

(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  
2021年10月7日(07.10.2021)



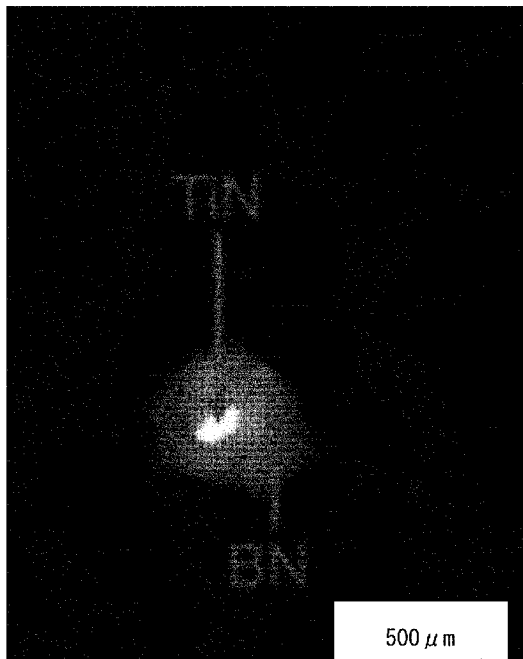
(10) 国際公開番号

WO 2021/199629 A1

- (51) 国際特許分類:  
C21D 8/02 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)  
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2021/002892
- (22) 国際出願日: 2021年1月27日(27.01.2021)
- (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 2020-061190 2020年3月30日(30.03.2020) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 竹下 竜平 (TAKESHITA Ryuhei); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 荒尾亮(ARAO Ryo); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 杉村 憲司 (SUGIMURA Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目2番1号 霞が関コモンゲート西館36階 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, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, IT, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, 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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

(54) Title: STEEL SHEET AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: 鋼板およびその製造方法



(57) Abstract: The present invention provides a steel sheet in which, in particular, the low-temperature toughness of a high heat input HAZ has been improved. The present invention has a component composition that contains, in mass% and in prescribed relationships, C: 0.03-0.15%, Si: 0.01-0.50%, Mn: 1.20-2.00%, P: 0.020% or less, S: 0.0005-0.0100%, Al: 0.005-0.100%, Ti: 0.004-0.030%, B: 0.0020-0.0050%, and N: 0.0035-0.0100%, and the processed ferrite volume fraction in the metal structure is set to 50% or higher.

(57) 要約: 特に大入熱HAZの低温靱性が向上された鋼板を提供する。質量%で、C: 0.03~0.15%、Si: 0.01~0.50%、Mn: 1.20~2.00%、P: 0.020%以下、S: 0.0005~0.0100%、Al: 0.005~0.100%、Ti: 0.004~0.030%、B: 0.0020~0.0050%およびN: 0.0035~0.0100%を、所定の関係の下に含有する成分組成とするとともに、金属組織における加工フェライトの体積分率を50%以上とする。



WO 2021/199629 A1

(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, ST, 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 :

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

## 明 細 書

発明の名称： 鋼板およびその製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、船舶、海洋構造物、中高層ビル、橋梁、タンクなどに使用される鋼板、特に、溶接を行った際の溶接熱影響部（以下、HAZとも称する）においても高い靱性を確保できる厚鋼板に関するものである。

### 背景技術

[0002] 近年、船舶、海洋構造物、中高層ビル、橋梁、タンクなどの構造物に使用される、溶接用鋼材の材質特性に対する要望は厳しさを増している。さらに、そのような構造物は、短期間で製造するべく、サブマージアーク溶接法、エレクトロガス溶接法、エレクトロスラグ溶接法などに代表される、大入熱溶接法の運用が希望されていることから、鋼材自身の靱性と同様に、HAZの靱性への要求も厳しさを増している。しかし、一般に、溶接入熱量が大きくなると、HAZの組織が粗大化し、HAZの靱性は低下することが知られている。このような大入熱溶接による靱性の低下に対して、これまでも多くの対策が提案されてきた。

[0003] 大入熱溶接によるHAZ（以下、大入熱HAZともいう）の靱性を改善する方法として、例えば特許文献1および特許文献2では、TiN、Alオキサイド等のピンニング効果によりオーステナイト粒の粗大化を抑制する方法が提案されている。また、特許文献3、特許文献4および特許文献5では、オーステナイト粒内にフェライト変態核を多数存在させることにより結晶粒内組織の微細化を図る技術が示されている。具体的には、TiN、MnS、Tiオキサイド等をフェライト変態核として利用することにより、結晶粒内組織の微細化を達成し、HAZの低温靱性の改善を図っている。また、特許文献6では、固溶Bを活用し粒界フェライトの割合を抑えることでHAZ靱性の改善を図っている。特許文献7では、Bの化合物を用いて、粒内のベイナイト組織を細粒化することで再現HAZ組織の改善を図っている。

## 先行技術文献

### 特許文献

- [0004] 特許文献1：特公昭55-026164号公報  
特許文献2：特許第2950076号  
特許文献3：特公平07-068577号公報  
特許文献4：特公平05-017300号公報  
特許文献5：特許第3733898号  
特許文献6：特開2005-336602号公報  
特許文献7：特許第4332064号

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

- [0005] しかしながら、上記の析出物を利用してHAZを微細化する諸技術を適用しても、大入熱溶接を施す場合には、HAZ組織の粗大化は不可避であり、例えば-40℃を下回る環境下では低温靱性の劣化が生じる。近年、船舶やタンク等においては、従来よりも低温の環境での運用が検討されており、上記の特許各文献に記載の技術が対象としている鋼材よりも飛躍的に溶接熱影響部の低温靱性を向上させた鋼材が必要とされるようになっている。そこで、本発明は、上記実情を鑑み、特に大入熱HAZの低温靱性が向上された鋼板を提供することを目的とするものである。

### 課題を解決するための手段

- [0006] 発明者らは、上記課題を解決するために、大入熱HAZの低温靱性を向上するための手法について鋭意研究を重ねた結果、以下の知見を得るに到った。

まず、発明者らは、大入熱溶接により生成する低靱性組織である粗大なフェライトサイドプレートに着目した。大入熱溶接を施したとき、オーステナイト粒が粗大に成長すると、そこから生成する組織も粗大となる。粗大なフェライトサイドプレート（以下、FSPと示す）は、上記のような粗大なオ

ーステナイト粒界から生成した粗大な粒界フェライトを起点として、フェライトが粒内に伸長して形成される組織である。このF S P組織の粗さが低靱性の主要因である。そこで、発明者らは、粗大な粒界フェライトを微細化することにより、粗大なF S Pの生成が抑制されて、大入熱H A Zの低温靱性が向上すると考えた。

[0007] さらに、発明者らが鋭意検討した結果、次の(1)式で定義されるS Bが所定の条件を満足し、次の(2)式で得られる温度がA r<sub>3</sub>点(変態開始温度)よりも高い温度となる、成分組成に設計することによって、粒界に析出したB Nから粒界フェライトが核生成し、粒界フェライトの微細化が達成できることを見出した。この粒界フェライトの微細化により、従来よりも優れた大入熱H A Zの低温靱性を得ることができる。

$$S B = [B] - 0.77 \times [N] + 0.22 \times [T i] \quad \dots (1)$$

$$T (\text{°C}) = 12000 / (4.63 - \log ([B] \times ([N] - [T i] / 3.42))) - 273 \quad \dots (2)$$

ただし、B、N、T iは、各元素の含有量(質量%)である。

[0008] 本発明は、上記の知見に基づいてなされたものであり、その要旨構成は以下の通りである。

1. 質量%で、

C : 0.03~0.15%、

S i : 0.01~0.50%、

M n : 1.20~2.00%、

P : 0.020%以下、

S : 0.0005~0.0100%、

A l : 0.005~0.100%、

T i : 0.004~0.030%、

B : 0.0020~0.0050%および

N : 0.0035~0.0100%

を、次式(1)で示されるS Bが-0.0010以上0.0002以下およ

び、次式(2)で示される温度TがA<sub>r3</sub>点超である範囲にて含有し、残部はFeおよび不可避不純物である成分組成を有し、加工フェライトの体積分率が50%以上である金属組織を有する、鋼板。

$$SB = [B] - 0.77 \times [N] + 0.22 \times [Ti] \quad \dots (1)$$

$$T (\text{°C}) = 12000 / (4.63 - \log([B] \times ([N] - [Ti]) / 3.42)) - 273 \quad \dots (2)$$

但し、前記式(1)および(2)における、[B]、[N]および[Ti]は各成分の含有量(質量%)を表す。

[0009] ここで、前記A<sub>r3</sub>点は、例えば、

$$A_{r3} (\text{°C}) = 910 - 273 \times C - 74 \times Mn - 57 \times Ni - 16 \times Cr - 9 \times Mo - 5 \times Cu$$

で求めることが可能である。なお、式における各元素は、該元素の含有量(質量%)を示す。

[0010] 2. 前記成分組成は、さらに、質量%で、

Cu : 0.01~0.50%、

Ni : 0.01~1.50%、

Nb : 0.005~0.040%、

V : 0.005~0.100%、

Cr : 0.01~0.50%、

Mo : 0.01~0.50%、

Ca : 0.0005~0.0030%、

Mg : 0.0002~0.0050%および

REM : 0.0010~0.1000%

の1種または2種以上を含有する前記1に記載の鋼板。

[0011] 3. 前記1または2に記載の成分組成を有する鋼素材を1050℃以上1200℃以下の温度に加熱後、900℃以下の温度まで7℃/s以下の冷却速度で冷却後、850℃以下のフェライト+オーステナイトの二相温度域における累積圧下率が60%以上および、仕上温度が650℃以上である熱間圧

延を施す、鋼板の製造方法。

- [0012] 4. 前記熱間圧延を施した後、650℃以上の温度から5℃/s以上の冷却速度で600℃以下300℃以上の温度域まで冷却する、前記3に記載の鋼板の製造方法。

### 発明の効果

- [0013] 本発明により、大入熱溶接を施しても溶接熱影響部の低温靱性に優れる鋼材を得ることができる。したがって、本発明の鋼材は、エレクトロガス溶接、サブマージアーク溶接、エレクトロスラグ溶接などの大入熱により施工される液化ガスの低温貯蔵タンクや低温環境で運用される船舶等の構造物に好適に用いられる。

### 図面の簡単な説明

- [0014] [図1]入熱10kJ/mm相当のサブマージアーク溶接の熔融線（FL）近傍の熱履歴を付与した再現HAZ部の析出物の観察画像を示す透過電子顕微鏡写真である。

### 発明を実施するための形態

- [0015] 以下に、本発明を実施するための形態について説明する。まず、本発明において化学成分を限定した意義について説明する。なお、本発明において、化学成分に関する「%」表示は、特に断らない限り「質量%」を意味している。

- [0016] C : 0.03~0.15%

Cは、必要な強度を得るために0.03%以上の含有を必須とする。しかしながら、0.15%を超えて含有すると、島状マルテンサイトが増加して溶接熱影響部の靱性が低下するため、上限を0.15%とする。下限は、好ましくは0.045%である。また、0.10%未満であることが好ましい。

- [0017] Si : 0.01~0.50%

Siは、母材の強度確保および脱酸などに必要な成分であり、0.01%以上で添加する。一方、0.50%を超えると、HAZが硬化してHAZの

靱性が低下するため、上限を0.50%とする。さらに、好ましい下限は0.10%であり、好ましい上限は0.30%である。

[0018] Mn : 1.20~2.00%

Mnは、母材の強度を確保するために、1.20%以上必要であり、2.00%を超えると溶接性が劣化するだけでなく鋼材コストも上昇する。したがって、Mnの範囲は、1.20~2.00%とする。下限は、好ましくは1.40%である。上限は、好ましくは1.60%である。

[0019] P : 0.020%以下

Pは、不可避免的に混入する不純物であり、含有量が0.020%を超えると、母材および溶接部の靱性を低下させるため、上限を0.020%とする。なお、良好な靱性を得るためには、0.010%以下が好ましく、0.007%以下であることがさらに好ましい。ちなみに、下限は限定する必要はないが、極低P化処理を施すことでコストが増加してしまうため、0.001%以上とすることが好ましい。

[0020] S : 0.0005~0.0100%

Sは、フェライト核生成に必要な複合介在物の核に所要のMnS、さらにCaを添加する場合はCaSを生成させるために、0.0005%以上は必要である。Sが0.0005%未満となると、MnS、さらにはCaSが十分に形成されず、HAZの靱性が低下する。一方、0.0100%を超えると、母材の靱性を劣化させる。上限は好ましくは0.0090%である。下限は、好ましくは0.0010%である。

[0021] Al : 0.005~0.100%

Alは、鋼の脱酸上0.005%以上、好ましくは0.010%以上が必要である。一方、0.100%を超えて含有すると、母材の靱性を低下させると共に溶接金属の靱性を劣化させる。上限は、好ましくは0.08%である。

[0022] Ti : 0.004~0.030%

Tiは、鋼の凝固時にTiNとなって析出し、溶接熱影響部(HAZ)で

のオーステナイトの粗粒化抑制や、フェライト変態核となって高靱性化に寄与する。Tiは、0.004%に満たないとその効果は少なく、一方0.030%を超えるとTiN粒子の粗大化によって期待する効果が得られなくなる。したがって、Tiの含有量は、0.004~0.030%の範囲とする。下限は好ましくは0.008%である。上限は、好ましくは0.020%である。

[0023] B : 0.0020~0.0050%

Bは、粒界フェライトを微細化させHAZ靱性を向上させる上で重要な元素であり、フェライト変態温度以上で析出させるために少なくとも0.0020%添加する。しかし、多量に添加すると母材靱性を劣化させるため、上限を0.0050%とする。下限は好ましくは0.0025%である。上限は、好ましくは0.0040%である。

[0024] N : 0.0035~0.0100%

Nは、Tiと結合してTiNを形成し、かつBと結合してBNを形成するために、0.0035%以上で添加する。すなわち、Nが0.0035%の下限を下回ると、BNが形成されず十分なHAZ靱性を確保できなくなる。一方、Nの含有量が増えると、固溶Nが増大しHAZ靱性の低下を招くことから、0.0100%を上限とした。下限は好ましくは0.0040%である。上限は、好ましくは0.0090%である。

[0025] 本発明の鋼板は、以上の各成分を含み、残部はFeおよび不可避不純物である成分組成を有する。この成分組成において、さらに、次式(1)で示されるSBが-0.0010以上0.0002以下および、次式(2)で示される温度TがAr<sub>3</sub>点超であることが肝要である。

$$SB = [B] - 0.77 \times [N] + 0.22 \times [Ti] \quad \dots (1)$$

$$T (\text{°C}) = 12000 / (4.63 - \log ([B] \times ([N] - [Ti]) / 3.42)) - 273 \quad \dots (2)$$

但し、上記式(1)および(2)における、[B]、[N]および[Ti]は各成分の含有量(質量%)を表す。

[0026] 本発明において、B、NおよびTiは、上記した式(1)および式(2)を満足するように含有させることにより、大入熱溶接時に鋼板が受ける熱サイクル(以下、溶接熱サイクルともいう)においてもTiNが固溶することなく残存し、このTiNを核としてBNが早期に析出するようになる。ここに、図1に、上記した成分組成の鋼板に入熱10kJ/mm相当の溶接再現熱サイクルを付与したサンプルの観察画像を示すように、溶接熱サイクルの冷却過程の初期段階においてTiNの周囲にBNが析出していることがわかる。すなわち、BNはより高温域から析出しやすくなる。かようにBNがTiNから析出すると、TiNとBNの複合析出物のサイズは、TiN単独のサイズよりも大きくなる。析出物のサイズが大きくなることによって、フェライトが核生成しやすくなる。なお、核となるTiNのサイズは15nm以上200nm以下が通常であり、BNがTiNに析出するとBN被覆析出物のサイズは50nm以上600nm以下となる。フェライトが核生成しやすいということは、粒界に多くのフェライト核が生成するということであり、粒界に多くのフェライトができる。これらのフェライトは異なるBNから核生成していることから方位が異なるため、フェライトの結晶方位はランダム化する。この結晶方位のランダム化により、隣接するフェライト同士が合体しなくなる。その結果、粒界フェライトが微細化し、そこから生成するフェライトサイドプレートも微細化する。従って、式(1)および式(2)を満足することでHAZ靱性が向上することになる。

[0027] すなわち、前記SBの値が0.0002を超えると、固溶Bが増加し該固溶Bによって焼き入れ性が上がり、島状マルテンサイトが形成される結果、低温での靱性を十分に確保できなくなる。また、前記SBの値が-0.0010を下回ると、BNの析出が不十分になって、粒界フェライトを微細化できない。

[0028] さらに、前記式(2)は、図1に示したようにTiNの周囲にBNが析出する際の析出温度Tを示しており、このTがAr<sub>3</sub>点以下になると、BNを核としたフェライト生成が難しくなる結果、粒界フェライトの微細化が実現し

ない。

[0029] 上記した成分組成を有する鋼板において、例えば、入熱量が5 kJ/mm以上の大入熱溶接を行った際の、ボンド近傍の熱影響部組織は、旧 $\gamma$ 粒界に生成する粒界フェライトの密度が20個/mm以上となる。ここで、旧 $\gamma$ 粒界の粒界フェライト生成密度は、溶接を模擬した熱サイクルシミュレーションの冷却途中でフェライト変態開始直後から急冷処理を行い、EBSD（電子線後方回折法）を用いて計測することができる。本発明において、旧 $\gamma$ 粒界の隣接する3重点から3重点までの粒界に沿った曲線長さを旧 $\gamma$ 粒界長さとして、その旧 $\gamma$ 粒界上に生成した隣り合うフェライト粒の結晶方位差が15度以上となるフェライト粒の個数を旧 $\gamma$ 粒界上のフェライト数として、（旧 $\gamma$ 粒界上のフェライト数）／（旧 $\gamma$ 粒界長さ）により粒界フェライトの密度を定義する。

[0030] 本発明の鋼板では、上記のような大入熱溶接を施したときに、ボンド近傍の熱影響部組織の、旧 $\gamma$ 粒界上に生成する粒界フェライトの密度が20個/mm以上となることから、粗大なフェライトサイドプレートの生成抑制が可能となり、HAZにおいて優れた低温靱性を実現する。ここで、ボンド近傍の熱影響部組織とは、溶接金属の母材鋼板との境界からおよそ0.5mm母材である鋼板側に入った位置までの領域をいう。旧 $\gamma$ 粒界に生成する粒界フェライトの密度は、上記した式（1）および（2）に従ってN、BおよびTiの添加量を規定範囲内に制御することにより、例えば入熱量が5 kJ/mm以上の大入熱溶接を行った際の、粒界フェライトの密度を20個/mm以上とすることができる。すなわち、粗大なフェライトサイドプレートの生成が抑制されて、熱影響部において優れた靱性を得ることができる。

[0031] 本発明において、上記成分組成を満足することにより低温靱性の向上を達成できるが、一方で、母材および継手の強度の確保が難しくなる。そこで、強度の確保を目的として、本発明に係る鋼板の金属組織は、該組織に占める加工フェライトの割合を体積分率で50%以上とすることが肝要である。ここで、加工フェライトとは、X線回折（XRD）により求められる、転位密度 $\rho$

の値が、 $1.0 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 以上のフェライトを指す。

すなわち、加工フェライトは、高密度の転位が導入されており、転位同士が相互作用を起こし互いの運動を妨げあうことで強度が上昇する。そして、この加工フェライトの体積分率を50%以上とすることによって、強度が上昇することになる。

[0032] なお、金属組織に占める加工フェライトの体積分率は、好ましくは60%以上である。一方、加工フェライト量の上限は特に限定する必要はなく、100%であってもよいが、圧延機の能力の観点からは、90%以下であることが好ましい。その際の残部組織は、パーライト、ベイナイトおよびマルテンサイトのうちの1種類以上の硬質相であることが好ましい。

[0033] 本発明の他の実施形態においては、さらに特性を向上させるため、上記成分組成に加えて、Cu、Ni、Nb、V、Cr、Mo、Ca、MgおよびREMからなる群より選択される1種または2種以上を任意に含有することが可能である。

[0034] Cu : 0.01~0.50%

Cuは、鋼の焼き入れ性を高める元素であり、圧延後の母材の強度向上に加え、靱性、高温強度、耐候性などの機能向上に寄与する。これらの効果は、0.01%以上の含有によって発揮される。一方、過度の含有は母材の靱性や溶接性をかえって劣化させる。そのため、Cu含有量は0.01~0.50%とすることが好ましい。

[0035] Ni : 0.01~1.50%

Niは、鋼の焼き入れ性を高める元素であり、圧延後の母材の強度向上に加え、靱性、高温強度、耐候性などの機能向上に寄与する。これらの効果は、0.01%以上の含有によって発揮される。一方で、過度の含有は母材の靱性や溶接性をかえって劣化させることに加え、合金のコスト増加を招く。そのため、Ni含有量は0.01~1.50%とすることが好ましい。

[0036] Nb : 0.005~0.040%

Nbは、母材の強度、靱性および継手の強度を確保するのに有効な元素で

ある。その効果は0.005%以上の含有により発揮される。一方、0.040%を超えて含有すると、溶接熱影響部に島状マルテンサイトを形成することにより靱性が劣化する。そのため、Nbを含有する場合、Nb含有量を0.005~0.040%とすることが好ましい。

[0037] V : 0.005~0.100%

Vは、母材の強度・靱性の向上およびVNとしてフェライト生成核として働く。この効果はVを0.005%以上含有させることにより発揮される。一方、Vは0.100%を超えて含有すると、かえって母材の靱性が低下する。このため、Vを含有させる場合には、V含有量を0.005~0.100%とすることが好ましい。

[0038] Cr : 0.01~0.50%

Crは、Cuと同様に、鋼の焼き入れ性を高める元素であり、圧延後の母材の強度向上に加え、靱性、高温強度、耐候性などの機能向上に寄与する。これらの効果は、0.01%以上の含有によって発揮される。一方、過度の含有は母材の靱性や溶接性をかえって劣化させる。そのため、Cr含有量は0.01~0.50%とすることが好ましい。

[0039] Mo : 0.01~0.50%

Moは、CuやCrと同様に、鋼の焼き入れ性を高める元素であり、圧延後の母材の強度向上に加え、靱性、高温強度、耐候性などの機能向上に寄与する。これらの効果は、0.01%以上の含有によって発揮される。一方、過度の含有は母材の靱性や溶接性をかえって劣化させる。そのため、Mo含有量は0.01~0.50%とすることが好ましい。

[0040] Ca : 0.0005~0.0030%

Caは、Sの固定による母材の靱性向上に有用な元素であるが、含有量が0.0030%を超えるとその効果は飽和するので、Caは0.0030%以下で含有させるものとする。一方、含有量が0.0005%未満であると、Sの固定が不十分となる。そのため、Caの含有量は、0.0005%以上0.0030%以下とすることが好ましい。

[0041] Mg : 0.0002~0.0050%

REM : 0.0010~0.1000%

MgおよびREMは、いずれも溶鋼中で強い脱酸力を有し、微細酸化物形成を補助する働きがあることから、必要に応じて添加する。脱酸効果を示す添加量はそれぞれ、Mg : 0.0002%以上、REM : 0.0010%以上であるが、多量に添加すると、粗大な介在物ができて母材特性を損ねることから、添加の上限をそれぞれMg : 0.0050%およびREM : 0.1000%とすることが好ましい。

[0042] 本発明の製造方法は、以上の成分組成を有する鋼素材を1050℃以上1200℃以下の温度に加熱後、900℃以下の温度まで7℃/s以下の冷却速度で冷却後、850℃以下のフェライト-オーステナイトの二相温度域における累積圧下率が60%以上および、仕上温度が650℃以上である、熱間圧延を施す。次に、本発明における製造条件の限定理由について説明する。

[0043] [鋼素材加熱温度および900℃以下の温度までの冷却速度]

まず、鋼素材、例えばスラブの加熱温度は、1050℃以上1200℃以下であることが必要である。この理由は、1050℃未満の加熱では、凝固中に生成した靱性に悪影響を及ぼす粗大な介在物が溶けずに残る可能性があるためである。一方、高温で加熱すると、後述する冷却速度を制御して造りこんだ析出物を再溶解させてしまう可能性がある。これを踏まえると、相変態を完了させる意味での加熱温度としては1200℃以下で十分である。なお、そのときに生じると考えられる結晶粒の粗大化も、上記したTiNのピンニング効果により、あらかじめ防ぐことができる。以上より、加熱温度を1050℃以上1200℃以下に限定した。

[0044] 次いで、900℃以下の温度まで7℃/s以下の冷却速度で冷却する必要がある。この理由は、7℃/sを超える冷却速度では、BがBNとして析出せず、粒界に固溶Bとして残存することで、粒界フェライトの生成が抑制され、母材の低温靱性を十分に確保することが困難となるためである。なお

、冷却速度は、製造能率の観点から、 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが好ましい。

[0045] [熱間圧延条件]

850 $^{\circ}\text{C}$ 以下のフェライト+オーステナイトの二相温度域において累積圧下率60%以上の熱間圧延を行う必要がある。その理由として、二相温度域における圧下量の増加は、圧延中のフェライトの加工による転位強化に伴う強度向上と加工によるサブグレインの形成を通じた細粒化の効果による韌性の向上の効果があるからである。

[0046] すなわち、二相温度域における累積圧下率を60%以上に増加することにより、二相域の温度領域のフェライトに転位が加わる結果、強度の向上を図ることができる。特に、累積圧下率を60%以上に高めることにより、加工フェライト分率を50%以上確保することが可能となる。さらに、フェライト+オーステナイトの二相温度域での累積圧下率が60%以上となることにより、フェライトの圧延集合組織が発達し、低温韌性の向上に寄与することになる。

以上のことから、850 $^{\circ}\text{C}$ 以下のフェライト+オーステナイトの二相温度域における累積圧下率を60%以上に限定した。なお、累積圧下率は、圧延機能力の観点から、90%以下とすることが好ましい。

[0047] さらに、熱間圧延における仕上温度を、650 $^{\circ}\text{C}$ 以上とする。なぜなら、650 $^{\circ}\text{C}$ 未満で仕上圧延を行うと、相変態により生成したフェライトに必要な歪を与えることになり、韌性が低下してしまうためである。

[0048] さらに、上記の熱間圧延を施した後、650 $^{\circ}\text{C}$ 以上の温度から $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で600 $^{\circ}\text{C}$ 以下300 $^{\circ}\text{C}$ 以上の温度域まで冷却することが、母材の強度を高める上で好ましい。

[熱間圧延後冷却条件]

また、前記鋼素材は650 $^{\circ}\text{C}$ 以上で熱間圧延を完了させた後、650 $^{\circ}\text{C}$ 以上の温度から $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で600 $^{\circ}\text{C}$ 以下300 $^{\circ}\text{C}$ 以上の温度域まで冷却することが好ましい。すなわち、650 $^{\circ}\text{C}$ 以上から冷却する理由として、650 $^{\circ}\text{C}$ 未満にて冷却を開始すると、焼き入れ性が不十分となり、所

要の強度が得られない可能性があるためである。また、冷却速度が $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では均一なミクロ組織を有する鋼を得ることが難しくなる。さらに、 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上の温度域まで冷却することが好ましい。なぜなら、 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ を超える温度での冷却停止では、焼き入れ性の観点から、十分な強度確保が困難となるためである。また、 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 未満の温度での冷却停止は、鋼材特性に大きな変化を与えないことから、作業上の負荷のみが大きくなるためである。上記の理由により、鋼片は $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上で熱間延性を完了させた後、 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上の温度から $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上まで冷却することが好ましい。なお、冷却速度は、母材の靱性確保の観点から、 $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが好ましい。

[0049] 上記した鋼素材はスラブを用いることができるが、これら鋼素材を鑄造によって製造する場合、その鑄造条件に関して、以下の条件を満たすことが好ましい。すなわち、スラブ鑄造時の冷却速度を、 $0.3\text{ m}/\text{min}$ 以上かつ $1.0\text{ m}/\text{min}$ 以下にする。鑄造速度が $0.3\text{ m}/\text{min}$ 未満になると、母材（鋼板）のTiNのサイズが大きくなってしまふ。TiNサイズが大きくなると、母材（鋼板）のTiN密度が低下してBN複合析出物の量が減少する可能性がある。その結果、十分にフェライトが微細化できず、HAZ靱性が劣化する、おそれがある。なお、核となるTiNのサイズは $15\text{ nm}$ 以上 $200\text{ nm}$ 以下である。一方、鑄造速度が $1.0\text{ m}/\text{min}$ を超えると、TiNの密度は増加するが、TiNのサイズが小さくなってしまい、溶接時に固溶してしまう可能性がある。その結果、オーステナイト粒径が粗大化して、HAZ靱性が劣化する、おそれがある。

[0050] かくして製造される鋼板は、上記した成分組成に加えて、加工フェライトの体積分率が $50\%$ 以上の組織を有することになる。好ましくは、フェライトからなる軟質相を含む主相とし、残部がパーライト、ベイナイトおよびマルテンサイトのうちの1種類以上の硬質相からなる組織である。ここで、主相がフェライトとは、フェライトが体積分率で $60\%$ 以上であることを意味する。すなわち、フェライトは $100\%$ であってもよいが、圧延性の観点か

らは90%以下であることが好ましい。その際の残部は特に限定する必要はなく、例えば上記した通りである。ここで重要なのは、フェライトのうちの加工フェライトが組織に占める比率であり、該比率を体積分率で50%以上とすることである。従って、加工フェライト以外のフェライト、すなわち転位密度 $\rho$ の値が $1.0 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 未満のフェライトが含まれていてもよい。

- [0051] また、上記した用途の鋼板としては、低温靱性が高いことに加えて、とくに降伏応力が325MPa以上であることが好ましい。また、母材の $-70^{\circ}\text{C}$ でのシャルピー衝撃吸収エネルギーは200J以上であることが望ましい。さらに、大入熱溶接施工された継手の $-70^{\circ}\text{C}$ でのシャルピー衝撃吸収エネルギーは80J以上であることが望ましい。

### 実施例

- [0052] 次に、本発明を実施例に基づいて具体的に説明する。

表1に示す成分組成に調整した鋼スラブ（鋼素材）に対して、表2に示す種々の条件に従って、スラブ加熱後に冷却し、次いで熱間圧延そして冷却処理を施して板厚20mmの厚鋼板とした。

- [0053] かくして得られた各厚鋼板からJIS Z2241に準拠した引張試験片を採取し、JIS Z2241に準拠した引張試験を行って降伏応力を測定した。また、各厚鋼板からJIS Z2242に準拠した試験片を採取し、各試験片にV開先を加工し、JIS Z2242に準拠したシャルピー衝撃試験を行って $-70^{\circ}\text{C}$ でのシャルピー衝撃吸収エネルギーを測定した。さらに、得られた各厚鋼板から、溶接継手作製用試験片を採取し、試験片にV開先を加工し、サブマージアーク溶接（溶接入熱量： $102 \text{ kJ/cm}$ ）により、溶接継手を作製した。これら溶接継手から切欠き位置をボンド部とするJIS4号衝撃試験片を採取し、シャルピー衝撃試験を実施し、 $-70^{\circ}\text{C}$ でのシャルピー衝撃吸収エネルギーを測定した。

- [0054] また、各厚鋼板の板厚1/4位置から、圧延方向に垂直な方向の断面を切り出し、金属組織観察用のサンプルとした。組織サンプルは鏡面まで研磨し、ナ

イタール（3%硝酸－エタノール溶液）で腐食して組織を現出して、100倍の光学顕微鏡により組織を観察した。5視野で確認して、フェライトの分率を測定した。その際、フェライトに対してX線回析により転位密度 $\rho$ を測定し、転位密度 $\rho$ の値が $1.0 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 以上となる加工フェライトの体積分率を測定した。この測定結果を、加工フェライトの体積分率とした。

以上の各測定結果を、表3に示す。

[0055]

[表1]

鋼種	成分 (質量%)														REH	式(1)	式(2)	Air <sub>2</sub>	備考		
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B	Ca	N	Cu	Ni	Nb	V						Cr	Mo
A	0.051	0.06	1.65	0.004	0.0066	0.034	0.013	0.0030	0.0026	0.0083	0.25	-	-	-	-	-	-	-0.0005	590	773	適合例
B	0.035	0.15	1.81	0.006	0.0096	0.014	0.009	0.0028	0.0035	0.0071	-	0.07	-	-	-	-	-	-0.0007	586	763	適合例
C	0.057	0.16	1.70	0.006	0.0086	0.051	0.005	0.0040	0.0018	0.0075	-	-	0.03	-	-	-	-	-0.0007	1025	769	適合例
D	0.061	0.24	1.77	0.005	0.0029	0.042	0.022	0.0020	0.0010	0.0090	-	0.06	-	0.02	-	-	-	-0.0001	937	759	適合例
E	0.030	0.13	1.66	0.005	0.0054	0.030	0.006	0.0049	0.0010	0.0080	-	-	-	-	-	-	-	-0.0001	1039	779	適合例
F	0.068	0.30	1.76	0.003	0.0076	0.035	0.006	0.0050	0.0011	0.0090	-	-	-	-	-	-	-	-0.0006	1050	761	適合例
G	0.048	0.10	1.83	0.007	0.0011	0.018	0.008	0.0050	0.0016	0.0093	-	-	-	0.09	-	-	-	-0.0004	1047	761	適合例
H	0.068	0.19	1.40	0.009	0.0073	0.015	0.012	0.0032	0.0028	0.0079	-	-	-	-	0.03	-	-	-0.0002	593	787	適合例
I	0.064	0.30	1.62	0.005	0.0021	0.010	0.005	0.0045	-	0.0080	-	-	0.01	-	-	-	-	-0.0006	1037	773	適合例
J	0.070	0.24	1.92	0.009	0.0085	0.020	0.021	0.0029	0.0009	0.0097	0.90	0.07	-	-	-	-	-	0.0001	575	741	適合例
K	0.051	0.06	1.67	0.005	0.0010	0.028	0.004	0.0027	0.0015	0.0060	-	-	-	-	-	-	-	-0.0010	988	772	適合例
L	0.040	0.25	1.88	0.004	0.0024	0.041	0.008	0.0049	0.0026	0.0087	-	-	-	-	-	-	-	0.0000	1040	760	適合例
M	0.032	0.11	1.80	0.008	0.0093	0.010	0.010	0.0030	0.0024	0.0066	-	-	-	0.22	0.09	-	-	0.0001	979	764	適合例
N	0.087	0.24	1.72	0.007	0.0085	0.041	0.026	0.0020	0.0007	0.0098	-	-	-	-	0.35	-	-	-0.0002	929	753	適合例
O	0.076	0.17	1.49	0.003	0.0046	0.045	0.004	0.0020	0.0027	0.0035	-	-	0.01	0.06	-	-	-	0.0002	532	779	適合例
P	0.048	0.29	1.91	0.003	0.0068	0.084	0.013	0.0027	0.0030	0.0069	0.20	-	-	-	-	-	-	0.0002	963	755	適合例
Q	0.040	0.11	1.49	0.009	0.0036	0.023	0.020	0.0020	0.0020	0.0080	-	1.10	-	-	-	-	-	0.0002	927	726	適合例
R	0.005	0.03	1.85	0.007	0.0022	0.034	0.015	0.0031	0.0031	0.0081	-	-	-	-	-	0.0043	0.033	0.0002	981	772	適合例
a	0.058	0.13	1.83	0.005	0.0045	0.058	0.025	0.0001	0.0032	0.0075	-	-	-	-	-	-	-	-0.0002	692	759	比較例
b	0.110	0.14	1.94	0.003	0.0047	0.025	0.022	0.0023	0.0017	0.0075	-	-	-	-	-	-	-	0.0014	899	736	比較例
c	0.170	0.52	1.46	0.008	0.0081	0.085	0.004	0.0030	0.0020	0.0020	-	-	-	-	-	-	-	0.0023	900	756	比較例
e	0.061	0.20	1.92	0.006	0.0039	0.079	0.003	0.0046	0.0008	0.0040	-	-	-	-	-	-	-	0.0002	962	751	比較例
h	0.065	0.05	1.92	0.008	0.0030	0.028	0.020	0.0046	0.0007	0.0120	-	-	-	-	-	-	-	-0.0002	1034	750	比較例
i	0.063	0.14	1.43	0.008	0.00003	0.033	0.005	0.0020	0.0008	0.0045	-	-	2.5	0.087	-	-	-	-0.0004	946	644	比較例
l	0.077	0.11	1.47	0.003	0.0036	0.072	0.018	0.0010	0.0028	0.0089	-	-	-	-	-	-	-	-0.0019	919	780	比較例
m	0.055	0.02	1.52	0.043	0.0054	0.054	0.022	0.0023	0.0023	0.0091	-	-	-	-	-	0.007	0.2	0.0001	946	783	比較例
o	0.031	0.23	2.45	0.004	0.0410	0.310	0.005	0.0042	0.0021	0.0071	-	-	-	-	-	-	-	-0.0002	1024	720	比較例
p	0.032	0.13	1.51	0.044	0.0024	0.052	0.021	0.0100	-	0.0093	-	-	-	-	-	-	-	0.0025	1041	790	比較例
q	0.022	0.30	1.91	0.009	0.0076	0.018	0.007	0.0040	0.0065	0.0085	-	-	-	-	-	-	-	-0.0010	1029	763	比較例
r	0.068	0.005	1.64	0.003	0.0025	0.003	0.013	0.0030	0.0016	0.0074	-	-	-	0.36	0.98	-	-	0.0002	577	754	比較例
s	0.071	0.07	1.00	0.008	0.0029	0.043	0.031	0.0026	0.0026	0.0095	0.71	-	-	-	-	0.66	-	0.0021	862	807	比較例
S	0.145	0.42	1.90	0.019	0.099	0.091	0.026	0.0020	-	0.0099	-	-	-	-	-	-	-	0.0001	899	730	適合例
T	0.032	0.01	1.22	0.003	0.0025	0.005	0.005	0.0020	-	0.0038	-	-	-	-	-	-	-	0.0002	932	811	適合例
U	0.075	0.20	1.56	0.006	0.0021	0.051	0.007	0.0050	-	0.0098	-	-	-	-	-	-	-	-0.0010	932	811	適合例
t	0.170	0.30	1.65	0.004	0.0021	0.034	0.006	0.0040	-	0.0066	-	-	-	-	-	-	-	0.0002	1011	741	比較例
u	0.028	0.24	1.80	0.007	0.0085	0.035	0.013	0.0028	-	0.0075	-	-	-	-	-	-	-	-0.0001	975	763	比較例
v	0.087	0.55	1.40	0.005	0.0076	0.030	0.012	0.0045	-	0.0097	-	-	-	-	-	-	-	-0.0003	1033	783	比較例
w	0.048	0.008	1.62	0.005	0.0066	0.010	0.006	0.0030	-	0.0065	-	-	-	-	-	-	-	-0.0007	993	777	比較例
x	0.057	0.15	2.10	0.009	0.0010	0.015	0.009	0.0045	-	0.0093	-	-	-	-	-	-	-	-0.0007	1038	739	比較例
y	0.070	0.19	1.10	0.006	0.0073	0.018	0.020	0.0029	-	0.0098	-	-	-	-	-	-	-	-0.0002	1025	752	比較例
z	0.068	0.11	1.70	0.025	0.0011	0.010	0.015	0.0020	-	0.0070	-	-	-	-	-	-	-	-0.0001	938	766	比較例
aa	0.032	0.25	1.81	0.009	0.0120	0.041	0.008	0.0027	-	0.0071	-	-	-	-	-	-	-	-0.0010	987	767	比較例
ab	0.040	0.06	1.83	0.003	0.0029	0.110	0.021	0.0020	-	0.0083	-	-	-	-	-	-	-	-0.0002	928	764	比較例
ac	0.035	0.16	1.66	0.005	0.0054	0.020	0.003	0.0030	-	0.0060	-	-	-	-	-	-	-	-0.0010	998	778	比較例
ad	0.061	0.13	1.72	0.006	0.0093	0.014	0.031	0.0020	-	0.0100	-	-	-	-	-	-	-	0.0011	886	766	比較例
ae	0.051	0.24	1.92	0.004	0.0024	0.042	0.010	0.0018	-	0.0055	-	-	-	-	-	-	-	-0.0002	931	754	比較例
af	0.030	0.06	1.67	0.005	0.0085	0.028	0.005	0.0050	-	0.0090	-	-	-	-	-	-	-	-0.0003	1059	778	比較例
ag	0.064	0.24	1.76	0.008	0.0096	0.051	0.015	0.0050	-	0.0110	-	-	-	-	-	-	-	-0.0002	1044	762	比較例
ah	0.055	0.18	1.54	0.008	0.0067	0.065	0.004	0.002	-	0.0034	-	-	-	-	-	-	-	0.0003	929	781	比較例

式(1)  $SB=[B]-0.77 \times [N]+0.22 \times [Ti]$   
 式(2)  $T=1.2000 / (4.63 - \log([B]) \times ([N] - [Ti] / 3.42)) - 273$

[表2]

No.	鋼種	加熱温度 (℃)	製造条件						備考
			900℃以下までの 冷却速度 (℃/s)	850℃以下での 累積圧下率 (%)	圧延仕上温度 (℃)	圧延後 冷却開始温度 (℃)	圧延後 冷却速度 (℃/s)	圧延後 冷却停止温度 (℃)	
1	A	1152	1	65	694	685	6	465	発明例
2	B	1103	3	62	700	689	5	551	発明例
3	B	1039	2	75	742	721	5	368	比較例
4	C	1186	10	67	732	716	7	598	比較例
5	D	1194	5	61	728	719	12	501	発明例
6	E	1071	1	68	705	698	10	416	発明例
7	F	1177	7	65	709	687	8	508	発明例
8	F	1178	2	56	730	701	11	398	比較例
9	G	1076	5	73	684	668	11	541	発明例
10	H	1099	4	60	699	661	7	331	発明例
11	H	1145	5	68	710	691	6	289	発明例
12	H	1099	3	67	731	714	3	367	発明例
13	I	1195	3	66	732	712	9	484	発明例
14	J	1076	2	72	735	711	13	466	発明例
15	J	1147	5	64	632	612	7	534	比較例
16	K	1143	1	61	721	702	8	388	発明例
17	K	1067	2	63	724	709	12	620	発明例
18	L	1154	4	74	719	711	14	498	発明例
19	M	1145	6	71	709	688	8	329	発明例
20	N	1154	2	75	732	701	8	370	発明例
21	O	1068	4	66	703	674	5	521	発明例
22	O	1182	7	64	704	671	6	301	発明例
23	O	1074	5	75	712	620	8	571	発明例
24	P	1084	2	63	714	692	10	549	発明例
25	Q	1053	5	72	700	682	7	399	発明例
26	R	1067	4	71	709	688	13	521	発明例
27	a	1082	6	64	732	712	7	316	比較例
28	b	1180	6	69	741	729	10	532	比較例
29	c	1168	4	75	720	709	6	468	比較例
30	e	1191	4	60	739	679	10	372	比較例
31	h	1080	3	72	678	653	11	541	比較例
32	i	1182	1	63	732	709	11	455	比較例
33	l	1175	3	70	711	691	7	300	比較例
34	m	1154	4	60	711	716	9	508	比較例
35	o	1156	6	67	743	687	8	367	比較例
36	p	1176	7	65	765	701	10	589	比較例
37	q	1189	4	69	703	666	11	555	比較例
38	r	1163	6	64	699	699	13	545	比較例
39	s	1177	4	59	683	714	14	444	比較例
40	S	1152	3	65	743	721	12	501	発明例
41	S	1000	2	64	723	654	11	541	比較例
42	S	1177	11	67	730	661	13	484	比較例
43	S	1180	5	58	739	711	8	551	比較例
44	T	1162	7	74	715	710	7	431	比較例
45	U	1131	6	74	700	690	9	537	比較例
46	t	1086	7	62	667	650	11	561	比較例
47	u	1156	3	60	652	650	11	342	比較例
48	v	1159	4	67	673	660	10	484	比較例
49	w	1148	7	72	678	664	7	515	比較例
50	x	1072	5	71	675	669	9	453	比較例
51	y	1112	5	60	705	698	5	564	比較例
52	z	1077	5	68	720	702	7	408	比較例
53	aa	1187	7	67	714	711	5	361	比較例
54	ab	1062	6	73	680	678	10	597	比較例
55	ac	1188	5	71	678	666	9	420	比較例
56	ad	1164	7	74	666	654	8	497	比較例
57	ae	1193	5	61	692	655	6	368	比較例
58	af	1150	6	63	670	663	10	478	比較例
59	ag	1119	5	66	715	695	7	309	比較例
60	ah	1124	6	65	657	655	9	435	比較例

[0057]

[表3]

[表3]

No.	鋼種	加工 フェライト分率 (体積%)	母材特性		溶接ポイント部 $\sqrt{E_{70}}$ (J)	備考
			YP (N/mm <sup>2</sup> )	$\sqrt{E_{70}}$ (J)		
1	A	63	478	238	86	発明例
2	B	62	420	200	108	発明例
3	B	68	320	100	89	比較例
4	C	58	430	67	104	比較例
5	D	63	410	363	114	発明例
6	E	59	465	363	97	発明例
7	F	64	468	331	111	発明例
8	F	41	330	54	93	比較例
9	G	69	466	233	120	発明例
10	H	56	453	360	91	発明例
11	H	67	424	347	112	発明例
12	H	62	301	238	92	発明例
13	I	63	371	251	112	発明例
14	J	69	436	329	98	発明例
15	J	65	310	112	108	比較例
16	K	59	412	329	89	発明例
17	K	60	312	293	95	発明例
18	L	70	440	341	130	発明例
19	M	68	374	286	113	発明例
20	N	73	400	248	117	発明例
21	O	64	455	345	113	発明例
22	O	63	446	368	87	発明例
23	O	71	298	323	100	発明例
24	P	62	438	343	117	発明例
25	Q	69	431	256	94	発明例
26	R	65	412	366	94	発明例
27	a	66	485	318	9	比較例
28	b	64	412	229	12	比較例
29	c	73	486	255	16	比較例
30	e	56	380	351	8	比較例
31	h	73	471	277	7	比較例
32	i	63	382	217	9	比較例
33	l	66	410	341	12	比較例
34	m	61	301	119	14	比較例
35	o	59	441	115	15	比較例
36	p	64	400	108	11	比較例
37	q	70	305	290	132	比較例
38	r	64	289	279	10	比較例
39	s	69	299	315	11	比較例
40	S	57	489	210	104	発明例
41	S	63	467	176	98	比較例
42	S	59	477	178	99	比較例
43	S	44	320	98	106	比較例
44	T	63	342	287	134	発明例
45	U	60	405	221	123	発明例
46	t	54	432	222	23	比較例
47	u	60	311	301	94	比較例
48	v	61	421	224	21	比較例
49	w	59	310	298	103	比較例
50	x	63	451	243	12	比較例
51	y	56	301	211	112	比較例
52	z	54	387	156	14	比較例
53	aa	61	409	188	98	比較例
54	ab	54	401	184	99	比較例
55	ac	66	409	223	15	比較例
56	ad	66	387	245	16	比較例
57	ae	53	391	223	19	比較例
58	af	53	374	167	95	比較例
59	ag	66	381	241	11	比較例
60	ah	67	412	252	9	比較例

## 請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.03~0.15%、

Si : 0.01~0.50%、

Mn : 1.20~2.00%、

P : 0.020%以下、

S : 0.0005~0.0100%、

Al : 0.005~0.100%、

Ti : 0.004~0.030%、

B : 0.0020~0.0050%および

N : 0.0035~0.0100%

を、次式(1)で示されるSBが $-0.0010$ 以上 $0.0002$ 以下および、次式(2)で示される温度Tが $A_{r3}$ 点超となる範囲にて含有し、残部はFeおよび不可避不純物である成分組成を有し、加工フェライトの体積分率が50%以上である金属組織を有する、鋼板。

$$SB = [B] - 0.77 \times [N] + 0.22 \times [Ti] \quad \dots (1)$$

$$T (\text{°C}) = 12000 / (4.63 - \log([B] \times ([N] - [Ti] / 3.42))) - 273 \quad \dots (2)$$

但し、前記式(1)および(2)における、[B]、[N]および[Ti]は各成分の含有量(質量%)を表す。

[請求項2]

前記成分組成は、さらに、質量%で、

Cu : 0.01~0.50%、

Ni : 0.01~1.50%、

Nb : 0.005~0.040%、

V : 0.005~0.100%、

Cr : 0.01~0.50%、

Mo : 0.01~0.50%、

Ca : 0.0005 ~ 0.0030%、

Mg : 0.0002 ~ 0.0050% および

REM : 0.0010 ~ 0.1000%

の1種または2種以上を含有する請求項1に記載の鋼板。

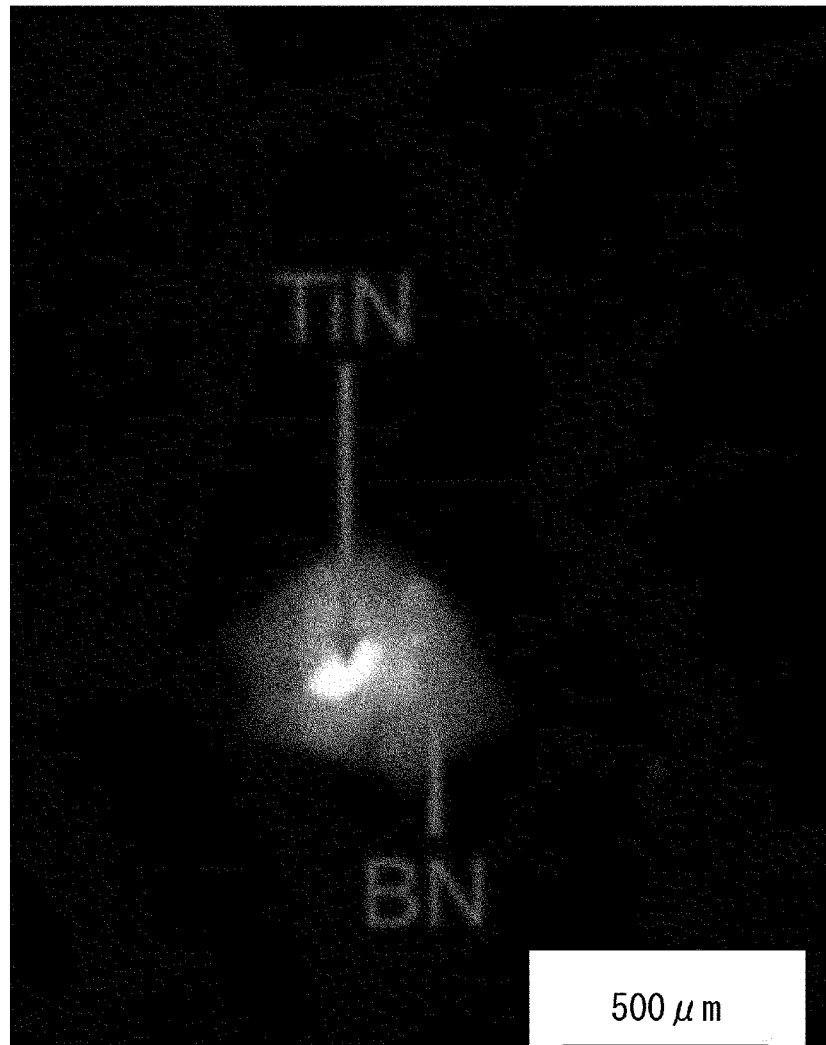
[請求項3]

請求項1または請求項2に記載の成分組成を有する鋼素材を1050℃以上1200℃以下の温度に加熱後、900℃以下の温度まで7℃/s以下の冷却速度で冷却後、850℃以下のフェライト-オーステナイトの二相温度域における累積圧下率が60%以上および、仕上温度が650℃以上である、熱間圧延を施す、鋼板の製造方法。

[請求項4]

前記熱間圧延を施した後、650℃以上の温度から5℃/s以上の冷却速度で600℃以下300℃以上の温度域まで冷却する、請求項3に記載の鋼板の製造方法。

[図1]



**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP2021/002892

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
 Int. Cl. C21D8/02 (2006.01) i, C22C38/00 (2006.01) i, C22C38/14 (2006.01) i,  
 C22C38/58 (2006.01) i  
 FI: C22C38/00 301B, C22C38/14, C22C38/58, C21D8/02 B  
 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)  
 Int. Cl. C21D8/02, C22C38/00-38/60

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched  
 Published examined utility model applications of Japan 1922-1996  
 Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2021  
 Registered utility model specifications of Japan 1996-2021  
 Published registered utility model applications of Japan 1994-2021

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.
X A	JP 2008-248354 A (KOBE STEEL, LTD.) 16 October 2008, claims, paragraphs [0062]-[0087], table 1, steel type no. 11, tables 3, 4, 6, experiment no. 11	2 1, 3-4
A	JP 9-41080 A (NIPPON STEEL CORP.) 10 February 1997, claims	1-4
A	WO 2013/175745 A1 (JFE STEEL CORP.) 28 November 2013, claims	1-4
A	WO 2017/130885 A1 (JFE STEEL CORP.) 03 August 2017, claims	1-4

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  
 "&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search 07.04.2021	Date of mailing of the international search report 20.04.2021
-------------------------------------------------------------------------	------------------------------------------------------------------

Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Authorized officer  Telephone No.
--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	-----------------------------------------

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**  
Information on patent family members

International application No.  
PCT/JP2021/002892

Patent Documents referred to in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
JP 2008-248354 A	16.10.2008	KR 10-2008-0086849 A CN 101270442 A	
JP 9-41080 A	10.02.1997	US 5755895 A claims WO 1996/023909 A1 EP 757113 A1 AU 4496696 A CA 2187028 A CN 1148416 A	
WO 2013/175745 A1	28.11.2013	KR 10-1997-0702385 A CN 104334762 A KR 10-2015-0002884 A BR 112014028230 A TW 201402836 A	
WO 2017/130885 A1	03.08.2017	US 2019/0040488 A1 claims EP 3409804 A1 CA 3009905 A KR 10-2018-0096784 A CN 108603266 A	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C21D 8/02(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/14(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i FI: C22C38/00 301B; C22C38/14; C22C38/58; C21D8/02 B		
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）） C21D8/02; C22C38/00-38/60 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 1971-2021年 日本国実用新案登録公報 1996-2021年 日本国登録実用新案公報 1994-2021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
X	JP 2008-248354 A (株式会社神戸製鋼所) 16.10.2008 (2008-10-16) 特許請求の範囲、段落0062-0087、表1の鋼種No. 11、表3、4、 6の実験No. 11	2
A		1,3-4
A	JP 9-41080 A (新日本製鐵株式会社) 10.02.1997 (1997-02-10) 特許請求の範囲	1-4
A	WO 2013/175745 A1 (JFEスチール株式会社) 28.11.2013 (2013-11-28) 請求の範囲	1-4
A	WO 2017/130885 A1 (JFEスチール株式会社) 03.08.2017 (2017-08-03) 請求の範囲	1-4
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" 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、一般的な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の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抵触するものではなく、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 07.04.2021	国際調査報告の発送日 20.04.2021	
名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 河口 展明 4K 3770 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

国際調査報告  
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2021/002892

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
JP	2008-248354	A	16.10.2008	KR 10-2008-0086849		A	
				CN 101270442		A	
JP	9-41080	A	10.02.1997	US 5755895		A	
				特許請求の範囲			
				WO 1996/023909		A1	
				EP 757113		A1	
				AU 4496696		A	
				CA 2187028		A	
				CN 1148416		A	
				KR 10-1997-0702385		A	
WO	2013/175745	A1	28.11.2013	CN 104334762		A	
				KR 10-2015-0002884		A	
				BR 112014028230		A	
				TW 201402836		A	
WO	2017/130885	A1	03.08.2017	US 2019/0040488		A1	
				請求の範囲			
				EP 3409804		A1	
				CA 3009905		A	
				KR 10-2018-0096784		A	
				CN 108603266		A	