

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2011 年 4 月 14 日(14.04.2011)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2011/042936 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
B21C 37/08 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)

1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号
新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 土井直己
(DOI, Naoki) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸
の内二丁目 6 番 1 号 新日本製鐵株式会社内
Tokyo (JP).

(21) 国際出願番号: PCT/JP2009/005263

(22) 国際出願日: 2009 年 10 月 8 日(08.10.2009)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新
日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORA-
TION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内
二丁目 6 番 1 号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: および

(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 朝日 均
(ASAHI, Hitoshi) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田
区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本製鐵株式会
社内 Tokyo (JP). 原卓也 (HARA, Takuya) [JP/JP]; 〒

(74) 代理人: 志賀正武, 外 (SHIGA, Masatake et al.); 〒
1006620 東京都千代田区丸の内一丁目 9 番 2 号
Tokyo (JP).

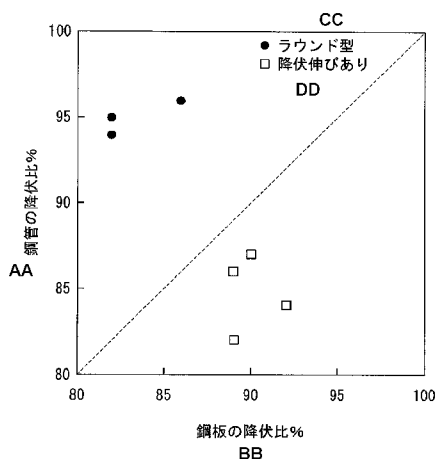
(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保
護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA,
BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO,
CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI,
GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS,
JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR,
LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW,
MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH,
PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST,
SV, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC,
VN, ZA, ZM, ZW.

[続葉有]

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL PIPE, STEEL PLATE FOR HIGH-STRENGTH STEEL PIPE, AND PROCESSES FOR
PRODUCING THESE

(54) 発明の名称: 高強度鋼管、高強度鋼管用鋼板、及び、それらの製造方法

[図1]



AA YIELD RATIO OF STEEL PIPE, %
BB YIELD RATIO OF STEEL PLATE, %
CC ROUND TYPE
DD WITH YIELD ELONGATION

(57) Abstract: A steel pipe produced by cold-forming a steel plate and then subjecting the formed plate to seam-welding, wherein (i) the steel plate contains carbon, manganese, niobium, and titanium, has a weld crack susceptibility composition (Pcm) of 0.23 or less, and has a metallographic structure including bainite and ferrite and (ii) the ratio of the thickness of the steel plate (t) to the outer diameter (D) of the steel pipe, t/D, is 0.030 or lower and the steel pipe has a circumferential yield ratio, measured using a round-bar test piece, of 0.90 or lower.

(57) 要約: 鋼板を冷間で成型した後、シーム溶接して製造された鋼管であって、(i) 前記鋼板が、C、Mn、Nb、Tiを含有し、溶接割れ感受性組成Pcmが0.23以下であり、金属組織がベイナイトとフェライトとからなり、かつ、(ii) 前記鋼板の板厚tと前記鋼管の外径Dとの比t/Dが0.030以下であり、丸棒試験片を用いて測定した前記鋼管の周方向の降伏比が0.90以下である高強度鋼管。



(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ,

CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

明 細 書

発明の名称：

高強度鋼管、高強度鋼管用鋼板、及び、それらの製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、特に、原油や天然ガスなどの輸送用ラインパイプに好適な、高強度用鋼管、及び、その素材である高強度鋼管用鋼板、並びに、それらの製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、原油や天然ガスの長距離輸送方法として、パイプラインの重要性が、ますます高まっている。特に、パイプラインの敷設コスト、操業コストを低減するため、より小さな径の鋼管を用い、より高い圧力で操業することが求められる。これを実現する手段として、より高強度のラインパイプを使用することが望まれている。

[0003] 従来、図2Aに示すように、ラインパイプの強度を測定するための試験片は、鋼管1の表面から試験片2の長手方向が鋼管1の周方向と一致するように採取されていた。この採取された試験片2は、円弧状であるため、プレスなどにより扁平にした扁平試験片によって周方向の降伏応力が測定される。しかし、試験片を扁平にする際に圧縮歪が生じ、この圧縮歪によって試験片の降伏応力が低下する（バウシンガー効果）ため、試験片の正しい周方向の降伏応力を測定することができない。特に、X80以上（降伏応力555MPa以上）では、この影響が大きい。したがって、最近では、図2Bに示すように、試験片は、鋼管1の断面から試験片の長手方向が鋼管1の周方向と一致するように採取されることが多い。この採取された試験片（丸棒試験片）3は、丸棒形状であるため、扁平にする必要がなく、正しい周方向の降伏応力を測定できる。

[0004] 図3に示すように、X80以上の高強度鋼管の周方向の降伏応力を測定すると、丸棒試験片の降伏応力は、扁平試験片の降伏応力よりも高い。そのた

め、丸棒試験片の降伏比が扁平試験片の降伏比よりも高くなり、ISO 3183に規定される降伏比を満足しないことがある。例えば、ISO 3183では、X80の降伏比は、0.93以下に規定されている。

- [0005] また、鋼管は、素材である厚鋼板の冷間成型によって、製造されている。そのため、一般に、鋼管の降伏比は、厚鋼板の降伏比よりも高くなる。このような問題に対して、鋼管の製造の際にベイナイト主体の組織と降伏点伸びを有する厚鋼板を用いることによって、降伏比の増大を抑制する方法が提案されている（例えば、特許文献1参照）。

先行技術文献

特許文献

- [0006] 特許文献1：特開2002-363686号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0007] しかしながら、鋼管の製造の際にベイナイト主体の組織と降伏点伸びとを有する厚鋼板を用いることによって降伏比の増大を抑制する特許文献1に記載の方法では、冷間成型による降伏応力の増加量が引張応力の増加量に比べて大きいため、周方向の降伏応力 Y と引張応力 T との比である降伏比 Y/T は、必然的に増加する。そのため、素材である厚鋼板がISO 3183で規定される降伏比を満足する場合であっても、鋼管がこの降伏比を満足しない場合がある。特に、X80～100級の高強度鋼管では、ISO 3183で規定される降伏比を満足するように冷間成型及び拡管による降伏比の増加を考慮しなければならない点で問題がある。
- [0008] 本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであって、特に、原油や天然ガスなどの輸送用ラインパイプに好適な、周方向の降伏比 Y/T が低い、X80～100級の高強度鋼管、その素材である鋼管用厚鋼板、及び、これらの製造方法の提供を目的とする。
- [0009] また、本発明は、丸棒試験片を用いて測定した高強度鋼管の降伏比を確実

に低下させることを目的とし、特に、素材である鋼管用厚鋼板の降伏比（鋼板降伏比）よりも、冷間成型された高強度鋼管の降伏比（鋼管降伏比）を低下させる、高強度鋼管の製造方法の提供も目的とする。

課題を解決するための手段

[0010] 本発明は、上述の問題を解決して係る目的を達成するために以下の手段を採用した。

[0011] (1) 鋼板を冷間で成型した後、シーム溶接して製造された鋼管であって、
(i) 前記鋼板が、質量%で、C : 0.04~0.10%、Mn : 1.20~2.50%、Nb : 0.01~0.10%、Ti : 0.005~0.03%を含有し、Si : 0.50%以下、P : 0.03%以下、S : 0.01%以下、Al : 0.10%以下、N : 0.008%以下に制限し、%C、%Si、%Mn、%Cu、%Ni、%Cr、%Mo及び%VをそれぞれC、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、Vの含有量とした場合に、 $P_{cm} = \%C + \%Si / 30 + \%Mn / 20 + \%Cu / 20 + \%Ni / 60 + \%Cr / 20 + \%Mo / 15 + \%V / 10$ により算出される溶接割れ感受性組成 P_{cm} が0.23以下であり、残部が鉄及び不可避免的不純物からなり、金属組織がベイナイトとフェライトとからなり、かつ、(ii) 前記鋼板の板厚 t と前記鋼管の外径 D との比 t/D が0.030以下であり、丸棒試験片を用いて測定した前記鋼管の周方向の降伏比が0.90以下である高強度鋼管。

[0012] (2) 上記(1)に記載の高強度鋼管では、質量%で、Ni : 1.00%以下、Mo : 0.50%以下、Cr : 1.00%以下、Cu : 1.00%以下、V : 0.10%以下、Ca : 0.01%以下、REM : 0.02%以下、Mg : 0.006%以下の1種以上を含有してもよい。

[0013] (3) 上記(1)に記載の高強度鋼管では、前記フェライトの面積率が10%超~30%である組織を採用しても良い。

[0014] (4) 上記(1)に記載の高強度鋼管に用いられる高強度鋼板は、降伏点伸びが0.5%以上であってもよい。

[0015] (5) 上記(4)に記載の高強度鋼板の製造方法では、鋼片をオーステナイ

ト域に再加熱し、再結晶域で粗圧延を行い、その後、 A_{r3} 点以上 900°C 以下の未再結晶温度域で累積圧下率 50% 以上の仕上圧延を行い、空冷して、 $A_{r3}-50^{\circ}\text{C}\sim A_{r3}-5^{\circ}\text{C}$ の範囲内の温度から、 $5\sim 50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で加速冷却を行い、 400°C 以上で該加速冷却を停止する工程を採用してもよい。

- [0016] (6) 上記(1)に記載の高強度鋼管の製造方法であって、前記鋼板を冷間で円筒状に成型し、シーム部をアーク溶接し、その後、 $0.5\%\sim 1.5\%$ 未満の拡張率で拡張を行い、前記鋼板の板厚 t と鋼管の外径 D との比 t/D を 0.030 以下にする。

発明の効果

- [0017] 本発明によれば、周方向の降伏比が低い高強度鋼管の提供が可能になる。また、素材である厚鋼板の降伏比よりも高強度鋼管の降伏比を低下させることができる。そのため、高強度鋼管を製造する際の冷間成型及び拡張による降伏比の増加を考慮する必要がなく、産業上の貢献が極めて顕著である。

図面の簡単な説明

- [0018] [図1]冷間成型前の鋼板の降伏比と、冷間成型及びシーム溶接して得た高強度鋼管の降伏比との関係を示す図である。
- [図2A]扁平試験片の採取方法を示す図である。
- [図2B]丸棒試験片の採取方法を示す図である。
- [図3]扁平試験片の降伏応力と丸棒試験片の降伏応力との関係を示す図である。
- [図4A]本発明の鋼管用厚鋼板の $S-S$ 曲線と鋼管の $S-S$ 曲線とを示す図である。
- [図4B]従来の鋼管用厚鋼板の $S-S$ 曲線と鋼管の $S-S$ 曲線とを示す図である。

発明を実施するための形態

- [0019] 以下に添付図面を参照しながら、本発明の好適な実施形態について詳細に説明する。以下の説明に用いる各図面では、各部材及び要素を認識可能な大きさとするために、各部材及び要素を適宜変更している。

[0020] 本発明者らは、種々のX80（降伏応力555MPa以上）～X100（降伏応力690MPa以上）級の強度を有する厚鋼板を試作した。得られた厚鋼板から、圧延方向に対して垂直な方向（幅方向）を長手方向とする板状試験片を採取し、引張試験を行った。更に、これらの厚鋼板を冷間で成型し、シーム溶接して鋼管を製造した。得られた鋼管から、図2Bに示すように周方向を長手方向とする丸棒試験片を採取し、引張試験を行った。引張り試験は、ISO3183に準拠して行った。このように鋼管から丸棒試験片を切り出すことによって、試験片を扁平にする必要がない。そのため、バウシンガー効果による降伏応力の低下を防止でき、鋼管の周方向の降伏応力を正確に測定できる。

また、ISO3183の条件を満たす鋼管としては、製品の品質管理の観点から、丸棒試験片を用いて測定した鋼管の周方向の降伏比が0.90以下である必要がある。

[0021] まず、鋼管の素材である厚鋼板の応力-歪曲線（SS曲線）と、厚鋼板の降伏比（鋼板降伏比）と、鋼管の降伏比（鋼管降伏比）との関係について詳細に調査した。

[0022] 図4Aに示すように、厚鋼板が0.5%以上の降伏点伸びを有する場合には、鋼管の降伏応力は、鋼板の降伏応力よりも低くなることが分かった。そのため、鋼管降伏比は、鋼板降伏比よりも低くなる。具体的には、鋼板降伏比が0.90以上であっても、鋼管降伏比は、0.80～0.90程度になる。

[0023] 一方、図4Bに示すように、厚鋼板のSS曲線が降伏点伸びを示さない加工硬化型（ラウンド型）の場合には、鋼管降伏応力は、必ず鋼板降伏応力よりも高くなる。そのため、鋼管降伏比は、鋼板降伏比よりも高くなる。具体的には、鋼板降伏比が0.90未満であっても、鋼管降伏比は、最大で0.98となる場合もあった。

[0024] 鋼管降伏比と厚鋼板のSS曲線との関係については、以下のように考えられる。

- [0025] 鋼管の内面は、曲げによる圧縮変形と、その後の拡管による引張変形とによる歪履歴を有する。そのため、圧縮変形によるバウシinger効果によって、拡管前の鋼管の降伏応力は、低下する。特に、厚鋼板が降伏点伸びを有している場合には、バウシinger効果による降伏応力の低下量がより顕著に現れる。その結果、拡管後の鋼管降伏比は、鋼板降伏比よりも低下すると推定される。
- [0026] 一方、厚鋼板のS S曲線がラウンド型の場合には、バウシinger効果による降伏応力の低下量が小さい。そのため、成型及び拡管による加工硬化に伴う降伏応力の増加量の影響の方が大きく現れる。その結果、鋼管降伏比が鋼板降伏比よりも増加すると考えられる。
- [0027] しかし、厚鋼板の降伏点伸びが0.5%以上であっても、鋼管の母材の肉厚 t と鋼管の外径 D との比 t/D が大きいと、鋼管の外面の引張変形に起因する加工硬化の影響が大きくなる。そのため、鋼管の形状によっては、バウシinger効果による降伏比の低下を達成できない。
- [0028] 本発明者らは、詳細な検討を行い、 t/D が0.030以下で、鋼板の降伏点伸びが0.5%以上あれば、バウシinger効果により鋼管の降伏比が低下することを知見した。
- [0029] 図1は、試験結果の一例であり、横軸は、冷間成型前の鋼板の降伏比（鋼板降伏比）であり、縦軸は、冷間成型及びシーム溶接して得られた鋼管の降伏比（鋼管降伏比）である。図1の破線は、鋼板降伏比と鋼管降伏比とが等しいことを示す。したがって、図1の破線よりも下の試験結果は、鋼管降伏比が鋼板降伏比よりも低下している。
- [0030] 鋼管の t/D は、0.020～0.030とした。厚鋼板の降伏点伸びが0.5%以上である試験結果は、図中の“□”で示されている。
- [0031] 図1に示すように、素材である厚鋼板のS S曲線がラウンド型の場合には、鋼管降伏比が鋼板降伏比よりも高くなる。一方、厚鋼板の降伏点伸びが0.5%以上である場合には、鋼管降伏比が鋼板降伏比より低くなる。さらに、鋼板の降伏比が0.90以下を満たしているにもかかわらず、鋼管の降伏

比が0.90以上となるため、ISO3183を満たさない可能性がある。

[0032] 次に、降伏点伸びを有する厚鋼板の金属組織とこのような厚鋼板を得るための熱間圧延の条件とについて詳細に調査した。その結果、金属組織がベイナイト単相組織である場合、または、熱間圧延後の加速冷却の停止温度が400℃以下である場合には、厚鋼板のSS曲線は、ラウンド型になることが分かった。

[0033] 一方、金属組織がベイナイトとフェライトからなり、加速冷却の停止温度が400℃以上である場合に、厚鋼板は、降伏点伸びを有することが分かった。特に、フェライトの面積率が10%超～30%である場合には、ベイナイト中に微細なフェライトが分散した組織となるため、高強度かつ低降伏比の鋼管が得られて好ましい。

[0034] 以下、本発明について詳細に説明する。％は、質量％を意味する。

[0035] Cは、鋼の強度向上に極めて有効な元素である。そのため、目標とする鋼板の強度を得るために、Cを0.04%以上添加する必要がある。また、鋼板の延性を高めるため、特に、一様伸びを増加させるためには、C量が0.05%以上であることが好ましい。一方、C量が多すぎる場合には、母材及び溶接熱影響部(HAZ)の低温靱性と現地溶接性とを劣化させるため、C量は、0.10%以下にする。

[0036] Siは、脱酸元素である。しかしながら、Si量が多すぎる場合には、HAZ靱性と現地溶接性とを著しく劣化させるため、Si量は、0.50%以下にする。鋼の脱酸は、AlやTiを用いても十分可能であるため、必ずしもSiを添加する必要はない。また、Siは強度の向上のために有効な元素であるため、0.05%以上添加することが好ましい。

[0037] Mnは、本発明の鋼板の母相のミクロ組織をベイナイト主体の組織とし、強度と靱性とのバランスを確保するために不可欠な元素である。そのため、Mn量は、1.20%以上にする。しかし、Mn量が多すぎる場合には、分散したフェライトの生成が困難になるので、Mn量は、2.50%以下にする。

- [0038] Nbは、鋼板を熱間圧延する際にオーステナイトの再結晶を抑制し、組織を微細化するために添加する。また、Nbは、焼入れ性の増加にも寄与する。そのため、鋼を強靱化するために、Nbを0.01%以上添加する必要がある。一方、Nb量が多すぎる場合には、HAZ靱性と現地溶接性との悪影響を与えるため、Nb量は、0.10%以下とする。
- [0039] Tiは、鋼板（スラブ）の再加熱時または溶接時に、微細なTiNの形成によってオーステナイト粒の粗大化を抑制するために添加される。ミクロ組織を微細化によって母材及びHAZの靱性を向上させるためには、Tiを0.005%以上添加する必要がある。
- [0040] しかし、Ti量が多すぎる場合には、TiNが粗大化したり、TiCによる析出硬化が生じたりする。そのため、鋼板の低温靱性が劣化するので、Ti量は、0.03%以下に制限する。また、固溶NをTiNとして固定するために、Ti量をN量の3.4倍以上添加することが好ましい。
- [0041] Alは、脱酸元素である。しかしながら、Al系非金属介在物の増加による靱性の低下を抑制するため、Al量は、0.10%以下にする。鋼の脱酸は、TiやSiを用いても十分可能であるため、必ずしもAlを添加する必要はない。また、Alを0.005%以下に低減すると、Tiが酸化物を形成する。この酸化物がHAZにおいて粒内フェライト生成核として作用するため、HAZの組織が微細化される。そのため、Al量を0.005%以下にすることが好ましい。
- [0042] Nは、不純物である。窒化物の生成による表面疵の発生及び靱性の劣化を抑制するため、N量は、0.008%以下にする。TiNの形成により、母材及びHAZを細粒化させるためには、N量を0.001%以上にすることが好ましい。
- [0043] P及びSは、不純物である。P量の低減によって、連続鑄造スラブにおける中心偏析が軽減されるとともに、粒界破壊が防止されるため、鋼板の靱性が向上する。S量の低減によって、熱間圧延で延伸化するMnSが減少するため、延性及び靱性を向上する。そのため、P量及びS量は、それぞれ0.

0.3%以下及び0.01%以下にする。P量及びS量は、少ないほど望ましいが、特性とコストとのバランスで適宜決定すればよい。

[0044] 鋼の組織を、ベイナイトとフェライトとからなる複相組織とするためには、下式(1)の P_{cm} (溶接割れ感受性組成)を0.23以下にすることが必要である。

[0045]
$$P_{cm} = \%C + \%Si / 30 + \%Mn / 20 + \%Cu / 20 + \%Ni / 60 + \%Cr / 20 + \%Mo / 15 + \%V / 10 \cdots (1)$$

ここで、 $\%C$ 、 $\%Si$ 、 $\%Mn$ 、 $\%Cu$ 、 $\%Ni$ 、 $\%Cr$ 、 $\%Mo$ 、及び $\%V$ は、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo及びVの含有量(質量%)である。以下に説明する選択元素、Cu、Ni、Cr、Mo、及び/又は、Vを意図的に添加しない場合は、添加しない元素に対応する変数を0として計算する。

[0046] 更に、Ni、Mo、Cr、Cu、V、Ca、REM及びMgの1種以上を添加してもよい。これらの元素は、主に本発明の鋼の強度及び靱性の一層の向上や製造可能な鋼材サイズの拡大を図るために添加される。

[0047] Niは、強度を向上させる元素である。しかしながら、Niの添加量が多すぎる場合には、経済性だけでなく、HAZ靱性や現地溶接性を劣化させる。そのため、Ni量は、1.00%以下にする。また、Niの添加は、連続鑄造時及び熱間圧延時におけるCu割れの防止に有効である。この場合、Niは、Cu量の1/3以上を添加することが好ましい。

[0048] Moは、鋼の焼入れ性を向上させる元素である。また、Nbと共存した場合、制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制するため、組織の微細化にも効果がある。そのため、Moの添加は、高強度化には有効である。しかしながら、Moの添加量が多すぎる場合には、HAZ靱性及び現地溶接性が劣化し、分散したフェライト相が生成しない可能性がある。したがって、Mo量は、0.50%以下にする。

[0049] Cr及びCuは、母材鋼板、及び、HAZの強度を増加させる元素である。しかし、これらの元素を過剰に添加した場合には、HAZ靱性や現地溶接

性が劣化する可能性がある。そのため、C r 量及びC u 量は、いずれも 1.00%以下にする。

[0050] V は、N b とほぼ同様の効果を有する。しかしながら、V の添加による鋼板の組織の微細化及び強靱化の効果は、N b よりも小さい。V を過剰に添加した場合には、H A Z 靱性及び現地溶接性が劣化する。そのため、V 量は、0.10%以下にする。好ましくは、V 量は、0.08%以下である。一方、V は、溶接部の軟化を抑制する元素である。そのため、V 量は、0.03%以上が好ましい。

[0051] C a 及びR E M は、硫化物、特に、M n S の形態を制御することによって、靱性を向上させる元素である。しかし、C a 量が0.01%を超えたり、R E M が0.02%を超えたりした場合には、C a O - C a S やR E M - C a S が大型のクラスター、又は、介在物となるため、鋼の清浄度及び現地溶接性が悪化する可能性がある。

[0052] したがって、C a 量は、0.01%以下、R E M 量は、0.02%以下にすることが好ましい。特に、高強度鋼管では、S 量及びO 量を、それぞれ、0.001%及び0.002%以下に低減し、かつ、下式(2)で示されるE S S P が、0.5以上10.0以下を満たすことが好ましい。

$$E S S P = (C a) [1 - 124 (O)] / 1.25 S \cdots (2)$$

[0053] M g は、分散した微細な酸化物を形成することによって、H A Z の粒径の粗大化を抑制し、靱性の向上に寄与する元素である。一方、M g の添加量が過剰な場合には、粗大な酸化物が生成して、靱性を劣化させる可能性がある。そのため、M g 量は、0.006%以下にするのが好ましい。

[0054] 以上のような元素を含有し、残部がF e および不可避免的不純物からなる鋼板及び鋼管が、本発明に用いる鋼の好ましい基本組成である。

[0055] 本発明の鋼板及び鋼管の金属組織は、微細なフェライトが分散したベイナイト組織である。本発明の鋼の金属組織は、ベイナイトが最も面積率が高い相である複相組織であることが好ましい。さらに、鋼板の強度を向上させ、0.5%以上の降伏点伸びを確実に付与するために、フェライトの面積率が

、１０％超～３０％以下であることが好ましい。

[0056] このような金属組織を有する鋼板を得るために、粗圧延後、鋼板を未再結晶温度域で加工して、結晶粒を板厚方向に偏平し、圧延方向に延伸したオーステナイト粒とする。次いで、この鋼板を、フェライトが微細に生成する冷却速度で冷却し、その後、急冷することによって、残りの組織を低温変態させる。この低温変態によって生成した組織は、一般に、ベイナイト、ベイニティックフェライト等の名称で呼ばれている。しかしながら、本発明では、これらの低温変態した組織を総称して、ベイナイトと呼ぶ。

[0057] 次に、本発明の高強度鋼管の素材である厚鋼板の製造方法について説明する。

[0058] 本発明の高強度鋼管用厚鋼板は、以下の方法で製造される。常法で鋼を溶解して成分組成を調整し、溶鋼を連続鑄造又は分塊によって鋼片を製造する。この鋼片を再加熱し、熱間圧延することによって高強度鋼管用厚鋼板が製造される。

[0059] 再加熱温度は、鋼の組織がオーステナイト相になる温度（オーステナイト域）、即ち、加熱の場合には、 A_{c3} 点以上の温度にする必要がある。

[0060] A_{c3} 点は、化学成分や加熱速度によって変化する。そのため、鋼片から採取した試料、又は、該試料とほぼ同一の成分組成を有する試料を用いて、予め A_{c3} 点を測定しておけばよい。 A_{c3} 点の測定には、実験室で熱間圧延の再加熱を模擬した熱処理を施しながら、変態膨張測定を行えばよい。

[0061] また、添加元素を十分に固溶させるためには、再加熱温度を 1050°C 以上にすることが好ましい。一方、再加熱温度が 1250°C を超えると、結晶粒が粗大化することがあるため、上限を 1250°C 以下にすることが好ましい。

[0062] 再加熱された鋼片を、まず、再結晶温度域で粗圧延する。再結晶温度域の下限温度は、概ね 900°C 超であり、成分組成によって変化する。粗圧延の圧下率は、鋼片の板厚と製品の板厚とから適宜に決定すればよい。未再結晶域圧延の前に、粗圧延によって結晶粒径をできるだけ微細にするためには、

圧延温度をより低くし、圧下率を大きくすることが好ましい。

- [0063] 粗圧延後、 900°C 以下の未再結晶温度域で仕上圧延を行う。仕上圧延の累積圧下率は、 50% 以上とした。この仕上圧延により、結晶粒が扁平かつ微細になり、強度及び靱性が向上する。
- [0064] 累積圧下率は、未再結晶域圧延前の鋼板の板厚と未再結晶域圧延終了後の鋼板の板厚の差を、未再結晶域圧延前の鋼板の板厚で除し、百分率で表した値である。ここで、仕上圧延の温度は、冷却時のオーステナイト温度域である A_{r3} 点以上とする。
- [0065] 仕上圧延の後、フェライトを生成させるために空冷してから、加速冷却を行う。空冷の停止温度、即ち、加速冷却の開始温度は、 $A_{r3}-50^{\circ}\text{C}\sim A_{r3}-5^{\circ}\text{C}$ の範囲内にする。鋼板を $A_{r3}-50^{\circ}\text{C}$ 未満まで空冷した場合には、フェライト量が多くなるため高強度が得られない。一方、 $A_{r3}-5^{\circ}\text{C}$ より高い温度から加速冷却を行った場合には、十分にフェライトが生成しない。
- [0066] A_{r3} 点は、成分組成や空冷速度によって変化する。そのため、鋼片から採取した試料、又は、該試料とほぼ同一の成分を有する試料を用いて、予め A_{r3} 点を測定しておけばよい。 A_{r3} 点の測定には、実験室で熱間圧延と空冷とを模擬した加工熱処理を施しながら、変態膨張測定を行えばよい。
- [0067] 空冷後、 $A_{r3}-50^{\circ}\text{C}\sim A_{r3}-5^{\circ}\text{C}$ の温度から、鋼板の板厚中心部での平均冷却速度が $5\sim 50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 程度の加速冷却を行うと、フェライトとベイナイトとの二相組織が得られる。冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満の場合には、鋼板の板厚中心部にグラニューラーベイナイトが生じるため、強度及び靱性が低下する。一方、冷却速度を $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 超の場合には、マルテンサイトが生じるため、強度が高くなり、靱性が低下する。
- [0068] 鋼板の加速冷却の停止温度は、 400°C 以上にする必要がある。加速冷却を 400°C 未満まで行った場合には、鋼板の降伏点伸びが発生しない。この原因は、 400°C 以上の温度で残留していたオーステナイトの一部がマルテンサイトに変態することによって、その周辺に歪が導入されるためと推定される。

- [0069] 400℃以上で加速冷却を停止した場合には、オーステナイトは、ベイナイトまたは、フェライトとセメンタイトとに変態するため、鋼板の降伏点伸びが発生する。
- [0070] 鋼板を冷却する際の板厚中心部における冷却速度は、冷却前後の板厚中心部の温度差を冷却時間で除して求めればよい。冷却前後の板厚中心部の温度は、冷却前後の鋼板表面の温度を放射温度計等によって測定した後、熱伝導計算によって求められる。
- [0071] また、予め、板厚、冷却条件、例えば、水冷条件を変化させて、鋼板の板厚中心部の温度の時間変化を熱電対によって測定しておけば、冷却条件による冷却速度の制御が可能である。
- [0072] 放射温度計の較正值及び熱伝導計算のパラメータを求めるために、実際の操業を模擬した種々の条件で冷却し、鋼板の表面及び板厚中心部の温度の時間変化を熱電対によって測定しておくことが好ましい。
- [0073] 以上の方法によって製造した鋼板を、冷間で管状に成型し、突き合わせ部をシーム溶接することによって、鋼管にする。成型方法として、一般的に鋼管の製造に使用されているUOE法を適用することができる。また、接合方法は、アーク溶接である。鋼管降伏比を鋼板降伏比よりも低くするためには、母材鋼板の板厚 t と鋼管の外径 D との比 t/D を0.030以下にする必要がある。
- [0074] また、鋼管の真円度を向上させるために、鋼管を拡管することが好ましい。しかし、拡管によって鋼管に加工歪みが導入された場合には、降伏比が上昇する。したがって、拡管率は、0.5～1.5%未満にする。

実施例

- [0075] 表1に示す化学成分の鋼を溶製後、鑄造した。得られた鋼片を、表2に示す条件で熱間圧延後、冷却することによって、鋼板を製造した。どの製造条件においても、鋼板の仕上圧延を A_{r3} 以上の温度で行い、仕上圧延の終了から加速冷却の開始まで鋼板を空冷した。得られた鋼板から、圧延方向に対して垂直な方向（幅方向）を長手方向とする全厚の矩形断面の試験片を採取し

、引張試験を行った。また、光学顕微鏡によって金属組織を観察し、金属組織からフェライトの面積率を測定した。

[0076]

[表1]

表1

鋼 No.	化学成分(質量%)															Pcm	Ar ₃ °C	備考
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Al	N	Ni	Mo	Cr	Cu	V	その他			
A	0.06	0.22	1.97	0.007	0.0020	0.045	0.014	0.0120	0.003	0.30	0.18	0.02	0.22		Ca:0.0015 Mg:0.0002	0.19	740	実施例
B	0.07	0.18	1.96	0.01	0.0012	0.028	0.014	0.0270	0.004	0.24		0.15	0.24	0.03	Ca:0.0030	0.20	748	
C	0.08	0.28	1.91	0.008	0.0015	0.027	0.011	0.0310	0.004							0.18	750	
D	0.07	0.08	1.67	0.006	0.0008	0.018	0.016	0.0003	0.003	0.18	0.22	0	0.02		REM:0.0013	0.17	754	比較例
E	0.03	0.27	2.34	0.009	0.0012	0.036	0.014	0.0034	0.003	0.45	0.16	0.21				0.18	756	

空欄は、意図的に添加していないことを意味する。

下線は、本発明の範囲外であることを意味する。

[0077] [表2]

表2

製造 No.	鋼No.	鋼片 再加熱温度 °C	仕上げ圧延 累積圧下率 %	加速冷却			造管 拡管率 %	鋼管サイズ		備考
				開始温度 °C	冷却速度 °C/s	停止温度 °C		鋼管肉厚 mm	鋼管 t/D	
1	A	1080	80	721	30	441	0.9	22	0.021	実施例
2	A	1080	80	728	30	432	1.2	22	0.021	
3	B	1100	75	725	15	417	0.8	25	0.022	
4	B	1050	70	718	15	440	1.2	28	0.028	
5	B	1050	70	708	15	438	1.2	28	0.028	
6	C	1100	80	735	20	445	0.9	20	0.022	
7	C	1050	80	734	20	441	0.9	20	0.022	
8	C	1050	80	712	20	412	0.9	20	0.022	
9	D	1100	80	726	40	420	0.9	20	0.022	
10	A	1080	80	750	30	369	0.9	22	0.021	比較例
11	B	1100	75	758	15	418	0.8	25	0.022	
12	B	1050	70	740	15	320	1.2	28	0.028	
13	E	1100	80	760	30	450	0.9	20	0.022	

下線は、本発明の範囲外であることを意味する。

累積圧下率=100×(900°Cでの板厚－仕上げ圧延後の板厚)／(900°Cでの板厚)

鋼管t/D=(鋼管肉厚)／(鋼管外径)

[0078] 表 1 に示した A_{r_3} は、 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で変態膨張測定を行うことによって得られたフェライト変態の開始温度である。変態膨張測定の試料は、鋼片から円柱状の試験片を採取し、その試験片を実験室で 1100°C に加熱した後、 810°C で 30% 圧縮加工することによって作製した。

[0079] 更に、鋼板を UOE プロセスにより冷間成型し、シーム部をアーク溶接することによって、 t/D が 0.03 未満の鋼管を製造した。さらに、表 2 に示すようにこの鋼管に対し、拡管率が $0.8 \sim 1.2$ となるように拡管を行った。得られた鋼管から、周方向を長手方向とする丸棒試験片を採取し、引張試験を行った。そのため、試験片は、プレスによる扁平化を行っていない。結果を、表 3 に示す。

[0080]

[表3]

表3

製造 No.	鋼No.	鋼板の特性			フェライト 面積率 %	金属組織	鋼管の特性(丸棒引張り)			鋼管の特性(扁平全厚引張り)			備考
		降伏強度 MPa	引張強度 MPa	鋼板降伏比	降伏点伸び %					降伏強度 MPa	引張強度 MPa	鋼管降伏比	
1	A	578	649	0.89	2.2	B+F	531	648	0.82	509	652	0.78	実施例
2	A	571	642	0.89	1.8	B+F	542	645	0.84	500	649	0.77	
3	B	615	669	0.92	1.2	B+F	562	669	0.84	536	670	0.80	
4	B	587	652	0.90	0.6	B+F	540	658	0.82	528	668	0.79	
5	B	575	655	0.88	1.1	B+F	560	659	0.85	544	672	0.81	
6	C	567	644	0.88	1.1	B+F	537	639	0.84	527	650	0.81	
7	C	575	646	0.89	1.3	B+F	560	651	0.86	530	663	0.80	比較例
8	C	566	651	0.87	1.9	B+F	549	662	0.83	558	681	0.82	
9	D	573	637	0.90	2.5	B+F	536	630	0.85	503	637	0.79	
10	A	608	715	0.85	ラウンド型	B+M	661	719	0.92	618	744	0.83	
11	B	583	678	0.83	ラウンド型	B	629	676	0.93	536	679	0.79	
12	B	594	724	0.82	ラウンド型	B+F+M	684	720	0.95	601	733	0.82	
13	E	490	598	0.82	ラウンド型	B	560	596	0.94	483	604	0.80	

下線は、本発明の範囲外であることを意味する。

降伏点伸びのラウンド型は、応力-歪み曲線がラウンド型であることを意味する。

金属組織のB+Fは、ベイナイトとフェライトとからなる組織であり、Bは、ベイナイト単相組織である。

また、金属組織のB+Mは、ベイナイトとマルテンサイトとからなる組織であり、B+F+Mは、ベイナイトとフェライトとマルテンサイトとからなる組織である。

[0081] 製造N o. 1～9は、鋼板の化学成分及び鋼管の製造条件を本発明の範囲内とした実施例である。実施例では、金属組織がフェライトとベイナイトとからなり、鋼板の降伏比よりも鋼管の降伏比の方が低い。そのため、周方向の鋼管降伏比は、0.90以下を満たす。さらに、製造N o. 3に示すように、鋼板が0.90以下を満たさない場合であっても、鋼管降伏比が0.90以下を満たすため、鋼板降伏比に対する柔軟性が高い。

[0082] 一方、製造N o. 10、11及び13の比較例では、加速冷却の開始温度が高く、フェライトが生成しなかった。また、製造N o. 12の比較例では、加速冷却の停止温度が低く、マルテンサイトが生成するため、鋼板の降伏点伸びが発生しない。そのため、鋼板のSS曲線がラウンド型となり、周方向の鋼管降伏比は、0.90を満たさない。また、製造N o. 13は、C量が少ないため、鋼管の引張強度も低い。さらに、従来の降伏強度の測定方法である扁平した試験片を用いた場合には、バウシinger効果によって鋼管降伏比が低下するため、鋼管降伏比が0.90を満たす。したがって、扁平した試験片が前提であった従来技術では、素材である厚鋼板の降伏比よりも鋼管の降伏比を低下させる目的を想定していない。さらに、従来技術では、正確に鋼管降伏比を求めている可能性がある。

産業上の利用可能性

[0083] 周方向の降伏比が低い高強度鋼管、及び、素材である厚鋼板の降伏比よりも鋼管の降伏比を低下させることが可能な高強度鋼管の製造方法を提供することができる。

符号の説明

- [0084]
- 1 鋼管
 - 2 試験片
 - 3 試験片（丸棒試験片）

請求の範囲

[請求項1] 鋼板を冷間で成型した後、シーム溶接して製造された鋼管であって

、

(i) 前記鋼板が、質量%で、

C : 0. 04 ~ 0. 10 %、

Mn : 1. 20 ~ 2. 50 %、

Nb : 0. 01 ~ 0. 10 %、

Ti : 0. 005 ~ 0. 03 %

を含有し、

Si : 0. 50 %以下、

P : 0. 03 %以下、

S : 0. 01 %以下、

Al : 0. 10 %以下、

N : 0. 008 %以下

に制限し、

%C、%Si、%Mn、%Cu、%Ni、%Cr、%Mo及び%V
をそれぞれC、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、Vの含有量と
した場合に、

$$P_{cm} = \%C + \%Si / 30 + \%Mn / 20 + \%Cu / 20 + \%Ni / 60 + \%Cr / 20 + \%Mo / 15 + \%V / 10$$

により算出される溶接割れ感受性組成 P_{cm} が0. 23以下であり、
残部が鉄及び不可避免的不純物からなり、金属組織がベイナイトとフェ
ライトとからなり、かつ、

(i i) 前記鋼板の板厚 t と前記鋼管の外径 D との比 t / D が0.

030以下であり、丸棒試験片を用いて測定した前記鋼管の周方向の
降伏比が0. 90以下である、

ことを特徴とする高強度鋼管。

[請求項2] 質量%で、

Ni : 1.00%以下、
Mo : 0.50%以下、
Cr : 1.00%以下、
Cu : 1.00%以下、
V : 0.10%以下、
Ca : 0.01%以下、
REM : 0.02%以下、
Mg : 0.006%以下

の1種以上を含有する

ことを特徴とする請求項1に記載の高強度鋼管。

[請求項3] 前記フェライトの面積率が10%超～30%である

ことを特徴とする請求項1に記載の高強度鋼管。

[請求項4] 請求項1に記載の鋼管の製造に用いられ、

降伏点伸びが0.5%以上である

ことを特徴とする高強度鋼管用鋼板。

[請求項5] 請求項4に記載の高強度鋼管用鋼板の製造方法であって、

鋼片をオーステナイト域に再加熱し、再結晶域で粗圧延を行い、その後、 A_{r3} 点以上 900°C 以下の未再結晶温度域で累積圧下率50%以上の仕上圧延を行い、空冷して、 $A_{r3}-50^{\circ}\text{C}\sim A_{r3}-5^{\circ}\text{C}$ の範囲内の温度から、 $5\sim 50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で加速冷却を行い、 400°C 以上で該加速冷却を停止する

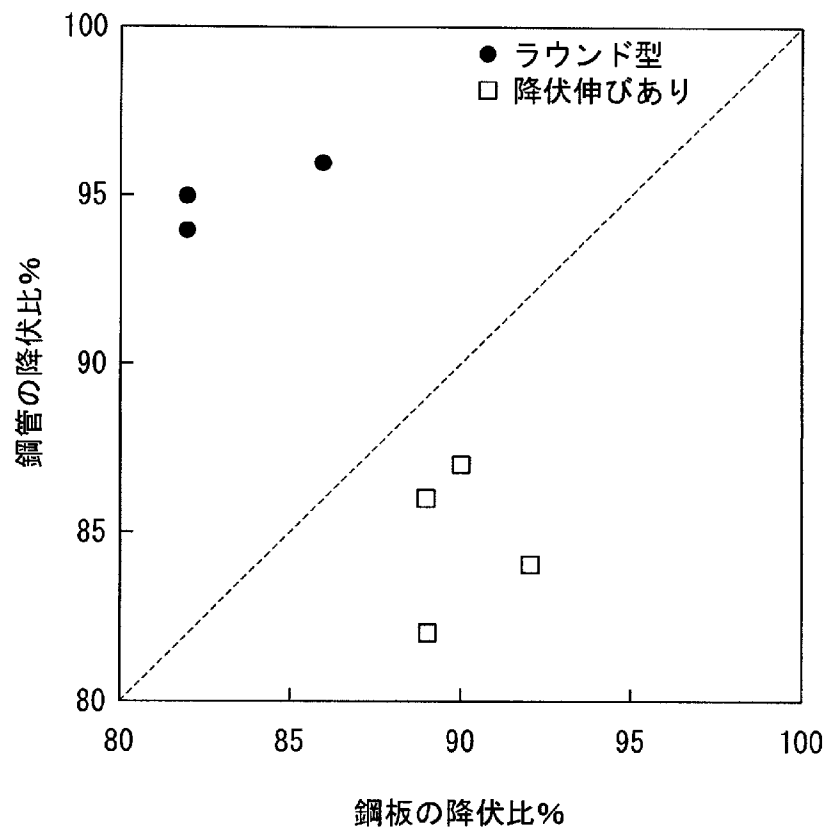
ことを特徴とする高強度鋼管用鋼板の製造方法。

[請求項6] 請求項1に記載の高強度鋼管の製造方法であって、

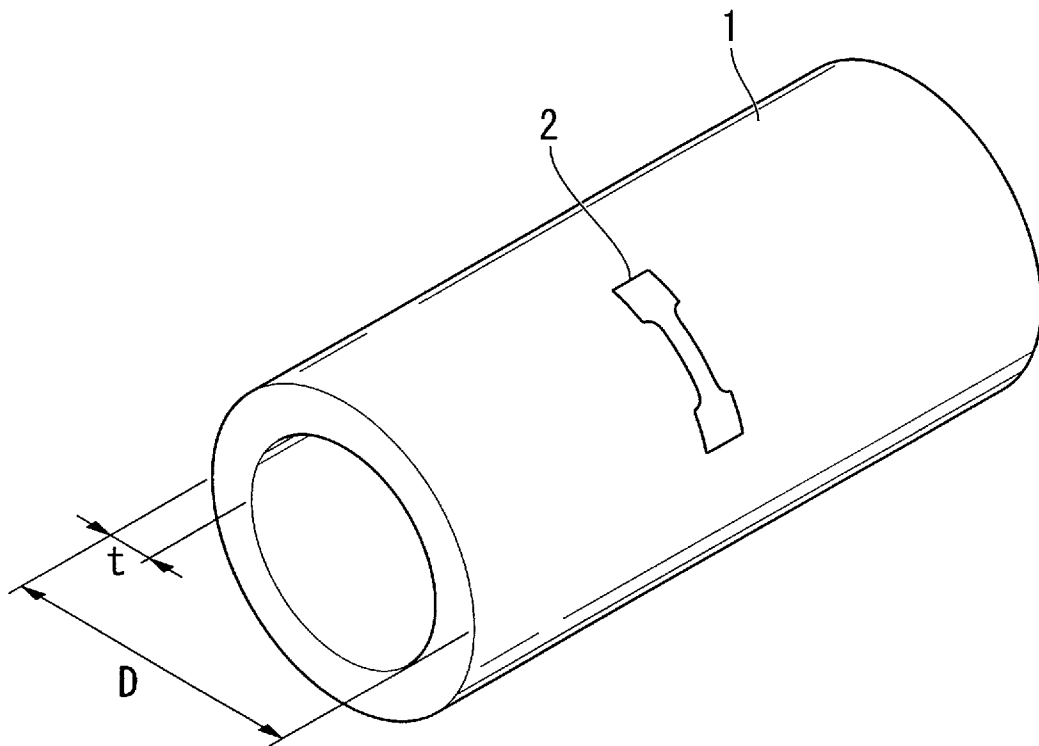
前記鋼板を冷間で円筒状に成型し、シーム部をアーク溶接し、その後、0.5%～1.5%未満の拡管率で拡管を行い、前記鋼板の板厚 t と鋼管の外径 D との比 t/D を0.030以下にする

ことを特徴とする高強度鋼管の製造方法。

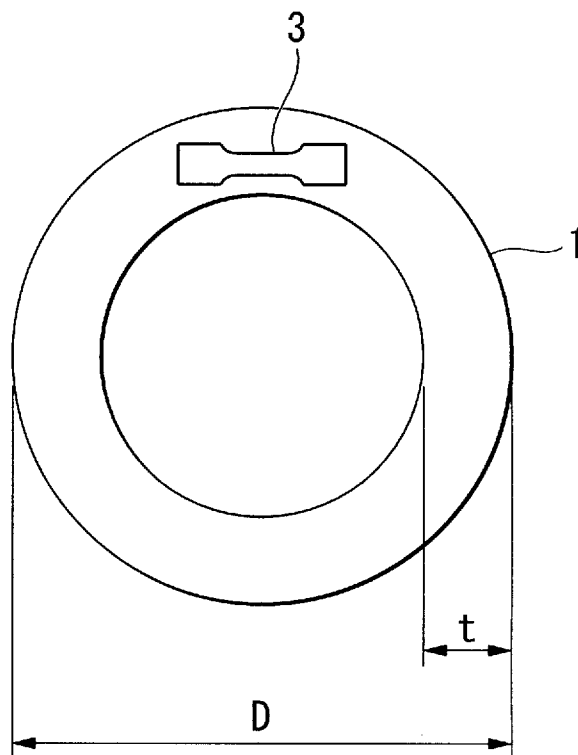
[図1]



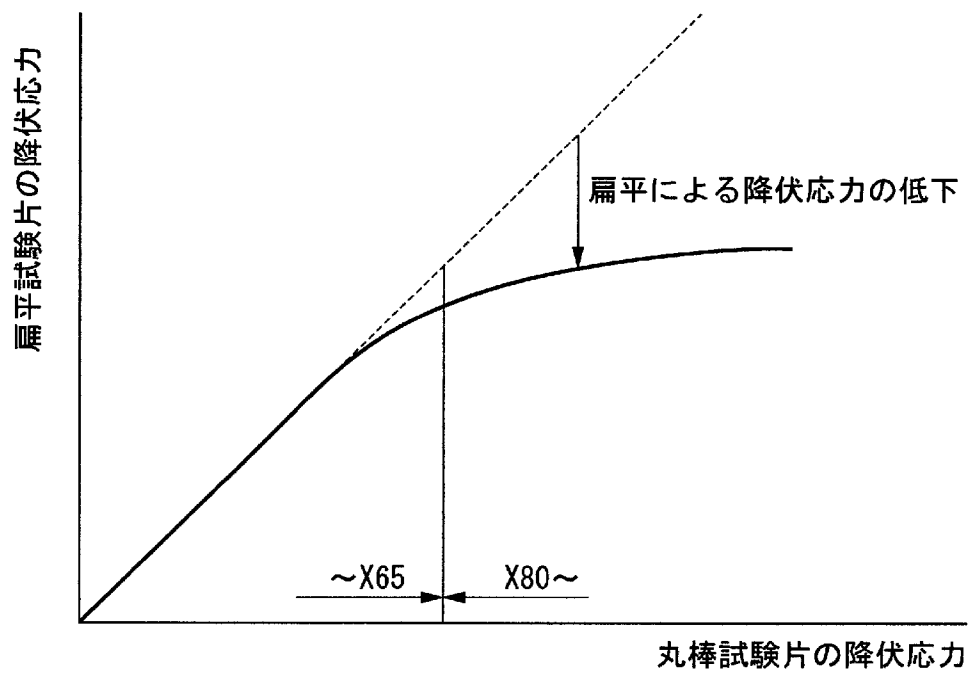
[図2A]



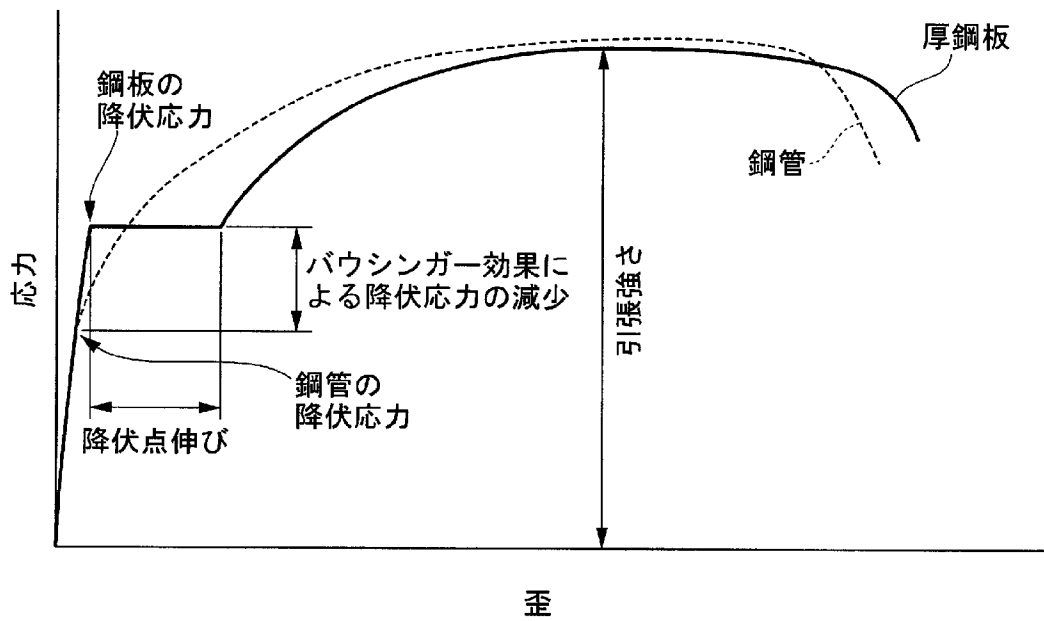
[図2B]



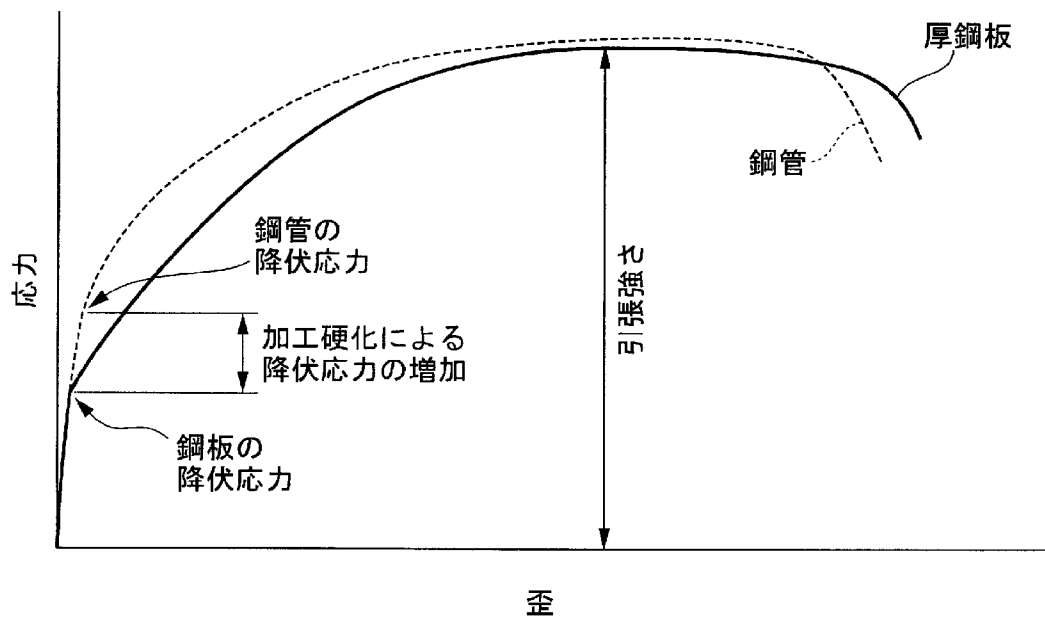
[図3]



[図4A]



[図4B]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2009/005263

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, B21C37/08(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C1/00-49/14, B21C37/08, C21D8/02

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2009
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2009	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2009

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	WO 2006/106591 A1 (Nippon Steel Corp.), 12 October 2006 (12.10.2006), claims; page 26, lines 7 to 13; example 2; tables 2, 3, 6 & US 2009/0025835 A1 & EP 1867742 A1 & KR 10-2007-0108564 A	1-6
X	JP 2006-283147 A (Nippon Steel Corp.), 19 October 2006 (19.10.2006), claims; paragraph [0056]; tables 1 to 3 (Family: none)	1-6
X	JP 2008-248382 A (Nippon Steel Corp.), 16 October 2008 (16.10.2008), claims; paragraph [0001]; tables 1, 2 & WO 2008/108333 A1	4, 5

☐ 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
10 December, 2009 (10.12.09)

Date of mailing of the international search report
22 December, 2009 (22.12.09)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B21C37/08(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C1/00-49/14, B21C37/08, C21D8/02

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 0 9 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 0 9 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 0 9 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	WO 2006/106591 A1（新日本製鐵株式会社）2006.10.12, 請求の範囲、第26頁第7-13行、実施例2、表2、表3、表6 & US 2009/0025835 A1 & EP 1867742 A1 & KR 10-2007-0108564 A	1 - 6
X	JP 2006-283147 A（新日本製鐵株式会社）2006.10.19, 特許請求の範囲、【0056】、【表1】 - 【表3】（ファミリーなし）	1 - 6
X	JP 2008-248382 A（新日本製鐵株式会社）2008.10.16, 特許請求の範囲、【0001】、【表1】、【表2】 & WO 2008/108333 A1	4, 5

☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

1 0 . 1 2 . 2 0 0 9

国際調査報告の発送日

2 2 . 1 2 . 2 0 0 9

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A / 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）

河野 一夫

4 K

9 8 3 3

電話番号 03-3581-1101 内線 3435