

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7315835号
(P7315835)

(45)発行日 令和5年7月27日(2023.7.27)

(24)登録日 令和5年7月19日(2023.7.19)

(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 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
C 2 1 D 8/02 (2006.01)	C 2 2 C 38/58	
	C 2 1 D 8/02	B
	C 2 1 D 8/02	C
請求項の数 8 (全37頁)		

(21)出願番号	特願2019-164930(P2019-164930)	(73)特許権者	000006655 日本製鉄株式会社 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(22)出願日	令和1年9月10日(2019.9.10)	(74)代理人	110001553 アセンド弁理士法人
(65)公開番号	特開2021-42426(P2021-42426A)	(72)発明者	田島 健三 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
(43)公開日	令和3年3月18日(2021.3.18)	(72)発明者	荒井 勇次 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
審査請求日	令和4年5月12日(2022.5.12)	(72)発明者	長井 健介 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
		(72)発明者	原 卓也
最終頁に続く			

(54)【発明の名称】 ラインパイプ用電縫鋼管、及び、ラインパイプ用熱延鋼板

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

母材部と電縫溶接部とを備えるラインパイプ用電縫鋼管であって、

前記母材部の化学組成は、質量%で、

C : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 6 0 %、

S i : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 0 %、

M n : 0 . 5 0 ~ 2 . 0 0 %、

P : 0 ~ 0 . 0 3 0 %、

S : 0 超 ~ 0 . 0 0 1 0 %、

A l : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 3 5 %、

N : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 0 8 0 %、

N b : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 8 0 %、

T i : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 3 0 %、

M o : 0 . 1 0 ~ 0 . 3 0 %、

O : 0 ~ 0 . 0 0 3 0 %、

C a : 0 超 ~ 0 . 0 0 5 0 %、

N i : 0 ~ 0 . 5 0 %、

V : 0 ~ 0 . 1 0 %、

C r : 0 ~ 0 . 3 0 %、

C u : 0 ~ 0 . 3 0 %、

Mg : 0 ~ 0 . 0 0 5 0 %、

希土類元素 : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、及び、

残部 : Fe 及び不純物、からなり、式 (1) 及び式 (2) を満たし、

前記ラインパイプ用電縫鋼管の前記母材部の肉厚中央部において、フェライト分率が 6 0 ~ 9 0 % であり、有効結晶粒径が 1 5 . 0 μ m 以下であり、結晶粒径が 2 0 μ m 以上の結晶粒の面積率である粗大結晶粒率が 2 0 . 0 % 以下であり、

最大径が 3 μ m 以上であり、Ti 及び Nb の合計含有量が 1 0 質量 % 以上である粗大特定粒子の個数密度が 5 0 個 / 1 0 0 m m ² 以下であり、

前記ラインパイプ用電縫鋼管の圧延方向に垂直な面を RD 面、圧延面を ND 面、前記 RD 面及び前記 ND 面に垂直な面を TD 面と定義したとき、前記 RD 面とのなす角度が 4 5 ° であり、かつ、前記 TD 面とのなす角度が 4 5 ° である特定面において、{ 1 0 0 } 面の集積度が 1 . 8 5 ~ 3 . 5 0 である、ラインパイプ用電縫鋼管。

0 . 3 0 C + S i / 2 4 + M n / 6 + N i / 4 0 + C r / 5 + M o / 4 + V / 3 + N b / 3 0 . 3 5 (1)

2 . 0 C a / S 5 . 0 (2)

ここで、式 (1) 及び式 (2) の各元素記号には、対応する元素の含有量 (質量 %) が代入される。

【請求項 2】

請求項 1 に記載のラインパイプ用電縫鋼管であって、

前記化学組成は、質量 % で、

Ni : 0 超 ~ 0 . 5 0 %、

V : 0 超 ~ 0 . 1 0 %、

Cr : 0 超 ~ 0 . 3 0 %、及び、

Cu : 0 超 ~ 0 . 3 0 %、からなる群から選択される 1 種又は 2 種以上を含有する、ラインパイプ用電縫鋼管。

【請求項 3】

請求項 1 又は請求項 2 に記載のラインパイプ用電縫鋼管であって、

前記化学組成は、質量 % で、

Mg : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 0 5 0 %、及び、

希土類元素 : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、からなる群から選択される 1 種以上を含有する、ラインパイプ用電縫鋼管。

【請求項 4】

請求項 1 ~ 請求項 3 のいずれか 1 項に記載のラインパイプ用電縫鋼管であって、

軸方向の降伏強度が 4 5 0 ~ 5 7 0 M P a であり、軸方向の引張強度が 5 3 5 ~ 7 6 0 M P a である、ラインパイプ用電縫鋼管。

【請求項 5】

請求項 1 ~ 請求項 4 のいずれか 1 項に記載のラインパイプ用電縫鋼管であって、

肉厚が 1 2 ~ 2 5 m m であり、外径が 3 0 4 . 8 ~ 6 6 0 . 4 m m である、ラインパイプ用電縫鋼管。

【請求項 6】

ラインパイプ用熱延鋼板であって、

化学組成が、質量 % で、

C : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 6 0 %、

Si : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 0 %、

Mn : 0 . 5 0 ~ 2 . 0 0 %、

P : 0 ~ 0 . 0 3 0 %、

S : 0 超 ~ 0 . 0 0 1 0 %、

Al : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 3 5 %、

N : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 0 8 0 %、

Nb : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 8 0 %、

10

20

30

40

50

Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 3 0 %、

Mo : 0 . 1 0 ~ 0 . 3 0 %、

O : 0 ~ 0 . 0 0 3 0 %、

Ca : 0 超 ~ 0 . 0 0 5 0 %、

Ni : 0 ~ 0 . 5 0 %、

V : 0 ~ 0 . 1 0 %、

Cr : 0 ~ 0 . 3 0 %、

Cu : 0 ~ 0 . 3 0 %、

Mg : 0 ~ 0 . 0 0 5 0 %、

希土類元素 : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、及び、

残部 : Fe 及び不純物、からなり、式 (1) 及び式 (2) を満たし、

前記ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部において、フェライト分率が 6 0 ~ 9 0 % であり、有効結晶粒径が 1 5 . 0 μ m 以下であり、結晶粒径が 2 0 μ m 以上の結晶粒の面積率である粗大結晶粒率が 2 0 . 0 % 以下であり、

最大径が 3 μ m 以上であり、Ti 及び Nb の合計含有量が 1 0 質量 % 以上である粗大特定粒子の個数密度が 5 0 個 / 1 0 0 m m ² 以下であり、

前記ラインパイプ用熱延鋼板の圧延方向に垂直な面を RD 面、圧延面を ND 面、前記 RD 面及び前記 ND 面に垂直な面を TD 面と定義したとき、前記 RD 面とのなす角度が 4 5 ° であり、かつ、前記 TD 面とのなす角度が 4 5 ° である特定面において、{ 1 0 0 } 面の集積度が 1 . 8 5 ~ 3 . 5 0 である、ラインパイプ用熱延鋼板。

$$0 . 3 0 \quad C + S i / 2 4 + M n / 6 + N i / 4 0 + C r / 5 + M o / 4 + V / 3 + N b / 3 \quad 0 . 3 5 \quad (1)$$

$$2 . 0 \quad C a / S \quad 5 . 0 \quad (2)$$

ここで、式 (1) 及び式 (2) の各元素記号には、対応する元素の含有量 (質量 %) が代入される。

【請求項 7】

請求項 6 に記載のラインパイプ用熱延鋼板であって、

前記化学組成は、質量 % で、

Ni : 0 超 ~ 0 . 5 0 %、

V : 0 超 ~ 0 . 1 0 %、

Cr : 0 超 ~ 0 . 3 0 %、及び、

Cu : 0 超 ~ 0 . 3 0 %、からなる群から選択される 1 種又は 2 種以上を含有する、ラインパイプ用熱延鋼板。

【請求項 8】

請求項 6 又は請求項 7 に記載のラインパイプ用熱延鋼板であって、

前記化学組成は、質量 % で、

Mg : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 0 5 0 %、及び、

希土類元素 : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、からなる群から選択される 1 種以上を含有する、ラインパイプ用熱延鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、ラインパイプ用電縫鋼管、及び、ラインパイプ用電縫鋼管の製造に用いられるラインパイプ用熱延鋼板に関する。

【背景技術】

【0002】

海底に敷設されるパイプラインは、複数のラインパイプで構成される。海底に敷設されるパイプラインは天然ガスや原油等の、パイプライン内部を通る高圧流体から高い圧力を受ける。パイプラインはさらに、波浪による繰り返し歪みと海水圧とを外部から受ける。そのため、海底のパイプラインに使用されるラインパイプ用電縫鋼管には、高い低温靱性

10

20

30

40

50

が求められる。

【0003】

低温靱性の指標として、DWTT (Drop Weight Tear Test: 落重試験) 保証温度がある。DWTT 保証温度は、DWTT 試験において85%以上の延性破面率を有する温度を意味する。DWTT 保証温度が低いほど、低温靱性が高いことを意味する。近年、ラインパイプ用電縫鋼管では、DWTT 保証温度で-10 以下の優れた低温靱性が要求されている。

【0004】

国際公開第2012/002481号(特許文献1)及び特開2008-240151号公報(特許文献2)は、低温靱性に優れたラインパイプ用熱延鋼板を提案する。

10

【0005】

特許文献1に開示されたラインパイプ用途の熱延鋼板は、質量%にて、C:0.02~0.08%、Si:0.05~0.5%、Mn:1~2%、Nb:0.03~0.12%、Ti:0.005~0.05%、を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物元素からなる。上記熱延鋼板はさらに、鋼板表面から板厚の1/2厚の深さにおけるミクロ組織において初析フェライト分率が3%以上20%以下であり、他の相が低温変態相及び1%以下のパーライトである。そして、ミクロ組織全体の個数平均結晶粒径が1µm以上2.5µm以下であり、エリア平均粒径が3µm以上9µm以下であり、エリア平均粒径の標準偏差が0.8µm以上2.3µm以下である。また、鋼板表面から板厚の1/2厚の深さにおいて、鋼板表面に平行な面に対する{211}方向と{111}方向の反射X線強度比{211}/{111}が1.1以上である。この熱延鋼板では、厚さ中央部の初析フェライト分率と、平均粒径と、集合組織とを制御することにより、優れた強度及び低温靱性が得られる、と特許文献1には記載されている。

20

【0006】

特許文献2に開示されたラインパイプ用高強度熱延鋼板は、質量%にて、C:0.01~0.1%、Si:0.05~0.5%、Mn:1~2%、P:0.03%、S:0.005%、O:0.003%、Al:0.005~0.05%、N:0.0015~0.006%、Nb:0.005~0.08%、Ti:0.005~0.02%、かつ、 $N-14/48 \times Ti > 0\%$ 、 $Nb-93/14 \times (N-14/48 \times Ti) > 0.005\%$ 、を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる。そのミクロ組織は連続冷却変態組織であり、板厚中央部の集合組織において板面に平行な{211}面と{111}面の反射X線強度比{211}/{111}が1.1以上である。Nb及び/又はTiの炭窒化析出物の粒内析出物密度は $10^{17} \sim 10^{18}$ 個/cm³である。このラインパイプ用高強度熱延鋼板では、板厚中央部の集合組織を制御することにより、優れた低温靱性が得られる、と特許文献2には記載されている。

30

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【文献】国際公開第2012/002481号
特開2008-240151号公報

40

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

ところで、ラインパイプの内部を流れる流体は、硫化水素等の腐食性ガスを含有する。そのため、ラインパイプはサワー環境で使用される。そのため、このようなラインパイプでは、優れた耐HIC性も求められる。特許文献1及び特許文献2に開示された熱延鋼板では、電縫鋼管における低温靱性と耐HIC性との両立に関する検討がされていない。

【0009】

本開示の目的は、優れた低温靱性及び優れた耐HIC性を有するラインパイプ用電縫鋼管、及び、そのラインパイプ用電縫鋼管の製造に用いられるラインパイプ用熱延鋼板を提

50

供することである。

【課題を解決するための手段】

【0010】

本開示によるラインパイプ用電縫鋼管は、
母材部と電縫溶接部とを備えるラインパイプ用電縫鋼管であって、
前記母材部の化学組成は、質量%で、

C : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 6 0 %、

S i : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 0 %、

M n : 0 . 5 0 ~ 2 . 0 0 %、

P : 0 ~ 0 . 0 3 0 %、

S : 0 超 ~ 0 . 0 0 1 0 %、

A l : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 3 5 %、

N : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 0 8 0 %、

N b : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 8 0 %、

T i : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 3 0 %、

M o : 0 . 1 0 ~ 0 . 3 0 %、

O : 0 ~ 0 . 0 0 3 0 %、

C a : 0 超 ~ 0 . 0 0 5 0 %、

N i : 0 ~ 0 . 5 0 %、

V : 0 ~ 0 . 1 0 %、

C r : 0 ~ 0 . 3 0 %、

C u : 0 ~ 0 . 3 0 %、

M g : 0 ~ 0 . 0 0 5 0 %、

希土類元素 : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、及び、

残部 : F e 及び不純物、からなり、式 (1) 及び式 (2) を満たし、

前記ラインパイプ用電縫鋼管の前記母材部の肉厚中央部において、フェライト分率が60~90%であり、有効結晶粒径が15.0µm以下であり、結晶粒径が20µm以上の結晶粒の面積率である粗大結晶粒率が20.0%以下であり、

最大径が3µm以上であり、Ti及びNbの合計含有量が10質量%以上である粗大特定粒子の個数密度が50個/100mm²以下であり、

前記ラインパイプ用電縫鋼管の圧延方向に垂直な面をRD面、圧延面をND面、前記RD面及び前記ND面に垂直な面をTD面と定義したとき、前記RD面とのなす角度が45°であり、かつ、前記TD面とのなす角度が45°である特定面において、{100}面の集積度が1.85~3.50である。

$$0.30 \leq C + Si / 24 + Mn / 6 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 3 + Nb / 3 \leq 0.35 \quad (1)$$

$$2.0 \leq Ca / S \leq 5.0 \quad (2)$$

ここで、式(1)及び式(2)の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

【0011】

本開示において、有効結晶粒径とは、EBSP-OIM(商標、以下同様)(Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Oriented Image Microscopy)法において、隣り合う測定点(ピクセル)の方位差が15°を超えた位置を粒界として、粒界に囲まれた領域を結晶粒と定義し、結晶粒の円相当径を結晶粒径と定義したとき、結晶粒径ごとの個数分布にその粒径の平均面積を乗じたものの分布をとったときの平均値(平均面積に該当する粒径)であるエリア平均粒径を意味する。

【0012】

本開示によるラインパイプ用熱延鋼板は、

ラインパイプ用熱延鋼板であって、

10

20

30

40

50

化学組成が、質量%で、

C : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 6 0 %、

Si : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 0 %、

Mn : 0 . 5 0 ~ 2 . 0 0 %、

P : 0 ~ 0 . 0 3 0 %、

S : 0 超 ~ 0 . 0 0 1 0 %、

Al : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 3 5 %、

N : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 0 8 0 %、

Nb : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 8 0 %、

Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 3 0 %、

Mo : 0 . 1 0 ~ 0 . 3 0 %、

O : 0 ~ 0 . 0 0 3 0 %、

Ca : 0 超 ~ 0 . 0 0 5 0 %、

Ni : 0 ~ 0 . 5 0 %、

V : 0 ~ 0 . 1 0 %、

Cr : 0 ~ 0 . 3 0 %、

Cu : 0 ~ 0 . 3 0 %、

Mg : 0 ~ 0 . 0 0 5 0 %、

希土類元素 : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、及び、

残部 : Fe 及び不純物、からなり、式 (1) 及び式 (2) を満たし、

前記ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部において、フェライト分率が 6 0 ~ 9 0 % であり、有効結晶粒径が 1 5 . 0 μ m 以下であり、結晶粒径が 2 0 μ m 以上の結晶粒の面積率である粗大結晶粒率が 2 0 . 0 % 以下であり、

最大径が 3 μ m 以上であり、Ti 及び Nb の合計含有量が 1 0 質量% 以上である粗大特定粒子の個数密度が 5 0 個 / 1 0 0 m m ² 以下であり、

前記ラインパイプ用熱延鋼板の圧延方向に垂直な面を RD 面、圧延面を ND 面、前記 RD 面及び前記 ND 面に垂直な面を TD 面と定義したとき、前記 RD 面とのなす角度が 4 5 ° であり、かつ、前記 TD 面とのなす角度が 4 5 ° である特定面において、{ 1 0 0 } 面の集積度が 1 . 8 5 ~ 3 . 5 0 である。

0 . 3 0 C + Si / 2 4 + Mn / 6 + Ni / 4 0 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 3 + Nb / 3 0 . 3 5 (1)

2 . 0 Ca / S 5 . 0 (2)

ここで、式 (1) 及び式 (2) の各元素記号には、対応する元素の含有量 (質量%) が代入される。

【発明の効果】

【 0 0 1 3 】

本開示によるラインパイプ用電縫鋼管は、優れた低温靱性及び優れた耐 H I C 性を有する。本開示によるラインパイプ用熱延鋼板は、ラインパイプ用電縫鋼管に製管された場合、優れた低温靱性及び優れた耐 H I C 性を有する。

【図面の簡単な説明】

【 0 0 1 4 】

【図 1】図 1 は、本開示によるラインパイプ用電縫鋼管及びラインパイプ用熱延鋼板の連続冷却変態曲線図である。

【図 2】図 2 は、ラインパイプ用電縫鋼管の母材部の肉厚中央部、又は、ラインパイプ用電縫鋼管を製造するためのラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部の微小領域の模式図である。

【図 3】図 3 は、圧延方向に垂直な面を RD 面、圧延面を ND 面、RD 面及び ND 面に垂直な面を TD 面と定義したとき、RD 面とのなす角度が 4 5 ° であり、かつ、TD 面とのなす角度が 4 5 ° である特定面における { 1 0 0 } 面の集積度 ({ 1 0 0 } 集積度) と、- 3 0 で D W T T 試験を行った場合の延性破面率 (%) との関係を示す図である。

10

20

30

40

50

【図4】図4は、本開示によるラインパイプ用熱延鋼板及びラインパイプ用電縫鋼管の製造工程の一例を示すフロー図である。

【図5】図5は、引張試験片の平面図である。なお、図中の数値は寸法（単位：mm）を示す。

【図6】図6は、DWT T試験片の正面図及び側面図である。なお、図中の数値及びtは寸法（単位：mm）を示す。

【発明を実施するための形態】

【0015】

本発明者らは、ラインパイプ用電縫鋼管の低温靱性、及び、耐HIC性について調査及び検討を行った。はじめに、本発明者らは、ラインパイプ用鋼材の低温靱性の調査及び検討を行い、次の知見を得た。

10

【0016】

通常、鋼の強度（又は硬度）と靱性とは相反する。フェライトは軟質な組織である。したがって、鋼の組織がフェライト主体であれば、鋼の低温靱性が高まる。

【0017】

フェライト粒が微細であれば、鋼の低温靱性がさらに高まる。たとえば、フェライト粒を微細にするためには、圧延時の加熱温度を1200以下として、結晶粒の粗大化を抑制する。さらに、圧延後の未再結晶組織（仕上げ圧延工程時の組織）に多数の核生成サイトを生成して、多数の新たなフェライト粒が生成するよう冷却を制御する。この場合、最終的なフェライト粒が微細になり、その結果、鋼の低温靱性が高まる。

20

【0018】

一方、鋼の組織がベイナイト主体であれば、旧オーステナイト粒をそのまま受け継いだ結晶粒の中にラス（細長い組織）が生成するものの、それらの方位はブロックごとに揃い、各ブロックが実質的に一つの結晶粒となる。そのため、ベイナイトにおける結晶粒の大きさは、旧オーステナイト粒の大きさで決まる。そのため、結晶粒が粗大化しやすく、低温靱性が低下しやすい。したがって、本開示によるラインパイプ用電縫鋼管では、組織をフェライト主体とする。化学組成が、質量%で、C：0.010～0.060%、Si：0.05～0.30%、Mn：0.50～2.00%、P：0～0.030%、S：0超～0.0010%、Al：0.010～0.035%、N：0.0010～0.0080%、Nb：0.010～0.080%、Ti：0.005～0.030%、Mo：0.10～0.30%、O：0～0.0030%、Ca：0超～0.0050%、Ni：0～0.50%、V：0～0.10%、Cr：0～0.30%、Cu：0～0.30%、Mg：0～0.0050%、希土類元素：0～0.0100%、及び、残部：Fe及び不純物、からなる場合、後述の製造工程を実施することで、フェライト主体のミクロ組織が得られる。

30

【0019】

C、Si、Mn、Ni、Cr、Mo、V、及びNbはいずれも、ラインパイプ用電縫鋼管の連続冷却変態曲線図（Continuous Cooling Transformation Diagram：CCT線図）のS曲線（フェライト領域、パーライト領域、及び、ベイナイト領域）に影響を与える。

40

【0020】

$F1 = C + Si / 24 + Mn / 6 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 3 + Nb / 3$ と定義する。F1が低すぎれば、CCT線図のS曲線は左側にシフトし過ぎる。この場合、鋼の低温靱性が低下する。この理由は次のとおりである。

【0021】

オーステナイトからフェライトに変態する際の駆動力（相変態の駆動力）の大きさは、鋼材温度に相関する。鋼材温度が高い場合、相変態の駆動力は小さい。そのため、フェライト変態核は生成されにくい。さらに、鋼材温度が高いため、フェライト粒の成長は速い。その結果、フェライト粒が粗大化する。一方、鋼材温度が低い場合、相変態の駆動力は大きい。そのため、フェライト変態核が生成されやすい。さらに、鋼材温度が低いため、

50

フェライト粒の成長は遅い。その結果、フェライト粒が微細化する。したがって、CCT線図において、鋼材温度が高い状態でフェライトノーズ（フェライト領域）に入れば、フェライト粒が粗大化しやすい。一方、鋼材温度がある程度低い状態でフェライトノーズ（フェライト領域）に入れば、フェライト粒が微細化しやすい。

【0022】

F1が低すぎて、CCT線図のS曲線が左側にシフトし過ぎた場合、鋼材温度が高い状態でフェライト領域に入る。そのため、上記のとおり、フェライト粒が粗大化して、有効結晶粒径が大きくなる。さらに、混粒組織になりやすいため、粗大結晶粒率が大きくなる。この場合、鋼の低温靱性が低下する。F1が低すぎればさらに、焼入れ性が低下して十分な強度が得られない。

10

【0023】

一方、F1が高すぎれば、S曲線が右側にシフトし過ぎる。この場合、冷却曲線がフェライトノーズにかかりにくくなる。その結果、ベイナイト、マルテンサイト等の硬質組織の生成量が多くなり、組織中のフェライト分率が低下する。その結果、鋼の低温靱性が低下する。

【0024】

図1は、本開示によるラインパイプ用電縫鋼管及びラインパイプ用熱延鋼板の連続冷却変態曲線図（CCT線図）である。図1は、化学組成が、質量%で、C：0.010～0.060%、Si：0.05～0.30%、Mn：0.50～2.00%、P：0～0.030%、S：0超～0.0010%、Al：0.010～0.035%、N：0.0010～0.0080%、Nb：0.010～0.080%、Ti：0.005～0.030%、Mo：0.10～0.30%、O：0～0.0030%、Ca：0超～0.0050%、Ni：0～0.50%、V：0～0.10%、Cr：0～0.30%、Cu：0～0.30%、Mg：0～0.0050%、希土類元素：0～0.0100%、及び、残部：Fe及び不純物、からなる鋼材におけるCCT線図の一例である。図1中、Fはフェライトノーズ、Pはパーライトノーズ、及びBはベイナイトノーズを示す。

20

【0025】

図1において、F1が0.30～0.35であれば、各相のS曲線（フェライト、パーライト、ベイナイト）がCCT線図において適度な位置に配置される。この場合、図1中の冷却曲線C1のように、主としてフェライト領域を通して冷却することができる。そのため、フェライト主体の組織を生成でき、高い低温靱性を得ることができる。したがって、上述の化学組成が式(1)を満たせば、ミクロ組織をフェライト主体とすることができ、かつ、フェライト粒を微細化でき、粗大なフェライト粒の割合を抑制できると本発明者らは考えた。

30

$$0.30 < C + Si / 24 + Mn / 6 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 3 + Nb / 3 < 0.35 \quad (1)$$

【0026】

本発明者らはさらに、ラインパイプ用電縫鋼管の耐HIC性について検討を行った。耐HIC性を高めるために、Caを含有して、鋼中のMnSの形態を制御することにより、MnSへの水素の集積を抑制して、MnSが割れの起点となることを抑制できる。そこで、上述の式(1)を満たす化学組成において、MnSの形態を制御するためには、S含有量に対するCa含有量の比（つまり、Ca/S）を適切な範囲とすることが重要であると本発明者らは考えた。本発明者らがさらに検討した結果、上述の式(1)を満たす化学組成において、さらに、式(2)を満たせば、低温靱性を高めつつ、耐HIC性を高めることができることが分かった。

40

$$2.0 < Ca / S < 5.0 \quad (2)$$

【0027】

本発明者らはさらに、上述の化学組成による調整だけでなく、ミクロ組織も制御することにより、さらなる低温靱性の向上が可能と考えた。そこで、本発明者らは、式(1)及び式(2)を満たす上述の化学組成を有するラインパイプ用電縫鋼管において、さらなる低

50

温靱性の向上について検討を行った。その結果、本発明者らは、次の知見を得た。

【0028】

上述のとおり、ラインパイプの内部は、天然ガスや原油等の流体（気体又は液体）が高圧で充填されており、最大応力は鋼管の周方向に作用する。そのため、き裂が発生した場合、き裂はラインパイプ用電縫鋼管の軸方向に沿って伝播しやすい。つまり、ラインパイプ用電縫鋼管において、割れは、電縫鋼管の軸方向に沿って発生しやすい。

【0029】

ところで、ラインパイプ用電縫鋼管は次の方法で製造される。成形ロールを用いてラインパイプ用熱延鋼板を円筒状の素管（オープンパイプ）に成形する。成形された素管では、熱延鋼板の板幅方向（以下、TD方向ともいう）が、素管の周方向となるように成形されている。素管の突合せ部を電縫溶接して、ラインパイプ用電縫鋼管を製造する。つまり、ラインパイプ用電縫鋼管においては、管軸方向が圧延方向（以下、RD方向ともいう）であり、電縫鋼管の周方向が、熱延鋼板のTD方向に相当する。上記のとおり、ラインパイプ用電縫鋼管において、き裂はRD方向、つまりラインパイプ用電縫鋼管の軸方向に伝播しやすい。

10

【0030】

そこで、本発明者らは、ラインパイプ用電縫鋼管の低温靱性を高めるためには、ラインパイプ用電縫鋼管の軸方向に相当するRD方向のき裂の伝播を抑制すればよいと考えた。そこで、本発明者らは、RD方向へのき裂の伝播を抑制する方法を検討した。

【0031】

本発明者らは、き裂の伝播抑制方法として、鋼の集合組織に着目した。

20

【0032】

上述のとおり、式（1）及び式（2）を満たす上述の化学組成を有する本開示によるラインパイプ用電縫鋼管のミクロ組織は、フェライトが主体である。フェライトは体心立方構造を有する。そのため、鋼の集合組織において、 $\{110\}$ 面及び $\{111\}$ 面と比較して、 $\{100\}$ 面に沿ってき裂が伝播しやすく、 $\{100\}$ 面で剥離が生じやすい。

【0033】

以上の検討結果から、本発明者らは、フェライト結晶粒における $\{100\}$ 面の法線が、RD方向と垂直である場合、つまり、 $\{100\}$ 面がRD方向に沿って延びている場合、き裂が伝播しやすいと考えた。そして、 $\{100\}$ 面の法線を、RD方向と垂直な方向から 45° 傾ければ、き裂の伝播を抑制できると考えた。 $\{100\}$ 面の法線とRD方向とがなす角が 45° の場合、 $\{100\}$ 面の延在方向を、き裂が伝播しやすい方向であるRD方向から最も大きく傾ける（離す）ことができるからである。以下、この点について、より具体的に説明する。

30

【0034】

図2は、ラインパイプ用電縫鋼管の母材部の肉厚中央部、又は、ラインパイプ用電縫鋼管を製造するためのラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部の微小領域の模式図である。図2を参照して、圧延方向に垂直な面をRD面、圧延面をND面、RD面及びND面に垂直な面をTD面と定義する。また、RD面の法線をRD方向、ND面の法線をND方向、TD面の法線をTD方向と定義する。RD方向は圧延方向に相当する。TD方向は熱延鋼板における板幅方向に相当し、ラインパイプ用電縫鋼管における周方向に相当する。ND方向は板厚方向及び肉厚方向に相当する。

40

【0035】

なお、ラインパイプ用電縫鋼管の場合、周方向は湾曲しているが、上述の微小領域では、円周方向はほぼ直線であり、実質的に直線のTD方向に一致する。そのため、図2で示す特定面は、ラインパイプ用電縫鋼管においても、同様に示される。

【0036】

図2の微小領域において、圧延方向に垂直な面をRD面、圧延面をND面、RD面及びND面に垂直な面をTD面と定義したとき、RD面とのなす角度が 45° であり、かつ、TD面とのなす角度が 45° である面、つまり、法線がRD方向に対して 45° となる面

50

を、特定面と定義する。図2では、特定面の一例として、法線とRD方向とがなす角度が45°であり、かつ、法線とTD方向とのなす角度が45°である特定面を示している。45°での特定面において、{100}面の集積度を高めれば、つまり、特定面において、{100}面が特定面と平行な結晶粒(以下、{100}結晶粒という)の割合が多くなれば、{100}面がRD方向に沿った結晶粒の割合が減少する。その結果、RD方向に沿ったき裂の進展を抑制できると、本発明者らは考えた。

【0037】

以上の考えに基づいて、本発明者らは、特定面における{100}面の集積度と、-30でDWT T試験を行った場合の延性破面率(%)との関係について調査を行った。

【0038】

図3は、圧延方向に垂直な面をRD面、圧延面をND面、RD面及びND面に垂直な面をTD面と定義したとき、RD面とのなす角度が45°であり、かつ、TD面とのなす角度が45°である特定面における{100}面の集積度と、-30でDWT T試験を行った場合の延性破面率(%)との関係を示す図である。図3は次の方法により得られた。

【0039】

後述の実施例における表1に示す鋼Aの組成を有するスラブを用いて、ラインパイプ用電縫鋼管を製造した。具体的にはスラブを加熱炉で、1200~1280の温度に加熱した。加熱されたスラブに対して粗圧延を実施した。粗圧延の最終スタンド出側の温度 T_0 ()は900~985、及び、粗圧延終了直後から仕上げ圧延開始までの時間 t_0 (s)は50~230sであった。粗圧延後、760~800で仕上げ圧延を行って、熱延鋼板を製造した。仕上げ圧延後の熱延鋼板に対して、ランアウトテーブル(ROT: Run Out Table)での冷却を実施した。以上の製造工程によりラインパイプ用熱延鋼板を製造した。ラインパイプ用熱延鋼板を用いて上述の方法で製管し、外径が304.8~660.4mm、肉厚12~25mmのラインパイプ用電縫鋼管を製造した。

【0040】

後述の方法に基づいて、EBSD(Electron Back Scatter Diffraction Patterns: 後方散乱電子線回折)法を用いて、特定面における{100}面の集積度を測定した。EBSD法での測定条件は倍率を400倍とした。また、視野面積を200 μm ×500 μm とし、測定ステップを0.3 μm とした。

【0041】

さらに、ラインパイプ用電縫鋼管に対して低温靱性試験を実施した。具体的には、API 5L3の規定に準拠して、-30でDWT T試験を行い、延性破面率を求めた。特定面における{100}面の集積度と、得られた延性破面率とを用いて、図3を作成した。

【0042】

図3を参照して、特定面での{100}面の集積度の増加に伴い、延性破面率は顕著に高まる。そして、{100}集積度が1.50を超えれば、延性破面率が85%以上となる。そして、{100}集積度が1.50以上となれば、{100}集積度が高くなっても、延性破面率はそれほど大きく変化しなかった。つまり、特定面での{100}集積度に対する延性破面率は、{100}集積度=1.50付近で変曲点を有した。特定面における{100}面の集積度が1.50以上であれば、延性破面率が85%以上となり、低温靱性に優れたラインパイプ用電縫鋼管が得られることを、本発明者らは初めて知見した。

【0043】

そこで、本発明者らは、さらなるDWT T保証温度の低下を目指した。具体的には、本発明者らは、ラインパイプ用電縫鋼管のDWT T保証温度を-40以下にする方法について種々調査・検討した。

【0044】

ラインパイプ用鋼管の製造工程中、最大径が3 μm 以上であり、Ti及びNbの合計含有量が10質量%以上である粗大特定粒子(以下、単に粗大特定粒子ともいう)が、鋼の内部に存在する場合がある。粗大特定粒子は、Ti及びNbの合計含有量が10質量%以上である特定粒子のうち、最大径が3 μm 以上の粒子である。本明細書において、最大径

10

20

30

40

50

とは、各特定粒子において、その特定粒子の外周上に両端がある線分のうち、最も長い線分の長さを意味する。

【 0 0 4 5 】

粗大特定粒子は、たとえば次のように生成すると考えられる。製鋼段階において、Ti Nが介在物として生成する。連続鋳造の凝固時に、Ti NにNbが結合することにより、粗大特定粒子が生成する。粗大特定粒子の生成過程はこれに限られない。粗大特定粒子は、Nb炭窒化物等、Ti炭窒化物等、及び/又はそれらが複合化された粒子であってもよい。本明細書において「炭窒化物等」とは、炭化物、窒化物、及び炭窒化物の総称である。粗大特定粒子は、Ti及びNbの合計含有量が10質量%以上である介在物又は析出物である。粗大特定粒子において、Ti及びNbの合計含有量が10質量%以上であれば、Ti含有量は0質量%であってもよいし、Nb含有量は0質量%であってもよい。

10

【 0 0 4 6 】

粗大特定粒子が鋼の内部に存在する場合、粗大特定粒子は割れの起点となる。その結果、低温靱性が低下する。そのため、DWT T保証温度をさらに低くするためには、鋼の内部に存在する粗大特定粒子を低減する必要がある。

【 0 0 4 7 】

本発明者らは、種々検討した結果、次の知見を得た。粗大特定粒子の個数密度を抑制できれば、固溶Nb及び固溶Tiが増大する。固溶Nb及び固溶Tiはオーステナイトの再結晶を抑制するため、圧延集合組織が発達しやすくなる。その結果、変態後の金属組織において、45°での特定面における{100}面の集積度を飛躍的に高めることができることが分かった。

20

【 0 0 4 8 】

具体的には、粗大特定粒子の個数密度を50個/100mm²以下とすることにより、45°での特定面において、{100}面の集積度を1.85~3.50まで高めることができる。その結果、ラインパイプ用電縫鋼管のDWT T保証温度を-40以下にすることができる。

【 0 0 4 9 】

以上の知見に基づいて完成した本開示によるラインパイプ用電縫鋼管の要旨は次のとおりである。

【 0 0 5 0 】

30

[1] のラインパイプ用電縫鋼管は、
母材部と電縫溶接部とを備えるラインパイプ用電縫鋼管であって、
前記母材部の化学組成は、質量%で、

C : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 6 0 %、

Si : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 0 %、

Mn : 0 . 5 0 ~ 2 . 0 0 %、

P : 0 ~ 0 . 0 3 0 %、

S : 0 超 ~ 0 . 0 0 1 0 %、

Al : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 3 5 %、

N : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 0 8 0 %、

Nb : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 8 0 %、

Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 3 0 %、

Mo : 0 . 1 0 ~ 0 . 3 0 %、

O : 0 ~ 0 . 0 0 3 0 %、

Ca : 0 超 ~ 0 . 0 0 5 0 %、

Ni : 0 ~ 0 . 5 0 %、

V : 0 ~ 0 . 1 0 %、

Cr : 0 ~ 0 . 3 0 %、

Cu : 0 ~ 0 . 3 0 %、

Mg : 0 ~ 0 . 0 0 5 0 %、

40

50

希土類元素：0～0.0100%、及び、

残部：Fe及び不純物、からなり、式(1)及び式(2)を満たし、

前記ラインパイプ用電縫鋼管の前記母材部の肉厚中央部において、フェライト分率が60～90%であり、有効結晶粒径が15.0μm以下であり、結晶粒径が20μm以上の結晶粒の面積率である粗大結晶粒率が20.0%以下であり、

最大径が3μm以上であり、Ti及びNbの合計含有量が10質量%以上である粗大特定粒子の個数密度が50個/100mm²以下であり、

前記ラインパイプ用電縫鋼管の圧延方向に垂直な面をRD面、圧延面をND面、前記RD面及び前記ND面に垂直な面をTD面と定義したとき、前記RD面とのなす角度が45°であり、かつ、前記TD面とのなす角度が45°である特定面において、{100}面の集積度が1.85～3.50である。

$0.30 \leq C + Si / 24 + Mn / 6 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 3 + Nb / 3 \leq 0.35$ (1)

$2.0 \leq Ca / S \leq 5.0$ (2)

ここで、式(1)及び式(2)の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

【0051】

[2]のラインパイプ用電縫鋼管は、

[1]に記載のラインパイプ用電縫鋼管であって、

前記化学組成は、質量%で、

Ni：0超～0.50%、

V：0超～0.10%、

Cr：0超～0.30%、及び、

Cu：0超～0.30%、からなる群から選択される1種又は2種以上を含有する。

【0052】

[3]のラインパイプ用電縫鋼管は、

[1]又は[2]に記載のラインパイプ用電縫鋼管であって、

前記化学組成は、質量%で、

Mg：0.0010～0.0050%、及び、

希土類元素：0.0010～0.0100%、からなる群から選択される1種以上を含有する。

【0053】

[4]のラインパイプ用電縫鋼管は、

[1]～[3]のいずれか1項に記載のラインパイプ用電縫鋼管であって、

軸方向の降伏強度が450～570MPaであり、軸方向の引張強度が535～760MPaである。

【0054】

[5]のラインパイプ用電縫鋼管は、

[1]～[4]のいずれか1項に記載のラインパイプ用電縫鋼管であって、

肉厚が12～25mmであり、外径が304.8～660.4mmである。

【0055】

[6]のラインパイプ用熱延鋼板は、

ラインパイプ用熱延鋼板であって、

化学組成が、質量%で、

C：0.010～0.060%、

Si：0.05～0.30%、

Mn：0.50～2.00%、

P：0～0.030%、

S：0超～0.0010%、

Al：0.010～0.035%、

N : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 0 8 0 %、

N b : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 8 0 %、

T i : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 3 0 %、

M o : 0 . 1 0 ~ 0 . 3 0 %、

O : 0 ~ 0 . 0 0 3 0 %、

C a : 0 超 ~ 0 . 0 0 5 0 %、

N i : 0 ~ 0 . 5 0 %、

V : 0 ~ 0 . 1 0 %、

C r : 0 ~ 0 . 3 0 %、

C u : 0 ~ 0 . 3 0 %、

M g : 0 ~ 0 . 0 0 5 0 %、

希土類元素 : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、及び、

残部 : F e 及び不純物、からなり、式 (1) 及び式 (2) を満たし、

前記ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部において、フェライト分率が 6 0 ~ 9 0 % であり、有効結晶粒径が 1 5 . 0 μ m 以下であり、結晶粒径が 2 0 μ m 以上の結晶粒の面積率である粗大結晶粒率が 2 0 . 0 % 以下であり、

最大径が 3 μ m 以上であり、T i 及び N b の合計含有量が 1 0 質量 % 以上である粗大特定粒子の個数密度が 5 0 個 / 1 0 0 m m ² 以下であり、

前記ラインパイプ用熱延鋼板の圧延方向に垂直な面を R D 面、圧延面を N D 面、前記 R D 面及び前記 N D 面に垂直な面を T D 面と定義したとき、前記 R D 面とのなす角度が 4 5 ° であり、かつ、前記 T D 面とのなす角度が 4 5 ° である特定面において、{ 1 0 0 } 面の集積度が 1 . 8 5 ~ 3 . 5 0 である。

$$0 . 3 0 \quad C + S i / 2 4 + M n / 6 + N i / 4 0 + C r / 5 + M o / 4 + V / 3 + N b / 3 \quad 0 . 3 5 \quad (1)$$

$$2 . 0 \quad C a / S \quad 5 . 0 \quad (2)$$

ここで、式 (1) 及び式 (2) の各元素記号には、対応する元素の含有量 (質量 %) が代入される。

【 0 0 5 6 】

[7] のラインパイプ用熱延鋼板は、

[6] に記載のラインパイプ用熱延鋼板であって、

前記化学組成は、質量 % で、

N i : 0 超 ~ 0 . 5 0 %、

V : 0 超 ~ 0 . 1 0 %、

C r : 0 超 ~ 0 . 3 0 %、及び、

C u : 0 超 ~ 0 . 3 0 %、からなる群から選択される 1 種又は 2 種以上を含有する。

【 0 0 5 7 】

[8] のラインパイプ用熱延鋼板は、

[6] 又は [7] に記載のラインパイプ用熱延鋼板であって、

前記化学組成は、質量 % で、

M g : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 0 5 0 %、及び、

希土類元素 : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、からなる群から選択される 1 種以上を含有する。

【 0 0 5 8 】

以下、本開示によるラインパイプ用電縫鋼管、及びラインパイプ用熱延鋼板について詳述する。ここで、ラインパイプ用熱延鋼板とは、ラインパイプ用電縫鋼管の製造に用いられる熱延鋼板であり、ラインパイプ用電縫鋼管の素材に相当する。なお、本明細書において、元素に関する「 % 」は、特に断りがない限り、質量 % を意味する。

【 0 0 5 9 】

本開示の電縫鋼管は、母材部と、電縫溶接部とを有する。母材部は円筒状であり、電縫溶接部は電縫鋼管の軸方向に平行な方向に延在している。母材部は、電気抵抗溶接時の熱

10

20

30

40

50

影響を受けていない部分である。

【 0 0 6 0 】

[化学組成]

本開示によるラインパイプ用電縫鋼管の母材部の化学組成、及び、ラインパイプ用熱延鋼板の化学組成は、いずれも、次の元素を含有する。

【 0 0 6 1 】

C : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 6 0 %

炭素 (C) は、鋼の強度を高める。C含有量が低すぎれば、この効果が得られない。したがって、C含有量は0.010%以上である。一方、C含有量が高すぎれば、炭化物が生成し、鋼の低温靱性及び延性が低下する。C含有量が高すぎればさらに、溶接性が低下する。したがって、C含有量は0.060%以下である。以上より、本開示において、C含有量は0.010~0.060%である。C含有量の好ましい下限は0.025%であり、さらに好ましくは0.030%である。C含有量の好ましい上限は、0.058%である。

10

【 0 0 6 2 】

Si : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 0 %

シリコン (Si) は、鋼を脱酸する。Si含有量が低すぎれば、この効果が得られない。したがって、Si含有量は0.05%以上である。一方、Si含有量が高すぎれば、鋼の低温靱性が低下する。したがって、Si含有量は、0.30%以下である。以上より、本開示において、Si含有量は0.05~0.30%である。Si含有量の好ましい下限は、0.10%であり、さらに好ましくは0.15%である。Si含有量の好ましい上限は0.25%であり、さらに好ましくは0.21%である。

20

【 0 0 6 3 】

Mn : 0 . 5 0 ~ 2 . 0 0 %

マンガン (Mn) は、鋼の焼入れ性を高め、鋼の強度を高める。Mn含有量が低すぎれば、この効果が得られない。したがって、Mn含有量は0.50%以上である。一方、Mn含有量が高すぎれば、鋼の強度が高くなりすぎ、鋼の低温靱性が低下する。したがって、Mn含有量は2.00%以下である。以上より、本開示において、Mn含有量は、0.50~2.00%である。Mn含有量の好ましい下限は、0.80%であり、さらに好ましくは1.00%である。Mn含有量の好ましい上限は1.80%であり、さらに好ましくは1.50%である。

30

【 0 0 6 4 】

P : 0 ~ 0 . 0 3 0 %

燐 (P) は不純物である。Pは、鋼の低温靱性を低下する。したがって、P含有量はなるべく低い方が好ましい。本開示では、P含有量は0~0.030%である。P含有量の好ましい上限は0.020%であり、さらに好ましくは0.015%である。P含有量は0%であってもよい。しかしながら、P含有量の過剰な低減は、製造コストを高める。したがって、製造コスト低減の観点から、P含有量は、0%超であってもよく、0.001%以上であってもよく、0.005%以上であってもよい。

【 0 0 6 5 】

S : 0 超 ~ 0 . 0 0 1 0 %

硫黄 (S) は不純物である。Sは、Mnと結合してMnSを形成する。MnSは耐HIC性を低下する。MnSはさらに、低温靱性を低下する。したがって、本開示では、S含有量は0超~0.0010%である。S含有量の好ましい上限は0.0009%であり、さらに好ましくは0.0008%である。S含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、S含有量の過剰な低減は、製造コストを高める。したがって、製造コスト低減の観点から、S含有量は0.0001%以上であってもよく、0.0002%以上であってもよく、0.0005%以上であってもよい。

40

【 0 0 6 6 】

Al : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 3 5 %

50

アルミニウム (Al) は、鋼を脱酸する。 Al 含有量が低すぎれば、この効果が得られない。したがって、 Al 含有量は 0.010% 以上である。一方、 Al 含有量が高すぎれば、 Al 窒化物が粗大化し、鋼の低温靱性が低下する。したがって、 Al 含有量は 0.035% 以下である。以上より、本開示において、 Al 含有量は、 0.010 ~ 0.035% である。 Al 含有量の好ましい下限は 0.015% であり、さらに好ましくは 0.020% である。 Al 含有量の好ましい上限は 0.030% である。本明細書において、 Al 含有量は鋼中の全 Al 含有量を意味する。

【 0067 】

N : 0.0010 ~ 0.0080%

窒素 (N) は、窒化物を形成して、加熱工程中のオーステナイト粒の粗大化を抑制する。この場合、圧延工程においてオーステナイト粒が微細化し、変態後の結晶粒が微細になる。その結果、鋼の低温靱性が高まる。 N はさらに、固溶強化により鋼の強度を高める。 N 含有量が低すぎれば、これらの効果が得られない。したがって、 N 含有量は 0.0010% 以上である。一方、 N 含有量が高すぎれば、炭窒化物を粗大化し、鋼の低温靱性を低下する。したがって、 N 含有量は 0.0080% 以下である。以上より、本開示において、 N 含有量は 0.0010 ~ 0.0080% である。 N 含有量の好ましい下限は、 0.0020% であり、さらに好ましくは 0.0025% である。 N 含有量の好ましい上限は 0.0060% であり、さらに好ましくは 0.0050% である。

10

【 0068 】

Nb : 0.010 ~ 0.080%

ニオブ (Nb) は、鋼中の C や N と結合して微細な Nb 炭窒化物等を形成する。本明細書において「炭窒化物等」とは、炭化物、窒化物、及び炭窒化物の総称である。微細な Nb 炭窒化物等は、結晶粒の粗大化を抑制し、有効結晶粒径を小さくする。微細な Nb 炭窒化物等はさらに、オーステナイトの再結晶を抑制するため、圧延集合組織が発達する。これにより、変態後の金属組織において、 45° での特定面における { 100 } 面の集積度が高まる。その結果、鋼の低温靱性が高まる。さらに、微細な Nb 炭窒化物等は、分散強化により鋼の強度を高める。 Nb 含有量が低すぎれば、これらの効果が得られない。したがって、 Nb 含有量は 0.010% 以上である。一方、 Nb 含有量が高すぎれば、 Nb 炭窒化物等が粗大化し、鋼の低温靱性が低下する。したがって、 Nb 含有量は 0.080% 以下である。以上より、本開示において、 Nb 含有量は 0.010 ~ 0.080% である。 Nb 含有量の好ましい下限は、 0.015% であり、さらに好ましくは 0.020% である。 Nb 含有量の好ましい上限は 0.060% であり、さらに好ましくは 0.050% である。

20

【 0069 】

Ti : 0.005 ~ 0.030%

チタン (Ti) は、鋼中の C や N と結合して微細な Ti 炭窒化物等を形成する。 Ti N を形成することにより、固溶した N による鋼の低温靱性の低下を抑制する。さらに、微細な Ti N が分散析出することにより、結晶粒の粗大化を抑制する。さらに、微細な Ti 炭窒化物等は、オーステナイトの再結晶を抑制するため、圧延集合組織は発達する。これにより、変態後の金属組織において、 45° での特定面における { 100 } 面の集積度が高まる。その結果、鋼の低温靱性が高まる。 Ti 含有量が低すぎれば、これらの効果が得られない。したがって、 Ti 含有量は 0.005% 以上である。一方、 Ti 含有量が高すぎれば、 Ti N が粗大化したり、粗大な Ti C が生成したりする。この場合、鋼の低温靱性が低下する。したがって、 Ti 含有量は 0.030% 以下である。以上より、本開示において、 Ti 含有量は 0.005 ~ 0.030% である。 Ti 含有量の好ましい下限は、 0.007% であり、さらに好ましくは 0.010% である。 Ti 含有量の好ましい上限は 0.025% であり、さらに好ましくは 0.019% である。

30

40

【 0070 】

Mo : 0.10 ~ 0.30%

モリブデン (Mo) は、鋼の焼入れ性を高め、鋼の強度を高める。 Mo はさらに、オー

50

ステナイト粒を微細化し、鋼の低温靱性を高める。Mo含有量が低すぎれば、これらの効果が得られない。したがって、Mo含有量は0.10%以上である。一方、Mo含有量が高すぎれば、鋼の現地溶接性が低下する。したがって、Mo含有量は0.30%以下である。以上より、本開示において、Mo含有量は0.10~0.30%である。Mo含有量の好ましい下限は、0.12%であり、さらに好ましくは、0.15%である。Mo含有量の好ましい上限は0.25%であり、さらに好ましくは0.22%である。

【0071】

O: 0~0.0030%

酸素(O)は不純物である。Oは酸化物を形成して、鋼の耐水素誘起割れ性(耐HIC性)を低下する。Oはさらに、鋼の低温靱性を低下する。したがって、O含有量はなるべく低い方が好ましい。本開示において、O含有量は0~0.0030%である。O含有量の好ましい上限は0.0025%である。O含有量は、0%であってもよい。しかしながら、O含有量の過剰な低減は、製造コストを高める。したがって、製造コスト低減の観点から、O含有量は0%超であってもよく、0.0001%以上であってもよく、0.0005%以上であってもよい。

10

【0072】

Ca: 0超~0.0050%

カルシウム(Ca)は、MnSの形態を制御して、球状化する。この場合、鋼の耐HIC性を高め、かつ、鋼の低温靱性を高める。Caが少しでも含有されれば、後述の式(1)及び式(2)を満たすことを条件として、上記効果が得られる。したがって、Ca含有量は0%超である。一方、Ca含有量が高すぎれば、粗大な酸化物系介在物が形成される。この場合、鋼の耐HIC性及び低温靱性が低下する。したがって、Ca含有量は0.0050%以下である。以上より、本開示において、Ca含有量は0超~0.0050%である。Ca含有量の好ましい下限は0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%であり、さらに好ましくは0.0012%である。Ca含有量の好ましい上限は0.0045%であり、さらに好ましくは0.0035%であり、さらに好ましくは0.0030%である。

20

【0073】

本開示によるラインパイプ用電縫鋼管の母材部の化学組成の残部、及び、ラインパイプ用熱延鋼板の化学組成の残部は、Fe及び不純物からなる。ここで、不純物とは、ラインパイプ用電縫鋼管、又は、ラインパイプ用熱延鋼板を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、又は製造環境などから混入されるものであって、本開示のラインパイプ用電縫鋼管及びラインパイプ用熱延鋼板に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

30

【0074】

[任意元素について]

上述のラインパイプ用電縫鋼管の母材部の化学組成、及び、ラインパイプ用熱延鋼板の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、Ni、V、Cr及びCuからなる群から選択される1種又は2種以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも、鋼の強度を高める。

【0075】

Ni: 0~0.50%

ニッケル(Ni)は、任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Niは鋼の焼入れ性を高め、鋼の強度を高める。しかしながら、Ni含有量が高すぎれば、この効果が飽和する。したがって、Ni含有量は0~0.50%である。Ni含有量は0%であってもよい。Ni含有量の好ましい下限は、0超であり、さらに好ましくは0.01%であり、さらに好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.07%である。Ni含有量の好ましい上限は0.25%であり、さらに好ましくは0.15%である。

40

【0076】

V: 0~0.10%

バナジウム(V)は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、V含有量は0%

50

であってもよい。含有される場合、Vは鋼中のCやNと結合して微細な炭窒化物を形成し、鋼の強度を高める。微細なV炭窒化物はさらに、結晶粒の粗大化を抑制して鋼の低温靱性を高める。Vが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、V含有量が高すぎれば、V炭窒化物が粗大化し、鋼の低温靱性が低下する。したがって、V含有量は、0～0.10%である。V含有量の好ましい下限は0超であり、さらに好ましくは0.01%であり、さらに好ましくは0.02%である。V含有量の好ましい上限は0.08%であり、さらに好ましくは0.07%である。

【0077】

Cr：0～0.30%

クロム(Cr)は、任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Cr含有量は0%であってもよい。含有される場合、Crは鋼の焼入れ性を高め、鋼の強度を高める。Crが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、Cr含有量が高すぎれば、焼入れ性が高くなりすぎて鋼の低温靱性が低下する。したがって、Cr含有量は0～0.30%である。Cr含有量の好ましい下限は0超であり、さらに好ましくは0.01%である。Cr含有量の好ましい上限は0.20%であり、さらに好ましくは0.10%であり、さらに好ましくは0.05%である。

10

【0078】

Cu：0～0.30%

銅(Cu)は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Cu含有量は0%であってもよい。含有される場合、Cuは鋼の焼入れ性を高め、鋼の強度を高める。Cuが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、Cu含有量が高すぎれば、焼入れ性が高くなりすぎて鋼の低温靱性が低下する。したがって、Cu含有量は0～0.30%である。Cu含有量の好ましい下限は0超であり、さらに好ましくは0.01%であり、さらに好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.10%である。Cu含有量の好ましい上限は0.25%であり、さらに好ましくは0.20%である。

20

【0079】

上述のラインパイプ用電縫鋼管の母材部の化学組成、及び、ラインパイプ用熱延鋼板の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、Mg及び希土類元素からなる群から選択される1種以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも、鋼を脱酸及び脱硫する。

【0080】

Mg：0～0.0050%

マグネシウム(Mg)は、任意の元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Mg含有量は0%であってもよい。含有される場合、Mgは、脱酸剤及び脱硫剤として機能する。また、Mgはさらに、微細な酸化物を生じて、熱影響部(HAZ)の靱性の向上にも寄与する。Mgが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、Mg含有量が高すぎれば、酸化物が凝集又は粗大化し易くなる。その結果、耐HIC性が低下したり、母材部又は溶接熱影響部の靱性が低下したりする。したがって、Mg含有量は0～0.0050%である。Mg含有量の好ましい下限は0.0010%である。Mg含有量の好ましい上限は0.0030%である。

30

【0081】

希土類元素：0～0.0100%

希土類元素(REM)は、任意の元素であり、含有されなくてもよい。つまり、REM含有量は0%であってもよい。含有される場合、REMは、脱酸剤及び脱硫剤として機能する。しかしながら、REM含有量が高すぎれば、粗大な酸化物が生成される。その結果、耐HIC性が低下したり、母材部又は溶接熱影響部の靱性が低下したりする。したがって、REM含有量は0～0.0100%である。REM含有量の好ましい下限は0.0010%である。REM含有量の好ましい上限は0.0070%であり、さらに好ましくは0.0050%である。

40

【0082】

ここで、REMとは、原子番号21のスキャンジウム(Sc)、原子番号39番のイット

50

リウム (Y)、ランタノイドである原子番号 57 番のランタン (L a) ~ 原子番号 71 番のルテチウム (L u) 及び、アクチノイドである原子番号 89 番のアクチニウム (A c) ~ 103 番のローレンシウム (L r) からなる群から選択される 1 種以上の元素である。複数種類の R E M が含有される場合、上記 R E M の含有量は、複数種類の R E M の合計含有量を意味する。

【 0083 】

[式 (1) について]

上述の化学組成はさらに、式 (1) を満たす。

$$0.30 \leq C + Si / 24 + Mn / 6 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 3 + Nb / 3 \leq 0.35 \quad (1)$$

10

ここで、式 (1) の各元素記号には、対応する元素の含有量 (質量 %) が代入される。また、式 (1) 中の元素記号に対応する元素が含有されていない場合、式 (1) 中の対応する元素記号には「 0 」が代入される。

【 0084 】

上述のとおり、本開示によるラインパイプ用電縫鋼管の母材部、及び、ラインパイプ用熱延鋼板の化学組成において、C、Si、Mn、Ni、Cr、Mo、V、及びNb含有量はCCT線図のS曲線に影響する。

【 0085 】

$F1 = C + Si / 24 + Mn / 6 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 3 + Nb / 3$ と定義する。F1 が低すぎれば、図 1 に示す CCT 線図のフェライト、パーライト及びベイナイトの S 曲線が、図中の左側にシフトし過ぎる。この場合、鋼の低温靱性が低下する。この理由は次のとおりである。

20

【 0086 】

冷却過程において、オーステナイトからフェライトに変態する際の駆動力 (相変態の駆動力) の大きさは、鋼材温度に相関する。CCT 線図において、鋼材温度が高い状態でフェライトノーズ (フェライト領域) に入る場合、相変態の駆動力は小さい。そのため、フェライト変態核は生成されにくい。しかしながら鋼材温度が高いため、フェライト粒の成長は早い。したがって、フェライト粒が粗大化する。一方、鋼材温度が低い状態でフェライトノーズ (フェライト領域) に入る場合、相変態の駆動力は大きい。そのため、フェライト変態核が生成されやすい。さらに、鋼材温度が低いため、フェライト粒の成長は遅い。したがって、フェライト粒が微細化する。

30

【 0087 】

F1 が低すぎて CCT 線図中のフェライト、パーライト及びベイナイトの S 曲線が左側にシフトし過ぎた場合、鋼材温度が高い状態でフェライト領域に入る。この場合、フェライト粒が粗大化して、有効結晶粒径が大きくなる。さらに、混粒組織になりやすいため、粗大結晶粒率が大きくなる。その結果、鋼の低温靱性が低下する。F1 が低すぎればさらに、焼入れ性が低下して十分な強度が得られない。F1 が低すぎればさらに、{ 100 } 面の集積度が低下する。

【 0088 】

一方、F1 が高すぎれば、CCT 線図中のフェライト、パーライト及びベイナイトの S 曲線が右側 (長時間側) にシフトする。この場合、ベイナイトやマルテンサイトといった硬質組織が生成しやすくなり、組織中のフェライト分率が低下する。この場合、鋼の低温靱性が低下する。F1 が高すぎればさらに、鋼の焼入れ性が高くなりすぎ、鋼の低温靱性が低下する。F1 が高すぎればさらに、粗大結晶粒率が高くなる。

40

【 0089 】

F1 が 0.30 ~ 0.35 であれば、図 1 に示す冷却曲線 C1 を実施した場合において、フェライト、パーライト及びベイナイトの S 曲線が適切な位置に配置されている。そのため、製造工程において、冷却曲線 C1 に沿って鋼板を冷却した場合、ラインパイプ用熱延鋼板の厚さ中央部、及び、ラインパイプ用電縫鋼管の肉厚中央部において、フェライト分率を 60 ~ 90 % にすることができ、鋼の低温靱性を高めることができる。

50

【 0 0 9 0 】

[式 (2) について]

上述の化学組成はさらに、式 (2) を満たす。

$$2.0 \leq Ca / S \leq 5.0 \quad (2)$$

ここで、式 (2) の元素記号には、対応する元素の含有量 (質量 %) が代入される。

【 0 0 9 1 】

$F2 = Ca / S$ と定義する。F2 は、耐 HIC 性の指標である。式 (1) を満たす上述の化学組成であっても、F2 が 2.0 未満であれば、MnS の形態を十分に制御できず、球状化しにくい。そのため、耐 HIC 性が低下する。一方、F2 が 5.0 を超えれば、粗大な Ca 系酸化物が生成して、低温靱性を低下する。したがって、F2 は 2.0 ~ 5.0 である。F2 の好ましい下限は 2.1 であり、さらに好ましくは 2.2 である。F2 の好ましい上限は 4.9 であり、さらに好ましくは 4.8 である。

10

【 0 0 9 2 】

[フェライト分率について]

本開示によるラインパイプ用電縫鋼管の母材部の肉厚中央部のミクロ組織、及び、ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部のミクロ組織は、フェライト、ベイナイト、及び、パーライトからなり、残部は、析出物及び/又は介在物である。ここで、肉厚中央部とは、肉厚を t mm と定義した場合、肉厚中央位置から肉厚方向に $\pm 20\%$ の範囲を意味する。また、板厚中央部とは、板厚を t mm と定義した場合、板厚中央位置から板厚方向に $\pm 20\%$ の範囲を意味する。

20

【 0 0 9 3 】

上述のとおり、鋼の厚さ中央部の組織のフェライト分率が 60% 以上であれば、有効結晶粒径が $15.0 \mu\text{m}$ 以下であり、粗大結晶粒率が 20.0% 以下であることを前提として、鋼の低温靱性が高まる。フェライト分率が 60% 未満の場合、低温靱性が低下する。また、C を含有する本開示における化学組成において、フェライト分率の上限は 90% である。したがって、本開示によるラインパイプ用電縫鋼管の母材部の肉厚中央部のミクロ組織、及び、本開示によるラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部のミクロ組織において、フェライト分率は 60 ~ 90% である。フェライト分率の好ましい下限は 65% であり、さらに好ましくは 70% であり、さらに好ましくは 75% である。

【 0 0 9 4 】

フェライト分率は、次の方法で測定される。ラインパイプ用電縫鋼管の場合、ラインパイプ用電縫鋼管の母材部のうち電縫溶接部から周方向に 90° ずれた位置の肉厚中央部から、試料を採取する。ラインパイプ用熱延鋼板の場合、ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部から、試料を採取する。

30

【 0 0 9 5 】

採取された試料の観察面をコロイダルシリカ研磨剤で 30 ~ 60 分研磨する。研磨された試料に対して、EBS-P-OIM (商標) を用いた KAM (Kernel Average Misorientation) 法により、次の方法でフェライト分率 (%) を求める。なお、KAM 法によるフェライト分率を測定するときの観察視野面は、RD 方向に $200 \mu\text{m}$ 、ND 方向に $500 \mu\text{m}$ の矩形とする。観察倍率は 400 倍とし、測定ステップは $0.3 \mu\text{m}$ とする。

40

【 0 0 9 6 】

KAM 法では、測定データのうち、任意のひとつの正六角形のピクセルを中心のピクセルとする。この中心のピクセルに隣り合う 6 個のピクセルを用いた第一近似 (全 7 ピクセル)、又は、これらの 6 個のピクセルのさらにその外側の 12 個のピクセルも用いた第二近似 (全 19 ピクセル)、又は、これら 12 個のピクセルのさらに外側の 18 個のピクセルも用いた第三近似 (全 37 ピクセル) について、各ピクセル間の方位差を求める。求めた方位差を平均し、得られた平均値をその中心のピクセルの値とする。この操作をピクセル全体に対して行う。本開示では、第三近似により隣接するピクセル間の方位差 5° 以下となるものを表示させる。本開示では、視野範囲の全面積に対する、方位差第三近似 1°

50

以下と算出されたピクセルの面積分率をフェライト分率と定義する。方位差第三近似 1° を超えるものは、ベイナイト等のフェライト以外の組織とする。

【0097】

[有効結晶粒径について]

本開示ではさらに、ラインパイプ用電縫鋼管の母材部の肉厚中央部のミクロ組織、及び、ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部でのミクロ組織において、有効結晶粒径が $15.0 \mu\text{m}$ 以下である。有効結晶粒径が大きすぎれば、鋼の低温靱性が低下する。本開示では、上述の有効結晶粒径が $15.0 \mu\text{m}$ 以下であるため、優れた低温靱性が得られる。有効結晶粒径の好ましい上限は、 $14.0 \mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $13.0 \mu\text{m}$ である。

【0098】

有効結晶粒径は、E B S P - O I M を用いて測定する。具体的には、フェライト分率の測定と同様に試料を採取及び研磨する。研磨された試料を E B S P - O I M を用いて解析する。より具体的には、測定ステップ ($0.3 \mu\text{m}$) ごとの方位測定で、隣り合う測定点の方位差が、 15° を超えた位置を粒界とする。 15° は大傾角粒界の閾値であり、一般的に結晶粒界として認識されている。粒界に囲まれた領域を結晶粒として、その粒径及び結晶粒の表面積を求める。得られた粒径及び表面積からエリア平均粒径を求める。具体的には、粒界に囲まれた領域を結晶粒と定義し、結晶粒の円相当径を結晶粒径と定義したとき、結晶粒径ごとの個数分布にその粒径の平均面積を乗じたものの分布をとったときの平均値 (平均面積に該当する粒径) をエリア平均粒径と定義する。本明細書中において、求めたエリア平均粒径を有効結晶粒径とする。なお、視野範囲は、肉厚中央部を中心として、 $200 \mu\text{m}$ (RD方向) \times $500 \mu\text{m}$ (ND方向) とする。観察倍率は400倍とし、測定ステップは $0.3 \mu\text{m}$ とする。

【0099】

[粗大結晶粒率について]

本開示ではさらに、ラインパイプ用電縫鋼管の母材部の肉厚中央部のミクロ組織、及び、ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部でのミクロ組織において、結晶粒径が $20 \mu\text{m}$ 以上のフェライト結晶粒の面積率である「粗大結晶粒率」が 20.0% 以下である。結晶粒が粗大である場合、鋼の低温靱性が低下する。粗大結晶粒率が 20.0% 以下であれば、優れた低温靱性が得られる。粗大結晶粒率の好ましい上限は、 18.0% であり、さらに好ましくは 15.0% である。粗大結晶粒率は低い程好ましい。

【0100】

粗大結晶粒率は、E B S P - O I M を用いて測定する。フェライト分率の測定と同様に試料を採取及び研磨する。研磨された試料を E B S P - O I M を用いて解析する。視野範囲は、肉厚中央部 (又は板厚中央部) を中心として、 $200 \mu\text{m}$ (RD方向) \times $500 \mu\text{m}$ (ND方向) とする。観察倍率は400倍とし、測定ステップは $0.3 \mu\text{m}$ とする。E B S P - O I M 測定において観察した測定対象の視野範囲の面積を N 、粗大結晶粒の面積を n とし、式 (3) に代入することで求めることができる。

$$\text{粗大結晶粒率} (\%) = (n / N) \times 100 \quad (3)$$

【0101】

[粗大特定粒子について]

本開示では、ラインパイプ用電縫鋼管の母材部の肉厚中央部のミクロ組織、及び、ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部でのミクロ組織において、最大径が $3 \mu\text{m}$ 以上であり、Ti 及び Nb の合計含有量が 10 質量% 以上である粗大特定粒子の個数密度は、 50 個 / 100mm^2 以下である。本明細書において、最大径とは、各特定粒子において、その特定粒子の外周上に両端がある線分のうち、最も長い線分の長さを意味する。

【0102】

粗大特定粒子は、Nb 炭窒化物等、Ti 炭窒化物等、及び / 又はそれらが複合化された粒子であってもよい。本明細書において「炭窒化物等」とは、炭化物、窒化物、及び炭窒化物の総称である。粗大特定粒子は、Ti 及び Nb の合計含有量が 10 質量% 以上である介在物又は析出物である。粗大特定粒子において、Ti 及び Nb の合計含有量が 10 質量

10

20

30

40

50

%以上であれば、Ti含有量は0質量%であってもよいし、Nb含有量は0質量%であってもよい。

【0103】

粗大特定粒子が鋼の内部に存在する場合、粗大特定粒子は割れの起点となる。その結果、低温靱性が低下する。そのため、DWT T保証温度をさらに低くするためには、鋼の内部に存在する粗大特定粒子を低減する必要がある。

【0104】

粗大特定粒子の個数密度を抑制すれば、固溶Nb及び固溶Tiが増大する。固溶Nb及び固溶Tiはオーステナイトの再結晶を抑制するため、圧延集合組織が発達しやすくなる。その結果、変態後の金属組織において、45°での特定面における{100}面の集積度を飛躍的に高めることができる。

10

【0105】

粗大特定粒子の個数密度が50個/100mm²を超える場合、粗大特定粒子は割れの起点となる。粗大特定粒子の個数密度が50個/100mm²を超える場合さらに、45°での特定面において、{100}面の集積度が低下する。その結果、低温靱性が低下する。したがって、粗大特定粒子の個数密度は50個/100mm²以下である。粗大特定粒子の個数密度は低い程好ましい。

【0106】

粗大特定粒子の個数密度は、走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて測定する。ここで、鋼の中央部は、鋼材表面付近に比べて、冷却速度が遅い部分である。つまり、鋼の中央部は、最後に凝固する部分である。そのため、粗大特定粒子は、鋼の中央部に集中しやすい。鋼の中央部は、ラインパイプ用熱延鋼板の場合、板厚中央部となる。鋼の中央部はまた、ラインパイプ用電縫鋼管に製造された場合、ラインパイプ用電縫鋼管の肉厚中央部となる。したがって、ラインパイプ用電縫鋼管の場合、電縫溶接部から周方向に90°ずれた位置の肉厚中央部から、試料を採取する。ラインパイプ用熱延鋼板の場合、ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部から、試料を採取する。採取された試料の観察面をコロイダルシリカ研磨剤で30~60分研磨する。研磨された試料を、SEMを用いて観察する。観察範囲は、肉厚中央部(又は板厚中央部)を中心として、10mm(RD方向)×5mm(ND方向)とする。観察倍率は400倍とする。SEM画像において、最大径が3µm以上であり、かつ、エネルギー分散型蛍光X線分析装置(EDS)を用いた定量分析により、Ti及びNbの合計含有量が10質量%以上である粒子を粗大特定粒子として特定する。観察範囲に存在する粗大特定粒子の個数を数え、観察範囲の面積で除することにより、粗大特定粒子の個数密度を求める。

20

30

【0107】

[特定面における{100}面の集積度: 1.85~3.50]

本開示ではさらに、ラインパイプ用電縫鋼管の母材部の肉厚中央部、及び、ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部において、圧延方向に垂直な面をRD面、圧延面をND面、RD面及びND面に垂直な面をTD面と定義したとき、RD面とのなす角度が45°であり、かつ、TD面とのなす角度が45°である特定面において、{100}面の集積度が1.85~3.50である。本開示においては、粗大特定粒子の個数密度が50個/100mm²以下であるため、45°での特定面において、{100}面の集積度を1.85~3.50とすることができる。45°での特定面において、{100}面の集積度が1.85~3.50であることにより、RD方向のき裂の伝播が抑制され、ラインパイプ用電縫鋼管、及び、ラインパイプ用熱延鋼板の低温靱性がさらに高まる。具体的には、ラインパイプ用電縫鋼管のDWT T保証温度を-40以下にすることができる。

40

【0108】

特定面における{100}面の集積度が1.85未満の場合、低温靱性が急速に低下する。一方、特定面における{100}面の集積度が1.85以上である場合、-40のDWT T試験において延性破面率を85%以上に維持することができ、優れた低温靱性を示す。なお、{100}集積度の上限は特に限定されないが、-40のDWT T保証温

50

度において、3.50以下であれば十分である。したがって、特定面における{100}面の集積度は1.85～3.50である。特定面における{100}面の集積度の好ましい下限は1.90であり、さらに好ましくは1.95であり、さらに好ましくは2.00であり、さらに好ましくは2.50である。{100}面の集積度の好ましい上限は3.40である。

【0109】

[特定面における{100}面の集積度の測定方法]

特定面における{100}面の集積度は、EBSP-OIM(商標)を用いて測定する。具体的には、ラインパイプ用電縫鋼管の場合、ラインパイプ用電縫鋼管の母材部のうち電縫溶接部から周方向に90°ずれた位置の肉厚中央部から、試料を採取する。ラインパイプ用熱延鋼板の場合、ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部から、試料を採取する。採取された試料をコロイダルシリカ研磨剤で30～60分研磨する。研磨された試料について、EBSP-OIMのEBSD法を用いて解析する。EBSD法での測定条件は、倍率：400倍、視野面積：200μm×500μm、測定ステップ：0.3μmとする。EBSD測定により、球面調和関数法を用いて、RD面とのなす角度が45°であり、かつ、TD面とのなす角度が45°である特定面に垂直な方向に対する逆極点図のTexture解析を実施して、RD面とのなす角度が45°であり、かつ、TD面とのなす角度が45°である特定面における{100}面の集積度を求める。

10

【0110】

なお、微視的には、ラインパイプ用電縫鋼管の円周方向は、ラインパイプ用熱延鋼板のTD方向と一致する。そのため、図1で示す特定面は、ラインパイプ用電縫鋼管においても、同様に示される。したがって、ラインパイプ用鋼材がラインパイプ用電縫鋼管又はラインパイプ用熱延鋼板であるかに関わらず、{100}集積度は同様に測定される。

20

【0111】

ラインパイプ用電縫鋼管の母材部の肉厚中央部のミクロ組織、又は、ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部のミクロ組織において、フェライト分率が60～90%であり、フェライト結晶粒の有効結晶粒径が15.0μm以下であり、粗大結晶粒率が20.0%以下であり、粗大特定粒子の個数密度が50個/100mm²以下であり、さらに、圧延方向に垂直な面をRD面、圧延面をND面、RD面及びND面に垂直な面をTD面と定義したとき、RD面とのなす角度が45°であり、かつ、TD面とのなす角度が45°である特定面での{100}面の集積度が1.85～3.50であれば、DWT T保証温度を-40

30

以下とすることができ、優れた低温靱性が得られる。

【0112】

[ラインパイプ用電縫鋼管の軸方向の降伏強度YS]

本開示によるラインパイプ用電縫鋼管において、母材部のRD方向、つまり、電縫鋼管の軸方向の好ましい降伏強度YSは450～570MPaである。軸方向の降伏強度YSが450MPa以上であれば、ラインパイプ用途として十分な強度が得られている。また、軸方向の降伏強度YSが570MPa以下であれば、ラインパイプ用電縫鋼管からなるパイプラインを海底等に敷設する場合において、曲げ変形又は座屈抑制に有利である。軸方向の降伏強度YSのさらに好ましい下限は460MPaであり、さらに好ましくは480MPaである。軸方向の降伏強度YSのさらに好ましい上限は540MPaであり、さらに好ましくは530MPaであり、さらに好ましくは520MPaである。

40

【0113】

[ラインパイプ用電縫鋼管の軸方向の引張強度TS]

本開示によるラインパイプ用電縫鋼管において、母材部のRD方向、つまり、電縫鋼管の軸方向の好ましい引張強度TSは535～760MPaである。軸方向の引張強度TSが535MPa以上であれば、ラインパイプ用途として十分な強度が得られている。また、軸方向の引張強度TSが760MPa以下であれば、ラインパイプ用電縫鋼管からなるパイプラインを海底等に敷設する場合において、曲げ変形又は座屈抑制に有利である。軸方向の引張強度TSの好ましい下限は538MPaであり、さらに好ましくは540MP

50

aであり、さらに好ましくは545MPaである。軸方向の引張強度TSの好ましい上限は700MPaであり、さらに好ましくは650MPaであり、さらに好ましくは625MPaであり、さらに好ましくは620MPaであり、さらに好ましくは600MPaである。

【0114】

軸方向の降伏強度YS及び引張強度TSは、以下の方法で測定できる。ラインパイプ用電縫鋼管の電縫溶接部から管周方向に90°ずれた母材部から、全厚の引張試験片を採取する。引張試験片の長手方向は、ラインパイプ用電縫鋼管の管軸方向に平行とする。引張試験片の横断面（引張試験片の幅方向及び肉厚方向に対して平行な断面）の形状は円弧状である。引張試験片の平行部の長さは50.8mmとし、平行部の幅は38.1mmとする。本開示においては、上記の引張試験片を用いて、API規格の5CTの規定に準拠して、常温にて引張試験を実施する。常温とはたとえば24℃である。引張試験の結果に基づいて、軸方向の降伏強度YS(MPa)及び引張強度TS(MPa)を求める。

10

【0115】

[ラインパイプ用電縫鋼管のサイズ]

本開示によるラインパイプ用電縫鋼管のサイズは特に限定されない。たとえば、本開示によるラインパイプ用電縫鋼管の肉厚は12~25mmであり、外径は304.8~660.4mmである。

【0116】

[製造方法]

上述のラインパイプ用熱延鋼板、及び、ラインパイプ用電縫鋼管の製造方法の一例を説明する。図4は、製造工程の一例を示すフロー図である。

20

【0117】

図4を参照して、本製造方法では、上述した化学組成を満たす溶鋼を用いて、素材であるスラブを製造する（素材準備工程：S0）。製造されたスラブを加熱炉で加熱する（加熱工程：S1）。加熱したスラブを粗圧延機及び仕上げ圧延機を用いて圧延して鋼板を製造する（圧延工程：S2）。圧延工程（S2）では、スラブに対して粗圧延を実施して、粗バーを製造する（粗圧延工程：S21）。さらに、粗バーに対して、仕上げ圧延機により仕上げ圧延を実施して、鋼板を製造する（仕上げ圧延工程：S22）。製造された鋼板をランアウトテーブル（ROT: Run Out Table）を用いて冷却する（ROT冷却工程：S3）。ROT冷却工程（S3）では、初めに、水冷装置で鋼板を強冷却する（強冷却工程S31）。強冷却後、鋼板に対して徐冷却を実施する（徐冷却工程：S32）。ROT冷却工程後の鋼板を巻き取る（巻取り工程：S4）。以上の製造工程により、ラインパイプ用熱延鋼板が製造される。

30

【0118】

さらに、ラインパイプ用熱延鋼板を用いてラインパイプ用電縫鋼管を製造する（製管工程：S5）。製管工程では、成形ロールを用いてラインパイプ用熱延鋼板を円筒状の素管（オープンパイプ）に成形する。成形された素管では、熱延鋼板の板幅方向（以下、TD方向ともいう）が、素管の周方向となるように成形されている。素管の長手方向に延びる突合せ部を電縫溶接する。さらに、必要に応じて、電縫溶接部に対して、周知のシーム熱処理を実施する。以上の製管工程により、ラインパイプ用電縫鋼管を製造する。以下、それぞれの工程について詳しく説明する。

40

【0119】

[素材準備工程（S0）]

上述の化学組成を有する素材を準備する。具体的には、上述の化学組成を有する溶鋼を製造する。溶鋼を用いて、素材（スラブ）を製造する。連続鋳造法により鋳片を製造してもよい。溶鋼を用いてインゴットを製造し、インゴットを分塊圧延して素材（スラブ）を製造してもよい。

【0120】

[加熱工程（S1）]

50

加熱工程（S1）では、製造されたスラブを加熱炉で加熱する。加熱炉でのスラブの加熱温度は1200～1280であるのが好ましい。加熱温度が1200以上であれば、加熱時に粗大NbCが溶解して、耐HIC性が向上する。加熱温度が1200未満であれば、加熱時に粗大NbCが溶解せず、耐HIC性が劣化する。この場合さらに、粗大特定粒子が多くなりすぎ{100}面の集積度が高まりやすくなる。加熱温度が1280以下であれば、結晶粒の粗大化を抑制することができる。したがって、加熱温度は1200～1280である。好ましい加熱温度の下限は1220である。好ましい加熱温度の上限は1260である。

【0121】

加熱工程（S1）ではさらに、在炉時間は150～400分であるのが好ましい。在炉時間が150分以上であれば、連続鋳造後の凝固時に晶出又は析出した粗大特定粒子が固溶する。そのため、粗大特定粒子の個数密度を50個/100mm²以下にすることができる。粗大特定粒子の個数密度が50個/100mm²以下であれば、次工程である圧延工程において、固溶Nb及び固溶Tiが増大する。固溶Nb及び固溶Tiはオーステナイトの再結晶を抑制するため、圧延集合組織が発達しやすくなる。その結果、変態後の金属組織において、45°での特定面における{100}面の集積度が飛躍的に高まる。したがって、在炉時間は150～400分である。好ましい在炉時間の下限は200分である。好ましい在炉時間の上限は350分である。

10

【0122】

[圧延工程（S2）]

圧延工程（S2）では、加熱工程（S1）で加熱されたスラブを、粗圧延機及び仕上げ圧延機を用いて熱間圧延して、鋼板にする。圧延工程（S2）は、粗圧延工程（S21）及び仕上げ圧延工程（S22）を含む。

20

【0123】

[粗圧延工程（S21）]

粗圧延工程（S21）では、準備されたスラブに対して粗圧延を実施して、粗圧延板（粗バー）を製造する。粗熱延機としては、リバー式であってもよいし、一列に配列された複数の圧延スタンドを備えるタンデム式であってもよい。粗圧延の累積圧下率は、本実施形態の作用効果を得ることができれば特に限定されるものではないが、好ましくは、60～75%である。

30

【0124】

粗圧延終了直後から、次工程の仕上げ圧延開始までの時間は、粗圧延の最終スタンド出側の温度に応じて制御する。なお、粗圧延終了直後とは、粗圧延の最終スタンド出側から5m以内を意味する。

【0125】

粗圧延終了直後から仕上げ圧延開始までの時間は短いほうが好ましい。粗圧延終了直後から仕上げ圧延開始までの時間が短ければ、粗圧延後、仕上げ圧延前の鋼材中において、再結晶しにくくなる。この場合、粗圧延で扁平化した結晶粒の形を保持したまま、仕上げ圧延を実施できる。その結果、さらに特定面における{100}集積度が高まりやすい。

【0126】

粗圧延終了直後から仕上げ圧延開始までの時間は、粗圧延の最終スタンド出側の温度に応じて変えることができる。より具体的には、粗圧延の最終スタンド出側の温度が低ければ、扁平化した結晶粒の形を保持しやすくなる。この場合、粗圧延終了直後から仕上げ圧延開始までの時間を長くできる。粗圧延の最終スタンド出側の温度が高ければ、扁平化した結晶粒の形を保持しにくくなる。この場合、粗圧延終了直後から仕上げ圧延開始までの時間は短くする必要がある。

40

【0127】

粗圧延の最終スタンド出側の温度 T_0 （ $^{\circ}\text{C}$ ）と、粗圧延終了直後から仕上げ圧延開始までの時間 t_0 （s）とは、以下の式（4）を満たす。

$$t_0(\text{s}) = 3.7 T_0(\text{ }) + 3686 \quad (4)$$

50

$F3 = -3.7T_0(\quad) + 3686$ と定義する。加熱温度が上記範囲内であり、 $t_0(s)$ が $F3$ 以下であれば、再結晶せず、粗圧延で扁平化した結晶粒の形を保持しやすくなる。その結果、 $\{100\}$ 面が特定面に集積しやすくなる。一方、 $t_0(s)$ が $F3$ を超えれば、再結晶するため、粗圧延で扁平化した結晶粒の形を保持できない。その結果、 $\{100\}$ 面が特定面に集積しにくくなる。

【0128】

[仕上げ圧延工程(S22)]

仕上げ圧延工程では、得られた粗圧延板に対して、仕上げ圧延機により仕上げ圧延を実施して、鋼板を製造する。

【0129】

仕上げ圧延工程では、一列に並んだ複数の圧延スタンド(各圧延スタンドは一对のワークロールを有する)を含むタンデム式の仕上げ圧延機を用いた圧延を実施してもよい。また、一对のワークロールを有するリバース式圧延機を用いた圧延を実施してもよい。

【0130】

仕上げ圧延工程において、仕上げ圧延機の最終スタンドの出側での鋼板の表面温度を、仕上げ圧延温度(\quad)と定義する。仕上げ圧延温度(\quad)は、低温であるのが好ましい。低温とは、具体的には、 800 以下である。仕上げ圧延温度が 800 以下であれば、圧延集合素組織及びその変態集合組織が発達する。これにより、 $\{100\}$ 集積度を高めることができる。

【0131】

ただし、仕上げ圧延温度(\quad)は、 A_{r3} 変態温度以上であるのが好ましい。仕上げ圧延温度が A_{r3} 変態温度以上であれば、鋼板の圧延抵抗を低減させることができ、生産性が高まる。仕上げ圧延温度が A_{r3} 変態温度以上であればさらに、フェライト及びオーステナイトの二相域で鋼板が圧延されることを防ぐことができる。この場合、鋼板のミクロ組織が層状組織を形成するのを抑制することができ、機械的性質が高まる。したがって、仕上げ圧延温度は A_{r3} 変態温度以上であるのが好ましい。上述の化学組成を有する本開示によるラインパイプ用鋼材において、 A_{r3} 変態温度は、 $700 \sim 750$ である。

【0132】

仕上げ圧延工程での累積圧下率は $60 \sim 80\%$ とするのが好ましい。この場合、特定面での $\{100\}$ 集積度がさらに高まる。仕上げ圧延工程での累積圧下率($\%$)は、次の式で求めることができる。

累積圧下率($\%$) = $\{1 - (\text{仕上げ圧延後の鋼板の板厚} / \text{仕上げ圧延前の粗バーの板厚})\} \times 100$

【0133】

以上より、粗圧延終了直後から仕上げ圧延開始までの時間 $t_0(s)$ が $F3$ 以下であり、仕上げ圧延温度が A_{r3} 変態点以上 800 以下であれば、特定面における $\{100\}$ 面の集積度を少なくとも 1.50 以上とできる。

【0134】

仕上げ圧延工程後の鋼板の板厚は特に限定されないが、たとえば、 $12 \sim 25 \text{ mm}$ である。本開示による製造方法を用いれば、板厚が 12 mm 以上であっても、優れた低温靱性が得られる。

【0135】

[ROT冷却工程(S3)]

ROT(ランアウトテーブル)冷却工程(S3)では、圧延工程(S2)で製造された鋼板を冷却する。ROT冷却工程(S3)は、強冷却工程(S31)と徐冷却工程(S32)とを備えるのが好ましい。これにより、ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部、及び、ラインパイプ用電縫鋼管の肉厚中央部において、フェライト分率が高まり、鋼の低温靱性が高まる。以下、この点について詳述する。

【0136】

図1のCCT線図を参照して、フェライトノーズはパーライトノーズ及びベイナイトノ

10

20

30

40

50

ーズよりも高い位置に存在する。図 1 中の破線の冷却曲線 C 2 は従来の冷却工程による冷却曲線を示す。破線の冷却曲線 C 2 はパーライトノーズを経由してもよい。従来の冷却方法では、冷却過程において、フェライトノーズ、パーライトノーズ及びノ又はベイナイトノーズのすべてを均一の速度で経由する。そのため、組織中にパーライト及びノ又はベイナイトが多く生成し、組織中のフェライト分率が低下する。

【 0 1 3 7 】

そこで、本開示では、たとえば破線の冷却曲線 C 1 に沿って冷却を行う。具体的には、冷却初期では、フェライトノーズ近傍まで強冷却を実施する (S 3 1)。強冷却により鋼が急速に冷却されると、鋼内に多数の歪みが生じ、その結果、未再結晶組織に多数の核生成サイトが生じる。強冷却後、徐冷却を実施する (S 3 2)。このとき、鋼の温度を図 1 中のフェライト領域内に保持する。これにより、強冷却時に生成した多数の核生成サイトから微細なフェライトが生成される。その結果、組織中のフェライト分率が高まり、かつ、結晶粒が微細化される。そのため、鋼の低温靱性が高まる。破線の冷却曲線 C 1 は、パーライトノーズを通過してもよい。

10

【 0 1 3 8 】

[強冷却工程 (S 3 1)]

初めに、鋼板を強冷却する。強冷却はたとえば、水冷装置による水冷である。水冷直前の鋼板の表面温度は特に限定しないが、 $A r 3$ 変態温度以上であるのが好ましい。水冷直前の鋼板の表面温度が $A r 3$ 変態温度以上であれば、粒成長により結晶粒が粗大化することによる強度の低下を防止できる。

20

【 0 1 3 9 】

強冷却工程 (S 3 1) での冷却速度を $V 1$ (/ s) とする。 $V 1$ は、熱伝導により計算される。 $V 1$ は、板厚中央部で $5 . 0$ / s 以上であるのが好ましい。冷却速度 $V 1$ が $5 . 0$ / s 未満の場合、冷却による過冷度が不足するため、フェライトの核生成サイトを十分に得ることができない。この場合、フェライト粒の生成量が少なくなるため、フェライト粒が粗大化し、鋼の低温靱性が低下する。したがって、冷却速度 $V 1$ は $5 . 0$ / s 以上である。冷却速度 $V 1$ の好ましい下限は $7 . 0$ / s であり、さらに好ましくは $8 . 0$ / s である。冷却速度 $V 1$ の上限は特に限定されないが、好ましくは、 $4 0 . 0$ / s であり、さらに好ましくは $3 0 . 0$ / s であり、さらに好ましくは $2 0 . 0$ / s である。

30

【 0 1 4 0 】

強冷却工程 (S 3 1) では、鋼板の表面温度が $5 8 0 \sim 6 8 0$ になるまで、鋼板を冷却する。換言すれば、強冷却停止温度 $T 1$ は $5 8 0 \sim 6 8 0$ である。強冷却停止温度 $T 1$ が低すぎれば、CCT 線図において、鋼板温度がフェライト領域を通過してパーライト領域及びノ又はベイナイト領域に到達する。この場合、フェライト分率が低下し、鋼の低温靱性が低下する。一方、強冷却停止温度 $T 1$ が高すぎれば、初析フェライトを強化する Nb の析出が過時効となり、鋼の強度が低下する。強冷却停止温度 $T 1$ を $5 8 0 \sim 6 8 0$ にすれば、後工程の徐冷却工程 (S 4) で徐冷却することにより、フェライト分率を $6 0 \%$ 以上とすることができ、鋼の低温靱性が高まる。好ましい強冷却停止温度 $T 1$ は $6 0 0 \sim 6 7 0$ であり、さらに好ましくは $6 1 0 \sim 6 7 0$ である。

40

【 0 1 4 1 】

[徐冷却工程 (S 3 2)]

強冷却工程 (S 3 1) で強冷却した鋼板に対して、徐冷却を実施する。徐冷却工程 (S 3 2) での冷却速度を $V 2$ (/ s) とする。 $V 2$ は、熱伝導により計算される。冷却速度 $V 2$ は、板厚中央部で $2 . 0 \sim 4 . 0$ / s であるのが好ましい。冷却速度 $V 2$ が遅すぎれば、結晶粒が粗大化し、鋼の低温靱性が低下する。冷却速度 $V 2$ が速すぎれば、CCT 線図において、鋼板温度がフェライト領域を通過して、パーライト領域及びノ又はベイナイト領域に到達する。この場合、フェライト分率が低下し、鋼の低温靱性が低下する。したがって、冷却速度 $V 2$ は $2 . 0 \sim 4 . 0$ / s である。

【 0 1 4 2 】

50

徐冷却工程（S32）では、鋼板の表面温度が500～670 になるまで、鋼板を冷却する。換言すれば、徐冷却停止温度T2は500～670 （ただし、T1>T2）である。徐冷却停止温度T2が低すぎれば、CCT線図において、鋼板温度がフェライト領域を通過して、パーライト領域及びノ又はベイナイト領域に到達する。この場合、フェライト分率が低下し、鋼の低温靱性が低下する。徐冷却停止温度T2が高すぎれば、鋼の強度が低下する。したがって、徐冷却停止温度T2は500～670 までである。徐冷却停止温度T2の好ましい下限は580 であり、さらに好ましくは590 以上である。徐冷却停止温度T2の好ましい上限は650 であり、さらに好ましくは635 であり、さらに好ましくは620 である。

【0143】

[巻取り工程（S4）]

巻取り工程（S4）では、ROT冷却工程（S3）により冷却された鋼板を巻取り、コイル状のラインパイプ用熱延鋼板を製造する。

【0144】

コイル状のラインパイプ用熱延鋼板は徐冷終了後、空冷された後、巻き取り処理される。巻取り時の鋼板の表面温度（以下、巻取り温度という）T3は、480～590 （ただし、T2>T3）である。巻取り温度T3が低すぎれば、粗大結晶粒率が高くなり、鋼の低温靱性が低下する。一方、巻取り温度T3が高すぎれば、結晶粒が粗大化して有効結晶粒径が大きくなりすぎ、鋼の低温靱性が低下する。したがって、巻取り温度T3は、480～590 である。好ましいT3は500～570 であり、さらに好ましくは510～560 である。

【0145】

以上の製造工程により、本開示によるラインパイプ用熱延鋼板が製造される。

【0146】

[製管工程（S5）]

コイル状のラインパイプ用熱延鋼板を巻き戻しながら、周知の方法により、ラインパイプ用電縫鋼管を製造する。具体的には、ラインパイプ用熱延鋼板を連続した成形ロールによる曲げ加工により筒状（オープンパイプ）にする。続いて、オープンパイプの突合せ部を電縫溶接法により溶接する。必要に応じて、電縫溶接部に対して周知のシーム熱処理を実施する。以上の工程により、本開示によるラインパイプ用電縫鋼管を製造する。

【0147】

以上の製造工程により製造されたラインパイプ用熱延鋼板、及び、ラインパイプ用電縫鋼管では、板厚中央部又は肉厚中央部のミクロ組織において、フェライト分率が60～90%であり、フェライト結晶粒の有効結晶粒径が20μm以下であり、粗大結晶粒率が20%以下である。さらに、特定面における{100}面の集積度が1.85～3.50となる。その結果、DWT T保証温度が-40 以下となり、優れた低温靱性が得られる。さらに、上述の式（2）を満たすことにより、優れた耐HIC性が得られる。なお、ラインパイプ用電縫鋼管における軸方向の降伏強度を450～570MPaに調整でき、引張強度を535～760MPaに調整でき、降伏比を0.93以下に調整できる。

【実施例】

【0148】

表1に示す鋼A～鋼Qの溶鋼を連続鋳造してスラブを製造した。

【0149】

10

20

30

40

50

【表 1】

TABLE1
鋼号

化学組成(質量%、残部はFe及び不純物)

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	Mo	O	Ca	Ni	V	Cr	Cu	Mg	REM	F1	F2
A	0.031	0.25	1.25	0.028	0.0009	0.022	0.0026	0.015	0.011	0.19	0.0028	0.0021	0.09	-	-	-	-	-	0.30	2.3
B	0.043	0.21	1.31	0.014	0.0009	0.022	0.0036	0.024	0.014	0.18	0.0014	0.0024	0.20	-	-	-	-	-	0.33	2.5
C	0.042	0.21	1.28	0.021	0.0007	0.025	0.0022	0.046	0.013	0.18	0.0024	0.0022	-	-	-	-	-	-	0.32	3.3
D	0.043	0.22	1.36	0.020	0.0008	0.027	0.0034	0.038	0.011	0.18	0.0029	0.0022	0.14	-	-	-	-	-	0.34	2.8
E	0.033	0.24	1.24	0.022	0.0006	0.021	0.0033	0.046	0.012	0.16	0.0010	0.0028	0.15	0.03	-	-	-	-	0.32	4.6
F	0.034	0.22	1.32	0.016	0.0006	0.024	0.0032	0.028	0.013	0.18	0.0023	0.0025	0.15	-	0.05	-	-	-	0.33	4.6
G	0.035	0.21	1.29	0.027	0.0008	0.023	0.0039	0.028	0.011	0.18	0.0028	0.0026	0.17	-	0.15	-	-	-	0.32	3.1
H	0.038	0.25	1.24	0.027	0.0009	0.024	0.0029	0.034	0.012	0.17	0.0025	0.0022	0.19	-	-	0.0025	-	-	0.31	2.3
I	0.041	0.22	1.36	0.027	0.0008	0.022	0.0022	0.048	0.011	0.19	0.0016	0.0026	0.15	-	-	-	0.0012	-	0.34	3.2
J	0.034	0.22	1.39	0.030	0.0006	0.027	0.0022	0.036	0.010	0.15	0.0022	0.0028	0.13	0.05	-	-	-	-	0.34	4.8
K	0.035	0.22	1.38	0.015	0.0010	0.026	0.0039	0.031	0.010	0.17	0.0024	0.0027	0.18	-	0.05	-	-	-	0.34	2.7
L	0.030	0.06	1.10	0.023	0.0006	0.022	0.0036	0.024	0.012	0.19	0.0022	0.0024	0.10	-	-	-	-	-	0.27	4.0
M	0.033	0.20	0.80	0.025	0.0007	0.023	0.0024	0.032	0.014	0.19	0.0028	0.0021	0.18	-	-	-	-	-	0.24	3.0
N	0.060	0.24	1.80	0.012	0.0007	0.022	0.0020	0.042	0.011	0.19	0.0014	0.0022	0.11	-	-	-	-	-	0.43	3.3
O	0.060	0.25	1.80	0.022	0.0005	0.024	0.0032	0.070	0.011	0.22	0.0011	0.0025	0.50	-	-	-	-	-	0.46	4.9
P	0.044	0.25	1.30	0.019	0.0020	0.029	0.0027	0.026	0.013	0.18	0.0017	0.0023	0.20	-	-	-	-	-	0.33	1.1
Q	0.039	0.24	1.24	0.017	0.0009	0.023	0.0026	0.049	0.012	0.17	0.0026	0.0010	0.15	-	-	-	-	-	0.32	1.1

下線:本発明範囲外

10

20

30

40

【0150】

表1中の「-」は、対応する元素含有量が検出限界未満であったことを示す。鋼A～鋼Qの複数のスラブを用いて、表2に示す試験番号1～試験番号31のラインパイプ用電縫鋼管を製造した。

【0151】

【表 2】

TABLE2

試験 番号	鋼 番号	F1	F2	熱延鋼板の製造条件							備考		
				加熱温度(°C)	在炉時間(min)	T ₀ (°C)	t ₀ (s)	F3	仕上げ圧延温度(°C)	V1(°C/s)		V2(°C/s)	T3(°C)
1	A	0.30	2.3	1260	250	922	90	275	774	10.5	3.6	582	本発明例
2	A	0.30	2.3	1264	328	951	100	166	787	7.4	3.0	565	本発明例
3	A	0.30	2.3	1222	260	957	50	146	768	8.5	3.5	517	本発明例
4	B	0.33	2.5	1227	393	920	70	282	767	11.5	2.1	526	本発明例
5	C	0.32	3.3	1263	260	926	220	259	775	12.8	2.8	553	本発明例
6	D	0.34	2.8	1220	311	946	160	187	776	8.6	2.5	559	本発明例
7	E	0.32	4.6	1268	342	932	220	237	785	8.6	3.1	501	本発明例
8	F	0.33	4.6	1251	235	905	240	339	779	8.1	3.3	556	本発明例
9	G	0.32	3.1	1244	349	951	130	168	787	9.0	3.4	584	本発明例
10	H	0.31	2.3	1221	378	921	150	277	770	9.9	2.8	572	本発明例
11	I	0.34	3.2	1203	260	903	255	346	778	12.8	2.3	550	本発明例
12	J	0.34	4.8	1229	371	937	220	221	779	9.3	2.5	530	本発明例
13	K	0.34	2.7	1212	280	899	250	360	768	12.2	3.6	508	本発明例
14	L	0.27	4.0	1211	280	919	250	286	779	12.0	3.1	525	比較例
15	M	0.24	3.0	1207	258	937	150	218	763	14.8	3.5	588	比較例
16	N	0.43	3.3	1274	312	931	220	240	774	9.3	2.7	536	比較例
17	O	0.46	4.9	1216	167	922	220	275	789	11.1	2.3	562	比較例
18	P	0.33	1.1	1251	207	939	200	210	764	14.4	2.8	566	比較例
19	Q	0.32	1.1	1280	257	955	100	152	786	12.4	2.2	576	比較例
20	A	0.30	2.3	1290	220	985	80	42	768	11.6	2.4	574	比較例
21	A	0.30	2.3	1150	328	913	140	307	770	7.3	3.8	587	比較例
22	A	0.30	2.3	1241	120	908	120	326	778	9.0	3.4	531	比較例
23	A	0.30	2.3	1250	100	930	200	246	763	14.4	2.9	584	比較例
24	A	0.30	2.3	1279	306	955	390	154	762	8.4	3.8	504	比較例
25	A	0.30	2.3	1261	289	950	200	171	789	14.7	2.9	531	比較例
26	A	0.30	2.3	1216	361	931	230	241	850	13.1	2.3	579	比較例
27	A	0.30	2.3	1276	245	903	300	344	783	3.6	2.9	539	比較例
28	A	0.30	2.3	1243	372	918	285	290	765	13.9	1.1	551	比較例
29	A	0.30	2.3	1209	241	909	250	324	772	9.5	7.5	575	比較例
30	A	0.30	2.3	1228	246	919	260	285	768	11.8	4.0	440	比較例
31	A	0.30	2.3	1271	188	943	160	195	771	11.6	3.8	670	比較例

下線:本発明範囲外

【0152】

具体的にはスラブを、加熱炉で、表2に示す温度に加熱した。加熱されたスラブに対して粗圧延を実施した。在炉時間(分)、粗圧延の最終スタンド出側での温度T₀()、粗圧延終了直後から仕上げ圧延開始までの時間t₀(s)及びF3は表2に示すとおりであった。粗圧延工程での累積圧下率はいずれの試験番号も60~75%であった。粗圧延後、表2に示す仕上げ圧延温度で仕上げ圧延を実施して、鋼板を製造した。仕上げ圧延工程での累積圧下率は、いずれの試験番号も60~80%であった。仕上げ圧延温度は、A_{r3}変態温度以上であった。

【0153】

10

20

30

40

50

仕上げ圧延工程後の鋼板に対して、ROT冷却を実施した。仕上げ圧延終了から強冷却開始までの時間は20 s以内とした。ROT冷却工程においては、表2に示す冷却速度 V_1 (/ s)にて、580 ~ 680 である強冷却停止温度 T_1 となるまで強冷却した。次いで、表2に示す冷却速度 V_2 にて、500 ~ 670 である徐冷却停止温度 T_2 (但し、 $T_1 > T_2$ を満足する)となるまで徐冷却した。

【0154】

以上の製造工程により鋼板を製造した。得られた鋼板を、表2に示す巻取り温度 T_3 (但し、 $T_2 > T_3$ を満足する)にて巻取り、ホットコイルの形態のラインパイプ用熱延鋼板を製造した。

【0155】

ラインパイプ用熱延鋼板を用いて上述の周知の方法で製管し、外径が304.8 ~ 660.4 mm、肉厚1.2 ~ 2.5 mmのラインパイプ用電縫鋼管を製造した。

【0156】

[引張試験]

各試験番号のラインパイプ用電縫鋼管から引張試験片を採取した。具体的には、ラインパイプ用電縫鋼管を軸方向に見てラインパイプ用電縫鋼管の溶接部から90°の位置(電縫鋼管から管周方向に90°ずれた位置)から全厚の管軸方向の引張試験片を採取した。引張試験片の横断面は弧状であり、引張試験片の長手方向は、鋼管の長手方向と平行であった。引張試験片のサイズは図5に示すとおりであり、平行部の長さは50.8 mm、平行部の幅は38.1 mmであった。図5中の数値は、試験片の対応する部位の寸法(単位はmm)を示す。引張試験片を用いて、API規格の5CTの規定に準拠して、常温(24)にて引張試験を実施した。試験結果に基づいて、ラインパイプ用電縫鋼管の降伏強度 YS (MPa)及び引張強度 TS (MPa)を求めた。

【0157】

[ミクロ組織]

ラインパイプ用電縫鋼管について、上述の方法に基づいて、EBSP-OIMを用いて、母材部の肉厚中央部のフェライト分率、有効結晶粒径、及び粗大結晶粒率を測定した。有効結晶粒径測定でのEBSP-OIMの測定条件は倍率: 400倍、視野面積: 200 $\mu\text{m} \times 500 \mu\text{m}$ 、測定ステップ: 0.3 μm とした。EBSD-OIMにおける解析ソフトとして、TSLソリューションズ社製の「TSL OIM Analysis 7」を用いた。また、上記フェライト分率の測定において、母材部の肉厚中央部の金属組織における残部(つまり、フェライト以外の組織)の種類も確認した。なお、ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部におけるフェライト分率、有効結晶粒径、及び、粗大結晶粒率も、ラインパイプ用電縫鋼管と同じ方法で測定した。その結果、ラインパイプ用熱延鋼板のフェライト分率、有効結晶粒径、及び、粗大結晶粒率はいずれも、対応するラインパイプ用電縫鋼管と同じであった。

【0158】

[粗大特定粒子の個数密度]

ラインパイプ用電縫鋼管について、上述の方法に基づいて、母材部の肉厚中央部の粗大特定粒子の個数密度を測定した。より具体的には、ラインパイプ用電縫鋼管の母材部のうち電縫溶接部から周方向に90°ずれた位置の肉厚中央部から、試料を採取した。走査型電子顕微鏡(SEM)の測定条件は、倍率: 400倍、観察範囲: 10 mm (RD方向) \times 5 mm (ND方向)とした。SEM画像において、最大径が3 μm 以上であり、かつ、エネルギー分散型蛍光X線分析装置(EDS)を用いた定量分析により、Ti及びNbの合計含有量が10質量%以上であるものを粗大特定粒子として特定した。観察範囲に存在する粗大特定粒子の個数を数え、観察範囲の面積で除することにより、粗大特定粒子の個数密度を求めた。

【0159】

[特定面における{100}面の集積度測定]

ラインパイプ用電縫鋼管について、上述の方法に基づいて、EBSP-OIMを用いて

10

20

30

40

50

、特定面における{100}面の集積度を測定した。EBSP-OIMでの測定条件は倍率：400倍、視野面積：200 μ m \times 500 μ m、測定ステップ：0.3 μ mとした。なお、ラインパイプ用熱延鋼板の板厚中央部における、特定面での{100}面の集積度を上述の方法で求めた。その結果、ラインパイプ用電縫鋼管の特定面での{100}面の集積度は、対応するラインパイプ用電縫鋼管と同じであった。

【0160】

[低温靱性試験]

各試験番号のラインパイプ用電縫鋼管の電縫溶接部から周方向に90°ずれた位置での肉厚中央部から、DWT T試験片を採取した。採取位置から管周方向に採取された円弧状の部材を展開して平板状とし、90°位置にノッチを加工した。DWT T試験片のサイズは図6に示すとおりであった。図6中の数値は、試験片の対応する部位の寸法(単位はmm)を示す。tは肉厚(単位はmm)を示す。DWT T試験片の長手方向は、ラインパイプ用電縫鋼管の円周方向に相当した。DWT T試験片に対して、ASTM E 436の規定に準拠して、DWT T試験を行った。延性破面率が85%となる最低温度(DWT T保証温度)を求めた。DWT T保証温度が、-40以下の場合、低温靱性が高いと評価した。

10

【0161】

[耐HIC性評価試験]

各試験番号のラインパイプ用電縫鋼管の電縫溶接部から周方向に90°ずれた位置での肉厚中央部から、HIC試験片を採取した。採取位置から管周方向に採取された円弧状の部材を展開して平板状とした。HIC試験片のサイズは幅20mm \times 長さ100mm \times 肉厚(mm)であった。得られたHIC試験片を用いて、NACE-TM0284に準拠したHIC試験を実施した。具体的には、Solution A液(5mass%NaCl+0.5mass%氷酢酸水溶液)に100%のH₂Sガスを飽和させた試験液中に、HIC試験片を96時間浸漬した。96時間浸漬後の試験片について、超音波探傷機にてHICの発生の有無を測定した。この測定結果に基づいて、下記式により割れ長さ率CLR(Crack Length Ratio)(%)を求めた。CLRが15%以下であれば、耐HIC性に優れると判断した。

20

$$CLR(\%) = (\text{割れの合計長さ} / \text{試験片長さ}) \times 100(\%)$$

【0162】

[試験結果]

表3に試験結果を示す。表3中、「P, B」の表記は、パーライト及びベイナイトの少なくとも一方であることを意味する。

30

【0163】

40

50

【表 3】

TABLE3

試験番号	鋼番号	ラインパイプ用熱延鋼板				ラインパイプ用電鍍鋼管							備考		
		F1	YS (MPa)	TS (MPa)	YS (MPa)	TS (MPa)	F分率 (%)	残部の組織	有効結晶粒径 (μm)	粗大結晶粒率 (%)	粗大Nb-Ti複合析出物の個数密度 (個/100mm ²)	{100}集積度		DWTT保証温度 (°C)	CLR (%)
1	A	0.30	476	546	503	561	72	P.B	8.8	15.9	20	2.61	-40	0	本発明例
2	A	0.30	487	547	510	581	76	P.B	11.8	18.9	21	2.65	-40	0	本発明例
3	A	0.30	487	550	516	559	79	P.B	10.8	18.2	22	2.56	-40	0	本発明例
4	B	0.33	486	533	523	566	78	P.B	11.7	15.7	23	2.02	-40	0	本発明例
5	C	0.32	475	541	512	577	69	P.B	8.5	18.4	25	2.31	-40	0	本発明例
6	D	0.34	479	537	499	573	80	P.B	9.3	17.9	35	2.17	-40	0	本発明例
7	E	0.32	471	537	522	573	77	P.B	11.7	16.7	10	2.01	-40	0	本発明例
8	F	0.33	475	541	507	560	77	P.B	10.0	18.8	15	1.99	-40	0	本発明例
9	G	0.32	476	531	521	584	78	P.B	10.6	15.5	25	2.21	-40	0	本発明例
10	H	0.31	485	548	499	578	69	P.B	8.1	18.6	23	2.28	-40	0	本発明例
11	I	0.34	477	535	507	588	74	P.B	11.5	19.1	25	2.57	-40	0	本発明例
12	J	0.34	476	548	503	565	77	P.B	10.2	17.8	24	2.36	-40	0	本発明例
13	K	0.34	470	549	521	578	75	P.B	9.3	19.5	30	2.36	-40	0	本発明例
14	L	0.27	474	539	518	583	76	P.B	17.0	16.8	32	1.80	-30	0	比較例
15	M	0.24	487	543	512	565	79	P.B	16.0	16.6	25	1.80	-30	0	比較例
16	N	0.43	560	760	580	790	40	P.B	11.0	22.0	22	2.42	-30	0	比較例
17	O	0.46	565	755	580	795	40	P.B	10.7	24.0	25	2.48	-30	0	比較例
18	P	0.33	489	539	495	583	70	P.B	13.0	18.0	26	2.20	-40	16	比較例
19	Q	0.32	475	550	497	566	78	P.B	12.5	15.0	25	2.30	-40	16	比較例
20	A	0.30	482	547	500	560	77	P.B	13.0	22.0	32	1.60	-30	0	比較例
21	A	0.30	480	530	521	569	70	P.B	12.5	15.0	75	1.55	-30	16	比較例
22	A	0.30	476	552	511	567	76	P.B	10.4	19.4	75	1.40	-20	0	比較例
23	A	0.30	481	546	515	559	79	P.B	11.4	15.3	85	1.40	-20	0	比較例
24	A	0.30	489	530	505	574	77	P.B	11.7	22.0	22	1.50	-30	0	比較例
25	A	0.30	486	536	506	580	74	P.B	13.0	24.0	21	1.50	-30	0	比較例
26	A	0.30	473	547	513	558	68	P.B	10.4	22.0	15	1.50	-30	0	比較例
27	A	0.30	478	546	515	566	55	P.B	8.6	22.0	18	2.28	-30	0	比較例
28	A	0.30	476	541	522	557	76	P.B	16.0	25.0	29	1.95	-30	0	比較例
29	A	0.30	478	551	514	573	55	P.B	14.5	23.0	30	2.28	-30	0	比較例
30	A	0.30	478	551	514	573	55	P.B	14.0	22.0	32	2.25	-30	0	比較例
31	A	0.30	478	551	514	573	73	P.B	16.0	22.0	25	2.28	-30	0	比較例

下線:本発明範囲外

【0164】

表1～表3を参照して、試験番号1～試験番号13の鋼の化学組成は適切であり、式(1)及び式(2)を満たした。さらに、いずれの試験番号の製造条件も適切であった。そのため、試験番号1～試験番号13のフェライト分率が60～90%であり、有効結晶粒径は15.0μm以下であり、粗大結晶粒率は20.0%以下であった。さらに、粗大特定粒子が50個/100mm²以下であったため、{100}集積度は1.85～3.50であった。その結果、DWTT保証温度は-40以下であり、優れた低温靱性を示した。さらに、CLRはいずれも0%であり、優れた耐HIC性を示した。

【0165】

10

20

30

40

50

一方、試験番号14及び試験番号15では、製造条件は適切であったものの、F1が式(1)下限未満であった。そのため、結晶粒が粗大化し、有効結晶粒径が $15.0\mu\text{m}$ を超えた。さらに、{100}集積度が1.85未満であった。そのため、DWT T保証温度が -40 よりも高く、低温靱性が低かった。

【0166】

試験番号16及び試験番号17では、製造条件は適切であったものの、F1が式(1)の上限を超えた。そのため、フェライト分率が60%未満となり、ベイナイト主体の組織となった。ベイナイト主体の組織であるため、{100}集積度は1.85以上であったものの、粗大結晶粒率が20.0%を超えた。そのため、DWT T保証温度が -40 よりも高く、低温靱性が低かった。

10

【0167】

試験番号18では、製造条件は適切であったものの、S含有量が高かった。さらに、F2が式(2)を満たさなかった。そのため、DWT T保証温度が -40 よりも高く、低温靱性が低かった。さらに、CLRが15%を超え、耐HIC性が低かった。

【0168】

試験番号19では、製造条件は適切であったものの、F2が式(2)を満たさなかった。そのため、CLRが15%を超え、耐HIC性が低かった。

【0169】

試験番号20では、加熱温度が 1280 を超えた。これにより、粗圧延終了直後から仕上げ圧延開始までの時間 t_0 (s)もF3を超えた。そのため、粗大結晶粒率が20.0%を超えた。さらに、{100}集積度が1.85未満であった。その結果、DWT T保証温度が -40 よりも高く、低温靱性が低かった。

20

【0170】

試験番号21では、加熱温度が 1200 未満であった。そのため、CLRが15%を超え、耐HIC性が低かった。加熱時において、Nb炭窒化物が固溶しなかったものと考えられる。さらに、粗大特定粒子が 50 個/ 100mm^2 を超えた。さらに、{100}集積度が1.85未満であった。その結果、DWT T保証温度が -40 よりも高く、低温靱性が低かった。

【0171】

試験番号22及び試験番号23は、在炉時間が150分未満であった。そのため、粗大特定粒子の個数密度が 50 個/ 100mm^2 を超えた。そのため、{100}集積度が1.85未満であった。その結果、DWT T保証温度が -40 よりも高く、低温靱性が低かった。

30

【0172】

試験番号24及び試験番号25は、粗圧延終了直後から仕上げ圧延開始までの時間 t_0 (s)がF3を超えた。そのため、粗大結晶粒率が20.0%を超えた。さらに、{100}集積度が1.85未満であった。その結果、DWT T保証温度が -40 よりも高く、低温靱性が低かった。

【0173】

試験番号26では、仕上げ圧延温度が高すぎた。そのため、粗大結晶粒率が20.0%を超えた。さらに、{100}集積度が1.85未満であった。その結果、DWT T保証温度が -40 よりも高くなり、低温靱性が低かった。

40

【0174】

試験番号27では、V1が 5.0 / s未満であった。そのため、フェライト分率が60%未満であった。さらに、結晶粒が粗大化し、粗大結晶粒率も20.0%を超えた。その結果、DWT T保証温度が -40 よりも高く、低温靱性が低かった。

【0175】

試験番号28では、V2が 2.0 / s未満であった。そのため、結晶粒が粗大化し、有効結晶粒径が $15.0\mu\text{m}$ を超え、粗大結晶粒率も20.0%を超えた。その結果、DWT T保証温度が -40 よりも高く、低温靱性が低かった。

50

【 0 1 7 6 】

試験番号 29 では、V 2 が 4 . 0 / s を超えた。そのため、フェライト分率が 6 0 % 未満であった。さらに、結晶粒が粗大化し、粗大結晶粒率も 2 0 . 0 % を超えた。その結果、D W T T 保証温度が - 4 0 よりも高く、低温靱性が低かった。

【 0 1 7 7 】

試験番号 30 では、T 3 が 4 8 0 未満であった。そのため、フェライト分率が 6 0 % 未満であった。さらに、結晶粒が粗大化し、粗大結晶粒率も 2 0 . 0 % を超えた。その結果、D W T T 保証温度が - 4 0 よりも高く、低温靱性が低かった。

【 0 1 7 8 】

試験番号 31 では、T 3 が 5 9 0 を超えた。そのため、結晶粒が粗大化し、有効結晶粒径が 1 5 . 0 μ m を超え、粗大結晶粒率も 2 0 . 0 % を超えた。その結果、D W T T 保証温度が - 4 0 よりも高く、低温靱性が低かった。

10

【 0 1 7 9 】

以上、本発明の実施の形態を説明した。しかしながら、上述した実施の形態は本発明を実施するための例示に過ぎない。したがって、本発明は上述した実施の形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述した実施の形態を適宜変更して実施することができる。

20

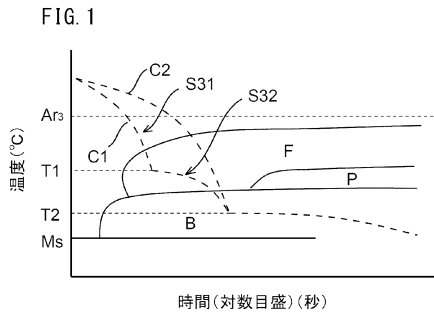
30

40

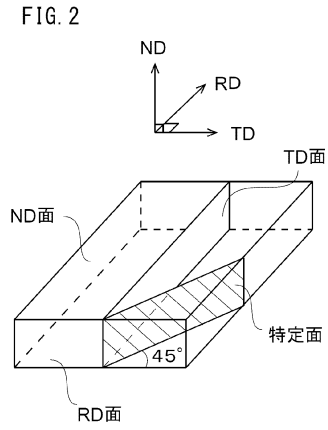
50

【図面】

【図 1】



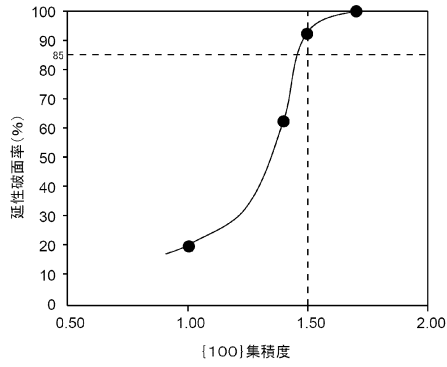
【図 2】



10

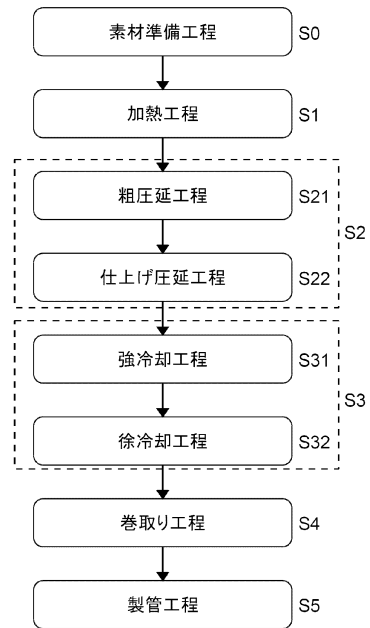
【図 3】

FIG. 3



【図 4】

FIG. 4



20

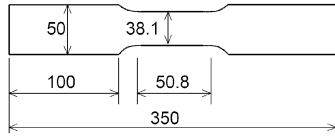
30

40

50

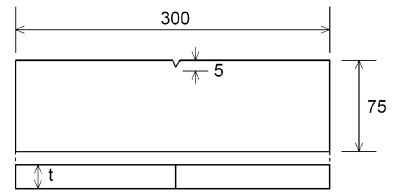
【 5 】

FIG. 5



【 6 】

FIG. 6



10

20

30

40

50

フロントページの続き

- 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
(72)発明者 小林 俊一
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
(72)発明者 河野 英人
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
審査官 引 明佳
(56)参考文献 特開2010-077492(JP,A)
特開2018-178210(JP,A)
特開2013-124398(JP,A)
特開2006-063351(JP,A)
特開2020-066747(JP,A)
中国特許出願公開第109957730(CN,A)
(58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)
C22C 38/00 - 38/60
C21D 8/00 - 8/04