

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関  
国際事務局

(43) 国際公開日  
2014年6月19日(19.06.2014)



(10) 国際公開番号  
WO 2014/092129 A1

- (51) 国際特許分類:  
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)  
C21D 6/00 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/083239
- (22) 国際出願日: 2013年12月11日(11.12.2013)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:  
特願 2012-272184 2012年12月13日(13.12.2012) JP  
特願 2012-285916 2012年12月27日(27.12.2012) JP
- (71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所(KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBELCO STEEL, LTD.))  
[JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 Hyogo (JP).
- (72) 発明者: 伊庭野 朗 (IBANO Akira). 名古 秀徳 (NAKO Hidenori).
- (74) 代理人: 濱田 百合子, 外(HAMADA Yuriko et al.);  
〒1050003 東京都港区西新橋一丁目7番13号  
虎ノ門イーストビルディング10階 栄光特許事務所 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:  
— 国際調査報告 (条約第21条(3))



WO 2014/092129 A1

(54) Title: THICK STEEL PLATE HAVING EXCELLENT CRYOGENIC TOUGHNESS

(54) 発明の名称: 極低温靱性に優れた厚鋼板

(57) Abstract: This thick steel sheet contains prescribed steel components, the Di value composed of the steel components is 2.5 or greater, the residual austenite phase (residual  $\gamma$ ) remaining at  $-196^{\circ}\text{C}$  is 2.0 to 12.0% by volume fraction, and the residual  $\gamma$  stability parameter composed of the components contained in the residual austenite at  $-196^{\circ}\text{C}$  satisfies the condition of 3.1 or greater.

(57) 要約: 本発明の厚鋼板は、所定の鋼中成分を含み、鋼中成分で構成されるDi値が2.5以上であり、 $-196^{\circ}\text{C}$ において存在する残留オーステナイト相(残留 $\gamma$ )が体積分率にて2.0~12.0%であり、且つ、 $-196^{\circ}\text{C}$ において存在する残留オーステナイト中に含まれる成分で構成される残留 $\gamma$ 安定化パラメータが3.1以上を満足するものである。

## 明 細 書

発明の名称： 極低温靱性に優れた厚鋼板

### 技術分野

[0001] 本発明は、極低温靱性に優れた厚鋼板に関する。詳細には、本発明は、Ni含有量が5.0～7.5%程度に低減されても、-196℃以下の極低温下における靱性〔特に、板幅方向（C方向）の靱性〕が良好な厚鋼板に関するものである。以下では、上記の極低温下に曝される液化天然ガス（LNG）向けの厚鋼板（代表的には、貯蔵タンク、輸送船など）を中心に説明するが、本発明の厚鋼板はこれに限定する趣旨ではなく、-196℃以下の極低温下に曝される用途に用いられる厚鋼板全般に適用される。

### 背景技術

[0002] 液化天然ガス（LNG）の貯蔵タンクに用いられるLNGタンク用厚鋼板は、高い強度に加え、-196℃の極低温に耐えられる高い靱性が求められる。一般に、鋼材はNi添加により、特に低温での硬度-靱性バランスが向上することが知られている。そこで、これまで、上記用途に用いられる厚鋼板としては、9%程度のNi（9%Ni鋼）を含む厚鋼板が使用されてきた。しかし、近年、Niのコストが上昇しているため、9%未満の、少ないNi含有量であっても、極低温靱性に優れた厚鋼板の開発が進められている。

[0003] 例えば非特許文献1には、6%Ni鋼の低温靱性に及ぼす $\alpha$ - $\gamma$ 2相共存域熱処理の影響について記載されている。詳細には、焼戻処理の前に、 $\alpha$ - $\gamma$ 2相共存域（ $A_{c1}$ ～ $A_{c3}$ 間）での熱処理（L処理）を加えることにより、多量の微細かつ極低温での衝撃荷重に対しても安定な残留オーステナイトが生成し、通常の焼入れ焼戻処理を受けた9%Ni鋼と同等以上の-196℃での極低温靱性を確保できることなどが記載されている。しかしながら、圧延方向（L方向）の極低温靱性は優れているものの、一般に板幅方向（C方向）の極低温靱性は、L方向に比べて劣る傾向にある。また、脆性破面率の記載はない。

- [0004] 上記非特許文献1と同様の技術が、特許文献1および特許文献2に記載されている。これらのうち、特許文献1には、Niを4.0~10%含有し、オーステナイト粒度などが所定範囲に制御された鋼を熱間圧延してから $A_{c1}$ ~ $A_{c3}$ 間に加熱し、次いで冷却する処理（上記非特許文献1に記載のL処理に相当）を1回または2回以上繰り返した後、 $A_{c1}$ 変態点以下の温度で焼戻す方法が記載されている。また、特許文献2には、Niを4.0~10%含有し、熱間圧延前のAINの大きさを $1\mu\text{m}$ 以下にした鋼に対し、上記特許文献1と同様の熱処理（L処理→焼戻処理）を行なう方法が記載されている。これらの方法に記載の $-196^{\circ}\text{C}$ での衝撃値（ $vE_{-196}$ ）は、おそらく、L方向のものと推察され、C方向の上記靱性値は不明である。また、これらの方法では強度について考慮されておらず、脆性破面率の記載はない。
- [0005] また、非特許文献2には、上記のL処理（二相域焼入れ処理）とTMCPを組合わせたLNGタンク用6%Ni鋼の開発について記載されている。この文献によれば、圧延方向（L方向）の靱性が高い値を示すことは記載されているものの、板幅方向（C方向）の靱性値は記載されていない。
- [0006] 一方、特許文献3には、5.0%超8.0%未満のNi鋼において、常温での降伏強度が $590\text{MPa}$ 以上である鋼板を前提にし、使用環境下でも9%Ni鋼並みの耐破壊安全性に優れたNi低減型の低温用厚鋼板およびその製造方法について記載されている。特許文献3では、使用温度である低温環境下での降伏点を確実に高めることができれば、破壊安全性を向上させること（すなわち、低温環境下で高い靱性を得ることができる）との知見に基づき、加熱工程では、鋼塊を低温且つ短時間で加熱すると共に、圧延工程では、加熱した鋼塊に対する粗圧延につき、粗圧延終了時の鋼塊厚さが成品厚さ（仕上げ圧延後の厚鋼板厚さ）の3~8倍になるまで圧下している。また、実施例では、スラブ厚 $300\text{mm}$ から仕上げ厚 $50\text{mm}$ 以下まで（殆どは仕上げ厚 $50\text{mm}$ 未満まで）圧延しており、このように比較的高い圧下率を確保することにより、残留 $\gamma$ 分率と微細な母相組織を兼備し、9%Ni鋼並みの低温靱性を実現している。しかしながら、特許文献3の厚鋼板の常温での

TSは、最大でも741MPaである。

[0007] また、特許文献3では、C方向の吸収エネルギーについて記載されているが、脆性破面率の記載はない。また、特許文献3における常温でのTSは最大でも741MPa程度である。

## 先行技術文献

### 特許文献

- [0008] 特許文献1：日本国特開昭49-135813号公報  
特許文献2：日本国特開昭51-13308号公報  
特許文献3：日本国特開2011-241419号公報

### 非特許文献

- [0009] 非特許文献1：矢野ら，「6%Ni鋼の低温靱性に及ぼす $\alpha-\gamma$ 2相共存域熱処理の影響」，鉄と鋼，第59年（1973）第6号，p752~763  
非特許文献2：古谷ら，「LNGタンク用6%Ni鋼の開発」，CAMP-I S I J，V o l . 23（2010），p1322

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

[0010] 上述したように、これまで、Ni含有量が5.0~7.5%程度のNi鋼において-196℃での極低温靱性に優れた技術は提案されているものの、C方向での極低温靱性は、十分に検討されていない。また、高強度化できれば設計上の余裕を大きくすることができるなどの点で有用であるが、高強度且つ極低温靱性に優れた技術は提供されていない。

[0011] また、上述した文献には、脆性破面率について検討されたものはない。脆性破面率は、シャルピー衝撃試験において荷重が加わった際に生じる脆性破壊の割合を示したものである。脆性破壊が発生した部位では、破壊に至るまでに鋼材に吸収されるエネルギーが著しく小さくなり、容易に破壊が進行するようになるため、極低温靱性向上技術においては、汎用のシャルピー衝撃値（ $v E_{-196}$ ）の向上のみならず、脆性破面率を10%以下とすることも極

めて重要な要件となっている。しかしながら、上記のように母材強度が高い高強度厚鋼板において、脆性破面率の上記要件を満足する技術は、未だ提案されていない。

[0012] 本発明は上記事情に鑑みてなされたものであって、その目的は、Ni含有量が5.0～7.5%程度のNi鋼において-196℃での極低温靱性（特にC方向の極低温靱性）に優れており、脆性破面率≤10%を実現できる高強度厚鋼板、およびその製造方法を提供することにある。

### 課題を解決するための手段

[0013] 上記課題を解決し得た本発明に係る極低温靱性に優れた厚鋼板は、質量%で、C：0.02～0.10%、Si：0.40%以下（0%を含まない）、Mn：0.50～2.0%、P：0.007%以下（0%を含まない）、S：0.007%以下（0%を含まない）、Al：0.005～0.050%、Ni：5.0～7.5%、N：0.010%以下（0%を含まない）を含有すると共に、Cr：1.20%以下（0%を含まない）、およびMo：1.0%以下（0%を含まない）よりなる群から選択される少なくとも一種の元素を含有し、残部が鉄および不可避不純物である厚鋼板であって、鋼中成分で構成される下記（1）式に基づいて決定されるDi値が2.5以上であり、

$$D_i \text{ 値} = ([C] / 10)^{0.5} \times (1 + 0.7 \times [Si]) \times (1 + 3.33 \times [Mn]) \times (1 + 0.35 \times [Cu]) \times (1 + 0.36 \times [Ni]) \times (1 + 2.16 \times [Cr]) \times (1 + 3 \times [Mo]) \times (1 + 1.75 \times [V]) \times 1.115 \quad \dots \quad (1)$$

（式中、[ ] は、鋼中の各成分の含有量（質量%）を意味する、）

-196℃において存在する残留オーステナイト相（残留 $\gamma$ ）が体積分率にて2.0～12.0%であり、且つ、

残留オーステナイト中に含まれる成分で構成される下記（2）式に基づいて決定される残留 $\gamma$ 安定化パラメータが3.1以上であるところに要旨を有するものである。

残留 $\gamma$ 安定化パラメータ＝

$$(365 \times \langle C \rangle + 39 \times \langle Mn \rangle + 30 \times \langle Al \rangle + 10 \times \langle Cu \rangle + 17 \times \langle Ni \rangle + 20 \times \langle Cr \rangle + 5 \times \langle Mo \rangle + 35 \times \langle V \rangle) / 100 \dots (2)$$

(式中、 $\langle \rangle$ は、 $-196^\circ\text{C}$ において存在する残留オーステナイト中に含まれる各成分の含有量(質量%)を意味する。)

[0014] 本発明の好ましい実施形態において、前記残留 $\gamma$ 相の体積分率と前記残留 $\gamma$ 安定化パラメータとで構成される下記式(3)に基づいて算出される残留 $\gamma$ 相の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータが40以下である。

残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータ

$$= 10 / (\text{残留}\gamma\text{相の体積分率} \times \text{残留}\gamma\text{安定化パラメータ})^{1/2} \dots (3)$$

[0015] また、前記した厚鋼板中の元素の含有量、 $D_i$ 値、残留 $\gamma$ 体積分率をより限定された範囲に規定した上で、前記残留 $\gamma$ 安定化パラメータの代わりに残留 $\gamma$ 中のMn濃度を制御することも、一層高い母材強度を得た上で極低温靱性も発揮することが出来るようになり、本発明の好ましい実施形態である。

[0016] 具体的には、質量%で、C:0.02~0.10%、Si:0.40%以下(0%を含まない)、Mn:0.6~2.0%、P:0.007%以下(0%を含まない)、S:0.007%以下(0%を含まない)、Al:0.005~0.050%、Ni:5.0~7.5%、N:0.010%以下(0%を含まない)、Mo:0.30~1.0%、Cr:1.20%以下(0%を含まない)を含有し、残部が鉄および不可避不純物である厚鋼板であって、

鋼中成分で構成される前記(1)式に基づいて決定される $D_i$ 値が5.0超であり、

$-196^\circ\text{C}$ において存在する残留オーステナイト相(残留 $\gamma$ )が体積分率にて2.0~5.0%であり、

$-196^\circ\text{C}$ において存在する残留オーステナイト相(残留 $\gamma$ )中のMn濃

度が1.05%以上であり、且つ

鋼中のMnおよびNiの含有量（質量%）が、下記（4）式を満たすことを特徴とする極低温靱性に優れた厚鋼板である。

$$[Mn] \geq 0.31 \times (7.20 - [Ni]) + 0.50 \dots (4)$$

（式中、[ ]は鋼中の各成分の含有量（質量%）を意味する。）

[0017] 本発明の好ましい実施形態において、上記鋼板は、更に、Cu：1.0%以下（0%を含まない）を含有する。

[0018] 本発明の好ましい実施形態において、上記鋼板は、更に、Ti：0.025%以下（0%を含まない）、Nb：0.100%以下（0%を含まない）、およびV：0.50%以下（0%を含まない）よりなる群から選択される少なくとも一種を含有する。

[0019] 本発明の好ましい実施形態において、上記鋼板は、更に、B：0.0050%以下（0%を含まない）を含有する。

[0020] 本発明の好ましい実施形態において、上記鋼板は、更に、Ca：0.0030%以下（0%を含まない）、およびREM：0.0050%以下（0%を含まない）よりなる群から選択される少なくとも一種を含有する。

[0021] 本発明の好ましい実施形態において、上記鋼板は、更にZr：0.005%以下（0%を含まない）を含有する。

[0022] また、上記課題を解決し得た請求項1または2に記載の本発明に係る厚鋼板の製造方法は、 $\alpha$ - $\gamma$ 2相共存域（ $A_{c1}$ ～ $A_{c3}$ 間）での熱処理（L処理）における温度（L処理温度）と、鋼中の $A_{c1}$ および $A_{c3}$ とで構成される下記式（5）に基づいて算出されるLパラメータが0.25以上、0.45以下であり、且つ、前記Lパラメータと、鋼中成分とで構成される下記式（6）に基づいて算出される $\lambda_L$ パラメータが7以下であることを満足するように、L処理温度および鋼中成分を調整する工程と、L処理の後、室温まで水冷し、焼戻処理（T処理）するに当たり、 $A_{c1}$ 以下の温度で10～60分間行なう工程と、を行なうところに特徴がある。

$$L \text{パラメータ} = (L \text{処理温度} - A_{c1}) / (A_{c3} - A_{c1}) + 0.25 \dots$$

・ (5)

$$\lambda_L \text{パラメータ} = 9.05 \times (0.90 \times [\text{Lパラメータ}] + 0.14) \times [\text{Mn}] + 1.46 \times (0.37 \times [\text{Lパラメータ}] + 0.67) \times [\text{Cr}] - 41.5 \times (0.26 \times [\text{Lパラメータ}] + 0.79) \times [\text{Mo}]$$

・ ・ (6)

(式中、[ ] は、鋼中の各成分の含有量 (質量%) を意味する。)

[0023] 更に、上記課題を解決し得た請求項3に記載の本発明に係る厚鋼板の製造方法は、前記(5)式に基づいて算出されるLパラメータが0.6以上、1.1以下であり、且つ、前記(6)式に基づいて算出される $\lambda_L$ パラメータが0以下であることを満足するように、L処理温度および鋼中成分を調整するところに特徴がある。

### 発明の効果

[0024] 本発明によれば、Ni含有量が5.0~7.5%程度のNi鋼において、母材強度が高くても(詳細には、引張り強度 $TS > 741 \text{ MPa}$ 、降伏強度 $YS > 590 \text{ MPa}$ 、好ましくは、 $TS \geq 830 \text{ MPa}$ 、 $YS \geq 690 \text{ MPa}$ )、 $-196^\circ\text{C}$ 以下での極低温靱性(特にC方向の極低温靱性)に優れており、 $-196^\circ\text{C}$ での脆性破面率 $\leq 10\%$ (好ましくは、 $-233^\circ\text{C}$ での脆性破面率 $\leq 50\%$ )を満足する高強度厚鋼板を提供することができた。

### 発明を実施するための形態

[0025] 本発明者らは、Ni含有量が7.5%以下であって、C方向のシャルピー衝撃吸収試験を実施したとき、 $-196^\circ\text{C}$ での脆性破面率10%以下、引張り強度 $TS > 741 \text{ MPa}$ 、降伏強度 $YS > 590 \text{ MPa}$ を満足する厚鋼板を提供するため、検討を行なった。

[0026] 特に本発明では、以下の点に留意して、検討を行なった。

[0027] まず、製造方法に関し、本発明では、特許文献1および3のように、圧延およびT処理後の冷却などの管理を厳格化しなくても、9%Ni鋼と同程度の極低温靱性を達成することを前提とした。具体的には、特許文献3ほどの圧下率を確保できない場合を考えて成分設計を行い、圧延については、83

0℃以上の圧下率をおおよそ50%以下程度、700℃以上の圧下率をおおよそ85%以下程度に抑えると共に、熱間圧延後の焼戻処理（T処理）後の水冷はしない（すなわち、T処理後、空冷を行なう）ことを前提とした。なお、圧下率（%）は、 $100 \times (\text{圧延前の厚さ} - \text{圧延後の厚さ}) / (\text{圧延前の厚さ})$  で算出した。

[0028] また、極低温靱性は、L方向よりも靱性確保が難しい傾向にあるC方向の評価を採用し、且つ、靱性保証の観点から、吸収エネルギーでなく破面率での評価を行なうことにした。また、引張り強度（TS）について、極低温用圧力容器の設計においては、安全性を考慮すると、規格範囲内であればTSは高いほうが良いとの観点から、本発明では $TS > 741 \text{ MPa}$ を前提にした。

[0029] 具体的には、上記の製造条件を前提にして、C方向のシャルピー衝撃吸収試験において、 $-196^\circ\text{C}$ での脆性破面率 $\leq 10\%$ 、引張り強度 $TS > 741 \text{ MPa}$ 、降伏強度 $YS > 590 \text{ MPa}$ を満足する厚鋼板を提供するため、検討を重ねてきた。

[0030] その結果、残留 $\gamma$ 形態 [下記（ア）、（イ）]、および $L$ パラメータ [下記（ウ）] を、次のように制御すれば、シャルピー衝撃吸収試験中に、マルテンサイトに変態せずに塑性変形する安定な残留 $\gamma$ を確保することができ、優れた極低温靱性が得られることを見出した。

（A）極低温で衝撃中にマルテンサイトに変態せずに塑性変形し、靱性の向上に有用な安定な残留 $\gamma$ を確保する（残留 $\gamma$ の安定性を高める）との観点から、鋼中成分の適切なバランスによって $D_i$ 値 [前記（1）式を参照] を制御すること。

（B）鋼中成分と、 $\alpha - \gamma$  2相共存域（ $A_{c1} \sim A_{c3}$ 間）での熱処理（L処理）における温度（L処理温度）を $L$ パラメータ [前記（5）式を参照] でバランスさせ、L処理の後、室温まで水冷し、所定条件の焼戻処理（T処理）を行なった後、空冷することにより、 $-196^\circ\text{C}$ において存在する残留オーステナイト（残留 $\gamma$ ）の体積分率を2.0～12.0%の範囲内に制御し、

かつ $-196^{\circ}\text{C}$ において存在する残留 $\gamma$ 中の成分で決定される残留 $\gamma$ 安定化パラメータ〔前記(2)式を参照〕を3.1以上に制御すること(好ましくは、残留 $\gamma$ の体積分率と上記残留 $\gamma$ 安定化パラメータとで構成される残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータ〔前記(3)式を参照〕を40以下に制御すること)。

(C)成分(Mn、Cr、Mo)とL処理温度により決定される $\Lambda_1$ パラメータを前記(5)式のとおり制御すること。

[0031] すなわち、本発明の厚鋼板は、質量%で、C:0.02~0.10%、Si:0.40%以下(0%を含まない)、Mn:0.50~2.0%、P:0.007%以下(0%を含まない)、S:0.007%以下(0%を含まない)、Al:0.005~0.050%、Ni:5.0~7.5%、N:0.010%以下(0%を含まない)を含有すると共に、Cr:1.20%以下(0%を含まない)、およびMo:1.0%以下(0%を含まない)よりなる群から選択される少なくとも一種の元素を含有し、残部が鉄および不可避不純物である厚鋼板であって、鋼中成分で構成される下記(1)式に基づいて決定されるDi値が2.5以上であり、 $-196^{\circ}\text{C}$ において存在する残留オーステナイト相(残留 $\gamma$ )が体積分率にて2.0~12.0%であり、且つ、残留オーステナイト中に含まれる成分で構成される下記(2)式に基づいて決定される残留 $\gamma$ 安定化パラメータが3.1以上であるところに特徴がある。

$$D_i \text{ 値} = ([C] / 10)^{0.5} \times (1 + 0.7 \times [Si]) \times (1 + 3.33 \times [Mn]) \times (1 + 0.35 \times [Cu]) \times (1 + 0.36 \times [Ni]) \times (1 + 2.16 \times [Cr]) \times (1 + 3 \times [Mo]) \times (1 + 1.75 \times [V]) \times 1.115 \quad \dots \quad (1)$$

(式中、[ ] は、鋼中の各成分の含有量(質量%)を意味する、)

残留 $\gamma$ 安定化パラメータ=

$$(365 \times \langle C \rangle + 39 \times \langle Mn \rangle + 30 \times \langle Al \rangle + 10 \times \langle Cu \rangle + 17 \times \langle Ni \rangle + 20 \times \langle Cr \rangle + 5 \times \langle Mo \rangle + 35 \times \langle V \rangle) / 10$$

0 . . . (2)

(式中、 $\langle \rangle$ は、 $-196^{\circ}\text{C}$ において存在する残留オーステナイト中に含まれる各成分の含有量(質量%)を意味する。)

[0032] 1. 鋼中成分

まず、鋼中成分について説明する。

[0033] C : 0.02~0.10%

Cは、強度および残留オーステナイトの確保に必須の元素である。このような作用を有効に発揮させるため、C量の下限を0.02%以上とする。C量の好ましい下限は0.03%以上であり、より好ましくは0.04%以上である。但し、過剰に添加すると、強度の過大な上昇により極低温靱性が低下するため、その上限を0.10%とする。C量の好ましい上限は0.08%以下であり、より好ましくは0.06%以下である。

[0034] Si : 0.40%以下(0%を含まない)

Siは、脱酸材として有用な元素である。但し、過剰に添加すると、硬質の島状マルテンサイト相の生成が促進され、極低温靱性が低下するため、その上限を0.40%以下とする。Si量の好ましい上限は0.35%以下であり、より好ましくは0.20%以下である。

[0035] Mn : 0.50~2.0%

Mnはオーステナイト( $\gamma$ )安定化元素であり、残留 $\gamma$ 量の増加に寄与する元素である。このような作用を有効に発揮させるため、Mn量の下限を0.50%とする。Mn量の好ましい下限は0.6%以上であり、より好ましくは0.7%以上である。但し、過剰に添加すると、焼戻脆化をもたらし、所望の極低温靱性を確保できなくなるため、その上限を2.0%以下とする。Mn量の好ましい上限は1.5%以下であり、より好ましくは1.3%以下である。

[0036] P : 0.007%以下(0%を含まない)

Pは、粒界破壊の原因となる不純物元素であり、所望とする極低温靱性確保のため、その上限を0.007%以下とする。P量の好ましい上限は0.

0.05%以下である。P量は少なければ少ない程良いが、工業的にP量を0%とすることは困難である。

[0037] S : 0.007%以下 (0%を含まない)

Sも、上記Pと同様、粒界破壊の原因となる不純物元素であり、所望とする極低温靱性確保のため、その上限を0.007%以下とする。後記する実施例に示すように、S量が多くなると、脆性破面率は増加し、所望とする極低温靱性(-196℃での脆性破面率 $\leq$ 10%)を実現できない。S量の好ましい上限は0.005%以下である。S量は少なければ少ない程良いが、工業的にS量を0%とすることは困難である。

[0038] Al : 0.005~0.050%

Alは脱硫を促進し、窒素を固定する元素である。Alの含有量が不足すると、鋼中の固溶硫黄、固溶窒素などの濃度が上昇し、極低温靱性が低下するため、その下限を0.005%以上とする。Al量の好ましい下限は0.010%以上であり、より好ましくは0.015%以上である。但し、過剰に添加すると、酸化物や窒化物などが粗大化し、やはり極低温靱性が低下するため、その上限を0.050%以下とする。Al量の好ましい上限は0.045%以下であり、より好ましくは0.04%以下である。

[0039] Ni : 5.0~7.5%

Niは、極低温靱性の向上に有用な残留オーステナイト(残留 $\gamma$ )を確保するのに必須の元素である。このような作用を有効に発揮させるため、Ni量の下限を5.0%以上とする。Ni量の好ましい下限は5.2%以上であり、より好ましくは5.4%以上である。但し、過剰に添加すると、原料のコスト高を招くため、その上限を7.5%以下とする。Ni量の好ましい上限は7.0%以下であり、より好ましくは6.5%以下、更に好ましくは6.2%以下、更により好ましくは6.0%以下である。

[0040] N : 0.010%以下 (0%を含まない)

Nは、歪時効により極低温靱性を低下させるため、その上限を0.010%以下とする。N量の好ましい上限は0.006%以下であり、より好まし

くは0.004%以下である。

[0041] Cr : 1.20%以下 (0%を含まない)、およびMo : 1.0%以下 (0%を含まない) よりなる群から選択される少なくとも一種

CrおよびMoは、いずれも強度向上元素である。これらの元素は単独で添加しても良いし、二種類を併用しても良い。上記作用を有効に発揮させるためには、Cr量を0.05%以上、Mo量を0.01%以上とする。但し、過剰に添加すると、強度の過度な向上を招き、所望とする極低温靱性を確保できなくなるため、Cr量の上限を1.20%以下 (好ましくは1.1%以下、より好ましくは0.9%以下、更に好ましくは0.5%以下)、Mo量の上限を1.0%以下 (好ましくは0.8%以下、より好ましくは0.6%以下) とする。

[0042] 本発明の厚鋼板は上記成分を基本成分として含み、残部：鉄および不可避免的不純物である。

[0043] 本発明では、更なる特性の付与を目的として、以下の選択成分を含有することができる。

[0044] Cu : 1.0%以下 (0%を含まない)

Cuは、 $\gamma$ 安定化元素であり、残留 $\gamma$ 量の増加に寄与する元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、Cuを0.05%以上含有することが好ましい。但し、過剰に添加すると、強度の過度な向上をもたらし、所望とする極低温靱性効果が得られないため、その上限を1.0%以下とすることが好ましい。Cu量の更に好ましい上限は0.8%以下であり、更に好ましくは0.7%以下である。

[0045] Ti : 0.025%以下 (0%を含まない)、Nb : 0.100%以下 (0%を含まない)、およびV : 0.50%以下 (0%を含まない) よりなる群から選択される少なくとも一種

Ti、Nb、およびVは、いずれも炭窒化物として析出し、強度を上昇させる元素である。これらの元素は単独で添加しても良いし、二種以上を併用しても良い。上記作用を有効に発揮させるためには、Ti量を0.005%

以上、Nb量を0.005%以上、V量を0.005%以上とすることが好ましい。但し、過剰に添加すると、強度の過度な向上を招き、所望とする極低温靱性を確保できなくなるため、Ti量の好ましい上限を0.025%以下（より好ましくは0.018%以下であり、更に好ましくは0.015%以下）、Nb量の好ましい上限を0.100%以下（より好ましくは0.05%以下であり、更に好ましくは0.02%以下）、V量の好ましい上限を0.50%以下（より好ましくは0.3%以下であり、更に好ましくは0.2%以下）とする。

[0046] B : 0.0050%以下（0%を含まない）

Bは、焼入れ性向上により強度向上に寄与する元素である。上記作用を有効に発揮させるためには、B量を0.0005%以上とすることが好ましい。但し、過剰に添加すると、強度の過度な向上をもたらす、所望とする極低温靱性を確保できなくなるため、B量の好ましい上限を0.0050%以下（より好ましくは0.0030%以下、更に好ましくは0.0020%以下）とする。

[0047] Ca : 0.0030%以下（0%を含まない）、およびREM（希土類元素） : 0.0050%以下（0%を含まない）よりなる群から選択される少なくとも一種

Ca、およびREMは、固溶硫黄を固定し、さらに硫化物を無害化する元素である。これらの元素は単独で添加しても良いし、二種以上を併用しても良い。これらの含有量が不足すると、鋼中の固溶硫黄濃度が上昇し、靱性が低下するため、Ca量を0.0005%以上、REM量（以下に記載のREMを、単独で含有するときは単独の含有量であり、二種以上を含有するときは、それらの合計量である。以下、REM量について同じ。）を0.0005%以上とすることが好ましい。但し、過剰に添加すると、硫化物、酸化物や窒化物などが粗大化し、やはり靱性が低下するため、Ca量の好ましい上限を0.0030%以下（より好ましくは0.0025%以下）、REM量の好ましい上限を0.0050%以下（より好ましくは0.0040%以下

)とする。

[0048] 本明細書において、REM（希土類元素）とは、ランタノイド元素（周期表において、原子番号57のLaから原子番号71のLuまでの15元素）に、Sc（スカンジウム）とY（イットリウム）とを加えた元素群であり、これらを単独で、または二種以上を併用することができる。好ましい希土類元素はCe、Laである。REMの添加形態は特に限定されず、CeおよびLaを主として含むミッシュメタル（例えばCe：約70%程度、La：約20～30%程度）の形態で添加しても良いし、或いは、Ce、Laなどの単体で添加して良い。

[0049] Zr：0.005%以下（0%を含まない）

Zrは、窒素を固定する元素である。Zrの含有量が不足すると、鋼中の固溶N濃度が上昇し、靱性が低下するため、Zr量を0.0005%以上とすることが好ましい。但し、過剰に添加すると、酸化物や窒化物などが粗大化し、やはり靱性が低下するため、Zr量の好ましい上限を0.005%以下（より好ましくは0.0040%以下）とする。

[0050] 以上、本発明の鋼中成分について説明した。

[0051] 2. 残留オーステナイト相（残留 $\gamma$ ）の体積分率

更に本発明の厚鋼板は、 $-196^{\circ}\text{C}$ において存在する残留 $\gamma$ 相が体積分率にて2.0～12.0%（好ましくは4.0～12.0%）を満足するものである。

[0052] 極低温靱性の改善には、低温での衝撃試験中に塑性変形し易い残留 $\gamma$ を確保することが有効である。所望とする極低温靱性を得るため、 $-196^{\circ}\text{C}$ で存在する全組織に占める残留 $\gamma$ 相の体積分率を2.0%以上とする。但し、残留 $\gamma$ は、マトリクス相に比べて比較的軟質であり、残留 $\gamma$ 量が過剰になると、YSが所定の値を確保できなくなるため、その上限を12.0%とする。残留 $\gamma$ 相の体積分率について、好ましい下限は4.0%以上、より好ましい下限は6.0%以上であり、好ましい上限は11.5%以下、より好ましい上限は11.0%以下である。

[0053] なお、本発明の厚鋼板では、 $-196^{\circ}\text{C}$ で存在する組織のうち、残留 $\gamma$ 相の体積分率の制御が重要であって、残留 $\gamma$ 以外の他の組織については、何ら限定するものではなく、厚鋼板に通常存在するものであれば良い。残留 $\gamma$ 以外の組織としては、例えば、ベイナイト、マルテンサイト、セメンタイト等の炭化物などが挙げられる。

[0054] 3.  $D_i$  値について

更に本発明では、鋼中成分で構成される下記(1)式に基づいて決定される $D_i$ 値が2.5以上を満足するものである。

$$D_i \text{ 値} = ([C] / 10)^{0.5} \times (1 + 0.7 \times [Si]) \times (1 + 3.33 \times [Mn]) \times (1 + 0.35 \times [Cu]) \times (1 + 0.36 \times [Ni]) \times (1 + 2.16 \times [Cr]) \times (1 + 3 \times [Mo]) \times (1 + 1.75 \times [V]) \times 1.115 \dots (1)$$

(式中、[ ] は、鋼中の各成分の含有量(質量%)を意味する。)

[0055] 焼入れ性 $D_i$ 値に関する上式(1)は、Grossmannの式(Trans. Metall. Soc. AIME, 150(1942)、227頁)として記載されているものである。 $D_i$ 値を構成する上記合金元素の添加量が多いほど、焼きが入りやすく( $D_i$ 値が大きくなり)、組織が微細化しやすくなる。また、 $D_i$ 値が大きい程、強度が高くなり、所望の強度を確保しやすくなる。本発明者らの検討結果によれば、 $D_i$ 値と、圧延後の組織サイズとは相関があり、圧延後組織を微細にし、所望とする高い強度を確保するには、 $D_i$ 値を2.5以上にすれば良いことが判明した。詳細には $D_i$ 値は、未結晶域の圧下率が小さくても微細な圧延組織が得られ、その後の熱処理で極低温靱性向上に有用な残留 $\gamma$ の体積分率を十分確保し、安定した残留 $\gamma$ を確保するための指針として有用なパラメータである。また、特許文献3に記載の製造条件[低温(未再結晶域)での圧下率低減、冷却開始までの時間制限など]を緩和して、工程負荷を低減しても良好な特性を確保するのに有効なパラメータである。

[0056] このような作用を有効に発揮させるため、 $D_i$ 値を2.5以上とする。 $D$

$D_i$  値が 2.5 未満では、圧延後に微細な組織が十分得られないため、所定量の残留  $\gamma$  が得られない。更には、後記する残留  $\gamma$  安定化パラメータや、残留  $\gamma$  の体積分率・残留  $\gamma$  安定化パラメータを所定レベルに制御できないため、安定した残留  $\gamma$  組織が得られず、所望とする極低温靱性を確保できない。 $D_i$  値の好ましい範囲は 3.0 以上である。一方、 $D_i$  値の上限は、上記観点からは特に限定されないが、コストなどの観点や、現行 LNG タンク用鋼の強度規格範囲が 830 MPa 以下であることなどを考慮すると、おおむね、5.0 以下であることが好ましい。

[0057] 4. 残留  $\gamma$  安定化パラメータについて

更に本発明では、下記 (2) 式に基づいて決定される残留  $\gamma$  安定化パラメータを 3.1 以上に制御する。これにより、所望とする極低温靱性が得られる。

残留  $\gamma$  安定化パラメータ =

$$(365 \times \langle C \rangle + 39 \times \langle Mn \rangle + 30 \times \langle Al \rangle + 10 \times \langle Cu \rangle + 17 \times \langle Ni \rangle + 20 \times \langle Cr \rangle + 5 \times \langle Mo \rangle + 35 \times \langle V \rangle) / 100 \quad \dots \quad (2)$$

(式中、 $\langle \quad \rangle$  は、 $-196^\circ\text{C}$  において存在する残留オーステナイト中に含まれる各成分の含有量 (質量%) を意味する。)

[0058] 前述したとおり、極低温靱性の改善には、衝撃試験中にマルテンサイトに変態せずに塑性変形する安定な残留  $\gamma$  を確保することが有効である。そのためには、衝撃試験前に残留  $\gamma$  分率を確保することと、衝撃を受けてもマルテンサイトに変態せずに塑性変形できるように残留  $\gamma$  の安定性を高めることが考えられる。本発明では、前者の観点から、残留  $\gamma$  の体積分率を上記範囲に規定した。更に、後者の観点からも実験を行ったところ、 $-196^\circ\text{C}$  において存在する残留  $\gamma$  の安定性は、 $-196^\circ\text{C}$  において存在する残留  $\gamma$  中の成分で決定され、上記 (2) 式で表わされるパラメータを制御することが有効であることが判明した。本発明のように Ni 量が 7.5% 以下に低減すると、一般に焼入れ性が低下するため、圧延後の組織が粗大になって熱処理後に得

られる残留 $\gamma$ の体積分率または上記D<sub>i</sub>値を確保できなくなってしまうが、本発明では、残留 $\gamma$ 中の成分バランスを考慮して決定された残留 $\gamma$ 安定化パラメータを適切に制御することで、これらの要件も適切に制御される。この残留 $\gamma$ 安定化パラメータは、Ms点の式を参考にして導出されたものである。

[0059] 所望とする極低温靱性を確保するため、上記残留 $\gamma$ 安定化パラメータの下限を3.1以上とする。好ましくは3.3以上、より好ましくは3.5以上、更に好ましくは3.7以上である。なお、残留 $\gamma$ 安定化パラメータの上限は、極低温靱性向上の観点からは特に限定されない。

[0060] 5. 残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータについて

更に本発明では、一層優れた極低温靱性を確保する目的で、下記式(3)に基づいて算出される残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータを40以下に制御することが好ましい。

残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータ

$$= 10 / (\text{残留}\gamma\text{相の体積分率} \times \text{残留}\gamma\text{安定化パラメータ})^{1/2} \quad \cdot$$

・ ・ (3)

[0061] 上式(3)に示すとおり、上記パラメータは、残留 $\gamma$ の体積分率と残留 $\gamma$ 安定化パラメータとで構成されている。本発明者らは、極低温靱性の向上には、極低温衝撃試験中に塑性変形を担い、靱性向上に有効な残留 $\gamma$ の分布が大きく影響すると考え、上記パラメータを定めた。すなわち、残留 $\gamma$ の体積分率が高く、且つ、残留 $\gamma$ 安定化パラメータが大きいものは、一つ一つの残留 $\gamma$ 同士の間隔が短く微細に分散し、且つ、それらが、低温でもマルテンサイトに変態せず、塑性変形を担うことから、良好な極低温靱性を発揮するようになる。

[0062] 上記残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータは、好ましくは35以下であり、より好ましくは30以下である。極低温靱性向上の観点からすると、上記パラメータは低いほど良い。上記パラメータの下限は、極低温靱性との関係では特に限定されないが、本発明の成分系を考慮すると、おおむね、

10以上である。

[0063] 更に、後記する実施例2で実証したように、残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ の安定化パラメータをより適切な範囲に制御することにより、上述した $-196^{\circ}\text{C}$ より更に低温の $-233^{\circ}\text{C}$ においても、脆性破面率を50%以下の良好な水準に保つことができる。具体的には、残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータの上限を出来るだけ小さくする（おおむね、30以下）ことにより、 $-233^{\circ}\text{C}$ での脆性破面率を50%以下に低減することができる。

[0064] 上記した本発明の構成によって、C方向のシャルピー衝撃吸収試験において、 $-196^{\circ}\text{C}$ での脆性破面率 $\leq 10\%$ 、引張り強度 $TS > 741\text{MPa}$ 、降伏強度 $YS > 590\text{MPa}$ を満足する厚鋼板を得ることが出来るが、本発明者らは更に高い母材強度を発揮しつつ、極低温靱性も満足する厚鋼板を得ることが出来ないか、更に検討を行なった。

[0065] 具体的には、C方向のシャルピー衝撃吸収試験において、 $-196^{\circ}\text{C}$ での脆性破面率10%以下、 $TS > 830\text{MPa}$ 、 $YS > 690\text{MPa}$ を満足する厚鋼板を提供することを更なる目標として検討を行なった。その結果、前記した厚鋼板中の元素の含有量、Di値、残留 $\gamma$ 体積分率をより限定された範囲に規定した上で、前記残留 $\gamma$ 安定化パラメータの代わりに残留 $\gamma$ 中のMn濃度を制御することによって、上記したような、より高い母材強度を発揮しつつ、極低温靱性も満足できることを見出した。

[0066] ここで、前記した厚鋼板中の元素の含有量、Di値、残留 $\gamma$ 体積分率のより限定した範囲への限定とは、

(a) Mn含有量の下限を0.6%とする、

(b) CrおよびMoの両方の元素を必須添加とし、Moの下限值は0.30%とする、

(c) Di値を5.0超とする、

(d)  $-196^{\circ}\text{C}$ において存在する残留 $\gamma$ 体積分率の上限を5.0%とする、

(e) 下記(4)式で表される鋼中のMn-Niの含有量のバランスを適切

に制御する

$$[Mn] \geq 0.31 \times (7.20 - [Ni]) + 0.50 \dots (4)$$

(式中、[ ] は鋼中の各成分の含有量 (質量%) を意味する。)

ことを意味する。

[0067] また、このような限定に加えて、

(f)  $-196^{\circ}\text{C}$ において存在する残留 $\gamma$ 中のMn濃度を1.05%以上、とすれば、前記した残留 $\gamma$ 安定化パラメータの制御を行わずとも、 $-196^{\circ}\text{C}$ での脆性破面率10%以下、 $TS > 830\text{MPa}$ 、 $YS > 690\text{MPa}$ を満足する厚鋼板が提供可能となる。

[0068] 以下、既に説明済みの本発明に係る厚鋼板、すなわちC方向のシャルピー衝撃吸収試験において、 $-196^{\circ}\text{C}$ での脆性破面率 $\leq 10\%$ 、 $TS > 741\text{MPa}$ 、 $YS > 590\text{MPa}$ を満足する厚鋼板とは異なる構成である上記(a)～(f)に関して説明する。

[0069] (a) Mn含有量の下限：0.6%

$TS > 830\text{MPa}$ 、 $YS > 690\text{MPa}$ という更なる強度の向上、および残留 $\gamma$ 中のMn濃度の確保の観点からMn含有量は0.6%以上とする。Mn量の好ましい下限は0.7%以上である。

[0070] (b) CrおよびMoの両方の元素を必須添加、且つ、Mo含有量の下限：0.30%

(c) Di値：5.0超

$TS > 830\text{MPa}$ 、 $YS > 690\text{MPa}$ という更なる強度の向上の観点から、CrとMoの両方を必須添加とし、且つ、Moは0.30%以上含有させるようにする。また、Di値も5.0超とする。

[0071] (d)  $-196^{\circ}\text{C}$ において存在する残留 $\gamma$ 体積分率の上限：5.0%

極低温韌性向上の観点からは、残留 $\gamma$ 相の体積分率は高い方が良いが、残留 $\gamma$ は、マトリクス相に比べて比較的軟質であり、残留 $\gamma$ 量が過剰になると、所定のYSおよびTSを確保できなくなる場合があるため、その上限を5.0%とする。残留 $\gamma$ 相の体積分率について、好ましい上限は4.8%であ

る。なお、好ましい下限は3.0%、より好ましい下限は3.5%である。

[0072] (e) 下記(4)式で表される鋼中のMn-Niの含有量のバランスを適切に制御する

$$[Mn] \geq 0.31 \times (7.20 - [Ni]) + 0.50 \dots (4)$$

この条件を満足することにより、残留 $\gamma$ の安定性が一層高められるようになる。以下では、上記(4)式の要件を、「鋼中のNi-Mnバランス」または単に「Ni-Mnバランス」と呼ぶ場合がある。

[0073] 上記(4)式に到達した経緯の概略は以下のとおりである。本発明者らは、Ni量を7.5%以下に低減しながら、極低温での高い強度-靱性バランスを確保するためには、鋼中成分のうち、 $\gamma$ 安定化元素であるMnの活用が重要であること；更には、Mnと、鋼中成分のうち含有量が比較的多いNiとのバランスが重要であるとの観点に立ち、残留 $\gamma$ の安定性を高めるための鋼中設計指針を検討した。具体的には、Ni低減に伴う焼入れ性の影響、L処理時の合金成分の濃縮、衝撃時に形成されるMAサイズの微細化などの観点から、前述したDi値やMs点（マルテンサイト生成開始温度）を含めて鋭意検討した。その結果、衝撃時に形成されるMAサイズは、圧延まま組織サイズと相関があり、鋼中のNiおよびMn量と相関することを見出した。上記知見に基づき、更に検討を行なった結果、所望とする極低温での強度-靱性バランスを確保することができる鋼中のNi-Mnバランスとして、上記(4)式を特定した。

[0074] (f) -196℃において存在する残留 $\gamma$ 中のMn濃度：1.05%以上

この条件を満足することにより、残留 $\gamma$ の安定性が高められ、極低温下における優れた強度-靱性バランスが達成される。

[0075] -196℃において存在する残留 $\gamma$ 中の好ましいMn濃度は1.40%以上であり、より好ましくは1.75%以上である。なお、残留 $\gamma$ 中の好ましいMn濃度の上限については、上記作用との関係からは特に限定されないが、鋼中Mn量の範囲などを考慮すると、おおむね、2.50%以下であることが好ましい。

[0076] 更に、後記する実施例4で実証したように、(i) 残留 $\gamma$ の体積分率、(ii) 残留 $\gamma$ 中のMn濃度、および(iii)  $\lambda_L$ パラメータの少なくともいずれか一つを、より適切な範囲に制御することにより、上述した $-196^\circ\text{C}$ より更に低温の $-233^\circ\text{C}$ においても、脆性破面率を50%以下の良好な水準に保つことができる。具体的には、(i) 残留 $\gamma$ 分率をおおむね、3.5~4.8%、(ii) 残留 $\gamma$ 中のMn濃度を、おおむね、1.40~2.5%、(iii)  $\lambda_L$ パラメータを、おおむね、 $-10$ 以下の範囲内に制御することにより、 $-233^\circ\text{C}$ での靱性も向上させることができる。更に、上記(i)~(iii)の少なくとも2つ以上および/または(i) 残留 $\gamma$ 中のMn濃度を1.75~2.50%と制御すると、 $-233^\circ\text{C}$ での靱性を一層高めることができる。

[0077] 以上、本発明の厚鋼板について説明した。

[0078] 次に、本発明の厚鋼板を製造する方法について説明する。本願請求項1または2に規定している本発明に係る厚鋼板の製造方法は、 $\alpha-\gamma$ 2相共存域( $A_{c1}\sim A_{c3}$ 間)での熱処理(L処理)における温度(L処理温度)と、鋼中の $A_{c1}$ および $A_{c3}$ とで構成される下記式(5)に基づいて算出されるLパラメータが0.25以上、0.45以下であり、且つ、前記Lパラメータと、鋼中成分とで構成される下記式(6)に基づいて算出される $\lambda_L$ パラメータが7以下であることを満足するように、L処理温度および鋼中成分を調整する工程と、L処理の後、室温まで水冷した後、焼戻処理(T処理)するに当たり、 $A_{c1}$ 以下の温度で10~60分間行なう工程と、を行なうところに特徴がある。

$$L \text{パラメータ} = (L \text{処理温度} - A_{c1}) / (A_{c3} - A_{c1}) + 0.25 \quad \dots \quad (5)$$

$$\lambda_L \text{パラメータ} = 9.05 \times (0.90 \times [L \text{パラメータ}] + 0.14) \times [Mn] + 1.46 \times (0.37 \times [L \text{パラメータ}] + 0.67) \times [Cr] - 41.5 \times (0.26 \times [L \text{パラメータ}] + 0.79) \times [Mo] \quad \dots \quad (6)$$

(式中、[ ] は、鋼中の各成分の含有量 (質量%) を意味する。)

[0079] 以下、各工程について詳述する。

[0080] 前記した本発明の製造方法は、圧延工程およびその後の焼戻処理 (T 処理) を適切に制御して上記要件を満足する厚鋼板を製造するものであり、製鋼工程は特に限定されず、通常、用いられる方法を採用することができる。

[0081] 以下、本発明を特徴付ける圧延工程以降の工程について、順次、詳しく説明する。

[0082] まず、加熱温度は約 900~1100℃、FRT (仕上げ圧延温度) は約 700~900℃、SCT (冷却開始温度) は約 650~800℃に制御することが好ましい。ここで、SCT は、仕上圧延の後、60 秒以内に上記範囲に制御することが好ましく、これにより、圧延→冷却後に、韌性向上に有用な微細組織が得られる。

[0083] 次に、800℃~500℃までの温度範囲を約 10℃/s 以上の平均冷却速度で冷却する。本発明において、特に上記温度範囲の平均冷却速度を制御するのは、冷却後に微細な組織を得るためである。なお、その上限は特に限定されない。

[0084] 本発明では、少なくとも上記温度範囲を約 10℃/s 以上の平均冷却速度で冷却することが好ましいが、上記平均冷却速度での停止温度は 200℃以下とすることが好ましい。これにより、未変態  $\gamma$  を低減することができ、微細均一な組織が得られる。

[0085] 熱間圧延の後、 $A_{c1}$ ~ $A_{c3}$  点の二相域 [フェライト ( $\alpha$ ) -  $\gamma$ ] 温度 (L 処理温度) に加熱・保持した後、水冷する (L 処理)。本発明では、残留  $\gamma$  の体積分率、および残留  $\gamma$  安定化パラメータ (好ましくは、残留  $\gamma$  の体積分率・残留  $\gamma$  安定化パラメータ) を本発明の範囲に制御するために、上記 (5) 式で表わされる L パラメータ、および上記 (6) 式で表わされる  $\lambda_L$  パラメータが所定範囲となるように L 処理温度および鋼中の成分を適切に制御している。

[0086] まず、熱間圧延後の上記 L 処理温度は、 $A_{c1}$ ~ $(A_{c1} + A_{c3}) / 2$  の範囲

内に制御することが好ましい。これにより、生成した $\gamma$ 相にNiなどの合金元素が濃縮し、その一部が室温で準安定に存在する準安定残留 $\gamma$ 相となる。上記L処理温度が $A_{c1}$ 点未満、または $[(A_{c1} + A_{c3}) / 2]$ 超では、結果的に、 $-196^{\circ}\text{C}$ における残留 $\gamma$ 分率、または残留 $\gamma$ の安定性が十分に確保できない（後記する実勢例1の表2BのNo. 29、30を参照）。好ましいL処理温度は、おおむね、 $620 \sim 650^{\circ}\text{C}$ である。

[0087] 本明細書において、 $A_{c1}$ 点、および $A_{c3}$ 点は、下記式に基づいて算出されるものである（「講座・現代の金属学 材料編4 鉄鋼材料」、社団法人日本金属学会より）。

$A_{c1}$ 点

$$= 723 - 10.7 \times [\text{Mn}] - 16.9 \times [\text{Ni}] + 29.1 \times [\text{Si}] + 16.9 \times [\text{Cr}] + 290 \times [\text{As}] + 6.38 \times [\text{W}]$$

$A_{c3}$ 点

$$= 910 - 203 \times [\text{C}]^{1/2} - 15.2 \times [\text{Ni}] + 44.7 \times [\text{Si}] + 104 \times [\text{V}] + 31.5 \times [\text{Mo}] + 30 \times [\text{Mn}] + 11 \times [\text{Cr}] + 20 \times [\text{Cu}]$$

上記式中、 $[ ]$ は、鋼材中の合金元素の濃度（質量%）を意味する。なお、本発明には、AsおよびWは鋼中成分として含まれないため、上記式において、 $[As]$ および $[W]$ はいずれも、0%として計算する。

[0088] 上記二相域温度での加熱時間（保持時間）は、おおむね、10～50分とすることが好ましい。10分未満では、 $\gamma$ 相への合金元素濃縮が十分進まず、一方、50分超では、 $\alpha$ 相が焼鈍まされ、強度が低下する。好ましい加熱時間の上限は30分である。

[0089] 更に本発明では、成分ごとに、上記（5）式で表わされるLパラメータを0.25以上、0.45以下にする。Lパラメータは、最終的に残留 $\gamma$ の体積分率と残留 $\gamma$ の安定性を兼備するために、L処理中の合金濃縮を効率的に利用するために設定されたパラメータである。後記する実施例に示すように、Lパラメータが上記範囲を外れると、所望とする残留 $\gamma$ 分率、および/ま

たは残留 $\gamma$ の安定性が十分得られない。好ましくは0.28以上0.42以下、より好ましくは0.30以上0.40以下である。

[0090] 更に本発明では、上記(6)式のように、MnとCrとMoの各含有量および上記Lパラメータで決定される $\lambda_L$ パラメータを7以下となるように制御する。この $\lambda_L$ パラメータは、L処理中に旧 $\gamma$ 粒界へPが偏析するなどし、MnやCrが濃縮し過ぎた場合に濃縮部に起こる焼戻脆性の悪影響を抑制するために設定されたものである。旧 $\gamma$ 粒界に偏析するP量は直接測定することが難しいことから、上記 $\lambda_L$ パラメータは、いわば、旧 $\gamma$ 粒界に偏析するP量の代替パラメータと位置づけることができる。旧 $\gamma$ 粒界へPの偏析が小さいものは、 $\lambda_L$ パラメータが小さい。好ましくは0.0以下、より好ましくは-10.0以下である。なお、その下限は特に限定されないが、コストの観点からMo添加量を出来るだけ抑えることが好ましく、また、各含有量とLパラメータの好ましい範囲などを総合的に勘案すれば、おおむね、-30以上であることが好ましい。

[0091] 詳細には、-196℃という極低温域ではPなどの微量不純物の悪影響が顕在化しやすく、焼戻脆性については、Pの旧 $\gamma$ 粒界への偏析が大きい場合（すなわち、 $\lambda_L$ パラメータが大きい場合）、極低温靱性へ悪影響を及ぼすと推定される。例えば、後記する実施例1の表1のNo. 1、2、25（いずれも本発明例）を比較すると、残留 $\gamma$ の体積分率および残留 $\gamma$ 安定化パラメータは同程度である〔No. 1について、残留 $\gamma$ の体積分率=8.0%、残留 $\gamma$ 安定化パラメータ=3.7；No. 2について、残留 $\gamma$ の体積分率=9.4%、残留 $\gamma$ 安定化パラメータ=3.8；No. 25について、残留 $\gamma$ の体積分率=7.9%、残留 $\gamma$ 安定化パラメータ=3.7〕が、 $\lambda_L$ パラメータはそれぞれ、-6.8（No. 1）、-10.9（No. 2）、5.2（No. 25）と大きく異なっている。よって、上記3例のなかでは、 $\lambda_L$ パラメータが最も低いNo. 2が、極低温靱性に最も優れている。

[0092] 次いで、室温まで水冷した後、焼戻処理（T処理）する。

[0093] 焼戻処理は、 $A_{c1}$ 以下の温度で10～60分間行なう。このような低温焼

戻により、準安定残留 $\gamma$ にCが濃縮され、準安定残留 $\gamma$ 相の安定度が増すため、 $-196^{\circ}\text{C}$ においても安定に存在する残留 $\gamma$ 相が得られる。また、上記低温焼戻により、低いMs点を確保することができる。

[0094] 焼戻温度が $A_{c1}$ 温度を超えると、二相共存域保持中に生成した準安定残留 $\gamma$ 相が $\alpha$ 相とセメント相に分解し、 $-196^{\circ}\text{C}$ における残留 $\gamma$ 相が十分に確保できなくなる。一方、焼戻温度が $540^{\circ}\text{C}$ 未満であるか、または焼戻時間が10分未満の場合、準安定残留 $\gamma$ 相中へのC濃縮が十分進行せず、所望とする $-196^{\circ}\text{C}$ での残留 $\gamma$ 量を確保することができない。また、焼戻時間が60分を超えると、 $\alpha$ 相の転位密度が過度に減少して、所定の強度(TSおよびYS)が確保できなくなる(後記する実施例1の表2BのNo. 33を参照)。

[0095] 好ましい焼戻処理条件は、焼戻温度： $540\sim 560^{\circ}\text{C}$ 、焼戻時間：15分以上、45分以下(より好ましくは35分以下、更に好ましくは25分以下)である。

[0096] 上記のように焼戻処理をした後、室温まで冷却する。焼戻後の冷却方法は、水冷でなく、空冷で行なう。空冷中に炭素が残留 $\gamma$ 中へ濃縮するため、水冷より空冷の方が、残留 $\gamma$ 安定化パラメータが大きくなるためである。

[0097] 次に、本願請求項3に規定している本発明に係る厚鋼板の製造方法について説明する。

本発明の製造方法は、前記(5)式に基づいて算出されるLパラメータが0.6以上、1.1以下であり、且つ、前記Lパラメータと、鋼中成分とで構成される前記(6)式に基づいて算出される $\lambda_L$ パラメータが0以下であることを満足するように、L処理温度および鋼中成分を調整する工程と、L処理の後、室温まで水冷し、焼戻処理(T処理)するに当たり、 $A_{c1}$ 以下の温度で10~60分間行なう工程と、を行なうところに特徴がある。

[0098] 以下、各工程について詳述するが、前記した本願請求項1または2に係る本発明の厚鋼板を製造する方法と重複する部分(圧延工程の諸条件、L処理の温度・保持時間の条件など)については説明を省略する。

[0099] 上記本願請求項3に規定している本発明に係る厚鋼板の製造方法では、前記(5)式で表わされるLパラメータを0.6以上、1.1以下にする。Lパラメータは、最終的に残留 $\gamma$ の体積分率と残留 $\gamma$ の安定性(特に、 $D_i$ 値および残留中のMn濃度で表されるもの)を兼備するために設定されたパラメータであり、本発明に係る厚鋼板の成分および所望の組織条件の観点から、特に上限(1.1以下)を規定した。なお、L処理によって残留 $\gamma$ の安定性を高める(すなわち、残留 $\gamma$ 中へMnを濃縮させる)ということは、裏返せば、母相(鋼中)のMn濃度を希薄にするという意味である。この状態では、強度確保に悪影響を及ぼすため、あるいは残留 $\gamma$ の体積分率と残留 $\gamma$ の安定性が兼備できなくなるため本発明では、Lパラメータの下限(0.6以上)を設定した。好ましいLパラメータは、0.7以上、1.0以下である。

[0100] 更に本発明では、上記(6)式のように、鋼中のMnとCrとMoの各含有量および上記Lパラメータで決定される $\lambda_L$ パラメータを0以下となるように制御する。この $\lambda_L$ パラメータは、前記の通り、L処理中に旧 $\gamma$ 粒界へPが偏析するなどし、MnやCrが濃縮し過ぎた場合に濃縮部に起こる焼戻脆性の悪影響を抑制するために設定されたものである。旧粒界に偏析するP量は直接測定することができないことから、 $\lambda_L$ パラメータは、いわば、旧 $\gamma$ 粒界に偏析するP量の代替パラメータと位置づけることができる。旧 $\gamma$ 粒界へPの偏析が小さいものは、 $\lambda_L$ パラメータが小さい。好ましくは-10.0以下である。なお、その下限は特に限定されないが、コストの観点からMo添加量を出来るだけ抑えることが好ましく、また、各含有量とLパラメータの好ましい範囲などを総合的に勘案すれば、おおむね、-30以上であることが好ましい。

[0101] 次いで、室温まで水冷した後、焼戻処理(T処理)する。

[0102] 焼戻処理は、 $A_{c1}$ 以下の温度で10~60分間行なう。前記した通り、このような低温焼戻により、準安定残留 $\gamma$ にCが濃縮され、準安定残留 $\gamma$ 相の安定度が増すため、-196℃においても安定に存在する残留 $\gamma$ 相が得られ

る。また、上記低温焼戻により、低いMs点を確保することができる。

[0103] 焼戻温度が $A_{c1}$ を超えると、二相共存域保持中に生成した準安定残留 $\gamma$ 相が $\alpha$ 相とセメンタイト相に分解し、 $-196^{\circ}\text{C}$ における残留 $\gamma$ 相が十分に確保できなくなる。一方、焼戻時間が10分未満の場合、準安定残留 $\gamma$ 相中へのC濃縮が十分進行せず、所望とする $-196^{\circ}\text{C}$ での残留 $\gamma$ 量を確保することができない。また、焼戻時間が60分を超えると、 $\alpha$ 相の転位密度が過度に減少して、所定の強度(TS)が確保できなくなる(後記する実施例3の表2BのNo. 7を参照)。好ましい焼戻時間は、15分以上、45分以下であり、より好ましくは20分以上、35分以下である。

[0104] 更に、焼き戻し温度は $A_{c1}$ 以下の温度、好ましい焼き戻し温度は $510^{\circ}\text{C}$ ~ $520^{\circ}\text{C}$ である。

[0105] 上記のように焼戻処理をした後、室温まで冷却する。焼戻後の冷却方法は、水冷でなく、空冷で行なう。空冷中に炭素が残留 $\gamma$ 中へ濃縮するため、水冷より空冷の方が、残留 $\gamma$ の安定性が高くなるためである。

## 実施例

[0106] 以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明は下記実施例によって制限されず、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で変更を加えて実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

[0107] 実施例1： $-196^{\circ}\text{C}$ での脆性破面率 $\leq 10\%$ 、引張り強度 $TS > 741\text{MPa}$ 、降伏強度 $YS > 590\text{MPa}$ を満足する厚鋼板に係る実施例

真空溶解炉(150kgVIF)を用い、表1に示す成分組成(残部：鉄および不可避免の不純物、単位は質量%)の供試鋼を溶製し、鑄造した後、熱間鍛造により、 $150\text{mm} \times 150\text{mm} \times 600\text{mm}$ のインゴットを作製した。本実施例では、REMとしてCeを約50%、Laを約25%含むミッシュメタルを用いた。

[0108] 次に、上記のインゴットを $1100^{\circ}\text{C}$ に加熱した後、 $830^{\circ}\text{C}$ 以上の温度で板厚75mmまで圧延し、仕上げ圧延温度(FRT) $700^{\circ}\text{C}$ 、FRTの

後60秒以内のSCT:650℃とし、水冷することにより、板厚25mmまで圧延した(圧下率83%)。なお、800~500℃までの平均冷却速度は19℃/sとし、200℃以下の停止温度まで冷延した。

[0109] このようにして得られた鋼板を、表2に示すL処理温度でL処理を行ない、30分間加熱保持した後、水冷した。更に、T処理(焼戻)を、表2に示す温度(T処理温度)および時間(T時間)行なった後、室温まで空冷した。

[0110] このようにして得られた厚鋼板について、以下のようにして、-196℃において存在する残留γ相の量(体積分率)、残留γ安定化パラメータ、引張り特性(引張り強度TS、降伏強度YS)、極低温靱性(-196℃または-233℃でのC方向における脆性破面率)を評価した。

[0111] (1) -196℃において存在する残留γ相の量(体積分率)の測定

各鋼板のt/4位置より、10mm×10mm×55mmの試験片を採取し、液体窒素温度(-196℃)にて5分間保持した後、リガク社製の二次元微小部X線回折装置(RINT-RAPID I)にてX線回折測定を行なった。次いで、フェライト相の(110)、(200)、(211)、(220)の各格子面のピーク、および残留γ相の(111)、(200)、(220)、(311)の各格子面のピークについて、各ピークの積分強度比に基づき、残留γ相の(111)、(200)、(220)、(311)の体積分率をそれぞれ算出し、これらの平均値を求め、これを「残留γの体積分率」とした。

[0112] (2) 残留γ安定化パラメータの測定

上記(2)式に基づいて算出される残留γ安定化パラメータを測定するため、上記(2)式を構成する-196℃において存在する残留γ中の各成分、すなわち、C量<C>、Mn量<Mn>、Al量<Al>、Cu量<Cu>、Ni量<Ni>、Cr量<Cr>、Mo量<Mo>、V量<V>をそれぞれ、以下のようにして測定した。

[0113] (2-1) -196℃において存在する残留γ中のC量<C>の測定

上記(1)の測定と同時に、供試鋼の表面に標準物質Siを塗布し、Siのピークで角度補正を行って精密な $\gamma$ -Feの格子定数 $[a_0 (\text{\AA})]$ を求めた。精密化された $\gamma$ -Feの格子定数と、C以外の下記成分とから、残留 $\gamma$ 中のC量を逆算して求めた。

- [0114] (2-2) -196℃において存在する残留 $\gamma$ 中のNi量 $\langle Ni \rangle$ の測定  
各鋼板の $t/4$ 位置より、10mm×10mm×55mmの試験片を採取し、液体窒素温度(-196℃)にて5分間保持した後、日本電子製 JXA-8500FのEPMA装置を用い、加速電圧15kV、照射電流50nA、ビーム径最小の条件下にてNi濃度を測定した。測定は、各試料とも3回ずつ行い、その最大値を残留 $\gamma$ 中のNi量とした。
- [0115] (2-3) -196℃において存在する残留 $\gamma$ 中のAl量 $\langle Al \rangle$ の測定  
Alは全量が酸化物または窒化物に消費されていると仮定し、残留 $\gamma$ 中のAlは0(ゼロ)とした。
- [0116] (2-4) -196℃において存在する残留 $\gamma$ 中のMn量 $\langle Mn \rangle$ 、Cu量 $\langle Cu \rangle$ 、Cr量 $\langle Cr \rangle$ 、Mo量 $\langle Mo \rangle$ 、およびV量 $\langle V \rangle$ の測定  
本実施例では、L処理→T処理後の各合金元素濃度 $\langle Mn \rangle$ 、 $\langle Cu \rangle$ 、 $\langle Cr \rangle$ 、 $\langle Mo \rangle$ 、 $\langle V \rangle$ は、上記(2-2)の方法によって得られた実測のNi量 $\langle Ni \rangle$ に比例すると考え、以下のようにして算出した。
- [0117] L処理、T処理の各熱処理時のNi濃縮の挙動は、下式で表される。  
(各熱処理時の定数) × ( $\gamma$ 逆変態の駆動力) × (各合金元素の拡散係数)
- [0118] ここで、上記式中の( $\gamma$ 逆変態の駆動力)は、各熱処理時の温度に基づき、市販の計算ソフト(サーモカルク)により計算した。また、上記式中の(各合金元素の拡散係数)は、各熱処理時の温度と保持時間に基づき、『Diffusion in Solid Metals and Alloys』(H.Mehrer, 1990)の値を用いて計算した。
- [0119] そして上記式中の(各熱処理時の定数)は、以下のようにして実験的に求めた。上記式に従えば、L処理→T処理後の実測のNi濃度は、{(L処理

時の定数) × ( $\gamma$  逆変態の駆動力) × (L 処理時の  $N_i$  の拡散係数) } と、  
{ (T 処理時の定数) × ( $\gamma$  逆変態の駆動力) × (L 処理時の  $N_i$  の拡散係数) } との積で表される。すなわち、L 処理→T 処理後の実測の  $N_i$  濃度は、(L 処理時の定数) と (T 処理時の定数) の両方を含み、また (T 処理時の定数) は (L 処理時の定数) と連動して変化するため、上記積の値が、L 処理→T 処理後の実測の  $N_i$  濃度と最も近くなるよう、回帰的に各熱処理時の定数 [ (L 処理時の定数) および (T 処理時の定数) ] を求めた。このようにして求めた各定数を使用し、<Mn>、<Cu>、<Cr>、<Mo>、<V>の各合金元素濃度を算出した。

[0120] (3) 引張り特性 (引張り強度 TS、降伏強度 YS) の測定

各鋼板の  $t/4$  位置から、C 方向に平行に JIS Z 2241 の 4 号試験片を採取し、ZIS Z 2241 に記載の方法で引張り試験を行い、引張り強度 TS、および降伏強度 YS を測定した。本実施例では、 $TS > 740 \text{ MPa}$ 、 $YS > 590 \text{ MPa}$  のものを、母材強度に優れると評価した。

[0121] (4) 極低温靱性 (C 方向における脆性破面率) の測定

各鋼板の  $t/4$  位置 ( $t$ : 板厚) 且つ  $W/4$  位置 ( $W$ : 板幅)、および  $t/4$  位置且つおよび  $W/2$  位置から、C 方向に平行にシャルピー衝撃試験片 (JIS Z 2242 の V ノッチ試験片) を 3 本採取し、JIS Z 2242 に記載の方法で、 $-196^\circ\text{C}$  での脆性破面率 (%) を測定し、それぞれの平均値を算出した。そして、このようにして算出された二つの平均値のうち、特性に劣る (すなわち、脆性破面率が大きい) 方の平均値を採用し、この値が 10% 以下のものを、本実施例では、極低温靱性に優れると評価した。

[0122] これらの結果を表 2 に併記する。

[0123]

[表1A]

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	N	Cu	Cr	Mo	Ti	Nb	V	B	Ca	REM	Zr
1	0.05	0.06	0.90	<0.005	<0.0005	0.032	5.64	0.0033		0.40	0.30							
2	0.05	0.06	1.05	<0.004	0.001	0.030	5.66	0.0032		0.42	0.43							
3	0.05	0.06	0.55	<0.004	0.001	0.030	5.62	0.0034		0.82	0.43							
4	0.06	0.06	1.01	<0.004	0.001	0.032	5.61	0.0033		0.75								
5	0.05	0.06	0.79	0.005	0.001	0.033	5.88	0.0032		0.98	0.05							
6	0.04	0.09	1.28	<0.004	0.004	0.035	6.13	0.0039	0.72		0.35							
7	0.04	0.15	0.89	<0.004	0.001	0.032	5.72	0.0033		0.52	0.33							
8	0.09	0.05	0.87	<0.004	0.002	0.020	6.15	0.0031	0.21	0.36	0.05							
9	0.02	0.20	1.48	<0.004	0.001	0.030	5.33	0.0032			0.82						0.0042	
10	0.03	0.38	0.80	<0.004	0.004	0.038	7.25	0.0031			0.75		0.027				0.0023	
11	0.05	0.29	0.54	<0.004	0.001	0.033	6.24	0.0038	0.15	0.13	0.67							
12	0.04	0.12	1.58	<0.004	0.001	0.034	5.92	0.0029		0.41	0.06					0.0019		
13	0.05	0.06	0.79	0.007	0.002	0.038	7.08	0.0029			0.83		0.012					
14	0.04	0.19	1.19	<0.004	0.007	0.011	5.65	0.0045			0.52	0.012						0.0022
15	0.07	0.10	0.66	<0.004	0.003	0.047	5.88	0.0034		1.05				0.25				
16	0.04	0.02	0.66	0.005	0.002	0.041	5.09	0.0033	0.51	0.50	0.53				0.0019			
17	0.03	0.22	1.72	<0.004	0.001	0.019	5.70	0.0031			0.61			0.02				0.0046
18	0.04	0.05	0.70	<0.004	0.001	0.031	5.41	0.0075		0.71	0.22	0.016			0.0007	0.0011		
19	0.05	0.11	0.74	<0.004	0.003	0.035	5.86	0.0058	0.10	0.26	0.38							
20	0.04	0.19	0.82	<0.004	0.001	0.035	5.62	0.0033		1.15				0.05		0.0022		
21	0.04	0.15	0.54	0.01	0.005	0.029	5.90	0.0031		0.83	0.52	0.021					0.0030	
22	0.04	0.22	1.03	<0.004	0.002	0.034	6.89	0.0035	0.42		0.43		0.055					
23	0.05	0.08	0.65	<0.004	0.001	0.031	5.68	0.0032		0.96	0.05			0.38				
24	0.06	0.08	0.89	0.005	0.001	0.030	6.37	0.0032	0.15		0.50				0.0033			
25	0.04	0.13	1.13	<0.004	0.001	0.031	6.30	0.0032		0.70				0.11		0.0027		

[0124] [表1B]

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	N	Cu	Cr	Mo	Ti	Nb	V	B	Ca	REM	Zr
26	0.05	0.09	0.88	<0.004	0.001	0.032	5.45	0.0035										
27	0.11	0.10	0.75	<0.004	0.004	0.027	6.21	0.0038		0.65								
28	0.05	0.08	0.89	0.008	0.001	0.033	5.75	0.0032	0.21	0.33	0.49							
29	0.07	0.15	0.80	<0.004	0.001	0.031	6.32	0.0033		0.36	0.15							
30	0.10	0.42	1.12	<0.004	0.001	0.031	6.25	0.0032		0.20	0.12				0.0021			
31	0.04	0.06	1.33	0.005	0.001	0.030	6.24	0.0032			0.45							
32	0.03	0.04	2.15	<0.004	0.002	0.029	6.33	0.0032		0.63								
33	0.05	0.06	0.96	<0.004	0.002	0.032	5.45	0.0040	0.50	0.29	0.18							
34	0.05	0.08	0.48	0.005	0.001	0.032	5.79	0.0038		0.62		0.015						
35	0.04	0.10	1.42	<0.004	0.008	0.038	6.50	0.0051		0.25	0.17							
36	0.05	0.06	0.70	<0.004	0.001	0.030	5.03	0.0030		0.50	0.30							
37	0.01	0.08	1.05	<0.004	0.001	0.052	4.80	0.0045		0.83	0.46			0.22				
38	0.08	0.12	0.88	<0.004	0.001	0.004	6.40	0.0107		0.25	0.15		0.016					
39	0.05	0.08	0.79	<0.004	0.004	0.037	6.49	0.0032	1.08	0.23	0.16					0.0032		
40	0.06	0.11	0.93	0.006	0.001	0.029	5.55	0.0029		1.25								0.0057
41	0.04	0.10	1.34	<0.004	0.001	0.045	6.25	0.0030		0.59			0.104				0.0051	
42	0.04	0.22	1.21	<0.004	0.003	0.037	5.90	0.0034		0.05	1.07							
43	0.05	0.12	1.05	<0.004	0.003	0.028	6.47	0.0036		0.66		0.027					0.0021	
44	0.05	0.32	0.82	<0.004	0.001	0.015	5.83	0.0029			0.15			0.52				
45	0.05	0.20	0.90	<0.004	0.001	0.035	6.04	0.0033		0.31	0.22				0.0052			

[0125] [表2A]

No.	A <sub>c1</sub>	A <sub>c3</sub>	(A <sub>c1</sub> +A <sub>c3</sub> )/2	L処理温度 (°C)	T処理温度 (°C)	T時間 (min)	焼戻し後の冷却方法	Lパラメータ	λ <sub>L</sub> パラメータ	D <sub>1</sub> 値	残留γ (%)	残留γ安定化パラメータ	残留γの体積分率・残留γの安定化パラメータ	極低温靱性 -196°Cでの脆性破面率 (%)	引張り特性	
															YS	TS
1	627	769	698	640	550	30	空冷	0.34	-6.8	3.5	8.0%	3.7	18	3	720	775
2	625	769	697	640	550	30	空冷	0.35	-10.9	4.8	9.4%	3.8	17	0	753	811
3	638	789	714	640	560	30	空冷	0.26	-12.5	4.3	5.9%	3.9	21	0	743	799
4	632	756	694	640	550	35	空冷	0.32	4.7	3.1	8.8%	4.2	16	5	711	765
5	633	767	700	640	550	30	空冷	0.30	2.2	3.3	7.4%	4.1	18	5	715	769
6	608	767	688	620	550	20	空冷	0.32	-7.7	3.2	6.8%	3.6	20	3	717	771
7	630	779	704	640	550	25	空冷	0.32	-7.9	4.0	7.0%	3.7	20	3	734	790
8	617	741	679	620	560	20	空冷	0.27	1.6	3.0	8.5%	4.6	16	0	705	792
9	623	791	707	650	550	40	空冷	0.41	-23.7	3.4	12.0%	4.0	15	0	726	781
10	603	781	692	620	550	30	空冷	0.35	-24.1	3.3	2.3%	3.3	36	5	717	771
11	622	792	707	630	550	30	空冷	0.29	-22.0	3.5	3.7%	3.6	27	0	721	776
12	616	744	680	630	550	15	空冷	0.36	4.9	3.3	10.4%	3.8	16	5	726	781
13	597	763	680	610	550	15	空冷	0.33	-27.0	3.6	3.0%	3.4	32	5	725	779
14	620	773	697	640	550	30	空冷	0.38	-14.0	3.1	10.1%	3.6	16	0	710	764
15	637	789	713	640	560	30	空冷	0.27	3.5	4.7	8.3%	4.5	16	0	752	809
16	639	806	722	640	560	20	空冷	0.26	-16.1	4.1	2.1%	3.8	35	0	761	819
17	615	768	691	630	550	20	空冷	0.35	-15.2	4.2	9.0%	3.7	17	0	755	813
18	638	783	710	650	550	40	空冷	0.34	-4.4	3.0	7.5%	3.7	19	3	709	763
19	624	775	699	640	550	55	空冷	0.36	-10.5	3.2	9.1%	3.7	17	0	617	747
20	644	786	715	650	550	20	空冷	0.29	4.3	3.4	7.3%	4.0	19	5	719	774
21	636	796	716	640	550	20	空冷	0.28	-15.8	4.9	5.1%	3.7	23	0	775	834
22	602	766	684	610	550	30	空冷	0.30	-11.7	3.3	5.8%	3.6	22	0	716	770
23	639	814	726	640	560	20	空冷	0.26	1.5	4.7	6.2%	4.1	20	5	753	810
24	608	759	684	620	550	25	空冷	0.33	-14.7	3.1	7.7%	3.7	19	0	753	810
25	620	765	692	630	550	20	空冷	0.32	5.2	3.6	7.9%	3.7	18	10	723	778

[0126]

[表2B]

No.	A <sub>e1</sub>	A <sub>e3</sub>	(A <sub>c1</sub> +A <sub>e3</sub> )/2	L処理温度(°C)	T処理温度(°C)	T時間(min)	焼戻し後の冷却方法	Lパラメータ	λLパラメータ	D <sub>i</sub> 値	残留γ(%)	残留γ安定化パラメータ	残留γの体積分率・残留γの安定化パラメータ	極低温-196°Cでの脆性破壊率(%)	引張り特性	
															YS	TS
26	624	759	692	650	550	20	空冷	0.44	4.3	1.0	1.8%	2.5	47	23	656	705
27	624	737	681	630	550	15	空冷	0.30	3.5	3.4	10.0%	8.0	11	17	850	900
28	624	777	701	640	550	20	空冷	0.35	-13.9	4.6	0.7%	3.0	69	21	750	807
29	618	752	685	590	550	35	空冷	0.04	-3.3	3.2	1.5%	1.0	82	42	713	767
30	621	742	681	770	550	30	空冷	1.48	9.4	4.3	0.8%	0.5	158	30	773	831
31	605	752	678	630	500	25	空冷	0.42	-10.6	3.0	1.5%	2.5	52	29	713	767
32	605	723	664	610	580	20	空冷	0.29	8.6	4.0	11.8%	4.0	15	29	709	862
33	627	775	701	630	550	65	空冷	0.27	-2.8	3.0	5.9%	4.4	20	10	588	712
34	633	773	703	650	550	20	空冷	0.37	2.8	1.6	1.2%	2.0	65	34	672	723
35	605	741	673	620	550	20	空冷	0.36	0.0	3.4	9.7%	3.6	17	16	723	778
36	641	785	713	680	550	20	空冷	0.52	-7.0	3.0	0.4%	3.3	86	17	784	825
37	647	835	741	690	550	25	空冷	0.48	-11.0	4.2	0.3%	0.5	258	50	623	687
38	613	742	677	620	550	40	空冷	0.30	-1.8	3.1	12.0%	3.1	16	35	711	766
39	611	775	693	620	550	20	空冷	0.30	-2.5	3.1	6.8%	3.8	20	47	803	900
40	644	767	705	650	550	15	空冷	0.30	4.9	4.2	9.0%	4.5	16	58	780	906
41	616	745	681	630	550	40	空冷	0.36	6.3	3.0	12.0%	3.9	15	55	775	907
42	618	788	703	630	550	20	空冷	0.32	-34.0	6.0	6.9%	3.6	20	12	816	906
43	617	747	682	620	550	15	空冷	0.27	4.4	3.1	6.5%	4.1	19	24	817	902
44	625	825	725	640	550	35	空冷	0.33	-2.2	3.1	7.7%	3.6	19	21	788	894
45	622	765	694	630	550	20	空冷	0.30	-4.2	3.2	6.5%	3.7	20	25	809	895

[0127] 表2より、以下のように考察することができる。

[0128] まず、表2AのNo. 1~25は、本発明の要件をすべて満足する例であ

り、母材強度が高くて、 $-196^{\circ}\text{C}$ での極低温靱性（詳細には、C方向における脆性破面率の平均値 $\leq 10\%$ ）に優れた厚鋼板を提供することができた。

[0129] これに対し、表2BのNo. 26~45は、鋼中成分および本発明の好ましい製造条件のいずれかを満足しないため、本発明の要件を満足しない比較例であり、所望とする特性が得られなかった。

[0130] まず、No. 26は、Di値が本発明の要件を満たさない例であり、所望とする残留 $\gamma$ の体積分率が得られず、残留 $\gamma$ 安定化パラメータも低下した。更に、残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータも所定範囲を超えた。その結果、脆性破面率も増加し、 $-196^{\circ}\text{C}$ において所望とする極低温靱性を実現できなかった。また、Di値が低いため、TSも低下した。

[0131] No. 27は、C量が多い表1BのNo. 27を用いた例であり、極低温靱性が低下した。

[0132] No. 28は、P量が多い表1BのNo. 28を用いた例であり、所望とする残留 $\gamma$ の体積分率が得られず、残留 $\gamma$ 安定化パラメータも低下した。更に、残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータも所定範囲を超えた。その結果、極低温靱性が低下した。

[0133] No. 29は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表1BのNo. 29を用いたが、二相域温度（L処理温度）を下回る温度で加熱し、且つ、Lパラメータが低い例である。そのため、残留 $\gamma$ 量が不足し、残留 $\gamma$ 安定化パラメータも低下した。更に、残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータも所定範囲を超えた。その結果、極低温靱性が低下した。

[0134] No. 30は、Si量が多い表1BのNo. 30を用い、且つ、二相域温度（L処理温度）を超える温度で加熱し、且つ、Lパラメータおよび $\lambda_L$ パラメータが高い例である。そのため、残留 $\gamma$ 量が不足し、残留 $\gamma$ 安定化パラメータも低下した。更に、残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータも所定範囲を超えた。その結果、極低温靱性が低下した。

[0135] No. 31は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表1BのNo. 31を

用いたが、焼戻温度（T処理温度）が低いため、残留 $\gamma$ 量が不足し、残留 $\gamma$ 安定化パラメータも低下した。更に、残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータも所定範囲を超えた。その結果、極低温靱性が低下した。

[0136] No. 32は、Mn量が多い表1BのNo. 32を用い、且つ、 $\lambda_L$ パラメータが高い例である。その結果、極低温靱性が低下した。

[0137] No. 33は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表1BのNo. 33を用いたが、焼戻時間（T時間）が長い例であり、強度（TSおよびYS）が低下した。

[0138] No. 34は、Mn量が少なく、Di値が小さい表1BのNo. 34を用いた例であり、所望とする残留 $\gamma$ の体積分率が得られず、残留 $\gamma$ 安定化パラメータも低下した。更に、残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータも所定範囲を超えた。その結果、脆性破面率も増加し、 $-196^{\circ}\text{C}$ において所望とする極低温靱性を実現できなかった。また、Di値が低いため、TSも低下した。

[0139] No. 35は、S量が多い表1BのNo. 35を用いた例である。そのため、脆性破面率が増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。

[0140] No. 36は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表1BのNo. 36を用いたが、Lパラメータが高い例である。その結果、残留 $\gamma$ 量が不足し、残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータも所定範囲を超えた。その結果、極低温靱性が低下した。

[0141] No. 37は、C量が少なく、Al量が多く、Ni量が少ない表1BのNo. 37を用いたため、残留 $\gamma$ 量が不足し、残留 $\gamma$ 安定化パラメータも低下した。更に、残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータも所定範囲を超えた。その結果、極低温靱性が低下した。更にTSも低下した。

[0142] No. 38は、Al量が少なく、N量が多い表1BのNo. 38を用いたため、極低温靱性が低下した。

[0143] No. 39は、選択成分であるCu量およびCa量が多い表1BのNo. 39を用いたため、極低温靱性が低下した。

- [0144] N o. 4 0 は、選択成分である C r 量および Z r 量が多い表 1 B の N o. 4 0 を用いたため、極低温靱性が低下した。
- [0145] N o. 4 1 は、選択成分である N b 量および R E M 量が多い表 1 B の N o. 4 1 を用いたため、極低温靱性が低下した。
- [0146] N o. 4 2 は、選択成分である M o 量が多く、D i 値が大きい表 1 B の N o. 4 2 を用いたため、極低温靱性が低下した。
- [0147] N o. 4 3 は、選択成分である T i 量が多い表 1 B の N o. 4 3 を用いたため、極低温靱性が低下した。
- [0148] N o. 4 4 は、選択成分である V 量が多い表 1 B の N o. 4 4 を用いたため、極低温靱性が低下した。
- [0149] N o. 4 5 は、選択成分である B 量が多い表 1 B の N o. 4 5 を用いたため、極低温靱性が低下した。
- [0150] 実施例 2 :
- 本実施例では、上記実施例 1 に用いた一部のデータ（いずれも本発明例）について、 $-233^{\circ}\text{C}$ での脆性破面率を評価した。
- [0151] 具体的には、表 3 に記載の N o.（表 3 の N o. は、前述した表 1 および表 2 の N o. に対応する）について、 $t/4$  位置且つ  $W/4$  位置から試験片を 3 本採取し、下記に記載の方法で  $-233^{\circ}\text{C}$ でのシャルピー衝撃試験を実施し、脆性破面率の平均値を評価した。
- [0152] 本実施例では、上記脆性破面率  $\leq 50\%$ のものを、 $-233^{\circ}\text{C}$ での脆性破面率に優れると評価した。
- 「高圧ガス」、第 2 4 卷 1 8 1 頁、「オーステナイト系ステンレス鋼の極低温衝撃試験」
- [0153] これらの結果を表 3 に記載する。
- [0154]

[表3]

No.	残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ の安定化パラメータ	極低温靱性	
		-196°Cでの脆性破面率 (%)	-233°Cでの脆性破面率 (%)
1	18	3	49
2	17	0	32
3	21	0	24
6	20	3	48
8	16	0	40
9	15	0	15
10	36	5	56
14	16	0	21
16	35	0	58
18	19	3	47
20	19	5	43

[0155] 表3のNo. 1～3、6、8、9、14、18、および20は、いずれも、-196°Cのみならず、より低温の-233°Cにおける脆性破面率も良好であり、非常に優れた極低温靱性を達成することができた。その理由として、これらは、いずれも、残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータが小さい(21以下)ことが考えられる。

[0156] これに対し、No. 10、および16は、上記例に比べて、残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータが35程度と大きいため、-233°Cにおける脆性破面率は大きくなった。

[0157] 以上の実験結果より、-196°Cのみならず、より低温の-233°Cにおける脆性破面率も良好な厚鋼板を得るためには、本発明の上記要件において、特に残留 $\gamma$ の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータを出来るだけ小さくする

ことが有効であることが分かる。

[0158] 実施例3： $-196^{\circ}\text{C}$ での脆性破面率 $\leq 10\%$ 、引張り強度 $TS > 830\text{MPa}$ 、降伏強度 $YS > 690\text{MPa}$ を満足する厚鋼板に係る実施例

真空溶解炉（ $150\text{kg VIF}$ ）を用い、表4に示す成分組成（残部：鉄および不可避免的不純物、単位は質量%）の供試鋼を溶製し、鑄造した後、熱間鍛造により、 $150\text{mm} \times 150\text{mm} \times 600\text{mm}$ のインゴットを作製した。本実施例では、REMとしてCeを約50%、Laを約25%含むミッシュメタルを用いた。

次に、上記のインゴットを $1100^{\circ}\text{C}$ に加熱した後、 $830^{\circ}\text{C}$ 以上の温度で板厚75mmまで圧延し、仕上げ圧延温度（FRT） $700^{\circ}\text{C}$ 、FRTの後60秒以内のSCT： $650^{\circ}\text{C}$ とし、水冷することにより、板厚25mmまで圧延した（圧下率85%）。なお、 $800 \sim 500^{\circ}\text{C}$ までの平均冷却速度は $19^{\circ}\text{C}/\text{s}$ とし、 $200^{\circ}\text{C}$ 以下の停止温度まで冷延した。

[0159] このようにして得られた鋼板を、表5に示すL処理温度でL処理を行ない、30分間加熱保持した後、水冷した。更に、T処理（焼戻）を、表2に示す温度（T処理温度）および時間（T時間）行なった後、室温まで空冷した。

[0160] このようにして得られた厚鋼板について、 $-196^{\circ}\text{C}$ において存在する残留 $\gamma$ 相の量（体積分率）、残留 $\gamma$ 相中のMn量、引張り特性（引張り強度TS、降伏強度YS）、極低温靱性（ $-196^{\circ}\text{C}$ または $-233^{\circ}\text{C}$ でのC方向における脆性破面率）を評価した。

[0161] なお、 $196^{\circ}\text{C}$ において存在する残留 $\gamma$ 相の量（体積分率）の測定、引張り特性（引張り強度TS、降伏強度YS）の測定、極低温靱性（C方向における脆性破面率）の測定については前記実施例1と同様であるので、 $-196^{\circ}\text{C}$ において存在する残留 $\gamma$ 相中のMn量の測定について説明する。

[0162] 残留 $\gamma$ 相中の平均Mn量をTEM-EDXにて測定し、以下の手順にて算出した。算出の際、残留 $\gamma$ 相中の成分は、Fe-Mn-Niであると仮定した。実際の成分は、Fe、Mn、Ni以外に例えばC、Siなども含まれ得

るが、これらの元素は少量であり、本実施例においては実質的に無視できるからである。

[0163] まず、各鋼板の  $t/4$  位置より、 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 55\text{ mm}$  の試験片を採取し、液体窒素温度 ( $-196^\circ\text{C}$ ) にて5分間保持した後、試験片を  $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 2\text{ mm}$  のサイズに切断し、厚さ  $t$  を、 $2\text{ mm}$  から  $0.1\text{ mm}$  まで機械研磨した後、 $3\text{ mm}$   $\Phi$  のサイズに打抜き、電解研磨による薄膜試料を作製した。このようにして得られた薄膜試料について、日立製作所製の透過電子顕微鏡 H-800 を用いて、透過像と逆格子により  $\gamma$  相を同定した後、堀場製作所製の EDX 分析装置 EMAX7000 にて上記  $\gamma$  相中の Mn 濃度を測定した。EDX による測定は、加速電圧  $200\text{ kV}$ 、観察倍率  $75000$  倍の条件下で行ない、各試料について5点ずつ測定を行い、その平均値を、残留  $\gamma$  中の Mn 量とした。

[0164] なお、本実施例3では、実施例1と異なり、 $TS > 830\text{ MPa}$ 、 $YS > 690\text{ MPa}$  のものを、母材強度に優れると評価している。

[0165] これらの結果を表5に併記する。

[0166]

[表4A]

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Mo	Cr	N	Cu	Ti	Nb	V	B	Ca	REM	Zr
1	0.05	0.06	1.27	<0.004	0.001	0.032	5.66	0.43	0.42	0.0032								
2	0.05	0.06	1.27	<0.004	0.001	0.030	5.62	0.43	0.82	0.0034								
3	0.05	0.06	1.10	<0.004	0.001	0.030	5.64	0.30	0.62	0.0033								
4	0.09	0.05	0.87	<0.004	0.002	0.020	6.15	0.38	0.36	0.0031	0.21							
5	0.02	0.20	1.48	<0.004	0.001	0.030	5.33	0.82	0.55	0.0032							0.0042	
6	0.03	0.38	0.90	<0.004	0.004	0.038	7.25	0.75	0.33	0.0031			0.027				0.0023	
7	0.05	0.29	0.82	<0.004	0.001	0.033	6.24	0.67	0.55	0.0038	0.15							
8	0.04	0.12	1.58	<0.004	0.001	0.034	5.92	0.33	0.35	0.0029						0.0019		
9	0.05	0.06	1.06	0.007	0.002	0.038	7.08	0.83	0.38	0.0029		0.012						
10	0.04	0.19	1.19	<0.004	0.007	0.011	5.65	0.52	0.33	0.0045								0.0022
11	0.07	0.10	1.10	<0.004	0.003	0.047	5.88	0.30	0.30	0.0034				0.25				
12	0.04	0.02	1.15	0.005	0.002	0.041	5.09	0.53	0.69	0.0033	0.51				0.0019			
13	0.03	0.22	1.72	<0.004	0.001	0.019	5.70	0.61	0.33	0.0031				0.02				
14	0.04	0.05	1.09	<0.004	0.001	0.031	5.41	0.45	0.58	0.0075		0.016			0.0007	0.0011		
15	0.05	0.11	1.06	<0.004	0.003	0.035	5.86	0.38	0.45	0.0058	0.10							
16	0.04	0.19	1.06	<0.004	0.001	0.035	5.62	0.30	1.15	0.0033				0.05		0.0022		
17	0.04	0.15	1.07	0.006	0.005	0.029	5.90	0.52	0.83	0.0031		0.021					0.0030	
18	0.04	0.22	1.07	<0.004	0.002	0.034	6.89	0.43	0.32	0.0035	0.42		0.055					
19	0.05	0.08	1.10	<0.004	0.001	0.031	5.68	0.30	0.64	0.0032				0.38				
20	0.06	0.08	1.07	0.005	0.001	0.030	6.37	0.35	0.52	0.0032	0.15				0.0033			
21	0.04	0.13	1.02	<0.004	0.001	0.031	6.30	0.38	0.70	0.0032				0.11		0.0027		



[0168] [表5A]

No.	D <sub>1</sub> 値	残留γ 中Mn 濃度 (%)	[Mn]- (0.31*(7.20- [Ni]))+ 0.50]	A <sub>01</sub> (°C)	A <sub>03</sub> (°C)	(A <sub>01</sub> +A <sub>03</sub> )/ 2 (°C)	L処理 温度 (°C)	T処理 温度 (°C)	T時間 (min)	焼戻し 後の 冷却方法	Lパラ メータ	λLパラ メータ	残留γ (%)	極低温靱性		
														-196°Cでの脆 性破面率(%)	YS (MPa)	TS (MPa)
1	5.5	1.66	0.29	623	763	693	700	520	30	空冷	0.80	-7.3	2.1%	3%	825	860
2	8.0	1.66	0.27	630	768	699	690	510	30	空冷	0.69	-7.5	3.0%	3%	850	882
3	5.1	1.44	0.11	628	766	697	700	520	30	空冷	0.77	-3.2	2.5%	3%	814	852
4	5.6	1.14	0.04	617	752	685	700	510	20	空冷	0.86	-8.3	2.6%	7%	827	862
5	7.4	1.93	0.39	632	797	714	730	520	40	空冷	0.84	-21.5	4.5%	0%	845	878
6	6.2	1.17	0.42	607	782	695	710	520	30	空冷	0.84	-23.6	4.6%	1%	836	869
7	7.9	1.07	0.02	626	788	707	720	520	30	空冷	0.83	-20.6	2.7%	5%	849	881
8	5.2	2.06	0.68	615	751	683	700	510	15	空冷	0.87	0.0	4.3%	0%	818	854
9	8.2	1.39	0.53	600	759	680	700	520	15	空冷	0.88	-25.6	4.7%	1%	853	884
10	5.3	1.55	0.20	626	776	701	720	520	30	空冷	0.88	-11.5	2.7%	1%	820	857
11	6.6	1.44	0.19	620	777	699	710	510	30	空冷	0.82	-3.3	2.2%	3%	839	873
12	7.4	1.50	0.00	637	793	715	730	520	20	空冷	0.85	-11.8	2.2%	1%	845	878
13	7.3	2.24	0.75	620	771	696	710	510	20	空冷	0.84	-11.1	4.6%	0%	844	877
14	5.3	1.42	0.03	631	777	704	720	510	40	空冷	0.86	-9.1	2.0%	3%	819	856
15	5.2	1.38	0.14	624	768	696	710	510	55	空冷	0.85	-6.6	2.9%	7%	789	835
16	7.9	1.39	0.07	642	788	715	730	510	20	空冷	0.85	-2.2	2.7%	7%	849	881
17	7.9	1.39	0.16	630	780	705	720	510	20	空冷	0.85	-11.9	2.7%	5%	849	881
18	5.7	1.40	0.48	607	768	687	700	510	30	空冷	0.83	-8.9	4.7%	3%	829	864
19	8.9	1.44	0.12	628	805	717	730	510	20	空冷	0.83	-2.8	2.0%	3%	865	892
20	6.3	1.40	0.31	615	755	685	700	520	25	空冷	0.86	-4.9	4.1%	3%	836	870
21	7.1	1.33	0.23	621	780	701	720	520	20	空冷	0.87	-6.5	3.3%	7%	843	876

[0169]

[表5B]

No.	Di値	残留γ 中Mn 濃度 (%)	[Mn]- [0.31*(7.20- [Ni])+ 0.50]	A <sub>c1</sub> (°C)	A <sub>c3</sub> (°C)	(A <sub>c1</sub> +A <sub>c3</sub> ) /2 (°C)	L処理 温度 (°C)	T処理 温度 (°C)	T時間 (min)	焼戻し 後の 冷却方法	Lパラ メータ	λ/バラ メータ	残留γ (%)	極低温靱性		引張り特性	
														-196°Cでの脆 性破面率(%)	YS (MPa)	TS (MPa)	
1	4.6	1.31	-0.05	628	776	702	720	520	20	空冷	0.87	-13.5	1.7%	15%	798	840	
2	7.4	1.32	0.20	621	737	679	690	510	15	空冷	0.84	-1.1	2.6%	25%	895	928	
3	5.5	1.46	0.16	622	770	696	710	510	20	空冷	0.84	-10.9	2.0%	63%	825	860	
4	5.6	1.41	0.30	615	749	682	590	520	35	空冷	0.06	-9.1	0.5%	55%	826	861	
5	5.6	1.35	0.24	622	750	686	790	510	30	空冷	1.56	0.2	1.8%	20%	828	862	
6	5.7	2.81	1.38	602	728	665	680	580	20	空冷	0.87	9.6	13.2%	70%	829	863	
7	5.4	1.25	-0.09	632	783	707	720	510	65	空冷	0.83	-6.5	4.5%	13%	765	823	
8	5.1	0.67	-0.62	647	802	724	740	510	20	空冷	0.85	-18.9	1.5%	27%	814	851	
9	5.1	1.85	0.70	607	747	677	690	510	20	空冷	0.84	-2.6	4.7%	55%	816	853	
10	5.3	1.54	-0.07	641	840	740	760	510	25	空冷	0.85	-23.9	1.1%	25%	770	806	
11	5.5	1.31	0.25	617	743	680	690	520	40	空冷	0.83	0.4	4.0%	23%	826	861	
12	5.6	1.32	0.29	610	774	692	710	510	20	空冷	0.86	-4.7	4.0%	19%	877	912	
13	7.6	1.38	0.04	642	770	706	720	520	15	空冷	0.86	1.7	2.9%	17%	896	929	
14	5.6	1.75	0.54	614	755	684	700	510	40	空冷	0.86	-3.2	4.9%	18%	877	912	
15	6.5	1.58	0.30	618	788	703	720	520	20	空冷	0.85	-34.8	2.5%	12%	889	923	
16	5.4	1.34	0.29	614	758	686	700	510	15	空冷	0.85	-6.9	2.9%	20%	873	908	
17	8.6	1.33	0.09	629	827	728	750	520	35	空冷	0.86	-4.0	2.1%	19%	908	937	
18	5.8	1.39	0.20	624	767	696	710	520	20	空冷	0.85	-6.1	2.6%	17%	880	915	
19	5.3	1.01	-0.02	630	776	703	790	520	20	空冷	1.35	-7.4	1.3%	14%	870	906	
20	5.2	0.98	-0.24	638	787	712	730	640	20	空冷	0.87	-9.2	12.3%	12%	688	774	
21	5.1	2.58	0.82	622	741	682	730	520	20	空冷	1.16	10.3	4.8%	64%	864	902	

[0170] 表5より、以下のように考察することができる。

- [0171] まず、表5AのNo. 1～21は、それぞれ、鋼中成分が本発明の要件を満足する表4AのNo. 1～21を用いて、本発明の製造条件で作成した例であり、母材強度が高くて、 $-196^{\circ}\text{C}$ での極低温靱性（詳細には、C方向における脆性破面率の平均値 $\leq 10\%$ ）に優れた厚鋼板を提供することができた。
- [0172] これに対し、表5BのNo. 1～21は、本発明の鋼中成分および製造条件のいずれかを満足しない比較例であり、所望とする特性が得られなかった。
- [0173] まず、表5BのNo. 1は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表4BのNo. 1を用いたが、 $D_i$ 値が本発明の要件を満たさない例であり、所望とする残留 $\gamma$ の体積分率が得られなかった。その結果、脆性破面率が増加し、 $-196^{\circ}\text{C}$ において所望とする極低温靱性を実現できなかった。
- [0174] 表5BのNo. 2は、C量が多く、Mo量が少ない表4BのNo. 2を用いた例であり、極低温靱性が低下した。
- [0175] 表5BのNo. 3は、P量が多い表4BのNo. 3を用いた例であり、極低温靱性が低下した。
- [0176] 表5BのNo. 4は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表4BのNo. 4を用いたが、二相域温度（L処理温度）を下回る温度で加熱し、且つ、Lパラメータが低い例である。そのため、残留 $\gamma$ 量が不足した。その結果、極低温靱性が低下した。
- [0177] 表5BのNo. 5は、 $S_i$ 量およびMo量が多い表4BのNo. 5を用い、且つ、二相域温度（L処理温度）を超える温度で加熱し、且つ、Lパラメータおよび $\lambda_L$ パラメータが高い例である。そのため、残留 $\gamma$ 量が不足した。その結果、極低温靱性が低下した。
- [0178] 表5BのNo. 6は、Mn量が多くMo量が少ない表4BのNo. 6を用いたが、焼戻温度（T処理温度）が高く、 $\lambda_L$ パラメータが高く、所望とする残留 $\gamma$ の体積分率が得られなかった。その結果、極低温靱性が低下した。
- [0179] 表5BのNo. 7は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表4BのNo.

7を用いたが、焼戻時間（T時間）が長い例であり、上記（2）式のNi-Mnのバランスが好ましい範囲を下回った。その結果、低温靱性が低下した。更に強度（TS）も低下した。

[0180] 表5BのNo. 8は、Mn量が少ない表4BのNo. 8を用いた例であり、上記（2）式のNi-Mnバランスが好ましい範囲を下回り、残留 $\gamma$ 中のMn濃度が低くなり、残留 $\gamma$ 量も不足した。その結果、極低温靱性が低下した。

[0181] 表5BのNo. 9は、S量が多い表4BのNo. 9を用いた例である。そのため、脆性破面率が増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。

[0182] 表5BのNo. 10は、C量が少なく、Al量が多く、Ni量が少なく、上記（2）式のNi-Mnバランスが好ましい範囲を下回る表4BのNo. 10を用いた例である。残留 $\gamma$ 量の確保に有用なC量およびNi量が少ないため、残留 $\gamma$ の体積率は小さくなった。その結果、極低温靱性が低下し、YSは良好であった。ただし、強度向上に有効なC量およびNi量が少ないため、TSは低下した。

[0183] 表5B No. 11は、Al量およびMo量が少なく、N量が多く、 $\lambda_L$ パラメータが高い表4BのNo. 11を用いたため、極低温靱性が低下した。

[0184] 表5BのNo. 12は、選択成分であるCu量およびCa量が多い表4BのNo. 12を用いたため、極低温靱性が低下した。

[0185] 表5BのNo. 13は、選択成分であるMo量が少なく、Cr量およびZr量が多く、 $\lambda_L$ パラメータが高い表4BのNo. 13を用いたため、極低温靱性が低下した。

[0186] 表5BのNo. 14は、選択成分であるNb量およびREM量が多い表4BのNo. 14を用いたため、極低温靱性が低下した。

[0187] 表5BのNo. 15は、選択成分であるMo量が多い表4BのNo. 15を用いたため、極低温靱性が低下した。

[0188] 表5BのNo. 16は、選択成分であるTi量が多い表4BのNo. 16を用いたため、極低温靱性が低下した。

- [0189] 表5 BのNo. 17は、選択成分であるV量が多い表4 BのNo. 17を用いたため、極低温靱性が低下した。
- [0190] 表5 BのNo. 18は、選択成分であるB量が多い表4 BのNo. 18を用いたため、極低温靱性が低下した。
- [0191] 表5 BのNo. 19は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表4 BのNo. 19を用いたが、Lパラメータが高く、L処理温度も高い例である。そのため、残留 $\gamma$ 量中のMn濃度が低く、残留 $\gamma$ 量も不足し、極低温靱性が低下した。
- [0192] 表5 BのNo. 20は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表5 BのNo. 20を用いたが、焼戻温度（T処理温度）が高く、上記（2）式で規定するNi-Mnバランスが好ましい範囲を下回る例であり、所望とする残留 $\gamma$ の体積分率が得られず、残留 $\gamma$ 中のMn濃度も低下した。その結果、脆性破面率も増加し、 $-196^{\circ}\text{C}$ において所望とする極低温靱性を実現できなかった。更にYSおよびTSも低下した。
- [0193] 表5 BのNo. 21は、Mo量が少なく、Lパラメータおよび $\lambda$ パラメータも高い表4 BのNo. 21を用いた例である。その結果、脆性破面率も増加し、 $-196^{\circ}\text{C}$ において所望とする極低温靱性を実現できなかった。
- [0194] 実施例4
- 本実施例では、上記実施例3に用いた表5 Aの本発明例について、 $-233^{\circ}\text{C}$ での脆性破面率を評価した。
- [0195] 具体的には、表6に記載のNo.（表6のNo. は、前述した表4 Aおよび表5 AのNo. に対応する）について、 $t/4$ 位置且つ $W/4$ 位置から試験片を3本採取し、下記に記載の方法で $-233^{\circ}\text{C}$ でのシャルピー衝撃試験を実施し、脆性破面率の平均値を評価した。本実施例では、上記脆性破面率 $\leq 50\%$ のものを、 $-233^{\circ}\text{C}$ での脆性破面率に優れると評価した。
- 「高圧ガス」、第24巻181頁、「オーステナイト系ステンレス鋼の極低温衝撃試験」
- [0196] これらの結果を表6に記載する。表6には参考の為に（i）残留 $\gamma$ の体積

分率、(i i) 残留 $\gamma$ 中のMn濃度、および(i i i)  $\lambda_L$ パラメータの値を表5 Aから抜粋して併設した。それぞれの詳細は以下の通りである。

[0197] [表6]

No.	残留 $\gamma$ (%)	残留 $\gamma$ 中 Mn濃度 (%)	$\lambda_L$ パラメータ	極低温靱性	
				-196°Cでの 脆性破面率(%)	-233°Cでの 脆性破面率(%)
1	2.1%	1.66	-7.3	3%	50%
2	3.0%	1.66	-7.5	3%	50%
3	2.5%	1.44	-3.2	3%	50%
4	2.6%	1.14	-8.3	7%	60%
5	4.5%	1.93	-21.5	0%	15%
6	4.6%	1.17	-23.6	1%	40%
7	2.7%	1.07	-20.6	5%	50%
8	4.3%	2.06	0.0	0%	25%
9	4.7%	1.39	-25.6	1%	40%
10	2.7%	1.55	-11.5	1%	40%
11	2.2%	1.44	-3.3	3%	50%
12	2.2%	1.50	-11.8	1%	40%
13	4.6%	2.24	-11.1	0%	15%
14	2.0%	1.42	-9.1	3%	50%
15	2.9%	1.38	-6.6	7%	60%
16	2.7%	1.39	-2.2	7%	60%
17	2.7%	1.39	-11.9	5%	50%
18	4.7%	1.40	-8.9	3%	50%
19	2.0%	1.44	-2.8	3%	50%
20	4.1%	1.40	-4.9	3%	50%
21	3.3%	1.33	-6.5	7%	60%

[0198] 表6のNo. 1~3、5~14、17~20は、いずれも、上記(i)~(i i i)の少なくとも一つを満足する表5 AのNo. 1~3、5~14、17~20を用いた例であり、-233°Cにおける脆性破面率は50%以下と良好であった。一方、表6のNo. 4、15、16、21は上記(i)~(i i i)の要件を一つも満足しない表5 AのNo. 4、15、16、21を用いた例であり、-233°Cにおいて所望とする靱性を得ることはできなかった。

[0199] まず、表6のNo. 1~3は、上記(i i)の要件を満足する表5 AのNo. 1~3を用いたため、-233°Cにおける脆性破面率は50%と良好で

あった。

- [0200] これに対し、表6のNo. 4は、上記(i)～(iii)の要件を一つも兼ね備えていない表5AのNo. 4を用いたため、-233℃において所望とする靱性を得ることはできなかった。
- [0201] 次に、表6のNo. 5は、上記(i)～(iii)の要件を全て兼ね備え、且つ(ii)残留 $\gamma$ 中のMn濃度をより好ましい1.75～2.50%の範囲に制御した表5AのNo. 5を用いたため、-233℃における靱性を15%と一層高めることができた。
- [0202] また、表6のNo. 6は、上記(i)および(ii)の要件を満足する表5AのNo. 6を用いたため、-233℃における靱性を40%と一層高めることができた。
- [0203] 表6のNo. 7は、上記(iii)の要件を満足する表5AのNo. 7を用いたため、-233℃における脆性破面率は50%と良好であった。
- [0204] 表6のNo. 8は、上記(i)および(ii)の要件を兼ね備え、且つ(ii)残留 $\gamma$ 中のMn濃度をより好ましい1.75～2.50%の範囲に制御した表5AのNo. 8を用いたため、-233℃における靱性を25%と一層高めることができた。
- [0205] 表6のNo. 9は、上記(i)および(ii)の要件を満足する表5AのNo. 9を用いたため、-233℃における靱性を40%と一層高めることができた。
- [0206] 表6のNo. 10は、上記(ii)および(iii)の要件を満足する表5AのNo. 10を用いたため、-233℃における靱性を40%と一層高めることができた。
- [0207] 表6のNo. 11は、上記(ii)の要件を満足する表5AのNo. 11を用いたため、-233℃における脆性破面率は50%と良好であった。
- [0208] 表6のNo. 12は、上記(ii)および(iii)の要件を満足する表5AのNo. 12を用いたため、-233℃における靱性を40%と一層高めることができた。

- [0209] 表6のNo. 13は、上記(i)～(iii)の要件を全て兼ね備え、且つ(ii)残留 $\gamma$ 中のMn濃度をより好ましい1.75～2.50%の範囲に制御した表5AのNo. 13を用いたため、-233℃における靱性を15%と一層高めることができた。
- [0210] 表6のNo. 14は、上記(ii)の要件を満足する表5AのNo. 14を用いたため、-233℃における脆性破面率は50%と良好であった。
- [0211] これに対し、表6のNo. 15および16は、上記(i)～(iii)の要件を一つも兼ね備えていない表5AのNo. 15および16を用いたため、-233℃において所望とする靱性を得ることはできなかった。
- [0212] 一方、表6のNo. 17は、上記(iii)の要件を満足する表5AのNo. 17を用いたため、-233℃における脆性破面率は50%と良好であった。
- [0213] 表6のNo. 18は、上記(i)の要件を満足する表5AのNo. 18を用いたため、-233℃における脆性破面率は50%と良好であった。
- [0214] 表6のNo. 19は、上記(ii)の要件を満足する表5AのNo. 19を用いたため、-233℃における脆性破面率は50%と良好であった。
- [0215] 表6のNo. 20は、上記(i)の要件を満足する表5AのNo. 20を用いたため、-233℃における脆性破面率は50%と良好であった。
- [0216] これに対し、表6のNo. 21は、上記(i)～(iii)の要件を一つも兼ね備えていない表5AのNo. 21を用いたため、-233℃において所望とする靱性を得ることはできなかった。
- [0217] 本発明を詳細にまた特定の実施態様を参照して説明したが、本発明の精神と範囲を逸脱することなく様々な変更や修正を加えることができることは当業者にとって明らかである。
- [0218] 本出願は、2012年12月13日出願の日本特許出願（特願2012-272184）、2012年12月27日出願の日本特許出願（特願2012-285916）に基づくものであり、その内容はここに参照として取り込まれる。

### 産業上の利用可能性

[0219] 本発明の厚鋼板は、液化天然ガスの貯蔵タンクのように、極低温物質と接触する鋼板として有用である。

## 請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.02~0.10%、

Si : 0.40%以下 (0%を含まない)、

Mn : 0.50~2.0%、

P : 0.007%以下 (0%を含まない)、

S : 0.007%以下 (0%を含まない)、

Al : 0.005~0.050%、

Ni : 5.0~7.5%、

N : 0.010%以下 (0%を含まない)

を含有すると共に、

Cr : 1.20%以下 (0%を含まない)、およびMo : 1.0%以下 (0%を含まない) よりなる群から選択される少なくとも一種の元素を含有し、

残部が鉄および不可避不純物である厚鋼板であって、

鋼中成分で構成される下記 (1) 式に基づいて決定されるDi値が2.5以上であり、

$$Di \text{ 値} = ([C] / 10)^{0.5} \times (1 + 0.7 \times [Si]) \times (1 + 3.33 \times [Mn]) \times (1 + 0.35 \times [Cu]) \times (1 + 0.36 \times [Ni]) \times (1 + 2.16 \times [Cr]) \times (1 + 3 \times [Mo]) \times (1 + 1.75 \times [V]) \times 1.115 \dots \quad (1)$$

(式中、[ ] は、鋼中の各成分の含有量 (質量%) を意味する、)

-196℃において存在する残留オーステナイト相 (残留γ) が体積分率にて2.0~12.0%であり、且つ、

残留オーステナイト中に含まれる成分で構成される下記 (2) 式に基づいて決定される残留γ安定化パラメータが3.1以上であることを特徴とする極低温靱性に優れた厚鋼板。

残留γ安定化パラメータ =

$$(365 \times \langle C \rangle + 39 \times \langle Mn \rangle + 30 \times \langle Al \rangle + 10 \times \langle Cu \rangle + 17 \times \langle Ni \rangle + 20 \times \langle Cr \rangle + 5 \times \langle Mo \rangle + 35 \times \langle V \rangle) / 100 \quad \dots \quad (2)$$

(式中、 $\langle \quad \rangle$ は、 $-196^{\circ}\text{C}$ において存在する残留オーステナイト中に含まれる各成分の含有量(質量%)を意味する。)

[請求項2] 前記残留 $\gamma$ 相の体積分率と前記残留 $\gamma$ 安定化パラメータとで構成される下記式(3)に基づいて算出される残留 $\gamma$ 相の体積分率・残留 $\gamma$ 安定化パラメータが40以下である請求項1に記載の厚鋼板。

$$\begin{aligned} & \text{残留}\gamma\text{の体積分率}\cdot\text{残留}\gamma\text{安定化パラメータ} \\ & = 10 / (\text{残留}\gamma\text{相の体積分率}\times\text{残留}\gamma\text{安定化パラメータ})^{1/2} \\ & \dots \quad (3) \end{aligned}$$

[請求項3] 質量%で、

C : 0.02~0.10%、

Si : 0.40%以下(0%を含まない)、

Mn : 0.6~2.0%、

P : 0.007%以下(0%を含まない)、

S : 0.007%以下(0%を含まない)、

Al : 0.005~0.050%、

Ni : 5.0~7.5%、

N : 0.010%以下(0%を含まない)

Mo : 0.30~1.0%、

Cr : 1.20%以下(0%を含まない)、

を含有し、残部が鉄および不可避不純物である厚鋼板であって、

鋼中成分で構成される下記(1)式に基づいて決定される $D_i$ 値が5.0超であり、

$$D_i = ([C] / 10)^{0.5} \times (1 + 0.7 \times [Si]) \times (1 + 3.33 \times [Mn]) \times (1 + 0.35 \times [Cu]) \times (1 + 0.36 \times [Ni]) \times (1 + 2.16 \times [Cr]) \times (1 + 3 \times [Mo])$$

$$) \times (1 + 1.75 \times [V]) \times 1.115 \dots (1)$$

(式中、[ ] は、鋼中の各成分の含有量 (質量%) を意味する、)

− 196℃において存在する残留オーステナイト相 (残留  $\gamma$ ) が体積分率にて 2.0~5.0% であり、

− 196℃において存在する残留オーステナイト相 (残留  $\gamma$ ) 中の Mn 濃度が 1.05% 以上であり、且つ

鋼中の Mn および Ni の含有量 (質量%) が、下記 (4) 式を満たすことを特徴とする

極低温靱性に優れた厚鋼板。

$$[Mn] \geq 0.31 \times (7.20 - [Ni]) + 0.50 \dots (4)$$

(式中、[ ] は鋼中の各成分の含有量 (質量%) を意味する。)

[請求項4]

更に、下記 (a) ~ (e) 群の少なくとも 1 群を含む請求項 1~3 のいずれかに記載の厚鋼板。

(a) Cu : 1.0% 以下 (0% を含まない)、

(b) Ti : 0.025% 以下 (0% を含まない)、Nb : 0.100% 以下 (0% を含まない)、および V : 0.50% 以下 (0% を含まない) よりなる群から選択される少なくとも一種、

(c) B : 0.0050% 以下 (0% を含まない)、

(d) Ca : 0.0030% 以下 (0% を含まない) および REM : 0.0050% 以下 (0% を含まない) よりなる群から選択される少なくとも一種、

(e) Zr : 0.005% 以下 (0% を含まない)。

[請求項5]

請求項 1 または 2 に記載の厚鋼板の製造方法であって、

$\alpha$ - $\gamma$  2 相共存域 ( $A_{c1}$ ~ $A_{c3}$  間) での熱処理 (L 処理) における温度 (L 処理温度) と、鋼中の  $A_{c1}$  および  $A_{c3}$  とで構成される下記式 (5) に基づいて算出される L パラメータが 0.25 以上、0.45 以下であり、且つ、

前記Lパラメータと、鋼中成分とで構成される下記式(6)に基づいて算出される $\lambda_L$ パラメータが7以下であることを満足するように、L処理温度および鋼中成分を調整する工程と、

L処理の後、室温まで水冷し、焼戻処理(T処理)するに当たり、 $A_{c1}$ 以下の温度で10~60分間行なう工程と、を行なうことを特徴とする厚鋼板の製造方法。

$$L \text{パラメータ} = (L \text{処理温度} - A_{c1}) / (A_{c3} - A_{c1}) + 0.25 \dots (5)$$

$$\lambda_L \text{パラメータ} = 9.05 \times (0.90 \times [L \text{パラメータ}] + 0.14) \times [Mn] + 1.46 \times (0.37 \times [L \text{パラメータ}] + 0.67) \times [Cr] - 41.5 \times (0.26 \times [L \text{パラメータ}] + 0.79) \times [Mo] \dots (6)$$

(式中、[ ]は、鋼中の各成分の含有量(質量%)を意味する。)

[請求項6]

請求項3に記載の厚鋼板の製造方法であって、

$\alpha$ - $\gamma$ 2相共存域( $A_{c1}$ ~ $A_{c3}$ 間)での熱処理(L処理)における温度(L処理温度)と、鋼中の $A_{c1}$ および $A_{c3}$ とで構成される下記(5)式に基づいて算出されるLパラメータが0.6以上、1.1以下であり、且つ、

前記Lパラメータと、鋼中成分とで構成される下記(6)式に基づいて算出される $\lambda_L$ パラメータが0以下であることを満足するように、L処理温度および鋼中成分を調整することを特徴とする厚鋼板の製造方法。

$$L \text{パラメータ} = (L \text{処理温度} - A_{c1}) / (A_{c3} - A_{c1}) + 0.25 \dots (5)$$

$$\lambda_L \text{パラメータ} = 9.05 \times (0.90 \times [L \text{パラメータ}] + 0.14) \times [Mn] + 1.46 \times (0.37 \times [L \text{パラメータ}] + 0.67) \times [Cr] - 41.5 \times (0.26 \times [L \text{パラメータ}] + 0.79) \times [Mo] \dots (6)$$

(式中、 [ ] は鋼中の各成分の含有量 (質量%) を意味する。)

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/083239

## A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D6/00(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)n

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

## B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)  
C22C38/00, C21D6/00, C22C38/58, C21D8/02

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2014
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2014	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2014

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

## C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
P,A	JP 2013-234381 A (Kobe Steel, Ltd.), 21 November 2013 (21.11.2013), entire text (Family: none)	1-6
P,A	JP 2013-213273 A (Kobe Steel, Ltd.), 17 October 2013 (17.10.2013), entire text (Family: none)	1-6
P,A	JP 2013-014812 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 24 January 2013 (24.01.2013), entire text (Family: none)	1-6

 Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

\* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&amp;" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search  
28 January, 2014 (28.01.14)Date of mailing of the international search report  
04 February, 2014 (04.02.14)Name and mailing address of the ISA/  
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/083239

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2012/67474 A3 (Posco), 24 May 2012 (24.05.2012), entire text & KR 10-2012-0054359 A & CN 103221562 A	1-6
A	JP 2011-219849 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 04 November 2011 (04.11.2011), entire text (Family: none)	1-6
A	JP 2011-219848 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 04 November 2011 (04.11.2011), entire text (Family: none)	1-6
A	WO 2007/080646 A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 19 July 2007 (19.07.2007), entire text (Family: none)	1-6
A	WO 2007/034576 A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 29 March 2007 (29.03.2007), entire text & JP 4872917 B & EP 1942203 A1 & KR 10-2008-0038226 A	1-6
A	JP 2003-129134 A (Nippon Steel Corp.), 08 May 2003 (08.05.2003), entire text (Family: none)	1-6

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D6/00(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)n		
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） Int.Cl. C22C38/00, C21D6/00, C22C38/58, C21D8/02		
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2014年 日本国実用新案登録公報 1996-2014年 日本国登録実用新案公報 1994-2014年		
国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
P, A	JP 2013-234381 A (株式会社神戸製鋼所) 2013.11.21, 全文 (ファミリーなし)	1-6
P, A	JP 2013-213273 A (株式会社神戸製鋼所) 2013.10.17, 全文 (ファミリーなし)	1-6
P, A	JP 2013-014812 A (新日鐵住金株式会社) 2013.01.24, 全文 (ファミリーなし)	1-6
<input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す） 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願日の後に公表された文献 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの 「&」 同一パテントファミリー文献		
国際調査を完了した日 28.01.2014	国際調査報告の発送日 04.02.2014	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁（ISA/J P） 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	特許庁審査官（権限のある職員） 馳平 憲一 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4K 3232

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2012/67474 A3 (ポスコ) 2012.05.24, 全文 & KR 10-2012-0054359 A & CN 103221562 A	1-6
A	JP 2011-219849 A (住友金属工業株式会社) 2011.11.04, 全文 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2011-219848 A (住友金属工業株式会社) 2011.11.04, 全文 (ファミリーなし)	1-6
A	WO 2007/080646 A1 (住友金属工業株式会社) 2007.07.19, 全文 (ファミリーなし)	1-6
A	WO 2007/034576 A1 (住友金属工業株式会社) 2007.03.29, 全文 & JP 4872917 B & EP 1942203 A1 & KR 10-2008-0038226 A	1-6
A	JP 2003-129134 A (新日本製鐵株式会社) 2003.05.08, 全文 (ファミリーなし)	1-6