(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2014 年 8 月 7 日(07.08.2014)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2014/119189 A1

(51) 国際特許分類:
B23K 35/365 (2006.01) *B23K 35/30* (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2013/084621

(22) 国際出願日: 2013 年 12 月 25 日(25.12.2013)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2013-019561 2013 年 2 月 4 日(04.02.2013) JP

(71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所(**KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBE STEEL, LTD.)**) [JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目２番４号 Hyogo (JP).

(72) 発明者: 谷口　元一(**TANIGUCHI, Genichi**). 山下賢(**YAMASHITA, Ken**). 大津　穣(**OTSU, Minoru**). 坂田　幹宏(**SAKATA, Mikihiro**). 名古　秀徳(**NAKO, Hidenori**).

(74) 代理人: 鮫島　睦, 外(**SAMEJIMA, Mutsumi** et al.); 〒5300017 大阪府大阪市北区角田町８番１号梅田阪急ビルオフィスタワー青山特許事務所 Osaka (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

(54) Title: COATED ELECTRODE

(54) 発明の名称 : 被覆アーク溶接棒

(57) Abstract: The purpose of the present invention is to provide a coated electrode that combines excellent creep characteristics with the accompanying characteristics of toughness, tempering-embrittlement properties, resistance to stress-relief cracking, and ease of use in welding. This coated electrode is characterized in that: the coating thereof contains a metal carbonate, an alkali-metal oxide, and a fluorine compound such that the CO_2 in the metal carbonate constitutes 5-10% of the total mass of the coated electrode, the alkali metal in the alkali-metal oxide constitutes 0.4-2.0% of the total mass of the coated electrode, and the fluorine in the fluorine compound constitutes 1.0-5.0% of the total mass of the coated electrode; the core and/or the coating of the coated electrode contain prescribed total amounts of carbon, silicon, manganese, chromium, molybdenum, vanadium, niobium, boron, magnesium, and iron relative to the total mass of the coated electrode; unavoidable copper, nickel, titanium, aluminum, tantalum, cobalt, and tungsten impurities total no more than 0.10% of the total mass of the coated electrode; and unavoidable sulfur, tin, arsenic, antimony, lead, and bismuth impurities total no more than 0.10% of the total mass of the coated electrode.

(57) 要約: 本発明は、優れたクリープ性能と、それに追随する諸性能である靭性、焼戻脆化特性、耐ＳＲ割れ性および溶接作業性とを両立する被覆アーク溶接棒を提供することを目的とする。本発明の被覆アーク溶接棒は、被覆アーク溶接棒全質量あたり、被覆剤中に、金属炭酸塩をCO_2換算値で５～１０質量%、アルカリ金属酸化物をアルカリ金属換算値で０．４～２．０質量%、フッ素化合物をＦ換算値で１．０～５．０質量%含み、被覆アーク溶接棒の心線および被覆剤のいずれか一方または両方の合計で、被覆アーク溶接棒全質量あたり、Ｃ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖ、Ｎｂ、Ｂ、Ｍｇ、Ｆｅを所定量含み、不可避不純物として、Ｃｕ，Ｎｉ，Ｔｉ，Ａｌ，Ｔａ，Ｃｏ，およびＷの総和が０．１０質量%以下、Ｓ，Ｓｎ，Ａｓ，Ｓｂ，Ｐｂ，およびＢｉの総和が０．１０質量%以下であることを特徴とする。

WO 2014/119189 A1

明　細　書

発明の名称 ： 被覆アーク溶接棒

技術分野

[0001]　本発明は、石油精製リアクタなど、エネルギープラント中の圧力容器に用いられる２．２５Ｃｒ－１Ｍｏ－Ｖ鋼の溶接に供せられる被覆アーク溶接棒に関するものである。

背景技術

[0002]　従来、石油精製リアクタなどの圧力容器用途として２．２５Ｃｒ－１Ｍｏ鋼が用いられてきた。しかしながら、その運転効率向上の観点から、設計温度・圧力の高温・高圧化に耐えうる鋼材として、より高強度な２．２５Ｃｒ－１Ｍｏ－Ｖ鋼製リアクタの適用が進められている。このような石油精製リアクタ用途の２．２５Ｃｒ－１Ｍｏ－Ｖ鋼の溶接に供せられる被覆アーク溶接棒あるいは溶接金属として、クリープ破断性能や靭性などに優れる被覆アーク溶接棒あるいは溶接金属の開発が進められている。

[0003]　例えば特許文献１では、被覆アーク溶接によって形成される溶接金属において、Ｃｒ：２．００～３．２５質量%に対して、Ｖ：０．２０～０．７０質量%とし、Ｎｂ、Ｃｏ、Wの添加によってクリープ強度を確保している。また、特許文献２では、溶接棒全質量あたり、Ｃｒ：１．００～３．５０質量%に対して、Ｖ：０．１～１．０質量%、Ｎｂ：０．０２～０．５０質量%とし、Ｃｏ、W、Ｎｉの添加によってクリープ強度と靭性を確保している。また、特許文献３では、溶接棒全質量あたり、Ｃｒ：１．００～３．５０質量%に対して、Ｖ：０．０１～０．６０質量%、Ｗ：０．６～２．５質量%とし、Ｎｂ、Ｔａの添加によってクリープ強度を確保している。

先行技術文献

特許文献

[0004] 特許文献1：特開平１０－１３７９７５号公報

特許文献2：特開２００２－２６３８８３号公報

特許文献3：特開２００１－３００７６８号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0005] しかしながら、従来の技術においては以下の問題がある。

石油精製リアクタ用途の鋼材の溶接に供せられる溶接材料としては、優れたクリープ性能と、それに追随する諸性能である靭性、焼戻脆化特性、耐ＳＲ割れ性（応力除去焼鈍時に粒界割れを起こさないこと）、および溶接作業性とを両立することが要求されている。

そして前記のとおり、２．２５Ｃｒ－１Ｍｏ鋼よりも高強度な２．２５Ｃｒ－１Ｍｏ－Ｖ鋼製リアクタの適用が進められている。しかしながら、２．２５Ｃｒ－１Ｍｏ－Ｖ鋼製リアクタにおいても、その操業条件が高温・高圧化する傾向にあり、従来の溶接材料では昨今の高温強度、特にクリープ破断性能の要求を満足しないという問題があった。

[0006] また、特許文献１では、溶接後熱処理（ＰＷＨＴ）条件が７００℃×２６ｈと低温・短時間であり、また、クリープ試験条件が５３８℃／２０７ＭＰａと低温・低応力であることから、昨今の市場要求に則していない。特許文献２では、ＰＷＨＴ条件が７４０℃×１ｈと、保持温度が高温である一方、保持時間が短く、また、クリープ試験条件が６００℃／１４０ＭＰａと、いずれの試験条件も昨今の市場要求に則していない。特許文献３では、ＰＷＨＴ条件が６９０℃×１ｈと、保持温度が低温で保持時間も短く、また、クリープ試験条件が６００℃／１４０ＭＰａと、いずれの試験条件も昨今の市場要求に則していない。

[0007] そして、このようにＣｒ－Ｍｏ鋼溶接金属のクリープ破断強度を上昇させるための先行技術としては、Ｖ，Ｎｂ，Ｔａ，Ｗといった強炭化物形成元素やＣｏなどの固溶強化元素を、主要成分であるＣｒ－Ｍｏ系に加算的に添加する方法が採用されてきた。しかしこれでは、衝撃靭性の劣化、硬度の上昇による耐割れ性の劣化を招く。

[0008] 本発明はかかる問題点に鑑みてなされたものであって、優れたクリープ性

能と、それに追随する諸性能である靭性、焼戻脆化特性、耐ＳＲ割れ性および溶接作業性とを両立する被覆アーク溶接棒を提供することを課題とする。

課題を解決するための手段

[0009] 本発明者らは鋭意検討した結果、以下の事項を見出した。

本発明者らは、優れたクリープ強度を有し、且つ靭性、焼戻脆化特性、耐ＳＲ割れ性に優れた２．２５Ｃｒ－１Ｍｏ－Ｖ鋼溶着金属の形成に際して、そのクリープ性能の改善手段として（１）炭化物の析出形態制御、および（２）ミクロ組織制御という着想を得た。

[0010] ２．２５Ｃｒ－１Ｍｏ－Ｖ鋼およびその溶着金属のミクロ組織はベイナイト主体であり、そのクリープ変形挙動は主として、転位のクリープ拡散と、旧γ粒界および結晶粒内のベイナイトブロック・パケット・ラス境界のすべりが支配的とされている。前者の抑制には転位のクリープ拡散を阻害する微細な炭化物の結晶粒内への分散析出が有効である。一方で、後者の抑制には旧γ粒界におけるすべりを阻害する炭化物の分散析出、およびすべりサイトの低減、すなわちミクロ組織の粗大化が有効である。

[0011] 前記の（１）の実現には、結晶粒内に優先的に微細な炭化物を形成する合金元素の添加が有効であり、本願ではＣおよびＶに着目した。これらの合金元素は被覆アーク溶接棒を構成する心線および被覆剤の何れか一方から添加されても良いし、その両方から添加されても良い。

前記の（２）の実現には、旧γ粒界に優先的に炭化物を形成してすべりを阻害する合金元素の添加、および焼入れ性を低下させる合金元素の添加、あるいは焼入れ性を増加させる合金元素の低減が有効であり、本願ではＣｒおよびＭｎに着目した。特に、Ｃｒを適度に低減することで、熱処理時の微細な炭化物の結晶粒内への析出を促進し、この微細な炭化物のピン留め効果によってクリープ転位の拡散を抑制するという効果が得られることを見出した。これら合金元素の添加方法は上項と同様である。

[0012] 従来技術においては、本願のように、高強度２．２５Ｃｒ－１Ｍｏ－Ｖ鋼用の溶着金属として、Ｃｒの低い範囲でクリープ破断強度が飛躍的に改善す

る、即ち、合金元素を低く抑えることでクリープ破断強度を改善したというような知見は一切示唆されていない。

さらに、従来技術において構成される何れの溶接材料も、クリープ特性について「ＰＷＨＴ条件：７０５℃×３２ｈ、クリープ破断試験条件：５４０℃／２１０ＭＰａ」という、今までに類を見ない厳しい直近の市場要求を満たすことはできない。

[0013] 本発明に係る被覆アーク溶接棒は、被覆アーク溶接棒全質量あたり、被覆剤中に、金属炭酸塩をCO_2換算値で５～１０質量％、アルカリ金属酸化物をアルカリ金属換算値で０．４～２．０質量％、フッ素化合物をＦ換算値で１．０～５．０質量％含み、被覆アーク溶接棒の心線および被覆剤のいずれか一方または両方の合計で、被覆アーク溶接棒全質量あたり、Ｃ：０．０４～０．１５質量％、Ｓｉ：１．０～１．５質量％、Ｍｎ：０．７～１．２質量％、Ｃｒ：１．３～１．９質量％、Ｍｏ：０．５～１．０質量％、Ｖ：０．３～０．５質量％、Ｎｂ：０．０２～０．０６質量％、Ｂ：０．００５～０．０１５質量％、Ｍｇ：０．０５～０．１５質量％、Ｆｅ：６０～７５質量％含み、不可避不純物として、Ｃｕ，Ｎｉ，Ｔｉ，Ａｌ，Ｔａ，Ｃｏ，およびＷの総和が０．１０質量％以下、Ｓ，Ｓｎ，Ａｓ，Ｓｂ，Ｐｂ，およびＢｉの総和が０．１０質量％以下であることを特徴とする。

[0014] かかる構成によれば、被覆アーク溶接棒は、被覆剤中に金属炭酸塩を所定量含有することで、溶接ビードが保護されるとともに、アーク雰囲気中の水素分圧が下がり、溶着金属中の拡散性水素量が低減される。また、被覆剤中にアルカリ金属酸化物を所定量含有することで、被覆アーク溶接棒に良好な溶接作業性を付与する。また、被覆剤中にフッ素化合物を所定量含有することで、ビード形状を悪化させることなくフッ素化合物がスラグ形成剤として作用する。

さらに、被覆アーク溶接棒は、被覆アーク溶接棒の心線および被覆剤のいずれか一方または両方に所定の成分を所定量含有することで、溶接金属のクリープ破断性能、靭性、焼戻脆化特性、耐ＳＲ割れ性や、溶接作業性が向上

する。なお、溶接作業性とは、アーク安定性、スパッタ発生量、スラグ剥離性、ビードなじみ性、ビード外観などの観点に基づくものである。

[0015] 本発明に係る被覆アーク溶接棒は、被覆アーク溶接棒の心線および被覆剤のいずれか一方または両方の合計で、被覆アーク溶接棒全質量あたり、Ｃ：０．０５～０．１０質量%、Ｓｉ：１．０～１．３質量%、Ｍｎ：０．８～１．２質量%、Ｃｒ：１．３～１．９質量%、Ｍｏ：０．５～１．０質量%、Ｖ：０．３～０．５質量%、Ｎｂ：０．０２～０．０６質量%、Ｂ：０．００５～０．０１５質量%、Ｍｇ：０．０５～０．１０質量%、Ｆｅ：６０～７５質量%含み、不可避不純物として、Ｃｕ，Ｎｉ，Ｔｉ，Ａｌ，Ｔａ，Ｃｏ，およびWの総和が０．１０質量%以下、Ｓ，Ｓｎ，Ａｓ，Ｓｂ，Ｐｂ，およびＢｉの総和が０．１０質量%以下であることが好ましい。

[0016] かかる構成によれば、被覆アーク溶接棒の心線および被覆剤のいずれか一方または両方に含有される成分範囲をさらに限定することで、溶接金属のクリープ破断性能、靭性、焼戻脆化特性、耐ＳＲ割れ性や、溶接作業性がより向上しやすくなる。

発明の効果

[0017] 本発明に係る被覆アーク溶接棒によれば、クリープ破断性能、靭性、焼戻脆化特性、耐ＳＲ割れ性に優れた溶接金属を得ることができる。また、本発明に係る被覆アーク溶接棒によれば、溶接作業性に優れる。

図面の簡単な説明

[0018] [図1A]本発明の実施例に用いた溶接試験体の開先形を示す模式図である。

[図1B]本発明の実施例に用いた溶接試験体の開先形を示す模式図である。

[図2]本発明の実施例におけるＰＷＨＴ条件を示すグラフである。

[図3]本発明の実施例におけるステップクーリング処理条件を説明するグラフである。

[図4A]本発明の実施例における耐ＳＲ割れ性の評価において使用する試験片について説明するための模式図である。

[図4B]本発明の実施例における耐ＳＲ割れ性の評価において使用する試験片

について説明するための模式図である。

[図4C]本発明の実施例における耐ＳＲ割れ性の評価において使用する試験片について説明するための模式図である。

[図4D]本発明の実施例における耐ＳＲ割れ性の評価において使用する試験片について説明するための模式図である。

[図5]本発明の実施例における耐ＳＲ割れ性の評価のＳＲ条件を示すグラフである。

発明を実施するための形態

[0019] 以下、本発明の実施の形態について詳細に説明する。

本発明の被覆アーク溶接棒は、被覆アーク溶接棒全質量あたり、被覆剤中に、金属炭酸塩をCO_2換算値で５～１０質量%、アルカリ金属酸化物をアルカリ金属換算値で０．４～２．０質量%、フッ素化合物をＦ換算値で１．０～５．０質量%含むものである。

さらに、被覆アーク溶接棒は、被覆アーク溶接棒の心線および被覆剤のいずれか一方または両方の合計で、被覆アーク溶接棒全質量あたり、Ｃ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖ、Ｎｂ、Ｂ、Ｍｇ、Ｆｅを所定量含み、不可避不純物として、Ｃｕ，Ｎｉ，Ｔｉ，Ａｌ，Ｔａ，Ｃｏ，およびWの総和を所定量以下、Ｓ，Ｓｎ，Ａｓ，Ｓｂ，Ｐｂ，およびＢｉの総和を所定量以下としたものである。

以下、各構成について説明する。

[0020] ［被覆アーク溶接棒全質量あたり、被覆剤中に、金属炭酸塩、アルカリ金属酸化物、フッ素化合物含む］

[0021] ＜金属炭酸塩：CO_2換算値で５～１０質量%＞

金属炭酸塩はアーク熱によって金属酸化物とCO_2に分解する。そして前者はスラグを形成して溶接ビードを保護し、後者はアーク雰囲気中の水素分圧を下げて溶着金属中の拡散性水素量を低減させるため、被覆剤中に添加する。この金属炭酸塩は$MgCO_3$や、$CaCO_3$，$BaCO_3$，Na_2CO_3など、特に限定されるものではない。しかしながら、その含有量が少なすぎるとス

ラグ生成量が不足してビード外観が劣化するだけでなく、溶着金属中の拡散性水素量が増加して低温割れ感受性が増加する。特に、本願が対象とする高強度２．２５Ｃ－１Ｍｏ－Ｖ鋼の様な強度の高い鋼種に対して、溶着金属中の拡散性水素量の増加は施工上極めて大きな問題となる。一方、これらの金属炭酸塩を過剰に添加すると、溶融スラグの粘度が増加して溶融スラグが先行しやすくなるため、溶接ビードのなじみ性が悪化し、スラグ巻き込みなどの溶接欠陥を誘発する。よって、被覆アーク溶接棒全質量あたりの金属炭酸塩の含有量は、CO_2換算値で換算して５～１０質量％とする。

[0022] ＜アルカリ金属酸化物：アルカリ金属換算値で０．４～２．０質量％＞

アルカリ金属酸化物は被覆を形成するバインダの役割を果たし、また心線へと固着させるために被覆剤中に添加する水ガラス中に含有される。その化学的組成としてNa_2OやK_2O、Li_2O等が挙げられるが、これらアルカリ金属酸化物は被覆アーク溶接棒の溶接作業性にも影響を与える。これらアルカリ金属酸化物が少なすぎても多すぎても、即ち、水ガラス添加量が少なすぎても多すぎても溶接作業性、特にアーク安定性に悪影響を与える。よって、被覆アーク溶接棒全質量あたりの含有量は、アルカリ金属換算値で０．４～２．０質量％とする。

[0023] ＜フッ素化合物：Ｆ換算値で１．０～５．０質量％＞

フッ素化合物はスラグ形成剤として被覆剤に添加する。このフッ素化合物はBaF_2や、CaF_2，ＫＦ，ＮａＦ，AlF_3などに代表される金属フッ化物だけでなく、K_2SiF_6やＰＴＦＥに代表される複合金属フッ化物や高分子重合体など、特に限定されるものではない。しかしながら、その含有量が少なすぎる、または多すぎてもビード形状を悪化させる。よって、被覆アーク溶接棒全質量あたりの含有量は、Ｆ換算値で１．０～５．０質量％とする。

[0024] ［被覆アーク溶接棒の心線および被覆剤のいずれか一方または両方の合計で、被覆アーク溶接棒全質量あたり、所定元素を所定量含む］

[0025] ＜Ｃ：０．０４～０．１５質量％＞

Ｃは溶着金属の焼入れ性、および炭化物の析出形態に大きな影響を及ぼす。溶着金属中のＣ量が低いとベイナイト変態温度が高くなるため、ベイナイト組織が粗大化し、靭性および焼戻脆化特性を低下させる。また、炭化物の析出量が不十分となり、クリープ破断強度も低下する。一方で、Ｃ量が過剰に高くなると、炭化物の析出量が増加してクリープ強度が上昇する一方、析出する炭化物の粗大化が促進され、靭性および焼戻脆化特性が低下するだけでなく、高温割れや低温割れ、ＳＲ割れなどの各種割れ感受性を高める。また、アーク安定性が劣化する。よって、被覆アーク溶接棒全質量あたりのＣ量は０．０４～０．１５質量％とする。好ましくは、下限は０．０５であり、上限は０．１０質量％である。

[0026] ＜Ｓｉ：１．０～１．５質量％＞

Ｓｉは溶着金属の室温強度を確保すると同時に、溶着金属を脱酸・清浄化して靭性を向上させる効果がある。溶着金属中のＳｉ量が低すぎるとそのクリープ強度が低下し、さらに溶着金属中の酸素量が増加して粗大な酸化物を形成するため、靭性を低下させる。また、ビードなじみ性、ビード外観が劣化する。一方で、過剰なＳｉの添加は焼戻脆化特性を劣化させる。よって、被覆アーク溶接棒全質量あたりのＳｉ量は１．０～１．５質量％とする。好ましくは、下限は１．０質量％であり、上限は１．３質量％である。

[0027] ＜Ｍｎ：０．７～１．２質量％＞

ＭｎはＣに次いで溶着金属のベイナイト変態温度を下げる元素であるため、Ｍｎの添加によってベイナイト変態点を低下させて微細組織を形成し、靭性の向上を図ることができる。一方、ミクロ組織の微細化に伴うすべりサイトの増加により、そのクリープ強度の低下を招くという相反する効果がある。また、ＭｎはＳｉ同様、溶着金属を脱酸・清浄化してその靭性を向上させる一方、過剰な添加は焼戻脆化特性を低下させる。よって、溶着金属の靭性・焼戻脆化特性とクリープ破断強度の両立の観点から、被覆アーク溶接棒全質量あたりのＭｎ量は０．７～１．２質量％とする。好ましくは、下限は０．８質量％であり、上限は１．２質量％である。

[0028] ＜Ｃｒ：１．３～１．９質量％＞

Ｃｒは、Ｍｏ、Ｖとともに高強度２．２５Ｃｒ－１Ｍｏ－Ｖ鋼の基本成分である。Ｃｒは旧γ粒界に優先的に炭化物を形成して室温強度、およびクリープ強度を向上させ、また、耐食性を向上させるために必要不可欠な成分である。本発明者らの研究により、Ｃｒの低下は微細な炭化物の析出を促進し、Ｃｒの増加は粗大な炭化物の析出を促進することが明らかとなっている。溶着金属中のＣｒ量が少なすぎると、微細な炭化物が過剰に析出して靭性を低下させるだけでなく、耐ＳＲ割れ性も劣化させる。一方、Ｃｒ量が多くなると、析出する炭化物が粗大化して靭性およびクリープ強度を低下させるだけでなく、不純物の粒界偏析を促進して焼戻脆化特性および耐ＳＲ割れ性を劣化させる。よって、被覆アーク溶接棒全質量あたりのＣｒ量は１．３～１．９質量％とする。

[0029] ＜Ｍｏ：０．５～１．０質量％＞

Ｍｏは、Ｃｒ、Ｖとともに高強度２．２５Ｃｒ－１Ｍｏ－Ｖ鋼の基本成分である。Ｍｏは炭化物を形成するとともに母相中に固溶して、その室温強度・クリープ破断強度を向上させる。溶着金属中のＭｏ量が少なすぎると、炭化物析出量、および母相中への固溶量が不足してクリープ破断強度を低下させる。一方、Ｍｏ量が多くなると、炭化物量、および母相中への固溶量が過剰に増加して強度が著しく増加し、靭性を劣化させる。よって、被覆アーク溶接棒全質量あたりのＭｏ量は０．５～１．０質量％とする。

[0030] ＜Ｖ：０．３～０．５質量％＞

Ｖは、Ｃｒ、Ｍｏとともに高強度２．２５Ｃｒ－１Ｍｏ－Ｖ鋼の基本成分である。Ｖは微細な炭化物を形成することで転位のクリープ拡散を阻害し、室温強度・クリープ破断強度を向上させる。溶着金属中のＶ量が少なすぎると炭化物の析出量が不足してクリープ破断強度を低下させる。一方、Ｖ量が多くなると、炭化物の析出量が過剰に増加し、靭性、焼戻脆化特性および耐ＳＲ割れ性を低下させる。また、アーク安定性、スパッタ発生量およびビード外観が劣化する。よって、被覆アーク溶接棒全質量あたりのＶ量は０．３

～０．５質量％とする。

[0031] ＜Ｎｂ：０．０２～０．０６質量％＞

Ｎｂは、Ｖ同様、微細炭化物の形成傾向が強く、クリープ強度を向上させる。溶着金属中のＮｂ量が少なすぎると、炭化物の析出量が不足してクリープ強度を低下させる。一方、Ｎｂ量が多くなると、炭化物の析出量が過剰に増加し、靭性、焼戻脆化特性および耐ＳＲ割れ性を低下させる。また、スパッタ発生量が増加する。よって、被覆アーク溶接棒全質量あたりのＮｂ量は０．０２～０．０６質量％とする。

[0032] ＜Ｂ：０．００５～０．０１５質量％＞

Ｂは微量な添加で溶着金属の焼入れ性を高め、その組織を微細化して靭性を向上させるとともに、クリープ強度をも向上させる効果がある。溶着金属中のＢ量が少なすぎると、組織が粗大化して靭性が低下し、またクリープ破断強度も低下する。一方、Ｂ量が多くなると、耐ＳＲ割れ性を著しく低下させる。よって、被覆アーク溶接棒全質量あたりのＢ量は０．００５～０．０１５質量％とする。

[0033] ＜Ｍｇ：０．０５～０．１５質量％＞

Ｍｇは溶着金属を脱酸・清浄化して靭性を向上させるとともに、溶接時のアーク安定性・再アーク性を向上させる。溶着金属中のＭｇ量が少なすぎると、溶着金属中の酸素量が増加して粗大な酸化物を形成し、その靭性が低下するとともに、アーク安定性およびスパッタ発生量が不良となる。一方、Ｍｇ量が多くなってもアーク安定性、スパッタ発生量およびビード外観が不良となる。よって、被覆アーク溶接棒全質量あたりのＭｇ量は０．０５～０．１５質量％とする。好ましくは、下限は０．０５質量％であり、上限は０．１０質量％である。

[0034] ＜Ｆｅ：６０～７５質量％＞

Ｆｅは溶着金属を構成する主成分であり、主として被覆アーク溶接棒の心線より添加されるが、被覆剤から添加されてもよい。特に、被覆剤から鉄粉あるいは合金鉄の形で添加することで、溶着効率を高めることが出来る。そ

の添加量が少なすぎても多すぎても、他の合金成分の添加効果が十分に得られないため、被覆アーク溶接棒全質量あたりのＦｅ量は６０～７５質量％とする。またＦｅはその添加量が６０質量％未満であると、スラグ剥離性およびビード外観が劣化する。

[0035] ＜不可避不純物＞

本発明においては、不可避不純物として、Ｃｕ，Ｎｉ，Ｔｉ，Ａｌ，Ｔａ，Ｃｏ，およびWの総和が０．１０質量％以下、Ｓ，Ｓｎ，Ａｓ，Ｓｂ，Ｐｂ，およびＢｉの総和が０．１０質量％以下である。

[0036] Ｃｕ，Ｎｉ，Ｔｉ，Ａｌ，Ｔａ，Ｃｏ，およびWは固溶強化元素、あるいは炭窒化物形成元素として溶着金属の高強度化に寄与する。しかしながら、本願における溶接材料の設計上、これらの元素は不可避不純物として溶着金属中に存在し、主要合金成分の添加効果を阻害する。よって、これらの総和は０．１０質量％以下とする。なお、下限値としては特に規定されるものではないが、測定限界として例えば０.０３質量％である。

Ｃｕ，Ｎｉ，Ｔｉ，Ａｌ，Ｔａ，Ｃｏ，およびWの総和が０．１０質量％を超えるとスパッタ発生量が増加する。更に１．００質量％を超えるとアーク安定性も劣化する。

[0037] Ｓ，Ｓｎ，Ａｓ，Ｓｂ，Ｐｂ，およびＢｉは不可避不純物として溶着金属中に存在し、結晶粒界強度を低下させ、焼戻脆化特性や耐ＳＲ割れ性を劣化させる。よって、これらの総和は０．１０質量％以下とする。なお、下限値としては特に規定されるものではないが、測定限界として例えば０.０１質量％である。

実施例

[0038] 以下、本発明の効果を説明するために、本発明の範囲に入る実施例と、本発明の範囲から外れる比較例とを比較して説明する。

[0039] ［被覆アーク溶接棒の化学成分］

被覆アーク溶接棒は中実の心線および被覆剤にて構成し、被覆剤の質量（＝被覆率）は被覆アーク溶接棒全質量に対して２５～４０質量％とした。被

覆アーク溶接棒の化学組成を表１、２に示す。なお、本発明の範囲を満たさないものについては、数値に下線を引いて示す。

[0040]

[表1]

	No.	被覆アーク溶接棒の化学組成（質量%）																
		スラグ成分等																
		金属炭酸塩						アルカリ金属酸化物				金属フッ化物						
		$CaCO_3$	$BaCO_3$	$SrCO_3$	$MgCO_3$	Na_2CO_3	CO_2換算	K_2O	Na_2O	Li_2O	アルカリ金属換算	CaF_2	BaF_2	KF	NaF	AlF_3	K_2SiF_6	F換算
実施例	1	12.3	1.7	1.2	0.0	0.0	6	0.6	0.3	0.0	0.7	6.3	0.6	0.0	0.0	0.0	0.0	3.2
	2	10.9	1.3	2.0	0.0	0.0	6	0.6	0.6	0.3	1.1	5.4	0.9	0.0	0.0	0.0	0.0	2.8
	3	12.5	3.5	0.0	2.5	0.0	8	0.3	0.4	0.0	0.6	7.3	0.6	1.3	0.0	0.0	0.0	4.1
	4	11.3	4.0	0.0	0.0	3.9	7	0.4	0.5	0.0	0.7	6.7	0.4	0.0	1.3	0.0	0.0	3.9
	5	11.3	0.2	0.3	0.0	0.0	5	0.4	0.5	0.1	0.8	7.8	1.2	0.0	0.0	0.0	0.0	4.1
	6	10.6	0.0	0.0	0.6	0.8	5	0.5	0.6	0.0	0.8	7.7	2.4	0.0	0.0	0.3	0.0	4.5
	7	11.8	2.4	0.0	0.0	1.5	6	0.7	0.8	0.2	1.3	6.8	4.8	0.0	0.0	0.0	0.1	4.4
	8	12.5	1.7	1.4	0.6	0.0	7	0.4	0.5	0.0	0.7	6.3	0.6	0.0	0.0	0.0	0.0	3.2
	9	12.1	2.6	2.4	0.8	0.0	7	0.8	0.4	0.0	1.0	6.0	1.6	1.7	0.0	0.0	0.0	3.8
	10	11.8	2.8	3.6	0.0	0.2	7	0.7	0.6	0.3	1.1	6.7	0.7	0.0	0.0	0.2	0.0	3.6
比較例	11	5.5	0.3	1.1	0.0	0.0	3	0.4	0.5	0.1	0.8	7.0	0.9	0.0	0.0	0.0	0.0	3.6
	12	17.8	0.0	4.6	5.1	0.0	12	0.7	0.1	0.3	0.8	4.5	0.3	0.6	0.0	0.0	0.0	2.5
	13	11.7	1.0	1.5	0.0	0.0	6	0.1	0.2	0.0	0.2	4.5	0.8	0.0	0.0	0.0	0.0	2.4
	14	11.6	2.2	3.1	0.0	0.0	7	1.5	1.8	0.0	2.5	7.5	0.0	0.0	0.0	0.5	0.0	4.0
	15	14.7	2.3	2.5	0.0	0.0	8	0.6	0.6	0.0	0.9	1.4	0.5	0.0	0.0	0.0	0.0	0.8
	16	8.3	5.5	0.3	0.0	0.0	5	0.8	0.5	0.2	1.1	7.0	2.6	0.0	0.0	2.1	0.0	5.4
	17	13.6	3.9	2.1	0.0	0.0	7	0.4	0.5	0.0	0.7	5.7	1.0	0.9	0.0	0.0	0.0	3.3
	18	13.1	1.9	0.4	2.4	0.0	8	0.9	0.4	0.3	1.2	6.0	0.6	0.0	0.0	0.4	0.0	3.3
	19	14.3	2.6	0.8	0.0	0.0	7	0.9	0.6	0.2	1.3	8.9	1.3	0.0	0.0	0.0	0.0	4.6
	20	12.0	0.0	0.0	3.2	0.3	7	0.7	0.8	0.0	1.2	6.7	0.9	0.0	0.0	0.0	0.0	3.4
	21	12.6	0.0	1.2	2.9	0.3	8	0.6	0.6	0.0	0.9	3.5	0.7	0.0	0.0	0.0	0.0	1.9
	22	14.3	3.6	2.2	0.0	0.0	8	0.6	0.2	1.0	1.1	5.5	0.9	0.0	0.8	0.0	0.0	3.2
	23	12.4	5.4	0.0	0.0	0.0	7	0.4	1.0	0.0	1.1	6.6	3.0	0.0	0.0	0.0	0.0	3.9
	24	12.9	0.0	0.3	0.2	0.0	6	0.6	0.6	0.0	0.9	6.6	0.8	0.0	0.0	0.0	0.0	3.4
	25	12.7	0.9	0.0	0.0	0.0	6	0.5	0.5	0.0	0.8	7.4	1.6	0.0	0.0	0.0	0.3	4.1
	26	11.6	3.4	2.5	0.0	0.0	7	0.6	0.4	0.0	0.8	8.1	0.5	0.0	0.0	0.0	0.0	4.1
	27	10.9	0.0	1.8	4.2	0.6	8	0.4	0.4	0.5	0.8	7.6	0.5	0.0	0.0	0.0	0.0	3.8
	28	13.5	3.0	0.8	0.0	0.0	7	0.6	0.8	0.8	1.5	8.7	0.7	0.0	0.0	0.0	1.1	4.9
	29	12.6	0.4	0.0	2.2	0.0	7	0.7	0.6	0.0	1.1	8.0	1.3	1.6	0.0	0.0	0.0	4.7
	30	15.6	2.8	0.0	0.0	0.0	7	0.9	0.5	0.0	1.1	3.7	2.3	0.0	0.0	0.0	0.0	2.3
	31	15.0	4.2	1.3	0.0	0.0	8	0.9	0.1	0.9	1.3	4.5	2.4	0.0	0.0	0.0	0.0	2.7
	32	15.0	0.0	0.5	3.3	0.6	9	0.6	0.5	0.0	0.9	7.5	0.6	0.0	0.0	1.2	0.0	4.6
	33	12.9	6.9	0.0	0.0	0.0	7	0.5	0.3	0.0	0.6	5.2	1.6	0.0	0.0	0.0	0.0	2.9
	34	11.6	0.0	2.2	3.1	0.7	8	0.9	0.8	1.1	1.8	6.9	0.8	0.6	0.0	0.0	0.0	3.7
	35	15.1	1.5	0.0	0.0	1.1	7	0.9	0.3	0.0	0.9	7.8	1.6	0.0	0.0	0.0	0.5	4.4
	36	10.5	0.4	1.2	0.0	0.0	5	0.5	0.3	0.0	0.7	3.6	0.4	0.0	0.0	0.0	0.0	1.8
	37	13.3	1.4	2.1	0.0	0.0	7	0.9	0.1	1.2	1.4	7.1	1.4	0.0	0.0	0.0	0.0	3.8
	38	13.4	0.9	3.1	0.0	0.0	7	0.7	0.5	0.0	0.9	8.0	0.7	0.0	0.0	0.0	0.0	4.0
	39	11.7	0.3	0.0	1.7	0.0	6	0.5	0.5	0.0	0.8	8.6	0.3	1.8	0.0	0.0	0.0	4.9
	40	12.1	4.6	0.0	0.0	0.0	6	0.3	0.7	0.0	0.8	7.5	0.9	0.0	0.0	0.0	0.0	3.8

[0041]

[表2]

	No.	被覆アーク溶接棒の化学組成（質量%）												
		合金成分等										不純物成分等		その他合計＊
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	B	Mg	Fe	Cu+Ni+Ti+Al+Ta+Co+W	S+Sn+As+Sb+Pb+Bi	
実施例	1	0.14	1.2	1.0	1.7	0.9	0.4	0.05	0.010	0.08	68	0.08	0.02	3.4
	2	0.04	1.1	1.0	1.9	0.8	0.5	0.02	0.011	0.09	68	0.04	0.02	4.5
	3	0.06	1.5	0.8	1.3	1.0	0.3	0.02	0.006	0.08	62	0.04	0.01	4.4
	4	0.09	1.3	0.7	1.3	0.6	0.5	0.04	0.008	0.10	63	0.05	0.02	3.8
	5	0.05	1.2	0.9	1.7	1.0	0.3	0.03	0.014	0.14	69	0.04	0.02	3.6
	6	0.13	1.1	1.0	1.5	0.9	0.4	0.06	0.005	0.12	66	0.06	0.01	5.3
	7	0.10	1.4	0.7	1.8	0.7	0.3	0.04	0.007	0.06	63	0.09	0.01	2.7
	8	0.07	1.2	1.0	1.7	0.8	0.4	0.04	0.009	0.09	65	0.04	0.03	5.6
	9	0.09	1.1	1.1	1.6	0.7	0.4	0.03	0.010	0.09	62	0.05	0.02	4.4
	10	0.05	1.3	0.8	1.3	0.9	0.3	0.05	0.007	0.06	63	0.04	0.02	4.6
比較例	11	0.11	1.3	1.0	1.5	0.9	0.4	0.05	0.006	0.11	71	0.04	0.02	8.7
	12	0.13	1.3	1.1	1.4	0.8	0.4	0.05	0.005	0.09	61	0.08	0.02	0.6
	13	0.06	1.2	0.9	1.4	0.9	0.3	0.03	0.006	0.13	69	0.04	0.01	6.2
	14	0.09	1.0	1.2	1.9	0.7	0.5	0.02	0.009	0.08	62	0.03	0.04	4.3
	15	0.11	1.5	1.2	1.4	0.6	0.4	0.02	0.013	0.09	67	0.07	0.02	4.9
	16	0.14	1.2	1.0	1.4	0.5	0.4	0.03	0.009	0.10	64	0.03	0.03	5.2
	17	0.02	1.2	0.7	1.9	0.8	0.4	0.04	0.010	0.11	62	0.03	0.02	4.8
	18	0.21	1.1	0.9	1.8	0.8	0.5	0.03	0.009	0.13	64	0.06	0.02	4.1
	19	0.06	0.8	0.9	1.5	0.6	0.5	0.04	0.006	0.09	61	0.04	0.01	4.8
	20	0.07	1.8	1.0	1.7	0.8	0.4	0.05	0.006	0.05	64	0.05	0.02	5.5
	21	0.06	1.3	0.5	1.3	0.7	0.3	0.06	0.007	0.08	68	0.09	0.02	5.2
	22	0.05	1.4	1.4	1.6	0.9	0.5	0.06	0.011	0.11	61	0.10	0.02	3.8
	23	0.05	1.1	1.2	1.1	0.9	0.5	0.03	0.009	0.15	63	0.05	0.02	3.0
	24	0.08	1.2	1.1	2.3	1.0	0.4	0.04	0.013	0.07	66	0.05	0.01	5.8
	25	0.07	1.2	1.2	1.3	0.3	0.3	0.03	0.006	0.09	67	0.08	0.02	4.5
	26	0.09	1.1	0.9	1.3	1.4	0.3	0.03	0.005	0.11	62	0.06	0.02	5.6
	27	0.08	1.4	0.8	1.9	0.5	0.1	0.05	0.013	0.10	63	0.04	0.02	5.1
	28	0.08	1.0	0.8	1.5	0.5	0.7	0.06	0.012	0.06	62	0.09	0.02	3.3
	29	0.05	1.5	0.9	1.4	0.7	0.5	0.01	0.009	0.08	63	0.07	0.02	4.2
	30	0.07	1.3	1.2	1.5	0.9	0.4	0.08	0.005	0.13	64	0.05	0.01	4.5
	31	0.07	1.4	0.7	1.3	1.0	0.5	0.02	0.003	0.06	61	0.06	0.02	4.4
	32	0.06	1.3	1.0	1.4	0.7	0.4	0.03	0.020	0.06	60	0.07	0.03	5.2
	33	0.09	1.5	1.0	1.8	0.6	0.3	0.03	0.005	0.01	63	0.06	0.02	4.2
	34	0.11	1.2	0.8	1.6	0.7	0.4	0.04	0.006	0.23	61	0.08	0.01	5.2
	35	0.09	1.0	0.9	1.7	0.7	0.5	0.02	0.011	0.14	57	0.05	0.01	9.1
	36	0.12	1.0	0.9	1.4	0.9	0.5	0.05	0.015	0.09	77	0.05	0.02	1.0
	37	0.09	1.1	1.2	1.7	0.8	0.4	0.03	0.010	0.10	62	0.32	0.03	4.7
	38	0.10	1.2	0.9	1.5	0.9	0.3	0.05	0.011	0.12	63	1.06	0.02	3.6
	39	0.08	1.4	0.8	1.6	0.6	0.5	0.04	0.008	0.05	65	0.09	0.12	4.2
	40	0.07	1.0	1.1	1.5	1.0	0.5	0.06	0.009	0.08	64	0.06	0.16	4.3

＊その他合計：表１、２中に規定されていない、スラグ形成材やアーク安定剤等の添加物の総和を指す。

[0042] [溶接条件]

本願の実施例に用いた溶接試験体の開先形状を図１Ａに示す。試験板にはＡＳＴＭＡ３８７．Ｇｒ．２２鋼などの２．２５Ｃｒ－１Ｍｏ鋼や、図１Ｂに示すように、開先面を供試材で２～３層程度バタリング溶接を実施したＪ１

Ｓ Ｇ３１０６ ＳＭ４９０Ａ鋼などの炭素鋼を用いても良い。何れの試験板を用いても試験結果は同一であるから、本願の実施例においては共金系であるＡＳＴＭ Ａ３８７ Ｇｒ．２２ ＣＩ．２鋼を用いた。試験板・バッキング板の板厚は２０ｍｍ、開先形状は２０°Ｖ開先、ルートギャップは１９ｍｍとした。溶接長は３００ｍｍ～６００ｍｍとして１層２パスの振り分け溶接を実施し、その積層数は８層仕上げとした。

[0043] 次に、溶接試験時の溶接条件を表３に示す。被覆アーク溶接棒を用いた溶接時の電源極性はＡＣ、もしくはＤＣＥＰが一般的である。しかしながら、本願における溶接試験では何れの電源極性を用いても溶着金属の性能は同等であったので、実施例中には全てＡＣ電源による試験結果を記載した。また、Ｃｒ－Ｍｏ鋼用被覆アーク溶接棒の心線径は２．６、３．２、４．０、５．０および６．０ｍｍφが一般的である。しかしながら、本願における溶接試験では何れの心線径の被覆アーク溶接棒を用いても溶着金属の性能は同等であったので、実施例中には全て５．０ｍｍφの心線径の被覆アーク溶接棒による試験結果を記載した。さらに、溶接姿勢は下向として溶接試験を行った。

[0044]

[表3]

溶接条件

電源極性	溶接姿勢	溶接電流	アーク電圧	溶接速度	平均入熱	予熱・パス間温度
AC	下向	215A	24-26V	8-15cm/min.	25-33kJ/cm	200-220℃

[0045] [ＰＷＨＴ]

溶接試験材に施工した各種ＰＷＨＴ条件を図２に示す。ＰＷＨＴの強弱はＬａｒｓｏｎ－Ｍｉｌｌｅｒ（ラーソン・ミラー）の熱処理パラメータ（以下［Ｐ］と略記）の概念を導入することで、定量化することができる。［Ｐ］は下式１にて表され、式中のＴはＰＷＨＴ温度（℃）、ｔはＰＷＨＴ時間（ｈ）を表す。

[0046] [数1]

$$[P] = (T+273) \times (20+\log t) \times 10^{-3} \cdots (式1)$$

[0047] すなわち、ＰＷＨＴ温度が高いほど、また、ＰＷＨＴ時間が長いほど［Ｐ］が大きくなり、溶着金属はより焼きなまされる。特に、Ｃｒ－Ｍｏ鋼に代表される低合金耐熱鋼の強度を確保するのに大きな役割を果たす炭窒化物の凝集・粗大化が進行するため、その強度は低下する。一方で、［Ｐ］が大きくなり、溶着金属の強度が低下することでその靭性は反比例的に向上する。しかしながら、炭窒化物の凝集・粗大化が過剰に進行すると、これら粗大炭窒化物が脆性破壊の起点として作用し、逆に靭性が劣化する場合もある。また、強度および靭性の増減傾向は［Ｐ］に対してほぼ線形的であり、クリープ破断強度に代表される高温強度も同様の傾向を示す。

[0048] 本願で対象とするＰＷＨＴ条件は（１）７０５（±１５）℃×８（±１）ｈ、および（２）７０５（±１５）℃×３２（±１）ｈであり、その［Ｐ］の範囲はそれぞれ（１）２０.０７～２０．８１、および（２）２０．７０～２１．３７となる。

[0049] また、溶着金属の焼戻脆化特性を評価するに際しては、後述のStep cooling（ステップクーリング（Ｓ．Ｃ．）、図３）と呼ばれる、特殊な脆化促進熱処理を施した試験材を用いた。

ここで、

Ｍｉｎ.ＰＷＨＴ（７０３℃×８ｈ）：シャルピー衝撃試験（図２の（ａ）条件）

Ｍｉｎ.ＰＷＨＴ（７０３℃×８ｈ）＋Ｓ.Ｃ．：シャルピー衝撃試験（焼

戻脆化特性評価用）

Ｍａｘ．ＰＷＨＴ（７０８℃×３２ｈ）：クリープ破断試験（図２の（ｂ）条件）

である。

[0050] ＜ステップクーリング＞

次に、ステップクーリングについて説明する。図３に、ステップクーリングの処理条件を説明するための、縦軸を温度、横軸を時間とするグラフを示す。図３に示すように、ステップクーリングは、供試材を加熱し、供試材の温度が３００℃を超えると、昇温速度が５０℃／ｈ以下となるように加熱条件を調整して、供試材の温度が５９３℃に到達するまで加熱した。そして、５９３℃で１時間保持した後、冷却速度６℃／ｈで５３８℃まで供試材を冷却して１５時間保持し、同冷却速度で５２３℃まで冷却して２４時間保持、さらに同冷却速度で４９５℃まで冷却して６０時間保持した。次に、冷却速度３℃／ｈで４６８℃まで供試材を冷却して１００時間保持した。そして、供試材の温度が３００℃以下になるまで、冷却速度が２８℃／ｈ以下となるように供試材を冷却した。なお、この処理において、供試材の温度が３００℃以下の温度域では、昇温速度および冷却速度は規定しない。

[0051] ［靭性・焼戻脆化特性（シャルピー衝撃試験）］

溶着金属の靭性・焼戻脆化特性を評価するに際して、ＰＷＨＴ条件を７０３℃×８ｈ、および７０３℃×８ｈ＋ステップクーリングとした両試験材からＩＳＯ １４８－１準拠の２ｍｍ－Ｖノッチのシャルピー衝撃試験片を採取し、２０、０、－１８、－３０、－５０、－７０、－９０℃の各温度で３本ずつシャルピー衝撃試験を実施した。次に、各温度における試験値を潤滑に通過する相互の遷移曲線から、５４Ｊを示すシャルピー遷移温度（以下ｖＴｒ５４およびｖＴｒ’５４と表記）を決定、ステップクーリングによるｖＴｒ５４の変動量（＝ｖＴｒ’５４－ｖＴｒ５４、以下Δｖ Ｔｒ５４と表記）を脆化量として算出した。

[0052] 溶接金属の焼戻脆化感受性はｖＴｒ５４、およびΔｖＴｒ５４の両者から

総合的に判断される。ここで、ｖＴｒ５４にΔｖＴｒ５４を３倍した値を加えた値（＝ｖＴｒ５４＋３ΔｖＴｒ５４）を焼戻脆化特性値と定義した。これは、ステップクーリングが加速試験であり、実機稼動年数が数十年であることを考慮し、実機溶着金属においてはステップクーリングによる脆化量の３倍の脆化を起こすものと見なし、長期間の稼動を経た溶着金属が５４Ｊを示すシャルピー遷移温度を概算するためのもので、ΔｖＴｒ５４の係数（本願の場合、３）も、クリープ性能と同じく、１．５→２．０→２．５→３．０と年々厳化する傾向にあり、係数３は実質至近の要求において最も厳しいものである。脆化量（＝ΔｖＴｒ５４）が小さくても、ｖＴｒ５４が大きい場合はｖＴｒ５４＋３ΔｖＴｒ５４も大きくなるため、高位に安定した溶接品質が求められる当該溶着金属の適用箇所として好ましくない。一方、ＰＷＨＴ後の靭性（＝ｖＴｒ５４）が優れていても、脆化量（＝ΔｖＴＲ５４）が大きい場合はやはりｖＴｒ５４＋３ΔｖＴｒ５４が大きくなり、同様の理由で好ましくない。

[0053] 本実施例において、靭性は－３０℃における衝撃値の３点平均（以下ｖＥ－３０℃と表記）が１００Ｊ以上のものを◎、８０Ｊ以上１００Ｊ未満のものを○、８０Ｊ未満のものを×と評価した。

脆化量に関しては、ΔｖＴｒ５４が５℃以下のものを◎、５℃を超え１１℃未満のものを○、１１℃以上のものを×と評価した。

焼戻脆化特性値に関しては、ｖＴｒ５４＋３ΔｖＴｒ５４が－３０℃以下のものを◎、－３０℃を超え０℃以下のものを○、０℃を超えるものを×と評価した。

[0054] ここで、

ｖＴｒ５４：ＰＷＨＴ後に５４Ｊを示すシャルピー遷移温度（℃）

ｖＴｒ’５４：ＰＷＨＴ＋ステップクーリング後に５４Ｊを示すシャルピー遷移温度（℃）

ΔｖＴｒ５４（＝ｖＴｒ’５４－ｖＴｒ５４）：ステップクーリングによる脆化量（℃）

ｖＴｒ５４＋３ΔｖＴｒ５４：焼戻脆化特性（℃）

である。

[0055] ［クリープ破断試験］

ＰＷＨＴ条件を７０８℃×３２ｈとした溶接試験材よりＩＳＯ ２０４準拠のクリープ破断試験片を採取し、試験温度を５４０℃、負荷応力を２１０ＭＰａとしてクリープ破断試験を実施し、その破断時間を調査した。本実施例において、破断時間（以下Ｔｒと表記）が１５００ｈ以上のものを◎、１５００ｈ未満１０００ｈ以上のものを○、１０００ｈ未満のものを×と評価した。

[0056] ［耐ＳＲ割れ性評価試験（リング割れ試験）］

Ｃｒ－Ｍｏ鋼を初めとした低合金耐熱鋼製圧力容器の製作時には、ＰＷＨＴの施工以前に、製作中の構造物の残留応力低減を主たる目的として、しばしばＳＲ（Ｓｔｒｅｓｓｒｅｌｉｅｆ：応力除去焼鈍）が施工される。このＳＲ時に旧γ粒界において発生するのがＳＲ割れである。ＳＲ割れは、ＳＲによる結晶粒内における炭化物の析出、および旧γ粒界における不純物の偏析の二者が重畳することによって結晶粒内と旧γ粒界界面に過剰な強度差が生じ、相対的に弱化した旧γ粒界が残留応力に抗し切れなくなることで発生する。

[0057] 本願における溶着金属の耐ＳＲ割れ性評価には、リング割れ試験と呼ばれる試験方法を適用した。Ｕ溝（Ｕノッチ）およびスリット（スリット幅：０．３ｍｍ）を有したリング状試験片を溶接したままの溶接試験材の図４Ａに示す位置(＝Ｕノッチ直下が最終パス原質部となる位置)より採取した。試験数は２個である。試験片の形状を図４Ｂに示す。

図４Ｃに示すように、スリットを約０．０５ｍｍまでかしめた状態でスリットをＴＩＧ溶接して、Ｕ溝直下に残留応力を負荷した。次に、ＴＩＧ溶接後の試験片に図５に示す条件のＳＲ（６２５℃×１０ｈ）を実施した後、図４Ｄに示すように、試験片を長手方向に３分割し、各断面のノッチ直下を観察して、旧γ粒界におけるＳＲ発生の有無を観察した。観察を行なった６断

面（＝観察面３×試験数２）中、ＳＲ割れの発生が見られないものを◎、ＳＲ割れ発生個数が１～２断面のものを○、３断面以上のものを×と評価した。

[0058] ［溶接作業性］

表２に示す溶接条件下で溶接試験を実施した際の溶接作業性を官能的に評価した。第一に、「アーク安定性」について、アークのバタツキ傾向が弱いものを◎、やや弱いものを○、強いものを×と評価した。第二に、「スパッタ発生量」について、スパッタ発生傾向が弱いものを◎、やや弱いものを○、強いものを×と評価した。第三に、「スラグ剥離性」について、スラグ剥離が容易なものを◎、比較的容易なものを○、困難なものを×と評価した。第四に、「ビードなじみ性」について、ビード止端へのスラグ巻き込み傾向がきわめて弱いものを◎、弱いものを○、強いものを×と評価した。第五に、「ビード外観」について、ビードの波目がきわめて美麗で平滑であるものを◎、美麗で平滑であるものを○、波目が粗く凹凸が激しいものを×と評価した。

これらの結果を表４に示す。

[0059]

[表4]

	No.	溶着金属の機械的性能									溶接作業性						総合評価
		靭性		脆化量		焼戻脆化特性		クリープ破断性能		耐SR割れ性	アーク安定性	スパッタ発生量	スラグ剥離性	ビードなじみ性	ビード外観	総評	
		vE-30℃ (J)	評価	ΔvTr54 (℃)	評価	vTr54+3ΔvTr54 (℃)	評価	Tr (h)	評価								
実施例	1	95	○	8	○	-21	○	1639	◎	○	○	○	○	○	○	良好	○
	2	122	◎	10	○	-19	○	1023	○	○	○	○	○	○	○	良好	○
	3	98	○	8	○	-24	○	1321	○	○	○	○	○	○	○	良好	○
	4	87	○	7	○	-23	○	1522	◎	○	○	○	○	○	○	良好	○
	5	96	○	9	○	-21	○	1116	○	○	○	◎	○	○	○	良好	○
	6	105	◎	6	○	-34	◎	1403	○	○	○	◎	○	○	○	良好	○
	7	83	○	9	○	-16	○	1565	◎	○	○	○	○	○	○	良好	○
	8	134	◎	1	◎	-49	◎	1833	◎	◎	◎	◎	○	◎	○	良好	◎
	9	112	◎	5	◎	-40	◎	1644	◎	◎	○	○	○	○	○	良好	◎
	10	125	◎	4	◎	-48	◎	1529	◎	◎	○	◎	○	○	○	良好	◎
比較例	11	88	○	8	○	-21	○	1013	○	○	○	○	○	○	×	不良	×
	12	91	○	9	○	-19	○	1129	○	○	○	○	×	×	×	不良	×
	13	85	○	8	○	-14	○	1083	○	○	×	○	○	○	×	不良	×
	14	87	○	6	○	-26	○	1265	○	○	×	×	○	○	×	不良	×
	15	95	○	9	○	-17	○	1098	○	○	○	○	○	○	×	不良	×
	16	88	○	4	◎	-25	○	1211	○	○	○	○	○	×	×	不良	×
	17	72	×	14	×	5	×	783	×	○	○	○	○	○	◎	良好	×
	18	51	×	11	×	6	×	1689	◎	×	×	○	○	○	○	不良	×
	19	71	×	11	×	-4	○	881	×	○	○	○	○	×	×	不良	×
	20	83	○	16	×	6	×	1116	○	○	○	○	○	◎	◎	良好	×
	21	49	×	4	◎	-15	○	1389	○	○	○	○	○	○	○	良好	×
	22	132	◎	22	×	2	×	772	×	○	○	○	○	◎	◎	良好	×
	23	63	×	8	○	-11	○	1554	◎	×	○	○	○	○	○	良好	×
	24	74	×	15	×	8	×	547	×	×	○	○	○	○	○	良好	×
	25	96	○	8	○	-18	○	665	×	○	○	○	○	○	○	良好	×
	26	67	×	8	○	-12	○	1023	○	○	○	○	○	○	○	良好	×
	27	93	○	8	○	-23	○	528	×	◎	○	○	○	○	○	良好	×
	28	47	×	9	○	2	×	1981	◎	×	×	×	○	○	×	不良	×
	29	98	○	10	○	-18	○	792	×	◎	○	○	○	○	○	良好	×
	30	73	×	15	×	6	×	1766	◎	×	○	×	○	○	○	不良	×
	31	74	×	6	○	-22	○	784	×	◎	○	○	○	○	○	良好	×
	32	121	◎	9	○	-32	◎	1563	◎	×	○	○	○	○	○	良好	×
	33	69	×	9	○	-6	○	1129	○	○	×	×	○	○	○	不良	×
	34	87	○	6	○	-26	○	1098	○	○	×	×	○	○	×	不良	×
	35	58	×	10	○	1	×	837	×	○	○	○	×	○	×	不良	×
	36	75	×	13	×	2	×	691	×	○	○	○	○	○	○	良好	×
	37	72	×	9	○	-8	○	855	×	○	○	×	○	○	○	不良	×
	38	48	×	13	×	14	×	691	×	×	×	×	○	○	○	不良	×
	39	92	○	17	×	4	×	1026	○	×	○	○	○	○	○	良好	×
	40	94	○	19	×	10	×	1109	○	×	○	○	○	○	○	良好	×

[0060] 表４に示すように、Ｎｏ．１～１０は本発明の範囲を満たすため、すべて

の評価項目において良好な結果が得られた。

一方、Ｎｏ．１１～４０は、本発明の範囲を満たさないため、以下の結果となった。

[0061] Ｎｏ．１１～１６は、金属炭酸塩をCO_2換算値、アルカリ金属酸化物をアルカリ金属換算値、フッ素化合物をＦ換算値のいずれかが本発明の範囲を外れるため、溶接作業性に劣った。Ｎｏ．１７はＣ含有量が下限値未満のため、靭性、脆化量、焼戻脆化特性、クリープ破断性能の評価が悪かった。Ｎｏ．１８はＣ含有量が上限値を超えるため、靭性、脆化量、焼戻脆化特性、耐ＳＲ割れ性、溶接作業性の評価が悪かった。

[0062] Ｎｏ．１９はＳｉ含有量が下限値未満のため、靭性、脆化量、クリープ破断性能、溶接作業性の評価が悪かった。Ｎｏ．２０はＳｉ含有量が上限値を超えるため、脆化量、焼戻脆化特性の評価が悪かった。Ｎｏ．２１はＭｎ含有量が下限値未満のため、靭性の評価が悪かった。Ｎｏ．２２はＭｎ含有量が上限値を超えるため、脆化量、焼戻脆化特性、クリープ破断性能の評価が悪かった。Ｎｏ．２３はＣｒ含有量が下限値未満のため、靭性、耐ＳＲ割れ性の評価が悪かった。Ｎｏ．２４はＣｒ含有量が上限値を超えるため、靭性、脆化量、焼戻脆化特性、クリープ破断性能、耐ＳＲ割れ性の評価が悪かった。

[0063] Ｎｏ．２５はＭｏ含有量が下限値未満のため、クリープ破断性能の評価が悪かった。Ｎｏ．２６はＭｏ含有量が上限値を超えるため、靭性の評価が悪かった。Ｎｏ．２７はＶ含有量が下限値未満のため、クリープ破断性能の評価が悪かった。Ｎｏ．２８はＶ含有量が上限値を超えるため、靭性、焼戻脆化特性、耐ＳＲ割れ性、溶接作業性の評価が悪かった。Ｎｏ．２９はＮｂ含有量が下限値未満のため、クリープ破断性能の評価が悪かった。Ｎｏ．３０はＮｂ含有量が上限値を超えるため、靭性、脆化量、焼戻脆化特性、耐ＳＲ割れ性、溶接作業性の評価が悪かった。

[0064] Ｎｏ．３１はＢ含有量が下限値未満のため、靭性、クリープ破断性能の評価が悪かった。Ｎｏ．３２はＢ含有量が上限値を超えるため、耐ＳＲ割れ性

の評価が悪かった。Ｎｏ．３３はＭｇ含有量が下限値未満のため、靭性、溶接作業性の評価が悪かった。Ｎｏ．３４はＭｇ含有量が上限値を超えるため、溶接作業性の評価が悪かった。Ｎｏ．３５はＦｅ含有量が下限値未満のため、靭性、焼戻脆化特性、クリープ破断性能、溶接作業性の評価が悪かった。Ｎｏ．３６はＦｅ含有量が上限値を超えるため、靭性、脆化量、焼戻脆化特性、クリープ破断性能の評価が悪かった。

[0065] Ｎｏ．３７はＣｕ，Ｎｉ，Ｔｉ，Ａｌ，Ｔａ，Ｃｏ，およびWの総和が上限値を超えるため、靭性、クリープ破断性能、溶接作業性の評価が悪かった。Ｎｏ．３８はＣｕ，Ｎｉ，Ｔｉ，Ａｌ，Ｔａ，Ｃｏ，およびWの総和が上限値を超えるため、靭性、脆化量、焼戻脆化特性、クリープ破断性能、耐ＳＲ割れ性、溶接作業性の評価が悪かった。Ｎｏ．３９はＳ，Ｓｎ，Ａｓ，Ｓｂ，Ｐｂ，およびＢｉの総和が上限値を超えるため、脆化量、焼戻脆化特性、耐ＳＲ割れ性の評価が悪かった。Ｎｏ．４０はＳ，Ｓｎ，Ａｓ，Ｓｂ，Ｐｂ，およびＢｉの総和が上限値を超えるため、脆化量、焼戻脆化特性、耐ＳＲ割れ性の評価が悪かった。

[0066] 以上、本発明について実施の形態および実施例を示して詳細に説明したが、本発明の趣旨は前記した内容に限定されることなく、その権利範囲は特許請求の範囲の記載に基づいて広く解釈しなければならない。なお、本発明の内容は、前記した記載に基づいて広く改変・変更等することが可能であることはいうまでもない。

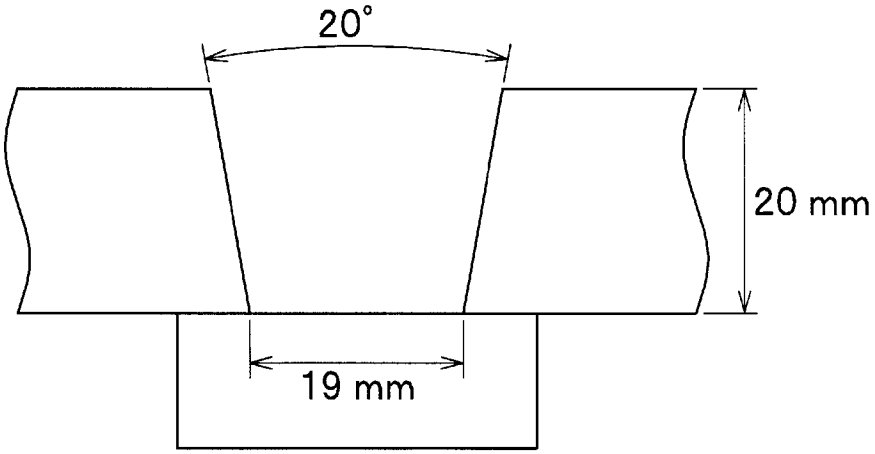
請求の範囲

[請求項1] 被覆アーク溶接棒全質量あたり、被覆剤中に、金属炭酸塩をCO_2換算値で５～１０質量%、アルカリ金属酸化物をアルカリ金属換算値で０．４～２．０質量%、フッ素化合物をＦ換算値で１．０～５．０質量%含み、

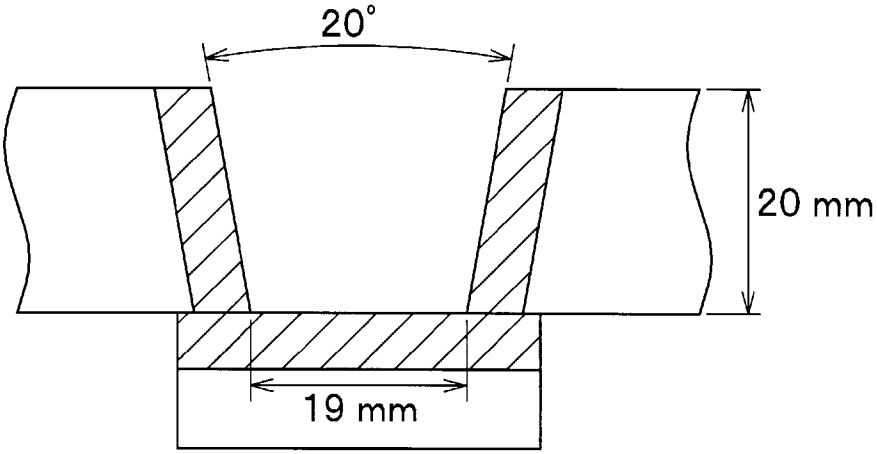
被覆アーク溶接棒の心線および被覆剤のいずれか一方または両方の合計で、被覆アーク溶接棒全質量あたり、Ｃ：０．０４～０．１５質量%、Ｓｉ：１．０～１．５質量%、Ｍｎ：０．７～１．２質量%、Ｃｒ：１．３～１．９質量%、Ｍｏ：０．５～１．０質量%、Ｖ：０．３～０．５質量%、Ｎｂ：０．０２～０．０６質量%、Ｂ：０．００５～０．０１５質量%、Ｍｇ：０．０５～０．１５質量%、Ｆｅ：６０～７５質量%含み、不可避不純物として、Ｃｕ，Ｎｉ，Ｔｉ，Ａｌ，Ｔａ，Ｃｏ，およびWの総和が０．１０質量%以下、Ｓ，Ｓｎ，Ａｓ，Ｓｂ，Ｐｂ，およびＢｉの総和が０．１０質量%以下であることを特徴とする被覆アーク溶接棒。

[請求項2] 前記被覆アーク溶接棒の心線および被覆剤のいずれか一方または両方の合計で、被覆アーク溶接棒全質量あたり、Ｃ：０．０５～０．１０質量%、Ｓｉ：１．０～１．３質量%、Ｍｎ：０．８～１．２質量%、Ｃｒ：１．３～１．９質量%、Ｍｏ：０．５～１．０質量%、Ｖ：０．３～０．５質量%、Ｎｂ：０．０２～０．０６質量%、Ｂ：０．００５～０．０１５質量%、Ｍｇ：０．０５～０．１０質量%、Ｆｅ：６０～７５質量%含み、不可避不純物として、Ｃｕ，Ｎｉ，Ｔｉ，Ａｌ，Ｔａ，Ｃｏ，およびWの総和が０．１０質量%以下、Ｓ，Ｓｎ，Ａｓ，Ｓｂ，Ｐｂ，およびＢｉの総和が０．１０質量%以下であることを特徴とする請求項１に記載の被覆アーク溶接棒。

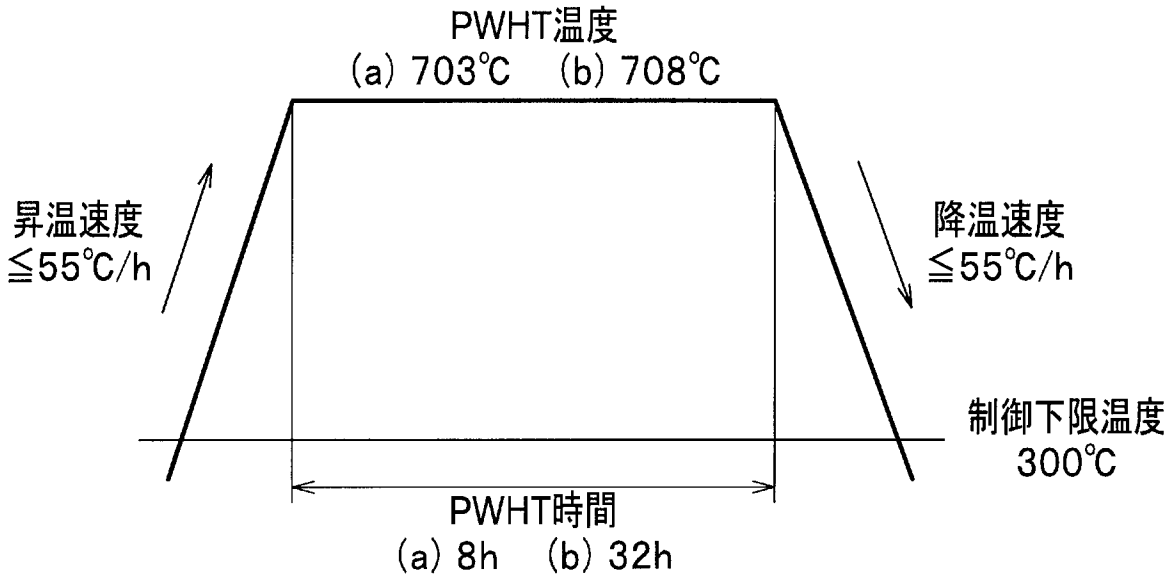
[図1A]



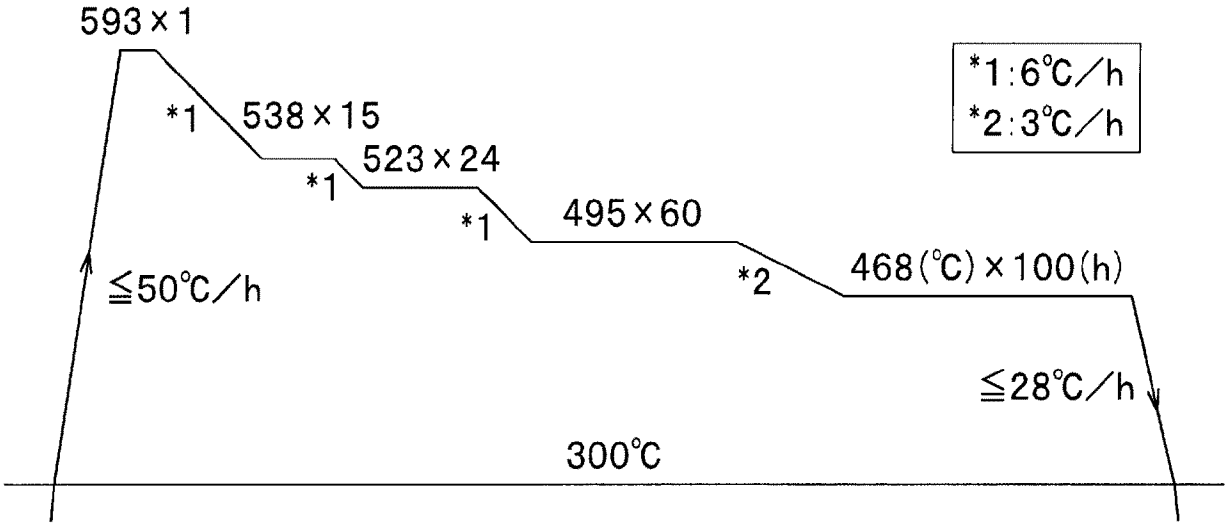
[図1B]



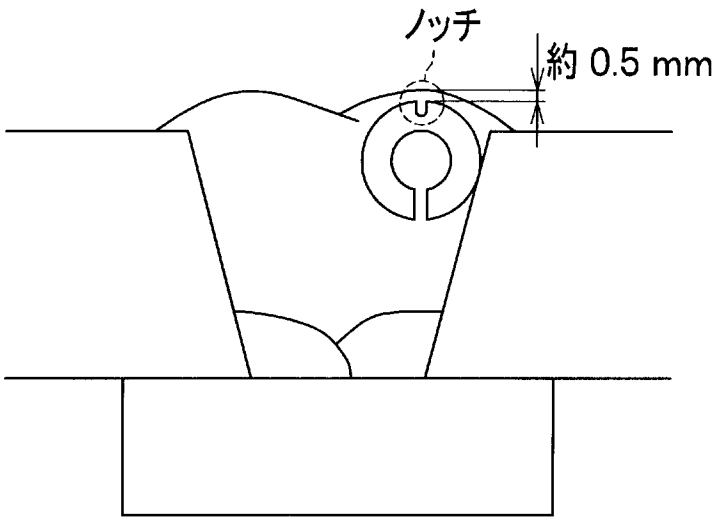
[図2]


PWHT温度
(a) 703℃ (b) 708℃
昇温速度
≦55℃/h
降温速度
≦55℃/h
制御下限温度
300℃
PWHT時間
(a) 8h (b) 32h

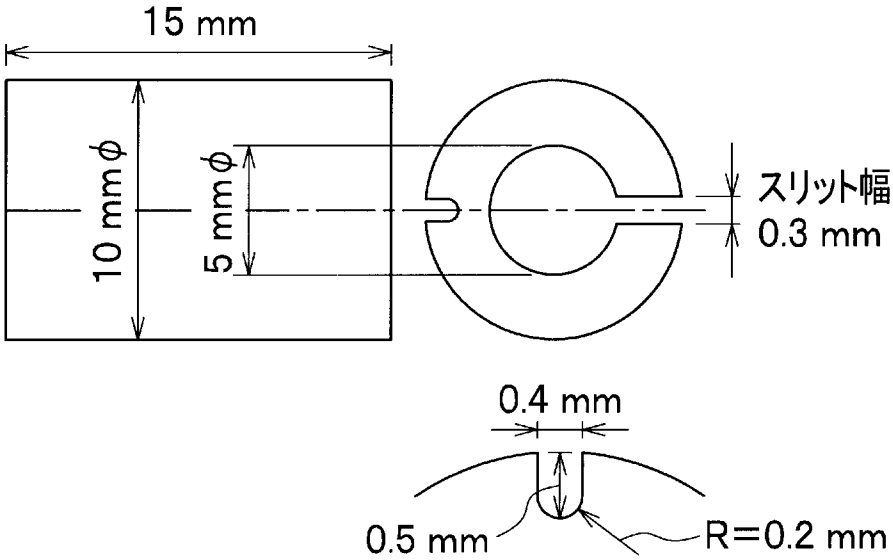
[図3]


593×1
*1
538×15
*1
523×24
*1
495×60
*2
468(℃)×100(h)
*1:6℃/h
*2:3℃/h
≦50℃/h
≦28℃/h
300℃

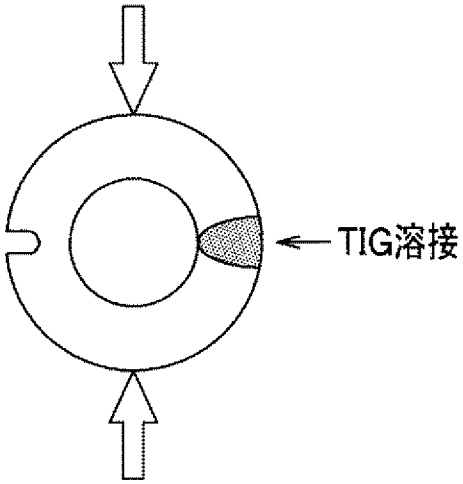
[図4A]


ノッチ
約 0.5 mm

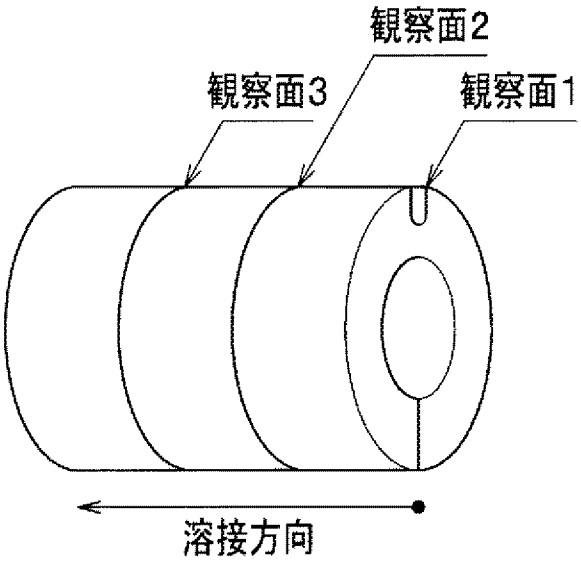
[図4B]


15 mm
10 mmφ
5 mmφ
スリット幅
0.3 mm
0.4 mm
0.5 mm
R=0.2 mm

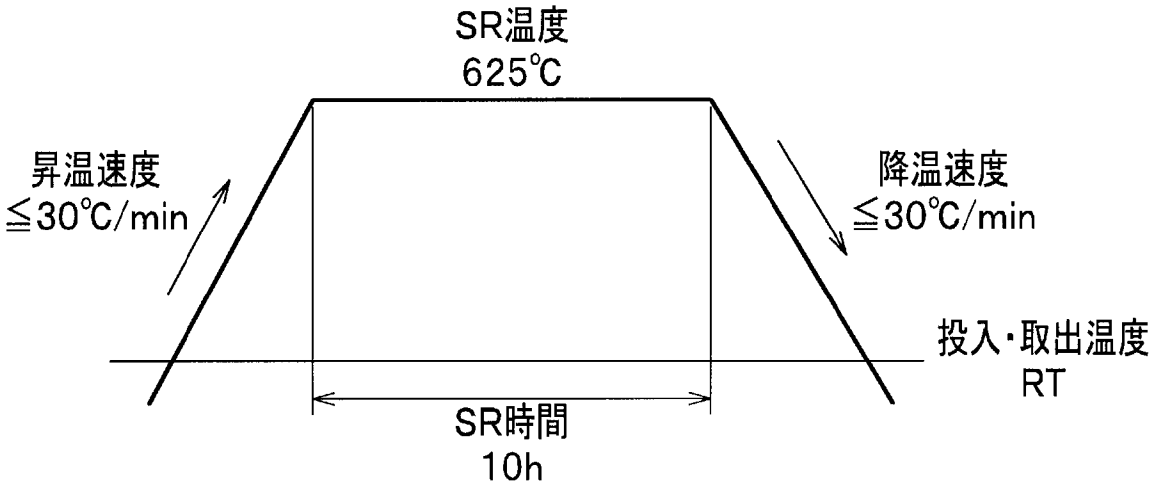
[図4C]


TIG溶接

[図4D]


観察面2
観察面3
観察面1
溶接方向

[図5]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2013/084621

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
B23K35/365(2006.01)i, *B23K35/30*(2006.01)i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
B23K35/365, B23K35/30

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2014
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2014	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2014

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2012/124529 A1 (Kobe Steel, Ltd.), 20 September 2012 (20.09.2012), claims; paragraphs [0001], [0054] to [0055], [0082]; tables 7 to 9 & JP 2012-187619 A	1,2
A	JP 2008-229718 A (Kobe Steel, Ltd.), 02 October 2008 (02.10.2008), claims; paragraphs [0051] to [0054]; table 1 & US 2008/0199346 A1 & EP 1958729 A1	1,2
A	JP 10-137975 A (Kobe Steel, Ltd.), 26 May 1998 (26.05.1998), claims; tables 1 to 4 (Family: none)	1,2

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search 14 March, 2014 (14.03.14)	Date of mailing of the international search report 25 March, 2014 (25.03.14)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office Facsimile No.	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2013/084621

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2-220797 A (Kobe Steel, Ltd.), 03 September 1990 (03.09.1990), claims & US 4994647 A & EP 384381 A1	1,2
A	JP 62-224497 A (Nippon Steel Corp.), 02 October 1987 (02.10.1987), claims (Family: none)	1,2

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１３／０８４６２１

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　B23K35/365(2006.01)i, B23K35/30(2006.01)i

Ｂ．　調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　B23K35/365, B23K35/30

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０１４年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１４年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１４年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

Ｃ．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	WO 2012/124529 A1（株式会社神戸製鋼所）2012.09.20, 請求の範囲,［０００１］,［００５４］－［００５５］,［００８２］, 表７－表９ & JP 2012-187619 A	１，２
A	JP 2008-229718 A（株式会社神戸製鋼所）2008.10.02, 特許請求の範囲,［００５１］－［００５４］, 表１ & US 2008/0199346 A1 & EP 1958729 A1	１，２

☑　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。

☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー

「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）

「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献

「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
１４．０３．２０１４	２５．０３．２０１４

国際調査機関の名称及びあて先	特許庁審査官（権限のある職員）	４Ｋ	９１５４
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ） 郵便番号１００－８９１５ 東京都千代田区霞が関三丁目４番３号	鈴木　毅 電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５		

Ｃ（続き）．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 10-137975 A（株式会社神戸製鋼所）1998.05.26，特許請求の範囲，表１－表４（ファミリーなし）	１，２
A	JP 2-220797 A（株式会社神戸製鋼所）1990.09.03，特許請求の範囲 & US 4994647 A & EP 384381 A1	１，２
A	JP 62-224497 A（新日本製鐵株式会社）1987.10.02，特許請求の範囲（ファミリーなし）	１，２