

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7339339号
(P7339339)

(45)発行日 令和5年9月5日(2023.9.5)

(24)登録日 令和5年8月28日(2023.8.28)

(51)国際特許分類		F I			
C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 F
C 2 1 D	8/02	(2006.01)	C 2 1 D	8/02	C
C 2 2 C	38/58	(2006.01)	C 2 2 C	38/58	

請求項の数 9 (全13頁)

(21)出願番号	特願2021-530175(P2021-530175)	(73)特許権者	522492576 ポスコ カンパニー リミテッド 大韓民国 キョンサンブク - ド ポハン - シ ナム - グ ドンヘアン - 口 6 2 6 1
(86)(22)出願日	令和1年11月29日(2019.11.29)	(74)代理人	110000051 弁理士法人共生国際特許事務所
(65)公表番号	特表2022-510214(P2022-510214 A)	(72)発明者	キム, デ - ウ 大韓民国 3 7 8 7 7 ギョンサンブク - ド ポハン - シ, ナム - グ, ドンヘアン - 口, 6 2 6 2 ポハン アイアン アンド スチール ワークス内
(43)公表日	令和4年1月26日(2022.1.26)	(72)発明者	ジョン, ヨン - ジン 大韓民国 3 7 8 7 7 ギョンサンブク - ド ポハン - シ, ナム - グ, ドンヘアン - 口, 6 2 6 2 ポハン アイアン アンド スチール ワークス内
(86)国際出願番号	PCT/KR2019/016706		
(87)国際公開番号	WO2020/111863		
(87)国際公開日	令和2年6月4日(2020.6.4)		
審査請求日	令和3年6月30日(2021.6.30)		
(31)優先権主張番号	10-2018-0153164		
(32)優先日	平成30年11月30日(2018.11.30)		
(33)優先権主張国・地域又は機関	韓国(KR)		

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 冷間加工性及びS S C抵抗性に優れた超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】

重量%で、炭素(C) : 0.08%超過~0.2%以下、シリコン(Si) : 0.05~0.5%、マンガン(Mn) : 0.5~2%、アルミニウム(Al) : 0.005~0.1%、リン(P) : 0.01%以下、硫黄(S) : 0.0015%以下、ニオブ(Nb) : 0.001~0.03%、バナジウム(V) : 0.001~0.03%、チタン(Ti) : 0.001~0.03%、クロム(Cr) : 0.01~1%、モリブデン(Mo) : 0.01~0.15%、銅(Cu) : 0.01~0.5%、ニッケル(Ni) : 0.05~4%、カルシウム(Ca) : 0.0005~0.004%、残部はFe及びその他の不可避不純物からなり、

表面から全体厚さの10%までの領域である表層部の微細組織は、90面積%以上のポリゴナルフェライトを含み、

前記表層部を除いた領域の微細組織は、90面積%以上の焼戻しマルテンサイトまたは90面積%以上の焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの混合組織を含み、

前記表層部の転位密度は $3 \times 10^{14} / m^2$ 以下であり、

NACE TM0177に準じて、実際の降伏強度の90%荷重を印加しながら、1気圧H₂Sガスで飽和した5%NaCl + 0.5%CH₃COOH溶液に720時間の間浸漬した後、17時間以上破断が発生しないことを特徴とする冷間加工性及びS S C抵抗性に優れた超高強度鋼材。

【請求項2】

前記鋼材は、下記関係式 1 で表される Ceq が 0.5 以上であることを特徴とする請求項 1 に記載の冷間加工性及び SSC 抵抗性に優れた超高強度鋼材。

[関係式 1] $Ceq = C + Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5$
(但し、前記関係式 1 における C、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V は重量%である。)

【請求項 3】

前記鋼材は、厚さが 6 ~ 100 mm であることを特徴とする請求項 1 に記載の冷間加工性及び SSC 抵抗性に優れた超高強度鋼材。

【請求項 4】

前記鋼材の表層部は、均一延伸率が 10% 以上であることを特徴とする請求項 1 に記載の冷間加工性及び SSC 抵抗性に優れた超高強度鋼材。

10

【請求項 5】

前記鋼材は、降伏強度が 690 MPa 以上であり、引張強度が 780 MPa 以上であることを特徴とする請求項 1 に記載の冷間加工性及び SSC 抵抗性に優れた超高強度鋼材。

【請求項 6】

請求項 1 に記載の超高強度鋼材の製造方法であって、

重量%で、炭素 (C) : 0.08% 超過 ~ 0.2% 以下、シリコン (Si) : 0.05 ~ 0.5%、マンガン (Mn) : 0.5 ~ 2%、アルミニウム (Al) : 0.005 ~ 0.1%、リン (P) : 0.01% 以下、硫黄 (S) : 0.0015% 以下、ニオブ (Nb) : 0.001 ~ 0.03%、バナジウム (V) : 0.001 ~ 0.03%、チタン (Ti) : 0.001 ~ 0.03%、クロム (Cr) : 0.01 ~ 1%、モリブデン (Mo) : 0.01 ~ 0.15%、銅 (Cu) : 0.01 ~ 0.5%、ニッケル (Ni) : 0.05 ~ 4%、カルシウム (Ca) : 0.0005 ~ 0.004%、残部は Fe 及びその他の不可避不純物からなる鋼スラブを 1000 ~ 1200 で加熱する段階、

20

前記加熱されたスラブを 800 ~ 950 でパス当たりの平均圧下率 10% 以上で熱間圧延して熱延鋼材を得る段階、

前記熱延鋼材を常温まで空冷した後、800 ~ 950 で再加熱する段階、

前記再加熱された熱延鋼材を 700 まで鋼材の表面温度を基準に 0.1 / s 以上 ~ 10 / s 未満の冷却速度で 1 次冷却する段階、

前記 1 次冷却された熱延鋼材を常温まで鋼材の表面温度を基準に 50 / s 以上の冷却速度で 2 次冷却する段階、

30

前記 2 次冷却された熱延鋼材を 550 ~ 700 に加熱して 5 ~ 60 分間維持する焼戻し熱処理段階を含むことを特徴とする冷間加工性及び SSC 抵抗性に優れた超高強度鋼材の製造方法。

【請求項 7】

前記鋼スラブは、下記関係式 1 で表される Ceq が 0.5 以上であることを特徴とする請求項 6 に記載の冷間加工性及び SSC 抵抗性に優れた超高強度鋼材の製造方法。

[関係式 1] $Ceq = C + Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5$
(但し、前記関係式 1 における C、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V は重量%である。)

40

【請求項 8】

前記再加熱は、5 ~ 60 分間行われることを特徴とする請求項 6 に記載の冷間加工性及び SSC 抵抗性に優れた超高強度鋼材の製造方法。

【請求項 9】

前記再加熱後の熱延鋼材のオーステナイト平均結晶粒度は 30 μm 以下であることを特徴とする請求項 6 に記載の冷間加工性及び SSC 抵抗性に優れた超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、冷間加工性及び SSC 抵抗性に優れた超高強度鋼材及びその製造方法に係り

50

、より詳細には、石油掘削船、風力設置船のような海洋構造物などに適用され得る冷間加工性及びSSC抵抗性に優れた超高強度鋼材及びその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

最近、石油掘削設備などに用いられる海洋構造用鋼材は、設備軽量化、Sourまたは耐腐食環境における使用量の増大に伴い、鋼材の超高強度及び耐水素誘起割れ抵抗性などの品質が要求されており、特に応力を受けている状態での腐食環境で発生する水素に対する抵抗性と関連がある耐SSC(Sulfide Stress Cracking)の品質特性に対する要求がますます厳しくなっている。

【0003】

このために、開発された降伏強度690MPa以上の超高強度鋼は、板材(Plate)状態での強度が非常に高いため、通常はAs-Rolled状態の厚板を熱間造管成形後にQT熱処理することによって鋼管に製造する。このような熱間成形方法は、少ない力でもフォーミング(Forming)が可能であり、製品の厚さが100mmを超える極厚物までも鋼管で製造することができるという利点があるが、熱処理後に鋼管内に発生するスケールを除去する別の工程が必要であり、クエンチング(Quenching)時の変形による寸法精密性の確保が難しいという欠点がある。したがって、曲げ時にクラックが発生する可能性があるリスクが、熱間成形よりは高いけれども、QT熱処理された素材を冷間成形する方法が最近多く活用されている。

【0004】

一方、特許文献1では690MPa以上の降伏強度を確保するために、鋼を適切な冷却速度の制御を介してQT熱処理後に焼戻しマルテンサイトまたは焼戻しマルテンサイト+焼戻しベイナイトの混合組織を確保している。

【0005】

しかし、マルテンサイトやベイナイトなどの低温変態組織は、軟質組織に対する均一延伸率の値が著しく低下するため、冷間加工時に表面クラックを誘発することがある。また、表層部の高い転位密度により腐食が発生した場合には、鋼材内部への水素移動が容易になり、クラック伝播に対する抵抗性も脆弱になるため、耐SSC特性も低下する虞がある。

【0006】

したがって、上述した従来の方法は、厚さ6~100mm、降伏強度690MPa以上の超高強度鋼材の冷間加工性及びSSC抵抗性に優れた海洋構造用鋼を製造することには限界がある。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【文献】韓国公開特許第2016-0143732号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

本発明の目的は、冷間加工性及びSSC抵抗性に優れた超高強度鋼材及びその製造方法を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明の冷間加工性及びSSC抵抗性に優れた超高強度鋼材は、重量%で、炭素(C):0.08%超過~0.2%以下、シリコン(Si):0.05~0.5%、マンガン(Mn):0.5~2%、アルミニウム(Al):0.005~0.1%、リン(P):0.01%以下、硫黄(S):0.0015%以下、ニオブ(Nb):0.001~0.03%、バナジウム(V):0.001~0.03%、チタン(Ti):0.001~0.03%、クロム(Cr):0.01~1%、モリブデン(Mo):0.01~0.15%、銅(Cu):0.01~0.5%、ニッケル(Ni):0.05~4%、カルシウム(Ca):0.001~0.01%、

10

20

30

40

50

Ca) : 0.0005 ~ 0.004%、残部はFe及びその他の不可避不純物からなり、表面から全体厚さの10%までの領域である表層部の微細組織は、90面積%以上のポリゴナルフェライトを含み、上記表層部を除いた領域の微細組織は、90面積%以上の焼戻しマルテンサイトまたは90面積%以上の焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの混合組織を含み、上記表層部の転位密度は $3 \times 10^{14} / m^2$ 以下であることを特徴とする。

【0010】

本発明の冷間加工性及びSSC抵抗性に優れた超高強度鋼材の製造方法は、重量%で、炭素(C) : 0.08%超過 ~ 0.2%以下、シリコン(Si) : 0.05 ~ 0.5%、マンガン(Mn) : 0.5 ~ 2%、アルミニウム(Al) : 0.005 ~ 0.1%、リン(P) : 0.01%以下、硫黄(S) : 0.0015%以下、ニオブ(Nb) : 0.001 ~ 0.03%、バナジウム(V) : 0.001 ~ 0.03%、チタン(Ti) : 0.001 ~ 0.03%、クロム(Cr) : 0.01 ~ 1%、モリブデン(Mo) : 0.01 ~ 0.15%、銅(Cu) : 0.01 ~ 0.5%、ニッケル(Ni) : 0.05 ~ 4%、カルシウム(Ca) : 0.0005 ~ 0.004%、残部はFe及びその他の不可避不純物からなる鋼スラブを1000 ~ 1200 で加熱する段階、上記加熱されたスラブを800 ~ 950 でパス当たりの平均圧下率10%以上で熱間圧延して熱延鋼材を得る段階、上記熱延鋼材を常温まで空冷した後、800 ~ 950 で再加熱する段階、上記再加熱された熱延鋼材を700 まで鋼材の表面温度を基準に0.1 / s以上 ~ 10 / s未満の冷却速度で1次冷却する段階、上記1次冷却された熱延鋼材を常温まで鋼材の表面温度を基準に50 / s以上の冷却速度で2次冷却する段階、上記2次冷却された熱延鋼材を550 ~ 700 に加熱して5 ~ 60分間維持する焼戻し熱処理段階を含むことを特徴とする。

【発明の効果】

【0011】

本発明によると、冷間加工性及びSSC抵抗性に優れた超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】

本発明は、鋼材の合金組成と表層部及び上記表層部以外の領域(以下、「中心部」ともいう)の微細組織を制御することで鋼材の冷間加工性及びSSC抵抗性をより向上させることを特徴とする。

【0013】

以下、本発明の一実施形態による冷間加工性及びSSC抵抗性に優れた超高強度鋼材について詳細に説明する。まず、本発明の合金組成について説明する。但し、下記説明される合金組成の単位は、特に断りのない限り、重量%を意味する。

【0014】

炭素(C) : 0.08%超過 ~ 0.2%以下

Cは、基本的な強度を確保するために最も重要な元素であるため、適切な範囲内で鋼中に含有される必要があり、このような添加効果を得るためには、Cは0.08%を超えることが好ましい。しかし、C含有量が0.2%を超えると、クエンチング時の母材強度及び硬度が過度に高くなることもあり、特に、表層部は軟質のフェライト生成により耐SSC特性に優れることができるが、鋼材の中心部は、クラック伝播抵抗性が急激に低下する可能性がある。一方、C含有量が0.08%以下である場合には、適切な焼入れ性を有することができないために、降伏強度を690MPa以上に確保することが容易ではない。したがって、上記C含有量は、0.08%超過 ~ 0.2%以下の範囲とすることが好ましい。

【0015】

シリコン(Si) : 0.05 ~ 0.5%

Siは、置換型元素として固溶強化により鋼材の強度を向上させ、強力な脱酸効果を有

しており、清浄鋼の製造に必須な元素であるため、0.05%以上に添加されることが好ましい。しかし、0.5%を超える場合には、MA相を生成させ、表層部のフェライトや中心部の焼戻しマルテンサイトまたは焼戻しベイナイトなどの基地組織の強度を過度に増大させて、耐SSC特性及び衝撃靱性などの劣化を引き起こすことがある。したがって、上記Siは0.05~0.5%の範囲とすることが好ましい。

【0016】

マンガン(Mn)：0.5~2%

Mnは、固溶強化により強度を向上させ、低温変態相が生成されるように硬化能を向上させる有用な元素である。したがって、降伏強度690MPa以上を確保するためには、0.5%以上に添加されることが好ましい。しかし、Mn含有量が増加するほどMnはSと反応して延伸された非金属介在物であるMnSを形成することにより、靱性を低下させ、鋼材の中心部の水素脆性クラック開始サイト(Site)として作用する可能性があるため、上記Mnの上限は2%以下であることが好ましい。したがって、上記Mn含有量は、0.5~2%の範囲とすることが好ましい。

10

【0017】

アルミニウム(Al)：0.005~0.1%

Alは、上記Siと共に製鋼工程で強力な脱酸剤の一つとして、このような効果を得るためには、0.005%以上に添加することが好ましい。しかし、その含有量が0.1%を超える場合には、脱酸の結果物として生成される酸化性介在物のうちAl₂O₃の分率が過度に増加し、大きさが粗大になるだけでなく、精錬中に除去が難しくなる問題があり、酸化性介在物による鋼材の衝撃靱性及び耐SSC特性が低下するという欠点がある。したがって、上記Alは0.005~0.1%の範囲とすることが好ましい。

20

【0018】

リン(P)：0.01%以下

Pは、結晶粒界に脆性を誘発して、粗大な介在物を形成させて脆性を誘発する元素であるので、耐SSC特性を向上させるためには、上記P含有量を0.01%以下に制御することが好ましい。

【0019】

硫黄(S)：0.0015%以下

Sは、結晶粒界に脆性を誘発して、粗大な介在物を形成させて脆性を誘発する元素であるので、耐SSC特性を向上させるためには、上記S含有量を0.0015%以下に制御することが好ましい。

30

【0020】

ニオブ(Nb)：0.001~0.03%

Nbは、NbCまたはNb(C、N)の形態で析出し、母材の強度を向上させる。また、高温で再加熱時に固溶されたNbは、圧延時にNbCの形態で非常に微細に析出し、オーステナイトの再結晶を抑制して組織を微細化させる効果がある。上記効果のために、上記Nbは0.001%以上に添加されることが好ましい。但し、0.03%を超える場合には、未溶解のNbがTi、Nb(C、N)の形態で生成され、これによって強度及び耐SSC特性を阻害させる要因となる。したがって、上記Nb含有量は、0.001~0.03%の範囲とすることが好ましい。

40

【0021】

バナジウム(V)：0.001~0.03%

Vは、再加熱時にほぼすべてが再固溶されることから、後続する圧延時の析出や固溶による強化効果は僅かであるが、この後のPWH Tなどの熱処理過程で非常に微細な炭窒化物として析出し、強度を向上させる効果がある。このような効果を十分に得るためには、上記Vを0.001%以上に添加する必要があるが、その含有量が0.03%を超えると、溶接部の強度及び硬度を過度に増加させて海洋構造物などに加工する際に、表面クラックなどの要因として作用することがある。また、製造原価が急激に上昇して経済的に不利になる。したがって、上記V含有量は、0.001~0.03%の範囲とすることが好ま

50

しい。

【0022】

チタン (Ti) : 0.001 ~ 0.03%

Tiは、再加熱時、TiNに析出して母材及び溶接熱影響部の結晶粒の成長を抑制し、低温靱性を大きく向上させる成分であって、このような添加効果を得るためには、0.001%以上に添加されることが好ましい。しかし、Tiが0.03%を超えて添加されると、連铸ノズルの目詰まりや中心部の晶出によって低温靱性が減少することがあり、Nと結合して厚さの中心部に粗大なTiN析出物が形成される場合には、SSC割れの開始点として作用する可能性があるため、上記Ti含有量は、0.001~0.03%の範囲とすることが好ましい。

10

【0023】

クロム (Cr) : 0.01 ~ 1%

クロム (Cr)は、焼入れ性を増大させて低温変態組織を形成することにより、降伏及び引張強度を増大させ、クエンチング後の焼戻しや溶接後熱処理 (PWHT)の間に、セメントタイトの分解速度を抑えることで強度低下を防止する効果がある。上述した効果を得るためには、Crを0.01%以上に添加することが好ましいが、その含有量が1%を超えると、 $M_{23}C_6$ などのCr-Rich粗大炭化物の大きさ及び分率が増大して衝撃靱性が大きく低下するようになり、製造費用が上昇し、溶接性が低下するという問題があるために好ましくない。したがって、上記Cr含有量は、0.01~1%の範囲とすることが好ましい。

20

【0024】

モリブデン (Mo) : 0.01 ~ 0.15%

Moは、Crのように後工程である焼戻しまたは溶接後熱処理 (PWHT)の間の強度低下の防止に有効な元素であり、Pなどの不純物の粒界偏析による靱性低下を防止する効果がある。また、焼入れ性を増大させてマルテンサイトやベイナイトなどの低温相の分率を増大させて基地相の強度を高める。上述した効果を得るためには、上記Moを0.01%以上に添加することが好ましいが、高価な元素として過度に添加すると、製造費用が大きく上昇するため、0.15%以下に添加することが好ましい。したがって、上記Mo含有量は、0.01~0.15%の範囲とすることが好ましい。

【0025】

銅 (Cu) : 0.01 ~ 0.5%

銅 (Cu)は、固溶強化により基地相の強度を大きく向上させることができるだけでなく、湿潤硫化水素雰囲気での腐食を抑制する効果があるため、本発明において有利な元素である。上述した効果を十分に得るためには、上記Cuを0.01%以上に添加する必要があるが、その含有量が0.50%を超えると、鋼板の表面にスタークラックを誘発する可能性が大きくなり、高価な元素として製造費用が大きく上昇する問題がある。したがって、上記Cu含有量は、0.01~0.50%の範囲とすることが好ましい。

30

【0026】

ニッケル (Ni) : 0.05 ~ 4%

Niは、低温で積層欠陥を増大させて電位の交差スリップ (Cross Slip)を容易にし、衝撃靱性及び硬化能を向上させて強度を増加させる上で重要な元素であって、このような効果を得るためには0.05%以上に添加されることが好ましい。しかし、上記Niが4%を超えて添加されると、硬化能が過度に上昇し、他の硬化能の元素よりも高価であることから製造原価を上昇させる虞があるため、上記Ni含有量は、0.05~4%の範囲とすることが好ましい。

40

【0027】

カルシウム (Ca) : 0.0005 ~ 0.004%

Caは、Alによる脱酸後に添加すると、MnS介在物を形成するSと結合してMnSの生成を抑制するとともに、球状のCaSを形成してSSC割れによるクラックの発生を抑制する効果がある。本発明では、不純物として含有されるSを十分にCaSに形成させ

50

るために、上記Caを0.0005%以上に添加することが好ましい。但し、0.004%を超える場合には、CaSを形成して残ったCaがOと結合して粗大な酸化性介在物を生成するようになり、これが圧延時に延伸、破壊されてSSC割れの開始点として作用するという問題がある。したがって、上記Ca含有量は、0.0005~0.004%の範囲を有することが好ましい。

【0028】

本発明の残りの成分は、鉄(Fe)である。但し、通常の製造過程では、原料や周囲環境から意図されない不純物が不可避に混入することがあるため、これを排除することはできない。これらの不純物は、通常の製造過程の技術者であれば、誰でも分かるものであるため、そのすべての内容を特に本明細書に記載しない。

10

【0029】

一方、本発明の鋼材は、下記関係式1で表されるCeqが0.5以上であることが好ましい。Ceqは焼入れ性を増大させてマルテンサイトやベイナイトのような低温相分率を確保して、本発明で提案した降伏強度690MPa以上の超高強度を確保するためのものであって、もし0.5未満の場合には、十分な低温変態組織が生成されず、適切な強度を確保することができないという欠点がある。

[関係式1] $Ceq = C + Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5$
(但し、上記関係式1におけるC、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、Vは重量%である。)

【0030】

一方、本発明の鋼材は、表面から全体厚さの10%までの領域である表層部の微細組織が、90面積%以上のポリゴナルフェライトを含み、上記表層部を除いた領域(中心部)の微細組織が、90面積%以上の焼戻しマルテンサイトまたは90面積%以上の焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの混合組織を含むことが好ましい。このように、中心部の微細組織が90面積%以上の焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの混合組織を含むように制御することで、優れた降伏強度及び引張強度を確保することができる。但し、上記焼戻しマルテンサイト+焼戻しベイナイトの混合組織は、軟質組織に対する均一延伸率の値が著しく低いために、冷間加工時に表面クラックを誘発する可能性がある。また、表層部の高い転位密度により腐食が発生した場合には、鋼材内部への水素移動が容易になり、クラック伝播に対する抵抗性も脆弱になるために、耐SSC特性も低下する可能性がある。フェライトの場合には、焼戻しマルテンサイト或いは焼戻しベイナイトに比べて強度は低い、転位密度が低いために、冷間加工時の加工硬化度が比較的low、均一延伸率が高いという利点がある。冷間加工時の変形率が最も高い部分が、鋼材の表層部であるために、上記表層部の微細組織が90面積%以上のポリゴナルフェライトを含む場合には、冷間加工性だけでなく、耐SSC特性まで向上させることができる。一方、表層部の残部微細組織はパーライト、ベイナイト及びマルテンサイトのうち1つ以上であることができ、中心部の残部微細組織は、フェライト及びパーライトのうち1つ以上であることができる。

20

30

【0031】

このとき、上記表層部の転位密度は $3 \times 10^{14} / m^2$ 以下であることが好ましい。上記表層部の転位密度が $3 \times 10^{14} / m^2$ 以下を超える場合には、表層部において腐食過程で生成された水素が鋼材の内部に移動する速度が速くなり、加工硬化によって基底相の強度も高くなるため、耐SSC特性が劣化するという欠点がある。

40

【0032】

本発明の鋼材は、厚さが6~100mmであることが好ましい。鋼材の厚さが6mm未満の場合には、厚板圧延機で製造することが困難であるという欠点があり、100mmを超える場合には、適切な冷却速度が確保できず、本発明で提案する降伏強度690MPa以上の適切な強度を確保し難いという欠点がある。

【0033】

上述したように、提供される本発明の鋼材は、表層部の均一延伸率が10%以上であり

50

、降伏強度が690MPa以上であり、引張強度が780MPa以上であることができる。一方、鋼材の厚さ100mmを基準にしたとき、冷間加工時の表層部に印加される表面の最大変形率が7%以下であるため、均一延伸率が10%以上の場合には、加工中にもネッキング(Necking)現象が発生せず、これによって表面欠陥も生成されない。

【0034】

以下、本発明の一実施形態に係る冷間加工性及びSSC抵抗性に優れた超高強度鋼材の製造方法について詳細に説明する。

【0035】

まず、上述した合金組成を有する鋼スラブを1000~1200 で加熱する。上記鋼スラブ加熱は、この後の圧延過程で過度の温度低下を防止するために、1000 以上で 10

【0036】

この後、上記加熱されたスラブを800~950 でパス当たりの平均圧下率10%以上で熱間圧延して熱延鋼材を得る。上記熱間圧延温度が800 未満の場合には、オーステナイト-フェライト二相領域で圧延が行われる虞があるため、圧延間の変形抵抗値が高くなって、正常な目標厚さで圧延が行われず、950 を超える場合には、オーステナイトの結晶粒が過度に粗大化して結晶粒の微細化による強度及び耐SSC特性の向上を期待 20

【0037】

この後に、上記熱延鋼材を常温まで空冷した後、800~950 で再加熱する。上記再加熱は、十分なオーステナイト組織の均質化及び平均結晶粒度の微細化のためのものである。上記効果を十分に得るためには、上記再加熱温度が800 以上である必要があるが、950 を超える場合には、オーステナイトの平均結晶粒度が大きくなるにつれ、靱性及び耐SSC特性が低下する可能性がある。一方、上記再加熱は、5~60分間行われることができ、もし、上記再加熱時間が5分未満の場合には、合金成分と微細組織の均質化が不足することがあり、60分を超える場合には、オーステナイトの結晶粒とNbCのような微細析出物が粗大化して耐SSC特性が劣化することがあるという欠点がある。 30

【0038】

上記再加熱後の熱延鋼材のオーステナイト平均結晶粒度は30 μ m以下であることが好ましい。このように、上記再加熱後の熱延鋼材のオーステナイト平均結晶粒度を30 μ m以下に制御することで、SSCによる割れ発生時にクラックが伝播される速度を遅延させることができる。上記再加熱後の熱延鋼材のオーステナイト平均結晶粒度は25 μ m以下であることがより好ましい。 40

【0039】

以後、上記熱延鋼材を700 まで鋼材の表面温度を基準に0.1 /s以上~10 /s未満の冷却速度で1次冷却する。上記1次冷却は、鋼材の表層部に90面積%以上のポリゴナルフェライトを形成させるために行うものである。上記1次冷却時の冷却速度が0.1 /s未満の場合には、フェライトの核生成が円滑に行われず、結晶粒の大きさが粗大になる虞があり、結晶粒が粗大になる場合には、強度が劣化するだけでなく、SSC割れが発生する際に電波抵抗性が劣化することがあるという欠点がある。上記1次冷却時の冷却速度が10 /s以上の場合には、表層部に多量のベイナイトが形成され、優れた冷間加工性及び耐SSC特性を確保し難いことがある。したがって、上記1次冷却時の冷却速度は0.1 /s以上~10 /s未満の範囲とすることが好ましい。一方、上記1 50

次冷却はクエンチングをし、鋼材の通板速度を高め、噴射される水の流量を低減させることで行われるか、または空冷工程などを介して行うことができる。

【0040】

この後に、上記1次冷却された熱延鋼材を常温まで鋼材の表面温度を基準に50 / s以上の冷却速度で2次冷却する。上記2次冷却は強冷を介して表層部以外の領域の微細組織、すなわち、鋼材の中心部の微細組織が90面積%以上のマルテンサイトまたはマルテンサイト及びベイナイトの混合組織を含むようにするために行うものである。上記2次冷却時の冷却速度が50 / s未満の場合には、上述した低温変態組織及び分率を得ることが困難である。本発明では、上記2次冷却時の冷却速度の上限に対して特に限定しないが、上記2次冷却時の冷却速度は200 / s以下に制御することができる。一方、上記2次冷却はクエンチングをし、鋼材の通板速度を抑え、噴射される水の流量を増加させる方法などを介して行うことができる。

10

【0041】

この後に、上記2次冷却された熱延鋼材を550~700 に加熱して5~60分間維持する焼戻し熱処理を行う。上記焼戻し熱処理により低温変態組織であるマルテンサイトまたはマルテンサイト及びベイナイトの混合組織の転位密度を減少させ、炭素を単範囲に拡散させることで強度及び靱性を向上させることができる。上記焼戻し熱処理温度が550未満の場合には、炭素の拡散が十分ではなく、強度が過度に高くなって靱性が低下する虞があり、700を超える場合には、Ac₁以上の温度での逆変態によりフレッシュマルテンサイト(Fresh Martensite)が形成されて靱性及び耐SSC特性が極めて劣化する虞がある。上記焼戻し熱処理時間が5分未満の場合には、焼戻し過程で炭素が十分に拡散できる時間が不足するため、強度が過度に高くなって、靱性が低下する虞があり、本発明で要求される適切な強度の範囲から外れることがある。上記焼戻し熱処理時間が60分を超える場合には、過度の加熱によりセメントライトが球状化して強度が急激に低下する可能性がある。したがって、上記焼戻し熱処理は、550~700 に加熱して5~60分間維持することが好ましい。

20

【0042】

以下、実施例を挙げて本発明をより詳細に説明する。但し、下記実施例は、本発明を例示して、より詳細に説明するためのものにすぎず、本発明の権利範囲を限定するためのものではない点に留意する必要がある。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ものであるためである。

30

【実施例】

【0043】

下記表1に記載された合金組成を有する鋼スラブを1100 で再加熱した後、下記表2に記載された条件で熱間圧延及び冷却し、650 で30分間焼戻し熱処理して80mm厚さの熱延鋼材を製造した。上記熱間圧延後には、熱延鋼材を常温まで冷却した後、890 で30分間再加熱する工程を行い、上記焼戻し熱処理後冷却時の1次冷却停止温度は700 であり、2次冷却停止温度は27 であった。

【0044】

このように製造されたそれぞれの熱延鋼材に対して微細組織、表層部の転位密度、降伏強度、引張強度及び表層部の均一延伸率を測定した後、その結果を下記表3に示した。

40

【0045】

上記微細組織の測定は、光学顕微鏡を用いて観察及び分析した。

【0046】

上記表層部の転位密度は、XRD(X-ray Diffraction)を活用して測定した。

【0047】

降伏強度及び引張強度は、引張試験によって測定し、表層部の均一延伸率は表層部のみを別途加工して試験片を採取した後、引張試験で測定した。

【0048】

50

耐SSC特性はNACE TM0177に準じて、試験片に対して実際の降伏強度の90%荷重を印加しながら、1気圧H₂Sガスで飽和した5%NaCl+0.5%CH₃COOH溶液に720時間の間浸漬した後、上記試験片が破断し始める時間を測定した。

【0049】

【表1】

鋼種No	合金組成(重量%)														
	C	Si	Mn	Al	P	S	Nb	V	Ti	Cr	Mo	Cu	Ni	Ca	Ceq
発明鋼 1	0.16	0.35	1.13	0.035	80	8	0.007	0.006	0.001	0.50	0.13	0.05	1.8	35	0.60
発明鋼 2	0.15	0.31	1.14	0.031	70	6	0.010	0.008	0.011	0.57	0.12	0.08	1.9	31	0.61
発明鋼 3	0.18	0.33	1.35	0.030	81	7	0.008	0.015	0.008	0.89	0.08	0.08	2.0	27	0.74
発明鋼 4	0.14	0.35	1.19	0.036	70	8	0.013	0.013	0.012	0.91	0.10	0.15	2.1	29	0.69
発明鋼 5	0.17	0.33	1.47	0.035	65	6	0.015	0.015	0.008	0.88	0.12	0.25	2.5	25	0.80
比較鋼 1	0.35	0.36	1.15	0.030	70	7	0.020	0.012	0.006	0.79	0.11	0.08	2.3	25	0.88
比較鋼 2	0.18	0.37	1.32	0.031	80	8	0.020	0.011	0.007	0.001	0.14	0.15	3.4	28	0.67
比較鋼 3	0.06	0.30	1.36	0.030	80	8	0.015	0.010	0.011	0.63	0.14	0.13	3.5	23	0.68

但し、P、S及びCaは重量基準ppm単位である。

$$Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$$

【0050】

10

20

30

40

50

【表 2】

区分	鋼種No.	仕上げ圧延温度 (°C)	パス当たりの平均圧下率 (%)	1次冷却速度 (°C/s)	2次冷却速度 (°C/s)
発明例1	発明鋼1	851	14	0.87	57
発明例2	発明鋼2	839	12	3.45	58
発明例3	発明鋼3	870	13	2.64	63
発明例4	発明鋼4	888	13	1.83	71
発明例5	発明鋼5	860	13	2.35	69
比較例1	発明鋼1	1025	17	1.91	55
比較例2	発明鋼2	768	5	1.33	63
比較例3	発明鋼3	891	14	57	70
比較例4	発明鋼4	890	15	0.91	2
比較例5	発明鋼5	883	14	53	1
比較例6	比較鋼1	869	16	1.3	59
比較例7	比較鋼2	871	14	0.98	58
比較例8	比較鋼3	891	15	2.3	73

10

20

【 0 0 5 1 】

【表 3】

区分	微細組織			表層部の転位密度 ($\times 10^{14}$ /m ²)	降伏 強度 (MPa)	引張 強度 (MPa)	表層部の均一延伸率(%)	破断開始時間(Hr)
	圧延後のAGS (μ m)	表層部	中心部					
発明例1	22	100%F	100%TM	2.5	732	875	11	破断未発生
発明例2	23	100%F	100%TM	2.7	722	877	10	破断未発生
発明例3	27	100%F	100%TM	2.3	736	890	12	破断未発生
発明例4	25	100%F	100%TM	2.6	757	887	11	破断未発生
発明例5	26	100%F	100%TM	2.5	743	869	10	破断未発生
比較例1	77	100%F	100%TM	2.5	691	790	11	17
比較例2	23	100%F	100%TM	19	891	1017	12	6
比較例3	27	100%TM	100%TM	50	810	903	13	9
比較例4	28	100%F	15%F+70%P+15%TB	27	504	630	5	破断未発生
比較例5	24	100%TM	15%F+30%P+55%TB	51	763	889	13	16
比較例6	21	100%TB	100%TM	35	845	1039	4	5
比較例7	24	100%F	100%TM	2.0	650	708	12	破断未発生
比較例8	23	100%F	65%F+35%TB	2.1	550	627	13	破断未発生

TM: 焼戻しマルテンサイト、TB: 焼戻しベイナイト、F: ポリゴナルフェライト、P: パーライト

30

40

50

【 0 0 5 2 】

上記表 1 ~ 3 に示すように、本発明が提案する合金組成及び製造条件を満たす発明例 1 ~ 5 の場合には、表層部にポリゴナルフェライトが形成され、中心部には焼戻しマルテンサイトが形成され、表層部の転位密度が $3 \times 10^{14} / \text{m}^2$ 以下の条件を満たすことによって優れた強度、表層部の均一延伸率及び耐 SSC 特性を確保していることが分かる。

【 0 0 5 3 】

しかし、比較例 1 ~ 5 の場合には、本発明が提案する合金組成は満たすものの、製造条件を満たさないために、本発明が提案する微細組織の種類及び分率、または表層部の転位密度の条件を満たさないことによって強度、表層部の均一延伸率または耐 SSC 特性が低いレベルであることが分かる。

10

【 0 0 5 4 】

比較例 6 ~ 8 の場合には、本発明が提案する製造条件は満たすものの、合金組成を満たさないため、本発明が提案する微細組織の種類及び分率、または表層部の転位密度の条件を満たさないことによって強度、表層部の均一延伸率または耐 SSC 特性が低いレベルであることが分かる。

20

30

40

50

フロントページの続き

スチール ワークス内

審査官 川口 由紀子

- (56)参考文献 特開 2 0 0 5 - 2 5 6 0 4 4 (J P , A)
特開 2 0 1 8 - 1 8 8 6 9 6 (J P , A)
特表 2 0 1 9 - 5 0 4 2 1 0 (J P , A)
特開 2 0 1 2 - 2 4 1 2 7 3 (J P , A)
特開 2 0 1 8 - 1 6 8 4 4 1 (J P , A)
米国特許出願公開第 2 0 1 6 / 0 2 3 0 2 5 8 (U S , A 1)
中国特許出願公開第 1 0 2 8 2 8 1 2 5 (C N , A)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., D B 名)
C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0
C 2 1 D 8 / 0 2