

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4475023号
(P4475023)

(45) 発行日 平成22年6月9日(2010.6.9)

(24) 登録日 平成22年3月19日(2010.3.19)

(51) Int.Cl.

F 1

C 22 C 38/00	(2006.01)	C 22 C 38/00	3 O 1 Z
C 22 C 38/14	(2006.01)	C 22 C 38/14	
C 22 C 38/58	(2006.01)	C 22 C 38/58	
C 21 D 9/08	(2006.01)	C 21 D 9/08	F
C 21 D 9/50	(2006.01)	C 21 D 9/50	1 O 1 A

請求項の数 4 (全 12 頁)

(21) 出願番号

特願2004-172422 (P2004-172422)

(22) 出願日

平成16年6月10日 (2004.6.10)

(65) 公開番号

特開2005-350724 (P2005-350724A)

(43) 公開日

平成17年12月22日 (2005.12.22)

審査請求日

平成18年9月20日 (2006.9.20)

(73) 特許権者 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(74) 代理人 100081352

弁理士 広瀬 章一

(72) 発明者 岡口 秀治

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(72) 発明者 濱田 昌彦

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

審査官 佐藤 陽一

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】低温韧性に優れた超高強度ベンド管

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量比にて

C : 0.03 ~ 0.12% Si : 0.01 ~ 0.2%

Mn : 0.8% ~ 2.0% P : 0.009% 以下、

S : 0.003% 以下 Ni : 0.1 ~ 1.5%

Nb : 0.003 ~ 0.05% Mo : 0.05 ~ 1.2%

Ti : 0.002 ~ 0.03% N : 0.005% 以下

Al : 0.002 ~ 0.07%

残部Feおよび不可避不純物からなり、かつ(1) および(2) 式で示されるM値およびCP値がそれぞれ2.75 ~ 4.00% および - 0.08 ~ 0.10% の範囲の成分組成を有し、さらにミクロ組織が平均パケット粒径20 μm 以下の焼き戻しベイナイト組織中に焼き戻しマルテンサイト組織を3%以上含有する組織であることを特徴とする引張強さ750MPa以上の超高強度ベンド管。

$$M \text{ 値} = 5.5 C + 0.6Si + Mn + 0.5Cu + 0.7Cr + 0.4Ni + 1.5Mo + 2 V \dots \quad (1)$$

$$CP \text{ 値} = Nb - 0.6Si - 5S - 5(Ti - 0.015) + 0.2V \dots \quad (2)$$

【請求項 2】

質量比にて

C : 0.03 ~ 0.12% Si : 0.01 ~ 0.2%

Mn : 0.8% ~ 2.0% P : 0.009% 以下、

10

20

S : 0.003 % 以下 Ni : 0.35 ~ 1.5 %
Nb : 0.003 ~ 0.05 % Mo : 0.05 ~ 1.2 %
Ti : 0.002 ~ 0.03 % N : 0.005 % 以下
Al : 0.002 ~ 0.07 %,

さらに、Cu : 0.1 ~ 1.4 %、Cr : 0.1 ~ 1.2 %、Ca : 0.0005 ~ 0.006 %、Mg : 0.0001 ~ 0.003 % の 1 種または 2 種以上を含有し、残部 Fe および不可避不純物からなり、かつ(1) および(2) 式で示される M 値および CP 値がそれぞれ 2.75 ~ 4.00 % および -0.08 ~ 0.10 % の範囲の成分組成を有し、さらにミクロ組織が平均パケット粒径 20 μm 以下の焼き戻しベイナイト組織中に焼き戻しマルテンサイト組織を 3 % 以上含有する組織であることを特徴とする引張強さ 750 MPa 以上の超高強度ベンド管。

$$M \text{ 値} = 5.5 C + 0.6Si + Mn + 0.5Cu + 0.7Cr + 0.4Ni + 1.5Mo + 2 V \dots \dots \dots (1)$$

$$CP \text{ 値} = Nb - 0.6Si - 5S - 5(Ti - 0.015) + 0.2 V \dots \dots \dots (2)$$

【請求項 3】

前記成分組成が、質量比で、さらに、V : 0.005 ~ 0.1 % 含有することを特徴とする請求項 1 または 2 記載の超高強度ベンド管。

【請求項 4】

請求項 1 ないし 3 のいずれかに記載された成分組成を有する鋼管を、820 ~ 1050 に加熱後、曲げ加工を施した後、400 以下の温度まで 5 / 秒以上の冷却速度にて加速冷却を行い、その後、350 ~ 750 の温度域で焼き戻し処理を施すことを特徴とする引張強さ 750 MPa 以上の超高強度ベンド管の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、引張強さで 750 MPa 以上の高強度と優れた低温靭性を有するベンド管（曲がり管）およびその製造法に関する。

【背景技術】

【0002】

天然ガス、原油を長距離輸送するパイプラインにおいて、輸送コストの低減は普遍的なニーズであり、そのためには操業圧力の上昇による輸送効率の改善が必要とされている。そこで、操業圧力を高めるには、従来からの強度グレードのパイプにおいてその肉厚を増加させる方法が考えられる。

【0003】

しかし、そのような方法では現地での溶接施工能率を低下させるとともに構造物の重量増加による施工効率の低下を生じる問題がある。これに対しパイプ素材そのものを高強度化し肉厚の増大を制限するニーズが高まっており、現在、米国石油協会(API)において X 80 グレード鋼が規格化され実用に供されてきている。さらに X 100 グレードおよびそれ以上の強度グレードの鋼管も開発が進められている。

【0004】

ところで、長大なパイプラインや複雑な構造の圧力容器では直線状の直管だけでは施工が不可能なため、複雑な地形や設計に応じて鋼管を対応させることができる曲がり管が必要である。

【0005】

通常、曲がり管、つまりベンド管は直管を熱間または温間にて（曲げ）加工して製造される。これまで X 80 グレードまでの X 100 グレード未満のベンド管（引張強さで約 750 MPa 未満のベンド管）については種々の技術が提案され、実用化されている。しかしながら、X 100 グレード以上の高強度グレードのベンド管については、高強度鋼板では溶接性と低温靭性とを両立させるために、組織の微細化などを目的として制御圧延技術の役割が大きくなるが、この鋼管を熱間 / 温間曲げ加工した場合、加熱によって制御圧延の効果が消失してしまい、ベンド管を製造する際に生ずる機械的特性の低下が激しくなる傾向にあり、低温靭性を安定的に得ることが困難と考えられていた。

10

20

30

40

50

【 0 0 0 6 】

これに対し、例えば特許文献 1 では成分を調整して製造した鋼管を微細なオーステナイト状態で曲げ加工し、直ちに水冷することにより平均粒径で $10 \mu\text{m}$ 以下のオーステナイト粒から変態したベイナイトを体積分率で 70% 以上含有する X 100 グレード以上の高強度ベンド管が提案されている。

【 0 0 0 7 】

また特許文献 2 では適正量の合金元素を含む、0.03% C 以下の極低 C - Nb - 微量 Ti 系鋼管を加熱後、曲げ加工しながら直後に焼き入れ処理することによって高強度と低温靭性を同時に達成する X 80 ~ X 100 級ベンド管が提案されている。

【特許文献 1】特開平11-172374号公報

10

【特許文献 2】特開2002-129288号公報

【発明の開示】**【発明が解決しようとする課題】****【 0 0 0 8 】**

しかしながら、構造体としてのパイプラインにおいてはベンド管の部位が歪み集中部位となるため、亀裂伝播停止特性に加え、極めて高い脆性亀裂発生抑制特性を具備している必要がある。特に X 100 グレードあるいは X 100 グレード超の超高強度鋼においては材料の脆性亀裂発生感受性が高まるため、特に留意する必要がある。

【 0 0 0 9 】

一般にラインパイプ用鋼において、この亀裂発生抑制特性を評価するには CTOD 試験が利用されているが、従来の超高強度ベンド管の製造技術では、溶接 HAZ 部を含む鋼管の亀裂発生抑制特性に対し CTOD 試験による十分な検討がなされておらず、安全性が確保できているとは云えなかった。特に特許文献 1 と特許文献 2 に記載されているような、加速冷却まで製造された高強度ベンド管では組織中に有害な硬質相が残存するため、十分な亀裂発生抑制特性と安全性が確保できているとは云えなかったのである。また、従来の低強度ベンド管製造でしばしば利用されているベンド管成型後の焼き戻し処理も、そのまま超高強度ベンド管に流用しただけでは硬質相の分解・軟化が生ずるものの、新たに粒界上やパケット界面上の炭化物の析出などによって十分な亀裂発生抑制特性を具備させることができなかつたのである。

【 0 0 1 0 】

30

すなわち、特許文献 1 の発明では焼き入れままのベイナイト組織を利用しているため、冷却前のオーステナイト粒を $10 \mu\text{m}$ の微細粒にしなければならず、そのためには鋼管の加熱温度を $780 \sim 950$ の / 二相域に加熱する必要がある。これでは製品の加工精度、特性にバラツキが生じ、生産性も悪くなるだけでなく、X 100 グレード以上の高強度、高靭性化にも限界がある。また特許文献 2 の発明でも極低 C 鋼のため、引張強さ 750MPa 以上の高強度では十分な低温靭性を有するベンド管の製造は困難であった。

【 0 0 1 1 】

本発明の課題は引張強度が 750MPa 以上で、優れた母材および溶接部の亀裂発生抑制特性と溶接性を有する高強度ベンド管とその製造法を提供せんとするものである。

【課題を解決するための手段】

40

【 0 0 1 2 】

本発明者らは、優れた母材および溶接部靭性、亀裂発生抑制特性と溶接性を有する高強度ベンド管を開発すべく、種々検討を行った結果、以下の知見を得るに至った。

即ち、750MPa 以上の引張強度を有する高強度ベンド管を熱間曲げ加工によって母材、溶接部の靭性を損なうことなく製造するには、以下の点が重要である。

【 0 0 1 3 】

(i) ベンド管の最終組織は、焼き戻しマルテンサイトを含有する焼き戻しへイナイト(下部ベイナイト含む)組織とし、ベイナイトの平均パケット粒径を $20 \mu\text{m}$ 以下とする。この際十分な高強度と低温靭性を両立させるには焼き戻しマルテンサイトの生成分率を 3 % 以上とする。

50

【0014】

(ii) 上記組織をベンド管の製造工程にて得るためには、鋼管の成分系について下記(1)式の値をに2.75~4.00質量%に制御する。

(iii) (i)記載の組織をベンド管の製造工程にて得、さらにガスラインパイプ用ベンド管として十分な亀裂発生抑制特性を材料に具備させるのは下記(2)式の値をに-0.08~0.10質量%に制御する。

【0015】

(iv) (i)の組織を効率よく得て、かつ高い亀裂発生抑制特性を有するベンド管を安定的に得るためにには、(ii)の成分制御を同時に行うとともに、熱間曲げ加工にてベンド管を製造する際に、820~1050の温度域に加熱後、曲げ加工を施した後、400以下10の温度まで加速冷却し、その後、350~750の温度域で焼き戻し処理を実施する。

【0016】

$$M \text{ 値} = 5.5 C + 0.6Si + Mn + 0.5Cu + 0.7Cr + 0.4Ni + 1.5Mo + 2V \dots \dots (1)$$

$$CP \text{ 値} = Nb - 0.6Si - 5S - 5(Ti - 0.015) + 0.2V \dots \dots (2)$$

超高強度ベンド管の亀裂伝播発生特性を向上させるには、1)組織の微細化と、2)歪み集中により亀裂発生の起点となりうる硬化組織の除去を同時に実施する必要がある。

【0017】

M値は750MPa以上の高強度と十分に高い韌性を得るための組織微細化に必要な成分値を規定しており、これによってベンド加工処理とその後の熱処理によって、十分微細なパケットサイズを有する焼き戻しペイナイト-マルテンサイトを得ることができる。焼き戻し処理によって亀裂発生抑制特性に有害な硬質の島状マルテンサイト(MA)相の多くは分解される傾向にあるが、一部残存したり、炭化物が粒界上やパケット上に点列状あるいは膜状、塊状に析出するために、十分な特性が得られない場合がある。

【0018】

また、粗大硫化物の生成やTiCなどマトリックスの脆性破壊抵抗を著しく弱める析出物の生成も亀裂発生抑制抵抗を低下させる要因となるが、CP値を抑制することによってこれらの阻害点が除去され、亀裂発生抑制抵抗が安定化することが判明した。

【0019】

図1は本発明にかかる鋼組成をもった、引張強さ750MPa以上の超高強度ベンド管の-20におけるCTOD特性とCP値の関係をまとめたものだが、本発明の範囲内に制御することによって、ガスラインパイプとして十分に安全な0.2mm以上30のCTOD特性値が得られることが分かる。

【0020】

したがって、本発明により×100グレード以上の高強度ベンド管に対し、優れた低温韌性と溶接性が得られるだけでなく、ベンド管製造時の加工精度(鋼管寸法)や鋼管特性のバラツキが少なく、かつ生産性にも優れるといった効果を得ることが可能となる。

【0021】

本発明は、また、具体的には発明の請求範囲に限定される製造法によって当該性能ベンド管を製造可能ならしめるものである。

【発明の効果】

【0022】

本発明によれば、引張り強さ750MPa以上を具備し、かつ低温韌性の良好な高強度ベンド管を得ることができる。その結果、パイプラインの輸送効率・施工能率を飛躍的に改善することが可能となった。

【発明を実施するための最良の形態】

【0023】

本発明を上記のように限定した理由を詳述する。以後の説明において合金元素の含有率の「%」は「質量%」を表示する。

C : 0.03~0.12%

Cは強度上昇に有効な元素であり、本発明鋼において所望の強度を得るためにには0.03%

10

20

30

40

50

以上が必要である。しかし、0.12%を超える過剰添加は鋼の溶接性を劣化させるだけでなく、熱間曲げ加工後の母材、溶接熱影響部の韌性および亀裂発生抑制特性を劣化させるため、上限を0.12%と制限する。

【0024】

Si : 0.01 ~ 0.2 % 以下

Siは脱酸に有効な元素であるが、その効果を得るためにには0.01%以上添加する。0.2%を超えて添加すると溶接熱影響部の韌性を低下させるだけでなく、熱間曲げ加工後の母材、溶接熱影響部の韌性および亀裂発生抑制特性を劣化させるため、上限を0.2%と制限する。好ましくは、0.18%以下である。さらに好ましくは、0.15%以下である。

【0025】

Mn : 0.8 ~ 2.0 %

Mnは強度上昇に有効な元素であり、そのためには、0.8%以上添加する。しかし、2.0%を超えて添加すると溶接部の韌性が劣化するだけでなく、熱間曲げ加工後の母材、溶接熱影響部の韌性および亀裂発生抑制特性を劣化させるため、上限を2.0%と制限する。好ましくは、1.8%以下、さらに好ましくは、1.7%未満である。

【0026】

P : 0.009 % 以下、S : 0.003 % 以下

PやSの含有量は鋼の韌性に著しい影響を及ぼすため、含有量の低減を図る必要がある。P量の低減はスラブの中心偏析を軽減するとともに、粒界での脆性破壊を低減する。SはMnSとなって鋼中に析出し、これが圧延により延伸し韌性および亀裂発生抑制特性に悪影響を及ぼす。これらの悪影響を抑制するためには、Pを0.009%以下、Sを0.003%以下とする。

【0027】

特にSは、後述するCP値に大きく影響するために、0.002%以下、より好ましくは0.0015%以下に限定する。また、亀裂発生特性を安定化させるためにはP量を0.006%以下にすることが好ましい。

【0028】

Ni : 0.1 ~ 1.5 %

Niは強度上昇に有効な元素であると同時に、韌性および脆性亀裂の伝播停止特性を改善する効果を有する。また、熱間曲げ加工後の母材、溶接熱影響部の韌性の劣化を抑制する作用を有する。これらの効果を得るには0.1%以上添加する。しかし、1.5%を超える過量添加はコストアップに見合うだけの強度上昇と韌性の改善が得られないため上限を1.5%とする。

【0029】

Nb : 0.003 ~ 0.05%

Nbは熱間曲げ加工による組織・特性の劣化を抑制し、加工後の母材、溶接熱影響部の韌性劣化を抑制する作用を有する元素である。その効果のためには、0.003%以上添加する。0.05%を超えて添加すると溶接性が低下すると同時に、かえって加工後の母材、溶接熱影響部の低温韌性が劣化するため、上限を0.05%とする。溶接部韌性、特に周溶接部の韌性を考慮すると、上限量を0.03%以下、さらには0.01%未満に抑えるのが望ましい。

【0030】

Mo : 0.05 ~ 1.2 %

Moは強度上昇に有効な元素であると同時に、熱間曲げ加工後の母材、溶接熱影響部の韌性劣化を抑制する作用を有する。これらの効果を得るには0.05%以上、望ましくは0.1%以上の添加を行う。しかし、1.2%を超える過量添加はコストアップに見合うだけの強度上昇と韌性の改善が得られなくなるだけでなく、母材、溶接部の韌性低下を招くため上限を1.2%とする。

【0031】

Ti : 0.002 ~ 0.03%

Tiはスラブ加熱時のオーステナイト結晶粒の微細化に有効な元素であり、0.002%以上

10

20

30

40

50

添加する。特にNb添加鋼の場合には、Nbによって助長される連続鋳造スラブ表面のヒビワレを抑制するのに有効である。0.002 %以上でこうした効果を発揮するが、0.03%を超えて添加すると、TiN が粗大化しオーステナイト結晶粒の微細化効果が消滅するとともに、過剰なTiによる母材熱影響部の韌性低下が生ずるため、Ti添加量を0.03%以下とする。好ましくは0.005 %以上添加する。

【 0 0 3 2 】

N : 0.005 %以下

Nは母材、溶接部の韌性低下を招くだけでなく、熱間曲げ加工後の特性低下を顕著化させる有害な元素である。0.005 %を超えて含まれると、他の条件を調整してもベンド管としての良好な特性が得られなくなるため、上限を0.005 %とした。望ましくは0.003 %以下である。

10

【 0 0 3 3 】

Al : 0.002 ~ 0.07%

Alは脱酸に有効な元素であるが、0.002 %以上でなければ脱酸が不十分になり、低級酸化物の生成により母材などの韌性低下を引き起こすおそれがあるので、下限値を0.002 %とした。シーム溶接および周溶接金属部の韌性改善のためには0.03%超、望ましくは0.05 %超の添加が望ましい。一方、0.07%を超えて添加すると溶接熱影響部の韌性を低下させるだけでなく、熱間曲げ加工後の母材、溶接熱影響部の韌性を劣化させるため、上限を0.07%とする。

【 0 0 3 4 】

20

本発明にあっては、好ましくは、さらに次のような元素を含有させててもよい。

V : 0.005 ~ 0.1 %

Vは母材の強化に有用であるがその効果は0.005 %以上で発揮される。しかし0.1 %超添加すると母材、溶接部の韌性を劣化させるため、上限を0.1 %とする。

【 0 0 3 5 】

特に、Vの場合、後述するCP値に影響し、鋼管の加熱に際しての結晶微細化、そして韌性強化に大きく寄与する。

さらに本発明にあっては、以下の成分元素はその範囲内の添加によって、母材、溶接熱影響部の低温韌性、溶接性の劣化を伴わず高強度化や耐食性の向上が可能なため、より厚肉の鋼板や高強度材などを製造する際に使用可能である。

30

【 0 0 3 6 】

Cu : 0.1 ~ 1.4 %

Cuは強度上昇や耐食性向上に有効な元素であるが、0.1 %未満では効果が期待できず、1.4 %を超えて添加すると韌性を劣化させるため、下限を0.1 %、上限を1.4 %とする。

【 0 0 3 7 】

Cr : 0.1 ~ 1.2 %以下

Crは強度確保や耐食性向上のために添加するが、その効果は0.1 %以上の添加で発揮され、1.2 %を超えて含まれると母材、溶接部の韌性が劣化するため、上限を1.2 %とする。

【 0 0 3 8 】

40

Ca : 0.0005 ~ 0.006 %

CaはMnS の形態制御を行い鋼の圧延方向に対する直角方向の物性向上のために含有させる元素である。またその微細な酸化物 / 硫化物により母材および溶接熱影響部韌性を向上させる効果も有するが、これらの効果を期待するには0.0005%以上添加する。また0.006 %を超えて含有させると鋼中の非金属介在物が増加し内部欠陥の原因となる。したがってCa含有量は0.0005 ~ 0.006 %の範囲とする。

【 0 0 3 9 】

Mg : 0.0001 ~ 0.003 %

Mgも微細酸化物 / 硫化物の生成を通じ、母材および溶接熱影響部韌性を向上させる効果を有するが、これらの効果を期待するには0.0001%以上添加する。また0.003 %を超えて

50

含有させると鋼中の非金属介在物が増加し内部欠陥の原因となる。したがってMg含有量は0.0001~0.003 %の範囲とする。好ましくは、0.0002~0.002 %である。

【0040】

本発明の目標とする母材およびシーム／周溶接部靭性を得るために、鋼成分を上記の組成範囲内に調整するだけでは不十分で、さらに下記に示す成分調整が必要である。

M値：2.75~4.00%

下記(1)式に示すM値を適正範囲に調整することにより、熱間曲げ加工による組織・特性の劣化を抑制し、加工後の母材、溶接熱影響部の靭性の劣化を抑制することが可能である。ベイナイトおよびマルテンサイト組織の最適化を図り、上記効果を得ようとすると、M値を質量%にて、2.75~4.00%の範囲に制御する。M値が2.75%未満の場合、上記に示した個々の元素がそれぞれ本発明の規定値内であっても、曲げ加工後の母材、溶接熱影響部の靭性劣化を抑制することができなくなり、また4.00%を超える場合、溶接性および溶接熱影響部(HAZ)靭性が劣化するだけでなく、鋼管製造コストも大きく劣化する。母材、溶接部靭性バランスの最適化およびコストの観点から、好ましくは、2.8~3.8%、より好ましい成分範囲は2.9%~3.5%である。

【0041】

$$M\text{ 値} = 5.5C + 0.6Si + Mn + 0.5Cu + 0.7Cr + 0.4Ni + 1.5Mo + 2V \dots \dots (1)$$

CP値：-0.08~0.10%

下記(2)式に示すCP値は、Nbの有効化を示す指標であり、言わばNb当量に相当する。

【0042】

CP値を-0.08~0.10%の適正範囲に調整することにより、曲げ加工前の加熱時のオーステナイト粒を微細化すると同時に、冷却後に生成するベイナイトおよびマルテンサイト組織のマトリクス靭性が向上することによって母材部の靭性を向上させることができる。

【0043】

また、後者の効果は溶接熱影響部についても効力を發揮し、溶接熱影響部の靭性劣化も抑制する。これらの効果はCP値を-0.08%以上にすることによって得ることができ、CP値が0.10%を超えると溶接熱影響部中の島状マルテンサイトが急激に増加し、靭性を損なう恐れがある。母材、溶接部靭性バランスの最適化およびコストの観点から、より好ましい成分範囲は-0.05%~0.05%である。

【0044】

$$CP\text{ 値} = Nb - 0.6Si - 5S - 5(Ti - 0.015) + 0.2V \dots \dots (2)$$

次に、本発明にかかるバンド管の製造方法について説明する。

本発明では上記に規定された成分組成の鋼管を820~1050℃に加熱後、曲げ加工し、400℃以下まで加速冷却後、焼き戻し処理をするか、または加工後、450~250℃の温度まで加速冷却をし、その後室温まで空冷をすることによって、所定のミクロ組織を得るものである。

【0045】

曲げ加工に供する鋼管はSAW(サブマージドアーク溶接)、MIG(メタルイナートガス溶接)、TIG(タンゲステンイナートガス)溶接などを含む種々の溶接法により溶接されたUOE鋼管、ロールバンド鋼管やシームレス鋼管などを使用することができる。

【0046】

鋼管加熱温度：

曲げ加工前の加熱温度が820℃を下回る場合、組織が不均一となり、加工精度(鋼管寸法)や特性バラツキが大きく劣化するだけでなく、変形抵抗が大きくなるため曲げ加工の生産性が著しく低下してしまう。また、1050℃を超える場合には加熱時のオーステナイト粒が粗大化してしまい、成分調整や冷却条件の制御を行ってもベイナイトの平均パケットサイズを20μm以下とすることはできず、高強度と良好な低温靭性を両立できなくなってしまう。

【0047】

加工後の冷却速度：

10

20

30

40

50

加工後の冷却速度は適度のマルテンサイトを含むベイナイト組織を得るために重要である。冷却速度が5 /秒未満では所望のミクロ組織を得ることができなくなる。冷却速度は大きくてミクロ組織の調整は可能であるが、50 /秒を大きく超える場合、成分や冷却停止温度などによる組織調整が難しくなり、また冷却設備が過大になるなどの不具合が発生する可能性があるため、50 /秒を大きく超えないようにすることが望ましい。

【0048】

冷却停止温度 / 焼き戻し温度 :

冷却停止温度が400 を上回る条件では適量のマルテンサイトが得られない。また焼き戻しの際、焼き戻し温度が350 未満または750 を超える場合には高強度と良好な低温靱性の両立ができなくなる。

10

【0049】

次に、本発明の作用効果について実施例に基づいてさらに具体的に説明する。

【実施例1】

【0050】

曲げ加工に供する供試鋼管は、表1に示す化学成分を有する鋼を常法により溶製、鋳造し得られた鋳片から熱間圧延により鋼板を製造し、UOE 製管またはロールベンディング(BR)製管により得た。これらの供試鋼管からは、表2に示す加熱、冷却条件 / 热処理条件にてベンド管を製造した。鋼管の板厚は18~40mmである。

【0051】

このようにして製造されてベンド管から切り出した試験片について引張り試験および2 mmV ノッチシャルピー衝撃試験、そしてCTOD試験を行い、それぞれの特性を同じく表2にまとめて示してある。

20

【0052】

本発明例では引張強度で750MPa以上の強度とvTrs(シャルピー破面遷移温度)で-80以下の良好な低温靱性が得られている。また-20におけるCTOD特性も本発明例はいずれも0.2mm以上の良好な特性を有している。

【0053】

【表1】

マ ク	化 学 成 分												(質量%)			備 考		
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Nb	Al	Ti	N	Cu	Cr	V	Ca、Mg	M値	CP 値	
A	0.060	0.15	1.86	0.0030	0.0006	0.45	0.30	0.035	0.018	0.014	0.0025	—	—	—	—	—	-0.053	本 発 明
B	0.060	0.10	1.95	0.0050	0.0004	0.65	0.25	0.025	0.012	0.012	0.0022	—	—	—	—	—	-0.022	
C	0.070	0.08	1.65	0.0040	0.0008	0.35	0.35	0.015	0.008	0.013	0.0022	0.25	0.15	0.000	—	—	-0.027	
D	0.060	0.04	1.80	0.0030	0.0005	0.45	0.25	0.008	0.025	0.009	0.0025	0.30	—	0.030	—	—	0.018	
E	0.060	0.12	1.65	0.0050	0.0012	0.85	0.35	0.021	0.015	0.017	0.0018	—	0.25	0.025	—	—	-0.062	
F	0.080	0.05	1.90	0.0010	0.0007	0.45	0.35	0.011	0.012	0.012	0.0021	0.30	—	0.030	—	—	-0.002	
G	0.070	0.01	1.55	0.0060	0.0004	0.75	0.45	0.035	0.021	0.007	0.0018	—	—	—	—	—	—	
H	0.070	0.18	1.75	0.0030	0.0006	0.35	0.20	0.030	0.030	0.011	0.0026	0.30	0.10	—	—	—	0.067	
I	0.060	0.10	1.72	0.0020	0.0008	0.55	0.15	0.015	0.023	0.013	0.0018	0.30	—	0.050	—	—	2.805	-0.029
J	0.070	0.12	1.55	0.0060	0.0007	0.45	0.15	0.006	0.025	0.012	0.0036	—	—	—	—	—	2.412*	比 較 例
K	0.150*	0.16	2.15	0.0120	0.0005	0.65	0.45	0.022	0.042	0.013	0.0018	0.00	0.20	0.000	—	—	4.146*	
L	0.050	0.17	1.84	0.0040	0.0012	0.82	—*	—*	0.025	0.014	0.0048	0.25	0.15	0.030	—	—	2.835	-0.097*
M	0.080	0.35*	1.50	0.0050	0.0008	0.55	0.15	0.000	0.021	0.015	0.0025	0.32	0.00	0.035	—	—	2.825	-0.207*

*は本発明の範囲外を示す。

【表2】

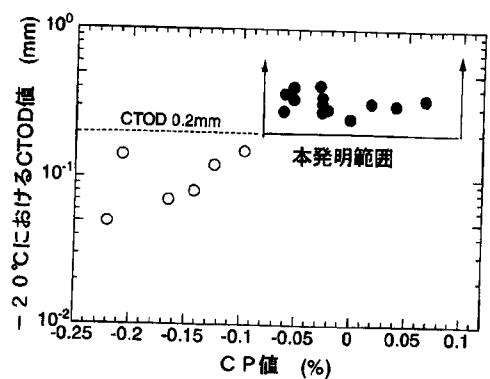
No.	鋼 製管 製造法	鋼管 厚 (mm)	鋼管のベンド条件				鋼管母材のミクロ組織				鋼管母材の機械的性質				備 考
			加熱温度 (°C)	曲げ加工後 の冷却速度 (°C/秒)	冷却停止 温度 (°C)	焼戻し 温度 (°C)	平均粒径 (μm)	焼戻し割 合 (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	vTrs (°C)	CTOD -20°C (mm)			
A1	A	UOE	25	950	12	室温	500	8	5	785	810	-89	0.34		
A2	A	UOE	30	1000	9	室温	450	14	5	799	832	-95	0.41		
B1	B	UOE	25	950	15	室温	450	9	10	829	878	-80	0.29	本 発 明 例	
C1	C	UOE	25	950	10	室温	550	8	5	815	880	-84	0.32		
C2	C	UOE	18	1000	30	室温	450	9	5	825	905	-92	0.28		
C3	C	UOE	35	1050	12	室温	500	12	12	800	842	-88	0.35		
D1	D	UOE	25	950	15	室温	450	8	5	798	856	-95	0.32		
E1	E	UOE	25	1000	10	室温	450	10	7	910	1001	-85	0.28		
F1	F	UOE	25	880	15	室温	400	7	5	943	1021	-92	0.25		
G1	G	UOE	25	900	15	室温	120	450	9	4	765	932	-94	0.34	
H1	H	BR	40	950	7	室温	450	10	5	718	798	-98	0.37		
I1	I	UOE	25	1000	12	室温	500	12	3	725	811	-99	0.42		
A3	A	UOE	25	1000	15	室温	600*	10	0*	794	889	-62	0.15		
A4	A	UOE	25	750*	10	室温	500	15	0*	685	742	-78	0.18		
A5	A	UOE	25	1000	1.5*	室温	550	12	0*	705	788	-68	0.08	比 較	
C4	C	UOE	25	950	15	室温	200	450	9	0*	789	843	-79	0.18	
C5	C	UOE	25	1150	10	室温			25*	6	815	856	-68	0.11	
J1	J	UOE	25	900	15	室温	450	9	0	642	712	-58	0.19		
K1	K	UOE	25	900	10	室温	500	8	25	1051	1120	-42	0.08		
L1	L	UOE	25	900	15	室温	550	15	2*	787	821	-68	0.15		
M1	M	UOE	25	1000	12	室温	500	12	1*	672	744	-67	0.14		

【図面の簡単な説明】

【0055】

【図1】CP値と-20℃におけるCTOD値との関係を示すグラフである。

【図1】



フロントページの続き

(56)参考文献 特開2003-277831(JP,A)
特開平05-279743(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60
C21D 9/00 - 9/44, 9/50