

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2006年10月5日 (05.10.2006)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2006/104261 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2006/307285
- (22) 国際出願日: 2006年3月30日 (30.03.2006)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願2005-103090 2005年3月31日 (31.03.2005) JP
特願2006-089276 2006年3月28日 (28.03.2006) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 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; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 嶋村 純二 (SHI-MAMURA, Junji) [JP/JP]; 〒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). 遠藤 茂 (ENDO, Shigeru) [JP/JP]; 〒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). 岡津 光浩 (OKATSU, Mitsuhiro) [JP/JP]; 〒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: 落合 憲一郎 (OCHIAI, Kenichiro); 〒1030027 東京都中央区日本橋二丁目1番10号 柳屋ビルディング7階 J F E テクノリサーチ株式会社 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, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, 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), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, 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ダンスノート」を参照。

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL PLATE AND PROCESS FOR PRODUCTION THEREOF, AND HIGH-STRENGTH STEEL PIPE

(54) 発明の名称: 高強度厚鋼板およびその製造方法、ならびに高強度鋼管

(57) Abstract: The invention provides a high-strength steel plate which exhibits excellent cutting-crack resistance, Charpy absorption energy and DWTT characteristics, a low yield ratio and a tensile strength of 900 MPa or above; a process for the production thereof; and high-strength steel pipes made by using the same. The high-strength steel plate is one which contains by mass C: 0.03 to 0.12%, Si: 0.01 to 0.5%, Mn: 1.5 to 3%, Al: 0.01 to 0.08%, Nb: 0.01 to 0.08%, Ti: 0.005 to 0.025%, N: 0.001 to 0.01%, and at least one of Cu: 0.01 to 2%, Ni: 0.01 to 3%, Cr: 0.01 to 1%, Mo: 0.01 to 1%, and V: 0.01 to 0.1% and satisfies the following relationship (1) as to the contents of Ca, O and S, whose microstructure is composed of ferrite and a hard second phase at an area fraction of ferrite of 10 to 50% with the cementite contained in the hard second phase having a mean particle diameter of 0.5 μm or below, and in which the content of Nb contained as carbide in the steel is at most 10% based on the whole Nb content of the steel. $1 \leq (1 - 130 \times [O]) \times [Ca] / (1.25 \times [S]) \leq 3 \dots (1)$

(57) 要約: 本発明は耐切断割れ性が良好であり、優れたシャルピー吸収エネルギーおよびDWTT特性を有するとともに低降伏比を示す、引張強度が900Mpa以上の高強度厚鋼板、その製造方法およびそれを用いた高強度鋼管を提供する。その解決手段として、質量%で、C: 0.03~0.12%、Si: 0.01~0.5%、Mn: 1.5~3%、Al: 0.01~0.08%、Nb: 0.01~0.08%、Ti: 0.005~0.025%、N: 0.001~0.01%、更にCu: 0.01~2%、Ni: 0.01~3%、Cr: 0.01~1%、Mo: 0.01~1%、V: 0.01~0.1%、の一種または二種以上を含有し、Ca、O、Sの含有量が下式を満たし、マイクロ組織がフェライト+硬質第2相であり、フェライトが面積分率で10~50%であり、第2相中のセメンタイトの平均粒径が0.5μm以下であり、鋼中に存在するNb等の炭化物に含まれるNb等が鋼中含有量の10%以下である。 $1 \leq (1 - 130 \times [O]) \times [Ca] / (1.25 \times [S]) \leq 3 \dots (1)$

WO 2006/104261 A1

明細書

高強度厚鋼板およびその製造方法、ならびに高強度鋼管

技術分野

本発明は、天然ガスや原油の輸送用として用いられる高強度ラインパイプ用厚鋼板およびその製造方法に関するものである。特に、せん断加工での切断の際、その切断に対する耐割れ性に優れ、高靱性 特にDWTT(Drop Weight Tear Test、落重引裂試験)特性に優れ、かつ降伏比(降伏強度を引張強度で除した値)が 0.85以下で、引張強度が 900MPa以上の低降伏比高強度ラインパイプ用鋼板およびその製造方法、ならびにそれを用いて製造した高強度鋼管に関する。

背景技術

天然ガスや原油の輸送用として使用されるラインパイプは、近年、高圧化による輸送効率の向上や薄肉化による現地溶接施工能率の向上のため、年々高強度化されるとともに大地震や凍土地帯における地盤変動によりラインパイプに大変形が生じても局部座屈による亀裂発生に至らないために高変形能(高変形能とは、例えば、外部応力に対して大きな一様伸びを示し座屈を防止することや低降伏比であるために伸びに余裕があること、などを意味する。)を有するという、引張強度800MPaを超えるラインパイプが既に実用化されている。近年では、さらに、引張強度900MPaを超えるラインパイプに対する要求が具体化されつつある。

このような高強度ラインパイプ用溶接鋼管用の厚鋼板の製造方法に関し、例えば特許文献1には、熱間圧延後2段冷却を行い、2段目の冷却停止温度を300℃以下とすることで、高強度化を達成する技術が開示されている。

また、特許文献2には、Cu析出強化を利用した高強度化のための加速冷却+時効熱処理条件に関する技術が開示されている。さらに、特許文献3には、管厚と外径との比に応じて、適切な第2相組織の面積分率を持たせることによって降伏比を示す、耐圧縮局部座屈性に優れた鋼管が開示されている。

しかしながら、特許文献1に記載された技術のように、冷却停止温度を低くして、低温変態生成する硬質なベイナイトまたはマルテンサイト組織を導入することで高強度化を達成した場合、冷却したままの鋼板を必要なサイズにせん断加工で切断する際、鋼中に残存する拡散性水素が原因で、切断した端面に割れ(以降、切断割れと称する)が発生する。引張強度900MPa未達の鋼板において高変形能を求めているが、降伏比が0.85以下のものは得られていない。

一方、特許文献2のように、加速冷却後に熱処理を行った場合、鋼中の水素は十分拡散させられるので、切断割れを抑制することはできるものの、熱処理過程でミクロ組織中にセメントイトが析出・粗大化し、靱性が低下し、特に脆性亀裂伝播停止特性の評価を行うDWT T (Drop Weight Tear Test)特性が劣化する。また、特許文献2は、高変形能を有することを指向していないので、降伏比が0.85以下のものは得られていない。

さらに、特許文献3に記載されている技術は、当該文献に記載されているように大地震や凍土地帯における地盤変動により、ラインパイプに大変形が生じて、亀裂発生にいたらないための高変形能を有するという要求に対応して、降伏強度を引張強度で除した降伏比(YR)を低くすることを指向するものであるが、この技術においては、鋼管の母材は第2相を有することからシャルピー吸収エネルギーが低くなり、外

因性の事故により発生する延性破壊の亀裂伝播停止特性(脆性破壊試験は、切り欠きを付け、または、これに代わる加工を施した試験片もしくは試験体に、静的或いは動的荷重を加えて行う。この試験において、衝撃荷重により脆性亀裂を発生させ、各温度における脆性破壊の伝播停止特性を求める。)に優れているとは言えないし、第1相がフェライト組織であるので引張り強度が900MPa以上のものは得られない。

【特許文献1】特開2003-293089号公報

【特許文献2】特開平08-311548号公報

【特許文献3】特開平09-184015号公報

発明の開示

本発明は、かかる事情に鑑みてなされたものであって、切断割れを起こさずにせん断加工することができる高強度厚鋼板および高強度鋼鋼管であってラインパイプとして使用する際に大地震などの地盤変動による大変形が生じても局部座屈による亀裂が発生しないように降伏比が低い特性を持たせることを第1の目的とし、さらに韌性にも優れる高強度鋼板、つまり耐切断割れ性が良好であり、優れたシャルピー吸収エネルギーおよびDWT特性を有するとともに0.85%以下の低降伏比を示す、引張強度が900MPa以上の高強度厚鋼板およびその製造方法および高強度鋼管を提供することを目的とする。

本発明者らは、上記課題を解決すべく鋭意研究を重ねた結果、以下の知見を得た。

1) 加速冷却したままの高強度厚鋼板の耐切断割れ性が劣るのは、鋼中の

拡散性水素がトラップサイトにトラップされることに起因しており、これを阻止するために、水素量を2 ppm未満とする必要があり、そのために少なくとも300℃以上での脱水素熱処理が必要である。具体的には、加速冷却停止後、直ちに再加熱を開始し、鋼板温度を300℃以上で昇温することで水素の拡散が促進され、その結果、鋼中に残留する水素の量が切断割れ発生限界量である2 ppmを下回る。

2) 軟質なフェライトと硬質なベイナイト及び/またはマルテンサイトを組み合わせた2相組織を基本とすることで高強度かつ低降伏比を達成することが可能であるが、Nb、Ti、Mo、Vの炭化物が形成されると析出強化により降伏強度が上昇して所望の低降伏比を得難くなるため、これら炭化物の析出物を極力抑えることが必要である。

3) 上記2相組織は、高強度かつ低降伏比を達成できるものの、延性破壊の亀裂伝播停止性能を評価する指標であるシャルピー吸収エネルギーについては、同じ強度レベルのベイナイトやマルテンサイト単相組織鋼よりも低くなる傾向にあるが、鋼中のO、Ca、Sを適切に制御して鋼中の介在物の形態を制御し、特に粗大なMnSを低減させることによりシャルピー吸収エネルギーを所望のレベルにすることが可能である。

4) 硬質なベイナイトおよび/またはマルテンサイトに存在するセメンタイトの平均粒径が0.5 μm以下であれば脆性亀裂伝播停止性能の指標であるDWTT特性が優れる。そして、再加熱時の加熱速度を速くすることで、加速冷却後に300℃以上の温度域に加熱してもセメンタイトをこのような微細な状態に保持することができ、DWTT特性を良好なものとすることができる。

本発明は、以上のような知見にもとづいて、更に検討を加えて完成されたものであり、以下の(1) - (5)を提供する。

(1) 高強度厚鋼板は、以下を含む；

質量%で、C:0.03~0.12%、Si:0.01~0.5%、Mn:1.5~3%、Al:0.01~0.08%、Nb:0.01~0.08%、Ti:0.005~0.025%、N:0.001~0.01%、O:0.003%以下、S:0.001%以下、Ca:0.0005~0.01%；且つ、
Cu:0.01~2%、Ni:0.01~3%、Cr:0.01~1%、Mo:0.01~1%、V:0.01~0.1%の内少なくとも一種の成分；

ここで、Ca、O、Sの含有量は、下記の(1)式を満たし、残部は、Feおよび不可避免的不純物からなり、 $1 \leq (1 - 130 \times [O]) \times [Ca] / (1.25 \times [S]) \leq 3 \dots (1)$

但し、上記(1)式において、[O]、[Ca]、[S]は各元素の鋼中含量(質量%)

更に、以下のマイクロ組織を含む；

- ・ フェライト+ベイナイト、フェライト+マルテンサイト、およびフェライト+ベイナイト+マルテンサイトのいずれかが面積分率で90%以上；且つ
- ・ フェライトが面積分率で10~50%；且つ
- ・ ベイナイトおよび/またはマルテンサイト中のセメンタイトの平均粒径が0.5 μ m以下；且つ
- ・ 鋼中に存在するNb、Ti、MoおよびVの少なくとも1種を含む単独炭化物またはこれらの二種以上を含む複合炭化物に含まれるNb、Ti、Mo、V量の総和が、鋼中に含有されるNb、Ti、MoおよびVの総和の10%以下。

(2) 上記の項目(1)に従う高強度厚鋼板は、更に、以下を含む；

質量%で、REM:0.0005~0.02%、Zr:0.0005~0.03%、Mg:0.0005~0.01%、の内、少なくとも一種の成分。

(3) 上記の項目(1)または(2)に従う高強度厚鋼板において、ベイナイトおよび/またはマルテンサイト中に存在するセメンタイトの平均粒径は、0.2 μ m以下である。

(4) 高強度厚鋼板を製造する方法は、以下を含む；

- ・上記の項目(1)または(2)に記載の成分組成を有する鋼を、1000~1200°Cに加熱後、圧延を開始する工程；
- ・950°C以下の温度域での、(圧下回数 total としての)累積圧下量が67%以上となるように圧延を行う工程；
- ・Ar₃点以上、Ar₃点+100°C以下の温度で圧延を終了する工程；
- ・引き続き、Ar₃点-50°C以上、Ar₃点未満の温度から、250°C未満まで、平均冷却速度20~80°C/sの加速冷却を開始する工程；
- ・250°C未満の温度域で冷却を停止する工程；及び、
- ・冷却後ただちに、平均昇温速度を5°C/s以上として300°C以上450°C以下の温度に再加熱する工程。

(5) 高強度鋼管は、以下からなる；

上記の項目(1)から(3)のいずれかに記載の高強度鋼板を用いた高強度鋼管。

なお、本発明において、高強度とは引張強度900MPa以上であり、高靱性とは、試験温度-30°Cでのシャルピー吸収エネルギー200J以上で、かつ試験温度-30°CでのDWTTにおける脆性破面率が、75%以上であり、低降伏比とは0.85以下である。また、本発明で対象とする厚鋼板とは、板厚10mm以上の鋼板である。

本発明によれば、耐切断割れ性が良好であり、優れたシャルピー吸収エネルギーおよびDWTT特性を有するとともに0.85以下の低降伏比を示し、引張強度が900MPa以上の高強度厚鋼板を得ることができ、産業上極めて有用である。

発明を実施するための最良の形態

以下、本発明について、成分組成、組織、製造方法に分けて具体的に説明する。

[成分組成]

まず、本発明の高強度厚鋼板の成分組成について説明する。なお、以下において%は質量%を意味する。

C: 好ましくは、0.03~0.12%

Cは低温変態組織においては過飽和固溶することで強度上昇に寄与する。この効果を得るためには0.03%以上含有することが必要であるが、その量が0.12%を超えると、パイプに加工した時に、パイプの円周溶接部の硬度上昇が著しくなり、溶接低温割れが発生しやすくなる。このため、C含有量を0.03~0.12%とする。

Si: 好ましくは、0.01~0.5%以下

Siは脱酸材として作用し、さらに固溶強化により鋼材の強度を増加させる元素であるが、その量が0.01%未満ではその効果が得られず、0.5%を超えると靱性が著しく低下する。このため、Si含有量を0.01~0.5%とする。

Mn: 好ましくは、1.5~3%

Mnは焼入性向上元素として作用する。その効果はその量が1.5%以上で発揮されるが、連続鋳造プロセスでは中心偏析部の濃度上昇が著しく、3%を超えると偏析部での遅れ破壊の原因となる。このため、Mn含有量を1.5~3%の範囲とする。

Al: 好ましくは、0.01~0.08%

Alは脱酸元素として作用する。その含有量が0.01%以上で十分な脱酸効果が得られるが、0.08%を超えると鋼中の清浄度が低下し、靱性劣化の原因となる。このため、Al含有量を0.01~0.08%とする。

Nb: 好ましくは、0.01~0.08%

Nbは熱間圧延時のオーステナイト未再結晶領域を拡大する効果があり、特に950°C以下を未再結晶領域とするため、0.01%以上含有させる。しかし、その量が0.08%を超えると、溶接した際のHAZの靱性を著しく損ねる。このため、Nbの含有量を0.01~0.08%とする。

Ti: 好ましくは、0.005~0.025%

Tiは窒化物を形成し、鋼中の固溶N量低減に有効である他、析出したTiNのピンニング効果によりオーステナイト粒の粗大化を抑制することで、母材、HAZの靱性向上に寄与する。必要なピンニング効果を得るためにはその含有量を0.005%以上とすることが必要であるが、0.025%を超えると炭化物を形成するようになり、それによる析出硬化によって靱性が著しく劣化してしまう。このため、Ti含有量を0.005~0.025%とする。

N: 好ましくは、0.001~0.01%

Nは通常鋼中の不可避不純物として存在するが、前述の通りTi添加を行うことで、オーステナイト粒の粗大化を抑制するTiNを形成する。必要とするピンニング効果を得るためには、その含有量が0.001%以上であることが必要であるが、0.01%を超えると、溶接部、特に溶融線近傍で1450°C以上に加熱されたHAZでTiNが分解し、固溶Nの悪影響が著しくなる。このため、N含有量を0.001~0.01%とする。

Cu、Ni、Cr、Mo、Vの一種または二種以上

Cu、Ni、Cr、Mo、Vはいずれも焼入性向上元素として作用するため、高強度化を目的に、これらの元素の一種または二種以上を以下に示す範囲で含有させる。

Cu: 好ましくは、0.01~2%

Cuは0.01%以上で鋼の焼入性向上に寄与する。しかし、2%を超えて含有させると靱性の劣化が生じる。このため、Cuを添加する場合には、その含有量を0.01~2%とする。

Ni: 好ましくは、0.01～3%

Niは0.01%以上添加することで鋼の焼入性向上に寄与する。特に、多量に添加しても韌性劣化を生じないため、強靱化に有効であるが、高価な元素であり、かつ3%を超えても効果が飽和する。このため、Niを添加する場合には、その含有量を0.01～3%とする。

Cr: 好ましくは、0.01～1%

Crもまた0.01%以上含有することで鋼の焼入性向上に寄与するが、1%を超えると韌性が劣化する。このため、Crを添加する場合には、その含有量を0.01～1%とする。

Mo: 好ましくは、0.01～1%

Moもまた0.01%以上含有することで鋼の焼入性向上に寄与するが、1%を超えると韌性が劣化する。このため、Moを添加する場合には、その含有量を0.01～1%とする。

V: 好ましくは、0.01～0.1%

Vは炭窒化物を形成することで析出強化し、特に溶接熱影響部の軟化防止に寄与する。この効果は0.01%以上で得られるが、0.1%を超えると析出強化が著しく韌性が低下してしまう。このため、Vを添加する場合には、その含有量を0.01～0.1%とする。

Ca: 好ましくは、0.0005～0.01%

製鋼プロセスにおいて、Ca含有量が0.0005%未満の場合、脱酸反応支配でCaSの確保が難しく韌性改善効果が得られず、一方、Ca含有量が0.01%を超えた

場合、粗大CaOが生成しやすくなり、母材を含めて靱性が低下する上に、取鍋のノズル閉塞の原因となり、生産性を阻害する。このため、Ca含有量を0.0005~0.01%とする。

O: 好ましくは、0.003%以下、S:0.001%以下

本発明において、O、Sは不可避的不純物であり含有量の上限を規定する。Oの含有量は、粗大で靱性に悪影響を及ぼす介在物の生成を抑制する観点から0.003%以下とする。

また、Caを添加することでMnSの生成が抑制されるが、Sの含有量が多いとCaによる形態制御でもMnSを抑制しきれないため、0.001%以下とする。

$$1 \leq (1 - 130 \times [O]) \times [Ca] / (1.25 \times [S]) \leq 3$$

本パラメータ式は、優れた靱性を得るために、鋼中O、S含有量とCa含有量との関係を規定したものであり、この範囲を満たすことにより、粗大で靱性に悪影響を及ぼす介在物生成を抑制するとともに、過剰なCa添加により生成するCaO・CaSの粗大化を抑制し、シャルピー吸収エネルギーの低下を防止する。

以下、具体的に説明する。

Caは硫化物形成能を持ち、添加されると製鋼時の溶鋼中でシャルピー吸収エネルギーを低下させるMnSの生成を抑制し、代わりに比較的靱性に無害なCaSを形成する。ただし、Caは酸化物形成元素でもあるため、まず酸化物として消費される分を見込んだ量を添加する必要がある。すなわち、粗大で靱性に悪影響を及ぼす介在物生成抑制の観点から、 $O \leq 0.003\%$ 、 $S \leq 0.001\%$ とした上で、CaO生成成分を除いた有効CaO量(Ca*)を実験結果の回帰による下記(a)式のように規定し、さらに下記(b)式に示すように、CaとSの化学量論比1.25で有効Ca*を割った値が鋼中S量になるようにCaを添加した場合、鋼中Sが全てCaSの生成に費やされる。

$$Ca^* = (1 - 130 \times [O]) \times [Ca] \quad \dots\dots(a)$$

$$[S] \leq Ca^* / 1.25 \quad \dots\dots(b)$$

一方、Ca含有量が過剰になると、生成するCaO・CaSの粗大化が生じ、シャルピ一吸収エネルギーが低下することも判明した。実験室的な検討結果より、このCa粗大化を抑制するには、以下の(c)式を満たすことが求められる。

$$3 \cdot [S] \geq Ca^* / 1.25 \quad \dots (c)$$

以上の検討結果により、上記(b)式と(c)式で挟まれる範囲として以下の(1)式を規定する。

$$1 \leq (1 - 130 \times [O]) \times [Ca] / (1.25 \times [S]) \leq 3 \quad \dots (1)$$

ただし、上記(1)式、(a)～(c)式の[O]、[Ca]、[S]は各元素の鋼中含有量(質量%)である。

REM、Zr、Mgの一種または二種以上

これらは、溶接部の靱性をさらに向上させる観点から、上記基本成分に加え、必要に応じて添加する。

REM:0.0005～0.02%

REMは鋼中で酸硫化物を形成し、0.0005%以上含有させることで溶接熱影響部の粗大化を防止するピンニング効果をもたらす。しかし、高価な元素であり、かつ0.02%を超えても効果が飽和する。このため、REMを添加する場合には、その含有量を0.0005～0.02%とする。

Zr:0.0005～0.03%

Zrは鋼中で炭窒化物を形成し、特に溶接熱影響部においてオーステナイト粒の粗大化を抑制するピンニング効果をもたらす。十分なピンニング効果を得るためには0.0005%以上の添加が必要であるが、0.03%を超えると鋼中の清浄度が著しく低下し、靱性が低下するようになる。このため、Zrを添加する場合には、その含有量を0.0005～0.03%とする。

Mg: 0.0005~0.01%

Mgは製鋼過程で鋼中に微細な酸化物として生成し、特に、溶接熱影響部においてオーステナイト粒の粗大化を抑制するピンニング効果をもたらす。十分なピンニング効果を得るためには0.0005%以上の添加が必要であるが、0.01%を超えると鋼中の清浄度が著しく低下し、靱性が低下するようになる。このため、Mgを添加する場合には、その含有量を0.0005~0.01%とする。

[マイクロ組織]

次に、マイクロ組織について説明する。

・フェライト+ベイナイト、フェライト+マルテンサイト、フェライト+ベイナイト+マルテンサイトのいずれかが面積分率で90%以上

軟質なフェライトと硬質相の2相組織とすることで引張強度が高く、降伏強度が低くなり、高強度と低降伏比とを両立させることができる。そして、900MPa以上の強度を得るためには、硬質相をベイナイトまたはマルテンサイトまたはこれらの混合組織とする。すなわち、フェライト+ベイナイト、フェライト+マルテンサイト、およびフェライト+ベイナイト+マルテンサイトのいずれかとする。これらフェライトと硬質相の合計の面積分率が90%以上であれば、所望の強度および降伏比を得ることができる。望ましくは、95%以上である。すなわち、10%未満の残留 γ 、島状マルテンサイト、パーライト等の存在は許容される。靱性の観点から、硬質相を構成するベイナイトおよび/またはマルテンサイトは、板厚方向厚さが30 μ m以下の細粒オーステナイトから変態した組織であることが望ましい。

・フェライトの面積分率が10~50%

フェライトが10%未満の場合、ほとんどベイナイトあるいはマルテンサイト単相組織と挙動が変わらず、降伏強度が高いままとなり、所望の低降伏比を達成することが困難となる。一方、フェライトが50%を超えると、軟質なフェライトが主体となり引張強

度が大きく低下し、900MPaを超える高強度を達成することが困難となる。好ましくは10～30%である。30%以下とすることで安定して高い引張強度を得ることができ。さらに、靱性向上の観点からフェライトの平均粒径が20 μ mの細粒であることが好ましい。

・ベイナイト及び／またはマルテンサイト中のセメンタイトの平均粒径が0.5 μ m以下

切断割れ防止のために焼戻しを行うことで、硬質相中、すなわちベイナイトおよび／またはマルテンサイト中にセメンタイトが析出する。焼戻し条件でこのセメンタイトが0.5 μ mを超える大きさに粗大化してしまうと、DWTT特性の劣化およびシャルピー吸収エネルギーの低下を生じる。このため、ベイナイトおよび／またはマルテンサイト中のセメンタイトの平均粒径を0.5 μ m以下とする。特にセメンタイトの平均粒径を0.2 μ m以下として一層粗大化を抑制することにより、シャルピー吸収エネルギーをより上昇させることができるので、セメンタイトの平均粒径は0.2 μ m以下が好ましい。なお、セメンタイトの平均粒径は以下の手法を用いて測定される。まず、板圧延方向断面に平行にマイクロ組織観察用サンプルを採取し、鏡面研磨後、スピードエッチング処理を行ってから走査型電子顕微鏡にて観察を行い、無作為10視野で顕微鏡写真を撮影する。この顕微鏡写真から個々のセメンタイト粒子の円相当直径を画像解析にて算出し、その平均値を計算で求める。

・鋼中に存在するNb、Ti、MoおよびVのいずれか1種を含む単独炭化物またはこれらの2種以上を含む複合炭化物に含まれるNb、Ti、Mo、V量の総和が、鋼中に含有されるNb、Ti、MoおよびVの総和の10%以下(質量%にて)。

せん断割れ防止のために焼戻しを行うことで、セメンタイト以外にもNb、Ti、MoおよびVの炭化物が鋼中に析出する。これらの元素の炭化物として析出した量の総和がこれらの鋼中含量の10%を超えると析出強化が生じ、特に降伏強度が上昇することにより低降伏比の目標値を達成し難くなる。このため、これら炭化物形成元素の炭化物を形成する量を10%以下とする。

[製造条件]

次に、製造条件について説明する。

(1)熱間圧延

加熱温度:1000~1200°C

熱間圧延する際、鋼片全体をオーステナイト化するため、1000°C以上に加熱する必要がある。一方、1200°Cを超える温度まで鋼片を加熱すると、TiNピンニングによってもオーステナイト粒成長が著しく、母材靱性が劣化する。このため、加熱温度を1000~1200°Cとする。

950°C以下の温度域での累積圧下量:67%以上

前述の通り、Nb添加によって950°C以下はオーステナイト未再結晶域である。この温度域にて(圧下回数 of トータルとしての)累積大圧下を行うことにより、オーステナイト粒が伸展し、特に板厚方向では細粒となり、この状態で加速冷却して得られる鋼の靱性は良好となる。しかし、累積圧下量が67%未満では、細粒化効果は不十分であり、鋼の靱性向上効果が得難いため、累積圧下量を67%以上とする。靱性向上効果を一層高めるための好適な範囲は75%以上である。

圧延終了温度:Ar₃点以上、Ar₃点+100°C以下

圧延終了温度がAr₃点より低い場合、フェライト変態温度域で圧延することとなり、変態生成したフェライトが大きく加工され、シャルピー吸収エネルギーが低下する。一方、Ar₃点+100°Cを超える高い温度で圧延を終了した場合、オーステナイト未再結晶域圧延による細粒化効果が不十分となる。これに対して、Ar₃点以上、Ar₃点+100°C以下の範囲で圧延を終了することにより、オーステナイト未再結晶域圧延によるオーステナイト細粒化効果を十分確保することができる。このため、圧延終了温度をAr₃点以上、Ar₃点+100°C以下とする。

(2) 加速冷却

加速冷却の冷却開始温度: Ar_3 点 $-50^{\circ}C$ 以上、 Ar_3 点未満

低降伏比化を実現するため軟質なフェライト組織を変態生成させる必要があるが、加速冷却を行うとフェライト変態は抑制されるため、熱間圧延後加速冷却を開始するまでの間の空冷過程でフェライトを変態させる。このため、加速冷却の冷却開始温度を Ar_3 点未満とする。一方、冷却開始温度を Ar_3 点 $-50^{\circ}C$ 未満とすると、フェライト組織の面積率が50%を超え、必要な引張強度を確保することができなくなるので、下限を Ar_3 点 $-50^{\circ}C$ とする。

加速冷却の平均冷却速度: $20\sim 80^{\circ}C/s$

ベイナイトおよび/またはマルテンサイトからなる硬質な第2相組織を得るために $20^{\circ}C/s$ 以上で加速冷却を行う。一方、冷却速度が $80^{\circ}C/s$ を超えても得られる組織が変わらず材質が飽和することから上限を $80^{\circ}C/s$ とする。なお、ここでの冷却速度は、板厚中心部の平均冷却速度(冷却開始温度と冷却停止温度の差を所要時間で除した値)のことを指す。

加速冷却の冷却停止温度: $250^{\circ}C$ 以下

鋼板の高強度化のため、加速冷却の停止温度を下げ、低温で変態するベイナイトやマルテンサイト組織を生成させる。冷却停止温度が $250^{\circ}C$ を超えると、変態が不十分なまま加速冷却を止めることとなり、残った未変態組織が粗く靱性低下の原因となるので、冷却停止温度は $250^{\circ}C$ 以下とする。

(3) 再加熱処理

加速冷却で低温変態させて高強度化させた鋼板は、加速冷却後、空冷させても鋼中の拡散性水素が残留し、切断割れが生じることがある。そこで、冷却停止後、速やかに再加熱処理を行う。再加熱処理の方法は、炉加熱、誘導加熱などのいずれでもかまわない。この再加熱処理条件は本発明鋼板の特性を得るために重要な条件である。

加熱温度：300～450℃

再加熱温度が300℃未満の場合、十分水素が拡散せず、切断割れを防止することができないため、再加熱温度は300℃以上とする。一方、降伏比0.85以下を得るために降伏強度の上昇を抑える必要があるため、再加熱時に、Nb、Ti、Mo、Vの炭化物の析出量が増加して析出強化が増加しないように上限温度を450℃とする。

平均昇温速度：5℃/s 以上

加速冷却を停止した鋼をただちに再加熱することで、加速冷却によって変態生成したベイナイトあるいはマルテンサイト中に過飽和固溶している炭素がセメンタイトとして均質・微細に析出する。そして、300℃を超える温度域からセメンタイトは凝集・粗大化する傾向にある。高強度鋼板の靱性の評価として特に脆性亀裂伝播停止性能を評価するDWTT特性があるが、特にこの特性に関する本発明者らの研究の結果、加熱時の昇温速度を速くして前記凝集過程を抑制し、セメンタイトの粗大化を阻止することが優れたDWTT特性を得るのに効果があり、そのためには昇温速度を5℃/s以上とすれば、セメンタイトをほぼ析出直後の微細な状態を維持して優れたDWTT特性を得ることができることを見出した。このため、昇温速度を5℃/s以上とする。なお、ここでの昇温速度は、板厚中心部の平均昇温速度(再加熱開始温度と再加熱温度の差を所要時間で除した値)のことを指す。

再加熱開始時期： 再加熱冷却停止後ただちに行う。

再加熱までの時間が長いと、その間の空冷過程での温度低下によって水素が拡散しにくくなり、100℃まで低下してしまうと水素は、ほとんど拡散されなくなるため、加速冷却停止後ただちに再加熱を開始する。加熱開始時期は、加速冷却停止後300秒以内が好ましく、100秒以内がさらに好ましい。

なお、本発明において Ar_3 点は、鋼板圧延後の冷却過程においてフェライト変態が開始する温度であり、各元素の鋼中含有量(質量%)から、 $Ar_3 = 910 - 310C -$

80Mn-20Cu-55Ni-15Cr-80Moを用いて計算することが望ましいが、特に規定しない。

以上のような本発明の高強度厚鋼板は、定法に従ってパイプに成形し、端部を溶接することによってラインパイプ等に用いられる高強度鋼管とすることができる。

【実施例】

表1に示す化学組成の鋼を用い、表2に示す熱間圧延・加速冷却・再加熱条件で鋼板A~Kを作製した。なお、再加熱は、加速冷却設備と同一ライン上に設置した誘導加熱型の加熱装置を用いて行った。

表 1

鋼種	(mass%)																			
	C	Si	Mn	Al	Nb	Ti	N	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ca	S	O	REM	Zr	Mg	式(1)	Ar ₃
A	0.035	0.10	2.10	0.030	0.031	0.012	0.004	0.40	0.40	0.05	0.22	0.041	0.0018	0.0005	0.002	-	-	-	2.1	683
B	0.042	0.10	2.04	0.030	0.030	0.012	0.004	0.40	0.70	0.20	0.40	0.045	0.0016	0.0004	0.002	-	-	-	2.4	652
C	0.045	0.10	1.95	0.030	0.033	0.011	0.004	0.20	0.40	0.30	0.40	0.040	0.0012	0.0006	0.002	-	-	-	1.2	678
D	0.048	0.09	2.21	0.030	0.025	0.010	0.003	0.40	0.70	0.50	0.40	0.040	0.0015	0.0005	0.002	0.0015	-	-	1.8	632
E	0.052	0.11	2.12	0.030	0.028	0.012	0.004	0.40	0.90	0.20	0.20	0.045	0.0018	0.0004	0.002	-	0.0018	-	2.7	648
F	0.065	0.10	2.05	0.030	0.030	0.010	0.003	0.50	0.60	0.20	0.20	0.042	0.0012	0.0003	0.002	-	-	0.0014	2.4	664
G*	0.130*	0.10	2.05	0.030	0.030	0.012	0.004	0.40	0.40	0.20	0.20	0.036	0.0016	0.0008	0.002	-	-	-	1.2	657
H*	0.046	0.11	1.40*	0.030	0.032	0.012	0.004	0.50	0.45	0.20	0.20	0.040	0.0018	0.0008	0.002	-	-	-	1.3	730
J*	0.051	0.12	2.08	0.030	0.031	0.011	0.004	0.40	0.90	0.20	0.20	0.043	0.0021	0.0028*	0.002	-	-	-	0.4*	651
K*	0.053	0.09	2.13	0.030	0.029	0.011	0.003	0.40	0.90	0.20	0.20	0.044	0.0038	0.0008	0.001	-	-	-	3.3*	647

注 1: *印は本発明の範囲外であることを示す

注 2: 式(1): $1 \leq (1-130 \times [O]) \times [Ca] / (1.25 \times [S]) \leq 3$

[O],[Cu],[S]は含有量

注 3: Ar₃C=910-310C-80Mn-20Cu-55Ni-15Cr-80Mo

C,Mn,Cu,Ni,Cr,Mo は含有量

表 2

No.	鋼種	板厚 (mm)	加熱温度 (°C)	950°C以下 累積圧下量 (°C)	圧延終了温度 (°C)	冷却開始温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	再加熱開始までの時間 (s)	再加熱昇温速度 (°C/s)	再加熱温度 (°C)	備考
1	A	15	1180	75	740	660	45	200	90	8	350	本発明例
2	B	15	1180	80	720	640	45	200	95	7	400	
3	C	15	1180	75	730	660	50	200	80	7	350	
4	C	15	1180	75	720	650	45	200	90	8	400	
5	C	15	1180	75	720	670	50	200	85	10	450	
6	D	15	1180	70	700	610	45	200	90	7	350	
7	E	20	1150	75	720	620	35	200	95	7	400	
8	F	20	1150	75	750	620	40	200	90	8	400	
9.	C	15	1180	75	660*	620*	45	200	100	8	350	比較例
10	C	15	1180	75	750	700*	45	200	95	10	350	
11	C	15	1180	75	720	650	50	300*	100	7	480*	
12	C	15	1180	75	710	640	45	200	85	0.5*	450	
13	C	15	1180	75	720	650	50	200	330*	8	300	
14	C	15	1180	75	720	650	50	200	95	6	250*	
15	C	15	1180	75	720	650	45	200	90	7	550*	
16	G*	20	1150	75	700	640	40	200	95	7	350	
17	H*	15	1150	80	760	700	45	200	100	10	400	
18	J*	15	1150	75	730	630	40	200	95	7	350	
19	K*	15	1150	75	730	630	40	200	90	7	350	

注:*印は本発明の範囲外であることを示す

得られた鋼板をせん断機により20箇所切断し、その後、鋼板切断面を磁粉探傷により調査し、切断割れが認められた切断端面の数を求めた。ここで、1つの端面内に複数の割れが確認できた場合でも、端面としては1つなので、切断割れの発生数は1とした。全ての切断箇所において切断割れが認められない場合(切断割れ発生数0)を良好とした。

次に、得られた鋼板の強度と靱性を評価するために、API-5Lに準拠した全厚引張試験片およびDWTT試験片を採取し、板厚中央位置からJIS Z2202(1980)のVノッチシャルピー衝撃試験片を採取して、鋼板の引張試験、DWTT試験(試験温度 -30°C)およびシャルピー衝撃試験(試験温度 -30°C)を実施した。また、板圧延方向断面に平行にマイクロ組織観察用サンプルを採取し、鏡面研磨後、硝酸アルコールエッチング処理を行ってから光学顕微鏡にて組織観察を行い、鋼のマイクロ組織の種類を調査した。(表3において、F:フェライト、B:ベイナイト、M:マルテンサイト)。次に、再度鏡面研磨後、スピードエッチング処理を行ってから走査型電子顕微鏡にて観察を行い、無作為10視野で顕微鏡写真を撮影する。この顕微鏡写真から個々のセメント粒子の円相当直径を画像解析にて算出し、その平均値を計算した。鋼板のせん断加工試験結果、母材の強度・靱性試験結果をまとめて表3に示す。(なお、鋼種Aについて鋼管にしたが、厚鋼板とほぼ同等であった。)

表 3

No.	鋼種	板厚 (mm)	母材ミクロ組織中			セメント 平均粒径 (μ m)	Nb, Ti, Mo, V のいずれか からなる炭化物中に 含まれる Nb, Ti, Mo, V の 合計の添加合計に 対する割合 (%)	切断割れ 発生数	母材 降伏 強度 (MPa)	母材 引張 強度 (MPa)	母材 降伏比	母材靱性		備考
			F分率 (%)	B+M分率 (%)	その他(%)							vE-30 (J)	DWTT SA-30 (%)	
1	A	15	20	75	5(島状マルテンサイト)	0.1	5.2	0	788	935	0.84	285	100	本発明例
2	B	15	15	80	5(島状マルテンサイト)	0.2	4.3	0	784	948	0.83	258	95	
3	C	15	15	85	-	0.1	3.9	0	784	942	0.83	264	95	
4	C	15	25	75	-	0.2	4.4	0	820	960	0.85	244	95	
5	C	15	12	85	-	0.2	8.3	0	814	954	0.85	253	95	
6	D	15	15	85	-	0.2	3.6	0	825	985	0.84	234	90	
7	E	20	30	70	-	0.2	5.6	0	816	982	0.83	242	90	
8	F	20	40	60	-	0.3	5.2	0	864	1026	0.84	215	90	
9*	C	15	52*	45	3(パーライト)	0.1	4.2	0	710	845*	0.84	245	90	
10	C	15	0*	100	-	0.1	4.1	0	865	950	0.91*	165*	65*	
11	C	15	25	70	5(島状マルテンサイト)	0.4	10.4*	0	855	930	0.92*	146*	85	
12	C	15	30	65	5(島状マルテンサイト)	0.9*	7.9	0	805	945	0.85	168*	45*	
13	C	15	30	70	-	0.7	3.9	7*	791	951	0.83	231	90	
14	C	15	25	75	-	0.1	3.4	10*	812	968	0.84	236	85	
15	C	15	20	75	5(パーライト)	0.6*	16.7*	0	823	882*	0.93*	191*	75*	
16	G*	20	15	85	-	0.4	5.1	6*	845	1085	0.78	188*	85	
17	H*	15	30	60	10(パーライト)	0.1	5.9	0	745	875*	0.85	265	95	
18	J*	15	25	75	-	0.2	4.2	0	803	947	0.85	145*	90	
19	K*	15	20	80	-	0.2	3.7	0	809	979	0.85	164*	90	

注:*印は本発明の範囲外であることを示す

化学組成および圧延・冷却・再加熱条件が本発明の範囲内である、本発明例1～8は切断割れが発生することなく、かつ高強度・高靱性・低降伏比を示した。

これに対して、本発明の範囲を外れる比較例はこれらのいずれかの特性が劣っていた。具体的には、圧延終了温度が本発明の範囲よりも低い比較例No. 9は、フェライト組織の分率が高くなったために強度が低下した。また、冷却開始温度が本発明の範囲よりも高い比較例No. 10は、 A_{r3} 点以下のフェライト変態が起こらなかったため降伏比が高く、シャルピー吸収エネルギーおよびDWTT特性が低下した。冷却停止温度が本発明の範囲よりも高くかつ再加熱温度が上限を超えた比較例No. 11は、ベイナイト組織は得られたものの低い温度で変態できず、粗い組織となったため、シャルピー吸収エネルギーが低下し、さらに、再加熱時に炭化物の析出が生じたために降伏比(YR)が高くなった。再加熱昇温速度が本発明の範囲よりも低い比較例No. 12は、セメントイトの粗大化が起こったために、シャルピー吸収エネルギーおよびDWTT特性が低下した。再加熱開始までの時間が300秒を超えた比較例 No.13は切断割れを起こした。再加熱温度が本発明の範囲よりも低い比較例No. 14は、加熱温度が低すぎて十分な脱水素が起こらなかったため、切断割れが多数発生した。再加熱温度が本発明の範囲よりも高い比較例No. 15は、炭化物の析出量が増加し、析出強化が起きたことで降伏比(YR)が高くなった。鋼板のC含有量が本発明の範囲よりも高い鋼種Gを用いた比較例No. 16は、高い強度を示したものの、セメントイトの密度が高くなりすぎて切断割れを起こした。また、シャルピー吸収エネルギーも低かった。鋼板のMn含有量が本発明の範囲よりも低い鋼種Hを用いた比較例No. 17は、強度が低かった。鋼板のS量が上限を超え、かつ(1)式で規定される関係を満たさない鋼種Jを用いた比較例No. 18は、MnS系介在物が存在し、清浄度が低いため、シャルピー吸収エネルギーが低かった。さらに、個々の化学成分は本発明の範囲内であるものの、やはり(1)式で規定される関係を満たさない鋼種Kを用いた比較例No. 19は、MnS介在物は抑制されたもののCaが過剰となりCa系介在物による清浄度低下の結果、シャルピー吸収エネルギーが低下した。

産業上の利用可能性

本発明は、耐切断割れ性が良好であり、優れたシャルピー吸収エネルギーおよび DWTT 特性を有するとともに 0.85 以下の低降伏比を示す、引張強度が 900MPa 以上の高強度厚鋼板を提供するので、天然ガスや原油の輸送用のラインパイプに好適である。

請求の範囲

1. 高強度厚鋼板は、以下を含む；

質量%で、C:0.03~0.12%、Si:0.01~0.5%、Mn:1.5~3%、Al:0.01~0.08%、Nb:0.01~0.08%、Ti:0.005~0.025%、N:0.001~0.01%、O:0.003%以下、S:0.001%以下、Ca:0.0005~0.01%；且つ、

Cu:0.01~2%、Ni:0.01~3%、Cr:0.01~1%、Mo:0.01~1%、V:0.01~0.1% の内少なくとも一種の成分；

ここで、Ca、O、Sの含有量は、下記の(1)式を満たし、残部は、Feおよび不可避免的不純物からなり、 $1 \leq (1 - 130 \times [O]) \times [Ca] / (1.25 \times [S]) \leq 3 \dots (1)$

但し、上記(1)式において、[O]、[Ca]、[S]は各元素の鋼中含有量(質量%)
更に、ミクロ組織において、

・ フェライト+ベイナイト、フェライト+マルテンサイト、およびフェライト+ベイナイト+マルテンサイトのいずれかが面積分率で90%以上；且つ

・ フェライトが面積分率で10~50%；且つ

・ ベイナイトおよび/またはマルテンサイト中のセメンタイトの平均粒径が0.5 μ m以下；且つ

・ 鋼中に存在するNb、Ti、MoおよびVの少なくとも1種を含む単独炭化物またはこれらの二種以上を含む複合炭化物に含まれるNb、Ti、Mo、V量の総和が、鋼中に含有されるNb、Ti、MoおよびVの総和の10%以下(質量%にて)。

2. 請求の範囲1に従う高強度厚鋼板は、更に、以下を含む；

質量%で、REM:0.0005~0.02%、Zr:0.0005~0.03%、Mg:0.0005~0.01%、の内、少なくとも一種の成分。

3. 請求の範囲1または2に従う高強度厚鋼板において、ベイナイトおよび／またはマルテンサイト中に存在するセメンタイトの平均粒径は、 $0.2\mu\text{m}$ 以下である。
4. 高強度厚鋼板を製造する方法は、以下を含む；
 - ・請求の範囲1または2に記載の成分組成を有する鋼を、 $1000\sim 1200^{\circ}\text{C}$ に加熱後、圧延を開始する工程；
 - ・ 950°C 以下の温度域での累積圧下量が67%以上となるように圧延を行う工程；
 - ・ Ar_3 点以上、 Ar_3 点 $+100^{\circ}\text{C}$ 以下の温度で圧延を終了する工程；
 - ・引き続き、 Ar_3 点 -50°C 以上、 Ar_3 点未満の温度から、冷却速度 $20\sim 80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の加速冷却を開始する工程；
 - ・ 250°C 未満の温度域で冷却を停止する工程； 及び、
 - ・ 冷却後ただちに、平均昇温速度を $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上として 300°C 以上 450°C 以下の温度に再加熱する工程。
5. 請求の範囲1から3のいずれかに記載の高強度鋼板を用いて製造した高強度鋼管。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2006/307285

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00 (2006.01), *C21D8/02* (2006.01)

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 (2006.01), *C21D8/02* (2006.01)

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.
A	JP 8-209287 A (Nippon Steel Corp.), 13 August, 1996 (13.08.96), Claims; Par. No. [0029] & WO 1996/23909 A1 & AU 9644966 A & EP 757113 A1 & KR 97-702385 A & US 5755895 A & CN 1148416 A	1-5
A	JP 11-302726 A (Nippon Steel Corp.), 02 November, 1999 (02.11.99), Claims; Par. Nos. [0003], [0004] (Family: none)	1-5
A	JP 10-17982 A (Nippon Steel Corp.), 20 January, 1998 (20.01.98), Claims (Family: none)	1-5

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

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

Date of the actual completion of the international search
16 June, 2006 (16.06.06)

Date of mailing of the international search report
27 June, 2006 (27.06.06)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2006/307285

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 2003-41341 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 13 February, 2003 (13.02.03), Claims; Par. No. [0022] & WO 2003/14408 A1 & EP 1413639 A1 & NO 2004-432 A & US 6958099 B2	1-5

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), C21D8/02(2006.01)

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(2006.01), C21D8/02(2006.01)

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*	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
A	JP 8-209287 A (新日本製鐵株式会社) 1996.08.13, 特許請求の範囲、 【0029】 &W0 1996/23909 A1&AU 9644966 A&EP 757113 A1&KR 97-702385 A&US 5755895 A&CN 1148416 A	1-5
A	JP 11-302726 A (新日本製鐵株式会社) 1999.11.02, 特許請求の範 囲、【0003】、【0004】 (ファミリーなし)	1-5
A	JP 10-17982 A (新日本製鐵株式会社) 1998.01.20, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-5
A	JP 2003-41341 A (住友金属工業株式会社) 2003.02.13, 特許請求の 範囲、【0022】 &W0 2003/14408 A1&EP 1413639 A1&NO 2004-432 A&US	1-5

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	の日の後に公表された文献
「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの	「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの	「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)	「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」同一パテントファミリー文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日 16.06.2006	国際調査報告の発送日 27.06.2006
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) 小川 武 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 請求の範囲の番号
	6958099 B2	