

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5750546号
(P5750546)

(45) 発行日 平成27年7月22日(2015. 7. 22)

(24) 登録日 平成27年5月22日(2015. 5. 22)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 2 C 38/00 (2006. 01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 A
C 2 2 C 38/58 (2006. 01)	C 2 2 C 38/58
C 2 1 D 8/02 (2006. 01)	C 2 1 D 8/02 B

請求項の数 14 (全 11 頁)

(21) 出願番号	特願2014-513889 (P2014-513889)	(73) 特許権者	302022474
(86) (22) 出願日	平成24年5月25日(2012. 5. 25)		宝山鋼鉄股▲分▼有限公司
(65) 公表番号	特表2014-520208 (P2014-520208A)		中華人民共和国201900 上海市宝山
(43) 公表日	平成26年8月21日(2014. 8. 21)		区富▲錦▼路885号
(86) 国際出願番号	PCT/CN2012/076049	(74) 代理人	110001195
(87) 国際公開番号	W02013/044640		特許業務法人深見特許事務所
(87) 国際公開日	平成25年4月4日(2013. 4. 4)	(72) 発明者	張 愛 文
審査請求日	平成25年12月10日(2013. 12. 10)		中華人民共和国201900上海市宝山区
(31) 優先権主張番号	201110287965.X		富錦路885号
(32) 優先日	平成23年9月26日(2011. 9. 26)	(72) 発明者	焦 四 海
(33) 優先権主張国	中国 (CN)		中華人民共和国201900上海市宝山区
			富錦路885号
		(72) 発明者	袁 向 前
			中華人民共和国201900上海市宝山区
			富錦路885号

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 低降伏比高靱性鋼板及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

溶鋼を、真空脱ガス処理した後に連続鋳造して連続鋳造スラブとする工程、
連続鋳造スラブを、 $1150 \sim 1220^{\circ}\text{C}$ で加熱した後、オーステナイト再結晶温度域
と未再結晶温度域で多パス圧延を行なって、全圧下率 $\geq 80\%$ 、圧延終了温度 $\geq 850^{\circ}\text{C}$
とする工程、

圧延された鋼板を、 $15 \sim 50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で、ベイナイトの開始点 $B_s (^{\circ}\text{C}) - 60^{\circ}\text{C}$ ～ベイナイトの開始点 $B_s (^{\circ}\text{C}) - 100^{\circ}\text{C}$ の温度域に速やかに水冷し、さらに $5 \sim 60\text{s}$ 間空冷する工程、及び

冷却された鋼板を、オンライン誘導加熱炉に入れて、 $1 \sim 10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の速度で、 $B_s + 20^{\circ}\text{C}$ まで速やかに加熱し、 $40 \sim 60\text{s}$ 間焼戻した後、炉外で空冷する工程を含み、

ベイナイトの開始点 $B_s (^{\circ}\text{C})$ は、 $B_s = 830 - 270\text{C} - 90\text{Mn} - 37\text{Ni} - 70\text{Cr} - 83\text{Mo}$ (式中、M, Ni, Cr, Moは、それぞれの金属元素の含有量(質量%)の値を意味する)である、製造方法により製造される低降伏比高靱性鋼板であって、

化学成分は、重量百分率で、C: $0.05 \sim 0.08\%$ 、Si: $0.15 \sim 0.30\%$ 、Mn: $1.55 \sim 1.85\%$ 、 $P \leq 0.015\%$ 、 $S \leq 0.005\%$ 、Al: $0.02 \sim 0.035\%$ 、Nb: $0.015 \sim 0.025\%$ 、Ti: $0.012 \sim 0.019\%$ 、Cr: $0.20 \sim 0.40\%$ 、Mo: $0.18 \sim 0.30\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $O \leq 0.004\%$ 、Ca: $0.0015 \sim 0.0050\%$ 、 $Ni \leq 0.40\%$ であり、 $Ca/S \geq 1.5$ であり、残量は鉄及び不可避免的不純物であり、

10

20

厚さ 10 ～ 25 mm、降伏強さ $\geq 500 \text{ MPa}$ 、降伏比 ≤ 0.75 、伸び率 $A_{50} \geq 20\%$ 、 -60°C での $A_{kv} \geq 200 \text{ J}$ である、低降伏比高靱性鋼板。

【請求項 2】

$\text{Si} : 0.16 \sim 0.29\%$ である、請求項 1 に記載の低降伏比高靱性鋼板。

【請求項 3】

$\text{Mn} : 1.55 \sim 1.83\%$ である、請求項 1 又は 2 に記載の低降伏比高靱性鋼板。

【請求項 4】

$\text{N} \leq 0.0055\%$ である、請求項 1 ～ 3 のいずれか 1 項に記載の低降伏比高靱性鋼板。

【請求項 5】

$\text{P} \leq 0.008\%$ 、 $\text{S} \leq 0.003\%$ である、請求項 1 ～ 4 のいずれか 1 項に記載の低降伏比高靱性鋼板。

【請求項 6】

$\text{Ni} \leq 0.25\%$ である、請求項 1 ～ 5 のいずれか 1 項に記載の低降伏比高靱性鋼板。

【請求項 7】

$\text{Cr} : 0.24 \sim 0.36\%$ である、請求項 1 ～ 6 のいずれか 1 項に記載の低降伏比高靱性鋼板。

【請求項 8】

$\text{Mo} : 0.19 \sim 0.26\%$ である、請求項 1 ～ 7 のいずれか 1 項に記載の低降伏比高靱性鋼板。

【請求項 9】

$\text{Nb} : 0.018 \sim 0.024\%$ である、請求項 1 ～ 8 のいずれか 1 項に記載の低降伏比高靱性鋼板。

【請求項 10】

$\text{Ca} : 0.0030 \sim 0.0045\%$ である、請求項 1 ～ 9 のいずれか 1 項に記載の低降伏比高靱性鋼板。

【請求項 11】

請求項 1 ～ 10 のいずれか 1 項に記載の低降伏比高靱性鋼板を製造する方法であって、溶鋼を、真空脱ガス処理した後に連続鋳造して連続鋳造スラブとする工程、連続鋳造スラブを、 $1150 \sim 1220^\circ\text{C}$ で加熱した後、オーステナイト再結晶温度域と未再結晶温度域で多パス圧延を行なって、全圧下率 $\geq 80\%$ 、圧延終了温度 $\geq 850^\circ\text{C}$ とする工程、

圧延された鋼板を、 $15 \sim 50^\circ\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で、ベイナイトの開始点 $B_s (^\circ\text{C}) - 60^\circ\text{C} \sim \text{ベイナイトの開始点 } B_s (^\circ\text{C}) - 100^\circ\text{C}$ の温度域に速やかに水冷し、さらに $5 \sim 60 \text{ s}$ 間空冷する工程、及び

冷却された鋼板を、オンライン誘導加熱炉に入れて、 $1 \sim 10^\circ\text{C}/\text{s}$ の速度で、 $B_s + 20^\circ\text{C}$ まで速やかに加熱し、 $40 \sim 60 \text{ s}$ 間焼戻した後、炉外で空冷する工程を含み、

ベイナイトの開始点 $B_s (^\circ\text{C})$ は、 $B_s = 830 - 270\text{C} - 90\text{Mn} - 37\text{Ni} - 70\text{Cr} - 83\text{Mo}$ （式中、 M 、 Ni 、 Cr 、 Mo は、それぞれの金属元素の含有量（質量％）の値を意味する）である、方法。

【請求項 12】

多パス圧延において、オーステナイト再結晶温度域での圧下率 $\geq 65\%$ 、未再結晶温度域での圧下率 $\leq 63\%$ である、請求項 11 に記載の方法。

【請求項 13】

圧延終了温度は、 $850 \sim 880^\circ\text{C}$ である、請求項 11 又は 12 に記載の方法。

【請求項 14】

圧延された鋼板を、 $15 \sim 50^\circ\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で、 $510 \sim 550^\circ\text{C}$ に速やかに水冷する、請求項 11 ～ 13 のいずれか 1 項に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

10

20

30

40

50

【0001】

本発明は、高靱性熱間圧延鋼板及びその製造方法に関し、詳しくは、降伏強さが500MPa級である低降伏比高靱性鋼板及びその製造方法に関する。本発明の鋼板はより低い降伏比を有し、この鋼板により製造された輸送用パイプラインは地震多発の地域に適用され、より大きな変形に耐えることができる。

【背景技術】

【0002】

一般的に、伝統的な油・ガスパイプラインはNbの合金化及び制御圧延により製造され、その結果、パイプライン用鋼の降伏比が通常0.85以上とより高く、このようなパイプライン用鋼は地震多発の地域に用いられる輸送パイプラインの製造に適用されない。

10

【0003】

CN101962733Aは、低コスト、高靱性のX80級耐高変形パイプライン用鋼及びその生産方法を開示している。その中で、C:0.02~0.08%、Si≤0.40%、Mn:1.2~2.0%、P≤0.015%、S≤0.004%、Cu≤0.40%、Ni≤0.30%、Mo:0.10~0.30%、Nb:0.03~0.08%、Ti:0.005~0.03%であり、生産プロセスは以下のとおりである。均熱温度を1200~1250℃とし、再結晶温度域での圧延終了温度を1000~1050℃とし、仕上げ圧延開始温度を880~950℃とし、圧延終了温度を780~850℃とし、二つの段階において、1~3℃/sでAr₃以下である20~80℃まで空冷して、20~40%のフェライトを得て、15~30℃/sで250~450℃までラミナー冷却して、フェライト(20~40%)+ベイナイト+マルテンサイト(1~3%)の組織であり、降伏強さが530~630MPaであり、引張強さが660~800MPaであり、uEL≥10%、降伏比≤0.80である鋼板を得る。しかし、その降伏比及び伸び率などの特性は、より大きな変形に耐えるような地震多発地域での輸送用パイプラインに対する要求を満たすことができない。

20

【0004】

よって、現在は依然として地震多発地域に適用され、より大きな変形に耐えるような輸送用パイプラインを製造するための低降伏比高靱性鋼板が必要とされている。

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

30

【0005】

本発明は、降伏強さが500MPa以上である低降伏比高靱性パイプライン用鋼板、特に、厚さが10~25mmである鋼板を提供することを目的とする。このような鋼板は、地震多発地域及び耐高変形輸送パイプライン用鋼管に適用される。

【課題を解決するための手段】

【0006】

上記目的を達するために、本発明は、降伏強さが500MPa以上である低降伏比高靱性鋼板であって、その化学成分の重量百分率は、C:0.05~0.08%、Si:0.15~0.30%、Mn:1.55~1.85%、P≤0.015%、S≤0.005%、Al:0.015~0.04%、Nb:0.015~0.025%、Ti:0.01~0.02%、Cr:0.20~0.40%、Mo:0.18~0.30%、N≤0.006%、O≤0.004%、Ca:0.0015~0.0050%、Ni≤0.40%であり、Ca/S≥1.5であり、残量は鉄及び不可避免の不純物である、鋼板を提供する。

40

【0007】

好ましくは、Si:0.16~0.29%である。

好ましくは、Mn:1.55~1.83%である。

【0008】

好ましくは、N≤0.0055%であり、好ましくは、N:0.003~0.0045%である。

【0009】

50

好ましくは、 $P \leq 0.008\%$ 、 $S \leq 0.003\%$ である。

好ましくは、 $Al: 0.02 \sim 0.035\%$ である。

【0010】

好ましくは、 $Ni \leq 0.25\%$ である。

好ましくは、 $Cr: 0.24 \sim 0.36\%$ である。

【0011】

好ましくは、 $Mo: 0.19 \sim 0.26\%$ である。

好ましくは、 $Nb: 0.018 \sim 0.024\%$ である。

【0012】

好ましくは、 $Ti: 0.012 \sim 0.019\%$ である。

好ましくは、 $Ca: 0.0030 \sim 0.0045\%$ である。

10

【0013】

本発明において、特段の事情がない限り、含有量はいずれも重量百分率含有量である。

本発明において、上記鋼板の組織は、主にフェライト、焼戻しベイナイト及び可能性のある少量のマルテンサイトである。

【0014】

また、本発明は、上記低降伏比高靱性鋼板により製造された鋼管を提供することも目的とする。

【0015】

また、本発明は、上記降伏強さが 500MPa 以上である、低降伏比高靱性中鋼板の製造方法を提供することも目的とする。

20

【0016】

上記製造方法は、

溶鋼を、真空脱ガス処理した後に連続鋳造又はダイ鋳造し、ダイ鋳造した後はブルーミングを経てビレットとする工程、

連続鋳造スラブ又はビレットを、 $1150 \sim 1220^\circ\text{C}$ で加熱した後、オーステナイト再結晶温度域と未再結晶温度域で多パス圧延を行なって、全圧下率 $\geq 80\%$ 、圧延終了温度 $\geq 850^\circ\text{C}$ とする工程、

圧延された鋼板を、 $15 \sim 50^\circ\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で、 $B_s - 60^\circ\text{C} \sim B_s - 100^\circ\text{C}$ の温度範囲に速やかに水冷し、さらに $5 \sim 60\text{s}$ 間空冷する工程、及び

30

冷却された鋼板を、オンライン誘導加熱炉に入れて、 $1 \sim 10^\circ\text{C}/\text{s}$ の速度で $B_s + 20^\circ\text{C}$ まで速やかに加熱し、 $40 \sim 60\text{s}$ 間焼戻した後、炉外で空冷する工程を含む。

【0017】

本発明において、ベイナイトの開始点 B_s は次式により計算される。

$$B_s = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo.$$

【0018】

好ましくは、多パス圧延において、オーステナイト再結晶温度域での圧下率 $\geq 65\%$ 、未再結晶温度域での圧下率 $\leq 63\%$ である。

【0019】

好ましくは、圧延終了温度は $850 \sim 880^\circ\text{C}$ であり、より好ましくは、 $850 \sim 860^\circ\text{C}$ である。

40

【0020】

好ましくは、圧延された鋼板は、 $15 \sim 50^\circ\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で、 $510 \sim 550^\circ\text{C}$ に速やかに水冷され、より好ましくは、 $515 \sim 540^\circ\text{C}$ に速やかに水冷される。

【0021】

本発明は、適宜な成分設計、加熱、圧延、圧延後の急冷、オンライン急速加熱及び短時間の焼戻しプロセスにより、組織がフェライト+焼戻しベイナイト及び可能性のある少量のマルテンサイトである低降伏比高靱性パイプライン用鋼板が得られる。 $10 \sim 25\text{mm}$ 厚さの鋼板は、降伏強さ $\geq 500\text{MPa}$ 、降伏比 ≤ 0.75 、伸び率 $A_{50} \geq 20\%$ 、 -60°C での $A_{kv} \geq 200\text{J}$ であり、冷間曲げ特性のよく、耐高変形パイプライン用鋼板

50

に対するより高い要求を満たすことができる。本発明において、低降伏比高靱性鋼板は、耐高変形パイプライン輸送用鋼管に適用され、とくに、地震多発地域での耐高変形パイプライン輸送用鋼管に適用される。

【図面の簡単な説明】

【0022】

【図1】本発明の実施例1における10mm厚さの鋼板の典型的な金属組織写真である。

【図2】本発明の実施例5における25mm厚さの鋼板の典型的な金属組織写真である。

【発明を実施するための形態】

【0023】

以下、実施例を示して、本発明の特徴及び性質をより詳しく説明する。

10

本発明の降伏強さが500MPa以上である低降伏比高靱性パイプライン用鋼板を提供する目的を達するために、鋼板の化学成分を以下のように調整する。

【0024】

炭素：鋼板の強度を確保するキーエレメントである。通常、パイプライン用鋼中の炭素の含有量は0.11%未満である。炭素は、固溶強化及び析出強化により鋼板の強度を向上する。しかし、炭素は、鋼の靱性、塑性及び溶接性を明らかに損なうため、パイプライン用鋼の発展はいつも炭素の含有量を低下することが求められる。靱性に対する要求が高いパイプライン用鋼は、通常、炭素の含有量が0.08%未満である。より高い低温衝撃靱性を得るために、本発明において炭素の含有量は0.05~0.08%と低い。

【0025】

20

珪素：鋼に珪素を加えると、鋼の純度及び脱酸素力を向上することができる。珪素は鋼中で固溶強化の作用を奏する。しかし、珪素の含有量が高すぎると、鋼板を加熱するときに酸化被膜の粘度が大きくなり、炉から出した後は鱗を除去しにくくなり、その結果、圧延された鋼板に多量の赤い酸化被膜が生じて、表面品質が悪くなる。かつ多量の珪素は溶接性に不利である。多方面にわたる影響を考慮すると、本発明において珪素の含有量は0.15~0.30%であり、好ましくは、Si:0.16~0.29%である。

【0026】

マンガン：炭素の含有量の低下による強度損失を補うために、マンガンの含有量が高めることは最も安価で直接な方法である。しかし、マンガンはより高い偏析傾向があるため、その含有量が高すぎると望ましくなく、通常、低炭素微合金鋼中のマンガンの含有量は2.0%以下である。マンガンの加入量は主に鋼の強度レベルによって決まる。本発明においてマンガンの含有量は1.55~1.85%の範囲に調整すべきであり、好ましくは、Mn:1.55~1.83%である。

30

【0027】

窒素：パイプライン用鋼において窒素は主にニオブと結合して窒化ニオブ又は炭窒化ニオブを形成して、析出強化効果を示す。ニオブの再結晶を抑制する作用を奏するために、圧延するときニオブが固溶態で再結晶を抑制するようにするほうがよく、パイプライン用鋼に過量の窒素を加えずに、通常の加熱温度（約1200℃）でビレットにおけるニオブの炭窒化物のほとんどを溶解するようにする。通常、パイプライン用鋼中の窒素の含有量は60ppm以下であり、好ましくは0.0055%以下であり、より好ましくは0.003~0.0045%である。

40

【0028】

硫黄とリン：硫黄は鋼中でマンガン等と化合して塑性包有物である硫化マンガンを形成し、とくに鋼の横方向塑性及び靱性に不利であるため、硫黄の含有量はできるだけ低ほうがよい。リンも鋼中の有害元素であり、鋼板の塑性及び靱性を嚴重に害する。本発明において、硫黄及びリンはいずれも不可避免的不純物であり、その含有量は低ければ低いほどよく、製鋼工場の実際の製鋼状態を考慮すると、 $P \leq 0.015\%$ 、 $S \leq 0.005\%$ であり、好ましくは、 $P \leq 0.008\%$ 、 $S \leq 0.003\%$ であることが求められる。

【0029】

アルミニウム：本発明において、アルミニウムは強い脱酸素元素として用いられる。鋼

50

中の酸素の含有量をできるだけ低くするためには、アルミニウムの含有量を0.015～0.04%の範囲に調整する。脱酸素後過剰のアルミニウムと鋼中の窒素元素はAlN析出物への形成が可能であり、強度を高めるだけでなく、熱処理して加熱するときに鋼の元素オーステナイト結晶粒度を微細化することができる。好ましくは、Al:0.02～0.035%である。

【0030】

ニオブ：鋼の再結晶温度を顕著に向上し、結晶粒子を微細化することができる。熱間圧延プロセスにおいてニオブの炭化物は歪誘起析出により変形オーステナイトの回復及び再結晶を制限することができ、制御圧延及び制御冷却を行なった後、変形オーステナイト組織は微細な相変化製品になる。現代のパイプライン用鋼は、ニオブの含有量が通常0.02%を超え、TMCPパイプライン用鋼は一般的により高い降伏比及び異方性を有する。本発明では、低降伏比を有する耐高変形パイプライン用鋼を得るために、より低いニオブの含有量を採用し、ニオブの減少による強度損失はMn、Cr、Moにより補われ、急速冷却及びオンライン急速焼戻しプロセスにおいて微細な炭化物を分散的に析出させることにより析出強化効果を高める。よって、本発明において、ニオブの含有量は0.015～0.025%、好ましくは、Nb:0.018～0.024%に調整される。

10

【0031】

チタン：チタンは強い炭化物形成元素であり、鋼に微量のTiを加えると、鋼中のNの固定に有利であり、形成されたTiNは、ビレットを加熱するときにオーステナイト粒が粗大化しすぎることを防止し、元のオーステナイト結晶粒度を微細化する。チタンは、鋼中で炭素及び硫黄とそれぞれ化合して、TiC、TiS、Ti₄C₂S₂等を生成し、これらは包有物及び第二相粒子の形式で存在することができる。このようなチタンの炭窒化物析出物は、溶接するときに熱影響域での結晶粒子の成長を抑制し、溶接性能を向上することができる。本発明において、チタンの含有量は0.01～0.02%、好ましくはTi:0.012～0.019%に調整される。

20

【0032】

クロム：鋼の焼入れ性を高め、鋼の焼戻し安定性を向上する。クロムは、オーステナイトでの溶解度が大きく、オーステナイトを安定化し、焼き入れの後マルテンサイトで大量に固溶され、その後の焼戻しプロセスにおいてCr₂₃C₇、Cr₇C₃等炭化物を析出させて、鋼の強度及び硬度を高める。鋼の強度レベルを維持するために、マンガンの一部の代わりにクロムを用いて、高マンガンの偏析傾向を弱めることができる。オンライン急速誘導加熱焼戻し技術による微細な炭化物の析出を利用して、それに応じてNbの合金の含有量を低下させることができるため、本発明においては0.20～0.40%、好ましくは0.24～0.36%のクロムを添加すればよい。

30

【0033】

モリブデン：モリブデンは、結晶粒子を顕著に微細化し、強度及び靱性を高める。モリブデンは、鋼の焼戻し脆性を減少するとともに、焼戻すときに非常に微細な炭化物を析出させて、鋼の基質を顕著に補強することができる。モリブデンは非常に高価で戦略上重要な合金元素であり、そのため、本発明においては僅か0.18～0.30%のモリブデンを添加し、好ましくは0.19～0.26%のモリブデンを添加する。

40

【0034】

ニッケル：オーステナイトを安定化する元素であり、強度の向上には明らかな効果がない。鋼にニッケルを加えること、特に、調質鋼にニッケルを加えることにより、鋼の靱性とくに低温靱性を大幅に向上することができる。かつ、ニッケルは高価な合金元素であり、そのため、本発明においては0.40%以下、好ましくは0.25%以下のニッケル元素を選択的に添加してよい。

【0035】

カルシウム：本発明のパイプライン用鋼に対しカルシウム処理を行なうことは、主に硫化物の形態を変えて、鋼の厚み方向特性、横方向特性及び冷間曲げ特性を向上するためである。硫黄の含有量が非常に少ない鋼はカルシウム処理を行なわなくてもよい。本発明に

50

において、カルシウムの含有量は硫黄の含有量により決まり、 Ca/S 比 ≥ 1.5 、 $\text{Ca}:0.0015\sim 0.0050\%$ 、より好ましくは $\text{Ca}:0.0030\sim 0.0045\%$ に調整する。

【0036】

上記低降伏比高靱性パイプライン用鋼板は、以下のプロセスにより製造される。

ベッセマーライジング及び真空処理：その目的は、溶鋼の基本成分要求を確保し、鋼中の酸素、水素等有害ガスを除去するとともに、マンガン、チタンなど必要な合金元素を加えて、合金元素を調整することにある。

【0037】

連続鋳造又はダイ鋳造：ビレットの内部成分の均一化及び表面品質の良好を確保し、また、ダイ鋳造されたインゴットはビレットに圧延することが必要となる。

10

【0038】

加熱及び圧延：連続鋳造スラブ又はビレットを $1150\sim 1220^\circ\text{C}$ の温度で加熱して、一方では均一なオーステナイト組織を得て、一方ではニオブ、チタン、クロム、モリブデン等合金元素の化合物の一部を溶解させる。オーステナイト再結晶温度域と未再結晶温度域で多パス圧延を行ない、再結晶温度域での圧下率 $\geq 65\%$ 、未再結晶温度域での圧下率 $\leq 63\%$ 、全圧下率 $\geq 80\%$ 、圧延終了温度 $\geq 850^\circ\text{C}$ 、好ましくは $850\sim 880^\circ\text{C}$ である。

【0039】

急速冷却：圧延された鋼板を、 $15\sim 50^\circ\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で、 $B_s-60^\circ\text{C}\sim B_s-100^\circ\text{C}$ の温度域に速やかに水冷し、 $5\sim 60\text{ s}$ 間空冷する。急速冷却過程において、ほとんどの合金元素はマルテンサイト中に固溶される。

20

【0040】

オンライン焼戻し：冷却された鋼板を、オンライン誘導加熱炉に入れて、 $1\sim 10^\circ\text{C}/\text{s}$ の速度で $B_s+20^\circ\text{C}$ まで速やかに加熱し、 $40\sim 60\text{ s}$ 間焼戻した後、炉外で空冷する。焼戻しは、急冷するときの鋼板による内応力の除去及びベイナイトストリップ内又は間の微小クラックの除去に有利であり、分散的に一部の炭化物を析出させて強化し、強塑性、靱性及び冷間曲げ特性を高める。

【0041】

超急速及び急速オンライン焼戻しプロセスは、パイプライン用鋼の降伏比及び異方性を効率的に低減することができる。オンライン熱処理（焼戻し）プロセスは、工程所要時間を短縮しエネルギーを節約する以外に、最も重要なのは、そもそもはTMCPプロセスによって生産される鋼板の性能を十分に向上させ、特に微量合金鋼の未再結晶圧延により異方性及び降伏比が高すぎるとの欠陥を解決し、これにより、高変形可能なパイプライン用鋼、低降伏比の高強度建築用鋼及び高い性能の求める鋼板の生産に条件を創造する。

30

【0042】

本発明は、冷却温度の特定の範囲内での調整、オンライン急速誘導加熱、短時間の焼戻し及び温度に対する適当な選択により、鋼板の組織類型が正確に調整されるようにし、そのため、より低い降伏比を獲得し、かつ、鋼板内部に炭化物が微細で分散的に析出されて、強度及び靱性の両立を達することができる。

40

【0043】

本発明は、適宜な成分設計、加熱、圧延、圧延後の急冷、オンライン急速加熱及び短時間の焼戻しプロセスにより、組織がフェライト（F）＋ベイナイト（B）及び可能性のある少量のマルテンサイト（MA）である、低降伏比高靱性パイプライン用鋼板を得ることができる。 $10\sim 25\text{ mm}$ 厚さの鋼板は、降伏強さ $\geq 500\text{ MPa}$ 、降伏比 ≤ 0.75 、伸び率 $A_{50}\geq 20\%$ 、 -60°C での $A_{kv}\geq 200\text{ J}$ であり、冷間曲げ特性のよく、耐高変形パイプライン用鋼板に対するより高い要求を満たすことができる。

【0044】

実施例

実施例 1

50

表 1 に示す配合比で製錬した溶鋼を、真空脱ガス処理した後に、連続 casting 又はダイ casting を行なって、厚さ 80 mm のスラブを得、得られたスラブを 1200℃ で加熱した後、オーステナイト再結晶温度範囲内で多パス圧延を行なって、厚さ 10 mm の鋼板に圧延し、全圧下率は 88% であり、圧延終了温度は 860℃ であった。その後、35℃/s の速度で 535℃ に水冷し、オンライン急速加熱により 640℃ まで加熱してから焼戻し、その後に室温まで空冷した。

【0045】

実施例 2 ～ 5 の詳細な成分は表 1 に示し、プロセスは実施例 1 と同様であり、製造パラメーターは表 2 に示した。

【0046】

【表 1】

表 1 本発明実施例 1 ～ 5 の化学成分、 C_{eq} (wt %)、 P_{cm}

実施例	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	Ca	N	C_{eq}^*	P_{cm}^{**}
1	0.050	0.25	1.75	0.007	0.003	0.025		0.3	0.21	0.021	0.015	0.0049	0.0036	0.44	0.17
2	0.053	0.28	1.62	0.008	0.003	0.031		0.32	0.23	0.02	0.014	0.0048	0.0038	0.43	0.17
3	0.062	0.25	1.75	0.007	0.002	0.021		0.35	0.19	0.023	0.018	0.0031	0.0037	0.46	0.19
4	0.074	0.26	1.81	0.008	0.003	0.034	0.25	0.31	0.25	0.02	0.016	0.0045	0.0034	0.51	0.21
5	0.080	0.16	1.55	0.007	0.002	0.028	0.22	0.25	0.22	0.018	0.013	0.0032	0.004	0.45	0.19

* $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/14$

** $P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$

【0047】

【表 2】

表 2 本発明実施例 1 ～ 5 のプロセスパラメーター及び鋼板の厚さ

実施例	加熱温度 /℃	圧延終了温 度/℃	圧下率 /%	冷却 速度 /℃/s	冷却終了 温度/℃	焼戻し 温度/℃	焼戻し 時間 /s	厚さ /mm
1	1150	860	88	35	535	640	45	10
2	1150	850	80	25	540	640	50	15
3	1200	850	80	25	530	625	50	15
4	1200	850	75	20	515	615	55	20
5	1220	850	70	15	540	640	60	25

【0048】

試験例 1：力学的性質

GB/T 228-2002 に基づいた金属材料の室温引張試験方法、GB 2106-1980 に基づいた金属の V ノッチシャルピー衝撃試験方法、GB/T 8363-2007 落重引裂試験基準により、本発明実施例 1 ～ 5 の鋼板の各力学的性質を測定し、その結果を表 3 に示した。

【0049】

【表 3】

表 3 本発明実施例の鋼板の力学的性質

実施例	Rt _{0.5} /MPa	Rm /MPa	降伏 比	A ₅₀ /%	E _{cvn-60℃}			SA% _{-15℃} DWTT
					衝撃値/J	SA%	50%FATT	
1	535	760	0.70	21	211	100	<-60℃	100
2	553	785	0.71	24.8	240	100	<-60℃	100
3	580	795	0.73	26	235	100	<-60℃	100
4	583	800	0.73	25.8	205	100	<-60℃	100
5	575	805	0.71	28	221	100	<-60℃	100

E_{cvn-60℃}: -60℃でのシャルピーVノッチ試料の衝撃エネルギーSA%_{-15℃}: -15℃でのDWTT破断試料のせん断破壊面積

DWTT: 落重引裂試験

50%FATT: 50%破面遷移温度

【0050】

試験例 2: 曲げ特性

GB/T 232-2010に基づいた金属材料の曲げ試験方法により、本発明実施例 1～5 の鋼板につき $d = 2a$ 、 180° で横方向冷間曲げ試験を行なった結果、全ての実施例の鋼板は完全であり、いずれの表面にもクラックがなかった。

【0051】

試験例 3: 金属組織

図 1 は、本発明実施例 1 の厚さ 10 mm 鋼板の金属組織図である。

【0052】

図 2 は、本発明実施例 5 の厚さ 25 mm 鋼板の金属組織図である。

図面から分かるように、鋼板の組織はフェライト、焼戻しベイナイト及び少量のマルテンサイトであった。他の実施例でも類似している組織が得られる。

【0053】

上記実施例の結果から分かるように、本発明による成分設計、加熱、圧延プロセス、急冷及びオンライン急速加熱焼戻しプロセスにより得られた鋼板は、細粒度強化、相変化強化、析出強化が実現され、鋼板の強度、硬度が高められ、高い低温靱性を有し、特に低い降伏比を有し、組織はフェライト、焼戻しベイナイト、少量のマルテンサイト及び分散的な炭化物であった。厚さ 10～25 mm 鋼板は、縦方向、横方向の降伏強さ ≥ 500 MPa、降伏比 ≤ 0.75 、伸び率 $A_{50} \geq 20\%$ 、 -60°C での $A_{kv} \geq 200$ J であり、冷間曲げ特性のよく、耐高変形パイプライン輸送用鋼に対する要求を満たした。また、表 1 によれば、本発明の鋼の Ceq 及び Pcm 値はより低く、これは本発明の鋼板の溶接性及び耐クラック感度がよりよいことを説明する。

【図 1】

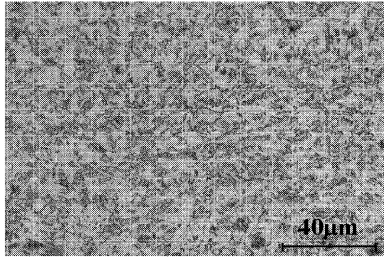


图 1

【図 2】

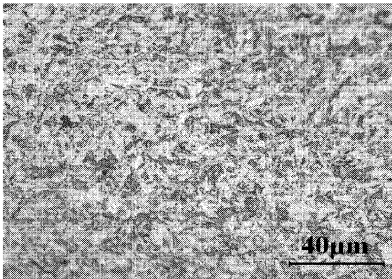


图 2

フロントページの続き

(72)発明者 陳 ▲ゆ▼ 珊

中華人民共和国 201900 上海市宝山区富錦路 885 号

審査官 太田 一平

- (56)参考文献 特開 2011-074443 (JP, A)
特開 2009-197282 (JP, A)
特開 2009-235524 (JP, A)
特開 2008-248315 (JP, A)
特開 2009-057629 (JP, A)
米国特許出願公開第 2010/0263773 (US, A1)
特開平 09-095731 (JP, A)
特開平 10-036910 (JP, A)
特開 2000-144329 (JP, A)
特開 2006-299365 (JP, A)
特開 2007-177305 (JP, A)
特開 2011-179106 (JP, A)
特開 2012-172203 (JP, A)
国際公開第 2012/133563 (WO, A1)
特開 2012-197506 (JP, A)
国際公開第 2013/018726 (WO, A1)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C	5/00	—	25/00
C22C	27/00	—	28/00
C22C	30/00	—	30/06
C22C	35/00	—	45/10
C21D	7/00	—	8/10