

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2010-90406

(P2010-90406A)

(43) 公開日 平成22年4月22日(2010.4.22)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 A	4 K O 3 2
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	
B 2 1 B 3/00 (2006.01)	B 2 1 B 3/00 A	

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 15 頁)

(21) 出願番号	特願2008-258639 (P2008-258639)	(71) 出願人	000002118
(22) 出願日	平成20年10月3日 (2008. 10. 3)		住友金属工業株式会社
			大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
		(74) 代理人	100103481
			弁理士 森 道雄
		(72) 発明者	大久保 武史
			大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
			住友金属工業株式会
			社内
		(72) 発明者	藤原 知哉
			大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
			住友金属工業株式会
			社内
			最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 低降伏比低温用鋼、およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 低温靱性に優れ多目的タンク用に鋼材として好適な低降伏比低温用鋼を提供する。

【解決手段】 低温用鋼は、C、Si、Mn、P、S、Nb、Ti、sol. AlおよびNを含有し、Cu、Ni、CrおよびMoの2種以上を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、(1)式のSP1が0.06~0.12%であって、板厚をtとして表面からt/4の位置において、組織がフェライト組織と硬質組織の複相組織であり、フェライト組織の面積率が80%以上であり、(2)式を満たす硬質組織を100μm四方の領域に15個以上含み、当該硬質組織の円相当平均粒径が2~5μmであり、フェライト組織の円相当平均粒径が7.5~20μm、そのアスペクト比が2.0以下である。

$$SP1 = Cr / 5 + Mo / 3 + (Cu + Ni) / 15 \cdots (1)$$

$$Hvh / Hvm \geq 3.0 \cdots (2)$$

Hvh、Hvmは、それぞれ硬質組織、フェライト組織のビッカース硬さを示す。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量％で、C：0.02～0.08％、Si：0.1～0.5％、Mn：1.0～2.0％、P：0.020％以下、S：0.010％以下、Nb：0.003％以下、Ti：0.005～0.025％、sol.Al：0.090％以下、およびN：0.001～0.010％を含有し、さらに、Cu：0.50％以下、Ni：0.50％以下、Cr：0.20％以下、およびMo：0.15％以下のうちの2種以上を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、下記(1)式から求められるSP1が0.06～0.12％である低降伏比低温用鋼であって、

板厚をtとして表面からt/4の位置において、組織がフェライト組織と硬質組織の複相組織であり、前記フェライト組織の面積率が80％以上であり、前記硬質組織のうちで下記(2)式の関係を満たす硬質組織を100μm四方の領域に15個以上含み、当該硬質組織の円相当平均粒径が2～5μmであり、前記フェライト組織の円相当平均粒径が7.5～20μmであり、前記フェライト組織のアスペクト比が2.0以下であることを特徴とする低降伏比低温用鋼。

$$SP1 = Cr / 5 + Mo / 3 + (Cu + Ni) / 15 \quad \cdots (1)$$

但し、(1)式中の元素記号は含有量を示す。

$$Hvh / Hvm \leq 3.0 \quad \cdots (2)$$

但し、(2)式中のHvhは硬質組織のビッカース硬さを、Hvmはフェライト組織のビッカース硬さをそれぞれ示す。

【請求項 2】

Cu、Ni、CrおよびMoのうちの2種以上を含有する場合、Cuの含有量が0.05％以上であり、Niの含有量が0.05％以上であり、Crの含有量が0.05％以上であり、Moの含有量が0.03％以上であることを特徴とする請求項1に記載の低降伏比低温用鋼。

【請求項 3】

質量％で、C：0.02～0.08％、Si：0.1～0.5％、Mn：1.0～2.0％、P：0.020％以下、S：0.010％以下、Nb：0.003％以下、Ti：0.005～0.025％、sol.Al：0.090％以下、およびN：0.001～0.010％を含有し、さらに、Cu：0.50％以下、Ni：0.50％以下、Cr：0.20％以下、およびMo：0.15％以下のうちの2種以上を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、下記(1)式から求められるSP1が0.06～0.12％である鋼素材を、

1000～1200 に加熱した後、Ac₃点以上の温度で圧下率を30％以上として圧延し、さらに(Ar₃点-40)以上、Ac₃点未満の温度で圧下率を30％以上として圧延し、(Ar₃点-40)以上、800 未満の温度で圧延を終了し、室温まで5 / s以下の冷却速度で冷却することを特徴とする低降伏比低温用鋼の製造方法。

$$SP1 = Cr / 5 + Mo / 3 + (Cu + Ni) / 15 \quad \cdots (1)$$

但し、(1)式中の元素記号は含有量を示す。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、液体アンモニアやLPGなどといった複数種の液化ガスを積載する多目的タンク用の鋼材に好適な低降伏比低温用鋼、およびその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

一般に、タンクに用いられる鋼材には、貯蔵される液化ガスが低温であることから、基本特性として母材および溶接熱影響部(以下、「溶接部」という)の低温靱性が要求される。

【0003】

10

20

30

40

50

また、近年のタンクは、同一のタンクで複数種の液化ガスを別途積載する多目的タンクとして使用されることがあり、この場合、例えば、L P Gが積載されたり、L P Gを取り出した後に液体アンモニアが積載される。このため、多目的タンクに用いられる鋼材には、低温靱性に加え、アンモニアに起因する応力腐食割れを防止できる特性が要求される。応力腐食割れに対し、液化ガスを運搬する船舶の構造および設備に関する国際規則である I G Cコードでは、タンク用の鋼材で、N i 含有量を 5 % 以下に制限することや、実降伏強さを 4 4 0 M P a 以下に抑えることなどが規定されている。

【 0 0 0 4 】

さらに、多目的タンクは、大容量化や船舶への搭載のために高張力化が求められ、その鋼材には、結局のところ、低温靱性のみならず、降伏強さの上限規定および高張力化に伴う低降伏比化が要求される。この要求に対応して、これまで種々の技術が提案されている。

10

【 0 0 0 5 】

特許文献 1 には、鋼板素材の表面から 0 . 3 m m 以内の C 含有量が母材 C 量の 5 0 % 以下になるように表面脱炭する工程と、表面脱炭鋼板を焼入れ温度に加熱した後、冷却速度を 8 0 0 ~ 5 0 0 の温度範囲で 1 5 0 / s e c 以下になるように冷却する工程とを有する鋼板の製造方法が提案されている。同文献に提案された方法では、母材および溶接部の表面硬さを H v 1 9 0 以下にすることが可能で、アンモニアによる応力腐食割れを防止できるとされているが、鋼材を得るまでの工程が煩雑であり、さらに、母材および溶接部で低温靱性を確保できるとはいえない。

20

【 0 0 0 6 】

特許文献 2、3 には、化学組成が規定された鋼素材を加熱し、熱間圧延した後に、加速冷却を行って複相組織を得ることにより、低降伏比で低温靱性に優れた低温用鋼を製造する方法が提案されている。同文献 2、3 に提案された方法では、ベイナイトやマルテンサイトなどといった硬質組織の面積率が大きくなり過ぎ、引張試験を行ったときの応力ひずみ曲線が降伏点の不明瞭なラウンド型となる。このため、降伏強さのバラツキが大きくなり、安定して低降伏比を得ることは困難である。さらに、加速冷却によって生じる残留応力の影響で、得られた鋼材の平坦度が悪化し、平坦度を矯正する工数が別途必要となり、高い生産性が望めない。

30

【 0 0 0 7 】

【特許文献 1】特開昭 5 8 - 6 7 8 3 0 号公報

【特許文献 2】特開平 1 1 - 2 9 3 3 8 0 号公報

【特許文献 3】特開 2 0 0 4 - 3 0 0 4 9 3 号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【 0 0 0 8 】

本発明は、上記の問題に鑑みてなされたものであり、母材および溶接部の機械的特性に優れ、多目的タンク用の鋼材として好適な低降伏比低温用鋼を提供することを目的とする。また本発明の目的は、その低降伏比低温用鋼を高い生産性で製造できる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】

【 0 0 0 9 】

本発明者らは、上記目的を達成するため、引張強さ (T S) が 4 9 0 ~ 6 1 0 M P a、降伏強さ (Y S) が 3 6 0 ~ 4 4 0 M P a、降伏比 ([Y S / T S] × 1 0 0 %) が 8 0 % 以下、母材の低温靱性に関して破面遷移温度 (v T r s) が - 6 0 以下、および溶接部の低温靱性に関して - 5 5 での吸収エネルギー (v E - 5 5) が 5 0 J 以上という機械的特性を有する鋼材の実現を目標にして、種々の試験を行い、鋭意検討を重ねた。その結果、鋼材の化学組成および組織の状態、並びに熱間圧延条件を適正に規定すれば、いずれの機械的特性も満足する鋼材が得られることを知見し、本発明を完成させた。

【 0 0 1 0 】

50

本発明は、下記（Ａ）に示す低降伏比低温用鋼、および下記（Ｂ）に示す低降伏比低温用鋼の製造方法を要旨とする。

【００１１】

（Ａ）質量％で、Ｃ：０．０２～０．０８％、Ｓｉ：０．１～０．５％、Ｍｎ：１．０～２．０％、Ｐ：０．０２０％以下、Ｓ：０．０１０％以下、Ｎｂ：０．００３％以下、Ｔｉ：０．００５～０．０２５％、ｓｏｌ．Ａｌ：０．０９０％以下、およびＮ：０．００１～０．０１０％を含有し、さらに、Ｃｕ：０．５０％以下、Ｎｉ：０．５０％以下、Ｃｒ：０．２０％以下、およびＭｏ：０．１５％以下のうちの２種以上を含有し、残部がＦｅおよび不純物からなり、下記（１）式から求められるＳＰ１が０．０６～０．１２％である低降伏比低温用鋼であって、板厚をｔとして表面からｔ／４の位置において、組織がフェライト組織と硬質組織の複相組織であり、前記フェライト組織の面積率が８０％以上であり、前記硬質組織のうちで下記（２）式の関係を満たす硬質組織を１００μｍ四方の領域に１５個以上含み、当該硬質組織の円相当平均粒径が２～５μｍであり、前記フェライト組織の円相当平均粒径が７．５～２０μｍであり、前記フェライト組織のアスペクト比が２．０以下であることを特徴とする低降伏比低温用鋼。

10

$$SP1 = Cr / 5 + Mo / 3 + (Cu + Ni) / 15 \quad \cdots (1)$$

但し、（１）式中の元素記号は含有量を示す。

$$Hvh / Hvm \leq 3.0 \quad \cdots (2)$$

但し、（２）式中のＨｖｈは硬質組織のビッカース硬さを、Ｈｖｍはフェライト組織のビッカース硬さをそれぞれ示す。

20

【００１２】

ここで、「表面からｔ／４の位置」とは、鋼材の表面から厳密にｔ（鋼材の板厚）／４の位置のみならず、その近傍位置も含み、具体的には、表面から０．２２ｔ～０．２８ｔの範囲内の位置を意味する。

【００１３】

「フェライト組織」とは、軟質な粒状のフェライト組織を意味し、ベイニティックフェライトやパーライトを構成するフェライトの組織は除かれる。また、「硬質組織」とは、硬質なベイナイトおよびマルテンサイトの組織を意味する。

【００１４】

「円相当平均粒径」とは、任意の一視野について、ＪＩＳ　Ｇ　０５５２に準拠して測定した結晶粒度から結晶粒の平均断面積を求め、これを円に置き換えたときの半径を意味する。

30

【００１５】

上記（Ａ）の低降伏比低温用鋼では、Ｃｕ、Ｎｉ、ＣｒおよびＭｏのうちの２種以上を含有する場合、Ｃｕの含有量が０．０５％以上であり、Ｎｉの含有量が０．０５％以上であり、Ｃｒの含有量が０．０５％以上であり、Ｍｏの含有量が０．０３％以上であることが好ましい。

【００１６】

（Ｂ）質量％で、Ｃ：０．０２～０．０８％、Ｓｉ：０．１～０．５％、Ｍｎ：１．０～２．０％、Ｐ：０．０２０％以下、Ｓ：０．０１０％以下、Ｎｂ：０．００３％以下、Ｔｉ：０．００５～０．０２５％、ｓｏｌ．Ａｌ：０．０９０％以下、およびＮ：０．００１～０．０１０％を含有し、さらに、Ｃｕ：０．５０％以下、Ｎｉ：０．５０％以下、Ｃｒ：０．２０％以下、およびＭｏ：０．１５％以下のうちの２種以上を含有し、残部がＦｅおよび不純物からなり、上記（１）式から求められるＳＰ１が０．０６～０．１２％である鋼素材を、１０００～１２００に加熱した後、Ａｃ₃点以上の温度で圧下率を３０％以上として圧延し、さらに（Ａｒ₃点－４０）以上、Ａｃ₃点未満の温度で圧下率を３０％以上として圧延し、（Ａｒ₃点－４０）以上、８００未満の温度で圧延を終了し、室温まで５／ｓ以下の冷却速度で冷却することを特徴とする低降伏比低温用鋼の製造方法。

40

【発明の効果】

50

【 0 0 1 7 】

本発明の低降伏比低温用鋼は、化学組成および組織の状態を適正に規定することにより、低降伏比で母材および溶接部の低温靱性に優れたものとなり、多目的タンク用の鋼材として好適に用いることができる。また、本発明の低降伏比低温用鋼の製造方法では、平坦度の悪化要因である圧延後の水冷処理が不要であることから、低温靱性に優れた低降伏比低温用鋼の鋼材を高い生産性で製造することができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【 0 0 1 8 】

上記（Ａ）および（Ｂ）に示す通りに本発明の低降伏比低温用鋼およびその製造方法を規定した理由を、以下に説明する。以下の説明において、特に断らない限り、下記「％」は「質量％」を意味する。

【 0 0 1 9 】

１．化学組成について

C：0.02～0.08％

Cは、鋼材の強度を上昇させるのに極めて有効な元素である。しかし、その含有量が0.02％未満では、目標とする引張強さ（490～610MPa）を確保できないばかりでなく、低降伏比（80％以下）を達成するために必要なベイナイトやマルテンサイトなどの硬化組織の生成が不十分となる。一方、Cの含有量が0.08％を超えると、母材および溶接部の低温靱性が低下し、溶接性も悪化する。従って、Cの含有量を0.02～0.08％とする。

【 0 0 2 0 】

Si：0.1～0.5％

Siは、Alとともに脱酸剤として有効な元素であり、鋼材の強度上昇にも極めて有効である。しかし、その含有量が0.1％未満では、これらの効果が得られない。一方、Siの含有量が0.5％を超えると、溶接部の低温靱性が低下する。従って、Siの含有量を0.1％～0.5％とする。

【 0 0 2 1 】

Mn：1.0～2.0％

Mnは、焼入れ性を上昇させて、鋼材の強度および靱性を確保する上で重要な元素である。しかし、その含有量が1.0％未満では、母材の低温靱性の向上が図れない。一方、2.0％を超える含有量は、それらの効果が飽和するばかりでなく、連続鋳造によるスラブ（鋼素材）の製造時に中心偏析の主要因となる。従って、Mnの含有量を1.0～2.0％とする。

【 0 0 2 2 】

P：0.020％以下

Pは、鋼中に不純物として存在する元素である。Pの含有量を低減すれば、母材の機械的特性および溶接部の低温靱性を向上させることができ、中心偏析も低減できるので、その含有量はできるだけ少ない方がよい。このため、Pの含有量を0.020％以下に制限する。

【 0 0 2 3 】

S：0.010％以下

Sも、鋼中に不純物として存在する元素である。Sは中心偏析を助長したり、延伸したMnSを生成し、母材および溶接部の機械的特性を劣化させるため、その含有量はできるだけ少ない方がよい。このため、Sの含有量を0.010％以下に制限する。

【 0 0 2 4 】

Nb：0.003％以下

Nbは、微量の添加でも結晶粒を細粒化させる元素であり、低降伏比の確保に有効であるが、適度に粒径が大きいフェライトの生成を困難にする。このため、積極的にNbを添加しないこととし、不純物として含有する場合でも、その含有量を0.003％以下に制限する。

10

20

30

40

50

【0025】

Ti : 0.005 ~ 0.025 %

Ti は、N と結合し TiN としてスラブ中に微細に析出し、加熱時のオーステナイト粒の粗大化を抑制する元素であり、圧延組織の微細化に有効である。また、TiN が鋼中に存在すると、溶接時に溶接部の組織の粗大化が抑制される。すなわち、Ti は、母材および溶接部の靱性を改善する上で必要な元素である。Ti の含有量が 0.005 % 未満では、その効果が不十分であり、一方、0.025 % を超えると、溶接部の低温靱性が劣化する。従って、Ti の含有量を 0.005 ~ 0.025 % とする。

【0026】

sol. Al : 0.090 % 以下

sol. Al は、鋼中の溶存酸素を低減するのに極めて有効な元素であり、脱酸剤として鋼中に含有させる。また、sol. Al は、鋼中のフリー N を AlN として固定し無害化する効果も有する。しかし、sol. Al の含有量を過剰に増加させても、それらの効果は飽和する。従って、sol. Al の含有量を 0.090 % 以下とする。なお、sol. Al は、0.005 % 以上含有する場合に上記の効果が顕著となる。また、鋼の清浄度の観点から、sol. Al の含有量を 0.060 % 以下とするのが好ましい。

【0027】

N : 0.001 ~ 0.010 %

N は、Nb と結合して炭窒化物を形成すると、鋼の強度を上昇させ、Ti と結合して TiN を形成すると、圧延組織を微細化するなどの効果を有する。これらの効果を得るためには、N の含有量を 0.001 % 以上とする必要がある。しかし、N の過剰な含有は溶接部の低温靱性を劣化させる。従って、N の含有量を 0.001 ~ 0.010 % とする。

【0028】

本発明の低降伏比低温用鋼には、鋼材の強度および低温靱性を確保しつつ、降伏比の低減を図るため、さらに、Cu : 0.50 % 以下、Ni : 0.50 % 以下、Cr : 0.20 % 以下、Mo : 0.15 % 以下のうちの 2 種以上を、後述する (1) 式で与えられる SP1 : 0.06 ~ 0.12 % を満足するように含有させる。

【0029】

Cu : 0.50 % 以下

Cu は、鋼材の強度および低温靱性を改善するのに有効な元素である。しかし、Cu は、0.50 % を超えて含有させると、熱間圧延時に割れが発生して製造が困難となる。従って、Cu を含有させる場合は、その含有量を 0.50 % 以下とする。特に、Cu の含有による効果を有効に発揮させるには、Cu を 0.05 % 以上含有させるのが望ましい。

【0030】

Ni : 0.50 % 以下

Ni は、溶接性や溶接部の靱性に悪影響を及ぼすことなく、鋼材の強度および靱性を向上させるのに有効な元素である。しかし、Ni の過剰な含有は、不経済であるだけでなく、溶接性に好ましくない。また、Ni を過剰に含有させると、液体アンモニアによる応力腐食割れを誘起するおそれがある。従って、Ni を含有させる場合は、その含有量を 0.50 % 以下とする。特に、Ni の含有による効果を有効に発揮させるには、Ni を 0.05 % 以上含有させるのが望ましい。

【0031】

Cr : 0.20 % 以下

Cr も、鋼材の強度および低温靱性を改善するのに有効な元素である。しかし、Cr は、0.20 % を超えて含有させると、母材および溶接部の低温靱性を劣化させる。従って、Cr を含有させる場合は、その含有量を 0.20 % 以下とする。特に、Cr の含有による効果を有効に発揮させるには、Cr を 0.05 % 以上含有させるのが望ましい。

【0032】

Mo : 0.15 % 以下

Mo も、鋼材の強度および低温靱性を改善するのに有効な元素である。しかし、Mo の

10

20

30

40

50

含有量が 0.15% を超えると、母材および溶接部の低温靱性が劣化する。従って、Mo を含有させる場合は、その含有量を 0.15% 以下とする。特に、Mo の含有による効果を有効に発揮させるには、Mo を 0.03% 以上含有させるのが望ましい。

【0033】

SP1: 0.06 ~ 0.12%

SP1 は下記の (1) 式から求められる値であり、同式中の元素記号は含有量を示す。

$$SP1 = Cr / 5 + Mo / 3 + (Cu + Ni) / 15 \quad \cdots (1)$$

【0034】

低降伏比を得るには、鋼の組織が、より軟質なフェライト組織（以下、「フェライト相」ともいう）と、より硬質なベイナイトやマルテンサイトなどの硬質組織（以下、「硬質相」ともいう）とから構成される複相組織であることが有効である。ここで、C の含有量が多いほど硬質相の硬さが上昇し、引張強さが上昇するため、低降伏比が得られ易くなるが、これに伴って低温靱性が著しく低下する。一方、C の含有量を低減すれば、軟質なフェライトが増加するため、降伏強さが低下するとともに、引張強さが低下し、その結果、降伏比が上昇してしまう。そこで、C の含有量を低減したまま、引張強さを上昇させ、なおかつ低温靱性を確保する方法として、鋼中に Nb、V などを含ませることが考えられるが、これらの元素はフェライト粒の細粒化を促進させるため、降伏強さが上昇し、結果的に降伏比の上昇をもたらす。

【0035】

これに対し、鋼中に Cr や Mo や Cu や Ni を含有させると、圧延後の変態遅れのオーステナイト相に C の濃縮が促進され、硬質相をより硬くすることができる。このため、本発明者らは、C 含有量を比較的 low 減させることを前提として研究を重ね、C の含有量を低下させても硬質相の硬さを維持でき、なおかつフェライト粒を適度な大きさに保ち、さらに低温靱性を確保することのできる Cr、Mo、Cu、Ni の含有量のバランスを見出した。本発明では、それらの含有量のバランス関係を (1) 式で規定し、(1) 式から求められる SP1 の範囲を規定する。

【0036】

SP1 が 0.06% 未満の場合、硬質相の硬さを維持することができず引張強さが低下するため、低降伏比を得ることができない。一方、SP1 が 0.12% を超えると、焼入れ性が過大となり低温靱性が劣化する。従って、SP1 を 0.06 ~ 0.12% とする。

【0037】

2. ミクロ組織について

本発明の低降伏比低温用鋼は、鋼材の板厚を t として表面から $t/4$ の位置において、組織がフェライト相と硬質相の複相組織であり、そのうちのフェライト相の占める面積率が 80% 以上であることが必要である。ここでいう「表面から $t/4$ の位置」とは、鋼材の表面から $t/4$ の位置およびその近傍位置を意味し、その組織観察は、具体的には、表面から $0.22t \sim 0.28t$ の範囲内の位置で行うことができる。

【0038】

フェライト相と硬質相の複相組織を有する鋼材においては、引張試験時に軟質なフェライト相が硬質相よりも先に降伏するため、フェライト相の状態が降伏強さに及ぼす影響が大きい。特に、フェライト相の面積率が降伏強さに与える影響は極めて大きい。すなわち、フェライト相の面積率が 80% 未満の場合、降伏強さが 440 MPa 以下という目標を満足しない。そのため、フェライト相の面積率を 80% 以上と規定する。但し、フェライト相の面積率が大きすぎると、硬質相が著しく減少してその機能を果たさなくなることから、フェライト相の面積率は 95% 以下とするのが好ましい。

【0039】

本発明の低降伏比低温用鋼は、上記のフェライト面積率の規定に加え、上記と同じ表面から $t/4$ の位置において、下記の (2) 式の関係を満たす硬質相を、100 μm 四方の視野領域に 15 個以上含むことが必要である。

$$Hvh / Hvm \geq 3.0 \quad \cdots (2)$$

10

20

30

40

50

(2) 式中、 $H_v h$ は、対象とする硬質組織で測定したビッカース硬さを示し、 $H_v m$ は、フェライト組織で数箇所測定したビッカース硬さの平均値を示す。

【0040】

低降伏比は、より硬い硬質相と軟質なフェライト相を有する複相組織で達成できる。このため、本発明者らは研究をさらに重ね、表面から $t/4$ の位置において、硬質相のうちでもより硬い硬質相、すなわち(2)式の関係を満たす硬質相が、 $100\mu m$ 四方の領域に15個未満である場合、引張強さが $490MPa$ 以上という目標に到達しないことを見出した。そのため、上記(2)式の関係を満たす硬質相を $100\mu m$ 四方の領域に15個以上含むことを規定する。

【0041】

さらに、本発明の低降伏比低温用鋼では、上記(2)式の関係を満たす硬質相について、その円相当平均粒径が $2\sim 5\mu m$ であることが必要である。硬質相の円相当平均粒径が $2\mu m$ 未満である場合、実質的に引張強さを上昇させる効果がなく、低降伏比が得られない。また、硬質相の円相当平均粒径が $5\mu m$ を超えると、硬質相が破壊の起点となり低温靱性が劣化する。そのため、硬質相の円相当平均粒径を $2\sim 5\mu m$ と規定する。

【0042】

また、本発明の低降伏比低温用鋼は、上記と同じ表面から $t/4$ の位置において、フェライト組織の円相当平均粒径が $7.5\sim 20\mu m$ であり、そのアスペクト比が 2.0 以下であることが必要である。

【0043】

上述したように、フェライト組織の状態が降伏強さに与える影響は大きく、フェライト組織の円相当平均粒径が大きいほど降伏強さの低減に有効である。すなわち、フェライト組織の円相当平均粒径が $7.5\mu m$ 未満の場合は、降伏強さが $440MPa$ 以下という目標を達成することが困難となる。一方、低温靱性の向上にはフェライト組織の円相当平均粒径が小さいことが有効である。すなわち、フェライト組織の円相当平均粒径が $20\mu m$ を超えると、母材の低温靱性に関して、破面遷移温度($vTrs$)が -60 以下という目標を達成することが困難となる。これらから、フェライト組織の円相当平均粒径を $7.5\sim 20\mu m$ と規定する。

【0044】

さらに、フェライト変態後の圧下により、フェライト組織が加工硬化すると、降伏強さが著しく上昇し、低降伏比の達成が困難となる。この時、フェライトは扁平でアスペクト比が大きい組織となっており、アスペクト比が 2.0 を超えている場合、フェライト組織が加工硬化していると判断できる。そのため、本発明の低降伏比低温用鋼では、フェライト組織のアスペクト比を 2.0 以下と規定する。

【0045】

本発明では、上述したように組織の状態を規定する際、鋼材の表面から $t/4$ の位置での観察を採用しているが、これは、鋼材の組織が板厚方向の位置によって変動することから、その位置が鋼材の組織状態を代表する位置として適切だからである。従って、上記の $t/4$ の位置は、表面側からの位置でも、裏面側からの位置でもよい。

【0046】

3. 製造方法について

本発明の低降伏比低温用鋼の製造方法においては、上記の化学組成を有する鋼素材を、 $1000\sim 1200$ に加熱した後、 A_{c3} 点以上の温度で圧下率を 30% 以上として圧延し、さらに(A_{r3} 点 - 40) 以上、 A_{c3} 点未満の温度で圧下率を 30% 以上として圧延し、(A_{r3} 点 - 40) 以上、 800 未満の温度で圧延を終了し、室温まで $5/s$ 以下の冷却速度で冷却を行う。なお、圧下率は、対象の温度域での圧延開始厚を分母として計算する。例えば、 A_{c3} 点以上の温度域で $250mm$ から $100mm$ の圧延を行った後、(A_{r3} 点 - 40) 以上、 A_{c3} 点未満の温度域で $100mm$ から $10mm$ の圧延を行った場合、 A_{c3} 点以上の温度域での圧下率は $(250 - 100) / 250 \times 100 = 60\%$ 、(A_{r3} 点 - 40) 以上、 A_{c3} 点未満の温度域での圧下率は $(100 -$

10

20

30

40

50

$100 / 100 \times 100 = 90\%$ 、と計算する。

【0047】

鋼の加熱温度は、加熱時のオーステナイト結晶粒の粗大化を抑制するために、1200以下とする必要がある。しかし、鋼の加熱温度が1000未満の場合、圧延前のオーステナイト結晶粒が微細となるため、圧延後に得られるフェライト粒が極めて微細となる。フェライト粒の微細化により、低温靱性は向上するが、降伏強さが上昇するため、低降伏比の達成が困難となる。従って、鋼の加熱温度を1000～1200とする。

【0048】

熱間圧延において、 A_{c3} 点以上の温度で圧下率を30%以上として圧延するのは、オーステナイトを十分に再結晶させて細粒化させ、最終的に得られる低温靱性を向上させるためである。好ましくは、 A_{c3} 点以上の温度で圧下率を60%以上として圧延する。

10

【0049】

A_{c3} 点未満の圧延では、未再結晶オーステナイトに十分な歪が加えられると、フェライト析出が促進され、未変態オーステナイトにフェライト中の炭素が排出される。これにより、硬質相をより硬質なものにすることができ、低降伏比が得られる。そのため、 A_{c3} 点未満の温度で圧下率を30%以上として圧延を行う。しかし、最終圧延温度が800以上である場合、未変態オーステナイトへの炭素濃縮が不十分であり、目標とする低降伏比が得られない。そのため、最終圧延温度を800未満とする。

【0050】

さらに、最終圧延温度を低下させれば、フェライト粒が細粒化され、低温靱性が向上するが、最終圧延温度が(A_{r3} 点 - 40)未満になると、フェライト粒の加工硬化の影響により、降伏強さが上昇し、低降伏比が得られない。そのため、最終圧延温度を(A_{r3} 点 - 40)以上とする。

20

【0051】

そして、圧延後の冷却に加速冷却を用いた場合、フェライト組織が減少し、ベイナイトを初めとする硬化組織の面積率が大きくなり、強度が高くなり過ぎたり、引張試験時の応力ひずみ曲線がラウンド型となるため、安定して所望の機械的性質を得ることができない。また、加速冷却を用いた場合、残留応力の影響から平坦度が悪化し易く、平坦度を矯正する工数が別途必要となる。このため、圧延後の冷却は冷却速度を5/s以下とする。5/s以下の冷却速度で冷却するには、空冷とすれば十分である。これ以外に、組織に変化を及ぼす熱処理は避けるべきである。

30

【0052】

このように、本発明の低降伏比低温用鋼は、化学組成および組織の状態を適正に規定することにより、低降伏比で母材および溶接部の低温靱性に優れたものとなり、多目的タンク用の鋼材に好適である。また、本発明の低降伏比低温用鋼の製造方法では、平坦度を悪化要因である圧延後の水冷処理が不要であることから、低温靱性に優れた低降伏比低温用鋼の鋼材を高い生産性で製造することができる。

【実施例】

【0053】

本発明の低降伏比低温用鋼およびその製造方法による効果を確認するため、下記の試験を行い、各機械的特性を評価した。表1に示す化学組成を有する鋼を転炉で溶製し、連続鋳造機を用いて厚さ250mmのスラブを得た。

40

【0054】

【表 1】

表 1

鋼材 番号	化学組成 (質量%)													残部Feおよび不純物			Ar ₃ [°C]
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	Al	N	SP1			
1	0.07	0.28	1.42	0.012	0.008	0.12	0.15	0.06	0.14	0.001	0.005	0.040	0.0032	0.077	780		
2	0.03	0.29	1.82	0.011	0.008	0.28	0.45	0.15	0.12	0.002	0.015	0.030	0.0034	0.119	741		
3	0.08	0.45	1.55	0.01	0.009	0.12	0.15	0.12	0.06	0.001	0.025	0.038	0.0038	0.062	772		
4	0.07	0.12	1.48	0.015	0.008	0.29	0.36	0.18	0.06	—	0.016	0.039	0.0036	0.099	759		
5	0.06	0.24	1.24	0.013	0.007	0.42	0.34	0.16	0.04	0.001	0.014	0.038	0.0034	0.096	782		
6	0.04	0.19	1.25	0.012	0.007	0.50	0.46	—	—	0.001	0.012	0.039	0.0036	0.064	781		
7	0.06	0.22	1.16	0.011	0.009	0.03	0.50	—	0.10	0.001	0.011	0.026	0.0033	0.069	783		
8	0.07	0.24	1.38	0.011	0.008	—	0.30	0.18	0.02	0.002	0.010	0.028	0.0035	0.063	772		
9	0.08	0.22	1.25	0.012	0.009	0.20	—	—	0.15	0.001	0.014	0.025	0.0037	0.063	797		
10	0.05	0.22	1.28	0.0012	0.007	0.25	0.30	0.18	0.02	0.001	0.012	0.028	0.0035	0.079	784		
11	0.12 *	0.23	1.24	0.013	0.008	0.12	0.18	0.08	0.08	0.001	0.018	0.034	0.0038	0.063	777		
12	0.05	0.29	1.53	0.012	0.007	0.29	0.39	0.19	0.05	0.025 *	0.019	0.033	0.0038	0.100	723		
13	0.07	0.15	1.45	0.011	0.006	0.02	0.03	0.1	0.06	0.002	0.016	0.037	0.0039	0.043 *	780		
14	0.04	0.23	1.35	0.012	0.007	0.33	0.39	0.13	0.17 *	0.002	0.015	0.034	0.0035	0.131 *	775		

注) 「*」印は、本発明で規定する範囲を外れることを示す。

「—」印は、含有していないことを示す。

「Ar₃」は、 $910-273 \times [C] + 25 \times [Si] - 74 \times [Mn] - 56 \times [Ni] - 16 \times [Cr] - 9 \times [Mo] - 5 \times [Cu] - 1620 \times [Nb]$ で計算される値である。

【0055】

得られたスラブを、表 2 に示す加熱・圧延・冷却条件で熱間圧延し、板厚が 10 ~ 40 mm の鋼板を作製した。

10

20

30

40

50

【 0 0 5 6 】

【 表 2 】

表 2

区分	試験 番号	鋼材 番号	板厚 [mm]	加熱温度 [°C]	Ac ₃ 温度 以上の 圧下率[%]	(Ar ₃ 温度-40°C) ~Ac ₃ 温度での 圧下率[%]	圧延終了 温度[°C]	冷却 方法
本発明例	1	1	10	1140	75	35	745	空冷(<5°C/sec)
本発明例	2	2	25	1150	65	40	720	空冷(<5°C/sec)
本発明例	3	3	40	1050	70	50	740	空冷(<5°C/sec)
本発明例	4	4	10	1170	75	35	730	空冷(<5°C/sec)
本発明例	5	5	25	1080	70	35	760	空冷(<5°C/sec)
本発明例	6	6	14	1050	65	40	750	空冷(<5°C/sec)
本発明例	7	7	10	1120	70	30	760	空冷(<5°C/sec)
本発明例	8	8	20	1140	65	35	755	空冷(<5°C/sec)
本発明例	9	9	16	1140	65	35	760	空冷(<5°C/sec)
本発明例	10	10	12	1160	70	30	750	空冷(<5°C/sec)
比較例	11	11	25	1120	75	35	750	空冷(<5°C/sec)
比較例	12	12	10	1140	70	40	710	空冷(<5°C/sec)
比較例	13	13	25	1140	65	40	760	空冷(<5°C/sec)
比較例	14	14	25	1120	65	35	740	空冷(<5°C/sec)
比較例	15	1	10	1150	65	50	700 *	空冷(<5°C/sec)
比較例	16	1	25	1140	45	0 *	820 *	空冷(<5°C/sec)
比較例	17	5	25	1120	75	15 *	790	空冷(<5°C/sec)
比較例	18	3	40	1120	65	35	760	水冷740°C→500°C *

注)「*」印は、本発明で規定する範囲を外れることを示す。

【 0 0 5 7 】

得られた鋼板にそれぞれついて、下記の方法により各種の組織状態および機械的特性を調査した。その結果を表3に示す。

【 0 0 5 8 】

< ミクロ組織 >

上記の各鋼板から圧延方向に垂直な断面を切り出して試験片を採取した。各試験片の板

10

20

30

40

50

厚方向の断面において、表面から $t/4$ 部 (t は板厚) の位置で走査電子顕微鏡により組織観察を行い、その組織観察図を画像解析して、フェライトの円相当平均粒径およびフェライト相の面積率を求めた。

【0059】

更に、同位置で $100\mu\text{m}$ 四方の視野中におけるフェライト相と硬質相のビッカース硬さを JIS Z 2244 に準拠して測定した。硬質相について個々に測定したビッカース硬さ (H_vh) を、フェライト相を 10 点測定し平均したビッカース硬さ (H_vm) で除して「 H_vh/H_vm 」を算出し、上記 (2) 式の関係を満たす硬質相の個数を調査した。ここで、(2) 式の関係を満たす硬質相については、走査電子顕微鏡による組織観察図を画像解析して粒径を測定し、円相当平均粒径を求めた。

10

【0060】

< 母材の特性 >

上記の各鋼板の圧延方向に垂直な方向から JIS Z 2201 に規定される 14B 号試験片を採取し、引張試験を実施した。降伏強さ (YS) は $360 \sim 440\text{MPa}$ 、引張強さ (TS) は $490 \sim 610\text{MPa}$ 、降伏比 ($YR: [YS/TS] \times 100\%$) は 80% 以下をそれぞれ良好な範囲とし、評価を行った。

【0061】

また、母材部の低温靱性を評価するため、上記の各鋼板の圧延方向に垂直な方向で、 $t/4$ の位置から JIS Z 2202 に規定される V ノッチ試験片を採取し、シャルピー試験を実施した。その試験結果から破面遷移温度 ($vTrs$) を算出した。破面遷移温度は -60 以下を良好な範囲とし、評価を行った。

20

【0062】

< 溶接部の低温靱性 >

上記の各鋼板から長さ 600mm 、幅 300mm の溶接試験片を切り出し、板厚が 25mm 未満の鋼板については I 型開先に加工し、また、板厚が 25mm 以上の鋼板については X 型開先に加工し、それぞれの試験片について、入熱量が約 35kJ/mm のサブマージアーク溶接を行って溶接継手を作製した。各溶接継手から衝撃試験片の端部が鋼板の表面から 1mm となる位置でノッチ位置がフュージョンラインに一致するように採取し、シャルピー試験を行い、 -55 での吸収エネルギー ($vE-55$) を測定した。 -55 での吸収エネルギーは 50J 以上を良好な範囲とし、評価を行った。

30

【0063】

【表 3】

表 3

区分	試験 番号	鋼材 番号	ミクロ組織						機械的特性				
			フェライト 面積率 [%]	Hvh/Hvm	硬質相 個数	硬質相 平均粒径 [μm]	フェライト相 平均粒径 [μm]	フェライト 7スベクト 比	YS[MPa]	TS[MPa]	YR[%]	vTrs[°C]	FL vE-55[J]
本発明例	1	1	87	3.45	23	3	12	1.8	389	523	74	-94	235
本発明例	2	2	88	3.3	16	3	19	1.2	376	512	73	-103	274
本発明例	3	3	89	3.2	18	3.5	17	1.1	368	511	72	-83	233
本発明例	4	4	86	3.2	21	3	19	1.9	392	521	75	-81	284
本発明例	5	5	87	3.9	24	4	15	1.2	378	532	71	-106	294
本発明例	6	6	88	3.9	20	3	18	1.7	380	525	72	-97	278
本発明例	7	7	85	3.8	25	3.5	15	1.8	391	512	76	-83	276
本発明例	8	8	82	3.7	27	4	16	1.3	398	548	73	-88	245
本発明例	9	9	81	3.7	28	4	14	1.2	401	551	73	-82	208
本発明例	10	10	85	3.5	21	3	16	1.6	403	521	77	-95	256
比較例	11	11	75 *	3.9	32	9 *	18	1.3	394	543	73	-43 #	29 #
比較例	12	12	84	3.5	18	2.5	6 *	2.3 *	484 #	548	88 #	-107	298
比較例	13	13	92	3.2	12 *	3	18	1.3	357 #	483 #	73	-74	213
比較例	14	14	82	4.3	28	8 *	17	1.8	409	558	73	-52 #	43 #
比較例	15	1	88	3.2	13 *	4	6 *	3 *	493 #	553	89 #	-102	233
比較例	16	1	88	— *	0 *	— *	28 *	1.1	384	463 #	83 #	-67	186
比較例	17	5	89	3.2	12 *	3	19	1.3	356 #	484 #	74	-73	294
比較例	18	3	76 *	— *	0 *	— *	9	1.2	468 #	569	82 #	-95	234

注)「*」印は、本発明で規定する範囲を外れることを示す。

「—」印は、本発明で規定するHvh/Hvm ≥ 3.0 を満足する硬質相が観察されないことを示す。

「#」印は、目標とする範囲を満足しないことを示す。

10

20

30

40

50

【0064】

表 3 に示すように、本発明例である試験番号 1 ~ 10 の鋼は、本発明で規定する種々の条件のいずれも満たしていることから、目標とする機械的特性を達成しており、多目的タ

ンク用の鋼材として十分な特性を有していた。

【 0 0 6 5 】

一方、比較例の試験番号 1 1 では、C 含有量が多過ぎるため、強度特性は満足するが、フェライト相の面積率が低くなり、さらに上記 (2) 式の関係を満たす硬質相の粒径が大き過ぎるため、低温靱性が劣化した。比較例の試験番号 1 4 でも低温靱性が劣化しているが、これは、Mn を過剰に含有することに起因して、S P 1 が本発明で規定する範囲を超えたためである。

【 0 0 6 6 】

比較例の試験番号 1 2 および 1 3 では、強度特性が目標を満足しなかった。すなわち、試験番号 1 2 では、Nb を添加したためフェライト粒が過剰に細粒化され、降伏強さ (Y S) および降伏比 (Y R) が上限を超えた。試験番号 1 3 では、S P 1 が本発明の規定範囲を下回ったため、上記 (2) 式の関係を満たす硬質相が十分に得られず、降伏強さおよび引張強さが目標に達しなかった。

【 0 0 6 7 】

比較例の試験番号 1 5 ~ 1 8 の鋼は、本発明で規定する化学組成の範囲内であるが、本発明で規定する範囲を外れる製造条件により作製されたものである。試験番号 1 5 では、圧延終了温度が A_{r3} 温度 - 40 を下回り、フェライト相が加工硬化したため、フェライト相のアスペクト比が本発明の規定範囲を超え、降伏強さが上昇し、低降伏比が得られなかった。

【 0 0 6 8 】

試験番号 1 6 および 1 7 では、いずれも A_{r3} 点以下の温度での圧下率が不足したため、C の硬質相への濃縮が不十分となり、引張強さが目標に達しなかった。特に、試験番号 1 6 では、圧延終了温度が高すぎたため、フェライト粒が粗大でもあった。試験番号 1 8 では、圧延後の冷却で水冷処理を施したため、フェライト相の面積率が低下し、降伏強さが上昇した。

【 産業上の利用可能性 】

【 0 0 6 9 】

本発明の低降伏比低温用鋼は、低降伏比で母材および溶接部の低温靱性に優れ、多目的タンク用の鋼材に好適である。また、本発明の低降伏比低温用鋼の製造方法によれば、平坦度の矯正といった別途の工数を必要とすることなく、低温靱性に優れた低降伏比低温用鋼の鋼材を高い生産性で製造することができる。

10

20

30

フロントページの続き

(72)発明者 弓野 公久

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

Fターム(参考) 4K032 AA01 AA04 AA05 AA06 AA11 AA14 AA16 AA19 AA21 AA22
AA23 AA27 AA29 AA31 AA35 BA01 CA02 CB01 CB02 CC02
CC03 CD01 CD02