

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5740486号
(P5740486)

(45) 発行日 平成27年6月24日(2015.6.24)

(24) 登録日 平成27年5月1日(2015.5.1)

(51) Int.Cl.	F 1		
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A	
C 2 2 C 38/16 (2006.01)	C 2 2 C 38/16		
C 2 1 D 8/02 (2006.01)	C 2 1 D 8/02	B	

請求項の数 4 (全 12 頁)

(21) 出願番号	特願2013-547333 (P2013-547333)	(73) 特許権者	592000691
(86) (22) 出願日	平成23年12月27日(2011.12.27)		ポスコ
(65) 公表番号	特表2014-505170 (P2014-505170A)		大韓民国 790-300 キョンサンブ
(43) 公表日	平成26年2月27日(2014.2.27)		クード ポハン-シ ナム-グ ドンヘア
(86) 国際出願番号	PCT/KR2011/010156		ン-ロ 6261 (コエドンドン)
(87) 国際公開番号	W02012/091411	(74) 代理人	100083806
(87) 国際公開日	平成24年7月5日(2012.7.5)		弁理士 三好 秀和
審査請求日	平成25年8月22日(2013.8.22)	(74) 代理人	100095500
(31) 優先権主張番号	10-2010-0137340		弁理士 伊藤 正和
(32) 優先日	平成22年12月28日(2010.12.28)	(74) 代理人	100111235
(33) 優先権主張国	韓国 (KR)		弁理士 原 裕子

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 極低温靱性に優れた高強度鋼板及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

重量%で、C : 0.02 ~ 0.06%、Si : 0.1 ~ 0.35%、Mn : 1.0 ~ 1.6%、Al : 0.02%以下(0%は除外)、Ni : 0.7 ~ 2.0%、Cu : 0.4 ~ 0.9%、Ti : 0.003 ~ 0.015%、Nb : 0.003 ~ 0.02%、P : 0.01%以下(0%は除外)、S : 0.005%以下、残部Fe及び不可避な不純物からなり、 $[Mn] + 5.4[Si] + 26[Al] + 32.8[Nb] < 4.3$ を満たし、 $[Mn]$ 、 $[Si]$ 、 $[Al]$ 及び $[Nb]$ はMn、Si、Al及びNbの重量%単位含量を意味し、

微細組織が、面積分率で、99%以上のアシキュラー(acicular)フェライト及び1%以下の島状オーステナイト/マルテンサイト(M&A)を含み、引張強度が490MPa以上、 -140 におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーが300J以上、軟性-脆性遷移温度(DBTT)が -140 以下である、極低温靱性に優れた高強度鋼板。

【請求項 2】

結晶粒界方位が 15° 以上である有効結晶粒が前記微細組織において70面積%以上、前記有効結晶粒のうちサイズが $10\mu m$ 以下である結晶粒が前記微細組織において70面積%以上である、請求項1に記載の極低温靱性に優れた高強度鋼板。

【請求項 3】

前記有効結晶粒の平均サイズが $3 \sim 7\mu m$ である、請求項1または2に記載の極低温靱性に優れた高強度鋼板。

【請求項4】

重量%で、C：0.02～0.06%、Si：0.1～0.35%、Mn：1.0～1.6%、Al：0.02%以下（0%は除外）、Ni：0.7～2.0%、Cu：0.4～0.9%、Ti：0.003～0.015%、Nb：0.003～0.02%、P：0.01%以下（0%は除外）、S：0.005%以下、残部Fe及び不可避な不純物からなり、 $[Mn] + 5.4[Si] + 26[Al] + 32.8[Nb] < 4.3$ を満たし、 $[Mn]$ 、 $[Si]$ 、 $[Al]$ 及び $[Nb]$ はMn、Si、Al及びNbの重量%単位含量を意味する鋼スラブに対し、

鋼スラブを1050～1180において加熱する加熱段階と、

オーステナイト再結晶温度(T_{nr})以上の温度において4回以上のパス数で圧延し、最後の2パスは、それぞれのパス当たり15～25%の圧下率で圧延する第1圧延段階と、

10

$A_{r3} \sim T_{nr}$ の温度範囲において累積圧下率が合計50～60%になるように仕上げ圧延する第2圧延段階と、

鋼板の厚さを t とすると、 $t/4$ である地点を基準に8～15/sの冷却速度で320～380まで冷却する冷却段階と

を含む、極低温靱性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

20

本発明は、極低温靱性に優れた高強度鋼板及びその製造方法に関するもので、より詳細には、船舶、海洋構造物などの構造用鋼材または多目的タンク用鋼材のような極低温環境に適用される場合でも、優れた衝撃靱性を有する高強度鋼板及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

船舶、海洋構造物などの構造用鋼材や二酸化炭素、アンモニア、LNGなどの多種液化ガスが混在する多目的タンク用厚鋼板は、その使用環境が非常に過酷である。このため、強度が非常に重要視され、従来では、強度を向上させるために、主に硬化能を向上させる元素を添加して冷却時に低温変態相を形成することで鋼板の硬度及び強度を向上できる技術が提案された。

30

【0003】

しかし、上記の通り、マルテンサイトのような低温変態組織が鋼板内部に形成されると、鋼板内部の残留応力によって鋼板の靱性が極めて劣悪になる可能性があるという問題があった。即ち、鋼板の強度及び靱性は、従来では、両立することが困難である2つの物性で、鋼板の強度が増加すると靱性は減少するという考えが一般的であった。

【0004】

上記海洋構造用鋼材やタンク用鋼材は、強度のみならず、低温における靱性が非常に重要視される。まず、海洋構造用鋼材は、温暖地域における資源枯渇に伴い、海上石油ガス資源が豊かな北極のような寒冷地域にその使用環境が次第に移動しつつある。これにより、従来の低温靱性に優れた高強度鋼板のみでは、上記のような過酷化する極低温環境に耐えることが困難になる。

40

【0005】

また、多目的タンク用厚鋼板もタンクの中が非常に低い液化温度の液化ガスで満たされているため、これを運搬、保存する鋼板は上記液化温度よりさらに低い温度においても靱性が確保されなければならない。例えば、アセチレン及びエチレンの液化温度はそれぞれ-82及び-104であるため、このような使用環境においても極低温に優れた靱性を有する高強度鋼板が必要となる。

【0006】

上記タンク用鋼板の低温靱性を確保するために、従来では、Niを6～12重量%添加したり、焼入れテンパリングなどの処理を通じて微細組織を制御する方法などが用いられ

50

たが、上記方法には高価な製造費用及び生産性の低下という限界があった。

【0007】

低炭素鋼においても、これまでに確保できる低温靱性に優れた鋼板は - 60 程度において低温靱性が確保できる程度で、最近の船舶、海洋構造物などの極低温での使用環境を考慮するとき、現在確保可能な低温靱性に優れた鋼板でそのニーズを満たすことは困難な状況にある。これにより、- 60 未満の極低温において優れた靱性が確保できる高強度鋼板に対する研究が非常に切実である。

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

本発明の一側面は、極低温においても使用可能な鋼材を提供するために、強度に優れ、- 60 未満の極低温において靱性を確保することができる極低温靱性に優れた高強度鋼板及びその製造方法を提供する。

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明の一側面は、重量%で、C : 0.02 ~ 0.06%、Si : 0.1 ~ 0.35%、Mn : 1.0 ~ 1.6%、Al : 0.02%以下(0%は除外)、Ni : 0.7 ~ 2.0%、Cu : 0.4 ~ 0.9%、Ti : 0.003 ~ 0.015%、Nb : 0.003 ~ 0.02%、P : 0.01%以下、S : 0.005%以下、残部Fe及び不可避な不純物を含み、 $[Mn] + 5.4[Si] + 26[Al] + 32.8[Nb] < 4.3$ を満たし、 $[Mn]$ 、 $[Si]$ 、 $[Al]$ 及び $[Nb]$ はMn、Si、Al及びNbの重量%単位含量を意味する極低温靱性に優れた高強度鋼板を提供する。

【0010】

このとき、上記鋼板の微細組織は、面積分率で、99%以上のアシキュラー(acicular)フェライト及び1%以下の島状オーステナイト/マルテンサイト(M&A)を含むことが好ましい。

【0011】

また、結晶粒界方位が15°以上である有効結晶粒が上記微細組織において70面積%以上、上記有効結晶粒のうちサイズが10µm以下である結晶粒が上記微細組織において70面積%以上であることがより好ましい。

【0012】

このとき、上記有効結晶粒の平均サイズが3 ~ 7µmであることが好ましい。

【0013】

また、上記鋼板は、引張強度が490MPa以上、- 140におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーが300J以上、軟性-脆性遷移温度(DBTT)が- 140以下であることがより好ましい。

【0014】

また、本発明の他の一側面は、重量%で、C : 0.02 ~ 0.06%、Si : 0.1 ~ 0.35%、Mn : 1.0 ~ 1.6%、Al : 0.02%以下(0%は除外)、Ni : 0.7 ~ 2.0%、Cu : 0.4 ~ 0.9%、Ti : 0.003 ~ 0.015%、Nb : 0.003 ~ 0.02%、P : 0.01%以下、S : 0.005%以下、残部Fe及び不可避な不純物を含み、 $[Mn] + 5.4[Si] + 26[Al] + 32.8[Nb] < 4.3$ を満たし、 $[Mn]$ 、 $[Si]$ 、 $[Al]$ 及び $[Nb]$ がMn、Si、Al及びNbの重量%単位含量を意味する鋼スラブに対し、鋼スラブを1050 ~ 1180において加熱する加熱段階と、オーステナイト再結晶温度(T_{nr})以上の温度において4回以上のパス数で圧延する第1圧延段階と、 $Ar_3 \sim T_{nr}$ の温度範囲において仕上げ圧延する第2圧延段階と、冷却する冷却段階と、を含む極低温靱性に優れた高強度鋼板の製造方法を提供する。

【0015】

このとき、上記第1圧延段階において、最後の2パスは、それぞれパス当たり15 ~ 2

10

20

30

40

50

5%の圧下率で圧延することが好ましい。

【0016】

また、上記第2圧延段階は、累積圧下率が合計50～60%になるようにすることがより好ましい。

【0017】

なお、上記冷却段階は、鋼板の厚さを t とするとき、 $t/4$ である地点を基準に8～15/sの冷却速度で320～380まで冷却することが好ましい。

【発明の効果】

【0018】

本発明の一側面によると、船舶、海洋構造物などの構造用鋼材や液化ガスを保存、運搬するタンク用鋼材を極低温の環境で使用しても優れた靱性を確保することができ、引張強度が490MPa以上である高強度を確保することができるようになる。

10

【図面の簡単な説明】

【0019】

【図1】発明例の鋼板温度によるシャルピー衝撃吸収エネルギーの変化をグラフに示したものである。

【図2】発明例による鋼板の微細組織写真を示したものである。

【発明を実施するための形態】

【0020】

本発明の一側面は、重量%で、C：0.02～0.06%、Si：0.1～0.35%、Mn：1.0～1.6%、Al：0.02%以下(0%は除外)、Ni：0.7～2.0%、Cu：0.4～0.9%、Ti：0.003～0.015%、Nb：0.003～0.02%、P：0.01%以下(0%は除外)、S：0.005%以下、残部Fe及び不可避な不純物を含み、 $[Mn] + 5.4[S i] + 2.6[A l] + 32.8[N b] < 4.3$ を満たし、 $[Mn]$ 、 $[S i]$ 、 $[A l]$ 及び $[N b]$ はMn、Si、Al及びNbの重量%単位含量を意味する極低温靱性に優れた高強度鋼板を提供する。

20

【0021】

まず、上記成分系及び組成範囲について説明する(重量%)。

【0022】

炭素(C)：0.02～0.06%

30

【0023】

Cは、強度及び微細組織の形成において最も重要な成分で、強度を確保するために、0.02%以上添加されなければならない。但し、その量が過度に多いと、低温靱性を低下させ、MA組織を形成して溶接熱影響部の靱性低下をもたらすため、その上限を0.06%に制限することが好ましい。

【0024】

シリコン(Si)：0.1～0.35%

【0025】

Siは、脱酸剤として添加される元素で、脱酸作用のために、0.1%以上添加されることが好ましいが、その含量が0.35%を超過すると、靱性または溶接性が低下するため、Siの含量を0.1～0.35%に制御することが好ましい。

40

【0026】

マンガン(Mn)：1.0～1.6%

【0027】

Mnは、固溶強化によって強度を向上させ、結晶粒微細化及び母材靱性を改善させるために添加される元素で、上記効果を十分に得るためには、1.0%以上添加されることが好ましい。但し、上記添加量が1.6%を超過する場合は、硬化能の増加によって溶接部の靱性を低下させる可能性があるため、Mnの添加量を1.0～1.6%に制御することが好ましい。

【0028】

50

アルミニウム (Al) : 0 . 0 2 % 以下 (0 % は除外)

【 0 0 2 9 】

Al は、効果的に脱酸することができる元素であるが、少ない量でも MA の形成を助長する可能性があるため、その上限を 0 . 0 2 % に制限することが好ましい。

【 0 0 3 0 】

ニッケル (Ni) : 0 . 7 ~ 2 . 0 %

【 0 0 3 1 】

Ni は、母材の強度及び靱性をともに向上させることができる元素で、上記効果を十分に得るためには、0 . 7 % 以上添加することが好ましい。但し、高価の元素で、その量が過度に多いと溶接性が劣化する可能性があるため、その上限を 2 . 0 % に制限することが好ましい。

10

【 0 0 3 2 】

銅 (Cu) : 0 . 4 ~ 0 . 9 %

【 0 0 3 3 】

Cu は、固溶強化及び析出強化によって母材の靱性低下を最小限にするとともに、強度を増加させることができる元素で、十分な強度向上の効果を達成するためには、0 . 4 % 程度含有されることが好ましい。但し、過度な添加は表面不良をもたらす可能性があるため、その上限を 0 . 9 % に制限することが好ましい。

【 0 0 3 4 】

チタニウム (Ti) : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 1 5 %

20

【 0 0 3 5 】

Ti は、N と窒化物を形成して HAZ 部の結晶粒を微細化することで HAZ 靱性を改善させる効果を有する。このような効果を十分に確保するためには、0 . 0 0 3 % 以上添加することが好ましい。但し、その量が過度に多いと、上記窒化物が粗大化されるなど、低温靱性が悪化するため、0 . 0 1 5 % 以下に制御されることが好ましい。よって、Ti の添加量は 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 1 5 % に制御することが好ましい。

【 0 0 3 6 】

ニオブ (Nb) : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 2 %

【 0 0 3 7 】

Nb は、NbC、NbCN の形態に析出されて母材強度を大きく向上させ、フェライト、ベイナイトの変態を抑制して結晶粒を微細化する。このような Nb の添加効果を十分に得るためには、0 . 0 0 3 % 以上添加されなければならない。但し、その量が過度に多いと、HAZ 靱性の低下をもたらすため、その上限を 0 . 0 2 % に制限することが好ましい。

30

【 0 0 3 8 】

リン (P) : 0 . 0 1 % 以下 (0 % は除外)

【 0 0 3 9 】

P は、強度向上及び耐食性に有利な元素であるが、衝撃靱性を大きく阻害する元素であることから、できる限り低くすることが有利になるため、その上限を 0 . 0 1 % にすることが好ましい。

40

【 0 0 4 0 】

硫黄 (S) : 0 . 0 0 5 % 以下

【 0 0 4 1 】

S は、MnS などを形成して衝撃靱性を大きく阻害するため、できる限り減らすことが好ましいが、最小限に 0 . 0 0 5 % を超過しないようにすることが好ましい。

【 0 0 4 2 】

また、上記成分系は、さらに $[Mn] + 5 . 4 [Si] + 2 6 [Al] + 3 2 . 8 [Nb] < 4 . 3$ を満たさなければならない。[Mn]、[Si]、[Al] 及び [Nb] は Mn、Si、Al 及び Nb の重量 % 単位含量を意味する。Mn、Si、Al 及び Nb は、島状オーステナイト / マルテンサイト (M & A) の形成に影響を及ぼす成分で、[Mn] +

50

5.4 [Si] + 2.6 [Al] + 3.2.8 [Nb] の値が 4.3 以上になると、M & A 組織の形成を助長して極低温における靱性を低下させるようになる。よって、極低温靱性を確保するためには、必ず上記関係式を満たす必要がある。

【0043】

このとき、上記鋼板の微細組織は、面積分率で、99%以上のアシキュラー (acicular) フェライトと、1%以下の島状オーステナイト/マルテンサイト (M & A) と、を含むことが好ましい。まず、本発明において提供される鋼板内部の微細組織は、アシキュラー (acicular) フェライトを主要組織として有し、島状オーステナイト/マルテンサイト (M & A) を第2相組織として有する。アシキュラー (acicular) フェライトが強度に優れているのに対し、島状オーステナイト/マルテンサイト (M & A) 組織は靱性を阻害する原因になり得るため、上記第2相組織を1%以下に制限することがより好ましい。

10

【0044】

また、結晶粒界方位が15°以上である有効結晶粒が上記微細組織において70面積%以上、上記有効結晶粒のうちサイズが10μm以下である結晶粒が上記微細組織において70面積%以上であることがより好ましい。まず、鋼の物性に影響を及ぼす決定的な要素は、結晶粒界方位が15°以上である有効結晶粒であるため、このような有効結晶粒が微細組織において70面積%以上含まれていることが好ましい。

【0045】

また、このような鋼の物性に重要な影響を及ぼす有効結晶粒のうちサイズが10μm以下であるものが微細組織において70面積%以上であることが好ましい。これは、アシキュラー (acicular) フェライトの結晶粒サイズが衝撃靱性と密接な関係にあるが、そのサイズが小さいほど衝撃靱性は大きくなる。これにより、有効結晶粒のうちサイズが10μm以下である微細組織が70面積%以上で十分に含まれる場合、鋼の靱性を確保するのに非常に有利になり得る。

20

【0046】

特に、本発明による鋼板の微細組織は、上記有効結晶粒の平均サイズが3~7μmであるものが得られるが、有効結晶粒サイズがこのように非常に微細に制御されると、鋼の強度及び低温における靱性に優れるようになるため、海洋構造物など極低温の使用環境に適した鋼板として用いられることができるようになる。

30

【0047】

上記のような本発明の鋼板は、引張強度が490MPa以上、-140におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーが300J以上、軟性-脆性遷移温度 (DBTT) が-140以下である。まず、上記鋼板の強度は、490MPa以上で、本発明の鋼板が適用される環境において用いられることができる高い強度を示す。また、シャルピー衝撃吸収エネルギーは、-140という極低温においても300J以上示すことから、特に優れた極低温靱性を有することができる。

【0048】

なお、軟性-脆性遷移温度 (DBTT) も、-140以下で、現在冷媒として測定可能な温度である-140においても脆化が発生せず、これより遥かに低い温度が予想されているため、極低温靱性に非常に優れた高強度鋼板を得ることができる。

40

【0049】

一方、本発明の他の一側面は、重量%で、C: 0.02~0.06%、Si: 0.1~0.35%、Mn: 1.0~1.6%、Al: 0.02%以下 (0%は除外)、Ni: 0.7~2.0%、Cu: 0.4~0.9%、Ti: 0.003~0.015%、Nb: 0.003~0.02%、P: 0.01%以下、S: 0.005%以下、残部Fe及び不可避な不純物を含み、 $[Mn] + 5.4 [Si] + 2.6 [Al] + 3.2.8 [Nb] < 4.3$ を満たし、 $[Mn]$ 、 $[Si]$ 、 $[Al]$ 及び $[Nb]$ は Mn、Si、Al 及び Nb の重量%単位含量を意味する鋼スラブに対し、鋼スラブを1050~1180において加熱する加熱段階と、オーステナイト再結晶温度 (T_{nr}) 以上の温度において4回以上の

50

パス数で圧延する第1圧延段階と、 $A r_3 \sim T n r$ の温度範囲において仕上げ圧延する第2圧延段階と、冷却する冷却段階と、を含む極低温靱性に優れた高強度鋼板の製造方法を提供する。

【0050】

まず、上記のような組成を有する鋼スラブを1050～1180において加熱する加熱段階を経るが、このようなスラブの加熱工程は後続する圧延工程を円滑に行い、目標とする鋼板の物性を十分に得ることができるよう鋼を加熱する工程であるため、目的に応じて適切な温度範囲内において加熱工程が行われなければならない。

【0051】

上記加熱工程において重要なのは、鋼板内部の析出型元素が十分に固溶されることができ、過度に高い加熱温度によって結晶粒が過剰に粗大化されることを最大限に防止しなければならない点である。もし、鋼の加熱温度が1050未満の場合は、Nb、Tiなどが鋼中に再固溶されないことから、鋼板の高強度化をなすことが困難になるのみならず、部分再結晶が発生してオーステナイト結晶粒が均一に形成されないために高靱性化が困難になる。これに対し、1180を超過する温度においては、オーステナイト結晶粒が過度に粗大化され、その結果、鋼板の結晶粒サイズが増加し、鋼板の靱性が極めて劣化する。よって、スラブの加熱温度は1050～1180に制御することが好ましい。

【0052】

また、スラブの加熱後、スラブを圧延する過程を経る。鋼板が低温靱性を満たすためには、オーステナイト結晶粒が微細なサイズで存在しなければならないが、圧延温度及び圧下率を制御することにより可能になる。本発明の圧延段階は、2つの温度領域において行われる点を特徴とする。なお、それぞれの温度領域における再結晶挙動は互いに異なるため、その条件も別途に設定する。

【0053】

まず、オーステナイト再結晶温度($T n r$)以上の温度において4回以上のパス数で圧延する第1圧延段階を経る。オーステナイト再結晶領域における圧延は、オーステナイト再結晶を通じて結晶粒を小さくする効果を生じさせるが、このような結晶粒微細化は強度及び靱性の向上に重要な影響を及ぼす。

【0054】

特に、上記第1圧延段階は、オーステナイト再結晶温度($T n r$)以上の温度において4回以上の多パス圧延を行うが、上記段階のうち最後の2パスはそれぞれのパス当たり15～25%の圧下率で圧延することがより好ましい。即ち、本発明者は、第1圧延における多パス圧延において、オーステナイトの結晶粒サイズに決定的な影響を及ぼすのは最後の2パスである点を認知し、最後の2パスではそれぞれのパス当たり15%以上の圧下率を加えなければ、オーステナイト再結晶による結晶粒微細化が達成できないという発明に至った。また、十分な圧下によって結晶粒微細化を達成するためには、総パス数も最小4回以上が必要になる。

【0055】

但し、圧延機に過度な負荷が加えられることを防止するために、上記パス当たりの圧下率を25%以下に制御することが好ましい。よって、最も好ましくは、第1圧延段階において4回以上の多パス圧延を行い、最後の2パスではパス当たり15～25%の圧下率を加えることで、結晶粒微細化による低温靱性の向上を達成するとともに、圧延機に無理な負荷が加えられることを防止することができる。

【0056】

次に、 $A r_3 \sim T n r$ の温度範囲において仕上げ圧延する第2圧延段階を経る。これは、結晶粒をさらに押しつぶし、このような結晶粒内部の変形によって転位を発達させて冷却時にアシキュラー(acicular)フェライトへの変態を容易にするためである。このような効果を奏するためには、第2圧延段階における累積圧下率を合計50%以上にすることが好ましい。但し、60%を超過すると、第1圧延段階において加えることがで

10

20

30

40

50

きる圧下率に対する制限が大きくなって結晶粒微細化を十分に達成できなくなるため、上記累積圧下率は50～60%に限定することがさらに効果的である。

【0057】

また、上記冷却段階は、鋼板の厚さを t とするとき、 $t/4$ である地点を基準に8～15 / sの冷却速度で320～380 まで冷却することがより好ましい。冷却条件は、微細組織に影響を及ぼす要素で、冷却速度が8 / s未満に冷却する場合、M & Aの量が過度に増加して強度及び靱性を阻害する可能性があり、15 / sを超過する場合は、過剰な冷却水の量によって鋼板のねじれ現象が生じて形状の制御が不良になるおそれがあるため、圧延後の冷却速度は8～15 / sに制御することが好ましい。

【0058】

また、冷却温度は、M & A組織が生成されないように380 未満に制御することが好ましい。但し、冷却温度が過度に低いと、その効果が飽和されるのみならず、過度な冷却によって鋼板のねじれ現象が発生する可能性がある。なお、過度な強度上昇によって衝撃靱性が低下するという問題があり得るため、その下限は320 に限定することが好ましい。

【0059】

以下では、実施例を通じて本発明を詳細に説明するが、これは本発明を完全に説明するためのもので、下記個別の実施例によって本発明の権利範囲は制限されない。

【0060】

(実施例)

【0061】

まず、表1に示された組成を有する鋼スラブを製造した。下記において、実験式は $[Mn] + 5.4[Si] + 26[Al] + 32.8[Nb]$ の値を意味する。

【0062】

【表1】

区分 (wt%)	C	Si	Mn	P (ppm)	S (ppm)	Al	Ni	Ti	Nb	Cu	実験式
発明鋼1	0.038	0.108	1.304	48	18	0.011	1.19	0.011	0.009	0.578	2.47
発明鋼2	0.04	0.11	1.32	50	17	0.012	1.21	0.01	0.01	0.496	2.55
発明鋼3	0.038	0.105	1.42	50	18	0.01	1.18	0.011	0.012	0.6	2.64
比較鋼1	0.08	0.12	1.25	50	18	0.011	1.21	0.011	0.01	0.62	2.51
比較鋼2	0.037	0.11	1.32	50	17	0.013	1.21	0.012	0.001	0.587	2.28
比較鋼3	0.04	0.11	1.302	48	17	0.012	1.17	0.01	0.012	0.021	2.60
比較鋼4	0.042	0.13	1.305	47	18	0.035	1.16	0.01	0.011	0.595	3.28
比較鋼5	0.04	0.106	1.81	50	18	0.011	1.22	0.012	0.011	0.61	3.03

【0063】

上記鋼スラブを表2に記載された条件で第1圧延(粗圧延)を行い、第2圧延(仕上げ圧延)して冷却させた。

【0064】

【表 2】

鋼種	番号	粗圧延条件			仕上げ圧延条件			冷却条件		
		加熱温度 (°C)	粗圧延終了温度 (°C)	最後の2段階における圧下率 (%)	圧延開始温度 (°C)	圧延終了温度 (°C)	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)
発明鋼1	1-1	1085	1066	15.2/19.6	773	765	60	730	330	12.5
	1-2	1088	1059	16.3/21.5	780	775	60	732	342	11.8
	1-3	1090	1068	16.2/23.4	778	762	55	738	329	13.1
	1-4	1088	1068	12.5/14.2	776	765	60	735	338	12.5
	1-5	1086	1066	18.4/24.2	778	768	60	734	453	13.4
	1-6	1079	1060	16.2/22.8	779	770	60	738	341	6.4
発明鋼2	2-1	1092	1069	18.5/20.0	782	770	60	735	335	11.8
	2-2	1092	1068	17.8/21.4	772	765	52	735	332	12.2
	2-3	1088	1064	19.5/22.5	776	759	60	738	352	13.2
	2-4	1086	1065	12.1/13.5	775	758	60	736	345	12.5
	2-5	1100	1070	18.5/21.2	773	762	60	738	406	11.8
	2-6	1083	1064	20.1/23.5	775	762	60	740	350	5.8
発明鋼3	3-1	1084	1068	18.6/23.2	776	763	60	742	336	9.8
	3-2	1088	1066	17.2/21.3	769	759	52	735	345	11.5
	3-3	1093	1065	15.8/24.3	768	757	58	734	338	12.5
	3-4	1095	1059	11.5/13.2	775	758	60	734	365	12.6
	3-5	1085	1066	18.5/22.1	772	762	60	742	415	12.4
	3-6	1088	1065	17.8/23.5	776	763	60	734	348	6.8
比較鋼1	4-1	1096	1064	17.3/21.8	780	768	60	735	345	11.5
	4-2	1079	1064	19.2/24.1	781	765	60	730	335	12.2
	4-3	1080	1068	20.3/21.5	775	765	60	735	338	12.4
	5-1	1085	1062	20.8/23.5	776	762	60	739	335	11.7
	5-2	1086	1065	18.8/19.6	779	760	60	734	345	13.2
	5-3	1092	1064	18.4/19.8	772	765	60	735	356	9.9
比較鋼2	6-1	1095	1068	17.2/22.9	773	768	60	736	365	10.5
	6-2	1096	1070	16.5/23.5	769	759	60	732	355	11.5
	6-3	1086	1062	20.8/21.7	781	765	60	735	345	11.7
比較鋼3	7-1	1085	1065	17.8/23.5	775	762	60	740	365	12.2
	7-2	1085	1063	19.6/19.8	776	768	60	734	355	12.8
	7-3	1089	1072	20.5/23.5	774	764	60	731	345	11.6
比較鋼4	8-1	1902	1065	21.5/22.5	772	766	60	735	339	10.9
	8-2	1096	1068	18.8/23.8	775	765	60	736	335	13.4
	8-3	1087	1067	22.3/23.1	776	765	60	735	354	12.2

【0065】

上記製造された鋼板に対し、降伏強度 (YS)、引張強度 (TS)、-100、-120、-140におけるシャルピー衝撃吸収エネルギー (CVN) 及び軟性 - 脆性遷移温度 (DBTT) を測定してその結果を表3に示した。

【0066】

【表3】

鋼種	番号	YS (MPa)	TS (MPa)	-100℃ におけるCVN (J)	-120℃ におけるCVN (J)	-140℃ におけるCVN (J)	DBTT (℃)	備考
発明鋼1	1-1	469	549	416	386	384	-140 以下	
	1-2	476	548	396	375	366	-140 以下	
	1-3	468	547	424	416	406	-140 以下	
	1-4	454	516	183	46	12	-98	参考例
	1-5	434	486	162	104	26	-114	参考例
	1-6	453	508	364	323	62	-125	参考例
発明鋼2	2-1	481	521	423	384	364	-140 以下	
	2-2	490	533	395	388	366	-140 以下	
	2-3	480	517	394	346	354	-140 以下	
	2-4	475	511	126	26	4	-102	参考例
	2-5	456	476	246	106	32	-110	参考例
	2-6	465	486	369	214	21	-125	参考例
発明鋼3	3-1	463	537	384	374	351	-140 以下	
	3-2	445	534	365	354	338	-140 以下	
	3-3	484	523	435	413	393	-140 以下	
	3-4	461	527	46	21	12	-87	参考例
	3-5	438	475	135	36	12	-98	参考例
	3-6	441	488	118	24	10	-91	参考例
比較鋼1	4-1	488	564	48	24	8	-86	
	4-2	492	572	68	26	5	-84	
	4-3	495	568	58	18	6	-80	
	5-1	421	472	428	425	346	-140 以下	
	5-2	425	475	425	435	384	-140 以下	
	5-3	431	468	415	426	368	-140 以下	
比較鋼2	6-1	458	496	386	347	326	-140 以下	
	6-2	439	482	406	407	389	-140 以下	
	6-3	452	503	395	356	345	-140 以下	
比較鋼3	7-1	468	521	365	120	15	-112	
	7-2	489	548	246	86	12	-108	
	7-3	469	552	114	75	13	-97	
比較鋼4	8-1	496	565	168	45	12	-106	
	8-2	492	575	75	18	8	-78	
	8-3	495	552	124	24	12	-95	

【0067】

まず、1-1から1-3、2-1から2-3、3-1から3-3は全て発明鋼を用いており、圧延条件も粗圧延における最後の2パス圧下率がそれぞれ15~25%、仕上げ圧延における累積圧下率が50~60%、冷却条件も冷却速度が8~15 / s、冷却温度は320~380 であることから、全て本発明の条件を満たした。これにより、降伏強度が440MPa以上、引張強度が490MPa以上、シャルピー衝撃吸収エネルギーが-100、-120、-140 において全て300J以上で示され、極低温靱性に非常に優れ、DBTT値も最も低い測定温度である-140 において脆化が発生しないことから、これより遥かに低い温度値を有することが分かる。

【0068】

これに対し、1-4、2-4、3-4は発明鋼を用いてはいるが、粗圧延における最後の2段階の各段階当たりの圧下率が15%に達していないことから、結晶粒微細化を達成

できなかったため、シャルピー衝撃吸収エネルギーが非常に低く、DBTT値も高く示され、低温靱性が非常に良くないことが分かる。

【0069】

また、1-5、2-5、3-5は発明鋼を用いてはいるが、冷却温度が380を超過してMA組織が相当数形成されると予想されることから、シャルピー衝撃吸収エネルギーが非常に低く、DBTT値も高く示され、低温靱性が非常に良くないことが分かる。

【0070】

なお、1-6、2-6、3-6は発明鋼を用いてはいるが、冷却速度が過度に遅くてMA組織が相当数形成されると予想されることから、シャルピー衝撃吸収エネルギーが非常に低く、DBTT値も高く示され、低温靱性が非常に良くないことが分かる。

10

【0071】

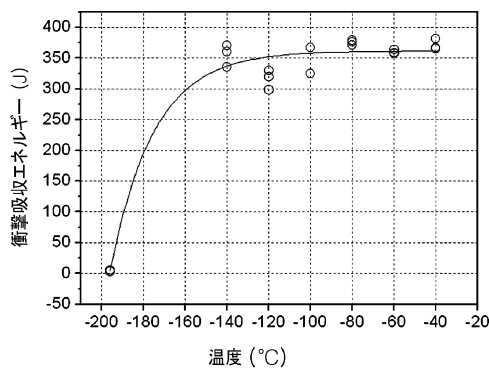
図1は、発明鋼を用いており、製造条件も本発明の範囲に符合する発明例の温度によるシャルピー衝撃吸収エネルギーの変化をグラフに示したものである。-40から測定可能な最低温度である-140の範囲においても、全て300J以上の高いエネルギー値が示されることから、極低温靱性に非常に優れることが確認できる。

【0072】

図2は、発明例による鋼板の微細組織写真を示したもので、黒い結晶粒は結晶粒界方位が15°以上である有効結晶粒を意味するが、このような有効結晶粒が70面積%以上示され、アシキュラー(acicular)フェライトが99面積%以上の微細組織であることが確認できる。

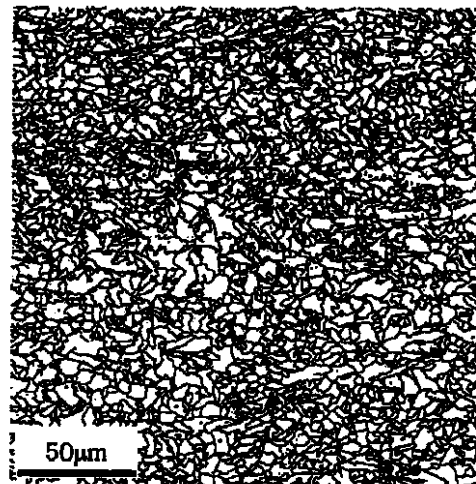
20

【図1】



【図2】

【図2】



フロントページの続き

- (72)発明者 キム、 ウ - ギョム
大韓民国 790 - 360 キョンサンブク - ド ポハン - シ ナム - グ ドンチョン - ドン 5
ポハン アイアン アンド スティール ワークス 気付
- (72)発明者 キム、 サン - ホ
大韓民国 790 - 360 キョンサンブク - ド ポハン - シ ナム - グ ドンチョン - ドン 5
ポハン アイアン アンド スティール ワークス 気付
- (72)発明者 バン、 キ - ヒュン
大韓民国 790 - 360 キョンサンブク - ド ポハン - シ ナム - グ ドンチョン - ドン 5
ポハン アイアン アンド スティール ワークス 気付
- (72)発明者 ス、 イン - シク
大韓民国 790 - 360 キョンサンブク - ド ポハン - シ ナム - グ ドンチョン - ドン 5
ポハン アイアン アンド スティール ワークス 気付

審査官 河口 展明

- (56)参考文献 特開平08 - 120338 (JP, A)
特開2005 - 320624 (JP, A)
特開平05 - 202444 (JP, A)
特開2002 - 363644 (JP, A)
特開昭57 - 123927 (JP, A)
特開2002 - 266022 (JP, A)
特開平10 - 168542 (JP, A)
特開2000 - 008123 (JP, A)
特開昭64 - 015319 (JP, A)
特開平05 - 009651 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60
C21D 7/00 - 8/10