

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7673199号
(P7673199)

(45)発行日 令和7年5月8日(2025.5.8)

(24)登録日 令和7年4月25日(2025.4.25)

(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 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 6 (全17頁)

(21)出願番号	特願2023-537650(P2023-537650)	(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 - ロ 6 2 6 1
(86)(22)出願日	令和3年11月18日(2021.11.18)	(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2024-500851(P2024-500851 A)	(72)発明者	キム, デ - ウ 大韓民国 3 7 8 7 7 キョンサンブク - 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
(43)公表日	令和6年1月10日(2024.1.10)	審査官	宮脇 直也
(86)国際出願番号	PCT/KR2021/017015		
(87)国際公開番号	WO2022/139191		
(87)国際公開日	令和4年6月30日(2022.6.30)		
審査請求日	令和5年6月20日(2023.6.20)		
(31)優先権主張番号	10-2020-0180190		
(32)優先日	令和2年12月21日(2020.12.21)		
(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】 低温衝撃靱性に優れた極厚物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)：0.10～0.25%、シリコン(Si)：0.05～0.50%、マンガン(Mn)：1.0～2.0%、アルミニウム(Al)：0.005～0.1%、リン(P)：0.010%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)：0.01～0.20%、モリブデン(Mo)：0.01～0.15%、銅(Cu)：0.01～0.50%、ニッケル(Ni)：0.05～0.50%、カルシウム(Ca)：0.0005～0.0040%、残部Fe及び不可避不純物からなり、

t/4～t/2の範囲の中心部(ここで、tは鋼板の厚さを意味する)微細組織は面積%で、35～40%のフェライト及び残部ベイナイト複合組織からなり、ベイナイトパッケージ平均サイズが10μm以下であり、中心部の空隙率が0.1mm³/g以下であり、表面クラックの深さが0.5mm以下であり、中心部の断面硬度が200HB以下であり、厚さが133～250mmであることを特徴とする鋼材。

【請求項 2】

前記鋼材の旧オーステナイト結晶粒の平均サイズは20μm以下であることを特徴とする請求項1に記載の鋼材。

【請求項 3】

前記鋼材は、P W H T後の引張強度が450～650MPaであり、-60で中心部の低温衝撃靱性が80J以上であることを特徴とする請求項1に記載の鋼材。

【請求項4】

重量%で、炭素(C)：0.10～0.25%、シリコン(Si)：0.05～0.50%、マンガン(Mn)：1.0～2.0%、アルミニウム(Al)：0.005～0.1%、リン(P)：0.010%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)：0.01～0.20%、モリブデン(Mo)：0.01～0.15%、銅(Cu)：0.01～0.50%、ニッケル(Ni)：0.05～0.50%、カルシウム(Ca)：0.0005～0.0040%、残部Fe及び不可避不純物からなる厚さ650～750mmの鋼スラブを1100～1300の温度範囲で1次加熱した後、3～15%の累積圧下量及び1～4/sの変形速度で1次鍛造加工して1次中間材を得る段階と、

前記1次中間材を1000～1500の温度範囲で2次加熱した後、3～30%の累積圧下量及び1～4/sの変形速度で2次鍛造加工して2次中間材を得る段階と、

前記2次中間材を1000～1200の温度範囲で加熱する3次加熱段階と、

前記3次加熱された2次中間材を900～1100の仕上げ熱間圧延温度に熱間圧延して熱延材を得る段階と、

前記熱延材をBs+20～Ar1+20の温度範囲まで3/s以上の冷却速度で冷却した後、常温まで空冷する段階と、

前記冷却された熱延材を820～900の温度範囲で加熱して10～40分維持した後、5/s以上の冷却速度で冷却するクエンチングする段階と、

前記クエンチングされた鋼材を600～680で10～40分維持する焼戻し段階と、を含み、厚さが133～250mmであることを特徴とする請求項1に記載の鋼材の製造方法。

【請求項5】

前記1次中間材の厚さは450～550mmであることを特徴とする請求項4に記載の鋼材の製造方法。

【請求項6】

前記2次中間材の厚さは300～340mmであることを特徴とする請求項4に記載の鋼材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、極厚物鋼材及びその製造方法に関するものであって、低温衝撃靱性に優れた極厚物鋼材及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

最近、原油の精製及び貯蔵用設備の大型化及び大容量貯蔵により、これらに用いられる鋼材の厚物化に対する要求が絶えず増大しており、特に寒冷環境での使用増大によって低温衝撃靱性を保証する温度が徐々に低くなっている。

【0003】

大型構造物を製造するにあたり、鋼材の耐外部健全性(Soundness)を向上させるために非金属介在物、偏析及び内部空隙などの鋼材の欠陥(Defect)を極限に制御する傾向にある。さらに、母材だけでなく、溶接後の熱影響部の構造的な安定性を確保するために炭素当量(Ceq)を下げるのが求められる。

【0004】

特に厚さが100mmを超過する極厚物材の場合、薄物材と比較したとき圧延圧下比が高くないため、連铸又は铸造時、発生する未凝固収縮孔が粗圧延過程で十分に圧着されず、製品中心部に残留空隙の形態で残るようになる。このような残留空隙は、衝撃時に構造

10

20

30

40

50

物においてクラックの開始点として作用し、最終的には、低温衝撃靱性の低下により設備全体に破損を起こすことがある。したがって、圧延前段階で残留空隙が残らないように中心空隙を十分に圧着する工程が必要である。

【 0 0 0 5 】

これに関して、特許文献 1 は厚板粗圧延工程における強圧下技術に該当するものであり、圧延機の設計許容値（荷重及びトルク）に近づくように設定されたパス別の強圧下率から厚さ別の板噛みが発生する厚さ別の限界圧下率を決定する技術、粗圧延機の目標厚さを確保するためにパス別の厚さ比の指数を調整して圧下率を分配する技術、そして厚さ別の限界圧下率に基づいて板噛みが発生しないように圧下率を修正する技術を活用したもので、80 mm 基準の粗圧延の最終 3 パスにおける平均圧下率を 27.5 % で印加することができる製造方法を提供する。しかしながら、上記圧延方法の場合、製品厚さ全体の平均圧下率を測定したものであり、残留空隙が存在する最大厚さ 250 mm の極厚物材の中心部まで高変形を印加させにくいという欠点がある。

10

【 0 0 0 6 】

一方、鋼材の厚さが厚くなるほど、溶接後の熱処理（P W H T）温度または時間が増大する。P W H T は、溶接部の残留応力を除去することで構造物の変形を防止し、形状及び寸法安定性を確保する方案である。通常、P W H T は構造物全体を対象として行われるが、局部的に進行しても溶接部以外の母材も熱源に晒されるため、母材の物性劣化を引き起こすことがある。これにより、極厚物材の場合、高温かつ長時間の P W H T 熱処理後、母材品質が劣化することがあり、製造される圧力容器の設備寿命の低下を引き起こすことがある。このような P W H T 時に、ベイナイト、マルテンサイト、島状マルテンサイト（M A）などの硬相（H a r d P h a s e）からなる高強度圧力容器用鋼材の場合、母材は炭素の再拡散、転位回復、結晶粒成長（ベイナイトまたはマルテンサイトの界面移動）及び炭化物の成長、析出などの一連の過程を経て強度が低下するだけでなく、延性 - 脆性遷移温度（D B T T）も増大する傾向を示す。

20

【 0 0 0 7 】

高温かつ長時間の P W H T による物性劣化を防止するための手段として、第一に、C e q が高くても硬化能を増大させることができる合金元素の添加量を高めて、熱処理後も焼戻し（T e m p e r e d）した低温相分率を増大させて強度が低下する量を減らす方法がある。第二に、Q T（Q u e n c h i n g - T e m p e r i n g）鋼の微細組織をフェライト及びベイナイトからなる 2 相組織または上記組織に加えて一定のマルテンサイトを含む 3 相組織を実現しながら、熱処理後の組織及び転位密度の変化がないフェライトの基相強度を増大させるために、M o、C u、S i、C などの固溶強化効果のある元素の含有量を増加させる方法がある。

30

【 0 0 0 8 】

しかしながら、上記 2 つの方法のいずれも C e q の増大により溶接熱影響部（H A Z、H e a t A f f e c t e d Z o n e）の靱性が低下する可能性が大きく、固溶強化の元素添加によって製造原価が上昇するという欠点がある。

【 0 0 0 9 】

また他の方法として、希土類元素を活用した析出強化方法があり、特定成分範囲及び適用温度条件下では効果的な方法である。これに関連する特許文献 2 では、重量 % で、C : 0.05 ~ 0.20 %、S i : 0.02 ~ 0.5 %、M n : 0.2 ~ 2.0 %、A l : 0.005 ~ 0.10 %、残部 F e 及び不可避不純物からなり、必要に応じて C u、N i、C r、M o、V、N b、T i、B、C a、希土類元素のうち 1 種または 2 種以上をさらに含むスラブを加熱及び熱間圧延した後、室温に空冷し、A c 1 ~ A c 3 変態点で加熱した後に徐冷する工程により、P W H T 保証時間を 16 時間まで可能にできると開示している。

40

【 0 0 1 0 】

しかしながら、上記技術により得られる P W H T 保証時間は、鋼材の厚物化及び溶接部条件が厳しい場合、非常に不足し、それ以上に長時間、P W H T を適用することは不可能

50

であるという問題点がある。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0011】

【文献】韓国公開特許第10-2012-0075246号公報

【文献】特開平9-256037号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0012】

本発明の一側面によると、鋼板の厚さが大きい場合にも、長時間P W H T後の低温衝撃
10 韌性に優れた極厚物鋼材及びその製造方法を提供する。

【0013】

本発明の課題は、上述した内容に限定されない。通常の技術者であれば、本明細書の全
体的な内容から本発明のさらなる課題を理解するのに何ら困難がない。

【課題を解決するための手段】

【0014】

本発明の一側面は、重量%で、炭素(C)：0.10～0.25%、シリコン(Si)
：0.05～0.50%、マンガン(Mn)：1.0～2.0%、アルミニウム(Al)
：0.005～0.1%、リン(P)：0.010%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.
20 0.3%、チタン(Ti)：0.001～0.03%、(Cr)：0.01～0.20%、
モリブデン(Mo)：0.01～0.15%、銅(Cu)：0.01～0.50%、ニッ
ケル(Ni)：0.05～0.50%、カルシウム(Ca)：0.0005～0.004
0%、残部Fe及び不可避不純物からなり、

t/4～t/2の範囲の中心部(ここで、tは鋼板の厚さを意味する)微細組織は面積
%で、35～40%のフェライト及び残部ベイナイト複合組織からなり、ベイナイトパケ
ットサイズが10μm以下であり、中心部の空隙率が0.1mm³/g以下であり、

表面クラックの深さが0.5mm以下であり、

中心部の断面硬度が200HB以下の鋼材を提供することができる。

【0015】

上記鋼材の旧オーステナイト結晶粒の平均サイズは20μm以下であることができる。
30

【0016】

上記鋼材の厚さは133～250mmであることができる。

【0017】

上記鋼材は、P W H T後の引張強度が450～650MPaであり、-60℃で中心部
の低温衝撃韌性が80J以上であることができる。

【0018】

本発明の他の一側面は、重量%で、炭素(C)：0.10～0.25%、シリコン(Si)
：0.05～0.50%、マンガン(Mn)：1.0～2.0%、アルミニウム(Al)
：0.005～0.1%、リン(P)：0.010%以下、硫黄(S)：0.001
40 5%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)：0.01～0.
.20%、モリブデン(Mo)：0.01～0.15%、銅(Cu)：0.01～0.5
0%、ニッケル(Ni)：0.05～0.50%、カルシウム(Ca)：0.0005～
0.0040%、残部Fe及び不可避不純物からなる厚さ650～750mmの鋼スラブ
を1100～1300℃の温度範囲で1次加熱した後、3～15%の累積圧下量及び1～
4/sの変形速度で1次鍛造加工して1次中間材を得る段階；

上記1次中間材を1000～1500℃の温度範囲で2次加熱した後、3～30%の累
積圧下量及び1～4/sの変形速度で2次鍛造加工して2次中間材を得る段階；

上記2次中間材を1000～1200℃の温度範囲で加熱する3次加熱段階；
50

上記3次加熱された2次中間材を900～1100の仕上げ熱間圧延温度に熱間圧延して熱延材を得る段階；

上記熱延材を冷却する段階；

上記冷却された熱延材を820～900の温度範囲で加熱して10～40分維持した後、5/s以上の冷却速度で冷却するクエンチングする段階；及び

上記クエンチングされた鋼材を600～680で10～40分維持する焼戻し段階を含む鋼材の製造方法を提供することができる。

【0019】

上記冷却する段階は、上記熱延材をBs+20～Ar1+20の温度範囲まで3/s以上の冷却速度で冷却することであることができる。

10

【0020】

上記熱延材を冷却終了温度まで冷却した後、常温まで空冷する段階をさらに含むことができる。

【0021】

上記1次中間材の厚さは450～550mmであることができる。

【0022】

上記2次中間材の厚さは300～340mmであることができる。

【0023】

上記熱延材の厚さは133～250mmであることができる。

【発明の効果】

20

【0024】

本発明の一側面によると、鋼板の厚さが大きい場合にも、長時間PWH T後の低温衝撃靱性に優れた極厚物鋼材及びその製造方法を提供することができる。

【0025】

本発明の他の一側面によると、石油化学製造設備、貯蔵タンクなどに用いられることができる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】

【0026】

以下では、本発明の好ましい実施例を説明する。本発明の実施例は、様々な形態に変形することができ、本発明の範囲が以下で説明される実施例に限定されるものと解釈されてはいけない。本実施例は、当該発明が属する技術分野における通常の技術者に本発明をさらに詳細に説明するために提供されるものである。

30

【0027】

以下、本発明について詳細に説明する。

【0028】

以下では、本発明の鋼組成について詳細に説明する。

【0029】

本発明において特にことわりのない限り、各元素の含有量を表す%及びppmは重量を基準とする。

【0030】

40

本発明の一側面に係る鋼材は、重量%で、炭素(C)：0.10～0.25%、シリコン(Si)：0.05～0.50%、マンガン(Mn)：1.0～2.0%、アルミニウム(Al)：0.005～0.1%、リン(P)：0.010%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)：0.01～0.20%、モリブデン(Mo)：0.01～0.15%、銅(Cu)：0.01～0.50%、ニッケル(Ni)：0.05～0.50%、カルシウム(Ca)：0.0005～0.0040%、残部Fe及び不可避不純物からなることができる。

【0031】

炭素(C)：0.10～0.25%

50

炭素（C）は、鋼材の強度を確保するの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する必要があるため、このような添加効果を得るためには0.10%以上が添加されなければならない。一方、その含有量が一定レベルを超過すると、クエンチング時にマルテンサイト分率が増大して、母材強度及び硬度が過度に上昇することがあり、これにより鍛造加工中に表面クラックが発生し、最終製品における低温衝撃靱性の特性が低下する可能性があるため、上限を0.25%に制限する。

【0032】

したがって、炭素（C）の含有量は0.10～0.25%であることができ、より好ましい上限は0.20%であることができる。

【0033】

シリコン（Si）：0.05～0.50%

シリコン（Si）は、置換型元素であり、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するため、清浄鋼製造に必須元素である。上述の効果を得るためには0.05%以上添加しなければならない。一方、その含有量が0.5%を超過するとMA相を生成させて、フェライト基地強度を過度に増大させて極厚物製品の表面品質の劣化を招くことがある。

【0034】

したがって、シリコン（Si）の含有量は0.05～0.50%であることができる。より好ましい上限は0.40%であることができ、より好ましい下限は0.20%であることができる。

【0035】

マンガン（Mn）：1.0～2.0%

マンガン（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、450MPa以上の引張強度を確保するためには、マンガン（Mn）を1.0%以上添加することが好ましい。より好ましい下限は1.1%であることができる。一方、マンガン（Mn）の含有量が過度であると、Sと共に延伸した非金属介在物であるMnSを形成して靱性を低下させることがあり、厚さ方向の引張時に、延伸率を低下させる要因として作用して、中心部の低温衝撃靱性を急激に低下させる要因となり得るため、その上限を2.0%に制限し、より好ましくは1.5%であることができる。

【0036】

したがって、マンガン（Mn）の含有量は1.0～2.0%であることができる。より好ましい上限は1.5%であることができ、より好ましい下限は1.1%であることができる。

【0037】

アルミニウム（Al）：0.005～0.1%

アルミニウム（Al）は、Siとともに製鋼工程における強力な脱酸剤の一つであり、上記効果を得るためには0.005%以上添加されることが好ましく、より好ましい下限は0.01%であることができる。一方、アルミニウム（Al）の含有量が過度であると脱酸の結果物として生成される酸化性介在物中のAl₂O₃の分率が過度に増大して、その大きさが粗大になり、精錬中に該当介在物の除去が難しくなる問題があり、衝撃靱性の特性を低下させる要因となり得るため、その上限を0.1%とし、より好ましい上限は0.07%であることができる。

【0038】

したがって、アルミニウム（Al）の含有量は0.005～0.1%であることができる。より好ましい上限は0.07%であることができ、より好ましい下限は0.01%であることができる。

【0039】

リン（P）：0.010%以下

リン（P）は、結晶粒界に粗大な介在物を形成させて脆性を引き起こす元素であり、脆

10

20

30

40

50

性亀裂伝播抵抗性を向上させるために、上限を0.010%以下に制限する。

【0040】

したがって、リン(P)の含有量は0.010%以下であることができる。

【0041】

硫黄(S)：0.0015%以下

硫黄(S)は、結晶粒界に粗大な介在物を形成させて脆性を引き起こす元素であり、脆性亀裂伝播抵抗性を向上させるために、上限を0.0015%以下に制限する。

【0042】

したがって、硫黄(S)の含有量は0.0015%以下であることができる。

【0043】

ニオブ(Nb)：0.001~0.03%

ニオブ(Nb)は、NbCまたはNbCNの形態で析出して母材強度を向上させる元素であり、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されて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。上述の効果を得るために、ニオブ(Nb)を0.001%以上添加することが好ましく、より好ましい下限は0.005%であることができる。一方、その含有量が過度に添加される場合、未溶解されたニオブ(Nb)がTiNb(C,N)形態で生成され、衝撃靱性の特性を阻害させる要因になるため、上限を0.03%に制限することができ、より好ましくは0.02%であることができる。

【0044】

したがって、ニオブ(Nb)の含有量は0.001~0.03%であることができる。より好ましい上限は0.02%であることができ、より好ましい下限は0.005%であることができる。

【0045】

バナジウム(V)：0.001~0.03%

バナジウム(V)は、再加熱時に、ほぼ全て再固溶されるため、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て強度を向上させる効果がある。上述した効果を十分に確保するためには、その含有量を0.001%以上添加する必要がある。より好ましくは0.01%以上含むことができる。一方、その含有量が過度であると母材及び溶接部の強度及び硬度を過度に増大させて圧力容器加工時に、表面クラック発生の要因として作用することができ、より好ましくは0.02%であることができる。

【0046】

したがって、バナジウム(V)の含有量は0.001~0.03%であることができ、より好ましい上限は0.02%であることができ、より好ましい下限は0.01%であることができる。

【0047】

チタン(Ti)：0.001~0.03%

チタン(Ti)は、再加熱時に、TiNで析出して母材及び溶接熱影響部の結晶粒成長を抑制して低温靱性を大きく向上させる元素であり、上記効果を得るために0.001%以上添加されることが好ましい。一方、チタン(Ti)が過度の場合、連铸ノズルの目詰まりや中心部晶出による低温衝撃靱性が減少することがあり、Nと結合して厚さ中心部に粗大なTiN析出物が形成することで製品の延伸率を低下させるため、最終材の耐ラメラテアリング(Lamella Tearing)特性が低下することがあり、その上限を0.03%に制限し、より好ましくは0.025%、より好ましくは0.018%であることができる。

【0048】

したがって、チタン(Ti)の含有量は0.001~0.03%であることができ、より好ましい上限は0.025%であることができ、より好ましくは0.018%であるこ

10

20

30

40

50

とができる。

【0049】

クロム (Cr) : 0.01 ~ 0.20 %

クロム (Cr) は、焼入性を増大させて低温変態組織を形成することで、降伏及び引張強度を増大させ、急冷後の焼戻しや溶接後の熱処理中のセメントタイトの分解速度を遅くすることで強度低下を防止する効果がある。上述の効果を得るために、その含有量の下限を0.01%に制限することができる。一方、クロム (Cr) 含有量が過度の場合、M₂₃C₆などのようなCr-Rich粗大炭化物の大きさ及び分率が増大して、製品の衝撃靱性が低下し、製品内のNbの固溶度とNbCのような微細析出物の分率が減少するようになり、製品の強度が低下することがあるため、その上限を0.20%とすることができ、より好ましくは0.15%であることができる。

10

【0050】

したがって、クロム (Cr) の含有量は0.01 ~ 0.20%であることができ、より好ましい上限は0.15%であることができる。

【0051】

モリブデン (Mo) : 0.01 ~ 0.15 %

モリブデン (Mo) は、粒界強度を増大させ、フェライト内の固溶強化効果が大きい元素であり、製品の強度や延性増大に効果的に寄与する元素である。さらに、モリブデン (Mo) は、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。上述の効果を得るために0.01%以上添加することが好ましい。一方、モリブデン (Mo) は、高価の元素で過度に添加する場合、製造費用が大きく上昇する可能性があるため、その上限を0.15%に制限することができる。

20

【0052】

したがって、モリブデン (Mo) の含有量は0.01 ~ 0.15%であることができる。より好ましい下限は0.05%であることができ、より好ましい上限は0.12%であることができる。

【0053】

銅 (Cu) : 0.01 ~ 0.50 %

銅 (Cu) は、フェライト内の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。このような効果を得るために0.01%以上添加することができ、より好ましくは0.03%以上であることができる。一方、銅 (Cu) の含有量が過度の場合、鋼板の表面にスタークラックを引き起こす可能性があり、高価の元素として製造費用が大きく上昇する問題があるため、その上限を0.50%に制限することができ、好ましくは0.30%であることができる。

30

【0054】

したがって、銅 (Cu) の含有量は0.01 ~ 0.50%であることができる。より好ましい上限は0.30%であることができ、より好ましい下限は0.03%であることができる。

【0055】

ニッケル (Ni) : 0.05 ~ 0.50 %

ニッケル (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) を容易にして衝撃靱性を向上させ、硬化能を向上させて強度を向上させるために重要な元素である。上述の効果を得るために0.05%以上添加することが好ましく、より好ましくは0.10%以上であることができる。一方、その含有量が過度の場合、高価の原価により製造原価が上昇する可能性があるため、その上限を0.50%に制限することができ、より好ましくは0.30%であることができる。

40

【0056】

したがって、ニッケル (Ni) の含有量は0.05 ~ 0.50%であることができる。より好ましい上限は0.30%であることができ、より好ましい下限は0.10%である

50

ことができる。

【0057】

カルシウム (Ca) : 0.0005 ~ 0.0040 %

A1による脱酸後にカルシウム (Ca) を添加すると、Sと結合してMnSの生成を抑制するとともに、球状のCaSを形成して水素誘起亀裂によるクラックの発生を抑制する効果がある。不純物として含有されるSを十分にCaSで形成させるためには、0.0005%以上添加することが好ましい。一方、その含有量が過度であると、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形成するようになり、これにより圧延時、延伸、破壊されて低温衝撃靱性の特性が低下する問題があるため、その上限を0.0040%に制限することができる。

10

【0058】

したがって、カルシウム (Ca) の含有量は0.0005 ~ 0.0040%であることができる。より好ましい下限は0.0015%であることができ、より好ましい上限は0.003%であることができる。

【0059】

本発明の鋼材は、上述した組成に加えて、残りの鉄 (Fe) 及び不可避不純物からなることができる。不可避不純物は、通常の製造工程で意図せずに混入される可能性があるため、これを排除することはできない。このような不純物は、通常の鉄鋼製造分野の技術者であれば誰でも分かるため、そのすべての内容を特に本明細書では言及しない。

【0060】

以下では、本発明の鋼微細組織について詳細に説明する。

20

【0061】

本発明において特に断りのない限り、微細組織の分率を表示する%は面積を基準とする。

【0062】

本発明の一側面に係る合金組成を満たす鋼材の $t/4 \sim t/2$ 範囲の中心部 (ここで、 t は鋼板の厚さを意味する) 微細組織は面積%で、フェライトを35 ~ 40%及び残部ベイナイトからなり、上記ベイナイトのパケット (Packet) サイズが $10 \mu\text{m}$ 以下であることができる。また、鋼中心部の空隙率が $0.1 \text{ mm}^3/\text{g}$ 以下であることができる。

【0063】

35 ~ 40%のフェライト及び残部ベイナイト以外の他の組織が形成される場合、本発明で目標とする低温衝撃靱性の特性を確保することが困難であり、特に、フェライトが35%未満の場合、強度が過度に超過して -60 での中心部の低温衝撃靱性を適切に確保できず、40%を超過すると強度低下により本発明で求められる引張強度値を確保することができないという問題点がある。

30

【0064】

ベイナイトパケットサイズはEBSDで測定したとき、 15° の高硬角粒界面を中心に結晶粒の大きさを決定することができ、 -60 低温衝撃靱性を考慮して $10 \mu\text{m}$ 以下に制限することができ、さらに好ましくは $8 \mu\text{m}$ 以下であることができる。但し、圧延で結晶粒微細化が可能なレベルなどを考慮するとき、下限は $5 \mu\text{m}$ に制限することができる。

【0065】

本発明で目標とする低温衝撃靱性の特性を確保するためには、鋼中心部の空隙率が $0.1 \text{ mm}^3/\text{g}$ 以下であることができ、 $0.1 \text{ mm}^3/\text{g}$ を超過する場合、クラックの開始点として作用して衝撃時に製品が破損するおそれがある。

40

【0066】

本発明の一側面による鋼材の旧オーステナイト結晶粒の平均サイズは、 $20 \mu\text{m}$ 以下であることができる。

【0067】

熱間圧延直後、鋼材の中心部の結晶粒度を制御して -60 での適切な衝撃靱性吸収エネルギー値を確保しようとし、旧オーステナイト結晶粒の平均サイズが $20 \mu\text{m}$ を超過すると粗大フェライトが形成されて、残部のベイナイトパケットサイズも制御しにくい問題

50

がある。

【0068】

以下では、本発明の鋼製造方法について詳細に説明する。

【0069】

本発明の一側面に係る鋼は、上述した合金組成を満たす鋼スラブを1次加熱及び1次鍛造、2次加熱及び2次鍛造、3次加熱及び熱間圧延、及び冷却して製造されることができる。

【0070】

1次加熱及び1次鍛造

上述した合金組成を満たす鋼スラブを1100～1300の温度範囲で加熱した後、3～15%の累積圧下量及び1～4/sの変形速度で1次鍛造して1次中間材を製造することができる。

10

【0071】

鍛造中に形成されたTiやNbの複合炭窒化物またはTiNb(C,N)粗大晶出物などを再固溶させ、1次鍛造前にオーステナイトを再結晶温度以上まで加熱させて維持することで組織を均質化させ、鍛造終了温度を十分に高く確保して鍛造工程で発生し得る表層クラックを最小化するために、1100以上の温度範囲で加熱することができる。一方、加熱温度が過度に高い場合、高温での酸化スケールにより問題が発生する可能性があり、加熱及び維持に伴う原価増大により製造原価が過度に増大になることがあるため、その上限を1300に制限することができる。本発明におけるスラブの厚さは650～750mmであることができ、好ましくは700mmであることができる。

20

【0072】

1次鍛造は、1次加熱温度である1100～1300の温度範囲でスラブを450～550mm厚さに鍛造作業をしながら、目的とする1次中間材の幅に加工することができる。空隙を十分に圧着させるためには、高変形低速鍛造が必須であるため、鍛造速度を1～4/sに制限することができる。

【0073】

累積圧下量が3%未満の場合、スラブで残留した空隙を十分に圧着させられなくて残留空隙が発生するため、製品における耐ラメラテリング特性が低下することがある。好ましい1次鍛造の累積圧下量は5%以上であることができ、より好ましい1次鍛造の累積圧下量は7%以上であることができる。但し、転位密度が回復するか、再結晶により相殺されない未再結晶温度以下での累積圧下量が15%を超過する場合、重なり合った転位の加工硬化により表面の均一延伸率が非常に低下し、鍛造過程で表面クラックが発生する可能性がある。好ましい1次鍛造の累積圧下量は13%以下であることができ、より好ましい1次鍛造の累積圧下量は11%以下であることができる。

30

【0074】

2次加熱及び2次鍛造

上記1次中間材を1000～1200の温度範囲で2次加熱した後、3～30%の累積圧下量及び1～4/sの変形速度で2次鍛造して2次中間材を製造することができる。

【0075】

1次中間材を1000～1200の温度範囲で加熱して鍛造することで、目的とする2次中間材の厚さと長さ加工する段階である。1次鍛造と同様に、2次中間材の中心部空隙率を0.1mm³/g以下に確保するためには、2次鍛造においても高変形低速鍛造が要求される。本発明における2次中間材の厚さは300～340mmであることができる。

40

【0076】

2次鍛造の累積圧下量が3%未満の場合、1次鍛造後に残留した微細空隙を完全に圧着させることができず、楕円形に圧着された空隙の端点に変形印加時に、ノッチ効果(Notch Effect)により却って円形空隙形態であるときよりも物性が劣化する可能性があるため、3%以上の変形で十分に空隙を圧着させる必要がある。但し、累積圧下量

50

900 を超過するか、維持時間が40分を超過する場合、オーステナイト粗大化及びNb(C, N)、V(C, N)などの析出相の粗大化により耐ラメラテアリング品質が低下する可能性がある。

【0086】

焼戻し温度が600未満の場合、衝突(Impingement)された炭素が適切に析出されず、強度が過度に増大して本発明で目標とする低温衝撃靱性の特性を確保することが難しく、その温度が680を超過する場合、Matrixの転位密度が低くなり、セメンタイトの球状化及び粗大化が過度になって適切な強度を確保することが難しい。

【0087】

溶接後の熱処理(PWHT)

本発明でクエンチング及び焼戻しされた鋼材を溶接した後、溶接後の熱処理を行うことができる。溶接後の熱処理の条件は特に限定されず、通常の条件で行うことができる。

【0088】

上記のように製造された本発明の鋼材は、厚さが133~250mmであることができ、中心部の断面硬度が200HB以下であり、上記鋼材のPWHT熱処理後の引張強度が450~620MPaであり、-60で鋼材中心部の低温衝撃靱性が80J以上であり、鋼材の表面にクラックが発生せず、優れた低温衝撃靱性の特性を備えることができる。

【0089】

以下、実施例により本発明をより具体的に説明する。但し、以下の実施例は、本発明を例示してより詳細に説明するためのものであり、本発明の権利範囲を制限するものではないことに留意する必要がある。

【実施例】

【0090】

表1の合金成分を有する700mm厚さの鋳片を製作した。表2の工程条件により、1次鍛造、2次鍛造、熱間圧延、冷却、及びQT熱処理を行った。このとき、1200の1次加熱温度、1100の2次加熱温度及び1050の3次加熱温度を共通的に適用し、クエンチング及び焼戻し時間は30分を共通的に適用した。1次中間材の厚さは550mm条件を適用し、2次中間材の厚さは400mm条件を適用した。なお、表2に開示されていない熱間圧延後の冷却終了温度及びクエンチング時の冷却速度は、本発明の範囲を満たす条件で適用した。

【0091】

【表1】

鋼種	合金成分(重量%)													
	C	Si	Mn	Al	P*	S*	Nb	V	Ti	Cr	Mo	Cu	Ni	Ca*
A	0.12	0.27	1.18	0.03	80	10	0.013	0.015	0.011	0.02	0.10	0.20	0.25	25
B	0.15	0.3	1.35	0.03	80	10	0.015	0.015	0.013	0.05	0.10	0.08	0.20	25
C	0.13	0.35	1.24	0.03	85	12	0.013	0.017	0.012	0.014	0.08	0.02	0.23	22
D	0.17	0.31	1.29	0.02	81	10	0.015	0.02	0.012	0.019	0.06	0.04	0.18	21
E	0.14	0.28	1.35	0.03	83	11	0.016	0.018	0.015	0.15	0.11	0.15	0.31	20
F	0.31	0.3	1.41	0.02	82	13	0.018	0.015	0.001	0.13	0.08	0.12	0.28	22
G	0.18	0.35	0.7	0.02	85	12	0.018	0.013	0.010	0.11	0.11	0.20	0.19	23

* 単位は ppm

【0092】

【表 2】

試験片番号	鋼種	1次鍛造		2次鍛造		熱間圧延		冷却	クエンチング及び焼戻し	
		累積圧下量 (%)	変形速度	累積圧下量 (%)	変形速度	仕上げ熱間圧延温度 (°C)	厚さ (mm)	冷却速度 (°C/s)	クエンチング時の加熱温度 (°C)	焼戻しの加熱温度 (°C)
1	A	10.2	2.4	17.5	2.5	905	163	3.8	890	621
2	B	12	1.8	18.2	2.1	923	157	3.3	880	635
3	C	13	1.9	16.9	3.1	951	203	3.6	881	641
4	D	10.5	2.5	20.1	3.5	937	187	4.5	891	640
5	E	13.7	3.1	27.3	2.9	940	167	5.3	899	629
6	A	24.4	2.1	21.2	2.8	938	135	4.7	890	640
7	B	12.5	6.7	20.5	3.1	943	171	4.3	890	662
8	C	8.9	1.8	24.5	0.7	945	173	5.3	851	619
9	D	10.5	1.9	23.5	3.1	1118	181	5.1	860	627
10	E	9.4	1.7	26.1	1.8	962	166	3.5	765	631
11	E	8.6	2.6	26.9	2.9	944	181	4.1	861	532
12	F	10.5	2.5	25.3	2.5	956	171	3.9	843	667
13	G	8.4	2.7	26.4	3.0	958	162	4.3	867	643

【0093】

上記製造された鋼材の微細組織及び機械的物性を測定した。微細組織の分率は、走査電子顕微鏡を用いて測定し、組織試験片をレペラエッチング (Lepera Etching) 後に光学イメージを撮影した後、組織分率をイメージ自動分析器により分率を測定した。このとき、 $t/4 \sim t/2$ の範囲の中心部 (ここで、 t は鋼板の厚さを意味する) の微細組織及び空隙率を測定した。スラブ表層均一延伸率は、1次鍛造温度領域でスラブ表層で引張試験片を作って引張試験した後、最大引張応力部分で測定された延伸率の値を示した。ベイナイトパッケージサイズはEBSDで 15° の高傾角の粒界面を中心に結晶粒サイズを決定し、断面表面硬度はブリネル硬度器を用いて試験片中心部の基準断面硬度を測定した。

【0094】

なお、下記表4には、機械的物性は、P W H T後の引張強度及び-60での低温衝撃靱性を測定して示した。鋼材の表面を目視で観察した後、表面クラックが形成された地点にグラインディングを行い、クラックがなくなるまでのグラインディング深さを表面クラック深さとして測定した。

【0095】

10

20

30

40

50

【表 3】

試験 片番 号	鋼 種	旧オーステナイ ト結晶粒の平均 サイズ (μm)	スラブ表層 均一延伸率 (%)	QT 熱処理後の鋼材						断面硬 度 (HB)	区分
				フェ ライ ト (面積%)	ベイ ナイ ト (面積%)	ベイナイトバ ケットサイズ (μm)	フレッシュマ ルテンサイト (面積%)	空隙率 (mm^3/g)			
1	A	18.2	16.2	35.3	64.7	8.3	0	0.07	192	発 明 例 1	
2	B	16.9	15.4	35.8	64.2	9.4	0	0.06	198	発 明 例 2	
3	C	17.5	16.3	37.2	62.8	8.5	0	0.05	194	発 明 例 3	
4	D	18.3	15.8	38.3	61.7	7.9	0	0.03	197	発 明 例 4	
5	E	17.6	15.9	36.2	63.8	6.9	0	0.04	198	発 明 例 5	
6	A	18.3	16.4	35.9	64.1	8.3	0	0.06	193	比 較 例 1	
7	B	19.1	7.3	37.6	62.4	9.0	0	0.08	192	比 較 例 2	
8	C	15.7	16.9	38.1	61.9	9.2	0	0.27	188	比 較 例 3	
9	D	30.6	15.9	38.2	61.8	14.7	0	0.04	180	比 較 例 4	
10	E	18.2	14.7	39.1	13.9	7.9	47	0.05	300	比 較 例 5	
11	E	18.9	15.0	39.2	60.8	9.1	0	0.04	275	比 較 例 6	
12	F	17.3	15.8	0	100	8.3	0	0.04	189	比 較 例 7	
13	G	18.6	16.7	91.5	8.5	8.5	0	0.03	190	比 較 例 8	

F : フェライト , B : ベイナイト , FM : フレッシュマルテンサイト
【 0 0 9 6 】

10

20

30

40

50

【表 4】

試験片番号	鋼種	PWHT 後の鋼材		表面クラック深さ (mm)	区分
		引張強度 (MPa)	低温衝撃靱性 (-60°C, J)		
1	A	493	189	0	発明例 1
2	B	486	215	0	発明例 2
3	C	504	210	0	発明例 3
4	D	515	215	0	発明例 4
5	E	490	231	0	発明例 5
6	A	530	207	11.4	比較例 1
7	B	507	215	8.7	比較例 2
8	C	533	17	0	比較例 3
9	D	547	21	0	比較例 4
10	E	645	33	0	比較例 5
11	E	630	18	0	比較例 6
12	F	684	13	10.5	比較例 7
13	G	427	385	0	比較例 8

【0097】

本発明で提案する合金組成及び製造方法を満たす発明例は、表 3 に示したように、本発明で目標とする機械的性質を全て満たすことが確認できる。

【0098】

一方、比較例 1 及び 2 は、1 次鍛造において累積圧下量及び変形速度が本発明の範囲を超過する場合であり、鍛造温度領域におけるスラブ表層均一延伸率が本発明の範囲を満足することができず、鋼材の表面にクラックが発生した。

【0099】

比較例 3 は、2 次鍛造時に、変形速度が本発明の範囲に達しないものであり、鋼材中心部の空隙が過度であって低温衝撃靱性が本発明で提案する範囲を満たせなかった。

【0100】

比較例 4 は、仕上げ熱間圧延温度が本発明の範囲を超過して、旧オーステナイト結晶粒の平均サイズが過度になり、クエンチング及び焼戻し後のベイナイトパケットサイズが粗大になって低温衝撃靱性値が劣化した。

【0101】

比較例 5 及び 6 は、それぞれクエンチング及び焼戻し時に、加熱温度が本発明の範囲に達しないものであり、比較例 5 の場合、フレッシュマルテンサイトが形成されて硬度が過度になり、比較例 6 の場合、ベイナイトの硬度が過度になって中心部の断面硬度が過度に上昇した。

【0102】

比較例 7 の場合、C の含有量が本発明の範囲を超過するものであり、ベイナイトが過度に形成されて、これにより引張強度が過度に上昇して低温衝撃靱性が低下し、クラックも

10

20

30

40

50

発生した。

【 0 1 0 3 】

比較例 8 の場合、M n が本発明の範囲を満たせなかったものであり、フェライトが過度に形成されて引張強度を十分に確保することができなかった。

【 0 1 0 4 】

以上、実施例を通じて本発明を詳細に説明したが、これと異なる形態の実施例も可能である。したがって、以下に記載された特許請求の範囲の技術的思想及び範囲は実施例に限定されない。

10

20

30

40

50

フロントページの続き

- (56)参考文献 特表2019-504210(JP,A)
特開2012-102393(JP,A)
特表2018-504519(JP,A)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)
- | | | | |
|---------|-----------|---|-----------|
| C 2 2 C | 3 8 / 0 0 | - | 3 8 / 6 0 |
| C 2 1 D | 8 / 0 2 | | |
| C 2 1 D | 9 / 4 6 | | |