

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第6886519号
(P6886519)

(45) 発行日 令和3年6月16日(2021.6.16)

(24) 登録日 令和3年5月18日(2021.5.18)

(51) Int.Cl.		F I	
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 F
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	C
C 2 1 D 9/50	(2006.01)	C 2 1 D 9/50	1 0 1 B

請求項の数 8 (全 15 頁)

(21) 出願番号	特願2019-532675 (P2019-532675)	(73) 特許権者	592000691
(86) (22) 出願日	平成29年11月24日(2017.11.24)		ポスコ
(65) 公表番号	特表2020-509181 (P2020-509181A)		POSCO
(43) 公表日	令和2年3月26日(2020.3.26)		大韓民国 キョンサンブクード ポハン-
(86) 国際出願番号	PCT/KR2017/013553		シ ナム-グ ドンヘアン-ロ 6 2 6 1
(87) 国際公開番号	W02018/117450		(コエドンドン)
(87) 国際公開日	平成30年6月28日(2018.6.28)	(74) 代理人	110000051
審査請求日	令和1年8月5日(2019.8.5)		特許業務法人共生国際特許事務所
(31) 優先権主張番号	10-2016-0177151	(72) 発明者	ゴ, ソン ウン
(32) 優先日	平成28年12月22日(2016.12.22)		大韓民国 3 7 8 7 7 キョンサンブク-
(33) 優先権主張国・地域又は機関	韓国 (KR)		ード ポハン-シ, ナム-グ, ドンヘアン-
			ロ, 6 2 6 2, ポハン アイロン アンド
			スチール ワークス内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 低温靱性及び後熱処理特性に優れた耐サワー厚板鋼材及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

耐サワー厚板鋼材であって、

重量%で、C : 0.02 ~ 0.06%、Si : 0.5%以下(0%を含まない)、Mn : 0.8 ~ 2.0%、P : 0.03%以下、S : 0.003%以下、Al : 0.06%以下、N : 0.01%以下、Nb : 0.005 ~ 0.1%、Ti : 0.005 ~ 0.05%、Ca : 0.0005 ~ 0.005%と、Ni : 0.05 ~ 0.5%、Cr : 0.05 ~ 0.5%、Mo : 0.02 ~ 0.4%及びV : 0.005 ~ 0.1%のうち選択された1種または2種以上と、残部がFeと不可避不純物であり、かつ下記関係式1 ~ 3を満たす組成で、-20におけるDWT T (Drop Weight Tear Test) 延性破面率が85%以上であり、

前記厚板鋼材は、微細組織として、アシキュラーフェライトまたはアシキュラーフェライトとポリゴナルフェライトの複合組織を有し、厚さ中心部を基準に上下部10mm以内の上部ベイナイトの分率が5面積%以下であることを特徴とする低温靱性及び後熱処理特性に優れた耐サワー厚板鋼材。

[関係式 1]

$$Ca / S : 0.5 \sim 5.0$$

[関係式 2]

$$Ni + Cr + Mo + V \leq 0.8\%$$

[関係式 3]

$$Nb - 0.5 * C + 0.35 * N > 0 \%$$

但し、各関係式に用いられたCa、S、Ni、Cr、Mo、V、Nb、C、及びNは該当元素の含有量を重量%で表した値である。

【請求項2】

前記厚板鋼材の厚さが30mm以上であり、幅が3,500mm以上であり、降伏強度が500MPa以上であることを特徴とする請求項1に記載の低温靱性及び後熱処理特性に優れた耐サワー厚板鋼材。

【請求項3】

溶接後熱処理(PWHT)後にも前記厚板鋼材の降伏強度が減少しないことを特徴とする請求項1に記載の低温靱性及び後熱処理特性に優れた耐サワー厚板鋼材。

10

【請求項4】

耐サワー厚板鋼材の製造方法であって、

重量%で、C:0.02~0.06%、Si:0.5%以下(0%を含まない)、Mn:0.8~2.0%、P:0.03%以下、S:0.003%以下、Al:0.06%以下、N:0.01%以下、Nb:0.005~0.1%、Ti:0.005~0.05%、Ca:0.0005~0.005%と、Ni:0.05~0.5%、Cr:0.05~0.5%、Mo:0.02~0.4%及びV:0.005~0.1%のうち選択された1種または2種以上と、残部がFeと不可避不純物となり、下記関係式1~3を満たす組成の鋼スラブを1100~1300の温度において再加熱した後、粗圧延する段階と、

前記粗圧延された鋼スラブを水冷して仕上げ圧延開始までの保持時間を300秒以下に制御し、次いで、Ar3+200~Ar3+30の温度において累積圧下率50%以上で仕上げ圧延する段階と、

20

前記仕上げ圧延された鋼板をAr3+100~Ar3において15/秒以上の冷却速度で冷却を開始し、500以下において冷却を終了する段階と、
を行うことで、-20におけるDWT(T Drop Weight Tear Test)延性破面率が85%以上との条件を満たす前記厚板鋼材を製造することを特徴とする低温靱性及び後熱処理特性に優れた耐サワー厚板鋼材の製造方法。

[関係式1]

$$Ca / S : 0.5 \sim 5.0$$

[関係式2]

$$Ni + Cr + Mo + V \leq 0.8 \%$$

[関係式3]

$$Nb - 0.5 * C + 0.35 * N > 0 \%$$

但し、各関係式に用いられたCa、S、Ni、Cr、Mo、V、Nb、C、及びNは該当元素の含有量を重量%で表した値である。

【請求項5】

前記冷却を終了した後で得られた厚板鋼材の厚さが30mm以上であり、幅が3,500mm以上であり、降伏強度が500MPa以上であることを特徴とする請求項4に記載の低温靱性及び後熱処理特性に優れた耐サワー厚板鋼材の製造方法。

【請求項6】

前記冷却を終了した後で得られた厚板鋼材は、微細組織として、アシキュラーフェライトまたはアシキュラーフェライトとポリゴナルフェライトの複合組織を有し、厚さ中心部を基準に上下部10mm以内の上部ベイナイトの分率が5面積%以下であることを特徴とする請求項4に記載の低温靱性及び後熱処理特性に優れた耐サワー厚板鋼材の製造方法。

40

【請求項7】

前記冷却を終了した後で得られた厚板鋼材に対して溶接後熱処理(PWHT)する段階をさらに行うことを特徴とする請求項4に記載の低温靱性及び後熱処理特性に優れた耐サワー厚板鋼材の製造方法。

【請求項8】

前記溶接後熱処理後にも降伏強度が減少しないことを特徴とする請求項7に記載の低

50

温靱性及び後熱処理特性に優れた耐サワー厚板鋼材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、低温靱性及び後熱処理特性に優れた耐サワー厚肉 - 広幅厚板鋼材及び製造方法に関し、より詳細には、耐サワー特性及び低温靱性に優れるとともに、溶接後熱処理 (P W H T : P o s t W e l d H e a t T r e a t m e n t) 後にも降伏強度の低下が発生しない低温靱性及び後熱処理特性に優れた耐サワー厚板鋼材及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

最近、気候条件が劣悪な極寒地地域を中心に油田開発が行われるにつれて、油田地域の豊富なガス資源を、パイプラインを介して消費地域に輸送するプロジェクトが活発に進行しつつある。かかるパイプラインプロジェクトには、極低温や高輸送ガス圧力を考慮して高強度の厚物材が要求される。輸送効率を考慮して大口径鋼管が適用される場合には、鋼板幅 3, 5 0 0 mm 以上の広幅厚板素材が要求される。極寒地において使用するには、優れた低温靱性が要求されるとともに、原油や天然ガス中の硫化水素による水素誘起割れを考慮して、耐サワー厚板鋼材が要求される。また、場合によっては、パイプや溶接部の残留応力を極力小さくするために、P W H T 後の物性を保証することが要求され、一般に 6 2 0 内外の温度での P W H T 後に強度低下が少ない鋼が求められている。

【0003】

パイプライン鋼材において、低温靱性は、D W T T (D r o p W e i g h t T e a r T e s t e r) 試験により評価される。従来環境では、D W T T 延性破面率が - 1 0 において 8 5 % 以上であれば用いることができたが、シベリアやアラスカなどの寒冷地の環境では、D W T T 延性破面率が - 2 0 以下において 8 5 % 以上を満たす鋼材が要求されている。一般に、低温破壊靱性に優れたラインパイプ用鋼は、再結晶領域における粗圧延と未再結晶領域における仕上げ圧延を順に経た後、加速冷却を行う熱加工制御 (T M C P : T h e r m o - M e c h a n i c a l C o n t r o l P r o c e s s) の方法で製造される。一般の T M C P 工程により製造された鋼板は、表面よりも厚さ中心部で比較的粗大な結晶粒度を有し、中心偏析部に粗大な硬質相が大量に分布しているため、中心部の結晶粒微細化及び硬質相の制御が低温靱性を確保するための核心技術である。製品が厚い場合には、圧延により中心部まで十分に変形を加えることが困難となって中心部の結晶粒微細化が難しくなり、粗大な中心部結晶粒は冷却時に硬質相が形成され易いという欠点を有する。これに加えて、鋼板の幅が大きくなると、圧延機で鋼板に付加し得る単位パス当たりの荷重が制限され、十分に変形を与えることが難しくなって、狭幅材に比べて全体的に結晶粒が粗大化する現象が発生し、鋼材の低温靱性が劣るといった問題が発生する。

【0004】

パイプライン鋼材の低温靱性を満足させるために、従来では、中心部における破壊伝播抵抗性を確保するために成分を最適化し、スラブの低温加熱を介してオーステナイト結晶成長を抑制するとともに、低温未再結晶領域における圧延を介して最終的な微細組織の結晶粒を微細化する技術が適用されてきた。しかし、厚さ 3 0 mm 以上の高強度厚物鋼板の場合では、従来技術による保証温度 - 2 0 未満における D W T T 特性の確保には限界がある。

【0005】

また別に、パイプや溶接部の残留応力を解消するために P W H T 工程が適用される。一般に、P W H T 工程を適用すると強度が低下する。したがって、かかる強度の低下分を考慮して、パイプの要求強度よりも高い強度の鋼板を用いることもあるが、そのために、強度の増加に伴う様々な問題がもたらされたりする。

【発明の概要】

10

20

30

40

50

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

本発明は、上記従来技術の問題点を解決するためのものであり、本発明によると、低温靱性に優れるとともに、P W H T後にも強度低下がなく、厚さ30mm以上、幅3,500mm以上の高強度厚肉 - 広幅厚板耐サワーT M C P鋼板が提供される。

【0007】

本発明の技術的課題は、上述した内容に限定されない。本発明の課題は、本明細書の内容全般から理解されることができ、本発明が属する技術分野において通常の知識を有する者であれば、本発明の追加的な課題を明確に理解するのに何の難しさもない。

【課題を解決するための手段】

【0008】

上記本発明の課題を解決するために、本発明の一側面は、厚さ30mm以上、幅3,500mm以上の低温靱性及び耐水素誘起割れ性に優れた降伏強度500Mpa級の厚板鋼材及び製造方法に関するもので、低温D W T T特性及び耐水素誘起割れ性に優れるとともに、P W H T後にも降伏強度の低下がないことを特徴とする。

【0009】

一側面による本発明は、重量%で、C : 0.02 ~ 0.06%、Si : 0.5%以下(0%を含まない)、Mn : 0.8 ~ 2.0%、P : 0.03%以下、S : 0.003%以下、Al : 0.06%以下、N : 0.01%以下、Nb : 0.005 ~ 0.1%、Ti : 0.005 ~ 0.05%、Ca : 0.0005 ~ 0.005%と、Ni : 0.05 ~ 0.5%、Cr : 0.05 ~ 0.5%、Mo : 0.02 ~ 0.4%及びV : 0.005 ~ 0.1%のうち選択された1種または2種以上と、残部がFeと不可避不純物でなり、かつ下記関係式1 ~ 3を満たす組成で、-20におけるD W T T (D r o p W e i g h t T e a r T e s t) 延性破面率が85%以上である厚板鋼材に関する。

[関係式1]

$$Ca / S : 0.5 \sim 5.0$$

[関係式2]

$$Ni + Cr + Mo + V \leq 0.8\%$$

[関係式3]

$$Nb - 0.5 * C + 0.35 * N > 0\%$$

但し、各関係式に用いられたCa、S、Ni、Cr、Mo、V、Nb、C、Nは、該当元素の含有量を重量%で表した値である。

【0010】

上記厚板鋼材は、厚さが30mm以上であり、幅が3,500mm以上であり、降伏強度が500MPa以上であることができる。

【0011】

上記厚板鋼材は、微細組織として、アシキュラーフェライトまたはアシキュラーフェライトとポリゴナルフェライトの複合組織を有し、厚さ中心部を基準に上下部10mm以内の上部ベイナイトの分率が5面積%以下であることができる。

【0012】

P W H T後にも上記厚板鋼材の降伏強度が減少しない。

【0013】

また、本発明は、重量%で、C : 0.02 ~ 0.06%、Si : 0.5%以下(0%を含まない)、Mn : 0.8 ~ 2.0%、P : 0.03%以下、S : 0.003%以下、Al : 0.06%以下、N : 0.01%以下、Nb : 0.005 ~ 0.1%、Ti : 0.005 ~ 0.05%、Ca : 0.0005 ~ 0.005%と、Ni : 0.05 ~ 0.5%、Cr : 0.05 ~ 0.5%、Mo : 0.02 ~ 0.4%及びV : 0.005 ~ 0.1%のうち選択された1種または2種以上と、残部がFeと不可避不純物でなり、かつ上記関係式1 ~ 3を満たす組成の鋼スラブを1100 ~ 1300の温度において再加熱した後、粗圧延する段階と、上記粗圧延された鋼スラブを水冷して仕上げ圧延開始までの保持時間

10

20

30

40

50

を300秒以下に制御し、次いで、 $Ar3 + 200 \sim Ar3 + 300$ の温度において累積圧下率50%以上で仕上げ圧延する段階と、上記仕上げ圧延された鋼板を $Ar3 + 100 \sim Ar3$ において15 / 秒以上の冷却速度で冷却を開始し、500以下において冷却を終了する段階と、を行う厚板鋼材の製造方法に関する。

【0014】

上記冷却を終了した後で得られた厚板鋼材を620においてPWH T熱処理する段階をさらに行うことができる。

【発明の効果】

【0015】

本発明によると、低温靱性に優れ、PWH T後にも強度低下がなく、厚さ30mm以上、幅3,500mm以上の高強度厚肉 - 広幅厚板耐サワー T M C P鋼板を提供することができるようになる。

【図面の簡単な説明】

【0016】

【図1】 $Nb - 0.5 * C + 0.35 * N$ (重量%)による620 PWH T後の降伏強度の変化量を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0017】

本発明者らは、厚肉 - 広幅材のDWT T特性を向上させるための研究及び実験を重ねた結果、従来の製造法とは異なり、粗圧延を行った後仕上げ圧延前に水冷を行うことにより、オーステナイト結晶成長を抑制し、DWT T特性を確保することができる技術を見出した。また、本発明者らは、PWH T熱処理時に鋼材中に固溶されているNbが析出する場合には、析出強化によって逆に強度を上げることができるため、後熱処理による強度の低下を補償することができる点に着目した。したがって、これに適した鋼の組成、及び適切な制御技術が確立されれば、PWH Tを考慮した鋼材の追加的な強度を確保することに対する負担をなくすことができる点を発見し、本発明を提示するに至った。

【0018】

以下、本発明をより詳細に説明する。

【0019】

以下、本発明の低温DWT T特性及び耐水素誘起割れ性に優れ、かつPWH T後にも強度低下がない厚肉 - 広幅厚板鋼材の組成成分、及びこの成分を制限する理由について説明する。ここで、「%」は、他に規定される場合を除いては「重量」を意味する。

【0020】

C : 0.02 ~ 0.06 %

Cは、他の成分とともに製造方法と密接に関連している。鋼成分の中でもCは、鋼材の特性に最も大きな影響を与える。C含有量が0.02%未満であると、製鋼工程中に成分を過度に制御するためのコストが生じるとともに、溶接熱影響部が必要以上に軟化する。これに対し、C含有量が0.06%を超えると、鋼板の低温DWT T特性及び耐水素誘起割れ性を低下させ、溶接性を低下させるだけでなく、添加されたNbの大部分を圧延工程中に析出させて冷却時に析出量を減少させる。したがって、本発明では、C含有量の範囲を0.02 ~ 0.06%に限定する。

【0021】

Si : 0.5%以下 (0%を含まない)

Siは、製鋼工程において脱酸剤として作用するだけでなく、鋼材の強度を高める役割を果たす。Si含有量が0.5%を超えると、素材の低温DWT T特性が悪くなり、溶接性を阻害し、圧延時にスケール剥離を誘発するため、その含有量を0.5%以下に制限することが好ましい。Si含有量が多少低くても、他の元素によって同様の効果を得ることができるため、Si含有量の下限は特に制限しない。但し、本発明の一実施例では、上述したSiの役割、及びこの含有量を過度に下げようとすると製造コストが増加する可能性があることを考慮して、Si含有量を0.1%以上に制限することがある。

10

20

30

40

50

【0022】

Mn : 0.8 ~ 2.0 %

Mn は、低温靱性を阻害しないながらも鋼の焼入れ性を向上させる元素であって、0.8 % 以上とするのが好ましい。しかし、2.0 % を超えると、水素誘起割れなどを誘発する中心偏析が発生して低温靱性が低下することはもちろん、鋼の硬化能が高まり、且つ溶接性が低下するという問題がある。したがって、その含有量を0.8 ~ 2.0 % に制限することが好ましい。特に、中心偏析をさらに制限するためには、0.8 ~ 1.6 % がより好ましい。

【0023】

P : 0.03 % 以下

P は、不純物元素であって、その含有量が0.03 % を超えると、溶接性が著しく低下するだけでなく、低温靱性が低下するため、その含有量を0.03 % 以下に制限することが好ましい。特に、低温靱性を確保するためには、0.01 % 以下とするのがより好ましい。

10

【0024】

S : 0.003 % 以下

S も、不純物元素であって、その含有量が0.003 % を超えると、鋼の延性、低温靱性、及び溶接性を低下させるという問題がある。したがって、その含有量を0.003 % 以下に制限することが好ましい。特に、S は、Mn と結合してMnS 介在物を形成し、鋼の耐水素誘起割れ性を低下させるため、0.002 % 以下がより好ましい。

20

【0025】

Al : 0.06 % 以下

一般に、Al は、溶鋼中に存在する酸素と反応して酸素を除去する脱酸剤としての役割を行う。したがって、Al は、鋼材中に十分な脱酸力を備える程度とするのが一般的である。しかし、0.06 % を超えると、酸化物系介在物が大量に形成されて素材の低温靱性及び耐水素誘起割れ性を阻害するため、その含有量を0.06 % 以下に制限する。

【0026】

N : 0.01 % 以下

本発明において、N は不純物として存在する。上記N は鋼中から工業的に完全に除去することが難しいため、製造工程で許容できる範囲である0.01 % を含有量の上限とする。N は、Al、Ti、Nb、V などと窒化物を形成してオーステナイト結晶粒の成長を妨げ、靱性及び強度の向上に寄与するが、その含有量が0.01 % を超えて過度に含有されると、固溶状態のN が存在し、これらの固溶状態のN が低温靱性に悪影響を及ぼすため、その範囲を0.01 % に制限することが好ましい。

30

【0027】

Nb : 0.005 ~ 0.1 %

Nb は、スラブ再加熱時に固溶され、熱間圧延中にオーステナイト結晶粒の成長を抑制し、その後析出して鋼の強度を向上させる役割を果たす。また、後熱処理時に炭素と結合して低温析出相を形成することにより、後熱処理時の強度低下を補償する役割を果たす。しかし、上記Nb が0.005 % 未満であると、後熱処理時の析出量が強度の低下を補償する程度にNb 系析出物を確保することが難しく、圧延工程中にオーステナイト結晶粒の成長が発生し、低温靱性を低下させる。これに対し、Nb が0.1 % を超えて過度になると、オーステナイト結晶粒が必要以上に微細化するだけでなく、粗大な析出物による低温靱性及び耐水素誘起割れ性が低下するため、本発明では、Nb 含有量を0.1 % 以下に制限する。低温靱性の観点から、より好ましくは、0.05 % 以下添加する。

40

【0028】

Ti : 0.005 ~ 0.05 %

Ti は、スラブ再加熱時にN と結合し、TiN の形でオーステナイト結晶粒の成長を抑制させるのに効果的な元素である。しかし、上記Ti が0.005 % 未満であると、オーステナイト結晶粒が粗大になって低温靱性を低下させ、これに対し、0.05 % を超える

50

と、粗大なTi系析出物が形成されて低温靱性及び耐水素誘起割れ性が低下するため、本発明では、Tiの含有量を0.005~0.05%に制限する。低温靱性の観点から、より好ましくは、0.03%以下とする。

【0029】

Ca: 0.0005~0.005%

Caは、MnS介在物を球状化させる役割を果たす。MnSは、溶融点が低い介在物であって、圧延時に延伸して水素誘起割れの起点として作用する。添加されたCaはMnSと反応してMnSの周囲を囲むため、MnSの延伸を妨害する。Ca含有量が0.0005%未満である場合には、その効果を期待することができない。逆に、大量になると、水素誘起割れの開始点となる可能性がある酸化物性介在物を大量に生成させるため、上限を0.005%に制限する。

10

【0030】

また、本発明では、下記関係式1で定義されるCa/Sの含有量比を0.5~5.0に制御することが好ましい。上記Ca/Sの比はMnSの中心偏析及び粗大介在物の形成を代表する指数であって、0.5未満の場合には、MnSが鋼板の厚さ中心部に形成され、耐水素誘起割れ性を低下させる一方で、5.0を超えると、Ca系粗大介在物が形成され、耐水素誘起割れ性を低下させる可能性がある。

[関係式1]

Ca/S: 0.5~5.0

【0031】

本発明の鋼板は、上述した組成に加えて、Ni、Cr、Mo、Vなどの元素のうち1種または2種以上の元素をさらに含むことができる。

20

【0032】

Ni: 0.05~0.5%

Niは、鋼の靱性を向上させる元素であって、低温靱性を劣化させることなく鋼の強度を増加させるために添加される。しかし、Niが0.05%未満で添加されると、Niの添加による強度増加の効果が実質なく、0.5%を超えて添加されると、Niの添加によるコスト上昇をもたらすため、その含有量を0.05~0.5%に制限することが好ましい。

【0033】

Cr: 0.05~0.5%

Crは、スラブ再加熱時に、オーステナイトに固溶されて鋼材の焼入れ性を増加させる役割を果たすため、0.05%以上で含むことができる。しかし、0.5%を超えて添加されると、溶接性が低下するという問題があるため、その含有量を0.05~0.5%に制限することが好ましい。

30

【0034】

Mo: 0.02~0.4%

Moは、Crと同様であるかまたはより積極的な効果を有する元素であって、鋼材の焼入れ性を増加させ、熱処理材の強度低下を防止する役割を果たす。上記Moが0.02%未満添加される場合には、鋼の焼入れ性を確保することが難しいだけでなく、熱処理後の強度低下が過度になる。これに対し、0.4%を超えて添加されると、低温靱性の弱い組織を形成させ、溶接性を低下させ、且つ焼戻し脆性を起こすため、0.02~0.4%に制限することが好ましい。

40

【0035】

V: 0.005~0.1%

Vは、鋼材の焼入れ性を増加させて強度を高めるが、後熱処理時に一部が析出してNbの析出を追加で補完し、強度低下の防止に活用される。しかし、上記Vは、0.005%未満であると、熱処理材の強度低下を防止する効果が実質なく、0.1%を超えて添加されると、鋼の焼入れ性増加により低温相が形成され、低温靱性及び耐水素誘起割れ性を低下させるため、本発明では、V含有量を0.005~0.1%に制限する。低温靱性の観

50

点からは、0.05%以下がより好ましい。

【0036】

Ni、Cr、Mo、及びVの合計：0.8%以下

本発明では、下記関係式2で定義されるNi + Cr + Mo + Vの合計を0.8%以下に制御する。

[関係式2]

$$Ni + Cr + Mo + V \leq 0.8\%$$

上記Ni、Cr、Mo、及びVは、鋼材の低温DWT特性及び水素誘起割れ特性に対する影響が支配的であるC及びMnを除いては鋼の炭素当量を増加させる元素であり、その含有量の合計が0.8重量%を超えると、鋼の強度を必要以上に大きくし、低温DWT特性及び耐水素誘起割れ性が低下するだけでなく、製造コストが過度に高くなる可能性がある。

10

【0037】

[関係式3]

$$Nb - 0.5 * C + 0.35 * N > 0\%$$

また、本発明では、関係式3を満たすようにNb、C、及びN含有量を有することが好ましい。本発明において、Nbは、後熱処理時に析出し、析出物を形成する必要がある。ところが、Nb、C、及びN含有量が関係式3を満たさない場合には、大部分のNbが加熱、圧延、冷却中に析出し、後熱処理時に析出して強度低下を防止する効果がない可能性がある。

20

【0038】

一方、本発明の低温DWT特性及び耐水素誘起割れ性に優れた降伏強度500MPa以上級の厚肉 - 広幅鋼材は、アシキュラーフェライトまたはアシキュラーフェライトとポリゴナルフェライトの複合組織を有することができる。すなわち、本発明の低温DWT特性及び耐水素誘起割れ性に優れた厚板鋼板は、厚さ30mm以上の厚肉 - 広幅であっても、降伏強度500MPa以上の高強度を維持しながら、低温DWT特性及び耐水素誘起割れ性に優れた鋼であって、基地組織として、アシキュラーフェライトまたはアシキュラーフェライトとポリゴナルフェライトの複合組織相を有することが好ましい。また、低温DWT特性を確保するために、厚さ中心部においてDWT特性を損なう上部ベイナイトの形成を抑制する必要があるため、厚さ中心部を基準に上下部10mm以内の上部ベイナイトの分率を5面積%以下に制限することが好ましい。

30

【0039】

上述した有利な組成及び鋼微細組織を有する本発明の鋼板は、本発明が属する技術分野で通常の知識を有する者であれば、過度な繰り返し実験を行うことなく、本発明が属する技術分野における通常の知識を用いて容易に製造することができる。但し、本発明では、いくつかの例を挙げて、本発明の発明者が発見した有利な製造方法を提案する。

【0040】

まず、本発明では、上述したような組成成分を有する鋼スラブを1100~1300の温度範囲で再加熱した後、粗圧延する。

【0041】

本発明の一実施例において、スラブの再加熱温度は、1100~1300に制限することが好ましい。再加熱温度が本発明で制限する上限値の1300を超えると、オーステナイト結晶粒が粗大化し、鋼の低温DWT特性が低下し、1100未満では、合金元素の再固溶率が低下する可能性がある。したがって、本発明では、再加熱温度の範囲を1100~1300に制限することが好ましく、より好ましくは、低温靱性の観点から1100~1200に制限する。

40

【0042】

次に、本発明では、上記粗圧延された鋼スラブを水冷することで、仕上げ圧延開始までの保持時間を300秒以下に制御する。

【0043】

50

本発明の一実施例では、DWT特性を確保するために粗圧延後仕上げ圧延開始までの保持時間を300秒以下に制限する。本発明において、粗圧延後仕上げ圧延開始までの保持時間を300秒以下に制限する理由は、一般の加熱-粗圧延-空冷待機-仕上げ圧延の方法では高強度厚肉-広幅材の低温DWT特性を確保することが難しく、特に高温で鋼板が維持される場合、粗圧延によって圧延された組織が成長して粗大化し、結果として、鋼板の低温靱性が劣るようになる可能性があるためである。したがって、本発明の一実施例では、一般の粗圧延後の棒鋼(Bar)を強制的に水冷し、300秒以内に仕上げ圧延開始温度まで冷却することにより、仕上げ圧延前のオーステナイト結晶成長を抑制する。上記粗圧延後仕上げ圧延開始までの保持時間が300秒を超えると、仕上げ圧延前のオーステナイト結晶粒成長により、鋼板の低温DWT特性を確保することができなくなることがある。また、より好ましくは、低温DWT特性の観点から、100秒以内に制御する。

10

【0044】

そして、本発明では、Ar3+200 ~ Ar3+30の温度において累積圧下率50%以上で仕上げ圧延する。できる限り結晶粒及び析出物の成長を抑制しながら、初晶フェライトの生成を防止するために、本発明では、仕上げ圧延温度をAr3+200 ~ Ar3+30に制限する。上記仕上げ圧延温度がAr3+200よりも高いと、結晶粒及びNb析出物が成長し、低温DWT特性を低下させる。これに対し、Ar3+30よりも低いと、冷却開始温度がAr3以下に下がり、二相域冷却開始による初晶フェライトが冷却開始前に形成されるため、鋼の強度を低下させる可能性がある。

20

【0045】

このとき、本発明では、累積圧下率50%以上になるように仕上げ圧延することが好ましい。本発明において対象とする鋼板は、厚さ30mm以上の厚肉鋼板であることから、中心部まで十分な圧下力を伝達して結晶粒を微細化するために、仕上げ圧延における累積圧下率を50%以上に制限する。仕上げ圧延における累積圧下率が本発明で提案する下限である50%未満であると、中心部まで圧延による再結晶が発生せず、中心部結晶粒が粗大化し、低温DWT特性が損なわれる可能性がある。

【0046】

そして、本発明では、上記仕上げ圧延された鋼板をAr3+100 ~ Ar3において15 /秒以上の冷却速度で冷却を開始し、500以下で冷却を終了する。

30

【0047】

本発明では、上記仕上げ圧延を行った後、冷却を行う。

【0048】

本発明の冷却方法は、仕上げ圧延終了後に、オーステナイト単相域において冷却を開始して水冷する方法を用いる。このとき、冷却開始温度をAr3+100 ~ Ar3の温度範囲とすることが好ましい。上記冷却開始温度がAr3+100を超えると、仕上げ圧延温度が上昇し、鋼材の低温DWTの観点で不利となる可能性がある。これに対し、Ar3未満であると、冷却前に初晶フェライトが形成し、鋼の強度を確保することが難しくなるだけでなく、残留オーステナイトが上部ベイナイトに変態するため、低温DWT特性及び耐水素誘起割れ性が低下するおそれがある。

40

【0049】

また、本発明では、上記冷却開始温度において15 /秒以上の冷却速度で冷却終了温度の500以下に冷却する。冷却速度または冷却終了温度が本発明で提案する範囲を外れると、冷却が十分ではないため、本発明で提案する微細組織を実現することができないだけでなく、鋼板の降伏強度も確保することができない。

【0050】

その後、本発明では、上記冷却を終了した厚板鋼材をPWH T熱処理することができる。

【実施例】**【0051】**

50

以下、実施例を通じて本発明をより詳細に説明する。しかし、かかる実施例の記載は、本発明の実施を例示するためのものであって、かかる実施例の記載によって本発明が制限されるものではない。本発明の権利範囲は、特許請求の範囲に記載された事項とそれから合理的に類推される事項によって決定されるためである。

【0052】

(実施例)

表1の組成を有するスラブを加熱、熱間圧延、及び加速冷却を介して鋼板を製造した。表2において、発明例は本発明の組成及び製造条件に符合するものであり、比較例は本発明の組成及び製造条件のいずれか一つ以上を外れたものである。

【0053】

表2の発明例及び比較例は、表1の組成及び下記表2の製造工程の条件に従うことを除いては、同一の工程により製造されたものである。具体的には、発明例及び比較例の鋼板は、表1の組成を有するスラブを、表2のサイズで熱間圧延を行い、且つ表2の加熱温度で加熱し、一般の条件で粗圧延を行った後、表2の条件で仕上げ圧延開始までの待機時間を制御し、表2の条件で仕上げ圧延を行った後、冷却したものである。また、冷却が完了した鋼板に対しては620のPWHT温度で熱処理を行った。

【0054】

上記のように製造された鋼板に対して、表3に示すように微細組織を検査し、中心部における上部ベイナイトの面積分率及びPWHT後の降伏強度の変化量、DWT延性破面率、水素誘起割れ感度(CLR: Crack Length Ratio)を測定し、その結果を表3に示した。

【0055】

上記上部ベイナイトの面積分率は、鋼板の微細組織を厚さ中心部を基準に上下部10mm以内で観察したものであり、DWT延性破面率は、API-5L規格基準-20において評価したものであり、水素誘起割れ感度(CLR)は、NACE(米国 National Association of Corrosion Engineers)で規定された方法に準じて試験を経た後、試験片全長さに対して発生した水素誘起割れの長さの百分率を求めて記載したものである。

【0056】

表1の記載値は重量%を意味する。比較例1~5の場合は、鋼組成成分が本発明の範囲を外れた場合の例であり、比較例6~11の場合は、鋼組成成分は本発明の範囲を満たしているものの、製造工程条件が本発明の範囲を外れた場合の例である。

【0057】

10

20

30

【表 1】

鋼種 No.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	V	Ca	A*	D*	E*
1	0.04	0.24	1.41	0.006	0.0007	0.024	0.003	0.34	0.25	0.15	0.043	0.012	0.027	0.0018	0.767	2.6	0.02
2	0.038	0.25	1.43	0.006	0.0009	0.023	0.004	0.32	0.27	0.14	0.041	0.013	0.022	0.0016	0.752	1.8	0.02
3	0.042	0.23	1.42	0.009	0.0008	0.025	0.004	0.33	0.28	0.13	0.046	0.011	0.025	0.0011	0.765	1.4	0.02
4	0.11	0.25	1.44	0.008	0.0008	0.031	0.005	0.21	0.25	0.13	0.05	0.011	0.02	0.0015	0.61	1.9	-0.01
5	0.043	0.24	2.11	0.008	0.0008	0.029	0.006	-	0.1	0.12	0.035	0.006	0.13	0.0011	0.35	1.4	0.01
6	0.037	0.22	1.22	0.06	0.001	0.038	0.004	0.16	0.22	0.1	0.044	0.013	0.23	0.0004	0.71	0.4	0.02
7	0.039	0.25	1.31	0.008	0.0008	0.026	0.005	0.12	0.19	0.33	0.038	0.011	0.25	0.0018	0.89	2.3	0.02
8	0.044	0.23	1.45	0.008	0.0009	0.025	0.005	0.35	0.11	0.19	0.008	0.012	0.022	0.0016	0.672	1.8	-0.02

*表1において、残部はFe及び不可避不純物である。そして、A*は、Ni+Cr+Mo+Vを、D*はCa/S比を、E*は、Nb-0.5*C+0.35*Nを示す。

【 0 0 5 8 】

10

20

30

40

【表 2】

鋼種 No.	厚さ (mm)	幅 (mm)	再加熱 温度 (°C)	待機 時間 (秒)	仕上げ圧 延開始温 度(°C)	仕上げ圧 延終了温 度(°C)	仕上げ圧 延累積圧 下率(%)	冷却開始 温度 (°C)	冷却終了 温度 (°C)	冷却 速度 (°C/s)	備考
1	30.9	3715	1128	83	870	822	80	798	458	37	発明例1
2	34.6	3740	1119	92	859	828	77	805	488	29	発明例2
3	45	3741	1125	98	857	830	77	809	470	26	発明例3
4	38.3	3800	1129	96	891	799	75	776	485	24	比較例1
5	42	3840	1127	88	888	786	75	764	444	24	比較例2
6	34.7	3558	1133	254	865	828	77	790	451	29	比較例3
7	43	3748	1121	97	855	808	77	787	466	24	比較例4
8	39.5	3567	1129	86	890	843	78	812	456	27	比較例5
1	30.9	3715	1131	324	876	826	80	802	465	38	比較例6
	30.9	3715	1132	95	973	895	77	871	439	40	比較例7
	30.9	3715	1145	79	845	823	40	800	453	37	比較例8
	30.9	3715	1127	85	785	765	77	722	432	24	比較例9
	30.9	3715	1133	88	839	833	80	804	545	21	比較例10
30.9	3715	1121	98	856	807	80	799	497	8	比較例11	

*A r 3 = 9 1 0 - 3 1 0 * C - 8 0 * M n - 2 0 * C u - 1 5 * C r - 5 5 * N - 8 0 * M o + 0 . 3 5 * (厚 さ - 8)

【 0 0 5 9 】

10

20

30

40

【表 3】

鋼種 No.	基地組織	中心部 UB分率 (面積%)	PWHT前の 降伏強度 (MPa)	PWHT後の 降伏強度 (MPa)	降伏強度 の 変化量 (MPa)	DWTT 延性破面率 (-20°C)	水素誘起 割れ	備考
1	AF+PF	1.2	536	543	7	96	未発生	発明例 1
2	AF	0.3	539	545	6	100	未発生	発明例 2
3	AF+PF	0.4	529	539	10	99	未発生	発明例 3
4	AF+UB	38.4	577	521	-56	22	発生	比較例 1
5	AF+UB	65.3	585	588	3	39	発生	比較例 2
6	AF+PF	1.2	521	543	22	65	発生	比較例 3
7	AF+UB	35.5	594	612	18	57	発生	比較例 4
8	AF+PF	0.2	521	488	-33	99	未発生	比較例 5
1	AF+PF	1.6	533	545	12	77	未発生	比較例 6
	AF+PF	3.5	515	523	8	73	未発生	比較例 7
	AF+PF	3.2	530	555	25	62	未発生	比較例 8
	AF+UB	6.8	465	474	9	82	発生	比較例 9
	PF+AF	0.2	493	511	18	89	未発生	比較例 10
	PF+AF	0.1	425	467	42	100	未発生	比較例 11

*表3において、AF：アシキュラーフェライト (Acicular Ferrite)、
PF：ポリゴナルフェライト (Polygonal Ferrite)、
UB：上部ベイナイト (Upper Bainite)

【0060】

表1～表3に示すように、発明例1から3の場合は、本発明の鋼成分範囲及び製造工程の条件を満たす場合であって、降伏強度が500MPa以上であり、-20におけるDWTT延性破面率が85%以上であることから、耐水素誘起割れ性に優れることが分かる。

【0061】

これに対し、本発明の鋼組成成分及び製造工程条件のいずれか一つ以上を外れる比較例1～11の場合は、降伏強度が500MPa未満であるか、620PWHT後の強度が低下したか、または低温DWTT特性や耐水素誘起割れ性が十分ではないことが分かる。

【0062】

これにより、本発明の実施例によって鋼板を製造することにより、厚さ30mm以上、幅3,500mm以上の低温DWTT特性及び耐水素誘起割れ性に優れた降伏強度500MPa級の厚板鋼材を得ることができるとともに、後熱処理後にも降伏強度の低下がない

10

20

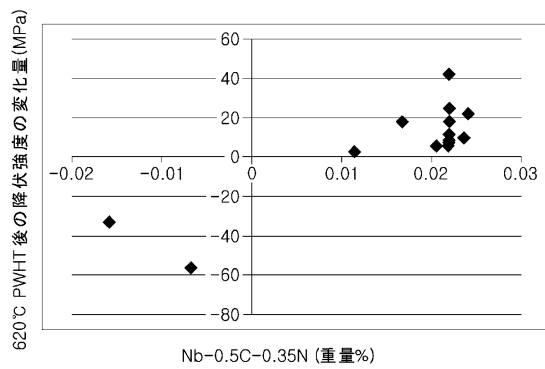
30

40

50

鋼板を得ることができる点分かる。

【 図 1 】



フロントページの続き

(72)発明者 パク,ゼ ヒョン

大韓民国 37877 キョンサンブク - ド ポハン - シ,ナム - グ,ドンヘアン - ロ,6262
,ポハン アイロン アンド スチール ワークス内

(72)発明者 ベ,ム ゾン

大韓民国 37877 キョンサンブク - ド ポハン - シ,ナム - グ,ドンヘアン - ロ,6262
,ポハン アイロン アンド スチール ワークス内

審査官 守安 太郎

(56)参考文献 特開2010-189722(JP,A)

特開2010-037567(JP,A)

特開2010-196164(JP,A)

国際公開第2017/130885(WO,A1)

米国特許出願公開第2018/0073094(US,A1)

中国特許出願公開第104789863(CN,A)

韓国公開特許第10-2016-0078624(KR,A)

(58)調査した分野(Int.Cl.,DB名)

C22C 38/00 - 38/60

C21D 8/02

C21D 9/50