

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第6845855号
(P6845855)

(45) 発行日 令和3年3月24日(2021.3.24)

(24) 登録日 令和3年3月2日(2021.3.2)

(51) Int.Cl.	F 1		
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 B	
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 7 (全 14 頁)

(21) 出願番号	特願2018-532049 (P2018-532049)	(73) 特許権者	592000691
(86) (22) 出願日	平成28年12月2日 (2016.12.2)		ポスコ
(65) 公表番号	特表2019-504199 (P2019-504199A)		POSCO
(43) 公表日	平成31年2月14日 (2019.2.14)		大韓民国 キョンサンブクード ポハン-
(86) 国際出願番号	PCT/KR2016/014135		シ ナム-グ ドンヘアン-ロ 6 2 6 1
(87) 国際公開番号	W02017/111345		(コエドンドン)
(87) 国際公開日	平成29年6月29日 (2017.6.29)	(74) 代理人	110000051
審査請求日	平成30年7月26日 (2018.7.26)		特許業務法人共生国際特許事務所
(31) 優先権主張番号	10-2015-0186522	(72) 発明者	ユ, スン ホ
(32) 優先日	平成27年12月24日 (2015.12.24)		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)		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】 低降伏比型高強度鋼材及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

低降伏比型高強度鋼材であって、
炭素 (C) を 0 . 0 2 重量% ~ 0 . 1 1 重量%、シリコン (S i) を 0 . 1 重量% ~ 0 . 5 重量%、マンガン (M n) を 1 . 5 重量% ~ 2 . 5 重量%、アルミニウム (A l) を 0 . 0 1 重量% ~ 0 . 0 6 重量%、ニッケル (N i) を 0 . 1 重量% ~ 0 . 6 重量%、チタン (T i) を 0 . 0 1 重量% ~ 0 . 0 3 重量%、ニオブ (N b) を 0 . 0 0 5 重量% ~ 0 . 0 8 重量%、クロム (C r) を 0 . 1 重量% ~ 0 . 5 重量%、リン (P) を 0 . 0 1 重量% 以下 (0 重量% は除く)、硫黄 (S) を 0 . 0 1 重量% 以下、ボロン (B) を 5 重量 ppm ~ 3 0 重量 ppm、窒素 (N) を 2 0 重量 ppm ~ 7 0 重量 ppm、カルシウム (C a) を 5 0 重量 ppm 以下 (0 重量 ppm は除く)、スズ (S n) を 5 重量 ppm ~ 5 0 重量 ppm 含み、残りは鉄 (F e) 及びその他の不可避不純物からなり、

微細組織として、ベイニティックフェライト及びグラニューベイナイトを主相として含み、

前記ベイニティックフェライトは 8 0 面積% ~ 9 5 面積% であり、前記グラニューベイナイトは 5 面積% ~ 2 0 面積% であり、M - A (島状マルテンサイト) は 3 面積% 以下 (0 面積% を含む) であり、

降伏比が 0 . 8 5 以下であり、引張強度が 8 0 0 M P a 以上であることを特徴とする低降伏比型高強度鋼材。

【請求項 2】

前記低降伏比型高強度鋼材は、0.1重量%～0.5重量%の銅(Cu)、0.15重量%～0.3重量%のモリブデン(Mo)、及び0.005重量%～0.3重量%のバナジウム(V)のうちの一つ以上をさらに含むことを特徴とする請求項1に記載の低降伏比型高強度鋼材。

【請求項3】

前記低降伏比型高強度鋼材の(100)結晶面と(111)結晶面との極点強度(*pole intensity*: $P_{I_{max}}(111)$)の比である $P_{I_{max}}(111)/P_{I_{max}}(100)$ は、1.0以上1.8以下であることを特徴とする請求項1に記載の低降伏比型高強度鋼材。

(ここで、前記 $P_{I_{max}}(111)$ は(111)結晶面の極点強度であり、前記 $P_{I_{max}}(100)$ は(100)結晶面の極点強度である。)

10

【請求項4】

前記低降伏比型高強度鋼材の厚さは、60mm以下であることを特徴とする請求項1に記載の低降伏比型高強度鋼材。

【請求項5】

炭素(C)を0.02重量%～0.11重量%、シリコン(Si)を0.1重量%～0.5重量%、マンガン(Mn)を1.5重量%～2.5重量%、アルミニウム(Al)を0.01重量%～0.06重量%、ニッケル(Ni)を0.1重量%～0.6重量%、チタン(Ti)を0.01重量%～0.03重量%、ニオブ(Nb)を0.005重量%～0.08重量%、クロム(Cr)を0.1重量%～0.5重量%、リン(P)を0.01重量%以下(0重量%は除く)、硫黄(S)を0.01重量%以下、ボロン(B)を5重量ppm～30重量ppm、窒素(N)を20重量ppm～70重量ppm、カルシウム(Ca)を50重量ppm以下(0重量ppmは除く)、スズ(Sn)を5重量ppm～50重量ppm含み、残りは鉄(Fe)及びその他の不可避不純物からなるスラブを1050～1250に加熱する段階と、

20

前記加熱されたスラブを950～1050で粗圧延してバー(Bar)を得る段階と、前記バー(Bar)を仕上げ圧延温度700～950で熱間圧延して熱延鋼板を得る段階と、

前記熱延鋼板を25/s～50/sの冷却速度でBs温度以下の冷却終了温度まで冷却する段階と、を有し、

30

前記熱延鋼板は、微細組織として、ベイニティックフェライト及びグラニュラーベイナイトを主相として含み、

前記ベイニティックフェライトは80面積%～95面積%であり、前記グラニュラーベイナイトは5面積%～20面積%であり、M-A(島状マルテンサイト)は3面積%以下(0面積%を含む)であり、

前記熱延鋼板は、降伏比が0.85以下であり、引張強度が800MPa以上であることを特徴とする低降伏比型高強度鋼材の製造方法。

【請求項6】

前記スラブは、0.1重量%～0.5重量%の銅(Cu)、0.15重量%～0.3重量%のモリブデン(Mo)、及び0.005重量%～0.3重量%のバナジウム(V)のうちの一つ以上をさらに含むことを特徴とする請求項5に記載の低降伏比型高強度鋼材の製造方法。

40

【請求項7】

前記熱間圧延は、圧下率50%～80%で行うことを特徴とする請求項5に記載の低降伏比型高強度鋼材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、低降伏比型高強度鋼材及びその製造方法に関し、より詳しくは、低い降伏比及び高い引張強度を有し、建設用鋼材として好適に用いることができる低降伏比型高強度

50

鋼材及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

最近、国内外のビルや橋梁などの構造物は、超高層化、長スパン化が進むにつれて、極厚・高強度鋼材の開発が求められている。高強度鋼を用いると、高い許容応力を有するため、建築及び橋梁構造を合理化、軽量化することができ、経済的な建設が可能であるのみならず、板厚を薄くすることができるため、切断や穿孔などの機械加工と溶接作業が容易になる。

【0003】

一方、鋼材の強度を高くすると、引張強度と降伏強度との比である降伏比（降伏強度 / 引張強度）が上昇するケースが多いが、降伏比が上昇すると、塑性変形が起こる時点（降伏点）から破壊が起こる時点までの応力差が大きくないため、建築物が変形によってエネルギーを吸収して破壊を防止するのが困難になり、地震などの巨大な外力が作用したときに安全性を担保するのが困難であるという問題がある。したがって、構造用鋼材は高強度及び低降伏比をいずれも満たさなければならない。

10

【0004】

一般に鋼材の降伏比は、鋼材の金属組織においてフェライト（ferrite）のような軟質相（soft phase）を主組織とし、ベイナイト（bainite）やマルテンサイト（martensite）などの硬質相（hard phase）が適度に分散した組織を実現することにより低くすることが知られている。

20

【0005】

このような軟質相ベースの微細組織に硬質相が適度に分散した組織を得るため、特許文献1には、フェライトとオーステナイト（austenite）の2相域（dual phase region）で適切な焼き入れ（quenching）と焼き戻し（tempering）とによって降伏比を低くする方法が開示されている。しかし、上記の方法は圧延製造工程以外に熱処理工程数が追加されるため、生産性の低下はもちろん製造単価の増加も不可避であるという問題がある。

【0006】

したがって、生産性の低下と製造単価の上昇などの問題をすべて解決し、かつ超高強度及び低降伏比が確保される低降伏比型高強度鋼材及びその製造方法の開発が求められている。

30

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【特許文献1】特開昭55-97425号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

本発明は、上記従来の問題点に鑑みてなされたものであって、本発明の目的は、低降伏比型高強度鋼材及びその製造方法を提供することにある。より詳細には、生産性の低下や製造単価の上昇なしに、超高強度及び低降伏比が確保された低降伏比型高強度鋼材及びその製造方法を提供することにある。

40

【課題を解決するための手段】

【0009】

上記目的を達成するためになされた本発明の一態様による低降伏比型高強度鋼材は、炭素（C）を0.02重量%～0.11重量%、シリコン（Si）を0.1重量%～0.5重量%、マンガン（Mn）を1.5重量%～2.5重量%、アルミニウム（Al）を0.01重量%～0.06重量%、ニッケル（Ni）を0.1重量%～0.6重量%、チタン（Ti）を0.01重量%～0.03重量%、ニオブ（Nb）を0.005重量%～0.08重量%、クロム（Cr）を0.1重量%～0.5重量%、リン（P）を0.01重量

50

%以下(0重量%は除く)、硫黄(S)を0.01重量%以下(0重量%は除く)、ボロン(B)を5重量ppm~30重量ppm、窒素(N)を20重量ppm~70重量ppm、カルシウム(Ca)を50重量ppm以下(0重量ppmは除く)、スズ(Sn)を5重量ppm~50重量ppm含み、残りは鉄(Fe)及びその他の不可避不純物からなることを特徴とする。

【0010】

上記目的を達成するためになされた本発明の一態様による低降伏比型高強度鋼材の製造方法は、炭素(C)を0.02重量%~0.11重量%、シリコン(Si)を0.1重量%~0.5重量%、マンガン(Mn)を1.5重量%~2.5重量%、アルミニウム(Al)を0.01重量%~0.06重量%、ニッケル(Ni)を0.1重量%~0.6重量%、チタン(Ti)を0.01重量%~0.03重量%、ニオブ(Nb)を0.005重量%~0.08重量%、クロム(Cr)を0.1重量%~0.5重量%、リン(P)を0.01重量%以下(0重量%は除く)、硫黄(S)を0.01重量%以下(0重量%は除く)、ボロン(B)を5重量ppm~30重量ppm、窒素(N)を20重量ppm~70重量ppm、カルシウム(Ca)を50重量ppm以下(0重量ppmは除く)、スズ(Sn)を5重量ppm~50重量ppm含み、残りは鉄(Fe)及びその他の不可避不純物からなるスラブを1050~1250に加熱する段階と、前記加熱されたスラブを950~1150で粗圧延してバー(Bar)を得る段階と、前記バー(Bar)を仕上げ圧延温度700~950で熱間圧延して熱延鋼板を得る段階と、前記熱延鋼板を25/s~50/sの冷却速度でBs温度以下の冷却終了温度まで冷却する段階と、を有することを特徴とする。

【発明の効果】

【0011】

本発明によれば、生産性の低下や製造単価の上昇なしに超高強度及び低降伏比が確保された低降伏比型高強度鋼材及びその製造方法を提供することができる。

【発明を実施するための形態】

【0012】

以下では、本発明の好ましい実施形態を説明する。しかし、本発明の実施形態は多様に變形実施することが可能であり、本発明の技術範囲は以下で説明する実施形態に限定されない。また、本発明の実施形態は、当該技術分野における通常の知識を有する者に本発明をより完全に説明するために提供されるものである。

【0013】

以下、本発明の一実施形態による低降伏比型高強度鋼材について詳細に説明する。

【0014】

本発明の一実施形態による低降伏比型高強度鋼材は、炭素(C)を0.02重量%~0.11重量%、シリコン(Si)を0.1重量%~0.5重量%、マンガン(Mn)を1.5重量%~2.5重量%、アルミニウム(Al)を0.01重量%~0.06重量%、ニッケル(Ni)を0.1重量%~0.6重量%、チタン(Ti)を0.01重量%~0.03重量%、ニオブ(Nb)を0.005重量%~0.08重量%、クロム(Cr)を0.1重量%~0.5重量%、リン(P)を0.01重量%以下(0重量%は除く)、硫黄(S)を0.01重量%以下(0重量%は除く)、ボロン(B)を5重量ppm~30重量ppm、窒素(N)を20重量ppm~70重量ppm、カルシウム(Ca)を50重量ppm以下(0重量ppmは除く)、スズ(Sn)を5重量ppm~50重量ppm含み、残りは鉄(Fe)及びその他の不可避不純物からなる。

【0015】

炭素(C): 0.02重量%~0.11重量%

Cは、ベイナイト又はマルテンサイトを形成し、このベイナイト又はマルテンサイトの大きさ及び分率を決定する重要な元素である。

【0016】

C含有量が0.11重量%を超えると、低温靱性を低下させ、C含有量が0.02重量

%未満の場合、ベイナイト又はマルテンサイトの形成を妨げ、強度の低下をもたらす。したがって、C含有量は0.02重量%～0.11重量%であることが好ましい。

【0017】

一方、溶接用鋼構造物として用いられる板材の場合には、より良い溶接性のためにC含有量の上限を0.08重量%とすることが好ましい。

【0018】

シリコン(Si)：0.1重量%～0.5重量%

Siは、脱酸剤として用いられ、強度及び靱性を向上させる元素である。

【0019】

Si含有量が0.5重量%を超えると、低温靱性及び溶接性が低下するのみならず、板材の表面にスケールが厚く形成され、ガス切断性不良及びその他の表面クラックなどを誘発する可能性がある。これに対し、Si含有量が0.1重量%未満の場合、脱酸効果が十分でない。したがって、Si含有量は0.1重量%～0.5重量%である。より好ましくは0.15重量%～0.35重量%である。

10

【0020】

マンガン(Mn)：1.5重量%～2.5重量%

Mnは、固溶強化によって強度を向上させる有用な元素であるため、1.5重量%以上添加される必要がある。しかし、Mn含有量が2.5重量%を超えると、過度な硬化能の増加によって溶接部の靱性が大きく低下する。したがって、Mnの含有量は1.5重量%～2.5重量%であることが好ましい。

20

【0021】

アルミニウム(Al)：0.01重量%～0.06重量%

Alは、溶鋼を安価に脱酸することができ、また、フェライトを安定化する元素である。Al含有量が0.01重量%未満の場合、上述の効果が十分でない。これに対し、Al含有量が0.06重量%を超えると、連続 casting時にノズル詰まりが発生する。したがって、Al含有量は0.01重量%～0.06重量%であることが好ましい。

【0022】

ニッケル(Ni)：0.1重量%～0.6重量%

Niは、母材の強度と靱性を同時に向上させる元素である。上述の効果を十分に奏するためには0.1重量%以上添加することが好ましい。しかし、Niは高価な元素であるため、添加量が0.6重量%を超えると、経済性が低下し、また溶接性が低下する。したがって、Ni含有量は0.1重量%～0.6重量%であることが好ましい。

30

【0023】

チタン(Ti)：0.01重量%～0.03重量%

Tiは、再加熱時の結晶粒の成長を抑制し、低温靱性を大きく向上させるため、0.01重量%以上添加することが好ましい。しかし、Ti含有量が0.03重量%を超えると、連続 castingノズルの詰まりや中心部の晶出による低温靱性の減少などの問題を発生させる。したがって、Ti含有量は0.01重量%～0.03重量%であることが好ましい。

【0024】

ニオブ(Nb)：0.005重量%～0.08重量%

Nbは、TMCP鋼の製造において重要な元素であり、NbC又はNbCNの形で析出し、母材及び溶接部の強度を大きく向上させる。また、高温に再加熱される時、固溶したNbはオーステナイトの再結晶及びフェライト又はベイナイトの変態を抑制して組織が微細化する効果を奏する。さらに、粗圧延後スラブが冷却される時、低い冷却速度でもベイナイトを形成させるのみならず、最終圧延後の冷却時にもオーステナイトの安定性を高め、低速の冷却でもマルテンサイトの生成を促進させる役割も果たす。

40

【0025】

上述の効果を十分に得るためにはNb含有量が0.005重量%以上であることが好ましい。しかし、Nb含有量が0.08重量%を超えると、鋼材のエッジに脆性クラックが発生する。したがって、Nb含有量は0.005重量%～0.08重量%であることが好

50

ましい。

【0026】

クロム (Cr) : 0.1重量% ~ 0.5重量%

Crは、強度を確保するために添加される元素であり、焼き入れ性を増加させる役割も果たす。上述の効果を十分に得るためには0.1重量%以上添加する必要がある。しかし、Cr含有量が0.5重量%を超えると、溶接部の硬度を過度に増加させ、靱性を阻害する。したがって、Cr含有量は0.1重量% ~ 0.5重量%であることが好ましい。

【0027】

リン (P) : 0.01重量%以下

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ため、できる限り低く維持するのがよい。したがって、その上限を0.01重量%とすることが好ましい。

10

【0028】

硫黄 (S) : 0.01重量%以下

Sは、MnSなどを形成して衝撃靱性を大きく阻害する元素であるため、できる限り低く維持するのがよい。したがって、その上限を0.01重量%とすることが好ましい。

【0029】

ボロン (B) : 5重量ppm ~ 30重量ppm

Bは、非常に安価な添加元素であり、強力な硬化能を示し、粗圧延後の冷却において低速冷却でもベイナイトの形成に大きく寄与する有益な元素である。

20

【0030】

少量の添加のみでも強度を大きく向上させることができるため、5重量ppm以上添加する。しかし、B含有量が30重量ppmを超えると、Fe₂₃(CB)₆を形成し、逆に硬化能を低下させ、低温靱性も大きく低下させる。したがって、B含有量は5重量ppm ~ 30重量ppmであることが好ましい。

【0031】

窒素 (N) : 20重量ppm ~ 70重量ppm

Nは、強度を増加させるが、靱性を大きく減少させるため、70重量ppm以下に制御することが好ましい。但し、N含有量を20重量ppm未満に制御することは製鋼負荷を増加させるため、N含有量の下限は20重量ppmであることが好ましい。

30

【0032】

カルシウム (Ca) : 50重量ppm以下 (0重量ppmは除く)

Caは、主にMnSの非金属介在物を抑制し、低温靱性を向上させる元素として用いられる。しかし、Caを過剰に添加すると、鋼中に含有された酸素と反応し、非金属介在物であるCaOを生成するため、その上限値は50重量ppmであることが好ましい。

【0033】

スズ (Sn) : 5重量ppm ~ 50重量ppm

Snは、耐食性を確保するのに有用な元素である。

【0034】

耐食性確保の面で5ppm以上添加することが好ましい。しかし、Sn含有量が50ppm重量%を超えると、耐食性向上に対する寄与効果よりも鋼材の表面に水泡のようにスケールが膨れたり割れたりする形の欠陥が多量に発生する。また、Snは鋼の強度を増加させるが、延伸率と低温衝撃靱性を低下させるため、その上限は50重量ppmであることが好ましい。

40

【0035】

本発明の低降伏比型高強度鋼材において、残りの成分は鉄 (Fe) である。但し、通常の製造工程では原料又は周囲環境から意図しない不純物が不可避免的に混入し、これを排除することはできない。これらの不純物は、当該技術分野における通常の知識を有する技術者であれば容易に理解されるものであるため、本明細書ではその全ての内容を詳細には説明しない。

50

【0036】

本発明による有利な鋼組成を有する低降伏比型高強度鋼材は、上述した含有量範囲の合金元素を含むだけでも十分な効果が得られるが、0.1重量%~0.5重量%の銅(Cu)、0.15重量%~0.3重量%のモリブデン(Mo)、及び0.005重量%~0.3重量%のバナジウム(V)のうちの一つ以上をさらに含むことにより鋼材の強度、靱性、溶接熱影響部の靱性、溶接性などの特性をより向上させることができる。

【0037】

銅(Cu)：0.1重量%~0.5重量%

Cuは、母材の靱性低下を最小化させるとともに強度を高める元素である。上述の効果を十分に得るためには0.1重量%以上添加することが好ましい。しかし、Cu含有量が0.5重量%を超えると、製品の表面品質を大きく阻害する。したがって、Cu含有量は0.1重量%~0.5重量%であることが好ましい。

10

【0038】

モリブデン(Mo)：0.15重量%~0.3重量%

Moは、少量の添加のみでも硬化能を大きく向上させる効果があり、強度を大きく向上させるため、0.15重量%以上添加する必要があるが、0.3重量%を超えて添加すると、溶接部の硬度を過度に増加させ、靱性を阻害する。したがって、Mo含有量は0.15重量%~0.3重量%であることが好ましい。

【0039】

バナジウム(V)：0.005重量%~0.3重量%

Vは、他の微細合金に比べて固溶する温度が低く、溶接熱影響部に析出して強度の低下を防止する効果がある。上述の効果を十分に得るためには0.005重量%以上添加することが好ましい。しかし、V含有量が0.3重量%を超えると、逆に靱性を低下させる。したがって、V含有量は0.005重量%~0.3重量%であることが好ましい。

20

【0040】

また、本発明の低降伏比型高強度鋼材の微細組織は、ベイニティックフェライト及びグラニューラーベイナイトを主相として含み、M-A(島状マルテンサイト)を二次相として含む。

【0041】

ベイニティックフェライトは、初期オーステナイト結晶粒界を維持しながら粒内に多くの高傾角粒界を含んでいるため、結晶粒の微細化の効果による強度と衝撃靱性の向上に有用である。

30

【0042】

グラニューラーベイナイトは、ベイニティックフェライトと同様に初期オーステナイト結晶粒を維持しているが、粒内又は粒界にM-Aのような二次相が存在する。粒内に高傾角粒界が存在しておらず、衝撃靱性に多少不利な影響を及ぼすが、粒内転位のような低傾角粒界が多量に存在することにより強度は多少増加する。

【0043】

ベイニティックフェライト及びグラニューラーベイナイトを主相として含むことにより低降伏比と高強度を確保することができる。

40

【0044】

この際、面積分率で、ベイニティックフェライトは80%~95%であり、グラニューラーベイナイトは5%~20%であり、M-Aは3%以下(0%を含む)である。

【0045】

ベイニティックフェライトの面積分率が80%未満の場合、高い引張強度を確保するのが困難であり、95%を超えると、降伏比が増加するという問題がある。

【0046】

グラニューラーベイナイトの面積分率が5%未満の場合、引張強度のみならず降伏強度も増加して、低い降伏比を確保することができず、20%を超えると、粗大な初期オーステナイト結晶粒を効果的に微細化させることができず、引張強度が劣る。

50

【0047】

M - Aのような二次相は、低降伏比の実現に有用な微細組織として3%以下の面積分率を有することが好ましい。M - Aの面積分率が3%を超えると、降伏比は減少するが、相対的に外部応力に対するクラック(c r a c k)の起点として作用するため、引張強度を高く確保するのが困難になる。

【0048】

一方、本発明による低降伏比型高強度鋼材は、 $P I m a x . (1 1 1) / P I m a x . (1 0 0)$ が1.0以上1.8以下である。 $P I m a x . (1 1 1)$ はX線回折又は電子後方散乱回折などの方法で得られた(111)結晶面の極点強度(p o l e i n t e n s i t y、 $P I m a x .$)であり、 $P I m a x . (1 0 0)$ は(100)結晶面の極点強度である。

10

【0049】

結晶面の極点強度は、本発明の一実施形態による低降伏比型高強度鋼材の最終微細組織によって決定される。ベイニティックフェライト及びグラニューラーベイナイトを主相とする場合、ベイニティックフェライトの分率が高いほど $P I m a x . (1 1 1)$ の値が大きくなり、グラニューラーベイナイトの分率が高いほど $P I m a x . (1 0 0)$ の値が大きくなる。本実施形態による低降伏比型高強度鋼材の最終微細組織は、ベイニティックフェライトがグラニューラーベイナイトよりも面積分率が高く $P I m a x . (1 1 1) / P I m a x . (1 0 0)$ が1.8以下の場合、低降伏比型高強度鋼材の製造が可能である。 $P I m a x . (1 1 1) / P I m a x . (1 0 0)$ が1.8を超えると、低降伏比を満たすことができないため、その上限値を1.8以下とすることが好ましい。より好ましい $P I m a x . (1 1 1) / P I m a x . (1 0 0)$ は1.6以下である。

20

【0050】

$P I m a x . (1 1 1) / P I m a x . (1 0 0)$ が1.0未満の場合にはグラニューラーベイナイトの分率が20%超と高くなり、高強度を確保するのが困難であるという問題がある。したがって、 $P I m a x . (1 1 1) / P I m a x . (1 0 0)$ の下限値は1.0以上とすることが好ましく、より好ましい下限値は1.2以上である。

【0051】

本発明による低降伏比型高強度鋼材は、降伏比が0.85以下であり、引張強度800 MPa以上を確保することで、建設用鋼材などとして好適に用いることができる。

30

【0052】

また、本発明による鋼材の厚さは60mm以下である。

【0053】

本発明による低降伏比型高強度鋼材は、高強度及び低降伏比を確保することができ、板厚を60mm以下と薄くすることができるため、切断や穿孔などの機械加工と溶接作業が容易になる。したがって、鋼材の厚さは60mm以下であることが好ましい。より好ましくは40mm以下、さらに好ましくは30mm以下である。

【0054】

下限は特に限定する必要はないが、建設構造用鋼材として用いるためには15mm以上であればよい。

40

【0055】

以下、本発明の一実施形態による低降伏比型高強度鋼材の製造方法について詳細に説明する。

【0056】

本発明の一実施形態による低降伏比型高強度鋼材の製造方法は、上述の合金組成を有するスラブを1050 ~ 1250 に加熱する段階と、加熱されたスラブを950 ~ 1150 で粗圧延してバー(Bar)を得る段階と、バー(Bar)を仕上げ圧延温度700 ~ 950 で熱間圧延して熱延鋼板を得る段階と、熱延鋼板を25 / s ~ 50 / sの冷却速度でBs温度以下の冷却終了温度まで冷却する段階と、を有する。

【0057】

50

<スラブ加熱段階>

上述の合金組成を有するスラブを1050 ~ 1250 に加熱する。

【0058】

<粗圧延段階>

加熱されたスラブを950 ~ 1050 で粗圧延してバー(Bar)を得る。

【0059】

粗圧延温度が950未満の場合、再結晶が起こらない状態でオーステナイトが変形するため、粒子が粗大化し、1050を超えると、再結晶が起こると同時に粒子が成長し、同様に、オーステナイト粒子が粗大になる。

【0060】

<熱間圧延段階>

バー(Bar)を仕上げ圧延温度700 ~ 950 で熱間圧延して熱延鋼板を得る。

【0061】

仕上げ圧延温度が700未満の場合、板材の温度が低く、圧延機に負荷が発生し、最終厚さまで圧延を行うことができず、950を超えると、圧延中に再結晶が起こる。

【0062】

この際、熱間圧延の圧下率は50% ~ 80%であればよい。

【0063】

仕上げ圧延の圧下率が50%未満の場合、圧延中に素材に作用する荷重が増加して、設備事故の危険があり、80%を超えると、圧延パス数が増加して、圧延終了温度まで最終厚さを確保することができない。

【0064】

<冷却段階>

熱延鋼板を25 / s ~ 50 / sの冷却速度でBs温度以下の冷却終了温度まで冷却する。

【0065】

熱延鋼板の冷却がBs温度を超える温度で終了すると、ベイニティックフェライト及びグラニューベイナイトが十分に相変態することができず、強度を確保することができない。冷却速度の場合、板材の厚さによって物理的な制約があるが、25 / s未満の冷却速度では軟質のフェライトが生成されることにより引張強度800MPa以上を満たすのが困難である。また、50 / sを超える冷却速度では低温変態組織であるマルテンサイトが生成される確率が高くなるにつれ、引張強度のみならず降伏強度も増加し、降伏比0.85以下を満たすのが困難である。

【実施例】

【0066】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明する。但し、下記の実施例は本発明の一例を具体的に示すものに過ぎず、本発明の技術範囲を限定するものではない。

【0067】

下記の表1に示す成分系を満たすスラブを1160 に加熱し、1000 で粗圧延した後、表2に示す製造条件に合うように熱間圧延及び冷却して鋼材を得た。この鋼材の降伏強度、引張強度、降伏比、及び微細組織を測定して表3に示す。

【0068】

また、鋼材の(100)結晶面、(110)結晶面の極点強度を測定し、 $P_{I\max} \cdot (111) / P_{I\max} \cdot (100)$ 値を表3に示す。

【0069】

降伏強度及び引張強度は万能引張実験機を用いて測定した。

【0070】

微細組織は、鋼材を鏡面研磨して、化学的に腐食させた後、光学顕微鏡で観察した。

【0071】

極点強度及び集合組織強度は、X線回折器及び電子後方散乱回折器を用いて測定した。

10

20

30

40

50

【 0 0 7 2 】

表 1 において各元素含有量の単位は重量%である。

【 0 0 7 3 】

【表 1】

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Ti	Nb	B	N	Ca	Sn
発明鋼A	0.04	0.17	2.12	0.007	0.00	0.02	0.32	0.40	0.01	0.04	0.00	0.00	0.00	0.00
	5				2	9			8		16	37	10	08
発明鋼B	0.05	0.15	2.48	0.008	0.00	0.02	0.30	0.15	0.01	0.04	0.00	0.00	0.00	0.00
	2				1	6			6		15	35	07	42
発明鋼C	0.06	0.16	1.75	0.011	0.00	0.03	0.29	0.29	0.01	0.04	0.00	0.00	0.00	0.00
	5				1	0			9		14	29	12	21
発明鋼D	0.05	0.25	2.29	0.007	0.00	0.03	0.31	0.50	0.01	0.03	0.00	0.00	0.00	0.00
	4				2	0			1		13	42	05	34
比較鋼E	0.04	0.11	1.91	0.005	0.00	0.00	0.04	1.52	0.00	0.01	0.00	0.00	0.00	0.00
	5				3	6			8		01	40	11	04
比較鋼F	0.04	0.15	2.85	0.009	0.00	0.02	0.28	0.41	0.01	0.03	0.00	0.00	0.00	0.00
	9				2	9			8		15	40	14	03

10

20

【 0 0 7 4 】

【表 2】

鋼種	区分	熱間仕上げ圧延		冷却		Bs温度 (°C)
		温度 (°C)	圧下率 (%)	冷却速度 (°C/s)	終了温度 (°C)	
発明鋼A	発明例1	844	75	46.6	523	589
	発明例2	860	70	41.1	537	
	発明例3	892	60	40.6	492	
発明鋼B	発明例4	873	70	41.2	536	565
	発明例5	890	60	37.7	506	
	発明例6	901	60	26.2	441	
発明鋼C	発明例7	899	60	25.8	451	623
	発明例8	890	60	26.3	447	
	発明例9	859	70	41.4	528	
発明鋼D	比較例1	852	75	51.4	534	568
	比較例2	863	75	57.7	507	
	比較例3	904	45	6.4	182	
比較鋼E	比較例4	870	72	34.1	350	574
	比較例5	871	66	24.1	356	
	比較例6	869	52	20.2	357	
比較鋼F	比較例7	864	78	48.5	505	526
	比較例8	877	65	31.4	502	
	比較例9	835	55	20.4	496	

10

20

30

【 0 0 7 5 】

【表 3】

鋼種	区分	中心部微細組織			降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	降伏比	PI _{max.} (11)/PI _{max.} (100)
		BF	GB	M. A				
発明鋼A	発明例1	86	12	2	677	843	0.80	1.14
	発明例2	89	10	1	703	872	0.81	1.25
	発明例3	91	8	1	717	909	0.79	1.50
発明鋼B	発明例4	87	10	3	697	866	0.80	1.16
	発明例5	92	6	2	736	898	0.82	1.64
	発明例6	88	11	1	707	871	0.81	1.27
発明鋼C	発明例7	92	7	1	761	919	0.83	1.52
	発明例8	93	7	0	786	926	0.85	1.71
	発明例9	83	15	2	686	860	0.80	1.10
発明鋼D	比較例1	97	3	0	797	931	0.86	1.98
	比較例2	98	2	0	893	981	0.91	1.96
	比較例3	71	24	5	613	780	0.79	0.87
比較鋼E	比較例4	AF:72、B:28			562	694	0.81	1.08
	比較例5	AF:79、B:21			530	643	0.82	1.05
	比較例6	AF:74、B:26			504	612	0.82	1.07
比較鋼F	比較例7	BF:97、GB:3、MA:0			876	984	0.89	1.97
	比較例8	BF:72、GB:24、MA:4			725	841	0.86	0.85
	比較例9	BF:66、GB:31、MA:3			660	776	0.85	0.82

【0076】

上記の表3において、BFはベイニティックフェライト、GBはグラニューラーベイナイト、MAは島状マルテンサイト、AFはアシキュラーフェライト、Bはベイナイトを意味し、単位は面積%である。

【0077】

本発明の合金組成及び製造条件を満たす発明例1～9は、0.85以下の低降伏比及び800MPa以上の引張強度を確保することが分かる。

【0078】

これに対し、比較例1～3は、本発明の合金組成は満たしているが、製造条件を満たしておらず、低降伏比を確保することができなかつたり引張強度が劣つたりすることが確認できる。

【0079】

また、比較例4、7、及び8は、本発明の製造条件は満たしているが、合金組成を満たしておらず、低降伏比を確保することができないことが確認できる。

10

20

30

40

50

【 0 0 8 0 】

以上、実施例を参照しながら説明したが、当該技術分野に熟練した当業者であれば本発明の技術範囲から逸脱しない範囲内で本発明を多様に变形実施することができる。

フロントページの続き

(72)発明者 ジョン, ムン ヨン

大韓民国 06194 ソウル ガンナム-グ テヘラン-ロ 440 ポスコ センター内

審査官 小川 進

(56)参考文献 特開2012-188731(JP, A)

特表2010-509494(JP, A)

国際公開第2015/098556(WO, A1)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60

C21D 1/00 - 11/00