

(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
2010 年 10 月 21 日(21.10.2010)

(10) 国際公開番号
WO 2010/119989 A1

PCT

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2010/057193
- (22) 国際出願日: 2010 年 4 月 16 日(16.04.2010)
- (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 2009-101014 2009 年 4 月 17 日(17.04.2009) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 福永 和洋 (FUKUNAGA, Kazuhiro) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 児島 明彦 (KOJIMA, Akihiko) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 渡部 義之 (WATANABE, Yoshiyuki) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 長井 嘉秀 (NAGAI, Yoshihide) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 千々岩 力雄 (CHIJIWA, Rikio) [JP/JP]; 〒2130012 神奈川県川崎市高津区坂戸 3

丁目 2 番 1 号株式会社日鐵テクノリサーチ内 Kanagawa (JP).

- (74) 代理人: 青木 篤, 外 (AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目 5 番 1 号 虎ノ門 3 7 森ビル青和特許法律事務所 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, 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, IS, JP, KE, KG, KM, 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, PE, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, 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, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (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, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: MASS PRODUCED 780 MPa GRADE HIGH TENSION STEEL SHEET HAVING EXCELLENT LOW-TEMPERATURE TOUGHNESS AND METHOD FOR PRODUCING THE SAME

(54) 発明の名称: 低温韌性の優れた高生産型 780 MPa 級高張力鋼板とその製造方法

(57) Abstract: Provided is a thick steel sheet suitable for offshore structures, which is capable of simultaneously having both 780 MPa-grade high strength and excellent low-temperature toughness, and has excellent production characteristics. This steel plate comprises 0.06 to 0.15% of C, 0.05 to 0.35% of Si, 0.6 to 2.00% of Mn, 0.015% or less of P, 0.015% or less of S, 0.1 to 0.5% of Cu, 0.1 to 1.0% of Ni, 0.05 to 0.5% of Cr, 0.1 to 0.5% of Mo, 0.004% or less of Nb, 0.005 to 0.060% of V, 0.002 to 0.005% of Ti, 0.03 to 0.10% of Al, 0.0005 to 0.003% of B, and 0.002 to 0.004% of N.

(57) 要約: 780 MPa 級の高い強度と優れた低温韌性を兼ね備えることが可能で、かつ生産性に優れた海洋構造物向け厚鋼板を提供するもので、その鋼板は、C: 0.06~0.15%、Si: 0.05~0.35%、Mn: 0.6~2.00%、P: 0.015%以下、S: 0.015%以下、Cu: 0.1~0.5%、Ni: 0.1~1.0%、Cr: 0.05~0.5%、Mo: 0.1~0.5%、Nb: 0.004%以下、V: 0.005~0.060%、Ti: 0.002~0.005%、Al: 0.03~0.10%、B: 0.0005~0.003%、N: 0.002~0.004%よりなる。



WO 2010/119989 A1

明 細 書

発明の名称

低温靱性の優れた高生産型 780 MPa 級高張力鋼板とその製造方法

技術分野

0001

本発明は低温靱性に優れ、かつ生産性にも優れた海洋構造物用鋼向け 780 MPa 級高張力厚鋼板とその製造法に関するものである。また、本発明は、建築用鋼および橋梁用鋼などにも適用できる。

背景技術

0002

引張強度が 780 MPa 級であり、かつ優れた低温靱性を有する鋼材を製造するためには、焼入れ組織（下部ベイナイトやマルテンサイト）の微細化が有効であると言われている。

焼入れ組織を微細とするためには、鋼材を冷却する前に焼入れ組織となる前のオーステナイト粒径を微細化しておく必要がある。特に直接焼入れ法（DQ）にて製造する場合は、制御圧延によってオーステナイト粒径のコントロールが可能であり、オーステナイト再結晶域で圧延をすることで焼入れ組織となる前のオーステナイト粒径の微細化が可能である。

しかしながら、圧延時における鋼材のオーステナイト再結晶域および未再結晶域を正確に把握することは困難であり、オーステナイト粒径がばらつくことによる材質の不安定性を招くおそれがある。

0003

一方で、制御圧延を最大限に活用し組織を微細化することで、優れた低温靱性を確保することが考えられる。

例えば、特許文献 1 には、Nb 添加した鋼材について、オーステナイトの未再結晶域である 780℃以下で仕上圧延を実施することで、組織微細化を達成し優れた低温靱性を確保している。

しかしながら、この製造方法では、焼入れ性が大きく低下し、フェライト組織が主体となるため、780MPa 級の高強度を確保することが難しい。さらには、低温で圧延するために温度低下の待ち時間が必要となることから、生産性についても問題がある。

0004

また、組織微細化のために添加する Nb が、溶接部を硬化させる効果が極めて高く、その結果、溶接熱影響部（Heat Affected Zone；HAZ）靱性の劣化を引き起こす。特に、780MPa 級鋼のような高強度鋼では、この効果による HAZ 靱性の劣化が極めて大きいため問題となる。

0005

780MPa 級強度を得るために、焼入れ性を高める効果が高い B を添加することが有効である。しかしながら、特許文献 2 にあるように、B は Nb と同時に添加することによって硬化第二相の生成を促進し、特に HAZ 靱性が劣化することが問題であった。

また、B による焼入れ性向上効果を得るためには、焼入れ直前に鋼中に B が固溶している必要があるが、鋼中に存在する N と結合し、BN などの窒化物を形成することにより B の焼入れ性向上効果が失われる懸念がある。

0006

そこで、特許文献 3 や、特許文献 4 にあるように、従来は、Al あるいは Ti などで N を固定（AlN や TiN の形成）することで

それを解決してきた。

しかしながら、高生産性を確保するためDQにて製造する場合、圧延・直接焼入れ前のスラブ加熱の際にA1Nが溶解することによって、A1のN固定効果が消失し、BN形成による固溶Bの減少に起因した焼入れ性の著しい低下や、Nを固定するために添加したTiとCが結合し、硬質粒子TiC形成による母材および溶接部靱性の劣化が問題となっていた。

先行技術文献

特許文献

0007

特許文献1 特開平6-240355号公報

特許文献2 特開2007-138203号公報

特許文献3 特開平5-79729号公報

特許文献4 特開2007-119889号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

0008

780MPa級の高い強度と優れた低温靱性を兼ね備えることが可能で、かつ生産性に優れた海洋構造物向け厚鋼板とその製造法を提供することである。

課題を解決するための手段

0009

本発明の要旨は、以下の通りである。

(1) 質量%で、C: 0.06~0.15%、Si: 0.05~0.

． 3 5 %、Mn：0． 6 ～ 2． 0 0 %、P：0． 0 1 5 % 以下、S：
0． 0 1 5 % 以下、Cu：0． 1 ～ 0． 5 %、Ni：0． 1 ～ 1． 5 %
、Cr：0． 0 5 ～ 0． 8 %、Mo：0． 1 ～ 0． 6 %、Nb：0． 0 0
4 % 以下、V：0． 0 0 5 ～ 0． 0 6 0 %、Ti：0． 0 0 2 ～ 0．
0 0 5 %、Al：0． 0 3 ～ 0． 1 0 %、B：0． 0 0 0 5 ～ 0． 0
0 3 %、N：0． 0 0 2 ～ 0． 0 0 4 % を含有し、残部が鉄および
不可避的不純物からなる板厚 4 0 m m 未満の低温靱性の優れた高生
産型 7 8 0 M P a 級高張力鋼板。

(2) 質量%で、Mg：0． 0 0 5 0 % 以下、Ca：0． 0 0 3 5 %
以下、REM：0． 0 0 4 0 % 以下の一種または二種以上を更に加え
た、上記(1)に記載の板厚 4 0 m m 未満の低温靱性の高生産型優
れた 7 8 0 M P a 級高張力鋼板。

0 0 1 0

(3) 上記(1)あるいは(2)に記載の化学成分のスラブを 1
0 5 0 ℃ 以上 1 1 5 0 ℃ 以下に加熱し、8 7 0 ℃ 以上で熱間圧延を
完了させ、1 0 秒以上 9 0 秒以下経過後、8 4 0 ℃ 以上の温度から
8 ℃/s 以上の冷却速度で 2 0 0 ℃ 以下まで冷却し、その後 4 5 0 ℃
以上 6 5 0 ℃ 以下の温度で 2 0 分以上 6 0 分以下の焼戻し処理を施
すことを特徴とする、上記(1)ないし(2)に記載の板厚 4 0 m
m 未満の低温靱性の優れた高生産型 7 8 0 M P a 級高張力鋼板の製
造方法。

(4) 質量%で、C：0． 0 6 ～ 0． 1 5 %、Si：0． 0 5 ～ 0
． 3 5 %、Mn：0． 6 ～ 2． 0 0 %、P：0． 0 1 5 % 以下、S：
0． 0 1 5 % 以下、Cu：0． 1 ～ 0． 5 %、Ni：0． 1 ～ 1． 5 %
、Cr：0． 0 5 ～ 0． 8 %、Mo：0． 1 ～ 0． 6 %、Nb：0． 0 0
4 % 以下、V：0． 0 0 5 ～ 0． 0 6 0 %、Ti：0． 0 0 2 ～ 0．
0 0 5 %、Al：0． 0 3 ～ 0． 1 0 %、B：0． 0 0 0 5 ～ 0． 0

0.3%、N：0.002～0.004%を含有したスラブを、1050℃以上1150℃以下かつ、次の（式1）

$$ATP = \frac{10^{\left(4.328 - \frac{11085}{T}\right)}}{(\%Al)} - \frac{(\%Ti)}{3.4} \quad \dots \text{（式1）}$$

で規定されるATPが0.0015以下となるような温度に加熱し、870℃以上で熱間圧延を完了させ、10秒以上90秒以下経過後、840℃以上の温度から8℃/s以上の冷却速度で200℃以下まで冷却し、その後450℃以上650℃以下の温度で20分以上60分以下の焼戻し処理を施すことを特徴とする低温靱性の優れた高生産型780MPa級高張力鋼板の製造方法。

なお、（式1）中の（%Al）、（%Ti）はそれぞれスラブ中のAlおよびTiの濃度（質量%）、Tはスラブ加熱温度（K）である。

（5）質量%で、C：0.06～0.15%、Si：0.05～0.35%、Mn：0.6～2.00%、P：0.015%以下、S：0.015%以下、Cu：0.1～0.5%、Ni：0.1～1.5%、Cr：0.05～0.8%、Mo：0.1～0.6%、Nb：0.004%以下、V：0.005～0.060%、Ti：0.002～0.005%、Al：0.03～0.10%、B：0.0005～0.003%、N：0.002～0.004%を含有し、さらに質量%で、Mg：0.0050%以下、Ca：0.0035%以下、REM：0.0040%以下の一種または二種以上を加えたスラブを、1050℃以上1150℃以下かつ、次の（式1）

$$ATP = \frac{10^{\left(4.328 - \frac{11085}{T}\right)}}{(\%Al)} - \frac{(\%Ti)}{3.4} \quad \dots \text{（式1）}$$

で規定されるA T Pが0.0015以下となるような温度に加熱し、870℃以上で熱間圧延を完了させ、10秒以上90秒以下経過後、840℃以上の温度から8℃/s以上の冷却速度で200℃以下まで冷却し、その後450℃以上650℃以下の温度で20分以上60分以下の焼戻し処理を施すことを特徴とする低温靱性の優れた高生産型780MPa級高張力鋼板の製造方法。

なお、(式1)中の(%Al)、(%Ti)はそれぞれスラブ中のAlおよびTiの濃度(質量%)、Tはスラブ加熱温度(K)である。

発明の効果

0011

本発明によれば高い強度、優れた母材低温靱性およびHAZ低温靱性を有する高水準の鋼材が得られるため、産業上極めて有用なものである。

発明を実施するための形態

0012

本発明は、前記した課題を解決するために、Al添加+微量Ti添加を組み合わせることで、加熱によって生じる可能性がある鋼中Nを確実に固定し、焼入れ性の向上に寄与する鋼中フリーBを確保し、高い生産性を維持しながら高強度・高低温靱性を安定確保することができる技術である。

本発明の対象となる鋼材では、780MPa級という高い強度と母材および溶接部における-40℃での靱性が要求される。高強度を確保するためには、鋼成分を高くし、水冷することで下部ベイナイト組織やマルテンサイト組織と言った焼入れ組織を得る必要があ

るが、鋼成分が高い場合は、靱性確保が難しく、特に溶接部での低温靱性確保が大きな課題となる。

0 0 1 3

高強度と溶接部での低温靱性を両立させるためには、できる限り合金元素を添加せずに強度を確保する必要がある。これを解決する一つの案としてBの活用があり、従来適用されてきた。

0 0 1 4

Bは、オーステナイト粒界に偏析して粒界を安定化させることで、粒界からの変態を抑え、焼入れ性を高める元素として知られている。

しかし、制御圧延を多用することでオーステナイト粒が微細となり、オーステナイト粒界面積が増加することでBの粒界偏析量が不足する状況となった場合や、オーステナイト中に多くの転位が導入されることでパイプ拡散が促進し、Bが粒界に偏析しにくい状況となった場合には、所定の焼入れ性が得られず材質がばらつくという問題があった。それに加えて、Bは極微量で効果を発揮する元素であるため、わずかな条件の違いで敏感に反応し、材質が変化しやすいという問題もある。

したがって、Bを安定的に使うためには、オーステナイト粒をあまり細粒化させず、さらに多量の転位を導入させないことが重要となる。

0 0 1 5

また、DQで製造する場合、焼入れは圧延終了時の顕熱を用いて行うことから、必ずしも焼入れ温度として最適であるとは限らない。特に高温で加熱した場合、窒化物として固定していたNが溶解し、フリーNとなることで、鋼中Bと結びつきBNを形成する結果、焼入れ性が大幅に低下することが考えられる。

0 0 1 6

本発明者らは、0.03%以上のAl添加と0.002～0.005%の微量Ti添加を組み合わせることで、DQにて製造する場合でも、(a)微量TiがNと優先的に結びつくことで、フリーNの増加を抑える、(b)Al単独添加に比べてAlNの溶解が起こりにくくなる、(c)微量添加のためTiに起因した靱性劣化が発生しない、といった効果が得られ、鋼中のフリーBの確保が容易となり、焼入れ性向上効果を最大限に活用した焼入れ組織が十分に得られる結果、高強度と高靱性を両立できることを見いだした。

なお、780MPa級強度を確保するために、Bによる焼入れ性確保に加えて、下記の式(2)で示される炭素当量(Ceq)で、0.41以上0.61以下とする必要がある。安定して強度を確保するために、Ceqを0.43以上、0.45以上または0.47以上に制限してもよい。溶接性などの劣化を防止するため、0.59以下、0.57以下、0.55以下または0.53以下に制限してもよい。

$$Ceq = \%C + \%Mn/6 + (\%Cu + \%Ni)/15 + (\%Cr + \%Mo + \%V)/5 \quad \dots (2)$$

なお、式(2)中の% C、% Mn、% Cu、% Ni、% Cr、% Mo、% Vは、各元素の含有量(質量%)である。

0 0 1 7

以下に本発明の限定理由について説明する。まず、本発明鋼材の組成限定理由について説明する。以下の組成についての%は、質量%を意味する。

C : 0.06～0.15%

Cは強度を確保するために必要な元素であり、0.06%以上の添加が必要であるが、多量の添加は低温靱性、特にHAZの靱性低下を招くおそれがあるために、その上限値を0.15%とする。強

度を安定的に確保するために、0.08%以上、0.09%以上または0.10%以上に制限してもよい。また、低温靱性の向上のために、0.14%以下、0.13%以下または0.12%以下に制限してもよい。

0018

Si : 0.05 ~ 0.35 %

Siは、脱酸剤として、また固溶強化により鋼の強度を増加させるのに有効な元素であるが、0.05%未満の含有量ではそれらの効果が少なく、0.35%を超えて含有すると、HAZ靱性を劣化させる。このため、Siは0.05 ~ 0.35%に限定した。脱酸を確実にを行うため、0.10%以上、0.15%以上または0.20%以上に制限してもよい。HAZ靱性向上のため、0.30%以下または0.27%以下に制限してもよい。

0019

Mn : 0.6 ~ 2.00 %

Mnは鋼の強度を増加するため、高強度化には有効な元素であり、焼入れ性確保の観点から、0.60%を超える含有量が必要である。ただし、2.00%を超えるMnを添加すると靱性が劣化する。このため、Mnは0.60 ~ 2.00%に限定した。焼入性向上のため、0.70%以上、0.75%以上、0.80%以上または0.90%以上に制限してもよい。靱性劣化を防止するために、1.60%以下、1.40%以下、1.30%または1.20%以下に制限してもよい。

0020

P : 0.015 % 以下

Pは、粒界に偏析して鋼の靱性を劣化させるので、できるだけ低減することが望ましいが、0.015%まで許容できるため、0.

0.15%以下に限定した。靱性向上のため、0.012%以下、0.009%以下または0.007%以下に制限してもよい。

0.021

S : 0.015%以下

Sは、主にMnSを形成して鋼中に存在し、圧延冷却後の組織を微細にする作用を有するが、0.015%を超える含有は、板厚方向の靱性・延性を低下させる。これを回避するためには、Sは0.015%以下であることが必須であるため、Sは0.015%以下に限定した。靱性および靱性を改善させるため、0.010%以下、0.007%以下、0.005%以下または0.003%以下に制限してもよい。

0.022

Cu : 0.1~0.5%

Cuは、固溶強化および析出強化にて鋼板の強度を確保するために有効な元素であり、0.1%以上の含有量が必要であるが、0.5%を超える添加は熱間加工性を低下させるおそれがある。このため、Cuは0.1~0.5%に限定した。強度を安定して確保するために、0.15%以上または0.20%以上に制限してもよい。熱間加工性の低下を防ぐため、0.40%以下、0.35%以下または0.30%以下に制限してもよい。

0.023

Ni : 0.1~1.5%

Niは、鋼板の強度および低温靱性確保に有効であり0.1%以上の含有量が必要であるが、非常に高価な元素であるため、1.5%を超える添加は大幅なコストアップを招くことになり、さらに表面疵の発生が顕著となる。このため、Niは0.1~1.5%に限定した。強度および低温靱性の向上のため、0.35%以上、0.

50%以上、0.65%以上または0.80%以上に制限してもよい。コストアップを避けるため、1.35%以下、1.20%以下または1.10%以下に制限してもよい。

0024

Cr : 0.05 ~ 0.8 %

Crは、主に固溶強化で鋼板の強度を確保するために有効な元素であり、0.05%以上の含有量が必要であるが、0.8%を超える添加は鋼板の加工性および溶接性を損ない、かつコストアップを招く。このためCrは0.05 ~ 0.8%に限定した。強度の向上のため、0.20%以上、0.30%以上または0.40%以上に制限してもよい。加工性および溶接性などの改善のため、0.70%以下、0.60%以下または0.50%以下に制限してもよい。

0025

Mo : 0.05 ~ 0.6 %

Moは、析出強化や固溶強化で鋼板の強度を確保するために有効な元素であり、0.05%以上の含有量が必要であるが、0.6%を超える添加は鋼板の加工性を損ないかつ大幅なコストアップとなる。このためMoは0.05 ~ 0.6%に限定した。強度の向上のため、0.20%以上、0.25%以上または0.30%以上に制限してもよい。加工性の改善のため、0.55%以下、0.50%以下または0.45%以下に制限してもよい。

0026

Nb : 0.004 %以下

Nbは、オーステナイトの未再結晶域を拡大して、オーステナイトの細粒化を促進するため、焼入れ性の低下を招き、さらにNb炭化物によってHAZ脆化が生じやすくなることから、できる限り含有しないことが望ましいので、Nbは0.004%以下に限定した。必

要に応じて、0.003%以下または0.002%以下に制限してもよい。

0027

V : 0.005 ~ 0.060 %

Vは、析出強化で鋼板の強度を確保するために有効な元素であり、0.005%以上の含有量が必要であるが、0.060%を超える添加は鋼板の溶接性および靱性を損なうことから、Vは0.005 ~ 0.060%に限定した。強度の向上のため、0.015%、0.025%または0.035%以上に制限してもよい。溶接性および靱性の改善のため、0.050%以下、0.045%以下または0.040%以下に制限してもよい。

0028

Ti : 0.002 ~ 0.005 %

Tiは、鋼中でNと結合してTiNを形成し、結晶粒径粗大化抑制効果を得られることに加えて、N固定の意味でも有効な元素であり、その効果を得るために0.002%以上の添加が必要である。しかしながら、0.005%以上添加すると、Cと結合しTiCを形成することで母材靱性を劣化させるおそれがある。このため、Tiは0.002 ~ 0.005%に限定した。

0029

Al : 0.03 ~ 0.10 %

Alは、Nと結合しAlNを形成させることで再加熱時のオーステナイト粒径の粗大化を抑制する効果、および鋼中Nを固定する効果を得るために0.03%以上の添加が必要である。しかしながら、0.10%を超える添加は粗大な介在物を形成し、靱性を劣化させるおそれがある。このため、Alは0.03 ~ 0.10%に限定した。必要に応じて、0.03%、0.04%、0.05%または

0.06%に制限してもよい。靱性の改善のため、0.09%以下、0.08%以下または0.07%以下に制限してもよい。

0030

B: 0.0005~0.003%

Bは、焼入れ性を確保するために必要な元素であり0.0005%以上の添加が必要であるが、0.003%を超える添加は、過剰なBによる過度な焼入れ性の上昇により、低靱性となることおよび過剰となったBが粗大な窒化物を形成し、靱性を劣化するおそれがある。そのため、Bは0.0005~0.003%に限定した。

0031

N: 0.002~0.004%

Nは、鋼中に0.002%以上含有している場合、AlやTiと結合しAlNあるいはTiNを形成することで、再加熱時のオーステナイト粒径の粗大化を抑制する効果が得られるが、0.004%を超える添加では、Bとの結合が促進するため鋼中フリーB量を減少し、焼入れ性の低下を招くおそれがある。そのため、Nは0.002~0.

004%に限定した。

0032

以上が本発明における基本の元素であり、これらの効果を損なわない範囲で、Mg: 0.0050%以下、Ca: 0.0035%以下、REM: 0.0040%以下の一種または二種以上を添加することも有効である。

0033

Mgは、HAZにおけるオーステナイトの粒成長を抑制し細粒化させる作用があり、その結果、HAZ靱性が向上することから、特にHAZ靱性が厳しい場合には選択して添加できる。また、Ca添加により、MnSの形態を制御し、低温靱性をさらに向上させるた

め、厳しいH A Z特性を要求される場合は選択して添加できる。さらに、R E Mは、溶鋼中にて微細酸化物、微細硫化物を形成しその後も安定に存在することができるために、溶接部にてピンング粒子として有効にはたらき、特に大入熱溶接靱性を改善する作用があることから、特に優れた靱性が要求される場合には選択して添加できる。

一方、M gは0.0050%を超える添加では、オーステナイト細粒化効果代が小さくコスト上得策ではないため、0.0050%を上限とした。また、0.0035%を超えるC aの添加では、鋼の清浄度を損ない、靱性の劣化や水素誘起割れ感受性を高めてしまうので、0.0035%を上限とした。R E Mは0.0040%を超える添加では、晶出物が過剰となり casting 時の鍋絞りを引き起こすおそれがあるため、0.0040%を上限とした。

0034

次に、本発明鋼材の製造条件限定の理由について説明する。

以上で説明した化学組成を満たすスラブを熱間圧延する際、スラブの加熱温度については、1050℃以上1150℃以下の温度であることが必要である。板厚が40mm以上の鋼材を製造する場合には、下記の(1)式で規定するA T Pが0.0015以下となる条件を満たした上で、1050℃以上1150℃以下の温度であることが必要となる。

加熱温度を制限する理由は、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。また、高温加熱すると、オーステナイト粒径を過剰に粗大化させてしまい、靱性の劣化要因になるだけでなく、 casting 時に冷却速度を制御して造り込んだ析出物を再溶解させてしまう可能性があるからである。上述を踏まえると、相変態を完了させ

る意味での加熱温度としては 1 1 5 0 ℃ 以下で十分である。以上より、加熱温度を 1 0 5 0 ℃ 以上 1 1 5 0 ℃ 以下に限定した。

0 0 3 5

A T P は、次の式 (1) で規定される。

$$ATP = \frac{10^{\left(4.328 - \frac{11085}{T}\right)}}{(\%Al)} - \frac{(\%Ti)}{3.4} \quad \cdot \cdot \cdot (1)$$

この A T P は焼入れ性確保に必要な B 量について、各加熱温度における A l 、 T i 、 N バランスから求めるパラメーターであり、板厚が 4 0 m m 以上の場合、A T P が 0 . 0 0 1 5 を超えると、固溶 B 不足により十分な焼入れ性を得ることができない。そのため、板厚が 4 0 m m 以上の鋼材の製造における A T P は 0 . 0 0 1 5 以下に限定した。

なお、板厚が 4 0 m m 未満の場合は、A T P に関わらず焼入れ性を確保することが可能であるが、板厚 1 2 m m 以下については、製品形状確保が困難となり、さらに焼入れ性確保による強度上昇の観点で形状矯正も困難となるため、本発明を板厚 1 2 m m 以下に適用することは望ましくない。

0 0 3 6

加熱されたスラブに対する熱間圧延は、8 7 0 ℃ 以上で完了させる必要がある。その理由としては、8 7 0 ℃ 未満で圧延を実施した場合には、オーステナイトの再結晶域温度と未再結晶域温度での圧延となり、オーステナイト粒径がばらつくことによって材質不安定となることや、あるいは完全に未再結晶域圧延となり、細粒化することで焼入れ性が低下し、所要の強度が得られなくなることがあるからである。このため、8 7 0 ℃ 以上で熱間圧延完了に限定した。

なお、これまでの加熱・圧延により、オーステナイト粒径は円相

当径で $200\ \mu\text{m}$ 以下 $20\ \mu\text{m}$ 以上にしておくことが好ましい。靱性の低下を防止するために、オーステナイト粒径を $120\ \mu\text{m}$ 以下または $90\ \mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。また、再加熱して焼入れする時のオーステナイト粒径は $30\ \mu\text{m}$ 未満であるが、DQ の特徴を生かし、高い焼入れ性を得るため、オーステナイト粒径を $30\ \mu\text{m}$ 以上または $40\ \mu\text{m}$ 以上とすることが好ましい。

0037

熱間圧延を完了させた後は、 10 秒以上 90 秒以下経過した後、圧延後の鋼板を 840°C 以上の温度から $8^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で 200°C 以下まで冷却する必要がある。

圧延終了して 10 秒以上 90 秒以下経過した後に冷却を開始する理由は、冷却開始までの期間が、 10 秒未満では B が十分にオーステナイト粒界へ拡散できず、 90 秒を超えた場合には、B が鋼中 N と結合するため焼入れ性が低下し、所要の強度が得られなくなるからである。

840°C 以上から冷却する理由は、 840°C 未満より冷却を開始すると焼入れ性の観点から不利となり、所要の強度が得られない可能性があるためであり、冷却速度が $8^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上である理由は、冷却速度が $8^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満では、所要の強度得るために必要な下部ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織を均一に得ることできないからである。また、 200°C 以下まで冷却する理由は、 200°C に達しない温度での冷却停止では、下部ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織における下部組織（パケット、ブロック等）が粗大化することで、強度・靱性確保が困難になるためである。

上記の理由により、スラブの熱間圧延を完了させて 10 秒以上 90 秒以下経過後、 840°C 以上の温度から $8^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で 200°C 以下まで冷却することに限定した。

0038

熱間圧延を完了し冷却された鋼板は、その後、450℃以上650℃以下の温度で20分以上60分以下の焼戻し処理を施す必要がある。焼戻し処理を行う場合、焼戻し処理温度が高温になるほど強度低下が大きくなり、650℃を超えるとそれが顕著になるため、所要の強度が得られなくなる。また、450℃未満の焼戻し処理では、靱性改善効果が十分に得ることができない。一方、焼戻し時間については、20分未満では靱性改善効果が十分に得られず、60分を超える焼戻し処理では著しい材質変化が無く、熱処理時間の拡大に伴うコストアップおよび生産性の低下を招く。

上記の理由により、熱間圧延を完了し冷却した後の鋼板に、450℃以上650℃以下の温度で20分以上60分以下の焼戻し処理を施すことに限定した。

実施例

0039

次に、本発明の実施例について述べる。

表1、2に示す化学成分を有するスラブを、表3、4に示す条件にて熱間圧延、直接焼入れおよび焼戻し処理を行い鋼板とした後、機械的性質を評価するために試験を行った。また、旧オーステナイト粒径を測定した。

引張試験片は各鋼板の板厚の1/4部位からJIS4号試験片を採取し、YS(0.2%耐力)、TS、EIを評価した。母材靱性は各鋼板の板厚1/4部位よりJIS2mmVノッチ試験片を採取し、-40℃でシャルピー衝撃試験を行い、得られた衝撃吸収エネルギー値にて評価した。また、HAZ靱性は、溶接入熱5kJ/mm相当の再現熱サイクル試験を実施した鋼板を、-40℃でのシャ

ルピー衝撃試験により得られる衝撃吸収エネルギー値によって評価した。

なお、母材の降伏強度は690MPa以上、引っ張り強さは780MPa以上930MPa以下、母材衝撃試験エネルギー値は平均値で100J以上、HAZ衝撃試験エネルギー値は平均値で50J以上が望まれる特性である。

0040

表5、6に、試験の結果得られた各鋼における機械的性質をまとめたものを示す。

鋼1～25を用いた例の内、符号a、cがついたもの及び符号がつかないものは、本発明の鋼板について示したものである。表1、3、4から明らかなように、これらの鋼板は化学成分と製造条件の各要件を満足しており、表5、6に示すように、母材特性およびHAZ靱性が優れていることがわかる。また、規定範囲内であれば、Mg、CaおよびREMを添加しても良好な機械的特性が得られることがわかる。

0041

一方、鋼26～47は表2から明らかなように、化学成分について本発明から逸脱した比較例を示したものである。これらの鋼は、それぞれC量（鋼35）、Si量（鋼36）、Mn量（鋼26）、Cu量（鋼34）、Cr（鋼41）、Mo量（鋼27、鋼42）、Nb量（鋼31）、V量（鋼29）、Ti量（鋼33、鋼39、鋼46、鋼47）、Al量（鋼28、鋼44）、B量（鋼32、鋼43）、N量（鋼37、鋼45）、Mg（鋼38）、Ca量（鋼30）、REM量（鋼40）の条件が発明のものと異なっているために、機械的性質、特に母材およびHAZにおける低温での靱性が劣っている。

0 0 4 2

さらに、鋼 1 ～ 2 5 を用いた例の内、符号 b がついたものは、表 1 ～ 4 から明らかなように、化学成分は満足しているものの、製造条件にて本発明から逸脱したものである。これらの鋼は、それぞれ再加熱温度（鋼 1 b、鋼 1 5 b）、A T P（鋼 1 4 b、鋼 1 9 b）、圧延終了温度（鋼 1 8 b）、圧延終了から冷却開始までの経過時間（鋼 4 b、鋼 1 2 b）、冷却開始温度（鋼 5 b、鋼 1 1 b）、冷却速度（鋼 6 b）、冷却停止温度（鋼 2 1 b）、焼戻し温度（鋼 2 b、鋼 8 b）、焼戻し時間（鋼 9 b、鋼 1 7 b）の条件が発明のものと異なっているため、強度あるいは低温靱性が劣っている。

0 0 4 3

表 1

化学成分 (mass%)																			
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	Al	B	N	Mg	Ca	REM	Ceq
1	0.15	0.22	0.95	0.006	0.003	0.19	0.82	0.44	0.35	0.001	0.039	0.004	0.062	0.0009	0.0033	0	0	0	0.54
2	0.10	0.25	1.06	0.007	0.002	0.19	0.75	0.45	0.32	0.001	0.040	0.005	0.065	0.0005	0.0025	0.0048	0	0	0.50
3	0.11	0.23	0.96	0.006	0.003	0.20	0.79	0.45	0.34	0.001	0.059	0.004	0.064	0.0011	0.0032	0	0.0033	0	0.51
4	0.10	0.26	0.92	0.007	0.003	0.48	0.99	0.44	0.35	0.002	0.040	0.005	0.063	0.0012	0.0027	0	0	0	0.52
5	0.08	0.21	1.98	0.007	0.003	0.15	0.25	0.28	0.34	0.001	0.041	0.005	0.066	0.0010	0.0032	0	0	0	0.57
6	0.11	0.23	0.98	0.007	0.003	0.22	0.72	0.44	0.35	0.004	0.038	0.004	0.062	0.0010	0.0029	0	0	0	0.50
7	0.10	0.35	1.09	0.006	0.003	0.21	0.81	0.45	0.32	0.001	0.039	0.005	0.062	0.0009	0.0034	0	0.0029	0	0.51
8	0.10	0.25	0.98	0.007	0.002	0.20	0.79	0.45	0.33	0.001	0.041	0.004	0.064	0.0011	0.0039	0	0	0	0.49
9	0.06	0.24	1.16	0.006	0.003	0.22	0.82	0.44	0.32	0.001	0.038	0.004	0.065	0.0008	0.0027	0	0	0	0.48
10	0.10	0.22	1.11	0.007	0.002	0.21	0.74	0.46	0.35	0.001	0.039	0.002	0.062	0.0009	0.0030	0	0	0	0.52
11	0.11	0.27	1.05	0.007	0.003	0.23	0.90	0.48	0.10	0.002	0.040	0.003	0.063	0.0012	0.0031	0	0	0	0.48
12	0.11	0.23	0.62	0.007	0.003	0.18	0.94	0.45	0.34	0.001	0.039	0.004	0.068	0.0010	0.0032	0	0	0	0.45
13	0.11	0.24	1.19	0.007	0.003	0.21	0.36	0.46	0.34	0.001	0.038	0.005	0.062	0.0011	0.0028	0	0	0	0.51
14	0.11	0.24	0.92	0.007	0.003	0.10	0.11	0.47	0.45	0.002	0.040	0.004	0.067	0.0011	0.0034	0	0	0	0.47
15	0.10	0.25	1.03	0.006	0.003	0.21	0.77	0.46	0.32	0.001	0.038	0.004	0.062	0.0028	0.0026	0	0	0	0.50
16	0.10	0.22	0.94	0.007	0.003	0.20	0.81	0.45	0.34	0.001	0.036	0.004	0.031	0.0009	0.0027	0	0	0	0.49
17	0.12	0.27	0.99	0.007	0.003	0.22	0.86	0.06	0.45	0.001	0.040	0.004	0.067	0.0010	0.0032	0	0	0.0037	0.47
18	0.10	0.22	1.01	0.007	0.003	0.19	0.78	0.46	0.33	0.001	0.041	0.004	0.065	0.0011	0.0020	0	0	0	0.50
19	0.11	0.24	0.97	0.006	0.003	0.20	0.76	0.44	0.34	0.001	0.038	0.004	0.096	0.0008	0.0031	0	0	0	0.50
20	0.09	0.23	0.92	0.007	0.002	0.21	0.86	0.45	0.50	0.001	0.039	0.004	0.063	0.0010	0.0025	0	0	0	0.51
21	0.10	0.25	1.18	0.006	0.003	0.21	0.66	0.45	0.35	0.002	0.006	0.003	0.062	0.0011	0.0033	0	0	0.0018	0.52
22	0.10	0.25	0.96	0.007	0.003	0.18	0.82	0.49	0.33	0.001	0.041	0.004	0.064	0.0012	0.0031	0.0040	0	0	0.50
23	0.09	0.24	0.98	0.006	0.003	0.25	1.48	0.46	0.31	0.001	0.037	0.004	0.066	0.0010	0.0036	0	0	0	0.53
24	0.10	0.25	0.95	0.007	0.003	0.21	0.85	0.79	0.32	0.001	0.039	0.005	0.062	0.0011	0.0032	0	0	0	0.56
25	0.10	0.23	0.97	0.006	0.003	0.22	0.84	0.47	0.58	0.002	0.038	0.004	0.065	0.0010	0.0035	0	0	0	0.55

本 発 明 鋼

表 2

	化学成分 (mass%)														
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	Al	B	N
26	0.11	0.23	2.11	0.006	0.003	0.21	0.42	0.44	0.31	0.001	0.039	0.004	0.062	0.0010	0.0034
27	0.10	0.24	0.96	0.007	0.003	0.20	0.81	0.45	0.09	0.002	0.041	0.003	0.064	0.0011	0.0036
28	0.11	0.23	0.92	0.007	0.003	0.21	0.83	0.44	0.32	0.001	0.004	0.002	0.110	0.0012	0.0035
29	0.11	0.25	0.95	0.007	0.003	0.19	0.81	0.43	0.35	0.001	0.065	0.004	0.062	0.0011	0.0032
30	0.10	0.22	1.04	0.007	0.002	0.20	0.74	0.44	0.31	0.001	0.038	0.004	0.067	0.0010	0.0033
31	0.10	0.25	0.94	0.007	0.003	0.20	0.80	0.45	0.32	0.008	0.040	0.004	0.065	0.0010	0.0032
32	0.10	0.26	1.09	0.007	0.003	0.21	0.72	0.45	0.35	0.001	0.039	0.003	0.063	0.0003	0.0035
33	0.09	0.25	0.91	0.007	0.003	0.20	0.79	0.45	0.32	0.002	0.041	0.001	0.064	0.0012	0.0034
34	0.10	0.23	0.93	0.006	0.003	0.60	0.74	0.44	0.36	0.001	0.040	0.004	0.062	0.0009	0.0032
35	0.16	0.24	1.11	0.007	0.003	0.19	0.70	0.43	0.32	0.001	0.040	0.003	0.065	0.0010	0.0036
36	0.11	0.37	0.96	0.007	0.003	0.22	0.83	0.45	0.32	0.001	0.038	0.004	0.061	0.0010	0.0032
37	0.11	0.23	0.97	0.007	0.002	0.21	0.81	0.44	0.34	0.001	0.037	0.004	0.064	0.0009	0.0046
38	0.10	0.25	0.93	0.006	0.003	0.20	0.80	0.44	0.33	0.002	0.038	0.004	0.066	0.0011	0.0033
39	0.11	0.23	0.99	0.007	0.003	0.20	0.82	0.43	0.34	0.001	0.037	0.008	0.061	0.0010	0.0035
40	0.10	0.23	1.04	0.007	0.003	0.21	0.73	0.44	0.32	0.002	0.038	0.003	0.062	0.0010	0.0032
41	0.11	0.23	0.95	0.007	0.002	0.20	0.80	0.83	0.35	0.001	0.040	0.004	0.064	0.0009	0.0036
42	0.09	0.24	1.01	0.006	0.003	0.21	0.74	0.45	0.65	0.001	0.037	0.004	0.063	0.0010	0.0034
43	0.10	0.23	0.93	0.007	0.002	0.19	0.80	0.44	0.31	0.001	0.038	0.002	0.064	0.0035	0.0035
44	0.10	0.25	0.94	0.007	0.003	0.20	0.81	0.43	0.34	0.001	0.040	0.004	0.025	0.0011	0.0032
45	0.10	0.26	0.96	0.007	0.003	0.21	0.82	0.43	0.35	0.001	0.041	0.004	0.066	0.0010	0.0017
46	0.10	0.25	0.96	0.006	0.003	0.20	0.79	0.43	0.35	0.001	0.039	0.000	0.063	0.0011	0.0034
47	0.11	0.24	0.92	0.007	0.003	0.21	0.81	0.45	0.32	0.001	0.038	0.006	0.061	0.0010	0.0037

比較鋼

0 0 4 4

表 3

鋼		板厚 (mm)	製造条件									
			スラブ 加熱 温度 (℃)	ATP	圧延 終了 温度 (℃)	圧延終了 から冷却 開始まで の経過時間 (秒)	冷却 開始 温度 (℃)	冷却 速度 (℃/s)	冷却 停止 温度 (℃)	焼戻し 温度 (℃)	焼戻し 時間 (分)	
1	a	40	1090	0.0014	913	52	882	12	156	640	20	本発明例
	b	40	1000	-0.0005	910	49	880	12	146	640	20	比較例
	c	100	1090	0.0014	878	50	876	8	171	620	30	本発明例
2	a	50	1150	0.0010	896	43	874	13	162	620	30	本発明例
	b	50	1150	0.0010	890	46	870	13	159	680	30	比較例
3		40	1080	0.0010	901	60	870	14	192	640	30	本発明例
4	a	40	1150	0.0012	897	48	874	15	176	640	30	本発明例
	b	40	1150	0.0012	895	100	872	14	163	640	30	比較例
	c	60	1150	0.0012	885	47	876	10	166	620	20	本発明例
5	a	50	1100	0.0013	891	53	866	15	163	620	20	本発明例
	b	80	1120	0.0015	880	59	876	9	176	620	30	本発明例
6	a	40	1080	0.0010	905	56	877	14	184	640	30	本発明例
	b	40	1080	0.0010	908	55	875	5	176	640	30	比較例
7		50	1100	0.0014	899	49	872	16	177	620	20	本発明例
8	a	40	1090	0.0013	903	63	870	15	191	640	30	本発明例
	b	40	1090	0.0013	896	60	873	15	184	440	30	比較例
9	a	30	1100	0.0015	896	52	871	13	166	640	20	本発明例
	b	30	1100	0.0015	900	51	868	13	182	640	90	比較例
10		40	1070	0.0013	904	66	874	13	173	640	30	本発明例
11	a	50	1080	0.0013	908	84	870	13	181	620	30	本発明例
	b	50	1080	0.0013	904	76	825	13	169	620	30	比較例
12	a	50	1100	0.0015	893	49	871	14	192	620	20	本発明例
	b	50	1100	0.0015	896	8	876	14	181	620	20	比較例
13		50	1130	0.0013	905	57	877	13	157	620	20	本発明例
14	a	40	1100	0.0015	895	44	873	15	174	640	30	本発明例
	b	40	1150	0.0022	889	41	874	15	180	640	30	比較例
	c	30	1150	0.0022	902	58	876	15	169	640	20	本発明例
15	a	50	1130	0.0014	899	62	869	16	163	620	20	本発明例
	b	50	1200	0.0014	895	60	873	16	165	620	20	比較例
16		40	1050	0.0015	904	56	875	15	154	640	20	本発明例
17	a	30	1100	0.0015	896	53	871	14	164	640	30	本発明例
	b	30	1100	0.0015	892	55	876	14	159	640	10	比較例
	c	30	1150	0.0020	890	49	875	16	151	640	20	本発明例
18	a	40	1150	0.0008	876	42	857	15	179	640	30	本発明例
	b	40	1150	0.0008	842	46	829	15	182	640	30	比較例
19	a	40	1120	0.0013	903	64	872	18	158	640	20	本発明例
	b	40	1130	0.0016	900	59	870	16	162	640	20	比較例

表 4

鋼	板厚 (mm)	製造条件										
		スラブ 加熱 温度 (℃)	ATP	圧延 終了 温度 (℃)	圧延終了 から冷却 開始まで の経過時間 (秒)	冷却 開始 温度 (℃)	冷却 速度 (℃/s)	冷却 停止 温度 (℃)	焼戻し 温度 (℃)	焼戻し 時間 (分)		
20	40	1100	0.0013	892	49	867	15	161	640	20	本発明例	
21	a	40	1060	0.0008	899	53	873	16	173	640	30	本発明例
	b	40	1060	0.0008	891	56	875	15	256	640	30	比較例
22	50	1080	0.0010	902	52	875	14	182	620	20	本発明例	
23	50	1100	0.0015	896	49	872	15	178	620	20	本発明例	
24	100	1100	0.0014	880	57	878	8	155	620	20	本発明例	
25	80	1080	0.0009	886	53	880	9	167	620	20	本発明例	
26	40	1080	0.0010	896	49	872	12	178	640	20	比較例	
27	50	1070	0.0010	888	53	865	11	183	620	20	比較例	
28	50	1120	0.0015	901	56	873	12	176	620	30	比較例	
29	30	1090	0.0014	893	48	870	13	192	640	30	比較例	
30	40	1100	0.0015	904	62	874	12	156	640	30	比較例	
31	40	1090	0.0012	894	55	869	14	167	640	30	比較例	
32	50	1050	0.0005	899	59	872	12	178	620	20	比較例	
33	40	1060	0.0013	889	47	866	13	169	640	30	比較例	
34	40	1090	0.0014	902	53	878	12	159	640	20	比較例	
35	30	1080	0.0012	895	48	872	11	191	640	30	比較例	
36	40	1070	0.0008	902	61	873	12	168	640	30	比較例	
37	50	1090	0.0013	897	59	870	13	174	620	20	比較例	
38	50	1100	0.0015	891	52	868	12	173	620	20	比較例	
39	40	1150	0.0011	904	56	876	14	169	640	30	比較例	
40	50	1080	0.0013	890	63	864	13	167	620	20	比較例	
41	30	1090	0.0013	899	59	870	12	185	640	30	比較例	
42	40	1080	0.0010	896	67	863	14	192	640	20	比較例	
43	40	1080	0.0015	902	58	873	12	171	640	30	比較例	
44	50	1050	0.0020	894	61	866	13	164	620	20	比較例	
45	40	1150	0.0005	898	53	872	14	194	640	30	比較例	
46	a	30	1050	0.0014	897	42	875	15	184	640	20	比較例
	b	40	1050	0.0014	894	51	871	14	168	640	20	比較例
47	a	30	1100	0.0012	899	46	876	14	176	640	20	比較例
	b	40	1100	0.0012	892	48	877	14	167	640	20	比較例

0 0 4 5

表 5

鋼		母材特性						HAZ 特性 (再現熱サイクル試験)		
		強度				旧オーステナイト 粒径 (μm)	溶接入熱 (再現熱サイクル) (kJ/mm)	靱性 vE-40 (J) (Av)		
		YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	YR (%)					
		YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	YR (%)	vE-40 (J) (Av)				
1	a	831	875	22	95	229	52	5	129	本発明例
	b	705	750	22	94	91	30	5	111	比較例
	c	718	789	21	91	188	50	5	117	本発明例
2	a	786	819	23	96	226	74	5	121	本発明例
	b	727	765	21	95	90	78	5	114	比較例
3		736	783	22	94	202	46	5	116	本発明例
4	a	768	808	21	95	201	77	5	120	本発明例
	b	711	756	21	94	88	76	5	112	比較例
	c	744	792	22	94	205	77	5	117	本発明例
5	a	813	856	22	95	224	55	5	127	本発明例
	b	705	742	23	95	95	65	5	110	比較例
6	a	766	798	23	96	220	45	5	118	本発明例
	b	676	712	22	95	88	43	5	106	比較例
7		805	847	22	95	221	52	5	125	本発明例
8	a	753	785	22	96	207	49	5	116	本発明例
	b	812	846	22	96	22	51	5	125	比較例
9	a	800	851	23	94	230	54	5	126	本発明例
	b	696	733	22	95	90	55	5	109	比較例
10		766	806	21	95	201	42	5	120	本発明例
11	a	751	790	21	95	201	47	5	117	本発明例
	b	726	764	22	95	94	44	5	113	比較例
12	a	790	823	22	96	217	56	5	122	本発明例
	b	715	753	21	95	88	55	5	112	比較例
13		817	869	22	94	225	69	5	128	本発明例
14	a	756	804	23	94	217	54	5	119	本発明例
	b	642	683	21	94	79	77	5	102	比較例
	c	739	786	21	94	207	79	5	117	本発明例
15	a	823	857	22	96	226	69	5	127	本発明例
	b	781	822	22	95	31	102	5	122	比較例
16		816	868	21	94	214	33	5	128	本発明例
17	a	769	810	22	95	212	56	5	120	本発明例
	b	834	878	23	95	23	54	5	130	比較例
	c	767	799	23	96	221	78	5	118	本発明例
18	a	754	786	22	96	207	75	5	117	本発明例
	b	727	765	22	95	94	79	5	114	比較例
19	a	815	867	23	94	234	64	5	128	本発明例
	b	633	696	24	91	84	68	5	103	比較例

表 6

鋼		母材特性					HAZ特性 (再現熱サイクル試験)			
		強度				韌性	旧オーステナイト 粒径 (μm)	溶接入熱 (再現熱サイクル) (kJ/mm)	韌性 vE-40 (J) (Av)	
		YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	YR (%)	vE-40 (J) (Av)				
20		815	857	22	95	224	54	5	127	本発明例
21	a	776	809	21	96	204	35	5	120	本発明例
	b	706	743	21	95	87	37	5	111	比較例
22		798	841	21	95	210	45	5	125	本発明例
23		802	845	23	95	231	56	5	125	本発明例
24		732	787	21	93	192	53	5	117	本発明例
25		743	790	21	94	195	47	5	117	本発明例
26		815	858	18	95	86	45	5	26	比較例
27		695	724	22	96	85	42	5	96	比較例
28		761	801	21	95	66	63	5	44	比較例
29		738	785	21	94	89	51	5	76	比較例
30		779	820	20	95	81	56	5	62	比較例
31		766	806	20	95	75	52	5	28	比較例
32		613	666	22	92	79	34	5	94	比較例
33		675	718	22	94	87	36	5	82	比較例
34		823	866	21	95	95	51	5	93	比較例
35		744	791	21	94	70	44	5	32	比較例
36		769	809	22	95	89	40	5	34	比較例
37		800	842	22	95	93	50	5	32	比較例
38		806	840	20	96	75	55	5	42	比較例
39		765	814	21	94	45	77	5	31	比較例
40		792	843	20	94	88	43	5	82	比較例
41		761	801	20	95	63	53	5	69	比較例
42		776	826	19	94	34	46	5	35	比較例
43		763	803	18	95	31	45	5	36	比較例
44		649	690	21	94	30	36	5	74	比較例
45		737	785	22	94	70	79	5	56	比較例
46	a	807	849	22	95	56	34	5	75	比較例
	b	791	841	20	94	61	32	5	86	比較例
47	a	823	857	22	96	33	54	5	29	比較例
	b	808	850	21	95	34	57	5	28	比較例

産業上の利用可能性

0 0 4 6

以上述べたように、本発明によれば高い強度、優れた母材低温靱性およびHAZ低温靱性を有する高水準の鋼材が得られるため、産業

上極めて有用なものである。

請 求 の 範 囲

請求項 1

質量%で、

C : 0.06 ~ 0.15 %、

Si : 0.05 ~ 0.35 %、

Mn : 0.6 ~ 2.00 %、

P : 0.015 % 以下、

S : 0.015 % 以下、

Cu : 0.1 ~ 0.5 %、

Ni : 0.1 ~ 1.5 %、

Cr : 0.05 ~ 0.8 %、

Mo : 0.1 ~ 0.6 %、

Nb : 0.004 % 以下、

V : 0.005 ~ 0.060 %、

Ti : 0.002 ~ 0.005 %、

Al : 0.03 ~ 0.10 %、

B : 0.0005 ~ 0.003 %、

N : 0.002 ~ 0.004 %

を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる板厚 40 mm 未満の低温靱性の優れた高生産型 780 MPa 級高張力鋼板。

請求項 2

質量%で、Mg : 0.0050 % 以下、Ca : 0.0035 % 以下、REM : 0.0040 % 以下、の一種または二種以上を更に加えた、請求項 1 に記載の板厚 40 mm 未満の低温靱性の高生産型優れた 780 MPa 級高張力鋼板。

請求項 3

請求項 1 あるいは請求項 2 に記載の化学成分のスラブを 1 0 5 0 ℃ 以上 1 1 5 0 ℃ 以下に加熱し、8 7 0 ℃ 以上で熱間圧延を完了させ、1 0 秒以上 9 0 秒以下経過後、8 4 0 ℃ 以上の温度から 8 ℃ /s 以上の冷却速度で 2 0 0 ℃ 以下まで冷却し、その後 4 5 0 ℃ 以上 6 5 0 ℃ 以下の温度で 2 0 分以上 6 0 分以下の焼戻し処理を施すことを特徴とする請求項 1 ないし請求項 2 に記載の板厚 4 0 m m 未満の低温靱性の優れた高生産型 7 8 0 M P a 級高張力鋼板の製造方法。

請求項 4

質量%で、

C : 0 . 0 6 ~ 0 . 1 5 %、
 S i : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 5 %、
 M n : 0 . 6 ~ 2 . 0 0 %、
 P : 0 . 0 1 5 % 以下、
 S : 0 . 0 1 5 % 以下、
 C u : 0 . 1 ~ 0 . 5 %、
 N i : 0 . 1 ~ 1 . 5 %、
 C r : 0 . 0 5 ~ 0 . 8 %、
 M o : 0 . 1 ~ 0 . 6 %、
 N b : 0 . 0 0 4 % 以下、
 V : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 6 0 %、
 T i : 0 . 0 0 2 ~ 0 . 0 0 5 %、
 A l : 0 . 0 3 ~ 0 . 1 0 %、
 B : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 3 %、
 N : 0 . 0 0 2 ~ 0 . 0 0 4 %

を含有したスラブを 1 0 5 0 ℃ 以上 1 1 5 0 ℃ 以下かつ、次の式 (1)

$$ATP = \frac{10^{\left(\frac{4.328 - 11085}{T}\right)}}{(\%Al)} - \frac{(\%Ti)}{3.4} \quad \cdot \cdot \cdot (1)$$

で規定される ATP が 0.0015 以下となるような温度に加熱し、870℃以上で熱間圧延を完了させ、10秒以上90秒以下経過後、840℃以上の温度から8℃/s以上の冷却速度で200℃以下まで冷却し、その後450℃以上650℃以下の温度で20分以上60分以下の焼戻し処理を施すことを特徴とする低温靱性の優れた高生産型780MPa級高張力鋼板の製造方法。

なお、式(1)中の(%Al)、(%Ti)はそれぞれスラブ中のAlおよびTiの濃度(質量%)、Tはスラブ加熱温度(K)である。

請求項5

質量%で、

C : 0.06 ~ 0.15 %、

Si : 0.05 ~ 0.35 %、

Mn : 0.6 ~ 2.00 %、

P : 0.015 % 以下、

S : 0.015 % 以下、

Cu : 0.1 ~ 0.5 %、

Ni : 0.1 ~ 1.5 %、

Cr : 0.05 ~ 0.8 %、

Mo : 0.1 ~ 0.6 %、

Nb : 0.004 % 以下、

V : 0.005 ~ 0.060 %、

Ti : 0.002 ~ 0.005 %、

Al : 0.03 ~ 0.10 %、

B : 0.0005 ~ 0.003%,

N : 0.002 ~ 0.004%

を含有し、さらに質量%で、Mg : 0.0050%以下、Ca : 0.0035%以下、REM : 0.0040%以下、の一種または二種以上を更に加えたスラブを1050℃以上1150℃以下かつ、次の式(1)

$$ATP = \frac{10^{\left(4.328 - \frac{11085}{T}\right)}}{(\%Al)} - \frac{(\%Ti)}{3.4} \quad \dots (1)$$

で規定されるATPが0.0015以下となるような温度に加熱し、870℃以上で熱間圧延を完了させ、10秒以上90秒以下経過後、840℃以上の温度から8℃/s以上の冷却速度で200℃以下まで冷却し、その後450℃以上650℃以下の温度で20分以上60分以下の焼戻し処理を施すことを特徴とする低温靱性の優れた高生産型780MPa級高張力鋼板の製造方法。

なお、式(1)中の(%Al)、(%Ti)はそれぞれスラブ中のAlおよびTiの濃度(質量%)、Tはスラブ加熱温度(K)である。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2010/057193

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

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

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)

C22C38/00-38/60, C21D8/02-8/04

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 1996-2010

Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2010 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2010

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 8-143954 A (Kobe Steel, Ltd.), 04 June 1996 (04.06.1996), claims 1 to 3; examples; tables 1, 2; fig. 1 (Family: none)	1, 2 3-5
A	JP 1-319630 A (Kobe Steel, Ltd.), 25 December 1989 (25.12.1989), claims 1 to 4; examples (Family: none)	1-5
A	JP 63-190117 A (Kawasaki Steel Corp.), 05 August 1988 (05.08.1988), claim 1; examples (Family: none)	1-5

☐ 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
08 July, 2010 (08.07.10)Date of mailing of the international search report
20 July, 2010 (20.07.10)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

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 (I P C))

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D8/02-8/04

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	1971-2010年
日本国実用新案登録公報	1996-2010年
日本国登録実用新案公報	1994-2010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 A	JP 8-143954 A (株式会社神戸製鋼所) 1996.06.04, 請求項 1-3, 【実施例】, 表 1, 表 2, 図 1 (ファミリーなし)	1, 2 3-5
A	JP 1-319630 A (株式会社神戸製鋼所) 1989.12.25, 請求項 1-4, 実施例 (ファミリーなし)	1-5
A	JP 63-190117 A (川崎製鉄株式会社) 1988.08.05, 請求項 1, 実施例 (ファミリーなし)	1-5

C 欄の続きにも文献が列挙されている。

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

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

08.07.2010

国際調査報告の発送日

20.07.2010

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (I S A / 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)

本多 仁

4 K

3 4 4 7

電話番号 03-3581-1101 内線 3435