

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5768603号
(P5768603)

(45) 発行日 平成27年8月26日 (2015. 8. 26)

(24) 登録日 平成27年7月3日 (2015. 7. 3)

(51) Int.Cl.	F I	
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58	
C 2 1 D 7/12 (2006.01)	C 2 1 D 7/12	A
C 2 1 D 8/10 (2006.01)	C 2 1 D 8/10	B
B 2 3 K 35/30 (2006.01)	B 2 3 K 35/30	3 2 0 C
請求項の数 3 (全 21 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号 特願2011-188576 (P2011-188576)
 (22) 出願日 平成23年8月31日 (2011. 8. 31)
 (65) 公開番号 特開2013-49895 (P2013-49895A)
 (43) 公開日 平成25年3月14日 (2013. 3. 14)
 審査請求日 平成26年2月20日 (2014. 2. 20)

(73) 特許権者 000001258
 J F E スチール株式会社
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
 (74) 代理人 100126701
 弁理士 井上 茂
 (74) 代理人 100130834
 弁理士 森 和弘
 (72) 発明者 岡津 光浩
 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 谷澤 彰彦
 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】 高一様伸び特性を備え、かつ溶接部低温靱性に優れた高強度溶接鋼管、およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

母材の成分組成が、質量%で、
 C : 0 . 0 3 % 超 ~ 0 . 0 6 % 、
 S i : 0 . 1 % 以下、
 M n : 1 . 0 ~ 1 . 7 % 、
 A l : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 8 % 、
 N b : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 4 % 、
 T i : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 2 5 % 、
 を含有し、さらに
 C u : 0 . 1 ~ 0 . 5 % 、
 N i : 0 . 1 ~ 0 . 5 % 、
 M o : 0 . 1 ~ 0 . 5 % 、
 C r : 0 . 1 ~ 0 . 5 % 、
 V : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 4 % 、
 の1種または2種以上を含有し
 残部 F e および不可避免的不純物からなり、
 溶接金属の成分組成が、質量%で、
 C : 0 . 0 6 ~ 0 . 0 8 % 、
 S i : 0 . 2 ~ 0 . 5 % 、

Mn : 1.3 ~ 1.8 %、
 Al : 0.03 % 以下、
 B : 0.001 ~ 0.003 %、
 Nb : 0.005 ~ 0.025 %、
 Ti : 0.015 ~ 0.040 %、
 Cu : 0.1 % 以下、
 V : 0.03 % 以下、
 O : 0.015 ~ 0.04 %、
 N : 0.01 % 以下、

を含有し、さらに

Ni : 0.1 ~ 0.4 %、
 Mo : 0.05 ~ 0.2 %、
 Cr : 0.1 ~ 0.2 %、

の1種または2種以上を含有し、

残部 Fe および不可避的不純物からなり、

前記母材部は、第1相がフェライトで、第2相が第1相中に面積率で5 ~ 20 % 分散した平均アスペクト比が2.0 以下である島状マルテンサイトで、前記島状マルテンサイトの90 % 以上がフェライト粒界に存在したミクロ組織を有し、

前記溶接金属部は、アシキュラフェライトの面積率が80 % 以上かつ、島状マルテンサイトの面積率が5 % 以下であるミクロ組織を有することを特徴とする、

高一様伸びを備え、かつ溶接部低温靱性に優れた高強度溶接鋼管。

【請求項2】

母材部の成分組成が更に、質量%で、

Ca : 0.0005 ~ 0.01 %、
 REM : 0.0005 ~ 0.02 %、
 Zr : 0.0005 ~ 0.01 %、
 Mg : 0.0005 ~ 0.01 %、

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1記載の高一様伸びを備え、かつ溶接部低温靱性に優れた高強度溶接鋼管。

【請求項3】

請求項1または2記載の高一様伸びを備え、かつ溶接部低温靱性に優れた高強度溶接鋼管の製造方法であって、鋼片を、

Ac₃ 以上に再加熱後、圧延終了温度 Ar₃ 以上で熱間圧延し、その後、空冷して得られた鋼板を冷間成形により筒状に成形した後、Ac₁ 以上 Ac₃ 以下に急速加熱し、引続き空冷あるいは水冷で室温まで冷却後、端部を溶接し、最後に拡管をすることを特徴とする、高一様伸びを備え、かつ溶接部低温靱性に優れた高強度溶接鋼管の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、API規格 X65 ~ X70 (引張強度 550 MPa を超え) 級高強度ラインパイプ用で、-20 までの低温域での優れた溶接部靱性を兼ね備えた高強度溶接鋼管およびその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、天然ガスや原油の輸送用として使用されるラインパイプは、高圧化による輸送効率の向上や薄肉化による現地溶接施工効率の向上のため、年々高強度化され、さらに、大地震や凍土地帯における地盤変動を原因として、ラインパイプに大変形が生じて、座屈を発生しにくい高変形能の要求もなされるようになってきた。

【0003】

鋼材の変形能は降伏比が低い程大きいため、鋼材のミクロ組織を軟質なフェライト相と

10

20

30

40

50

、硬質なベイナイトやマルテンサイトなどの硬質相が適度に分散した2相組織とする低降伏比鋼が開発されている。

【0004】

例えば特許文献1は低降伏比低炭素低合金高張力鋼の製造方法に関し、軟質相中に硬質相が適度に分散した組織の鋼が記載され、その製造方法として、焼入れ(Q)と焼戻し(T)の中間に、フェライトとオーステナイトの2相域からの焼入れ(Q')を施す熱処理方法が開示されている。

【0005】

特許文献2は建築用高強度低降伏比鋼管の製造方法に関し、同様な考え方にもとづき、溶接鋼管の製造工程において、冷間での曲げ成形および継ぎ目部の溶接を行ってから2相域に加熱後冷却する、低降伏比鋼管の製造方法が開示されている。特許文献3は低降伏比を有する高強度ラインパイプ用鋼に関し、軟質相である加工フェライトと、ベイナイトやマルテンサイトの硬質相を混在させた組織により低降伏比が達成されることが開示されている。特許文献4は高強度高靱性鋼板の製造方法に関し、ベイナイト中に硬質な島状マルテンサイトを分散させた場合、低降伏比が達成されることが開示されている。

【0006】

ラインパイプに大変形が生じて座屈が発生した後、更にパイプの変形が進むと、パイプには局部的な歪集中が生じ、延性破壊発生限界歪に到達すると延性破壊が生じる。延性破壊発生限界歪は、鋼材の一樣伸びと相関すると考えられることから、低降伏比とともに高一樣伸びを備えた鋼も開発されている。

【0007】

特許文献5は低降伏比高強度高靱性鋼板およびその製造方法に関し、金属組織がフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトの3相組織で、体積分率が3~15%の島状マルテンサイトと体積分率が2%以上の残留オーステナイトを含み、鋼板長手方向の一樣伸びが12%以上である鋼板およびその製造方法が開示されている。特許文献6には特許文献5による低降伏比高強度高靱性鋼板を用いた低降伏比高強度高靱性鋼管およびその製造方法が記載されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【特許文献1】特開昭55-97425号公報

【特許文献2】特開平07-150247号公報

【特許文献3】特開平08-209291号公報

【特許文献4】特開2006-265577号公報

【特許文献5】特開2008-248328号公報

【特許文献6】特開2008-248330号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

現在、引張強度が550MPaを超える、API規格X65~X70級の高強度ラインパイプの実用化が進展し、-20の寒冷な地震地帯などでの敷設も検討されているが、特許文献5および6には鋼板を鋼管とする際の突合せ溶接部に関する記載がなく、鋼管として上記環境に適したものは記載されていない。なお、特許文献1~4には一樣伸びについての記載はない。

【0010】

そこで、本発明は、地震等の地盤変動による曲げ変形を受けた場合の、座屈発生の抑制と、パイプが座屈しても、座屈部からの延性破壊発生の防止するための高い一樣伸びを有し、かつ溶接部における優れた低温靱性を兼ね備えたAPI規格X65~X70級の高強度鋼を用いた鋼管を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

10

20

30

40

50

【0011】

本発明者等は、埋設鋼管が地盤変動によって曲げ変形を受けた際、曲げ内側での座屈発生を、当該位置での圧縮歪量が1%となるまで抑制することを目標に鋼の引張特性およびミクロ組織について鋭意検討し、以下の知見を得た。なお、本発明で溶接部低温靱性とは溶接金属の低温靱性を指す。

1 応力 - 歪曲線の1%歪前後における硬化勾配が大きくなるほど座屈発生が抑制でき、実管曲げ試験では、使用鋼管の応力 - 歪曲線における0.5%耐力値に対する1.5%耐力値が1.15以上となる場合に座屈が発生しなくなる。

2 鋼板の一樣伸びには島状マルテンサイト(MA(Martensite - Austenite constituents))という場合がある)の形態および第1相中の分散状態が大きく影響し、素材鋼板の製造方法と冷間加工による鋼管形状への成形中の熱処理を制御することで、低温靱性を得るために必要な溶接金属のミクロ組織を変質させることなく、上記1の達成に最適なMAの形態および分散状態が得られる。

10

【0012】

尚、本発明において「高一樣伸び」とは母材部の0.5%耐力に対する1.5%耐力の比(1.5%耐力/0.5%耐力の値)が1.15以上かつ引張強度と一樣伸びの積が7500MPa・%以上の優れた変形性能を備えていることを指す。

【0013】

本発明は得られた知見をもとに更に検討を加えてなされたもので、すなわち、本発明は

20

1. 母材の成分組成が、質量%で、

C: 0.03%超~0.06%、

Si: 0.1%以下、

Mn: 1.0~1.7%、

Al: 0.003~0.08%、

Nb: 0.01~0.04%、

Ti: 0.005~0.025%、

を含有し、さらに

Cu: 0.1~0.5%、

Ni: 0.1~0.5%、

Mo: 0.1~0.5%、

30

Cr: 0.1~0.5%、

V: 0.003~0.04%、

の1種または2種以上を含有し

残部Feおよび不可避的不純物からなり、

溶接金属の成分組成が、質量%で、

C: 0.06~0.08%、

Si: 0.2~0.5%、

Mn: 1.3~1.8%、

Al: 0.03%以下、

B: 0.001~0.003%、

40

Nb: 0.005~0.025%、

Ti: 0.015~0.040%、

Cu: 0.1%以下、

V: 0.03%以下、

O: 0.015~0.04%、

N: 0.01%以下、

を含有し、さらに

Ni: 0.1~0.4%、

Mo: 0.05~0.2%、

Cr: 0.1~0.2%、

50

の1種または2種以上を含有し、
 残部 Fe および不可避的不純物からなり、
 前記母材部は、第1相がフェライトで、第2相が第1相中に面積率で5～20%分散した平均アスペクト比が2.0以下である島状マルテンサイトで、前記島状マルテンサイトの90%以上がフェライト粒界に存在したミクロ組織を有し、
 前記溶接金属部は、アシキュラフェライトの面積率が80%以上かつ、島状マルテンサイトの面積率が5%以下であるミクロ組織を有することを特徴とする高一様伸びを備え、かつ溶接部低温靱性に優れた高強度溶接鋼管。

2. 母材部の成分組成が更に、質量%で、

Ca : 0.0005～0.01%、

REM : 0.0005～0.02%、

Zr : 0.0005～0.01%、

Mg : 0.0005～0.01%、

の1種または2種以上を含有することを特徴とする1記載の高一様伸びを備え、かつ溶接部低温靱性に優れた高強度溶接鋼管。

3. 質量%で、

C : 0.03 超え～0.06%、

Si : 0.1%以下、

Mn : 1.0～1.7%、

Al : 0.003～0.08%、

Nb : 0.01～0.04%、

Ti : 0.005～0.025%、

を含有し、さらに

Cu : 0.1～0.5%、

Ni : 0.1～0.5%、

Mo : 0.1～0.5%、

Cr : 0.1～0.5%、

V : 0.003～0.04%、

の1種または2種以上を含有し

残部 Fe および不可避的不純物からなる鋼片を、

Ac₃以上に再加熱後、圧延終了温度Ar₃以上で熱間圧延し、その後、空冷して得られた鋼板を冷間成形により筒状に成形した後、Ac₁以上Ac₃以下に急速加熱し、引続き空冷あるいは水冷で室温まで冷却後、端部を溶接し、最後に拡管をすることを特徴とする、高一様伸びを備え、かつ溶接部低温靱性に優れた高強度溶接鋼管の製造方法。

4. 鋼片の成分組成が更に、質量%で、

Ca : 0.0005～0.01%、

REM : 0.0005～0.02%、

Zr : 0.0005～0.01%、

Mg : 0.0005～0.01%、

の1種または2種以上を含有することを特徴とする3記載の高一様伸びを備え、かつ溶接部低温靱性に優れた高強度溶接鋼管の製造方法。

【発明の効果】

【0014】

本発明によれば、地震等の地盤変動によっても鋼管の座屈およびその後の延性破壊が生じにくく、かつ-20℃までの溶接部低温靱性を有するAPI規格X65～X70級の高強度鋼管を提供することが可能で、産業上極めて有用である。

【発明を実施するための形態】

【0015】

本発明では、母材部および溶接金属部の成分組成とミクロ組織をそれぞれ規定する。

[母材部成分組成]以下の説明において%は質量%とする。

10

20

30

40

50

C : 0.03%超、0.06%以下

Cは十分なMA面積率を確保するために0.03%を超える添加が必要である。一方、0.06%を超えて添加すると、母材部ミクロ組織でフェライト相と第2相のMAに加えてパーライト相の生成を招き延性の低下につながるため、上限を0.06%とする。

【0016】

Si : 0.1%以下

Siは溶接熱影響部においてはMAの生成を助長し、溶接部靱性の低下をもたらすため、溶接部におけるMAの生成を抑制するため上限を0.1%とする。

【0017】

Mn : 1.0 ~ 1.7%

Mnは焼入性向上元素として作用する。さらに、多量に添加することで、フェライト相に固溶できるC量を低減する効果があり、未変態オーステナイト領域へのC濃化を大きくするので、MAの生成量を増加させる。

【0018】

後述するようにミクロ組織において、MAの面積率を5%以上とするためには、1.0%以上の添加が必要である。一方、1.7%を超えて添加してもその効果が飽和するため経済性の観点から、上限を1.7%とする。

【0019】

Al : 0.003 ~ 0.08%

Alは脱酸元素として作用する。Siと同時添加で十分な脱酸効果を得るためには0.003%以上の含有が必要である。一方、0.08%を超えて添加すると鋼の清浄度が低下し、一様伸び低下の原因となるため、上限を0.08%とする。

【0020】

Nb : 0.01 ~ 0.04%

Nbは熱間圧延中のオーステナイト未再結晶域を拡大し、鋼の焼入れ性向上元素としても作用する。また、Mnと同様に未変態オーステナイト領域へのC濃化を大きくするので、MAの生成量を増加させる。後述するようにミクロ組織において、MAの面積率を5%以上とするためには、0.01%以上の添加が必要である。一方、0.04%を超えて添加すると溶接部靱性を低下させることから、上限を0.04%とする。

【0021】

Ti : 0.005 ~ 0.025%

Tiは窒化物を形成し、靱性に悪影響を与える、鋼中の固溶N量の低減に有効であるほか、析出したTiNがピンニング効果でオーステナイト粒の粗大化を抑制して、ミクロ組織の粗大化を抑制する。そのような効果を得るため、0.005%以上含有させる。一方、0.025%を超えて添加するとTiCを形成するようになり、その析出硬化で降伏比が上昇しやすくなることから、上限を0.025%とする。

【0022】

さらに、本発明では、母材部の強度としてAPI規格のX65 ~ X70強度を確保し、溶接熱影響部の強度上昇を目的として、Cu、Ni、Mo、Cr、Vの1種または2種以上を含有する。

【0023】

Cu : 0.1 ~ 0.5%

Cuは0.1%以上含有することによって焼入性向上元素として作用し、多量のMn添加の代替とすることができる。しかし、0.5%までの添加でAPI X70の強度を満足させることができ、0.5%を超えて含有させても効果が飽和するため、含有させる場合には上限を0.5%とする。

【0024】

Ni : 0.1 ~ 0.5%

Niは、焼入性向上元素として作用し、添加しても靱性劣化を起こさない。この効果を得るために、0.1%以上含有することが好ましいが、0.5%までの添加でAPI X70

10

20

30

40

50

の強度を満足させることができ、0.5%を超えて含有させても効果が飽和するため、含有させる場合には上限を0.5%とする。

【0025】

Mo : 0.1 ~ 0.5 %

Moは母材あるいは溶接熱影響部の強度を向上させるため含有させることができる。0.1%以上含有することによって焼入性向上元素として作用し、多量のMn添加の代替とすることができる。しかし、高価な元素であり、かつ0.5%までの添加でAPIX70の強度を満足させることができ、0.5%を超えて含有させても効果が飽和するため、含有させる場合には上限を0.5%とする。

【0026】

Cr : 0.1 ~ 0.5 %

Crは母材あるいは溶接熱影響部の強度を向上させるため含有させることができる。0.1%以上含有することによって焼入性向上元素として作用し、多量のMn添加の代替とすることができる。しかし、高価な元素であり、かつ0.5%までの添加でAPIX70の強度を満足させることができ、0.5%を超えて含有させても効果が飽和するため、含有させる場合には上限を0.5%とする。

【0027】

V : 0.003 ~ 0.04 %

Vは母材あるいは溶接熱影響部の強度を向上させるため添加することができる。0.003%以上含有することによって、鋼中で炭化物を形成して析出強化により鋼の強度を高めることができる。一方、0.04%を超えて含有すると溶接熱影響部の靱性に悪影響を及ぼすため、含有する場合には上限を0.04%とする。

【0028】

以上が母材部の基本成分組成であるが、一様伸び特性をさらに向上させる場合、Ca、REM、Zr、Mgの一種または二種以上を含有させることができる。Ca、REM、Zr、Mgは鋼中の非金属介在物であるMnSの形態制御あるいは酸化物若しくは窒化物を形成し、鋼の清浄度を向上させて一様伸びを向上させる。

【0029】

Ca : 0.0005 ~ 0.01 %

Caは鋼中の硫化物の形態制御に有効な元素であり、0.0005%以上含有すると延性に有害なMnSの生成を抑制する。一方、0.01%を超えて含有すると、CaO-CaSのクラスターを形成し、かえって延性を劣化させるので、含有する場合は、上限を0.01%とすることが好ましい。

【0030】

REM : 0.0005 ~ 0.02 %

REMは鋼中の硫化物の形態制御に有効な元素であり、0.0005%以上含有すると延性に有害なMnSの生成を抑制する。一方、高価な元素であり、かつ0.02%を超えて含有しても効果が飽和するため、含有する場合は、上限を0.02%とすることが好ましい。

【0031】

Zr : 0.0005 ~ 0.01 %

Zrは鋼中で炭窒化物を形成し、オーステナイト粒の粗大化を抑制するピンニング効果をもたらす。十分なピンニング効果を得るためには、0.0005%以上含有することが好ましいが、0.01%を超えて含有すると、鋼の清浄度が著しく低下し、延性の低下につながるため、含有する場合は、上限を0.01%とすることが好ましい。

【0032】

Mg : 0.0005 ~ 0.01 %

Mgは製鋼過程で酸化物を微細化する効果があり、延性低下の原因となる粗大酸化物の抑制に有効である。酸化物の微細化効果を十分に得るためには0.0005%以上含有することが好ましいが、0.01%を超えて含有しても効果が飽和することから、含有する

10

20

30

40

50

場合には、上限を 0.01% とすることが好ましい。

【0033】

上記以外の成分は、Fe および不可避的不純物である。本発明において P および S は不可避的不純物で、過度の P 含有は鑄造時に中心偏析して鋼の延性を低下させるため、また、過度の S 含有は延性に有害な MnS の生成を助長するため、いずれも、経済性を考慮して可能な範囲で低減することが好ましく、P 量は 0.01% 以下、S 量は 0.003% 以下であることが好ましい。

【0034】

[溶接金属成分組成] 以下の説明において%は質量%とする。

C: 0.06% ~ 0.08%

溶接金属において C は溶接金属高温割れを防止するために 0.06% 以上必要である。一方、0.08% を超えると、溶接金属靱性にとっては有害な MA が溶接金属ミクロ組織中に多数生成するため、上限を 0.08% とする。

【0035】

Si: 0.2 ~ 0.5%

Si は溶接金属中では脱酸元素として働き、溶接金属中の酸素量を制御するために必要な元素である。溶接金属中の Si が 0.2% 未満の場合、脱酸が不十分となり溶接金属中の酸素量が増加し靱性の低下をもたらすため 0.2% 以上必要である。一方、0.5% を超えると溶接金属靱性にとっては有害な MA の生成が著しくなるため、上限を 0.5% とする。

【0036】

Mn: 1.3 ~ 1.8%

Mn は溶接金属においても焼入性向上元素として作用する。溶接金属をポリゴナルフェライトより強度の高いアシキュラフェライトとするために、1.3% 以上含有することが必要である。一方、1.8% を超えて添加しても効果が飽和するため、上限を 1.8% とする。

【0037】

Al: 0.03% 以下

Al は母材部からの希釈で不可避不純物として溶接金属中に存在するが、0.03% を超えると後述する TiO の生成を阻害し、溶接金属のアシキュラフェライトの微細化が抑制され優れた低温靱性を得ることができないため、上限を 0.03% とする。

【0038】

B: 0.001 ~ 0.003%

B は溶接金属のオーステナイト粒界からのポリゴナルフェライト生成を抑制し、アシキュラフェライト主体組織とするために必要な元素である。粒界からのポリゴナルフェライト生成を完全に抑制するためには 0.001% 以上含有することが必要であるが、0.003% を超えても効果が飽和するため、上限を 0.003% とする。

【0039】

Nb: 0.005 ~ 0.025%

Nb は、溶接金属中の固溶 N と、B より先に窒化物を形成することにより、オーステナイト粒界において B を固溶 B として存在させる。そのような効果を得るため、0.005% 以上含有することが必要である。一方、0.025% を超えると炭化物を形成し、溶接金属を析出硬化させ靱性の低下をもたらすため、上限を 0.025% とする。

【0040】

Ti: 0.015 ~ 0.040%

Ti は溶接金属中の酸素と反応して、溶接金属オーステナイト粒内からのアシキュラフェライト変態核として機能する TiO を形成する。微細なアシキュラフェライト組織とするためには多数の TiO の生成が必要で、Ti は 0.015% 以上含有することが必要である。一方、0.040% を超えると溶接金属中の TiO が凝集・粗大化してシャルピー衝撃値の低下をもたらすため、上限を 0.040% とする。

10

20

30

40

50

【0041】

Cu：0.1%以下

Cuは母材からの希釈で溶接金属中に不純物として含まれることがあるが、0.1%を超えて含まれると、溶接金属の凝固過程で柱状晶界面に偏析し、かつ、地鉄より融点が低い
ため液化割れの原因となることから、上限を0.1%とする。

【0042】

V：0.03%以下

Vは主に母材からの希釈で溶接金属中に不純物として含まれることがあるが、0.03%
を超えて含まれると炭化物を形成して析出硬化し、溶接金属の靱性の低下をもたらすため、
上限を0.03%とする。

10

【0043】

O：0.015～0.04%

Oは、上述のTiと反応して溶接金属オーステナイト粒内からのアシキュラフェライト
変態核として機能するTiOを形成する。微細なアシキュラフェライト組織を得るのに必
要な多数のTiOの生成させるため、0.015%以上含有することが必要である。一方、
0.04%を超えると溶接金属中のTiOが凝集・粗大化してシャルピー衝撃値の低下
をもたらすため、上限を0.04%とする。

【0044】

N：0.01%以下

溶接金属中のNは不可避的不純物として存在するが、0.01%を超えて含む場合、固
溶して溶接金属靱性を著しく劣化させるため、上限を0.01%とする。

20

【0045】

さらに、本発明では、溶接金属の強度上昇を目的として、Ni、Mo、Crの1種また
は2種以上を含有させる。

【0046】

Ni：0.1～0.4%

Niは、0.1%以上含有することによって焼入性向上元素として作用し、多く含有し
ても靱性劣化を起こさない。しかし、0.4%までの添加でAPIX70の強度を満足さ
せることができ、0.4%を超えて含有させても効果が飽和するため、含有させる場合
には上限を0.4%とする。

30

【0047】

Mo：0.05～0.2%

Moは0.05%以上含有することによって焼入性向上元素として作用し、Mn添加の
代替とすることができる。しかし、高価な元素であり、かつ0.2%までの添加でAPI
X70の強度を満足させることができ、0.2%を超えて含有させても効果が飽和するた
め、含有させる場合には上限を0.2%とする。

【0048】

Cr：0.1～0.2%

Crもまた0.1%以上含有することによって焼入性向上元素として作用し、Mn添加
の代替とすることができる。しかし、高価な元素であり、0.2%までの添加でAPI
X70の強度を満足させることができ、0.2%を超えて含有させても効果が飽和するた
め、含有させる場合には上限を0.2%とする。

40

【0049】

溶接金属において、上記以外の成分は、Feおよび不可避的不純物である。なお、本発
明においてPおよびSは不可避的不純物で、過度のP含有は溶接金属部の粒界に偏析して
延性・靱性を低下させるため、また、過度のS含有は延性に有害なMnSの生成を助長す
るため、いずれも、経済性を考慮して可能な範囲で低減することが好ましく、P量は0.
01%以下、S量は0.003%以下であることが好ましい。

[母材部ミクロ組織]

本発明では、鋼管母材部のミクロ組織を、フェライト主体の第1相(母相)と、前記第

50

1相(母相)中に分散して存在する第2相とを有し、該第2相を平均アスペクト比が2.0以下の島状マルテンサイト(MAと言う場合がある)とする。前記第2相の島状マルテンサイトの面積率は5~20%で、さらに、前記島状マルテンサイトの90%以上は、フェライト粒界に存在している組織に規定する。

【0050】

鋼管の曲げ座屈限界歪を向上させるべく、0.5%耐力に対する1.5%耐力の比(以下、耐力比とも称する)を高めるため、母材部において、MAを第2相として、面積率が5~20%分散させる。

【0051】

面積率5%未満では、鋼管の曲げ座屈限界歪を向上させる十分な耐力比が得られず、一方、面積率が20%を超えた場合、後述するMAのアスペクト比が規定を満足していても、一様伸び低下が著しくなることから上限を20%とする。

【0052】

尚、MA面積率は倍率1000~3000倍程度で鋼の断面SEM(走査型電子顕微鏡)写真を4視野以上撮影し、それぞれの写真中に見えるMA粒の個々の面積を画像解析によって測定、積算し、測定視野面積で除することによって算出する。

【0053】

MAのアスペクト比は2.0以下とする。MA粒の形状は、細長い状態であるほどMAと第1相であるフェライト相との界面から微視的な破壊が生じやすくなり、その結果、一様伸びが低下するため、2.0以下とする。

【0054】

MAのアスペクト比は、1000~3000倍程度の倍率で鋼の断面SEM写真を4視野以上撮影し、視野毎に、個々のMA粒について、長径および短径を画像解析により計測してアスペクト比(=長径/短径)を求めた後、平均値を算出し、更に全視野での平均値を求める。

【0055】

さらに、これらアスペクト比2.0以下のMAがフェライト粒内に存在する場合、高い耐力比は得られるものの、強度が上昇したときの一様伸びの低下が著しいため、MAが第1相の結晶粒界面に存在することが重要で、フェライト粒界上に存在するMAが、全MAの90%以上となる必要がある。

【0056】

フェライト粒界上に存在するMAの分率は、上述の面積率測定で計測した全MA粒子についてSEM写真で粒界との位置関係を確認し、粒界上に存在している粒子の数を数え、全MA粒子数で割ることで算出する。

【0057】

なお、フェライト粒界は例えばナイトール腐食によって現出することができるので、観察されたMAがこれらの粒界上にあるかないかを確認することが可能である。

【0058】

本発明においては、母相の主体であるフェライト、および第2相である島状マルテンサイト(MA)以外のマイクロ組織の面積率は小さいほどよい。

【0059】

しかし、フェライトまたはベイナイト、および島状マルテンサイト(MAとも言う)以外のマイクロ組織の面積率が小さい場合には、その影響が小さいため、トータルの面積率が5%以下の他の金属組織、すなわち、パーライトやセメンタイトなどを1種または2種以上を含有してもよい。

【0060】

なお、フェライトまたはベイナイト、および島状マルテンサイト(MA)以外のマイクロ組織として、残留オーステナイトが存在する場合、加工誘起変態に伴う伸び向上効果が期待できるものの、一旦塑性加工した後は硬質なマルテンサイト化して、むしろ延性低下の原因になることから、その面積率は2%未満であることが好ましく、1%未満であること

10

20

30

40

50

がさらに好ましい。

【0061】

[溶接金属ミクロ組織]

本発明では、鋼管溶接金属のミクロ組織を、面積率が80%以上のアシキュラフェライト組織かつ、島状マルテンサイトの面積率が5%以下の組織に規定する。

【0062】

溶接金属において高強度と優れた靱性を両立させるためには、多数のTiOを核として変態生成した微細なアシキュラフェライト組織とすることが必要で、熱処理等により一部オーステナイト化してから再変態して生成するマルテンサイト、パーライト、セメンタイト等の分率が增大すると靱性が著しく低下する。

10

【0063】

このため溶接金属中のアシキュラフェライト面積率を80%以上とすることが必要で、好ましくは90%以上とする。また、溶接金属においては硬質なMAは少量でも著しく靱性を劣化させるため、面積率を5%以下、好ましくは2%以下とする。

【0064】

以下、上記成分組成と上記ミクロ組織を備えた鋼の、好適な製造方法について述べる。本発明において規定される鋼の温度条件は、鋼片あるいは鋼板板厚方向平均温度を指すものとする。

【0065】

鋼片加熱温度：Ac₃以上

熱間圧延により形状およびミクロ組織を造り込むため、鋼片をオーステナイト化する目的で、Ac₃以上の温度に再加熱する。加熱温度がAc₃未満の場合、未変態フェライト等が残存し、その後のミクロ組織制御に悪影響を及ぼす。完全にオーステナイト化するためには加熱温度を1000以上とすることが好ましい。一方、鋼片加熱温度の上限は、母材靱性の観点からは1200以下とすることが好ましい。鋼片加熱温度：Ac₃以上より熱間圧延を開始する。直送圧延の場合は、再加熱せず、Ac₃以上の温度で熱間圧延を開始する。なお、Ac₃温度は鋼の合金元素含有量を下記式(1)に代入することで簡易に求めることができる。

20

$$Ac_3 = 961.6 - 311.9C + 49.5Si - 36.4Mn + 12.7Al - 51Cu - 29Ni - 8.7Cr + 13.5Mo + 308.1Nb - 140V + 318.9Ti + 611.2B \quad (1)$$

30

式中のM(%)は元素Mの含有量(質量%)を示し、元素Mが無添加の場合は、0%として計算する。

【0066】

熱間圧延終了温度：Ar₃以上

熱間圧延により所定の板厚・板幅に成形するときの圧延温度がAr₃未満まで低下した場合、圧延中に変態生成したフェライトが加工を受けた、いわゆる加工フェライトが形成される。加工フェライト量の増加に伴い、降伏強度が上昇するため、鋼管の曲げ座屈歪向上に必要な耐力比を達成することが難しくなることから、圧延最終パスの温度をAr₃以上とする。好ましくは、800以上とする。熱間圧延後はミクロ組織第1相をフェライトとするために空冷を実施する。

40

なお、Ar₃温度は鋼の合金元素添加量を下記式(2)に代入することで簡易に求めることができる。

$$Ar_3 = 910 - 273C - 74Mn - 56Ni - 16Cr - 9Mo - 5Cu \quad (2)$$

式中のM(%)は元素Mの含有量(質量%)を示し、元素Mが無添加の場合は、0%として計算する。

【0067】

次に、鋼管の製造条件について述べる。

まず、上述の製造方法によって製造された鋼板を冷間加工法によって筒状に成形する。成

50

形方法はUOE法、ロールバンド法等があるがいずれでもかまわない。そして筒状に成形した後、再加熱処理を実施する。

【0068】

再加熱温度： $A c_1$ 以上 $A c_3$ 以下

ミクロ組織第1相を目標とするフェライトとした後、加熱によりその一部をオーステナイトに逆変態させる。この場合、逆変態オーステナイトはフェライト粒界3重点より変態し、かつ、拡散的に変態することから、後の冷却過程でさらに変態生成するMAがフェライト粒内に生成することを抑制し、さらに、生成するMAをアスペクト比が小さい、一様伸び劣化が少ない形状とすることができる。

【0069】

再加熱温度が $A c_1$ 未満の場合、オーステナイトに逆変態しないため硬質第2相としてのMAを生成させることができない。一方、再加熱温度が $A c_3$ を超えると、全面的にオーステナイトに逆変態してしまい、硬質相を所定の面積率で分散させた状態を得ることが極めて困難となるため、再加熱温度を $A c_1$ 以上 $A c_3$ 以下とする。加熱時の逆変態オーステナイトをフェライトの粒内から生成することを抑制するために、加熱時の昇温速度を2 / s以上とすることが好ましい。

【0070】

$A c_1$ 温度は鋼の合金元素添加量を下記式(3)に代入することで簡易に求めることができる。

$$A c_1 = 751 - 26.6C + 17.6Si - 11.6Mn - 169Al - 23Cu - 23Ni + 24.1Cr + 22.5Mo + 233Nb - 39.7V - 5.7Ti - 895B \quad (3)$$

式中のM(%)は元素Mの含有量(質量%)を示し、元素Mが無添加の場合は、0%として計算する。

【0071】

再加熱後は空冷あるいは水冷を実施する。硬質相であるMAの硬さを上げてより安定的に高い耐力比を得るためには、10 / s以上の冷却速度で200 以下まで水冷することが好ましい。

【0072】

加熱冷却を行った後、端部を溶接する。先に端部を溶接してからMAを生成させる加熱冷却を行ってしまうと、溶接金属が再変態し、マルテンサイト、パーライト、セメンタイトあるいはMAが生成し、組織中のアシキュラフェライト面積率を80%以上にできない。

【0073】

特に、溶接金属が $A c_1 \sim A c_3$ の温度域に加熱されると、多量のMAが溶接金属中に生成し、MA面積率が目標値である5%以下を満足できない。以上の理由により、鋼管とするためのシーム溶接は必ず母材部の加熱冷却の後に行い、溶接金属のミクロ組織がアシキュラフェライト主体の組織となるようにする。

【0074】

シーム溶接はサブマージドアーク溶接による内外面1層溶接が一般的であるが、レーザーあるいはレーザーアークハイブリッド溶接等による1層溶接でもかまわない。シーム溶接後、管の真円度向上を目的とした拡管成形を行う。拡管条件としては形状確保の観点から拡管率を0.6%以上、2.0%以下とすることが好ましい。

【実施例1】

【0075】

表1に示す化学組成A~Jの鋼を用い、表2に示す鋼片加熱、圧延、冷却を施して、鋼板No.1~12を作製した。なお、表1に表示していないが、不可避的不純物であるPおよびSの含有量は、いずれも、P量：0.01%以下、S量：0.003%以下、であった。

10

20

30

40

50

【 0 0 7 6 】

これらの鋼板より圧延方向と直交する方向に、平行部幅 1 5 0 mm、平行部長さ 6 0 0 mmとする平板引張試験片を採取し、U O E 鋼管の U - O プレス成形に相当する引張歪を付与してから、表 3 に示す熱処理条件で加熱・冷却を実施した。

【 0 0 7 7 】

次に、この熱処理された平板引張試験片試料を使い、表 3 に示す溶接入熱条件で、鋼管のシーム溶接を模擬する内外面 1 層サブマージドアーク溶接を実施した。最後に、このサブマージドアーク溶接部を含む試験体に、U O E 鋼管の拡管成形に相当する引張歪を付与した。なお、比較として、平板引張試験片に引張歪を付与した後、先にサブマージドアーク溶接を行い、その後、加熱・冷却を行い、最後に再び引張歪を付与する試験体も作製した。

【 0 0 7 8 】

【表 1】

鋼種	(質量%)																	
	C	Si	Mn	Al	Nb	Ti	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ca	REM	Zr	Mg	Ac ₃ (°C)	Ar ₃ (°C)	Ac ₁ (°C)
A	0.045	0.05	1.20	0.025	0.03	0.012	-	-	-	0.20	-	-	-	-	-	922	807	744
B	0.051	0.04	1.25	0.018	0.02	0.009	0.12	0.11	-	-	-	-	-	-	-	902	797	732
C	0.038	0.07	1.45	0.005	0.03	0.007	-	0.2	0.15	-	-	-	-	-	-	905	779	732
D	0.055	0.08	1.55	0.023	0.02	0.016	-	-	0.22	-	0.03	0.0022	-	-	-	898	777	727
E	0.042	0.03	1.68	0.026	0.01	0.014	0.33	0.31	-	0.12	-	-	0.011	-	0.002	873	754	717
F	0.048	0.05	1.15	0.015	0.01	0.012	-	-	-	0.38	0.02	-	-	0.007	-	917	808	745
G	0.065*	0.06	1.15	0.024	0.03	0.011	-	-	-	0.19	-	-	-	-	-	918	805	744
H	0.044	0.16*	1.18	0.022	0.02	0.012	-	-	-	0.21	-	-	-	-	-	924	809	744
I	0.046	0.08	0.95*	0.025	0.03	0.011	-	-	-	0.22	-	-	-	-	-	933	825	748
J	0.045	0.06	1.19	0.024	0.05*	0.009	-	-	-	0.18	-	-	-	-	-	928	808	749

注:*印は本発明の範囲外であることを示す。

注:Ac₁=751-26.6C+17.6Si-11.6Mn-169Al-23Cu-23Ni+24.1Cr+22.5Mo+233Nb-39.7V-5.7Ti-895B、各元素記号は含有量(質量%)。

注:Ac₃=961.6-311.9C+49.5Si-36.4Mn+12.7Al-51Cu-29Ni-8.7Cr+13.5Mo+308.1Nb-140V+318.9Ti+611.2B、各元素記号は含有量(質量%)。

注:Ar₃=910-273C-74Mn-56Ni-16Cr-9Mo-5Cu、各元素記号は含有量(質量%)。

【表 2】

表2

鋼板No.	鋼種	板厚 t (mm)	鋼片 加熱 温度 (°C)	圧延 仕上 温度 (°C)	冷却	備考
1	A	15.2	1120	880	空冷	本発明例
2	B	19.1	1100	850	空冷	
3	C	25.4	1080	830	空冷	
4	D	19.1	1150	880	空冷	
5	E	25.4	1070	800	空冷	
6	F	17.5	1180	900	空冷	
7	A	15.2	900*	800	空冷	比較例
8	A	15.2	1120	750*	空冷	
9	G*	15.2	1120	880	空冷	
10	H*	15.2	1120	880	空冷	
11	I*	15.2	1120	880	空冷	
12	J*	15.2	1120	880	空冷	

注:*印は本発明の範囲外であることを示す

【0080】

【表 3】

表3

試験体 No.	鋼種	板厚 t (mm)	U-O相当 引張歪 (%)	サブマージド アーク溶接 入熱 (kJ/cm)	加熱 処理	加熱 温度 (°C)	加熱後 冷却	拡管 相当 引張歪 (%)	備考
1-1	A	15.2	1.8	35	溶接前	850	空冷	2.0	本発明例
2	B	19.1	1.6	42	溶接前	830	空冷	2.0	
3	C	25.4	1.4	57	溶接前	800	水冷	1.8	
4	D	19.1	1.6	40	溶接前	830	水冷	1.6	
5	E	25.4	1.4	55	溶接前	800	水冷	1.5	
6	F	17.5	1.5	38	溶接前	830	空冷	1.8	
1-2	A	15.2	1.8	35	溶接後*	850	空冷	2.0	比較例
1-3	A	15.2	1.8	35	溶接前	720*	空冷	2.0	
1-4	A	15.2	1.8	35	溶接前	930*	空冷	2.0	
7*	A	15.2	1.8	35	溶接前	850	空冷	2.0	
8*	A	15.2	1.8	35	溶接前	850	空冷	2.0	
9	G*	15.2	1.8	35	溶接前	850	空冷	2.0	
10	H*	15.2	1.8	35	溶接前	850	空冷	2.0	
11	I*	15.2	1.8	35	溶接前	850	空冷	2.0	
12	J*	15.2	1.8	35	溶接前	850	空冷	2.0	

注:*印は本発明の範囲外であることを示す

【0081】

サブマージドアーク溶接部を含む試験体の母材部中央よりミクロ組織観察用サンプルを採取し、元の鋼板の圧延長手方向と平行な板厚断面を鏡面研磨したあと、2段エッチング法を用いてMAを現出させた。その後、走査型電子顕微鏡(SEM)を用い2000倍の倍率で無作為に5視野のミクロ組織写真を撮影し、写真中のMAの面積率、平均アスペクト比、およびフェライト粒界に属するMAの割合を画像解析によって計測・算出した。さらに、同じ試料を再度鏡面研磨した後、3%硝酸アルコール腐食液にてエッチングを行い、光学顕微鏡にて400倍の倍率で観察を行い、ミクロ組織の第1相の種類を確認した。

【0082】

次に、同じ試験体の母材部中央よりJIS Z2201に従って14A号引張試験片を採取し、引張試験を行った。引張試験はJIS Z2241に従い、降伏強度、引張強度、一様伸びを計測した。

【0083】

同じく、試験体の母材部中央よりJIS Z2202に従って2mmVノッチシャルピー衝撃試験片を採取し、シャルピー衝撃試験を行った。シャルピー試験はJIS Z2242に従い、延性-脆性破面遷移温度(vTrs)を計測した。

【 0 0 8 4 】

サブマージドアーク溶接部の溶接金属より化学成分分析試料を採取し、溶接金属の化学成分を測定した。表 4 に測定結果を示す。

【 0 0 8 5 】

【表 4】

No.	鋼種	(質量%)														備考
		C	Si	Mn	Al	Nb	Ti	Cu	V	B	O	N	Ni	Cr	Mo	
1-1	A	0.07	0.22	1.40	0.01	0.016	0.025	0.00	0.0024	0.026	0.006	0.00	0.00	0.15	0.169	本発明例
2	B	0.07	0.39	1.44	0.01	0.011	0.025	0.05	0.0022	0.029	0.007	0.11	0.00	0.00	0.170	
3	C	0.07	0.31	1.57	0.02	0.014	0.021	0.00	0.0026	0.030	0.005	0.16	0.13	0.00	0.181	
4	D	0.07	0.33	1.63	0.01	0.008	0.027	0.00	0.0019	0.033	0.004	0.00	0.17	0.00	0.182	
5	E	0.06	0.24	1.72	0.01	0.006	0.031	0.09	0.0026	0.023	0.006	0.26	0.00	0.09	0.182	
6	F	0.06	0.33	1.34	0.02	0.007	0.022	0.00	0.0014	0.022	0.005	0.00	0.00	0.22	0.162	
1-2*	A	0.07	0.21	1.39	0.02	0.015	0.024	0.00	0.0025	0.025	0.005	0.00	0.00	0.14	0.168	比較例
1-3*	A	0.07	0.22	1.40	0.01	0.014	0.026	0.00	0.0023	0.027	0.006	0.00	0.00	0.16	0.170	
1-4*	A	0.07	0.22	1.41	0.01	0.016	0.024	0.00	0.0025	0.027	0.006	0.00	0.00	0.15	0.170	
2-a	B	0.05*	0.40	1.45	0.02	0.012	0.024	0.04	0.0024	0.031	0.006	0.12	0.00	0.00	0.152	
2-b	B	0.07	0.38	1.41	0.04*	0.016	0.022	0.05	0.0026	0.029	0.007	0.11	0.00	0.00	0.170	
2-c	B	0.07	0.40	1.45	0.02	0.013	0.011*	0.04	0.0023	0.031	0.006	0.11	0.00	0.00	0.171	
2-d	B	0.07	0.41	1.44	0.01	0.012	0.043*	0.05	0.0026	0.029	0.006	0.12	0.00	0.00	0.173	
2-e	B	0.07	0.38	1.43	0.02	0.028*	0.026	0.06	0.0025	0.033	0.004	0.11	0.00	0.00	0.172	
2-f	B	0.07	0.40	1.45	0.01	0.012	0.024	0.04	0.05*	0.031	0.005	0.11	0.00	0.00	0.177	
2-g	B	0.07	0.39	1.44	0.01	0.012	0.026	0.05	0.00	0.045*	0.006	0.10	0.00	0.00	0.170	
2-h	B	0.07	0.41	1.43	0.02	0.013	0.024	0.04	0.0022	0.035	0.016*	0.10	0.00	0.00	0.170	
7*	A	0.07	0.22	1.40	0.02	0.015	0.025	0.00	0.0024	0.029	0.004	0.00	0.00	0.13	0.168	
8*	A	0.07	0.21	1.42	0.01	0.016	0.025	0.00	0.0023	0.027	0.005	0.00	0.00	0.13	0.168	
9*	G*	0.08	0.22	1.40	0.02	0.014	0.026	0.00	0.0022	0.024	0.004	0.00	0.00	0.14	0.178	
10*	H*	0.07	0.57*	1.37	0.01	0.016	0.022	0.00	0.0027	0.027	0.006	0.00	0.00	0.14	0.178	
11*	I*	0.07	0.21	1.31	0.02	0.016	0.026	0.00	0.0026	0.029	0.005	0.00	0.00	0.14	0.165	
12*	J*	0.07	0.21	1.40	0.02	0.026*	0.024	0.00	0.0027	0.024	0.004	0.00	0.00	0.12	0.169	

注: *印は本発明の範囲外であることを示す。

注: P_{CM}=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B、各元素記号は含有量(質量%)で、含有しない場合は0とする。

【 0 0 8 6 】

サブマージドアーク溶接部より、溶接金属のミクロ組織観察用サンプルを採取し、板厚断面を鏡面研磨したあと、2段エッチング法を用いてMAを現出させた。その後、走査型

10

20

30

40

50

電子顕微鏡（SEM）を用い2000倍の倍率で無作為に5視野のミクロ組織写真を撮影し、各視野のMAの面積率を画像解析によって計測・算出し、5視野分の平均値を求めた。さらに、同じ試料を再度鏡面研磨した後、3%硝酸アルコール腐食液にてエッチングを行い、光学顕微鏡にて400倍の倍率で観察を行い、ミクロ組織の種類を確認した。

【0087】

次に、サブマージドアーク溶接部からJIS Z2202に従って2mmVノッチシャルピー衝撃試験片を採取し、溶接金属のシャルピー衝撃試験を行った。シャルピー試験はJIS Z2242に従い、試験温度 - 20 における吸収エネルギー（3本平均値）を計測した。

【0088】

UOE鋼管の製造工程を模擬する冷間加工 + 熱処理後 + 内外面1層サブマージドアーク溶接 + 拡管相当冷間加工を実施した試験体の母材部および溶接金属部のミクロ組織画像解析結果および機械的性質調査結果をまとめて表5に示す。

【0089】

【 表 5 】

表5

試験体No.	鋼種	板厚 t (mm)	母材部ミクロ組織			溶接金属ミクロ組織			母材部機械的性質							備考
			第1相組織	MA面積率 (%)	MA平均アスペクト比	第1相粒界上のMA分率 (%)	アキコラフェライト面積率 (%)	MA面積率 (%)	0.5%耐力 (MPa)	1.5%耐力 (MPa)	耐力比 (MPa)	引張強度 (MPa)	引張伸び (%)	引張強度 × 引張伸び (MPa・%)	シャルピー vTrs (°C)	
1-1	A	15.2	フェライト	7	1.3	97	91	3	456	538	1.18	577	13.7	7908	-95	188
2	B	19.1	フェライト	7	1.4	94	92	2	461	539	1.17	599	12.9	7723	-88	191
3	C	25.4	フェライト	8	1.3	92	91	3	463	537	1.16	587	13.3	7807	-80	175
4	D	19.1	フェライト	8	1.6	95	93	3	491	574	1.17	638	11.9	7588	-90	177
5	E	25.4	フェライト	9	1.4	93	91	2	511	603	1.18	664	11.7	7765	-85	181
6	F	17.5	フェライト	8	1.3	94	90	3	488	566	1.16	610	13.1	7991	-105	197
1-2*	A	15.2	フェライト	7	1.4	96	47*	9*	457	539	1.18	579	13.5	7817	-95	33*
1-3*	A	15.2	フェライト	2*	1.1	66*	92	2	461	502	1.09	511*	14.2	7256*	-107	185
1-4*	A	15.2	ベイナイト	6	3.4*	23*	92	3	509	527	1.04*	566	7.2*	4075*	-115	190
2-a*	B	19.1	フェライト	7	1.4	95	77*	1	463	540	1.17	599	13.0	7787	-85	52*
2-b*	B	19.1	フェライト	7	1.4	94	94	4	460	539	1.17	601	12.8	7693	-87	44*
2-c*	B	19.1	フェライト	7	1.3	94	51*	3	459	540	1.18	598	12.9	7714	-88	39*
2-d*	B	19.1	フェライト	7	1.4	95	89	4	460	538	1.17	600	12.7	7620	-85	49*
2-e*	B	19.1	フェライト	7	1.3	94	91	4	459	540	1.18	597	13.1	7821	-87	41*
2-f*	B	19.1	フェライト	7	1.4	93	92	2	460	540	1.17	599	12.7	7607	-84	46*
2-g*	B	19.1	フェライト	7	1.3	96	90	4	458	537	1.17	597	13.2	7880	-90	31*
2-h*	B	19.1	フェライト	7	1.4	93	90	4	459	540	1.18	599	12.8	7667	-85	34*
7*	A	15.2	ベイナイト	5	1.2	71*	92	2	488	542	1.11*	589	8.7*	5142*	-75	190
8*	A	15.2	フェライト	6	1.3	59*	91	2	471	529	1.12*	566	7.9*	4471*	-77	195
9*	G*	15.2	フェライト	21*	1.7	91	88	4	455	541	1.19	641	6.3*	4038*	-52	176
10*	H*	15.2	フェライト	11	1.6	92	81	13*	461	544	1.18	589	12.8	7539	-72	54*
11*	I*	15.2	フェライト	4*	1.2	94	84	3	451	499	1.11*	519*	14.9	7733	-115	118
12*	J*	15.2	フェライト	9	1.3	91	82	7*	463	549	1.19	588	13.4	7879	-77	44*

注:*印は本発明の範囲外であることを示す。
注:溶接金属靱性のシャルピー吸収エネルギー値は3本平均値を示す。

【 0 0 9 0 】

10

20

30

40

50

No. 1 - 1 ~ 6 は母材部化学組成、溶接金属化学組成、母材部ミクロ組織、および溶接金属ミクロ組織が本発明範囲内となる発明例で、いずれもAPIX65ないしX70の強度が得られ、0.5%耐力に対する1.5%耐力の比が1.15以上であり、引張強度と一様伸びとの積が7500MPa・%を超える値を示し、さらに-20における溶接金属シャルピー吸収エネルギーが100Jを超える、優れた低温靱性を示した。

【0091】

一方、U-Oプレス相当の冷間加工歪付与後にサブマージドアーク溶接を行ってから加熱・冷却をした比較例No. 1 - 2は、溶接金属のミクロ組織が加熱・冷却の熱影響でアシキュラフェライト面積率およびMA面積率の両方が本発明の範囲外となり、溶接金属シャルピー吸収エネルギーが著しく低下した。

10

【0092】

また、U-Oプレス相当の冷間加工歪付与後の再加熱温度が本願下限を下回った比較例1 - 3は、再加熱時にオーステナイト化が起こらなかったため、MAの面積率が下限の5%を下回った結果、引張強度が低く、かつ0.5%耐力に対する1.5%耐力の比が本発明の目標に達しなかった。逆に、再加熱温度が本願上限を上回った比較例1 - 4は、再加熱によって全面的にオーステナイトに逆変態し、その後の空冷時にベイナイト変態をし、ベイナイトラス間にアスペクト比が大きいMAが生成した。その結果、引張強度と一様伸びの積が7500を下回った。

【0093】

熱間圧延時の鋼片加熱温度が本発明の下限を下回った比較例7は、鋼片が完全にオーステナイト化せず、残留したフェライト相が圧延・成形・加熱の履歴を経ても最後まで残ってしまい、再加熱時後のMA生成に影響してフェライト粒界上のMA分率が本発明の範囲を下回った結果、引張強度と一様伸びとの積が7500を下回った。同様に、熱間圧延時の圧延終了温度が本発明の下限を下回った比較例8も、フェライト粒界上のMA分率が本発明の範囲を下回ったため、一様伸びが低下し、引張強度と一様伸びとの積が7500を下回った。

20

【0094】

母材部のC量が本発明の上限を上回った比較例No. 9は、MAの面積率が上限を上回り、その結果一様伸びが低下し、引張強度と一様伸びとの積が7500を下回った。母材部のSi量が本発明の上限を上回った比較例No. 10は、溶接金属のSi量も上限を上回り、溶接金属中のMA面積率が高くなった結果、溶接金属シャルピー吸収エネルギーが低下した。

30

【0095】

母材部のMn量が本発明の下限を下回った比較例No. 11は、MAの面積率が本発明の範囲を外れたため母材部引張強度が低く、かつ0.5%耐力に対する1.5%耐力の比が低下した。鋼のNb量が本発明の上限を上回った比較例No. 12は、溶接金属のNb量も本発明の上限を上回り、MA面積率も本発明の範囲を外れたため、溶接金属シャルピー吸収エネルギーが低下した。

【0096】

比較例2 - a、2 - b、2 - c、2 - d、2 - e、2 - f、2 - g、2 - hは、いずれも、溶接金属の化学成分が本発明の範囲を外れたもので、母材部は目標とする機械的性質を満足したものの、溶接金属ミクロ組織が本発明の範囲外となるか、TiO過剰、あるいはNbないしVの析出硬化の結果、いずれも溶接金属シャルピー吸収エネルギーが低下した。

40

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
B 2 1 C 37/08 (2006.01) B 2 3 K 35/30 3 2 0 F
B 2 1 C 37/08 A

(72)発明者 嶋村 純二
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

審査官 松本 陶子

(56)参考文献 特開2011-094231(JP,A)
特開2011-074443(JP,A)
特開2007-302947(JP,A)
特開平07-278656(JP,A)
特開平08-283838(JP,A)
特開2004-143556(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 7 / 0 0 - 8 / 1 2
B 2 1 C 3 7 / 0 8
B 2 3 K 3 5 / 3 0