni:0.01~0.7%、Ca:0.0001~0.010%、Mg:0.0001~0.010%、Zr:0.0001~0.010%の1種以上を含有させることができる。

[0043] Alは、脱酸及びオーステナイト結晶粒の微細化を目的に鋼中に添加される。Alは、脱酸元素として機能し、鋼中でNと結合してAlNを形成する。このAlNがピン止め粒子として機能し、結晶粒径を細粒化して加工性を向上させる。また、Alは、固溶Nを固定して動的歪時効を抑制し、変形抵抗を低減する効果がある。Al含有量が0.001%未満では、これらの効果が機能しない。また、Al含有量が0.060%を越えると、鋼の靱性が劣化する。そのため、Al含有量の上限を0.060%に制限する。したがって、Alを鋼中に添加する場合には、鋼中のAl含有量を0.001~0.060%に制御する。上記効果と靱性とのバランスを考慮すると、Al含有量は、0.003~0.04%であることがより好ましい。

[0044] Ti及びNbは、いずれも炭窒化物を形成する。これらの炭窒化物は、鋼中に分散しピン止め粒子として機能して結晶粒の粗大化を抑制し、加工性を向上させるとともに、鋼の強度を高める。

[0045] Tiは、CあるいはNと化合物を形成し、TiC、TiNあるいはTi(CN)として存在する。これらの炭窒化物は、ピン止め粒子として有効であり、鋼の強度を高める機能を有する。また、鋼中のNを固定して後述のB添加による焼入れ性の向上効果を有効に機能させるため、Tiが添加される。Ti含有量が0.002%未満では、これらの効果が現れない。Tiを添加してTi含有量が0.050%を越えると、これらの効果が飽和するとともに硬度が上昇して冷間鍛造性が劣化する。そのため、Tiを鋼中に添加する

場合には、鋼中のTi含有量を0.002~0.050%に制御する。また、鋼の強度及び冷間鍛造性をより高めるために、Ti含有量は、0.005~0.030%であることが好ましい。

[0046] Nbは、NあるいはCと結合し、NbN、NbCあるいはそれらの複合存在物であるNb(CN)を形成し、オーステナイト結晶粒の粗大化抑制に有効に機能する。そのため、Nbは、鋼の強度を高める機能を有する。Nb含有量が0.005%未満では、オーステナイト結晶粒の粗大化を抑制する効果が不十分である。Nbを添加してNb含有量が0.10%を越えると、この効果が飽和する。したがって、Nbを鋼中に添加する場合には、鋼中のNb含有量を0.005~0.10%に制御する。また、より効果的に鋼の強度を高めるために、Nb含有量は、0.01~0.05%であることが好ましい。

[0047] Bは、焼入れ性の向上を目的に添加される。B含有量が0.0001%未満では、焼入れ性を向上させる効果が不十分である。Bを添加してB含有量が0.0060%を越えると、その効果が飽和する。そのため、Bを鋼中に添加する場合には、鋼中のB含有量を0.0001~0.0060%に制御する。また、より効果的に焼入れ性を向上させるために、Bは、0.0005~0.004%であることが好ましい。

[0048] Cuは、析出強化により鋼の強度を高める。Cu含有量が0.01%未満では、鋼の強度を高める効果がない。Cuを添加してCu含有量が0.3%を超えると、熱間圧延性が劣化する。そのため、Cuを鋼中に添加する場合には、鋼中のCu含有量を0.01~0.3%に制御する。また、鋼の強度を効果的に高めながら熱間圧延性を十分に確保するために、Cu含有量は、0.05~0.2%であることが好ましい。

[0049] Niは、焼入れ性及び鋼の延性を向上させる効果を有する。Ni含有量が0.01%未満では、焼入れ性及び延性を向上させる効果がない。Niを添加してNi含有量が0.7%を超えると、変態時間が長くなり生産性が阻害される。そのため、Niを鋼中に添加する場合には、鋼中のNi含有量を0

0.1～0.7%に制御する。また、十分な延性向上効果を得るために、Niを添加してNiを0.02%以上含有させることが好ましい。加えて、生産性をさらに確保するために、Ni含有量は、0.02～0.5%であることがより好ましい。

[0050] Oは、鋼中に不可避免的に含有され、AlやTiなどの酸化物として存在する。O含有量が高いと、粗大な酸化物が形成して疲労破壊の原因となる。そのため、O含有量を0.01%以下に抑制することが望ましい。また、脱酸元素として、鋼中にCa、Mg、Zrの1種以上を含有させることができる。Caを鋼中に添加する場合には、鋼中のCa含有量を0.0001～0.01%に制御する。Mgを鋼中に添加する場合には、鋼中のMg含有量を0.0001～0.01%に制御する。Zrを鋼中に添加する場合には、鋼中のZr含有量を0.0001～0.01%に制御する。Ca、Mg及びZrは、脱酸に有効であり、酸化物を微細化して疲労強度を向上させる効果がある。

[0051] さらに、本発明の一実施形態に係る鋼線の製造方法を以下に説明する。

[0052] 上述の実施形態の鋼線に必要とされる上記組成を満足する鋼片を加熱し、熱間圧延し、所望の径の鋼線を製造する。熱間圧延後得られた鋼線は、巻き取られ、恒温保持された後、室温まで冷却される。熱間圧延後の巻き取り温度は、特に限定しないが、通常750℃から1000℃までの範囲である。

[0053] 巻き取り後の冷却速度も特に限定しない。例えば、線径5～16mmの線材を400℃以上600℃以下の熔融塩槽に浸漬すると、この線材は、通常10℃/秒以上の冷却速度で冷却される。冷却速度及び鋼成分は、鋼（鋼線）の組織に影響を及ぼす。すなわち、C、Si、Mn、Cr、Mo、V、B、Nbなどの合金元素の含有量が高い場合には、冷却速度を大きくするとベイナイト組織の体積率が高くなる。また、このような合金元素の含有量が低い場合には、冷却速度を小さくするとフェライト組織の体積率が高くなる。このため、所定の組織が得られるように鋼成分と冷却速度とを選べばよい。

[0054] 熱間圧延された鋼線を巻き取った後、巻き取られた鋼線を400℃以上60

0°C以下の溶融塩槽に、30秒以上150秒以下の間恒温保持した後、冷却する。溶融塩槽の温度が400°C未満の場合、鋼線中のベイナイト組織分率（体積率）が増大して焼鈍後の鋼線の強度が高くなり、変態完了時間が長くなって生産性が阻害される。溶融塩槽の温度が600°Cを超えると、フェライト組織分率（体積率）が増大し、溶融塩が分解して生産性が阻害される。溶融塩槽中への鋼線の保持時間が30秒未満の場合、恒温変態が完了せずに冷却されるため、マルテンサイト組織が生成する。この場合には、焼鈍で必要とされる軟化時間が長くなり、強度が上昇して加工性が劣化する。また、溶融塩槽中への鋼線の保持時間が150秒以上では、生産性が阻害される。したがって、この保持時間を30秒以上150秒以下に制御する。

[0055] 溶融塩槽から抽出後に鋼線を冷却して、減面率 $25 + 82 \times F1\%$ 以上の伸線加工を行う。ここで、 $F1$ 値（上述の $F1$ ）は、下記（2）式で表される。

$$F1 = (Cr\%) + (Mo\%) / 4 + (V\%) / 3 \dots \dots (2)$$

伸線加工の減面率が $25 + 82 \times F1\%$ 未満の場合、焼鈍後の鋼線の軟質化が不十分であり、冷間鍛造性が劣化する。そのため、伸線加工の減面率の下限を $25 + 82 \times F1\%$ にした。なお、低温焼鈍後の鋼線をより軟質化させるためには、伸線加工の減面率は、50%以上であることが好ましい。また、鋼線として使用するため、伸線加工の減面率は、100%未満である。

[0056] なお、上記実施形態の鋼線は、低温焼鈍を行うことで、軟質化し、かつ延性が向上する。低温焼鈍の温度が650°C未満の場合では、強度が高く軟質化の効果が小さい。低温焼鈍の温度が A_{c1} 点以上では、焼鈍後の鋼線の組織にパーライト組織が混入し、鋼線の強度及び延性が劣化する。このため、低温焼鈍の温度は、650°C以上 A_{c1} 点未満に制御することが好ましい。低温焼鈍の保持時間は、特に限定しないが、品質の安定性及び生産性を高めるために、30分以上7時間以下であることが好ましい。なお、 A_{c1} （°C）は、下記（3）式により算出される。

$$A_{c1} = 723 - 10.7 \times (Mn\%) + 29.1 \times (Si\%) + 16.9$$

$$\times (C_r \%) \dots \dots (3)$$

実施例

- [0057] 供試鋼の成分と、上記(1)式によって計算された炭素当量 C_{eq} (%)と、上記(3)式によって計算された A_{c1} (°C)とを表1に示す。なお、鋼種Lは、 C_r の含有量が多い比較例である。
- [0058] これらの鋼種の鋼片を、950~1150°Cに加熱し、熱間で線径5.5~14.5mmまで線材圧延を行い、この線材圧延後、圧延ライン上の熔融塩槽を用いて表2に示した条件で恒温変態処理を行い、冷却した。この冷却後の線材は、表2に記載した減面率で伸線加工された。表2には、熔融塩槽温度、熔融塩槽保持時間、及び伸線減面率等の各製造条件と、恒温変態処理後の各線材のパーライト組織、初析フェライト組織、及びベイナイト組織の体積率、パーライト組織の平均ブロック粒径、鋼線の引張強さTSを示している。また、この表2には、 $1.40 \times (C\%) \times 100\%$ にて計算されたパーライト組織の体積率の下限値、 $(1 - 1.25 \times (C\%)) \times 50\%$ にて計算された初析フェライト組織の体積率の上限値、 $25 + 82 \times F1$ にて計算された伸線減面率の下限値、 $480 + 850 \times C_{eq}$ にて計算された引張強さの下限値も併せて示している。
- [0059] 表2の水準13及び15は、巻取り後に恒温変態処理を行わずにステルモア上で鋼線を冷却した従来の製造方法である。そのため、これらの水準13及び15では、パーライト組織の体積率が十分でなく、初析フェライト組織の体積率が過剰であった。
- [0060] 表2の各条件で製造された線材を、昇温時間4hで700°Cまで加熱し、5h保持した後、冷却する低温焼鈍処理を行い、線材の機械的特性を評価した。
- [0061] また、表3には、以下の製造方法(従来の球状化焼鈍)により製造された比較例の鋼線の機械的特性を示す。まず、上記と同様の条件で鋼種A~Rの鋼片を線材圧延することによって得られた線材を巻取り後にステルモアで冷却した。その後、減面率25%の伸線加工を行った後、この線材を昇温時間

4 hで740°Cまで加熱し、4 h保持した。さらに、この加熱保持された線材を15°C/hで650°Cまで冷却した後、大気中で放冷した。なお、これらの機械的特性を測定するために、JIS Z2201の9A試験片を用い、JIS Z2241の試験方法に準拠した引張試験を行い、引張強さTSと絞り値RAとを評価した。

[0062] 表4には、低温焼鈍後の引張強さTS及び絞り値RAを示す。なお、この表4には、表3に示した従来の球状化焼鈍材（通常焼鈍材）との機械的特性の比較を併せて示している。表4中の「優」は、従来の球状化焼鈍材より優れた特性であることを示す。また、「可」は、従来の球状化焼鈍材と同等の特性（引張強さTSが、±10MPa以内、絞り値RAが、±2%以内）であることを示す。さらに、「不可」は、従来の球状化焼鈍材よりも特性が劣ることを示している。

[0063]

[表1]

鋼種	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Cr	V	Mo	Ti	Nb	B	Cu	Ni	Ca	Mg	Zr	Ceq.	A _{cl}	備考
A	0.17	0.02	0.81	0.015	0.008	0.003	0.035	0.09	0.05					0.17	0.21				0.422	716	
B	0.28	0.24	0.63	0.015	0.016	0.004	0.027	0.15											0.457	726	
C	0.43	0.18	0.62	0.012	0.009	0.004	0.025	0.16		0.05									0.622	724	
D	0.45	0.24	0.71	0.016	0.013	0.004	0.035	0.14	0.07							0.007			0.750	725	
E	0.46	0.23	0.69	0.020	0.018	0.003	0.026		0.13	0.12									0.891	722	
F	0.47	0.24	0.82	0.016	0.015	0.005	0.029	0.17											0.687	724	
G	0.51	0.24	0.77	0.013	0.007	0.004	0.031	0.18							0.15				0.718	725	
H	0.53	0.23	0.24	0.009	0.009	0.004	0.035	0.13			0.014	0.016	0.0009				0.006		0.625	729	
I	0.55	0.27	0.83	0.004	0.005	0.004	0.031	0.16	0.12			0.009							0.957	725	
J	0.58	0.19	0.92	0.020	0.020	0.005	0.033	0.40									0.005		0.836	725	
K	0.58	0.32	0.64	0.020	0.018	0.003	0.036	0.19		0.11									0.830	729	
L	0.43	0.25	0.79	0.013	0.012	0.004	0.032	1.05											0.740	740	比較例
M	0.21	0.18	1.25	0.012	0.008	0.004	0.037			0.18			0.001			0.001	0.009		0.576	715	
N	0.26	0.18	1.04	0.019	0.019	0.005		0.15			0.027		0.002	0.04		0.007			0.510	720	
O	0.39	0.21	0.47	0.009	0.008	0.003			0.19			0.022					0.008		0.807	724	
P	0.52	0.24	0.81	0.017	0.014	0.003			0.08	0.12	0.037	0.018				0.003	0.004		0.899	721	
Q	0.13	0.03	0.21	0.020	0.031	0.002		0.04	0.05	0.04	0.022						0.001		0.278	722	
R	0.59	0.37	1.31	0.009	0.012	0.003		0.36	0.07							0.080			1.053	726	

[0064]

[表2]

水準	鋼種	線径 (mm)	溶融塩槽 温度 (°C)	溶融塩槽 保持時間 (s)	パーライトの 体積率の下限 (%)	パーライトの 体積率 (%)	初析フェライトの 体積率の上限 (%)	初析フェライトの 体積率 (%)	ベイナイトの 体積率 (%)	平均 ブロック粒径 (μm)	伸線減面率の 下限 (%)	伸線 減面率 (%)	引張強さの 下限 (MPa)	引張強さ (MPa)	備考
1	A	5.5	470	61	24	33	39	28	38	-	33.7	35	839	866	実施例
2	B	5.5	530	55	39	45	33	23	32	-	38.3	39	890	957	実施例
3	B	5.5	530	55	39	45	33	23	32	-	38.3	20	890	841	比較例
4	C	7.4	550	75	60	67	23	16	17	-	38.1	40	988	1071	実施例
5	C	7.4	550	75	60	67	23	16	17	14	38.1	5	988	858	比較例
6	D	10.5	490	105	63	72	22	12	16	-	38.4	40	1117	1194	実施例
7	E	14.5	580	95	64	71	21	11	16	-	31.0	35	1237	1246	実施例
8	F	14.0	550	95	66	80	21	7	13	-	38.9	10	1064	905	比較例
9	F	14.0	550	95	66	80	21	7	13	-	38.9	20	1064	966	比較例
10	F	14.0	550	95	66	80	21	7	13	-	38.9	30	1064	1027	比較例
11	F	14.0	550	95	66	80	21	7	13	-	38.9	40	1064	1088	実施例
12	F	14.0	550	95	66	80	21	7	13	-	38.9	50	1064	1149	実施例
13	F	14.0	-	-	66	57	21	38	5	28	38.9	0	1064	702	比較例
14	G	5.5	570	72	71	82	18	7	10	12	39.8	42	1091	1237	実施例
15	G	5.5	-	-	71	62	18	32	5	25	39.8	42	1091	978	比較例
16	H	13.0	500	111	74	86	17	5	8	11	35.7	38	1012	1027	実施例
17	I	13.0	530	111	77	88	16	5	7	-	41.4	45	1294	1395	実施例
18	I	13.0	530	111	77	88	16	5	7	-	41.4	20	1294	1242	比較例
19	J	13.5	510	105	81	92	14	3	5	-	57.8	60	1190	1360	実施例
20	J	13.5	510	105	81	92	14	3	5	-	57.8	42	1190	1177	比較例
21	K	13.0	580	105	81	91	14	3	5	-	42.8	44	1185	1264	実施例
22	L	13.0	550	300	60	65	23	10	20	-	100	60	1109	1274	比較例
23	M	15.0	550	90	29	37	37	34	27	17	28.7	80	969	1215	実施例
24	N	15.0	550	90	36	50	34	31	17	15	37.3	60	914	1033	実施例
25	O	15.0	550	90	55	71	26	22	7	18	30.2	55	1166	1274	実施例
26	P	15.0	550	90	73	82	18	9	6	12	29.6	60	1245	1391	実施例
27	Q	15.0	550	90	18	24	42	41	35	18	30.5	55	716	781	実施例
28	R	15.0	550	90	83	92	13	3	0	11	56.4	95	1375	1757	実施例

[0065] [表3]

水準	鋼種	線径 (mm)	引張強さ (MPa)	絞り値 (%)
29	A	5.5	442	75
30	B	5.5	462	70
31	C	7.4	486	65
32	D	10.5	556	64
33	E	14.5	598	59
34	F	14.0	530	65
35	G	5.5	547	66
36	H	13.0	522	68
37	I	13.0	622	55
38	J	13.5	572	57
39	K	13.0	571	63
40	L	13.0	537	64
41	M	15.0	512	68
42	N	15.0	489	70
43	O	15.0	579	62
44	P	15.0	621	58
45	Q	15.0	424	77
46	R	15.0	657	53

[0066] [表4]

水準	鋼種	引張強さ (MPa)	絞り値 (%)	通常焼鈍材との比較		備考
				引張強さ	絞り値	
1	A	426	82	優	優	実施例
2	B	453	80	良	優	実施例
3	B	507	75	不可	優	比較例
4	C	471	78	優	優	実施例
5	C	542	72	不可	優	比較例
6	D	504	75	優	優	実施例
7	E	530	75	優	優	実施例
8	F	583	69	不可	優	比較例
9	F	593	68	不可	優	比較例
10	F	593	71	不可	優	比較例
11	F	499	75	優	優	実施例
12	F	479	77	優	優	実施例
13	F	549	64	不可	良	比較例
14	G	511	75	優	優	実施例
15	G	561	63	不可	不可	比較例
16	H	468	79	優	優	実施例
17	I	542	72	優	優	実施例
18	I	681	59	不可	不可	比較例
19	J	513	74	優	優	実施例
20	J	634	64	不可	優	比較例
21	K	515	75	優	優	実施例
22	L	596	67	不可	優	比較例
23	M	446	81	優	優	実施例
24	N	440	80	優	優	実施例
25	O	489	76	優	優	実施例
26	P	505	74	優	優	実施例
27	Q	408	85	優	優	実施例
28	R	549	72	優	優	実施例

- [0067] 表4の水準22は、Crの含有量が多い鋼種Lの鋼線の特徴を示す。この水準22では、減面率60%の伸線加工を行っても低温焼鈍後の引張強さTSが高く、鋼線の軟質化特性が従来の球状化焼鈍材より劣っていた。一方、表4の水準1、2、4、6、7、11、12、14、16、17、19、21、23~28の実施例からわかるように、低温焼鈍であっても、これらの水準により製造された鋼線の機械的特性は、従来の球状化焼鈍材と比べて同等あるいは優れていた。
- [0068] 図1は、表2に示した水準8、9、10、11、12の鋼線の引張強さTSと、これらの鋼材の低温焼鈍後の引張強さTSとの関係を示している。なお、これらの水準8、9、10、11、12の鋼線では、鋼成分と組織（各組織の分率）とが同等であり、引張強さTSが異なる。図1に示すように、引張強さTSが $480 + 850 \times C_{eq}$ MPa以上（例えば、1064°C以上）である場合には、低温焼鈍後の鋼線の引張強さTSが低下し、鋼線が軟質化することがわかる。
- [0069] 図2は、表4に記載した水準1~28及び表3に記載した水準29~46の鋼線の炭素当量 C_{eq} と、焼鈍後の引張強さTSとの関係を示している。図2に示すように、表4の実施例では、従来の球状化焼鈍材と比較して鋼線の引張強さTSが低く、鋼線が軟質化していることがわかる。
- [0070] 図3は、表4に記載した水準1~28及び表3に記載した水準29~46の鋼線の炭素当量 C_{eq} と、焼鈍後の絞り値RAとの関係を示している。表4の実施例では、従来の球状化焼鈍材と比較して鋼線の絞り値RAが高く、延性が優れていることがわかる。
- [0071] 図4は、表2の水準1~12、14、16~21、23~28の鋼線の上記(2)式で表されるF1値と、伸線減面率との関係を示す図である。なお、これらの水準の鋼線では、上述した組織（各組織の体積率）と成分とを満足している。図4中の「軟質化特性良好」の鋼線では、表4に示した低温焼鈍後の鋼線の引張強さTSが従来の球状化焼鈍材と比べて同等以下である。「軟質化特性不良」の鋼線では、低温焼鈍後の鋼線の引張強さTSが従来の

球状化焼鈍材の引張強さTSより高い。このように、伸線減面率が $25 + 82 \times F1\%$ 以上である場合には、低温焼鈍後の鋼線の軟質化特性が優れることがわかる。

[0072] 図5は、表2の水準1、2、4、6、7、11~17、19、21、23~28の鋼線のC含有量(C%)と、パーライト組織の体積率(パーライト分率)との関係を示している。鋼線中のパーライト組織の体積率が $1.40 \times (C\%) \times 100(\%)$ より小さい場合(水準13及び15)には、表4に示すように、従来の球状化焼鈍材より低温焼鈍後の鋼線の機械的特性が劣ることが分かる。

[0073] 同様に、図6は、図5に使用された水準と同じ水準の鋼線のC含有量と、初析フェライト組織の体積率(初析フェライト分率)との関係を示している。初析フェライト組織の体積率が $(1 - 1.25 \times (C\%)) \times 50(\%)$ より大きい場合(水準13及び15)には、表4に示すように、従来の球状化焼鈍材より低温焼鈍後の鋼線の機械的特性が劣ることがわかる。

[0074] 図7は、表2の水準1~21及び23~28の鋼線の炭素当量 C_{eq} と、焼鈍前の引張強さTSとの関係を示している。引張強さTSが $480 + 850 \times C_{eq}$ MPa以上の場合(水準1、2、4、6、7、11、12、14、16、17、19、21、23~28)には、表4に示すように、低温焼鈍後、従来の球状化焼鈍材と同等以上の特性が得られることが分かる。

産業上の利用可能性

[0075] 以上説明したように、本発明によれば、冷間鍛造によって鋼材を複雑な形状の部品に成形することが可能になり、鋼材の歩留まりや生産性が向上し、部品の加工費用を低減することができる。また、本発明によれば、軟質化焼鈍の温度を低下させることができ、熱処理費用を低減し、生産性を向上させることができる。このため、本発明に係る鋼線は、冷間鍛造によって成形されるボルト、ねじ、ナット等の機械部品の素材として用いるのに好適である。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.10 ~ 0.60%、

Si : 0.01 ~ 0.40%、

Mn : 0.20 ~ 1.50%、

P : 0 ~ 0.040%、

S : 0 ~ 0.050%、

N : 0.0005 ~ 0.0300%

を含有し、さらに

Cr : 0.03 ~ 0.4%、

V : 0.03 ~ 0.2%、

Mo : 0.03 ~ 0.2%

の1種以上を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、初析フェライト組織と、パーライト組織と、ベイナイト組織とを含む金属組織を有し、前記パーライト組織の体積率が $1.40 \times (C\%) \times 100\%$ 以上かつ 100% 以下であり、前記初析フェライトの体積率が 0% 以上かつ $(1 - 1.25 \times (C\%)) \times 50\%$ 以下であり、前記ベイナイト組織の体積率が 0% 以上かつ 40% 以下であり、前記初析フェライト組織の体積率と前記ベイナイト組織の体積率と前記パーライト組織の体積率との合計が 95% 以上かつ 100% 以下であり、引張強さが $480 + 850 \times C_{eq}$ MPa以上かつ $580 + 1130 \times C_{eq}$ MPa以下である

ことを特徴とする低温焼鈍用鋼線。

ただし、 $C_{eq} = (C\%) + (Si\%) / 7 + (Mn\%) / 5 + (Cr\%) / 9 + (Mo\%) / 2 + 1.54 \times (V\%)$ である。

[請求項2]

質量%で、

Al : 0.001 ~ 0.060%、

Ti : 0.002 ~ 0.050%、

Nb : 0.005 ~ 0.100%、
B : 0.0001 ~ 0.0060%、
Cu : 0.01 ~ 0.3%、
Ni : 0.01 ~ 0.7%、
Ca : 0.0001 ~ 0.010%、
Mg : 0.0001 ~ 0.010%、
Zr : 0.0001 ~ 0.010%

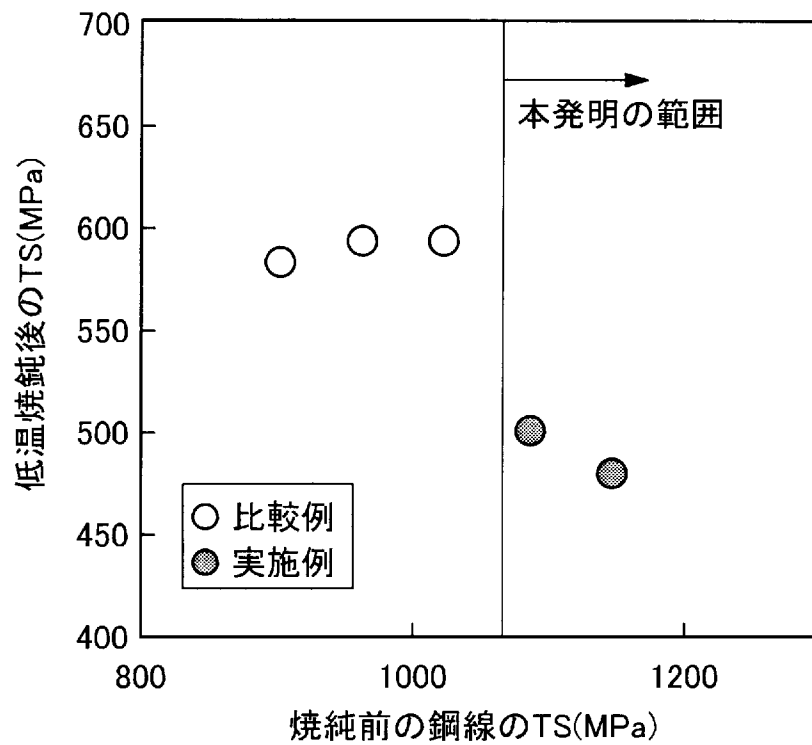
の1種以上をさらに含有することを特徴とする請求項1に記載の低温焼鈍用鋼線。

[請求項3] 前記パーライト組織の平均ブロックサイズが4 μm 以上20 μm 以下であることを特徴とする請求項1または2に記載の低温焼鈍用鋼線。

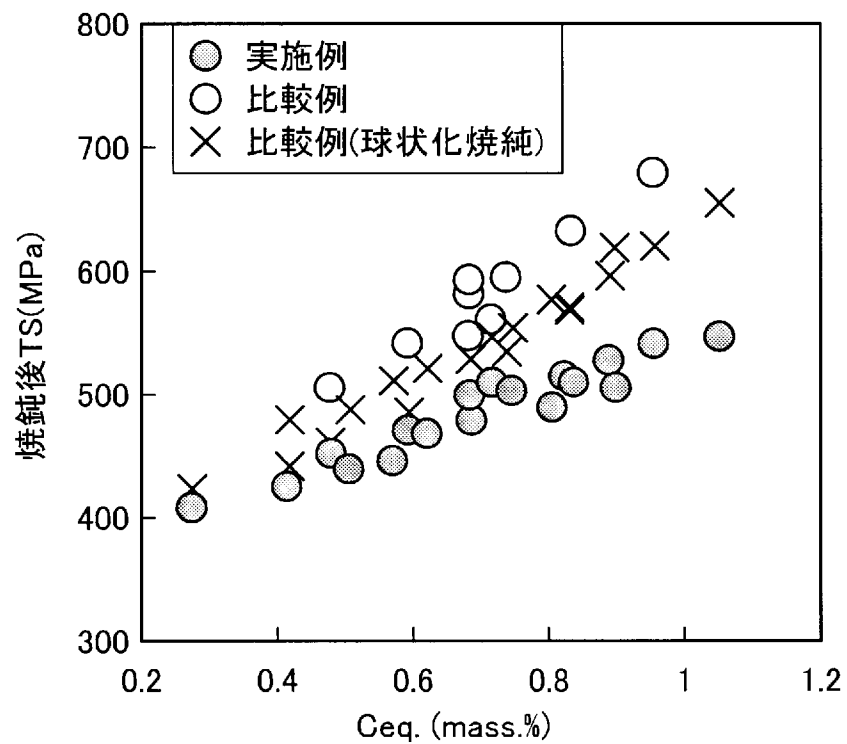
[請求項4] 請求項1または2に記載の組成を有する鋼片を加熱し；
熱間圧延し；
その後、巻取り；
その後、400°C以上600°C以下の熔融塩槽に30秒以上150秒以下の間恒温保持し；
その後、冷却し；
減面率が $25 + 82 \times F1\%$ 以上100%未満の伸線加工を施すことを特徴とする低温焼鈍用鋼線の製造方法。

ただし、 $F1 = (Cr\%) + (Mo\%) / 4 + (V\%) / 3$ である。

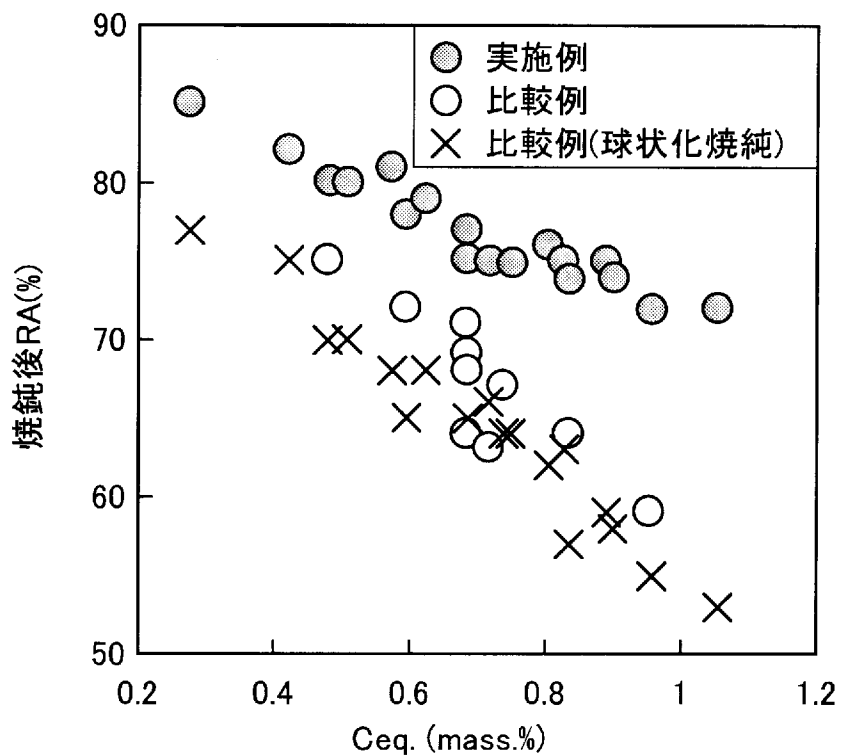
[図1]



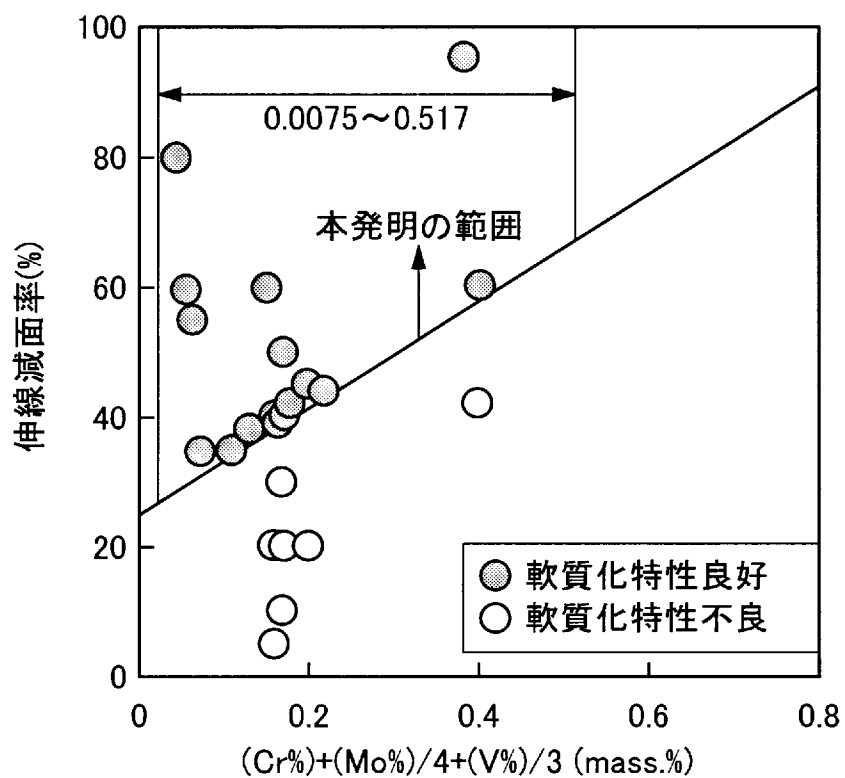
[図2]



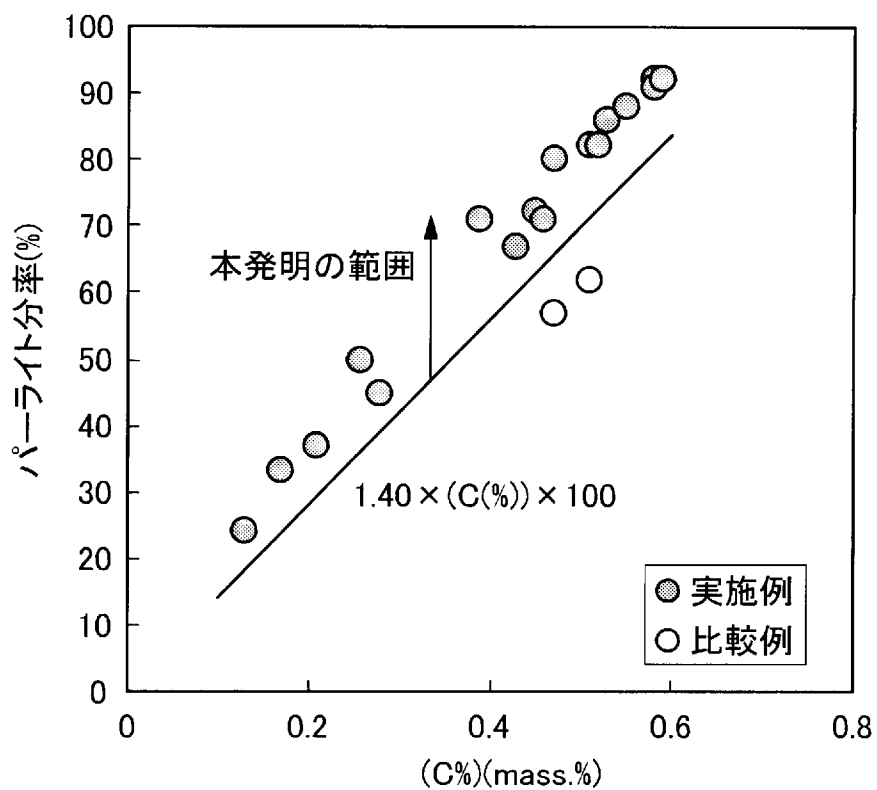
[図3]



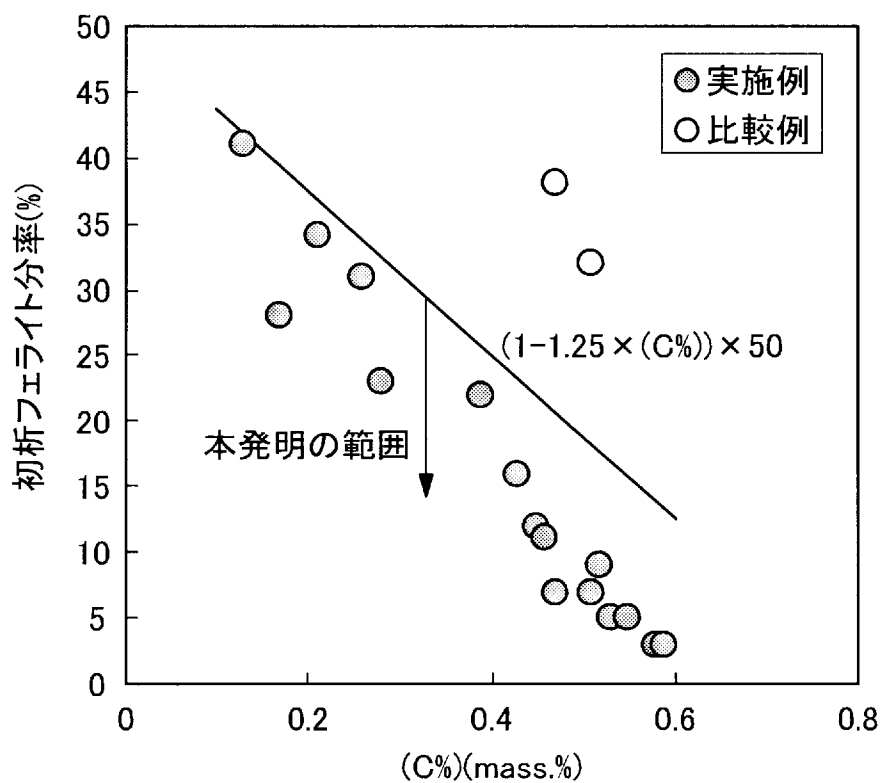
[図4]



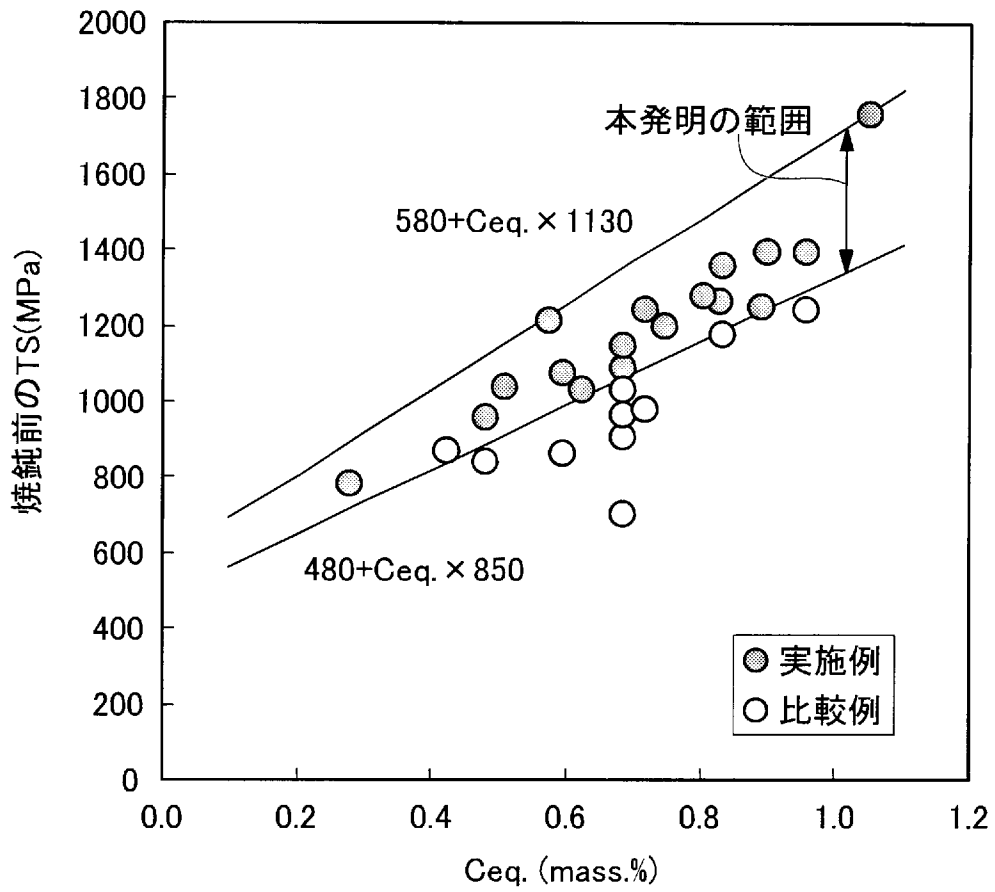
[図5]



[図6]



[図7]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2010/067925

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D1/46(2006.01)i, C21D8/06(2006.01)i, C22C38/24(2006.01)i, C22C38/54(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)

C22C38/00-38/60, C21D1/46, C21D8/06

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	1996-2011
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2011	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2011

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	JP 2006-316291 A (Nippon Steel Corp.), 24 November 2006 (24.11.2006), example 10 & WO 2006/088019 A1 & KR 10-2007-0086836 A & TW 200641144 A & CN 101098979 A	2-4
X	JP 2006-225701 A (Nippon Steel Corp.), 31 August 2006 (31.08.2006), claims; examples & WO 2006/088019 A1 & KR 10-2007-0086836 A & TW 200641144 A & CN 101098979 A	2
A	JP 2006-124774 A (Kobe Steel, Ltd.), 18 May 2006 (18.05.2006), (Family: none)	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

"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 January, 2011 (11.01.11)

Date of mailing of the international search report
25 January, 2011 (25.01.11)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2010/067925

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
P,X	JP 2010-159476 A (Nippon Steel Corp.), 22 July 2010 (22.07.2010), claims (Family: none)	1-4
P,A	JP 2009-275252 A (Nippon Steel Corp.), 26 November 2009 (26.11.2009), (Family: none)	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, C21D1/46(2006.01)i, C21D8/06(2006.01)i, C22C38/24(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. C22C38/00-38/60, C21D1/46, C21D8/06

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	1971-2011年
日本国実用新案登録公報	1996-2011年
日本国登録実用新案公報	1994-2011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
X	JP 2006-316291 A (新日本製鐵株式会社) 2006.11.24, 実施例10 &WO 2006/088019 A1 &KR 10-2007-0086836 A &TW 200641144 A &CN 101098979 A	2-4

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、一般的な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

11.01.2011

国際調査報告の発送日

25.01.2011

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)

佐藤 陽一

4K

9731

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
X	JP 2006-225701 A (新日本製鐵株式会社) 2006. 08. 31, 特許請求の範囲, 実施例 &WO 2006/088019 A1 &KR 10-2007-0086836 A &TW 200641144 A &CN 101098979 A	2
A	JP 2006-124774 A (株式会社神戸製鋼所) 2006. 05. 18 (ファミリーなし)	1-4
P, X	JP 2010-159476 A (新日本製鐵株式会社) 2010. 07. 22, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-4
P, A	JP 2009-275252 A (新日本製鐵株式会社) 2009. 11. 26 (ファミリーなし)	1-4