(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号

特許第5782829号
(P5782829)

(45)発行日　平成27年9月24日(2015.9.24)　(24)登録日　平成27年7月31日(2015.7.31)

(51)Int.Cl.		F I		
C22C 38/00	(2006.01)	C22C	38/00	301Z
C22C 38/14	(2006.01)	C22C	38/14	
C22C 38/58	(2006.01)	C22C	38/58	
C21D 8/02	(2006.01)	C21D	8/02	B
C21D 8/10	(2006.01)	C21D	8/10	B

請求項の数 3　(全 14 頁)

(21)出願番号　特願2011-115444 (P2011-115444)
(22)出願日　平成23年5月24日 (2011.5.24)
(65)公開番号　特開2012-241268 (P2012-241268A)
(43)公開日　平成24年12月10日 (2012.12.10)
審査請求日　平成26年2月20日 (2014.2.20)

(73)特許権者　000001258
ＪＦＥスチール株式会社
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号
(74)代理人　100126701
弁理士　井上　茂
(74)代理人　100130834
弁理士　森　和弘
(72)発明者　石川　信行
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社内
(72)発明者　末吉　仁
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】高圧縮強度鋼管及びその製造方法

(57)【特許請求の範囲】
【請求項１】
質量％で、Ｃ：０．０３～０．１０％、Ｓｉ：０．０１～０．５０％、Ｍｎ：１．０～２．０％、Ａｌ：０．０１～０．０８％、Ｎｂ：０．０１５～０．０７％、Ｔｉ：０．００５～０．０３５％を含有し、
Ｃ（％）－０．０６５Ｎｂ（％）が０．０２５～０．０６０、
Ｃ（％）＋０．６７Ｎｂ（％）が０．１０以下であり、
下記（１）式で表されるＰｃｍ値が０．２０以下であり、残部がＦｅ及び不可避的不純物からなる鋼管であり、
鋼管の内面表層部及び管厚中心部のビッカース硬度をそれぞれＨＶｓ及びＨＶｍとしたときに、ＨＶｓ－ＨＶｍが３０以上であり、
金属組織はベイナイトの面積分率が９５％以上であることを特徴とする、圧縮降伏強度４８０ＭＰａ以上の高圧縮強度鋼管。
Ｐｃｍ＝Ｃ（％）＋Ｓｉ（％）／３０＋Ｍｎ（％）／２０＋Ｃｕ（％）／２０＋Ｎｉ（％）／６０＋Ｃｒ（％）／２０＋Ｍｏ（％）／１５＋Ｖ（％）／１０＋５Ｂ（％）・・・（１）
ただし、各元素記号は含有量（質量％）であり、含有しない元素は０とする。
【請求項２】
さらに、質量％で、Ｃｕ：０．５％以下、Ｎｉ：１．０％以下、Ｃｒ：１．０％以下、Ｍｏ：０．５％以下、Ｖ：０．０７％以下、Ｃａ：０．００５％以下の中から選ばれる１

種以上を含有し、Ｃ（％）－０．０６５Ｎｂ（％）－０．０２５Ｍｏ（％）－０．０５７Ｖ（％）が０．０２５～０．０６０であることを特徴とする請求項１に記載の圧縮降伏強度４８０ＭＰａ以上の高圧縮強度鋼管。ただし、各元素記号は含有量（質量％）であり、含有しない元素は０とする。

【請求項３】

鋼スラブを１０００～１２００℃に加熱し、かつ、スラブ中心部の温度がスラブ表層部よりも３０℃以上低い状態で加熱を終了し、その後、熱間圧延をAr_3以上の圧延終了温度で行い、該熱間圧延の後の冷却を（Ar_3－３０℃）以上から３００～６００℃の温度まで、１０℃／秒以上の冷却速度で行い、鋼板を製造し、その後、該鋼板を冷間にて成形し鋼管形状とし、突き合せ部を溶接し、次いで、拡管を０．４％～１．２％の拡管率で行うことを特徴とする、請求項１又は２に記載の圧縮降伏強度４８０ＭＰａ以上の高圧縮強度鋼管の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【０００１】

本発明は、石油や天然ガス輸送用のＡＰＩ－Ｘ６５グレード以上のラインパイプ用鋼管に関するものであり、特に、高い耐コラプス性能が要求される厚肉の深海用ラインパイプ等への使用に適した、高圧縮強度鋼管に関する。

【背景技術】

【０００２】

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

【０００３】

海底パイプラインの設計にはＤＮＶ規格（ＯＳ　Ｆ－１０１）が適用される場合が多いが、本規格では外圧によるコラプス圧力を決定する因子として、パイプの管径Ｄ及び管厚ｔ、真円度、そして材料の引張降伏強度ｆｙを用いてコラプス圧力が求められる。

【０００４】

しかし、パイプのサイズと強度が同じであっても、パイプの製造方法によってコラプス圧力が変化することから、降伏強度には製造方法によって異なる係数（αｆａｂ）が掛けられることになる。この係数はシームレスパイプの場合は１．０すなわち引張降伏強度がそのまま適用できるが、ＵＯＥプロセスで製造されたパイプの場合は係数として０．８５が与えられている。

【０００５】

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

【０００６】

ＵＯＥ鋼管の耐コラプス性向上に関しては多くの検討がなされており、特許文献１には通電加熱で鋼管を加熱し拡管を行った後に一定時間以上温度を保持する方法が開示されている。この方法によれば、拡管によって導入された転位が回復し降伏強度が上昇するが、拡管後に５分以上通電加熱を続ける必要があり、生産性が劣る。

【０００７】

また、特許文献２では、同様に拡管後に加熱を行いバウシンガー効果による降伏強度低

下を回復させる方法として、鋼管外表面を内表面より高い温度に加熱することで、外面側の引張変形を受けた部分のバウシンガー効果を回復し内面側の圧縮の加工硬化を維持する方法が、また、特許文献３にはＮｂ、Ｔｉを添加した鋼の鋼板製造工程で熱間圧延後の加速冷却を$Ａｒ_3$温度以上から３００℃以下まで行い、ＵＯＥプロセスで鋼管とした後に加熱を行う方法が提案されている。

【０００８】

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

【０００９】

一方、特許文献４には、拡管後に加熱を行わずに鋼管の成形方法によって圧縮強度を高める方法として、Ｏ成型時の圧縮率をその後の拡管率よりも大きくする方法が開示されている。この方法によれば実質的に管周方向の引張予歪が無いためバウシンガー効果が発現されず高い圧縮強度が得られる。しかしながら、拡管率が低いと鋼管の真円度を維持することが困難となり鋼管の耐コラプス性能を劣化させることになりかねない。

【００１０】

また、特許文献５には、圧縮強度の低いシーム溶接部近傍と溶接部から１８０°の位置の直径が鋼管の最大径となるようにすることで耐コラプス性能を高める方法が開示されている。しかし、実際のパイプラインの敷設時においてコラプスが問題になるのは海底に到達したパイプが曲げ変形を受ける部分（サグベンド部）であり、鋼管のシーム溶接部の位置とは無関係に円周溶接され海底に敷設されるため、シーム溶接部が長径になるようにしても実際上は何ら効果を発揮しない。

【００１１】

さらに、特許文献６には加速冷却後に再加熱を行い鋼板表層部の硬質第２相分率を低減することによりバウシンガー効果による降伏応力低下が小さい鋼板が提案されている。しかし、再加熱時に鋼板の中心部まで加熱を行う必要があり、ＤＷＴＴ（Ｄｒｏｐ　Ｗｅｉｇｈｔ　Ｔｅａｒ　Ｔｅｓｔ：落重引裂試験）性能の低下を招くため深海用の厚肉のラインパイプへの適用は困難であった。

【先行技術文献】

【特許文献】

【００１２】

【特許文献１】特開平９－４９０２５号公報
【特許文献２】特開２００３－３４６３９号公報
【特許文献３】特開２００４－３５９２５号公報
【特許文献４】特開２００２－１０２９３１号公報
【特許文献５】特開２００３－３４０５１９号公報
【特許文献６】特開２００８－５６９６２号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【００１３】

本発明は上記事情に鑑みなされたもので、厚肉の海底パイプラインへ適用するために必要な高強度と優れた靱性を有するラインパイプであり、鋼管成形での特殊な成形条件や、造管後の熱処理を必要とせず、鋼板の金属組織を最適化することで、圧縮強度の高い厚肉のラインパイプ用鋼管を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【００１４】

本発明者らは、高い圧縮強度を得るために種々の実験を試みた結果、以下の知見を得る

に至った。

【００１５】

１）バウシンガー効果による強度低下は異相界面や硬質第２相での転位集積による逆応力の発生が原因であり、その防止には、第一に金属組織を均質なベイナイト組織として、転位の集積場所となるフェライト相等の軟質相や島状マルテンサイト（ＭＡ）等の硬質相を低減することが最も効果的である。

【００１６】

２）しかし、管径管厚比の小さな鋼管では、鋼管表層部は冷間成形により非常に大きな塑性変形が加わるため、バウシンガー効果の低減だけでは、十分な圧縮強度を保つことはできない。このような管径管厚比の小さな鋼管では、表層部の硬さが板厚中心部より高い鋼板を使うことによって、バウシンガー効果による低下があっても、高い圧縮強度を保持できる。

【００１７】

３）表層部の硬さを高めるためには、加速冷却による表層部の変態強化を活用することが有効であるが、合金元素としてＮｂを活用することが効果的である。しかし、Ｎｂの焼入れ性はスラブ加熱時に十分な固溶Ｎｂを確保することが必要であり、Ｃ量とＮｂ量とで決まるＮｂ炭化物の溶解温度を考慮して加熱を行う必要がある。

【００１８】

４）また、鋼板表層部の硬度を高めるためには、スラブ加熱時にスラブ表層部のＮｂ固溶量を増やせば良く、スラブ中心部の温度が表層部より低い段階で加熱を終了することで、その後の加速冷却により表層部の硬度を効果的に高めることが可能となる。

【００１９】

５）さらに、鋼材のＣ量とＮｂ等の炭化物形成元素の添加量を適正化し、固溶Ｃを十分に確保することで、転位と固溶Ｃの相互作用が促進され、荷重反転時の転位の移動を阻害し逆応力による強度低下が抑制される。しかし、過剰な固溶ＣはＭＡ生成を促進し、バウシンガー効果による圧縮強度低下の原因となる。そのため、固溶Ｃ量を極めて厳格に管理する必要があり、鋼材に添加するＣと炭化物形成元素との関係を一定範囲に厳しく限定することで、固溶Ｃによる効果を有効に活用しＭＡ生成の抑制が可能となる。

【００２０】

本発明は、上記の知見に基づきなされたもので、

第一の発明は、質量％で、Ｃ：０．０３～０．１０％、Ｓｉ：０．０１～０．５０％、Ｍｎ：１．０～２．０％、Ａｌ：０．０１～０．０８％、Ｎｂ：０．０１５～０．０７％、Ｔｉ：０．００５～０．０３５％を含有し、

Ｃ（％）－０．０６５Ｎｂ（％）が０．０２５～０．０６０、

Ｃ（％）＋０．６７Ｎｂ（％）が０．１０以下であり、

下記（１）式で表されるＰｃｍ値が０．２０以下であり、残部がＦｅ及び不可避的不純物からなる鋼管であり、

鋼管の内面表層部及び管厚中心部のビッカース硬度をそれぞれＨＶｓ及びＨＶｍとしたときに、ＨＶｓ－ＨＶｍが３０以上であり、

金属組織はベイナイトの面積分率が９５％以上であることを特徴とする高圧縮強度鋼管。

Ｐｃｍ＝Ｃ（％）＋Ｓｉ（％）／３０＋Ｍｎ（％）／２０＋Ｃｕ（％）／２０＋Ｎｉ（％）／６０＋Ｃｒ（％）／２０＋Ｍｏ（％）／１５＋Ｖ（％）／１０＋５Ｂ（％）・・・（１）

ただし、各元素記号は含有量（質量％）であり、含有しない元素は０とする。

第二の発明は、さらに、質量％で、Ｃｕ：０．５％以下、Ｎｉ：１．０％以下、Ｃｒ：１．０％以下、Ｍｏ：０．５％以下、Ｖ：０．０７％以下、Ｃａ：０．００５％以下の中から選ばれる１種以上を含有し、Ｃ（％）－０．０６５Ｎｂ（％）－０．０２５Ｍｏ（％）－０．０５７Ｖ（％）が０．０２５～０．０６０であることを特徴とする第一の発明に記載の高圧縮強度鋼管。ただし、各元素記号は含有量（質量％）であり、含有しない元素は

０とする。
第三の発明は、鋼スラブを１０００～１２００℃に加熱し、かつ、スラブ中心部の温度がスラブ表層部よりも３０℃以上低い状態で加熱を終了し、その後、熱間圧延をAr_3以上の圧延終了温度で行い、該熱間圧延の後の冷却を（Ar_3－３０℃）以上から３００～６００℃の温度まで、１０℃／秒以上の冷却速度で行い、鋼板を製造し、その後、該鋼板を冷間にて成形し鋼管形状とし、突き合せ部を溶接し、次いで、拡管を０．４％～１．２％の拡管率で行うことを特徴とする、第一の発明又は第二の発明に記載の高圧縮強度鋼管の製造方法。
【発明の効果】
【００２１】
本発明によれば、海底パイプラインやライザーまたはコンダクターケーシング等へ適用するために必要な高強度でかつ高圧縮強度の鋼管が得られる。
【発明を実施するための形態】
【００２２】
本発明を実施するための形態を、以下説明する。
まず、本発明の各構成要件の限定理由について説明する。
【００２３】
１．化学成分について
はじめに、本発明の高強度高靱性鋼板が含有する化学成分の限定理由を説明する。なお、成分％は全て質量％を意味する。以下の説明で元素記号を含む式において、各元素記号は含有量（質量％）であり、含有しない元素は０とする。
【００２４】
Ｃ：０．０３～０．１０％
Ｃは、加速冷却によって製造される鋼板の強度を高めるために最も有効な元素である。しかし、０．０３％未満では十分な強度を確保できないだけでなく、０．１０％を超えるとＭＡが生成し圧縮強度が低下するだけでなく、溶接部のＨＡＺ靱性（以下、熱影響部靭性とも称する）を劣化させる。従って、Ｃ量を０．０３～０．１０％の範囲内とする。
【００２５】
Ｓｉ：０．０１～０．５０％
Ｓｉは脱酸のために添加するが、この効果は０．０１％以上で発揮されるが、０．５０％を超えると靱性や溶接性を劣化させ、さらに、ＭＡの生成が促進されるため圧縮強度が低下する。従ってＳｉ量は０．０１～０．５０％の範囲とする。
【００２６】
Ｍｎ：１．０～２．０％
Ｍｎは鋼の強度および靱性の向上のため添加するが１．０％未満ではその効果が十分ではなく、２．０％を超えると溶接性が劣化する。従って、Ｍｎ量は１．０～２．０％の範囲とする。
【００２７】
Ａｌ：０．０１～０．０８％
Ａｌは脱酸剤として添加されるが、この効果は０．０１％以上で発揮されるが、０．０８％を超えると清浄度の低下により延性を劣化させる。従って、Ａｌ量は０．０１～０．０８％とする。
【００２８】
Ｎｂ：０．０１５～０．０７％
Ｎｂは本発明において重要な元素である。Ｎｂは加速冷却時に変態強化を促進し、強度上昇に極めて有効な元素であり、また、圧延時の粒成長を抑制し、微細粒化により靱性も向上させる。しかし、Ｎｂ量が０．０１５％未満ではその効果が小さく、０．０７％を超えて添加しても析出強化に必要なスラブ加熱時の固溶Ｎｂ量は増加せず強度上昇が飽和する。また、Ｎｂは溶接部のＨＡＺ靱性に悪影響を及ぼす場合がある元素でもあることから、Ｎｂ量は０．０１５～０．０７％の範囲とする。より厳しい溶接部のＨＡＺ靱性が必要

とされる場合は、０．０１５～０．０５％とすることが望ましい。
【００２９】
Ｔｉ：０．００５～０．０３５％
Ｔｉは、ＴｉＮを形成してスラブ加熱時の粒成長を抑制するだけでなく、溶接熱影響部の粒成長を抑制し、母材及び溶接熱影響部の微細粒化により靱性を向上させる。しかし、Ｔｉ量が０．００５％未満ではその効果がなく、０．０３５％を超えると靱性を劣化させる。従って、Ｔｉ量は０．００５～０．０３５％の範囲とする。
【００３０】
Ｃ（％）－０．０６５Ｎｂ（％）：０．０２５～０．０６０
本発明は固溶Ｃと転位との相互作用により逆応力発生を抑制することでバウシンガー効果を低減し、鋼管の圧縮強度を高めるものであり、有効な固溶Ｃを確保することが重要となる。一般に、鋼中のＣはセメンタイトやＭＡとして析出するほか、Ｎｂ等の炭化物形成元素と結合し炭化物として析出し、固溶Ｃ量が減少する。このとき、Ｃ含有量に対してＮｂ含有量が多すぎるとＮｂ炭化物の析出量が多く十分な固溶Ｃ量が得られない。そのためには、Ｃ（％）－０．０６５Ｎｂ（％）が０．０２５以上必要である。また、固溶Ｃ量が多すぎると、ＭＡが生成し圧縮強度の低下を起こすため、Ｃ（％）－０．０６５Ｎｂ（％）の上限は０．０６０とする必要がある。
ここで、各元素記号は含有量（質量％）である。
【００３１】
Ｃ（％）＋０．６７Ｎｂ（％）：０．１０以下
本要件はＮｂの焼入れ性により十分な強度を得るために必要である。高い焼入れ性を得るためには、鋼板圧延前のスラブ加熱段階で十分な量の固溶Ｎｂを得る必要があるが、ＣとＮｂの量に応じてＮｂＣの溶解温度が変化するため、Ｃ、Ｎｂ添加量が多い場合はＮｂＣの溶解温度が上昇し十分なＮｂ固溶量が得られない。一般的なスラブ加熱温度の範囲では、Ｃ（％）＋０．６７Ｎｂ（％）が０．１０を超えると、ＮｂＣの溶解温度が高くなり、固溶Ｎｂ量の不足による強度不足を生じるため、本発明においては、Ｃ（％）＋０．６７Ｎｂ（％）を０．１０以下に規定する。スラブ加熱温度のバラツキを考慮して、より確実に固溶Ｎｂ量を得るためには、Ｃ（％）＋０．６７Ｎｂ（％）を０．０８以下とすることが好ましい。ここで、各元素記号は含有量（質量％）である。
下式で表されるＰｃｍ値が０．２０以下
Ｐｃｍ＝Ｃ（％）＋Ｓｉ（％）／３０＋Ｍｎ（％）／２０＋Ｃｕ（％）／２０＋Ｎｉ（％）／６０＋Ｃｒ（％）／２０＋Ｍｏ（％）／１５＋Ｖ（％）／１０＋５Ｂ（％）・・・（１）
ただし、各元素記号は含有量（質量％）であり、含有しない元素は０とする。
【００３２】
（１）式で示されるＰｃｍ値は溶接性を代表する指標であり、Ｐｃｍ値が高いほど溶接ＨＡＺ部の靱性が劣化する。特にＡＰＩ－Ｘ６５グレード以上の高強度鋼では、その影響が顕著となるため、Ｐｃｍ値を厳しく制限する必要がある。しかし、Ｐｃｍ値が０．２０以下であれば、良好な溶接ＨＡＺ部の靱性が確保できるため、その上限を０．２０とする。溶接部のＨＡＺ靱性にきびしい要求がある場合は、その上限を０．１８にすることが望ましい。
【００３３】
ここで、ＡＰＩ－Ｘ６５グレード以上の高強度鋼の引張強度は具体的には５３５ＭＰａ以上をいう。
【００３４】
本発明では上記の化学成分の他に、以下の元素を選択的元素として添加することができる。
【００３５】
Ｃｕ：０．５％以下
Ｃｕは、靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であるが、０．５％を超えて添加すると

溶接ＨＡＺ部の靱性が劣化することがある。従って、Ｃｕを添加する場合は０．５％以下とすることが好ましい。

【００３６】

Ｎｉ：１．０％以下

Ｎｉは、靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であるが、１．０％を超えて添加すると溶接ＨＡＺ部の靱性が劣化することがある。従って、Ｎｉを添加する場合は１．０％以下とすることが好ましい。

【００３７】

Ｃｒ：１．０％以下

Ｃｒは、焼き入れ性を高めることで強度の上昇に有効な元素であるが、１．０％を超えて添加すると溶接ＨＡＺ部の靱性を劣化させることがある。従って、Ｃｒを添加する場合は１．０％以下とすることが好ましい。

【００３８】

Ｍｏ：０．５％以下

Ｍｏは、ＮｂやＴｉと同様に複合炭化物を生成し、析出強化による強度上昇に極めて有効な元素であり、０．０１％以上の添加で効果が得られる場合がある。しかし、０．５％を超えて添加すると溶接ＨＡＺ部の靱性が劣化することがある。従って、Ｍｏを添加する場合は、０．５％以下とすることが好ましい。さらに好ましくは、Ｍｏの添加量は０．０１～０．５％とする。

【００３９】

Ｖ：０．０７％以下

Ｖは、ＮｂやＴｉと同様に複合炭化物を生成し、析出強化による強度上昇に極めて有効な元素であるが、０．０７％を超えて添加すると溶接ＨＡＺ部の靱性が劣化することがある。従って、Ｖを添加する場合は０．０７％以下とすることが好ましい。また、溶接部の会合部ＨＡＺ等、複数サイクルの熱履歴を受ける部分では、ＶＣとして析出しＨＡＺ部を硬化させ著しい靱性劣化を生じるため、ＤＮＶ規格などの厳しい溶接部のＨＡＺ靱性要求がある場合は、Ｖの添加量を０．０４％未満にすることがさらに好ましい。

【００４０】

Ｃａ：０．００５％以下

Ｃａは硫化物系介在物の形態を制御し、延性を改善するために有効な元素であり、その効果を発揮するためには、０．０００５％以上を添加することが好ましいが、０．００５％を超えて添加しても効果が飽和し、むしろ清浄度の低下により靱性を劣化させる。従って、Ｃａ量は添加する場合には、０．００５％以下とすることが好ましく、０．０００５～０．００５％の範囲とすることがより好ましく、０．０００５～０．００３５％の範囲とすることがさらに好ましい。

【００４１】

Ｃ（％）－０．０６５Ｎｂ（％）－０．０２５Ｍｏ（％）－０．０５７Ｖ（％）：０．０２５～０．０６０

本発明の選択的元素であるＭｏ及びＶは、Ｎｂと同様に炭化物を形成する元素であり、これらの元素も十分な固溶Ｃが得られる範囲で添加することが好ましい。しかし、Ｃ（％）－０．０６５Ｎｂ（％）－０．０２５Ｍｏ（％）－０．０５７Ｖ（％）で表される関係式の値が０．０２５未満では固溶Ｃが不足し、０．０６をこえると固溶Ｃが多くなり過ぎるため、Ｃ（％）－０．０６５Ｎｂ（％）－０．０２５Ｍｏ（％）－０．０５７Ｖ（％）を０．０２５～０．０６０にすることが好ましい。ただし、各元素記号は含有量（質量％）であり、含有しない元素は０とする。

【００４２】

なお、本発明の鋼の残部はＦｅおよび不可避的不純物である

本発明において、Ｐは不純物元素であり、靱性を劣化させるため、極力低減させることが望ましいが、過度のＰ低減はコストの増大を招くため、Ｐ含有量は０．０２％以下であれば許容されるものとする。また、本発明において、Ｓは不純物元素であり、靱性や延性

を劣化させるため、極力低減することが望ましいが、過度のＳの低減はコストの増大を招くため、Ｓ含有量は０．００５％以下であれば許容されるものとする。

【００４３】

上記以外の元素及び不可避不純物については、本発明の効果を損なわない限り含有することができる。

【００４４】

２．鋼管の硬さについて

鋼管内面表層部のビッカース硬度をＨＶｓ、管厚中心部のビッカース硬度をＨＶｍとしたときに、ＨＶｓ－ＨＶｍが３０以上とする。鋼管の強度は管厚中心部の強度でおおよそ決定されるが、外圧によるコラプスは鋼管内面側の圧縮強度の影響が極めて高い。また、一般的には、圧縮強度は鋼材の強度または硬度が高いほど高くなるため、耐コラプス性能を高めるには鋼管内面側の硬度を高めることが効果的である。鋼管の内面表層部の硬さＨＶｓは管厚中心部の硬さＨＶｍより高いほど、圧縮強度も高くなるが、その差がビッカース硬度で３０未満では、バウシンガー効果による圧縮強度低下の効果の方が大きく、鋼管の内面側で十分な圧縮強度が得られない。よって、鋼管の内面表層部のビッカース硬度と管厚中心部のビッカース硬度との差を３０以上に規定する。

【００４５】

３．金属組織について

本発明における金属組織の限定理由を以下に示す。

【００４６】

ベイナイト面積分率：９５％以上

バウシンガー効果を抑制し高い圧縮強度を得るためには軟質なフェライト相や硬質な第２相のない均一な組織とし、変形時の組織内部で生じる局所的な転位の集積を抑制することが必要である。そのため、本発明では、金属組織はベイナイト主体の組織とする。その効果を得るためにはベイナイトの面積分率が９５％以上であることが必要である。

【００４７】

ベイナイト以外の金属組織として、島状マルテンサイト（ＭＡ）、フェライト、セメンタイトやマルテンサイトなどの組織も含まれる場合があるが、それらの組織の合計が面積分率で５％以下であれば、特にバウシンガー特性やその他の性能に影響を与えない。よって、ベイナイト以外の組織の面積分率の合計を５％以下とする。好ましくは、３％以下である。

【００４８】

一般に加速冷却を適用して製造された鋼板の金属組織は、鋼板の板厚方向で異なる場合がある。外圧を受ける鋼管のコラプスは、周長の小さな鋼管内面側の塑性変形が先に生じることで起こるため、圧縮強度としては鋼管の内面側の特性が重要となり、一般に圧縮試験片は鋼管の内面側より採取する。よって、上記の金属組織は鋼管の内面側の組織を規定するものであり、鋼管の性能を代表する位置として、鋼管の内面側の管厚１／４の位置の組織とする。

【００４９】

４．製造条件について

本発明の第３発明は、上述した化学成分を含有する鋼スラブ（単に「スラブ」という場合もある）を、加熱し熱間圧延を行った後、加速冷却を行い鋼板を製造し、その鋼板を溶接して高圧縮強度鋼管を製造する方法である。

【００５０】

以下に、製造条件の限定理由について説明する。

【００５１】

スラブ加熱温度：１０００～１２００℃

スラブ加熱温度は、１０００℃未満ではＮｂＣの固溶が不十分でその後の析出による強化が得られず、１２００℃を超えると、靱性やＤＷＴＴ特性が劣化する。従って、スラブ加熱温度は１０００～１２００℃の範囲とする。さらに優れたＤＷＴＴ性能が要求される

場合は、スラブ加熱温度の上限を１１５０℃にすることが望ましい。

【００５２】

スラブ中心部の温度がスラブ表層部よりも３０℃以上低い状態で加熱を終了し

本発明の特徴は、鋼管表層部の硬度を高めるためにＮｂによる焼入れ性効果を活用することであり、鋼板の表層部で十分な焼入れ性を得るためには、スラブ加熱時の鋼スラブの表層部の温度を内部より高める必要がある。鋼スラブの表層部の温度と中心部の温度との差が３０℃未満の場合では、圧延・冷却後の鋼板において、表層部の硬度と管厚中心部の硬度の差が十分でない。したがって、加熱終了時、換言すれば、加熱炉から鋼スラブを抽出する時に、鋼スラブの表層部の温度を中心部よりも３０℃以上高い温度にすることが必要である。表層部と中心部との温度差の制御は、目標加熱温度や鋼スラブのサイズ（板厚・板幅・全長など）から伝熱計算することにより、加熱炉の操業条件を設定することにより達成できるほか、過去の製造実績から推定・判断することも可能である。

【００５３】

ここで、鋼スラブの表層部の温度とは、鋼スラブの表面温度を例えば高温輻射温度計により測定することにより求めることができる。また、中心部の温度は、板厚および表面温度等から、シミュレーション計算等により求められる。例えば、差分法を用い、板厚方向の温度分布を計算することにより、板厚中心温度が求められる。

【００５４】

圧延終了温度：Ar_3以上

バウシンガー効果による強度低下を抑制するためには、金属組織をベイナイト主体の組織としフェライトなどの軟質な組織の生成を抑制する必要がある。そのため、熱間圧延は、フェライトが生成しない温度域であるAr_3温度以上で終了することが必要である。

【００５５】

なお、Ar_3温度は鋼の合金成分によって変化するため、それぞれの鋼で実験によって変態温度を測定して求めてもよいが、各元素の成分量から下式（２）で求めることもできる。

Ar_3（℃）＝９１０－３１０Ｃ（％）－８０Ｍｎ（％）－２０Ｃｕ（％）－１５Ｃｒ（％）－５５Ｎｉ（％）－８０Ｍｏ（％）・・・（２）

ただし、各元素記号は含有量（質量％）であり、含有しない元素は０とする。

【００５６】

熱間圧延に引き続いて冷却を（Ar_3－３０℃）以上から３００～６００℃の温度まで、１０℃／秒以上の冷却速度で行う。加速冷却の条件は以下の通りである。

【００５７】

冷却開始温度：（Ar_3－３０℃）以上

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

【００５８】

冷却速度：１０℃／秒以上

加速冷却は高強度で高靱性の鋼板を得るために不可欠なプロセスであり、高い冷却速度で冷却することで変態強化による強度上昇効果が得られる。しかし、冷却速度が１０℃／秒未満では十分な強度が得られないだけでなく、Ｃの拡散が生じるため未変態オーステナイトへＣの濃化が起こり、ＭＡの生成量が多くなる。前述のようにＭＡ等の硬質第２相によってバウシンガー効果が促進されるため、圧縮強度の低下を招く。しかし、冷却速度が１０℃／秒以上であれば冷却中のＣの拡散が少なく、ＭＡの生成も抑制される。よって加速冷却時の冷却速度の下限を１０℃／秒とする。好ましくは、１０℃／秒以上、５０℃／

秒未満である。

【００５９】

冷却停止温度：３００～６００℃

圧延終了後の加速冷却でベイナイト変態域である３００～６００℃まで急冷することにより、ベイナイト相を生成させる。冷却停止温度が３００℃未満では、ベイナイトやマルテンサイト単相組織となるか、フェライトとベイナイトの２相組織となっても島状マルテンサイト（ＭＡ）が生成するために圧縮強度や耐ＨＩＣ性が劣化する。

【００６０】

一方、冷却停止温度が６００℃を超えると、パーライトが生成して同様に圧縮強度や耐ＨＩＣ性が劣化するとともに、ベイナイト変態による変態強化の効果が十分ではなく強度が低下する。さらに好ましくは、冷却停止温度は４００～６００℃とする。

【００６１】

なお、上記の製造条件における鋼板の温度はいずれも鋼板平均温度とする。鋼板平均温度は、空冷程度の遅い冷却速度の場合は、鋼板表面と鋼板中心部の温度差がほとんど無いため、鋼板表面温度を鋼板平均温度とすることができる。しかし、加速冷却や誘導加熱による再加熱直後など、急冷または急速加熱される場合は、鋼板表面と鋼板中心で温度差を生じる。このような場合は、冷却停止後または加熱後の空冷によって鋼板内部の温度差がほとんど無くなるため、そのときの鋼板表面温度としてもよい。

【００６２】

本発明は上述の方法によって製造された鋼板を用いて鋼管となすが、鋼管の成形方法は、ＵＯＥプロセスやプレスベンド等の冷間成形によって鋼管形状に成形する。

【００６３】

その後、溶接するが、このときの溶接方法は十分な継手強度及び継手靱性が得られる方法ならいずれの方法でもよいが、優れた溶接品質と製造能率の点からサブマージアーク溶接を用いることが好ましい。

【００６４】

拡管を０．４％～１．２％の拡管率で行う

突き合せ部の溶接を行った後に、溶接残留応力の除去と鋼管真円度の向上のため、拡管を行う。このときの拡管率は、所定の鋼管真円度が得られ、残留応力が除去される条件として０．４％以上が必要である。また、拡管率が高すぎるとバウシンガー効果による圧縮強度の低下が大きくなるため、その上限を１．２％とする。

【実施例】

【００６５】

表１に示す化学成分の鋼（鋼種Ａ～Ｄ）を連続鋳造法によりスラブとし、これを用いて板厚３０ｍｍの厚鋼板（Ｎｏ．１～７）を製造した。鋼板製造条件ならびに鋼管製造条件、金属組織および機械的性質等をそれぞれ表２に示す。これらの鋼板を用いて、ＵＯＥプロセスにより外径６１０ｍｍの鋼管を製造した。

【００６６】

【表１】

鋼種	化学成分(質量%)														C*	C+0.67Nb	Pcm	Ar_3 (℃)	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ca					
A	0.058	0.13	1.72	0.010	0.0018	0.024	0.045	0.010	−	−	−	−	−	−	0.055	0.088	0.148	754	発明例
B	0.047	0.15	1.56	0.010	0.0010	0.028	0.038	0.009	0.22	0.15	−	−	0.020	−	0.038	0.072	0.149	745	
C	0.062	0.26	1.27	0.008	0.0023	0.032	0.025	0.015	−	−	0.26	0.18	0.032	0.0030	0.059	0.079	0.159	781	
D	0.074	0.13	1.67	0.010	0.0020	0.021	0.053	0.012	0.10	0.09	−	−	−	0.0024	0.068	0.110	0.170	741	比較例

下線付:本発明の範囲外

C* = C(%)−0.065Nb(%)−0.025Mo(%)−0.057V(%)

Pcm = C(%)+Si(%)/30+Mn(%)/20+Cu(%)/20+Ni(%)/60+Cr(%)/20+Mo(%)/15+V(%)/10+5B(%)

Ar_3 = 910−310C(%)−80Mn(%)−20Cu(%)−15Cr(%)−55Ni(%)−80Mo(%)

各式において、各元素記号は含有量(質量%)、含有しない元素は0とする。

【００６７】

10 20 30 40 50

【表２】

No.	鋼種	鋼板製造条件						金属組織	鋼管の機械的特性			備考
		スラブ加熱温度 (℃)	スラブ表面温度-スラブ中心温度 (℃)	圧延終了温度 (℃)	加速冷却開始温度 (℃)	加速冷却開始温度 $-Ar_3$ (℃)	加速冷却速度 (℃/s)	加速冷却停止温度 (℃)	ベイナイトの面積分率 (%)	引張強度 (MPa)	HVs−HVm (HV)	圧縮降伏強度 (MPa)	
1	A	1150	60	786	763	9	22	350	98	610	42	556	発明例
2	B	1120	45	773	758	13	20	430	98	593	35	520	
3	B	1120	35	800	765	20	22	420	100	615	48	568	
4	C	1150	42	828	795	14	24	325	97	602	50	528	
5	B	1080	15	770	743	−2	20	520	96	553	22	467	比較例
6	B	1070	45	772	714	−31	22	420	73	549	10	420	
7	D	1050	50	840	780	39	20	450	93	583	36	473	

下線部は本発明の範囲外であることを示す。

【００６８】

以上のようにして製造した鋼管の引張特性は、管周方向の全厚試験片を引張試験片として引張試験を行い、引張強度を測定した。圧縮試験は鋼管の内面側の位置より管周方向に直径２０ｍｍ、長さ６０ｍｍの試験片を採取し、圧縮試験を行い圧縮の降伏強度を測定した。金属組織は鋼管の内面側の管厚１／４の位置からサンプルを採取し、研磨後ナイタールによるエッチングを行い光学顕微鏡で観察を行った。そして、２００倍で撮影した写真３～５枚を用いて画像解析によりベイナイト面積分率を求めた。硬度は、鋼管の管厚断面のサンプルにより、管の内面側の表面下１．５ｍｍ位置及び管厚中央部について各５点の

ビッカース硬度を測定し、その平均値を求めた。

【００６９】

表２において、本発明例であるＮｏ．１～４はいずれも、化学成分および製造方法及び金属組織（ミクロ組織）が本発明の範囲内であり、圧縮降伏強度が４８０ＭＰａ以上の高圧縮強度であった。

【００７０】

一方、Ｎｏ．５～７は、化学成分または製造方法が本発明の範囲外であるため、圧縮強度が劣っている。

【産業上の利用可能性】

【００７１】

本発明によれば、高い圧縮強度を有した鋼管が得られるので、高い耐コラプス性能が要求される深海用ラインパイプ、ライザーまたはコンダクターケーシング等へ適用することができる。

フロントページの続き

(72)発明者　堀江　正之
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社内

審査官　守安　太郎

(56)参考文献　特開２００７－１３８２１０（ＪＰ，Ａ）
特開２０１０－１９６１６４（ＪＰ，Ａ）
特開平０４－３３７０２７（ＪＰ，Ａ）

(58)調査した分野(Int.Cl.，ＤＢ名)
Ｃ２２Ｃ　３８／００－３８／６０
Ｃ２１Ｄ　８／０２、８／１０