

(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
2015年5月7日(07.05.2015)



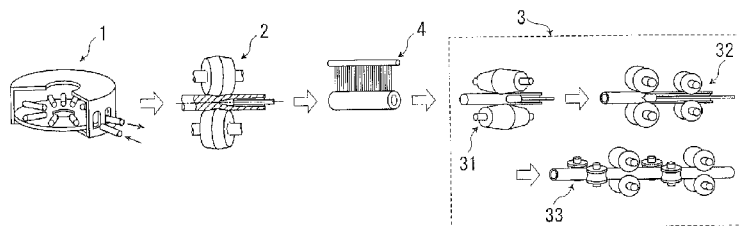
(10) 国際公開番号
WO 2015/064006 A1

- (51) 国際特許分類:
C21D 9/00 (2006.01) C21D 8/10 (2006.01)
B21B 1/38 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
B21B 45/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
B21B 45/02 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2014/004892
- (22) 国際出願日: 2014年9月25日(25.09.2014)
- (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 2013-224235 2013年10月29日(29.10.2013) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 佐々木 俊輔 (SASAKI, Shunsuke); 〒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). 勝村 龍郎 (KATSUMURA, Tatsuro); 〒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). 木村 秀途 (KIMURA, Hideto); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 熊坂 晃, 外 (KUMASAKA, Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目7番1号 J F E 商事ビル6階 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: DEVICE ARRAY FOR MANUFACTURING SEAMLESS STEEL PIPES, AND METHOD FOR MANUFACTURING HIGH-STRENGTH STAINLESS SEAMLESS STEEL PIPE FOR OIL WELLS USING SAME

(54) 発明の名称: 継目無鋼管製造用装置列およびそれを利用した油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法



(57) Abstract: Provided are: a device array for manufacturing seamless steel pipes; and a method for manufacturing a high-strength thick stainless seamless steel pipe for oil wells which has excellent low-temperature toughness using the device array. A device array, in which a heating device, a piercing and rolling device and a rolling device are arranged, and a cooling device is further arranged between the heating device and the piercing and rolling device or between the piercing and rolling device and the rolling device. A heat-insulating device may be arranged on the outlet side of the rolling device. A steel material or pierced hollow material which is heated and has a stainless steel composition is subjected to an accelerated cooling procedure to a cooling termination temperature of 600°C or higher at a cooling rate of 1.0°C/s or more to obtain a phase fraction in a non-equilibrium state and the resultant product is immediately worked to thereby manufacture a seamless steel pipe having a predetermined size using the device array. In this manner, it becomes possible to make the structure significantly fine even when the working amount to be employed is small, it also becomes possible to secure excellent low-temperature toughness even at the center part of a thick steel pipe as observed in the thickness direction, and it also becomes possible to manufacture a thick high-strength stainless seamless steel pipe having excellent low-temperature toughness easily and at low cost.

(57) 要約:

[続葉有]



WO 2015/064006 A1



継目無鋼管製造用装置列とそれを利用した、低温靱性に優れた油井用高強度厚肉ステンレス継目無鋼管の製造方法を提供する。加熱装置と穿孔圧延装置と圧延装置とを配設し、さらに加熱装置と穿孔圧延装置との間に、または穿孔圧延装置と圧延装置の間に冷却装置を配設した装置列とする。なお、圧延装置の出側に保温装置を配設してもよい。このような装置列を用いて、ステンレス鋼組成を有する加熱された鋼素材または穿孔された中空素材を、 $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で、 600°C 以上の冷却停止温度まで加速冷却して、非平衡状態の相分率としたのち、直ちに加工を施して所定寸法の継目無鋼管とする。これにより、加工量が少なくても組織の顕著な微細化が可能となり、厚肉鋼管の肉厚中心位置においても優れた低温靱性を確保でき、低温靱性に優れた厚肉高強度ステンレス継目無鋼管を容易に、しかも安価に製造することができる。

明 細 書

発明の名称：

継目無鋼管製造用装置列およびそれを利用した油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、継目無鋼管(seamless steel tube or pipe)の製造に係り、とくに継目無鋼管の製造用として好適な装置列(equipment line)と、その装置列を利用した低温靱性(low-temperature toughness)に優れた油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、世界的なエネルギー消費量(energy consumption volume)の増大による、原油等のエネルギー価格の高騰(high energy price)や、石油資源(oil resource)の枯渇という観点から、従来、省みられなかったような深度が深い油田(oil field) (深層油田) や、硫化水素等を含む、いわゆるサワー環境(sour environment)下にある厳しい腐食環境(corrosion environment)の油田やガス田(gas field)や、さらには厳しい気象環境の極北 (far north region) における油田やガス田等において、エネルギー資源開発(energy resource development)が盛んに行われている。このような環境下で使用される油井用鋼管には、高強度で、かつ優れた耐食性 (corrosion resistance) (耐サワー性(sour resistance)) や、さらには優れた低温靱性を兼ね備えた材質を有することが要求されている。

[0003] 従来から、炭酸ガスCO₂、塩素イオンCl⁻等を含む環境の油田、ガス田では、採掘に使用する油井管として13%Crマルテンサイト系ステンレス鋼管 (martensitic stainless steel tube) が多く使用されている。さらに、最近では13Crマルテンサイト系ステンレス鋼のCを低減し、Niおよび、Mo等を増加させた成分系の改良型(improved version)13Crマルテンサイト系ステンレス鋼の使用も拡大している。

[0004] 例えば、特許文献1には、13%Crマルテンサイト系ステンレス鋼の耐食性(corrosion resistance)を改善した、改良型マルテンサイト系ステンレス鋼(鋼板)の製造方法が記載されている。特許文献1に記載された技術では、重量%で10~15%Crを含有するマルテンサイト系ステンレス鋼の組成で、Cを0.005~0.05%と制限し、Ni:4.0~9.0%、Cu:0.5~3%を複合添加し、さらにMoを1.0~3%添加し、さらにNi当量を-10以上に調整した組成を有する鋼を、熱間加工し室温まで自然放冷したのち、Ac1点以上でかつオーステナイト分率が80%になる温度以下で熱処理を施し、さらにオーステナイト分率が60%になる温度以下で熱処理を行い、組織が焼戻しマルテンサイト相(tempered martensitic phase)、マルテンサイト相、残留オーステナイト相(retained austenitic phase)からなり、焼戻しマルテンサイト相、マルテンサイト相の合計の分率が60~90%である組織を有する、マルテンサイトステンレス鋼としている。これにより、湿潤炭酸ガス環境(wet carbon dioxide environment)および湿潤硫化水素環境における耐食性と耐硫化物応力腐食割れ性(sulfide stress corrosion cracking resistance)が向上するとしている。

[0005] また、特許文献2には、耐食性に優れた油井用高強度ステンレス鋼管の製造方法が記載されている。特許文献2に記載された技術では、mass%で、C:0.005~0.05%、Si:0.05~0.5%、Mn:0.2~1.8%、P:0.03%以下、S:0.005%以下、Cr:15.5~18%、Ni:1.5~5%、Mo:1~3.5%、V:0.02~0.2%、N:0.01~0.15%、O:0.006%以下を含有し、 $Cr+0.65Ni+0.6Mo+0.55Cu-20C \geq 19.5$ および $Cr+Mo+0.3Si-43.5C-0.4Mn-Ni-0.3Cu-9N \geq 11.5$ を満足する組成を有する鋼管素材を加熱し、熱間加工により造管して、造管後、空冷以上の冷却速度で室温まで冷却して所定寸法の継目無鋼管とし、ついで継目無鋼管を、850℃以上の温度に再加熱し空冷以上の冷却速度で100℃以下まで冷却し、ついで700℃以下の温度に加熱する焼入れ-焼戻処理を施すことにより、体積率で10~60%のフェライト相(ferrite phase)を含み残部がマルテンサイト相である組織を有し、降伏強さが654MPa以上の油井用高強度ステンレス鋼管を得ることができるとしている。これにより、高強度で、CO₂やCl⁻を

含む、230℃までの高温の厳しい腐食環境下においても十分な耐食性を有し、しかもシャルピー衝撃試験の-40℃での吸収エネルギー(absorbed energy)が50 J以上の高靱性を有する鋼管となるとしている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開平10-1755号公報

特許文献2：特許第5109222号公報（特開2005-336595号公報）

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 油井用継目無鋼管には、種々の肉厚、径の鋼管が要求される。とくに、厚肉継目無鋼管(heavy-walled seamless steel tubes or pipes)の製造においては、肉厚が厚くなるにしたがい、通常の熱間加工法(hot working)では、加工歪(processing strain)を肉厚中心までに付与することが難しくなり、肉厚中央部の組織が粗大化する傾向となる。そのため、薄肉鋼管(thin-walled steel tubes or pipes)に比べて厚肉鋼管では、肉厚中央部の靱性(toughness)が低下しやすい。特許文献1および2に記載された技術では、高々肉厚12.7mmまでの鋼管を対象としており、特許文献1および2には、それ以上の厚肉継目無鋼管の低温靱性の向上についての言及はない。

[0008] かかる従来技術の状況に鑑み、本発明は、優れた低温靱性を有する厚肉ステンレス継目無鋼管を安価に製造できる、継目無鋼管製造用の装置列を提供することを目的とする。また、本発明は、それら装置列を利用して、降伏強さ：654MPaを超える高強度と、高温腐食環境(hot corrosive environment)下での優れた耐食性と、肉厚中心部での優れた低温靱性とを兼備する油井用高強度厚肉ステンレス継目無鋼管を得ることができる、油井用高強度厚肉ステンレス継目無鋼管の製造方法を提供することを目的とする。なお、ここでいう「厚肉継目無鋼管」とは、肉厚13mmを超え100mm程度以下の継目無鋼管をいうものとする。

課題を解決するための手段

- [0009] 本発明者らは、上記した目的を達成するために、厚肉ステンレス継目無鋼管肉厚中央部の靱性に及ぼす各種要因について鋭意研究した。その結果、靱性改善に最も有効な方法は、組織の微細化であるということに思い至った。
- [0010] そこで、更なる研究を行ない、厚肉マルテンサイト系ステンレス継目無鋼管の組織の微細化のためには、穿孔圧延(piercing)後の中空素材(hollow steel tubes)に、600℃以上の温度域で、少なくとも50℃以上の温度範囲を、空冷以上の冷却速度である1.0℃/s以上の平均冷却速度で冷却を施し、さらに減肉あるいは成形等の加工を施せば、組織が微細化し、肉厚：13mmを超える厚肉ステンレス継目無鋼管の肉厚中心位置においても低温靱性が顕著に向上するという知見を得た。
- [0011] まず、本発明者らが行った本発明の基礎となった実験結果について説明する。
- [0012] 質量%で、0.017%C-0.19%Si-0.26%Mn-0.01%P-0.002%S-16.6%Cr-3.5%Ni-1.6%Mo-0.047%V-0.047%N-0.01%Al-残部Feからなる組成の油井用マルテンサイト系ステンレス継目無鋼管から試験材を採取した。採取した試験材を、加熱温度：1250℃に加熱し一定時間（60min）保持したのち、熱間加工温度範囲である1200～600℃の範囲の冷却停止温度までを種々の冷却速度で冷却した。冷却終了後、試験材を直ちに急冷して、組織を凍結した。
- [0013] ついで、得られた試験片を研磨および、腐食（腐食液：ビレラ液(vilella)（1%ピクリン酸-5～15%塩酸-エタノール））して組織を観察し、マルテンサイト相とフェライト相の面積率を測定した。なお、マルテンサイト相は、冷却停止温度で存在したオーステナイト相が急冷時に変態したものである。得られた結果を、平均冷却速度と冷却停止温度でのフェライト量（面積率）との関係で、図2に示す。
- [0014] 図2から、冷却停止温度によらず、加熱温度から冷却停止温度（熱間加工温度）までの温度範囲を、1.0℃/s以上の平均冷却速度で冷却することによ

り、 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で冷却した場合よりも、フェライト相分率が多くなることがわかる。なお、平均冷却速度： $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却は、空冷を模擬した冷却（空冷相当）であり、平衡に近い状態での冷却であるといえる。

[0015] すなわち、上記したような組成のマルテンサイト系ステンレス鋼においては、通常、加熱温度域では、フェライト相の分率が高く、加熱温度から空冷程度の冷却速度で冷却すると、温度の低下に伴い、フェライト相が減少してオーステナイト相の分率が増加する。しかし、加熱温度から熱間加工温度（冷却停止温度）までの温度範囲を、 $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で加速冷却（accelerated cooling）することにより、オーステナイト相の析出が遅れ、フェライト相が平衡状態（equilibrium condition）より多く残存して、非平衡状態（non-equilibrium condition）の相分布（phase distribution）（組織（microstructure））が得られる。

[0016] そして、本発明者らは、このような非平衡状態の組織となった材料に、加工（圧延）を施せば、組織の微細化が達成できることを見出した。というのは、非平衡で存在するフェライト粒に歪を付加すれば、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の核生成サイト（nucleation site）が多数生成でき、その結果、変態後に生成するオーステナイト粒が微細化し、低温靱性が向上すると考えられる。

[0017] そして、本発明者らは、上記した現象を利用して低温靱性に優れた油井用ステンレス継目無鋼管を製造可能とするためには、使用する装置列を、加熱装置（heating device）と穿孔圧延装置（piercing device）と圧延装置（rolling mill）とをこの順に配列した従来の装置列から、加熱装置と穿孔圧延装置の間、あるいは穿孔圧延装置と圧延装置の間に、冷却装置を配設した装置列とすることが肝要であることを知見した。

[0018] 本発明は、かかる知見に基づき、更なる検討を加えて完成されたものである。すなわち、本発明の要旨はつぎの通りである。

[0019] （1）鋼素材を加熱する加熱装置と、該加熱された鋼素材に穿孔圧延を施し中空素材とする穿孔圧延装置と、該中空素材に加工を施し所定形状の継目無鋼管とする圧延装置とを配設してなる継目無鋼管製造用装置列において、

前記加熱装置と前記穿孔圧延装置との間に、または前記穿孔圧延装置と前記圧延装置との間に、冷却装置を配設してなる継目無鋼管製造用装置列。

[0020] (2) (1)において、前記冷却装置が、被冷却材の外表面位置の平均冷却速度で $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却能を有する継目無鋼管製造用装置列。

[0021] (3) (1)または(2)において、前記圧延装置の出側に、保温装置を配設する継目無鋼管製造用装置列。

[0022] (4) (1)ないし(3)のいずれかに記載の継目無鋼管製造用装置列を利用した継目無鋼管の製造方法であって、鋼素材を前記加熱装置で加熱後、前記穿孔圧延装置で穿孔圧延を施して中空素材(hollow pieces or hollow steel tubes)とし、さらに該中空素材を前記冷却装置で冷却したのち、前記圧延装置で加工を施して、あるいはさらに該加工後に前記保温装置を通過させる処理を施して、所定寸法の継目無鋼管とするにあたり、前記鋼素材を、質量%で、C:0.050%以下、Si:0.50%以下、Mn:0.20~1.80%、Cr:15.5~18.0%、Ni:1.5~5.0%、Mo:1.0~3.5%、V:0.02~0.20%、N:0.01~0.15%、O:0.006%以下を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する鋼素材とし、前記加熱を、 600°C 以上鋼素材の融点未満の温度に加熱する処理とし、前記穿孔圧延を施したのちで、前記冷却装置で冷却する前の前記中空素材の表面温度を冷却開始温度として、前記冷却を、表面温度で、前記冷却開始温度からの温度差が少なくとも 50°C 以上で、かつ 600°C 以上となる冷却停止温度まで、外表面温度で $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で冷却する処理とする油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法。

[0023] (5) (4)において、前記加工後に前記保温装置内を通過させる処理が、平均冷却速度で $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の冷却となるように調整する処理とする油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法。

[0024] (6) (4)または(5)において、前記組成に加えてさらに、質量%で、次A群~D群

A群: Al: 0.002~0.050%、

B群: Cu: 3.5%以下、

C群：Nb：0.2%以下、Ti：0.3%以下、Zr：0.2%以下、W：3.0%以下、B：0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種以上、

D群：Ca：0.01%以下、REM(rare-earth metal)：0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種のうちから選ばれた1群または2群以上を含有する油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法。

発明の効果

[0025] 本発明によれば、低温靱性に優れた厚肉高強度ステンレス継目無鋼管を、容易に製造でき、産業上格段の効果を奏する。また、本発明によれば、比較的少ない加工量で鋼管組織を中心部まで微細化することができ、肉厚中心位置での加工量を大きくすることができない厚肉継目無鋼管でも、低温靱性の向上が図れるという効果がある。

図面の簡単な説明

[0026] [図1A]図1 Aは、本発明の継目無鋼管の製造用装置列の一例を模式的に示す説明図である。

[図1B]図1 Bは、本発明の継目無鋼管の製造用装置列の一例を模式的に示す説明図である。

[図2]図2は、熱間加工前の平均冷却速度と冷却停止温度でのフェライト量との関係を示すグラフである。

発明を実施するための形態

[0027] 本発明継目無鋼管製造用装置列は、加熱した鋼素材を適正温度範囲内で冷却したのちに、加工を施し、継目無鋼管とすることができる装置列とする。本発明継目無鋼管製造用装置列の一例を図1 Aおよび1 Bに示す。本発明継目無鋼管製造用装置列は、図1 Aに示すように、加熱装置1と穿孔圧延装置2と冷却装置4と圧延装置3とをこの順に配設、あるいは図1 Bに示すように、加熱装置1と冷却装置4と穿孔圧延装置2と圧延装置3とをこの順に配設、してなる装置列とする。

[0028] 本発明で使用する加熱装置1は、丸鋳片、丸鋼片等の鋼素材を所定温度に加熱できる、例えば、回転炉床式加熱炉(rotary hearth furnace)、ウォーキ

ングビーム式加熱炉(walking beam furnace)等の常用の加熱炉がいずれも適用できる。また、誘導加熱炉(induction heating furnace)としてもよい。

[0029] また、本発明で使用する穿孔圧延装置2は、加熱された鋼素材に穿孔圧延を施し中空素材とすることができる穿孔圧延装置であればよく、例えば、バレル形ロール(barrel shape roll)等を用いるマンネスマン傾斜式穿孔機(Mannesmann inclined roll type piercing machine)、熱間押出式穿孔機(hot extrusion type piercing machine)等の、通常公知の穿孔圧延装置がいずれも適用できる。

[0030] また、本発明で使用する圧延装置3は、中空素材に加工を施し所定形状の継目無鋼管とすることができる装置であればよく、目的に応じて、例えば、エロンゲータ(elongator)31、穿孔された中空素管を薄く長く延ばすプラグミル(plug mill)32、素管内外表面を滑らかにするリーラ(reeler) (図示せず)、所定寸法に整えるサイザー(sizer)33の順で配置された圧延装置、あるいは中空素管を所定寸法の鋼管とするマンドレルミル(mandrel mill) (図示せず)、若干の圧下を行ない外径、肉厚を調整するレデューサ(reducer) (図示せず)を配置した圧延装置等の、通常公知の圧延装置がいずれも適用できる。なお、圧延装置3は、好ましくは加工量を大きくとれるエロンゲータ、あるいはマンドレルミルとすることが好ましい。

[0031] また、本発明で使用する冷却装置4は、非平衡状態の相分布を得るために、加熱装置1と穿孔圧延装置2の間、あるいは穿孔圧延装置2と圧延装置3との間に設置される。本発明で使用する冷却装置は、加熱された鋼素材(被冷却材)を所望の冷却速度以上で冷却することが可能な装置であれば、その形式はとくに限定する必要はない。比較的容易に所望の冷却速度を確保できる冷却装置としては、被冷却材である加熱された鋼素材あるいは中空素材の外内面に、冷却水(cooling water)または圧縮空気(compressed air)あるいはミスト(mist)を噴射して、あるいは供給して冷却する方式の装置とすることが好ましい。

[0032] 本発明で使用する冷却装置は、ステンレス鋼組成の鋼管製造に際しては、

非平衡状態の相分布を得るために、被冷却材の外表面位置で、少なくとも $1.0\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度を得ることができる冷却能を有する装置とする必要がある。冷却装置の冷却能が不足し、上記した平均冷却速度より遅い冷却しかできない場合には、非平衡状態の相分布を得ることができず、その後に加工を施しても、組織の微細化ができなくなる。なお、冷却速度の上限は、とくに限定する必要はないが、熱応力 (thermal stress) による割れ防止や曲がりの防止という観点から、 $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ とすることが好ましい。

[0033] なお、本発明では、圧延装置3の出側に、保温装置（図示せず）を配設した装置列とすることが好ましい。本発明では、圧延加工後の冷却速度を遅くするために、保温装置を配設する。ステンレス鋼管の場合、加工後に冷却が速すぎると、非平衡フェライト相(non-equilibrium ferrite phase)が α (alpha) (ferrite) \rightarrow γ (gamma) (austenite) 変態を生じることなく冷却され、微細なオーステナイト粒(austenite grain)の生成が得られず、所望の鋼管の組織の微細化が達成できなくなる。なお、保温装置は、被冷却材の表面位置で、少なくとも $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下程度の冷却速度に調整できる保温能があれば十分である。

[0034] つぎに、上記した本発明に係る継目無鋼管の製造用装置列を利用して、高強度で、耐食性に優れ、かつ低温靱性に優れた油井用厚肉高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法について説明する。

[0035] 鋼素材を前記加熱装置で加熱したのち、穿孔圧延装置で穿孔圧延を施して中空素材とし、さらに中空素材を冷却装置で冷却したのち、直ちに圧延装置で加工を施して、あるいは加工後にさらに保温装置を通過させる処理を施し、所定寸法の継目無鋼管とする。

[0036] 使用する鋼素材は、質量%で、C : 0.050% 以下、Si : 0.50% 以下、Mn : $0.20\sim 1.80\%$ 、Cr : $15.5\sim 18.0\%$ 、Ni : $1.5\sim 5.0\%$ 、Mo : $1.0\sim 3.5\%$ 、V : $0.02\sim 0.20\%$ 、N : $0.01\sim 0.15\%$ 、O : 0.006% 以下を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する。

[0037] まず、鋼素材の組成の限定理由について説明する。なお、とくに断わらな

いかぎり、質量％は単に％で記す。

[0038] C : 0.050%以下

Cは、マルテンサイト系ステンレス鋼の強度に関係する重要な元素であり、本発明では所望の強度を確保するために0.005%以上含有することが望ましい。一方、0.050%を超えて含有すると、Ni含有による焼戻時の鋭敏化(sensitization)が増大する。なお、耐食性の観点からはCは少ないほうが望ましい。このようなことから、Cは0.050%以下に限定した。なお、好ましくは0.030~0.050%である。

[0039] Si : 0.50%以下

Siは、脱酸剤(deoxidizing agent)として作用する元素であり、0.05%以上含有することが望ましい。一方、0.50%を超える含有は、耐食性を低下させ、さらに熱間加工性(hot workability)をも低下させる。このため、Siは0.50%以下に限定した。なお、好ましくは0.10~0.30%である。

[0040] Mn : 0.20~1.80%

Mnは、強度を増加させる作用を有する元素であり、このような効果を得るためには0.20%以上の含有を必要とする。一方、1.80%を超えて含有すると、韌性に悪影響を及ぼす。このため、Mnは0.20~1.80%に限定した。なお、好ましくは0.2~1.0%である。

[0041] Cr : 15.5~18.0%

Crは、保護皮膜(protective coating)を形成し耐食性を向上させる作用を有し、さらに固溶して鋼の強度を増加させる元素である。このような効果を得るためには、15.5%以上の含有を必要とする。一方、18.0%を超えて多量に含有すると、熱間加工性が低下し、さらに強度が低下する。このため、Crは15.5~18.0%に限定した。なお、好ましくは16.5~18.0%である。

[0042] Ni : 1.5~5.0%

Niは、保護皮膜を強固にし、耐食性を高める作用を有する元素であり、さらに固溶して鋼の強度を増加させ、さらに韌性(toughness)を向上させる元素でもある。このような効果は1.5%以上の含有で認められる。一方、5.0%を

超えて含有すると、マルテンサイト相の安定性が低下し、強度が低下する。このため、Niは1.5~5.0%に限定した。なお、好ましくは2.5~4.5%である。

[0043] Mo : 1.0~3.5%

Moは、Cl⁻による孔食に対する抵抗性（耐孔食性）(pitting corrosion resistance)を増加させる元素であり、1.0%以上の含有を必要とする。一方、3.5%を超える多量の含有は、強度が低下するとともに、材料コストが高騰する。このため、Moは1.0~3.5%に限定した。なお、好ましくは2~3.5%である。

[0044] V : 0.02~0.20%

Vは、強度を増加させるとともに、耐食性を改善する元素である。このような効果を得るためには、0.02%以上の含有を必要とする。一方、0.20%を超えて含有すると、靱性が低下する。このため、Vは0.02~0.20%に限定した。なお、好ましくは0.02~0.08%である。

[0045] N : 0.01~0.15%

Nは、耐孔食性を著しく向上される元素であり、このような効果を得るためには0.01%以上の含有を必要とする。一方、0.15%を超えて含有すると、種々の窒化物を形成し靱性を低下させる。なお、好ましくは0.02~0.08%である。

[0046] O : 0.006%以下

Oは、鋼中では酸化物として存在し、各種特性に悪影響を及ぼす。このため、できるだけ低減することが望ましい。とくに、Oが0.006%を超えて多量に含有すると、熱間加工性、靱性および耐食性の低下が著しくなる。このため、Oは0.006%以下に限定した。

[0047] 上記した成分が基本の成分であるが、基本成分に加えてさらに、選択元素として、次A群~D群

A群 : Al : 0.002~0.050%、

B群 : Cu : 3.5%以下、

C群：Nb：0.2%以下、Ti：0.3%以下、Zr：0.2%以下、W：3.0%以下、B：0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種以上、

D群：Ca：0.01%以下、REM：0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種

のうちから選ばれた1群または2群以上を含有することができる。

[0048] A群：Al：0.002~0.050%、

A群：Alは、脱酸剤として作用する元素であり、このような効果を得るためには、0.002%以上含有することが好ましいが、0.050%を超えて含有すると、韌性に悪影響を及ぼす。このため、含有する場合には、A群：Al：0.002~0.050%に限定することが好ましい。より好ましくは0.03%以下である。Al無添加の場合には、不可避的不純物としてAl：0.002%未満程度が許容される。

[0049] B群：Cu：3.5%以下

B群：Cuは、保護皮膜を強固し、鋼中への水素の侵入を抑制し、耐硫化物応力腐食割れ性を高める。このような効果を得るためには0.5%以上含有することが望ましい一方、3.5%を超える含有は、CuSの粒界析出 (grain boundary precipitation) を招き、熱間加工性が低下する。このため、含有する場合には、B群：Cuは3.5%以下に限定することが好ましい。なお、より好ましくは0.8~2.5%である。

[0050] C群：Nb：0.2%以下、Ti：0.3%以下、Zr：0.2%以下、W：3.0%以下、B：0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種以上

C群：Nb、Ti、Zr、W、Bはいずれも、強度を増加させる元素であり、必要に応じて選択して含有できる。このような効果は、Nb：0.03%以上、Ti：0.03%以上、Zr：0.03%以上、W：0.2%以上、B：0.0005%以上の含有で認められる。一方、Nb：0.2%、Ti：0.3%、Zr：0.2%、W：3.0%、B：0.01%、をそれぞれ超える含有は、韌性を低下させる。このため、含有する場合は、Nb：0.2%以下、Ti：0.3%以下、Zr：0.2%以下、W：3.0%以下、B：0.01%以下に、それぞれ限定することが好ましい。

[0051] D群：Ca：0.01%以下、REM：0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種

D群：Caおよび、REMは、硫化物系介在物の形態を球状化する作用を有し、介在物周囲のマトリックス(matrix)の格子歪(lattice strain)を小さくして、介在物の水素トラップ能(hydrogen trapping ability)を低下させる効果を有し、必要に応じ選択して1種または2種を含有できる。このような効果を得るためには、それぞれCa：0.0005%以上、REM：0.001%以上含有することが望ましいが、それぞれCa：0.01%、REM：0.01%を超えて含有すると、耐食性が低下する。このため、含有する場合には、それぞれCaは0.01%以下に、REMは0.01%以下に限定することが好ましい。

[0052] 上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避免の不純物である。なお、不可避免の不純物としてはP：0.03%以下、S：0.005%以下が許容できる。

[0053] 上記した組成を有する鋼素材の製造方法はとくに限定する必要はない。転炉、(converter)、電気炉(electric furnace)等、常用の溶製炉(smelting furnace)を使用して、上記した組成の溶鋼を溶製し、連続鋳造法(continuous casting)等の常用の鋳造方法で、鋳片(丸鋳片)としたものを鋼素材とすることが好ましい。なお、鋳片を熱間圧延して所定寸法の鋼片として鋼素材としてもよい。また、造塊一分塊圧延法(ingot-making and bloomig method)で鋼片とし、鋼素材としてもなんら問題はない。

[0054] まず、上記した組成を有する鋼素材を、加熱装置に装入して、加熱温度：600℃以上融点(melting point)未満の範囲の温度に加熱する。

[0055] 加熱温度：600℃以上融点未満

加熱温度が600℃未満では、組織が単相であり、変態を利用した組織の微細化が達成できない。一方、融点以上では加工を施すことができない。このため、鋼素材の加熱温度は600℃以上融点未満の温度に限定した。なお、好ましくは変形抵抗(deformation resistance)が小さく加工が容易であり、冷却時の温度差を大きくとれるという観点から1000~1300℃である。より好ましくは1100~1300℃である。

[0056] 加熱された鋼素材は、ついで、穿孔圧延装置で穿孔圧延を施されて中空素材とされる。

[0057] 穿孔圧延条件は、鋼素材を所定の中空素材とすることができれば、とくにその条件を限定する必要はなく、常用の穿孔圧延とすることが好ましい。

[0058] ついで、得られた中空素材は、冷却装置で冷却される。

[0059] 冷却は、冷却開始温度からの温度差が少なくとも 50°C 以上で、かつ 600°C 以上となる冷却停止温度まで、中空素材の外表面位置の温度で $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で冷却する加速冷却処理とする。なお、冷却開始温度とは、冷却開始前の中空素材の肉厚中心温度であり、本発明では 600°C 以上とすることが好ましい。さらに好適な冷却開始温度は、 1100°C 以上である。冷却開始温度が 600°C 未満では、その後の加工による組織微細効果が期待できない。

[0060] 冷却温度範囲： 50°C 以上

冷却の温度範囲（冷却温度差）、すなわち、冷却開始温度と冷却停止温度の温度差は、少なくとも表面温度で 50°C 以上とする。冷却の温度範囲が 50°C 未満では、顕著な非平衡状態の相分率を確保できなくなり、その後の加工により所望の組織の微細化を達成できない。このため、冷却の温度範囲は 50°C 以上に限定した。冷却の温度範囲は大きいほど、非平衡状態の相分率を確保できやすくなる。なお、好ましくは 100°C 以上である。

[0061] 冷却停止温度： 600°C 以上

冷却停止温度は 600°C 以上とする。冷却停止温度が 600°C 未満では、元素の拡散が遅くなり、その後の加工による相変態（phase transformation）（ $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態）が遅れ、所望の加工による組織の微細化の効果が期待できなくなる。このため、冷却停止温度は 600°C 以上に限定した。なお、好ましくは 700°C 以上である。なお、冷却停止時の温度が 600°C 未満でも、複熱やその後に加えられる熱間加工による加工発熱で 600°C 以上となる場合には、組織の微細化効果を発揮する。

[0062] 平均冷却速度： $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上

冷却の平均冷却速度が $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、非平衡状態の相分率を確保でき

なくなり、その後の加工により所望の組織の微細化を達成できない。このため、冷却の平冷却速度は $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上に限定した。なお、冷却速度の上限は、冷却装置の能力により決定され、とくに限定する必要はないが、熱応力による割れ防止や、曲がり防止の観点から、 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは $3\sim 10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ である。

[0063] 冷却を施された中空素材は、圧延装置で加工を施され、所定寸法の継目無鋼管とされる。なお、加工を施すまでの時間は冷却終了後600s以内とすることが好ましい。冷却終了後、加工開始までの時間が600sを超えて長くなると、フェライト相がオーステナイト相に変態し、非平衡状態を確保できにくくなる。

[0064] なお、加工後の冷却速度は、とくに限定する必要はないが、肉厚中心温度で平均冷却速度で $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超える冷却となる場合には、圧延装置の出側に配設された保温装置に装入し、平均冷却速度を $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下に調整することが好ましい。加工後の冷却が $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超えて速くなりすぎると、 $\alpha\rightarrow\gamma$ 変態によるオーステナイト相の析出が遅れ、オーステナイト相を析出することなく冷却され、加工後の組織が凍結され、所望の組織の微細化を達成することができなくなる。

[0065] 以上、冷却装置を、穿孔圧延装置と圧延装置の間に配設した装置列を使用した場合について説明した。本発明では、冷却装置を、加熱装置と穿孔圧延装置の間に配設した装置列を使用しても、同様の効果が期待できる。というのは、本発明では、穿孔圧延、あるいは圧延のいずれにおいても効果があり、加工装置の加工形態の影響は少ないことを確認している。

[0066] 冷却装置を加熱装置と穿孔圧延装置の間に配設した装置列を使用する場合には、冷却を行う温度範囲は、穿孔圧延が可能な温度以上となるように、鋼種に応じて冷却停止温度を設定する必要がある。本発明で使用する鋼素材の組成範囲であれば、冷却停止温度は、 600°C 以上とすることが好ましい。冷却停止温度が 600°C 未満では、変形抵抗が高くなりすぎて穿孔圧延が困難となる。このため、この場合には、冷却停止温度は 600°C 以上に限定することが好ま

しい。また、加熱された鋼素材を冷却するに際し、非平衡状態の相分率を確保するためには、外表面位置での冷却速度で、平均で、 $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度とすることが好ましい。

[0067] 上記した製造方法で得られる継目無鋼管は、上記した組成と、マルテンサイト相を主相とし、フェライト相と、あるいはさらに残留オーステナイト相からなる組織とを有する鋼管である。ここでいう「主相」とは、もっとも多い相をいうものとする。なお、残留オーステナイト相は、面積率で20%以下とすることが好ましい。このような組織を有する鋼管は、降伏強さ：654MPa以上の高強度と、肉厚中心位置でのシャルピー衝撃試験の試験温度： -40°C での吸収エネルギーが50J以上となる優れた低温靱性と、炭酸ガスを含み、 230°C という高温で苛酷な腐食環境下における耐食性に優れた鋼管となる。

[0068] つぎに、実施例に基づき、さらに本発明について説明する。

実施例

[0069] 表1に示す組成の鋼素材を出発素材とした。これら鋼素材は、転炉で溶製した溶鋼を、連続鋳造法で鋳片(billet)とし、該鋳片を成型圧延で表1に示す組成の丸鋼片(230mm ϕ)としたものである。これら鋼素材を用いて厚肉継目無鋼管(外径273mm ϕ ×肉厚32mm)とした。

[0070] これら鋼素材を、図1Aに示す装置列の加熱装置1に装入し、表2に示す加熱温度に加熱し一定時間(60min)保持したのち、バレル形ロールのマンネスマン式穿孔圧延装置2を用いて穿孔圧延を施して中空素材(肉厚：約50mm)とし、スプレーによる冷却水を冷媒とする冷却装置4で、表2に示す平均冷却速度で、表2に示す冷却停止温度まで冷却し、直ちにエロンゲータ、プラグミル、リーラ、サイザーを順次配列してなる圧延装置3で表2に示す累積圧下率で圧延し、継目無鋼管(外径273mm ϕ ×肉厚25~50mm)とした。なお、圧延後は放冷($0.1\sim 1.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$)した。得られた厚肉継目無鋼管にさらに熱処理(焼入焼戻処理あるいは焼戻処理)を施した。

[0071] 得られた厚肉継目無鋼管から、試験片を採取して組織観察、引張試験、衝撃試験を実施した。試験方法はつぎのとおりとした。

[0072] (1) 組織観察

得られた鋼管から、組織観察用試験片を採取し、管長手方向に直交する断面（C断面）を研磨、腐食（腐食液：ピレラ液）して、光学顕微鏡(optical microscope)（倍率：100倍）または走査型電子顕微鏡(scanning electron microscope)（倍率：1000倍）で組織を観察し、撮像して、画像解析(image analysis)を用い、組織の種類およびその分率を測定した。なお、組織写真から、単位長さの直線と交差する結晶粒界の数を測定し、結晶粒のサイズ指標とし、微細化の指標とした。なお、単位長さ当たりの結晶粒界数は、得られた値を、鋼管No.5の値を基準（1.00）として、基準値に対する比率として示した。

[0073] (2) 引張試験

得られた鋼管から、管軸方向が引張方向となるように、丸棒引張試験片（round bar type tensile specimen）（平行部6mmφ×G.L.20mm）を採取し、引張試験を実施し、降伏強さYSを求めた。なお、降伏強さは0.2%伸びでの強度とした。

[0074] (3) 衝撃試験

得られた鋼管の肉厚中央位置から、管軸方向が試験片長手方向となるように、Vノッチ試験片(V-notched test bar)を採取し、JIS Z 2242の規定に準拠してシャルピー衝撃試験(Charpy impact test)を実施し、試験温度：-40℃における吸収エネルギー(absorbed energy)を測定し、靱性を評価した。なお、試験片は各3本とし、それらの平均値を当該鋼管の吸収エネルギーとした。

[0075] 得られた結果を、表3に示す。

[0076]

[表1]

鋼No.	化 学 成 分 (質量%)														
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Al	Cu	Nb, Ti, Zr, W, B	Ca, REM	N	O
A	0.016	0.20	0.26	0.01	0.002	16.5	3.4	1.5	0.047	0.013	0.89	-	-	0.044	0.0030
B	0.021	0.19	0.36	0.01	0.001	17.4	3.6	2.5	0.055	0.012	-	Nb:0.066	-	0.056	0.0022
C	0.026	0.21	0.28	0.02	0.001	17.5	2.3	2.3	0.044	0.013	0.80	-	REM:0.01	0.063	0.0033
D	0.023	0.20	0.37	0.02	0.001	16.7	3.8	1.8	0.037	0.013	1.25	-	Ca:0.002	0.043	0.0029
E	0.021	0.20	0.34	0.02	0.001	17.9	3.5	1.9	0.050	0.016	-	-	Ca:0.001	0.038	0.0026
F	0.019	0.22	0.30	0.02	0.001	15.5	4.0	2.3	0.045	0.014	0.75	Nb:0.045	-	0.050	0.0018
G	0.047	0.35	0.26	0.01	0.001	17.3	0.9	2.1	0.055	0.022	-	-	-	0.061	0.0016
H	0.018	0.22	0.32	0.01	0.001	16.7	3.5	2.5	0.052	0.002	-	-	-	0.052	0.0025
I	0.027	0.22	0.27	0.01	0.001	16.5	3.7	2.2	0.047	0.010	0.06	Nb:0.075, W:2.3, Ti:0.1	-	0.050	0.0030

[0077] [表2]

鋼板 No.	鋼 No.	加熱		穿孔壓延後冷却				壓延		壓延後冷却		熱處理溫度		備考
		加熱溫度 (°C)	冷却開始溫度 (°C)	平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止溫度 (°C)	冷却溫度範圍 (°C)	累積压下量 (%)	平均冷却速度 (°C/s)	燒入 (°C)	燒戻 (°C)				
1	A	1250	1250	0.5	1200	50	50	50	1.5	950	600	比較例		
2	A	1250	1250	0.5	1200	50	50	10	0.3	950	600	比較例		
3	A	1250	1250	0.5	1195	55	55	36	0.4	950	600	比較例		
4	A	1250	1250	0.5	1005	245	245	36	0.4	950	600	比較例		
5	A	1250	1250	0.5	900	350	350	36	0.4	950	600	比較例		
6	A	1250	1250	0.5	635	615	615	36	0.4	950	600	比較例		
7	A	1250	1250	5.0	1205	45	45	36	0.4	950	600	比較例		
8	A	1250	1250	0.5	900	350	350	36	0.4	950	600	比較例		
9	A	1250	1250	1.1	910	340	340	36	0.4	950	600	本發明例		
10	A	1250	1250	8.9	895	355	355	36	0.4	950	600	本發明例		
11	A	1250	1250	12.5	890	360	360	36	0.4	950	600	本發明例		
12	A	1250	1250	12.5	895	355	355	0	0.12	950	600	本發明例		
13	A	1250	1250	10.5	615	635	635	36	0.4	950	600	本發明例		
14	A	1150	1150	1.2	1095	55	55	36	0.4	950	600	本發明例		
15	A	1150	1150	8.9	1095	55	55	36	0.4	950	600	本發明例		
16	A	1150	1150	12.5	1085	65	65	36	0.4	950	600	本發明例		
17	A	1250	1250	12.5	915	335	335	36	25	950	600	比較例		
18	B	1250	1250	0.5	1000	250	250	36	0.4	950	600	比較例		
19	B	1250	1250	8.9	995	255	255	36	0.4	950	600	本發明例		
20	C	1250	1250	0.5	1000	250	250	36	0.4	950	600	比較例		
21	C	1250	1250	10.5	950	300	300	36	0.4	950	600	本發明例		
22	D	1250	1250	0.5	1000	250	250	36	0.4	950	600	比較例		
23	D	1250	1250	5.5	995	255	255	36	0.4	950	600	本發明例		
24	E	1250	1250	0.5	1000	250	250	36	0.4	950	600	比較例		
25	E	1250	1250	7.0	1010	240	240	36	0.4	950	600	本發明例		
26	F	1250	1250	0.5	995	255	255	36	0.4	950	600	比較例		
27	F	1250	1250	7.5	995	255	255	36	0.4	950	600	本發明例		
28	G	1250	1250	0.5	1000	250	250	36	0.4	950	600	比較例		
29	G	1250	1250	8.0	1005	245	245	36	0.4	950	600	本發明例		
30	H	1250	1250	0.5	995	255	255	36	0.4	950	600	比較例		
31	H	1250	1250	8.9	995	255	255	36	0.4	950	600	本發明例		
32	I	1250	1250	0.5	1090	160	160	36	0.4	950	600	比較例		
33	I	1250	1250	9.0	1040	210	210	36	0.4	950	600	本發明例		

[0078]

[表3]

鋼板 No.	鋼 No.	組織		引張特性 降伏強さ (MPa)	靱性 vE ₋₄₀ (J)	備考
		種類*	相境界数比			
1	A	M+F+残 γ	0.81	795	31	比較例
2	A	M+F+残 γ	0.21	790	7	比較例
3	A	M+F+残 γ	0.94	815	15	比較例
4	A	M+F+残 γ	0.96	815	22	比較例
5	A	M+F+残 γ	1.00	815	35	比較例
6	A	M+F+残 γ	0.77	800	35	比較例
7	A	M+F+残 γ	0.83	800	33	比較例
8	A	M+F+残 γ	0.82	805	37	比較例
9	A	M+F+残 γ	2.83	825	90	本発明例
10	A	M+F+残 γ	9.53	855	111	本発明例
11	A	M+F+残 γ	11.85	875	122	本発明例
12	A	M+F+残 γ	8.95	865	115	本発明例
13	A	M+F+残 γ	3.25	835	99	本発明例
14	A	M+F+残 γ	2.78	830	75	本発明例
15	A	M+F+残 γ	2.95	840	82	本発明例
16	A	M+F+残 γ	3.15	840	99	本発明例
17	A	M+F+残 γ	0.31	615	6	比較例
18	B	M+F+残 γ	0.95	795	32	比較例
19	B	M+F+残 γ	9.95	885	125	本発明例
20	C	M+F+残 γ	0.88	805	27	比較例
21	C	M+F+残 γ	10.35	910	121	本発明例
22	D	M+F+残 γ	0.99	810	33	比較例
23	D	M+F+残 γ	7.92	930	135	本発明例
24	E	M+F+残 γ	0.92	800	34	比較例
25	E	M+F+残 γ	8.59	875	112	本発明例
26	F	M+F+残 γ	0.87	810	35	比較例
27	F	M+F+残 γ	1.91	805	120	本発明例
28	G	M+F+残 γ	0.69	645	15	比較例
29	G	M+F+残 γ	1.99	630	112	比較例
30	H	M+F+残 γ	0.86	795	33	比較例
31	H	M+F+残 γ	9.25	885	111	本発明例
32	I	M+F+残 γ	0.89	795	29	比較例
33	I	M+F+残 γ	8.80	815	66	本発明例

*)M: マルテンサイト、F: フェライト、残 γ : 残留オーステナイト

[0079] 本発明例はいずれも、厚肉の肉厚中心位置においても組織の微細化ができ、降伏強さ：654MPa以上の高強度であるにもかかわらず、シャルピー衝撃試験の試験温度：-40℃における吸収エネルギーが50J以上と靱性が顕著に向上している。なお、加工量（圧下率）が0%と低い本発明例（鋼管No. 12）も、靱性が顕著に向上している。一方、本発明の範囲を外れる比較例は、所望の高強度を確保できていないか、組織が微細化できず、所望の高靱性を確保できていない。

符号の説明

- [0080] 1 加熱装置
- 2 穿孔圧延装置
- 3 圧延装置
- 4 冷却装置
- 31 エロンゲータ
- 32 プラグミル
- 33 サイジングミル(sizing mill) (サイザー)

請求の範囲

- [請求項1] 鋼素材を加熱する加熱装置と、該加熱された鋼素材に穿孔圧延を施し中空素材とする穿孔圧延装置と、該中空素材に加工を施し所定形状の継目無鋼管とする圧延装置とを配設してなる継目無鋼管製造用装置列において、前記加熱装置と前記穿孔圧延装置との間に、または前記穿孔圧延装置と前記圧延装置との間に、冷却装置を配設してなる継目無鋼管製造用装置列。
- [請求項2] 前記冷却装置が、被冷却材の外表面位置の平均冷却速度で $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却能を有する請求項1に記載の継目無鋼管製造用装置列。
- [請求項3] 前記圧延装置の出側に、保温装置を配設する請求項1または2に記載の継目無鋼管製造用装置列。
- [請求項4] 請求項1ないし3のいずれかに記載の継目無鋼管製造用装置列を利用した継目無鋼管の製造方法であって、鋼素材を前記加熱装置で加熱後、前記穿孔圧延装置で穿孔圧延を施して中空素材とし、さらに該中空素材を前記冷却装置で冷却したのち、前記圧延装置で加工を施して、あるいはさらに該加工後に前記保温装置を通過させる処理を施して、所定寸法の継目無鋼管とするにあたり、前記鋼素材を、質量%で、
C : 0.050%以下、
Mn : 0.20~1.80%、
Ni : 1.5~5.0%、
V : 0.02~0.20%、
O : 0.006%以下、
Si : 0.50%以下、
Cr : 15.5~18.0%、
Mo : 1.0~3.5%、
N : 0.01~0.15%、
を
を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する鋼素材とし、
前記加熱を、 600°C 以上融点未満の温度に加熱する処理とし、前記穿孔圧延を施したのちで、前記冷却装置で冷却する前の前記中空素材の表面温度を冷却開始温度として、前記冷却を、表面温度で、前記冷却開始温度からの温度差が少なくとも 50°C 以上で、かつ 600°C 以上とな

る冷却停止温度まで、外表面温度で $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で冷却する処理とする油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法。

[請求項5] 前記加工後に前記保温装置内を通過させる処理が、平均冷却速度で $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の冷却となるように調整する処理とする請求項4に記載の油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法。

[請求項6] 前記組成に加えてさらに、質量%で、下記A群～D群のうちから選ばれた1群または2群以上を含有する請求項4または5に記載の油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法。

記

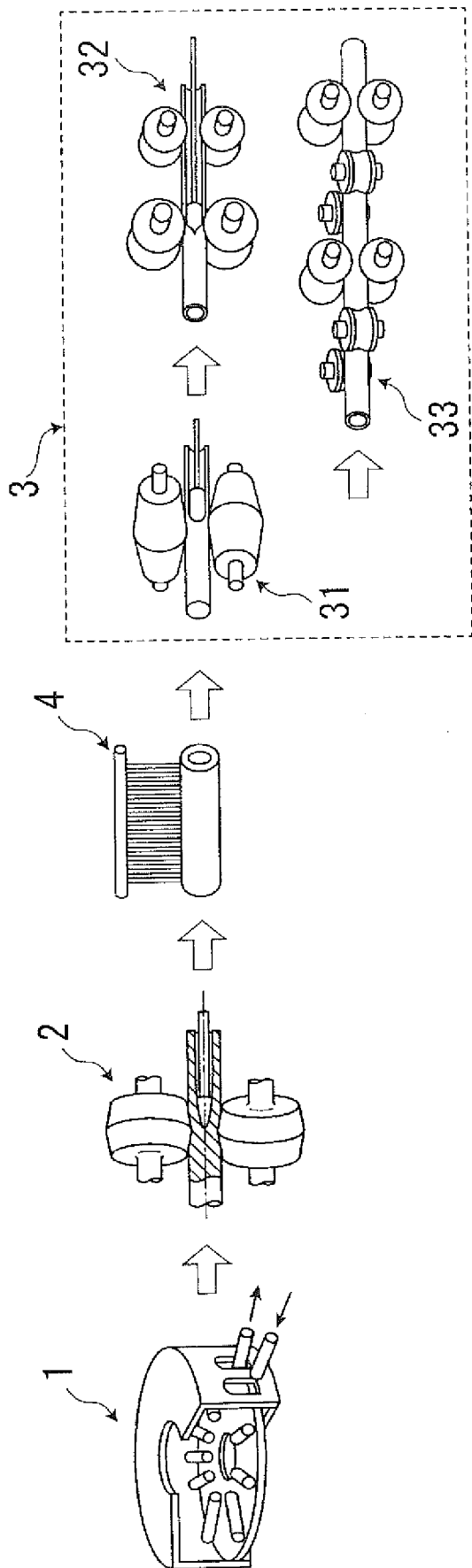
A群：Al：0.002～0.050%、

B群：Cu：3.5%以下、

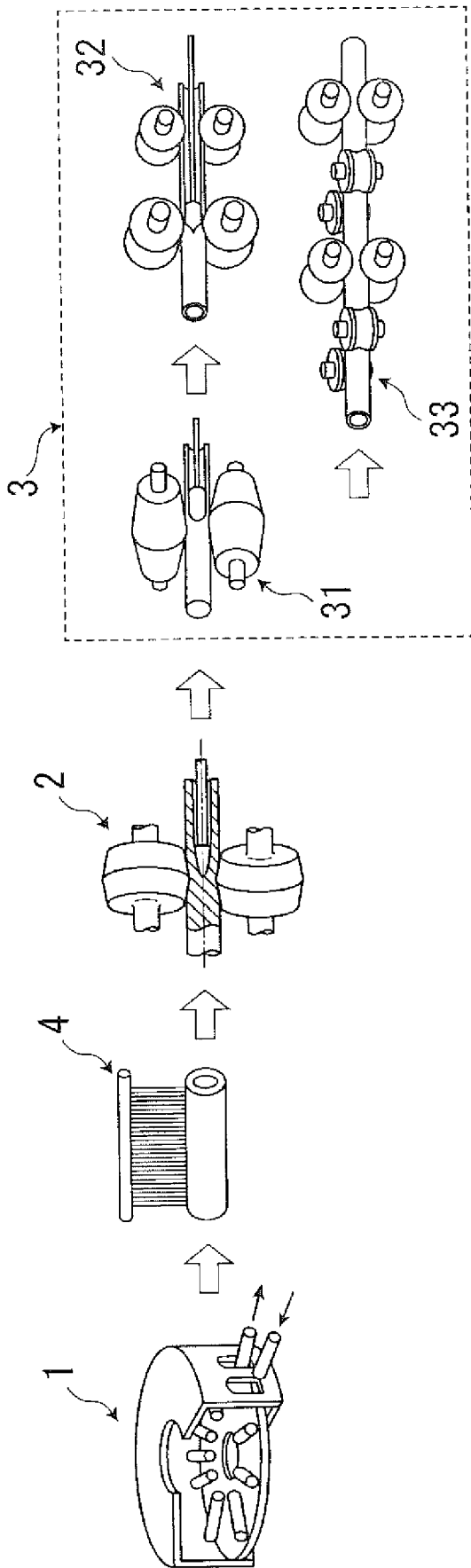
C群：Nb：0.2%以下、Ti：0.3%以下、Zr：0.2%以下、W：3.0%以下、B：0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種以上、

D群：Ca：0.01%以下、REM：0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種

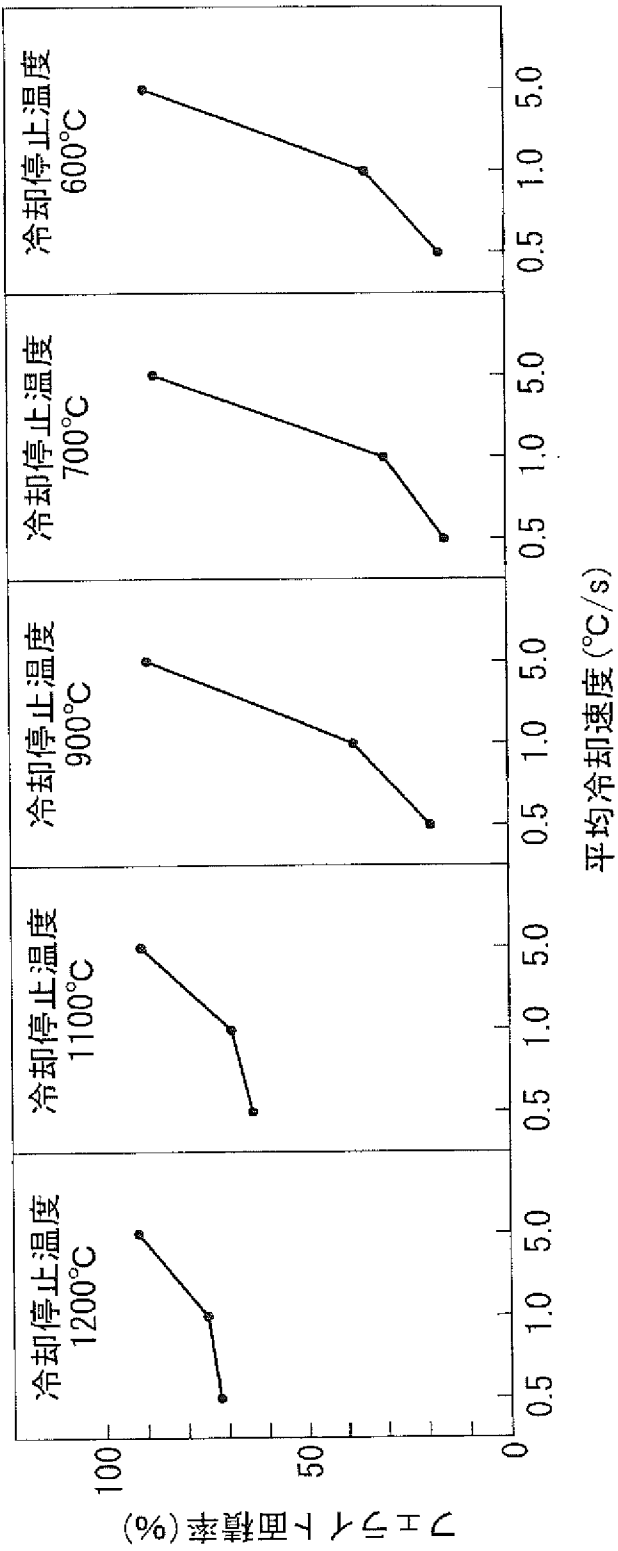
[図1A]



[図1B]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2014/004892

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C21D9/00(2006.01)i, B21B1/38(2006.01)i, B21B45/00(2006.01)i, B21B45/02(2006.01)i, C21D8/10(2006.01)i, C22C38/00(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)
C21D9/00, B21B1/38, B21B45/00, B21B45/02, C21D8/00-8/10, C22C38/00-38/60

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	1996-2014
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2014	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2014

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 2004-27351 A (JFE Steel Corp.), 29 January 2004 (29.01.2004), paragraphs [0036], [0037] & US 2003/0066580 A1 & EP 1288316 A1 & NO 20024097 A	1-3
X	JP 2003-105441 A (Kawasaki Steel Corp.), 09 April 2003 (09.04.2003), paragraphs [0022], [0023], [0031] (Family: none)	1-3
A	JP 2004-124188 A (Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.), 22 April 2004 (22.04.2004), claim 7; paragraph [0019] (Family: none)	1-6

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 18 December 2014 (18.12.14)	Date of mailing of the international search report 06 January 2015 (06.01.15)
------------------------------------------------------------------------------------------	----------------------------------------------------------------------------------

Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office	Authorized officer
Facsimile No.	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/004892

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 2005-336595 A (JFE Steel Corp.), 08 December 2005 (08.12.2005), table 1 & WO 2005/017222 A1 & US 2006/0243354 A1 & EP 1662015 A1 & BR PI0413626 A & CN 1836056 A	1-6
A	JP 2011-241477 A (JFE Steel Corp.), 01 December 2011 (01.12.2011), table 1-1 (Family: none)	1-6
A	JP 5-195059 A (Nippon Steel Corp.), 03 August 1993 (03.08.1993), claims (Family: none)	1-6

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） Int.Cl. C21D9/00(2006.01)i, B21B1/38(2006.01)i, B21B45/00(2006.01)i, B21B45/02(2006.01)i, C21D8/10(2006.01)i, C22C38/00(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. C21D9/00, B21B1/38, B21B45/00, B21B45/02, C21D8/00-8/10, C22C38/00-38/60		
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 1971-2014年 日本国実用新案登録公報 1996-2014年 日本国登録実用新案公報 1994-2014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 2004-27351 A（J F E スチール株式会社）2004. 01. 29, 【0036】 , 【0037】 & US 2003/0066580 A1 & EP 1288316 A1 & NO 20024097 A	1-3
X	JP 2003-105441 A（川崎製鉄株式会社）2003. 04. 09, 【0022】 , 【0023】 , 【0031】（ファミリーなし）	1-3
A	JP 2004-124188 A（三菱重工業株式会社）2004. 04. 22, 請求項 7, 【0019】（ファミリーなし）	1-6
<input checked="" type="checkbox"/> C 欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> 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 18. 12. 2014	国際調査報告の発送日 06. 01. 2015	
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） 佐藤 陽一 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4 K 9731

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 2005-336595 A (J F E スチール株式会社) 2005. 12. 08, 表 1 & WO 2005/017222 A1 & US 2006/0243354 A1 & EP 1662015 A1 & BR PI0413626 A & CN 1836056 A	1-6
A	JP 2011-241477 A (J F E スチール株式会社) 2011. 12. 01, 表 1-1 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 5-195059 A (新日本製鐵株式会社) 1993. 08. 03, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-6