

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第6856129号
(P6856129)

(45) 発行日 令和3年4月7日(2021.4.7)

(24) 登録日 令和3年3月22日(2021.3.22)

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

請求項の数 2 (全 15 頁)

(21) 出願番号	特願2019-539597 (P2019-539597)	(73) 特許権者	000001258
(86) (22) 出願日	平成30年8月29日 (2018.8.29)		J F E スチール株式会社
(86) 国際出願番号	PCT/JP2018/032022		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(87) 国際公開番号	W02019/044928	(74) 代理人	100147485
(87) 国際公開日	平成31年3月7日 (2019.3.7)		弁理士 杉村 憲司
審査請求日	令和1年10月30日 (2019.10.30)	(74) 代理人	230118913
(31) 優先権主張番号	特願2017-168857 (P2017-168857)		弁護士 杉村 光嗣
(32) 優先日	平成29年9月1日 (2017.9.1)	(74) 代理人	100165696
(33) 優先権主張国・地域又は機関	日本国 (JP)		弁理士 川原 敬祐
		(72) 発明者	泉 大地
			東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
			F E スチール株式会社内
		(72) 発明者	植田 圭治
			東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
			F E スチール株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高Mn鋼の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

C : 0 . 1 0 0 % 以上 0 . 7 0 0 % 以下、
 S i : 0 . 0 5 % 以上 1 . 0 0 % 以下、
 M n : 2 0 . 0 % 以上 3 5 . 0 % 以下、
 P : 0 . 0 3 0 % 以下、
 S : 0 . 0 0 7 0 % 以下、
 A l : 0 . 0 1 % 以上 0 . 0 7 % 以下、
 C r : 0 . 5 % 以上 7 . 0 % 以下、
 N : 0 . 0 0 5 0 % 以上 0 . 0 5 0 0 % 以下、
 O : 0 . 0 0 5 0 % 以下、
 T i : 0 . 0 0 5 % 以下および
 N b : 0 . 0 0 5 % 以下

を含み、残部が F e および不可避的不純物の成分組成を有する鋼素材を、1 1 0 0 以上 1 3 0 0 以下の温度域に加熱し、圧延終了温度が 8 0 0 以上かつ総圧下率が 2 0 % 以上の熱間圧延を行ない、

さらに、仕上圧延終了温度が 7 0 0 以上 9 5 0 未満の熱間圧延を行い、その後、(仕上圧延終了温度 - 1 0 0) 以上の温度から 3 0 0 以上 6 5 0 以下の温度域までの平均冷却速度が 1 . 0 / s 以上の冷却処理を行う、高 M n 鋼の製造方法であって、

前記高 M n 鋼は、オーステナイトを基底相とするミクロ組織を有し、該ミクロ組織にお

けるMn偏析部のMn濃度が16%以上38%以下あり、KAM(Kernel Average Misorientation)値の平均が0.3以上であり、-196におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーが100J以上かつ降伏強度が400MPa以上である、高Mn鋼の製造方法。

【請求項2】

前記成分組成は、さらに、質量%で、

Mo : 2.0%以下、

V : 2.0%以下、

W : 2.0%以下、

Ca : 0.0005%以上0.0050%以下、

Mg : 0.0005%以上0.0050%以下および

REM : 0.0010%以上0.0200%以下

のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する、請求項1に記載の高Mn鋼の製造方法。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、例えば液化ガス貯槽用タンク等の、極めて低温の環境で使用される構造用鋼に供して好適な、特に低温での靱性に優れた高Mn鋼およびその製造方法に関する。

【背景技術】

20

【0002】

液化ガス貯槽用構造物に熱間圧延鋼板を用いるには、使用環境が極めて低温となるため、鋼板は高強度であることに加えて、低温での靱性に優れることも要求される。例えば、液化天然ガスの貯槽に熱間圧延鋼板を使用する場合は、液化天然ガスの沸点：-164以下で優れた靱性が確保されている必要がある。鋼材の低温靱性が劣ると、極低温貯槽用構造物としての安全性を維持できなくなる可能性があるため、適用される鋼材に対する低温靱性の向上に対する要求は強い。以下、-164の極低温域を含め低温と総称する。

【0003】

この要求に対して、従来、低温で脆性を示さないオーステナイトを鋼板の組織とするオーステナイト系ステンレス鋼や9%Ni鋼、もしくは5000系アルミニウム合金が使用されてきた。しかしながら、合金コストや製造コストが高いことから、安価で低温靱性に優れた鋼材に対する要望がある。

30

【0004】

そこで、従来の低温用鋼に代わる新たな鋼材として、比較的安価なオーステナイト安定化元素であるMnを多量に添加した高Mn鋼を低温環境の構造用鋼として使用することが、例えば特許文献1に提案されている。

【0005】

特許文献1には、Mn偏析比を制御して結晶粒界に生成する炭化物が破壊の起点となることを回避する技術が提案されている。

【先行技術文献】

40

【特許文献】

【0006】

【特許文献1】特開2017-71817号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

特許文献1に記載の技術によって、低温靱性に優れた高Mn鋼の提供が可能であるが、ここに記載の高Mn鋼は靱性を確保する観点からNiの含有を必須とする点、素材コストの低減が求められていた。さらに、Mn偏析比を低減するため、加熱温度()と加熱時間(hr)との積が30000・hr以上の拡散熱処理を行う必要があるため、製造コ

50

ストが高いことも問題であった。

【 0 0 0 8 】

そこで、本発明は、素材や製造に要するコストを抑えることのできる、低温靱性に優れた高Mn鋼について提供することを目的とする。さらに、本発明は、かような高Mn鋼を製造するための有利な方法について提案することを目的とする。ここで、前記「低温靱性に優れた」とは、-196におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー $v E_{-196}$ が100J以上であることをいう。

【課題を解決するための手段】

【 0 0 0 9 】

発明者らは、上記課題を達成するため、高Mn鋼を対象に、鋼板の成分組成および組織を決定する各種要因に関して鋭意研究を行い、以下のa～dの知見を得た。

a．高Mnのオーステナイト鋼は、Mnの拡散が遅いことから、連続鋳造時に生成するMn濃度の低いMn偏析部が熱間圧延後にも存在する。このMn偏析部のMn濃度が16%未満の場合、低温において加工誘起マルテンサイトが生成し、低温靱性の劣化を招く。このことから高Mn鋼の低温靱性向上には、Mn偏析部のMn濃度を高めることが有効である。

【 0 0 1 0 】

b．高Mnのオーステナイト鋼は、Mnの拡散が遅いことから、連続鋳造時に生成するMn濃度の高いMn偏析部が熱間圧延後にも存在する。このMn偏析部が38%超の場合、粒界破壊をまねくために、やはり低温靱性の劣化を招く。このことから高Mn鋼の低温靱性向上には、Mn偏析部のMn濃度を下げることが有効である。

【 0 0 1 1 】

c．適切な条件で熱間圧延を行えば、拡散熱処理を行うことなしに上記aまたはbを実現でき、製造コストを抑えることができる。

【 0 0 1 2 】

d．適切な条件で熱間圧延を施すことによって高い転位密度を与えることが、降伏強度上昇に有効である。

【 0 0 1 3 】

本発明は、以上の知見にさらに検討を加えてなされたものであり、その要旨は次のとおりである。

1．質量%で、

C：0.100%以上0.700%以下、

Si：0.05%以上1.00%以下、

Mn：20.0%以上35.0%以下、

P：0.030%以下、

S：0.0070%以下、

Al：0.01%以上0.07%以下、

Cr：0.5%以上7.0%以下、

N：0.0050%以上0.0500%以下、

O：0.0050%以下、

Ti：0.0050%以下および

Nb：0.0050%以下

を含み、残部がFeおよび不可避的不純物の成分組成とオーステナイトを基底相とするミクロ組織とを有し、該ミクロ組織におけるMn偏析部のMn濃度が16%以上38%以下あり、KAM(Kernel Average Misorientation)値の平均が0.3以上であり、-196

におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーが100J以上かつ降伏強度が400MPa以上である高Mn鋼。

【 0 0 1 4 】

また、KAM値とは、結晶粒内の各ピクセル(0.3 μ mピッチ)と隣接するピクセルとの方位差の平均値である。熱間圧延後の鋼板について、500 μ m \times 200 μ mの視野

10

20

30

40

50

における E B S D (Electron Backscatter Diffraction) 解析を任意の 2 視野にわたって行った結果から、測定した全領域の平均値を平均 K A M 値とした。

【 0 0 1 5 】

2 . 前記成分組成は、さらに、質量 % で、

M o : 2 . 0 % 以下、

V : 2 . 0 % 以下、

W : 2 . 0 % 以下、

C a : 0 . 0 0 0 5 % 以上 0 . 0 0 5 0 % 以下、

M g : 0 . 0 0 0 5 % 以上 0 . 0 0 5 0 % 以下および

R E M : 0 . 0 0 1 0 % 以上 0 . 0 2 0 0 % 以下

10

のうちから選ばれる 1 種または 2 種以上を含有する前記 1 に記載の高 M n 鋼。

【 0 0 1 6 】

3 . 前記 1 または 2 に記載の成分組成を有する鋼素材を、1 1 0 0 以上 1 3 0 0 以下の温度域に加熱し、圧延終了温度が 8 0 0 以上かつ総圧下率が 2 0 % 以上の熱間圧延を行う高 M n 鋼の製造方法。

【 0 0 1 7 】

4 . 前記 3 において、さらに、仕上圧延終了温度が 7 0 0 以上 9 5 0 未満の熱間圧延を行い、その後、(仕上圧延終了温度 - 1 0 0) 以上の温度から 3 0 0 以上 6 5 0 以下の温度域までの平均冷却速度が 1 . 0 / s 以上の冷却処理を行う高 M n 鋼の製造方法。

20

ここで、前記の各温度域は、それぞれ鋼素材または鋼板の表面温度である。

【発明の効果】

【 0 0 1 8 】

本発明によれば、低温靱性に優れた高 M n 鋼を提供できる。したがって、本発明の高 M n 鋼は、液化ガス貯槽用タンク等の、低温環境で使用される鋼構造物の安全性や寿命の向上に大きく寄与し、産業上格段の効果を奏する。また、本発明の製造方法では、生産性の低下および製造コストの増大を引き起こすことがないため、経済性に優れた方法を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【 0 0 1 9 】

【図 1】M n 偏析部の M n 濃度とシャルピー吸収エネルギー ($v E_{.196}$) との関係を示すグラフである。

30

【図 2】M n 偏析部の M n 濃度とシャルピー吸収エネルギー ($v E_{.196}$) との関係を示すグラフである。

【発明を実施するための形態】

【 0 0 2 0 】

以下、本発明の高 M n 鋼について詳しく説明する。

[成分組成]

まず、本発明の高 M n 鋼の成分組成とその限定理由について説明する。なお、成分組成における「%」表示は、特に断らない限り「質量%」を意味するものとする。

40

C : 0 . 1 0 0 % 以上 0 . 7 0 0 % 以下

C は、安価なオーステナイト安定化元素であり、オーステナイトを得るために重要な元素である。その効果を得るために、C は 0 . 1 0 0 % 以上の含有を必要とする。一方、0 . 7 0 0 % を超えて含有すると、C r 炭化物が過度に生成され、低温靱性が低下する。このため、C は 0 . 1 0 0 % 以上 0 . 7 0 0 % 以下とする。好ましくは、0 . 2 0 0 % 以上 0 . 6 0 0 % 以下とする。

【 0 0 2 1 】

S i : 0 . 0 5 % 以上 1 . 0 0 % 以下

S i は、脱酸材として作用し、製鋼上必要であるだけでなく、鋼に固溶して固溶強化により鋼板を高強度化する効果を有する。このような効果を得るために、S i は 0 . 0 5 %

50

以上の含有を必要とする。一方、1.00%を超えて含有すると、溶接性が劣化する。このため、Siは0.05%以上1.00%以下とする。好ましくは、0.07%以上0.50%以下とする。

【0022】

Mn：20.0%以上35.0%以下

Mnは、比較的安価なオーステナイト安定化元素である。本発明では、強度と低温靱性を両立するために重要な元素である。その効果を得るために、Mnは20.0%以上の含有を必要とする。一方、35.0%を超えて含有した場合、低温靱性が劣化する。また、溶接性、切断性が劣化する。さらに、偏析を助長し、応力腐食割れの発生を助長する。このため、Mnは20.0%以上35.0%以下とする。好ましくは、23.0%以上30.0%以下とする。より好ましくは、28.0%以下とする。

10

【0023】

P：0.030%以下

Pは、0.030%を超えて含有すると、粒界に偏析し、応力腐食割れの発生起点となる。このため、0.030%を上限とし、可能なかぎり低減することが望ましい。したがって、Pは0.030%以下とする。尚、過度のP低減は精錬コストを高騰させ経済的に不利となるため、0.002%以上とすることが望ましい。好ましくは、0.005%以上0.028%以下、さらに好ましくは0.024%以下とする。

【0024】

S：0.0070%以下

Sは、母材の低温靱性や延性を劣化させるため、0.0070%を上限とし、可能なかぎり低減することが望ましい。したがって、Sは0.0070%以下とする。尚、過度のSの低減は精錬コストを高騰させ経済的に不利となるため、0.001%以上とすることが望ましい。好ましくは0.0020%以上0.0060%以下とする。

20

【0025】

Al：0.01%以上0.07%以下

Alは、脱酸剤として作用し、鋼板の溶鋼脱酸プロセスに於いて、もっとも汎用的に使われる。このような効果を得るためには、Alは0.01%以上の含有を必要とする。一方、0.07%を超えて含有すると、溶接時に溶接金属部に混入して、溶接金属の靱性を劣化させるため、0.07%以下とする。このため、Alは0.01%以上0.07%以下とする。好ましくは0.02%以上0.06%以下とする。

30

【0026】

Cr：0.5%以上7.0%以下

Crは、適量の添加でオーステナイトを安定化させ、低温靱性と母材強度の向上に有効な元素である。このような効果を得るためには、Crは0.5%以上の含有を必要とする。一方、7.0%を超えて含有すると、Cr炭化物の生成により、低温靱性および耐応力腐食割れ性が低下する。このため、Crは0.5%以上7.0%以下とする。好ましくは1.0%以上6.7%以下、より好ましくは1.2%以上6.5%以下とする。また、耐応力腐食割れをさらに向上させるためには、2.0%以上6.0%以下がさらに好ましい。

40

【0027】

N：0.0050%以上0.0500%以下

Nは、オーステナイト安定化元素であり、低温靱性向上に有効な元素である。このような効果を得るためには、Nは0.0050%以上の含有を必要とする。一方、0.0500%を超えて含有すると、窒化物または炭窒化物が粗大化し、靱性が低下する。このため、Nは0.0050%以上0.0500%以下とする。好ましくは0.0060%以上0.0400%以下とする。

【0028】

O：0.0050%以下

Oは、酸化物の形成により低温靱性を劣化させる。このため、Oは0.0050%以下

50

の範囲とする。好ましくは、0.0045%以下である。尚、過度のOの低減は精錬コストを高騰させ経済的に不利となるため、0.0010%以上とすることが望ましい。

【0029】

TiおよびNbの含有量を各々0.005%以下に抑制

TiおよびNbは、鋼中で高融点の炭窒化物を形成し結晶粒の粗大化を抑制し、その結果破壊の起点や亀裂伝播の経路となる。特に、高Mn鋼においては低温靱性を高め、延性を向上するための組織制御の妨げとなるため、意図的に抑制する必要がある。すなわち、TiおよびNbは、原材料などから不可避免的に混入する成分であり、Ti:0.005%超0.010%以下およびNb:0.005%超0.010%以下の範囲で混入するのが通例である。そこで、後述する手法に従って、TiおよびNbの不可避混入を回避し、TiおよびNbの含有量を各々0.005%以下に抑制する必要がある。TiおよびNbの含有量を各々0.005%以下に抑制することによって、上記した炭窒化物の悪影響を排除し、優れた低温靱性並びに延性を確保することができる。好ましくは、TiおよびNbの含有量を0.003%以下とする。勿論、TiおよびNbの含有量は0%であってもよい。

10

上記した成分以外の残部は鉄および不可避的不純物である。ここでの不可避的不純物としては、Hなどが挙げられ、合計で0.01%以下であれば許容できる。

【0030】

[組織]

オーステナイトを基底相とするミクロ組織

20

鋼材の結晶構造が体心立方構造(bcc)である場合、該鋼材は低温環境下で脆性破壊を起こす可能性があるため、低温環境下での使用には適していない。ここに、低温環境下での使用を想定したとき、鋼材の基底相は、結晶構造が面心立方構造(fcc)であるオーステナイト組織であることが必須となる。なお、「オーステナイトを基底相とする」とは、オーステナイト相が面積率で90%以上であることを意味する。オーステナイト相以外の残部は、フェライト相またはマルテンサイト相である。さらに好ましくは95%以上である。

【0031】

上記の通り、Mnを20.0%以上35.0%以下で含む高Mn鋼では、成分組成におけるMn含有量に比べてMn濃度の低い偏析部および同Mn濃度の高い偏析部が生成される。これらMnの濃度差のある部分は、低温靱性を悪化する要因になることが、以下に示すように判明した。

30

すなわち、上記した成分組成の鋼素材に種々の条件の熱間圧延を施して得た鋼板について、Mn偏析部のMn濃度並びに、-196におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーを測定した。ここで、Mn偏析部とは、Mn偏析バンド間のMn濃度が低いまたは高い領域であり、具体的には、熱間圧延後の鋼板の圧延方向断面の研磨面におけるEBSD(Electron Backscatter Diffraction)解析によって測定されるMn濃度が最も低いまたは高い領域で代表される。

【0032】

ミクロ組織におけるMn偏析部のMn濃度が16%以上38%以下

40

まず、Mn濃度の低いMn偏析部について、そのMn濃度並びに-196におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーを測定した結果を図1に示すように、Mn偏析部のMn濃度を16%以上とすれば、前記吸収エネルギー:100J以上が実現されることがわかる。Mn偏析部のMn濃度は好ましくは17%以上である。

【0033】

さらに、Mn濃度の高いMn偏析部について、そのMn濃度並びに-196におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーを測定した結果を図2に示すように、Mn偏析部のMn濃度を38%以下とすれば、前記吸収エネルギー:100J以上が実現されることがわかる。Mn偏析部のMn濃度は好ましくは37%以下である。

【0034】

50

K A M (Kernel Average Misorientation) 値の平均が 0.3 以上

K A M 値は、上述の通り、熱間圧延後の鋼板について、500 μm × 200 μm の視野における E B S D (Electron Backscatter Diffraction) 解析を任意の 2 視野にわたって行った結果から、結晶粒内の各ピクセル (0.3 μm ピッチ) と隣接するピクセルとの方位差の平均値として求められる値である。この K A M 値は、組織における転位による局所的結晶方位変化を反映しており、K A M 値が高いほど、測定点と隣り合った部位との方位差が大きいことを示している。すなわち、K A M 値が高いほど、粒内の局所的な変形度合が高いことを意味するため、圧延後の鋼板において K A M 値が高いほど、転位密度が高いことになる。そして、この K A M 値の平均が 0.3 以上であれば、多量の転位が蓄積されているため、降伏強度が向上する。好ましくは、0.5 以上である。一方、K A M 値の平均が 1.3 を超えると靱性が劣化するおそれがあるため、1.3 以下とすることが好ましい。

10

【0035】

以上の Mn 偏析部の Mn 濃度：16% 以上 38% 以下と、K A M 値平均：0.3 以上とは、上記した成分組成の下、後述する条件に従う熱間圧延を行うことによって実現することができる。

【0036】

本発明では、強度および低温靱性をさらに向上させることを目的として、上記の必須元素に加えて、必要に応じて下記の元素を含有することができる。

Mo：2.0% 以下、V：2.0% 以下、W：2.0% 以下、Ca：0.0005% 以上 0.0050% 以下、Mg：0.0005% 以上 0.0050% 以下、REM：0.0010% 以上 0.0200% 以下の 1 種または 2 種以上

20

Mo、V、W：2.0% 以下

Mo、V および W は、オーステナイトの安定化に寄与するとともに母材強度の向上に寄与する。このような効果を得るためには、Mo、V および W は 0.001% 以上で含有することが好ましい。一方、2.0% を超えて含有すると、粗大な炭窒化物が生成し、破壊の起点となることがある他、製造コストを圧迫する。このため、これらの合金元素を含有する場合は、その含有量は 2.0% とする。好ましくは 0.003% 以上 1.7% 以下、より好ましくは 1.5% 以下とする。

【0037】

30

Ca：0.0005% 以上 0.0050% 以下、Mg：0.0005% 以上 0.0050% 以下、REM：0.0010% 以上 0.0200% 以下

Ca、Mg および REM は、介在物の形態制御に有用な元素であり、必要に応じて含有できる。介在物の形態制御とは、展伸した硫化物系介在物を粒状の介在物とすることをいう。この介在物の形態制御を介して、延性、靱性および耐硫化物応力腐食割れ性を向上させる。このような効果を得るためには、Ca、Mg は 0.0005% 以上、REM は 0.0010% 以上含有することが好ましい。一方、いずれの元素も多く含有させると、非金属介在物量が増加し、かえって延性、靱性、耐硫化物応力腐食割れ性が低下する可能性がある。また、経済的に不利になる場合がある。

このため、Ca および Mg を含有する場合には、それぞれ 0.0005% 以上 0.0050% 以下、REM を含有する場合には、0.0010% 以上 0.0200% 以下とする。好ましくは、Ca 量は 0.0010% 以上 0.0040% 以下、Mg 量は 0.0010% 以上 0.0040% 以下、REM 量は 0.0020% 以上 0.0150% 以下とする。

40

【0038】

本発明に係る高 Mn 鋼は、上記した成分組成を有する溶鋼を、転炉、電気炉等、公知の溶製方法で溶製することができる。また、真空脱ガス炉にて 2 次精錬を行ってもよい。その際、好適な組織制御の妨げとなる Ti および Nb を上述の範囲に制限するために、原料などから不可避免的に混入することを回避し、これらの含有量を低減する措置を取る必要がある。例えば、精錬段階におけるスラグの塩基度を下げることによって、これらの合金をスラグへ濃化させて排出し最終的なスラブ製品における Ti および Nb の濃度を低減する

50

。また、酸素を吹き込んで酸化させ、還流時にTiおよびNbの合金を浮上分離させるなどの方法でも良い。その後、連続鋳造法等、公知の鋳造方法により、所定寸法のスラブ等の鋼素材とすることが好ましい。

【0039】

さらに、上記鋼素材を低温靱性に優れた鋼材へと造りこむための製造条件について規定する。

[鋼素材加熱温度：1100 以上1300 以下]

上記した構成の高Mn鋼を得るためには、1100 以上1300 以下の温度域に加熱し、圧延終了温度が800 以上かつ総圧下率が20%以上の熱間圧延を行うことが重要である。ここでの温度制御は、鋼素材の表面温度を基準とする。

すなわち、熱間圧延にてMnの拡散を促進するために、圧延前の加熱温度は1100 以上とする。一方、1300 を超えると鋼の溶解が始まってしまう懸念があるため、加熱温度の上限は1300 とする。好ましくは、1150 以上1250 以下である。

【0040】

[圧延終了温度が800 以上かつ総圧下率が20%以上]

さらに、圧延時の総圧下率を20%以上と高くすることによって、Mn偏析部と偏析部との距離を縮めてMnの拡散を促進することも重要である。同様に、圧延時のMnの拡散を促進する観点から、圧延終了温度を800 以上とする。なぜなら、800 未満ではMnの融点の3分の2を大きく下回るため、十分にMnを拡散できないからである。好ましくは950 以上であり、さらに好ましくは1000 以上1050 以下である。また、総圧下率は好ましくは30%以上である。なお、総圧下率の上限は特に定める必要はないが、圧延能率向上の観点から、98%とすることが好ましい。

【0041】

また、必要に応じて、上記した熱間圧延後に、次の条件を満足する2回目の熱間圧延を追加することがKAM値を高めるために有利である。その際、上記した1回目の熱間圧延の終了温度が1100 以上であれば、そのまま2回目の熱間圧延を続行すればよいが、1100 に満たない場合は、1100 以上の再加熱を行う。ここでも、1300 を超えると鋼の溶解が始まってしまう懸念があるため、加熱温度の上限は1300 とする。なお、温度制御は、鋼素材の表面温度を基準とする。好ましくは、1150 以上1250 以下である。

【0042】

[仕上圧延終了温度：700 以上950 未満]

2回目の熱間圧延は、700 以上950 未満で1パス以上の最終仕上圧延を必要とする。すなわち、950 未満にて好ましくは10%以上の圧延を1パス以上行うことにより、1回目の圧延で導入された転位が回復しにくく残留しやすくなるため、KAM値を高めることができる。また、950 以上の温度領域で仕上げると、結晶粒径が過度に粗大となり所望の降伏強度が得られなくなる。そのため950 未満で1パス以上の最終仕上圧延を行うことが好ましい。仕上温度は好ましくは900 以下、より好ましくは850 以下である。

【0043】

一方、仕上温度が700 未満になると靱性が劣化するため、700 以上とする。さらに、750 以上であることが好ましい。なお、950 未満の圧下率は好ましくは20%以上、より好ましくは50%以上である。ただし、95%超えの圧下を行うと、靱性が劣化するため95%以下が好ましい。

【0044】

[(仕上圧延終了温度 - 100) 以上の温度から300 以上650 以下の温度域までの平均冷却速度：1.0 / s 以上]

熱間圧延終了後は速やかに冷却を行う。熱間圧延後の鋼板を緩やかに冷却させると析出物の生成が促進され低温靱性の劣化を招く。これら析出物の生成は、1.0 / s 以上の冷却速度で冷却することで抑制できる。また、過度な冷却を行うと鋼板が歪んでしまい、

10

20

30

40

50

生産性を低下させる。特に板厚10mm未満の鋼材では空冷するのが好ましい。そのため、冷却開始温度の上限は900とする。以上の理由から、熱間圧延後の冷却は、(仕上圧延終了温度-100)以上の温度から300以上650以下の温度域までの鋼板表面の平均冷却速度は1.0/s以上とする。尚、圧延ままでMn偏析部のMn濃度の範囲が狭くなっているため、その後の熱処理は不要である。

【実施例】

【0045】

以下、本発明を実施例により詳細に説明する。なお、本発明は以下の実施例に限定されない。

転炉-取鍋精錬-連続鋳造法にて、表1に示す成分組成になる鋼スラブを作製した。次いで、得られた鋼スラブを表2に示す条件で分塊圧延(第1回熱間圧延)および熱間圧延(第2回熱間圧延)により10~30mm厚の鋼板とした。得られた鋼板について、引張特性、靱性および組織評価を下記の要領で実施した。

【0046】

(1) 引張試験特性

得られた各鋼板より、JIS5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241(1998年)の規定に準拠して引張試験を実施し、引張試験特性を調査した。本発明では、降伏強度400MPa以上および引張強度800MPa以上を引張特性に優れるものと判定した。さらに、伸び40%以上を延性に優れるものと判定した。

【0047】

(2) 低温靱性

板厚20mmを超える各鋼板の板厚1/4位置、もしくは板厚20mm以下の各鋼板の板厚1/2位置の圧延方向と平行な方向から、JIS Z 2242(2005年)の規定に準拠してシャルピーVノッチ試験片を採取し、JIS Z 2242(2005年)の規定に準拠して各鋼板について3本のシャルピー衝撃試験を実施し、-196での吸収エネルギーを求め、母材靱性を評価した。本発明では、3本の吸収エネルギー(vE_{196})の平均値が100J以上を母材靱性に優れるものとした。なお、板厚10mm未満の各鋼板については、板厚1/2位置の圧延方向と平行な方向から、JIS Z 2242(2005年)の規定に準拠して5mmサブサイズのシャルピーVノッチ試験片を採取し、JIS Z 2242(2005年)の規定に準拠して各鋼板について3本のシャルピー衝撃試験を-196で実施した。ここでは、3本の吸収エネルギー(vE_{196})の平均値が67J以上を母材靱性に優れるものとした。

【0048】

脆性破面率

-196でシャルピー衝撃試験後、SEM観察(500倍で10視野)を行い、脆性破面率を測定した。脆性破面率が0%を低温靱性に優れるものとした。

【0049】

(3) 組織評価

KAM値

熱間圧延後の鋼板について、圧延方向断面の研磨面における、500 μ m \times 200 μ mの視野におけるEBSD(Electron Backscatter Diffraction)解析(測定ステップ:0.3 μ m)を任意の2視野(板厚4分の1位置および板厚2分の1位置)にわたって行って測定した全領域の平均値を平均KAM値とした。

【0050】

加工誘起マルテンサイト

シャルピー衝撃試験後、試験片をノッチ底まで追込み研磨し、EBSD解析(測定ステップ:0.08 μ m)により、100 μ m \times 100 μ mの視野を5視野観察し、加工誘起マルテンサイトの有無を測定した。

【0051】

Mn濃度

10

20

30

40

50

さらに、上記K A M値のE B S D測定位置において、E P M A (Electron Probe Micro Analyzer) 分析を行うことによって、M n 濃度を求め、M n 濃度が最も低い所および最も高い所を偏析部とした。

以上により得られた結果を、表3に示す。

【 0 0 5 2 】

【表2】

【表2】

サンプル No.	鋼No.	板厚 (mm)	第1回圧延条件			第2回圧延条件				備考
			スラブ 加熱温度 (°C)	圧延 終了温度 (°C)	総圧下率 (%)	再加熱温 度 (°C)	仕上圧延 終了温度 (°C)	冷却開始 温度 (°C)	300°C以上 650°C 以下の範 囲の 冷却速度 (°C/s)	
1	1	22	1130	921	32	1130	810	774	8	発明例
2	2	25	1130	918	29	1130	823	787	9	発明例
3	3	18	1100	887	36	1100	765	702	9	発明例
4	4	20	1100	892	35	1100	796	734	8	発明例
5	5	25	1150	939	43	1150	838	805	8	発明例
6	6	15	1150	937	46	1150	811	741	12	発明例
7	7	10	1180	946	51	1180	805	728	16	発明例
8	8	10	1200	953	53	1200	763	671	10	発明例
9	9	13	1160	941	30	1160	813	762	7	発明例
10	10	28	1250	1034	26	1250	946	915	16	発明例
11	1	30	1300	1102	20	—	803	770	14	発明例
12	11	20	1250	1011	30	1250	871	836	6	比較例
13	12	15	1250	1019	41	1250	855	817	11	比較例
14	13	20	1120	919	42	1120	789	748	12	比較例
15	14	25	1120	931	29	1120	802	770	7	比較例
16	15	20	1170	955	38	1170	820	774	3	比較例
17	16	10	1170	937	53	1170	786	735	5	比較例
18	17	20	1150	917	43	1150	801	756	13	比較例
19	18	18	1150	926	32	1150	790	746	8	比較例
20	19	13	1130	903	45	1130	767	710	12	比較例
21	20	20	1150	920	38	1150	828	771	10	比較例
22	21	18	1150	914	39	1150	821	760	7	比較例
23	22	25	1170	956	30	1170	837	794	12	比較例
24	23	14	1190	958	48	1190	819	762	8	比較例
25	24	17	1190	966	46	1190	830	788	10	比較例
26	1	17	1130	897	39	1130	<u>682</u>	587	8	比較例
27	2	23	1200	956	<u>16</u>	1200	873	831	12	比較例
28	3	15	1200	961	23	1200	841	780	<u>0.5</u>	比較例
29	4	15	1230	<u>756</u>	37	1230	823	768	7	比較例
30	5	20	1230	975	31	1230	810	<u>653</u>	3	比較例
31	6	15	<u>1050</u>	888	25	1150	876	830	6	比較例
32	7	25	1150	930	36	<u>1050</u>	731	687	10	比較例
33	8	30	1250	1025	55	1300	<u>980</u>	947	9	比較例
34	9	30	1300	<u>704</u>	75	—	—	655	6	比較例
35	25	15	1130	906	35	1130	763	694	7	発明例
36	25	15	1130	933	<u>18</u>	1130	707	655	6	比較例
37	<u>26</u>	20	1150	934	42	1150	795	752	8	比較例
38	<u>27</u>	6	1200	920	31	1200	734	空冷	—	比較例
39	28	6	1250	963	44	1250	860	空冷	—	発明例
40	1	30	1300	808	60	—	—	765	13	発明例

10

20

30

40

【 0 0 5 4 】

【表3】

【表3】

サンプル No.	鋼No.	組織				機械特性					備考
		平均KAM 値	加工誘起 マルテン サイト	Mn偏析部 のMn濃度 (最低) (質量%)	Mn偏析部 のMn濃度 (最高) (質量%)	降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	全伸び (%)	-196°Cで の吸収 エネルギー (J)	脆性破面 率 (%)	
1	1	0.9	無	25.1	33.7	409	845	66	107	0	発明例
2	2	0.8	無	17.0	24.7	506	913	50	105	0	発明例
3	3	1.1	無	20.6	25.0	426	952	65	124	0	発明例
4	4	1.0	無	17.9	24.6	408	821	68	110	0	発明例
5	5	0.7	無	24.5	31.8	418	808	61	117	0	発明例
6	6	0.9	無	23.5	30.7	454	971	65	138	0	発明例
7	7	1.2	無	18.8	25.8	421	943	63	115	0	発明例
8	8	0.8	無	16.0	24.6	438	1012	69	102	0	発明例
9	9	0.9	無	21.3	27.3	413	957	65	131	0	発明例
10	10	0.3	無	22.6	27.4	401	925	67	153	0	発明例
11	1	1.0	無	23.5	35.6	420	855	64	103	0	発明例
12	<u>11</u>	0.5	無	23.3	31.5	614	755	47	<u>61</u>	<u>25</u>	比較例
13	<u>12</u>	0.7	無	22.2	28.7	<u>385</u>	930	67	124	0	比較例
14	<u>13</u>	1.0	<u>有</u>	<u>13.9</u>	21.8	406	924	71	<u>47</u>	<u>30</u>	比較例
15	<u>14</u>	0.9	無	21.5	31.1	411	971	62	<u>67</u>	<u>21</u>	比較例
16	<u>15</u>	0.9	無	25.3	32.5	421	875	53	<u>76</u>	<u>14</u>	比較例
17	<u>16</u>	1.0	無	18.2	24.6	495	975	61	<u>93</u>	<u>11</u>	比較例
18	<u>17</u>	0.9	無	23.6	31.0	436	850	51	<u>50</u>	<u>38</u>	比較例
19	<u>18</u>	1.0	無	17.5	26.4	468	891	53	<u>81</u>	<u>13</u>	比較例
20	<u>19</u>	1.1	無	21.3	30.4	514	840	47	<u>73</u>	<u>14</u>	比較例
21	<u>20</u>	0.8	無	24.7	31.4	<u>370</u>	785	68	127	0	比較例
22	<u>21</u>	0.8	無	20.5	26.1	577	775	50	<u>64</u>	<u>23</u>	比較例
23	<u>22</u>	0.7	無	17.9	25.3	481	893	62	<u>75</u>	<u>15</u>	比較例
24	<u>23</u>	0.9	無	17.1	24.3	450	936	55	<u>89</u>	<u>12</u>	比較例
25	<u>24</u>	0.7	無	21.1	27.3	514	940	51	<u>96</u>	<u>11</u>	比較例
26	1	1.5	無	25.5	33.1	503	865	45	<u>56</u>	<u>28</u>	比較例
27	2	0.5	<u>有</u>	<u>15.7</u>	25.9	536	923	50	<u>95</u>	<u>11</u>	比較例
28	3	0.7	無	20.8	25.3	415	876	43	<u>61</u>	<u>24</u>	比較例
29	4	0.8	<u>有</u>	<u>15.1</u>	27.5	412	931	53	<u>74</u>	<u>15</u>	比較例
30	5	0.8	無	24.1	31.9	407	770	41	<u>46</u>	<u>40</u>	比較例
31	6	0.4	<u>有</u>	<u>15.8</u>	37.7	440	899	46	<u>93</u>	<u>11</u>	比較例
32	7	1.4	無	18.6	26.1	468	941	54	<u>73</u>	<u>15</u>	比較例
33	8	<u>0.2</u>	無	16.5	24.0	<u>365</u>	933	72	116	0	比較例
34	9	1.4	無	20.7	27.7	553	802	43	<u>41</u>	<u>45</u>	比較例
35	25	1.1	無	30.8	38.0	427	760	56	102	0	発明例
36	25	1.1	無	30.5	<u>38.6</u>	459	787	52	<u>80</u>	<u>13</u>	比較例
37	<u>26</u>	0.9	無	31.8	<u>39.4</u>	450	777	50	<u>52</u>	<u>35</u>	比較例
38	<u>27</u>	1.3	無	17.7	24.9	494	902	52	<u>58*</u>	<u>12</u>	比較例
39	28	0.7	無	30.8	36.3	449	886	54	<u>73*</u>	0	発明例
40	1	1.0	無	26.1	32.5	418	846	65	104	0	発明例

*5mmサブサイズシャルビー

【0055】

本発明に従う高Mn鋼は、上述の目標性能（母材の降伏強度が400MPa以上、低温靱性が吸収エネルギー（ vE_{-196} ）の平均値で100J以上）を満足することが確認された。一方、本発明の範囲を外れる比較例は、降伏強度および低温靱性のいずれか1つ以上が、上述の目標性能を満足できていない。

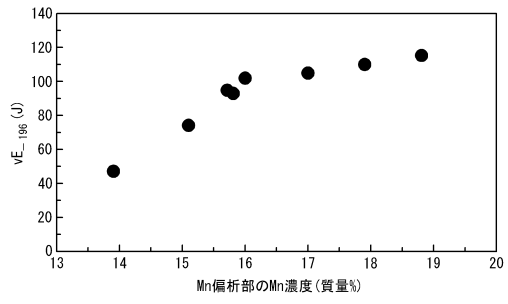
10

20

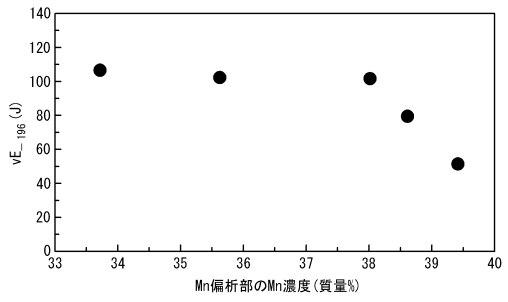
30

40

【 図 1 】



【 図 2 】



フロントページの続き

- (72)発明者 長谷 和邦
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内
- (72)発明者 中島 孝一
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内

審査官 伊藤 真明

- (56)参考文献 特開2007-126715(JP,A)
特開2017-071817(JP,A)
特開2016-196703(JP,A)
特開昭58-067824(JP,A)
特開昭60-204864(JP,A)
特開昭57-200543(JP,A)
特開昭56-000258(JP,A)
米国特許第05833919(US,A)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
- C21D 8/02
C22C 38/00-38/60
CAplus/REGISTRY(STN)