

明 細 書

発明の名称：耐水素脆化感受性に優れた溶接金属

技術分野

[0001] 本発明は、溶接構造物に使用される溶接金属において、水素脆化に対する感受性を低減した耐水素脆化感受性に優れた溶接金属に関するものである。詳細には、SSRT (Slow Strain Rate Technique) 法を用いて耐水素脆化感受性を評価するに当たり、小型試験片のみならず、溶接金属において組織的な弱化部をより多く含んだ大型試験片を用いた場合であっても耐水素脆化感受性に優れており、好ましくは低温靱性も良好な溶接金属に関するものである。

背景技術

[0002] 高張力鋼を溶接する際には、溶接金属部の低温割れ防止の観点から、予熱／パス間温度を厳密に管理する必要があり、施工効率低下の原因となっている。近年、溶接構造物に使用される鋼材は、ますます高強度化しており、溶接金属においても高強度化への要求が高まっている（例えばHT780：ハイテン780MPa級）。

[0003] このような高強度化は、耐低温割れ性を低下させる傾向があり、耐低温割れ性を改善することが必要となる。特に、フラックス入りワイヤを用いたガスシールドアーク溶接では、優れた溶接作業性を有するため、この溶接法によって形成される溶接金属において、耐低温割れ性を確保する技術が求められている。

[0004] 上記のような低温割れは、拡散性水素が粒界に偏析し、粒界強度が低下する（以下、これを「水素脆化」と呼ぶ）ことが原因であると推察されており、耐低温割れ性の改善に対しては、拡散性水素をいかに低減するかが重要なポイントとなる。

[0005] こうしたことから、溶接金属の耐低温割れ性を向上させるためには、溶接金属における水素脆化に対する感受性を低くすることが必要である。そこで

、様々な技術が提案されている。

[0006] 例えば、特許文献1では、水素トラップ能力の高いM_o炭化物（M_oを含む炭化物）を溶接金属内に分散させることによって、低温割れの防止を図る技術が開示されている。しかしながらこの技術では、M_o炭化物を分散させるために、鋼材を突き合わせた後、内面側からサブマージアーク溶接するという特殊な溶接手法を採用する必要がある、鋼材の一般溶接には適用できない。

[0007] また特許文献2には、溶接施工時の冷却時間を管理することで、低温割れを防止する技術が提案されている。この技術では、成分に応じた厳格な施工管理が必要となり、作業負荷が高いという問題がある。

[0008] 特許文献3には、拡散性水素をトラップする残留オーステナイト分率を溶接金属中で1%以上とすることで低温割れを防止する技術が提案されている。しかしながら、この技術は、鋼管における両面1パスシーム溶接を前提としており、鋼材の溶接一般に適用できない。

[0009] 特許文献4には、拡散性水素量を低減すると共に、強度と化学成分組成を適切に制御することによって、耐低温割れ性を改善する技術が提案されている。しかしながら、この技術においても、満足すべき強度レベルが成分の影響を受けるため、実際の施工に際しては適用箇所が限られる。

[0010] 上記のようなこれまで提案されている技術は、いずれも耐低温割れ性改善を目的としたものであるが、実際の溶接施工においては、種々の要因で溶接金属中の水素量が増加する可能性があるため、より本質的な方向として、耐水素脆化感受性を改善することが必要である。

[0011] また、近年、海洋構造物に用いられる溶接金属においても、HT780級の適用が拡大している。これらの溶接金属では、寒冷地での使用に耐えられるように、780MPa級強度での耐水素脆化感受性に優れていることは勿論のこと、好ましくは、低温靱性にも優れていることが要求される。

先行技術文献

特許文献

[0012] 特許文献1：日本国特開2005-40816号公報

特許文献2：日本国特開2003-33876号公報

特許文献3：日本国特開2002-115032号公報

特許文献4：日本国特開平11-147196号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0013] 本発明は上記事情に鑑みてなされたものであって、その目的は、780MPa超の高強度であっても、耐水素脆化感受性に優れており、低温割れの生じない溶接金属、好ましくは更に低温靱性にも優れた溶接金属を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0014] 上記課題を解決することのできた本発明に係る耐水素脆化感受性に優れた溶接金属とは、フラックス入りワイヤを用い、ガスシールドアーク溶接によって形成される溶接金属であって、C：0.02～0.12%（「質量%」の意味。化学成分組成について、以下同じ）、Si：0.10～2.00%、Mn：0.90～2.5%、Ni：0.20～3.5%、Ti：0.040～0.15%、N：0.015%以下（0%を含まない）、およびO：0.030～0.10%を夫々含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、残留オーステナイト粒子が2500個/mm²以上存在すると共に、残留オーステナイト粒子の体積分率が4.0%以上であり、且つ、下記（1）式で表されるβ値が75以上であるところに要旨を有するものである。

$$\beta \text{ 値} = 320 \times [\text{C}] + 50 \times [\text{Si}] + 15 \times [\text{Mn}] + 10 \times [\text{Ni}] + 28 \times [\text{Mo}] \cdots (1)$$

但し、[C]、[Si]、[Mn]、[Ni] および [Mo] は、夫々C、Si、Mn、Ni およびMoの含有量（質量%）を意味する。

[0015] 上記個数密度の測定に際し、対象となる残留オーステナイト粒子の大きさは、測定限界以上（円相当直径で0.15μmを超えるもの）のものである。

[0016] 本発明の好ましい実施形態において、Moは0.05%未満に制御されたものである。

[0017] 本発明の好ましい実施形態において、Si：0.10～0.5%およびNi：1.0～2.0%を夫々満足すると共に、下記(2)式で規定される α 値は3.2以上である。上記実施形態によれば、更に低温靱性にも優れた（具体的には、-40℃での衝撃吸収エネルギー vE_{-40} が85Jを超える）溶接金属が実現できる。

$$\alpha \text{ 値} = [\text{Mn}] + [\text{Ni}] + (2 \times [\text{Mo}]) + (16 \times [\text{Ti}]) \\ - (12 \times [\text{O}]) \quad \cdots (2)$$

但し、[Mn]、[Ni]、[Mo]、[Ti]および[O]は、夫々Mn、Ni、Mo、TiおよびOの含有量（質量%）を意味する。

[0018] 本発明の好ましい実施形態において、20質量%以上のTiを含有する酸化物粒子で、円相当直径：0.15～1.0 μm のものが5000個/ mm^2 以上存在するものである。上記「円相当直径」とは、光学顕微鏡の観察面上で認められる残留オーステナイト粒子や酸化物粒子の大きさに着目して、その面積が等しくなるように想定した円の直径である。

[0019] 本発明の好ましい実施形態において、更に、Cr：2.0%以下（0%を含まない）、V：0.60%以下（0%を含まない）、Nb：0.15%以下（0%を含まない）およびCu：1.0%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上を含有するものである。

[0020] 本発明の好ましい実施形態において、更に、Al：0.020%以下（0%を含まない）および／またはZr：0.10%以下（0%を含まない）を含有するものである。

[0021] 本発明の好ましい実施形態において、更に、B：0.0050%以下（0%を含まない）を含有するものである。

発明の効果

[0022] 本発明によれば、化学成分組成と共に、残留オーステナイト粒子の個数密度および体積分率を適切に制御したため、780MPa超の高強度であって

も、耐水素脆化感受性に優れた溶接金属が実現できる。好ましくは、S i および N i の含有量をより厳密に規定すると共に、M n、N i、M o、T i および O の含有量で規定される所定の関係式を満足することによって、低温靱性にも優れた溶接金属が実現できる。

図面の簡単な説明

- [0023] [図1]溶接金属を作製するときの開先形状を示す概略説明図である。
- [図2]丸棒試験片の採取位置を示す概略説明図である。
- [図3]再熱サイクルを模擬した熱サイクル（時間と温度の関係）を示すグラフである。
- [図4]引張り試験を行ったときの試験片の形状を示す説明図である。
- [図5]S S R T法で水素吸蔵量を測定するときの小型試験片の形状を示す説明図である。
- [図6]S S R T法で水素吸蔵量を測定するときの大型試験片の形状および大型試験片の採取位置を示す説明図である。

発明を実施するための形態

- [0024] 本発明は、本出願人によって先に開示された日本国特願2011-184117号に記載の耐水素脆化感受性に優れた溶接金属（以下、先願発明と呼ぶ。）の改良技術である。以下、先願発明について説明しつつ、本願発明に到達した経緯および本願発明の特徴部分を説明する。
- [0025] 先願発明では、拡散性水素のトラップサイトとして作用する残留オーステナイトに着目し、残留オーステナイト粒子を高密度に分散させると耐水素脆化感受性が大幅に改善されることを見出し、その個数密度（2500個/m²以上）、および組織全体に対する体積分率（4.0%以上）を規定した。耐水素脆化感受性の評価に当たっては、動的ひずみにより徐々に応力を負荷する応力加速型のS S R T法を採用しており、後記する図5に示す小型試験片を用いて微量の拡散性水素によって脆化させ、強制的に破断させたときの破断伸びを測定して評価した。
- [0026] 更に先願発明では、良好な低温靱性を確保するための指標として、M n、

Ni、Mo、Ti、およびOで表される α 値〔先願発明では(1)式として規定〕を設定した。低温靱性の向上には、旧オーステナイト粒界からの粗大な粒界フェライト生成量の低減が必要であるが、先願発明では、(i)上記 α 値を構成するMn、Ni、MoおよびTiは、固溶状態で存在することにより粒界フェライト生成を抑制する作用があること、(ii)一方、一部のMnやTiは酸化物を構成するため、Oを低減することにより固溶状態で存在する量が増えるようになる、といった知見に基づき、数多くの基礎実験に基づいて各元素の係数を求め、上記 α 値を3.2以上と設定した。詳細には、所望とする低温靱性の確保には、上記 α 値の制御と共に、低温靱性向上作用元素であるSiおよびNiを、より適切な範囲に制御することが必要であることを開示した。

[0027] 先願発明を提案した後も、本発明者らは更に検討を重ねてきた。その結果、耐水素脆化感受性の評価には、先願発明で用いた試験片よりも形状が大きい大型試験片を用いたSSRT法が適切であることが判明した。特に先願発明のように所定密度の残留オーステナイト粒子を多く含む溶接金属の場合、溶接過程での複雑な熱履歴により、残留オーステナイトは必ずしも均一に分散せず、局所的に残留オーステナイト量の少ない領域が形成される場合があり、そこが割れの起点となることがある。その結果、先願発明の評価方法では、小型試験片の採取位置による耐水素脆化感受性のバラツキが多く見られるようになり、溶接金属の実体に適した正確な評価ができない場合がある。そのため、より精度良く耐水素脆化感受性を評価するためには、より大型の試験片を用いて評価する必要があった。

[0028] 更に本発明者らは、溶接金属のMoが多くなると、大型試験片での耐水素脆化感受性が低下することを知見した。Moは溶接金属の強度向上元素として知られており、先願発明でも、780MPa超の高強度を確保するため、Mo量を0.05%以上含有していた。しかしながら、その後の研究により、0.05%以上のMoを含む溶接金属は、先願発明のように小型試験片を用いたSSRT試験での耐水素脆化感受性評価は良好(合格)であるが、大

型試験片を用いたSSRT試験では不良（不合格）となることが判明した〔例えば、後記する実施例の表3BのNo. 40、49を参照〕。これに対し、Moを0.05%未満（0%を含む）に低減した溶接金属では、いずれの試験片を用いたときも良好な耐水素脆化感受性を確保できることが判明した。

[0029] 溶接金属中のMoの低減によって特に大型試験片によるSSRT試験での破断伸びが大きくなって耐水素脆化感受性が向上する理由（裏返すと、Moの増加によって耐水素脆化感受性が低下する理由）は詳細には不明であるが、フェライト安定化元素であるMoが増加すると、残留オーステナイトの安定性が低下し、残留オーステナイトが少ない領域が局所的に形成され、そこを起点して破断が誘発されるのではないかと推察される。

[0030] しかしながら、Moは溶接金属の強度向上元素であり、従来の手法では溶接金属のMo量が0.05%を下回ると、所望の高強度レベル（TS>780MPa）を確保できない。そのため、本発明では、溶接金属のMo<0.05%であっても上記の高強度を達成するための指標（高強度確保パラメータ）として、新たに、C、Si、Mn、Ni、およびMoの強度向上元素で規定されるβ値を設定した。このように溶接金属のMo量の低減と上記β値の導入により、780MPa超の高強度であっても所望とする耐水素脆化感受性に優れた溶接金属が得られることを見出し、本発明を完成した。

[0031] よって、本願発明と先願発明とは、（iii）耐水素脆化感受性を精度良く評価するためのSSRT用試験片として、先願発明よりも大型の試験片（図6を参照）を用いた点、（iv）耐水素脆化感受性の評価基準が相違する点、（v）先願発明に比べて溶接金属のMo量を低減して所望とする耐水素脆化感受性を確保した点、（vi）溶接金属のMo量の低減に伴う強度不足を補填するため、新たにβ値を設定して780MPa超の高強度を確保した点、で相違している。上記以外の点は、先願発明と実質的に同じである。

[0032] 本明細書において高強度とは、引張り強度TSが780MPa超のものを意味し、好ましくは、おおむね、800～980MPaのものを意味する。

[0033] 本明細書において「耐水素脆化感受性に優れた」とは、後記する実施例に記載の方法で耐水素脆化感受性を評価したとき、下記（v i i）および（v i i i）の両方を満足するものを意味する。

（v i i）小型試験片を用いて後記する（5）式に基づいて水素脆化感受性指数 S （％）を測定したとき、 $S < 60$ ％のもの

（v i i i）大型試験片を用いたときの破断伸びが2％超のもの

[0034] 本明細書において、好ましい特性である「低温靱性に優れた」とは、後記する実施例に記載の方法で -40°C での衝撃吸収エネルギー $v E_{-40}$ を測定したとき、 $v E_{-40} > 85 \text{ J}$ のものを意味する。

[0035] 以下、本発明の構成要件を詳述する。

[0036] 上述したように本発明の溶接金属は、フラックス入りワイヤを用い、ガスシールドアーク溶接によって形成される溶接金属であって、 $C : 0.02 \sim 0.12\%$ 、 $Si : 0.10 \sim 2.00\%$ 、 $Mn : 0.90 \sim 2.5\%$ 、 $Ni : 0.20 \sim 3.5\%$ 、 $Ti : 0.040 \sim 0.15\%$ 、 $N : 0.015\%$ 以下（0％を含まない）、および $O : 0.030 \sim 0.10\%$ を夫々含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、残留オーステナイト粒子が2500個/ mm^2 以上存在すると共に、残留オーステナイト粒子の体積分率が4.0％以上であり、且つ、下記（1）式で表される β 値が75以上である点に特徴がある。

$$\beta \text{ 値} = 320 \times [C] + 50 \times [Si] + 15 \times [Mn] + 10 \times [Ni] + 28 \times [Mo] \cdots (1)$$

但し、 $[C]$ 、 $[Si]$ 、 $[Mn]$ 、 $[Ni]$ および $[Mo]$ は、夫々 C 、 Si 、 Mn 、 Ni および Mo の含有量（質量％）を意味する。

[0037] まず、本発明の溶接金属を特徴付ける残留オーステナイトについて説明する。

[0038] 上述したように本発明では、溶接金属に存在する残留オーステナイト粒子を2500個/ mm^2 以上で、残留オーステナイト粒子の体積分率（組織全体に対する割合）を4.0％以上に制御している。本発明によれば、所定量の

残留オーステナイトが適切な個数密度で分散しているため、耐水素脆化感受性に優れた溶接金属が得られる。

[0039] 本発明では、溶接金属のなかでも特に原質部に存在する残留オーステナイトについて、上記の要件を規定している。溶接金属における残留オーステナイトは、溶接時の後パスの影響により分解するため、特に再熱部では測定箇所により残留オーステナイト量にバラツキが生じやすいのに対し、最終パスの原質部は、溶接時の後パスの熱影響を受けず、残留オーステナイト量を正確に評価しやすいためである。

[0040] 残留オーステナイトは、拡散性水素のトラップサイトとなるため、拡散性水素低減作用を有し、耐水素脆化感受性の向上に寄与する組織であることは既に報告されている。しかし、これまでは、専ら残留オーステナイトの量（全組織中の比率）が規定されているのみであって、その分散状態（個数密度）については何ら留意されていなかった。ところが本発明者らの検討結果によれば、残留オーステナイトの量だけをいくら制御しても、その分散状態を適切に制御しない限り、所望とする耐水素脆化感受性が得られないことが明らかになった（例えば、後記する実施例の表3BのNo. 34、45、54、55を参照）。

[0041] すなわち、耐水素脆化感受性に優れた溶接金属を得るためには、拡散性水素のトラップサイトとなる残留オーステナイトの量を確保すると共に、マトリクス組織の微細化により残留オーステナイト粒子の個数を高密度（具体的には、2500個/mm²以上）に分散させることによって、拡散性水素のトラップ効果が最大限に発現され、耐水素脆化感受性が大幅に改善されることが判明した。例えば後記する実施例の表3BのNo. 34およびNo. 45は、いずれも残留オーステナイトの体積分率≒7%の例であり、所定量の残留オーステナイトが存在するが、所定の個数密度を有していない（分散状態が適切でない）ため、小型試験片および大型試験片のいずれも用いたときも耐水素脆化感受性が低下した。

[0042] 耐水素脆化感受性向上の観点からは、残留オーステナイト粒子の個数密度

は大きい程よく、 3000 個/ mm^2 以上であることが好ましく、より好ましくは、 3300 個/ mm^2 以上である。なお、その上限は、耐水素脆化感受性向上の観点からは特に限定されない。

[0043] また、耐水素脆化感受性向上の観点からは、全組織に占める残留オーステナイト粒子の体積分率は多い程よく、 4.5% 以上であることが好ましく、より好ましくは 4.8% 以上である。なお、その上限は、耐水素脆化感受性向上の観点からは特に限定されないが、過剰に存在すると降伏応力が低下することなどを考慮すると、おおむね、 10% 以下であることが好ましい。

[0044] 本発明は、溶接金属を構成する組織のうち、残留オーステナイトの量（体積分率）および個数密度を制御したところに特徴があり、残留オーステナイト以外の組織は何ら限定するものでなく、溶接金属に通常含まれる組織であれば良い。具体的には、主体組織としてベイナイト（全組織に対する体積分率で、約 50% 以上）を含み、その他に粒界フェライト、マルテンサイトなどを含んでいても良い。

[0045] 次に、本発明の溶接金属における化学成分組成について説明する。

[0046] [C : $0.02 \sim 0.12\%$]

Cは、溶接金属の強度を確保するために欠くことのできない元素であり、こうした効果を発揮させるため、C含有量の下限を 0.02% 以上とする。好ましくは 0.04% 以上であり、より好ましくは 0.06% 以上である。しかしながら、C含有量が 0.12% を超えると、強度が過大に上昇して水素脆化感受性が高くなる（すなわち、耐水素脆化感受性が劣化する）ため、その上限を 0.12% とする。C含有量の好ましい上限は 0.10% であり、より好ましくは 0.08% 以下である。

[0047] [Si : $0.10 \sim 2.00\%$]

Siは、固溶状態で存在することで炭化物形成を遅らせ、残留オーステナイトを安定化する作用を有する。Si含有量が 0.10% 未満であると、所定の残留オーステナイトを確保できず、上述した作用が有効に発揮されないため、Si含有量の下限を 0.10% 以上とする。好ましくは 0.25% 以

上、より好ましくは0.28%以上である。

- [0048] 一方、S i 含有量の上限は、所望とする特性の種類によって相違し得る。本来の解決課題である耐水素脆化感受性向上の観点からすれば、S i 含有量の上限を2.00%以下とする。S i 含有量が過剰になると、強度の著しい上昇により水素脆化感受性が高くなるからである。好ましくは1.5%以下であり、より好ましくは0.5%以下である。一方、S i 量の低減化は、溶接金属の低温靱性向上に寄与するため、上述した耐水素脆化感受性に加えて低温靱性も向上させたい場合には、S i 含有量の上限を0.5%以下とすることが好ましい。S i 含有量が0.5%を超えると、硬質な島状マルテンサイトが形成され、これが破壊の起点となって低温靱性が著しく低下するためである。より好ましくは0.4%以下である。

- [0049] [Mn : 0.90~2.5%]

Mn は、溶接金属の強度を確保する上で必要な元素であり、こうした効果を発揮させるため、Mn 含有量の下限を0.90%以上とする。好ましくは1.2%以上、より好ましくは1.5%以上である。しかしながら、Mn 含有量が2.5%を超えると、強度の著しい上昇により水素脆化感受性が高くなるため、その上限を2.5%とする。好ましくは2.2%以下であり、より好ましくは2.0%以下である。

- [0050] [Ni : 0.20~3.5%]

Ni は、溶接金属の強度を確保する上で必要な元素であり、こうした効果を発揮させるため、Ni 含有量の下限を0.20%以上とする。好ましくは0.5%以上、より好ましくは1.0%以上である。しかしながら、Ni 含有量が3.5%を超えて過剰になると、強度の過大な上昇により水素脆化感受性が高くなるため、その上限を3.5%とする。好ましくは3.0%以下であり、より好ましくは2.8%以下である。

- [0051] 更にNi は、溶接金属の低温靱性向上作用も有している。そのため、優れた耐水素脆化感受性を発揮させつつ、更に低温靱性も高めたいときは、Ni 含有量を、上記範囲(0.20~3.5%)のなかでも、特に1.0%以上

2. 0%以下に制御することが好ましい。詳細にはNiは、脆性破面遷移温度を低温化できるため、低温でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが向上し、低温靱性が向上する。このような低温靱性向上作用を有効に発揮させるためには、Ni含有量の下限を1. 0%以上とすることが好ましい。より好ましい下限は1. 1%以上である。しかしながら、Ni含有量が2. 0%を超えると、マルテンサイトの生成量が増えて強度が上昇するため、シャルピー衝撃吸収エネルギーが低下するため、その上限を2. 0%以下とすることが好ましい。より好ましい上限は1. 8%以下である。

[0052] [Ti : 0. 040~0. 15%]

Tiは、粒内変態の起点となる酸化物を形成し、マトリクス組織を微細化することで残留オーステナイト粒子の高密度分散に寄与する元素である。こうした効果を発揮させるため、Ti含有量の下限を0. 040%以上とする。好ましくは0. 050%以上、より好ましくは0. 055%以上である。しかしながら、Ti含有量が0. 15%を超えると、強度の過大な上昇により水素脆化感受性が高くなるため、その上限を0. 15%とする。好ましくは0. 12%以下であり、より好ましくは0. 08%以下である。

[0053] [N : 0. 015%以下 (0%を含まない)]

Nは、不可避免的に混入してくる元素の一つであり、工業的に0%とすることは困難である。Nは、溶接金属の強度向上に有効であるが、過剰に含有すると、強度の過大な上昇により水素脆化感受性が高くなる。そのため、N含有量の上限は0. 015%以下とする。好ましくは0. 010%以下であり、より好ましくは0. 006%以下である。

[0054] [O : 0. 030~0. 10%]

Oは、粒内変態の起点となる酸化物を形成し、組織を微細化することで残留オーステナイト粒子の高密度分散に寄与する元素である。こうした効果を発揮させるため、O含有量の下限を0. 030%以上とする。好ましくは0. 035%以上、より好ましくは0. 040%以上である。しかしながら、O含有量が0. 10%を超えるとSi酸化物が形成され、固溶Siが減少す

ることで残留オーステナイト量が確保できなくなるため、その上限を0.10%とする。好ましくは0.080%以下であり、より好ましくは0.060%以下である。

[0055] 本発明の溶接金属に含まれる基本元素は上記の通りであって、残部は鉄および不可避免的不純物である。不可避免的不純物として、原料、資材、製造設備等の状況によって持ち込まれる元素（例えば、PやS等）が挙げられる。但し、一般に不純物は粒界に偏析することで粒界強度を低下させ、低温割れを助長するため、例えばP：0.02%以下（0%を含まない）、S：0.025%以下（0%を含まない）に夫々抑制することが好ましい。

[0056] 本発明を特徴付ける元素のMoは、不可避免不純物として含まれていても良い（Mo：0.01%未満）し、或いは、不可避免不純物レベルを超えて0.05%未満まで積極的に含有しても良い。Moの上限が0.05%未満であれば、所望とする耐水素脆化感受性が有効に発揮されることを確認している（後記する実施例を参照）。

[0057] 前述したように、Moは、溶接金属の強度向上に有効な元素であるが、先願発明の開示後の研究により、Mo含有量が0.05%を超えると、大型試験片を用いたSSRT試験での破断伸びが所定範囲を満たさなくなり、所望とする耐水素脆化感受性が発揮されないことが明らかになった。そのため、本発明では、Mo含有量の上限を0.05%未満とした。耐水素脆化感受性を向上させる観点からすれば、Mo含有量は少ない方が良く、好ましい上限は0.03%である。

[0058] なお、Mo低減による強度の低下は、新たに、強度向上パラメータである β 値を導入することで所望の高強度を確保することにした。以下、 β 値について後述する。

[0059] β 値は下記（1）式で表されるものであり、所望とする780MPa超の高強度を確保するために設定されたものであり、本発明では75以上とする。

$$\beta \text{ 値} = 320 \times [\text{C}] + 50 \times [\text{Si}] + 15 \times [\text{Mn}] + 10 \times [\text{Ni}]$$

$$] + 28 \times [Mo] \cdots (1)$$

[0060] 上記(1)式において、[C]、[Si]、[Mn]、[Ni]および[Mo]は、夫々C、Si、Mn、NiおよびMoの含有量(質量%)を意味する。なお、Moは、上述したとおり、不可避免の不純物レベル(Mo: 0.01%未満)で含まれる場合もあるし、不純物レベルを超えて0.05%未満の範囲で積極的に含まれる場合もある。よって、Moを不純物レベルで含むときは[Mo] = 0としてβ値を算出し、0.05%未満の範囲でMoを含むときはその量を[Mo]としてβ値を算出する。

[0061] 上記のとおり、β値は、強度向上元素であるC、Si、Mn、NiおよびMoから構成されているが、各元素の係数は、強度に及ぼす寄与度を考慮し、所望の高硬度を確保するために多数の基礎実験から導出したものである。β値が大きい程、高強度を示すようになり、好ましくは80以上、更に好ましくは82以上である。なお、β値の上限は、各元素の含有量に基づいて決定され得るが、過剰な強度上昇による水素脆化感受性劣化などを考慮すると、おおむね、160以下であることが好ましい。

[0062] 本発明の溶接金属における基本成分は上記のとおりであるが、更に他の元素として、(a) Cr: 2.0%以下(0%を含まない)、V: 0.60%以下(0%を含まない)、Nb: 0.15%以下(0%を含まない)およびCu: 1.0%以下(0%を含まない)よりなる群から選ばれる1種以上、(b) Al: 0.020%以下(0%を含まない)および/またはZr: 0.10%以下(0%を含まない)、(c) B: 0.0050%以下(0%を含まない)を含有しても良く、含有させる元素の種類に応じて溶接金属の特性が更に改善される。

[0063] [Cr: 2.0%以下(0%を含まない)、V: 0.60%以下(0%を含まない)、Nb: 0.15%以下(0%を含まない)およびCu: 1.0%以下(0%を含まない)よりなる群から選ばれる1種以上]

Cr、V、NbおよびCuは、溶接金属の強度向上元素として有用であり、単独で含有しても良いし、2種以上を併用しても良い。上記効果を発揮さ

せるための好ましい下限は、C rで0.05%以上、Vで0.02%以上、Nbで0.01%以上、Cuで0.05%以上である。但し、上記元素の含有量が過剰になると、強度の過大な上昇により水素脆化感受性が高くなる。そのため、各元素量の上限について、C rで2.0%以下（より好ましくは1.5%以下、更に好ましくは1.0%以下）、Vで0.60%以下（より好ましくは0.50%以下、更に好ましくは0.40%以下）、Nbで0.15%以下（より好ましくは0.10%以下、更に好ましくは0.08%以下）、Cuで1.0%以下（より好ましくは0.5%以下、更に好ましくは0.2%以下）に、夫々抑制することが好ましい。

[0064] [Al : 0.020%以下（0%を含まない）および／またはZr : 0.10%以下（0%を含まない）]

AlとZrは、いずれも強脱酸元素であり、固溶Si増加による残留オーステナイト増加を促進する作用がある。これらの元素は単独で含有しても良いし、併用しても良い。上記効果を発揮させるための好ましい下限は、Al、Zrのいずれも0.010%以上である。但し、上記元素の含有量が過剰になると、酸化物起点の粒内変態が減少し、組織粗大化により水素脆化感受性が高くなる。そのため、各元素量の上限について、Alで0.020%以下（より好ましくは0.018%以下）、Zrで0.10%以下（より好ましくは0.06%以下）に、夫々抑制することが好ましい。

[0065] [B : 0.0050%以下（0%を含まない）]

Bは、旧オーステナイト粒界からのフェライト生成を抑制することで強度の向上に寄与する元素である。このような作用を有効に発揮させるため、B含有量の下限を0.0010%以上とすることが好ましい。但し、B含有量が過剰になると、強度が著しく上昇し、水素脆化感受性が高くなるため、その上限を0.0050%以下（より好ましくは0.0030%以下）に、抑制することが好ましい。

[0066] 更に、耐水素脆化感受性向上という本来の課題に加え、好ましくは低温靱性（具体的には、 -40°C での衝撃吸収エネルギー $vE_{-40} > 85\text{ J}$ ）も向上

させたい場合には、上述したとおり、 $Si : 0.10 \sim 0.5\%$ および $Ni : 1.0 \sim 2.0\%$ に制御すると共に、下記 (2) 式で規定される α 値を 3.2 以上とすることが有効である。

$$\alpha \text{ 値} = [Mn] + [Ni] + (2 \times [Mo]) + (16 \times [Ti]) - (12 \times [O]) \cdots (2)$$

但し、 $[Mn]$ 、 $[Ni]$ 、 $[Mo]$ 、 $[Ti]$ および $[O]$ は、夫々 Mn 、 Ni 、 Mo 、 Ti および O の含有量 (質量%) を意味する。尚、上記 (2) 式においても Mo が不純物レベルである場合は、 $[Mo] = 0$ として算出する。

[0067] α 値は、先願発明で設定したものであり、その詳細は既に述べたとおりである。 α 値が大きい程、低温靱性も高くなり、好ましくは 3.4 以上であり、より好ましくは 3.6 以上である。なお、その上限は、各元素の含有量に基づいて決定され得るが、焼入れ性向上による強度の過大な上昇に伴う水素脆化感受性の劣化などを考慮すると、おおむね、 6.2 以下であることが好ましい。

[0068] 以上、本発明に係る溶接金属の成分、並びに成分に関連する β 値および α 値について説明した。

[0069] 更に、耐水素脆化感受性の更なる向上のためには、 20 質量%以上の Ti を含有する酸化物粒子で、円相当直径： $0.15 \sim 1.0 \mu m$ のものが 5000 個/ mm^2 以上存在することが好ましい。上述したとおり Ti は、マトリクス組織を微細化させて残留オーステナイト粒子の高密度分散に寄与する元素であるが、溶接金属中の Ti 量を制御するだけでなく、所定サイズの Ti 含有酸化物粒子の個数密度も制御することによって、耐水素脆化感受性が一層向上するようになる。酸化物粒子中の Ti 量が 20 質量%未満では、上述した Ti の作用が有効に発揮されない。

[0070] ここで「円相当直径」とは、光学顕微鏡 (倍率 1000 倍程度) の観察視野で観察される Ti 含有酸化物粒子の大きさに着目して、その面積が等しくなるように想定した円の直径である。具体的には、後記する実施例の欄に記

載の方法でTi含有酸化物粒子の円相当直径を測定する。

[0071] 上記Ti含有酸化物粒子の個数密度が大きい程、耐水素脆化感受性は向上するようになるが、より好ましくは8000個/mm²以上であり、更に好ましくは10000個/mm²以上である。なお、その上限は、耐水素脆化感受性との関係では特に限定されないが、(m)低温靱性などを考慮すると、おおむね、25000個/mm²以下であることが好ましい。

[0072] なお、Ti含有酸化物粒子の個数密度を上記範囲に制御するためには、後記(4)式に規定するように、 $(Mn + Ti) / Si$ の比(B値で代表される場合がある)を10.0超とすることが推奨される(詳細は後述する)。

[0073] 次に、本発明の溶接金属を作製する方法について説明する。

[0074] 本発明の溶接金属は、フラックス入りワイヤを用い、ガスシールドアーク溶接によって形成されるものであることが前提である。そして上記要件を満足する溶接金属を得るための好ましい条件[特にワイヤ成分(溶接材料)、溶接条件]は以下のとおりである。

[0075] まずワイヤ成分(溶接材料)は、鋼材よりなる外皮とフラックスとを合わせた全ワイヤ(100質量%)に対し、質量比で、下記(a)～(i)の要件を全て満足することが好ましい。

(a) 溶接材料中のSi(金属、酸化物などの存在形態を問わず、溶接材料中に含まれる全てのSiを意味する。)が0.35～2.5%

(b) 溶接材料中、金属として存在するSiが0.25%以上(上限については、好ましくは2.2%以下)

(c) 溶接材料中、SiO₂が0.25%以下(下限については、好ましくは0.10%以上)

(d) 溶接材料中のTi(金属、酸化物などの存在形態を問わず、溶接材料中に含まれる全てのTiを意味する。)が2.5～4.5%

(e) 溶接材料中のAl(金属、酸化物などの存在形態を問わず、溶接材料中に含まれる全てのAlを意味する。)が0.10%以上(上限は、好ましくは0.70%以下)

(f) 溶接材料中のZr (金属、酸化物などの存在形態を問わず、溶接材料中に含まれる全てのZrを意味する。) が0.035%以上 (上限は、好ましくは0.10%以下)

(g) 溶接材料中のMg (金属、酸化物などの存在形態を問わず、溶接材料中に含まれる全てのMgを意味する。) が0.4%以上 (上限は、好ましくは0.70%以下)

(h) 溶接材料中のSi [上記(a)]、Ti [上記(d)]、Al [上記(e)]、Zr [上記(f)] およびMg [上記(g)] の各量から、下式に基づいて求められるA値が0.30以上 (上限は、好ましくは1.80以下)

$$A \text{ 値} = Si - [Si / (Ti + 2 \times Al + 2 \times Zr + 3.5 \times Mg)]$$

(i) 溶接材料中のSi [上記(a)]、Ti [上記(d)]、更には溶接材料中に含まれるMn (Mnの存在形態は問わず、溶接材料中に含まれる全Mn量を意味する) について、 $(Mn + Ti) / Si$ で表される比 (B値) が、下記(3)式の関係を満足すること

$$(Mn + Ti) / Si (= B \text{ 値}) > 4.0 \dots (3)$$

[0076] 以下、上記(a)～(i)の限定理由について説明する。

[0077] まず、上記(a)～(h)はいずれも、残留オーステナイトの量および個数密度を所定量確保するのに有効な固溶Si量を確保するために設定されたものである。

[0078] はじめに、Siについて規定した上記要件(a)～(c)について説明する。上記(b)の如く金属として存在するSiが0.25%を下回る場合、或いは上記(c)の如くSiO₂が0.25%を上回る場合、更に上記(a)の如く溶接材料中の全Si量が0.35%を下回る場合のいずれの場合であっても[すなわち、上記要件(a)～(c)を満足しない場合]、残留オーステナイトの量を確保するのに必要な固溶Si量を確保できない。その結果、所望とする残留オーステナイトの量 (体積分率) が得られず、耐水素脆化感受性が低下する。

[0079] なお、固溶S i量を確保するという観点からすれば、上記（a）で規定するS i量（全S i量）は多いほうが良いが、上限値（2.5%）を超えると、溶接金属におけるS i量が本発明で規定する上限値（2.00%）を超え、強度の著しい上昇により水素脆化感受性が高くなるため、溶接材料中のS i量の好ましい上限を2.5%以下とした。

[0080] 次に、上記要件（d）～（g）について説明する。ここでは、S iに比べて強脱酸の元素であるT i [上記要件（d）]、Al [上記要件（e）]、Zr [上記要件（f）]、Mg [上記要件（g）] について規定しているが、これらの元素が上記要件の範囲を満足しないと、溶接金属において、酸化物として存在するS i（例えばS iO₂のほか、S i-Mn系複合酸化物など）が増加して固溶S iが減少し、残留オーステナイトの個数密度や体積分率が低下し、やはり、耐水素脆化感受性が低下する。

[0081] なお、固溶S i量を確保するという観点からすれば、上記（d）で規定するT i量（全T i量）は多いほうが良いが、上限値（4.5%）を超えると、溶接金属におけるT i量が本発明で規定する上限値（0.15%）を超えるため、溶接材料中のT i量の好ましい上限を4.5%以下とした。

[0082] 同様の観点からすると、溶接材料中のAl量の好ましい上限は0.70%以下である。また、溶接材料中のZr量の好ましい上限は0.10%以下であり、溶接材料中のMg量の好ましい上限は0.70%以下である。

[0083] また、上記要件（h）で規定するA値は、固溶S i量の増減に大きく関与する上記S i、T i、Al、Zr、Mgの各含有量に基づいて算出されるものであるが、A値が上記範囲（0.30以上）を下回ると、溶接金属において、酸化物として存在するS iが増加して固溶S iが減少し、耐水素脆化感受性が低下する。

[0084] 次に、上記要件（i）について説明する。（Mn+T i）／S iの比（B値）で表される上記要件（i）は、溶接金属中の残留オーステナイト粒子の個数密度を確保するために設定されたものである。上述したように本発明の溶接金属は、ベイナイトを主体とし、残留オーステナイトを所定量含むもの

であるが、残留オーステナイトはベイナイトラス間に生成するため、残留オーステナイト粒子の個数密度を増加させるためには、基地となるベイナイト組織の微細化が必要である。本発明者らの検討結果によれば、上記B値が上記(3)式の関係 $[(Mn + Ti) / Si \text{の比}] > 4.0$ を満足するものは、Ti含有酸化物（詳細には、少なくともTiとMnを含む酸化物）が形成され、この酸化物を起点とした粒内変態によって、ベイナイト組織が微細化することが判明した。

[0085] 更に本発明者らの検討結果によれば、上述した $(Mn + Ti) / Si$ の比（B値）が下記(4)式の関係を満たすことにより、上記Ti含有酸化物が溶接金属中に高密度で分散するようになり、ベイナイト組織が一層微細化されることも判明した。具体的には、前述したTi含有酸化物（20質量%以上のTiを含有する酸化物粒子で、円相当直径：0.15～1.0 μm のもの）の個数密度が5000個/ mm^2 以上となり、一層良好な耐水素脆化感受性が発揮されるようになった。

$$(Mn + Ti) / Si (=B \text{ 値}) > 10.0 \dots (4)$$

[0086] このようにB値で表される $(Mn + Ti) / Si$ の比の上昇は、ベイナイト組織の微細化→Ti-Mn系酸化物の個数密度の増加→残留オーステナイトの個数密度の増加をもたらし、結果的に耐水素脆化感受性の向上に寄与するものである。

[0087] なお、溶接材料中の上記以外の成分（例えば溶接金属の基本成分であるC、Mn、Ni；選択成分であるMo、Cr、V、Nb、Cu、B）は、溶接金属における上記成分の範囲が所定範囲になるように適切に制御されていれば特に限定されないが、おおむね、以下のように制御することが推奨される。

溶接材料中のC（好ましくは0.05～0.13%）、Mn（好ましくは1.6～3.4%）、Ni（好ましくは0.35～3.2%）、Mo（好ましくは0～0.05%）、Cr（好ましくは0～1.7%）、V（好ましくは0～0.6%）、Nb（好ましくは0～0.12%）、Cu（好ましくは

0～0.75%)、B(好ましくは0～0.005%)

[0088] また、溶接金属を形成するときのガスシールドアーク溶接条件は以下のよう
に制御することが好ましい。

[0089] まず入熱量は2.5kJ/mm以下とすることが好ましい。入熱量が2.5kJ/mmを上回ると、溶接時の冷却速度が低下し、残留オーステナイトの分解が促進される。その結果、所定の残留オーステナイト(個数密度および体積分率)が得られない。入熱量は小さい程よく、例えば2.0kJ/mm以下であることが好ましい。なお、入熱量の下限は、溶接時の施工効率などを考慮すると、おおむね、0.7kJ/mm以上であることが好ましい。

[0090] また、シールドガスの組成は、Arなどの不活性ガスからなるもの(単一ガス)よりも、例えばCO₂と、Arなどの不活性ガスとの混合ガスを用いることが好ましい。シールドガスの組成によってTi含有酸化物の個数密度が増加し、残留オーステナイトの個数密度向上に有用なベイナイト組織の微細化が促進されるからである。本発明に用いられる代表的な混合ガスとしては、例えば、後記する実施例に記載の混合ガス(20体積%のCO₂を含み、残部Ar)が挙げられる。

[0091] また、本発明ではフラックス入りワイヤを用いて溶接を行うが、ワイヤ中のフラックスの充填率は、ガスシールドアーク溶接に用いられるものであれば特に限定されず、通常10～20%程度である。

実施例

[0092] 以下、本発明を実施例によって更に詳細に説明するが、下記実施例は本発明を限定する趣旨ではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適宜改変して実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

[0093] [実施例1]

下記表1Aおよび表1Bに示す化学成分組成(質量%)のフラックス入りワイヤ(溶接材料、ワイヤ径:1.2mm、フラックス充填率:13.5%)を用い、下記の手順で溶接金属を作成して各種性能(引張強度、水素脆化

感受性、低温靱性)を評価した。表1 Aおよび表1 Bの欄において「-」とは、無添加(含有せず)を意味する。また「その他」とは、各表に記載の元素を除いた残部成分(鉄および不可避不純物)である。

[0094] [表1A]

溶接 材料 No.	C	Si	Mn	Ni	Ti	N	O	Mo	Cr	V	Nb	Cu	Al	Zr	Mg	B	その他	A値	(Ti+Mn)/ Si (B値)	金属Si	SiO ₂
F1	0.10	0.80	2.6	1.20	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	89	0.65	7.3	0.70	0.17
F2	0.10	0.55	2.8	0.95	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	89	0.45	11.0	0.41	0.17
F3	0.11	0.41	2.2	2.20	3.26	0.002	2.40	-	0.71	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	88	0.33	13.3	0.31	0.17
F4	0.10	0.95	2.7	1.00	3.26	0.002	2.40	0.05	0.65	-	-	-	0.14	0.040	0.47	-	88	0.77	6.3	0.82	0.17
F5	0.10	1.70	2.8	1.26	4.21	0.002	2.40	0.04	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	87	1.43	4.1	1.57	0.17
F6	0.11	0.55	2.0	1.24	3.26	0.002	2.40	-	1.00	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	89	0.45	9.6	0.41	0.17
F7	0.10	0.41	2.3	1.77	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	89	0.33	13.6	0.31	0.17
F8	0.10	0.41	2.6	2.00	3.26	0.002	2.40	0.03	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	89	0.33	14.3	0.31	0.17
F9	0.10	0.41	2.3	1.78	3.26	0.002	2.40	-	0.80	-	-	-	0.32	0.040	0.47	-	88	0.34	13.6	0.31	0.17
F10	0.10	0.41	2.0	1.83	3.26	0.002	2.40	0.03	0.83	-	-	-	0.14	0.040	0.47	-	88	0.33	12.8	0.31	0.17
F11	0.10	0.41	2.2	1.84	3.26	0.002	2.05	0.02	1.05	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	88	0.33	13.3	0.31	0.17
F12	0.10	0.52	2.3	2.31	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	0.49	0.13	0.040	0.47	-	88	0.42	10.7	0.41	0.17
F13	0.05	0.55	2.7	2.02	3.26	0.002	2.40	0.02	-	-	-	-	0.45	0.040	0.47	-	88	0.46	10.8	0.41	0.17
F14	0.15	0.41	2.1	1.97	3.26	0.002	2.40	-	1.00	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	88	0.33	13.1	0.31	0.17
F15	0.07	1.85	3.4	1.56	4.21	0.002	2.40	-	0.53	-	-	0.13	0.13	0.040	0.47	-	85	1.55	4.1	1.72	0.17
F16	0.10	0.37	1.6	2.98	3.65	0.002	2.40	-	-	0.45	-	-	0.13	0.250	0.47	-	88	0.31	14.2	0.25	0.17
F17	0.11	0.37	2.2	1.42	3.65	0.002	2.40	0.02	1.10	-	0.10	-	0.13	0.040	0.47	-	88	0.30	15.8	0.25	0.17
F18	0.07	0.90	2.2	0.36	3.65	0.002	2.40	0.02	0.78	-	-	-	0.14	0.040	0.47	-	89	0.74	6.5	0.75	0.23
F19	0.11	0.41	2.6	3.38	3.26	0.002	2.40	-	0.35	0.20	-	-	0.13	0.040	0.47	-	87	0.33	14.3	0.31	0.17
F20	0.06	0.41	2.6	1.89	2.70	0.002	2.40	-	0.73	0.25	-	-	0.13	0.040	0.47	-	89	0.32	12.9	0.31	0.17
F21	0.11	0.41	2.0	2.51	3.26	0.002	2.40	0.03	0.70	-	-	-	0.13	0.040	0.47	0.004	88	0.33	12.8	0.31	0.17
F22	0.10	0.48	2.5	1.56	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.13	0.200	0.47	-	89	0.39	12.0	0.38	0.17
F23	0.10	0.37	2.0	1.74	3.65	0.002	2.05	-	0.90	-	-	-	0.14	0.040	0.47	-	89	0.30	15.3	0.33	0.05
F24	0.08	0.55	2.4	1.53	3.26	0.002	2.40	-	1.65	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	87	0.45	10.3	0.41	0.17
F25	0.10	0.48	2.6	1.18	3.26	0.002	2.40	-	-	-	0.04	-	0.14	0.040	0.47	-	89	0.39	12.2	0.38	0.17
F26	0.11	0.39	2.3	1.66	3.26	0.002	2.40	0.04	1.00	0.14	-	-	0.13	0.040	0.47	-	88	0.32	14.3	0.28	0.17
F27	0.11	0.38	2.0	1.90	3.26	0.002	2.40	-	-	0.60	-	-	0.13	0.040	0.47	-	89	0.31	13.8	0.28	0.17
F28	0.11	0.38	1.9	1.74	3.26	0.002	2.40	0.02	1.31	-	0.15	-	0.13	0.040	0.47	-	88	0.31	13.6	0.28	0.17
F29	0.08	0.55	2.6	1.63	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	0.75	0.14	0.040	0.47	-	88	0.45	10.7	0.41	0.17
F30	0.10	0.52	2.2	1.63	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	0.005	89	0.42	10.5	0.38	0.17
F31	0.10	0.41	2.3	1.90	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.32	0.040	0.47	-	89	0.34	13.6	0.31	0.17

[0095] [表1B]

溶接 材料 No.	C	Si	Mn	Ni	Ti	N	O	Mo	Cr	V	Nb	Cu	Al	Zr	Mg	B	その他	A 値	(Ti+Mn)/ Si (B 値)	金属Si	SiO ₂
F32	0.10	0.33	1.9	1.08	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	90	0.27	15.6	0.23	0.17
F33	0.11	2.53	2.3	1.28	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	87	2.05	2.2	2.41	0.17
F34	0.08	0.52	2.6	1.97	2.48	0.002	2.40	-	0.52	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	89	0.40	9.8	0.38	0.17
F35	0.09	0.52	2.6	2.11	4.82	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	87	0.44	13.9	0.38	0.17
F36	0.10	0.55	2.2	1.36	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.09	0.040	0.47	-	90	0.44	9.9	0.41	0.17
F37	0.10	0.52	2.2	1.67	3.26	0.002	2.40	0.03	1.25	-	-	-	0.13	0.031	0.47	-	88	0.42	10.5	0.38	0.17
F38	0.11	0.72	2.3	0.20	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.13	0.040	0.37	-	90	0.57	7.7	0.80	0.17
F39	0.11	0.38	2.8	1.80	4.42	0.002	2.40	0.10	0.72	-	-	-	0.13	0.040	0.74	-	86	0.33	19.0	0.28	0.17
F40	0.03	0.38	2.3	3.02	3.26	0.002	2.40	0.02	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	88	0.31	14.6	0.24	0.23
F41	0.09	0.52	2.2	1.30	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	0.15	0.13	0.040	0.47	-	89	0.42	10.5	0.38	0.27
F42	0.10	0.36	1.2	1.93	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	90	0.29	12.4	0.27	0.15
F43	0.18	0.15	2.6	1.76	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	89	0.12	39.1	0.11	0.05
F44	0.10	2.45	2.1	1.71	3.26	0.002	2.40	0.05	0.90	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	86	1.98	2.2	2.31	0.23
F45	0.10	0.52	3.4	1.65	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	88	0.42	12.8	0.38	0.17
F46	0.10	0.55	2.3	3.66	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.12	0.040	0.47	-	87	0.44	10.1	0.41	0.17
F47	0.11	0.52	2.3	0.93	3.26	0.002	2.40	-	0.38	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	89	0.42	10.7	0.38	0.17
F48	0.10	0.52	2.2	1.37	3.26	0.002	2.40	0.06	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	89	0.42	10.5	0.38	0.17
F49	0.09	0.41	2.3	1.96	3.26	0.002	2.40	-	2.10	-	-	-	0.13	0.040	0.47	-	87	0.33	13.6	0.31	0.17
F50	0.10	0.41	2.2	1.50	3.26	0.002	2.40	-	-	0.66	-	-	0.14	0.040	0.47	-	89	0.33	13.3	0.31	0.17
F51	0.10	0.52	2.6	1.42	3.26	0.002	2.40	-	0.50	-	0.19	-	0.13	0.040	0.47	-	88	0.42	11.3	0.38	0.17
F52	0.10	0.52	2.8	1.28	3.26	0.002	2.40	0.07	-	-	-	1.22	0.13	0.040	0.47	-	88	0.42	11.7	0.38	0.17
F53	0.10	0.52	1.9	1.68	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.80	0.040	0.47	-	89	0.44	9.9	0.38	0.17
F54	0.11	0.83	2.2	2.21	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.14	0.315	0.47	-	88	0.89	6.6	0.70	0.17
F55	0.11	0.41	2.2	1.32	3.26	0.002	2.40	-	-	-	-	-	0.13	0.040	0.47	0.006	90	0.33	13.3	0.31	0.17

[0096] [溶接金属の作製]

母材鋼板として、SM490A鋼板（板厚20mm）を図1に示す開先形状に加工したものを用意し、上記表1Aおよび表1Bに示す溶接材料を用い

て下記条件でガスシールドアーク溶接を行なった。

[0097] (溶接条件)

シールドガス：20体積%CO₂－80体積%Ar混合ガス

電流－電圧－溶接速度：270～280A－29V－3.0～8.0mm／秒

入熱条件：

(I) 1.0kJ／mm (280A－29V－8.0mm／秒)

(II) 1.74kJ／mm (270A－29V－4.5mm／秒)

(III) 2.37kJ／mm (270A－29V－3.3mm／秒)

(IV) 2.61kJ／mm (270A－29V－3.0mm／秒)

予熱－パス間温度：105～150℃

積層法：3層13パス

[0098] 作製した溶接金属の最終パスより、直径：5mmの丸棒試験片を採取し（採取位置を図2に示す：原質部に相当）、再熱サイクルを模擬した熱サイクルを付与した。このときの再熱サイクルを模擬した熱サイクル（時間と温度の関係）を図3に示す。また、作製した各溶接金属の化学成分組成（質量%、残部は鉄および表に記載の元素以外の不可避不純物）を表2Aおよび表2Bに示す。各元素の欄において「<」とは、不可避不純物量（不純物レベル未満）であることを意味する。これらの表には、各溶接金属の作製に用いた溶接材料（表1Aおよび表1Bを参照）の種類、および上記入熱条件の種類を併記する。

[0099]

[表2A]

実験 No.	入熱 条件	溶接 材料 No.	C	Si	Mn	Ni	Ti	N	O	Mo	Cr	V	Nb	Cu	Al	Zr	B	β 値	α 値
1Ⅱ	F1		0.08	0.61	1.95	1.15	0.052	0.0038	0.043	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	97	3.4
2Ⅱ	F2		0.08	0.45	2.15	0.89	0.066	0.0047	0.042	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	89	3.6
3Ⅱ	F3		0.08	0.33	1.56	2.13	0.051	0.0042	0.048	<0.01	0.70	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	87	3.9
4Ⅰ	F4		0.07	0.82	2.07	0.96	0.055	0.0043	0.045	0.04	0.65	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	105	3.5
5Ⅲ	F5		0.08	1.11	2.11	1.23	0.129	0.0048	0.048	0.03	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	126	4.9
6Ⅱ	F6		0.09	0.45	1.38	1.20	0.066	0.0045	0.048	<0.01	0.98	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	84	3.1
7Ⅱ	F7		0.08	0.28	1.65	1.73	0.066	0.0051	0.051	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	82	3.8
8Ⅰ	F8		0.07	0.31	1.78	1.92	0.061	0.0048	0.053	0.02	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	84	4.1
9Ⅲ	F9		0.08	0.30	1.66	1.73	0.065	0.0051	0.050	<0.01	0.77	<0.01	<0.01	<0.01	0.012	<0.01	<0.0008	83	3.8
10Ⅱ	F10		0.08	0.30	1.46	1.80	0.064	0.0050	0.054	0.03	0.82	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	81	3.7
11Ⅱ	F11		0.08	0.30	1.50	1.81	0.066	0.0050	0.049	0.01	1.00	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	81	3.8
12Ⅰ	F12		0.08	0.38	1.65	2.22	0.070	0.0047	0.048	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.46	<0.01	<0.01	<0.0008	92	4.4
13Ⅰ	F13		0.02	0.48	2.09	1.97	0.053	0.0042	0.033	0.02	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.019	<0.01	<0.0008	82	4.6
14Ⅰ	F14		0.11	0.28	1.25	1.93	0.058	0.0047	0.038	<0.01	0.98	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	87	3.7
15Ⅱ	F15		0.05	1.55	2.41	1.54	0.118	0.0046	0.051	<0.01	0.52	<0.01	<0.01	0.12	<0.01	<0.01	<0.0008	145	5.2
16Ⅱ	F16		0.07	0.25	0.92	2.81	0.112	0.0046	0.076	<0.01	<0.01	0.42	<0.01	<0.01	<0.01	0.08	<0.0008	77	4.6
17Ⅰ	F17		0.09	0.26	1.66	1.38	0.058	0.0055	0.046	0.01	1.09	<0.01	0.07	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	81	3.4
18Ⅱ	F18		0.05	0.76	1.58	0.33	0.096	0.0083	0.041	0.02	0.76	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	82	3.0
19Ⅰ	F19		0.08	0.31	1.87	3.21	0.065	0.0065	0.062	<0.01	0.35	0.18	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	101	5.4
20Ⅱ	F20		0.04	0.33	2.00	1.62	0.043	0.0092	0.048	<0.01	0.72	0.23	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	76	3.7
21Ⅲ	F21		0.10	0.28	1.49	2.45	0.063	0.0055	0.056	0.03	0.69	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.0021	94	4.3
22Ⅱ	F22		0.07	0.35	1.70	1.53	0.062	0.0113	0.072	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.05	<0.0008	81	3.4
23Ⅱ	F23		0.08	0.27	1.37	1.70	0.065	0.0048	0.089	<0.01	0.88	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	77	3.0
24Ⅱ	F24		0.05	0.44	1.70	1.49	0.081	0.0047	0.043	<0.01	1.62	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	78	4.0
25Ⅰ	F25		0.07	0.35	1.75	1.15	0.078	0.0039	0.050	<0.01	<0.01	<0.01	0.02	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	78	3.5
26Ⅱ	F26		0.09	0.19	1.68	1.63	0.079	0.0052	0.069	0.04	0.97	0.13	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	81	3.8
27Ⅲ	F27		0.09	0.12	1.46	1.86	0.074	0.0050	0.050	<0.01	<0.01	0.55	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	75	3.9
28Ⅱ	F28		0.10	0.27	1.35	1.72	0.060	0.0046	0.053	0.01	1.27	<0.01	0.12	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	83	3.4
29Ⅲ	F29		0.05	0.46	1.92	1.59	0.063	0.0049	0.046	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.72	<0.01	<0.01	<0.0008	84	4.0
30Ⅱ	F30		0.08	0.40	1.55	1.60	0.057	0.0048	0.052	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.0031	85	3.4
31Ⅱ	F31		0.07	0.31	1.61	1.82	0.061	0.0048	0.052	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.011	<0.01	<0.0008	80	3.8

[0100]

[表2B]

実験 No.	入熱 条件	溶接 材料 No.	C	Si	Mn	Ni	Ti	N	O	Mo	Cr	V	Nb	Cu	Al	Zr	B	β 値	α 値
32 IV		F1	0.07	0.60	1.96	1.12	0.052	0.0046	0.042	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	93	3.4
33 II		F32	0.08	0.27	1.38	1.05	0.058	0.0048	0.048	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	70	2.8
34 II		F33	0.09	2.02	1.67	1.22	0.078	0.0050	0.053	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	167	3.5
35 III		F34	0.06	0.40	2.01	1.91	0.035	0.0046	0.051	<0.01	0.51	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	88	3.9
36 II		F35	0.07	0.38	1.82	2.05	0.157	0.0056	0.055	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	89	5.7
37 II		F36	0.08	0.46	1.26	1.32	0.066	0.0041	0.048	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	81	3.1
38 III		F37	0.07	0.41	1.46	1.61	0.068	0.0052	0.050	0.02	1.23	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	81	3.6
39 II		F38	0.09	0.55	1.57	0.18	0.066	0.0049	0.049	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	82	2.2
40 II		F39	0.08	0.27	1.91	1.72	0.128	0.0050	0.052	0.08	0.72	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	87	5.2
41 II		F40	0.01	0.29	1.67	2.88	0.058	0.0047	0.051	0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	72	4.9
42 II		F41	0.06	0.38	1.46	1.26	0.061	0.0053	0.051	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.12	<0.01	<0.01	<0.0008	73	3.1
43 III		F42	0.07	0.12	0.88	1.88	0.072	0.0046	0.054	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	60	3.3
44 II		F43	0.13	0.08	1.75	1.70	0.069	0.0048	0.108	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	89	3.3
45 II		F44	0.07	1.98	1.33	1.67	0.075	0.0050	0.052	0.04	0.88	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	159	3.7
46 II		F45	0.07	0.37	2.56	1.61	0.072	0.0060	0.049	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	95	4.7
47 I		F46	0.08	0.42	1.61	3.56	0.069	0.0051	0.053	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	106	5.6
48 III		F47	0.09	0.38	1.70	0.88	0.071	0.0160	0.049	<0.01	0.37	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	82	3.1
49 II		F48	0.07	0.37	1.49	1.33	0.071	0.0047	0.049	0.05	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	78	3.5
50 III		F49	0.07	0.33	1.68	1.91	0.077	0.0062	0.050	<0.01	2.06	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	83	4.2
51 II		F50	0.08	0.33	1.48	1.46	0.067	0.0058	0.050	<0.01	<0.01	0.63	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	79	3.4
52 I		F51	0.08	0.41	1.99	1.40	0.069	0.0048	0.050	<0.01	0.49	<0.01	0.16	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0008	90	3.9
53 II		F52	0.08	0.36	2.05	1.25	0.071	0.0060	0.057	0.06	<0.01	<0.01	<0.01	1.15	<0.01	<0.01	<0.0008	89	3.9
54 II		F53	0.08	0.38	1.28	1.66	0.070	0.0049	0.028	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.022	<0.01	<0.0008	80	3.7
55 III		F54	0.09	0.61	1.54	2.15	0.069	0.0053	0.040	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.11	<0.0008	104	4.3
56 II		F55	0.10	0.29	1.60	1.29	0.068	0.0055	0.058	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.0053	83	3.3

[0101] 次に、上記熱サイクル付与後の試験片より、引張り試験用試験片、および

水素吸蔵量を測定するための小型試験片(水素吸蔵量測定用小型試験片)を採取した。引張り試験片の形状を図4に、水素吸蔵量測定用小型試験片の形状を図5に、夫々示す。これらの試験片を用い、各特性を下記の方法によって評価すると共に、Ti含有酸化物の個数密度、残留オーステナイト粒子の個数密度、残留オーステナイト粒子の体積分率を以下のようにして測定した。

[0102] なお、耐水素脆化感受性の評価に当たっては、上記図5の小型試験片を用いるほか、後記する図6の大型試験片も用いて評価した(後者については、後に説明する)。いずれの試験片を用いた場合でも、SSRT法によって耐水素脆化感受性を評価した。SSRT法によれば、試験環境によらず短時間で遅れ破壊感受性を測定でき、より低い吸蔵水素量での高感度な評価が可能だからである。

[0103] [小型試験片を用いた水素脆化感受性の評価]

上記図5の水素吸蔵量測定用小型試験片を用い、拡散性水素量 = 1.5 ~ 3.0 ppmとなるような水素チャージ条件を選定した。このときのチャージ条件は、下記の通りである。

[0104] 水溶液: (0.5 mol/Lまたは2.5 mol/Lの H_2SO_4) + (1 g/L-KSCN)、(30 g/L-NaCl) + (1 g/L-KSCN)

電流密度: 0.1 A/dm²、1.0 A/dm²、5.0 A/dm²

チャージ時間: 24時間

[0105] また、拡散性水素量は、四重極質量分析計を内蔵した昇温脱離分析装置(日電アネルバ製)を用い、昇温速度: 12°C/分で300°Cまでに放出される水素量とした。

[0106] 上記条件下で、上記の小型試験片に水素チャージを行った後、水素逃散を防ぐための亜鉛めっきを、下記の要領で施した。

水溶液: (350 g/L-ZnSO₄ · 7H₂O) + (20.6 g/L-H₂SO₄ (97%)) + (60 g/L-Na₂SO₄)

浴温: 60°C

電流密度: 50 A/dm²

めっき時間：3分

[0107] 次に、クロスヘッド速度： $5.0 \times 10^{-3} \text{ mm/分}$ （歪速度： $6.94 \times 10^{-6} \text{ /秒}$ ）でSSRT試験を実施し、非水素チャージ材の破断伸びを E_o 、水素チャージ材の破断伸びを E_h としたときに、下記（5）式によって算出される水素脆化感受性指数 S （%）が60%未満のものを、小型試験片での耐水素脆化感受性に優れると評価した。

$$S = (1 - E_h / E_o) \times 100 (\%) \cdots (5)$$

[0108] [引張り強度TSの評価]

板厚：20mmのSM490A鋼板に20°V字開先を施し、上記表1Aおよび表1Bに示す溶接材料を用いて下記条件でガスシールドアーク溶接を行なった。

（溶接条件）

シールドガス：20体積%CO₂－80体積%Ar混合ガス

電流－電圧－溶接速度：270A－29V－4.5mm/秒

入熱量：1.74kJ/mm [上記（11）の条件]

予熱－パス間温度：105～150℃

積層法：8層17パス

[0109] このようにして作製した溶接金属について、JIS-Z2202に準拠した図4に示す引張り試験片を採取して引張り試験を行った。本実施例では、引張り強度TS>780MPaのものを合格とした。

[0110] [低温靱性の測定]

引張り強度測定用に作製した溶接金属の板厚中央部より、溶接線方向に垂直にシャルピー衝撃試験片（JIS Z 31114号試験Vノッチ試験片）を採取し、JIS Z 2242の要領で、-40℃での衝撃吸収エネルギー vE_{-40} を測定した。3回の測定の平均値が85Jを超えるものを低温靱性に優れると評価した。

[0111] [Ti含有酸化物粒子の個数密度の測定]

Ti含有酸化物（詳細には、20質量%以上のTiを含有する酸化物粒子

であって、円相当直径：0.15～1.0 μm の酸化物)の個数密度は、下記の方法で測定した。

- [0112] 上記のSSRT試験用に作製した溶接金属(前記「溶接金属の作製」の欄を参照)の最終パスより、直径：5 mmの丸棒試験片を採取し、輪切り断面を鏡面研磨した後、光学顕微鏡にて1000倍の画像を2視野撮影した。画像解析ソフト(「Image-Pro Plus」Media Cybernetics社製)によって、円相当直径：0.15～1.0 μm の酸化物粒子を選定すると共に、撮影した酸化物中央部の組成をSEMEDS(Energy-dispersive X-ray spectroscopy)にて分析した。検出された元素のうち、Tiの分析値(質量%)をSi、S、Ti、Mn、Al、Zr、Mgの分析値(質量%)の合計で規格化することで、酸化物粒子に含まれるTi濃度(質量%)を算出し、20質量%以上のTiを含有する酸化物粒子であって、円相当直径が0.15～1.0 μm のTi含有酸化物の個数密度を算出した。なお、Mnは殆どの酸化物に含まれるため、上記方法で同定されるTi含有酸化物は、更にMnを含むものである。

- [0113] [残留オーステナイト粒子の個数密度の測定]

上述したTi含有酸化物粒子の個数密度を測定したサンプルを、レペラ試薬で腐食させ、光学顕微鏡にて1000倍の画像を2視野撮影した。残留オーステナイトの白い腐食コントラストを、画像解析ソフト(上記と同じ)により解析し、円相当直径にして0.15 μm を超える残留オーステナイト粒子の個数密度を算出した。

- [0114] [残留オーステナイト粒子の体積分率の測定]

上述したTi含有酸化物粒子の個数密度を測定したサンプルについて、その表面を電解研磨し、リガク社製の二次元微小部X線回折装置(「RINT-RAPID II」)にてX線回折測定を実施した。フェライト相の(110)、(200)、(211)、(220)の各格子面のピーク、および残留オーステナイト相の(111)、(200)、(220)、(311)の

各格子面のピークについて、各ピークの積分強度比に基づき、残留オーステナイト相の(1 1 1)、(2 0 0)、(2 2 0)、(3 1 1)の体積分率をそれぞれ算出し、これらの平均値を求め、これを「残留オーステナイトの体積分率」とした。

[0115] 更に本実施例では、図6の大型試験片での耐水素脆化感受性を以下のようにして評価した。

[0116] [大型試験片を用いた水素脆化感受性の評価]

母材鋼板として、SM490A鋼板(板厚25mm)に図6(a)に示す開先形状を施したものを用意し、上記表1Aおよび表1Bに示す溶接材料を用いて下記の条件でガスシールドアーク溶接を行なった。

(溶接条件)

シールドガス：20体積%CO₂－80体積%Ar混合ガス

電流－電圧－溶接速度：280A－29V－8.0mm/秒

入熱条件：

(I) 1.0kJ/mm(280A－29V－8.0mm/秒)

予熱－パス間温度：50℃

積層法：8層16パス

[0117] このようにして作製した溶接金属について、図6(a)の丸棒部分から溶接方向に平行に、図6(b)に示す大型試験片を採取し、下記条件で水素チャージを行なった。

(水素チャージ条件)

水溶液：(30g/L－NaCl)＋(1g/L－KSCN)

電流密度：0.1A/dm²

チャージ時間：100時間

[0118] 上記条件下で、引張り試験片に水素チャージを行った後、水素逃散を防ぐための亜鉛めっきを施した。このときのめっき条件は、前述した小型試験片を用いたときのめっき条件と同じである。

[0119] 次に、クロスヘッド速度：3.0×10⁻²mm/分(歪速度：6.94×

10⁻⁶/秒)でSSRT試験を実施し、水素チャージ材の破断伸びが2.0%を超えるものを、大型試験片での耐水素脆化感受性に優れると評価した。

[0120] これらの結果を表3Aおよび表3Bにまとめて示す。

[0121] [表3A]

実験 No.	入熱 条件	溶接 材料 No.	残留オーステナイト (原質部)		Ti含有 酸化物 [個/mm ²]	耐水素脆化感受性		引張り 強度 TS [MPa]	低温 靱性 vE ₋₄₀ [J]
			個数 [個/mm ²]	体積 分率[%]		水素脆化感受 性指数S[%]	破断伸び [%]		
1	II	F1	2786	4.7	4643	45	2.9	803	65
2	II	F2	5740	4.9	9708	25	4.8	802	73
3	II	F3	5994	4.6	12325	25	4.7	848	81
4	I	F4	2533	5.0	4474	45	2.2	869	61
5	III	F5	2617	5.8	3799	50	2.4	871	70
6	II	F6	2701	4.7	4896	40	2.8	903	70
7	II	F7	6500	4.8	12747	25	5.3	806	105
8	I	F8	6838	4.8	13676	20	5.2	805	107
9	III	F9	4052	4.7	8188	40	3.2	833	97
10	II	F10	6669	4.9	13507	25	4.5	841	105
11	II	F11	7682	5.3	13085	15	5.9	852	102
12	I	F12	3799	5.2	7429	45	3.0	803	79
13	I	F13	2701	4.5	5149	50	2.6	792	98
14	I	F14	5656	5.2	10214	45	2.6	906	89
15	II	F15	2870	7.0	3377	55	2.3	955	51
16	II	F16	2786	5.3	5318	40	5.2	783	82
17	I	F17	6753	4.8	13338	15	6.3	851	96
18	II	F18	2955	4.9	4305	45	2.7	795	49
19	I	F19	7429	4.7	15870	30	3.6	888	78
20	II	F20	2870	4.6	7429	30	4.1	786	108
21	III	F21	5994	4.6	13422	25	4.4	861	81
22	II	F22	5572	4.9	9539	40	3.0	854	86
23	II	F23	7682	4.5	16799	20	5.8	794	74
24	II	F24	3714	5.0	6753	50	2.4	856	91
25	I	F25	5149	4.6	11059	25	4.6	802	96
26	II	F26	4221	4.1	15702	40	2.1	855	91
27	III	F27	3799	4.1	12409	55	2.5	936	89
28	II	F28	6162	4.5	13085	50	2.2	941	88
29	III	F29	4643	5.1	7682	50	2.4	945	90
30	II	F30	4305	4.8	7851	50	2.4	936	93
31	II	F31	3883	4.5	8104	40	3.9	813	101

[0122]

[表3B]

実験 No.	入熱 条件	溶接 材料 No.	残留オーステナイト (原質部)		Ti含有 酸化物 [個/mm ²]	耐水素脆化感受性		引張り 強度 TS [MPa]	低温 靱性 vE ₋₄₀ [J]
			個数 [個/mm ²]	体積 分率[%]		水素脆化感受 性指数S[%]	破断伸び [%]		
32	IV	F1	2026	3.9	4474	80	1.4	800	69
33	II	F32	2617	3.8	14013	65	1.9	758	82
34	II	F33	1857	7.2	2448	90	1.2	989	51
35	III	F34	2448	3.8	4727	80	1.4	821	94
36	II	F35	6162	4.7	13422	60	1.6	974	75
37	II	F36	2026	3.7	4812	70	1.8	808	80
38	III	F37	2617	3.9	6162	65	1.2	893	93
39	II	F38	1942	3.9	4052	65	2.3	767	70
40	II	F39	6838	4.5	16883	30	1.8	875	101
41	II	F40	3968	3.7	14435	65	1.9	745	83
42	II	F41	2533	3.6	7682	65	1.7	776	78
43	III	F42	3461	3.8	11987	60	1.9	744	88
44	II	F43	2786	3.2	17728	90	1.1	933	86
45	II	F44	1604	7.3	2110	95	0.8	991	75
46	II	F45	5149	4.7	11481	80	1.4	983	92
47	I	F46	3968	4.8	6500	75	1.5	972	66
48	III	F47	3461	4.9	7007	80	1.3	981	71
49	II	F48	3292	4.6	6922	45	1.9	849	98
50	III	F49	5403	4.8	11481	65	1.6	981	92
51	II	F50	5487	4.7	10552	70	1.6	987	87
52	I	F51	5909	4.8	11059	80	1.4	994	90
53	II	F52	5318	4.6	11818	75	1.2	981	91
54	II	F53	1857	4.8	2533	65	1.8	815	88
55	III	F54	2026	5.3	3039	70	1.8	829	66
56	II	F55	5656	4.5	13422	85	1.5	982	86

[0123] これらの結果から、以下のように考察することができる。

[0124] まず表3AのNo. 1～31は、本発明で規定する要件を満足する例であり、780MPa超の高強度であっても、小型試験片および大型試験片での耐水素脆化感受性に優れた溶接金属が得られた。詳細には、表1Aに示す適切な溶接材料を用い、適切な入熱条件〔(I)～(III)〕にて溶接を行なったため、溶接金属の化学成分組成および β 値（以上、表2Aを参照）、残留オーステナイト粒子の個数密度および体積分率（以上、表3Aを参照）が全て適切に制御された結果、所望の特性を兼ね備えた溶接金属が得られた。

[0125] 上記のうち、特にTi含有酸化物粒子の個数密度が5000個/mm²以上

のもの（N o. 2、3、7～14、16、17、19～31）は、B 値（表 1 A を参照）が適切に制御された溶接材料を用いたため、小型試験片および大型試験片での耐水素脆化感受性がより向上する傾向が見られた。

[0126] 更に上記例のうち、N o. 7～11、13、14、17、20、22、24～31 は、溶接金属中の S i 量、N i 量、および α 値（表 2 A を参照）が全て適切に制御されているため、良好な低温靱性（ $v E_{-40} > 85 J$ ）を有していた。

[0127] これに対し、表 3 B の N o. 32～56 は、本発明で規定するいずれかの要件を外れる例であり、所望とする特性が得られなかった。

[0128] まず N o. 32 は、適切な溶接材料 F 1 を用いたが、入熱量が多い入熱条件（I V）で溶接した例である。その結果、溶接金属中の残留オーステナイト粒子の個数密度および体積分率が少なくなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。また、低温靱性の指標である S i 量が適切でないため、所望とする低温靱性が得られなかった。

[0129] N o. 33 は、溶接材料として、S i 量（全 S i 量）が少なく、金属として存在する S i 量が少なく、A 値が外れる溶接材料 F 32 を用いた例である。その結果、溶接金属中の残留オーステナイト粒子の体積分率が少なくなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。更に、高強度の指標である β 値が小さいため、強度が低下した。また、低温靱性の指標である α 値が小さいため、所望とする低温靱性が得られなかった。

[0130] N o. 34 は、溶接材料として、S i 量（全 S i 量）が多く、B 値が外れる溶接材料 F 33 を用いた例である。その結果、溶接金属の S i 量が多くなり、溶接金属中の残留オーステナイト粒子の個数密度が少なくなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。また、低温靱性の指標である S i 量が適切でないため、所望とする低温靱性が得られなかった。

[0131] N o. 35 は、溶接材料として、T i 量（全 T i 量）が少ない溶接材料 F 34 を用いた例である。その結果、溶接金属の T i 量が少なく、溶接金属中

の残留オーステナイト粒子の個数密度および体積分率が少なくなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。

[0132] N o. 3 6 は、溶接材料として、T i 量（全 T i 量）が多い溶接材料 F 3 5 を用いた例である。その結果、溶接金属の T i 量が多くなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。また、低温靱性の指標である N i 量が適切でないため、所望とする低温靱性が得られなかった。

[0133] N o. 3 7 は、溶接材料として、A l 量（全 A l 量）が少ない溶接材料 F 3 6 を用いた例である。その結果、溶接金属中の残留オーステナイト粒子の個数密度および体積分率が少なくなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。また、低温靱性の指標である α 値が適切でないため、所望とする低温靱性が得られなかった。

[0134] N o. 3 8 は、溶接材料として、Z r 量（全 Z r 量）が少ない溶接材料 F 3 7 を用いた例である。その結果、溶接金属中の残留オーステナイト粒子の体積分率が少なくなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。

[0135] N o. 3 9 は、溶接材料として、M g 量（全 M g 量）が少ない溶接材料 F 3 8 を用いた例である。その結果、溶接金属の N i 量が少なく、溶接金属中の残留オーステナイト粒子の個数密度および体積分率が少なくなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。更に、溶接金属の N i 量が少ないため、強度が低下した。また、低温靱性の指標である N i 量が適切でないため、所望とする低温靱性が得られなかった。

[0136] N o. 4 0 は、溶接材料として、M o 量（全 M o 量）が多い溶接材料 F 3 9 を用いた例である。その結果、大型試験片の耐水素脆化感受性が低下した。

[0137] N o. 4 1 は、溶接材料として、金属として存在する S i 量が少ない溶接材料 F 4 0 を用いた例である。その結果、溶接金属の C 量が少なく、溶接金属中の残留オーステナイト粒子の体積分率が少なくなり、小型試験片および

大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。更に高強度の指標である β 値が小さいため、強度が低下した。

[0138] No. 42は、 SiO_2 量が多い溶接材料F41を用いた例である。その結果、溶接金属中の残留オーステナイト粒子の体積分率が少なくなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。更に高強度の指標である β 値が小さいため、強度が低下した。また、低温靱性の指標である α 値が適切でないため、所望とする低温靱性が得られなかった。

[0139] No. 43は、溶接材料として、A値が適切でない溶接材料F42を用いた例である。その結果、溶接金属のMn量が少なく、溶接金属中の残留オーステナイト粒子の体積分率が少なくなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。更に高強度の指標である β 値が小さいため、強度が低下した。

[0140] No. 44は、溶接材料として、A値が適切でなく、金属として存在するSi量が少ない溶接材料F43を用いた例である。その結果、溶接金属のC量が多く、Si量が少なく、O量が多く、溶接金属中の残留オーステナイト粒子の体積分率が少なくなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。

[0141] No. 45は、溶接材料として、B値が適切でない溶接材料F44を用いた例である。その結果、溶接金属中の残留オーステナイト粒子の個数密度が少なくなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。

[0142] No. 46は、溶接材料F45を用いた例であるが、溶接金属のMn量が多くなり、強度が過大となったため、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。

[0143] No. 47は、溶接材料F46を用いた例であるが、溶接金属のNi量が多くなり、強度が過大となったため、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。また、低温靱性の指標であるNi量が適切でないため、所望とする低温靱性が得られなかった。

- [0144] N o. 48は、溶接材料F47を用いた例であるが、溶接金属のN量が多くなり、強度が過大となったため、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。また、低温靱性の指標である α 値が適切でないため、所望とする低温靱性が得られなかった。
- [0145] N o. 49は、溶接材料として、Mo量が多い溶接材料F48を用いた例である。その結果、溶接金属のMo量が多くなり、大型試験片の耐水素脆化感受性が低下した。
- [0146] N o. 50は、溶接材料F49を用いた例であるが、溶接金属のCr量が多くなり、強度が過大となったため、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。
- [0147] N o. 51は、溶接材料F50を用いた例であるが、溶接金属のV量が多くなり、強度が過大となったため、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。
- [0148] N o. 52は、溶接材料F51を用いた例であるが、溶接金属のNb量が多くなり、強度が過大となったため、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。
- [0149] N o. 53は、溶接材料F52を用いた例であるが、溶接金属のMo量およびCu量が多くなり、強度が過大となったため、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。
- [0150] N o. 54は、溶接材料F53を用いた例であるが、溶接金属のAl量が多くなった。また、溶接金属中に、強脱酸元素であるAlが多くなると、溶接金属の酸素濃度が低下するようになり、溶接金属のO量も少なくなった。そのため、溶接金属中の残留オーステナイト粒子の個数密度が少なくなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。
- [0151] N o. 55は、Zr量が好ましい上限を超える溶接材料F54を用いた例である。その結果、溶接金属のZr量が多く、溶接金属中の残留オーステナイト粒子の個数密度が少なくなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。また、低温靱性の指標であるSi量およびN

i 量が適切でないため、所望とする低温靱性が得られなかった。

[0152] No. 56 は、B 量が好ましい上限を超える溶接材料 F 55 を用いた例である。その結果、溶接金属の B 量が多くなり、小型試験片および大型試験片のいずれの耐水素脆化感受性も低下した。

[0153] 本発明を詳細にまた特定の実施態様を参照して説明したが、本発明の精神と範囲を逸脱することなく様々な変更や修正を加えることができることは当業者にとって明らかである。

本出願は、2012 年 2 月 27 日出願の日本特許出願（特願 2012-040603）に基づくものであり、その内容はここに参照として取り込まれる。

産業上の利用可能性

[0154] 本発明の溶接金属は、耐水素脆化感受性や低温靱性に優れ、海洋構造物等に好適である。

請求の範囲

[請求項1] フラックス入りワイヤを用い、ガスシールドアーク溶接によって形成される溶接金属であって、

C : 0.02～0.12% (「質量%」の意味。化学成分組成について、以下同じ)、

Si : 0.10～2.00%、

Mn : 0.90～2.5%、

Ni : 0.20～3.5%、

Ti : 0.040～0.15%、

N : 0.015%以下 (0%を含まない)、および

O : 0.030～0.10%を夫々含有し、

残部が鉄および不可避免の不純物からなり、

残留オーステナイト粒子が2500個/mm²以上存在すると共に、残留オーステナイト粒子の体積分率が4.0%以上であり、且つ、

下記(1)式で表されるβ値が75以上であることを特徴とする耐水素脆化感受性に優れた溶接金属。

$$\beta \text{ 値} = 320 \times [\text{C}] + 50 \times [\text{Si}] + 15 \times [\text{Mn}] + 10 \times [\text{Ni}] + 28 \times [\text{Mo}] \cdots (1)$$

但し、[C]、[Si]、[Mn]、[Ni] および [Mo] は、夫々C、Si、Mn、Ni およびMoの含有量(質量%)を意味する。

[請求項2] Moが0.05%未満に制御されたものである請求項1に記載の溶接金属。

[請求項3] Si : 0.10～0.5%およびNi : 1.0～2.0%を夫々満足すると共に、

下記(2)式で規定されるα値が3.2以上である請求項1または2に記載の溶接金属。

$$\alpha \text{ 値} = [\text{Mn}] + [\text{Ni}] + (2 \times [\text{Mo}]) + (16 \times [\text{Ti}])$$

) - (12 × [O]) . . . (2)

但し、[Mn]、[Ni]、[Mo]、[Ti] および [O] は、夫々 Mn、Ni、Mo、Ti および O の含有量（質量％）を意味する。

[請求項4] 20質量％以上のTiを含有する酸化物粒子で、円相当直径：0.15～1.0μmのものが5000個/mm²以上存在するものである請求項1～3のいずれかに記載の溶接金属。

[請求項5] 更に、Cr：2.0％以下（0％を含まない）、V：0.60％以下（0％を含まない）、Nb：0.15％以下（0％を含まない）、Cu：1.0％以下（0％を含まない）、Al：0.020％以下（0％を含まない）、Zr：0.10％以下（0％を含まない）およびB：0.0050％以下（0％を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上を含有するものである請求項1～4のいずれかに記載の溶接金属。