

(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
2016年4月21日(21.04.2016)



(10) 国際公開番号

WO 2016/060141 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/16 (2006.01) B23K 9/23 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/078974
- (22) 国際出願日: 2015年10月14日(14.10.2015)
- (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 2014-212353 2014年10月17日(17.10.2014) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区千代田二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 荒尾 亮(ARAO Ryo); 〒1000011 東京都千代田区千代田二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 一宮 克行(ICHIMIYA Katsuyuki); 〒1000011 東京都千代田区千代田二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 長谷 和邦(HASE Kazukuni); 〒1000011 東京都千代田区千代田二丁目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: 特許業務法人銀座マロニエ特許事務所 (GINZA MARONIE P.C.); 〒1040061 東京都中央区銀座2丁目8番9号木挽館銀座ビル Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, 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, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, 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:

— 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: STEEL FOR HIGH-ENERGY-INPUT WELDING

(54) 発明の名称: 大入熱溶接用鋼材

(57) Abstract: The steel for high-energy-input welding of the present invention contains, in mass %, 0.03 to 0.10% C, 0.01 to 0.08% Si, 0.8 to 2.0% Mn, 0.0005 to 0.0050% S, 0.005 to 0.050% Ti, 0.20 to 1.00% Cu, more than 0.20 but not more than 2.00% Ni, 0.0040 to 0.0100% N, and 0.003 to 0.0030% B, the ratio Ti/N is 2.0 or more but less than 4.0, the A value (=2256 x Ti - 7716N + 10000B) is 3 to 25, Ceq is 0.38 to 0.43, yield stress is at least 460MPa, martensite islands in the vicinity of the bond in the part affected by heat when high-energy-input welding of at least 200kJ/cm is applied are not more than 1vol.%, martensite islands in the softest part in the heat affected part are at least 5 vol.%, and with this steel it is possible to obtain a high-strength, high-toughness welded joint even when subjected to high-input-energy welding.

(57) 要約: 本発明の大入熱溶接用鋼材は、mass%で、C: 0.03~0.10%、Si: 0.01~0.08%、Mn: 0.8~2.0%、S: 0.0005~0.0050%、Ti: 0.005~0.050%、Cu: 0.20~1.00%以下、Ni: 0.20%超え2.00%以下、N: 0.0040~0.0100%およびB: 0.0003~0.0030%を含有し、Ti/Nが2.0以上4.0未満で、A値(=2256×Ti-7716N+10000B)が3~25で、Ceqが0.38~0.43であり、降伏応力が460MPa以上であり、200kJ/cmを超える大入熱溶接を施したときの熱影響部のボンド部近傍の島状マルテンサイトが1vol%以下で、熱影響部の最軟化部の島状マルテンサイトが5vol%以上であり、大入熱溶接を施したときでも強度と靱性に優れた溶接継手を得ることができるものである。

WO 2016/060141 A1

明 細 書

発明の名称：大入熱溶接用鋼材

技術分野

[0001] 本発明は、船舶や建築・土木等の分野の各種鋼構造物等に用いられる、降伏応力が460MPa以上の強度を有し、溶接入熱量が200kJ/cmを超える大入熱溶接が施される溶接用鋼材に関し、特に上記大入熱溶接を施したときの溶接部の靱性および溶接継手の強度に優れる大入熱溶接用鋼材に関するものである。なお、本発明の上記大入熱溶接用鋼材は、鋼素材から熱間圧延で製造された鋼材のことをいい、厚鋼板の他、形鋼、条鋼、棒鋼等を含むものである。

背景技術

[0002] 船舶や建築・土木等の分野における各種鋼構造物等は、溶接接合により所望の形状の構造物に仕上げられるのが普通である。したがって、これらの構造物には、安全性を確保する観点から、使用される鋼材（母材）の強度や靱性の確保に加えて、溶接部の強度や靱性にも優れていることが要請されている。

[0003] さらに、近年では、船舶や鋼構造物はますます大型化し、使用される鋼材も高強度化や厚肉化が積極的に進められている。それに伴い、溶接施工には、サブマージアーク溶接やエレクトロガス溶接、エレクトロスラグ溶接等の高能率で大入熱の溶接方法が適用されるようになってきている。そのため、大入熱溶接によって施工された場合においても、溶接部の強度や靱性に優れる鋼材が必要となってきた。

[0004] ここで、鋼材に大入熱溶接を施したときの溶接部の組織について説明すると、溶接部の中央には、溶融母材および溶接材料から生成した溶着金属の両者が溶融状態でほぼ均一に混合して凝固した溶接金属が存在しており、その両側に、溶接時の熱によって、母材の組織や特性が変質した熱影響部（HAZ；Heat Affected Zone）が存在し、その外側に、母材が存在している。上

記熱影響部の溶接金属に接する部分（境界部）は、一般に「ボンド部」と称されているが、この熱影響部のボンド部近傍（以降、単に「ボンド部近傍」ともいう）は、熱影響部の中で最も融点に近い温度まで加熱される領域であるため、結晶粒が粗大化し、靱性が著しく低下する。一方、熱影響部の中でボンド部からやや離れたところには、結晶粒が細粒で、硬さが最も低下した部分（以降、単に「最軟化部」ともいう）が存在しており、継手強度の低下をもたらす主因となることが知られている。

[0005] 上記ボンド部近傍の靱性低下に対しては、種々の大入熱溶接用鋼材が提案されており、例えば、TiNを鋼中に微細分散させて、熱影響部におけるオーステナイト粒の粗大化を抑制したり、熱影響部におけるフェライト変態核として利用したりする技術が実用化されている。しかし、溶接時にTiNが溶解する高温域まで加熱されるボンド部近傍では、上記TiNの効果は得られず、却って、固溶したTiやNによって地組織が脆化し、靱性が著しく低下するという問題がある。

[0006] そこで、融点近くの温度まで加熱されても溶解しない粒度 $5\mu\text{m}$ 以下のTi酸化物 TiO_x （但し、 $x:0.65\sim1.3$ ）を鋼中に微細分散させて、熱影響部における針状フェライトの生成核として利用したり（例えば、特許文献1参照）、B、Nおよびsol. Al量を適正範囲に調整して、熱影響部を微細化させるBNを積極的に析出させたり（例えば、特許文献2参照）して溶接部の靱性を向上させる技術が提案されている。しかし、Ti酸化物は、鋼中に均一微細に分散させることが困難であり、酸化物を複合化することで、分散能を改善することなどが検討されているものの、上記特許文献1、2の技術では、 $200\text{kJ}/\text{cm}$ を超える大入熱溶接熱影響部におけるオーステナイトの粒成長を抑制することは困難であった。そこで、特許文献3には、Ca、O、Sの含有量を適正に制御することによって、変態核となって熱影響部のフェライト変態を促進するCa系非金属介在物を鋼中に微細分散させ、 $200\text{kJ}/\text{cm}$ を超える大入熱溶接熱影響部の靱性を向上する技術が開示されている。

[0007] しかし、その後の研究により、降伏応力が460MPa以上で、比較的多量のCや合金元素が添加された鋼では、溶接入熱量が200kJ/cmを超える大入熱溶接を施したときには、ボンド部近傍に島状マルテンサイト（MA）と呼ばれる硬質の脆化組織が生成し、溶接部の靱性を低下させることがわかった。ここで、上記ボンド部近傍とは、オーステナイト粒が最も粗大化した熱影響部のことをいう。そこで、特許文献4等には、C、Siの含有量を低減することに加えてさらに、Pの含有量を低減して、島状マルテンサイトの生成を抑制する技術が開示されている。

[0008] 一方、大入熱溶接熱影響部の軟化を抑制する技術については、溶接部の靱性低下防止技術ほど多くの検討はなされておらず、上記特許文献1～4にも記載はないが、幾つかの技術が提案されている。それらの技術は、NbやVなどの析出強化元素を利用する技術と、Bの焼入れ性を利用する技術に大別され、例えば、特許文献5には、Cを高めるとともにSi、Mnを低減し、NbやVを含有させることで熱影響部の軟化を抑制する技術が、また、特許文献6には、Nに対してTi、B、Nbを多く含有する成分式を規定することで、また、特許文献7には、固溶B量を規定することで、熱影響部の軟化を抑制する技術が提案されている。

先行技術文献

特許文献

- [0009] 特許文献1：特開昭57-051243号公報
特許文献2：特開昭62-170459号公報
特許文献3：特許第3546308号公報
特許文献4：特開2008-163446号公報
特許文献5：特開昭60-067622号公報
特許文献6：特開2007-177327号公報
特許文献7：特許第4233033号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] ところで、近年、鋼構造物に使用される鋼材の高強度化に伴い、降伏応力が460MPaを超える高強度鋼材にも200kJ/cmを超える大入熱溶接が適用される例が益々増加する傾向にある。しかしながら、合金元素の添加量が多く、炭素当量 C_{eq} が高い降伏応力が460MPaを超える鋼材は、200kJ/cmを超える大入熱溶接では冷却速度が遅いが故に、ボンド部近傍がフェライトとベイナイトの混合組織となり、脆化するだけでなく、ボンド部からやや離れた領域（最軟化部）における軟化もより大きくなるため、溶接継手の靱性や強度の低下が著しくなる。

[0011] 本発明は、従来技術が抱える上記の問題点に鑑みてなされたものであり、その目的は、降伏応力が460MPa以上の強度を有し、溶接入熱量が200kJ/cmを超える大入熱溶接を施したときでも、ボンド部近傍の靱性や最軟化部の強度に優れる溶接継手を得ることができる大入熱溶接用鋼材を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0012] 発明者らは、降伏応力が460MPa以上の高強度鋼材に対して溶接入熱量が200kJ/cmを超える大入熱溶接を施したときのボンド部近傍における靱性と最軟化部における強度に及ぼす合金元素と組織因子の影響について調査した。その結果、ボンド部近傍の靱性に関しては、島状マルテンサイトの存在は少量でも悪影響を及ぼすのに対して、最軟化部の強度に関しては、少量の島状マルテンサイトが存在する方が、却って強度が向上することを知見した。

[0013] そこで、発明者らは、ボンド部近傍における島状マルテンサイトの生成を抑制した上で、最軟化部の島状マルテンサイトの生成量を高めてやる方策について検討した。その結果、ボンド部近傍の島状マルテンサイトに関しては、C含有量の低減に加えてさらに、SiやPの含有量を低減することで島状マルテンサイトの生成を抑制できること、一方、最軟化部の島状マルテンサイトに関しては、適正量のNiを添加することに加えて、B、TiおよびN

の含有量を適正範囲に制御し、Bの焼入性向上効果を最大限に発現させることで、ボンド部近傍の島状マルテンサイトを増加することなく、最軟化部における島状マルテンサイトの形成を促進させることができることを見出し、本発明を開発するに至った。

[0014] すなわち、本発明は、C：0.03～0.10mass%、Si：0.01～0.08mass%、Mn：0.8～2.0mass%、P：0.010mass%以下、S：0.0005～0.0050mass%、Al：0.005～0.100mass%、Nb：0.003～0.030mass%、Ti：0.005～0.050mass%、Cu：0.20～1.00mass%以下、Ni：0.20mass%超え2.00mass%以下、N：0.0040～0.0100mass%およびB：0.0003～0.0030mass%を含有し、TiとNの含有量比（Ti／N）が2.0以上4.0未満で、下記（1）式；

$$A = 2256 \times Ti - 7716N + 10000B \quad \cdots \cdots (1)$$

で定義されるA値が3～25の範囲、および、下記（2）式；

$$C_{eq} = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Cu + Ni) / 15 \quad \cdots \cdots (2)$$

で定義される C_{eq} が0.38～0.43の範囲にあり、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し、降伏応力が460MPa以上で、溶接入熱量が200kJ／cmを超える大入熱溶接を施したときの熱影響部のボンド部近傍における島状マルテンサイトが1vol%以下、かつ、熱影響部の最軟化部における島状マルテンサイトが5vol%以上であることを特徴とする大入熱溶接用鋼材である。ここで、上記（1）式および（2）式中の各元素記号は、それぞれの元素の含有量（mass%）を示す。

[0015] 本発明の上記大入熱溶接用鋼材は、上記成分組成に加えてさらに、V：0.20mass%以下、Cr：0.40mass%以下およびMo：0.40mass%以下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を特徴とする。

[0016] また、本発明の上記大入熱溶接用鋼材は、上記成分組成に加えてさらに、
Mg : 0.0005 ~ 0.0050 mass %、Zr : 0.0010 ~ 0.0200 mass %、REM : 0.0010 ~ 0.0200 mass %およびCa : 0.0005 ~ 0.0050 mass %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を特徴とする。

発明の効果

[0017] 本発明によれば、降伏応力460MPa以上の高強度鋼材に対して200kJ/cmを超える大入熱溶接を施したときでも良好な靱性と強度を有する溶接継手を確保することができるので、サブマージアーク溶接やエレクトロスラグ溶接のような大入熱溶接により施工される船舶や大型構造物の品質向上に大いに寄与する。

発明を実施するための形態

[0018] まず、本発明の基本的な技術思想について説明する。

発明者らは、降伏応力が460MPa以上の高強度鋼材に対して溶接入熱量が200kJ/cmを超える大入熱溶接を施したときのボンド部近傍の靱性と最軟化部の強度に及ぼす合金元素と組織因子の影響について調査した。その結果、ボンド部近傍に関しては、島状マルテンサイトの存在は少量でも靱性に悪影響を及ぼすのに対して、最軟化部に関しては、逆に少量の島状マルテンサイトが生成した方が、硬さが上昇し、強度を高めることができることを知見した。また、ボンド部近傍における島状マルテンサイトは、CやSi, Pの含有量を低減することで生成を抑制できるが、それら元素の低減は、最軟化部の強度を却って低下させるおそれがあることを知見した。

そこで、発明者らは、熱影響部のボンド部近傍の島状マルテンサイトの生成を抑制した上で、熱影響部の最軟化部に少量の島状マルテンサイトを生成させることを検討した。

[0019] 溶接継手の強度低下の原因となる熱影響部の最軟化部は、ボンド部からやや離れたところ、例えば母材板厚が60mmの突合せ溶接の場合、ボンド部から10~15mm程度ほど離れたところに存在する。この最軟化部は、溶

接で大入熱を受けた際、鋼組織はオーステナイトに変態するが、ボンド部近傍に比べると温度が低いので、生成するオーステナイトは細粒となる。そのため、オーステナイトの粒径が大きいボンド部近傍と比べて焼入れ性が低下し、ベイナイトやマルテンサイトなどの変態組織が得られ難く、フェライト主体の組織となる。これが、最軟化部が形成される理由である。

[0020] 従って、熱影響部の最軟化部の強度を高めるためには、フェライト主体の組織の硬さを高める必要がある。発明者らの調査によれば、最軟化部におけるフェライト主体の組織は、フェライトと第二相のパーライトからなる。したがって、この組織の硬さを高めるには、上記第二相の焼入性を向上して、パーライトをマルテンサイト（島状マルテンサイト）としてやることが有効であると考えられる。

[0021] しかし、最軟化部の第二相を島状マルテンサイトとするために、単に鋼の焼入れ性を高めるだけでは、ボンド部近傍における島状マルテンサイトの生成をも促進してボンド部近傍の靱性を低下させるおそれがある。そこで、発明者らは、焼入性に影響する元素が、最軟化部およびボンド部近傍の島状マルテンサイト生成に及ぼす影響について調査した。

[0022] 焼入性に影響する元素は、地組織に固溶して焼入性に影響を及ぼす元素と、粒界に偏析して焼入性に影響を及ぼす元素とに大別することができる。固溶して焼入性の向上に寄与する元素としては、Cの他に、Mn, Cr, Mo, V, Cu, Ni等があるが、中でもNiは、溶接時の熱履歴や他の添加元素の影響で析出することが少ない。そのため、母相における焼入れ性が同等な添加量で第二相組織の焼入れ性に及ぼす影響を比較すると、Niは他の元素より第二相組織の焼入れ性をより高める効果があることを見出した。

[0023] 一方、粒界に偏析して焼入性の向上に寄与する元素としてはBが挙げられるが、このBの過剰な添加は、Bを含む粗大な炭化物もしくは窒化物を生成し、熱影響部のボンド部近傍の靱性を低下させてしまうおそれがある。そこで、発明者らは、Nとの結合力がBより強いTiの含有量をN含有量に対して適正化する、即ち、Ti/Nを適正化して鋼中のNをTiで固定するとと

もに、鋼中の Ti 、 B 、 N の含有量を、下記 (1) 式；

$$A = 2256 \times Ti - 7716N + 10000B \quad \cdots \cdots (1)$$

ただし、各元素記号はそれぞれの元素の含有量 (mass%) を示す。

で定義される A 値が 3 ~ 25 の範囲となるように制御することにより、熱影響部の最軟化部の焼入性向上に必要な B を確保することができ、ボンド部近傍の島状マルテンサイトの生成を抑止した上で、最軟化部の島状マルテンサイトの生成を促進させることができることを知見した。

本発明は、上記の知見に、さらに検討を加えて完成したものである。

[0024] 次に、本発明の大入熱溶接用鋼材について説明する。

まず、本発明が対象とする大入熱溶接用鋼材は、先述したように、降伏応力が 460MPa 以上の高強度を有し、かつ、 200 kJ/cm を超える大入熱溶接が施されるものである。これは、本発明が対象とする降伏応力 460MPa 以上の高強度鋼で、特に板厚 30 ~ 100mm の鋼材では、溶接能率を向上させる観点から 200 kJ/cm を超える大入熱溶接が実施される傾向にあり、この範囲の条件で強度や靱性を両立した鋼材が熱望されているためである。

[0025] 次に、本発明の大入熱溶接用鋼材は、 200 kJ/cm を超える大入熱溶接によって形成される熱影響部のボンド部近傍の靱性および最軟化部の強度を両立させるためには、それぞれの領域に形成される島状マルテンサイトの分率が下記の範囲であることが必要である。

ボンド部近傍の島状マルテンサイト：1vol%以下

熱影響部の中で、最も高温に曝され、オーステナイト粒が粗大化するボンド部近傍における島状マルテンサイトの生成を抑制することによって、大入熱溶接部における靱性を向上させることができるが、斯かる効果を得るためには、上記ボンド部近傍に生成する島状マルテンサイトの分率を 1vol% 以下に抑える必要がある。ここで、上記ボンド部近傍とは、ボンド部から 500 μm 以内のオーステナイト粒が最も粗大化した熱影響部のことをいい、金属組織が、主相であるアシキュラーフェライトやベイナイトと、第二相か

らなる部分のことである。なお、第二相としては、1 vol %以下の島状マルテンサイトの他に、フェライトやパーライトを最大20 vol %程度含んでいてもよい。

[0026] 最軟化部の島状マルテンサイト：5 vol %以上

降伏応力460 MPa以上の鋼材を溶接した継手には、母材と同等の強度、すなわち引張強さで570 MPa以上が必要である。溶接継手の引張強さに影響する因子としては、溶接金属の強度、母材板厚、最軟化部の硬さなどがあるが、最軟化部の硬さの影響が最も大きい。降伏応力が460 MPa以上の鋼材の溶接継手が上記強度を有するためには、最軟化部の組織は主相のフェライトと第二相からなり、第二相として島状マルテンサイトが5 vol %以上存在していることが必要である。なお、最軟化部の島状マルテンサイトの上限に特に制限はないが、最大で15 vol %程度である。また、第二相としては、島状マルテンサイトの他に、ベイナイトやパーライトを最大20 vol %程度含んでいてもよい。

[0027] 次に、本発明の大入熱溶接用鋼材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、鋼の強度を高める元素であり、鋼構造用の鋼材として460 MPa以上の降伏応力を確保するためには、0.03 mass %以上添加する必要がある。しかし、Cが0.10 mass %を超えると、ボンド部近傍で島状マルテンサイトが生成し易くなるため、上限は0.10 mass %とする。好ましくは0.05～0.08 mass %の範囲である。

[0028] Si：0.01～0.08 mass %

Siは、鋼を溶製する際の脱酸剤として添加される元素であり、0.01 mass %以上添加する必要がある。しかし、0.08 mass %を超えると、大入熱溶接した熱影響部のボンド部近傍に島状マルテンサイトが生成し、靱性低下を招くようになる。よって、Siは0.01～0.08 mass %の範囲とする。好ましくは0.02～0.06 mass %の範囲である。

[0029] Mn：0.8～2.0 mass %

Mnは、母材の強度を確保するために0.8mass%以上添加する必要がある。一方、2.0mass%を超えると、ボンド部近傍の靱性を著しく低下させる。よって、Mnは0.8mass%～2.0mass%の範囲とする。好ましくは1.2～1.8mass%の範囲である。

[0030] P : 0.010mass%以下

Pは、ボンド部近傍における島状マルテンサイトの生成を促進し、靱性を大きく低下させるため、0.010mass%以下に制限する。好ましくは、0.008mass%以下である。

[0031] S : 0.0005～0.0050mass%

Sは、フェライトの核生成サイトとなるMnSやCaSを形成するために必要な元素であり、0.0005mass%以上含有させる必要がある。しかし、過度に含有させると、母材の靱性低下を招くため、上限は0.0050mass%とする。

[0032] Al : 0.005～0.100mass%

Alは、鋼の脱酸の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。しかし、0.100mass%を超えて添加すると、母材の靱性のみならず、溶接金属の靱性をも低下させる。よって、Alは0.005～0.100mass%の範囲とする。好ましくは0.010～0.080mass%の範囲である。

[0033] Nb : 0.003～0.030mass%

Nbは、母材の強度を確保するのに有効な元素である。しかし、0.003mass%未満の含有量では、上記効果が小さく、一方、0.030mass%を超えて添加すると、ボンド部近傍に島状マルテンサイトが生成して靱性を低下させる。よって、Nbは0.003～0.030mass%の範囲とする。好ましくは0.008～0.020mass%の範囲である。

[0034] Ti : 0.005～0.050mass%

Tiは、溶鋼の凝固時にTiNとなって母材中に析出してオーステナイト粒の粗大化を抑制し、母材の靱性向上に寄与するとともに、Bと結合するN

を固定し、低減して固溶Bを確保し、母材の強度を確保するために有効に作用する。また、溶接熱影響部で、フェライト変態の核となって、溶接部の高靱性化に寄与する。斯かる効果を得るためには、0.005mass%以上の添加が必要である。一方、0.050mass%を超えて添加すると、析出したTiNが粗大化し、却って上記効果が得られなくなる。よって、Tiは、0.005～0.050mass%の範囲とする。好ましくは0.010～0.035mass%の範囲である。

[0035] B : 0.0003～0.0030mass%

Bは、溶接熱影響部でNとBNを生成して固溶Nを低減する。また、生成したBNは変態核となってフェライト変態を促進し、靱性を高める効果がある。そのため、Bは0.0003mass%以上含有させる。しかし、0.0030mass%を超えて添加すると、母材および熱影響部の靱性低下を招く。よって、Bは0.0003～0.0030mass%の範囲とする。好ましくは0.0008～0.0020mass%の範囲である。

[0036] N : 0.0040～0.0100mass%

Nは、TiNを生成させるために0.0040mass%以上含有させる。一方、0.0100mass%を超える添加は、熱影響部で溶接時の入熱でTiNが溶解する領域の固溶N量を増大して靱性を低下させる。よって、Nは0.0040～0.0100mass%の範囲とする。好ましくは0.0045～0.0080mass%、より好ましくは0.0050～0.0070mass%の範囲である。

[0037] Cu : 0.20～1.00mass%

Cuは、焼き入れ性を向上し、母材および溶接継手の強度確保に有効な元素である。上記効果を得るためには0.20mass%以上添加する必要がある。一方、1.00mass%を超えると、上記効果が飽和する。よって、Cuは0.20～1.00mass%の範囲とする。好ましくは0.30～0.80mass%の範囲である。

[0038] Ni : 0.20mass%超え2.00mass%以下

Niは、本発明において必須の元素であり、固溶することで母材の強度を高めるとともに、靱性を向上させる効果がある。また、Niは、固溶することで地組織の靱性を高める効果もあるため、熱影響部のボンド部近傍の靱性向上にも寄与する。上記の効果を得るためには0.20mass%超えの添加を必要とする。一方、2.0mass%を超えると、上記効果が飽和する。よって、Niは0.20mass%超え2.00mass%以下の範囲とする。好ましくは0.60～1.50mass%の範囲である。

[0039] 本発明の大入熱溶接用鋼材は、上記成分組成を満たすことに加えてさらに、上記成分が以下の関係を満たすことが必要である。

Ti/N : 2.0以上4.0未満

Ti とNの含有量の比である Ti/N は、熱影響部のボンド部近傍における TiN の微細分散状況および固溶N量に大きく影響するため、後述する(1)式で定義するA値とともに、本発明において重要な因子の一つである。 Ti/N が2.0を下回ると、固溶Nが増加して、熱影響部の靱性を低下したり、熱影響部にBNとなって析出し、焼入性を確保するのに必要なBを低減するので、最軟化部の硬さを確保することが困難となったりする。一方、4.0以上では、Nが TiN となってほぼ完全に固定され、固溶Nが減少してBNが析出しなくなったり、 Ti の硼炭化物が析出したりするため、熱影響部の靱性が大きく低下する。よって、 Ti/N は2.0以上4.0未満とする。好ましくは、2.5～3.5の範囲である。

[0040] A値 : 3～25

下記(1)式 ;

$$A = 2256 \times Ti - 7716N + 10000B \quad \cdots \cdots (1)$$

ここで、上記式中の各元素記号は、各元素の含有量(mass%)を示す。

で定義されるA値は、上記 Ti/N とともに、発明において重要な因子の一つである。

上記A値は、(1)式を書き換えると、

$$A = 10000B - (7716N - 2256 \times Ti)$$

と表されることからわかるように、鋼中に含まれるBから、Tiによって固定されていない固溶NとBNを形成して固定されるN量を差し引いた固溶B量を意味しており、TiNやBNなどの生成反応が平衡論的に進行しない場合において、固溶元素として変態に作用するB量を表す指標である。

上記A値が3以上であれば、鋼材が200kJ/cmを超える大入熱溶接の熱履歴を受けた際でも、固溶Bによる焼入れ性の向上効果が十分に発現し、最軟化部の硬さを、降伏応力が460MPa以上の鋼材における溶接継手に要求される強度確保に必要な硬さであるHV10で160以上にすることができる。しかし、A値が25を超えると、炭化物などの粗大な析出物が生成し、熱影響部のボンド部近傍の靱性が低下する。よって、本発明では、上記A値は3～25の範囲とする。好ましくは6～15の範囲である。

[0041] C_{eq} : 0.38～0.43

本発明の大入熱溶接用鋼材は、溶接時の入熱により、母材製造時に施されたTMCP等の組織制御の効果が全て無効となってしまう。そのため、溶接時の加熱・冷却によっても溶接継手の強度と靱性を両立させる必要があることから、焼入性の指標である炭素当量 C_{eq} を適正範囲に制御する必要がある、具体的には下記(2)式；

$$C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15 \dots (2)$$

ここで、上記式中の各元素記号は、それぞれの元素の含有量(mass%)を示す。

で定義される炭素当量 C_{eq} が0.38～0.43の範囲となるよう各成分の組成を制御する必要がある。

上記 C_{eq} が0.38未満では、焼入性が不足し、最軟化部の硬さが著しく低下するため、所望の溶接継手の強度を確保することができない。一方、 C_{eq} が0.43を超えると、焼入性が過剰となり、ボンド部近傍におけるフェライトの生成が抑制され、島状マルテンサイトの生成が促進されるため、十分

な靱性を確保することができなくなる。好ましい C_{eq} は0.39～0.42の範囲である。

- [0042] 本発明の大入熱溶接用鋼材は、上記に説明した必須成分に加えてさらに、強度向上などを目的として、V、CrおよびMoの中から選ばれる1種または2種以上を下記の範囲で添加することができる。

V : 0.20 mass %以下

Vは、VNとして析出し、母材の強度・靱性の向上に寄与するとともに、フェライト生成核としても作用する元素である。上記効果を発現させるためには、0.005 mass %以上添加するのが望ましい。しかし、過剰の添加は、却って靱性の低下を招くので、上限は0.20 mass %とするのが好ましい。

- [0043] Cr : 0.40 mass %以下、Mo : 0.40 mass %以下

CrおよびMoは、母材の高強度化に有効な元素であり、上記の効果を得るためには、それぞれ0.02 mass %以上添加するのが望ましい。しかし、いずれの元素も、多量の添加は、靱性に悪影響を及ぼすため、添加する場合には0.40 mass %以下とするのが好ましい。

- [0044] また、本発明の大入熱溶接用鋼材は、上記成分に加えてさらに、Mg、ZrおよびREMから選ばれる1種または2種以上を下記の範囲で添加することができる。

Mg : 0.0005～0.0050 mass %、Zr : 0.0010～0.0200 mass %、REM : 0.0010～0.0200 mass %、Ca : 0.0005～0.0050 mass %

Mg、ZrおよびREMは、いずれも、酸化物となって分散することで、靱性を改善する効果がある元素である。また、硫化物系介在物の形態制御にも有用な元素である。このような効果を発現させるには、Mgは0.0005 mass %以上、ZrおよびREMはそれぞれ0.0010 mass %以上含有させることが好ましい。

また、Mgは0.0050 mass %超え、ZrおよびREMはそれぞれ

0.0200 mass % 超え添加しても、その効果は飽和するだけである。よって、これらの元素を添加する場合は、上記範囲とするのが好ましい。

また、Ca は、硫化物系介在物の形態制御に有用な元素である。その効果を発揮させるためには、0.0005 mass % 以上添加するのが好ましい。しかし、0.0050 mass % を超えると、清浄度の低下を招き、靱性が劣化する。そこで、Ca を含有する場合には0.0005～0.0050 mass % の範囲とするのが好ましい。

本発明の大入熱溶接用鋼材は、上記の成分以外の残部は、Fe および不可避免的不純物である。

[0045] 次に、本発明の大入熱溶接用鋼材の製造方法について説明する。

本発明の大入熱溶接用鋼材は、降伏応力を460 MPa 以上とする製造方法であれば、従来公知の方法で製造することができ、特に、製造条件に制限はない。例えば、転炉や電気炉等で溶製した鋼をRH脱ガス等で二次精錬して鋼成分を上記適正範囲に調整した後、連続鑄造または造塊一分塊工程を経てスラブ等の鋼素材とする。次いで、上記鋼素材を再加熱し、熱間圧延して所望の寸法の鋼材とした後、放冷する工程を経て、あるいは、上記熱間圧延後、加速冷却、直接焼入れ－焼戻し、再加熱焼入れ－焼戻し、再加熱焼準－焼戻しなどの工程を経て製造することができる。

[0046] 上記に説明した本発明によれば、降伏応力が460 MPa 以上で、溶接入熱量が200 kJ / cm を超える大入熱溶接を施したときでも、熱影響部のボンド部近傍における島状マルテンサイトの分率を1 vol % 以下、熱影響部の最軟化部の島状マルテンサイトの分率を5 vol % 以上とすることができるので、母材の強度および靱性のみならず、溶接継手の強度および靱性にも優れる大入熱溶接用鋼材を得ることができる。

実施例

[0047] 高周波溶解炉を用いて表1のNo. 1～42に示した各種成分組成を有する鋼を実験室的に溶製し、鑄造して150 kg の鋼塊とした後、熱間圧延して厚さが120 mm の鋼片とした。次いで、上記鋼片を1150℃で2時間

加熱した後、仕上圧延温度を850～900℃とする熱間圧延して板厚60 mmとした後、板厚1／4位置における冷却速度を8℃／secとする加速冷却により板厚中心温度が350℃となるまでの冷却し、その後、放冷して厚鋼板（製品板）とした。

[0048]

[表1-1]

No.	化 学 成 分 (mass %)															Ti/N	Ceq	A值	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	B	N	Cu	Ni	V, Cr, Mo	Ca, Mg, Zr, REM	O				
1	0.065	0.05	1.54	0.008	0.0018	0.042	0.006	0.019	0.0020	0.0065	0.25	0.80	—	Mg:0.0011	0.0025	2.92	0.392	12.7	発明例
2	0.068	0.06	1.64	0.008	0.0024	0.055	0.010	0.020	0.0011	0.0059	0.35	0.78	—	—	0.0026	3.39	0.417	10.6	発明例
3	0.051	0.08	1.54	0.006	0.0022	0.036	0.012	0.019	0.0012	0.0065	0.38	0.77	—	Ca:0.0023	0.0031	2.92	0.384	4.7	発明例
4	0.051	0.06	1.64	0.009	0.0019	0.042	0.011	0.016	0.0015	0.0059	0.31	0.80	—	—	0.0024	2.71	0.398	5.6	発明例
5	0.048	0.06	1.62	0.006	0.0017	0.036	0.010	0.020	0.0014	0.0061	0.25	0.55	Cr:0.12	Ca:0.0026	0.0022	3.28	0.429	12.1	発明例
6	0.044	0.06	1.59	0.006	0.0014	0.055	0.011	0.022	0.0011	0.0061	0.29	0.65	Cr:0.20, Mo:0.05	—	0.0023	3.61	0.422	13.6	発明例
7	0.071	0.06	1.55	0.006	0.0022	0.047	0.012	0.029	0.0012	0.0076	0.25	0.65	V:0.06	—	0.0029	3.82	0.401	18.8	発明例
8	0.048	0.05	1.45	0.009	0.0023	0.039	0.023	0.018	0.0015	0.0059	0.65	0.95	—	Zr:0.0064	0.0025	3.05	0.396	10.1	発明例
9	0.068	0.06	1.68	0.007	0.0025	0.040	0.013	0.031	0.0019	0.0094	0.25	0.80	—	—	0.0021	3.30	0.418	16.4	発明例
10	0.055	0.05	1.48	0.006	0.0020	0.037	0.012	0.019	0.0014	0.0054	0.45	1.01	—	Ca:0.0016	0.0027	3.52	0.405	15.2	発明例
11	0.088	0.06	1.26	0.008	0.0017	0.032	0.011	0.020	0.0020	0.0061	0.84	0.55	—	—	0.0030	3.28	0.391	18.1	発明例
12	0.057	0.05	1.88	0.008	0.0023	0.032	0.012	0.025	0.0011	0.0071	0.25	0.45	—	REM:0.0071	0.0022	3.52	0.417	12.6	発明例
13	0.045	0.06	1.66	0.009	0.0016	0.010	0.008	0.038	0.0024	0.0098	0.45	0.89	—	—	0.0031	3.88	0.411	18.2	発明例
14	0.064	0.06	1.56	0.006	0.0019	0.016	0.020	0.02	0.0018	0.0074	0.35	1.14	—	—	0.0026	2.70	0.423	6.0	発明例
15	0.050	0.07	1.20	0.008	0.0008	0.032	0.016	0.023	0.0018	0.0085	0.80	0.85	Cr:0.21	—	0.0029	2.71	0.402	4.3	発明例
16	0.094	0.04	1.45	0.005	0.0015	0.054	0.005	0.021	0.0017	0.0067	0.72	0.60	—	—	0.0033	3.13	0.424	12.7	発明例
17	0.080	0.06	1.13	0.006	0.0021	0.032	0.026	0.026	0.0019	0.0071	0.69	1.64	—	—	0.0024	3.66	0.424	22.3	発明例
18	0.070	0.04	1.09	0.006	0.0010	0.019	0.024	0.027	0.0005	0.0081	0.41	1.85	—	—	0.0022	3.33	0.402	15.8	発明例
19	0.034	0.09	1.60	0.006	0.0014	0.021	0.026	0.011	0.0024	0.005	0.81	0.60	—	Ca:0.0018	0.0029	2.20	0.395	10.2	発明例
20	0.087	0.04	1.12	0.006	0.0013	0.074	0.008	0.033	0.001	0.0084	0.56	1.71	—	—	0.0015	3.93	0.425	19.7	発明例
21	0.071	0.04	1.80	0.007	0.0019	0.051	0.016	0.011	0.0022	0.0045	0.54	0.25	—	—	0.0029	2.44	0.424	12.1	発明例

[0049] [表1-2]

No.	化 学 成 分 (mass %)															Ti/N	Ceq	Δ值	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	B	N	Cu	Ni	V, Cr, Mo	Ca, Mg, Zr, REM	O				
22	0.121	0.06	1.42	0.009	0.0025	0.045	0.011	0.022	0.0014	0.0064	0.25	0.80	—	—	0.0021	3.44	0.428	14.2	比較例
23	0.035	0.07	2.45	0.007	0.0019	0.005	0.009	0.021	0.0011	0.0062	0.25	0.45	—	—	0.0023	3.39	0.490	10.5	比較例
24	0.063	0.16	1.45	0.009	0.0021	0.037	0.008	0.018	0.0012	0.0051	0.40	0.95	—	—	0.0028	3.53	0.395	13.3	比較例
25	0.050	0.05	1.23	0.008	0.0026	0.044	0.011	0.021	0.0015	0.0056	0.25	0.55	Cr:0.60	Ca:0.0020	0.0025	3.75	0.428	19.2	比較例
26	0.047	0.06	1.74	0.025	0.0019	0.038	0.008	0.023	0.0018	0.0074	0.25	0.65	—	Ca:0.0021	0.0028	3.11	0.397	12.8	比較例
27	0.052	0.05	1.61	0.004	0.0024	0.033	0.015	0.064	0.0011	0.0076	0.35	0.80	—	—	0.0026	8.42	0.397	96.7	比較例
28	0.054	0.05	1.66	0.006	0.0035	0.048	0.012	0.002	0.0014	0.0065	0.25	0.50	—	—	0.0024	0.31	0.381	-31.6	比較例
29	0.052	0.08	1.49	0.009	0.0018	0.037	0.013	0.033	0.0001	0.0083	0.40	0.80	—	—	0.0021	3.98	0.380	11.4	比較例
30	0.056	0.08	1.53	0.006	0.0022	0.042	0.011	0.016	0.0045	0.0060	0.45	0.95	—	—	0.0021	2.67	0.404	34.8	比較例
31	0.056	0.06	1.59	0.007	0.0023	0.048	0.043	0.017	0.0018	0.0054	0.30	0.65	—	Ca:0.0019	0.0023	3.15	0.384	14.7	比較例
32	0.049	0.07	1.44	0.006	0.0017	0.051	0.001	0.021	0.0012	0.0062	0.35	1.20	—	Ca:0.0023	0.0023	3.39	0.392	11.5	比較例
33	0.061	0.04	1.46	0.003	0.0020	0.041	0.013	0.018	0.0012	0.0178	0.50	0.70	—	—	0.0027	1.01	0.384	-84.7	比較例
34	0.059	0.03	1.59	0.004	0.0016	0.054	0.011	0.019	0.0014	0.0021	0.44	0.65	—	Ca:0.0026	0.0026	9.05	0.397	40.7	比較例
35	0.070	0.06	1.58	0.003	0.0022	0.037	0.012	0.015	0.0014	0.0054	0.12	0.65	—	—	0.0024	2.78	0.385	6.2	比較例
36	0.065	0.05	1.61	0.006	0.0031	0.049	0.014	0.015	0.0018	0.0061	0.55	0.15	—	—	0.0026	2.46	0.380	4.8	比較例
37	0.059	0.06	1.70	0.005	0.0026	0.051	0.016	0.018	0.0015	0.0051	0.45	0.60	Cr:0.20	—	0.0024	3.53	0.452	16.3	比較例
38	0.051	0.04	1.34	0.006	0.0021	0.052	0.014	0.012	0.0026	0.0032	0.60	0.80	Cr:0.20	—	0.0019	3.75	0.408	28.4	比較例
39	0.065	0.01	1.39	0.009	0.0018	0.025	0.016	0.026	0.0011	0.0089	0.35	0.85	Mo:0.10	Ca:0.0026	0.0020	2.92	0.397	1.0	比較例
40	0.055	0.05	1.84	0.005	0.0024	0.025	0.019	0.024	0.0006	0.0055	0.30	0.41	—	—	0.0020	4.36	0.409	17.7	比較例
41	0.068	0.03	1.66	0.004	0.0031	0.025	0.017	0.013	0.0029	0.0069	0.30	0.85	—	—	0.0020	1.88	0.421	5.1	比較例
42	0.035	0.06	1.33	0.004	0.0022	0.048	0.016	0.018	0.0020	0.0068	0.30	0.65	Cr:0.20	—	0.0016	2.65	0.360	8.1	比較例

[0050] 斯くして得た上記の厚鋼板を以下の評価試験に供した。

＜母材の強度測定＞

厚鋼板の板厚 1 / 4 位置から、板幅方向を試験片長手方向とし、平行部が 14 mm ϕ $\times$ 85 mm、標点間距離が 70 mm の丸棒引張試験片を採取して引張試験を行い、母材の強度（降伏応力 Y S、引張強さ T S）を測定した。

＜熱影響部の最軟化部の硬さ測定および組織評価＞

上記厚鋼板から 3 mm ϕ $\times$ 10 mm の小型試料を採取し、A c₃変態点直上のオーステナイト域に相当する 900℃ に加熱後、800～500℃ 間を 390 sec で冷却する熱処理を施した後、J I S Z 2244（1998）に規定される方法でビッカース硬さ H V 10 を 5 点測定し、そのうちの最も低い硬さを最軟化部の硬さとし、160 以上の硬さのものを合格とした。

次いで、上記硬さ測定後の小型試料の断面をナイトールでエッチングして組織を現出した後、走査型電子顕微鏡 S E M を用いて 1000 倍で 3 視野の組織写真を撮影し、それらを画像解析してマルテンサイトの面積分率を求め、その平均値を最軟化部のマルテンサイト分率とした。

＜熱影響部のボンド部近傍の靱性および組織評価＞

上記の厚鋼板から幅 80 mm $\times$ 長さ 80 mm $\times$ 厚さ 15 mm のサンプルを採取し、1450℃ に加熱した後、800～500℃ 間を 390 sec で冷却する熱処理を施した。上記熱処理は、入熱量が 500 k J / c m のエレクトロガス溶接によって熱影響部が受ける熱履歴に相当する。

次いで、上記サンプルから、長手方向が圧延方向と平行となるようにして 2 mm V ノッチシャルピー試験片を採取し、-100～40℃ の温度範囲でシャルピー衝撃試験を行い、延性破面率が 50% となる破面遷移温度 v T r s を求め、-40℃ 以下のものを合格と評価した。

また、上記熱処理後のサンプルの断面をナイトールでエッチングして組織を現出した後、走査型電子顕微鏡 S E M を用いて 1000 倍で 3 視野の組織写真を撮影し、それらを画像解析して島状マルテンサイトの面積分率を求め、その平均値をボンド部近傍の島状マルテンサイト分率とした。

[0051] 上記測定の結果を表2に示した。この結果から、発明例のNo. 1～21の厚鋼板は、母材の降伏応力YSが460MPa以上、引張強さTSが570MPa以上であることから、所望の母材強度が得られていること、また、熱影響部のボンド部近傍のマルテンサイト分率が1vol%未満、靱性vTrsが－40℃以下で、かつ、熱影響部の最軟化部のマルテンサイト分率が5～15vol%、硬さHV10が160以上であることから、大入熱溶接後の熱影響部の靱性および強度特性にも優れている。

これに対して、鋼の成分組成が本発明の範囲外である比較例のNo. 22～42の厚鋼板は、降伏応力YS、ボンド部近傍の靱性vTrsおよび最軟化部の硬さのうちのいずれか1以上の特性が本発明例の厚鋼板より低位となっていることがわかる。

[0052]

[表2]

No.	母材強度特性		熱影響部特性				備 考
	Y S (MPa)	T S (MPa)	ボルト部近傍		最軟化部		
			島状マルテンサイト 体積率 (vol%)	靱性vTrs (℃)	島状マルテンサイト 体積率 (vol%)	硬さ (HV10))	
1	499	611	0.2	60	9	164	発明例
2	512	631	0.1	-55	9	165	発明例
3	497	591	0.2	-60	6	178	発明例
4	499	610	0.2	-60	7	162	発明例
5	522	642	0.4	-50	9	168	発明例
6	521	638	0.1	-60	10	164	発明例
7	538	621	0.8	-40	12	164	発明例
8	489	613	0.6	-45	10	172	発明例
9	485	611	0.5	-40	11	169	発明例
10	512	621	0.6	-40	11	167	発明例
11	512	618	0.3	-45	13	171	発明例
12	546	632	0.1	-55	10	168	発明例
13	521	650	0.7	-40	12	172	発明例
14	519	637	0.4	-50	10	168	発明例
15	508	614	0.6	-45	6	162	発明例
16	530	631	0.6	-45	11	165	発明例
17	516	641	0.5	-45	10	165	発明例
18	509	611	0.4	45	12	170	発明例
19	499	605	0.3	-50	11	170	発明例
20	526	622	0.4	-50	12	171	発明例
21	524	631	0.5	-45	11	168	発明例
22	602	725	3.1	10	12	186	比較例
23	556	701	2.6	0	8	165	比較例
24	489	615	1.6	-15	9	164	比較例
25	522	648	1.5	-10	11	169	比較例
26	503	668	2.2	15	10	167	比較例
27	493	702	2.1	-5	18	177	比較例
28	465	598	0.9	15	8	164	比較例
29	438	551	0.2	-20	2	149	比較例
30	498	689	0.3	20	14	178	比較例
31	560	735	2.5	20	19	180	比較例
32	426	519	0.2	-55	2	148	比較例
33	452	557	0.3	25	4	151	比較例
34	501	618	0.2	10	8	164	比較例
35	435	534	0.2	-55	4	145	比較例
36	448	567	0.2	-25	4	155	比較例
37	536	684	1.8	-5	13	184	比較例
38	498	622	0.3	-5	13	168	比較例
39	467	581	0.2	-50	3	148	比較例
40	488	603	1.5	-10	11	171	比較例
41	498	621	0.4	-5	7	165	比較例
42	464	576	0.1	-55	3	139	比較例

請求の範囲

[請求項1] C : 0.03~0.10 mass%、Si : 0.01~0.08 mass%、Mn : 0.8~2.0 mass%、P : 0.010 mass%以下、S : 0.0005~0.0050 mass%、Al : 0.005~0.100 mass%、Nb : 0.003~0.030 mass%、Ti : 0.005~0.050 mass%、Cu : 0.20~1.00 mass%以下、Ni : 0.20 mass%を超え2.00 mass%以下、N : 0.0040~0.0100 mass%およびB : 0.0003~0.0030 mass%を含有し、TiとNの含有量比Ti/Nが2.0以上4.0未満で、下記(1)式で定義されるA値が3~25の範囲、および、下記(2)式で定義される C_{eq} が0.38~0.43の範囲にあり、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し、降伏応力が460 MPa以上で、溶接入熱量が200 kJ/cmを超える大入熱溶接を施したときの熱影響部のボンド部近傍における島状マルテンサイトが1 vol%以下、かつ、熱影響部の最軟化部における島状マルテンサイトが5 vol%以上であることを特徴とする大入熱溶接用鋼材。

記

$$A = 2256 \times Ti - 7716N + 10000B \quad \cdots (1)$$

$$C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15 \quad \cdots (2)$$

ここで、上記(1)式および(2)式中の各元素記号は、それぞれの元素の含有量(mass%)を示す。

[請求項2] 上記成分組成に加えてさらに、V : 0.20 mass%以下、Cr : 0.40 mass%以下およびMo : 0.40 mass%以下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を特徴とする請求項1に記載の大入熱溶接用鋼材。

[請求項3] 上記成分組成に加えてさらに、Mg : 0.0005~0.0050 m

mass%、Zr: 0.0010~0.0200mass%、REM:
0.0010~0.0200mass%およびCa: 0.0005~
0.0050mass%のうちから選ばれる1種または2種以上を
含有することを特徴とする請求項1または2に記載の大入熱溶接用鋼材
。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/078974

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/16(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, B23K9/23(2006.01)n

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-38/60, C22C38/58, B23K9/23

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	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

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 2011-74403 A (JFE Steel Corp.), 14 April 2011 (14.04.2011), claims; paragraphs [0001], [0020], [0022], [0045] to [0048]; table 1, steel no.3; table 2, steel no.3 (Family: none)	3 1-2
A	WO 2013/108419 A1 (JFE Steel Corp.), 25 July 2013 (25.07.2013), claims; paragraph [0001]; tables 1-1, 1-2, 2 to 4 & EP 2806042 A1 claims; paragraph [0001]; tables 1-1, 1-2, 2 to 4 & CN 104066858 A & JP 2012-162801 A	1-3

☒ 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 January 2016 (07.01.16)

Date of mailing of the international search report
19 January 2016 (19.01.16)

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

International application No.

PCT/JP2015/078974

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2012-162793 A (JFE Steel Corp.), 30 August 2012 (30.08.2012), claims; paragraph [0001]; tables 1, 2 (Family: none)	1-3
A	WO 2013/088715 A1 (JFE Steel Corp.), 20 June 2013 (20.06.2013), claims; paragraph [0001]; tables 1, 2 & CN 103987869 A	1-3
A	JP 2014-31544 A (JFE Steel Corp.), 20 February 2014 (20.02.2014), claims; paragraph [0001]; tables 1, 2 (Family: none)	1-3
P, A	WO 2015/141203 A1 (JFE Steel Corp.), 24 September 2015 (24.09.2015), claims; paragraph [0001]; tables 1, 3 (Family: none)	1-3

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/16(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, B23K9/23(2006.01)n

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C22C38/58, B23K9/23

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	1971-2016年
日本国実用新案登録公報	1996-2016年
日本国登録実用新案公報	1994-2016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 2011-74403 A（J F E スチール株式会社）2011.04.14, 特許請求の範囲, [0001], [0020], [0022], [0045] - [0048], 表1の鋼番3, 表2の鋼番3（ファミリーなし）	3 1-2
A	W0 2013/108419 A1（J F E スチール株式会社）2013.07.25, 請求の範囲, [0001], 表1-1, 表1-2, 表2-表4 & EP 2806042 A1, Claims, [0001], Table1-1, Table1-2, Table2-Table4 & CN 104066858 A & JP 2012-162801 A	1-3

☑ 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

07.01.2016

国際調査報告の発送日

19.01.2016

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（ISA/J P）

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

鈴木 毅

4 K

9154

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
A	JP 2012-162793 A (J F E スチール株式会社) 2012. 08. 30, 特許請求の範囲, [0 0 0 1], 表 1, 表 2 (ファミリーなし)	1 - 3
A	WO 2013/088715 A1 (J F E スチール株式会社) 2013. 06. 20, 請求の範囲, [0 0 0 1], 表 1, 表 2 & CN 103987869 A	1 - 3
A	JP 2014-31544 A (J F E スチール株式会社) 2014. 02. 20, 特許請求の範囲, [0 0 0 1], 表 1, 表 2 (ファミリーなし)	1 - 3
P, A	WO 2015/141203 A1 (J F E スチール株式会社) 2015. 09. 24, 請求の範囲, [0 0 0 1], 表 1, 表 3 (ファミリーなし)	1 - 3