

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第3895686号
(P3895686)

(45) 発行日 平成19年3月22日(2007.3.22)

(24) 登録日 平成18年12月22日(2006.12.22)

| | | |
|--------------------------|---------------|---------|
| (51) Int. Cl. | F I | |
| C 2 2 C 38/00 (2006.01) | C 2 2 C 38/00 | 3 O 1 B |
| C 2 2 C 38/14 (2006.01) | C 2 2 C 38/14 | |
| C 2 2 C 38/60 (2006.01) | C 2 2 C 38/60 | |
| C 2 1 D 8/02 (2006.01) | C 2 1 D 8/02 | B |
| C 2 1 C 7/06 (2006.01) | C 2 1 C 7/06 | |
| 請求項の数 19 (全 32 頁) 最終頁に続く | | |

| | | | |
|---------------|-------------------------------|-----------|---------------------|
| (21) 出願番号 | 特願2002-546782 (P2002-546782) | (73) 特許権者 | 502258417 |
| (86) (22) 出願日 | 平成13年11月20日(2001.11.20) | | ポスコ |
| (65) 公表番号 | 特表2004-514792 (P2004-514792A) | | 大韓民国、790-300、キョンサンブ |
| (43) 公表日 | 平成16年5月20日(2004.5.20) | | ックード、ポーハンダグーシ、ナンク、コ |
| (86) 国際出願番号 | PCT/KR2001/001985 | | ードンードン 1 |
| (87) 国際公開番号 | W02002/044436 | (74) 代理人 | 100102532 |
| (87) 国際公開日 | 平成14年6月6日(2002.6.6) | | 弁理士 好宮 幹夫 |
| 審査請求日 | 平成14年8月1日(2002.8.1) | (72) 発明者 | ジェオン ホン チュル |
| (31) 優先権主張番号 | 2000/72238 | | 大韓民国、790-300、キョンサンブ |
| (32) 優先日 | 平成12年12月1日(2000.12.1) | | ックード、ポーハンダグーシ、ナンク、コ |
| (33) 優先権主張国 | 韓国 (KR) | | ードンードン 1 ポスコ内 |
| (31) 優先権主張番号 | 2000/72845 | (72) 発明者 | チョイ ハエ チャン |
| (32) 優先日 | 平成12年12月4日(2000.12.4) | | 大韓民国、790-300、キョンサンブ |
| (33) 優先権主張国 | 韓国 (KR) | | ックード、ポーハンダグーシ、ナンク、コ |
| | | | ードンードン 1 ポスコ内 |
| | | | 最終頁に続く |

(54) 【発明の名称】 溶接構造物用のTiN+MnSを析出させている鋼板、及びそれを製造するための方法、並びにそれを用いる溶接構造物

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

TiNとMnSの微細な複合析出物を有する溶接構造用鋼材であって、重量%で、0.03~0.17%のC、0.01~0.5%のSi、1.0~2.5%のMn、0.005~0.2%のTi、0.0005~0.1%のAl、0.008~0.030%のN、0.0003~0.01%のB、0.001~0.2%のW、0.03%以下のP、0.003~0.05%のS、0.005%以下のO、及び残部Feと不可避的不純物を含むとともに $1.2 \leq \frac{Ti}{N} \leq 2.5$ 、 $10 \leq \frac{N}{B} \leq 40$ 、 $2.5 \leq \frac{Al}{N} \leq 7$ 、 $6.5 \leq \frac{(Ti + 2Al + 4B)}{N} \leq 14$ 、及び $200 \leq \frac{Mn}{S} \leq 400$ の条件を満たし、20μm以下の粒径を有するフェライトとパーライトの複合組織からなる微細組織を有することを特徴とする溶接構造用鋼材。

【請求項2】

さらに0.01~0.2%のVを含むとともに $0.3 \leq \frac{V}{N} \leq 9$ 及び $7 \leq \frac{(Ti + 2Al + 4B + V)}{N} \leq 17$ の条件を満たすことを特徴とする請求項1に記載の溶接構造用鋼材。

【請求項3】

さらにNi:0.1~3.0%、Cu:0.1~1.5%、Nb:0.01~0.1%、Mo:0.05~1.0%及びCr:0.05~1.0%からなる群から選択される1以上を含むことを特徴とする請求項1に記載の溶接構造用鋼材。

【請求項4】

さらに $Ca: 0.0005 \sim 0.005\%$ 及び $REM: 0.005 \sim 0.05\%$ の一つまたは両方を含むことを特徴とする請求項 1 に記載の溶接構造用鋼材。

【請求項 5】

$0.01 \sim 0.1 \mu m$ の粒径を有する TiN と MnS の複合析出物が、 $1.0 \times 10^7 / mm^2$ 以上の密度及び $0.5 \mu m$ 以下の間隔で分散されていることを特徴とする請求項 1 に記載の溶接構造用鋼材。

【請求項 6】

TiN と MnS の微細な複合析出物を有する溶接構造用鋼材を製造するための方法であって、

重量%で、 $0.03 \sim 0.17\%$ の C 、 $0.01 \sim 0.5\%$ の Si 、 $1.0 \sim 2.5\%$ の Mn 、 $0.005 \sim 0.2\%$ の Ti 、 $0.0005 \sim 0.1\%$ の Al 、 $0.008 \sim 0.030\%$ の N 、 $0.0003 \sim 0.01\%$ の B 、 $0.001 \sim 0.2\%$ の W 、 0.03% 以下の P 、 $0.003 \sim 0.05\%$ の S 、 0.005% 以下の O 、及び残部 Fe と不可避免的不純物を含むとともに $1.2 \leq Ti/N \leq 2.5$ 、 $10 \leq N/B \leq 40$ 、 $2.5 \leq Al/N \leq 7$ 、 $6.5 \leq (Ti + 2Al + 4B)/N \leq 14$ 、及び $220 \leq Mn/S \leq 400$ の条件を満たす鋼スラブを作製し、

該鋼スラブを $1000 \sim 1250$ の範囲の温度で $60 \sim 180$ 分間加熱し、

該加熱した鋼スラブをオーステナイト再結晶領域において 40% 以上の厚さ減少率で熱間圧延して熱延鋼板を製造し、

該熱延鋼板をフェライト変態終了温度から ± 10 に相当する温度まで 1 / min 以上の速度で冷却する

工程を含むことを特徴とする溶接構造用鋼材の製造方法。

【請求項 7】

スラブが、さらに $0.01 \sim 0.2\%$ の V を含むとともに $0.3 \leq V/N \leq 9$ 及び $7 \leq (Ti + 2Al + 4B + V)/N \leq 17$ の条件を満たすことを特徴とする請求項 6 に記載の方法。

【請求項 8】

スラブが、さらに $Ni: 0.1 \sim 3.0\%$ 、 $Cu: 0.1 \sim 1.5\%$ 、 $Nb: 0.01 \sim 0.1\%$ 、 $Mo: 0.05 \sim 1.0\%$ 及び $Cr: 0.05 \sim 1.0\%$ からなる群から選択される 1 以上を含むことを特徴とする請求項 6 に記載の方法。

【請求項 9】

スラブが、さらに $Ca: 0.0005 \sim 0.005\%$ 及び $REM: 0.005 \sim 0.05\%$ の一つまたは両方を含むことを特徴とする請求項 6 に記載の方法。

【請求項 10】

スラブの作製が、溶鋼に、 Ti よりも高い脱酸効果を有する脱酸元素を添加して、それによって、溶鋼を $30 ppm$ 以下の溶存酸素量を有するように脱酸し、 Ti を $0.005 \sim 0.2\%$ の含有量を有するように 10 分以内に添加し、そして、この溶鋼を鑄造することによって行われることを特徴とする請求項 6 に記載の方法。

【請求項 11】

脱酸が、 Mn 、 Si の順で行われた後、 Ti よりも高い脱酸効果を有する Al を添加して脱酸が行われることを特徴とする請求項 10 に記載の方法。

【請求項 12】

溶鋼が連続鑄造工程により $0.9 \sim 1.1 m/min$ の速度で鑄造されるとともに 2 次冷却帯で $0.3 \sim 0.35 l/kg$ の散水量で弱冷却されることを特徴とする請求項 10 に記載の方法。

【請求項 13】

TiN と MnS の微細な複合析出物を有する溶接構造用鋼材を製造するための方法であって、

重量%で、 $0.03 \sim 0.17\%$ の C 、 $0.01 \sim 0.5\%$ の Si 、 $1.0 \sim 2.5\%$ の Mn 、 $0.005 \sim 0.2\%$ の Ti 、 $0.0005 \sim 0.1\%$ の Al 、 0.005% 以

下のN、0.0003～0.01%のB、0.001～0.2%のW、0.03%以下のP、0.003～0.05%のS、0.005%以下のO、及び残部Feと不可避免的不純物を含むとともに $220 \text{ Mn} / \text{S} \leq 400$ の条件を満たす鋼スラブを作製し、

該鋼スラブを1000～1250の範囲の温度で60～180分間加熱するとともに、鋼スラブのN含有量を0.008～0.03%となるように制御するために、また $1.2 \text{ Ti} / \text{N} \leq 2.5$ 、 $10 \text{ N} / \text{B} \leq 40$ 、 $2.5 \text{ Al} / \text{N} \leq 7$ 、及び $6.5 (\text{Ti} + 2 \text{ Al} + 4 \text{ B}) / \text{N} \leq 14$ の条件を満たすために、鋼スラブを窒素と化合させ、

該窒素と化合させた鋼スラブをオーステナイト再結晶領域において40%以上の厚さ減少率で熱間圧延して熱延鋼板を製造し、

該熱延鋼板をフェライト変態終了温度から ± 10 に相当する温度まで1/min以上の速度で冷却する
工程を含むことを特徴とする溶接構造用鋼材の製造方法。 10

【請求項14】

スラブが、さらに0.01～0.2%のVを含むとともに $0.3 \text{ V} / \text{N} \leq 9$ 及び $7 (\text{Ti} + 2 \text{ Al} + 4 \text{ B} + \text{V}) / \text{N} \leq 17$ の条件を満たすことを特徴とする請求項13に記載の方法。

【請求項15】

スラブが、さらにNi:0.1～3.0%、Nb:0.01～0.1%、Mo:0.05～1.0%及びCr:0.05～1.0%からなる群から選択される1以上を含むことを特徴とする請求項13に記載の方法。 20

【請求項16】

スラブが、さらにCa:0.0005～0.005%及びREM:0.005～0.05%の一つまたは両方を含むことを特徴とする請求項13に記載の方法。

【請求項17】

スラブの作製が、溶鋼に、Tiよりも高い脱酸効果を有する脱酸元素を添加して、それによって、溶鋼を30ppm以下の溶存酸素量を有するように脱酸し、Tiを0.005～0.2%の含有量を有するように10分以内に添加し、そして、この溶鋼を铸造することによって行われることを特徴とする請求項13に記載の方法。

【請求項18】

脱酸が、Mn、Siの順で行われた後、Tiよりも高い脱酸効果を有するAlを添加して脱酸が行われることを特徴とする請求項17に記載の方法。 30

【請求項19】

請求項1ないし請求項5のいずれか一項に記載の溶接構造用鋼材を用いて製造された優れた熱影響部靱性を有する溶接構造物。

【発明の詳細な説明】

【0001】

技術分野

本発明は、建造物、橋梁、船舶建造物、海洋構造物、鋼管、ラインパイプ等の使用に適した構造用鋼材に関する。より具体的に述べると、本発明は、MnSがTiNを囲むように分散されたTiNとMnSの微細な複合析出物を使用して製造され、それによって、熱影響部において向上した靱性及び強度を同時に示すことのできる溶接構造用鋼材に関する。また、本発明は、その溶接構造用鋼材を製造するための方法、及びその溶接構造用鋼材を用いる溶接建造物に関するものである。 40

【0002】

背景技術

近年、ビルやその他の構造物の高さまたは大きさが大きくなるにつれ、大きなサイズを有する鋼材がますます用いられてきている。すなわち、厚い鋼材がますます用いられてきている。そのような厚い鋼材を溶接するために、高効率の溶接工程を用いることが必要である。厚い鋼材のための溶接技術として、ワンパス溶接を可能にする入熱サブマージ溶接工程及びエレクトロ溶接工程が広く用いられている。また、ワンパス溶接を可能にする入熱 50

溶接工程は、25 mm以上の厚さを有する鋼板の溶接を必要とする船舶建造物や橋梁にも適用される。一般に、より大きな入熱量で、溶接される金属の量が増加するために、溶接パスの数を減少させることができる。したがって、入熱溶接工程が適用できる場合には、溶接効率の点において利点がある。すなわち、大きな入熱を用いる溶接工程の場合は、その用途を広げることができる。一般的に、溶接工程で用いられる入熱は、100～200 kJ/cmの範囲である。さらに50 mm以上の厚さまで厚くした鋼板を溶接するためには、200 kJ/cmから500 kJ/cmに及ぶ超大入熱を用いることが必要である。

【0003】

大入熱が鋼材に適用される場合、熱影響部、特に溶融境界付近に配列したその部分は、溶接入熱によって鋼材の融点に近い温度に加熱される。その結果、熱影響部で粒子の成長が生じ、粗大化した粒子組織が形成される。さらに、鋼材に冷却工程が施されると、ベイナイトやマルテンサイトのような低下した靱性を有する微細な組織が形成されることがある。このように、熱影響部は低下した靱性を示すサイトである。

10

【0004】

そのような溶接組織の所望の安定性を確保するため、溶接組織が微細な組織を維持できるように、熱影響部でのオーステナイト粒子の成長を抑制することが必要である。この要件を満足させる方法として知られているのは、溶接工程中に熱影響部での粒子の成長を遅らせるために、高温で安定な酸化物またはTiベースの窒化炭素を鋼中に適切に分散させる技術である。そのような技術は、特開平12-226633号、特開平11-140582号、特開平10-298708号、特開平10-298706号、特開平9-194990号、特開平9-324238号、特開平8-60292号、特開昭60-245768号、特開平5-186848号、特開昭58-31065号、特開昭61-797456号、特開昭64-15320号の公報、及びJournal of Japanese Welding Society, Vol. 52, No. 2, pp 49に開示されている。

20

【0005】

特開平11-140582号公報に開示されている技術は、TiNの析出物を用いる技術の代表的な一つである。この技術は、0で約200 Jの衝撃靱性を示す構造用鋼を提案している（マトリックスの場合、約300 J）。この技術によれば、0.05 μm以下の粒径を有するTiN析出物を $5.8 \times 10^3 / \text{mm}^2 \sim 8.1 \times 10^4 / \text{mm}^2$ の密度で形成するとともに、0.03～0.2 μmの粒径を有するTiN析出物を $3.9 \times 10^3 / \text{mm}^2 \sim 6.2 \times 10^4 / \text{mm}^2$ の密度で形成できるように、Ti/Nの比は4～12となるように制御され、それによって、溶接サイトで所望の靱性を確保する。しかしながら、この技術によれば、入熱溶接工程が適用される場合に、マトリックス及び熱影響部の両方で実質的に低い靱性を示す。例えば、マトリックス及び熱影響部は、0で、320 J及び220 Jの衝撃靱性を示す。さらに、マトリックスと熱影響部とは約100 J程度の大きな靱性の差があるため、厚い鋼材に超大入熱を用いる溶接工程を施すことによって得られる鋼建造物に対して、所望の信頼性を確保することが困難である。その上、所望のTiN析出物を得るために、この技術は、1050以上の温度でスラブを加熱し、その加熱したスラブを焼入れし、その焼入れしたスラブをその後の熱間圧延工程のために再び加熱する工程を含む。そのような二重の加熱処理によって、製造コストの増加が生じる。

30

40

【0006】

特開平9-194990号公報は、Al、Mn、及びSiを含む複合酸化物を形成するために、低窒素鋼（N 0.005%）におけるAlとOとの比が0.3～1.5の範囲（0.3 Al/O 1.5）内になるように制御される技術が開示されている。しかしながら、この技術による鋼材は、約100 kJ/cmの大入熱を用いる溶接工程時に、熱影響部での遷移温度が約-50のレベルに相当するため、靱性が低い。また、特開平10-298708号公報は、MgOとTiNの複合析出物を利用する技術が開示されている。しかしながら、この技術による鋼材は、約100 kJ/cmの大入熱を用いる溶接工程

50

時に、熱影響部における 0 での衝撃靱性が 130 J 程と低い。

【0007】

大入熱を用いる溶接工程が適用される場合に、TiN析出物及びAlベースの酸化物を用いて熱影響部靱性を向上させるための多くの技術がある。しかしながら、超大入熱を用いる溶接工程が1350 以上で長時間行われる場合に、熱影響部の靱性を著しく向上させることのできる技術はない。

【0008】

発明の開示

したがって、本発明の目的は、溶接構造用鋼材であって、TiNとMnSの複合析出物がMnSがTiN析出物を囲むように分散され、それによって、熱影響部の靱性及び強度（または硬さ）の両方を向上させるとともにマトリックスと熱影響部との靱性の差を最小限にすることのできる溶接構造用鋼材、その溶接構造用鋼材を製造するための方法、及びその溶接構造用鋼材を用いる溶接構造物を提供することにある。

【0009】

一つの態様によれば、本発明は、TiNとMnSの微細な複合析出物を有する溶接構造用鋼材であって、重量%で、0.03～0.17%のC、0.01～0.5%のSi、1.0～2.5%のMn、0.005～0.2%のTi、0.0005～0.1%のAl、0.008～0.030%のN、0.0003～0.01%のB、0.001～0.2%のW、0.03%以下のP、0.003～0.05%のS、0.005%以下のO、及び残部Feと不可避的不純物を含むとともに $1.2 \leq Ti/N \leq 2.5$ 、 $10 \leq N/B \leq 40$ 、 $2.5 \leq Al/N \leq 7$ 、 $6.5 \leq (Ti + 2Al + 4B)/N \leq 14$ 、及び $200 \leq Mn/S \leq 400$ の条件を満たし、20 μm以下の粒径を有するフェライトとパーライトの複合組織からなる微細組織を有することを特徴とする溶接構造用鋼材を提供する。

【0010】

別の態様によれば、本発明は、TiNとMnSの微細な複合析出物を有する溶接構造用鋼材を製造するための方法であって、

重量%で、0.03～0.17%のC、0.01～0.5%のSi、1.0～2.5%のMn、0.005～0.2%のTi、0.0005～0.1%のAl、0.008～0.030%のN、0.0003～0.01%のB、0.001～0.2%のW、0.03%以下のP、0.003～0.05%のS、0.005%以下のO、及び残部Feと不可避的不純物を含むとともに $1.2 \leq Ti/N \leq 2.5$ 、 $10 \leq N/B \leq 40$ 、 $2.5 \leq Al/N \leq 7$ 、 $6.5 \leq (Ti + 2Al + 4B)/N \leq 14$ 、及び $200 \leq Mn/S \leq 400$ の条件を満たす鋼スラブを作製し、

該鋼スラブを1000～1250 の範囲の温度で60～180分間加熱し、

該加熱した鋼スラブをオーステナイト再結晶領域において40%以上の厚さ減少率で熱間圧延し、

該熱間圧延した鋼スラブをフェライト変態終了温度から±10 に相当する温度まで1/min以上の速度で冷却する

工程を含むことを特徴とする溶接構造用鋼材の製造方法を提供する。

【0011】

別の態様によれば、本発明は、TiNとMnSの微細な複合析出物を有する溶接構造用鋼材を製造するための方法であって、

重量%で、0.03～0.17%のC、0.01～0.5%のSi、1.0～2.5%のMn、0.005～0.2%のTi、0.0005～0.1%のAl、0.005%以下のN、0.0003～0.01%のB、0.001～0.2%のW、0.03%以下のP、0.003～0.05%のS、0.005%以下のO、及び残部Feと不可避的不純物を含むとともに $200 \leq Mn/S \leq 400$ の条件を満たす鋼スラブを作製し、

該鋼スラブを1000～1250 の範囲の温度で60～180分間加熱するとともに、鋼スラブのN含有量を0.008～0.03%となるように制御するために、及び $1.2 \leq Ti/N \leq 2.5$ 、 $10 \leq N/B \leq 40$ 、 $2.5 \leq Al/N \leq 7$ 、及び $6.5 \leq (Ti + 2Al + 4B)/N \leq 14$ 、及び $200 \leq Mn/S \leq 400$ の条件を満たす鋼スラブを作製し、

10

20

30

40

50

$Ti + 2Al + 4B) / N \leq 14$ の条件を満たすために、鋼スラブを窒素と化合させ、該窒素と化合させた鋼スラブをオーステナイト再結晶領域において 40% 以上の厚さ減少率で熱間圧延し、

該熱間圧延した鋼スラブをフェライト変態終了温度から ± 10 に相当する温度まで $1 / \text{min}$ 以上の速度で冷却する

工程を含むことを特徴とする溶接構造用鋼材の製造方法を提供する。

【0012】

別の態様によれば、本発明は、上記に記載した溶接構造用鋼材のいずれか一つを用いて製造された優れた熱影響部靱性を有する溶接構造物を提供する。

【0013】

発明を実施するための最良の形態

以下に、本発明を詳細に説明する。

本明細書において、“プライアオーステナイト (prior austenite)” の用語は、大入熱を用いる溶接工程が鋼材に適用されるときに、鋼材 (マトリックス) の熱影響部で形成されるオーステナイトを表している。このオーステナイトは、製造手順 (熱間圧延工程) で形成されるオーステナイトとは区別される。

【0014】

大入熱を用いる溶接工程が鋼材に適用されるとき、冷却手順中に示される鋼材 (マトリックス) の熱影響部におけるプライアオーステナイトの成長挙動、及びプライアオーステナイトの相変態を注意深く観察した後、本発明者等は、熱影響部がプライアオーステナイトの臨界粒径 (約 $80 \mu\text{m}$) に関連して靱性の変動を示すこと、及び熱影響部での靱性が微細なフェライトの増加した部分で大きくなることを発見した。

【0015】

そのような観察に基づいて、本発明は、

- (1) 鋼材において TiN と MnS の複合析出物を利用すること、
 - (2) プライアオーステナイトを約 $80 \mu\text{m}$ 以下の粒径を有するように制御するために、鋼材 (マトリックス) において初期のフェライトの粒径を臨界レベル以下に小さくすること、
 - (3) Ti / N の比を小さくして BN 及び AlN 析出物を効果的に形成し、それによって熱影響部でのフェライトの部分を増加させるとともに、フェライトを靱性の向上を達成するのに有効なアシキュラーまたはポリゴナル組織を有するように制御すること
- を特徴とする。

本発明の上記の特徴 (1)、(2)、(3) を詳細に説明する。

【0016】

(1) TiN と MnS の複合析出物

大入熱溶接が構造用鋼材に適用される場合は、溶融境界付近の熱影響部は約 1400 以上の高温に加熱される。その結果、マトリックス中に析出した TiN は溶接熱により部分的に溶解する。さもなければ、オストワルド熟成現象が生じる。すなわち、小さい粒径を有する析出物は溶解され、その結果、大きな粒径を有する析出物の形態で拡散される。オストワルド熟成現象によれば、析出物の一部は粗大化する。その上、 TiN 析出物の密度は著しく減少し、その結果、プライアオーステナイト粒子の成長を抑制する効果が失われる。

【0017】

Ti / N の比に応じた TiN 析出物の特徴の変動を観察するとともに、上記現象が、マトリックスに分散した TiN 析出物が溶接熱によって溶解するときに生じる Ti 原子の拡散によって引き起こされることを考慮し、その後、本発明者等は、高窒素濃度の条件下 (すなわち、低 Ti / N 比) では、溶存 Ti 原子の濃度及び拡散速度は低下し、 TiN 析出物の向上した高温安定性が得られるという新しい事実を発見した。すなわち、 Ti と N の比 (Ti / N) が $1.2 \sim 2.5$ の範囲にあるとき、溶存 Ti の量は非常に減少し、それによって、 TiN 析出物は増大した高温安定性を有するようになる。その結果、微細な Ti

10

20

30

40

50

N析出物は高密度で均一に分散される。そのような驚くべき効果は、TiN析出物の高温安定性を表す溶解度積が、窒素の含有量の減少で低下するという事実に基づいて推定されるもので、なぜならば、Ti含有量が一定の条件下で窒素の含有量が増加するとき、全溶存Ti原子は窒素原子と容易に結合し、高窒素濃度条件下では溶存Tiの量が減少するためである。

【0018】

また、本発明者等は、溶融境界付近の熱影響部に分布したTiN析出物の再溶解が、マトリックス中のTiN析出物が微細であるとともに均一に分散されているときでも防止できれば、プライアオーステナイト粒子の成長を容易に抑制することが可能となることに気付いた。すなわち、本発明者等は、マトリックス中のTiN析出物の再溶解を遅らせるための仕組みを研究した。この研究の結果、本発明者等は、MnSがマトリックス中でTiN析出物を囲むようなTiNとMnSの複合析出物の形態でTiNが熱影響部に分布する場合、TiN析出物が1350の高温に加熱されたときでも、これらのTiN析出物のマトリックスへの再溶解を著しく遅らせることを発見した。すなわち、選択的に再溶解するMnSがTiNを囲むので、MnSがマトリックスへのTiNの溶解及びTiNの再溶解速度に影響を与える。その結果、TiNはプライアオーステナイト粒子の成長を抑制するのに効果的に寄与する。このように、熱影響部の靱性の著しい向上が達成される。

【0019】

したがって、TiN析出物の高温安定性を表す溶解度積を低下させるとともにTiNとMnSの微細な複合析出物をマトリックス中に均一に分散させることは重要なことである。TiとNの比(Ti/N)及びMnとSの比(Mn/S)に応じたTiNとMnSの複合析出物の大きさ、量、密度における変動を観察した後、本発明者等は、0.01~0.1μmの粒径を有するTiNとMnSの複合析出物は、Ti/Nの比が1.2~2.5で、またMn/Sの比が220~400である条件下で、 $1.0 \times 10^7 / \text{mm}^2$ 以上の密度で析出することを発見した。すなわち、析出物は約0.5μmの均一な間隔を有していた。

【0020】

また、本発明者等は、興味のある事実を発見した。すなわち、鋼スラブから、スラブ表面の割れが発生する可能性が低い0.005%以下の窒素含有量を有する低窒素鋼のスラブを作製し、この低窒素鋼のスラブにスラブ加熱炉で窒素化合物処理を施すことによって高窒素鋼が製造される時でも、Ti/Nの比が1.2~2.5となるように制御される限り、上記で規定したような所望のTiN析出物を得ることが可能となる。これは、窒素含有量の増加が、Tiの含有量が一定である条件下で窒素化合物処理により為されるとき、全溶存Ti原子は容易に窒素原子と結合させられ、それによって、TiN析出物の高温安定性を表すTiNの溶解度積を低下させるという事実に基づいて解析される。

【0021】

本発明によれば、Ti/Nの比の制御に加えて、N/B、Al/N、及びV/Nのそれぞれの比、Nの含有量、及びTi+Al+B+(V)の総含有量は、通常、BN、AlN及びVNの形態でNを析出させるために制御されるが、その際、高窒素環境下での溶存Nの存在により時効が促進されることを考慮する。本発明によれば、上述のように、マトリックスと熱影響部との靱性の差は、Ti/Nの比とTiNの溶解度積によりTiN析出物の密度を制御することだけではなく、MnSがTiN析出物を適切に囲んでいるTiNとMnSの複合析出物の形態でTiNを分散させることによって、最小限にすることができる。この仕組みは、単にTiの含有量を大きくすること(Ti/N 4)によってTiN析出物の量が増加するような従来の析出制御の仕組み(特開平11-140582号公報)とは大きく異なるものである。

【0022】

(2) 鋼(マトリックス)のフェライト粒径の制御

研究後、本発明者等は、プライアオーステナイトを約80μm以下の粒径を有するように制御するために、析出物の制御に加えて、フェライトとパーライトの複合組織において微

10

20

30

40

50

細なフェライト粒子を形成することが重要であること発見した。フェライト粒子の微細化は、熱間圧延工程によりオーステナイト粒子を微細化すること、または熱間圧延工程に続く冷却工程中に生じるフェライト粒子の成長を制御することによって達成することができる。この関係において、フェライト粒子の成長に効果的な炭化物（VC及びWC）を所望の密度で適切に析出させることが非常に効果的であることも発見した。

【0023】

（3）熱影響部の微細組織

また、本発明者等は、熱影響部の靱性は、プライアオーステナイト粒子の大きさだけでなく、マトリックスが1,400の温度に加熱されたときのプライアオーステナイトの粒界に析出したフェライトの量や形状によっても著しく影響を受けることも発見した。特に、オーステナイト粒子においてポリゴナルフェライトまたはアシキュラーフェライトの変態を発生させることが好ましい。この変態に関して、本発明によれば、A1N及びBN析出物が利用される。

10

【0024】

以下に、製造される鋼材のそれぞれの成分、及びその鋼材の製造方法に関して本発明を説明する。

（溶接構造用鋼材）

先ず、本発明による溶接構造用鋼材の組成を説明する。

本発明によれば、炭素（C）の含有量は0.03～0.17重量%（以下、単に“%”と記す）の範囲に制限される。

20

炭素（C）の含有量が0.03%より小さい場合、構造用鋼として十分な強度を確保することができない。一方、C含有量が0.17%を越える場合、上部ベイナイト、マルテンサイト、及び変質したパーライトのような低い靱性の微細組織の変態が冷却工程中に生じ、それによって、構造用鋼材が低い低温衝撃靱性を示すようになる。また、溶接サイトの硬さまたは強度の増加が生じ、それによって靱性の低下と溶接割れの発生を引き起こす。

【0025】

シリコン（Si）の含有量は0.01～0.5%の範囲に制限される。

0.01%より小さいシリコン含有量の時、鋼製造工程において溶鋼の十分な脱酸効果を得ることができない。この場合、鋼材も耐食性が低下する。一方、シリコン含有量が0.5%を超える場合、脱酸効果が飽和する。また、圧延工程に続く冷却工程で生じる焼入性の増大により、島状マルテンサイトの変態が促進される。その結果、低温衝撃靱性の低下が生じる。

30

【0026】

マンガン（Mn）の含有量は1.0～2.5%の範囲に制限される。

Mnは、脱酸効果、溶接性、熱間加工性、鋼の強度を向上させるための効果的な機能を有する。この元素は、Tiベースの酸化物の周りにMnSの形態で析出され、その結果、熱影響部の靱性を向上させるのに効果的なアシキュラー及びポリゴナルフェライトの発生を促進する。Mn元素は、マトリックスに置換型固溶体を形成し、それによって、マトリックスを固溶強化させて所望の強度及び靱性を確保する。そのような効果を得るために、Mnは1.0%以上の含有量で組成に含まれることが望ましい。しかしながら、Mn含有量が2.5%を超える場合、鋼の凝固手順における偏析のメカニズムにより、マクロ偏析及びミクロ偏析が生じ、それによって、圧延工程におけるマトリックスの中心偏析帯の形成を促進する。そのような中心偏析帯は、マトリックスの中心低温変態組織を形成する原因となる。

40

【0027】

チタン（Ti）の含有量は0.005～0.2%の範囲に制限される。

Tiは、Nと結合して、高温で安定な微細なTiN析出物を形成するため、本発明において必須の元素である。そのような微細なTiN粒子を析出する効果を得るために、Tiを0.005%以上の量で添加することが望ましい。しかしながら、Ti含有量が0.2%

50

を超える場合、粗大なTiN析出物及びTi酸化物が溶鋼中に形成されることがある。この場合、熱影響部におけるプライアオーステナイト粒子の成長を抑制することができない。

【0028】

アルミニウム (Al) の含有量は0.0005～0.1%の範囲に制限される。

Alは、脱酸素剤として必ず用いられるだけでなく、鋼中に微細なAlN析出物を形成する役目も果たす元素である。また、Alは酸素と反応してAl酸化物を形成し、それによって、Tiが酸素と反応することを防ぐ。このようにして、AlはTiが微細なTiN析出物を形成するのを助ける。そのような機能のため、Alは0.0005%以上の量で添加されることが好ましい。しかしながら、Alの含有量が0.1%を超えると、AlNの析出後に残存している溶存Alが、冷却工程において熱影響部で弱い靱性を示すウィドマンステッテンフェライト及び島状マルテンサイトの形成を促進する。その結果、大入熱溶接工程が適用される場合に、熱影響部の靱性の低下が生じる。

10

【0029】

窒素 (N) の含有量は0.008～0.03%の範囲に制限される。

Nは、TiN、AlN、BN、VN、NbN等を形成するために本質的に必要になる元素である。Nは、大入熱溶接工程が行われるときに、熱影響部のプライアオーステナイト粒子の成長をできる限り抑制するとともに、TiN、AlN、BN、VN、NbN等のような析出物の量を増加させる役目を果たす。N含有量の下限値は0.008%に定められ、なぜなら、NはTiN及びAlN析出物の粒径、間隔及び密度や、酸化物とともに複合析出物を形成するこれらの析出物の頻度、及びこれらの析出物の高温安定性に大きく影響するためである。しかしながら、N含有量が0.03%を超えると、そのような効果が飽和する。この場合、熱影響部での溶存窒素の量の増加により、靱性の低下が生じる。その上、過剰のNは溶接工程で生じるダイリューションにより溶接金属中に含まれることがあり、それによって、溶接金属の靱性の低下を引き起こす。

20

【0030】

一方、本発明により用いられるスラブは、その後に窒素化合物処理を施して高窒素鋼を形成することができる低窒素鋼でも良い。この場合、スラブは、スラブ表面割れの発生の可能性を低くするために、0.005%のN含有量を有する。その後、スラブは、0.008～0.03%のN含有量を有する高窒素鋼を製造するために、窒素化合物処理を含む再加熱工程が施される。

30

【0031】

ボロン (B) の含有量は0.0003～0.01%の範囲に制限される。

Bは、優れた靱性を示すアシキュラーフェライトを粒界に形成するとともにポリゴナルフェライトを粒界に形成するために非常に有効な元素である。BはBN析出物を形成し、それによってプライアオーステナイト粒子の成長を抑制する。また、Bは粒界及び粒内にFe炭化ボウ素を形成し、それによって、優れた靱性を示すアシキュラー及びポリゴナルフェライトへの変態を促進する。B含有量が0.0003%より小さいとき、そのような効果を期待することができない。一方、B含有量が0.01%を超えると、焼入性の増大が生じて望ましくなく、その結果、熱影響部を硬化させたり、低温割れを発生させる可能性がある。

40

【0032】

タングステン (W) の含有量は0.001～0.2%の範囲に制限される。

タングステンに熱間圧延工程が施されると、マトリックスに炭化タングステン (WC) の形態で均一に析出され、それによって、フェライト変態後のフェライト粒子の成長を効果的に抑制できる。また、タングstenは、熱影響部に対して、加熱工程の初期段階でプライアオーステナイト粒子の成長を抑制する役目も果たす。タングsten含有量が0.001%より小さい場合、熱間圧延工程後の冷却工程中にフェライト粒子の成長を抑制する役目を果たす炭化タングstenが、不十分な密度で分散される。一方、タングsten含有量が0.2%を超える場合、タングstenの効果が飽和する。

50

【0033】

リン(P)の含有量は0.030%以下に制限される。

Pは圧延工程で中心偏析を引き起こし、また溶接工程で高温割れの形成を引き起こす不純物であるため、Pの含有量をできる限り低く制御することが望ましい。熱影響部の靱性の向上、及び中心偏析の減少を達成するために、P含有量を0.030%以下にすることが望ましい。

【0034】

硫黄(S)の含有量は0.003~0.05%の範囲に制限される。

Sは、MnSの形態でTiベースの酸化物の周りに析出される元素であり、その結果、熱影響部の靱性を向上させるために有効なアシキュラーまたはポリゴナル組織を有するフェライトの形成に影響を及ぼす。そのような効果のために、Sは0.003%以上の量で添加されることが好ましい。しかしながら、Sの含有量が0.05%を超えると、FeSのような低融点化合物が形成されることがあり、それは高温溶接割れを促進する可能性を有する。したがって、S含有量は0.05%より大きくしない。

10

【0035】

酸素(O)の含有量は0.005%以下に制限される。

Oの含有量が0.005%を超える場合、Tiは溶鋼中にTi酸化物を形成し、その結果TiN析出物を形成できない。したがって、O含有量を0.005%より大きくすることは望ましくない。その上、マトリックスの靱性に望ましくない影響を与える粗大なFe酸化物やAl酸化物のような介在物が形成されることがある。

20

【0036】

本発明によれば、Ti/Nの比は1.2~2.5の範囲に制限される。

Ti/Nの比が上記に規定した所望の範囲に制限されるとき、以下の二つの利点がある。第一に、TiN析出物の密度を増加させるとともにそのTiN析出物を均一に分散させることができる。すなわち、Ti含有量が一定の条件下で窒素含有量が増加するときに、全溶存Ti原子が、(高窒素スラブの場合)連続鑄造工程において、または(低窒素スラブの場合)窒素化合物処理後の冷却工程において、窒素原子と容易に結合し、その結果、微細なTiN析出物が形成されるとともに高密度で分散される。

【0037】

第二に、TiN析出物の高温安定性を表すTiNの溶解度積は減少し、それによって、Tiの再溶解を防止する。すなわち、Tiは、高窒素環境下でのNとの結合の特性を溶解特性以上に優勢に示す。したがって、TiN析出物は高温で安定している。

30

【0038】

したがって、本発明によれば、Ti/Nの比は1.2~2.5となるように制御される。Ti/N比が1.2より小さいとき、マトリックスに溶解する窒素の量が増加し、それによって、熱影響部の靱性を低下させる。一方、Ti/N比が2.5より大きいとき、粗大なTiN粒子が形成される。この場合、TiNの均一な分散を得ることが困難である。その上、TiNの形態で析出されることなく残存している過剰なTiは溶解した状態で存在し、その結果、熱影響部の靱性に悪影響を及ぼすことがある。

【0039】

N/Bの比は10~40の範囲に制限される。

N/Bの比が10より小さいとき、プライアオーステナイトの粒界でポリゴナルフェライトへの変態を促進する役目を果たすBNは、溶接工程後の冷却工程において、不十分な量で析出される。一方、N/B比が40を超えると、BNの効果が飽和する。この場合、溶存窒素の量の増加が生じ、それによって、熱影響部の靱性を低下させる。

40

【0040】

Al/Nの比は2.5~7の範囲に制限される。

Al/Nの比が2.5より小さい場合、アシキュラーフェライトへの変態を引き起こすためのAlN析出物は、不十分な密度で分散される。その上、熱影響部において溶存窒素の量の増加が生じ、それによって溶接割れの形成を引き起こすかもしれない。一方、Al/N

50

N比が7を超える場合、 Al/N 比を制御することによって得られる効果が飽和する。

【0041】

$(Ti + 2Al + 4B)/N$ の比は6.5～14の範囲に制限される。

$(Ti + 2Al + 4B)/N$ の比が6.5より小さい場合、 TiN 、 AlN 、 BN 、及び VN 析出物の粒径及び密度は不十分であり、その結果、熱影響部におけるブライアーステナイト粒子の成長の抑制、粒界での微細なポリゴナルフェライトの形成、溶存窒素の量の制御、粒内でのアシキュラーフェライト及びポリゴナルフェライトの形成、及び組織部分の制御を達成することができない。一方、 $(Ti + 2Al + 4B)/N$ の比が14を超えるとき、 $(Ti + 2Al + 4B)/N$ の比を制御することによって得られる効果が飽和する。 V が添加される場合、 $(Ti + 2Al + 4B + V)/N$ の比を7～17の範囲にす

10

【0042】

Mn/S の比は220～400の範囲に制限される。

本発明によれば、 MnS の析出物は、 TiN 析出物とマトリックス間の境界に形成される。従って、これらの析出物が高温に加熱されるとき、それらは再びマトリックスに選択的に溶解され、それによって、 TiN 析出物のみで分散したときに比べて、再溶解温度を高くするか、または再溶解に必要な時間を遅らせる。

【0043】

熱影響部でのオーステナイト粒子の成長の所望の制御のため TiN と MnS の複合析出物を適切な量で得るために、 Mn/S の比は220以上とするべきである。しかしながら、 Mn/S の比が400を超えると、 TiN 析出物を囲んでいる MnS 析出物が粗大化し、その結果、 Mn/S の比を制御することによって得られる効果が飽和する。その上、熱影響部の焼入性の増大が生じることがあり、それによって、靱性の低下を引き起こすとともに溶接金属における高温割れの形成を促進する。

20

【0044】

本発明によれば、 V も上記で規定した鋼の組成に選択的に添加されても良い。

V は、 N と結合して VN を形成する元素であり、それによって、熱影響部においてフェライトの形成を促進させる。 VN は単独で析出されるか、または TiN 析出物中に析出され、その結果、フェライト変態を促進する。また、 V は C と結合して、炭化物、すなわち VC を形成する。この VC は、フェライト変態後にフェライト粒子の成長を抑制する役割を

30

【0045】

このようにして、 V は、マトリックスの靱性及び熱影響部の靱性を更に向上させる。本発明によれば、 V の含有量は0.01～0.2%の範囲に制限されることが好ましい。 V の含有量が0.01%より小さい場合、析出される VN の量が、熱影響部でフェライト変態を促進させる効果を得るのに不十分である。一方、 V の含有量が0.2%を超える場合、マトリックスの靱性及び熱影響部の靱性が両方とも低下する。この場合、溶接焼入性の増加が生じる。したがって、低温溶接割れが形成される可能性があり、望ましくない。

【0046】

V が添加される場合、 V/N の比は0.3～9に制御されることが好ましい。

40

V/N の比が0.3より小さいとき、熱影響部の靱性を向上させるために、 TiN と MnS の複合析出物の境界で分散する VN 析出物の適切な密度及び粒径を確保することが困難となることがある。一方、 V/N の比が9を超えるとき、 TiN と MnS の複合析出物の境界で分散する VN 析出物は粗大化することがあり、それによって、その VN 析出物の密度を減少させる。その結果、熱影響部の靱性を向上させる役目を効果的に果たすフェライトの部分が減少することがある。

【0047】

さらに機械的性質を向上させるために、本発明によれば、上記で規定した組成を有する鋼は、 Ni 、 Cu 、 Nb 、 Mo 及び Cr からなる群から選択される1以上の元素が添加されても良い。

50

【0048】

Niの含有量は0.1~3.0%の範囲に制限されることが好ましい。

Niは、固溶強化によるマトリックスの強度及び靱性を向上させるのに有効な元素である。そのような効果を得るために、Ni含有量は0.1%以上であることが好ましい。しかしながら、Ni含有量が3.0%を超えると、焼入性の増加が生じ、それによって、熱影響部の靱性を低下させる。その上、熱影響部及びマトリックスの両方に高温割れを形成する可能性がある。

【0049】

銅(Cu)の含有量は0.1~1.5%の範囲に制限されることが好ましい。

Cuは、マトリックスに溶解する元素であり、それによって、マトリックスを固溶強化させる。すなわち、Cuは、マトリックスについて所望の強度及び靱性を確保するのに有効である。そのような効果を得るために、Cuは0.1%以上の含有量で添加されるべきである。しかしながら、Cu含有量が1.5%をこえるとき、熱影響部の焼入性が増加し、それによって、靱性の低下を引き起こす。その上、熱影響部及び溶接金属で高温割れの形成が促進される。特に、Cuは、Sとともに、Tiベースの酸化物の周りにCuSの形態で析出され、それによって、熱影響部の靱性を向上させるのに有効なアシキュラーまたはポリゴナル組織を有するフェライトの形成に影響を及ぼす。したがって、Cu含有量は0.1~1.5%であることが好ましい。

【0050】

本発明において、CuとNiと一緒に添加される場合、それらの添加含有量の合計が3.5%以下の範囲に制限されることが好ましい。その含有量が3.5%を超えると、熱影響部の靱性及び溶接性を悪化させる。

【0051】

Nbの含有量は0.01~0.10%の範囲に制限されることが好ましい。

Nbは、マトリックスの所望の強度を確保するのに有効な元素である。そのような効果のため、Nbは0.01%以上の量で添加される。しかしながら、Nbの含有量が0.1%を超えると、粗大なNbCが単独で析出されることがあり、マトリックスの靱性に悪影響を及ぼす。

【0052】

クロム(Cr)の含有量は0.05~1.0%の範囲に制限されることが好ましい。

Crは、焼入性を増加させるとともに強度を向上させる役目を果たす。0.05%より小さいCr含有量のときは、所望の強度を得ることができない。一方、Cr含有量が1.0%を超えると、マトリックス及び熱影響部の両方において靱性の低下が生じる。

【0053】

モリブデン(Mo)の含有量は0.05~1.0%の範囲に制限されることが好ましい。

Moは、焼入性を増加させるとともに強度を向上させる元素である。所望の強度を確保するために、0.05%以上の量でMoを添加することが必要である。しかしながら、Mo含有量の上限は、熱影響部の硬化及び溶接部の低温割れの形成を抑制するために、Crと同様、0.1%に定められる。

【0054】

本発明によれば、Ca及びREMの1つまたは両方も、加熱工程でブライアオーステナイト粒子の成長を抑制するために、添加されて良い。

Ca及びREMは、優れた高温安定性を示す酸化物を形成する役目をし、それによって、加熱工程中にマトリックスのブライアオーステナイト粒子の成長を抑制するとともに熱影響部の靱性を向上させる。また、Caは、鋼製造工程において粗大なMnSの形状を制御する効果を有する。そのような効果のため、Caは0.0005%以上の量で添加されることが好ましく、一方、REMは0.005%以上の量で添加されることが好ましい。しかしながら、Ca含有量が0.005%を超えると、またはREM含有量が0.05%を超えると、大きなサイズの介在物及びクラスターが形成され、それによって、鋼の清浄性

10

20

30

40

50

を低下させる。REMとして、Ce, La, Y及びHfの1以上のものが用いられる。

【0055】

以下に、本発明による溶接構造用鋼材の微細組織を説明する。

熱間圧延が施された後に得られる本発明による鋼材の微細組織は、フェライトとパーライトの複合組織であることが好ましい。また、フェライトは、 $20\mu\text{m}$ 以下の粒径を有するものとする。フェライト粒子が $20\mu\text{m}$ より大きい粒径を有する場合、熱影響部のプライアオーステナイト粒子は、大入熱溶接工程が適用されると、 $80\mu\text{m}$ 以上の粒径を有するようになり、それによって、熱影響部の靱性を低下させる。

【0056】

フェライトとパーライトの複合組織においてフェライトの部分が增加する場合、マトリックスの靱性及び伸びが同様に増大する。したがって、フェライトの部分は20%以上に、好ましくは70%以上に定められる。

【0057】

$0.01\sim 0.1\mu\text{m}$ の粒径を有するTiNとMnSの複合析出物は、本発明の溶接構造用鋼材(マトリックス)に $1.0\times 10^{-7}/\text{mm}^2$ の密度で分散されることが望ましい。

【0058】

析出物が $0.01\mu\text{m}$ より小さい粒径を有する場合、それらは溶接工程で再びマトリックスに容易に溶解し、その結果、オーステナイト粒子の成長を効果的に抑制することができない。一方、析出物が $0.1\mu\text{m}$ より大きい粒径を有する場合、それらはオーステナイト粒子に不十分なピンニング効果(粒子の成長の抑制)を示し、また粗大な非金属介在物のように作用し、それによって、機械的性質に悪影響を及ぼす。微細な析出物の密度が $1.0\times 10^{-7}/\text{mm}^2$ より小さい場合、大入熱を用いる溶接工程が適用されると、熱影響部の臨界オーステナイト粒径を $80\mu\text{m}$ 以下となるように制御することが困難である。

【0059】

析出物が均一に分散される場合、析出物の粗大化を引き起こすオストワルド熟成現象をより効果的に抑制することができる。したがって、TiN析出物を $0.5\mu\text{m}$ の間隔を有するように制御することが望ましい。

【0060】

(溶接構造用鋼材を製造するための方法)

本発明によれば、上記に規定した組成を有する鋼スラブが先ず作製される。

本発明の鋼スラブは、従来の精錬及び脱酸工程によって処理された溶鋼を、鑄造工程により従来のように加工することによって製造することができる。しかしながら、本発明はそのような工程に限定されない。

【0061】

本発明によれば、溶鋼は最初に転炉で精錬され、そして、二次の精錬工程として“精錬外部炉(refining outside furnace)”工程が施されるように、取鍋に引き出される。溶接構造用鋼材のような厚い鋼材の場合、“精錬外部炉”工程後に、脱ガス処理(ルールスタヒヘレオス(Ruhrstahl Hereaus(RH))工程)を行うことが望ましい。一般的に、脱酸は一次と二次の精錬工程間に行われる。

【0062】

脱酸工程において、溶存酸素の量が本発明による適切なレベルより大きくならないように制御された条件下で、Tiを添加することが最も望ましい。これは、大部分のTiを、酸化物を少しも形成させずに、溶鋼に溶解させるためである。この場合、Tiよりも高い脱酸効果を有する元素が、Tiの添加より前に添加されることが好ましい。

【0063】

これについて、詳細に説明する。溶存酸素の量は、酸化物生成挙動に大きく依存する。より高い酸素親和力を有する脱酸剤の場合、溶鋼において酸素と結合する割合がより高い。したがって、脱酸が、Tiの添加より前に、Tiよりも高い脱酸効果を有する元素を用いて行われる場合、Tiが酸化物を形成することを可能な限り防ぐことができる。もちろん、脱酸は、Tiよりも高い脱酸効果を有する元素、例えばAlの添加より前に、鋼の5元素

10

20

30

40

50

に属するMn、Si等が添加される条件で行われても良い。その脱酸の後、二次の脱酸がAlを用いて行われる。この場合、添加される脱酸剤の量を減らすことができるという利点がある。それぞれの脱酸剤の脱酸効果を以下に示す。

Cr < Mn < Si < Ti < Al < REM < Zr < Ca Mg

【0064】

上記記載から明かなように、本発明によれば、Tiの添加より前にTiよりも高い脱酸効果を有する元素を添加することによって、溶存酸素の量をできる限り低く制御することができる。溶存酸素の量は30ppm以下に制御されることが好ましい。溶存酸素の量が30ppmを超えると、Tiが、溶鋼に存在する酸素と結合することがあり、それによってTi酸化物を形成する。その結果、溶存Tiの量が減少する。

10

【0065】

溶存酸素量の制御後、Tiの添加は、Ti含有量が0.005~0.2%の範囲となる条件下で10分以内に終わることが好ましい。これは、Tiの添加後のTi酸化物の生成により、溶存Tiの量が時間の経過とともに減少するためである。

【0066】

本発明によれば、Tiの添加は、真空脱ガス処理前または処理後のいつ行われても良い。本発明によれば、鋼スラブは、上述のように作製された溶鋼を用いて製造される。作製した鋼スラブが(窒素化合物処理を必要とする)低窒素鋼である場合、 casting速度に関わらず、すなわち低 casting速度または高 casting速度に関わらず連続 casting工程を行うことができる。しかしながら、溶鋼が高窒素鋼である場合、生産性向上の点から、高窒素鋼はスラブ表面割れの形成の可能性が高いということを考慮して、溶鋼を低 casting速度で castingするとともに2次冷却帯において弱い冷却条件を維持することが望ましい。

20

【0067】

連続 casting工程の casting速度は、一般的な casting速度、すなわち約1.2m/minよりも遅い1.1m/minであることが好ましい。さらに、 casting速度は約0.9~1.1m/minに制御されることが好ましい。0.9m/minより遅い casting速度では、スラブ表面割れの減少の点で利点があるものの生産性の低下が生じる。一方、 casting速度が1.1m/minより速い場合、スラブ表面割れの形成の可能性が大きくなる。低窒素鋼の場合でも、鋼が0.9~1.2m/minの低速度で castingされるときに、良好な内部品質を得ることができる。

30

【0068】

一方で、2次冷却帯での冷却条件を制御することが望ましく、なぜなら、冷却条件はTiN析出物の細かさ均一な分散に影響を与えるためである。

高窒素溶鋼に関しては、2次冷却帯での散水量は、弱冷却のため0.3~0.35l/kgに定められる。散水量が0.3l/kgより少ないと、TiN析出物の粗大化が生じる。その結果、本発明による所望の効果をj得るためにTiN析出物の粒径及び密度を制御することが困難となる。一方、散水量が0.35l/kgより多いとき、TiN析出物の形成の頻度が低過ぎて、本発明による所望の効果をj得るためにTiN析出物の粒径および密度を制御することが困難となる。

【0069】

その後、本発明によれば、上述のように作製した鋼スラブが加熱される。

0.008~0.030%の窒素含有量を有する高窒素鋼スラブの場合、1000~1250の温度で60~180分間加熱される。スラブ加熱温度が1000より低いとき、本発明による所望の効果をj得るのに適切な、MnSの析出物及びTiNとMnSの複合析出物の粒径及び密度を確保することが困難である。一方、スラブ加熱温度が1250より高いとき、TiNとMnSの複合析出物の粒径及び密度が飽和する。また、加熱工程中に、オーステナイト粒子が成長する。その結果、その後の圧延工程で行われる再結晶に影響を及ぼすオーステナイト粒子が過度に粗大化され、その結果、フェライトを微細化する効果を減少させ、それによって、最終鋼材の機械的性質を低下させる。

40

【0070】

50

一方で、スラブ加熱時間が60分より短い場合、凝固偏析は減少する。また、その与えられた時間では、TiNとMnSの複合析出物を分散させるには不十分である。加熱時間が180分を超えると、加熱工程によって得られる効果が飽和する。この場合、製造コストが増加する。その上、スラブにおいてオーステナイト粒子の成長が生じ、その後の圧延工程に悪影響を及ぼす。

【0071】

0.005%の量で窒素を含有する低窒素鋼スラブに対しては、本発明によれば、高窒素鋼スラブを得るとともにTiとNの比を調節するために、スラブ加熱炉で窒素化合処理が行われる。

【0072】

本発明によれば、高窒素鋼スラブは、スラブの窒素濃度を好ましくは0.008~0.03%に制御するために、その窒素化合処理のため、1000~1250の温度で60~180分間加熱される。スラブにおいて適切な量のTiN析出物を確保するために、窒素含有量は0.008%以上にすべきである。しかしながら、窒素含有量が0.03%を超えると、窒素はスラブ中に拡散され、それによって、スラブの表面での窒素の量を、微細なTiNの形態で析出される窒素の量より多くする。その結果、スラブはその表面で硬化され、それによって、その後の圧延工程に悪影響を及ぼす。

【0073】

スラブの加熱温度が1000より低いとき、窒素が十分に拡散できなく、それによって、微細なTiN析出物が低い密度を有するようになる。加熱時間を長くすることによって、TiN析出物の密度を増加させることはできるが、これは製造コストを増加させる。一方、加熱温度が1250より高いとき、オーステナイト粒子の成長が加熱工程中にスラブ内で生じ、その後の圧延工程で行われる再結晶に悪影響を及ぼす。スラブ加熱時間が60分より短い場合、所望の窒素化合効果を得ることができない。一方、スラブ加熱時間が180分より長い場合、製造コストが増加する。その上、オーステナイト粒子の成長がスラブで生じ、その後の圧延工程に悪影響を及ぼす。

【0074】

窒素化合処理は、スラブにおいて、 Ti/N の比が1.2~2.5に、 N/B の比が10~40に、 Al/N の比が2.5~7に、 $(Ti + 2Al + 4B)/N$ の比が6.5~14に、 V/N の比が0.3~9に、及び $(Ti + 2Al + 4B + V)/N$ の比が7~17に制御されるように行われることが好ましい。

【0075】

その後、加熱した鋼スラブは、オーステナイト再結晶温度領域において40%以上の厚さ減少率で熱間圧延される。オーステナイト再結晶温度領域は、鋼の組成及び先の厚さ減少率に依存する。本発明によれば、オーステナイト再結晶温度領域は、本発明の鋼の組成とともに一般的な厚さ減少率を考慮すると、約850~1050に定められる。

【0076】

熱間圧延温度が850より低い場合、熱間圧延温度が再結晶温度領域内ではないため、その組織が圧延工程において伸びたオーステナイトに変化する。したがって、その後の冷却工程で微細なフェライトを確保することが困難である。一方、熱間圧延温度が1050より高い場合、再結晶により形成された再結晶したオーステナイトの粒子が成長し、粗大化する。その結果、冷却工程で微細なフェライト粒子を得ることが困難である。また、圧延工程における累積または単独の厚さ減少率が40%より小さいとき、オーステナイト粒子内のフェライト核の形成のためのサイトが不十分となる。その結果、オーステナイトの再結晶によるフェライト粒子を十分に微細化する効果を得ることができない。その上、溶接工程における熱影響部の韌性に有利に影響する析出物の挙動に悪影響がある。

【0077】

その後、熱延鋼板は、フェライト変態終了温度から ± 10 の範囲にある温度まで1/min以上の速度で冷却される。熱延鋼板は、フェライト変態終了温度まで1/min以上の速度で冷却され、その後大気中で冷却されることが好ましい。

10

20

30

40

50

【0078】

もちろん、熱延鋼板が常温まで1 /min以上の速度で冷却されるときでも、フェライトの微細化に関する問題はない。しかしながら、これは、非経済的であるため望ましくない。熱延鋼板は、フェライト変態終了温度から ± 10 の範囲にある温度まで1 /min以上の速度で冷却されるが、フェライト粒子の成長を防止することができる。冷却速度が1 /minより小さいとき、再結晶した微細なフェライト粒子の成長が生じる。この場合、 $20\text{ }\mu\text{m}$ 以下のフェライト粒径を確保することが困難である。

【0079】

脱酸及び casting 条件を制御するとともに元素の含有量比、特にTi/Nの比を調節することによって、微細組織としてフェライトとパーライトの複合組織を有するとともに優れた熱影響部靱性を示す鋼材を得ることができる。また、 $0.01 \sim 0.1\text{ }\mu\text{m}$ の粒径を有するTiNとMnSの複合析出物が、 $1.0 \times 10^7 / \text{mm}^2$ 以上の密度で、また $0.5\text{ }\mu\text{m}$ 以下の間隔を有して析出する鋼材を効果的に製造することができる。

10

【0080】

一方で、スラブは、鋼 casting 工程として連続 casting 工程または鋳型 casting 工程を用いて製造することができる。高冷却速度が用いられる場合、析出物を微細に分散させることが容易である。したがって、連続 casting 工程を用いることが望ましい。同じ理由から、スラブは薄い厚さを有することが有利である。そのようなスラブの熱間圧延工程として、ホットチャージ圧延工程またはダイレクト圧延工程が用いられても良い。また、周知の制御圧延工程や制御した冷却工程のような様々な技術が用いられても良い。本発明により製造された熱間圧延したプレートの機械的性質を向上させるために、熱処理が適用されても良い。そのような周知の技術が本発明に適用されても、そのような適用は本発明の範囲内で為されることに注意しなければならない。

20

【0081】

(溶接構造物)

また、本発明は、上述の溶接構造用鋼材を用いて製造される溶接構造物にも関する。したがって、本発明に含まれるものは、本発明による上記で規定した組成、約 $20\text{ }\mu\text{m}$ 以下の粒径を有するフェライトとパーライトの複合組織に相当する微細組織、または $0.01 \sim 0.1\text{ }\mu\text{m}$ の粒径を有するとともに $1.0 \times 10^7 / \text{mm}^2$ 以上の密度及び $0.5\text{ }\mu\text{m}$ 以下の間隔で分散したTiNとMnSの複合析出物、を有する溶接構造用鋼材を用いて製造される溶接構造物である。

30

【0082】

大入熱溶接工程が上述の溶接構造用鋼材に適用される場合、 $80\text{ }\mu\text{m}$ 以下の粒径を有するプライアオーステナイトが形成される。プライアオーステナイトの粒径が $80\text{ }\mu\text{m}$ より大きい場合、焼入性の増大が生じ、それによって、低温組織(マルテンサイトまたは上部ベイナイト)の形成が容易に引き起こされる。その上、異なる核形成サイトを有するフェライトがオーステナイトの粒界で形成されるが、それらは粒子の成長が生じるときにまとめられ、それによって靱性に悪影響を引き起こす。

【0083】

鋼材が大入熱溶接工程への適用により焼入れされると、熱影響部の微細組織は $20\text{ }\mu\text{m}$ 以下の粒径を有するフェライトを70%以上の体積部分で含む。フェライトの粒径が $20\text{ }\mu\text{m}$ より大きい場合、熱影響部の靱性に悪影響を及ぼすサイドプレートまたはアロトリオモルフフェライトの部分が増加する。靱性の向上を達成するために、フェライトの体積部分は70%以上となるように制御されることが望ましい。本発明のフェライトがポリゴナルフェライトまたはアシキュラーフェライトの特徴を有するとき、靱性の向上が期待される。本発明によれば、これはBN及びFeベースのホウ化炭化物を形成することによって達成することができる。

40

【0084】

大入熱溶接工程が溶接構造用鋼材(マトリックス)に適用されるとき、 $80\text{ }\mu\text{m}$ 以下の粒径を有するプライアオーステナイトが熱影響部で形成される。その後の焼入れ工程により

50

、熱影響部の微細組織は、 $20\text{ }\mu\text{m}$ 以下の粒径を有するフェライトを70%以上の体積部分で含む。

【0085】

100 kJ/cm 以下の入熱を用いる溶接工程が本発明の溶接構造用鋼材に適用される場合（表5における“ $t_{800-500} = 60\text{ 秒}$ ”の場合）、マトリックスと熱影響部との靱性の差は、 $\pm 30\text{ J}$ の範囲内である。 $100 \sim 250\text{ kJ/cm}$ 以上の大入熱を用いる溶接工程の場合（表5における“ $t_{800-500} = 120\text{ 秒}$ ”）、マトリックスと熱影響部との靱性の差は、 $\pm 40\text{ J}$ の範囲内である。また、 250 kJ/cm 以上の大入熱を用いる溶接工程の場合（表5における“ $t_{800-500} = 180\text{ 秒}$ ”）、マトリックスと熱影響部との靱性の差は、 $0 \sim 100\text{ J}$ の範囲内である。そのような結果は、以

10

【0086】

（実施例）

以下に、本発明を様々な実施例と共に説明する。これらの実施例は説明の目的のためだけに為されており、本発明はこれらの実施例に限定されるものとして解釈されるものではない。

【0087】

（実施例1）

表1の異なる鋼の組成を有するそれぞれの鋼材は転炉で熔融された。得られた溶鋼は、表2の条件下で精錬された後に連続鑄造工程が施され、それによってスラブを製造した。次に、スラブは表4の条件下で熱間圧延され、それによって、熱間圧延したプレート

20

を製造した。表3に各鋼材における合金元素の含有量比を記載する。

【0088】

【表1】

| 化学組成(重量%) | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
|-----------|------|------|------|--------|-------|--------|-------|--------|--------|-------|------|------|------|------|-------|-------|-------|------|--------|
| | C | Si | Mn | P | S | Al | Ti | B(ppm) | N(ppm) | W | Cu | Ni | Cr | Mo | Nb | V | Ca | REM | O(ppm) |
| 本発明鋼 1 | 0.12 | 0.13 | 1.54 | 0.006 | 0.005 | 0.04 | 0.014 | 7 | 120 | 0.005 | 0.1 | - | - | - | - | 0.01 | - | - | 11 |
| 本発明鋼 2 | 0.07 | 0.12 | 1.71 | 0.006 | 0.006 | 0.07 | 0.05 | 10 | 280 | 0.002 | - | 0.2 | - | - | - | 0.01 | - | - | 12 |
| 本発明鋼 3 | 0.14 | 0.10 | 2.01 | 0.006 | 0.008 | 0.06 | 0.015 | 3 | 110 | 0.003 | - | - | - | - | - | 0.02 | - | - | 10 |
| 本発明鋼 4 | 0.10 | 0.12 | 1.80 | 0.006 | 0.007 | 0.02 | 0.02 | 5 | 80 | 0.001 | 0.1 | - | - | - | - | 0.05 | - | - | 9 |
| 本発明鋼 5 | 0.08 | 0.15 | 2.1 | 0.006 | 0.006 | 0.09 | 0.05 | 15 | 300 | 0.002 | - | - | 0.1 | - | - | 0.05 | - | - | 12 |
| 本発明鋼 6 | 0.10 | 0.14 | 2.0 | 0.007 | 0.006 | 0.025 | 0.02 | 10 | 100 | 0.004 | - | - | - | 0.1 | - | 0.09 | - | - | 9 |
| 本発明鋼 7 | 0.13 | 0.14 | 1.6 | 0.007 | 0.007 | 0.04 | 0.015 | 8 | 115 | 0.15 | 0.1 | - | - | - | - | 0.02 | - | - | 11 |
| 本発明鋼 8 | 0.11 | 0.15 | 1.52 | 0.007 | 0.006 | 0.06 | 0.018 | 10 | 120 | 0.001 | - | - | - | - | 0.015 | 0.01 | - | - | 10 |
| 本発明鋼 9 | 0.13 | 0.21 | 1.42 | 0.007 | 0.005 | 0.025 | 0.02 | 4 | 90 | 0.002 | - | - | 0.1 | - | - | 0.02 | 0.001 | - | 12 |
| 本発明鋼 10 | 0.07 | 0.16 | 2.2 | 0.008 | 0.010 | 0.045 | 0.025 | 6 | 100 | 0.05 | - | 0.3 | - | - | 0.01 | 0.02 | - | 0.01 | 11 |
| 本発明鋼 11 | 0.11 | 0.21 | 1.48 | 0.007 | 0.006 | 0.047 | 0.019 | 11 | 130 | 0.01 | - | 0.1 | - | - | - | - | - | - | 15 |
| 従来鋼 1 | 0.05 | 0.13 | 1.31 | 0.002 | 0.006 | 0.0014 | 0.009 | 1.6 | 22 | - | - | - | - | - | - | - | - | - | 22 |
| 従来鋼 2 | 0.05 | 0.11 | 1.34 | 0.002 | 0.003 | 0.0036 | 0.012 | 0.5 | 48 | - | - | - | - | - | - | - | - | - | 32 |
| 従来鋼 3 | 0.13 | 0.24 | 1.44 | 0.0012 | 0.003 | 0.0044 | 0.010 | 1.2 | 127 | - | 0.3 | - | - | - | 0.05 | - | - | - | 138 |
| 従来鋼 4 | 0.06 | 0.18 | 1.35 | 0.008 | 0.002 | 0.0027 | 0.013 | 8 | 32 | - | - | - | 0.14 | 0.15 | - | 0.028 | - | - | 25 |
| 従来鋼 5 | 0.06 | 0.18 | 0.88 | 0.006 | 0.002 | 0.0021 | 0.013 | 5 | 20 | - | 0.75 | 0.53 | 0.24 | 0.14 | 0.015 | 0.037 | - | - | 27 |
| 従来鋼 6 | 0.13 | 0.27 | 0.98 | 0.005 | 0.001 | 0.001 | 0.009 | 11 | 28 | - | 0.35 | 1.15 | 0.53 | 0.49 | 0.001 | 0.045 | - | - | 25 |
| 従来鋼 7 | 0.13 | 0.24 | 1.44 | 0.004 | 0.002 | 0.02 | 0.008 | 8 | 79 | - | 0.3 | - | - | - | 0.036 | - | - | - | - |
| 従来鋼 8 | 0.07 | 0.14 | 1.52 | 0.004 | 0.002 | 0.002 | 0.007 | 4 | 57 | - | 0.32 | 0.35 | - | - | 0.013 | - | - | - | - |
| 従来鋼 9 | 0.06 | 0.25 | 1.31 | 0.008 | 0.002 | 0.019 | 0.007 | 10 | 91 | - | - | - | 0.21 | 0.19 | 0.025 | 0.035 | - | - | - |
| 従来鋼 10 | 0.09 | 0.26 | 0.86 | 0.009 | 0.003 | 0.046 | 0.008 | 15 | 142 | - | - | 1.09 | 0.51 | 0.36 | 0.021 | 0.021 | - | - | - |
| 従来鋼 11 | 0.14 | 0.44 | 1.35 | 0.012 | 0.012 | 0.030 | 0.049 | 7 | 89 | - | - | - | - | - | - | 0.069 | - | - | - |

従来鋼 1、2及び3は、特開平9-194990号公報の発明鋼5、32及び55である。
従来鋼 4、5及び6は、特開平10-298708号公報の発明鋼 14、24及び28である。
従来鋼 7、8、9及び10は、特開平8-60292号公報の発明鋼 48、58、60、61である。
従来鋼 11は、特開平11-140582号公報の発明鋼Fである。

【 0 0 8 9 】

【 表 2 】

10

20

30

40

| 鋼材 | 試料 | 一次の 脱酸順 | Alの添加後の 溶存酸素量 (ppm) | 脱酸後に 添加され たTiの量 (%) | 鑄造速度 (m/min) | 散水量 (l/kg) |
|--|-------|------------|---------------------------|------------------------------|-----------------|---------------|
| PS*1 | PS 1 | Mn→Si | 19 | 0.014 | 1.1 | 0.32 |
| | PS 2 | Mn→Si | 18 | 0.014 | 1.1 | 0.32 |
| | PS 3 | Mn→Si | 18 | 0.014 | 1.1 | 0.32 |
| | CS 1 | Mn→Si | 32 | 0.014 | 1.1 | 0.32 |
| | CS 2 | Mn→Si | 58 | 0.014 | 1.1 | 0.32 |
| PS*2 | PS 4 | Mn→Si | 16 | 0.05 | 1.0 | 0.35 |
| PS*3 | PS 5 | Mn→Si | 15 | 0.015 | 1.0 | 0.35 |
| PS*4 | PS 6 | Mn→Si | 15 | 0.02 | 1.0 | 0.35 |
| PS*5 | PS 7 | Mn→Si | 12 | 0.05 | 1.2 | 0.30 |
| PS*6 | PS 8 | Mn→Si | 17 | 0.02 | 1.2 | 0.30 |
| PS*7 | PS 9 | Mn→Si | 18 | 0.015 | 1.1 | 0.32 |
| PS*8 | PS 10 | Mn→Si | 14 | 0.018 | 1.1 | 0.32 |
| PS*9 | PS 11 | Mn→Si | 19 | 0.02 | 1.1 | 0.32 |
| PS*10 | PS 12 | Mn→Si | 22 | 0.025 | 1.0 | 0.35 |
| PS*11 | PS 13 | Mn→Si | 20 | 0.019 | 1.0 | 0.35 |
| 従来鋼1～11についての詳細な製造条件はない PS:本発明試料 PS*:本発明鋼 CS:比較試料 CS*:従来鋼 | | | | | | |

10

20

【 0 0 9 0 】

【 表 3 】

| 鋼材 | 合金元素の含有量比 | | | | | |
|----------|-----------|------|-------|------|------|-----------------|
| | Mn/S | Ti/N | N/B | Al/N | V/N | (Ti+2Al+4B+V)/N |
| 本発明試料 1 | 308 | 1.2 | 17.1 | 3.3 | 0.8 | 8.9 |
| 本発明試料 2 | 308 | 1.2 | 17.1 | 3.3 | 0.8 | 8.9 |
| 本発明試料 3 | 308 | 1.2 | 17.1 | 3.3 | 0.8 | 8.9 |
| 本発明試料 4 | 285 | 1.8 | 28.0 | 2.5 | 0.4 | 7.3 |
| 本発明試料 5 | 251 | 1.4 | 36.7 | 5.5 | 1.8 | 14.2 |
| 本発明試料 6 | 257 | 2.5 | 16.0 | 2.5 | 6.3 | 14.0 |
| 本発明試料 7 | 350 | 1.7 | 20.0 | 3.0 | 1.7 | 9.5 |
| 本発明試料 8 | 400 | 2.0 | 10.0 | 2.5 | 9.0 | 16.4 |
| 本発明試料 9 | 229 | 1.3 | 14.4 | 3.5 | 1.7 | 10.3 |
| 本発明試料 10 | 253 | 1.5 | 12.0 | 5.0 | 0.8 | 12.7 |
| 本発明試料 11 | 284 | 2.2 | 22.5 | 2.8 | 2.2 | 10.2 |
| 本発明試料 12 | 220 | 2.5 | 16.7 | 4.5 | 2.0 | 13.7 |
| 本発明試料 13 | 247 | 1.5 | 11.8 | 3.6 | - | 9.0 |
| 従来鋼 1 | 218 | 4.1 | 13.8 | 0.6 | - | 5.7 |
| 従来鋼 2 | 447 | 2.5 | 96.0 | 0.8 | - | 4.0 |
| 従来鋼 3 | 480 | 0.8 | 105.8 | 0.4 | - | 1.5 |
| 従来鋼 4 | 657 | 4.1 | 4.0 | 0.8 | 8.8 | 15.5 |
| 従来鋼 5 | 440 | 6.5 | 4.0 | 1.1 | 18.5 | 28.1 |
| 従来鋼 6 | 980 | 3.2 | 2.6 | 0.4 | 16.1 | 21.6 |
| 従来鋼 7 | 720 | 1.0 | 9.9 | 2.5 | - | 6.5 |
| 従来鋼 8 | 760 | 1.2 | 14.3 | 0.4 | - | 2.2 |
| 従来鋼 9 | 655 | 0.8 | 9.1 | 2.1 | 3.9 | 9.2 |
| 従来鋼 10 | 287 | 0.6 | 9.5 | 3.2 | 1.5 | 8.9 |
| 従来鋼 11 | 113 | 5.5 | 12.7 | 3.4 | 7.8 | 20.3 |

【 0 0 9 1 】

【 表 4 】

10

20

30

| 試料 | 区分 | 加熱温度 (°C) | 加熱時間 (min) | 圧延開始温度 (°C) | 圧延終了温度 (°C) | TRR(%) / ATRR(%) | 冷却速度 (°C /min) |
|--|---------|-----------|------------|--------------------|-------------|------------------|----------------|
| 本発明試料 2 | 本発明例 1 | 1150 | 170 | 1030 | 850 | 65/80 | 5 |
| | 本発明例 2 | 1200 | 130 | 1040 | 850 | 65/80 | 5 |
| | 本発明例 3 | 1240 | 90 | 1040 | 850 | 65/80 | 5 |
| | 比較例 1 | 1050 | 60 | 1040 | 850 | 65/80 | 5 |
| | 比較例 2 | 1300 | 250 | 1035 | 850 | 65/80 | 5 |
| 本発明試料 1 | 本発明例 4 | 1200 | 130 | 1020 | 840 | 65/80 | 6 |
| 本発明試料 3 | 本発明例 5 | 1200 | 130 | 1040 | 850 | 65/80 | 6 |
| 比較試料 1 | 比較例 3 | 1210 | 120 | 1030 | 860 | 65/80 | 0.01 |
| 比較試料 2 | 比較例 4 | 1210 | 120 | 1030 | 860 | 65/80 | 35 |
| 本発明試料 4 | 本発明例 6 | 1180 | 150 | 1020 | 860 | 60/80 | 5 |
| 本発明試料 5 | 本発明例 7 | 1190 | 140 | 1010 | 850 | 60/80 | 5 |
| 本発明試料 6 | 本発明例 8 | 1220 | 110 | 1010 | 840 | 60/75 | 6 |
| 本発明試料 7 | 本発明例 9 | 1220 | 110 | 1020 | 840 | 60/75 | 7 |
| 本発明試料 8 | 本発明例 10 | 1210 | 120 | 1010 | 850 | 60/75 | 7 |
| 本発明試料 9 | 本発明例 11 | 1220 | 110 | 1000 | 840 | 55/70 | 5 |
| 本発明試料 10 | 本発明例 12 | 1210 | 120 | 1010 | 830 | 55/70 | 6 |
| 本発明試料 11 | 本発明例 13 | 1230 | 100 | 1000 | 850 | 55/70 | 5 |
| 本発明試料 12 | 本発明例 14 | 1220 | 110 | 1020 | 840 | 55/70 | 5 |
| 本発明試料 13 | 本発明例 15 | 1210 | 130 | 1020 | 840 | 65/75 | 5 |
| 従来鋼 11 | | 1200 | - | Ar ₃ 以上 | 960 | 80 | 自然冷却 |
| 各本発明試料の冷却は、その冷却速度が、試料の温度がフェライト変態終了温度に相当する 500°C に達するまで制御される条件下で行われる。この温度の後、本発明試料は大気中で冷却される。 従来鋼 1~10 についての詳細な製造条件はない。 TRR/ATRR: 再結晶領域における厚さ減少率 / 累積厚さ減少率 | | | | | | | |

【 0 0 9 2 】

試験片は熱間圧延した鋼材からサンプリングされた。サンプリングは、各熱間圧延した鋼材の中心部で厚さ方向に行われた。特に、引張試験用の試験片は圧延方向にサンプリングされたが、シャルピー衝撃試験用の試験片は圧延方向と垂直な方向にサンプリングされた。上記のようにサンプリングされた鋼試験片を用いて、各鋼材（マトリックス）の析出物の特徴、及び鋼材の機械的性質が測定された。測定結果を表 5 に記載する。また、熱影響部の微細組織及び衝撃靱性も測定された。その測定結果を表 6 に記載する。

【 0 0 9 3 】

これらの測定は以下のように行われた。

引張試験片には、K S 規格 4 号（K S B 0 8 0 1）の試験片が用いられた。引張試験は 5 mm / m i n のクロスヘッド速度で行われた。一方、衝撃試験片は K S 規格 3 号（K S B 0 8 0 9）の試験片に基づいて作製された。衝撃試験片については、ノッチが、マトリックスの場合には側面（L - T）で圧延方向に機械加工され、一方、溶接材料の場合には溶接ライン方向に機械加工された。熱影響部の最大加熱温度でオーステナイト粒子の大きさを調べるために、各試験片は、再現性のある溶接シミュレータを用いて 1 4 0 / s e c の加熱速度で 1 2 0 0 ~ 1 4 0 0 の最大加熱温度に加熱され、1 秒間保持した後、H e ガスを用いて焼入れされた。焼入れした試験片は研磨され、腐食された後、最大加熱温度条件で得られた試験片のオーステナイトの粒径が、K S 規格（K S D 0 2 0 5）により測定された。

【 0 0 9 4 】

熱影響部の靱性に大きく影響を与える冷却工程後に得られる微細組織及び析出物と酸化物の粒径、密度、間隔が、画像分析器及び電子顕微鏡を用いてポイントカウント方式により測定された。測定は、 100 mm^2 の試験領域で行われた。各試験片における熱影響部の衝撃靱性は、試験片に約 80 kJ/cm 、 150 kJ/cm 、 250 kJ/cm の溶接入熱に相当する溶接条件を施すことによって評価され、その溶接条件とは、 1400 の最大加熱温度で加熱し、 60 秒、 120 秒、 180 秒間のそれぞれで冷却し、試験片の表面を研磨し、試験片を衝撃試験用に機械加工した後、 -40 の温度で試験片にシャルピー衝撃試験を行うことを含む溶接サイクルである。

【0095】

【表5】

| 試料 | TiN+MnSの析出物の特徴 | | | マトリックス構造の特徴及びマトリックスの機械的性質 | | | | | | |
|------|--|--------------------|------------|---------------------------|-------------------|-------------------|-----------|-------------|---------------------------|--------------------------|
| | 密度 (個/mm ²) | 平均の 大きさ (μm) | 間隔 (μm) | 厚さ (mm) | 降伏 強さ (MPa) | 引張 強さ (MPa) | 伸び (%) | FGS (μm) | フェ ライトの 体積部 分(%) | -40°C 衝撃 靱性 (J) |
| PE1 | 2.4×10 ⁸ | 0.016 | 0.25 | 25 | 394 | 553 | 38 | 11 | 82 | 358 |
| PE2 | 3.2×10 ⁸ | 0.017 | 0.24 | 25 | 395 | 551 | 39 | 9 | 83 | 362 |
| PE3 | 2.5×10 ⁸ | 0.012 | 0.26 | 25 | 396 | 550 | 39 | 10 | 83 | 357 |
| CE1 | 2.3×10 ⁶ | 0.174 | 1.6 | 25 | 393 | 554 | 26 | 16 | 70 | 206 |
| CE2 | 3.4×10 ⁶ | 0.165 | 1.8 | 25 | 792 | 860 | 17 | 17 | 21 | 45 |
| PE4 | 3.2×10 ⁸ | 0.025 | 0.32 | 30 | 396 | 558 | 38 | 11 | 83 | 349 |
| PE5 | 2.6×10 ⁸ | 0.013 | 0.34 | 30 | 396 | 562 | 38 | 10 | 83 | 354 |
| CE3 | 1.3×10 ⁶ | 0.182 | 1.2 | 30 | 384 | 564 | 30 | 18 | 73 | 220 |
| CE4 | 4.3×10 ⁶ | 0.177 | 1.4 | 30 | 392 | 582 | 29 | 17 | 74 | 208 |
| PE6 | 3.3×10 ⁸ | 0.026 | 0.35 | 30 | 390 | 563 | 38 | 10 | 82 | 364 |
| PE7 | 4.6×10 ⁸ | 0.024 | 0.32 | 35 | 390 | 564 | 39 | 10 | 85 | 360 |
| PE8 | 4.3×10 ⁸ | 0.014 | 0.40 | 35 | 392 | 542 | 36 | 11 | 82 | 365 |
| PE9 | 5.6×10 ⁸ | 0.028 | 0.29 | 35 | 391 | 536 | 37 | 10 | 84 | 359 |
| PE10 | 5.2×10 ⁸ | 0.021 | 0.28 | 35 | 394 | 566 | 36 | 10 | 83 | 375 |
| PE11 | 3.7×10 ⁸ | 0.029 | 0.25 | 40 | 390 | 566 | 37 | 12 | 83 | 364 |
| PE12 | 3.2×10 ⁸ | 0.025 | 0.31 | 40 | 396 | 542 | 38 | 11 | 85 | 356 |
| PE13 | 3.3×10 ⁸ | 0.042 | 0.34 | 40 | 406 | 564 | 38 | 12 | 82 | 348 |
| PE14 | 3.6×10 ⁸ | 0.032 | 0.28 | 40 | 387 | 550 | 37 | 10 | 83 | 349 |
| PE15 | 4.2×10 ⁸ | 0.018 | 0.26 | 30 | 389 | 549 | 39 | 9 | 86 | 368 |
| CS1 | | | | 35 | 406 | 436 | | | | |
| CS2 | | | | 35 | 405 | 441 | | | | |
| CS3 | | | | 25 | 629 | 681 | | | | |
| CS4 | MgO-TiNの析出物 3.03×10 ⁶ /mm ² | | | 40 | 472 | 609 | | | | |
| CS5 | MgO-TiNの析出物 4.07×10 ⁶ /mm ² | | | 40 | 494 | 622 | | | | |
| CS6 | MgO-TiNの析出物 2.80×10 ⁶ /mm ² | | | 50 | 812 | 912 | | | | |
| CS7 | | | | 25 | 629 | 681 | | | | |
| CS8 | | | | 50 | 504 | 601 | | | | |
| CS9 | | | | 60 | 526 | 648 | | | | |
| CS10 | | | | 60 | 760 | 829 | | | | |
| CS11 | | | | 50 | 401 | 514 | | | | |

PE:本発明例 CE:比較例 CS:従来鋼

【0096】

表5を参照すると、本発明により製造された熱間圧延した各鋼材における析出物(TiNとMnSの複合析出物)の密度は、 $1.0 \times 10^8 / \text{mm}^2$ 以上であるが、従来の各鋼材の析出物の密度は $4.07 \times 10^6 / \text{mm}^2$ 以下であることがわかる。すなわち、本発明の鋼材は、非常に小さい粒径を有しているとともに著しく高密度で分散された析出物で形成されている。

本発明の鋼材は、約8μm以下の粒径をもつ微細なフェライトを87%以上の高い部分で有するマトリックス組織を有する。

【0097】

10

20

30

40

50

【表 6】

| 試料 | 熱影響部のオーステナイトの粒径(μm) | | | 100kJ/cm の入熱での熱影響部の微細構造 | | 溶接部の機械的性質 | | -40℃での再現性のある熱影響部衝撃靱性(J) (最大加熱温度 1400℃) | | | |
|------|----------------------------------|---------|---------|-------------------------|------------------------------|------------------------------------|------------------------------------|---|-------------|----------------------------------|-------------|
| | 1200(℃) | 1300(℃) | 1400(℃) | フェライトの体積分(%) | フェライトの平均の粒径(μm) | $\Delta t_{800-500}=180\text{秒}$ | | $\Delta t_{800-500}=120\text{秒}$ | | $\Delta t_{800-500}=180\text{秒}$ | |
| | | | | | | 降伏強さ (kg/m^2) | 引張強さ (kg/m^2) | 衝撃靱性 (J) | 遷移温度 (℃) | 衝撃靱性 (J) | 遷移温度 (℃) |
| PE1 | 23 | 33 | 56 | 73 | 16 | 370 | -74 | 330 | -67 | 294 | -62 |
| PE2 | 22 | 34 | 55 | 76 | 15 | 383 | -76 | 353 | -69 | 301 | -63 |
| PE3 | 23 | 32 | 56 | 74 | 17 | 365 | -72 | 331 | -67 | 298 | -63 |
| CE1 | 54 | 84 | 182 | 36 | 32 | 126 | -43 | 47 | -34 | 26 | -27 |
| CE2 | 65 | 91 | 198 | 37 | 35 | 104 | -40 | 35 | -32 | 18 | -26 |
| PE4 | 25 | 37 | 65 | 75 | 18 | 353 | -71 | 325 | -68 | 287 | -64 |
| PE5 | 26 | 40 | 57 | 74 | 16 | 362 | -71 | 333 | -67 | 296 | -61 |
| CE3 | 48 | 78 | 220 | 58 | 22 | 182 | -44 | 87 | -36 | 36 | -28 |
| CE4 | 56 | 82 | 254 | 52 | 26 | 176 | -44 | 79 | -35 | 32 | -29 |
| PE6 | 25 | 31 | 53 | 76 | 17 | 386 | -73 | 353 | -69 | 305 | -62 |
| PE7 | 24 | 34 | 55 | 74 | 18 | 367 | -71 | 338 | -67 | 293 | -63 |
| PE8 | 27 | 36 | 53 | 73 | 14 | 364 | -71 | 334 | -67 | 294 | -61 |
| PE9 | 24 | 36 | 52 | 74 | 17 | 367 | -72 | 335 | -67 | 285 | -62 |
| PE10 | 22 | 35 | 53 | 73 | 18 | 385 | -72 | 345 | -66 | 294 | -61 |
| PE11 | 26 | 34 | 64 | 74 | 16 | 358 | -71 | 324 | -68 | 285 | -63 |
| PE12 | 27 | 38 | 64 | 74 | 18 | 355 | -71 | 324 | -67 | 284 | -62 |
| PE13 | 24 | 32 | 54 | 75 | 16 | 367 | -72 | 336 | -68 | 285 | -63 |
| PE14 | 25 | 31 | 58 | 72 | 17 | 365 | -72 | 330 | -68 | 280 | -63 |
| PE15 | 24 | 32 | 54 | 76 | 14 | 368 | -72 | 345 | -68 | 286 | -63 |
| CS1 | | | | | | 187 | -51 | | | | |
| CS2 | | | | | | 156 | -48 | | | | |
| CS3 | | | | | | 148 | -50 | | | | |
| CS4 | 230 | | | 93 | | 143 | -48 | | | 132 (0℃) | |
| CS5 | 180 | | | 87 | | 132 | -45 | | | 129 (0℃) | |
| CS6 | 250 | | | 47 | | 153 | -43 | | | 60 (0℃) | |
| CS7 | | | | | | 141 | -54 | | | | -61 |
| CS8 | | | | | | 156 | -59 | | | | -48 |
| CS9 | | | | | | 145 | -54 | | | | -42 |
| CS10 | | | | | | 138 | -57 | | | | -45 |
| CS11 | | | | | | 141 | -43 | 219 (0℃) | | | |

PE:本発明例 CE:比較例 CS:従来鋼

【0098】

表 6 を参照すると、1400 の最大加熱温度条件下でのオーステナイト粒子の大きさは、熱影響部において、本発明の場合では52～65 μm の範囲内であるが、従来の鋼材におけるオーステナイト粒子は約180 μm の粒径を有するように非常に粗大である。このように、本発明の鋼材は、溶接工程において熱影響部でのオーステナイト粒子の成長を抑制するという優れた効果を有する。100kJ/cmの入熱を用いる溶接工程が適用される場合、本発明の鋼材は約70%以上のフェライト部分を有する。

【0099】

溶接入熱が250kJ/cmである大入熱溶接条件下で(800 から500 までの冷却にかかる時間が180秒である)、本発明の鋼材は、熱影響部衝撃靱性として-40

10

20

30

40

50

で約 280 J 以上の優れた靱性の値を示すとともに転位温度として約 - 60 を示す。すなわち、本発明の鋼材は、大入熱溶接条件下で優れた熱影響部衝撃靱性を示す。

同じ大入熱溶接条件下で、従来の鋼材は、熱影響部衝撃靱性として 0 で約 200 J の靱性の値を示すとともに遷移温度として約 - 60 を示す。

【0100】

実施例 2 - 窒素化合物処理

表 7 の異なる鋼の組成を有するそれぞれの鋼材は転炉で溶融された。得られた溶鋼は、脱酸され Ti が添加された後、連続鋳造工程が施され、それによって、スラブを製造した。その後、スラブは、表 9 の条件下で熱間圧延され、それによって熱間圧延したプレートを製造した。表 10 に各鋼材における合金元素の含有量比を記載する。

10

【0101】

【表 7】

| | 化学組成(重量%) | | | | | | | | | | | | | | | |
|--------|-----------|------|------|--------|-------|--------|-------|--------|--------|-------|------|------|------|------|-------|-------|
| | C | Si | Mn | P | S | Al | Ti | B(ppm) | N(ppm) | W | Cu | Ni | Cr | Mo | Nb | V |
| 本発明鋼1 | 0.12 | 0.13 | 1.54 | 0.006 | 0.005 | 0.04 | 0.014 | 7 | 40 | 0.005 | 0.2 | - | - | - | - | 0.01 |
| 本発明鋼2 | 0.07 | 0.12 | 1.50 | 0.006 | 0.005 | 0.07 | 0.05 | 10 | 43 | 0.002 | 0.1 | 0.2 | - | - | - | 0.01 |
| 本発明鋼3 | 0.14 | 0.10 | 1.55 | 0.006 | 0.007 | 0.06 | 0.015 | 3 | 41 | 0.003 | 0.1 | - | - | - | - | 0.02 |
| 本発明鋼4 | 0.10 | 0.12 | 1.48 | 0.006 | 0.005 | 0.02 | 0.02 | 5 | 40 | 0.001 | 0.3 | - | - | - | - | 0.05 |
| 本発明鋼5 | 0.08 | 0.15 | 1.52 | 0.006 | 0.004 | 0.09 | 0.05 | 15 | 43 | 0.002 | 0.1 | - | 0.1 | - | - | 0.05 |
| 本発明鋼6 | 0.10 | 0.14 | 1.50 | 0.007 | 0.005 | 0.025 | 0.02 | 10 | 40 | 0.004 | 0.45 | - | - | 0.1 | - | 0.09 |
| 本発明鋼7 | 0.13 | 0.14 | 1.59 | 0.007 | 0.007 | 0.04 | 0.015 | 8 | 45 | 0.15 | 0.1 | - | - | - | - | 0.02 |
| 本発明鋼8 | 0.11 | 0.15 | 1.54 | 0.007 | 0.007 | 0.06 | 0.018 | 10 | 42 | 0.001 | 0.3 | - | - | - | 0.015 | 0.01 |
| 本発明鋼9 | 0.13 | 0.21 | 1.50 | 0.007 | 0.005 | 0.025 | 0.02 | 4 | 40 | 0.002 | 0.21 | - | 0.1 | - | - | 0.02 |
| 本発明鋼10 | 0.07 | 0.16 | 1.45 | 0.008 | 0.006 | 0.045 | 0.025 | 6 | 41 | 0.05 | 0.1 | 0.3 | - | - | 0.01 | 0.02 |
| 本発明鋼11 | 0.09 | 0.21 | 1.47 | 0.006 | 0.004 | 0.047 | 0.019 | 11 | 42 | 0.01 | 0.2 | 0.1 | - | - | - | - |
| 従来鋼1 | 0.05 | 0.13 | 1.31 | 0.002 | 0.006 | 0.0014 | 0.009 | 1.6 | 22 | - | - | - | - | - | - | - |
| 従来鋼2 | 0.05 | 0.11 | 1.34 | 0.002 | 0.003 | 0.0036 | 0.012 | 0.5 | 48 | - | - | - | - | - | - | - |
| 従来鋼3 | 0.13 | 0.24 | 1.44 | 0.0012 | 0.003 | 0.0044 | 0.010 | 1.2 | 127 | - | 0.3 | - | - | - | 0.05 | - |
| 従来鋼4 | 0.06 | 0.18 | 1.35 | 0.008 | 0.002 | 0.0027 | 0.013 | 8 | 32 | - | - | - | 0.14 | 0.15 | - | 0.028 |
| 従来鋼5 | 0.06 | 0.18 | 0.88 | 0.006 | 0.002 | 0.0021 | 0.013 | 5 | 20 | - | 0.75 | 0.68 | 0.24 | 0.14 | 0.015 | 0.037 |
| 従来鋼6 | 0.13 | 0.27 | 0.98 | 0.005 | 0.001 | 0.001 | 0.009 | 11 | 28 | - | 0.35 | 1.15 | 0.53 | 0.49 | 0.001 | 0.045 |
| 従来鋼7 | 0.13 | 0.24 | 1.44 | 0.004 | 0.002 | 0.02 | 0.006 | 8 | 79 | - | 0.3 | - | - | - | 0.036 | - |
| 従来鋼8 | 0.07 | 0.14 | 1.52 | 0.004 | 0.002 | 0.002 | 0.007 | 4 | 57 | - | 0.32 | 0.35 | - | - | 0.013 | - |
| 従来鋼9 | 0.06 | 0.25 | 1.31 | 0.008 | 0.002 | 0.019 | 0.007 | 10 | 91 | - | - | - | 0.21 | 0.19 | 0.025 | 0.035 |
| 従来鋼10 | 0.09 | 0.26 | 0.86 | 0.009 | 0.003 | 0.046 | 0.008 | 15 | 142 | - | - | 1.09 | 0.51 | 0.36 | 0.021 | 0.021 |
| 従来鋼11 | 0.14 | 0.44 | 1.35 | 0.012 | 0.012 | 0.030 | 0.049 | 7 | 89 | - | - | - | - | - | - | 0.069 |

従来鋼1、2及び3は、特開平9-194990号公報の発明鋼5、32及び55である。
 従来鋼4、5及び6は、特開平10-298708号公報の発明鋼14、24及び28である。
 従来鋼7、8、9及び10は、特開平8-60292号公報の発明鋼48、58、60、61である。
 従来鋼11は、特開平11-140582号公報の発明鋼Fである。

【 0 1 0 2 】

【 表 8 】

10

20

30

40

| 鋼材 | 試料 | 一次の脱酸順 | Alの添加後の溶存酸素量(ppm) | 脱酸後に添加されたTiの量(%) | 鑄造速度(m/min) | 散水量(l/kg) |
|---------------------------|-------|--------|-------------------|------------------|-------------|-----------|
| PS*1 | PS 1 | Mn→Si | 19 | 0.014 | 1.1 | 0.32 |
| | PS 2 | Mn→Si | 18 | 0.014 | 1.1 | 0.32 |
| | PS 3 | Mn→Si | 18 | 0.014 | 1.1 | 0.32 |
| | CS 1 | Mn→Si | 32 | 0.014 | 1.1 | 0.32 |
| | CS 2 | Mn→Si | 58 | 0.014 | 1.1 | 0.32 |
| PS*2 | PS 4 | Mn→Si | 16 | 0.05 | 1.0 | 0.35 |
| PS*3 | PS 5 | Mn→Si | 15 | 0.015 | 1.0 | 0.35 |
| PS*4 | PS 6 | Mn→Si | 15 | 0.02 | 1.0 | 0.35 |
| PS*5 | PS 7 | Mn→Si | 12 | 0.05 | 1.2 | 0.30 |
| PS*6 | PS 8 | Mn→Si | 17 | 0.02 | 1.2 | 0.30 |
| PS*7 | PS 9 | Mn→Si | 18 | 0.015 | 1.1 | 0.32 |
| PS*8 | PS 10 | Mn→Si | 14 | 0.018 | 1.1 | 0.32 |
| PS*9 | PS 11 | Mn→Si | 19 | 0.02 | 1.1 | 0.32 |
| PS*10 | PS 12 | Mn→Si | 22 | 0.025 | 1.0 | 0.35 |
| PS*11 | PS 13 | Mn→Si | 20 | 0.019 | 1.0 | 0.35 |
| 従来鋼1～11についての詳細な製造条件はない | | | | | | |
| PS:本発明試料 PS*:本発明鋼 CS:比較試料 | | | | | | |

【 0 1 0 3 】

【 表 9 】

| 鋼材 | 試料 | 加熱 温度 (℃) | 窒素化合 昇圧気 (l/min) | 加熱 時間 (min) | 圧延 開始 温度 (℃) | 圧延 終了 温度 (℃) | 再結晶 領域に おける TRR(%)/ ATRR(%) | 冷却 速度 (℃ /min) | マトリックス の窒素 含有量 (ppm) |
|---|-------|-----------------|------------------------|-------------------|-----------------------|-----------------------|---|-------------------------|-------------------------------|
| PS* 1 | PS 1 | 1220 | 350 | 160 | 1030 | 830 | 55/75 | 5 | 105 |
| | PS 2 | 1190 | 610 | 120 | 1020 | 830 | 55/75 | 5 | 115 |
| | PS 3 | 1150 | 780 | 100 | 1020 | 830 | 55/75 | 5 | 120 |
| | CS 1 | 1050 | 220 | 60 | 1020 | 840 | 55/75 | 5 | 72 |
| | CS 2 | 1300 | 950 | 180 | 1020 | 840 | 55/75 | 5 | 316 |
| PS* 2 | PS 4 | 1180 | 780 | 110 | 1010 | 830 | 55/75 | 6 | 275 |
| PS* 3 | PS 5 | 1200 | 600 | 100 | 1040 | 850 | 55/75 | 7 | 112 |
| PS* 4 | PS 6 | 1170 | 620 | 130 | 1030 | 840 | 55/75 | 7 | 80 |
| PS* 5 | PS 7 | 1190 | 780 | 100 | 1020 | 830 | 55/75 | 6 | 300 |
| PS* 6 | PS 8 | 1200 | 620 | 110 | 1030 | 830 | 55/75 | 6 | 100 |
| PS* 7 | PS 9 | 1150 | 750 | 160 | 1040 | 830 | 60/70 | 6 | 115 |
| PS* 8 | PS 10 | 1180 | 630 | 110 | 1040 | 850 | 60/70 | 5 | 120 |
| PS* 9 | PS 11 | 1200 | 520 | 100 | 1050 | 840 | 60/70 | 8 | 90 |
| PS* 10 | PS 12 | 1210 | 550 | 120 | 1040 | 840 | 60/70 | 7 | 100 |
| PS* 11 | PS 13 | 1230 | 680 | 110 | 1030 | 840 | 60/70 | 8 | 132 |
| 従来鋼 11 | | 1200 | - | - | Ar ₃ 以上 | 960 | | 自然 冷却 | - |
| <p>各本発明試料の冷却は、その冷却速度が、試料の温度がフェライト変態終了温度に相当する 600℃に達するまで制御される条件下で行われる。この温度の後、本発明試料は大気中で冷却される。</p> <p>従来鋼 1～11 は、窒素化合処理を全くせずに熱間圧延した鋼材を製造するために用いられる。従来鋼 1～11 についての詳細な熱間圧延条件はない。</p> <p>PS:本発明試料 PS*:本発明鋼 CS:比較試料</p> <p>TRR/ATRR: 再結晶領域における厚さ減少率/累積厚さ減少率</p> | | | | | | | | | |

【 0 1 0 4 】

【 表 1 0 】

| | 窒素化合処理後の合金元素の比 | | | | | |
|----------|----------------|------|-------|------|------|-----------------|
| | Mn/S | Ti/N | N/B | Al/N | V/N | (Ti+2Al+4B+V)/N |
| 本発明試料 1 | 308 | 1.3 | 15.0 | 3.8 | 1.0 | 10.2 |
| 本発明試料 2 | 308 | 1.2 | 16.4 | 3.5 | 0.9 | 9.3 |
| 本発明試料 3 | 308 | 1.2 | 17.1 | 3.3 | 0.8 | 8.9 |
| 比較試料 1 | 308 | 1.9 | 10.3 | 5.6 | 1.4 | 14.8 |
| 比較試料 2 | 308 | 0.4 | 45.1 | 1.3 | 0.3 | 3.4 |
| 本発明試料 4 | 300 | 1.8 | 28.0 | 2.5 | 0.4 | 7.3 |
| 本発明試料 5 | 221 | 1.4 | 36.7 | 5.5 | 1.8 | 14.2 |
| 本発明試料 6 | 296 | 2.5 | 16.0 | 2.5 | 6.3 | 14.0 |
| 本発明試料 7 | 380 | 1.7 | 20.0 | 3.0 | 1.7 | 9.5 |
| 本発明試料 8 | 300 | 2.0 | 10.0 | 2.5 | 9.0 | 16.4 |
| 本発明試料 9 | 227 | 1.3 | 14.4 | 3.5 | 1.7 | 10.3 |
| 本発明試料 10 | 220 | 1.5 | 12.0 | 5.0 | 0.8 | 12.7 |
| 本発明試料 11 | 300 | 2.2 | 22.5 | 2.8 | 2.2 | 10.2 |
| 本発明試料 12 | 242 | 2.5 | 16.7 | 4.5 | 2.0 | 13.7 |
| 本発明試料 13 | 368 | 1.4 | 12.0 | 3.6 | - | 8.9 |
| 従来鋼 1 | 218 | 4.1 | 13.8 | 0.6 | - | 5.7 |
| 従来鋼 2 | 447 | 2.5 | 96.0 | 0.8 | - | 4.0 |
| 従来鋼 3 | 480 | 0.8 | 105.8 | 0.4 | - | 1.5 |
| 従来鋼 4 | 657 | 4.1 | 4.0 | 0.8 | 8.8 | 15.5 |
| 従来鋼 5 | 440 | 6.5 | 4.0 | 1.1 | 18.5 | 28.1 |
| 従来鋼 6 | 980 | 3.2 | 2.6 | 0.4 | 16.1 | 21.6 |
| 従来鋼 7 | 720 | 1.0 | 9.9 | 2.5 | - | 6.5 |
| 従来鋼 8 | 760 | 1.2 | 14.3 | 0.4 | - | 2.2 |
| 従来鋼 9 | 655 | 0.8 | 9.1 | 2.1 | 3.9 | 9.2 |
| 従来鋼 10 | 287 | 0.6 | 9.5 | 3.2 | 1.5 | 8.9 |
| 従来鋼 11 | 113 | 5.5 | 12.7 | 3.4 | 7.8 | 20.3 |

【 0 1 0 5 】

試験片は、上述のように製造された熱間圧延したプレートからサンプリングされた。サンプリングは、圧延した各プレートの中心部で厚さ方向に行われた。特に、引張試験用の試験片は圧延方向にサンプリングされたが、シャルピー衝撃試験用の試験片は圧延方向と垂直な方向にサンプリングされた。

【 0 1 0 6 】

上述のようにサンプリングされた試験片を用いて、各鋼材（マトリックス）の析出物の特徴、及び鋼材の機械的性質が測定された。その結果を表 1 1 に記載する。また、熱影響部の微細組織及び衝撃靱性も測定された。その結果を表 1 2 に記載する。これらの測定は実施例 1 と同じ方法で行われた。

【 0 1 0 7 】

【 表 1 1 】

10

20

30

40

| 試料 | TiN+MnSの析出物の特徴 | | | 母材構造の特徴 | | | マトリックスの機械的性質 | | | | |
|----------|---|---------------------------------|-------------------------|---------|---------|-----------------------|-------------------------|-------------------|-------------------|-----------|------------------------|
| | 密度 ($\mu\text{g}/\text{mm}^2$) | 平均の 大きさ (μm) | 間隔 (μm) | AG S | FG S | フェライ トの体積 部分(%) | 厚さ (μm) | 降伏 強さ (MPa) | 引張 強さ (MPa) | 伸び (%) | -40°Cで の衝撃 靱性(J) |
| 本発明試料 1 | 2.3×10^8 | 0.016 | 0.26 | 17 | 6 | 82 | 20 | 454 | 573 | 35 | 364 |
| 本発明試料 2 | 3.1×10^8 | 0.017 | 0.26 | 15 | 5 | 84 | 20 | 395 | 581 | 36 | 355 |
| 本発明試料 3 | 2.5×10^8 | 0.012 | 0.24 | 13 | 4 | 83 | 20 | 396 | 580 | 36 | 358 |
| 比較試料 1 | 4.3×10^8 | 0.154 | 1.4 | 38 | 27 | 70 | 20 | 393 | 584 | 28 | 212 |
| 比較試料 2 | 5.4×10^8 | 0.155 | 1.5 | 34 | 23 | 75 | 20 | 392 | 580 | 29 | 189 |
| 本発明試料 4 | 3.2×10^8 | 0.025 | 0.35 | 15 | 6 | 83 | 25 | 396 | 588 | 35 | 358 |
| 本発明試料 5 | 2.6×10^8 | 0.013 | 0.32 | 14 | 6 | 82 | 25 | 396 | 582 | 35 | 349 |
| 本発明試料 6 | 3.3×10^8 | 0.026 | 0.42 | 15 | 6 | 84 | 25 | 390 | 583 | 35 | 358 |
| 本発明試料 7 | 4.6×10^8 | 0.024 | 0.45 | 16 | 5 | 3 | 30 | 390 | 584 | 35 | 346 |
| 本発明試料 8 | 4.3×10^8 | 0.014 | 0.35 | 15 | 6 | 82 | 30 | 392 | 582 | 36 | 352 |
| 本発明試料 9 | 5.6×10^8 | 0.028 | 0.36 | 15 | 6 | 81 | 30 | 391 | 586 | 36 | 348 |
| 本発明試料 10 | 5.2×10^8 | 0.021 | 0.35 | 15 | 8 | 82 | 30 | 394 | 586 | 35 | 358 |
| 本発明試料 11 | 3.7×10^8 | 0.029 | 0.29 | 14 | 7 | 84 | 35 | 390 | 596 | 36 | 362 |
| 本発明試料 12 | 3.2×10^8 | 0.025 | 0.25 | 16 | 8 | 83 | 35 | 396 | 582 | 35 | 347 |
| 本発明試料 13 | 3.2×10^8 | 0.024 | 0.34 | 15 | 6 | 87 | 35 | 387 | 568 | 36 | 362 |
| 本発明試料 14 | 3.2×10^8 | 0.025 | 0.35 | 15 | 7 | 89 | 35 | 388 | 559 | 35 | 350 |
| 本発明試料 15 | 3.2×10^8 | 0.023 | 0.36 | 14 | 6 | 81 | 30 | 382 | 562 | 38 | 364 |
| 従来鋼 1 | | | | | | | 35 | 406 | 436 | - | |
| 従来鋼 2 | | | | | | | 35 | 405 | 441 | - | |
| 従来鋼 3 | | | | | | | 25 | 629 | 681 | - | |
| 従来鋼 4 | MgO-TiNの析出物 $3.03 \times 10^8/\text{mm}^2$ | | | | | | 40 | 472 | 609 | 32 | |
| 従来鋼 5 | MgO-TiNの析出物 $4.07 \times 10^8/\text{mm}^2$ | | | | | | 40 | 494 | 622 | 32 | |
| 従来鋼 6 | MgO-TiNの析出物 $2.80 \times 10^8/\text{mm}^2$ | | | | | | 50 | 812 | 912 | 28 | |
| 従来鋼 7 | | | | | | | 25 | 629 | 681 | - | |
| 従来鋼 8 | | | | | | | 50 | 504 | 601 | - | |
| 従来鋼 9 | | | | | | | 60 | 526 | 648 | - | |
| 従来鋼 10 | | | | | | | 60 | 760 | 829 | - | |
| 従来鋼 11 | 0.2 μm 以下 11.1×10^8 | | | | | | 50 | 401 | 514 | 18.3 | |

10

20

【 0 1 0 8 】

表 1 1 を参照すると、本発明により製造された熱間圧延した各鋼材における析出物（TiNとMnSの複合析出物）の密度は、 $1.0 \times 10^8 / \text{mm}^2$ 以上であるが、従来の各鋼材における析出物の密度は $4.07 \times 10^8 / \text{mm}^2$ 以下であることがわかる。すなわち、本発明の鋼材は、非常に小さい粒径を有しているとともに著しく高密度で分散された析出物で形成されている。

【 0 1 0 9 】

【 表 1 2 】

| 試料 | 熱影響部のオーステナイトの粒径(μm) | | | 100kJ/cmの入熱での熱影響部の微細構造 | | 溶接部の機械的性質 | | -40°Cでの再現性のある熱影響部衝撃靱性(J) (最大加熱温度 1400°C) | | | |
|-------|----------------------------------|--------------|--------------|------------------------|------------------------------|-------------------------------|-------------------------------|---|--------------|-------------------------------|--------------|
| | 1200 (°C) | 1300 (°C) | 1400 (°C) | フェライトの体積分(%) | フェライトの平均の粒径(μm) | $\Delta t_{800-500}$ =180秒 | | $\Delta t_{800-500}$ =120秒 | | $\Delta t_{800-500}$ =180秒 | |
| | | | | | | 降伏強さ (kg/mm ²) | 引張強さ (kg/mm ²) | 衝撃靱性 (J) | 遷移温度 (°C) | 衝撃靱性 (J) | 遷移温度 (°C) |
| PS1 | 23 | 33 | 56 | 73 | 16 | 370 | -74 | 330 | -67 | 294 | -62 |
| PS2 | 22 | 34 | 55 | 76 | 15 | 383 | -76 | 353 | -69 | 301 | -63 |
| PS3 | 23 | 32 | 56 | 74 | 17 | 365 | -72 | 331 | -67 | 298 | -63 |
| CS1 | 54 | 84 | 182 | 36 | 32 | 126 | -43 | 47 | -34 | 26 | -27 |
| CS2 | 65 | 91 | 198 | 37 | 35 | 104 | -40 | 35 | -32 | 18 | -26 |
| PS4 | 25 | 37 | 65 | 75 | 18 | 353 | -71 | 325 | -68 | 287 | -64 |
| PS5 | 26 | 40 | 57 | 74 | 16 | 362 | -71 | 333 | -67 | 296 | -61 |
| PS6 | 25 | 31 | 53 | 76 | 17 | 386 | -73 | 353 | -69 | 305 | -62 |
| PS7 | 24 | 34 | 55 | 74 | 18 | 367 | -71 | 338 | -67 | 298 | -63 |
| PS8 | 27 | 36 | 53 | 73 | 14 | 364 | -71 | 334 | -67 | 294 | -61 |
| PS9 | 24 | 36 | 52 | 74 | 17 | 367 | -72 | 335 | -67 | 285 | -62 |
| PS10 | 22 | 35 | 53 | 73 | 18 | 385 | -72 | 345 | -66 | 294 | -61 |
| PS11 | 26 | 34 | 64 | 74 | 16 | 358 | -71 | 324 | -68 | 285 | -63 |
| PS12 | 27 | 38 | 64 | 74 | 18 | 355 | -71 | 324 | -67 | 284 | -62 |
| PS13 | 24 | 32 | 54 | 75 | 16 | 367 | -72 | 336 | -68 | 285 | -63 |
| PS14 | 25 | 31 | 58 | 72 | 17 | 365 | -72 | 330 | -68 | 280 | -63 |
| PS15 | 24 | 32 | 54 | 76 | 14 | 368 | -72 | 345 | -68 | 286 | -63 |
| CS*1 | | | | | | 187 | -51 | | | | |
| CS*2 | | | | | | 156 | -48 | | | | |
| CS*3 | | | | | | 148 | -50 | | | | |
| CS*4 | 230 | | | 93 | | 143 | -48 | | | 132 (0°C) | |
| CS*5 | 180 | | | 87 | | 132 | -45 | | | 129 (0°C) | |
| CS*6 | 250 | | | 47 | | 153 | -43 | | | 60 (0°C) | |
| CS*7 | | | | | | 141 | -54 | | | | -61 |
| CS*8 | | | | | | 156 | -59 | | | | -48 |
| CS*9 | | | | | | 145 | -54 | | | | -42 |
| CS*10 | | | | | | 138 | -57 | | | | -45 |
| CS*11 | | | | | | 141 | -43 | 219 (0°C) | | | |

PS:本発明試料 CS:比較試料 CS*:従来鋼

【0110】

表12を参照すると、1400の最大加熱温度でのオーステナイト粒子の大きさは、熱影響部において、本発明の場合では52～65 μm の範囲内であるが、従来の鋼材のオーステナイト粒子は約180 μm の粒径を有するように非常に粗大である。このように、本発明の鋼材は、溶接工程において熱影響部でのオーステナイト粒子の成長を抑制するという優れた効果を有する。

100kJ/cmの入熱を用いる溶接工程が適用される場合、本発明の鋼材は約70%以上のフェライト部分を有する。

【0111】

溶接入熱が250kJ/cmである大入熱溶接条件下で(800から500までの冷却にかかる時間が180秒である)、本発明の鋼材は、熱影響部衝撃靱性として-40で約280J以上の優れた靱性の値を示すとともに遷移温度として約-60を示す。すなわち、本発明の鋼材は、大入熱溶接条件下で優れた熱影響部衝撃靱性を示す。

同じ大入熱溶接条件下で、従来の鋼材は、熱影響部衝撃靱性として0で約200Jの靱性の値を示すとともに遷移温度として約-60を示す。

10

20

30

40

 フロントページの続き

(51) Int.Cl.

F I

B 2 2 D 11/00 (2006.01)

B 2 2 D 11/00

A

B 2 2 D 11/124 (2006.01)

B 2 2 D 11/124

N

B 2 2 D 11/20 (2006.01)

B 2 2 D 11/20

A

B 2 2 D 11/22 (2006.01)

B 2 2 D 11/22

B

(72)発明者 チョー ウン ヨン

大韓民国、 7 9 0 - 3 0 0、キョンサンブク - ド、ポーハング - シ、ナン - ク、コードン - ドン

1 ポスコ内

審査官 佐藤 陽一

(56)参考文献 特開平 0 3 - 2 6 4 6 1 4 (J P , A)

特開昭 5 0 - 0 3 3 9 2 0 (J P , A)

特開昭 5 9 - 1 8 5 7 6 0 (J P , A)

特開昭 6 1 - 1 1 7 2 1 3 (J P , A)

特開平 1 1 - 2 2 9 0 7 7 (J P , A)

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B名)

C22C 38/00-38/60

B22D 11/00-11/22

C21D 8/00- 8/10

C21C 7/00- 7/10