



- (51) 国際特許分類:
C22C 38/14 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2009/056906
- (22) 国際出願日: 2009年3月27日(27.03.2009)
- (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 2008-089648 2008年3月31日(31.03.2008) JP
- (71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): JFE
スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION)
[JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目
2番3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): 一宮克行
(ICHIMIYA, Katsuyuki) [JP/JP]; 〒1000011 東京都
千代田区幸町二丁目2番3号 JFE スチール株
式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 横田智之
(YOKOTA, Tomoyuki) [JP/JP]; 〒1000011 東京都
千代田区幸町二丁目2番3号 JFE スチール株
式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 西村公宏
(NISHIMURA, Kimihiro) [JP/JP]; 〒1000011 東京都
千代田区幸町二丁目2番3号 JFE スチール株

式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 鹿内伸夫
(SHIKANAI, Nobuo) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代
田区幸町二丁目2番3号 JFE スチール株式
会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

- (74) 代理人: 落合憲一郎(OCHIAI, Kenichiro); 〒
1030027 東京都中央区日本橋 二丁目1番10号
柳屋ビルディング7階 JFE テクノリサーチ株式
会社特許出願部内 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, 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, 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, PG, PH, PL, PT, RO,
RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TJ,
TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA,
ZM, ZW.

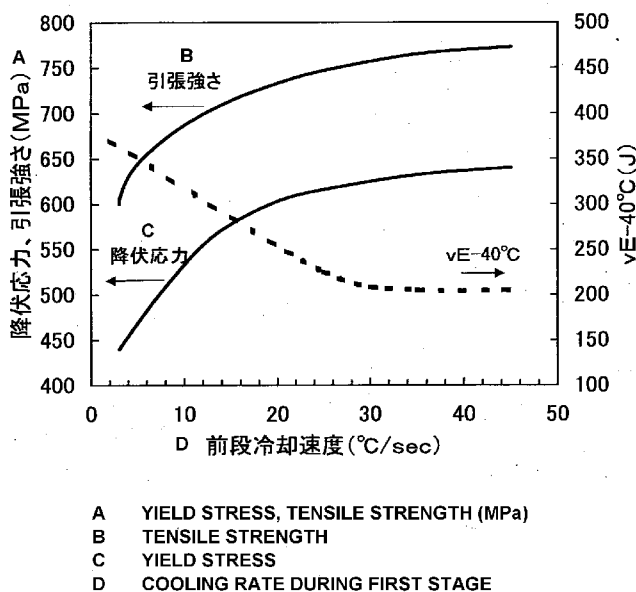
- (84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保
護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ,
NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア
(AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ
(AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB,
GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL,

[続葉有]

(54) Title: HIGH-TENSILE STRENGTH STEEL AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

(54) 発明の名称: 高張力鋼およびその製造方法

図1



(57) Abstract: Disclosed are a high-tensile strength steel wherein the base material has excellent strength and ductility, as well as excellent ductility in welding heated parts, even in thick high-strength steel plates, and a manufacturing method thereof. More specifically, disclosed is a high-tensile strength steel comprising, in mass%, C: 0.03-0.10%, Si: 0.30% or less, Mn: 1.60-2.30%, P: 0.015% or less, S: 0.005% or less, Al: 0.005-0.06%, Nb: 0.004-0.05%, Ti: 0.005-0.02%, N: 0.001-0.005%, Ca: 0.0005-0.003%, as well as Ca, S, and O in the following formula (1): (1) wherein the content (mass%) of each element Ca, S, and O is satisfied, and the remainder of which comprises Fe and unavoidable impurities.

(57) 要約: 厚肉の高強度鋼板においても、母材の強度・韌性に優れるとともに、溶接熱部の韌性にも優れる高張力鋼とその有利な製造方法を提案する。具体的には、mass%で、C: 0.03~0.10%、Si: 0.30%以下、Mn: 1.60~2.30%、P: 0.015%以下、S: 0.005%以下、Al: 0.005~0.06%、Nb: 0.004~0.05%、Ti: 0.005~0.02%、N: 0.001~0.005%、Ca:

0.0005~0.003%を含有し、かつ、Ca, SおよびOが下記(1)式; $0 < (Ca - (0.18 + 1.30 \times Ca) \times O) / 1.25 \leq 1$... (1) ここで、Ca, SおよびOは、各元素の含有量(mass%)を満たして含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有する高張力鋼である。

WO 2009/123292 A1



NO, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, 添付公開書類:

CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, — 国際調査報告 (条約第 21 条(3))
TG).

明細書

高張力鋼およびその製造方法

技術分野

本発明は、船舶(ship)や海洋構造物(marine structure)、ラインパイプ(line pipe)、圧力容器(pressure vessel)等に用いられる高張力鋼(high-tensile strength steels)とその製造方法に関し、特に、降伏応力(Y S (yield stress))が4 6 0 M P a以上で、母材(base material)の強度(strength)および靱性(toughness)に優れるだけでなく溶接部(weld zone)の靱性(C T O D (crack tip opening displacement)特性)にも優れる高張力鋼とその製造方法に関するものである。

背景技術

船舶や海洋構造物等に用いられる鋼は、溶接接合(welding joint)して所望の形状の構造物等に仕上げられるのが普通である。そのため、これらの鋼には、構造物等の安全性(safety)を確保する観点から、母材自体の強度や靱性に優れることは勿論のこと、溶接継手(weld joint)の溶接部(溶接金属(weld metal)や熱影響部(heat-affected zone))の靱性にも優れていることが要求される。

鋼の靱性の評価基準(evaluation standards)としては、従来、主にシャルピー衝撃試験(Charpy impact test)による吸収エネルギー(absorbed energy)が用いられてきた。しかし、近年では、より信頼性(reliability)を高めるために、き裂開口変位試験(C r a c k T i p O p e n i n g D i s p l a c e m e n t T e s t、以降「CTOD試験」と略記する)が用いられることが多い。この試験は、靱性の評価部に疲労予き裂(fatigue precrack)を発生させた試験片を3点曲げ(three-point bending)し、破壊直前のき裂底(bottom of crack)の口開き量(value of opening displacement)(塑性変形量(value of plastic deformation))を測定し、脆性破壊(brittle fracture)の発生抵抗(occurrence resistance)を評価するものである。

ところで、上記用途に用いられるような板厚が厚い鋼には、一般に、多層溶接(multi-pass welding)が施されるが、このような溶接では、熱影響部は複雑な熱履歴(thermal history)を受けるため、局所脆化域が発生し易く、特にボンド部(bond)(溶接金属と母材との境界)や2相域再熱部(inter-critically reheated zone)(溶接1サイクル目で粗粒となり、2サイクル目で α と γ の2相域に加熱される領域)の靱性の低下が大きいという問題がある。ボンド部は、溶融点直下の高温に曝されるため、オーステナイト粒(austenite grain)が粗大化し、引き続き冷却により、脆弱な上部ベイナイト組織(upper bainitic structure)に変態し易いからである。また、ボンド部には、ウィドマンステッテン組織(Widmannstätten structure)や島状マルテンサイト(island martensite, M-A constituent)といった脆化組織(embrittlement structure)が生成するため、靱性はさらに低下する。

上記問題に対する対策として、例えば、鋼中にTiNを微細に分散させて、オーステナイト粒の粗大化を抑制したり、フェライト変態核(nucleus of ferrite transformation)として利用したりする技術が実用化されている。さらに、特公平03-053367号公報や特開昭60-184663号公報には、希土類元素(REM(rare-earth metal))をTiと共に複合添加して鋼中に微細粒子を分散させることにより、オーステナイト粒成長を抑制し、溶接部の靱性を向上する技術が開示されている。その他に、Tiの酸化物(oxide)を分散させる技術や、BNのフェライト核生成能と酸化物分散とを組み合わせる技術、さらには、CaやREMを添加して硫化物(sulfide)の形態(shape)を制御することにより靱性を高める技術も提案されている。

一方、上記2相域再熱部、即ち最初の溶接で融点直下の高温に曝された領域が、続く溶接時の再加熱によりフェライトとオーステナイトの2相域となる領域が、最も脆化する原因は、2パス目以降の溶接時の再加熱により、オーステナイト領域に炭素が濃化し、これが冷却中に、島状マルテンサイトを含む脆弱なベイナイト組織を生成し、靱性を低下させるからである。そこで、この対策として、低C、低Si化することにより島状マルテンサイトの生成を抑制し、さらにCuを添加すること

により母材強度を確保する技術が開示されている（例えば、特開平０５－１８６８２３号公報参照）。

さらに、特開２００７－２３１３１２では、上記溶接時の再加熱による脆化組織の生成を抑制する方法として、硫化物の形態制御のために添加しているCaの添加量を適正範囲に制御した上で、Niを添加することにより、溶接熱影響部の靱性（CTOD特性）を向上させる技術が開示されている。

しかしながら、熱影響部の靱性が低下するという上述した問題は、上記従来技術によってある程度の改善がなされたものの、まだ幾つかの解決すべき問題点が残されている。例えば、TiNを利用する技術では、TiNが溶解する温度域まで加熱されるボンド部においてはその作用がなくなり、それどころか、固溶Tiおよび固溶Nによる基地組織の脆化によって著しい靱性の低下が起こることがある。また、Tiの酸化物を利用する技術では、酸化物の微細分散が十分均質にできないという問題がある。さらに、近年、船舶や海洋構造物等が大型化するのに伴って、それらに用いられる鋼材には、より高強度化、厚肉化することが求められている。それらの要求に応えるには、特開平０５－１８６８２３号公報の技術とは逆に、合金元素を多量に添加することが有効である。しかし、合金元素の多量の添加は、溶接時の再加熱による脆化組織の生成が促進し、溶接熱影響部の靱性の低下を招くという問題点を有している。また、特開２００７－２３１３１２に開示された技術は、高強度化および、厚肉化のための方策としてマトリクスの高靱化に有効なNi添加（固溶Niの効果）が必須であり、コスト的に高価になることが課題である。

そこで、本発明の目的は、従来技術が抱える上記問題点を解決し、合金元素の添加量を増やさざるを得ない厚肉の高強度鋼板においても、母材の強度および靱性に優れるとともに、溶接熱影響部の靱性にも優れる高張力鋼とその好適な製造方法を提案することにある。

発明の開示

本発明は、C：0.03～0.10mass%、Si：0.30mass%以下、Mn：1.60～2.30mass%、P：0.015mass%以下、S：0.005mass%以下、Al：0.005～0.06mass%、Nb：0.004～0.05mass%、Ti：0.005～0.02mass%、N：0.001～0.005mass%、Ca：0.0005～0.003mass%を含有し、かつ、Ca，SおよびOが下記（1）式；

$$0 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S < 1 \quad \dots (1)$$

ここで、Ca，SおよびOは、各元素の含有量（mass%）を満たして含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有することを特徴とする高張力鋼である。

また、本発明の高張力鋼は、上記成分組成に加えてさらに、B：0.0003～0.0025mass%、V：0.2mass%以下、Cu：1mass%以下、Ni：2mass%以下、Cr：0.7mass%以下およびMo：0.7mass%以下の中から選ばれる1種または2種以上を含有することを特徴とする。

また、本発明は、C：0.03～0.10mass%、Si：0.30mass%以下、Mn：1.60～2.30mass%、P：0.015mass%以下、S：0.005mass%以下、Al：0.005～0.06mass%、Nb：0.004～0.05mass%、Ti：0.005～0.02mass%、N：0.001～0.005mass%、Ca：0.0005～0.003mass%を含有し、かつ、Ca，SおよびOが下記（1）式；

$$0 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S < 1 \quad \dots (1)$$

ここで、Ca，SおよびOは、各元素の含有量（mass%）を満たして含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有する鋼スラブを1050～1200℃に加熱後、950℃以上の温度域における累積圧下率が30%以上、950℃未満の温度域における累積圧下率が30～70%となる熱間圧延を施し、その後、熱間圧延終了温度から600～450℃間の冷却停止温度までを5～45℃/secより好ましくは5～20℃/secで冷却する前段冷却

と、上記前段冷却停止温度から450℃以下の冷却停止温度までを1℃/sec以上5℃/sec未満で冷却する後段冷却を施すことを特徴とする高張力鋼の製造方法を提案する。

また、本発明の製造方法は、上記成分組成に加えてさらに、B:0.0003～0.0025mass%、V:0.2mass%以下、Cu:1mass%以下、Ni:2mass%以下、Cr:0.7mass%以下およびMo:0.7mass%以下の中から選ばれる1種または2種以上を含有することを特徴とする。

また、本発明の製造方法は、後段冷却後の鋼に、450～650℃の焼戻処理を施すことを特徴とする。

本発明によれば、母材が降伏応力460MPa以上の高強度を有すると共に靱性にも優れ、しかも、溶接後の熱影響部の靱性（CTOD特性）にも優れる高強度鋼を安価に製造することができるので、船舶や海洋構造物等の大型化に大きく寄与する。

図面の簡単な説明

図1：熱間圧延後の前段冷却速度（圧延終了温度から600～450℃間の冷却停止温度までの冷却速度）が母材特性に及ぼす影響を示すグラフである。

発明を実施するための最良の形態

発明者らは、厚肉の高張力鋼の母材強度および靱性を向上すると共に、溶接熱影響部の靱性をも改善することができる方法について鋭意検討した。その結果、溶接熱影響部の靱性低下は、脆化組織の生成に起因していることから、この溶接熱影響部の靱性を向上させるためには、溶接時に高温加熱される領域におけるオーステナイト粒の粗大化を抑制したうえで、さらに、溶接後の冷却時のフェライト変態を促進させるために、変態核を均一微細に分散させてやることが有効であることを見出した。

そこで、発明者らは、上記脆化組織の生成を抑制する方法についてさらに検討した結果、硫化物の形態制御のために添加しているCaの添加量を適正範囲に制御することが有効であること、また、溶接熱影響部の靱性（CTOD特性）を向上するには、Mnの添加が有効であることを見出した。

また、母材の強度・靱性に及ぼす圧延条件の影響について検討したところ、圧延後の冷却を、冷却速度が大きい前段冷却と小さい後段冷却とからなる2段冷却とし、それぞれの冷却速度を適正に制御してやれば、鋼板組織がアシキュラーフェライト主体の組織となり、母材の強度および靱性に優れた高張力鋼を製造できることを見出した。さらに、母材の強度と靱性をより高めるには、オーステナイトの低温域で、未再結晶域(non recrystallization zone)を形成する効果が大きいNbを有効利用することが重要であることを見出した。そして、これらの技術を適正に組み合わせることによって初めて本発明を完成するに至った。

本発明の基本的な技術思想について説明する。

本発明の第1の特徴は、溶接熱影響部(welded heat affected zone)の靱性を向上するために、硫化物(sulfide)の形態制御(shape control)を目的として添加しているCaの化合物(CaS)の晶出(crystallization)を有効利用するところにある。このCaSは、酸化物に比べて低温で晶出するため、均一に微細分散(fine dispersion)することができる。そして、CaSの添加量および添加時の溶鋼(molten steel)中の溶存酸素量(dissolved oxygen amount)を適性範囲に制御することによって、CaS晶出後でも固溶Sが確保されるので、CaSの表面上にMnSが析出して複合硫化物(complex sulfide)を形成する。このMnSには、フェライト核生成能(potential for ferrite nucleus)があることが知られており、さらに、析出したMnSの周囲には、Mnの希薄帯(Mn depleted zone)が形成されるので、フェライト変態(ferrite transformation)がより促進される。このMn希薄帯の効果は、鋼中のMn添加量を増加させることにより、より効果的に発現するようになる。しかも、析出したMnS上には、TiN, BN, AlN等のフェライト生成核も析出するので、よりいっそうフェライト変態が促進される。

またMn添加量を増加することにより、溶接熱影響部において脆化組織である島状マルテンサイトを極力生成させずに、母材強度を効果的にあげることができる。これは、Mn添加量の増加により、溶接後の冷却中に生成する島状マルテンサイトがセメンタイトに分解しやすくなり、熱影響部組織中の島状マルテンサイトが低減するためである。これらの効果の結果、Niの添加を必須とすることなく溶接熱影響部の靱性を確保することができる。

上記技術によって、高温でも溶解しないフェライト変態生成核を微細に分散させることが可能となり、溶接熱影響部の組織を微細化するとともに、島状マルテンサイト(island martensite, M-A constituent)の生成を極力抑えることで、高い靱性を得ることができる。また、多層溶接(multilayer welding)時の熱サイクル(heat cycle)により2相域に再加熱(reheating)される領域においても、最初の溶接熱影響部の組織が微細化されるので、未変態の領域の靱性が向上し、さらに、再変態するオーステナイト粒も微細化するので、靱性の低下の度合いを小さく抑えることができる。

本発明の第2の特徴は、鋼材圧延後の冷却を、前段冷却と後段冷却の2段階に分け、後段冷却より前段冷却の冷却速度を大きく制御するところにある。この点について、実験結果を基に説明する。

C: 0.08mass%、Si: 0.2mass%、Mn: 1.8mass%を基本成分とする鋼スラブを、1150℃に加熱後、950℃以上の累積圧下率を40%、950℃未満での累積圧下率を50%、圧延終了温度を850℃とする熱間圧延後、圧延終了温度から500℃までを冷却速度(cooling rate) 5~45℃/sec、より好ましくは5~20℃/secで冷却する前段冷却と、さらに、350℃までを冷却速度3℃/secで冷却する後段冷却を施し、その後、空冷して板厚10~50mmの厚鋼板とした。この厚鋼板について、引張強度特性および-40℃における靱性特性(シャルピー衝撃吸収エネルギー)を測定した。

図1は、上記測定結果について、母材強度および靱性に及ぼす前段の冷却速度の影響を示したものであり、圧延終了温度から500℃までの前段冷却の冷却速度を

5 ~ 45 °C / sec の範囲に制御することによって、降伏応力が 460 MPa 以上の高強度で、v E - 40 °C が 200 J 以上である強度-靱性バランス (balance) に優れた鋼板が得られることがわかる。

さらに、上記冷却速度で冷却した鋼板は、アシキュラーフェライト (acicular ferrite) 主体の組織となることもわかった。一般に、高強度鋼を得ようとした場合、島状マルテンサイトなどをラス (lath) 間に含む比較的粗大な上部ベイナイト組織となると、靱性が大きく低下する。そこで、高強度と高靱性を両立させるためには、圧延条件の工夫などにより微細なアシキュラーフェライト組織とすることが必要となる。しかし、発明者らは、圧延後の冷却を前段冷却とそれよりも冷却速度が遅い後段冷却とに分け、それぞれの冷却速度を適正に制御することによって、アシキュラーフェライト主体の組織とし、優れた強度-靱性バランスを有する鋼板を得ることができることを見出した。これは、前段の冷却速度を速くすることで、変態核生成密度 (nucleation density) を高め、変態後の組織を粗大ベイナイト組織でなく緻密なアシキュラーフェライト組織にすることができるからである。さらに、後段の冷却速度については、前段の冷却速度より速過ぎると、島状マルテンサイトを生成し、母材の靱性を劣化させること、一方、後段の冷却速度を遅くし過ぎると、母材の強度が低下してしまうことから、適正な範囲に制御する必要があることも見出した。

本発明は、上記知見に基づき完成したものである。

次に、本発明に係る高張力鋼が有すべき成分組成について説明する。

C : 0.03 ~ 0.10 mass %

C は、鋼の強度に最も大きく影響する元素であり、構造用鋼として必要な強度 ($Y S \geq 460 \text{ MPa}$) を確保するためには 0.03 mass % 以上含有させる必要がある。しかし、逆に、多過ぎると、母材靱性の低下や溶接時の低温割れを引き起こすので、上限を 0.10 mass % とする。

Si : 0.30 mass % 以下

Siは、脱酸材として、また、鋼を高強度化するために添加される成分である。その効果を得るためには、0.01mass%以上添加するのが好ましい。しかし、0.30mass%を超えると、母材および溶接部の靱性を低下させるため0.30mass%以下とする必要がある。好ましくは、0.01～0.20mass%の範囲である。

Mn：1.60～2.30mass%

Mnは、母材の強度を確保するために有効な元素であるが、本発明では、溶接熱影響部の組織微細化を促進するとともに、脆化組織形成を極力抑制して、溶接熱影響部の靱性（CTOD特性）を改善するために添加する重要な元素である。この効果を得るためには、1.60mass%以上添加する必要がある。一方、2.30mass%を超えると、母材や溶接部の靱性を著しく低下させるため、2.30mass%以下とする。好ましくは、1.65～2.15mass%の範囲である。

P：0.015mass%以下

Pは、不可避免的に混入する不純物であり、0.015mass%を超えると、母材や溶接部の靱性を低下させるため、0.015mass%以下に制限する。好ましくは、0.010mass%以下である。

S：0.005mass%以下

Sは、不可避免的に混入する不純物であり、0.005mass%を超えて含有すると、母材および溶接部の靱性を低下させるため、0.005mass%以下とする。好ましくは、0.0035mass%以下である。

Al：0.005～0.06mass%

Alは、溶鋼を脱酸（deoxidation）するために添加される元素であり、0.005mass%以上含有させる必要がある。一方、0.06mass%を超えて添加すると、母材の靱性を低下させるとともに、溶接による希釈によって溶接金属部に混入し、靱性を低下させるため、0.06mass%以下に制限する必要がある。好ましくは、0.010～0.055mass%である。

Nb：0.004～0.05mass%

Nbは、オーステナイトの低温度域で、未再結晶域(non-recrystallization zone)を形成するので、その温度域で圧延を施すことにより、母材の組織の微細化および、高靱性化を図ることができる。また、圧延し冷却後に焼戻処理を施すことにより、析出強化(precipitation strengthening)を図ることもできる。したがって、Nbは、鋼の強化を図る観点からは重要な添加元素である。上記効果を得るためには、Nbを0.004mass%以上添加する必要がある。しかし、0.05mass%を超えて過剰に添加した場合には、溶接部の靱性を劣化させるので、上限は0.05mass%とする。

Ti: 0.005~0.02mass%

Tiは、溶鋼が凝固する際にTiNとなって析出し、溶接部におけるオーステナイトの粗大化を抑制し、また、フェライトの変態核となるため、溶接部の高靱性化に寄与する。その効果を得るためには、0.005mass%以上添加する必要がある。しかし、0.005mass%未満の添加ではその効果が小さく、一方、0.02mass%を超えて添加すると、TiN粒子が粗大化し、母材や溶接部の靱性改善効果が得られなくなる。よって、Tiの添加量は0.005~0.02mass%の範囲とする。

N: 0.001~0.005mass%

Nは、溶接部の組織の粗大化を抑制するTiNを形成させるために必要な元素であり、0.001mass%以上添加する。一方、0.005mass%を超えて添加すると、固溶Nが母材や溶接部の靱性を著しく低下させることから上限を0.005mass%とする。なお、組織の粗大化を抑制するピンニング(pinning)に十分な量のTiN形成させるためには、0.003~0.005mass%の範囲が好ましい。

Ca: 0.0005~0.003mass%

Caは、Sを固定することによって靱性を向上する元素である。この効果を発現させるためには、少なくとも0.0005mass%の添加が必要である。しかし、

0.003 mass %を超えて含有しても、その効果が飽和するので、Caは、0.0005～0.003 mass %の範囲で添加する。

$$0 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S < 1$$

高温でも溶解しないフェライト変態生成核CaSを微細分散させるためには、Ca, SおよびOは、下記(1)式；

$$0 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S < 1 \quad \dots (1)$$

ここで、Ca, S, O：各元素の含有量 (mass %)

の関係を満たして含有する必要がある。上記式中の、 $(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / (1.25 / S)$ は、硫化物の形態制御に有効なCaとSの原子濃度の比を示す値であり、この値から、硫化物の形態を推定することができる(持田他、「鉄と鋼」、日本鉄鋼協会、第66年(1980)、第3号、P. 354～362)。

すなわち、 $((Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S)$ の値が0以下の場合には、CaSが晶出しない。そのため、Sは、MnS単独の形態で析出するので、本発明の主眼である溶接熱影響部でのフェライト生成核の微細分散を実現することができない。また、単独で析出したMnSは、鋼板圧延時に伸長されて、母材の靱性低下を引き起こす。

一方、 $((Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S)$ の値が1以上の場合には、Sが完全にCaによって固定され、フェライト生成核として働くMnSがCaS上に析出しなくなるため、複合硫化物が、フェライト生成核として十分に機能することができなくなる。

これに対して、Ca, S, Oが、上記(1)式を満たしている場合には、CaS上にMnSが析出して複合硫化物を形成し、フェライト生成核として有効に機能することができる。なお、 $((Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S)$ の値は、好ましくは0.2～0.8の範囲である。

本発明の高張力鋼は、上記必須成分に加えてさらに、強度および靱性を高めるために、B、V、Cu、Ni、CrおよびMoのうちから選ばれる1種または2種以上を含有することができる。

B : 0.0003 ~ 0.0025 mass %

Bは、オーステナイト粒界に偏析し、粒界から起こるフェライト変態を抑制してベイナイト組織の分率を高めることにより、鋼を高強度化する効果がある。その効果は、0.0003 mass %以上の添加で得られる。しかし、0.0025 mass %を超えて添加すると、逆に靱性が低下する。Bのより好ましい範囲は0.0005 ~ 0.002 mass %である。

V : 0.2 mass %以下

Vは、母材の強度・靱性の向上に有効な元素であり、また、VNとして析出してフェライト生成核としても働く元素でもある。その効果を得るためには、0.01 mass %以上添加するのが好ましい。しかし、添加量が0.2 mass %を超えると、却って靱性の低下を招くので0.2 mass %以下を添加するのが好ましい。より好ましくは、0.15 mass %以下である。

Cu : 1 mass %以下

Cuは、鋼の強度向上効果を有する元素である。その効果を得るためには、0.05 mass %以上添加するのが好ましい。しかし、1 mass %を超えると、熱間脆性を引き起こして鋼板の表面性状を劣化させるため、1 mass %以下の範囲で添加するのが好ましい。より好ましくは、0.8 mass %以下である。

Ni : 2 mass %以下

Niは、鋼の強度向上および溶接熱影響部のCTOD特性の向上に有効な元素である。その効果を得るためには、0.05 mass %以上添加するのが好ましい。しかし、Niは、高価な元素であるため、上限を2.0 mass %とするのが好ましい。本願のようにMnを1.6 %以上添加する場合には、コスト低減の観点からNiは、0.3 %未満とすることがさらに好ましい。

Cr : 0.7 mass %以下

Crは、母材を高強度化するのに有効な元素である。その効果を得るためには、0.05mass%以上添加するのが好ましい。しかし、多量に添加すると、逆に靱性に悪影響を与えるので、上限を0.7mass%とするのが好ましい。より好ましくは、0.5mass%以下である。

Mo : 0.7mass%以下

Moは、Crと同様、母材を高強度化するのに有効な元素である。その効果を得るためには、0.05mass%以上添加するのが好ましい。しかし、多量に添加すると、逆に靱性に悪影響を与えるので、上限を0.7mass%とするのが好ましい。より好ましくは、0.5mass%以下である。

次に本発明の高張力鋼の組織について説明する。

本発明の高張力鋼の組織は、アシキュラーフェライト主体の組織とし、その好ましい面積率は、60%以上、さらに好ましくは、70%以上である。アシキュラーフェライトの面積率が、60%未満で粗大な上部ベイナイト組織が増えると靱性が低下する。なお、面積率の上限は、特に制限は無い。なお、本発明の高張力鋼のアシキュラーフェライト組織とは、細かい針状あるいはラス状の形態を有する、結晶粒内の転位密度が高い、ベイニティックフェライト(bainetic ferrite)のことであり、ポリゴナルフェライト(polygonal ferrite)や粗大な上部ベイナイト組織(coarse upper bainite)とは、異なるものである。

次に、本発明の高張力鋼の製造方法について説明する。

本発明の高張力鋼は、上述した本発明に適合する成分組成に調整した溶鋼を、転炉、電気炉、真空溶解炉等を用いた通常の方法で溶製し、次いで、連続鋳造または造塊一分塊圧延などの通常の工程を経てスラブ等の鋼素材としたのち、この鋼素材を熱間圧延して厚肉高張力鋼を製造するのが好ましい。この際、熱間圧延に先立って行う鋼素材の加熱温度は1050～1200℃の範囲とする必要がある。加熱温度が1050℃以上とする理由は、鋼素材中に存在する鑄造欠陥を、熱間圧延によ

って確実に圧着させるためである。しかし、1200℃を超える温度に加熱すると、凝固時に析出したTiNが粗大化し、母材や溶接部の靱性が低下するため、加熱温度は1200℃以下に規制する必要がある。

上記温度に加熱した鋼素材は、その後、950℃以上の温度域における累積圧下率を30%以上とし、950℃未満の温度域における累積圧下率を30～70%とする熱間圧延を施し、所定の板厚を有する高張力鋼とする。950℃以上の温度域で累積圧下率が30%以上の熱間圧延を施す理由は、この温度域での累積圧下率を30%以上とすることにより、オーステナイト粒が再結晶して組織を微細化できるが、累積圧下率が30%未満では、加熱時に生成した異常粗大粒が残存して、母材の靱性に悪影響を及ぼすためである。

また、950℃未満の温度域における累積圧下率(cumulative draft)を30～70%とする熱間圧延を施す理由は、この温度域で圧延されたオーステナイト粒は十分に再結晶しないため、圧延後のオーステナイト粒は、扁平に変形したままで、内部に変形帯(deformation band)などの欠陥を多量に含む内部歪(internal strain)の高いものとなる。そして、この蓄積された内部エネルギーが、その後のフェライト変態の駆動力として働き、フェライト変態を促進する。しかし、圧下率が30%未満では、上記の蓄積される内部エネルギーが十分ではないため、フェライト変態が起こりにくく、母材靱性が劣化する。一方、圧下率が70%を超えると、逆にポリゴナルフェライトの生成が促進されて、アシキュラーフェライトの生成が抑制され、高強度と高靱性とが両立しなくなる。

続く熱間圧延終了後の冷却は、前段冷却と後段冷却に分け、前者の冷却速度を後者のそれよりも相対的に大きくする、すなわち、前段冷却では、熱間圧延終了温度から600～450℃間の冷却停止温度まで、好ましくは熱間圧延終了温度から580～480℃間の冷却停止温度までを、5～45℃/sec、好ましくは5～20℃/sec、さらに好ましくは6～16℃/secの冷却速度で冷却し、その後の後段冷却では、前段冷却の停止温度から450℃以下の後段冷却停止温度まで、好ましくは前段冷却の停止温度から400～250℃間の冷却停止温度までを、1℃

／sec 以上 $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 未満、より好ましくは $2 \sim 4.5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ の冷却速度で冷却する必要がある。

前段冷却における停止温度が上記温度域よりも高い場合には、強度の増加がほとんどなく、逆に、上記温度域よりも低い場合には靱性が劣化する。また、前段冷却速度が上記範囲の下限未満では、ポリゴナルフェライト主体の組織となって強度の向上が得られず、逆に上記範囲の上限を超えると靱性が低下する。さらに、後段冷却における冷却停止温度が上記温度域の上限よりも高い場合には、強度の上昇が不十分となる。また、後段冷却速度が上記範囲の下限未満では、母材強度が不足し、逆に上記範囲の上限を超えると、母材の靱性が低下する。また、後段の冷却速度が、前段の冷却速度より速過ぎると、島状マルテンサイトを生成し、母材の靱性を劣化させてしまう。

なお、本発明では、残留する内部応力を低減する目的で、上記冷却後の鋼材に、 $450 \sim 650^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で焼戻処理 (tempering) を施してもよい。焼戻処理温度が 450°C 未満では、残留応力 (residual stress) の除去効果が小さく、一方、 650°C を超えて高くなると、各種炭窒化物 (carbonitride) が析出して析出強化を起こし、靱性が低下するため好ましくない。

以上説明したように、本発明の高張力鋼の製造方法においては、熱間圧延における圧延温度に応じた適正な圧下率制御と、圧延終了後の2段冷却条件の適正な制御が重要であり、とくに前段冷却の冷却速度を後段冷却のそれより大きくすることにより、母材がアシキュラーフェライト主体の組織となり、強度－靱性バランスに優れた鋼材を得ることができる。

また、本発明において、化学成分のうちNを0.0030%超、前段冷却の冷却速度を20超 $\sim 45^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 、前段冷却の停止温度を 450 以上 500°C 未満とすることにより、母材の降伏応力が 550MPa 以上の高強度を有すると共に靱性にも優れ、しかも、溶接後の熱影響部の靱性 (CTOD特性) にも優れる高強度鋼を安価に製造することができる。

実施例

表 1-1 および表 1-2 に示した成分組成を有する No. 1~31 の鋼スラブを素材とし、表 2-1 および表 2-2 に示した条件で熱間圧延と前段冷却および後段冷却を施し、厚さが 25~80 mm の厚鋼板を製造した。なお、表 2-1 および表 2-2 に記載された温度は、放射温度計により測定した鋼板表層温度から計算して求めた板厚 1/4 部の温度である。かくして得られた厚鋼板からサンプルを採取し、引張試験およびシャルピー衝撃試験に供した。引張試験は、厚鋼板の板厚 1/4 部から、試験片の長手軸の方向が圧延方向と平行になるように JIS 4 号引張試験片を採取し、降伏応力 (YS)、引張強さ (TS) を測定した。また、シャルピー衝撃試験は、各厚鋼板の板厚 1/4 部から、圧延幅方向に JIS 4 号衝撃試験片を採取し、 -40°C の温度における吸収エネルギー ($vE-40^{\circ}\text{C}$) を測定した。そして、 $YS \geq 460 \text{ MPa}$ 、 $TS \geq 570 \text{ MPa}$ および $vE-40^{\circ}\text{C} \geq 200 \text{ J}$ の全てを満たすものを母材特性が良好と評価した。

さらに、原則として、母材特性である YS、TS および $vE-40^{\circ}\text{C}$ の全てが上記基準を満たす厚鋼板から採取した試験板にレ開先 (single bevel groove) (開先角度 (bevel angle) 30°) を加工し、入熱量が 25 kJ/cm の炭酸ガスアーク溶接 (CO_2 arc welding) を行って溶接継手を作製し、この溶接継手から、レ開先のストレートボンド部にノッチを施した CTOD 試験片を採取し、 -10°C の温度で CTOD 試験を行った。なお、CTOD 試験片の作製および試験条件は、英国規格 BS 7448 に準拠して行った。また、切欠位置をボンド部とする JIS 4 号衝撃試験片を採取し、 -40°C の温度でシャルピー衝撃試験を行い、吸収エネルギー ($vE-40^{\circ}\text{C}$) を測定した。

上記の試験結果を表 2-1 および表 2-2 に併記して示した。これらの結果から、本発明例の鋼板は、母材の降伏応力 (YS) が 460 MPa 以上でかつシャルピー吸収エネルギー ($vE-40^{\circ}\text{C}$) が 200 J 以上を有しており、母材の強度、靱性が共に優れていること、さらに、炭酸ガスアーク溶接継手ボンド部についても、 $vE-40^{\circ}\text{C}$ が 200 J 以上で、CTOD 値が 0.10 mm 以上であり、溶接熱影響

部の靱性にも優れていることがわかる。これに対して、本発明の範囲を外れる比較例の鋼では、上記いずれか1つ以上の特性が劣る鋼板しか得られていない。

また、本発明例の鋼板で、Nが、0.0030mass%超えの鋼板No. 11-17では、TiNのピンニングの効果により、溶接部のCTODが全て0.45以上と優れている。

さらに、本発明例の鋼板で、Nが、0.0030mass%超えで、熱間圧延後の前段冷却の冷却速度を20℃/sec超え、45℃/sec以下および前段冷却の停止温度を450℃以上500℃未満とする条件で製造した鋼板No. 15および16は、いずれも、母材の降伏応力が550MPa以上の高強度を有している。

産業上の利用可能性

本発明の高張力鋼は、船舶や海洋構造物、ラインパイプ、圧力容器だけでなく、建築・土木等の分野において溶接して組み立てられる鋼構造物にも好適に用いることができる。

表 1-1

No.	化 学 成 分 (mass%)																			備 考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	N	Ca	O	B	V	Cu	Ni	Cr	Mo	Ceq #1	ACR #2	
1	0.056	0.10	2.05	0.005	0.0018	0.026	0.030	0.019	0.0015	0.0030	0.0035	—	—	0.22	0.23	—	—	0.428	0.447	発明例
2	0.055	0.08	2.15	0.009	0.0015	0.044	0.029	0.017	0.0038	0.0024	0.0017	—	—	—	—	0.11	—	0.435	0.834	発明例
3	0.076	0.13	2.02	0.010	0.0021	0.027	0.022	0.014	0.0028	0.0014	0.0024	—	—	—	—	—	0.20	0.453	0.202	発明例
4	0.077	0.08	1.99	0.009	0.0034	0.050	0.025	0.011	0.0047	0.0023	0.0028	—	—	0.34	0.19	—	—	0.444	0.226	発明例
5	0.063	0.18	2.12	0.005	0.0016	0.047	0.021	0.014	0.0019	0.0019	0.0016	—	—	—	—	0.21	—	0.458	0.608	発明例
6	0.052	0.06	2.14	0.004	0.0026	0.016	0.034	0.018	0.0019	0.0011	0.0012	0.0019	—	—	—	—	—	0.409	0.219	発明例
7	0.085	0.16	2.14	0.008	0.0019	0.030	0.033	0.017	0.0024	0.0013	0.0022	—	0.016	—	—	—	0.12	0.469	0.224	発明例
8	0.036	0.19	1.78	0.005	0.0026	0.017	0.019	0.015	0.0031	0.0011	0.0012	—	0.022	—	—	0.32	0.28	0.457	0.219	発明例
9	0.053	0.20	1.66	0.008	0.0028	0.029	0.037	0.015	0.0033	0.0030	0.0032	—	—	—	—	0.29	0.17	0.422	0.336	発明例
10	0.066	0.19	2.11	0.006	0.0011	0.024	0.039	0.016	0.0022	0.0008	0.0012	—	—	—	—	—	—	0.418	0.334	発明例
11	0.048	0.05	1.88	0.007	0.0026	0.033	0.008	0.012	0.0037	0.0022	0.0018	—	—	0.15	0.18	—	—	0.383	0.419	発明例
12	0.062	0.03	1.75	0.009	0.0035	0.028	0.026	0.014	0.0048	0.0011	0.0021	—	—	—	—	0.20	0.10	0.414	0.096	発明例
13	0.071	0.16	2.12	0.005	0.0015	0.043	0.016	0.008	0.0043	0.0008	0.0028	—	—	—	—	—	—	0.424	0.003	発明例
14	0.055	0.12	2.06	0.012	0.0019	0.035	0.012	0.016	0.0045	0.0016	0.0024	0.0011	—	—	—	—	—	0.398	0.282	発明例
15	0.050	0.08	1.98	0.011	0.0031	0.038	0.015	0.010	0.0034	0.0022	0.0015	—	—	0.33	0.75	—	—	0.452	0.387	発明例

* 1 : $Ceq = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15$ * 2 : $ACR = (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O)/1.25/S$

なお* 1 および* 2 の各式において、元素記号は各元素の含有量 (mass%) である。

表 1-2

No.	化 学 成 分 (mass%)																			備 考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	N	Ca	O	B	V	Cu	Ni	Cr	Mo	Ceq #1	ACR #2	
16	0.015	0.18	1.72	0.006	0.0034	0.035	0.038	0.009	0.0027	0.0015	0.0010	—	—	—	—	—	0.19	0.340	0.265	比較例
17	0.130	0.13	2.07	0.007	0.0016	0.053	0.029	0.018	0.0043	0.0022	0.0015	—	—	—	—	—	—	0.475	0.751	比較例
18	0.080	0.42	2.06	0.010	0.0029	0.048	0.043	0.014	0.0024	0.0027	0.0012	—	—	—	—	—	—	0.423	0.569	比較例
19	0.064	0.09	1.36	0.006	0.0025	0.028	0.016	0.012	0.0049	0.0030	0.0023	—	—	—	—	0.12	0.12	0.339	0.540	比較例
20	0.067	0.23	2.63	0.010	0.0023	0.037	0.023	0.015	0.0021	0.0020	0.0025	—	—	—	—	—	—	0.505	0.313	比較例
21	0.072	0.23	2.12	0.027	0.0013	0.029	0.030	0.008	0.0049	0.0020	0.0030	—	0.016	—	—	—	—	0.429	0.418	比較例
22	0.074	0.14	2.14	0.006	0.0062	0.053	0.039	0.016	0.0036	0.0021	0.0022	0.0011	—	—	—	0.11	—	0.453	0.142	比較例
23	0.051	0.26	2.13	0.007	0.0025	0.050	0.063	0.010	0.0034	0.0016	0.0026	—	—	—	—	—	—	0.406	0.189	比較例
24	0.087	0.08	2.11	0.010	0.0032	0.041	0.032	0.033	0.0023	0.0024	0.0033	—	—	—	—	—	—	0.439	0.194	比較例
25	0.075	0.18	2.07	0.007	0.0018	0.054	0.033	0.017	0.0076	0.0022	0.0036	—	—	—	—	—	—	0.420	0.232	比較例
26	0.089	0.12	2.09	0.011	0.0020	0.034	0.015	0.016	0.0017	0.0028	0.0017	0.0047	—	—	—	0.16	—	0.469	0.750	比較例
27	0.034	0.16	1.88	0.005	0.0027	0.049	0.033	0.014	0.0016	0.0009	0.0013	—	—	—	—	—	0.91	0.529	0.152	比較例
28	0.087	0.22	1.91	0.004	0.0036	0.046	0.038	0.008	0.0029	0.0021	0.0026	—	0.220	—	—	—	—	0.449	0.205	比較例
29	0.041	0.08	1.66	0.009	0.0017	0.026	0.042	0.008	0.0025	0.0012	0.0020	—	—	—	—	0.94	—	0.506	0.248	比較例
30	0.088	0.25	2.08	0.005	0.0029	0.023	0.021	0.013	0.0031	0.0011	0.0038	—	—	0.34	0.24	—	—	0.473	-0.035	比較例
31	0.051	0.25	2.12	0.007	0.0012	0.021	0.017	0.014	0.0040	0.0028	0.0011	—	—	0.30	0.19	—	0.11	0.459	1.468	比較例

* 1 : $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15$ * 2 : $ACR = (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S$

なお * 1 および * 2 の各式において、元素記号は各元素の含有量 (mass%) である。

表 2-1

鋼板 No.	鋼 No.	圧延条件				前段冷却		後段冷却		焼戻し 温度 (°C)	母材特性			溶接部特性		備 考
		板厚 (mm)	加熱 温度 (°C)	950°C 以上の 累積 圧下率 (%)	950°C 未満の 累積 圧下率 (%)	仕上 温度 (°C)	冷却 速度 (°C/s)	停止 温度 (°C)	冷却 速度 (°C/s)	停止 温度 (°C)	YS (MPa)	TS (MPa)	v E-40°C (J)	v E-40°C (J)	CTOD-10°C (mm)	
1	1	50	1093	50	60	728	12	580	4.5	350	525	635	267	292	0.68	発明例
2	2	50	1125	50	60	761	12	580	4.5	350	517	642	260	293	0.30	発明例
3	3	65	1130	48	50	700	10	550	4.0	300	513	623	278	218	0.38	発明例
4	4	65	1100	48	50	784	10	550	4.0	320	509	617	283	202	0.67	発明例
5	5	70	1135	44	50	766	9	560	3.5	250	510	617	283	263	0.34	発明例
6	6	70	1157	44	50	773	9	550	3.5	350	483	579	317	240	0.19	発明例
7	7	70	1107	44	50	741	9	550	3.5	380	538	649	254	296	0.25	発明例
8	8	80	1088	36	50	738	7	550	3.0	360	496	594	303	234	0.30	発明例
9	9	80	1112	36	50	723	7	540	3.0	250	487	577	319	246	0.33	発明例
10	10	80	1179	36	50	791	7	540	3.0	350	487	576	319	230	0.49	発明例
11	11	65	1120	48.0	50	745	10	550	4.0	320	486	582	303	280	0.45	発明例
12	12	65	1140	48.0	50	738	10	550	4.0	320	503	611	281	243	0.58	発明例
13	13	65	1080	48.0	50	722	10	550	4.0	320	525	618	284	218	0.51	発明例
14	14	65	1080	48.0	50	752	10	550	4.0	320	488	579	286	249	0.62	発明例
15	14	35	1080	65.0	60	744	27	470	4.5	350	620	734	245	205	0.65	発明例
16	14	25	1080	75.0	60	735	37	470	4.5	350	628	741	221	216	0.51	発明例
17	15	65	1130	48.0	50	747	10	550	4.0	320	531	643	276	254	0.53	発明例

表 2-2

鋼板 No.	鋼 No.	圧延条件				前段冷却		後段冷却		焼戻し 温度 (°C)	母材特性			溶接部特性		備 考
		板厚 (mm)	加熱 温度 (°C)	950°C 以上の 累積 圧下率 (%)	950°C 未満の 累積 圧下率 (%)	仕上 温度 (°C)	冷却 速度 (°C/s)	停止 温度 (°C)	冷却 速度 (°C/s)	停止 温度 (°C)	YS (MPa)	TS (MPa)	vE-40°C (J)	vE-40°C (J)	CTOD-10°C (mm)	
18	1	50	1240	50	60	715	12	570	4.5	330	525	635	26	—	—	比較例
19	2	65	1129	26	65	708	12	570	4.5	310	501	612	38	—	—	比較例
20	3	65	1162	65	25	738	10	570	4.0	260	508	623	59	—	—	比較例
21	4	65	1119	48	50	709	4	560	3.0	340	443	549	344	—	—	比較例
22	5	70	1091	44	50	764	9	660	3.5	350	457	561	333	—	—	比較例
23	6	50	1163	60	50	704	12	558	6.0	430	451	559	171	—	—	比較例
24	7	70	1115	44	50	703	9	580	3.5	520	452	561	274	—	—	比較例
25	16	50	1163	50	60	720	12	546	4.5	370	450	541	351	—	—	比較例
26	17	50	1099	50	60	744	12	565	4.5	260	571	690	49	—	—	比較例
27	18	50	1107	50	60	768	12	575	4.5	360	541	650	253	35	0.06	比較例
28	19	50	1153	50	60	733	12	553	4.5	350	416	508	381	—	—	比較例
29	20	50	1152	50	60	732	12	552	4.5	280	592	717	36	—	—	比較例
30	21	65	1142	48	50	796	10	566	4.0	320	497	606	162	32	0.04	比較例
31	22	65	1118	48	50	701	10	579	4.0	280	535	649	51	—	—	比較例
32	23	65	1140	48	50	787	10	551	4.0	340	523	628	273	26	0.05	比較例
33	24	65	1146	48	50	750	10	567	4.0	350	509	621	19	—	—	比較例
34	25	65	1153	48	50	764	10	575	4.0	270	492	600	34	—	—	比較例
35	26	65	1126	48	50	750	10	552	4.0	370	515	633	22	—	—	比較例
36	27	65	1106	48	50	772	10	540	4.0	270	602	732	33	—	—	比較例
37	28	80	1152	36	50	742	7	553	3.0	260	499	613	21	—	—	比較例
38	29	80	1129	36	50	779	7	542	3.0	380	561	686	41	—	—	比較例
39	30	80	1161	36	50	790	7	555	3.0	290	498	616	154	39	0.09	比較例
40	31	80	1126	36	50	702	7	553	3.0	340	477	592	305	28	0.07	比較例

請求の範囲

1. C : 0.03 ~ 0.10 mass %、Si : 0.30 mass %以下、
 Mn : 1.60 ~ 2.30 mass %、P : 0.015 mass %以下、
 S : 0.005 mass %以下、Al : 0.005 ~ 0.06 mass %、
 Nb : 0.004 ~ 0.05 mass %、Ti : 0.005 ~ 0.02 mass %、
 N : 0.001 ~ 0.005 mass %、Ca : 0.0005 ~ 0.003 mass %を含有し、

かつ、Ca、SおよびOが下記(1)式を満たして含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有する高張力鋼。

記

$$0 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S < 1 \quad \dots (1)$$

ここで、Ca、SおよびOは、各元素の含有量 (mass %)

2. 上記成分組成に加えてさらに、B : 0.0003 ~ 0.0025 mass %、
 V : 0.2 mass %以下、Cu : 1 mass %以下、Ni : 2 mass %以下、
 Cr : 0.7 mass %以下およびMo : 0.7 mass %以下の中から選ばれる
 1種または2種以上を含有する請求項1に記載の高張力鋼。

3. C : 0.03 ~ 0.10 mass %、Si : 0.30 mass %以下、
 Mn : 1.60 ~ 2.30 mass %、P : 0.015 mass %以下、
 S : 0.005 mass %以下、Al : 0.005 ~ 0.06 mass %、
 Nb : 0.004 ~ 0.05 mass %、Ti : 0.005 ~ 0.02 mass %、
 N : 0.001 ~ 0.005 mass %、Ca : 0.0005 ~ 0.003 mass %を含有し、

かつ、Ca、SおよびOが下記(1)式を満たして含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有する鋼スラブを1050 ~ 1200℃に加熱後、

950℃以上の温度域における累積圧下率が30%以上、950℃未満の温度域における累積圧下率が30～70%となる熱間圧延を施し、その後、熱間圧延終了温度から600～450℃間の冷却停止温度までを5～45℃/secで冷却する前段冷却と、上記前段冷却停止温度から450℃以下の冷却停止温度までを1℃/sec以上5℃/sec未満で冷却する後段冷却を施す高張力鋼の製造方法。

記

$$0 < (C a - (0.18 + 130 \times C a) \times O) / 1.25 / S < 1 \quad \dots (1)$$

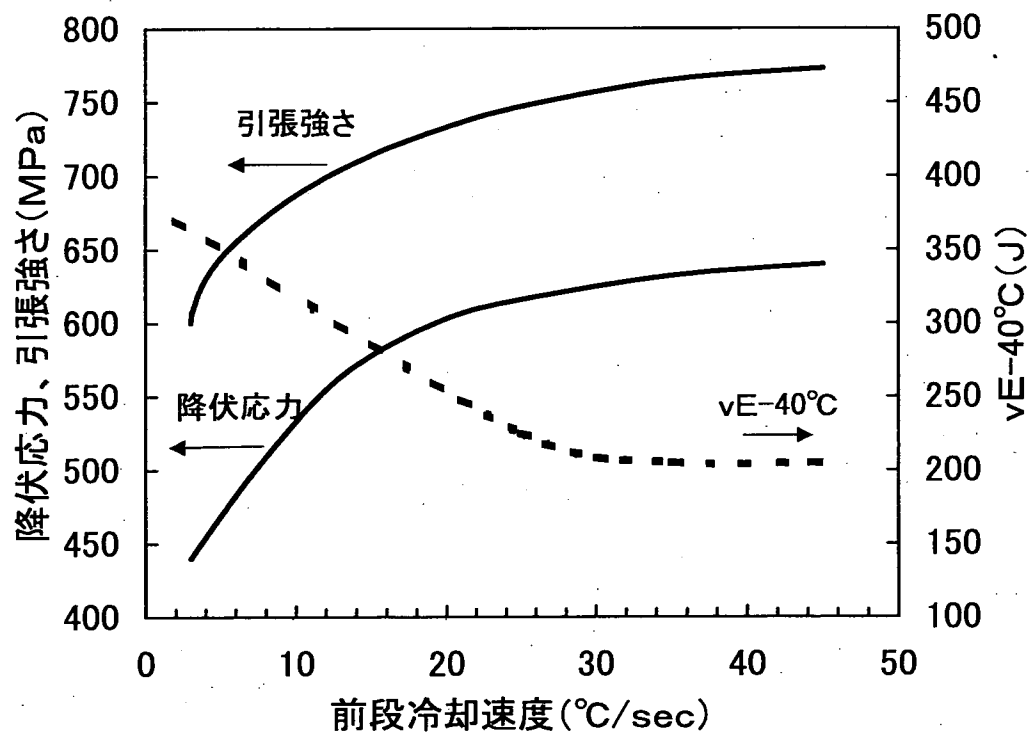
ここで、C a, SおよびOは、各元素の含有量 (mass %)

4. 上記成分組成に加えてさらに、B : 0.0003～0.0025 mass %、V : 0.2 mass %以下、Cu : 1 mass %以下、Ni : 2 mass %以下、Cr : 0.7 mass %以下およびMo : 0.7 mass %以下、の中から選ばれる1種または2種以上を含有する請求項3に記載の高張力鋼の製造方法。

5. 後段冷却後の鋼に、450～650℃の焼戻処理を施す請求項3または4に記載の高張力鋼の製造方法。

6. 請求項3～5の任意の請求項において、前記前段冷却を5～20℃/secで冷却する高張力鋼の製造方法。

図1



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2009/056906

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/14(2006.01) i, C22C38/58(2006.01) i, C21D8/02(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, C21D8/00-8/02

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	1996-2009
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2009	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2009

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 Y	JP 2007-231312 A (JFE Steel Corp.), 13 September, 2007 (13.09.07), Claims; Par. No. [0001] (Family: none)	2, 4-6 1, 3
Y A	JP 2002-235114 A (Kawasaki Steel Corp.), 23 August, 2002 (23.08.02), Claims; Par. No. [0001] (Family: none)	1, 3 2, 4-6
Y A	JP 2002-212670 A (Nippon Steel Corp.), 31 July, 2002 (31.07.02), Claims; Par. No. [0001] & EP 1221493 A1 & WO 2001/086013 A1	1, 3 2, 4-6

☒ 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

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
22 June, 2009 (22.06.09)

Date of mailing of the international search report
30 June, 2009 (30.06.09)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2009/056906

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y A	JP 2002-317242 A (NKK Corp.), 31 October, 2002 (31.10.02), Claims; Par. No. [0001] (Family: none)	1, 3 2, 4-6
A	JP 2007-277681 A (Nippon Steel Corp.), 25 October, 2007 (25.10.07), Claims; Par. No. [0001] (Family: none)	1-6
A	JP 63-210235 A (Nippon Steel Corp.), 31 August, 1988 (31.08.88), Claims (Family: none)	1-6
A	JP 58-077529 A (Nippon Steel Corp.), 10 May, 1983 (10.05.83), Claims (Family: none)	1-6

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/02(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, C21D8/00-8/02

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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 0 9 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 0 9 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 0 9 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 Y	JP 2007-231312 A（J F E スチール株式会社）2007.09.13, 特許請求の範囲, [0001]（ファミリーなし）	2, 4-6 1, 3
Y A	JP 2002-235114 A（川崎製鉄株式会社）2002.08.23, 特許請求の範囲, [0001]（ファミリーなし）	1, 3 2, 4-6
Y A	JP 2002-212670 A（新日本製鐵株式会社）2002.07.31, 特許請求の範囲, [0001] & EP 1221493 A1 & WO 2001/086013 A1	1, 3 2, 4-6

☒ 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

2 2 . 0 6 . 2 0 0 9

国際調査報告の発送日

3 0 . 0 6 . 2 0 0 9

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）

鈴木 毅

4 K

9 1 5 4

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

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
Y A	JP 2002-317242 A (日本鋼管株式会社) 2002.10.31, 特許請求の範囲, [0001] (ファミリーなし)	1, 3 2, 4-6
A	JP 2007-277681 A (新日本製鐵株式会社) 2007.10.25, 特許請求の範囲, [0001] (ファミリーなし)	1-6
A	JP 63-210235 A (新日本製鐵株式会社) 1988.08.31, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 58-077529 A (新日本製鐵株式会社) 1983.05.10, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-6