

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号  
特許第7272442号  
(P7272442)

(45)発行日 令和5年5月12日(2023.5.12)

(24)登録日 令和5年5月1日(2023.5.1)

(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 2 C 38/12 (2006.01)	C 2 2 C 38/12
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 C

請求項の数 5 (全16頁)

(21)出願番号	特願2021-536967(P2021-536967)	(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
(86)(22)出願日	令和2年7月20日(2020.7.20)	(74)代理人	100147485 弁理士 杉村 憲司
(86)国際出願番号	PCT/JP2020/028166	(74)代理人	230118913 弁護士 杉村 光嗣
(87)国際公開番号	WO2021/020220	(74)代理人	100165696 弁理士 川原 敬祐
(87)国際公開日	令和3年2月4日(2021.2.4)	(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
審査請求日	令和4年1月26日(2022.1.26)	(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
(31)優先権主張番号	特願2019-141503(P2019-141503)		
(32)優先日	令和1年7月31日(2019.7.31)		
(33)優先権主張国・地域又は機関	日本国(JP)		

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 耐サワーラインパイプ用高強度鋼板およびその製造方法並びに耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管

(57)【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、C : 0 . 0 2 0 ~ 0 . 0 8 0 %、Si : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 %、Mn : 0 . 5 0 ~ 1 . 8 0 %、P : 0 . 0 1 5 % 以下、S : 0 . 0 0 1 5 % 以下、Al : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 8 0 %、N : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 0 8 0 %、Mo : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 % および Ca : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 5 0 % を含有し、残部が Fe および不可避免的不純物である成分組成を有し、

鋼板表面下 0 . 2 5 mm における鋼組織がベイナイト組織であり、当該ベイナイトにおける、K A M ( Kernel Average Misorientation ) 値が 0 . 4 以上である結晶粒の面積率が 5 0 % 以下であり、

鋼板表面下 0 . 2 5 mm におけるビッカース硬さの最高値が 2 3 0 H v 以下であり、引張強さが 5 2 0 M P a 以上である耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

【請求項 2】

前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu : 0 . 3 0 % 以下、Ni : 0 . 1 0 % 以下および Cr : 0 . 5 0 % 以下のうちから選んだ 1 種以上を含有する、請求項 1 に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

【請求項 3】

前記成分組成が、さらに、質量%で、Nb : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 %、V : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 %、Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 %、Zr : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 %、Mg : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 %、および REM : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 % のうちから選んだ 1 種

以上を含有する、請求項 1 または 2 に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

【請求項 4】

請求項 1、2 または 3 に記載の成分組成を有する鋼片を、1000～1300 の温度に加熱したのち、熱間圧延して鋼板とし、

その後前記鋼板に対して、

冷却開始時の鋼板表面温度： $(Ar_3 - 10)$  以上、

鋼板表面下 0.25 mm における鋼板温度で 750 から 550 までの平均冷却速度： $20 \sim 50$  / s、

鋼板平均温度で 750 から 550 までの平均冷却速度： $15$  / s 以上および

鋼板表面下 0.25 mm における鋼板温度で冷却停止温度： $250 \sim 550$

の条件で冷却を行う、鋼板表面下 0.25 mm における鋼組織がベイナイト組織であり、当該ベイナイトにおける、KAM (Kernel Average Misorientation) 値が 0.4 以上である結晶粒の面積率が 50 % 以下であり、鋼板表面下 0.25 mm におけるピッカース硬さの最高値が 230 Hv 以下であり、引張強さが 520 MPa 以上である、耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

【請求項 5】

請求項 1 から 3 のいずれか一項に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、原油や天然ガスの輸送に用いられるラインパイプに供して好適な、鋼板内の材質均一性に優れた耐サワーラインパイプ用高強度鋼板およびその製造方法に関するものである。また、本発明は、上記の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管に関するものである。

【背景技術】

【0002】

一般に、ラインパイプは、厚板ミルや熱延ミルによって製造された鋼板を、UOE 成形、プレスバンド成形およびロール成形等によって、鋼管に成形することで製造される。

【0003】

ここに、硫化水素を含む原油や天然ガスの輸送に用いられるラインパイプは、強度、靱性、溶接性などの他に、耐水素誘起割れ性（耐 HIC (Hydrogen Induced Cracking) 性）や耐硫化物応力腐食割れ性（耐 SSCC (Sulfide Stress Corrosion Cracking) 性）といった、いわゆる耐サワー性が必要とされる。中でも HIC は、腐食反応による水素イオンが鋼材表面に吸着し、原子状の水素として鋼内部に侵入し、鋼中の MnS などの非金属介在物や硬い第 2 相組織のまわりに拡散・集積して、分子状の水素となり、その内圧により割れを生ずるものである。この HIC は、油井管に対して比較的強度レベルの低いラインパイプにおいて問題とされ、多くの対策技術が開示されてきた。一方、SSCC に関しては、溶接部の高硬度域で発生することが知られており、一般的に、油井用高強度継目無鋼管や、比較的硬さが低いラインパイプではあまり問題視されてこなかった。ところが近年、原油や天然ガスの採掘環境がますます厳しさを増し、硫化水素分圧の高い、あるいは pH が低い環境では、ラインパイプの母材部においても SSCC が生じることが報告されるに伴って、鋼管内面表層部の硬さをコントロールして、より厳しい腐食環境下での耐 SSCC 性を向上させることの重要性が指摘されている。また、硫化水素分圧の比較的低い環境においては、フィッシャーと呼ばれる微細割れが発生する場合があります、この場合にもまた SSCC が生じるおそれがある。

【0004】

通常、ラインパイプ用高強度鋼板の製造に際しては、制御圧延と制御冷却を組み合わせ、いわゆる TMC P (Thermo-Mechanical Control Process) 技術が適用されている。この TMC P 技術を用いて鋼材の高強度化をはかるには、制御冷却時の冷却速度を大

10

20

30

40

50

きくすることが有効である。しかしながら、高冷却速度で制御冷却した場合、鋼板表層部が急冷されるため、鋼板内部に比べて表層部の硬さが上昇する。さらに鋼板を管状に成形した際、加工硬化するため、表層部の硬さが上昇し、耐SSCC性が低下する。

【0005】

上記の問題を解決するために、例えば特許文献1には、熱間圧延後の冷却工程を、多段冷却にすることで、鋼管の表面から深さ1.0mmまでの範囲における最高硬さを250HV以下にする技術が提案されている。また、特許文献2には、低温熱処理によって鋼管の硬さを220HV以下にして耐HIC性を高めることが提案されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

10

【0006】

【文献】特許第6369658号公報

特開2011-017048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、分圧が0.1MPa(1bar)を超える硫化水素を含む環境における耐SSCC性の向上が可能であるが、硫化水素分圧の低い環境における、フィッシャーと呼ばれる微細割れに起因するSSCCまでは考慮されていない。また、特許文献2に記載の技術は、溶液中に硫化水素ガスを飽和させて行うNACE試験にて耐HIC性が評価されているように、硫化水素分圧の高い環境における耐SSCC性の向上手段を与えるものではない。

20

【0008】

そこで本発明は、上記課題に鑑み、耐HIC性のみならず、例えば分圧が1barを超える硫化水素を含む環境での耐SSCC性および硫化水素分圧の低い環境における耐SSCC性がともに優れる耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を、その有利な製造方法と共に提供することを目的とする。また、本発明は、上記耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管を提案することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0009】

30

本発明者らは、より厳しい腐食環境下での耐SSCC性を確保するべく、鋼材の成分組成、ミクロ組織および製造条件について、数多くの実験と検討を繰り返した。その結果、高強度鋼管の耐SSCC性をさらに向上させるためには、鋼板の表面下0.25mmの鋼組織をベイナイト組織とし、当該ベイナイトにおける、KAM(Kernel Average Misorientation)値が0.4以上である結晶粒の面積率を50%以下にすることにより、鋼板表面下0.25mmの最高硬さをHV0.1で230以下にでき、鋼管の耐SSCC性が向上することを知見した。さらに、このような鋼組織を実現するためには、圧延後の冷却速度を厳密にコントロールする必要があり、その条件を見出すことに成功した。本発明は、これら知見に基づいてなされたものである。

【0010】

40

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

[1]質量%で、C:0.020~0.080%、Si:0.01~0.50%、Mn:0.50~1.80%、P:0.015%以下、S:0.0015%以下、Al:0.010~0.080%、N:0.0010~0.0080%、Mo:0.01~0.50%およびCa:0.0005~0.0050%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物である成分組成を有し、

鋼板表面下0.25mmにおける鋼組織をベイナイト組織とし、当該ベイナイトにおける、KAM(Kernel Average Misorientation)値が0.4以上である結晶粒の面積率が50%以下であり、

鋼板表面下0.25mmにおけるビッカース硬さの最高値が230HV以下であり、

50

引張強さが520MPa以上である耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

【0011】

ここで、KAM値とは、EBSD (Electron Backscatter Diffraction) 解析から算出した、結晶粒内の各ピクセル(0.3μmピッチ)と隣接するピクセルとの方位差の平均値である。

【0012】

[2]前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu:0.30%以下、Ni:0.10%以下およびCr:0.50%以下のうちから選んだ1種以上を含有する、上記[1]に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

【0013】

[3]前記成分組成が、さらに、質量%で、Nb:0.005~0.1%、V:0.005~0.1%、Ti:0.005~0.1%、Zr:0.0005~0.02%、Mg:0.0005~0.02%、およびREM:0.0005~0.02%のうちから選んだ1種以上を含有する、上記[1]または[2]に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

【0014】

[4]上記[1]、[2]または[3]に記載の成分組成を有する鋼片を、1000~1300の温度に加熱したのち、熱間圧延して鋼板とし、

その後前記鋼板に対して、

冷却開始時の鋼板表面温度:(Ar<sub>3</sub>-10)以上、

鋼板表面下0.25mmにおける鋼板温度で750 から550 までの平均冷却速度:20~50 /s、

鋼板平均温度で750 から550 までの平均冷却速度:15 /s以上

および

鋼板表面下0.25mmにおける鋼板温度で冷却停止温度:250~550の条件で冷却を行う耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

【0015】

[5]上記[1]から[3]のいずれかに記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管。

【発明の効果】

【0016】

本発明の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板および該耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管は、耐HIC性のみならず、分圧が1barを超える硫化水素を含む環境での耐SSCC性および1bar以下の硫化水素分圧の低い環境における耐SSCC性とともに優れる。また、本発明の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法によれば、耐HIC性のみならず、1barを超える硫化水素を含む環境での耐SSCC性および1bar以下の硫化水素分圧の低い環境における耐SSCC性とともに優れた耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を製造することができる。

【図面の簡単な説明】

【0017】

【図1】実施例における耐SSCC性の評価のための試験片の採取方法を説明する模式図である。

【発明を実施するための形態】

【0018】

以下、本開示の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板について、具体的に説明する。

【0019】

[成分組成]

まず、本開示による高強度鋼板の成分組成とその限定理由について説明する。以下の説明において%で示す単位は、特に断らない限り全て質量%である。

【0020】

10

20

30

40

50

C : 0.020 ~ 0.080 %

Cは、強度の向上に有効に寄与するが、含有量が0.020%未満では十分な強度が確保できないので、C量は0.020%以上とし、好ましくは0.025%以上とする。一方、C量が0.080%を超えると、加速冷却時に表層部や中心偏析部の硬さが上昇するため、耐SSCC性および耐HIC性が劣化する。また、靱性も劣化する。このため、C量は0.080%以下とし、好ましくは、0.070%以下とする。

【0021】

Si : 0.01 ~ 0.50 %

Siは、脱酸のため添加するが、含有量が0.01%未満では脱酸効果が十分でないの  
で、Si量は0.01%以上とし、好ましくは0.05%以上とする。一方、Si量が0  
.50%を超えると靱性や溶接性を劣化させるため、Si量は0.50%以下とし、好ま  
しくは、0.45%以下とする。

10

【0022】

Mn : 0.50 ~ 1.80 %

Mnは、強度、靱性の向上に有効に寄与するが、含有量が0.50%未満ではその効果  
が十分には発現しない。このためMn量は0.50%以上とし、好ましくは0.80%以  
上とする。一方、Mn量が1.80%を超えると加速冷却時に表層部や中心偏析部の硬さ  
が上昇するため、耐SSCC性および耐HIC性が劣化する。また、溶接性も劣化する。  
このため、Mn量は1.80%とし、好ましくは、1.70%以下とする。

【0023】

P : 0.015 % 以下

Pは、不可避不純物元素であり、溶接性を劣化させるとともに、表層部や中心偏析部の  
硬さを上昇させることで、耐SSCC性および耐HIC性を劣化させる。0.015%を  
超えるとその傾向が顕著となるため、上限を0.015%とする。好ましくは0.008  
%以下とする。なお、含有量は低いほどよいが、精錬コストの観点からは、0.001%  
以上とすることが好ましい。

20

【0024】

S : 0.0015 % 以下

Sは、不可避不純物元素であり、鋼中においてはMnS介在物となり耐HIC性を劣化  
させるため少ないことが好ましいが、0.0015%までは許容され、0.0010%以  
下であることが好ましい。なお、含有量は低いほどよいが、精錬コストの観点から0.0  
002%以上とすることが好ましい。

30

【0025】

Al : 0.010 ~ 0.080 %

Alは、脱酸剤として添加するが、0.010%未満ではその効果が十分には発現しない  
。このためAl量は0.010%以上とし、好ましくは0.015%以上とする。一方、  
Al量が0.080%を超えると鋼の清浄度が低下し、靱性が劣化するため、Al量は0.  
080%以下とし、好ましくは、0.070%以下とする。

【0026】

N : 0.0010 ~ 0.0080 %

Nは、強度の向上に有効に寄与するが、含有量が0.0010%未満では十分な強度が  
確保できない。このためN量は0.0010%以上とし、好ましくは0.0015%以上  
とする。一方、0.0080%を超えると、加速冷却時に表層部や中心偏析部の硬さが上  
昇するため、耐SSCC性および耐HIC性が劣化する。また、靱性も劣化する。このた  
め、N量は0.0080%以下とし、好ましくは、0.0070%以下とする。

40

【0027】

Mo : 0.01 ~ 0.50 %

Moは、靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であり、硫化水素分圧によらず耐SSC  
C性の向上に有効な元素である。本発明者らは、Moを含有する鋼板をSSCC試験に供  
した場合、試験後の鋼板表面は、Moを含有しない鋼板のSSCC試験後の表面に比べて

50

平滑であることを知見した。そのメカニズムは必ずしも明確ではないが、このことが耐SSCC性の向上に関連すると考えられる。この効果を得るには0.01%以上を含有することが必要であり、0.10%以上を含有することが好ましい。一方で、含有量が多すぎると、焼入れ性が過剰になるため、加速冷却時に表層部や中心偏析部の硬さが上昇し、耐SSCC性が劣化する。また、溶接性も劣化する。このため、Mo量は0.50%以下とし、好ましくは0.40%以下とする。

【0028】

Ca: 0.0005 ~ 0.0050%

Caは、硫化物系介在物の形態制御による耐HIC性向上に有効な元素であるが、0.0005%未満ではその添加効果が十分でない。このためCa量は0.0005%以上とし、好ましくは0.0008%以上とする。一方、0.0050%を超えた場合、上述の効果が飽和するだけでなく、鋼の清浄度が低下することにより耐HIC性が劣化するので、Ca量は0.0050%とし、好ましくは、0.0045%以下とする。

10

【0029】

以上、本開示の基本成分について説明したが、本開示の成分組成は、鋼板の強度や靱性の一層の改善のために、Cu、NiおよびCrのうちから選んだ1種以上を、以下の範囲で任意に含有させることができる。

【0030】

Cu: 0.30%以下

Cuは、靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であり、この効果を得るには0.05%以上を含有することが好ましい。しかし、Cuは0.30%を超えて添加すると、1bar未満の硫化水素分圧の低い環境において、フィッシャーと呼ばれる微細割れが生成しやすくなるため、Cuを添加する場合は0.30%を上限とする。好ましくは、0.25%以下とする。

20

【0031】

Ni: 0.10%以下

Niは、靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であり、この効果を得るには0.01%以上を含有することが好ましい。しかし、Niは0.10%を超えて添加すると、1bar未満の硫化水素分圧の低い環境において、フィッシャーと呼ばれる微細割れが生成しやすくなるため、Niを添加する場合は0.10%を上限とする。好ましくは、0.02%以下とする。

30

【0032】

Cr: 0.50%以下

Crは、Mnと同様、低Cでも十分な強度を得るために有効な元素であり、この効果を得るには0.05%以上を含有することが好ましい。しかし、含有量が多すぎると、焼入れ性が過剰になるため、加速冷却時に表層部や中心偏析部の硬さが上昇し、耐SSCC性が劣化する。また、溶接性も劣化する。このため、Crを添加する場合は0.50%を上限とする。好ましくは、0.45%以下とする。

【0033】

本開示の成分組成は、さらに、Nb、V、Ti、Zr、MgおよびREMのうちから選んだ1種以上を、以下の範囲で任意に含有させることもできる。

40

【0034】

Nb: 0.005 ~ 0.1%、V: 0.005 ~ 0.1%、Ti: 0.005 ~ 0.1%、Zr: 0.0005 ~ 0.02%、Mg: 0.0005 ~ 0.02%、およびREM: 0.0005 ~ 0.02%のうちから選んだ1種以上

【0035】

Nb、VおよびTiはいずれも、鋼板の強度および靱性を高めるために任意に添加することができる元素である。各元素とも、含有量が0.005%未満ではその効果が十分には発現しない。このためこれらの元素を添加する場合には、0.005%以上とすることが好ましい。一方これらの元素の含有量が0.1%を超えると溶接部の靱性が劣化するの

50

で、添加する場合はいずれも 0.1% 以下とするのが好ましい。

【0036】

Zr、Mg および REM は、結晶粒微細化を通じて靱性を高めたり、介在物性状のコントロールを通して耐割れ性を高めたりするために任意に添加することができる元素である。各元素とも、含有量が 0.0005% 未満ではその効果が十分には発現しない。このためこれらの元素を添加する場合には、0.0005% 以上とすることが好ましい。一方 0.02% を超えるとその効果が飽和するので、添加する場合はいずれも 0.02% 以下とするのが好ましい。

【0037】

本開示は、耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管の耐 SSCC 性を改善するための技術を開示するものであるが、耐サワー性能として、いうまでもなく、耐 HIC 性も満足することが必要であり、例えば、下記(1)式によって求められる CP 値を、1.00 以下とすることが好ましい。なお、添加しない元素は 0 を代入すれば良い。

$$CP = 4.46 [\%C] + 2.37 [\%Mn] / 6 + (1.74 [\%Cu] + 1.7 [\%Ni]) / 15 + (1.18 [\%Cr] + 1.95 [\%Mo] + 1.74 [\%V]) / 5 + 22.36 [\%P] \cdots (1)$$

ただし、[%X]はX元素の鋼中含有量(質量%)を示す。

【0038】

ここに、上記 CP 値は、各合金元素の含有量から中心偏析部の材質を推定するために考案された式であり、上掲(1)式の CP 値が高いほど中心偏析部の成分濃度が高くなり、中心偏析部の硬さが上昇する。従って、上記の(1)式において求められる CP 値を 1.00 以下とすることで、HIC 試験での割れ発生を抑制することが可能となる。また、CP 値が低いほど中心偏析部の硬さが低くなるため、さらに高い耐 HIC 性が求められる場合は、その上限を 0.95 とすれば良い。

【0039】

なお、上記した元素以外の残部は、Fe および不可避免的不純物からなる。ただし、本発明の作用効果を害しない限り、他の微量元素の含有を妨げない。例えば、O は鋼中に不可避免的に含まれる元素であるが、その含有量が 0.0050% 以下、好ましくは 0.0040% 以下であれば、本発明においては許容される。

【0040】

[鋼板の組織]

次に、本開示の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の鋼組織について説明する。

鋼板表面下 0.25 mm の最高硬さを一定以下に抑え、耐 SSCC 性を向上させるために、鋼板表面下 0.25 mm の鋼組織を、ベイナイト組織とする必要がある。さらに、引張強さが 520 MPa 以上の高強度化を図るために、鋼組織全体を、ベイナイト組織とすることが好ましい。特に、表層部は、マルテンサイトや島状マルテンサイト(MA)等の硬質相が生成した場合、表層硬さが上昇し、鋼板内の硬さのばらつきが増大して材質均一性が阻害される。表層硬さの上昇を抑制するために、表層部の鋼組織についてはベイナイト組織とする。

【0041】

ここで、ベイナイト組織は、変態強化に寄与する加速冷却時あるいは加速冷却後に変態するベイニティックフェライトまたはグラニュラーフェライトと称される組織を含むものとする。ベイナイト組織中に、フェライトやマルテンサイト、パーライト、島状マルテンサイト、残留オーステナイトなどの異種組織が混在すると、強度の低下や靱性の劣化、表層硬さの上昇などが生じるため、ベイナイト相以外の組織分率は少ない程良い。ただし、ベイナイト相以外の組織の体積分率が十分に低い場合には、それらの影響が無視できるので、ある程度の量であれば許容される。具体的に、本開示では、ベイナイト以外の鋼組織(フェライト、マルテンサイト、パーライト、島状マルテンサイト、残留オーステナイト等)の合計が体積分率で 5% 以下であれば、大きな影響がないので許容されるものとする。

【0042】

10

20

30

40

50

また、ベイナイト組織にも冷却速度に応じた種々の形態があるが、本開示においては、鋼板の極表層部の組織、具体的には鋼板表面下0.25mmにおける鋼組織がベイナイト組織であり、当該ベイナイトのうち、KAM値が0.4以上である結晶粒の面積率が50%以下とすることが肝要である。KAM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、KAM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。そのため、KAM値が高いと、ベイナイト組織中に変態歪が多く導入されている、すなわち低温変態相であることを意味する。低温変態相は硬い組織であるため、低温変態相の割合が多いと、耐SSCC性は劣化する。特に、KAM値が0.4以上である結晶粒は、低温変態相であるので、高い硬度を有し、その割合が50%を超える場合に、亀裂が伝播しやすくなるので、耐SSCC性は著しく劣化する。よって、前述のベイナイトのうち、KAM値が0.4以上である結晶粒の面積率を50%以下とする必要がある。なお、本開示の高強度鋼板においては、鋼板表面下0.25mmの鋼組織が上記の条件を満足すれば、鋼板表面から深さ0.25mmまでの範囲の極表層部も同等の鋼組織を有し、その結果、上記耐SSCC性向上の効果が得られる。

10

## 【0043】

なお、鋼板内表面下0.25mmにおける鋼組織をベイナイト組織とし、当該ベイナイトのうち、KAM値が0.4以上である結晶粒の面積率が50%以下として、さらに、表面下0.25mmでのHV0.1の最高硬さを230以下に抑えることにより、造管後の耐SSCC性を確保することができる。

## 【0044】

本開示の高強度鋼板は、API 5LのX60グレード以上の強度を有する鋼管用の鋼板であることから、520MPa以上の引張強さを有するものとする。

20

## 【0045】

## 〔製造方法〕

以下、上記耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を製造するための製造方法および製造条件について、具体的に説明する。本開示の製造方法は、上記成分組成を有する鋼片を加熱したのち、熱間圧延して鋼板とし、その後当該鋼板に対して所定条件下での制御冷却を行う。

## 【0046】

## 〔スラブ加熱温度〕

スラブ加熱温度：1000～1300

スラブ加熱温度が1000未満では、炭化物の固溶が不十分となり、固溶強化量が少なくなるため、必要な強度が得られない。一方1300を超えると、結晶粒が極端に粗大化し、靱性が劣化するため、スラブ加熱温度は1000～1300とする。好ましくは、1030～1250とする。なお、スラブは中心部までこの温度に加熱されるものとする。

30

## 【0047】

## 〔圧延終了温度〕

熱間圧延工程において、高い母材靱性を得るには、圧延終了温度は低いほどよいが、その反面、圧延能率が低下するため、鋼板表面温度における圧延終了温度は、必要な母材靱性と圧延能率を勘案して設定する必要がある。強度および耐HIC性を向上させる観点からは、圧延終了温度を、鋼板表面温度でAr<sub>3</sub>変態点以上とすることが好ましい。ここで、Ar<sub>3</sub>変態点とは、冷却中におけるフェライト変態開始温度を意味し、例えば、鋼の成分から以下の式で求めることができる。なお、鋼板の表面温度は放射温度計等で測定することができる。

40

$$Ar_3( ) = 910 - 310[\%C] - 80[\%Mn] - 20[\%Cu] - 15[\%Cr] - 55[\%Ni] - 80[\%Mo]$$

ただし、[%X]はX元素の鋼中含有量(質量%)を示す。

## 【0048】

## 〔制御冷却の冷却開始温度〕

50

冷却開始温度：鋼板表面温度で ( $A r_3 - 10$ ) 以上

冷却開始時の鋼板表面温度が低いと、制御冷却前のフェライト生成量が多くなる。特に  $A r_3$  変態点からの温度低下量が  $10$  を超えた温度から冷却を開始すると体積分率で  $5\%$  を超えるフェライトが生成して、強度低下が大きくなると共に耐  $HIC$  性が劣化する。このため、冷却開始時の鋼板表面温度は ( $A r_3 - 10$ ) 以上とする。

【0049】

[ 制御冷却の冷却速度 ]

鋼板表面下  $0.25\text{ mm}$  における硬さの上昇を抑えるためには、表層部の冷却速度を制御して、ベイナイト組織を制御することが重要である。

【0050】

鋼板表面下  $0.25\text{ mm}$  における  $750$  から  $550$  までの平均冷却速度： $20 \sim 50$  / s

鋼板表面下  $0.25\text{ mm}$  における鋼板温度で  $750$  から  $550$  までの平均冷却速度を極力遅くし、高温変態相を造り込むことが重要であり、冷却速度が遅くなるにつれ、最高硬さを低くすることができる。 $750$  から  $550$  までの温度域がベイナイト変態において重要な温度域となるので、この温度域における冷却速度を制御することが重要になる。冷却速度が  $50$  / s 超では、低温変態相の割合が高く、鋼板表面下  $0.25\text{ mm}$  での  $HV0.5$  の最高硬さが  $230$  を超えるため、造管後の耐  $SSCC$  性が劣化する。そのため、当該平均冷却速度は  $50$  / s 以下とする。好ましくは  $30$  / s 以下である。当該平均冷却速度の下限は特に限定されないが、冷却速度が過度に小さくなるとフェライトやパーライトが生成して強度不足となるため、これを防ぐ観点から、 $20$  / s 以上とすることが好ましい。なお、鋼板表面下  $0.25\text{ mm}$  における鋼板温度で  $550$  以下の冷却については、冷却速度が遅い場合、安定した核沸騰状態での冷却にならず、鋼板の極表層部で硬さばらつきが生じ、ピッカース硬さの最高値が高くなる、おそれがあるため、鋼板表面下  $0.25\text{ mm}$  における鋼板温度で  $550$  から冷却停止温度までの平均冷却速度は  $150$  / s 以上が好ましい。

【0051】

鋼板平均温度で  $750$  から  $550$  までの平均冷却速度： $15$  / s 以上

鋼板平均温度で  $750$  から  $550$  までの平均冷却速度が  $15$  / s 未満では、ベイナイト組織が得られずに強度低下や耐  $HIC$  性の劣化が生じる。このため、鋼板平均温度での冷却速度は  $15$  / s 以上とする。鋼板強度と硬さのばらつき抑制の観点からは、鋼板平均温度の冷却速度は  $20$  / s 以上とすることが好ましい。当該平均冷却速度の上限は特に限定されないが、低温変態相が過剰に生成しないように、当該平均冷却速度は  $40$  / s 以下とすることが好ましい。

【0052】

なお、鋼板表面下  $0.25\text{ mm}$  での温度および鋼板平均温度は、物理的に直接測定することはできないが、放射温度計にて測定された冷却開始時の表面温度と目標の冷却停止時の表面温度をもとに、例えばプロセスコンピューターを用いて差分計算により板厚断面内の温度分布を計算し、その結果からリアルタイムに求めることができる。当該温度分布における鋼板表面下  $0.25\text{ mm}$  での温度を本明細書における「鋼板表面下  $0.25\text{ mm}$  における鋼板温度」とし、当該温度分布における板厚方向の温度の平均値を本明細書における「鋼板平均温度」とする。

【0053】

[ 冷却停止温度 ]

冷却停止温度：鋼板表面下  $0.25\text{ mm}$  における鋼板温度で  $250 \sim 550$

冷却停止温度が  $550$  を超えると、ベイナイト変態が不完全になり、十分な強度が得られない。また、冷却停止温度が  $250$  未満では、転位密度が高くなるため、造管した際の表層部の硬さ上昇が著しくなり、耐  $SSCC$  性が劣化する。

【0054】

[ 高強度鋼管 ]

10

20

30

40

50

本開示の高強度鋼板を、プレスバンド成形、ロール成形、UOE成形等で管状に成形した後、突き合わせ部を溶接することにより、原油や天然ガスの輸送に好適な鋼板内の材質均一性に優れた耐サワーラインパイプ用高強度鋼管（UOE鋼管、電縫鋼管、スパイラル鋼管等）を製造することができる。また、本開示の高強度鋼板を鋼管に用いることにより、溶接部の高硬度域が存在しても、耐SSCC性に優れる鋼管を製造することができる。

#### 【0055】

例えば、UOE鋼管は、鋼板の端部を開先加工し、Cプレス、Uプレス、Oプレスで鋼管形状に成形した後、内面溶接および外面溶接で突き合わせ部をシーム溶接し、さらに必要に応じて拡管工程を経て製造される。また、溶接方法は十分な継手強度と継手靱性が得られる方法であれば、いずれの方法でも良いが、優れた溶接品質と製造能率の観点から、サブマージーク溶接を用いることが好ましい。また、プレスバンド成形により管状に成形した後、突き合わせ部をシーム溶接した鋼管に対しても、拡管を実施することができる。

10

#### 【実施例】

#### 【0056】

表1に示す成分組成になる鋼（鋼種A～W）を、連続鋳造法によりスラブとし、表2に示す温度に加熱したのち、表2に示す圧延終了温度および圧下率の熱間圧延をして、表2に示す板厚の鋼板とした。その後、鋼板に対して、表2に示す条件下で水冷型の制御冷却装置を用いて制御冷却を行った。その後、鋼板の端部を開先加工し、Cプレス、Uプレス、Oプレスで鋼管形状に成形した後、内面および外面の突き合わせ部をサブマージーク溶接でシーム溶接し、拡管工程を経て鋼管にした。

20

#### 【0057】

##### [組織の特定]

上記に従って得られた鋼板のミクロ組織を、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡により観察した。すなわち、鋼板の板幅中央部より金属組織観察用サンプルを採取し、このサンプルについて圧延長手方向と平行な断面を鏡面研磨したあと、ナイタールエッチングを行ってから、光学顕微鏡を用いて、400～1000倍の範囲の倍率で無作為に5視野写真撮影を行い、画像解析処理によって組織分率を算出した。鋼板表面下0.25mmの位置での組織と、板厚中央での組織を、表2に示す。さらに、鋼板表面下0.25mmの位置での組織をそれぞれ500 $\mu$ m $\times$ 200 $\mu$ mの視野でEBSD（Electron Backscatter Diffraction）解析（測定ステップ：0.3 $\mu$ m）した。このEBSD解析の結果、5度以上の方位差を有する部分を粒界と判断して描出するBoundaryマップを作成した。また、EBSD解析の結果から、結晶粒内の各ピクセルと隣接するピクセルとの方位差の平均値であるKAM値を描出するKAMマップを作成した。得られたBoundaryマップとKAMマップを重ね合わせ、無作為に100個の結晶粒を選び、KAM値0.4以上のベイナイト面積率を測定した。これら測定の結果を表2に示す。

30

#### 【0058】

##### [引張強さの測定]

圧延方向に直角な方向の全厚試験片を引張試験片として引張試験を行い、引張強さおよび降伏強さを測定した。その結果を表2に示す。

#### 【0059】

##### [ビッカース硬さの測定]

圧延方向に直角な断面について、JIS Z 2244に準拠して、鋼管内表面下0.25mmの位置において100点のビッカース硬さ（HV0.5）を測定し、その最高硬さを求めた。最高硬さの値を表2に示す。ここで、通常用いられるHV10に代えてHV0.5で測定したのは、HV0.5で測定することにより圧痕が小さくなるので、より表面に近い位置での硬さ情報や、よりミクロ組織に敏感な硬さ情報を得ることが可能となるからである。HV0.5未満で測定すると、圧痕サイズが過度に小さく、測定ばらつきが大きくなる。また、平均硬さでなく最高硬さで評価する理由は、局所的に硬い箇所が存在すると、亀裂が進展しやすくなるからである。

40

#### 【0060】

50

## [ 耐 S S C C 性の評価 ]

耐 S S C C 性は、図 1 に示すように、得られた鋼管から切り出した試験片（クーポン； coupon）をフラットニングした後、 $5 \times 15 \times 115$  mm の S S C C 試験片を鋼管内面より採取した。このとき、溶接部を含まない母材だけの試験片のほかに、溶接部と母材の両方を含む試験片を採取した。被検面である内面は、最表層の状態を残すために黒皮付きのままとした。すなわち、鋼板表面下  $0.25$  mm は試験片に含まれている。かくして採取した S S C C 試験片に、各鋼管の実際の降伏強度（ $0.5\%$  Y S）の  $90\%$  の応力を負荷し、N A C E 規格 T M 0 1 7 7 S o l u t i o n A 溶液を用い、硫化水素分圧： $1$  bar にて、E F C 1 6 規格の 4 点曲げ S S C C 試験に準拠して行った。また、同様に N A C E 規格 T M 0 1 7 7 S o l u t i o n B 溶液を用い、硫化水素分圧： $0.1$  bar + 二酸化炭素分圧： $0.9$  bar にて、E F C 1 6 規格の 4 点曲げ S S C C 試験に準拠して行った。さらに、N A C E 規格 T M 0 1 7 7 S o l u t i o n A 溶液を用い、硫化水素分圧： $2$  bar + 二酸化炭素分圧： $3$  bar についても、E F C 1 6 規格の 4 点曲げ S S C C 試験に準拠して行った。720 時間の浸漬後に、溶接部を含まない母材だけの試験片と、溶接部と母材の両方を含む試験片との両方において、割れが認められない場合を耐 S S C C 性が良好と判断して、また少なくとも一方の試験片において割れが発生した場合を不良と判断して × とした。結果を表 2 に示す。

10

## 【 0 0 6 1 】

## [ 耐 H I C 性の評価 ]

耐 H I C 性は、N A C E 規格 T M 0 1 7 7 S o l u t i o n A 溶液を用い、硫化水素分圧： $1$  bar にて、96 時間浸漬の H I C 試験により調べた。また、N A C E 規格 T M 0 1 7 7 S o l u t i o n B 溶液を用い、硫化水素分圧： $0.1$  bar + 二酸化炭素分圧： $0.9$  bar にて、96 時間浸漬の H I C 試験により調べた。耐 H I C 性は、H I C 試験で割れ長さ率（C L R）が  $10\%$  以下となった場合を優秀と判断して、 $15\%$  以下となった場合を良好と判断して、 $15\%$  を超えた場合を × とした。結果を表 2 に示す。

20

## 【 0 0 6 2 】

本発明の目標範囲は、耐サワーラインパイプ用高強度鋼板として引張強さ： $520$  M P a 以上、鋼板表面下  $0.25$  mm 位置と  $t/2$  位置ともミクロ組織はベイナイト組織、鋼板表面下  $0.25$  mm での H V  $0.5$  の最高硬さが  $230$  以下、S S C C 試験で割れが認められないこと、H I C 試験で割れ長さ率（C L R）が  $15\%$  以下であることとした。

30

## 【 0 0 6 3 】

40

50

【 表 1 】

表 1

鋼種	成分組成(質量%)																	CP	A <sub>1</sub> 温度 (°C)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ca	Cu	Ni	Cr	Nb	V	Ti	Zr	Mg			REM
A	0.045	0.28	1.37	0.005	0.0007	0.036	0.0035	0.12	0.0030	-	-	0.25	0.030	-	0.012	-	-	-	0.96	773
B	0.050	0.31	1.32	0.004	0.0006	0.026	0.0038	0.20	0.0023	-	-	0.30	-	-	-	-	-	-	0.98	768
C	0.064	0.17	1.49	0.005	0.0006	0.029	0.0040	0.04	0.0026	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.00	768
D	0.040	0.20	1.38	0.005	0.0005	0.057	0.0043	0.30	0.0015	0.06	0.02	-	0.040	-	0.015	-	-	-	0.96	761
E	0.035	0.43	1.50	0.004	0.0007	0.032	0.0035	0.09	0.0039	0.15	0.10	0.20	0.035	-	0.010	-	-	-	0.95	760
F	0.026	0.25	1.46	0.005	0.0010	0.025	0.0039	0.15	0.0024	-	-	0.45	0.033	0.010	0.005	-	-	-	0.97	766
G	0.041	0.15	1.21	0.006	0.0006	0.042	0.0075	0.15	0.0036	0.30	0.10	-	0.050	0.029	-	0.005	0.005	0.001	0.91	777
H	0.075	0.16	1.09	0.004	0.0005	0.026	0.0037	0.28	0.0010	-	-	0.10	-	-	-	-	-	-	0.99	776
I	0.031	0.18	1.33	0.004	0.0005	0.033	0.0035	0.48	0.0017	-	-	-	0.026	-	0.013	-	-	-	0.94	756
J	0.082	0.08	1.30	0.006	0.0006	0.053	0.0044	0.20	0.0027	-	-	-	0.035	-	0.012	-	-	-	1.09	765
K	0.033	0.45	1.85	0.006	0.0009	0.040	0.0037	0.07	0.0025	-	-	0.20	0.035	-	0.010	-	-	-	1.09	743
L	0.056	0.32	1.10	0.016	0.0005	0.033	0.0036	0.28	0.0013	-	-	-	0.045	-	-	-	-	-	1.15	782
M	0.044	0.24	1.47	0.007	0.0005	0.035	0.0082	0.15	0.0020	0.10	0.08	-	0.037	-	0.020	-	-	-	1.01	760
N	0.032	0.20	1.45	0.008	0.0005	0.025	0.0040	0.10	0.0011	0.35	0.10	-	0.020	-	0.010	-	-	-	0.99	764
O	0.040	0.19	1.41	0.007	0.0006	0.046	0.0050	0.05	0.0019	0.15	0.15	0.17	0.032	-	0.013	-	-	-	0.99	767
P	0.028	0.30	1.38	0.006	0.0007	0.030	0.0036	0.24	0.0027	-	-	0.53	0.022	-	0.014	-	-	-	1.02	764
Q	0.030	0.16	1.30	0.005	0.0005	0.037	0.0038	0.52	0.0032	0.04	0.04	0.15	0.031	-	0.012	-	-	-	1.01	750
R	0.046	0.23	1.53	0.004	0.0005	0.032	0.0039	0.00	0.0022	-	-	0.32	0.042	-	0.015	-	-	-	0.97	769
S	0.019	0.15	1.25	0.005	0.0006	0.041	0.0045	0.13	0.0026	-	-	0.19	0.030	-	0.011	-	-	-	0.79	791
T	0.070	0.38	0.49	0.006	0.0005	0.033	0.0066	0.25	0.0027	0.20	0.15	0.31	0.055	-	-	-	-	-	0.85	812
U	0.027	0.46	1.35	0.005	0.0005	0.035	0.0009	0.17	0.0019	-	-	-	0.040	-	0.010	-	-	-	0.83	780
V	0.045	0.25	1.43	0.004	0.0006	0.045	0.0041	0.30	0.0030	-	-	-	0.039	-	0.015	-	-	-	0.97	758
W	0.035	0.20	1.50	0.006	0.0005	0.030	0.0036	0.21	0.0027	0.10	0.10	0.17	0.040	0.015	0.012	-	-	-	1.03	752

注意 1: 残部はFeおよび不可避的不純物である。

注意 2: 下線は本発明の範囲外であることを示す。

【 0 0 6 4 】

10

20

30

40

50

【表 2】

No.	鋼種	板厚 (mm)	加熱 温度 (℃)	圧延終了 温度 (℃)	冷却開始 温度-A <sub>5</sub> (℃)	750~450℃ 冷却速度 (鋼板表面下 0.25mm) (℃/s)	750~550℃ 冷却速度 (鋼板平均) (℃/s)	冷却停止温度 (鋼板表面下 0.25mm) (℃)	マイクロ組織 (鋼板表面下0.25mm)		KAM値0.4以上の 面積率 (鋼板表面下 0.25mm) (%)		降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	最高硬さ (鋼板表面下 0.25mm) (HV0.5)	鋼管の耐SSCC性		鋼管の耐HIC性		区分
									組織	貝以外の 組織分率 (%)	組織	貝以外の 組織分率 (%)				1bar H <sub>2</sub> S SolA	0.1bar H <sub>2</sub> S +0.1bar CO <sub>2</sub> SolA	1bar H <sub>2</sub> S SolA	0.1bar H <sub>2</sub> S +0.1bar CO <sub>2</sub> SolB	
1	A	20	1140	880	840	67	30	465	B	0	25	483	500	214	○	○	◎	◎	秀明例	
2	B	20	1120	880	830	62	38	410	B	0	28	505	601	218	○	○	◎	◎	秀明例	
3	C	20	1090	870	820	52	23	430	B	0	20	471	567	212	○	○	◎	◎	秀明例	
4	D	25	1090	860	810	51	32	450	B	0	27	501	582	213	○	○	◎	◎	秀明例	
5	E	25	1080	840	840	60	41	380	B	0	36	489	594	221	○	○	◎	◎	秀明例	
6	F	25	1080	870	820	54	42	400	B	0	31	525	610	217	○	○	◎	◎	秀明例	
7	G	30	1080	880	840	63	20	250	B	0	28	480	578	217	○	○	◎	◎	秀明例	
8	H	30	1070	860	820	44	50	400	B	0	42	481	579	228	○	○	◎	◎	秀明例	
9	I	30	1060	860	810	54	34	430	B	0	27	500	595	214	○	○	◎	◎	秀明例	
10	J	20	1130	850	800	35	45	480	B	0	34	505	608	241	×	×	×	×	比較例	
11	K	20	1110	860	810	67	46	420	B	0	37	517	623	242	×	×	×	×	比較例	
12	L	20	1090	850	800	18	48	380	B	0	38	485	575	238	×	×	×	×	比較例	
13	M	25	1090	870	820	60	45	380	B	0	38	511	608	248	×	×	×	×	比較例	
14	N	25	1080	860	830	66	31	500	B	0	26	486	583	225	○	×	◎	◎	比較例	
15	O	25	1080	850	830	63	36	480	B	0	30	483	587	224	○	×	◎	◎	比較例	
16	P	30	1070	880	820	56	48	380	B	0	46	523	630	245	×	×	×	×	比較例	
17	Q	30	1060	860	820	70	48	360	B	0	41	511	608	250	×	×	×	×	比較例	
18	R	30	1050	840	810	41	38	450	B	0	30	518	602	241	○	○	◎	◎	比較例	
19	A	20	940	940	904	31	31	26	410	B	0	413	488	213	○	○	◎	◎	比較例	
20	B	20	1000	790	758	-13	25	23	400	F+B	15	406	478	203	○	○	◎	◎	比較例	
21	C	20	1050	840	810	42	18	470	F+B	15	18	400	478	201	○	○	◎	◎	比較例	
22	D	25	1050	860	820	61	51	350	B	0	54	504	586	243	×	×	◎	◎	比較例	
23	E	25	1080	850	810	50	45	240	B	0	48	498	600	232	○	×	◎	◎	比較例	
24	G	20	1040	880	830	53	35	300	F+B	10	20	444	518	209	○	○	◎	◎	比較例	
25	F	20	1040	830	780	14	53	240	B	0	55	489	590	247	×	×	◎	◎	比較例	
26	S	20	1120	910	860	69	25	500	B	0	20	450	555	205	○	○	◎	◎	比較例	
27	T	25	1100	900	850	38	28	25	460	B	0	23	443	498	206	○	○	◎	◎	比較例
28	U	25	1110	890	840	60	30	22	470	B	0	22	440	501	207	○	○	◎	◎	比較例
29	V	35	1095	850	810	62	35	21	430	B	0	27	486	572	214	○	○	◎	◎	秀明例
30	W	35	1050	840	810	58	20	450	B	0	23	485	583	213	○	○	◎	◎	秀明例	

注1: 下線は本発明の範囲外であることを示す。  
 注2: ミクロ組織について、貝はベイナイト、Fはフェライトを示す。

10

20

30

40

【0065】

表 2 に示したように、No. 1 ~ No. 9、No. 29 および 30 は、成分組成および製造条件が本発明の適正範囲を満足する発明例である。いずれも、鋼板として引張強さ：520MPa 以上、鋼板表面下 0.25mm 位置と t / 2 位置ともミクロ組織はベイナイト組織、表面下 0.25mm での HV0.5 の最高硬さが 230 以下であり、耐SSCC性および耐HIC性も良好であった。

【0066】

これに対し、No. 10 ~ No. 18 は、鋼板の成分組成が本発明の範囲外である。No. 10 ~ No. 13 は、HV0.5 が 230 を超えたため、耐SSCC性および耐HIC性が

50

劣っていた。No.14は、鋼板のCu量が過多であるため、硫化水素分圧の低い環境での耐SSCC性が劣化した。No.15は、鋼板のNi量が過多であるため、硫化水素分圧の低い環境での耐SSCC性が劣化した。No.16およびNo.17は、HV0.5が230を超えたため、耐SSCC性および耐HIC性が劣っていた。No.18は、鋼板がMoを含まないため、硫化水素分圧2Barという非常に厳しい腐食環境下では耐SSCC性が劣化した。No.19~No.23は、成分組成は本発明の範囲内であるが、製造条件が本発明の範囲外の比較例である。No.19は、スラブ加熱温度が低いため、ミクロ組織の均質化と炭化物の固溶が不十分であり低強度であった。No.20は、冷却開始温度が低く、フェライトが析出した層状組織となったため、低強度であるとともに、耐HIC性が劣化した。No.21は、制御冷却条件が本発明範囲外で、ミクロ組織がフェライト + ベイナイト組織となったため、低強度であるとともに、耐HIC性が劣化した。No.22は、鋼板表面下0.25mmにおける750 550 での平均冷却速度が50 /sを超えることで、表面下0.25mmでのKAM値が0.4を超えたため、HV0.5が230を超え、耐SSCC性が劣っていた。No.23は、冷却停止温度が低く、表面下0.25mmでの転位密度が高くなって、HV0.5が230を超えたため、耐SSCC性が劣っていた。No.24は、冷却停止温度が高く、ベイナイト変態が不完全であり、十分な強度が得られなかった。No.25は、鋼板表面下0.25mmにおける750 550 での平均冷却速度が50 /sを超え、冷却停止温度も低いため、表面下0.25mmでのKAM値が0.4以上である面積率が50%を超えたため、HV0.5が230を超え、耐SSCC性が劣っていた。No.26~No.28は、鋼板の成分組成が本発明の範囲外であり、低強度であった。

10

20

**【産業上の利用可能性】****【0067】**

本発明によれば、耐HIC性のみならず、1barを超える硫化水素を含む環境での耐SSCC性および1bar未満の硫化水素分圧の低い環境における耐SSCC性にも優れた耐サワーラインパイプ用高強度鋼管を供給することができる。

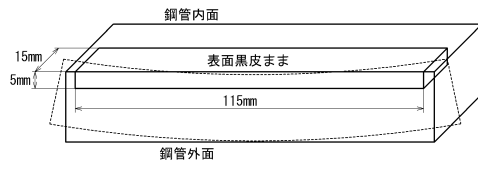
30

40

50

【 図面 】

【 図 1 】



10

20

30

40

50

## フロントページの続き

- (72)発明者 田村 雄太  
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 井原 宏一  
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
- 審査官 河野 一夫
- (56)参考文献 特許第6460297(JP, B1)  
国際公開第2016/056216(WO, A1)  
国際公開第2018/179512(WO, A1)  
国際公開第2018/181564(WO, A1)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)  
C22C 38/00  
C22C 38/12  
C22C 38/58  
C21D 8/02