

(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
2021年8月12日(12.08.2021)



(10) 国際公開番号

WO 2021/157251 A1

(51) 国際特許分類:
B21B 19/04 (2006.01) *C22C 38/00* (2006.01)
B21D 3/14 (2006.01) *C22C 38/22* (2006.01)
C21D 8/10 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2020/048674

(22) 国際出願日: 2020年12月25日(25.12.2020)

(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 2020-017752 2020年2月5日(05.02.2020) 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). 柚賀 正雄(YUGA Masao); 〒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). 木島 秀夫(KIJIMA Hideo); 〒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 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, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, IT, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, 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,

(54) Title: SEAMLESS STAINLESS STEEL PIPE AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: ステンレス継目無鋼管およびその製造方法

(57) Abstract: The purpose of the present invention is to provide: a seamless stainless steel pipe that has exceptional corrosion resistance and high pipe-axial-direction tensile yield strength, the seamless stainless steel pipe being such that the difference between the pipe-axial-direction tensile yield strength and the pipe-axial-direction compressive yield strength is low; and a method for manufacturing the seamless stainless steel pipe. A seamless stainless steel pipe made of stainless steel having a component composition containing, in terms of mass%, 11.5-35.0% of Cr and 0.5-6.0% of Mo, the stainless steel also including ferrite and austenite, and the seamless stainless steel pipe being such that: the Mo concentration (mass%) at the ferrite grain boundary or at the grain boundary of the ferrite and the austenite is no more than 4.0 times the Mo concentration (mass%) within the ferrite grains, or the Mo concentration (mass%) at the austenite grain boundary is no more than 4.0 times the Mo concentration (mass%) within the austenite grains; the pipe-axial-direction tensile yield strength is 689 MPa or higher; and the ratio pipe-axial-direction compressive yield strength/pipe-axial-direction tensile yield strength is 0.85-1.15.

(57) 要約: 耐食性に優れるとともに、管軸方向引張降伏強度が高く、かつ管軸方向の引張降伏強度と圧縮降伏強度との差が少ないステンレス継目無鋼管およびその製造方法を提供することを目的とする。質量%で、Cr: 11.5~35.0%、Mo: 0.5~6.0%を含有する成分組成であり、フェライトとオーステナイトを有するステンレス鋼であり、フェライト粒界および/またはフェライトとオーステナイトの粒界のMo濃度(質量%)がフェライト粒内のMo濃度(質量%)に対して4.0倍以下、または、オーステナイト粒界のMo濃度(質量%)がオーステナイト粒内のMo濃度(質量%)に対して4.0倍以下であり、管軸方向引張降伏強度が689MPa以上であり、かつ管軸方向圧縮降伏強度/管軸方向引張降伏強度が0.85~1.15であるステンレス継目無鋼管。

ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG,
US, UZ, VC, VN, WS, 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:

- 一 国際調査報告 (条約第21条(3))

明 細 書

発明の名称： ステンレス継目無鋼管およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、管軸方向の引張降伏強度と耐食性に優れるとともに、管軸方向の引張降伏強度と圧縮降伏強度との差が少ないステンレス継目無鋼管およびその製造方法に関する。なお、管軸方向の引張降伏強度と圧縮降伏強度との差が少ないとは、管軸方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度が0.85～1.15の範囲であるものをいう。

背景技術

[0002] 油井・ガス井採掘用あるいは地熱井用の継目無鋼管は、高温・高圧下で高い腐食環境に耐える耐食性能と、高深度まで連結した際の自重による引張応力や高温に伴う熱応力や高圧に耐える高い強度特性が重要である。耐食性能は、鋼にCr、Mo、W、Nなどの耐食性向上元素の添加量が重要である。例えばCrを22%含んだSUS329J3Lや25%含んだSUS329J4L、Moを多く添加したISO S32750、S32760などの二相ステンレス鋼が利用される。

[0003] 一方、強度特性について、最も重要視されるのは管軸方向引張降伏強度であり、この値が製品強度仕様の代表値となる。この理由は、高深度まで管を連結した際に、管自身の自重による引張応力に耐える能力が最も重要であり、自重による引張応力に対し、十分に大きな管軸方向引張降伏強度を備えることで塑性変形を抑制し、管表面の耐食性の維持に重要な不動態被膜の損傷を防ぐためである。

[0004] 製品の強度仕様では管軸方向引張降伏強度が最も重要であるが、管の連結部については管軸方向圧縮降伏強度も重要となる。油井・ガス井用あるいは地熱井用の管は火災防止や抜き差しを繰り返す観点から、連結に溶接が利用できず、ネジによる締結が利用される。

[0005] 二相ステンレス鋼は、組織中にフェライト相と結晶構造的に降伏強度の低

いオーステナイト相との二相で構成されており、熱間成形や熱処理の状態では油井管用あるいは地熱井用に必要な引張強度を確保できない。そのため、油井管用あるいは地熱井用に用いられる管は、各種冷間圧延による転位強化を利用して管軸方向引張降伏強度を高めている。油井管用あるいは地熱井用に用いられる管の冷間圧延方法は冷間引抜圧延と冷間ピルガー圧延の2種類に限定されている。油井管の利用に関する国際規格として、NACE (National Association of Corrosion Engineers) でもCold drawing (冷間引抜圧延) とCold pilgering (冷間ピルガー圧延) が定義されている。いずれの冷間圧延も減肉、縮管により管長手方向へ延ばす加工であるため、ひずみによる転位強化は管長手方向の引張降伏強度向上に最も有効に働く。一方で、管軸長手方向へひずみを与えるこれらの冷間圧延では、管軸方向への強いバウシンガー効果が発生させるため、管軸方向圧縮降伏強度が20%程度低下することが知られている。管軸方向圧縮降伏強度特性が要求されるネジ締結部あるいはトルクショルダ部では、バウシンガー効果発生を前提とした低い圧縮降伏強度を前提として強度設計されるのが一般的である。このため、ネジ締結部の強度設計に全体の製品仕様が影響を受けていた。

[0006] これらの課題に対し、特許文献1では、質量%で、C: 0.008~0.03%、Si: 0~1%、Mn: 0.1~2%、Cr: 20~35%、Ni: 3~10%、Mo: 0~4%、W: 0~6%、Cu: 0~3%、N: 0.15~0.35%を含有し、残部が鉄および不純物からなり、二相ステンレス鋼管の管軸方向に、689.1~1000.5MPaの引張降伏強度 YS_{LT} を有し、前記引張降伏強度 YS_{LT} 、前記管軸方向の圧縮降伏強度 YS_{LC} 、前記二相ステンレス鋼管の管周方向の引張降伏強度 YS_{CT} 及び前記管周方向の圧縮降伏強度 YS_{CC} が、所定の式を満たすことを特徴とする二相ステンレス鋼管が提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特許第5500324号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] しかしながら、特許文献1では耐食性について検討されていない。

[0009] 本発明は、上記実情に鑑みてなされたものであり、耐食性に優れるとともに、管軸方向引張降伏強度が高く、かつ管軸方向の引張降伏強度と圧縮降伏強度との差が少ないステンレス継目無鋼管およびその製造方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0010] 二相ステンレス鋼の耐食性能を高めるには、耐食性元素であるCr、Moの鋼中の固溶量を高めることが極めて重要であり、これにより強固な耐食性被膜の形成と腐食の起点発生の抑制による高い耐食性能が発揮される。また、組織中のフェライト相とオーステナイト相分率を適切な二相状態にすることも様々な腐食形態から材料を保護するために重要である。

[0011] Crはステンレス鋼を定義づける必須元素であり、不働態被膜を強固にして鉄分の溶出を防ぎ、材料の重量減少や板厚の減少を抑制する。一方のMoは腐食環境中で応力が加わるときに最も問題となる孔食の抑制に重要な元素である。二相ステンレス鋼の継目無鋼管では、この二つの元素を鋼中に固溶させた状態とし、これらの元素を偏りなく鋼中に分布させ、材料表面にこれらの元素が薄い場所、すなわち耐食性能の弱い場所を造らないことが重要である。

[0012] 二相ステンレス継目無鋼管は、熱間圧延による製造とその後の冷却過程で鋼中に金属間化合物や、各種炭化物や窒化物が生成する。また、これらはいずれも耐食性元素を含む生成物である。耐食性元素はこのような各種生成物となると耐食性能に寄与しないため、耐食性能低下の原因となる。そのため、耐食性元素を鋼中に固溶させ、かつ相分率を適切な二相状態とするため、熱間成形後に1000℃以上の高温熱処理である固溶体加熱処理が行われる。さらにその後、高強度化が必要な場合は冷間圧延により転位強化が施され

る。固溶体化熱処理、または冷間圧延の状態で製品になる場合は、耐食性に有効な元素はおおよそ鋼中に固溶しており、高い耐食性能を示す。つまり、良好な耐食性能を得るには固溶体化熱処理後に得られる、「耐食性元素を鋼中に固溶させた状態」を維持したまま製品とすることが極めて重要となる。

[0013] ところで、先述したように、高耐食性能を有する継目無鋼管を油井・ガス井用あるいは地熱井用に利用するには鋼管の管軸方向引張降伏強度の向上と、締結に利用されるネジ部の強度特性が極めて重要となる。プレミアムジョイントにおいてはトルクショルダ部の強度特性も極めて重要となる。二相ステンレス鋼に代表される高耐食性材料は、総じて組織中に常温で降伏強度が低いオーステナイト相を含む。そのため、高耐食性能に加えて、油井用あるいは地熱井用に必要な高降伏強度を得るには、固溶体化熱処理後に冷間引き抜き、または、冷間ピルガー圧延による転位強化が必須となる。これらの冷間加工方法は油井・ガス井用に利用するための管軸方向引張降伏強度を十分に高められる一方で、締結に利用されるネジ部の強度特性を同時に得ることができない。すなわち、従来の冷間引き抜き、冷間ピルガー圧延は管肉厚を減じる、または引き抜き力により管軸方向に延伸させる形態をとるため、最終的に鋼管は管軸方向に延びる変形により管軸引張方向の降伏強度が高められる。一方で、金属材料には最終変形方向と逆方向の変形に対し、降伏強度が大きく低下するバウシinger効果が発生する。そのため、従来の冷間加工方法で得られる鋼管は油井・ガス井用あるいは地熱井用に必要な管軸方向引張降伏強度を有するが、管軸方向の圧縮降伏強度が低下する。このため、従来の冷間加工方法で得られる鋼管は、油井採掘で必ず使用されるネジ締結時にねじ部やトルクショルダ部が管軸方向圧縮応力に耐えられずに、塑性変形が生じ、不動態被膜が破壊されて耐食性が低下する欠点やねじ継手としての構造的な機能を喪失する欠点を有していた。

[0014] 特許文献1では、上記事実を鑑みて、ネジ締結部のバウシinger効果による圧縮降伏強度低下について、その抑制が必要な場合は低温の熱処理が有効であることが示されている。特許文献1の実施例によると、特性を満たすた

めにすべての条件で350℃または450℃の熱処理が実施されている。しかしながら、強度を得るための冷間加工は材料中に多くの転位を導入して元素の拡散を容易にする。このため、低温かつ短時間の熱処理であっても元素拡散が可能となり、耐食性能に重要な「耐食性元素を鋼中に固溶させた状態」ではなくなる可能性がある。

[0015] そこで、低温の熱処理が耐食性能に与える影響と、熱処理により「耐食性元素を鋼中に固溶させた状態」がどのように変化するか詳細な調査を行った。まず、発明者らはUNSで規格される二相ステンレス鋼のS32550とS32707を準備し、油井用継目無鋼管の強度向上に必要な冷間加工を行い、軸方向引張降伏強度を125ksi以上となるように調整した。その後、冷間加工状態のまま、300℃、450℃、550℃で1時間の熱処理を行い硫化水素環境中での応力腐食試験と組織観察による元素の固溶状態を調査した。腐食液は、20%NaCl + 0.5%CH₃COOH + CH₃COONaの水溶液に0.01~0.10MPaの圧力でH₂Sガスを添加しpHを3.0~4.5に調整したもの（試験温度25℃）を使用し、応力は引張降伏応力の90%を与え、応力腐食割れ状態を評価した。また、組織観察にはSTEM (Scanning Transmission Electron Microscope) を使用し、フェライト相と、そのフェライト相が作る粒界、オーステナイト相と、そのオーステナイト相が作る粒界を観察し、析出物や化学元素の定量的な分布を調査した。腐食試験の結果、冷間加工状態のままの試験片は腐食の発生は見られなかった。これに対して、短時間の熱処理を行った試験片は、いずれの条件についても割れや腐食による材料表面の染みが粒界付近に観察された。この結果より、低温で短時間の熱処理であっても耐食性能に対して悪影響があることを確認した。

[0016] 次に、STEMによりフェライト相、オーステナイト相の析出物を観察した。その結果、わずかではあるが、低温熱処理条件の粒内、粒界には耐食性元素であるCr、Mo、WとC、Nが結合した炭窒化物が確認され、冷間加工のままの「耐食性元素を鋼中に固溶させた状態」から変化していた。炭窒化

物は腐食の起点になると考えられ、さらに耐食性元素の消費は耐食性能を低下させると考えられる。

[0017] 次に、STEMによりフェライト相とオーステナイト相の界面について化学元素の定量的な分布を調査した。その結果、いずれの低温熱処理条件についても、Moの粒界偏析が確認された。具体的には、フェライト相と接触している粒界とオーステナイト相と接触している粒界、すなわちフェライト相とオーステナイト相の粒界、またはフェライト相とフェライト相の粒界、またはオーステナイト相とオーステナイト相の粒界にMoが偏析していた。Moは置換型元素であるため熱拡散での拡散速度が遅く、とくに低温熱処理温度ではほとんど拡散しないと一般的に考えられている。今回の結果から、低温熱処理においても、耐食性元素のMoが拡散し、局所的に濃度の高い部分ができることがわかった。一方、冷間加工ままの条件についてはフェライト相粒界にMoの偏析が少なく、固溶体化熱処理後の「耐食性元素を鋼中に固溶させた状態」を維持していた。

[0018] 以上の結果より、発明者らは冷間加工により多くの転位が導入された場合では、低温の短時間熱処理でも耐食性元素のMoが拡散し、局所的に濃度の高い部分ができることを新たに発見した。そして、局所的なMoの濃化はその近傍のMoの濃度を下げて腐食の起点を作り耐食性能の低下を決定づけるという結論に至った。

[0019] Moの偏析については詳しいメカニズムは明らかではないが、いくつかの原因が考えられる。一つは固溶体化熱処理後のフェライト相とオーステナイト相の各相にはMoが過飽和に取り込まれていることと、冷間加工で導入された多量の転位が影響していると考えられる。もう一つの原因としては、CrとMoを多く含む材料は低温熱処理温度を含む固溶体化熱処理温度以下で様々な脆化相（ σ 相、 χ 相、PI相、Laves相、 M_3P ）が熱力学的に安定状態であり、これらの脆化相はMoを含む金属間化合物や析出物であるため、低温の熱処理であっても拡散の容易な粒界で相互に引き寄せあって集まった可能性が考えられる。

[0020] 二相ステンレス鋼は製品として使用する前に固溶体化熱処理が必要であることと、CrとMoを含む二相ステンレス鋼であっても低温熱処理でMoを含む脆化相や析出物が熱力学的に安定となる。これらのメカニズムによれば、二相組織を持つステンレス鋼であり、かつMoを含む材料については、固溶体化熱処理温度以下の低温熱処理を行うと耐食性能の低下を招くと考えられる。また、低温熱処理時の保持時間の長時間化は元素拡散をさらに進行させ、更なるMoの偏析や金属間化合物を形成し、耐食性能に悪影響を与えると考えられる。

[0021] つまり、特許文献1の低温熱処理を利用する方法では、良好な耐食性能を得る為に必要な「耐食性元素を鋼中に固溶させた状態」を得られず、油井・ガス井用あるいは地熱井用の継目無鋼管に必要な耐食性能が大きく劣化する。特許文献1の技術では、油井・ガス井採掘用あるいは地熱井用に必要なネジ部の強度特性と、耐食性能を同時に満たすことが極めて困難である。

[0022] 本発明は以上の知見に基づきなされたものであり、その要旨は次のとおりである。

[1] 質量%で、Cr：11.5～35.0%、Mo：0.5～6.0%を含有する成分組成であり、フェライトとオーステナイトを有するステンレス鋼であり、フェライト粒界および／またはフェライトとオーステナイトの粒界のMo濃度（質量%）がフェライト粒内のMo濃度（質量%）に対して4.0倍以下、または、オーステナイト粒界のMo濃度（質量%）がオーステナイト粒内のMo濃度（質量%）に対して4.0倍以下であり、管軸方向引張降伏強度が689MPa以上であり、かつ管軸方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度が0.85～1.15であるステンレス継目無鋼管。

[2] 管周方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度が0.85以上である
[1]に記載のステンレス継目無鋼管。

[3] さらに質量%で、C：0.08%以下、Si：1.0%以下、Mn：10.0%以下、Ni：15.0%以下、N：0.004%未満を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成である[1]または[2]

〕に記載のステンレス継目無鋼管。

〔４〕さらに質量％で、 $W : 6.0\%$ 以下、 $Cu : 4.0\%$ 以下、 $V : 1.0\%$ 以下、 $Nb : 1.0\%$ 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〔１〕～〔３〕のいずれかに記載のステンレス継目無鋼管。

〔５〕さらに質量％で、 $Ti : 0.30\%$ 以下、 $Al : 0.30\%$ 以下のうちから選ばれた１種または２種を含有する〔１〕～〔４〕のいずれかに記載のステンレス継目無鋼管。

〔６〕さらに質量％で、 $B : 0.010\%$ 以下、 $Zr : 0.010\%$ 以下、 $Ca : 0.010\%$ 以下、 $Ta : 0.30\%$ 以下、 $Sb : 0.30\%$ 以下、 $Sn : 0.30\%$ 以下、 $REM : 0.010\%$ 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〔１〕～〔５〕のいずれかに記載のステンレス継目無鋼管。

〔７〕〔１〕～〔６〕のいずれかに記載のステンレス継目無鋼管であって、少なくとも一方の管端部に雄ネジまたは雌ネジの締結部を備え、前記締結部のフランク面とネジ谷底面で形成される角部の曲率半径が 0.2 mm 以上であるステンレス継目無鋼管。

〔８〕〔７〕に記載のステンレス継目無鋼管であって、少なくとも一方の管端部に雄ネジまたは雌ネジの締結部を備え、前記締結部にメタルタッチシール部とトルクショルダ部を備えるステンレス継目無鋼管。

〔９〕〔１〕～〔８〕のいずれかに記載のステンレス継目無鋼管の製造方法であって、固溶体化熱処理後に冷間で管周方向の曲げ曲げ戻し加工を行うステンレス継目無鋼管の製造方法。

〔１０〕冷間で管周方向の曲げ曲げ戻し加工をする際、被加工材の最高到達温度を 300°C 以下、前記最高到達温度での保持時間を 15 分以下とする〔９〕に記載のステンレス継目無鋼管の製造方法。

発明の効果

〔００２３〕 本発明によれば、耐食性に優れるとともに、管軸方向引張降伏強度が高く、かつ管軸方向の引張降伏強度と圧縮降伏強度との差が少ないステンレス継

目無鋼管を得られる。したがって、本発明のステンレス継目無鋼管であれば、厳しい腐食環境での利用や、油井、ガス井戸の施工時のネジ締め作業が容易になり、さらに、ネジ締結部の形状設計も容易になる。

図面の簡単な説明

[0024] [図1]図1は、Moの濃度を測定する領域を示す模式図である。

[図2]図2は、管周方向の曲げ曲げ戻し加工を示す模式図である。

[図3]図3は、雄ネジと雌ネジの締結部の管軸方向断面図（管軸方向に平行な断面図）であり、（a）は台形ネジの場合、図3（b）は三角ネジの場合である。

[図4]図4は、ネジ継手の管軸方向断面図（管軸方向に平行な断面図）であり、図4（a）はAPIネジ継手の場合、図4（b）はプレミアムジョイントの場合である。

[図5]図5は、ピンの延長部であるノーズ部付近の模式図であり、図5（a）はピンとカップリング締結部の管軸方向平行の切断断面図、図5（b）はピンのネジ先端部をピン先端部正面から見たトルクショルダ部である。

発明を実施するための形態

[0025] 以下に、本発明について説明する。なお、とくに断らない限り、質量％は単に％と記す。

[0026] 本発明のステンレス継目無鋼管は、質量％で、Cr：11.5～35.0％、Mo：0.5～6.0％を含有し、フェライトとオーステナイトを有するステンレス鋼であり、フェライト粒界および／またはフェライトとオーステナイトの粒界のMo濃度（質量％）がフェライト粒内のMo濃度（質量％）に対して4.0倍以下、または、オーステナイト粒界のMo濃度（質量％）がオーステナイト粒内のMo濃度に対して4.0倍以下であることを特徴とする。Crはステンレス鋼を定義づける必須元素であり、不働態被膜を強固にして鉄分の溶出を防ぎ、材料の重量減少や板厚の減少を抑制する。一方のMoは腐食環境中で応力が加わるときに最も問題となる孔食の抑制に重要な元素である。二相ステンレス鋼の継目無鋼管では、この二つの元素を鋼中

に固溶させた状態とし、これらの元素を偏りなく鋼中に分布させ、材料表面にこれらの元素が薄い場所、すなわち耐食性能の弱い場所を造らないことが重要である。

[0027] Cr:11.5~35.0%

Crは鋼の不動態被膜を強固にし、耐食性能を高めるもっとも重要な元素である。二相ステンレス継目無鋼管としての二相組織と耐食性能を得るには11.5%以上のCr量が必要となる。Cr量の増加は不動態被膜を安定化させる最も基本的な材料であり、Cr濃度が増加すると不動態被膜はより強固になる。このため、Cr量が増加するほど耐食性向上に寄与するが、35.0%を超えてCrを含有すると、鋼の溶解から凝固する過程で脆化相が析出し凝固組織全体に割れが発生してしまい、その後の管への成形加工が困難になる。そのためCrの上限は35.0%とする。なお、耐食性の確保と製造性の両立の観点から、好ましいCr量の範囲は20~28%である。

[0028] Mo:0.5~6.0%

Moは含有量に応じて鋼の耐孔食性を高める。そのため腐食環境に曝される鋼材表面に均一に存在させる必要がある。一方で、過剰にMoを含有すると、溶鋼が凝固する時に脆化相が析出し、凝固組織中に多量の割れが発生させ、その後の成形安定性を大きく損なう。そのため、Mo量の上限は6.0%とする。また、硫化物環境で安定した耐食性を維持するために、Moは0.5%以上が必要である。なお、二相ステンレス継目無鋼管に必要とされる耐食性と製造安定性の両立の観点から、Mo量は、1.0~5.0%が好適な範囲である。

[0029] フェライト相とオーステナイト相の二相

次に耐食性に重要な製品中のフェライト、オーステナイト相の適切な相分率について説明する。二相ステンレス鋼の各相は耐腐食性に関して異なる作用を有しており、それらが二相で鋼中に存在することで高い耐食性を発揮する。そのため二相ステンレス鋼中にはオーステナイト相とフェライト相の両方が存在していなければならない、さらにその相分率も耐食性能の観点で重要である。本発明の材料は耐食性能が必要な用途で使用する二相ステンレス

鋼管であるため、耐食性の観点から適切な二相分率状態にすることが重要である。そのため、本発明における適切な二相分率状態としては、二相ステンレス鋼管組織中の少なくともフェライト相分率（体積分率）を20%以上80%以下とすることが好ましい。また、より耐食性が厳しく求められる環境で利用される際はIS015156-3に準拠し、フェライト相を35～65%とすることが好ましい。残部組織はオーステナイト相とすることが好ましい。

[0030] フェライト粒界および／またはフェライトとオーステナイトの粒界のM○濃度（質量%）がフェライト粒内のM○濃度（質量%）に対して4.0倍以下、またはオーステナイト粒界のM○濃度（質量%）がオーステナイト粒内のM○濃度（質量%）に対して4.0倍以下

低温熱処理を受けた二相ステンレス鋼はフェライト相、またはオーステナイト粒界にM○の偏析が起こる。本発明において、良好な耐食性能を得るため、フェライト粒界および／またはフェライトとオーステナイトの粒界のM○濃度（質量%）がフェライト粒内のM○濃度（質量%）に対して4.0倍以下、または、オーステナイト粒界のM○濃度（質量%）がオーステナイト粒内のM○濃度（質量%）に対して4.0倍以下にする必要がある。なお、本発明では、フェライト粒界とは、隣接するフェライトとフェライトで形成される境界、フェライトとオーステナイトの粒界とは、隣接するフェライトとオーステナイトで形成される境界、オーステナイトの粒界とは、隣接するオーステナイトとオーステナイトで形成される境界を意味している。

[0031] フェライト粒界および／またはフェライトとオーステナイトの粒界のM○濃度（質量%）がフェライト粒内のM○濃度（質量%）に対して4.0倍以下、または、オーステナイト粒界のM○濃度（質量%）がオーステナイト粒内のM○濃度（質量%）に対して4.0倍以下であれば耐食性能は良好な状態を保てる。なお、これらのM○濃度比が、2.5倍以下であれば更に耐食性能は高まる。また、元素の濃度分布のばらつきも考慮して、これらのM○濃度比が0.8から2.0の範囲であれば優れた耐食性能が安定して得られる。

[0032] なお、M_o濃度の測定には、例えばSTEMを利用すればよい。粒界近傍のM_o濃度については安定しないため、粒内のM_o濃度の算出の際は、粒界端部から0～50nmの領域のデータは除いてM_o濃度を算出すればよい。例えば図1に示すように、粒内のM_o濃度の測定領域については、粒界端部から100nm、もしくは粒界端部から200nmを測定領域の横方向（粒界に垂直な方向で、図1中の横方向に相当）とすればよい。

[0033] なお、粒界端部から100nm、もしくは粒界端部から200nmの測定領域を横方向としたとき、縦方向の領域（粒界に平行な方向で、図1中の縦方向に相当。）については、特段制限はない。また、粒界の測定領域（縦方向および横方向）についても、特段制限はない。この所定の領域について、所定のピッチでM_o濃度を測定する。濃度の定量評価の方法は種々の方法があるが、例えば質量%をカウントする方法がある。その場合、フェライト（相）粒界上のM_oの質量%の最大値（ピーク値、質量%の最大値）をフェライト（相）粒内のM_oの質量%の平均値で除した値（ピーク値／平均値）を、M_o偏析量と定義して算出すればよい。また、M_o濃度の確認については、M_oをSTEMのみに限らず、例えば走査型電子顕微鏡や透過型電子顕微鏡による元素分析も利用できる。

[0034] また、本発明における粒界とは、結晶方位角度15°以上とする。結晶方位角度は、STEMやTEMで結晶方位角度を確認すればよい。また、EBSD法（電子線後方散乱回折法）による結晶方位解析でも容易に確認ができる。

[0035] 本発明のステンレス継目無鋼管は、さらに質量%で、C：0.08%以下、Si：1.0%以下、Mn：10.0%以下、Ni：15.0%以下、N：0.0040%未満を含有することが好ましい。以下、鋼成分組成の各元素の含有量の単位はいずれも「質量%」であり、特に断らない限り単に「%」で示す。

[0036] C:0.08%以下

Cは耐食性を劣化させる。そのため、適切な耐食性能を得るためにCの上限

は0.08%とすることが好ましい。下限については、特に設ける必要はないが、C量が低すぎると溶解時の脱炭コストが上昇するため、0.005%以上とすることが好ましい。

[0037] Si:1.0%以下

多量のSi含有は、加工性と低温靱性を損なう。そのため、Siの上限は1.0%とすることが好ましい。また、Siは鋼の脱酸作用があるため、溶鋼中への適量の含有が有効であることから、0.01%以上とすることが好ましい。なお、十分に脱酸作用を得つつ、過剰に鋼中に残存することによる副作用抑制を両立する観点から、Siは0.2~0.8%とすることがより好ましい。

[0038] Mn:10.0%以下

Mnの過剰な含有は低温靱性を低下させる。そのため、10.0%以下とすることが好ましい。また、Mnは強力なオーステナイト相形成元素であり、かつその他のオーステナイト相形成元素に比べ安価である。さらに溶鋼中に混入する不純物元素であるSの無害化にMnが有効であり、微量添加で鋼の耐食性、靱性を大きく劣化させるSをMnSとして固定する効果がある。このため、Mnは0.01%以上含有することが好ましい。一方で、低温靱性に注意しつつ、コスト低減を両立させる観点でMnをオーステナイト相形成元素として十分に活用したい場合は2.0~8.0%がさらに好適である。なお、低温靱性が必要となる場合は1.0%未満とすることがより好ましい。

[0039] Ni:15.0%以下

Niはオーステナイト相形成元素の中で最も高価な元素であり、含有量の増加は製造コスト上昇につながる。そのため、多く含有することは好ましくない。したがって、上限は15.0%とすることが好ましい。また、Niは強力なオーステナイト相形成元素であり、かつ鋼の低温靱性を向上させる。そのため安価なオーステナイト相形成元素であるMnの利用では低温靱性が問題になる場合に積極的に活用すべきであり、下限は0.5%とすることが好ましい。なお、低温靱性が問題にならない用途の場合は0.5~5.0%以下の範囲で、その他元素と複合添加することがより好ましい。一方で、低温靱性が必要な場合はNiの

積極的な添加が有効であり、Ni量を5～13%の範囲とすることがより好ましい。
。

[0040] N:0.400%未満

N自体は安価であるが、過剰なN添加は特殊な設備と添加時間が必要となり、製造コストの増加につながる。このため、上限は0.400%未満とすることが好ましい。また、Nは強力なオーステナイト相形成元素であり、かつ安価である。また、鋼中に固溶することにより、耐食性能と強度向上に有用な元素である。Nは、その他のオーステナイト相形成元素と合わせて、製品の組織を適切な二相分率とすることができれば、特に範囲を制限する必要はない。しかしながら、N量が低すぎると、鋼の溶解や精錬時に高い真空度が必要であったり、利用できる原材料に制限が発生する。そのため、0.010%以上とすることが好ましい。

[0041] 本発明はさらに必要に応じて、以下に述べる元素を適宜含有してもよい。

[0042] W:6.0%以下、Cu:4.0%以下、V:1.0%以下、Nb:1.0%以下のうちから選ばれた1種または2種以上

W:6.0%以下

WはMoと同様に含有量に応じて耐孔食性を高めるが、過剰に含有すると熱間加工時の加工性を損ない製造安定性を損なう。そのため、Wを含有する場合は、上限は6.0%とする。特に下限を設ける必要はないが、二相ステンレス継目無鋼管の耐食性能を安定させる理由で、0.1%以上のWの含有が好適である。なお、二相ステンレス継目無鋼管に必要とされる耐食性と製造安定性の観点から、1.0～5.0%がより好適な範囲となる。

[0043] Cu:4.0%以下

Cuは強力なオーステナイト相形成元素であり、かつ鋼の耐食性を向上させる。したがって、オーステナイト相形成元素であるMnやNiでは耐食性が不足する場合に積極的に活用すべきである。一方で、Cuは含有量が多くなりすぎると熱間加工性の低下を招き、成形が困難になる。そのため、含有する場合、Cuは4.0%以下とする。含有量の下限は特に規定する必要はないが、0.1%以

上の含有で耐食性効果が得られる。なお、耐食性の向上と熱間加工性の両立の観点から1.0～3.0%がより好適な範囲である。

[0044] V:1.0%以下

Vの過剰な添加は低温靱性を損なうので、1.0%以下とすることが好ましい。また、Vの添加は強度向上に有効である。そのため、より高い強度が必要な時に活用できる。強度向上効果は0.01%以上で得られる。そのため、含有する場合、Vは0.01%以上とするのが好ましい。Vは高価な元素であるため、添加で得られる強度向上効果とコストの観点から、0.05～0.40%がより好適な範囲となる。

[0045] Nb:1.0%以下

Nbの過剰な添加は低温靱性を損なうので、1.0%以下とすることが好ましい。また、Nbの添加は強度向上に有効である。そのため、より高い強度が必要な時に活用できる。強度向上効果は0.01%以上で得られる。そのため、含有する場合、Nbは0.01%以上とするのが好ましい。Vと同様にNbも高価な元素であるため、添加で得られる強度向上効果とコストの観点から、0.05～0.40%がより好適な範囲となる。

[0046] 本発明はさらに必要に応じて、以下に述べる元素を適宜含有してもよい。

[0047] Ti:0.30%以下、Al:0.30%以下のうちから選ばれた1種または2種

Ti:0.30%以下

Ti量が増えると製品の低温靱性が低下するため、0.30%以下とすることが好ましい。また、Tiは凝固組織の微細化や、余剰なCやNを固定することが可能であるため、組織制御や化学成分の調整が必要な時に適宜使用できる。したがって、含有する場合、Tiを0.0001%以上とすることにより、このような効果を得られる。組織や化学成分を制御する観点と製品特性を得る観点から、0.010～0.10%がより好適となる。

[0048] Al:0.30%以下

Al量が多量に製品に残存すると靱性を損ねる。そのため、Alを含有する場合、0.30%以下とするのが好ましい。また、Alの添加は精錬時の脱酸材として

有効である。この効果を得るには、Alを含有する場合、0.01%以上であればよい。

[0049] 本発明はさらに必要に応じて、以下に述べる元素を適宜含有してもよい。

[0050] B:0.010%以下、Zr:0.010%以下、Ca:0.010%以下、Ta:0.30%以下、Sb:0.30%以下、Sn:0.30%以下、REM:0.010%以下のうちから選ばれた1種また2種以上B、Zr、Ca、REMの添加量が多くなると逆に熱間加工性を悪化させることに加え、希少元素のため合金コストが増大する。そのため、添加量の上限は、B、Zr、Ca、REMについてはそれぞれ0.010%とすることが好ましい。また、B、Zr、Ca、REMは、ごく微量を添加すると粒界の結合力向上や、表面の酸化物の形態を変化させ熱間の加工性、成形性が向上する。二相ステンレス継目無鋼管は一般的に難加工材料であるため、加工量や加工形態に起因した圧延疵や形状不良が発生しやすいが、そのような問題が発生するような成形条件の場合にこれらの元素は有効である。添加量は下限を特に設ける必要はないが、B、Zr、Ca、REMを含有する場合はそれぞれを0.0001%以上とすることにより、加工性や成形性向上の効果が得られる。Taの添加量が多くなりすぎると合金コストが増大するため、Taを含有する場合は上限を0.30%とするのが好ましい。また、Taは少量添加すると脆化相への変態を抑制し、熱間加工性と耐食性が同時に向上する。また、熱間加工やその後の冷却で脆化相が安定な温度域で長時間滞留する場合にTaは有効である。したがって、Taを含有する場合は0.0001%以上とする。また、Sb、Snの添加量が多くなると成形性が低下する。そのため、Sb、Snを添加する場合は上限を0.30%とするのが好ましい。また、Sb、Snは少量添加すると耐食性が向上する。したがって、Sb、Snを添加する場合は0.0003%以上とする。

[0051] 残部はFeおよび不可避免的不純物とする。

[0052] 本発明のステンレス継目無鋼管においては、管軸方向引張降伏強度を689MPa以上とする。通常、二相ステンレス鋼は軟質なオーステナイト相を組織中に含むため、固溶体加熱処理の状態では管軸方向引張降伏強度が689MPaに到達しない。そのため、上述した冷間加工（管周方向の曲げ曲げ

戻し加工)による転位強化により、689 MPa以上の管軸方向引張降伏強度を得ることができる。なお、管軸方向引張降伏強度が高いほど、管を薄肉厚で採掘用井戸デザインを設計でき、コスト的に有利となる。一方で、強度が高すぎると低温靱性が大きく低下するといった、その他の機械的特性に影響を及ぼす。このため、管軸方向引張降伏強度は高くても1033.5 MPa以内の範囲で用いられることが望ましい。

[0053] また、本発明では、管軸方向圧縮降伏強度と管軸方向引張降伏強度の比、すなわち管軸方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度が0.85～1.15とする。管軸方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度を0.85～1.15とすることにより、ネジ締結時や、井戸内で鋼管が湾曲した際に発生する管軸方向圧縮応力、高温による熱応力、傾斜井や水平井で鋼管を地中にねじ込む際に発生する管軸方向圧縮応力に対し、より高い応力まで耐えられるようになり、耐圧縮応力のために必要であった管肉厚の減少が可能になる。管肉厚の自由度の向上、特に減肉範囲の拡大は材料費の削減によるコストダウンや生産量向上につながる。

[0054] また、本発明では、管周方向圧縮降伏強度と管軸方向引張降伏強度との比、すなわち管周方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度が0.85以上であることが好ましい。採掘可能な井戸の深度は管の肉厚が同一の場合、管軸方向引張降伏応力により依存する。深度の深い井戸で発生する外圧で管が圧潰しないためには、管軸方向引張降伏応力に対する管周方向圧縮降伏強度の比が0.85以上であることが好ましい。なお、管周方向圧縮降伏強度が管軸方向引張降伏強度に対し大きい場合には特に問題にならないが、管軸方向引張降伏応力に対する管周方向圧縮降伏強度の比は、通常は大きくても1.50程度で飽和する。一方で、この強度比が高すぎると、例えば低温靱性が管軸方向の低温靱性に比較して管周方向の低温靱性が大きく低下するといった、その他の機械的特性に影響を及ぼす。このため、この強度比は0.85～1.25の範囲がより好ましい。

[0055] さらに、本発明では、管軸方向肉厚断面（管軸方向に平行な管断面の肉厚

方向)の結晶方位角度差が 15° 以上で区切られたオーステナイト粒のアスペクト比が9以下であることが好ましい。また、アスペクト比が9以下のオーステナイト粒が面積分率で50%以上であることが好ましい。本発明のステンレス鋼は、固溶体化熱処理温度により適切なフェライト相分率へ調整される。ここで、残部のオーステナイト相内部では、熱間加工時や熱処理時に再結晶化により方位角 15° 以上で区切られた結晶粒を複数有する組織となる。その結果、オーステナイト粒のアスペクト比は小さい状態となる。この状態のステンレス継目無鋼管は、油井管用あるいは地熱井用に必要な管軸方向引張降伏強度を有していない一方で、管軸方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度も1に近い状態となる。その後、油井管用あるいは地熱井用に必要な管軸方向引張降伏強度を得るために、従来では管軸方向への延伸加工（冷間引抜圧延、冷間ピルガー圧延）を行うため、管軸方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度とオーステナイト粒のアスペクト比に変化が生じる。つまり、オーステナイト粒のアスペクト比と管軸方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度は密接に関係している。具体的には、上記冷間圧延において、管軸方向肉厚断面（管軸方向に平行な管断面の肉厚方向）のオーステナイト粒が加工前後で延伸した方向は降伏強度が向上するが、代わりにその反対方向はバウシinger効果により降伏強度が低下し、管軸方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度の差が大きくなるのである。このことより、加工前後のオーステナイト粒のアスペクト比を小さく制御する冷間加工が選択されていれば、結果的に管軸方向に強度の異方性の少ない、ネジ継手部の強度特性に優れた鋼管を得ることができる。

[0056] 本発明において、オーステナイト粒のアスペクト比は9以下であれば安定した強度異方性の少ない鋼管を得られる。また、アスペクト比が9以下のオーステナイト粒が面積分率で50%以上とすれば、強度の異方性の少ない鋼管を安定して得られる。なお、アスペクト比は5以下とすることでより安定して強度の異方性の少ない鋼管を得ることができる。アスペクト比は小さくなれば、より強度の異方性を減らせるため、特に下限は限定せず、1に近いほどよい

。また、オーステナイト粒のアスペクト比は、例えば管軸方向肉厚断面の結晶方位解析によりオーステナイト相の結晶方位角度 15° 以上の粒を観察し、その粒を長方形の枠内に収めた際の長辺と短辺の比で求められる。なお、粒径が小さいオーステナイト粒は測定誤差が大きくなるため、粒径が小さいオーステナイト粒が含まれるとアスペクト比にも誤差が出る可能性がある。そのため、アスペクト比を測定するオーステナイト粒は、測定した粒の面積を用いて同じ面積の真円を作図した際の直径で $10\mu\text{m}$ 以上が好ましい。

[0057] 管軸方向肉厚断面のオーステナイト粒のアスペクト比が小さい組織を安定して得るには、管周方向の曲げ曲げ戻し加工を用いるとよい。管周方向の曲げ曲げ戻し加工は減肉や延伸によるオーステナイト粒の変形を伴わないため、アスペクト比を変化させずに冷間加工が可能である。なお、アスペクト比が9以下のオーステナイト粒が面積分率で50%以上に制御することで、強度の異方性をより低減できる。

[0058] また、フェライト相のアスペクト比については特段限定されない。その理由は、オーステナイト相の方が低い降伏強度を有し、加工後のバウシinger効果へ影響を与えやすいためである。

[0059] ネジ継手は雄ネジを有するピンと雌ネジを有するボックスから構成される。ネジ継手としては、API（米国石油協会）規格に規定された標準的なネジ継手や、ネジ部だけでなくメタルタッチシール部とトルクショルダ部とを備えるプレミアムジョイントと呼ばれる高性能の特殊なネジ継手がある。ネジ部の強固な締結を実現するためには、ネジ部は、直径方向に接触面圧が発生するように設計されるのが一般的であり、例えばテーパネジが用いられる。直径方向の面圧に伴いピン（雄ネジ側）は縮径変形して管軸方向に伸び、ボックス（雌ネジ側）は拡管変形して管軸方向に縮むため、ネジ部両端のフラック面において接触面圧が発生する。そのため、ネジ山には締結力に応じた管軸方向圧縮応力が発生する。したがって、この圧縮応力にも耐えることができる管軸方向圧縮降伏強度が重要となる。プレミアムジョイントにおいてはトルクショルダ部に大きな管軸方向圧縮応力が発生するため、高い管軸方

向圧縮降伏強度を有する材料はトルクショルダ部の塑性変形を防止することにおいても重要である。

[0060] 本発明のステンレス継目無鋼管は、優れた耐圧縮性を有することから、他の鋼管と直接連結（インテグラル型）されるネジ継手、または、カップリングを介して連結（T & C型）されるネジ継手に用いることができる。ネジの締結部では締め付け時、締め付け後の曲げ変形により管軸方向引張と圧縮応力が発生する。本発明のステンレス継目無鋼管をネジ継手に用いることにより、高い耐食性能とネジ継手性能を維持できるネジ継手の実現が可能である。

[0061] 図3は、雄ネジと雌ネジの締結部の管軸方向断面図（管軸方向に平行な断面図）であり、ネジの締結部における、角部の曲率半径Rの位置を示す模式図である。図3（a）は台形ネジの場合、図3（b）は三角ネジの場合である。本発明において、少なくとも一方の管端部に雄ネジまたは雌ネジの締結部を備え、前記締結部のフランク面とネジ谷底面で形成される角部の曲率半径が0.2mm以上であることが好ましい。すなわち、本発明によれば、ネジの種類によらず、締結により雄ネジと雌ネジが互いに接触し、締結により圧力が発生するフランク面とネジ谷底面で形成される角部Rの曲率半径を0.2mm以上とすることにより、高い耐食性能を維持したまま疲労特性を向上させることができる。なお、フランク面については、雄ネジ（ピン）において管端に近い側のネジ山斜面をスタビングフランク面と呼び、管端から遠い側のネジ山斜面をロードフランク面と呼ぶ。雌ネジ（ボックス）においては、ピンのスタビングフランク面に対向するネジ山斜面をスタビングフランク面と呼び、ピンのロードフランク面に対向するネジ山斜面をロードフランク面と呼ぶ。

[0062] 図4は、ネジ継手の管軸方向断面図（管軸方向に平行な断面図）であり、図4（a）はAPIネジ継手の場合、図4（b）はプレミアムジョイントの場合である。APIネジ継手のようにネジ部のみで構成されるネジ継手においては、ネジ締結時にはネジ部の両端に最大面圧が発生し、ピン先端側のネ

ジ部はスタビングフランク面で接触し、ピン後端側のネジ部はロードフランク面で接触する。プレミアムジョイントの場合にはトルクショルダ部による反力も考慮する必要がある、ネジ締結時にはネジ部の両端のロードフランク面に最大面圧が発生する。従来は管軸方向におけるバウシinger効果の影響で管軸方向引張降伏強度に対する管軸方向圧縮降伏強度が低く、応力集中部に圧縮応力が発生すると、圧縮降伏強度が低いために容易にミクロな変形が生じ、疲労寿命が低下してしまう。バウシinger効果を低減するために低温熱処理を行う手法も開示されているが、低温熱処理を行うと「耐食性元素が固溶した状態」ではなくなり、高い耐食性能が得られず、耐食性とネジ部の疲労特性向上を両立できない。本発明によれば、角部Rの曲率半径を0.2 mm以上とすることにより、ステンレス継目無鋼管におけるネジ部の疲労特性が向上し、かつ良好な耐食性能が得られる。

[0063] 角部Rの曲率半径を0.2 mm以上に大きくすることは更なる応力集中の緩和に有効である。しかしながら、大きな角部Rはネジ部の設計の自由度を奪い、ネジ加工できる鋼管のサイズ制約や設計不能になる可能性がある。また、角部Rを大きくすると、接触する雄ネジと雌ネジのフランク面の面積が低下するために密封性や締結力の低下が発生する。そのため、角部Rは0.2～3.0 mmの範囲とすることが好ましい。または、角部Rの大きさを減少するフランク面の面積はネジ山高さに関係づけて定義するのが適切であり、ネジ山の高さの20%未満の径方向長さ（管軸中心から直径方向の長さ）を角部Rが占めるような曲率半径とし、かつ、角部Rの曲率半径を0.2 mm以上に設計するとよい。

[0064] 図4（b）はネジ部だけでなくメタルタッチシール部とトルクショルダ部とを備えるプレミアムジョイントの模式図である。図4（b）に示すメタルタッチシール部（図4（b）中のSeal）により締結された管の密閉性が保証される。一方でトルクショルダ部（図4（b）中のShoulder）は締め付け時のストッパーの役割をしており、安定した締め付け位置を保証するのに重要な役割を持っているが、締め付け時に高い圧縮応力が発生する

。高い圧縮応力によりトルクショルダ部が変形すると、高い密閉性が損なわれたり、内径側への変形により内径が縮径して問題になるため、トルクショルダ部が変形しないように肉厚を厚くして圧縮強度を向上させる必要が発生し、薄肉形状の鋼管が設計できない、または余剰な肉厚による材料の無駄が発生する。

[0065] 更に、通常、ネジを締結する場合は、締付けトルク値（ネジを締めつけている間のトルクの値）を確認し、密閉されたトルク値（締め付けにより、ある基準を超えると密閉状態を示すトルク値となるため、締め付けている間のトルク値をいう）から、トルクショルダ部が変形しないトルク値（ある基準を超えてトルク値が大きくなるとネジ先端が変形してしまうため、この基準を超えないトルク値）を上限として、密閉されたトルク値からトルクショルダ部が変形しないトルク値の範囲で管理して締結を行う。

[0066] この時、管の管軸方向の圧縮降伏強度が弱い場合はトルクショルダ部の変形を抑止するためにトルク値の上限が小さくなる。このため、トルク値の管理範囲が狭くなり締め付けが安定してできない。管の管軸方向の圧縮降伏強度に優れる本発明によれば、高い耐食性能を維持したまま、トルクショルダ部の変形を抑止できる。トルクショルダ部の変形を抑止して安定して締め付けを行うには図5中で示す雄ネジのトルクショルダ部である先端厚み（カップリング側の雄ネジ先端を受ける部分であり、 $(D_{s1} - D_{s0}) / 2$ ）の断面積を素管の断面積に対して25%以上確保すればよい。雄ネジのトルクショルダ部である先端厚みを厚くするとノーズ剛性が高くなりすぎて締め付け時に焼き付き発生の問題があるため、好ましい範囲は25～60%である。トルクショルダ部の耐圧縮強度をさらに上げるようなノーズ部の設計をすることにより更にハイトルク性能（変形しないトルク値が高くなり、より高い締め付けトルクを与えられるようになること）を実現できるため好ましい。ピンの延長部であるノーズ部付近の模式図として、ピンとカップリング締結部の管軸方向平行の切断断面図とピンのネジ先端部をピン先端部正面から見たトルクショルダ部を図5（a）（b）にそれぞれ示す。ハイトルク性を実

現するためには、管端からのシールポイント位置を x としたときのピン先端のネジ無し部であるノーズ長さ L に対する比 x/L を 0.01 以上 0.1 以下とするのが良い。シールポイント位置をショルダ部近傍に設置することにより、実質的なショルダ部の断面積（ショルダ部の断面積： $\pi/4 \times (D_{s1}^2 - D_{s0}^2)$ ）が上昇しハイトルク性が得られる。このとき、ノーズ長さが長すぎるとノーズ剛性が低下して高い圧縮力に耐えられなくなるため、ノーズ長さは 0.5 インチ以下とするのが良い。一方、ノーズ長さが短すぎるとシール部を配置する余地がなくなるため 0.2 インチ以上とするのが望ましい。なお、従来の管軸方向の圧縮降伏強度の低いステンレス鋼では、いずれのハイトルク性能についても実現することが不可能であった。

なお、図5において、

δ ：シール干渉量を意味し、図面を重ね合わせたときの重なり代の最大値で定義される

D_{s1} ：ショルダ接触領域の外径

D_{s0} ：ショルダ接触領域の内径

である。

[0067] 気密性を示すシール性もネジ部の特性として重要であり、ISO 13679:2019のシール試験で示す圧縮率85%以上を満たすことが好ましい。高いシール性を実現するためには、ピン先端のネジ無し部であるノーズ長さを 0.3 インチ以上とし、管端からのシールポイント位置を x としたときのノーズ長さ L に対する比 x/L を 0.2 以上 0.5 以下とするのが良い。ただし、ノーズ長さを必要以上に長くすると切削に時間がかかるのとノーズ剛性が低下して性能が不安定となるため、ノーズ長さは 1.0 インチ以下とするのが望ましい。なお、ノーズ長さの長いデザインは従来の圧縮降伏強度の低い二相ステンレス鋼では、必然的にノーズ先端が薄くなる設計に耐えられないため、実現することが不可能であった。

[0068] 次に、本発明のステンレス継目無鋼管の製造方法について説明する。

[0069] まず、上記の二相ステンレス鋼組成を有する鋼素材を作製する。二相ステ

ステンレス鋼の溶製は各種溶解プロセスが適用でき、制限はない。たとえば、鉄スクラップや各元素の塊を電気溶解して製造する場合は真空溶解炉、大気溶解炉が利用できる。また、高炉法による溶銑を利用する場合はAr- O_2 混合ガス底吹き脱炭炉や真空脱炭炉等が利用できる。溶解した材料は静止鑄造、または連続鑄造により凝固させ、インゴットやスラブとし、その後、熱間圧延、または鍛造で丸ビレット形状に成形し鋼素材となる。

[0070] 次に、丸ビレットは加熱炉で加熱され、各種熱間圧延プロセスを経て鋼管形状となる。丸ビレットを中空管にする熱間成形（穿孔プロセス）を行う。熱間成形としては、マンネスマン方式、押出製管法等のいずれの手法も利用できる。また、必要に応じて、中空管に対し減肉、外径定型加工を行う熱間圧延プロセスであるエロンゲーター、アッセルミル、マンドレルミル、プラグミル、サイザー、ストレッチレデューサー等を利用してもよい。

[0071] 次に、熱間成形後、空冷により各種炭窒化物や金属間化合物が鋼中に生成するため、固溶体化熱処理が必要となる。つまり、熱間圧延中の二相ステンレス鋼は加熱時の高温状態から熱間圧延中に徐々に温度が低下する。また熱間成形後も空冷されることが多く、サイズや品種により温度履歴が異なり制御できない。そのため、耐食性元素が温度低下中の種々の温度域で熱化学的に安定な析出物となり消費され、耐食性が低下する可能性がある。また、脆化相への相変態が生じ低温靱性を著しく低下させる可能性もある。さらに二相ステンレス鋼は種々の腐食環境に耐えるため、オーステナイト相とフェライト相分率が適切な二相状態であることが重要であるが、加熱温度からの冷却速度が制御できないため、保持温度により逐次変化する二相分率の制御が困難となる。以上の問題があることから、析出物の鋼中への固溶、脆化相の非脆化相への逆変態、相分率を適切な二相状態とする目的で、熱間成形後、急速冷却を行う固溶体化熱処理が多用される。この処理により、析出物や脆化相を鋼中に溶かし込み、かつ、相分率を適切な二相状態へ制御する。固溶体化熱処理の温度は、析出物の溶解、脆化相の逆変態、相分率が適切な二相状態となる温度が添加元素により多少異なるが、1000℃以上の高温であるこ

とが多い。したがって、本発明において、固溶体化熱処理温度は1000℃以上であることが好ましく、1200℃以下であることが好ましい。また、加熱後は固溶体化状態を維持するため急冷を行うが、圧縮空気による冷却やミスト、油、水など各種冷媒が利用できる。なお、熱間圧延後の素材温度が、その素材の固溶体化熱処理温度と同じであれば、急速冷却でその後の固溶体化熱処理は不要となる。

[0072] 固溶体化熱処理後の継目無素管は低降伏強度であるオーステナイト相を含むため、そのままでは油井・ガス井採掘に必要な強度が得られない。そのため、各種加工による転位強化を利用して管の高強度化を行う。なお、高強度化後の二相ステンレス継目無鋼管の強度グレードは管軸方向引張降伏強度により決定される。

[0073] 本発明では、以下に説明するように、管周方向への曲げ曲げ戻し加工により、管の高強度化を行う。

[0074] 管周方向への曲げ曲げ戻し加工

管の冷間圧延法で油井・ガス井採掘に関して規格化されているのは冷間引抜圧延、冷間ピルガー圧延の2種類であり、いずれの手法も管軸方向への高強度化が可能である。これらの手法では、主に圧下率と外径変化率を変化させて必要な強度グレードまで高強度化を行う。一方で、冷間引抜圧延や冷間ピルガー圧延加工は管の外径と肉厚を減じ、その分を管軸長手方向に大きく延伸する圧延形態である。このため、管軸引張方向へは高強度化が容易に起こる反面、管軸圧縮方向へ大きなバウシinger効果が発生し、管軸方向圧縮降伏強度が管軸引張降伏強度に対し最大20%程度低下することが問題として知られている。特許文献1では管軸方向圧縮降伏強度の低下を改善するために、冷間圧延後に低温の熱処理を行っており、これにより管軸方向引張降伏強度と管軸方向圧縮降伏強度の差が改善しているが、炭窒化物やMoの粒界への偏析により耐食性能が低下する。そこで発明者らは、種々の検討の結果、耐食性能を良好に保つために「耐食性元素を鋼中に固溶させた状態」を維持しつつ、管軸方向引張降伏強度と管軸方向圧縮降伏強度の強度差を減じる継目無

鋼管の高強度化方法として、新たな冷間加工方法を着想した。

[0075] すなわち、本発明の冷間加工方法は、管周方向への曲げ曲げ戻し加工による転位強化を利用する新しい方法である。図面に基づいて、本加工手法について説明する。この手法は、圧延によるひずみが管軸長手方向へ生じる冷間引抜圧延や冷間ピルガー圧延加工と異なり、図2に示すように、ひずみは管の扁平による曲げ加工後（1回目の扁平加工）、再び真円に戻す際の曲げ戻し加工（2回目の扁平加工）により与えられる。この手法では、初期の鋼管形状を大きく変えることなく、曲げ曲げ戻しの繰り返しや曲げ量の変化を利用してひずみ量を調整する。つまり、本発明の冷間加工方法を用いた加工硬化による鋼管の高強度化は、従来の冷間圧延法が管軸方向への伸びひずみを利用するのに対し、管周方向への曲げひずみを利用する。この冷間加工方法を用いることにより、管軸方向へのひずみを抑制するため、従来の冷間圧延法で発生する管軸方向へのバウシinger効果が原理的に発生しない。そのため、冷間加工後の低温熱処理も不要となり、良好な耐食性能に必要な固溶体化熱処理後の「耐食性元素を鋼中に固溶させた状態」を得られ、かつ、良好なネジ部の強度特性に必要な高い管軸方向圧縮降伏強度を両立できるのである。

[0076] なお、図2（a）、（b）は、工具接触部を2ヶ所とした場合の断面図であり、図2（c）は工具接触部を3ヶ所とした場合の断面図である。また、図2における太い矢印は、鋼管に扁平加工を行う際の力の掛かる方向である。図2に示すように、2回目の扁平加工を行う際、1回目の扁平加工を施していない箇所工具が接触するように、鋼管を回転させるように工具を動かしたり、工具の位置をずらしたりなどの工夫をすればよい（図2中の斜線部は1回目の扁平箇所を示す。）。

[0077] 図2のように、鋼管を扁平させる管周方向への曲げ曲げ戻し加工を、管の周方向全体に間欠的、または連続的に与えることで、鋼管の曲率の最大値付近で曲げによるひずみが加えられ、鋼管の曲率の最小値に向けて曲げ戻しによるひずみ加わる。その結果、鋼管の強度向上（転位強化）に必要な曲げ

曲げ戻し変形によるひずみが蓄積される。また、この加工形態を用いる場合、管の肉厚や外径を圧縮して行う加工形態とは異なり、多大な動力を必要とせず、偏平による変形であるため加工前後の形状変化を最小限にとどめながら加工可能な点が特徴的である。

[0078] 図2のような鋼管の扁平に用いる工具形状について、ロールを用いてもよく、鋼管周方向に2個以上配置したロール間で鋼管を扁平させ回転させれば、容易に繰り返し曲げ曲げ戻し変形によるひずみを与えることが可能である。さらにロールの回転軸を管の回転軸に対し、 90° 以内で傾斜させれば、鋼管は扁平加工を受けながら管回転軸方向に進行するため、容易に加工の連続化が可能となる。また、このロールを用いて連続的に行う加工は、例えば、鋼管の進行に対して扁平量を変化させるように、適切にロールの間隔を変化させれば、容易に一回目、二回目の鋼管の曲率（扁平量）を変更できる。したがって、ロールの間隔を変化させることで中立線の移動経路を変更して、肉厚方向でのひずみの均質化が可能となる。また、ロール間隔ではなく、ロール径を変更することにより扁平量を変化させることで同様の効果が得られる。また、これらを組み合わせても良い。設備的には複雑になるが、ロール数を3個以上とすれば、加工中の管の振れ回りが抑制でき、安定した加工が可能になる。

[0079] 本発明の曲げ曲げ戻し加工について、いずれの加工形態を利用した場合でも、加工量は初期鋼管直径 D_i に対する曲げ加工時の最小半径、すなわち二か所からの外径圧下で生じた扁平、または三か所からの曲げ加工で生じた三角形の鋼管中心からの最小半径部の二倍で算出される変形中の最小径 D_{min} を利用して管理すると容易である。また、加工量は鋼管初期外径 D_i に対する初期肉厚 t_i の影響も受けるため、この値から算出される t_i/D_i を用いた管理も合わせて利用すると良い。これらのパラメータは製品サイズと製造装置が決まれば、一元的に決定できる。本発明を実施するにあたり、これらのパラメータを利用した製造条件の管理により、より安定して強度特性を満足する生産が可能になる。上記パラメータを利用して安定した製造条

件を検討した。その結果、 $(1 - D_{min}/D_i) \times 100$ で計算される圧下率 [%] に対し、初期肉厚 t_i と初期外径 D_i で計算される t_i/D_i を掛けた値を指標とし、この指標が工具を 2 個使用する場合で 0.9 ~ 2.5 の範囲であれば安定して管軸方向圧縮降伏強度/管軸方向引張降伏強度の強度比を 0.85 ~ 1.15 の範囲で製造が可能である。なお、指標が 1.0 ~ 1.6 の範囲で更に安定した製造が可能である。また、工具を 3 個使用する場合は安定して製造できる範囲が拡大し、指標が 0.5 ~ 3.0 の範囲で管軸方向圧縮降伏強度/管軸方向引張降伏強度の強度比を 0.85 ~ 1.15 で製造することが可能となる。なお、指標が 0.7 ~ 2.0 の範囲とすると極めて安定した製造が可能である。

[0080] 管周方向への曲げ曲げ戻し加工による継目無鋼管の高強度化は、特許文献 1 の様に加工後の管軸方向のバウシinger 効果が発生しない。このため、低温熱処理を必要とせず、「耐食性元素を鋼中に固溶させた状態」を維持でき、良好な耐食性能が得られる。そのため、冷間加工後は低温熱処理を含む熱処理を行わないことが原則となる。

[0081] しかしながら、本発明の冷間加工方法である管周方向への曲げ曲げ戻し加工においても、冷間加工時の加工発熱により冷間加工中から冷間加工後にかけての被加工材自身の加工発熱など、生産工程で不可逆的に被加工材の温度が上がり得ることから、特許文献 1 のような低温熱処理と同様の条件となり得る。このため、冷間加工後の温度について、特許文献 1 のような低温熱処理の状態にならないように制御する必要がある。そこで発明者らが様々な温度履歴について検討を行った結果、冷間加工後に曝される最高温度が 300℃以下で 15 分以下であれば「耐食性元素を鋼中に固溶させた状態」が維持されていた。したがって、本発明において、「耐食性元素を鋼中に固溶させた状態」を維持し、Mo の偏析を抑制するには、冷間で管周方向の曲げ曲げ戻し加工をする際、被加工材の最高到達温度が 300℃以下で、この最高到達温度における保持時間が 15 分以下であればよい。例えば、加工速度（扁平形状へ変形させる際の変形速度）を管理することにより、最高到達温度を

適宜制御することができる。

[0082] 冷間加工後、必要に応じてめっき処理などの表面処理を施してもよい。なお、上述した被加工材の最高到達温度が 300°C 以下、および、保持時間が15分以下という条件は、冷間加工時以降のすべての工程において、満足させることが好ましい。このため、冷間加工後の各工程においても、被加工材の最高到達温度が 300°C 以下で、この最高到達温度における保持時間が15分以下となるようにめっき処理時の表面処理温度などを適宜制御すればよい。

[0083] 本発明では、以上により得られたステンレス継目無鋼管について、ネジ継手部の管軸断面（管軸方向に平行な断面）における、ネジ谷底面とフランク面とで形成される角部Rの曲率半径を 0.2 mm 以上になるように、雄ネジ、および、雌ネジを設計すればよい。ネジ形状は、切削や転造を用いて設ければよく、角部Rの形状を安定して得るには切削が好ましい。ネジ継手としてより性能を高くするためには、ネジ部だけでなくメタルタッチシール部とトルクショルダ部とを備えるプレミアムジョイントの採用が望ましい。本発明のステンレス継目無鋼管は、管軸方向で高い圧縮降伏強度を有することにより、ショルダ部断面積はピン素管断面積の25%以上とすれば、継手として問題のない機能を発揮することが可能である。

[0084] ハイトルク性（変形しないトルク値が高くなり、より高い締付けトルクを与えられるようになること）を実現するためには、図5で示すピン先端のネジ無し部であるノーズ長さを 0.2 インチ以上 0.5 インチ以下とし、管端からのシールポイント位置を x としたときのノーズ長さ L に対する比 x/L を 0.01 以上 0.1 以下とするのが良い。一方で、気密性の高いメタルタッチシール部を実現するためには、ピン先端のネジ無し部であるノーズ長さを 0.3 インチ以上 1.0 インチ以下とし、管端からのシールポイント位置を x としたときのノーズ長さ L に対する比 x/L を 0.2 以上 0.5 以下とするのが良い。

[0085] 以上の製造方法により、本発明のステンレス継目無鋼管を得ることができ

る。

[0086] このように、本発明は、曲げ曲げ戻しによる冷間加工方法と、低温熱処理を行わないことで、Moの偏析による耐食性能の低下を抑制しつつ、管軸方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度の比が0.85～1.15である、油井・ガス井用途に必要なネジ部強度特性に優れた二相ステンレス継目無鋼管を提供できる。

実施例 1

[0087] 以下、実施例に基づいて本発明を説明する。

[0088] 表1に示すA～Zの化学成分を真空溶解炉で溶製し、その後外径φ80mmの丸ビレットへ熱間圧延した。なお、CrとMoが発明の範囲を超えて添加されたYとZは溶解からの凝固過程、または熱間圧延により割れが発生したため、冷間加工を実施する前に検討を取りやめた。

[0089]

[表1]

鋼種	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Cu	N	Ti	Al	V	Nb	B, Zr, Ca, Ta, Sn, Sb, REM	組織	備考
A	0.028	0.5	0.3	22.2	5.1	2.5			0.081						フェライト-オーステナイト相	発明例
B	0.028	0.5	0.3	22.1	5.0	2.8			0.295						フェライト-オーステナイト相	発明例
C	0.011	0.4	0.2	22.1	4.1	3.5	0.8	1.5	0.312						フェライト-オーステナイト相	発明例
D	0.011	0.4	1.2	22.2	4.3	3.8	1.2	1.0	0.205	0.001	0.012				フェライト-オーステナイト相	発明例
E	0.071	0.1	0.2	22.3	5.1	2.7			0.192	0.002	0.015	0.050	0.050		フェライト-オーステナイト相	発明例
F	0.051	0.1	5.0	22.2	1.0	0.8			0.201						フェライト-オーステナイト相	発明例
G	0.041	0.2	0.2	25.1	7.9	3.6			0.082						フェライト-オーステナイト相	発明例
H	0.021	0.1	0.2	25.1	7.1	3.2			0.225						フェライト-オーステナイト相	発明例
I	0.031	0.1	0.8	25.4	6.8	3.8			0.335						フェライト-オーステナイト相	発明例
J	0.012	0.1	0.2	25.3	7.3	3.8	1.5	1.3	0.221						フェライト-オーステナイト相	発明例
K	0.025	0.6	0.8	25.8	6.6	4.2	0.4	1.6	0.245	0.002	0.033				フェライト-オーステナイト相	発明例
L	0.023	0.1	0.3	25.4	5.2	3.5	0.6	1.4	0.362	0.003	0.035	0.110	0.130		フェライト-オーステナイト相	発明例
M	0.025	0.1	0.8	25.4	6.8	3.4			0.295			0.025		Ca: 0.0008, B: 0.004	フェライト-オーステナイト相	発明例
N	0.035	0.3	0.5	25.3	6.9	2.6	0.2	0.8	0.285				0.030	Ta: 0.15, Sn: 0.003, Sb: 0.003	フェライト-オーステナイト相	発明例
O	0.028	0.1	0.2	25.1	7.0	3.2			0.211	0.004	0.042	0.040	0.040	Zr: 0.003, REM: 0.0005	フェライト-オーステナイト相	発明例
P	0.025	0.1	0.3	25.3	7.0	3.1	0.2	0.8	0.235	0.003	0.062			B:0.0080	フェライト-オーステナイト相	発明例
Q	0.029	0.1	0.2	24.6	6.8	3.2		2.1	0.195	0.003	0.030			Ca: 0.0080	フェライト-オーステナイト相	発明例
R	0.025	0.9	0.5	25.4	6.5	4.1		0.8	0.312	0.003	0.020			Ta:0.28	フェライト-オーステナイト相	発明例
S	0.008	0.1	0.3	29.6	9.8	4.5			0.342	0.001	0.010			Sn: 0.15, Sb:0.18	フェライト-オーステナイト相	発明例
T	0.014	0.4	0.1	11.1	0.6	2.1			0.015						フェライト+オーステナイト相	比較例
U	0.029	0.3	0.3	25.4	0.4	2.8			0.225						フェライト相	比較例
V	0.079	0.5	0.3	25.3	6.4	3.3	0.0	0.0	0.285						フェライト+オーステナイト相	発明例
W	0.030	0.3	0.3	25.4	5.9	0.4		0.6	0.255						フェライト+オーステナイト相	比較例
X	0.020	0.1	0.1	12.0	0.8	1.9			0.010						フェライト+オーステナイト相	発明例
Y	0.030	0.3	0.3	36.5	12.0	4.5			0.330						フェライト+オーステナイト相	比較例
Z	0.030	0.3	0.2	28.5	10.5	6.5			0.320						フェライト+オーステナイト相	比較例

下線は発明範囲外

- [0090] 熱間圧延後、丸ビレットは再度加熱炉へ挿入し、 1200°C 以上の高温で保持した後、穿孔圧延と延伸定径圧延を経て、冷間加工後の油井用製品サイズで外径 $\Phi 88.9\text{ mm}$ 、肉厚 $5.4\sim 7.5\text{ mm}$ ($t/D=0.062\sim 0.083$)、外径 $\Phi 104.4\text{ mm}$ 、肉厚 $15.1\sim 22.3\text{ mm}$ ($t/D=0.145\sim 0.213$)、外径 $\Phi 139.7\text{ mm}$ 、肉厚 $9.0\sim 12.1\text{ mm}$ ($t/D=0.064\sim 0.087$)、外径 $\Phi 162.1\text{ mm}$ 、肉厚 $21.3\sim 28.9\text{ mm}$ ($t/D=0.132\sim 0.178$)の種々のサイズになるように冷間加工前の母管を製造した。ただし、サイズは上記に限定されるものではなく、継目無鋼管として製造可能な範囲であればすべて対象となる。主要なサイズとしては、チュービングサイズからプロダクション・ケーシングサイズまでの $\Phi 60.3\sim 244.5\text{ mm}$ のピンおよびそれに対応するカップリング素管サイズであればよい。その後、母管を $1000\sim 1150^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で固溶体化熱処理を行った。
- [0091] 固溶体化熱処理後、冷間加工を行った。冷間加工は本発明の冷間加工方法である管周方向の曲げ曲げ戻し加工のほかに、引抜圧延およびビルガー圧延も行った。
- [0092] 管周方向の曲げ曲げ戻し加工は、圧延ロール2個の対向配置、または管周方向に 120° ピッチで圧延ロールを3個配置した形態の装置を使い分けて実施した。また、得られた母管の初期外径 D_i 、初期肉厚 t_i と、圧延機のロールギャップから求まる最小外径 D_{min} （なお、圧延機のロールギャップとはロール間隔のもっとも小さい部分であり、ロール数によらず、そのロール間隔の隙間に真円を描いた時の直径である。管の最小外径 D_{min} はロールギャップと同じ値となる。）より求まる圧下率 $(1-D_{min}/D_i)\times 100\text{ [\%]}$ に対し、初期肉厚 t_i と初期外径 D_i で計算される t_i/D_i を掛けた値を圧延管理値として実施した。また、加工回数の影響を調査するために、同一加工条件で2回冷間加工を行う条件も、合わせて実施した。さらに、一部については、冷間加工後に表2に示す温度で低温熱処理を施した。なお、被加工材の最高到達温度は実施例の鋼管製造時の実績温度を測定

して管理した。

[0093] 引抜圧延およびビルガー圧延は、外径 $\Phi 139.7\text{ mm}$ 、肉厚 12 mm の素管を用いて、肉厚減少率 20% で減肉延伸圧延を行った。

[0094] 得られた継目無鋼管について、管軸方向の引張降伏強度および圧縮降伏強度、ならびに管周方向の圧縮降伏強度を平行部径が $4\sim 6\text{ mm}$ の丸棒引張試験と円柱圧縮試験を管肉厚中央部から採取し、引張、圧縮ともにクロスヘッド速度 1 mm/min で強度を測定し、管軸方向引張降伏強度と、管軸方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度と管周方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度を計算した。

[0095] さらに、塩化物、硫化物環境で応力腐食試験を実施した。腐食環境は採掘中の油井を模擬した水溶液（ $20\%\text{ NaCl} + 0.5\%\text{ CH}_3\text{COOH} + \text{CH}_3\text{COONa}$ の水溶液に $0.01\sim 0.10\text{ MPa}$ の圧力で H_2S ガスを添加し pH を $3.0\sim 4.5$ に調整、試験温度 25°C ）とした。応力は管軸長手方向へ応力が付与できるように、肉厚中心部から 4 mm （厚み）の4点曲げ試験片、または、肉厚中心から直径 $\Phi 8\text{ mm}$ の丸棒引張試験片を切り出し、管軸方向引張降伏強度に対し、 90% の応力を付与して上記水溶液に浸漬した。腐食状況の評価は、応力付与状態で腐食水溶液に 720 hr 浸漬した後、試験片を取り出して、直ちに、試験片の応力付与面を目視し、クラックがないものは○、クラックや破断の発生が認められたものは×として評価した。

[0096] また、得られた継目無鋼管について、管軸方向に平行な管断面の肉厚方向について、EBSDによる結晶方位解析を行い、結晶方位角度 15° で区切られるオーステナイト粒のアスペクト比を測定した。測定面積は $1.2\text{ mm} \times 1.2\text{ mm}$ とし、真円と仮定した際の粒径が $10\text{ }\mu\text{m}$ 以上のオーステナイト粒についてアスペクト比を測定した。

[0097] また、STEMを用いて、（フェライト粒界またはオーステナイト粒界の端部 $\sim 150\text{ nm}$ の幅） $\times$ （粒界と平行方向に 2 nm の長さ）の領域について、Moの濃度（質量％）を 0.2 nm ピッチで測定した。また、フェライ

ト粒界およびオーステナイト粒界についても、0.2 nmピッチでMoの濃度（質量％）をそれぞれ測定した（測定領域は粒界に相当する範囲で図1の粒界に相当するハッチング部位置。値はピーク値を使う。）。各粒界（フェライト粒界、フェライトとオーステナイトの粒界、オーステナイト粒界）の測定結果から得られたMo濃度（質量％）については、測定領域における最大値（ピーク値）を用いた。また、各粒内（フェライト粒内、オーステナイト粒内）のMo濃度（質量％）については、測定領域の平均値を用いた。各最大値を各平均値で除した値（ピーク値／平均値）、すなわち、フェライト粒内のMo濃度に対するフェライト粒界のMo濃度（フェライト粒界／フェライト粒内）、フェライト粒内のMo濃度に対するフェライトとオーステナイトの粒界のMo濃度（フェライトとオーステナイトの粒界／フェライト粒内）、オーステナイト粒内のMo濃度に対するオーステナイト粒界のMo濃度（オーステナイト粒界／オーステナイト粒内）を、それぞれ求めた。なお、フェライト粒内またはオーステナイト粒内の平均値の算出の際は、フェライト粒界、またはオーステナイト粒界端部から0～50 nmの領域のデータは除いて平均値を算出した。

[0098] 製造条件を表2に示すとともに、結果を表3に示す。

[0099]

[表2]

No.	鋼種	加工方法	加工回数	ロール数	圧延管理値	低温熱処理温度	最高到達温度 ／保持時間	備考
			パス	個	—	°C	°C/分	
1	B	引抜圧延	1	—	—	—	220/2	比較例
2	B	ピルガー圧延	1	—	—	—	250/4	比較例
3	B	ピルガー圧延	1	—	—	400	250/4	比較例
4	H	引抜圧延	1	—	—	—	220/2	比較例
5	H	引抜圧延	1	—	—	300	220/2	比較例
6	H	引抜圧延	1	—	—	560	220/2	比較例
7	M	引抜圧延	1	—	—	—	220/2	比較例
8	M	引抜圧延	1	—	—	350	220/2	比較例
9	A	曲げ曲げ戻し	1	3	1.3	—	110/13	発明例
10	B	曲げ曲げ戻し	1	2	1.1	—	110/13	発明例
11	B	曲げ曲げ戻し	1	2	2.1	—	140/1	発明例
12	B	曲げ曲げ戻し	1	3	1.3	—	110/13	発明例
13	B	曲げ曲げ戻し	1	3	2.5	—	250/2	発明例
14	B	曲げ曲げ戻し	1	3	0.6	—	110/8	発明例
15	B	曲げ曲げ戻し	2	3	0.5	—	110/9	発明例
16	C	曲げ曲げ戻し	1	3	1.1	—	110/9	発明例
17	D	曲げ曲げ戻し	1	3	1.2	—	110/9	発明例
18	E	曲げ曲げ戻し	1	3	1.1	—	110/10	発明例
19	F	曲げ曲げ戻し	1	3	1.5	—	160/1	発明例
20	G	曲げ曲げ戻し	1	3	1.3	—	120/8	発明例
21	H	引抜圧延	1	—	—	350	220/1	比較例
22	H	ピルガー圧延	2	—	—	—	250/4	比較例
23	H	ピルガー圧延	1	—	—	450	250/4	比較例
24	H	曲げ曲げ戻し	1	2	1.5	—	180/2	発明例
25	H	曲げ曲げ戻し	1	3	1.8	—	160/2	発明例
26	H	曲げ曲げ戻し	2	3	0.6	—	110/8	発明例
27	I	曲げ曲げ戻し	2	2	0.9	—	110/8	発明例
28	J	曲げ曲げ戻し	1	3	1.5	—	160/8	発明例
29	K	曲げ曲げ戻し	1	3	1.3	—	140/8	発明例
30	L	曲げ曲げ戻し	1	2	0.8	—	110/8	発明例
31	M	曲げ曲げ戻し	1	3	1.3	—	140/8	発明例
32	N	曲げ曲げ戻し	1	3	1.4	—	140/8	発明例
33	O	曲げ曲げ戻し	1	3	1.3	—	140/8	発明例
34	P	曲げ曲げ戻し	1	3	0.5	—	110/8	発明例
35	Q	曲げ曲げ戻し	1	3	1.8	—	180/2	発明例
36	R	曲げ曲げ戻し	1	3	1.5	—	170/2	発明例
37	S	曲げ曲げ戻し	1	3	1.3	—	110/8	発明例
38	T	曲げ曲げ戻し	1	3	1.3	—	110/8	比較例
39	U	曲げ曲げ戻し	1	3	1.3	—	110/8	比較例
40	V	曲げ曲げ戻し	1	3	1.3	—	110/8	発明例
41	W	曲げ曲げ戻し	1	3	1.3	—	110/8	比較例
42	X	曲げ曲げ戻し	1	3	1.3	—	140/8	発明例
43	X	曲げ曲げ戻し	1	3	1.3	450	140/8	比較例
44	X	ピルガー圧延	1	—	—	—	140/8	比較例
45	B	曲げ曲げ戻し	1	3	2.9	—	330/1	発明例
46	H	曲げ曲げ戻し	1	3	2.9	—	310/2	発明例
47	J	曲げ曲げ戻し	1	3	2.9	—	280/16	発明例
48	W	曲げ曲げ戻し	1	3	2.9	—	310/2	比較例
49	Y	—	—	—	—	—	—	比較例
50	Z	—	—	—	—	—	—	比較例
51	A	ピルガー圧延	1	—	—	—	90/15	比較例
52	A	曲げ曲げ戻し	1	2	1.4	—	100/5	発明例
53	G	引抜圧延	2	—	—	—	100/4	比較例
54	S	引抜圧延	2	—	—	—	100/5	比較例

下線は発明範囲外

[0100] [表3]

No.	鋼種	管軸方向引張降伏強度	アスペクト比	管軸方向圧縮降伏強度/管軸方向引張降伏強度	管周方向圧縮降伏強度	管周方向圧縮降伏強度/管軸方向引張降伏強度	フェライト粒界／フェライト粒内	オーステナイト粒界／オーステナイト粒内	フェライトとオーステナイトの粒界／フェライト粒内	割れ	備考
		MPa			MPa		倍	倍	倍		
1	B	871	9.1	0.83	879	1.01	1.56	1.45	1.55	○	比較例
2	B	885	9.5	0.84	912	1.03	1.55	1.44	1.53	○	比較例
3	B	891	9.5	0.87	910	1.02	4.09	4.06	4.07	×	比較例
4	H	886	9.3	0.81	896	1.01	1.66	1.55	1.62	○	比較例
5	H	891	9.3	0.86	895	1.00	4.50	4.39	4.46	×	比較例
6	H	890	9.3	0.91	894	1.00	5.63	5.35	5.58	×	比較例
7	M	884	9.1	0.82	899	1.02	1.52	1.50	1.52	○	比較例
8	M	889	9.1	0.86	898	1.01	4.70	4.61	4.68	×	比較例
9	A	871	3.8	1.03	875	1.00	1.49	1.44	1.48	○	発明例
10	B	898	3.5	1.04	892	0.99	1.11	1.08	1.11	○	発明例
11	B	895	3.8	1.09	954	1.07	1.13	1.10	1.12	○	発明例
12	B	912	2.4	1.00	930	1.02	1.09	1.07	1.09	○	発明例
13	B	910	2.5	0.95	945	1.04	1.18	1.15	1.17	○	発明例
14	B	871	2.5	0.95	830	0.95	1.13	1.09	1.13	○	発明例
15	B	895	2.5	0.96	905	1.01	1.10	1.07	1.09	○	発明例
16	C	891	3.1	0.98	895	1.00	1.18	1.15	1.17	○	発明例
17	D	885	4.6	1.01	892	1.01	1.17	1.15	1.16	○	発明例
18	E	892	2.5	1.01	902	1.01	1.04	1.02	1.04	○	発明例
19	F	775	1.8	0.99	788	1.02	1.03	1.00	1.03	○	発明例
20	G	871	3.9	1.01	879	1.01	1.19	1.15	1.18	○	発明例
21	H	887	9.1	0.86	893	1.01	4.70	4.55	4.68	×	比較例
22	H	925	10.6	0.81	932	1.01	1.54	1.45	1.50	○	比較例
23	H	891	9.2	0.86	900	1.01	5.08	4.95	5.07	×	比較例
24	H	891	3.5	1.02	901	1.01	1.19	1.11	1.17	○	発明例
25	H	925	3.4	1.01	919	0.99	1.25	1.14	1.24	○	発明例
26	H	920	3.5	1.03	935	1.02	1.33	1.21	1.30	○	発明例
27	I	877	3.9	1.02	885	1.01	1.19	1.09	1.17	○	発明例
28	J	885	4.9	1.09	897	1.01	1.18	1.07	1.16	○	発明例
29	K	887	4.6	1.05	892	1.01	1.19	1.08	1.17	○	発明例
30	L	871	4.6	0.91	871	1.00	1.14	1.04	1.11	○	発明例
31	M	875	3.2	1.01	882	1.01	1.47	1.35	1.44	○	発明例
32	N	879	4.8	1.08	899	1.02	1.17	1.06	1.15	○	発明例
33	O	878	3.4	1.02	888	1.01	1.18	1.07	1.17	○	発明例
34	P	871	4.6	0.92	888	1.02	1.16	1.04	1.12	○	発明例
35	Q	925	4.9	1.03	935	1.01	1.14	1.03	1.10	○	発明例
36	R	892	3.9	1.02	921	1.03	1.19	1.08	1.15	○	発明例
37	S	935	4.9	1.04	955	1.02	1.46	1.33	1.42	○	発明例
38	T	711	3.5	1.01	811	1.14	1.14	1.07	1.11	×	比較例
39	U	589	—	0.92	610	1.04	1.25	1.16	1.21	×	比較例
40	V	895	3.5	1.02	925	1.03	1.17	1.08	1.16	○	発明例
41	W	869	2.5	1.01	880	1.01	1.02	1.01	1.02	×	比較例
42	X	690	3.2	1.02	712	1.03	1.45	1.33	1.42	○	発明例
43	X	695	3.2	1.01	721	1.04	4.30	4.11	4.28	×	比較例
44	X	722	10.9	0.81	733	1.02	1.56	1.35	1.54	○	比較例
45	B	998	2.3	1.02	1011	1.01	1.86	1.68	1.80	○	発明例
46	H	988	2.9	1.03	992	1.00	1.88	1.55	1.80	○	発明例
47	J	989	4.8	1.09	999	1.01	1.89	1.56	1.85	○	発明例
48	W	922	2.1	1.02	935	1.01	1.11	1.04	1.09	×	比較例
49	Y	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較例
50	Z	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較例
51	A	869	9.2	0.84	897	1.03	1.53	1.53	1.51	○	比較例
52	A	862	3.9	1.06	889	1.03	1.55	1.51	1.52	○	発明例
53	G	885	10.8	0.81	911	1.03	1.21	1.16	1.18	○	比較例
54	S	933	12.5	0.82	959	1.03	1.55	1.35	1.45	○	比較例

下線は発明範囲外

※No.39のアスペクト比が「-」は、オーステナイト相を含まないために測定できなかったことを示す。

[0101] 表3の結果から、本発明例はいずれもMoの偏析量が4.0倍以下となったことで耐食性に優れるとともに、管軸方向の引張降伏強度に優れており、更に管軸方向の引張降伏強度と圧縮降伏強度との差が少ない。一方、従来の冷間圧延方法で製造した製品や、その後に低温熱処理を行った比較例は、管軸方向の引張降伏強度、または圧縮降伏強度との比、または耐食性のいずれかが合格基準を満たしていない。

実施例 2

[0102] 次にネジ継手の評価を行った。実施例 1 で得られた二相ステンレス鋼管の端部に機械加工により台形のネジ部を形成し（図 3（a）参照）、二本の鋼管をネジで締結したのちに鋼管の軸方向引張降伏強度に応じて両管端を 3 ～ 10 % 偏芯させた状態で回転させるネジ部の疲労試験を行った。なお、ネジ部については応力集中部である角部 R を、表 4 に示すように変化させ、応力集中部の疲労き裂や疲労き裂の進展によるネジ山の破断までの回転回数を調査し、従来の製法（実施例 1 の比較例）で得られた鋼管と本発明例を比較し、従来の製法に対する比で示した。比が 1 より大きいものを優れていると判断し疲労寿命延長効果を評価した。

[0103] 表 4 に示すように、本発明例である鋼種 A、B、G、H、S について、外径 $\Phi 88.9$ mm、肉厚 $t 5.5$ 、 6.5 mm のピン（鋼管サイズ）とそれに対応するカップリングからなるネジ継手と、外径 $\Phi 244.5$ mm、肉厚 $t 13.8$ mm のピンとそれに対応するカップリングからなるネジ継手と、外径 $\Phi 139.7$ mm、肉厚 $t 14.3$ mm のピンとそれに対応するカップリングからなるネジ継手とを用意した。ネジ継手のタイプはネジ部のみからなる継手と、ネジ部とシール部とショルダ部からなるプレミアムジョイントを用意し、上述の疲労試験を行った。表 4 に、ピンねじ底のロードフランクおよびスタビングフランクの角部の曲率半径 R、カップリングねじ底のロードフランクおよびスタビングフランクの角部の曲率半径 R を示す。

[0104]

[表4]

鋼管No.	鋼種	鋼管サイズ (ピン)	ネジタイプ	ネジ疲労試験 No.	角部曲率半径 (mm)				疲労試験結果				
					ピン ロードフランク	ピン スタビングフラン ク	カップリング ロードフランク	カップリング スタビングフラン ク	比較したNo.	疲労特性			
51	A	Φ88.9 mm t6.5 mm	プレミアム ジョイント	A-1	0.2	0.2	0.2	0.2	-	-			
				A-2	0.4	0.4	0.4	0.4	-	-			
				A-3	0.6	0.6	0.6	0.6	-	-			
A-4				0.1	0.1	0.1	0.1	A-1	0.75				
A-5				0.2	0.2	0.2	0.2	A-1	1.31				
A-6				0.4	0.4	0.4	0.4	A-2	1.22				
A-7				0.6	0.6	0.6	0.6	A-3	1.18				
A-8				0.2	0.2	0.2	0.2	A-1	1.45				
A-9				0.4	0.4	0.4	0.4	A-2	1.33				
A-10				0.6	0.6	0.6	0.6	A-3	1.29				
1	B	Φ244.5 mm t13.8mm	プレミアム ジョイント	B-1	0.2	0.2	0.2	0.2	-	-			
				B-2	0.4	0.4	0.4	0.4	-	-			
				B-3	0.6	0.6	0.6	0.6	-	-			
B-4				0.1	0.1	0.1	0.1	B-1	0.65				
B-5				0.2	0.2	0.2	0.2	B-1	1.33				
B-6				0.4	0.4	0.4	0.4	B-2	1.29				
B-7				0.6	0.6	0.6	0.6	B-3	1.27				
B-8				0.2	0.2	0.2	0.2	B-1	1.55				
B-9				0.4	0.4	0.4	0.4	B-2	1.51				
B-10				0.6	0.6	0.6	0.6	B-3	1.44				
53	G	Φ88.9 mm t6.5 mm	ネジ部のみ	G-1	0.2	0.2	0.2	0.2	-	-			
				G-2	0.3	0.3	0.3	0.3	-	-			
				G-3	0.6	0.6	0.6	0.6	-	-			
G-4				0.1	0.1	0.1	0.1	G-1	0.60				
G-5				0.2	0.2	0.2	0.2	G-1	1.67				
G-6				0.3	0.3	0.3	0.3	G-2	1.59				
G-7				0.6	0.6	0.6	0.6	G-3	1.55				
H-1				0.2	0.2	0.2	0.2	-	-				
21	H	Φ88.9 mm t6.5 mm	プレミアム ジョイント	H-2	0.4	0.4	0.4	0.4	-	-			
				H-3	1.2	1.2	1.2	1.2	-	-			
				H-4	0.2	0.2	0.2	0.2	H-1	1.88			
H-5				0.4	0.4	0.4	0.4	H-2	1.79				
H-6				1.2	1.2	1.2	1.2	H-3	1.79				
H-7				0.2	0.2	0.2	0.2	H-1	1.91				
H-8				0.4	0.4	0.4	0.4	H-2	1.89				
H-9				1.2	1.2	1.2	1.2	H-3	1.88				
54				S	Φ139.7 mm t14.3 mm	プレミアム ジョイント	S-1	0.2	0.2	0.2	0.2	-	-
							S-2	0.7	0.7	0.7	0.7	-	-
	S-3	2.5	2.5				2.5	2.5	-	-			
S-4	0.1	0.1	0.1				0.1	S-1	0.70				
S-5	0.2	0.2	0.2				0.2	S-1	1.22				
S-6	0.7	0.7	0.7				0.7	S-2	1.21				
S-7	2.5	2.5	2.5				2.5	S-3	1.15				

[0105] 表4の結果から、本発明のステンレス継目無鋼管はいずれも疲労特性に優れている。

[0106] 次にプレミアムジョイントにおいて、トルクショルダ部の設計の評価を行った。表5に示すように、外径Φ88.9 mm、肉厚t6.5 mm、引張強度689 MPaのピンとそれに対応するカップリングからなるネジ継手（プレミアムジョイント）において締め付け試験（Yieldトルク評価試験）を実施した。

[0107]

[表5]

鋼管No.	鋼種	ネジ疲労試験 No.	鋼管サイズ (ピン)	ノーズ長さL (インチ)	x/L	ショルダ部の 断面積比	ネジ試験結果	
							Yieldトルク [N・m]	
51	A	A-1	Φ88.9 mm t6.5 mm	0.25	0.03	0.2	3000	
		A-2					3000	
		A-3					3000	
		A-7					4000	
		A-8					4000	
		A-9					4000	
21	H	H-1	Φ88.9 mm t6.5 mm	0.45	0.09	0.25	4000	
		H-2					4000	
		H-3					4000	
		H-4					4500	
24	H	H-5				0.25	4500	
		H-6					4500	
		H-7					8000	
25	H	H-8				0.5	8000	
		H-9					8000	

[0108] 具体的には、ショルダ部の断面積がピン未加工部断面積の20%未満とな

ると締付けトルク $3000\text{ N}\cdot\text{m}$ で Y i e l d が発生してしまうことがわかった。よって、ショルダ部の断面積はピン未加工部断面積の 20% 以上とすると Y i e l d が $4000\text{ N}\cdot\text{m}$ 以上となり十分高いトルクが確保でき締付け可能となることがわかった。この値は従来の耐圧縮強度が低い二相ステンレス鋼では 25% 以上が必要であるため、本発明の二相ステンレス鋼における、ショルダ部の断面積はピン未加工部断面積の 20% 以上で同等のトルクを確保できるという優位性が確認できた。結果を表 5 に示す。

[0109] また、第 2 の高性能なネジ継手として I S O 1 3 6 7 9 : 2 0 1 9 のシール試験に合格可能な高いシール性を有するネジ継手の実現が挙げられる。そこで、表 6 に示すように、外径 $\Phi 88.9\text{ mm}$ 、肉厚 $t 6.5\text{ mm}$ 、引張強度 689 MPa のピンとそれに対応するカップリングからなるネジ継手（プレミアムジョイント）、外径 $\Phi 244.5\text{ mm}$ 、肉厚 $t 13.8\text{ mm}$ のピンとそれに対応するカップリングからなるネジ継手（プレミアムジョイント）においてシール試験を実施した。

[0110]

[表6]

鋼管No.	鋼種	ネジ疲労 試験 No.	鋼管サイズ (ピン)	ノーズ長さL (インチ)	x/L	シール試験	
						シール性	圧縮率 (%)
51	A	A-1	Φ88.9 mm t6.5 mm	0.35	0.25		79
		A-2					79
		A-3					79
		A-7					100
		A-8					100
9	A	A-9					100
		H-1	Φ244.5 mm t13.8mm	0.90	0.45		85
		H-2					85
		H-3					85
		H-4					100
		H-5					100
21	H	H-6					100
		H-7					100
		H-8					100
		H-9					100
							100
24	H						100
							100
							100
							100
							100
25	H						100
							100
							100
							100
							100

[0111] 表5、表6の結果から、本発明のステンレス継目無鋼管の適用により、より低いショルダ断面積でも締め付け可能なネジ継手の実現が可能であることがわかった。この特徴はネジ継手設計の自由度を増すことができ、以下の2種類の高性能なネジ継手の実現を可能とする。

[0112] まず第1の高性能なネジ継手として高い締め付けトルクを適用してもシール性能を確保できるハイトルクネジ継手が挙げられる。本発明のような耐圧縮強度の高いステンレス継目無鋼管をネジ継手に採用することにより、ハイトルク性が得られる。加えてネジ継手の設計の適正化によりさらなるハイトルクの実現が可能となる。具体的にはピン先端のネジ無し部であるノーズ長さを0.2インチ以上0.5インチ以下とし、管端からのシールポイント位置を x としたときのノーズ長さ L に対する比 x/L を0.01以上0.1以下と設計する。

[0113] また、シール試験の結果から、気密性の高いメタルタッチシール部を実現するためには、ピン先端のネジ無し部であるノーズ長さを0.3インチ以上1.0インチ以下とし、管端からのシールポイント位置を x としたときのノーズ長さ L に対する比 x/L を0.2以上0.5以下とするのが良い。上記のようにノーズ長さを長くしてシールポイントを管端から離すとショルダ部の断面積が小さくなり、従来材料ではYieldの問題が発生してしまう断面積となって設計不可となる可能性が高い。薄肉でこの問題は顕著となり肉厚6.5mmでは実現不可能であった。本発明のステンレス継目無鋼管では耐圧縮強度が高いためにショルダ部の断面積を20%確保できればYieldの問題は回避でき、ショルダ部の断面積確保と高いシール性のデザインの両立が可能となった。表6に示すように、管軸方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度が0.85以上のときにはISO13679:2019の試験荷重において圧縮率85%でシール試験合格することが確認された。管軸方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度が1.0以上であれば圧縮率100%でシール試験に合格することが確認された。

請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、Cr：11.5～35.0%、
Mo：0.5～6.0%を含有する成分組成であり、フェライトとオーステナイトを有するステンレス鋼であり、フェライト粒界および／またはフェライトとオーステナイトの粒界のMo濃度（質量%）がフェライト粒内のMo濃度（質量%）に対して4.0倍以下、または、オーステナイト粒界のMo濃度（質量%）がオーステナイト粒内のMo濃度（質量%）に対して4.0倍以下であり、管軸方向引張降伏強度が689MPa以上であり、かつ管軸方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度が0.85～1.15であるステンレス継目無鋼管。
- [請求項2] 管周方向圧縮降伏強度／管軸方向引張降伏強度が0.85以上である請求項1に記載のステンレス継目無鋼管。
- [請求項3] さらに質量%で、C：0.08%以下、
Si：1.0%以下、
Mn：10.0%以下、
Ni：15.0%以下、
N：0.004%未満を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成である請求項1または2に記載のステンレス継目無鋼管。
- [請求項4] さらに質量%で、W：6.0%以下、
Cu：4.0%以下、
V：1.0%以下、
Nb：1.0%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する請求項1～3のいずれかに記載のステンレス継目無鋼管。
- [請求項5] さらに質量%で、Ti：0.30%以下、
Al：0.30%以下のうちから選ばれた1種または2種を含有する請求項1～4のいずれかに記載のステンレス継目無鋼管。
- [請求項6] さらに質量%で、B：0.010%以下、

Z r : 0. 0 1 0 %以下、
C a : 0. 0 1 0 %以下、
T a : 0. 3 0 %以下、
S b : 0. 3 0 %以下、
S n : 0. 3 0 %以下、
R E M : 0. 0 1 0 %以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を
含有する請求項 1 ～ 5 のいずれかに記載のステンレス継目無鋼管。

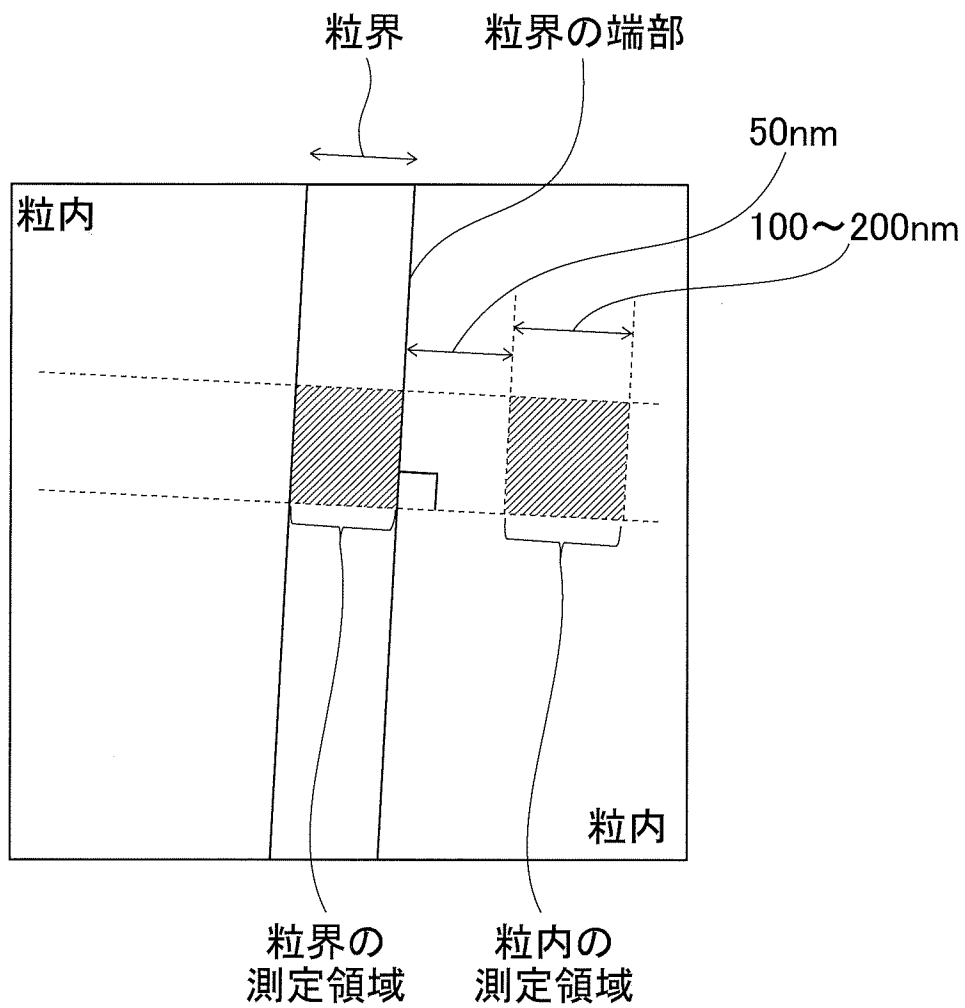
[請求項7] 請求項 1 ～ 6 のいずれかに記載のステンレス継目無鋼管であって、
少なくとも一方の管端部に雄ネジまたは雌ネジの締結部を備え、前記
締結部のフランク面とネジ谷底面で形成される角部の曲率半径が 0.
2 m m 以上であるステンレス継目無鋼管。

[請求項8] 請求項 7 に記載のステンレス継目無鋼管であって、少なくとも一方
の管端部に雄ネジまたは雌ネジの締結部を備え、前記締結部にメタル
タッチシール部とトルクショルダ部を備えるステンレス継目無鋼管。

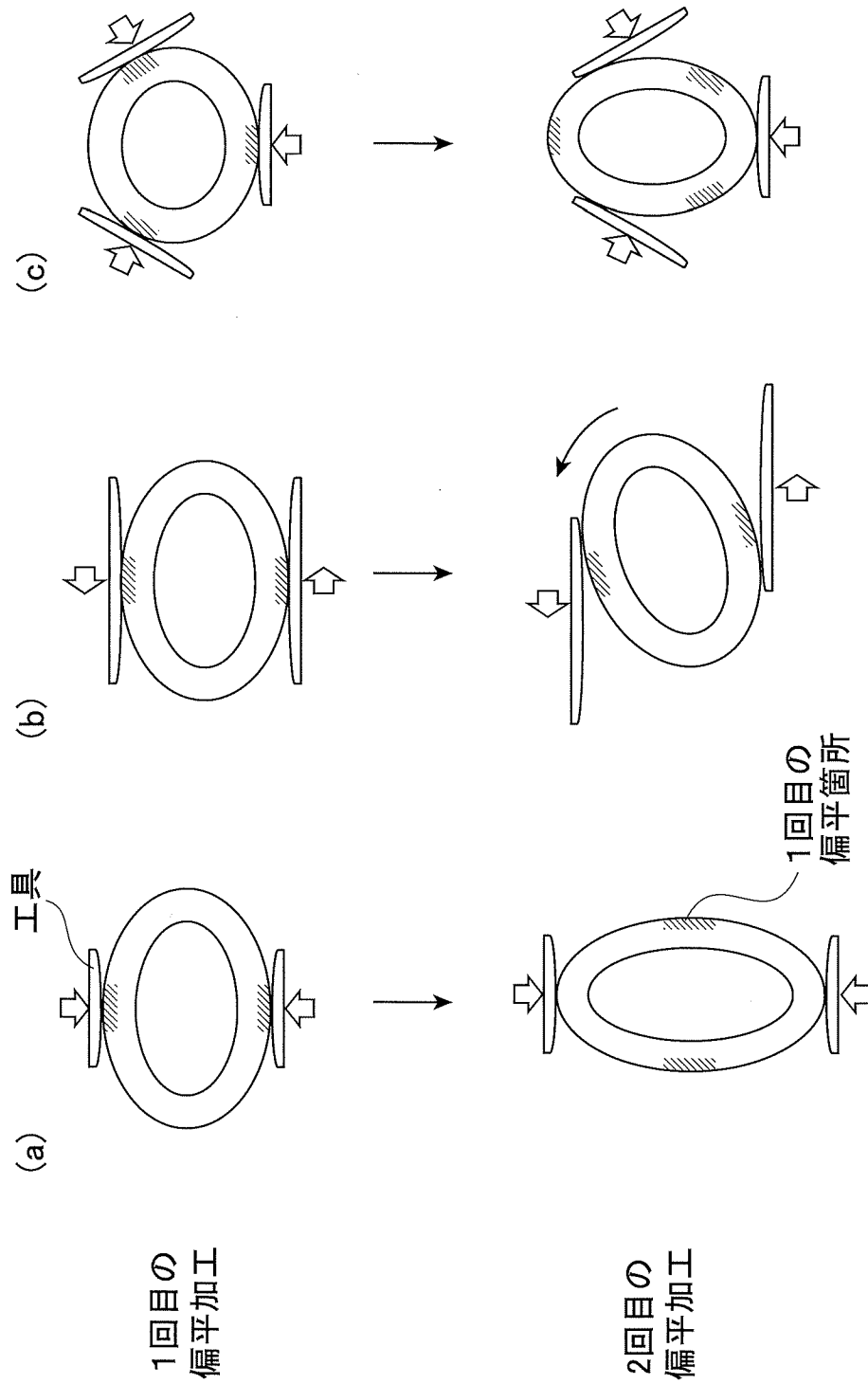
[請求項9] 請求項 1 ～ 8 のいずれかに記載のステンレス継目無鋼管の製造方法
であって、固溶体化熱処理後に冷間で管周方向の曲げ曲げ戻し加工を
行うステンレス継目無鋼管の製造方法。

[請求項10] 冷間で管周方向の曲げ曲げ戻し加工をする際、被加工材の最高到達
温度を 3 0 0 °C 以下、前記最高到達温度での保持時間を 1 5 分以下と
する請求項 9 に記載のステンレス継目無鋼管の製造方法。

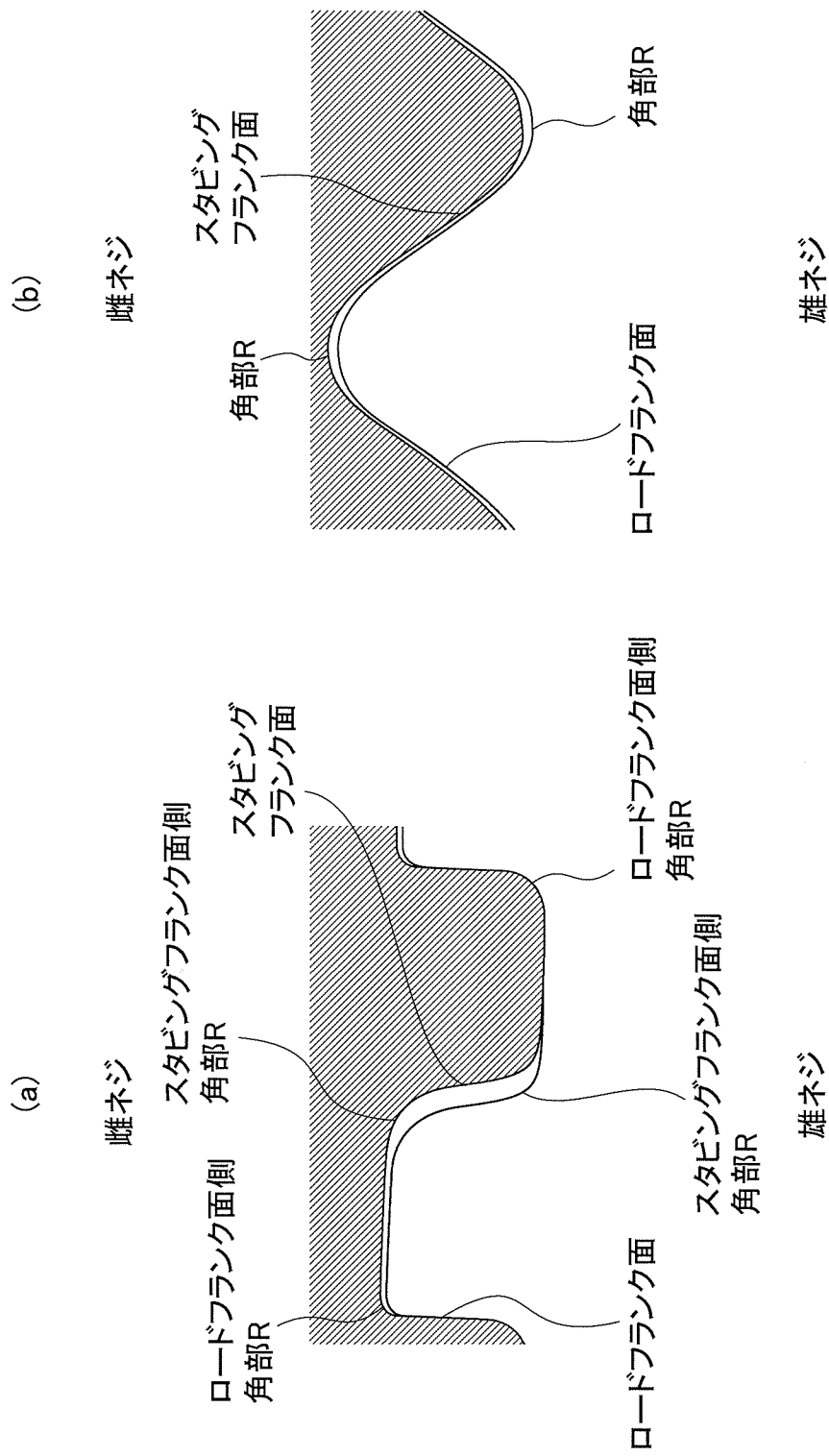
[図1]



[図2]

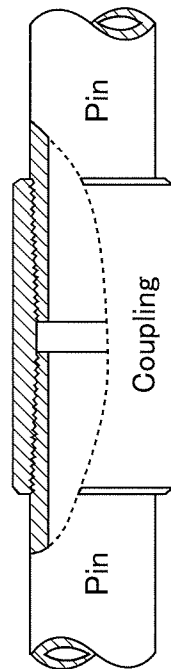


[図3]

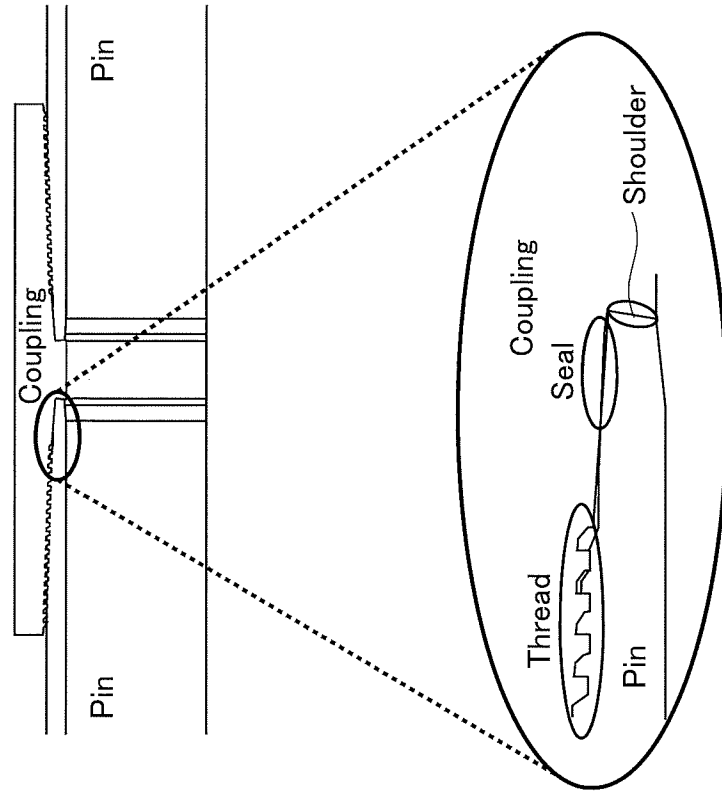


[図4]

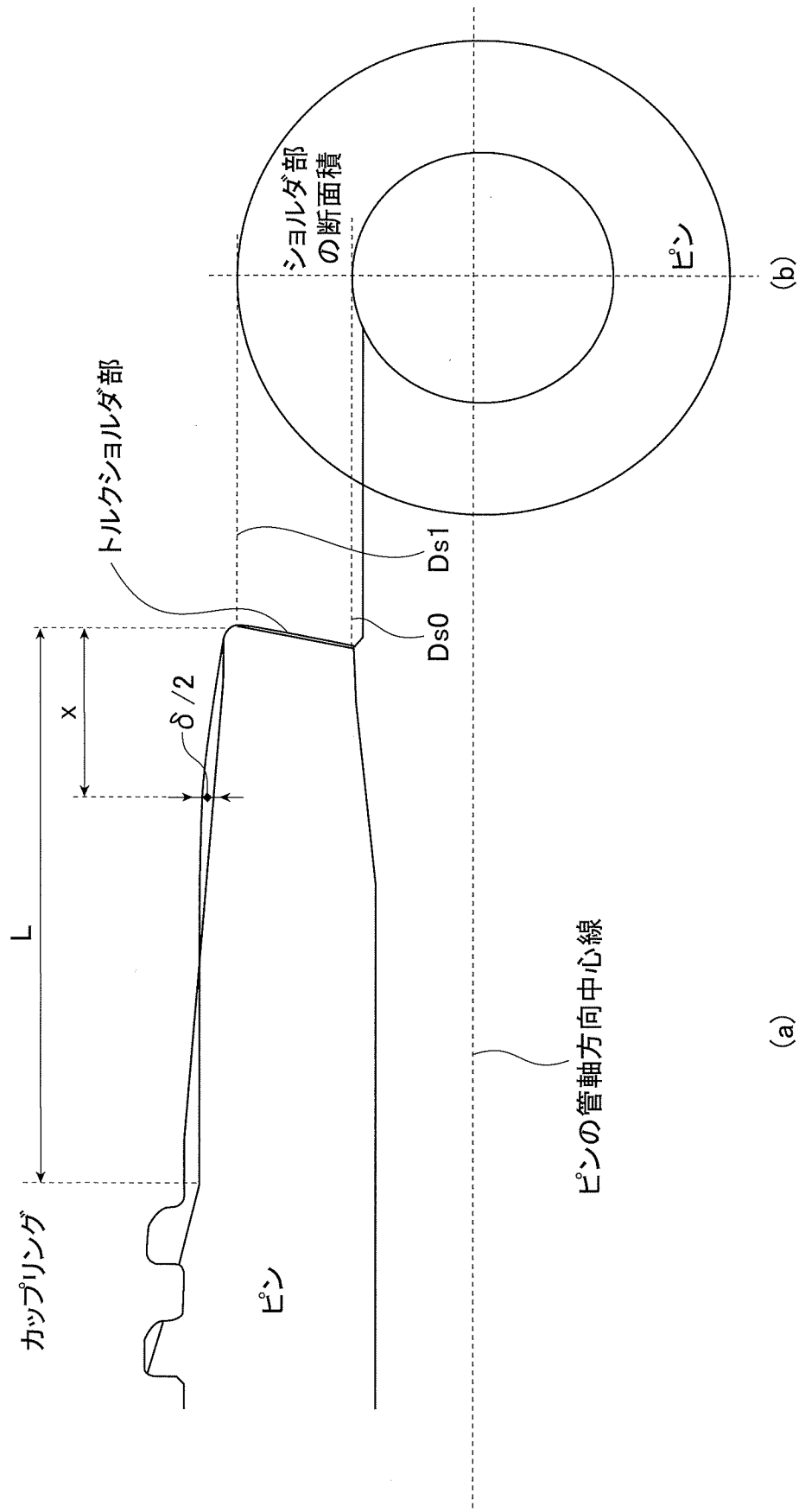
(a)APIねじ継手



(b)プレミアムジョイント



[図5]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2020/048674

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. B21B19/04 (2006.01) i, B21D3/14 (2006.01) i, C21D8/10 (2006.01) i, C22C38/00 (2006.01) i, C22C38/22 (2006.01) i, C22C38/60 (2006.01) i
FI: C22C38/00302H, C22C38/22, C22C38/60, B21B19/04, C21D8/10D, B21D3/14B
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)

Int.Cl. B21B19/04, B21D3/14, C21D8/10, C22C38/00, C22C38/22, C22C38/60

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Published examined utility model applications of Japan	1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2021
Registered utility model specifications of Japan	1996-2021
Published registered utility model applications of Japan	1994-2021

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	WO 2014/034522 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 06 March 2014 (2014-03-06)	1-10
A	WO 2018/043214 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 08 March 2018 (2018-03-08)	1-10
A	JP 2001-220652 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 14 August 2001 (2001-08-14)	1-10
P, A	WO 2020/044988 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 05 March 2020 (2020-03-05)	1-10
P, A	WO 2020/110597 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 04 June 2020 (2020-06-04)	1-10



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
01 February 2021

Date of mailing of the international search report
09 February 2021

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
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2020/048674

WO 2014/034522 A1 06 March 2014	US 2015/0107724 A1 EP 2853614 A1 CN 104395491 A
WO 2018/043214 A1 08 March 2018	US 2019/0211416 A1 EP 3508596 A1 CN 109642282 A
JP 2001-220652 A 14 August 2001	(Family: none)
WO 2020/044988 A1 05 March 2020	(Family: none)
WO 2020/110597 A1 04 June 2020	(Family: none)

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） B21B 19/04(2006.01)i; B21D 3/14(2006.01)i; C21D 8/10(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/22(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 302H; C22C38/22; C22C38/60; B21B19/04; C21D8/10 D; B21D3/14 B		
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）） B21B19/04; B21D3/14; C21D8/10; C22C38/00; C22C38/22; C22C38/60 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 1971-2021年 日本国実用新案登録公報 1996-2021年 日本国登録実用新案公報 1994-2021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	WO 2014/034522 A1（新日鐵住金株式会社）06.03.2014（2014-03-06）	1-10
A	WO 2018/043214 A1（JFEスチール株式会社）08.03.2018（2018-03-08）	1-10
A	JP 2001-220652 A（住友金属工業株式会社）14.08.2001（2001-08-14）	1-10
P, A	WO 2020/044988 A1（JFEスチール株式会社）05.03.2020（2020-03-05）	1-10
P, A	WO 2020/110597 A1（JFEスチール株式会社）04.06.2020（2020-06-04）	1-10
☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。 ☒ パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの “E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの “L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す） “O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 “P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献 “T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、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 01.02.2021		国際調査報告の発送日 09.02.2021
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		権限のある職員（特許庁審査官） 瀧澤 佳世 4K 4426 電話番号 03-3581-1101 内線 3435

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2020/048674

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2014/034522	A1	06.03.2014	US	2015/0107724	A1	
				EP	2853614	A1	
				CN	104395491	A	
WO	2018/043214	A1	08.03.2018	US	2019/0211416	A1	
				EP	3508596	A1	
				CN	109642282	A	
JP	2001-220652	A	14.08.2001	(ファミリーなし)			
WO	2020/044988	A1	05.03.2020	(ファミリーなし)			
WO	2020/110597	A1	04.06.2020	(ファミリーなし)			