(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 6 月 3 日(03.06.2011)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2011/065578 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *B23K 9/23* (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01) *C21D 8/02* (2006.01)
B21C 37/08 (2006.01) *C22C 38/14* (2006.01)
B21C 37/30 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)
B23K 9/025 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2010/071527

(22) 国際出願日: 2010 年 11 月 25 日(25.11.2010)

(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 2009-267258 2009 年 11 月 25 日(25.11.2009) 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): 石川信行 **(ISHIKAWA, 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). 谷澤彰彦 **(TANIZAWA, Akihiko)** [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). 末吉仁 **(SUEYOSHI, Hitoshi)** [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). 堀江正之 **(HORIE, Masayuki)** [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). 清都泰光 **(KIYOTO, Yasumitsu)** [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 二丁目１番１０号 柳屋ビルディング 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, 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, 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 (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

WO 2011/065578 A1

(54) Title: WELDED STEEL PIPE FOR LINEPIPE WITH SUPERIOR COMPRESSIVE STRENGTH AND SUPERIOR TOUGHNESS, AND PROCESS FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称 : 高い圧縮強度および高い靭性に優れたラインパイプ用溶接鋼管及びその製造方法

(57) Abstract: A thick-walled steel pipe for linepipes is provided in which the decrease in yield stress caused by the Bauschinger effect is inhibited by optimizing the metallographic structure of a steel plate and in which the base metal and the weld heat-affected zone have excellent toughness. The welded steel pipe for linepipes, which has superior compressive strength and superior toughness, contains, in terms of mass%, 0.03-0.08% C, up to 0.10% Si, 1.00-2.00% Mn, up to 0.010% P, up to 0.0030% S, up to 0.06% Al, 0.005-0.020% Nb, 0.005-0.025% Ti, and 0.0010-0.0060% N, Ti (%)/N (%) being 2-4, the value of Ceq being 0.30 or more, and the remainder comprising Fe and incidental impurities. The steel pipe is characterized in that the metallographic structure of the base metal has specific values of the contents of bainite, island martensite (MA), and cementite, etc. and that the weld heat-affected zone has a specific metallographic structure. Also provided is a process for producing the welded steel pipe.

(57) 要約: 鋼板の金属組織を最適化することで、バウシンガー効果による降伏応力低下を抑制し、母材および溶接熱影響部の靭性にも優れた、厚肉のラインパイプ用鋼管を提供することを目的とする。具体的には、質量%で、Ｃ：０．０３～０．０８%、Ｓｉ：０．１０%以下、Ｍｎ：１．００～２．００%、Ｐ：０．０１０%以下、Ｓ：０．００３０%以下、Ａｌ：０．０６%以下、Ｎｂ：０．００５～０．０２０%、Ｔｉ：０．００５～０．０２５%、Ｎ：０．００１０～０．００６０%を含有し、Ｔｉ（%）／Ｎ（%）が２～４であり、Ｃｅｑ値が０．３０以上であり、残部がＦｅ及び不可避的不純物からなる鋼管であり、母材の金属組織のベイナイト、島状マルテンサイト（ＭＡ）、セメンタイトの分率等と溶接熱影響部の金属組織を特定したことを特徴とする、高い圧縮強度および高い靭性に優れたラインパイプ用溶接鋼管およびその製造方法。

明細書

[発明の名称]

高い圧縮強度および高い靭性に優れたラインパイプ用溶接鋼管及びその製造方法

[技術分野]

[０００１]

本発明は、原油（crude oil）や天然ガス（natural gas）などの輸送用のラインパイプ(linepipe)に関するものであり、特に、高い耐コラプス性能(collapse resistant performance)が要求される厚肉の深海用ラインパイプ(line pipe for deep-sea)への使用に適した、高い圧縮強度および高い靭性に優れたラインパイプ用鋼管及びその製造方法に関する。なお、本発明の圧縮強度（compressive strength）は、特に断らない限り、圧縮降伏強度（compressive yield strength)あるいは、０．５％圧縮耐力(compressive proof strength)のことを言う。また、引張降伏強度（tensile yield strength）は、特に断らない限り、引張降伏強度（tensile yield strength）あるいは、０．５％引張耐力のことを言い、引張強度（tensile strength）は、通常の定義通り引張試験時の最大応力のことを言う。

[背景技術]

[０００２]

近年のエネルギー需要の増大(increase in demand for energy)に伴って、原油や天然ガスパイプラインの開発が盛んになっており、ガス田や油田の遠隔地化や輸送ルートの多様化のため、海洋を渡るパイプラインも数多く開発されている。海底パイプライン(offshore pipeline)に使用されるラインパイプには水圧(water pressure)によるコラプス（圧潰）を防止するため、陸上パイプライン(onshore pipeline)よりも管厚(wall thickness)が厚いものが用いられ、また高い真円度(roundness)が要求されるが、ラインパイプの材質としては外圧(external pressure)によって管周方向(circumferential direction of pipe)に生じる圧縮応力(compression stress)に対抗するため高い圧縮強度が必要となる。

[０００３]

海底パイプラインの設計にはＤＮＶ規格(Det Norske Veritas standard)（ＯＳＦ－１０１）が適用される場合が多いが、本規格では外圧によるコラプス圧力を決定する因子としてパイプの管径(pipe diameter)Ｄ、管厚ｔ、真円度f_0および材料の引張降伏強度(tensile yield strength)ｆｙを用いてコラプス圧力(collapse pressure)が求められる。しかし、パイプのサイズと引張強度が同じであっても、パイプの製造方法によって圧縮強度が変化することから、引張降伏強度には製造方法によって異なる係数(coefficient)（αｆａｂ）が掛けられることになる。このＤＮＶ規格係数はシームレスパイプの場合は１．０すなわち引張降伏強度がそのまま適用できるが、ＵＯＥプロセスで製造されたパイプの場合は係数として０．８５が与えられている。これは、ＵＯＥプロセスで製造されたパイプの圧縮強度が引張

降伏強度よりも低下するためであるが、ＵＯＥ鋼管は造管の最終工程で拡管プロセス(pipe expanding process)があり管周方向に引張変形が与えられた後に圧縮を受けることになるため、バウシンガー効果(Bauschinger effect)によって圧縮強度が低下することがその要因となっている。よって、耐コラプス性能を高めるためには、パイプの圧縮強度を高めることが必要であるが、冷間成形(cold forming)で拡管プロセスを経て製造される鋼管の場合は、バウシンガー効果による圧縮降伏強度低下が問題となっていた。

［０００４］

ＵＯＥ鋼管の耐コラプス性向上に関しては多くの検討がなされており、特許文献１には通電加熱(Joule heating)で鋼管を加熱し拡管を行った後に一定時間以上温度を保持する方法が開示されている。この方法によれば、拡管によって導入された転位(dislocation)が除去・分散されるために、高降伏点を得るものであるが、拡管後に５分以上温度保持するために、通電加熱を続ける必要があるため、生産性(productivity)が劣る。

また、特許文献１と同様に拡管後に加熱を行いバウシンガー効果による圧縮降伏強度の低下を回復させる方法として、特許文献２では鋼管外表面を内表面より高い温度に加熱することで、加工硬化により上昇した内面側の圧縮降伏強度を維持し、バウシンガー効果により低下した外表面側の圧縮降伏強度を上昇させる方法が提案されている。

また、特許文献３にはＮｂ－Ｔｉ添加鋼の鋼板製造工程(steel plate manufacturing process)で熱間圧延(hot rolling)後の加速冷却(accelerated cooling)をAr_3温度以上から３００℃以下まで行い、ＵＯＥプロセスで鋼管とした後に８０～５５０℃に加熱を行う方法がそれぞれ提案されている。

しかしながら、特許文献２の方法では鋼管の外表面(outer surface)と内表面(inner surface)の加熱温度と加熱時間を別々に管理することは実製造上、特に大量生産工程(mass production process)において品質を管理することは極めて困難であり、また、特許文献３の方法は鋼板製造における加速冷却の停止温度を３００℃以下の低い温度にする必要があるため、鋼板の歪(distortion)が大きくなりＵＯＥプロセスで鋼管とした場合の真円度が低下し、さらにはAr_3温度以上から加速冷却を行うために比較的高い温度で圧延を行う必要があり靭性(fracture toughness)が劣化するという問題があった。

［０００５］

一方、拡管後に加熱を行わずに鋼管の成形方法によって圧縮強度を高める方法としては、特許文献４にＯ成型(O shape forming)時の圧縮率(compression rate)をその後の拡管率(expansion rate)よりも大きくする方法が開示されている。特許文献４の方法によれば実質的に管周方向の引張予歪(tensile pre-strain)が無いためバウシンガー効果が発現されず高い圧縮強度が得られる。しかしながら、拡管率

が低いと鋼管の真円度を維持することが困難となり鋼管の耐コラプス性能が劣化させることになりかねない。

また、特許文献５には、シーム溶接部と溶接部の軸対称部（溶接部から１８０°の位置、外表面側の圧縮強度の低い箇所）を端点とする直径が鋼管の最大径となるようにすることで耐コラプス性能を高める方法が開示されている。しかし、実際のパイプラインの敷設(pipeline construction)時においてコラプスが問題になるのは海底に到達したパイプが曲げ変形(bending deformation)を受ける部分（サグベンド部(sag-bend portion)）であり、鋼管のシーム溶接部の位置とは無関係に円周溶接(girth weld)され海底(sea bed)に敷設されるため、シーム溶接部(seam weld)の端点が長径(major axis)になるようにしても実際上は何ら効果を発揮しない。

［０００６］

さらに、特許文献６には加速冷却後に再加熱を行い鋼板表層部の硬質な第２相の分率を低減させ、さらに、表層部と板厚中心部の硬度差を小さくし、板厚方向に均一な強度分布とすることによりバウシンガー効果による降伏応力低下が小さい鋼板が提案されている。

［０００７］

また、特許文献７には加速冷却後の再加熱処理において鋼板中心部の温度上昇を抑制しつつ鋼板表層部を加熱する、板厚が３０ｍｍ以上の高強度耐サワーラインパイプ用鋼板の製造方法が提案されている。これによれば、ＤＷＴＴ性能（Drop Weight Tear Test property）の低下を抑制しつつ鋼板表層部の硬質な第２相の分率が低減されるため、鋼板表層部の硬度が低減し材質バラツキの小さな鋼板が得られるだけでなく、硬質な第２相の分率の低減によるバウシンガー効果の低下も期待される。

［０００８］

しかし、特許文献６では加熱時に鋼板の中心部まで加熱を行う必要があり、ＤＷＴＴ性能の低下を招くため深海用の厚肉のラインパイプへの適用は困難であった。また、バウシンガー効果は結晶粒径や固溶炭素量(amount of solid solution carbon)等、様々な組織因子(microstructure factor)の影響を受けるため、特許文献７に記載の技術のように、単に硬質な第２相の低減のみでは圧縮強度の高い鋼管は得られず、さらに開示されている再加熱条件では、セメンタイトの凝集粗大化やNbやＣなどの炭化物形成元素の析出およびそれらに伴う固溶Ｃの低下により、優れた引張強度、圧縮強度およびDWTT性能のバランスを得ることが困難であった。

［先行技術文献］

［特許文献］

［０００９］

［特許文献１］特開平９－４９０２５号公報

［特許文献２］特開２００３－３４２６３９号公報

[特許文献３]特開２００４－３５９２５号公報
[特許文献４]特開２００２－１０２９３１号公報
[特許文献５]特開２００３－３４０５１９号公報
[特許文献６]特開２００８－５６９６２号公報
[特許文献７]特開２００９－５２１３７号公報

[発明の概要]

[発明が解決しようとする課題]

[００１０]

本発明は上記事情に鑑みなされたもので、厚肉の海底パイプラインへ適用するために必要な高強度と優れた靭性を有するラインパイプであり、鋼管成形での特殊な成形条件や、造管後の熱処理を必要とせず、鋼板の金属組織(microstructure)を最適化することで、バウシンガー効果による降伏応力低下を抑制し、圧縮強度を高めるとともに、母材および溶接熱影響部の靭性にも優れた、厚肉(heavy wall thickness)のラインパイプ用鋼管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]

[００１１]

本発明者らは、バウシンガー効果抑制による圧縮強度向上と、強度・靭性を両立させるために種々の実験を試みた結果、以下の知見を得るに至った。

（１）バウシンガー効果による圧縮強度の低下は異相界面(interface between different phases)や硬質な第２相での転位の集積による逆応力(back stress)(背応力とも言う）の発生が原因であり、その防止には、第一に転位の集積場所となるフェライト－ベイナイト界面や島状マルテンサイト（ＭＡ）等の硬質な第２相を低減することが効果的である。そのために、金属組織は軟質なフェライト相と硬質なＭＡの分率を低減し、ベイナイトを主体とした組織とする事で、バウシンガー効果による圧縮強度の低下を抑制できる。

（２）加速冷却によって製造される高強度鋼、特に海底パイプラインに使われるような厚肉の鋼板は、必要な強度を得るために合金元素(alloy elements)を多く含有するために焼入れ性(hardenability)が高く、ＭＡの生成を完全に抑制することは困難である。しかし、ベイナイト組織を微細化し生成するＭＡを微細に分散させ、さらに、加速冷却後の再加熱などによってＭＡをセメンタイトに分解することで、第２相によるバウシンガー効果を低減できる。

（３）鋼材のＣ量とＮｂ等の炭化物形成元素（carbide formation elements）の添加量を適正化し、固溶Ｃを十分に確保することで、転位と固溶Ｃの相互作用を促進することで、荷重の反転時の転位の移動を阻害し逆応力による圧縮強度の低下が抑制される。

（４）母材靭性、特にＤＷＴＴ性能を高めるためには、鋼板の熱間圧延時の圧延温度を低下し組織を微細化することが有効であるが、圧延温度が低すぎるとフェライ

ト相が生成し、加速冷却後の組織がベイナイトとフェライトの混合した組織となりバウシンガー効果が大きくなる。フェライト生成を抑制するためには圧延終了温度と加速冷却開始温度を一定温度以上に厳しく管理する必要がある。このような制約条件で母材のＤＷＴＴ性能を高めるためには、加速冷却停止後の空冷時に生成されるセメンタイトの量を低減することが有効である。すなわち、加速冷却停止温度を一定温度以下に管理することで、冷却停止時の未変態オーステナイト量を低減し、その後の空冷でのセメンタイトの生成を抑制でき、高い母材ＤＷＴＴ性能が得られる。

（５）鋼管のシーム溶接部の溶接熱影響部(welded heat affected zone)（以下「ＨＡＺ」と称する場合もある）には、溶接時に１４００℃を超える温度まで加熱された粗粒域部(coarse-grained heat-affected zone)（ＣＧＨＡＺ）、及び粗粒域ＨＡＺが次の溶接によって２相域に加熱された部分(intercritically reheated coarse grained heat affected zone)（ＩＣＣＧＨＡＺ）が形成され、その分において特にＭＡの生成が顕著となるためにＨＡＺ靭性が劣化する。このような靭性低下を抑制するためには、溶接熱影響部の組織をベイナイト主体の組織としてＭＡの量を一定量以下に抑制することが効果的である。そのために、ＭＡの生成を促進するＳｉ及びＮｂの添加量を厳しく制限することが必要である。さらに、熱影響部の硬さを抑制することもＨＡＺ靭性向上に有効であり、そのためにミクロ偏析(micro segregation)によって局所的な硬化部を形成しやすいＰの含有量も厳しく抑制することが極めて効果的である。上記のＨＡＺ靭性に影響を及ぼす成分元素を制限することに加え、熱影響によるＨＡＺ部の結晶粒粗大化を抑制する為にはＴｉＮ析出物を利用することが効果的であり、その効果はＴｉとＮを一定範囲に制限することで最大化できる。

［００１２］

本発明は、上記の知見に基づきなされたもので、

第一の発明は、

質量％で、Ｃ：０．０３～０．０８％、Ｓｉ：０．１０％以下、Ｍｎ：１．００～２．００％、Ｐ：０．０１０％以下、Ｓ：０．００３０％以下、Ａｌ：０．０６％以下、Ｎｂ：０．００５～０．０２０％、Ｔｉ：０．００５～０．０２５％、Ｎ：０．００１０～０．００６０％を含有し、Ｃ（％）－０．０６５Ｎｂ（％）が０．０２５以上、Ｔｉ（％）／Ｎ（％）が２～４であり、下式で表されるＣｅｑ値が０．３０以上であり、残部がＦｅ及び不可避的不純物からなる鋼管であり、母材の金属組織がベイナイト分率：８０％以上、島状マルテンサイト（ＭＡ）の分率：３％以下、セメンタイトの分率：５％以下、ベイナイトの平均粒径：５μｍ以下であり、溶接熱影響部の金属組織がベイナイト分率：９０％以上、島状マルテンサイト（ＭＡ）の分率：３％以下、であることを特徴とする、高い圧縮強度および高い靭性に優れたラインパイプ用溶接鋼管。

Ｃｅｑ＝Ｃ（％）＋Ｍｎ（％）／６＋｛Ｃｒ（％）＋Ｍｏ（％）＋Ｖ（％）｝／５＋｛Ｃｕ（％）＋Ｎｉ（％）｝／１５

第二発明は、

さらに質量％で、Ｃｕ：０．５０％以下、Ｎｉ：１．０％以下、Ｃｒ：０．５０％以下、Ｍｏ：０．５０％以下、Ｖ：０．１０％以下、Ｃａ：０．０００５～０．００３５％の中から選ばれる１種または２種以上を含有し、Ｃ（％）－０．０６５Ｎｂ（％）－０．０２５Ｍｏ（％）－０．０５７Ｖ（％）が０．０２５以上であることを特徴とする第一の発明に記載の高い圧縮強度および高い靭性に優れたラインパイプ用溶接鋼管。

第三発明は、

第一発明または第二発明に記載の成分を有する鋼を、９５０～１２００℃に加熱し、未再結晶温度域(no-recrystallization temperature range)の圧下率(rolling reduction)が６０％以上、圧延終了温度が$Ａｒ_{3}$～（$Ａｒ_{3}$＋７０℃）の熱間圧延を行い、引き続き、（$Ａｒ_{3}$－３０℃）以上の温度から１０℃／秒以上の冷却速度で、３００℃超え～４２０℃まで加速冷却を行うことにより製造した鋼板を用いて、冷間成形により鋼管形状とし、突き合せ部をシーム溶接し、次いで拡管率が０．４％～１．２％の拡管を施すことを特徴とする、高い圧縮強度および高い靭性に優れたラインパイプ用溶接鋼管の製造方法。

第四発明は、

前記加速冷却に引き続いて、鋼板表面温度が５００～７００℃で、かつ、鋼板中心温度が５５０℃未満となる再加熱を行うことを特徴とする、第三発明に記載の高い圧縮強度および高い靭性に優れたラインパイプ用溶接鋼管の製造方法。

[発明の効果]

［００１３］

本発明によれば、海底パイプラインへ適用するために必要な高強度と優れた靭性を有し、高い圧縮強度でさらに靭性に優れたラインパイプ用鋼管が得られる。

[図面の簡単な説明]

［００１４］

[図１]表２および表３のＮｏ．７（鋼種Ｄ）において、管拡率を変化させた場合の、圧縮強度を示した図である。

[図２]表２および表３のＮｏ．９（鋼種Ｅ）の鋼板から切り出した丸棒引張試験片に繰返し載荷を加えることで、求めた管拡率相当の反転前予ひずみと背応力の関係を示した図である。

[発明を実施するための形態]

［００１５］

以下に本発明を実施するための形態について説明する。まず、本発明の構成要件の限定理由について説明する。

１．化学成分について

はじめに本発明の高い強度および高い靭性を有した鋼板が含有する化学成分の限定理由を説明する。なお、成分％は全て質量％を意味する。なお、本発明では、以下に規定された各化学成分等の数値範囲の次の桁の数値は、０である。例えば、Ｃ：０．０３～０．０８％は、Ｃ：０．０３０～０．０８０％であり、Ａｌ：０．０６％以下は、Ａｌ：０．０６０％以下であることを意味する。また、粒径サイズも５μｍ以下は、５．０μｍ以下であることを意味する。また、ＭＡ等の分率３％以下は、３．０％以下であることを意味する。

［００１６］

Ｃ：０．０３～０．０８％

Ｃは、加速冷却によって製造される鋼板の強度を高めるために最も有効な元素である。しかし、０．０３％未満では十分な強度を確保できず、０．０８％を超えると靭性を著しく劣化させる。また、０．０８％を超えて含有すると母材や溶接熱影響部におけるＭＡ生成を助長するため好ましくない。従って、Ｃ量を０．０３～０．０８％の範囲内とする。

［００１７］

Ｓｉ：０．１０％以下

Ｓｉは脱酸のために添加するが、この効果は０．０１％以上で発揮されるが、０．１０％を越えると溶接熱影響部のＭＡ生成が多くなり、溶接部靭性を著しく劣化させる。従ってＳｉ量は０．１０％以下の範囲とする。さらに高いＨＡＺ靭性が要求される場合は、０．０８％以下とすることが好ましく、０．０５％以下とすることがいっそう好ましい。

［００１８］

Ｍｎ：１．００～２．００％

Ｍｎは鋼の強度および靭性の向上のため添加するが１．００％未満ではその効果が十分ではなく、２．００％を越えると溶接性が劣化する。従って、Ｍｎ量は１．００～２．００％の範囲とする。さらに好ましくは、1.30～2.00％である。一方で、Ｍｎは、ＨＡＺ組織中の粒界フェライトの生成を抑制することで靭性を改善する効果があるため、ＨＡＺ靭性確保のためには1.5％以上添加していることが望ましい。さらに好ましくは1.50超～2.00％である。

［００１９］

Ｐ：０．０１０％以下

Ｐは鋼中に不可避的不純物として存在し、固溶強化により強度を増加させる元素であるが、特にミクロ偏析によって局所硬化域を生成しやすいため、特にＨＡＺ靭性を劣化させる。本発明では、溶接熱影響部の硬さを低減させ、ＨＡＺ靭性を向上させるため、Ｐの含有量を０．０１０％以下とする。ＨＡＺ靭性向上の為には、Ｐ含有量は低いほど良く、より高いＨＡＺ靭性が要求される場合は、０．００６％以

下とすることが好ましい。

[００２０]

Ｓ：０．００３０％以下

Ｓは、鋼中においては一般にＭｎＳ系の介在物となり、母材の靭性を劣化させる。この傾向は、Ｓ量が０．００３０％を超えると顕著となる。従って、Ｓ量を０．００３０％以下とする。好ましくは０．００２０％以下とする。さらに、耐ＨＩＣ性能が必要となるような場合は、０．００１０％以下とすることが好ましい。

[００２１]

Ａｌ：０．０６％以下

Ａｌは脱酸剤として添加される。この効果は０．０１％以上で発揮されるが、０．０６％を超えると清浄度の低下により延性を劣化させる。従って、Ａｌ量は０．０６％以下とする。さらに好ましくは、0.010～0.040％である。

[００２２]

Ｎｂ：０．００５～０．０２０％

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℃まで未再結晶領域とするためには、０．００５％以上の添加が必要である。一方で、Ｎｂの添加量を増大させると大入熱溶接熱影響部組織に島状マルテンサイトを生成し、さらに多層溶接時の再熱溶接熱影響部では析出脆化を引き起こすことにより靭性が著しく劣化するため、上限を０．０２０％とする。Ｎｂの添加量は、ＨＡＺ靭性の観点からは低いほど好ましい。さらに好ましくは、0.005～0.010％である。

[００２３]

Ｔｉ：０．００５～０．０２５％

Ｔｉは窒化物を形成し、鋼中の固溶Ｎ量の低減に有効である。析出したＴｉＮはピンニング効果で熱間圧延前のスラブ加熱時の母材および大入熱溶接時の溶接熱影響部のオーステナイト粒の粗大化を抑制し、母材および溶接熱影響部の靭性の向上に寄与する。この効果を得るためには、０．００５％以上の添加が必要であるが、０．０２５％を超えて添加すると、粗大化したＴｉＮや炭化物の析出により母材およびＨＡＺ靭性が劣化するため上限を０．０２５％とする。さらに好ましくは、0.005～0.020％である。

[００２４]

Ｎ：０．００１０～０．００６０％

Ｎは通常、鋼中に不可避的不純物として存在するが、前述の通りＴｉ添加により、オーステナイト粗大化を抑制するＴｉＮを形成するためその含有量を規定する。必要とするピンニング効果を得るため、０．００１０％以上鋼中に存在することが必要であるが、０．００６０％を超える場合は、固溶Ｎの増大による母材および溶接熱影響部の靭性劣化が著しいため、上限を０．００６０％とする。さらに好ましく

は、0.0020～0.0050%である。

[００２５]

C（%）－０．０６５Ｎｂ（%）：０．０２５以上

本発明は固溶Ｃと転位との相互作用により逆応力発生を抑制することでバウシンガー効果を低減し、鋼管の圧縮強度を高めるものであり、有効な固溶Ｃを確保することが重要となる。一般に、鋼中のＣはセメンタイトやＭＡとして析出するほか、Ｎｂ等の炭化物形成元素と結合し炭化物として析出し、固溶Ｃ量が減少する。このとき、Ｃ含有量に対してＮｂ含有量が多すぎるとＮｂ炭化物の析出量が多く十分な固溶Ｃが得られない。しかし、Ｃ（%）－０．０６５Ｎｂ（%）が０．０２５以上であれば十分な固溶Ｃが得られるため、Ｃ含有量とＮｂ含有量の関係式である、Ｃ（%）－０．０６５Ｎｂ（%）を０．０２５以上に規定する。さらに好ましくは、0.028　以上である。

[００２６]

C（%）－０．０６５Ｎｂ（%）－０．０２５Ｍｏ（%）－０．０５７Ｖ（%）：０．０２５以上

本発明の選択元素であるＭｏ及びＶもＮｂと同様に炭化物を形成する元素であり、これらの元素も添加する場合には十分な固溶Ｃが得られる範囲で添加する必要がある。しかし、Ｃ（%）－０．０６５Ｎｂ（%）－０．０２５Ｍｏ（%）－０．０５７Ｖ(%)で表される関係式の値が０．０２５未満では固溶Ｃが不足するため、Ｃ（%）－０．０６５Ｎｂ（%）－０．０２５Ｍｏ（%）－０．０５７Ｖ（%）を０．０２５以上に規定する。さらに好ましくは、0.028　以上である。なお、含有量が、不可避不純物レベルの元素（添加しない元素）については、０%で計算する。

[００２７]

Ｔｉ（%）／Ｎ（%）：２～４

Ｔｉ量とＮ量との比であるＴｉ／Ｎを４以下とすることで、Ｔｉ窒化物が鋳造時に微細分散析出するため、溶接熱影響部においてオーステナイトの粒成長を全面的に抑制することが可能である。一方で、Ｔｉ／Ｎが２未満の場合は、相対的にＴｉが不足することから固溶したＮが靭性に悪影響を及ぼすため、Ｔｉ／Ｎを２～４とする。さらに好ましくは、1.50～3.50である。

[００２８]

本発明では上記の化学成分の他に、以下の元素を選択元素として任意に添加することができる。

[００２９]

Ｃｕ：０．５０%以下

Ｃｕは、靭性の改善と強度の上昇に有効な元素である。この効果は0.10%以上で発揮されるが、０．５０%を超えて添加すると溶接性が劣化する。従って、Ｃｕを添加する場合は０．５０%以下とする。さらに好ましくは、0.40%以下である。

［００３０］

Ｎｉ：１．０％以下

Ｎｉは、靭性の改善と強度の上昇に有効な元素である。この効果は0.10％以上で発揮されるが、１．０％を超えて添加すると溶接部の靭性が劣化し、連続鋳造時のスラブ表面割れを助長する。従って、Ｎｉを添加する場合は１．０％以下とする。さらに好ましくは、0.80％以下である。

［００３１］

Ｃｒ：０．５０％以下

Ｃｒは、焼き入れ性を高めることで強度の上昇に有効な元素である。この効果は0.10％以上で発揮されるが、０．５０％を超えて添加すると溶接部の靭性を劣化させる。従って、Ｃｒを添加する場合は０．５０％以下とする。さらに好ましくは、0.30％以下である。

［００３２］

Ｍｏ：０．５０％以下

Ｍｏは、靭性の改善と強度の上昇に有効な元素である。この効果は0.05％以上で発揮されるが、０．５０％を超えて添加すると溶接部の靭性が劣化する。従って、Ｍｏを添加する場合は０．５０％以下とする。さらに好ましくは、0.30％以下である。

［００３３］

Ｖ：０．１０％以下

Ｖは靭性を劣化させずに強度を上昇させる元素である。この効果は0.010％以上で発揮されるが、０．１０％を超えて添加するとＮｂと同様に炭化物として析出し固溶Ｃを減少させるため、Ｖを添加する場合は、０．１０％以下とする。さらに好ましくは、０．０６０％以下である。さらに好ましくは、０．０４０％以下である。

［００３４］

Ｃａ：０．０００５～０．００３５％

Ｃａは硫化物系介在物の形態を制御し、延性を改善するために有効な元素であるが、０．０００５％未満ではその効果がなく、０．００３５％を超えて添加しても効果が飽和し、むしろ清浄度の低下により靭性を劣化させる。従って、Ｃａ量は０．０００５～０．００３５％の範囲とする。さらに好ましくは、0.0015～0.0035％以下である。

［００３５］

Ｃｅｑ値：０．３０以上

Ｃｅｑ＝Ｃ（％）＋Ｍｎ（％）／６＋｛Ｃｒ（％）＋Ｍｏ（％）＋Ｖ（％）｝／５＋｛Ｃｕ（％）＋Ｎｉ（％）｝／１５

Ｃｅｑは鋼の焼き入れ性指数であり、Ｃｅｑ値が高いほど鋼材の引張強度および圧縮強度が高くなる。Ｃｅｑ値が０．３０未満では２０ｍｍを超える厚肉の鋼管に

おいて十分な強度が確保できないため、Ｃｅｑ値は０．３０以上とする。また、30mmを超える肉厚の鋼管において十分に強度を確保するためには、０．３６以上にすることが望ましい。なお、Ceqが高いほど低温割れ感受性が増加し、溶接割れを助長し、敷設船上などの過酷な環境でも予熱なしで溶接するために、上限を０．４２とする。なお、含有量が、不可避不純物レベルの元素（添加しない元素）については、０％で計算する。

［００３６］

なお、本発明の鋼の残部は実質的にＦｅであり、上記以外の元素及び不可避不純物については、本発明の効果を損なわない限り含有することができる。

［００３７］

２．金属組織について

本発明における金属組織の限定理由を以下に説明する。以下、金属組織およびＭＡの分率はすべて面積分率を意味する。また、鋼板の金属組織の特定は鋼管の内面側の板厚１／４の位置から試料を採取し、研磨後ナイタールによるエッチングを行い光学顕微鏡の観察により行うことができる。そして、２００倍で撮影した写真３～５枚を用いて画像解析によりベイナイト、フェライト、加工フェライト(rolled ferrite)等のそれぞれの金属組織の面積分率を求めることができる。一般に加速冷却を適用して製造された鋼板の金属組織は、鋼板の板厚方向で異なる場合がある。いっぽう、外圧を受ける鋼管のコラプスは周長の小さな鋼管内面側の塑性変形が先に生じることで起こるため、圧縮強度としては鋼管の内面側の特性が重要となり、一般に圧縮試験片は鋼管の内面側より採取する。よって、ここで金属組織は鋼管内面側の組織を規定するものであり、鋼管の性能を代表する位置として、内面側の板厚１／４の位置の組織とする。

［００３８］

ベイナイト分率：８０％以上

バウシンガー効果を抑制し高い圧縮強度を得るためには軟質なフェライト相や硬質な第２相の少ない均一な組織とし、変形時の組織内部で生じる局所的な転位の集積を抑制することが必要である。そのため、ベイナイト主体の組織とする。その効果を得るためにはベイナイトの分率が８０％以上必要である。さらに、高い圧縮強度が必要な場合はベイナイト分率を９０％以上とすることが望ましい。

［００３９］

島状マルテンサイト（ＭＡ）の分率：３％以下

島状マルテンサイト（ＭＡ）は非常に硬質な相であり、変形時に局所的な転位の集積を促進し、バウシンガー効果により圧縮強度の低下を招くため、その分率を厳しく制限する必要がある。しかし、ＭＡの分率が３％以下ではその影響が小さく圧縮強度の低下も生じないため、島状マルテンサイト（ＭＡ）の分率を３％以下に規定する。ＭＡの分率は、ナイタールエッチング後に電解エッチング（２段エッチング）

を行い、後述するようにその後走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）による観察を行い面積分率を求めることができる。

［００４０］

セメンタイトの分率：５％以下

加速冷却によって製造される鋼板では、加速冷却停止後の空冷時に生成されるセメンタイトは、破壊の起点となるため母材靭性、特にＤＷＴＴ性能を劣化させる。本発明においては優れたＤＷＴＴ性能を得るために、母材のセメンタイト分率を５％以下に規定する。

［００４１］

ここで、母材のセメンタイト分率は後述するようにナイタールエッチング後の第２相分率から、電解エッチング後に求めたＭＡ分率を差し引いた値として求めることができる。

［００４２］

ベイナイトの平均粒径：５μｍ以下

高強度厚肉鋼板ではＭＡ等の硬質相の生成を完全に抑制することは困難であるが、ベイナイト組織を微細化することで、生成するＭＡやセメンタイトを微細に分散させる事が可能であり、変形時の局所的な転位の集積を緩和することができ、バウシンガー効果の低減につながる。また、ベイナイト粒界も転位の集積場所となるため、組織を微細化することで粒界面積を増やし、粒界での局所的な転位の集積を緩和でき、やはりバウシンガー効果の低減により圧縮強度の向上が可能である。さらに、厚肉材で十分な母材靭性を得るためにも微細な組織が有効である。そのような効果は、ベイナイト粒径を５μｍ以下にすることで得られるため、ベイナイトの平均粒径を５μｍ以下に規定する。さらに好ましくは、4.0μｍ以下である。

［００４３］

本発明では、上記の金属組織的な特徴を有することで、バウシンガー効果による圧縮強度の低下が抑制され、高い圧縮強度が達成されるが、より大きな効果を得るためにはＭＡのサイズは微細であることが望ましい。ＭＡの平均粒径が小さいほど、局所的な歪み集中が分散されるため、歪み集中量も少なくなりバウシンガー効果の発生がさらに抑制される。そのためには、ＭＡの平均粒径を１μｍ以下とすることが望ましい。

［００４４］

本発明において高い溶接熱影響部靭性を得るために、シーム溶接部の溶接熱影響部の組織を以下のように規定する。ここで、一般に溶接熱影響部靭性を評価するためのシャルピー衝撃試験片は鋼管の外面側の板厚１／２の位置の溶接金属の溶融線近傍の粗粒域ＨＡＺ（ＣＧＨＡＺ）から採取する。よって、ここで溶接熱影響部の金属組織は、鋼管のシーム溶接部の溶接熱影響部の性能を代表する位置として、ノッチ底部に相当する溶接金属と母材（含溶接熱影響部）が１：１となる位置の金

属組織とする。溶接熱影響部の金属組織の特定は、外面側溶接金属の溶融線近傍の粗粒域ＨＡＺ（ＣＧＨＡＺ）をナイタールエッチングを行い、光学顕微鏡の観察で行った。また、各金属組織の面積分率は、２００倍で撮影した写真３～５枚を用いて画像解析により求めることができる。

［００４５］

溶接熱影響部のベイナイト分率：９０％以上

一般に溶接熱影響部の靭性を高めるためには、軟質なフェライトを微細に生成させることが好ましいが、フェライト分率が多すぎると十分な継手強度が得られない。よって、本発明においては、溶接熱影響部のベイナイト分率を９０％以上に規定する。

［００４６］

溶接熱影響部の島状マルテンサイト（ＭＡ）の分率：３％以下

溶接熱影響部に生成するＭＡは針状の形態を取る場合が多く、脆性破壊の起点となるために、溶接部靭性を著しく劣化する。しかし、溶接熱影響部でのＭＡ分率が３％以下ではその影響が小さいため、ＭＡの分率を３％以下とする。ここで、ＭＡの分率は、ナイタールエッチング後に電解エッチング（２段エッチング）を行い、その後走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）による観察を行い面積分率を求めることができる。

［００４７］

また、このようにＨＡＺのベイナイト分率：９０％以上かつ島状マルテンサイト（ＭＡ）の分率：３％以下の金属組織を得るには、溶接方法の制限は特に無いが、例えばサブマージアーク溶接の場合には溶接入熱は１００ｋＪ／ｃｍ以下の範囲にすることで達成できる。

［００４８］

３．製造条件について

本発明の第３発明は、上述した化学成分を含有する鋼スラブを、加熱し熱間圧延を行った後、加速冷却を行う製造方法である。以下に、鋼板の製造条件の限定理由について説明する。なお、以下の温度は特に記載しない限り鋼板の表面温度である。

［００４９］

スラブ加熱温度：９５０～１２００℃

スラブ加熱温度は、９５０℃未満では十分な引張強度および圧縮強度が得られず、１２００℃を越えると、靭性やＤＷＴＴ特性が劣化する。従って、スラブ加熱温度は９５０～１２００℃の範囲とする。さらに優れたＤＷＴＴ性能が要求される場合は、スラブ加熱温度の上限を１１００℃にすることが望ましい。

［００５０］

未再結晶域での圧下率：６０％以上

バウシンガー効果を低減するための微細なベイナイト組織と高い母材靭性を得るためには、熱間圧延工程において未再結晶温度域で十分な圧下を行う必要がある。

しかし、圧下率が６０％未満では効果が不十分であるため、未再結晶域で圧下率を６０％以上とする。好ましくは７０％以上とする。なお、圧下率は複数の圧延パスで圧延を行う場合はその累積の圧下率とする。また、未再結晶温度域はＮｂ、Ｔｉ等の合金元素によって変化するが、本発明のＮｂ及びＴｉ添加量では９５０℃以下とすればよい。

［００５１］

圧延終了温度：Ar_3～（Ar_3＋７０℃）

バウシンガー効果による強度低下を抑制するためには、金属組織をベイナイト主体の組織としフェライトなどの軟質な組織の生成を抑制する必要がある。そのため、熱間圧延は、フェライト生成温度であるAr_3温度以上とすることが必要である。また、より微細なベイナイト組織を得るためには圧延終了温度は低いほど良く、圧延終了温度が高すぎるとベイナイト粒径が大きくなりすぎる。そのため、圧延終了温度の上限を（Ar_3＋７０℃）とする。

［００５２］

なお、Ar_3温度は鋼の合金成分によって変化するため、それぞれの鋼で実験によって変態温度を測定して求めてもよいが、成分から下式（１）で求めることもできる。

［００５３］

Ar_3（℃）＝９１０－３１０Ｃ（％）－８０Ｍｎ（％）－２０Ｃｕ（％）－１５Ｃｒ（％）－５５Ｎｉ（％）－８０Ｍｏ（％）・・・・・（１）

なお、含有量が、不可避不純物レベルの元素（添加しない元素）については、０％で計算する。

熱間圧延に引き続いて加速冷却を行う。加速冷却の条件は以下の通りである。

［００５４］

冷却開始温度：（Ar_3－３０℃）以上

熱間圧延後の加速冷却によって金属組織をベイナイト主体の組織とするが、冷却開始温度がフェライト生成温度であるＡｒ３温度を下回ると、フェライトとベイナイトの混合組織となり、バウシンガー効果による強度低下が大きく圧縮強度が低下する。しかし、加速冷却開始温度が（Ar_3－３０℃）以上であれば、フェライト分率が低くバウシンガー効果による強度低下も小さい。よって、冷却開始温度を（Ar_3－３０℃）以上とする。

［００５５］

冷却速度：１０℃／秒以上

加速冷却は高強度で高靭性の鋼板を得るために不可欠なプロセスであり、高い冷却速度で冷却することで変態強化による強度上昇効果が得られる。しかし、冷却速度が１０℃／秒未満では十分な引張強度および圧縮強度が得られないだけでなく、Ｃの拡散が生じるため未変態オーステナイト(non-transformed austenite)へＣの濃

化が起こり、ＭＡの生成量が多くなる。前述のようにＭＡ等の硬質第２相によってバウシンガー効果が促進されるため、圧縮強度の低下を招く。しかし、冷却速度が１０℃／秒以上であれば冷却中のＣの拡散が少なく、ＭＡの生成も抑制される。よって加速冷却時の冷却速度の下限を１０℃／秒とする。

［００５６］

冷却停止温度：３００℃超え～４２０℃

加速冷却によってベイナイト変態が進行し必要な引張強度および圧縮強度が得られるが、冷却停止時の温度が４２０℃を超えると、ベイナイト変態が不十分であり、十分な引張強度および圧縮強度が得られない。また、ベイナイト変態が完了しないため、冷却停止後の空冷中に未変態オーステナイトへのＣの濃縮が起こりセメンタイトまたはＭＡの生成が促進される。一方、冷却停止時の鋼板平均温度が３００℃以下では、鋼板表層部の温度がマルテンサイト変態温度以下まで低下するため表層部のＭＡ分率が高くなりバウシンガー効果により圧縮強度が低下する。さらに、表層部の硬度が高くなり、鋼板に歪みを生じやすくなるため成形性が劣化しパイプに成形したときの真円度が著しく劣化する。よって、冷却停止時の温度は３００℃超え～４２０℃の範囲とする。

［００５７］

本発明の第４発明は、加速冷却後の鋼板に再加熱処理を施すものであるが、以下にその再加熱条件の限定理由を説明する。

［００５８］

鋼板表面温度：５００～７００℃

厚鋼板の加速冷却では鋼板表層部の冷却速度が速くまた鋼板内部に比べ表層部が低い温度まで冷却される。そのため、鋼板表層部にはＭＡ（島状マルテンサイト）が生成されやすい。このような硬質相はバウシンガー効果を促進するため、加速冷却後に鋼板の表層部を加熱しＭＡを分解することでバウシンガー効果による圧縮強度の低下を抑制することが可能となる。しかし、表面温度が５００℃未満ではＭＡの分解が十分でなく、また７００℃を超えると、鋼板中央部の加熱温度も上昇するため大きな強度低下をまねく。よって、加速冷却後にＭＡの分解を目的に再加熱を行う場合は、再加熱時の鋼板表面温度を５００～７００℃の範囲とする。鋼板表面温度の測定は、公知の温度計を常法に従い用いることができる。

［００５９］

鋼板中心温度：５５０℃未満

加速冷却後の再加熱によって、表層部のＭＡが分解され高い圧縮強度が得られるが、鋼板中央部の加熱温度が５５０℃以上になると、セメンタイトの凝集粗大化がおこりＤＷＴＴ性能が劣化し、さらに固溶Ｃの低下により圧縮強度の低下がおこる。よって、加速冷却後の再加熱での鋼板中心温度は５５０℃未満とする。

［００６０］

ここで、再加熱時の鋼板中心温度は表面温度の測定値から伝熱計算により求めることができるが、加熱後すぐに表層部と中心部の温度差が小さくなるため、そのときの表面温度を鋼板中心温度としても良い。

［００６１］

加速冷却後の再加熱する手段としては、ＭＡが多く存在する表層部のみを効率的に加熱出来る誘導加熱を用いることが望ましい。また、再加熱による効果を得るには冷却停止時の温度よりも高い温度に加熱するのが有効であるため、再加熱時の鋼板中心温度は冷却停止時の温度よりも５０℃以上高い温度とすることが好ましい。

［００６２］

本発明の第４発明によれば鋼板表面温度が５５０～７２０℃でかつ、鋼板中心温度が５５０℃未満となる再加熱を行うことにより製造した鋼板を用いて鋼管を製造するので、第３発明と比べ高い圧縮強度が得られる。

［００６３］

本発明は上述の方法によって製造された鋼板を用いて鋼管となすが、鋼管の成形方法は、ＵＯＥプロセスやプレスベンド(press bend)等の冷間成形によって鋼管形状に成形する。その後、シーム溶接(seam welding)するが、このときの溶接方法は十分な継手強度(strength of joint)及び継手靭性(toughness of joint)が得られる方法ならいずれの方法でもよいが、優れた溶接品質(weld quality)と製造能率(production efficiency)の点からサブマージアーク溶接(submerged arc welding)を用いることが好ましい。

突き合せ部(seam)の溶接を行った後に、溶接残留応力(weld residual stress)の除去と鋼管の真円度の向上のため、拡管を行う。このときの拡管率は、所定の鋼管の真円度が得られ、残留応力が除去される条件として０．４％以上が必要である。また、拡管率が高すぎるとバウシンガー効果による圧縮強度の低下が大きくなるため、その上限を１．２％とする。また、通常の溶接鋼管の製造においては、真円度を確保することに力点をおいて拡管率を0.90～1.20%の間に制御することが一般的であるが、圧縮強度を確保する上では、拡管率が低い方が望ましい。図１は、表２および表３のＮｏ．７（鋼種Ｄ）において、管拡率を変化させた場合の、圧縮強度を示した図である。図１に示すように、拡管率を0.9%以下にすることで、顕著な圧縮強度の改善効果が見られるため、より好ましくは、0.4～0.9%とする。さらに好ましくは、0.5～0.8%である。なお、拡管率を0.9%以下にすることで、顕著な圧縮強度の改善効果がみられる理由は、図２に示すように、鋼材の背応力(back stress)の発生挙動が低ひずみ域で顕著に増加し、その後1%程度から増加度が小さくなり、2.5%以上では飽和することに起因している。なお、図２は、表２のＮｏ．９（鋼種Ｅ）の鋼板とほぼ同等の化学成分、製造方法の厚鋼板から切り出した丸棒引張試験片に繰返し載荷を加えることで、求めた管拡率相当の反転前予ひずみと背応力の関係を示した図である。

[実施例]

[００６４]

表１に示す化学成分の鋼（鋼種Ａ～Ｍ）を連続鋳造法(continuous casting process)によりスラブ(slab)とし、これを用いて板厚２５～３３ｍｍの厚鋼板(Ｎｏ．１～２７)を製造した。鋼板の製造条件を表２に示す。鋼板製造時の再加熱処理は、加速冷却設備と同一ライン上に設置した誘導加熱炉(induction heating furnace)を用いて再加熱を行った。再加熱時の表層温度は誘導加熱炉の出口での鋼板の表面温度であり、中心温度は加熱後の表層温度と中心温度がほぼ等しくなった時点での鋼板温度とした。これらの鋼板を用いて、ＵＯＥプロセスにより外径７６２ｍｍまたは９１４ｍｍの鋼管を製造した。シーム溶接は内外面各１パスの４電極サブマージアーク溶接で行い、溶接時の入熱は鋼板の板厚に応じて２０～８０ｋＪ／ｃｍの範囲とした。鋼管製造時の拡管率も表２に示す。

[００６５]

以上のようにして製造した鋼管の引張特性(tensile property)は、管周方向の全厚試験片を引張試験片として引張試験(tensile test)を行い、引張強度を測定した。圧縮試験(compression test)は鋼管の鋼管内面側の位置より管周方向に直径２０ｍｍ、長さ６０ｍｍの試験片を採取し、圧縮試験を行い圧縮の降伏強度(あるいは0.5%耐力)を測定した。また、鋼管の管周方向より採取したＤＷＴＴ試験片により延性破面率(Shear area)が８５％となる温度を８５％ＳＡＴＴ(shear area transition temperature)として求めた。シーム溶接部の溶接熱影響部靭性はシャルピー衝撃試験により評価した。試験温度－３０℃で吸収エネルギーを各継手について３本ずつ測定し、その平均値および最低値を求めた。切欠き位置は、シャルピー試験片のノッチ底中央に溶融線があり、ノッチ底に溶接金属と母材（含溶接熱影響部）が１：１となる位置とした。金属組織は鋼管の内面側の板厚１／４の位置からサンプルを採取し、研磨後ナイタール(nital)によるエッチング(etching)を行い光学顕微鏡で観察を行った。そして、２００倍で撮影した写真５枚を用いて画像解析(image analysis)によりベイナイト分率を求めた。ベイナイトの平均粒径は同じ顕微鏡写真を用いて線分法(line analysis)によって求めた。セメンタイト及びＭＡの観察は、まず初めに、上記のベイナイト分率を求めたサンプルを用い、ナイタールエッチングの状態で走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）による観察を行った。そして、１０００倍で撮影した写真５枚を用いて、ベイナイト及びフェライト以外の硬質第２相の面積分率を求めた。この場合、硬質第２相にはセメンタイトとＭＡが含まれている。その後、同一サンプルに電解エッチング(electrolytic etching)（２段エッチング(two-step etching)）を施し、再度、走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）による観察を行った。そして、同様に１０００倍で撮影した写真５枚から画像解析により、第２相の面積分率を求めた。ＭＡの面積分率は電解エッチング（２段エッチング）

後の第２相分率とし、セメンタイトはナイタールエッチング後の第２相分率から、電解エッチング後に求めたＭＡ分率を差し引いた値とした。

また、溶接熱影響部の金属組織は、シャルピー衝撃試験でノッチを導入する外面側溶接金属の溶融線(fusion line)近傍の粗粒域ＨＡＺのサンプルを用いて、まず、ナイタールエッチング後に光学顕微鏡で観察を行い、２００倍で撮影した写真５枚を用いて画像解析によりベイナイト分率を求めた。その後、同一サンプルに電解エッチング（２段エッチング）を施し、再度、走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）による観察を行い、１０００倍で撮影した写真５枚から画像解析により、ＭＡの面積分率を求めた。表３にこれらの結果を示す。

［００６６］

表３において、本発明例であるＮｏ．１～１１はいずれも、化学成分および製造方法及びミクロ組織が本発明の範囲内であり、圧縮強度が４３０ＭＰａ以上の高圧縮強度であり、良好なＤＷＴＴ特性（-２０℃以下）を示し、さらに、継手引張強度が、６２０ＭＰａ以上で、ＨＡＺ靭性も極めて高い吸収エネルギー（１００Ｊ以上）が得られている。

［００６７］

一方、Ｎｏ．１２～２０は、化学成分が本発明の範囲内であるが、製造方法が本発明の範囲外であるため、引張強度、圧縮強度、ＤＷＴＴ特性、継手引張強度またはＨＡＺ靭性のいずれかが劣っている。Ｎｏ．２１～２７は化学成分が本発明外であるため、やはり、引張強度、圧縮強度、ＤＷＴＴ特性、継手強度またはＨＡＺ靭性のいずれかが劣っている。

[産業上の利用可能性]

［００６８］

本発明によれば、高い圧縮強度を有し、さらに優れたＤＷＴＴ特性とシーム溶接部の継手引張強度およびＨＡＺ靭性を有する厚肉の鋼管が得られるので、高い耐コラプス性能が要求される深海用ラインパイプ、特に低温靭性が要求されるラインパイプへ適用することができる。

[００６９]

[表１]

表1

鋼種	化学成分(mass%)														C*	Ti/N	Ceq	Ar_3 (℃)	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ca	N				
A	0.063	0.03	1.85	0.005	0.0018	0.030	0.018	0.012	-	-	-	-	-	-	0.0035	0.062	3.43	0.37	742	本発明例
B	0.072	0.07	1.67	0.006	0.0014	0.025	0.012	0.010	0.10	0.09	-	-	-	0.0023	0.0042	0.069	2.38	0.38	741	
C	0.069	0.02	1.63	0.008	0.0012	0.030	0.010	0.010	0.09	0.67	-	0.14	-	0.0021	0.0035	0.066	2.86	0.41	711	
D	0.067	0.04	1.65	0.005	0.0014	0.024	0.013	0.009	0.14	0.22	0.20	-	-	0.0018	0.0028	0.063	3.21	0.42	731	
E	0.039	0.08	1.35	0.003	0.0006	0.036	0.015	0.012	0.22	0.18	-	-	0.038	0.0022	0.0045	0.030	2.67	0.33	762	
F	0.055	0.07	1.74	0.007	0.0022	0.028	0.015	0.009	-	0.32	0.18	0.21	0.035	-	0.0032	0.052	2.81	0.42	729	
G	0.064	0.32	1.65	0.010	0.0018	0.028	0.019	0.011	0.18	0.10	-	-	0.042	-	0.0043	0.056	2.56	0.39	738	比較例
H	0.093	0.08	1.54	0.008	0.0020	0.033	0.012	0.008	0.11	-	-	-	-	-	0.0035	0.089	2.29	0.37	749	
I	0.058	0.03	1.72	0.013	0.0018	0.034	0.016	0.009	0.14	0.22	-	0.12	-	0.0018	0.0031	0.053	2.90	0.40	729	
J	0.065	0.06	1.58	0.012	0.0018	0.034	0.032	0.009	0.18	-	0.13	-	-	-	0.0033	0.058	2.73	0.39	747	
K	0.062	0.04	1.63	0.006	0.0012	0.026	0.015	0.007	0.14	0.22	0.20	-	-	-	0.0046	0.058	1.52	0.42	734	
L	0.033	0.06	1.65	0.005	0.0015	0.033	0.019	0.010	0.22	-	-	-	0.065	0.0023	0.0035	0.023	2.86	0.37	750	
M	0.043	0.08	1.26	0.004	0.0011	0.033	0.018	0.012	0.08	-	-	-	0.033	-	0.0040	0.038	3.00	0.28	789	

下線付：本発明の範囲外

C*=C(%)-0.065Nb(%)-0.025Mo(%)-0.057V(%)　[各元素記号は含有量(mass%)を示す]

Ceq =C+Mn/6+(Cu+Ni)/15+(Cr+Mo+V)/5　[各元素記号は含有量(mass%)を示す]

Ar_3(℃)=910-310C(%)-80Mn(%)-20Cu(%)-15Cr(%)-55Ni(%)-80Mo(%)　[各元素記号は含有量(mass%)を示す]

[００７０]

[表２－１]

表2-1

No.	鋼種	鋼管サイズ 外径 (mm)	鋼管サイズ 管厚 (mm)	鋼板製造条件 スラブ加熱温度 (℃)	未再結晶域圧下率 (%)	圧延終了温度 (℃)	圧延終了温度 $-Ar_3$ (℃)	加速冷却開始温度 (℃)	加速冷却開始温度 $-Ar_3$ (℃)	加速冷却停止温度 (℃)	冷却速度 (℃/秒)	再加熱温度 (℃) 表層	再加熱温度 (℃) 中心	拡管率 (%)	備考
1	A	762	25	1080	75	760	18	732	−10	380	40	600	475	0.8	本発明例
2	B	762	25	1080	75	795	54	765	24	370	38	620	488	1.0	
3	C	914	30	1100	75	730	19	705	−6	400	32	600	460	0.8	
4	D	914	30	1070	75	755	24	735	4	390	30	580	453	1.0	
5	D	914	30	1050	60	740	9	714	−17	350	28	645	516	0.8	
6	D	914	30	1050	60	760	29	735	4	350	33	550	428	0.8	
7	D	914	30	1090	75	762	31	745	14	400	38	630	485	0.6	
8	D	914	30	1090	75	762	31	745	14	400	38	630	485	0.95	
9	E	762	33	1080	75	772	10	758	−4	350	22	650	495	1.0	
10	E	762	33	1050	75	778	16	765	3	410	20	−	−	1.0	
11	F	762	33	1050	65	740	11	726	−3	400	20	610	460	1.0	

[００７１]

[表２－２]

表2-2

No.	鋼種	鋼管サイズ		鋼板製造条件										備考
		外径 (mm)	管厚 (mm)	スラブ加熱温度 (℃)	未再結晶域圧下率 (%)	圧延終了温度 (℃)	圧延終了温度 $-Ar_3$ (℃)	加速冷却開始温度 (℃)	加速冷却開始温度 $-Ar_3$ (℃)	加速冷却停止温度 (℃)	冷却速度 (℃/秒)	再加熱温度 (℃) 表層	再加熱温度 (℃) 中心	拡管率 (%)	
12	A	762	25	1060	75	762	20	730	−12	360	8.2	−	−	1.0	比較例
13	A	762	25	1080	75	761	19	733	−9	320	42	460	340	1.0	
14	A	762	25	1100	75	765	23	742	0	320	42	620	610	1.0	
15	D	914	30	1090	75	736	5	695	−36	380	30	−	−	1.0	
16	D	914	30	1080	75	719	−12	709	−22	360	28	−	−	1.0	
17	D	914	30	1100	75	740	9	725	−6	220	32	650	505	0.9	
18	D	914	30	1100	75	760	29	745	14	480	32	630	495	0.9	
19	D	914	30	1090	75	762	31	745	14	400	38	630	485	1.5	
20	D	914	30	1080	50	750	19	725	−6	400	32	620	485	0.9	
21	G	914	30	1060	75	762	24	742	4	380	25	580	445	1.0	
22	H	914	30	1080	75	765	16	738	−11	360	27	600	460	1.0	
23	I	914	30	1100	75	748	19	722	−7	400	26	550	405	1.0	
24	J	914	30	1060	75	765	18	750	3	400	26	570	420	1.0	
25	K	762	33	1070	75	758	24	742	8	380	32	580	450	1.0	
26	L	762	25	1060	75	760	10	745	−5	380	40	−	−	1.0	
27	M	762	25	1090	75	812	23	775	−14	360	38	−	−	1.0	

下線部は本発明の範囲外であることを示す。

[００７２]

[表３－１]

表3－1

No.	母材の金属組織				溶接熱影響部の金属組織		鋼管の機械的特性					備考
	ベイナイト分率 (%)	MA分率 (%)	セメンタイト分率 (%)	ベイナイトの平均粒径 (μm)	ベイナイト分率 (%)	MA分率 (%)	引張強度 (MPa)	圧縮降伏強度 (MPa)	DWTT特性 85%SATT (℃)	継手引張強度 (MPa)	HAZ靱性 vE-30℃ (J)	
1	87	1.4	2.6	4.2	96	1.4	598	473	-28	625	151	本発明例
2	93	1.8	4.2	3.1	97	1.2	625	496	-33	663	138	
3	88	1.6	3.0	3.6	98	1.6	645	525	-32	660	95	
4	94	2.2	2.8	4.6	97	2.1	653	519	-28	682	182	
5	81	0.8	4.4	3.2	94	2.3	624	510	-36	650	176	
6	84	2.0	3.4	3.9	96	1.8	648	516	-30	655	146	
7	95	1.6	2.6	3.1	98	1.1	608	515	-36	645	160	
8	95	1.6	2.6	3.1	98	1.3	610	475	-34	645	154	
9	90	0.6	3.8	3.1	93	1.2	576	463	-37	620	185	
10	95	2.6	1.9	3.6	92	0.8	587	477	-42	631	158	
11	91	1.5	2.6	3.7	97	2.1	620	506	-36	644	88	

下線部は本発明の範囲外であることを示す。　分率(%)は面積分率を表す

[００７３]

[表３－２]

表3－2

No.	母材の金属組織				溶接熱影響部の金属組織		鋼管の機械的特性					備考
	ベイナイト分率 (%)	MA分率 (%)	セメンタイト分率 (%)	ベイナイトの平均粒径 (μm)	ベイナイト分率 (%)	MA分率 (%)	引張強度 (MPa)	圧縮降伏強度 (MPa)	DWTT特性 85%SATT (℃)	継手引張強度 (MPa)	HAZ靭性 vE-30℃ (J)	
12	86	4.3	2.4	4.8	97	1.6	546	405	-25	583	163	比較例
13	87	2.8	2.3	4.1	98	1.2	611	432	-35	660	142	
14	85	0.3	6.3	4.8	96	2.1	542	388	-8	602	155	
15	65	4.2	2.3	3.2	98	1.6	586	430	-34	623	165	
16	81	2.8	3.5	4.6	98	1.4	614	425	-38	635	148	
17	92	4.8	1.3	3.5	97	2.0	618	432	-28	658	165	
18	91	2.6	5.8	4.2	97	1.6	596	413	-18	639	153	
19	95	1.6	2.6	3.1	98	1.2	612	430	-32	650	142	
20	85	1.5	3.5	3.8	97	2.1	637	513	-3	676	168	
21	93	2.1	3.8	3.6	94	4.8	635	503	-32	658	48	
22	86	4.6	2.3	3.2	92	5.2	612	435	-42	660	38	
23	91	2.2	4.3	3.8	97	1.5	631	480	-33	691	66	
24	94	2.3	3.0	3.2	95	3.8	622	465	-42	663	45	
25	97	0.8	0.0	3.6	97	1.3	623	475	-35	668	71	
26	90	2.3	3.0	3.7	98	0.8	630	428	-32	678	143	
27	82	0.6	1.6	4.6	85	1.6	548	385	-30	503	225	

下線部は本発明の範囲外であることを示す。

分率(%)は面積分率を表す

請求の範囲

[請求項１]

質量%で、Ｃ：０．０３～０．０８%、Ｓｉ：０．１０%以下、Ｍｎ：１．００～２．００%、Ｐ：０．０１０%以下、Ｓ：０．００３０%以下、Ａｌ：０．０６%以下、Ｎｂ：０．００５～０．０２０%、Ｔｉ：０．００５～０．０２５%、Ｎ：０．００１０～０．００６０%を含有し、Ｃ（%）－０．０６５Ｎｂ（%）が０．０２５以上、Ｔｉ（%）／Ｎ（%）が２～４であり、下式で表されるＣｅｑ値が０．３０以上であり、残部がＦｅ及び不可避的不純物からなる鋼管であり、母材の金属組織がベイナイト分率：８０%以上、島状マルテンサイト（ＭＡ）の分率：３%以下、セメンタイトの分率：５%以下、ベイナイトの平均粒径：５μｍ以下であり、溶接熱影響部の金属組織がベイナイト分率：９０%以上、島状マルテンサイト（ＭＡ）の分率：３%以下、であるラインパイプ用溶接鋼管。

Ｃｅｑ＝Ｃ（%）＋Ｍｎ（%）／６＋｛Ｃｒ（%）＋Ｍｏ（%）＋Ｖ（%）｝／５＋｛Ｃｕ（%）＋Ｎｉ（%）｝／１５

[請求項２]

さらに質量%で、Ｃｕ：０．５０%以下、Ｎｉ：１．０%以下、Ｃｒ：０．５０%以下、Ｍｏ：０．５０%以下、Ｖ：０．１０%以下、Ｃａ：０．０００５～０．００３５%の中から選ばれる１種または２種以上を含有し、Ｃ（%）－０．０６５Ｎｂ（%）－０．０２５Ｍｏ（%）－０．０５７Ｖ（%）が０．０２５以上である請求項１に記載のラインパイプ用溶接鋼管。

[請求項３]

請求項１または２に記載の成分を有する鋼を、９５０～１２００℃に加熱し、未再結晶温度域での圧下率が６０%以上、圧延終了温度が$Ａｒ_3$～（$Ａｒ_3$＋７０℃）の熱間圧延を行い、引き続き、（$Ａｒ_3$－３０℃）以上の温度から１０℃／秒以上の冷却速度で、３００℃超え～４２０℃まで加速冷却を行うことにより製造した鋼板を用いて、冷間成形により鋼管形状とし、突き合せ部をシーム溶接し、次いで拡管率が０．４%～１．２%の拡管を施すラインパイプ用溶接鋼管の製造方法。

[請求項４]

前記加速冷却に引き続いて、鋼板表面温度が５００～７００℃で、かつ、鋼板中心温度が５５０℃未満となる再加熱を行う請求項３に記載のラインパイプ用溶接鋼管の製造方法。

図１

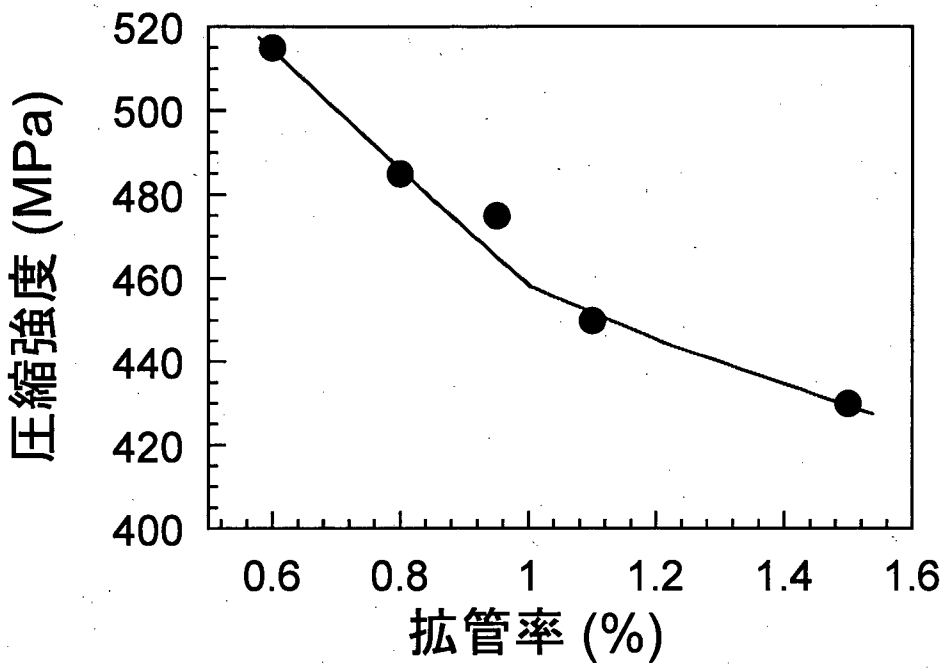
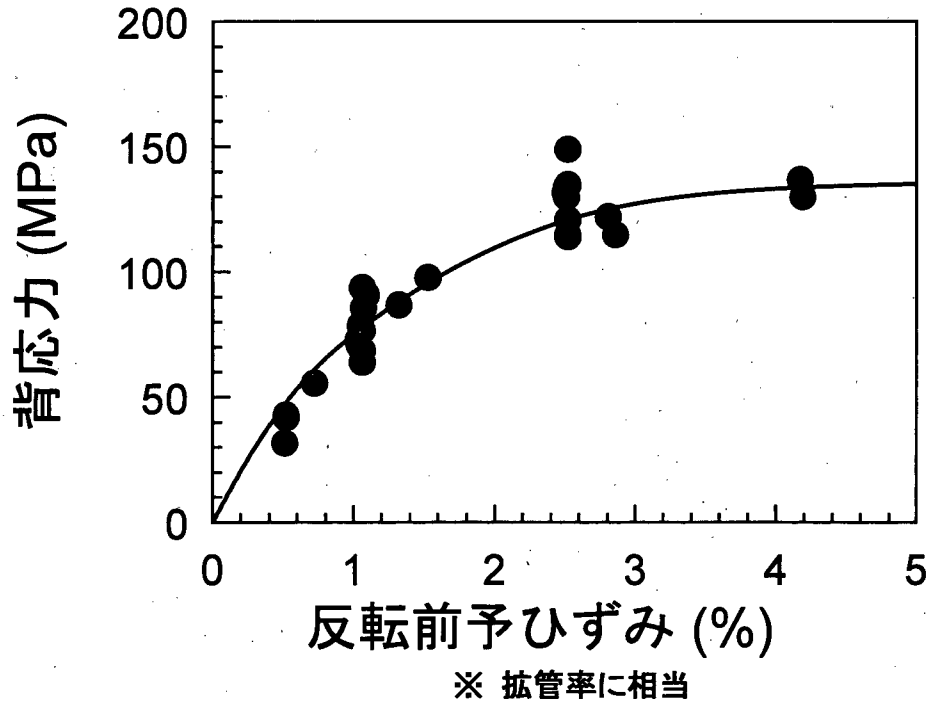

520
500
480
460
440
420
400
圧縮強度 (MPa)
0.6
0.8
1
1.2
1.4
1.6
拡管率 (%)

図２


200
150
100
50
0
背応力 (MPa)
0
1
2
3
4
5
反転前予ひずみ (%)
※ 拡管率に相当

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2010/071527

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *B21B3/00*(2006.01)i, *B21C37/08*(2006.01)i, *B21C37/30*(2006.01)i, *B23K9/025*(2006.01)i, *B23K9/23*(2006.01)i, *C21D8/02*(2006.01)i, *C22C38/14*(2006.01)i, *C22C38/58*(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)
C22C38/00-38/00, B21B3/00, B21C37/08, B21C37/30, B23K9/025, B23K9/23, C21D8/02

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.
A	JP 2009-221534 A (JFE Steel Corp.), 01 October 2009 (01.10.2009), 0023; examples (Family: none)	1-4
A	JP 2008-121036 A (JFE Steel Corp.), 29 May 2008 (29.05.2008), 0040; examples (Family: none)	1-4
A	JP 2006-183133 A (JFE Steel Corp.), 13 July 2006 (13.07.2006), examples (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	Date of mailing of the international search report
24 February, 2011 (24.02.11)	08 March, 2011 (08.03.11)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office	Authorized officer
Facsimile No.	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2010/071527

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 2007-119884 A (JFE Steel Corp.), 17 May 2007 (17.05.2007), examples (Family: none)	1-4
A	JP 2003-340518 A (Nippon Steel Corp.), 02 December 2003 (02.12.2003), table 1 & EP 1541252 A1 & US 2005/0178456 A1 & WO 03/099482 A1	1-4

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１０／０７１５２７

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, B21C37/08(2006.01)i, B21C37/30(2006.01)i, B23K9/025(2006.01)i, B23K9/23(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(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.　C22C38/00-38/00, B21B3/00, B21C37/08, B21C37/30, B23K9/025, B23K9/23, C21D8/02

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
Ａ	ＪＰ ２００９－２２１５３４ Ａ（ＪＦＥスチール株式会社） ２００９．１０．０１，００２３，実施例（ファミリーなし）	１－４
Ａ	ＪＰ ２００８－１２１０３６ Ａ（ＪＦＥスチール株式会社） ２００８．０５．２９，００４０，実施例（ファミリーなし）	１－４
Ａ	ＪＰ ２００６－１８３１３３ Ａ（ＪＦＥスチール株式会社） ２００６．０７．１３，実施例（ファミリーなし）	１－４

☑　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。

☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

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

国際調査を完了した日 ２４．０２．２０１１	国際調査報告の発送日 ０８．０３．２０１１
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）　４Ｋ　９７３１ 佐藤　陽一 電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

Ｃ（続き）．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
Ａ	ＪＰ ２００７－１１９８８４ Ａ（ＪＦＥスチール株式会社） ２００７．０５．１７，実施例（ファミリーなし）	１－４
Ａ	ＪＰ ２００３－３４０５１８ Ａ（新日本製鐵株式会社） ２００３．１２．０２，表１ ＆ＥＰ １５４１２５２ Ａ１ ＆ＵＳ ２００５／０１７８４５６ Ａ１ ＆ＷＯ ０３／０９９４８２ Ａ１	１－４