





(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))

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二相ステンレス継目無鋼管の製造方法を提供する。鋼素材を加熱する加熱装置と、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、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、圧延装置の出側に冷却装置を配設してなる継目無鋼管製造用装置列とする。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を穿孔圧延後圧延装置で加工を施した後、冷却装置で冷却する前の素管の表面温度を冷却開始温度として、冷却開始温度からの温度差が少なくとも50℃以上で、かつ600℃以上となる冷却停止温度まで、外表面温度で1.0℃/s以上の平均冷却速度で冷却する。

## 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二相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 pipes and tubes) の製造に係り、とくに継目無鋼管製造用として好適な装置列と、その装置列を利用した高強度 (high-strength) かつ低温靱性 (low-temperature toughness) に優れた二相ステンレス (duplex stainless steel) 継目無鋼管の製造方法に関する。なお、ここでいう「二相ステンレス」とは、熱間加工 (hot working of pipe or tube) 温度域において少なくともフェライト相 (ferrite phase) とオーステナイト相 (austenite phase) の二相を有する多相組織 (multiphase structure) となっている高C r (high-chromium) ステンレス鋼とする。

### 背景技術

[0002] 近年、世界的なエネルギー消費量の増大による、原油 (crude oil) 等のエネルギー価格の高騰や、石油資源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-well) (深層油田) や、硫化水素 (hydrogen sulfide) 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 (corrosive 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における油田やガス田等において、エネルギー資源開発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 (material properties) を有することが要求されている。

[0003] このような材質を有する鋼材 (steel material) としては、従来から、22%Cr鋼や25%Cr鋼のようなオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼 (以下、二相ステンレス鋼ともいう) が知られ、特に硫化水素を多量に

含み且つ高温である厳しい腐食環境下で使用される油井用継目無鋼管等に採用されている。また、二相ステンレス鋼は、21～28%程度の高Cr系で極低炭素 (ultra low carbon steel) で、Mo、Ni、N等を含む各種の鋼材が開発され、JIS規格にも、JIS G 4303～4305に、SUS329J1、SUS329J3L、SUS329J4L等として規定されている。

[0004] しかし、二相ステンレス鋼は、Cr、Mo等の合金元素 (alloy element) を多量に含有しているため、通常の熱間加工温度域および熱間加工後の冷却では硬くて脆い金属間化合物 (intermetallic compound) (脆化相 (embrittlement phase)) を生成し、熱間加工性 (hot workability) が劣るとともに、機械的特性 (mechanical property)、耐食性が大きく低下する。そのため、通常では、脆化相の析出 (precipitation) 温度以上に加熱して熱間加工し、脆化相が析出する前に熱間加工を終了させる。さらに、熱間加工後の冷却過程で析出した金属間化合物中に濃化 (concentrate) した合金元素を母材 (base metal) に溶かし込むために脆化相の析出温度以上に加熱を行い急冷 (rapid cooling) する溶体化処理 (solution heat treatment) を行っている。また、合金元素を多量に含有した二相ステンレス鋼は、脆化相の析出がない熱間加工温度域であっても、多相組織であることが多く、例えば前述したSUS329J4Lなどでは熱間加工温度域においてフェライト相とオーステナイト相からなる二相組織であるため、熱間加工された場合に相対的に変形抵抗 (flow stress) の低いフェライト相に加工歪 (strain) が集中して加工割れ (crack) が発生しやすい。そのため、特に厚肉継目無鋼管を製造する場合において、熱間加工時の疵 (defect) 発生を抑制するために、高温で加工を終了するか、もしくは、加工量を低減して加工歪を抑える必要があり、熱間加工による加工歪を肉厚中心部に蓄積することが困難となる。熱間加工時に加工歪の付与が不足すると、加工歪による結晶粒 (crystal grain) の微細化 (refinement) が困難となり、得られた製品の機械的性質、特に低温靱性と降伏強さ (yield strength) が低下する。

[0005] このような問題に対し、例えば特許文献1には高強度の二相ステンレス鋼管の製造方法が提案されている。特許文献1に記載された技術は、質量%で、C：0.03%以下、Si：1%以下、Mn：0.1~4%、Cr：20~35%、Ni：3~10%、Mo：0~6%、W：0~6%、Cu：0~3%、N：0.15~0.60%を含有し、残部がFeおよび不純物からなる化学組成 (chemical composition) を有する二相ステンレス鋼材を、熱間加工によりあるいはさらに固溶体化処理 (solution treatment) することにより冷間加工用 (cold working of pipe or tube) 素管 (hollow piece) を作製した後、冷間圧延 (cold rolling) によって二相ステンレス鋼管を製造するにあたり、最終の冷間圧延工程における断面減少率での加工度Rdが10~80%の範囲内であって且つ下記(1)式を満足する条件で冷間圧延する高強度二相ステンレス鋼管の製造方法である。

$$[0006] \quad R d = \exp [ \{ \ln ( M Y S ) - \ln ( 1 4 . 5 \times C r + 4 8 . 3 \times M o + 2 0 . 7 \times W + 6 . 9 \times N ) \} / 0 . 1 9 5 ] \cdots ( 1 )$$

但し、Rd：断面減少率での加工度(%)、MYS：目標降伏強度(MPa)、Cr、Mo、WおよびN：それぞれの元素の含有量(質量%)。

[0007] この技術によれば、深井戸や過酷な腐食環境で使用される油井管に要求される耐食性だけでなく、目標とする強度をも兼ね備えた二相ステンレス継目無鋼管を、過度に合金成分 (alloy content) を添加することもなく、冷間加工条件を選択することによって製造することができるとしている。

[0008] また、例えば特許文献2には、高強度2相ステンレス鋼材の製造方法が提案されている。特許文献2に記載された技術は、Cuを含有するオーステナイト・フェライト系2相ステンレス鋼の溶体化処理材に、断面減少率35%以上の冷間加工を施した後、一旦、50℃/s以上の加熱速度で800~1150℃の温度域まで加熱してからこれを急冷し、次いで300~700℃での温間加工 (warm pipe and tube making property) を施した後に再び冷間加工を施し、あるいはさらに450~700℃で時効処理 (ageing treatment) する高強度2相ステンレス鋼材の製造方法である。特許文献2に記載さ

れた技術では、加工と熱処理を組み合わせることにより、組織の微細化を図り、冷間加工を施しても、その加工量を著しく小さくできるため、耐食性の劣化を防止できるとしている。

## 先行技術文献

## 特許文献

[0009] 特許文献1：特許第4462454号公報

特許文献2：特開平07-207337号公報

## 発明の概要

## 発明が解決しようとする課題

[0010] しかしながら、特許文献1に記載された技術では、最終冷間圧延により断面減少率での加工度を大きくとる必要があり、変形抵抗の高い二相ステンレス鋼を圧延するための強力な冷間圧延装置を整備するための高額な設備投資が必要となる。また、冷間加工による加工度を増加させることにより、特に硫化水素の存在する高温湿潤環境における耐食性が低下するという問題がある。一方、特許文献2に記載された技術は、溶体化処理と冷間加工後の熱処理を含め複数回の熱処理を行なう必要があり、工程が複雑となり、生産性が低下するとともに、エネルギー使用量が増加し製造コストが高騰するという問題があった。また、温間加工の際に300～700℃に加熱すると、二相ステンレス鋼ではオーステナイト相が多く析出するため、オーステナイト相に比較して変形抵抗が小さいフェライト相に加工歪が集中し、割れ、疵等が発生するという問題もある。

[0011] 本発明は、かかる従来技術の問題を有利に解決し、強力な冷間加工または複雑な熱処理や温間加工を必要とせず、高強度と高靱性を兼備した二相ステンレス継目無鋼管（例：高強度オーステナイト・フェライト系ステンレス鋼管）を、割れ等の発生もなく安定して製造できる安価な製造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、高強度と高靱性を兼備した二相ステンレス継目無鋼管を得ることができる二相ステン

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「高強度」とは、降伏強さ（YS）が588MPa以上、「高靱性」とは-10°Cでのシャルピー試験（Charpy impact test）による吸収エネルギー（absorbed energy）（ $vE_{-10}$ ）が50J以上の場合をいうものとする。

### 課題を解決するための手段

- [0012] 本発明者らは、上記した目的を達成するため、二相ステンレス鋼材の強度と靱性に影響する各種要因について鋭意検討した。その結果、二相ステンレス鋼材の強度と靱性の向上に最も有効な方法は、組織の微細化を図ることであるということに思い至った。
- [0013] そこで、更なる研究を行ない、二相ステンレス鋼材の組織微細化のためには、下記のようにすることで歪が蓄積したフェライト相から、歪を核生成（nucleation）サイトとして析出したオーステナイト相を主とする組織とすることが有効であることを見出した。すなわち、一旦、 $(\delta_A - 300^\circ\text{C}) \sim (\delta_A + 100^\circ\text{C})$  の温度（ $\delta_A$ ： $\delta$ フェライト単相になる温度）に加熱し、その温度域で熱間加工を施して歪を付与した後、直ちにオーステナイト相が多く析出する温度域まで空冷（air cooling）以上の冷却速度である $1.0^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で冷却を施してその温度に保持することである。あるいは、オーステナイト相が多く析出する温度以下まで過冷却（super-cooled）された場合には、加熱装置により $1.0^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の加熱速度でオーステナイト相が多く析出する温度域に加熱してその温度に保持することである。
- [0014] 本発明は、かかる知見に基づき、さらに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とおりである。
- (1) 継目無鋼管製造用装置列であって、
- 鋼素材を加熱する加熱装置と、
  - 加熱された前記鋼素材に穿孔圧延（piercing）を施し中空素材（hollow material）とする穿孔圧延装置と、
  - 前記中空素材に熱間加工を施し所定寸法の継目無鋼管とする圧延装置と、
  - 前記圧延装置の出側に冷却装置とを有することを特徴とする継目無鋼管製

造用装置列。

(2) 前記冷却装置の出側に加熱機能を有する保温 (heat - retention) 装置を配設することを特徴とする (1) に記載の継目無鋼管製造用装置列。

(3) 前記冷却装置が、被冷却材の外表面位置の平均冷却速度を  $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上とする冷却能を有することを特徴とする (1) または (2) に記載の継目無鋼管製造用装置列。

(4) 前記保温装置が、被保温処理材の外表面位置の平均冷却速度を  $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以下とする保温能を有することを特徴とする (2) または (3) に記載の継目無鋼管製造用装置列。

(5) 前記保温装置が、加熱する場合には被加熱処理材の外表面位置の平均加熱速度を  $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上とする加熱能を有することを特徴とする (2) または (3) に記載の継目無鋼管製造用装置列。

(6) 前記保温装置が、加熱する場合には被加熱処理材の外表面位置の平均加熱速度を  $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上とする加熱能を有することを特徴とする (4) に記載の継目無鋼管製造用装置列。

(7) (1) ないし (6) のいずれか 1 項に記載の継目無鋼管製造用装置列を利用した二相ステンレス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し、

前記穿孔圧延装置で穿孔圧延を施して中空素材とし、

該中空素材に前記圧延装置で熱間加工を施して素管とし、

該素管を前記冷却装置で冷却することとし、

前記鋼素材を、質量%で、

C :  $0.050\%$  以下、

Si :  $2.00\%$  以下、

Mn :  $5.00\%$  以下、

P :  $0.05\%$  以下、

S :  $0.03\%$  以下

Cr :  $16.0 \sim 35.0\%$ 、

Ni :  $3.0 \sim 12.0\%$ 、

Mo :  $5.0\%$  以下、

Al :  $0.1\%$  以下、

N :  $0.5\%$  以下、

を含み、残部 Fe および不可避免的不純物 (unavoidable impurities) からな

る組成を有する鋼素材とし、

前記加熱装置で、 $(\delta_A - 300^\circ\text{C}) \sim (\delta_A + 100^\circ\text{C})$  の温度に前記鋼素材を加熱し、

前記圧延装置で熱間加工を施し、

前記冷却装置で冷却する前の前記素管の表面温度を冷却開始温度として、前記冷却装置では、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 $50^\circ\text{C}$ 以上で、かつ冷却停止温度が $600^\circ\text{C}$ 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ことを特徴とする二相ステンレス継目無鋼管の製造方法。

(8) (7)に記載の二相ステンレス継目無鋼管の製造方法であって、前記冷却後に前記素管を前記保温装置を通過させることを特徴とする二相ステンレス継目無鋼管の製造方法。

(9) 前記保温装置内を通過させる処理が、前記素管の外表面位置の平均冷却速度で $1.0^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下の冷却となるように調整することを特徴とする(8)に記載の二相ステンレス継目無鋼管の製造方法。

(10) 前記保温装置による前記素管の外表面位置の平均加熱速度が $1.0^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上であることを特徴とする請求項(8)または(9)に記載の二相ステンレス継目無鋼管の製造方法。

(11) 前記組成に加えてさらに、質量%で、Nb : 3.0%以下、Ti : 0.1%以下、V : 3.0%以下、Zr : 0.5%以下、W : 3.5%以下、Cu : 3.5%以下、REM : 0.05%以下、B : 0.01%以下、Ca : 0.1%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することを特徴とする(7)ないし(10)のいずれか1項に記載の二相ステンレス継目無鋼管の製造方法。

## 発明の効果

[0015] 本発明によれば、高強度と高靱性を兼備した二相ステンレス継目無鋼管を、割れ等の発生もなく安定して容易に製造でき、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二相ステンレス継目無鋼管でも、強度と低温靱性の向上が図れるという効果がある。ここでいう「厚肉」とは肉厚が13～100mmの場合をいうものとする。

### 図面の簡単な説明

[0016] [図1]図1は、本発明継目無鋼管製造用装置列の一例を模式的に示す説明図である。

### 発明を実施するための形態

[0017] 本発明で使用する装置列は、加熱した鋼素材に加工を施し、その後、適正温度範囲に冷却して所定寸法の継目無鋼管とすることができる装置列である。本発明で使用する好ましい装置列の一例を図1に示す。本発明継目無鋼管製造用装置列は、(a)加熱装置1と穿孔圧延装置2と圧延装置3と冷却装置4とをこの順に配設、あるいは(b)加熱装置1と穿孔圧延装置2と圧延装置3と冷却装置4と保温装置5とをこの順に配設してなる装置列とする。

[0018] 本発明で使用する加熱装置1は、丸鋳片(billet)、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(rotary hearth type)加熱炉、ウォーキングビーム式(walking-beam type)加熱炉等の常用の加熱炉がいずれも適用できる。また、誘導加熱方式(induction heating type)の加熱炉としてもよい。

[0019] 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(barrel type)ロール等を用いるマンネスマン傾斜式(Mannesmann type skew rolling type)穿孔機、熱間押出式(hot-extruded type)穿孔機等の、通常公知の穿孔圧延装置がいずれも適用できる。

[0020] 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(以下、素管とも言う)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、穿孔された中空素材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 (sizing mill) 33の順で配置された圧延装置、あるいは中空素材を所定寸法の素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 (wall thickness) を調整するレデューサ (stretch reducing mill) (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、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。

[0021] また、本発明で使用する冷却装置4は、歪が蓄積したフェライト相の回復 (recovery) および相変態 (phase transformation) を抑制して適正な温度範囲まで冷却するために、圧延装置3の出側に設置される。本発明で使用する冷却装置4は、圧延直後の素管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、被冷却材である前記素管の外内面に、冷却水または圧縮空気 (compressed air)、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。

[0022] 本発明で使用する冷却装置4は、二相ステンレス鋼組成の鋼管製造に際しては、非平衡状態 (nonequilibrium state) の相分布 (phase distributions) を得るために、被冷却材 (素管) の外表面位置で、少なくとも  $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上の平均冷却速度を得ることができる冷却能 (cooling capability) を有する装置とすることが好ましい。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、歪が蓄積したフェライト相の回復および相変態が進行し、非平衡状態の相分布を得ることができず、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) による割れや曲がり (bend) の防止という観点から、 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$  とすることが好ましい。

[0023] なお、本発明では、冷却装置4の出側に、保温装置5を配設した装置列とすることが好ましい。本発明では、冷却装置4で被冷却材 (素管) を所定の温度まで冷却した後の冷却速度を遅くするために、保温装置5を配設する。

二相ステンレス鋼管の場合、オーステナイト生成温度域での冷却が速すぎると、非平衡フェライト相が $\alpha \rightarrow \gamma$ 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の生成が得られず、所望の組織微細化が達成できなくなる。なお、前記保温装置5は、被保温処理材（素管）の外表面位置の平均冷却速度を少なくとも $1^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下程度に調整できる保温能（heat insulation capacity）を有することが好ましい。さらに、前記保温装置5は、被加熱処理材（素管）の外表面位置の平均加熱速度を $1.0^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上とする加熱能（heating property）を有することが好ましい。

[0024] つぎに、上記した本発明の継目無鋼管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二相ステンレス継目無鋼管の製造方法について説明する。

[0025] 鋼素材を前記加熱装置1で加熱後、前記穿孔圧延装置2で穿孔圧延を施して中空素材とした後、前記圧延装置3で熱間加工を施して素管とし、さらに該素管を前記冷却装置4で冷却し、あるいはさらに該冷却後に前記保温装置5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。

[0026] 使用する鋼素材としては、JIS G 4303~4305にSUS329J1、SUS329J3L、SUS329J4Lとして規定されている二相ステンレス鋼組成の鋼素材がいずれも適用できる。鋼素材の組成を、質量%で、C：0.05%以下、Si：2.0%以下、Mn：5.0%以下、P：0.05%以下、S：0.03%以下、Ni：3.0~12.0%、Cr：16.0~35.0%、Mo：5.0%以下、Al：0.1%以下、N：0.5%以下を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる二相ステンレス鋼組成とすることがより好ましい。

[0027] まず、鋼素材の好ましい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。

[0028] C：0.05%以下

Cは、強度を増加させる元素であるが、耐食性を低下させるため、できるだけ低減することが望ましい。ただし、過度の低減は製造コストの高騰を招

く。このため、本発明では、0.05%以下に限定した。なお、好ましくは0.03%以下である。

[0029] Si : 2.0%以下

Siは、脱酸剤 (deoxidant) として作用するとともに、強度を向上させる元素であり、このような効果を得るためには0.01%以上含有することが望ましい。ただし、2.00%を超える多量の含有は、延性の低下や、金属間化合物の析出を助長し、耐食性を低下させる。このため、Siは2.0%以下に限定した。なお、好ましくは0.5~1.5%である。

[0030] Mn : 5.0%以下

Mnは、オーステナイト安定化元素 (stabilizing element) であり、二相組織の分率を適正に調整し、二相ステンレス鋼材の耐食性と加工性の向上に寄与する。このような効果を得るためには、0.01%以上の含有が望ましい。ただし、5.0%を超える含有は、熱間加工性、耐食性を低下させる。このため、Mnは5.0%以下に限定した。なお、好ましくは0.5~2.0%である。

[0031] P : 0.05%以下

Pは、不純物 (impurities) として混入する元素であり、結晶粒界 (grain boundary) 等に偏析 (segregation) しやすく、耐食性や熱間加工性の低下を招くため、できるだけ低減することが望ましいが、0.05%までは許容できる。しかし、過度の低減は、材料コストの高騰を招くため、0.002%以上とすることが好ましい。このようなことから、Pは0.05%以下に限定した。なお、好ましくは0.02%以下である。

[0032] S : 0.03%以下

Sは、Pと同様に、不純物として混入する元素であり、鋼中では硫化物系介在物 (inclusion) として存在し、延性 (ductility)、耐食性、熱間加工性を低下させるため、できるだけ低減することが好ましいが、0.03%までは許容できる。しかし、過度の低減は、材料コストの高騰を招くため、0.002%以上とすることが好ましい。このようなことから、Sは0.03

%以下に限定した。なお、好ましくは0.005%以下である。

[0033] Ni : 3.0~12.0%

Niは、オーステナイト安定化元素であり、二相組織の分率を適正に調整し、二相ステンレス鋼材の耐食性と加工性の向上に寄与する。このような効果を得るためには、3.0%以上の含有を必要とする。一方、12.0%を超える含有は、過度のオーステナイト相の増加を招き、所望の二相組織を維持することが困難となる。このため、Niは3.0~12.0%の範囲に限定した。なお、好ましくは5.0~9.0%である。

[0034] Cr : 16.0~35.0%

Crは、耐食性を向上させる元素であり、かつフェライト安定化元素であってフェライト相とオーステナイト相の二相組織の分率を決める主要な元素である。このような効果を得るためには16.0%以上の含有を必要とする。一方、35.0%を超えて多量に含有すると、 $\sigma$ 相、 $\chi$ 相等の金属間化合物の生成を助長し、耐食性の低下を招く。このため、Crは16.0~35.0%の範囲に限定した。なお、好ましくは16.0~28.0%である。

[0035] Mo : 5.0%以下

Moは、耐食性を向上させる元素であり、このような効果を得るためには、1.0%以上含有することが望ましい。一方、5.0%を超えて含有すると、金属間化合物の析出を助長し、耐食性、熱間加工性を低下させる。このため、Moは5.0%以下に限定した。なお、好ましくは2.0~4.0%である。

[0036] Al : 0.1%以下

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、0.001%以上含有することが望ましい。ただし、0.1%を超えて多量に含有すると、酸化物系 (oxide-based) 介在物量が増加し、清浄度 (cleanliness) の低下を招く。このため、Alは0.1%以下に限定した。なお、好ましくは0.001~0.050%である。

[0037] N : 0.5%以下

Nは、強力なオーステナイト安定化元素であり、耐食性向上にも寄与する。このような効果を得るためには、0.050%以上含有することが望ましい。一方、0.5%を超えて含有すると、過度のオーステナイト相の増加を招き、所望の二相組織を維持することが困難となる。このため、Nは0.5%以下に限定した。

[0038] 上記した組成に加えてさらに、Nb : 3.0%以下、Ti : 0.1%以下、V : 3.0%以下、Zr : 0.5%以下、W : 3.5%以下、Cu : 3.5%以下、REM : 0.05%以下、B : 0.01%以下、Ca : 0.1%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有してもよい。

[0039] Nb、Ti、V、Zrは、いずれも強度と靱性の向上および耐食性の向上に有効に寄与する元素であり、必要に応じて1種または2種以上、選択して含有することができる。このような効果を得るためには、Nb : 0.01%以上、Ti : 0.01%以上、V : 0.01%、Zr : 0.01%以上含有することが望ましい。一方、Nb : 3.0%、Ti : 0.1%、V : 3.0%、Zr : 0.5%を超えて含有しても、靱性、熱間加工性が低下する。このため、含有する場合には、Nb : 3.0%以下、Ti : 0.1%以下、V : 3.0%以下、Zr : 0.5%以下に限定することが好ましい。

[0040] W、Cu、REMはいずれも、耐食性向上に有効に寄与する元素であり、必要に応じて1種または2種以上、選択して含有することができる。このような効果を得るためには、W : 0.01%以上、Cu : 0.01%以上、REM : 0.005%以上、含有することが望ましい。一方、W : 3.5%、Cu : 3.5%、REM : 0.05%、を超えて含有すると、靱性が低下する。このため、含有する場合には、W : 3.5%以下、Cu : 3.5%以下、REM : 0.05%以下に、それぞれ限定することが好ましい。

[0041] また、B、Caはいずれも熱間の疵生成の抑制に寄与する元素であり、上記した組成に加えてさらに、1種または2種以上、選択して含有することができる。このような効果を得るためには、B : 0.0001%、Ca : 0.

0.01%以上含有することが望ましい。一方、B : 0.01%、Ca : 0.1%を超えて含有すると、靱性が低下する。このため、含有する場合には、B : 0.01%以下、Ca : 0.1%以下にそれぞれ限定することが好ましい。

[0042] 上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避免の不純物からなる。なお、不可避免の不純物としては、O（酸素）：0.0050%以下が許容できる。

[0043] 本発明で使用する鋼素材の製造方法は、常用の方法がいずれも適用でき、とくに限定する必要はない。例えば、所定の二相ステンレス鋼組成の溶鋼を、転炉、電気炉、溶解炉等で溶製し、あるいはさらにAOD装置、VOD装置等で二次精錬したのち、連続鋳造法でスラブ、ビレット等の鋳片、あるいは造塊一分塊圧延法で、スラブ、ビレット等の鋼片とすることが好ましい。なお、鋼素材は、予め高温での均質化焼鈍（homogenizing annealing）を施してもよい。

[0044] まず、鋼素材に加熱処理を施す。

[0045] 加熱処理では、鋼素材を加熱装置1に装入し、 $(\delta_A - 300^\circ\text{C}) \sim (\delta_A + 100^\circ\text{C})$ の温度（加熱温度）に加熱する。

[0046] 加熱温度： $(\delta_A - 300^\circ\text{C}) \sim (\delta_A + 100^\circ\text{C})$

加熱温度が、 $(\delta_A - 300^\circ\text{C})$ 未満では、フェライト相からの変態を利用した組織の微細化を達成できない。また、オーステナイト相分率（phase fraction）が上昇し、荷重（load）増加や熱間延性の低下により加工が困難になる。一方、加熱温度が $(\delta_A + 100^\circ\text{C})$ 以上では、加工による歪の蓄積が困難となる。このため、鋼素材の加熱温度は $(\delta_A - 300^\circ\text{C}) \sim (\delta_A + 100^\circ\text{C})$ の温度に限定した。なお、好ましくは $1100 \sim 1300^\circ\text{C}$ である。また、 $\delta_A$ は、汎用の平衡状態（equilibrium state）計算ソフトを用いて求めても良いし、または、熱膨張曲線（thermal expansion curve）を測定し、 $\delta$ フェライト相変態完了による熱膨張曲線の変曲点（inflection point）から求めても良い。

[0047] 加熱処理を施された鋼素材は、穿孔圧延装置2で穿孔圧延を施され中空素

材とされた後、圧延装置3で熱間加工を施され、所定寸法の継目無鋼管（素管）とされる。鋼素材に施される熱間加工は、所定寸法の素管とすることができればよく、常用の加工条件がいずれも適用でき、とくに限定する必要はない。本発明では、比較的低い加工量（圧下率（reduction））でも、所望の組織微細化が可能であるが、組織微細化の観点からは、少なくとも加工量を累積で10%以上とすることが好ましい。

[0048] 前記素管は、熱間加工を施された直後に冷却処理される。

[0049] 冷却処理では、冷却装置4を利用して、前記素管の外表面温度で1.0°C/s以上の平均冷却速度で、冷却開始温度からの温度差が少なくとも前記素管の外表面温度で50°C以上であり、かつ600°C以上となる冷却停止温度まで冷却する。

[0050] 平均冷却速度：1.0°C/s以上

本発明では、冷却処理は、加工歪が蓄積された過冷却（super-cooled）状態のフェライト相（非平衡状態の相分布）を得るために、被冷却材（素管）の外表面位置で、少なくとも1.0°C/s以上の平均冷却速度で冷却するものとする。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、前記加工歪が回復するとともに、フェライト相粒界や粒内（grain）からオーステナイト相やその他の析出相が平衡状態に近づくように析出し、非平衡状態の相分布を得ることができず、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、熱応力による割れや曲り防止という観点から、50°C/sとすることが好ましい。好ましくは3~30°C/sである。

[0051] 冷却温度範囲：50°C以上

冷却の温度範囲、すなわち、冷却開始温度と冷却停止温度の温度差は、少なくとも被冷却材（素管）の外表面温度で50°C以上とする。冷却の温度範囲が50°C未満では、過冷却フェライト相の分率が小さく、顕著な非平衡状態の相分率を確保できなくなり、所望の組織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℃以上である。なお、冷却開始温度とは、冷却開始前の被冷却材（素管）の外表面温度である。

[0052] 冷却停止温度：600℃以上

冷却停止温度が600℃未満では、元素の拡散が遅くなり、その後の保持中に起こる相変態（ $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態）が遅れ、所望の微細組織を確保するには長時間を要し、生産性が低下する。このため、冷却停止温度は被冷却材（素管）の肉厚中心温度で600℃以上に限定した。なお、好ましくは700℃以上である。

[0053] また、冷却開始温度の下限は、前記したように、冷却停止温度が600℃以上で冷却開始温度と冷却停止温度の温度差が50℃以上必要であるため、650℃以上、好ましくは900℃以上、さらに好ましくは1150℃以上である。

[0054] 冷却停止後の冷却速度：1.0℃/s以下

冷却装置4による冷却停止後の被冷却材（素管）の外表面位置での平均冷却速度が1.0℃/sを超える冷却となる場合には、被冷却材（素管）を冷却装置4の出側に設置された保温装置5に装入し、前記平均冷却速度を1.0℃/s以下に調整することが好ましい。冷却停止後の被冷却材（素管）の外表面位置での平均冷却速度が1.0℃/sを超えて速くなりすぎると、第二相（second phase）の析出が不十分となり製品時に所望の相分率が得られない。

[0055] 冷却停止後の加熱速度：1.0℃/s以上

冷却停止温度が600℃を下回った場合には、その後、保温装置5を用いて被加熱処理材（素管）の外表面温度で1.0℃/s以上の加熱速度で600℃以上、1150℃未満の温度域に加熱すれば冷却停止温度が600℃を下回らない条件と同様の効果が得られる。加熱速度の上限は特に規定する必要は無いが、全体を均一に加熱するために50℃/s以下の加熱速度であることが好ましい。

[0056] 本発明に係る熱間加工後の冷却処理は圧延装置3に具備された少なくともひとつの圧延機による熱間加工後に施されれば良く、得られた微細粒組織が粗大化 (coarsening) することのない1150℃未満の温度域であれば、再加熱してさらに熱間加工(サイザー、レデューサーなどによる定径加工)を行っても問題ないことを確認している。

[0057] 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

[0058] 表1に示す鋼組成 (composition for steel) の溶鋼を、真空溶解炉 (vacuum melting furnace) で溶製し、熱間圧延 (hot rolling) と機械加工 (machining) により径: 63 mmの丸鋼片とした。つぎに、図1に示す継目無鋼管製造用装置列を利用して、これら鋼素材を、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 (60 min) 保持した後、バレル型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20 mm) とする。その後、圧延装置3を利用して熱間加工した後、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、所定の継目無鋼管 (外径74 mm×肉厚13~16 mm) とした。なお、冷却装置4による冷却後は放冷 (0.1~0.5℃/s) とした。また、冷却停止温度が所定の温度を下回った場合は保温装置5へ挿入し、1.2℃/sの加熱速度で所定の温度まで加熱を施した。得られた継目無鋼管には適正な焼入れ焼戻し (quenching and tempering) 処理 (QT処理)、もしくは1050~1150℃に加熱し、その後急冷する固溶体化処理を施した。

[0059] 得られた継目無鋼管について、試験片を採取し、組織観察 (structure observation)、引張試験 (tensile test) を実施した。試験方法はつぎの通りとした。

#### (1) 組織観察

得られた継目無鋼管から、まず目視で、鋼管端部における割れ発生の有無、および割れが発生している場合にはその程度を評価した。割れ発生箇所が5

箇所以上である場合を「有；多」とし、それ未満である場合を「有；少」と評価した。

次に、組織観察用試験片を採取し、管軸方向に直交する断面（C断面）を研磨、腐食（腐食液：ビレラ液（Villega liquid））した。次に、光学顕微鏡（倍率：200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、組織の種類を測定した。また、微細化の指標として、組織写真から、単位長さの直線と交差する相境界の数を測定した。なお、表3では、得られた各鋼管の前記相境界の数値を、同一鋼種で熱間加工後の冷却が放冷（冷却速度：0.8℃/s）である鋼管の前記相境界の数値をそれぞれ基準（1.00）として、基準値に対する比率（相境界数比）として示した。

### （2）引張試験

得られた継目無鋼管から、管軸方向が引張方向となるように、丸棒引張試験片（平行部6mmφ×GL20mm）を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠して引張試験を実施し、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。得られた降伏強さと、同一鋼種で熱間加工後の冷却が放冷（冷却速度：0.8℃/s）である鋼管の降伏強さ（基準降伏強さ）との差を、基準降伏強さで除した値（%）、 $\Delta YS$ （%）（=（降伏強さ－基準降伏強さ）×100／（基準降伏強さ））を算出し、各鋼管の強度向上率を評価した。また、降伏強さYSが588MPaを下回ったものは×、上回ったものは○とした。

### （3）シャルピー試験

得られた継目無鋼管から、試験片の長手方向が、管軸方向と直交する方向（C方向）となるように、シャルピー衝撃試験片（Vノッチ試験片）を採取し、JIS Z 2242の規定に準拠して、シャルピー衝撃試験を実施し、試験温度：-10℃での吸収エネルギー $vE_{-10}$ （J）を求めた。なお、試験は、各3本の試験片で行い、それらの算術平均を求め、当該鋼管の値とした。その結果得られた各鋼管の吸収エネルギー値と同一鋼種で熱間加工後の

冷却が放冷（冷却速度：0.8℃/s）である鋼管の吸収エネルギー値（基準吸収エネルギー値）との差を、基準吸収エネルギー値で除した値（%）、 $\Delta E$ （%）（=（吸収エネルギー値－基準吸収エネルギー値）×100/（基準吸収エネルギー値））を算出し、各鋼管の吸収エネルギー向上率を評価した。

[0060] 得られた結果を表3に示す。

[0061] 本発明例はいずれも、組織の微細化ができ、熱間加工後放冷の場合に比較して、2.5%以上の強度向上効果と20%以上の吸収エネルギー向上効果が得られ、降伏強さYS：588MPa以上の高強度を有する二相ステンレス継目無鋼管を、割れの発生を伴うことなく、製造できている。一方、本発明の範囲を外れる比較例は、組織の微細化ができていないため、所望の強度、低温靱性を確保できていないか、あるいは割れの発生が認められた。

[0062]

[表1]

【表1】

鋼 No.	化 学 成 分 (質量%)												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	N	Nb,Ti,V,Zr、	W、Cu、B、Ca、REM	
A	0.025	0.28	0.25	0.0021	0.0004	16.2	4.2	2.2	0.040	0.038	Nb:0.11,V:0.22,Zr:0.03	W:1.0,Cu:1.1,Ca:0.001	
B	0.018	0.85	0.50	0.0018	0.0003	23.2	5.9	2.8	0.010	0.071	Ti:0.03,Nb:0.05	W:2.5,Cu:1.5,B:0.005	
C	0.018	0.86	0.52	0.0019	0.0003	25.5	6.9	3.3	0.030	0.500	Ti:0.03,Nb:0.05	W:2.8,Cu:1.5,Ca:0.001	
D	0.011	0.25	0.45	0.0015	0.0003	35.0	12.0	5.0	0.030	0.115	Nb:0.10,V:0.10	W:3.0,REM:0.006	

[0063] [表2]

【表2】

鋼管 No.	鋼 No.	$\delta_A$ (°C)	加熱		熱間加工		肉厚 (mm)	熱間加工後冷却				保温・加熱		熱処理		備考
			加熱温度 (°C)	加熱速度 (°C/s)	減肉率 (%)	冷却開始温度 (°C)		平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	冷却温度範囲 (°C)	有無 (冷却または加熱平均速度は加熱平均速度 (°C/s))	固溶体化温度 (°C)	焼入れ焼戻し温度 Q/T (°C)			
1	A	1345	1250	20	20	1200	2.5	1155	45	無	900/600	比較例				
2	A		1250	35	35	1200	3.3	1140	60	無	900/600	本発明例				
3	A		1250	10	10	1200	4.4	950	250	無	900/600	本発明例				
4	A		1250	20	20	1200	5.3	615	585	無	900/600	本発明例				
5	A		1250	20	20	1200	5.5	580	620	無	900/600	比較例				
6	A		1250	20	20	1200	4.3	25	1175	加熱 (1.2)	900/600	本発明例				
7	A		1250	20	20	1200	2.3	1145	55	無	900/600	本発明例				
8	A		1250	20	20	1100	3.4	990	110	無	900/600	本発明例				
9	A		1250	20	20	750	4.1	605	145	無	900/600	本発明例				
10	A		1250	20	20	1200	0.8	950	250	無	900/600	比較例				
11	B		1280	20	20	1270	3.8	950	320	無	1030	本発明例				
12	B		1280	20	20	1270	0.8	925	345	無	1030	比較例				
13	C		1290	20	20	1200	3.5	955	245	無	1050	本発明例				
14	C		1290	20	20	1200	0.8	935	265	無	1050	比較例				
15	D		1260	20	20	1200	3.6	1080	120	無	1150	本発明例				
16	D		1260	20	20	1200	0.8	1075	125	無	1150	比較例				

※下線を付した箇所は、本発明の範囲から外れていることを示している。

[0064] [表3]

【表 3】

鋼管 No.	鋼 No.	組織		引張特性		韌性	加工中 の割れ	備考
		種類*	相境界数比	YS $\geq$ 558MPa	$\Delta$ YS**	$\Delta$ E***		
1	A	F+M	0.45	○	-2.0	-33.3	無	比較例
2	A	F+M	1.65	○	2.7	57.1	無	本発明例
3	A	F+M	3.95	○	6.1	81.0	無	本発明例
4	A	F+M	1.85	○	4.7	69.0	無	本発明例
5	A	F+M	0.95	○	3.4	-11.9	有；少	比較例
6	A	F+M	2.18	○	6.1	81.0	無	本発明例
7	A	F+M	1.25	○	3.4	40.5	無	本発明例
8	A	F+M	3.50	○	6.2	76.2	無	本発明例
9	A	F+M	1.55	○	3.4	64.3	無	本発明例
10	A	F+M	1.00	○	基準	基準	有；多	比較例
11	B	F+A	4.95	○	4.4	22.7	無	本発明例
12	B	F+A	1.00	×	基準	基準	有；多	比較例
13	C	F+A	3.91	○	6.3	22.2	無	本発明例
14	C	F+A	1.00	×	基準	基準	有；多	比較例
15	D	F+A	4.91	○	6.7	93.3	無	本発明例
16	D	F+A	1.00	○	基準	基準	有；多	比較例

\*) F：フェライト、A：オーステナイト、M：マルテンサイト（残留 $\gamma$ 含）\*\*)  $\Delta$ YS (%) = (降伏強さ - 基準降伏強さ)  $\times$  100 / (基準降伏強さ)\*\*\*)  $\Delta$ E = (吸収エネルギー値 - 基準吸収エネルギー値)  $\times$  100 / (基準吸収エネルギー値)

## 符号の説明

- [0065] 1 加熱装置
- 2 穿孔圧延装置
- 3 圧延装置
- 4 冷却装置
- 5 保温装置
- 31 エロンゲータ
- 32 プラグミル
- 33 サイザー

## 請求の範囲

- [請求項1] 継目無鋼管製造用装置列であって、  
鋼素材を加熱する加熱装置と、  
加熱された前記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、  
前記中空素材に熱間加工を施し所定寸法の継目無鋼管とする圧延装置と、  
前記圧延装置の出側に冷却装置とを有することを特徴とする継目無鋼管製造用装置列。
- [請求項2] 前記冷却装置の出側に加熱機能を有する保温装置を配設することを特徴とする請求項1に記載の継目無鋼管製造用装置列。
- [請求項3] 前記冷却装置が、被冷却材の外表面位置の平均冷却速度を $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする冷却能を有することを特徴とする請求項1または2に記載の継目無鋼管製造用装置列。
- [請求項4] 前記保温装置が、被保温処理材の外表面位置の平均冷却速度を $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする保温能を有することを特徴とする請求項2または3に記載の継目無鋼管製造用装置列。
- [請求項5] 前記保温装置が、加熱する場合には被加熱処理材の外表面位置の平均加熱速度を $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする加熱能を有することを特徴とする請求項2または3に記載の継目無鋼管製造用装置列。
- [請求項6] 前記保温装置が、加熱する場合には被加熱処理材の外表面位置の平均加熱速度を $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする加熱能を有することを特徴とする請求項4に記載の継目無鋼管製造用装置列。
- [請求項7] 請求項1ないし6のいずれか1項に記載の継目無鋼管製造用装置列を利用した二相ステンレス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し、  
前記穿孔圧延装置で穿孔圧延を施して中空素材とし、  
該中空素材に前記圧延装置で熱間加工を施して素管とし、

該素管を前記冷却装置で冷却することとし、

前記鋼素材を、質量%で、

C : 0.050%以下、            Si : 2.00%以下、  
 Mn : 5.00%以下、            P : 0.05%以下、  
 S : 0.03%以下                Cr : 16.0~35.0%、  
 Ni : 3.0~12.0%、            Mo : 5.0%以下、  
 Al : 0.1%以下、                N : 0.5%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、

前記加熱装置で、 $(\delta_A - 300^\circ\text{C}) \sim (\delta_A + 100^\circ\text{C})$  の温度に前記鋼素材を加熱し、

前記圧延装置で熱間加工を施し、

前記冷却装置で冷却する前の前記素管の表面温度を冷却開始温度として、前記冷却装置では、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 $50^\circ\text{C}$ 以上で、かつ冷却停止温度が $600^\circ\text{C}$ 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ことを特徴とする二相ステンレス継目無鋼管の製造方法。

[請求項8]            請求項7に記載の二相ステンレス継目無鋼管の製造方法であって、前記冷却後に前記素管を前記保温装置を通過させることを特徴とする二相ステンレス継目無鋼管の製造方法。

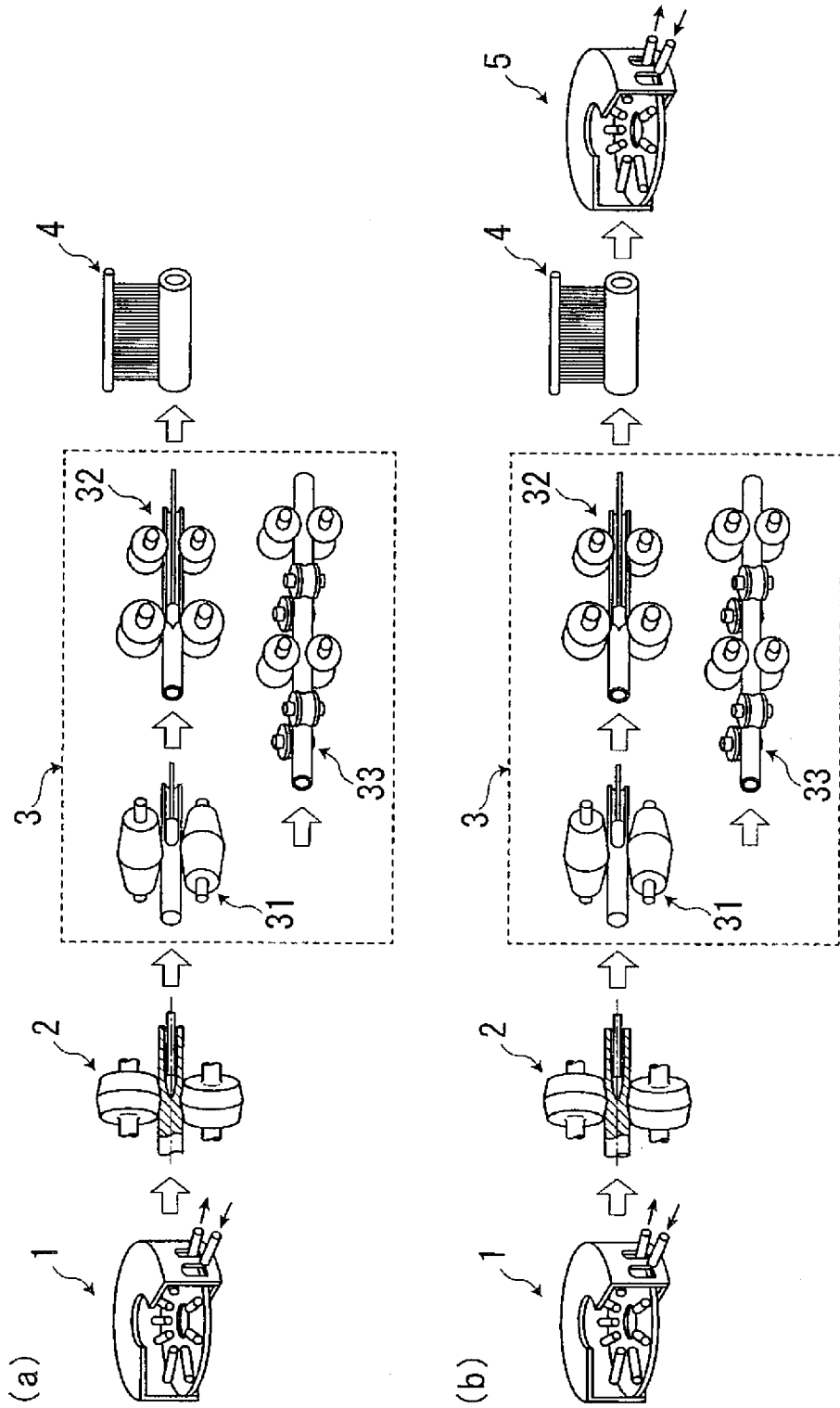
[請求項9]            前記保温装置内を通過させる処理が、前記素管の外表面位置の平均冷却速度で $1.0^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下の冷却となるように調整することを特徴とする請求項8に記載の二相ステンレス継目無鋼管の製造方法。

[請求項10]           前記保温装置による前記素管の外表面位置の平均加熱速度が $1.0^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上であることを特徴とする請求項8または9に記載の二相ステンレス継目無鋼管の製造方法。

[請求項11]           前記組成に加えてさらに、質量%で、Nb : 3.0%以下、Ti : 0.1%以下、V : 3.0%以下、Zr : 0.5%以下、W : 3.5

%以下、Cu : 3.5%以下、REM : 0.05%以下、B : 0.01%以下、Ca : 0.1%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項7ないし10のいずれか1項に記載の二相ステンレス継目無鋼管の製造方法。

[图1]



**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.  
PCT/JP2015/005095

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
*B21B19/04(2006.01)i, B21B3/02(2006.01)i, B21B17/08(2006.01)i, B21B45/02(2006.01)i, C21D8/10(2006.01)i, C21D9/08(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)  
*B21B19/04, B21B3/02, B21B17/08, B21B45/02, C21D8/10, C21D9/08, C22C38/00, C22C38/58*

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	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X A	JP 2013-31865 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 14 February 2013 (14.02.2013), claims & WO 2013/018564 A1 & EP 2739758 A & CN 103649344 A & KR 10-2014-0037259 A & AR 87945 A	1-6 7-11
X A	JP 3-267316 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 28 November 1991 (28.11.1991), claims (Family: none)	1-6 7-11

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 27 November 2015 (27.11.15)	Date of mailing of the international search report 08 December 2015 (08.12.15)
--	---

Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Authorized officer  Telephone No.
--	---

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/005095

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2007/114077 A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 11 October 2007 (11.10.2007), entire text & JP 2007-270265 A                      & US 2009/0218014 A1 & EP 2003216 A1                          & CN 101410537 A	1-11
P,X	JP 2015-86412 A (JFE Steel Corp.), 07 May 2015 (07.05.2015), entire text & WO 2015/064006 A	1-11

<p>A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））</p> <p>Int.Cl. B21B19/04(2006.01)i, B21B3/02(2006.01)i, B21B17/08(2006.01)i, B21B45/02(2006.01)i, C21D8/10(2006.01)i, C21D9/08(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i</p>											
<p>B. 調査を行った分野</p> <p>調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））</p> <p>Int.Cl. B21B19/04, B21B3/02, B21B17/08, B21B45/02, C21D8/10, C21D9/08, C22C38/00, C22C38/58</p>											
<p>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</p> <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922-1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971-2015年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996-2015年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994-2015年</td> </tr> </table>			日本国実用新案公報	1922-1996年	日本国公開実用新案公報	1971-2015年	日本国実用新案登録公報	1996-2015年	日本国登録実用新案公報	1994-2015年	
日本国実用新案公報	1922-1996年										
日本国公開実用新案公報	1971-2015年										
日本国実用新案登録公報	1996-2015年										
日本国登録実用新案公報	1994-2015年										
<p>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）</p>											
<p>C. 関連すると認められる文献</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>引用文献の カテゴリー*</th> <th>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</th> <th>関連する 請求項の番号</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>X A</td> <td>JP 2013-31865 A（新日鐵住金株式会社）2013.02.14, 特許請求の範囲 &amp; WO 2013/018564 A1 &amp; EP 2739758 A &amp; CN 103649344 A &amp; KR 10-2014-0037259 A &amp; AR 87945 A</td> <td>1-6 7-11</td> </tr> <tr> <td>X A</td> <td>JP 3-267316 A（住友金属工業株式会社）1991.11.28, 特許請求の範囲（ファミリーなし）</td> <td>1-6 7-11</td> </tr> </tbody> </table>			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 A	JP 2013-31865 A（新日鐵住金株式会社）2013.02.14, 特許請求の範囲 & WO 2013/018564 A1 & EP 2739758 A & CN 103649344 A & KR 10-2014-0037259 A & AR 87945 A	1-6 7-11	X A	JP 3-267316 A（住友金属工業株式会社）1991.11.28, 特許請求の範囲（ファミリーなし）	1-6 7-11
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 A	JP 2013-31865 A（新日鐵住金株式会社）2013.02.14, 特許請求の範囲 & WO 2013/018564 A1 & EP 2739758 A & CN 103649344 A & KR 10-2014-0037259 A & AR 87945 A	1-6 7-11									
X A	JP 3-267316 A（住友金属工業株式会社）1991.11.28, 特許請求の範囲（ファミリーなし）	1-6 7-11									
<p><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。</p>											
<p>* 引用文献のカテゴリー</p> <p>「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</p> <p>「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</p> <p>「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）</p> <p>「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献</p> <p>「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願</p> <p>の日の後に公表された文献</p> <p>「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</p> <p>「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</p> <p>「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</p> <p>「&amp;」同一パテントファミリー文献</p>											
<p>国際調査を完了した日</p> <p>27.11.2015</p>		<p>国際調査報告の発送日</p> <p>08.12.2015</p>									
<p>国際調査機関の名称及びあて先</p> <p>日本国特許庁（ISA/J P）</p> <p>郵便番号100-8915</p> <p>東京都千代田区霞が関三丁目4番3号</p>		<table border="1"> <tr> <td>特許庁審査官（権限のある職員）</td> <td>4E</td> <td>4142</td> </tr> <tr> <td>池ノ谷 秀行</td> <td></td> <td></td> </tr> <tr> <td>電話番号 03-3581-1101</td> <td>内線</td> <td>3425</td> </tr> </table>	特許庁審査官（権限のある職員）	4E	4142	池ノ谷 秀行			電話番号 03-3581-1101	内線	3425
特許庁審査官（権限のある職員）	4E	4142									
池ノ谷 秀行											
電話番号 03-3581-1101	内線	3425									

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	WO 2007/114077 A1 (住友金属工業株式会社) 2007. 10. 11, 全文 & JP 2007-270265 A & US 2009/0218014 A1 & EP 2003216 A1 & CN 101410537 A	1-11
P, X	JP 2015-86412 A (J F E スチール株式会社) 2015. 05. 07, 全文 & WO 2015/064006 A	1-11