(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
2024年7月18日(18.07.2024)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2024/150824 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C21D 9/46* (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01) *C22C 18/00* (2006.01)
B23K 11/16 (2006.01) *C22C 18/04* (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2024/000663

(22) 国際出願日： 2024年1月12日(12.01.2024)

(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 2023-003896 2023年1月13日(13.01.2023) JP

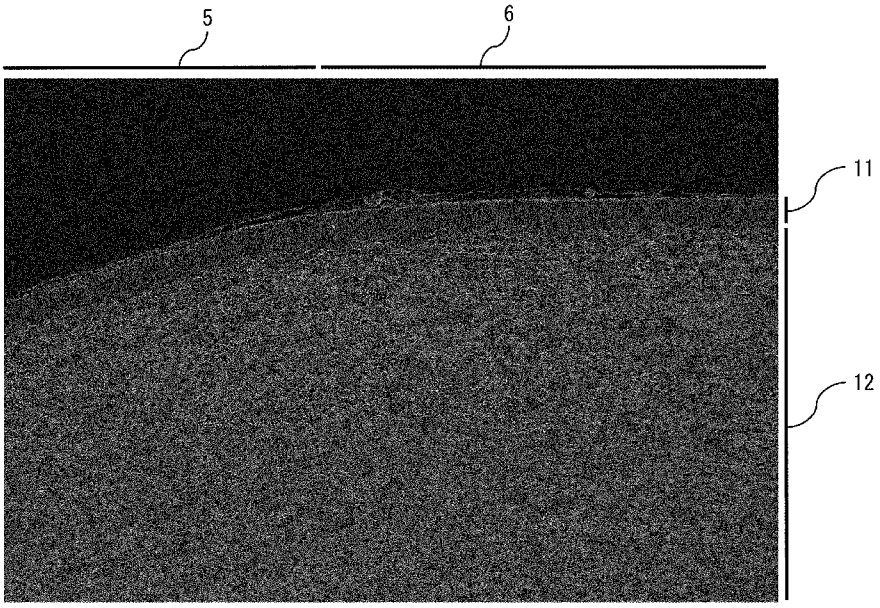
(71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (**NIPPON STEEL CORPORATION**) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 光延 卓哉 (**MITSUNOBU, Takuya**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 古川 敬之 (**FURUKAWA, Noriyuki**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 大毛 隆志 (**OKE, Takashi**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 竹林 浩史 (**TAKEBAYASHI, Hiroshi**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).

(54) **Title:** WELDED JOINT

(54) 発明の名称： 溶接継手

図2



(57) **Abstract:** The present invention addresses the problem of providing a welded joint in which liquid metal embrittlement (LME) cracking during manufacturing is suppressed. A welded joint according to the present invention is characterized by comprising a high-strength steel sheet with a tensile strength of 780 MPa or more, and is characterized in that: the high-strength steel sheet has a prescribed chemical composition; when the C concentration of the high-strength steel sheet is measured by GDS in a region separated from the outer end of the nugget by 5 mm or more, in the depth direction

WO 2024/150824 A1

［続葉有］

(74) 代理人：青 木　篤，外 (**AOKI, Atsushi** et al.)；〒1050001 東京都港区虎ノ門一丁目２３番１号 虎ノ門ヒルズ森タワー 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能)：AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, 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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, 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, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, ME, 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)）

of the steel sheet, the depth at which the C concentration is 0.01% or less is 3 μm or more; the surface roughness of the high-strength steel sheet in terms of an arithmetic mean roughness Ra is 3.0 μm or less; and a layer in which the area percentage of cementite is 10% or less and which externally extends in a range from 0 to 100 μm from the outer end of the welded shoulder section has a thickness of 5 μm or more in the depth direction of the high-strength steel sheet.

(57) 要約：本発明は、製造時のＬＭＥ割れを抑制した溶接継手を提供することを課題とする。本発明の溶接継手は、引張強さが７８０ＭＰａ以上の高強度鋼板を備え、高強度鋼板は所定の化学成分を有し、ナゲットの外端から５ｍｍ以上離れた領域において、高強度鋼板の深さ方向に、ＧＤＳで測定したＣ濃度が０．０１％以下である深さが３μｍ以上であり、かつ、高強度鋼板の表面の粗さが算術平均粗さＲａで３．０μｍ以下であり、溶接肩部の外端から外側に０～１００μｍの範囲において、高強度鋼板の深さ方向に、セメンタイトの面積率が１０％以下である層の厚さが５μｍ以上であることを特徴とする。

明　細　書

発明の名称 ： 溶接継手

技術分野

[0001] 本発明は、溶接継手に関する。より具体的には、本発明は、製造時のＬＭＥ割れを抑止した溶接継手に関する。

背景技術

[0002] 近年、自動車、家電製品、建材等の様々な分野で使用される鋼板について高強度化が進められている。例えば、自動車分野においては、燃費向上のために車体の軽量化を目的として、高強度鋼板をスポット溶接した溶接継手の使用が増加している。

[0003] 亜鉛系めっきを施した鋼板、特に高強度の鋼板の溶接では、例えば特許文献１に記載されているように、液体金属脆化（ＬＭＥ）割れによる溶接性の低下が問題となる場合がある。ＬＭＥ割れは、溶接時に鋼板の表層部がオーステナイトに変態し、その粒界に侵入した溶融亜鉛が鋼板を脆化させ、さらに溶接時に引張応力が鋼板に加わることによって、生じるものと考えられる。

[0004] なお、特許文献２は、ＬＭＥ割れを抑制して溶接性を改善した鋼板として、鋼板の表層部に、粒径２０ｎｍ以上のＳｉ酸化物粒子が３０００～６０００個／ｍｍ^{2}の個数密度で、適切な粒径分布で存在する鋼板を開示している。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：国際公開第２０１９／１１６５３１号

特許文献2：国際公開第２０２０／２１８５７５号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] 溶接継手の製造時にＬＭＥ割れを防止するために、めっき層に含まれるＺｎ等が、オーステナイト変態した鋼板中へ侵入することを抑制することが有

効である。この点においては、改善の余地がある。

[0007] 本発明は、このような実情に鑑み、製造時のＬＭＥ割れを抑制した溶接継手を提供することを課題とするものである。

課題を解決するための手段

[0008] 本発明者らは、前記課題を解決するための手段を鋭意検討した。その結果、焼鈍前の鋼板に適切な条件で投射材によりひずみを付与して適切な表面状態とし、高露点焼鈍を施すことにより、鋼板表層が脱炭され、さらにセメンタイト分率の低い層が形成され、その結果、ＬＭＥを抑制することが可能となることを見出した。

[0009] 本発明は上記の知見に基づき、さらに検討を進めてなされたものであり、その要旨は以下のとおりである。

[0010] ［１］重ね合わされた複数の鋼板、前記複数の鋼板を接合するスポット溶接部を備える溶接継手であって、前記スポット溶接部は、ナゲット、電極により圧下されたインデンテーション部、及び前記インデンテーション部の周縁部である溶接肩部を有し、少なくとも、前記複数の鋼板のうち最も外側に配置された１枚の鋼板は引張強さが７８０ＭＰａ以上の高強度鋼板であり、前記高強度鋼板の化学成分が、質量％で、Ｃ：０．０８～０．４０％、Ｓｉ：０．４～２．０％、Ｍｎ：０．１～５．０％、ｓｏｌ．Ａｌ：０～２．０％、Ｐ：０．０３００％以下、Ｓ：０．０３００％以下、Ｎ：０．０１００％以下、Ｂ：０～０．０１００％、Ｔｉ：０～０．１５００％、Ｎｂ：０～０．１５０％、Ｖ：０～０．１５０％、Ｃｒ：０～２．００％、Ｎｉ：０～２．００％、Ｃｕ：０～２．０００％、Ｍｏ：０～１．００％、Ｗ：０～１．０００％、Ｃａ：０～０．１０００％、Ｍｇ：０～０．１００％、Ｚｒ：０～０．１００％、Ｈｆ：０～０．１００％、ＲＥＭ：０～０．１０００％を含有し、残部がＦｅ及び不純物であり、前記ナゲットの外端から５ｍｍ以上離れた領域において、前記高強度鋼板の表面から深さ方向に、ＧＤＳで測定したＣ濃度が０．０１％以下である深さが３μｍ以上であり、かつ、前記高強度鋼板の表面の粗さが算術平均粗さＲａで３．０μｍ以下であり、前

記溶接肩部の外端から０～１００μｍの範囲において、前記高強度鋼板の表面から深さ方向に、セメンタイトの面積率が１０％以下である層の厚さが５μｍ以上であることを特徴とする溶接継手。

[0011] ［２］前記複数の鋼板のうち１枚以上の鋼板の表面の一部又は全部に、Ｚｎを含有するめっき層を備えることを特徴とする前記［１］の溶接継手。

[0012] ［３］Ｓｉとｓｏｌ．Ａｌの含有量の合計値が１．８％未満であることを特徴とする前記［１］又は［２］の溶接継手。

[0013] ［４］前記ＧＤＳで測定したＣ濃度が０．０１％以下である深さが５μｍ以上であることを特徴とする前記［１］～［３］のいずれかの溶接継手。

[0014] ［５］前記ＧＤＳで測定したＣ濃度が０．０１％以下である深さが７μｍ以上であることを特徴とする前記［１］～［３］のいずれかの溶接継手。

[0015] 本発明は、以下の態様も含む。

[0016] （１）重ね合わされた複数の鋼板、前記複数の鋼板を接合するスポット溶接部を備える溶接継手であって、前記スポット溶接部は、電極により圧下されたインデンテーション部、及び溶接肩部を有し、前記複数の鋼板のうち１枚以上の鋼板は、母材鋼板とＺｎを含有するめっき層を備えるめっき鋼板であり、前記めっき層は、少なくとも前記複数の鋼板の重ね合わせ面に相当する表面に形成され、前記めっき鋼板の引張強さが７８０ＭＰａ以上であり、前記母材鋼板の化学成分が、質量％で、Ｃ：０．０８～０．４０％、Ｓｉ：０．４～２．０％、Ｍｎ：０．１～５．０％、ｓｏｌ．Ａｌ：０～２．０％、Ｐ：０．０３００％以下、Ｓ：０．０３００％以下、Ｎ：０．０１００％以下、Ｂ：０～０．０１００％、Ｔｉ：０～０．１５００％、Ｎｂ：０～０．１５０％、Ｖ：０～０．１５０％、Ｃｒ：０～２．０％、Ｎｉ：０～２．００％、Ｃｕ：０～２．０００％、Ｍｏ：０～１．００％、Ｗ：０～１．００％、Ｃａ：０～０．１０００％、Ｍｇ：０～０．１００％、Ｚｒ：０～０．１００％、Ｈｆ：０～０．１００％、ＲＥＭ：０～０．１０００％を含有し、残部がＦｅ及び不純物であり、前記スポット溶接部の外端から５ｍｍ以上離れた距離にある非熱影響部において、前記めっき層と前記母材鋼板と

の界面を起点とした前記母材鋼板の深さ方向に、ＧＤＳで測定したＣ濃度が０．０１％以下である深さが３μｍ以上であり、かつ、前記めっき層と前記母材鋼板との界面の粗さがＲａで３．０μｍ以下であり、前記溶接肩部から０～１００μｍの距離にある熱影響部において、前記めっき層と前記母材鋼板との界面を起点とした前記母材鋼板の深さ方向に、セメンタイトの面積率が１０％以下である層の厚さが５μｍ以上であることを特徴とする溶接継手。

[0017] （２）Ｓｉとｓｏｌ．Ａｌの含有量の合計値が１．８％未満であることを特徴とする前記（１）の溶接継手。

[0018] （３）前記めっき層と前記母材鋼板との界面を起点とした前記母材鋼板の深さ方向に、ＧＤＳで測定したＣ濃度が０．０１％以下である深さが５μｍ以上であることを特徴とする前記（１）又は（２）の溶接継手。

[0019] （４）前記めっき層と前記母材鋼板との界面を起点とした前記母材鋼板の深さ方向に、ＧＤＳで測定したＣ濃度が０．０１％以下である深さが７μｍ以上であることを特徴とする前記（１）又は（２）の溶接継手。

発明の効果

[0020] 本発明によれば、製造時のＬＭＥ割れを抑制した溶接継手を得ることができる。

図面の簡単な説明

[0021] [図1]本発明の溶接継手を説明する図である。

[図2]本発明の溶接継手の溶接部周辺に形成された層を示す図である。

[図3]実施例における耐ＬＭＥ性評価を説明する図である。

発明を実施するための形態

[0022] 以下、本発明について説明する。本発明は、以下の実施形態に限定されるものではない。はじめに、本発明の溶接継手において、溶接継手の製造時の耐ＬＭＥ性を向上させる構成について、その概略を説明する。

[0023] 溶接継手の製造時、めっき鋼板をスポット溶接するとめっきが溶融するとともに、鋼板の表層部が加熱されて鋼板組織がオーステナイトに変態する。

その際、オーステナイトの粒界に沿って溶融めっきが鋼板組織内に侵入することで結晶粒界が脆化する。このため鋼板に応力が加わると結晶粒界においてＬＭＥ割れが生じやすい。特に溶接時には引張応力が鋼板に加わるため、ＬＭＥ割れが生じやすいと考えられる。本発明の溶接継手は、溶接継手を構成する鋼板の表層に形成された組織によって、溶接継手の製造時の耐ＬＭＥ性を向上させる。なお、本明細書で、鋼板の表層とは、鋼板の最表面から１００μｍの深さまでの範囲をいうものとする。

[0024] Ｃ元素が鋼板表層に含まれているとＬＭＥ割れが生じやすいため、鋼板表層のＣ濃度を低く抑えることがＬＭＥ割れの防止に有効である。通常、焼鈍のように鋼板を加熱する場合には、外部酸化が生じ鋼板表面で酸化物（スケール）が形成されるため、脱炭が進みにくい。そのため鋼板表層におけるＣ濃度は低くなりにくい。一方、本発明の溶接継手を構成する鋼板は、鋼板表面からの深さ方向において、ＧＤＳで測定したＣ濃度が０．０１％以下となる領域が鋼板表面から３μｍ以上存在する。これは、鋼板の表層におけるＣの濃度が低いことを意味する。

[0025] ただし、鋼板表層におけるＣ濃度が低い場合であっても、Ｃが炭化物（セメンタイト）として存在すると、溶融しためっきがセメンタイトの粒界に沿って鋼板内部に侵入し、ＬＭＥ割れの起点となるおそれがある。このため、鋼板表層におけるＣがセメンタイトとして存在すると耐ＬＭＥ性の低下に繋がる場合があると考えられる。そこで、本発明の溶接継手を構成する鋼板においては、セメンタイトの面積率が１０％以下である層の鋼板表面からの深さ方向における厚さが５μｍ以上である。すなわち、本発明の溶接継手を構成する鋼板は、表層でのＣの形態を制御することにより、溶接継手の製造時の耐ＬＭＥ性を向上させたものである。

[0026] このように、表層におけるセメンタイトの面積率を低下させるためには、鋼板の表層に強いひずみを付与し焼鈍を行うことに加え、焼鈍時の露点の制御が重要であることを、本発明者らは見出した。本発明においては、鋼板の表面粗さを大きくすることなく表層に強いひずみを付与することで、鋼板内

部への酸素の拡散を促進し、鋼板の表層におけるＣ濃度を低くすることを可能としたものである。そして、鋼板の表層のＣ濃度、セメンタイトの面積率を上述のようにすることで、溶接継手の製造時にもセメンタイトの面積率の低い構造が維持され、溶接継手の製造時の耐ＬＭＥ性を向上させることが可能であることを、本発明者らは見出し、本発明をなした。

[0027] 以下、本発明について詳細に説明する。

[0028] 《溶接継手》

はじめに、図１を参照して、本発明の溶接継手を説明する。本発明の溶接継手は、図１（ａ）に示すように、複数（図１では２枚）の鋼板１を、溶接電極Ａを用いてスポット溶接することにより製造される。本実施形態においては、複数（図１では２枚）の鋼板１が重なり合わさった状態でスポット溶接されている。これら複数の鋼板を、その表面に垂直な方向から見ると鋼板同士が重ね合わさっている領域においてスポット溶接が行われる。本実施形態においては、この鋼板同士が重なり合い互いに接触している面を、重ね合わせ面８とする。この場合、重なり合う鋼板の一方のみがめっき鋼板の場合は、一方のめっき鋼板のめっき表面と、他方の非めっき鋼板表面とが接触する面を「重ね合わせ面」とする。また、重なり合う鋼板がいずれもめっき鋼板の場合は、それぞれの鋼板のめっき表面同士が接触する面を「重ね合わせ面」とする。重なり合う鋼板のいずれもめっきが形成されていない非めっき鋼板の場合は、鋼板表面同士が重なり合う面を「重ね合わせ面」とする。

[0029] 図１（ｂ）に、スポット溶接により２枚の鋼板が溶接された溶接継手を示す。本発明の溶接継手は、重ね合わされた複数の鋼板１、及び複数の鋼板を接合するスポット溶接部２を備える。スポット溶接部２は、ナゲット３、溶接電極により圧下されたくぼみ（インデンテーション部）４、及び溶接肩部５を有する。溶接肩部５とは、くぼみ４の淵（周縁部）の傾斜部分をいう。溶接肩外部６は、溶接肩部５の外側の部分である。スポット溶接部２の周囲には、溶接熱によって組織、冶金的性質、機械的性質などが変化を生じた、溶融していない鋼板の部分である熱影響部７が形成される。熱影響部７以外

の部分は「非熱影響部」である。スポット溶接部２のナゲットの外端から５ｍｍ以上離れた部分は、非熱影響部であると判断することができる。

[0030] 本発明の溶接継手を構成する複数の鋼板には、以下に説明するとおり、めっき鋼板、めっきを施されていない非めっき鋼板の両方が含まれ得る。また、複数の鋼板のうち１枚以上は、引張強さが７８０ＭＰａ以上の高強度鋼板である。複数の鋼板のうち少なくとも１枚が引張強さが７８０ＭＰａ以上の高強度鋼板であれば、他の鋼板は、引張強さが７８０ＭＰａ未満の鋼板であっても、引張強さが７８０ＭＰａ以上の鋼板であってもよい。

[0031] 以下の説明において「高強度鋼板」とは、本発明の溶接継手を構成する鋼板であって、引張強さが７８０ＭＰａ以上であるものを指すものとする。

[0032] ここで、ＬＭＥ割れは、上述のとおり溶接時に高強度の鋼板の表面に溶融した亜鉛めっきが存在すると生じるものである。例えば２枚の鋼板から構成される溶接継手を考えると、２枚の鋼板のうち、少なくとも一方が高強度であり、重ね合わせ面に亜鉛めっきが存在すれば、重ね合わせ面に対応する位置における鋼板の表層付近でＬＭＥ割れが生じる可能性がある。他に、例えば、一方が比較的低強度の亜鉛めっき鋼板、一方が高強度の非めっき鋼板の場合であっても、溶接時には鋼板の重ね合わせ面に溶融した亜鉛めっきが生じる。このため、溶融した亜鉛めっきは高強度の非めっき鋼板表面に接し、ＬＭＥ割れが生じる可能性がある。本発明の溶接継手は、溶接継ぎ手を構成する複数の鋼板がめっき鋼板でも非めっき鋼板でもいずれの場合も含まれる。例えば一方が比較的低強度の亜鉛めっき鋼板、一方が高強度の非めっき鋼板からなるような溶接継手も本実施形態の溶接継ぎ手に含まれ得る。その他、一方が比較的低強度の非めっき鋼板、一方が高強度の亜鉛めっき鋼板からなるような溶接継手、又は、一方が比較的低強度の亜鉛めっき鋼板、一方が高強度の亜鉛めっき鋼板からなるような溶接継手、あるいは、双方が高強度の亜鉛めっき鋼板からなるような溶接継手等も、本発明の溶接継手に含まれ得る。

[0033] 溶接継ぎ手を構成する複数の鋼板のうち少なくとも１枚の鋼板が高強度鋼

板であり、かつ、当該高強度鋼板が溶接継手を構成する複数の鋼板のうち最も外側（スポット溶接時に溶接電極が直接接触しうる位置）に配置されていた場合、溶接継手を構成する鋼板がすべて非めっき鋼板であっても、スポット溶接の際にＬＭＥ割れが生じる可能性がある。具体的には、直前に最表層に亜鉛めっきを備えた他の鋼板をスポット溶接した場合、溶融した当該亜鉛めっきが溶接電極に付着する場合がある。その溶接電極を用いた場合、スポット溶接時に溶接電極に付着しためっきが溶融し、めっきが施されていない高強度鋼板にそのめっきが付着する場合がある。それにより高強度鋼板の表層に溶融した亜鉛が侵入し、ＬＭＥ割れが発生することがある。本発明の溶接継手は、溶接継手を構成する鋼板がすべて非めっき鋼板である場合でも、溶接継手製造時に、このようなＬＭＥ割れを抑制することができる。

[0034] ［高強度鋼板の引張強さ］

本発明は、高強度の鋼板で発生する溶接継手製造時のＬＭＥを抑制するものであるから、本発明に係る溶接継手を構成する鋼板のうち１枚以上は高強度鋼板である。具体的には７８０ＭＰａ以上の引張強さを有する。引張強さの上限は特に限定されないが、靭性確保の観点から例えば２０００ＭＰａ以下であればよい。引張強さの測定は、圧延方向に直角な方向を長手方向とするＪＩＳ５号引張試験片を採取し、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１：２０１１に準拠して行えばよい。引張強さは、８８０ＭＰａ以上、９８０ＭＰａ以上、１０８０ＭＰａ以上、又は１１８０ＭＰａ以上であってよい。引張強さは、１９００ＭＰａ以下、又は１８００ＭＰａ以下であってよい。

[0035] なお、溶接継手を構成する鋼板から引張強さ測定用の試験片が採取できないときは、代替として、スポット溶接部の外端から５ｍｍ以上離れた距離にある非熱影響部における鋼板の硬さ（ビッカース硬さ）を測定し、下記相関式から引張強さの値を見積もることができる（静強度パラメータ間の相関関係，長谷川典彦，新井淳一，田中道七，「材料」第３９巻　第４４２号，Ｐ８５９－８６３）。ここで「熱影響部」とは、溶接熱によって組織、冶金的性質、機械的性質などが変化を生じた、溶融していない鋼板の部分のことで

あり、「非熱影響部」は、熱影響部以外の部分のことである。スポット溶接部の外端から５ｍｍ以上離れた部分は、非熱影響部であると判断してよい。

[0036] Ｈｖ＝０．３０１×ＴＳ＋５．７０１

（ただし、Ｈｖはビッカース硬度、ＴＳは引張強さ（単位：ＭＰａ）である）

[0037] つまり、硬さが２４０Ｈｖ程度以上あれば、引張強さが７８０ＭＰａ以上であるとみなしてよい。

[0038] 鋼板の硬さは、溶接継手を構成する鋼板の非熱影響部である位置で、１／２深さの位置で測定する。硬さ測定はＪＩＳ　Ｚ　２２４４：２００９に準拠して行う。測定荷重は２００ｇｆとする。スポット溶接部の外端から５ｍｍ以上離れた距離にある非熱影響部における鋼板の硬さは、２４５Ｈｖ以上、２５０Ｈｖ以上、２６０Ｈｖ以上、２７０Ｈｖ以上、３００Ｈｖ以上、又は３４０Ｈｖ以上であってよい。

[0039] ［高強度鋼板の化学成分］

次に、溶接継手を構成する高強度鋼板の化学成分について説明する。以下、化学成分に関する「％」は「質量％」を意味するものとする。また、化学成分における数値範囲において、「～」を用いて表される数値範囲は、「～」の前後に記載される数値を下限値及び上限値として含む範囲を意味する。

[0040] （Ｃ：０．０８～０．４０％）

Ｃ（炭素）は、鋼の強度を確保する元素である。本発明が対象とする７８０ＭＰａ以上の引張強さを得るため、溶接性とのバランスを考慮して、Ｃの含有量は０．０８～０．４０％とする。Ｃの含有量は、０．１０％以上、０．１２％以上、又は０．１５％以上であってよい。Ｃの含有量は０．４０％以下、０．３５％以下、又は０．３０％以下であってよい。

[0041] （Ｓｉ：０．４～２．０％）

Ｓｉ（ケイ素）は、フェライト安定化と脱炭を促す元素である。Ｓｉが含有されることにより、後述する前処理、熱処理により、表層部で脱炭が進み、かつ、表層部のフェライトが安定化することによって、耐ＬＭＥ性が向上

する。この効果を得るためには、Ｓｉの含有量を０．４～２．０％とする。Ｓｉの含有量は０．５％以上、０．６％以上、０．７％以上、又は０．８％以上であってよい。Ｓｉの含有量は、１．８％以下、１．７％以下、１．６％以下、又は１．５％以下であってよい。

[0042] （ｓｏｌ．Ａｌ：０～２．０％）

Ａｌ（アルミニウム）は、鋼中に固溶することで、Ｓｉと同様に、フェライト安定化と脱炭を促す元素である。ｓｏｌ．Ａｌとは、Al_2O_3等の酸化物になっておらず、酸に可溶する酸可溶Ａｌを意味し、Ａｌの分析過程で生じる、ろ紙上の不溶解残渣を控除して測定したＡｌとして求められる。本発明の溶接継手を構成する高強度鋼板においては、Ａｌの役割はＳｉを含有させることでも得られるので、Ａｌは必須ではなく、ｓｏｌ．Ａｌの含有量の下限は０％である。耐ＬＭＥ性の観点から、ｓｏｌ．Ａｌの含有量は２．０％以下とする。ｓｏｌ．Ａｌの含有量は、０．１％以上、０．２％以上、又は０．３％以上であってよい。ｓｏｌ．Ａｌの含有量は１．５％以下、１．２％以下、又は１．０％以下であってよい。

[0043] なお、Ｓｉ及びＡｌは、耐ＬＭＥ性を低下させる元素でもあるので、Ｓｉとｓｏｌ．Ａｌの含有量の合計値が１．８％未満であることが好ましい。Ｓｉとｓｏｌ．Ａｌの含有量の合計は１．７％未満、又は１．６％未満であってよい。

[0044] （Ｍｎ：０．１～５．０％）

Ｍｎ（マンガン）は、硬質組織を得ることで鋼の強度を向上させるのに有効な元素である。鋼の強度と、Ｍｎ偏析による加工性の低下のバランスを考慮して、Ｍｎの含有量は０．１～５．０％とする。Ｍｎの含有量は、０．５％以上、１．０％以上、又は１．５％以上であってよい。Ｍｎの含有量は、４．５％以下、４．０％以下、又は３．５％以下であってよい。

[0045] （Ｐ：０．０３００％以下）

Ｐ（リン）は、一般に鋼に含有される不純物である。Ｐの含有量が０．０３００％超では溶接性が低下するおそれがある。したがって、Ｐの含有量は

０．０３００％以下とする。Ｐの含有量は０．０２００％以下、０．０１００％以下、又は０．００５０％以下であってよい。Ｐは含有されないことが好ましく、Ｐの含有量の下限は０％である。脱燐コストの観点から、Ｐの含有量は０％超、０．０００１％以上、又は０．０００５％以上であってよい。

[0046] （Ｓ：０．０３００％以下）

Ｓ（硫黄）は、一般に鋼に含有される不純物である。Ｓの含有量が０．０３００％超では溶接性が低下し、さらに、ＭｎＳの析出量が増加して曲げ性等の加工性が低下するおそれがある。したがって、Ｓの含有量は０．０３００％以下とする。Ｓの含有量は０．０１００％以下、０．００５０％以下、又は０．００２０％以下であってよい。Ｓは含有されないことが好ましく、Ｓの含有量の下限は０％である。脱硫コストの観点から、Ｓの含有量は０％超、０．０００１％以上、又は０．０００５％以上であってよい。

[0047] （Ｎ：０．０１００％以下）

Ｎ（窒素）は、一般に鋼に含有される不純物である。Ｎの含有量が０．０１００％超では溶接性が低下するおそれがある。したがって、Ｎの含有量は０．０１００％以下とする。Ｎの含有量は０．００８０％以下、０．００５０％以下、又は０．００３０％以下であってよい。Ｎは含有されないことが好ましく、Ｎの含有量の下限は０％である。製造コストの観点からＮの含有量は０％超、０．０００１％以上、０．０００５％以上、又は０．００１０％以上であってよい。

[0048] （Ｂ：０～０．０１００％）

Ｂ（ホウ素）は、焼入れ性を高めて強度の向上に寄与し、また粒界に偏析して粒界を強化して靭性を向上させる元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。必須の元素ではないのでＢの含有量の下限は０％である。この効果は微量の含有でも得られるが、含有させる場合のＢの含有量は、０．０００１％以上であることが好ましい。Ｂの含有量は、０．０００２％以上、又は０．０００３％以上であってよい。一方、十分な靭性を確保する観点

から、Ｂの含有量は、０．０１００％以下とする。Ｂの含有量は、０．００９０％以下、０．００８０％以下、０．００６０％以下、０．００４０％以下、０．００３０％以下、又は０．００２０％以下であってよい。

[0049] （Ｔｉ：０～０．１５００％）

Ｔｉ（チタン）は、ＴｉＣとして鋼の冷却中に析出し、強度の向上に寄与する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。必須の元素ではないのでＴｉの含有量の下限は０％である。この効果は微量の含有でも得られるが、含有させる場合のＴｉの含有量は、０．０００１％以上であることが好ましい。Ｔｉの含有量は、０．０００２％以上、又は０．０００３％以上であってよい。一方、過剰に含有すると粗大なＴｉＮが生成して靭性が損なわれるおそれがあるため、Ｔｉの含有量は、０．１５００％以下とする。Ｔｉの含有量は、０．１３５０％以下、０．１２００％以下、０．０９００％以下、０．０６００％以下、０．０４５０％以下、０．０３００％以下、０．０１５０％以下、０．００５０％以下、０．００３０％以下、又は０．００２０％以下であってよい。

[0050] （Ｎｂ：０～０．１５０％）

Ｎｂ（ニオブ）は焼入れ性の向上を通じて強度の向上に寄与する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。必須の元素ではないのでＮｂの含有量の下限は０％である。この効果は微量の含有でも得られるが、含有させる場合のＮｂの含有量は、０．００１％以上であることが好ましい。Ｎｂの含有量は、０．００２％以上、０．００４％以上、０．００６％以上、又は０．００７％以上であってよい。一方、十分な靭性を確保する観点から、Ｎｂの含有量は、０．１５０％以下とする。Ｎｂの含有量は、０．１３５％以下、０．１２０％以下、０．０９５％以下、０．０６５％以下、０．０５０％以下、０．０３０％以下、又は０．０２０％以下であってよい。

[0051] （Ｖ：０～０．１５０％）

Ｖ（バナジウム）は焼入れ性の向上を通じて強度の向上に寄与する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。必須の元素ではないのでＶの

含有量の下限は０％である。この効果は微量の含有でも得られるが、含有させる場合のＶの含有量は、０．００１％以上であることが好ましい。Ｖの含有量は、０．００３％以上、０．００５％以上、又は０．００６％以上であってよい。一方、十分な靭性を確保する観点から、Ｖの含有量は、０．１５０％以下とする。Ｖの含有量は、０．１３５％以下、０．１２０％以下、０．０９５％以下、０．０６５％以下、０．０５０％以下、０．０４５％以下、０．０２５％以下、又は０．０２０％以下であってよい。

[0052] （Ｃｒ：０～２．００％）

Ｃｒ（クロム）は、鋼の焼入れ性を高めて、鋼の強度を高めるのに有効であるため、必要に応じて含有していてもよい。必須の元素ではないのでＣｒの含有量の下限は０％である。この効果は微量の含有でも得られるが、含有させる場合のＣｒの含有量は、０．００１％以上であることが好ましい。Ｃｒの含有量は、０．０１％以上、０．０２％以上、０．０４％以上、０．０６％以上、又は０．０７％以上であってよい。一方、過剰に含有するとＣｒ炭化物が多量に形成し、逆に焼入れ性が損なわれるおそれがあるため、Ｃｒの含有量は、２．００％以下とする。Ｃｒの含有量は、１．８０％以下、１．６０％以下、１．２５％以下、０．８５％以下、０．６５％以下、０．５０％以下、０．３０％以下、又は０．２０％以下であってよい。

[0053] （Ｎｉ：０～２．００％）

Ｎｉ（ニッケル）は、鋼の焼入れ性を高めて、鋼の強度を高めるのに有効であるため、必要に応じて含有していてもよい。必須の元素ではないのでＮｉの含有量の下限は０％である。この効果は微量の含有でも得られるが、含有させる場合のＮｉの含有量は、０．００１％以上であることが好ましい。Ｎｉの含有量は、０．０１％以上、０．０３％以上、０．０４％以上、又は０．０５％以上であってよい。一方、Ｎｉの過剰な添加はコストが上昇するため、Ｎｉの含有量は、２．００％以下とする。Ｎｉの含有量は、１．８０％以下、１．６０％以下、１．２５％以下、０．８５％以下、０．６５％以下、０．４０％以下、０．２５％以下、又は０．１５％以下であってよい。

[0054] （Ｃｕ：０～２．００００％）

Ｃｕ（銅）は、鋼の焼入れ性を高めて、鋼の強度を高めるのに有効であるため、必要に応じて含有していてもよい。必須の元素ではないのでＣｕの含有量の下限は０％である。この効果は微量の含有でも得られるが、含有させる場合のＣｕの含有量は、０．０００１％以上であることが好ましい。Ｃｕの含有量は、０．０００２％以上、又は０．０００４％以上であってよい。一方、靭性低下や鋳造後のスラブの割れや溶接性の低下を抑制する観点から、Ｃｕの含有量は、２．００００％以下とする。Ｃｕの含有量は、１．８０００％以下、１．６０００％以下、１．２０００％以下、０．８０００％以下、０．６０００％以下、０．４０００％以下、０．２０００％以下、０．１０００％以下、０．００７０％以下、０．００５０％以下、０．００３５％以下、０．００２０％以下、又は０．００１５％以下であってよい。

[0055] （Ｍｏ：０～１．００％）

Ｍｏ（モリブデン）は、鋼の焼入れ性を高めて、鋼の強度を高めるのに有効であるため、必要に応じて含有していてもよい。必須の元素ではないのでＭｏの含有量の下限は０％である。この効果は微量の含有でも得られるが、含有させる場合のＭｏの含有量は、０．００１％以上であることが好ましい。Ｍｏの含有量は、０．０１％以上、０．０３％以上、０．０５％以上、又は０．０６％以上であってよい。一方、靭性の低下を抑制する観点から、Ｍｏの含有量は、１．００％以下とする。Ｍｏの含有量は、０．９０％以下、０．８０％以下、０．６５％以下、０．４５％以下、０．３５％以下、０．３０％以下、又は０．２０％以下であってよい。

[0056] （Ｗ：０～１．０００％）

Ｗ（タングステン）は、鋼の焼入れ性を高めて、鋼の強度を高めるのに有効であるため、必要に応じて含有していてもよい。必須の元素ではないのでＷの含有量の下限は０％である。この効果は微量の含有でも得られるが、含有させる場合のＷの含有量は、０．００１％以上であることが好ましい。Ｗの含有量は、０．００２％以上、又は０．００３％以上であってよい。一方

、靭性の低下を抑制する観点から、Wの含有量は、１．０００％以下とする。Wの含有量は、０．９００％以下、０．８００％以下、０．６００％以下、０．４００％以下、０．３００％以下、０．２００％以下、０．１００％以下、０．０５０％以下、０．０２５％以下、０．０１５％以下、又は０．０１０％以下であってよい。

[0057] （Ｃａ：０～０．１０００％）

Ｃａ（カルシウム）は、介在物制御、特に介在物の微細分散化に寄与し、靭性を高める作用を有する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。必須の元素ではないのでＣａの含有量の下限は０％である。この効果は微量の含有でも得られるが、含有させる場合のＣａの含有量は、０．０００１％以上であることが好ましい。Ｃａの含有量は、０．０００２％以上、又は０．０００３％以上であってよい。一方、過剰に含有すると表面性状の劣化が顕在化する場合があるため、Ｃａの含有量は、０．１０００％以下とする。Ｃａの含有量は、０．０９００％以下、０．０８００％以下、０．０６００％以下、０．０４００％以下、０．０３００％以下、０．０２００％以下、０．０１００％以下、０．００５０％以下、０．００２５％以下、０．００１５％以下、又は０．００１０％以下であってよい。

[0058] （Ｍｇ：０～０．１００％）

Ｍｇ（マグネシウム）は、介在物制御、特に介在物の微細分散化に寄与し、靭性を高める作用を有する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。必須の元素ではないのでＭｇの含有量の下限は０％である。この効果は微量の含有でも得られるが、含有させる場合のＭｇの含有量は、０．０００１％以上であることが好ましい。Ｍｇの含有量は、０．０００２％以上、０．０００３％以上、又は０．０００５％以上であってよい。一方、過剰に含有すると表面性状の劣化が顕在化する場合があるため、Ｍｇの含有量は、０．１００％以下とする。Ｍｇの含有量は、０．０９０％以下、０．０８０％以下、０．０６０％以下、０．０４０％以下、０．０３０％以下、０．０２０％以下、０．０１０％以下、０．００５％以下、０．００３％以下、又

は０．００２％以下であってよい。

[0059] （Ｚｒ：０～０．１００％）

Ｚｒ（ジルコニウム）は、介在物制御、特に介在物の微細分散化に寄与し、靭性を高める作用を有する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。必須の元素ではないのでＺｒの含有量の下限は０％である。この効果は微量の含有でも得られるが、含有させる場合のＺｒの含有量は、０．００１％以上であることが好ましい。Ｚｒの含有量は、０．００３％以上、０．００６％以上、０．００９％以上、又は０．０１０％以上であってよい。一方、過剰に含有すると表面性状の劣化が顕在化する場合があるため、Ｚｒの含有量は、０．１００％以下とする。Ｚｒの含有量は、０．０９０％以下、０．０８５％以下、０．０６５％以下、０．０５０％以下、０．０４０％以下、又は０．０３０％以下であってよい。

[0060] （Ｈｆ：０～０．１００％）

Ｈｆ（ハフニウム）は、介在物制御、特に介在物の微細分散化に寄与し、靭性を高める作用を有する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。必須の元素ではないのでＨｆの含有量の下限は０％である。この効果は微量の含有でも得られるが、含有させる場合のＨｆの含有量は、０．０００１％以上であることが好ましい。Ｈｆの含有量は、０．０００２％以上、０．０００３％以上、又は０．０００５％以上であってよい。一方、過剰に含有すると表面性状の劣化が顕在化する場合があるため、Ｈｆの含有量は、０．１００％以下とする。Ｈｆの含有量は、０．０９０％以下、０．０８０％以下、０．０６０％以下、０．０４０％以下、０．０３０％以下、０．０２０％以下、０．０１０％以下、０．００５％以下、０．００３％以下、又は０．００２％以下であってよい。

[0061] （ＲＥＭ：０～０．１０００％）

ＲＥＭ（希土類元素）は、介在物制御、特に介在物の微細分散化に寄与し、靭性を高める作用を有する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。必須の元素ではないのでＲＥＭの含有量の下限は０％である。この効

果は微量の含有でも得られるが、含有させる場合のＲＥＭの含有量は、０．０００１％以上であることが好ましい。ＲＥＭの含有量は、０．０００３％以上、０．０００４％以上、又は０．０００５％以上であってよい。一方、過剰に含有すると表面性状の劣化が顕在化する場合があるため、ＲＥＭの含有量は、０．１０００％以下とする。ＲＥＭの含有量は、０．０９００％以下、０．０８００％以下、０．０６００％以下、０．０４００％以下、０．０３００％以下、０．０２００％以下、０．０１００％以下、０．００４０％以下、０．００２５％以下、又は０．００１５％以下であってよい。なお、ＲＥＭとは、Ｒａｒｅ　Ｅａｒｔｈ　Ｍｅｔａｌの略であり、ランタノイド系列に属する元素をいう。ＲＥＭは通常ミッシュメタルとして添加される。

[0062] 本発明に係る溶接継手を構成する鋼板において、上記化学成分以外の残部は、Ｆｅ及び不純物からなる。ここで、不純物とは、鋼板を工業的に製造する際に、鉱石やスクラップ等のような原料をはじめとして、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本発明に係る溶接継手製造時のＬＭＥ割れに悪影響を与えないものを意味する。

[0063] 鋼板の化学成分の分析は、当業者に公知の元素分析法を用いればよく、例えば、誘導結合プラズマ質量分析法（ＩＣＰ－ＭＳ法）により行われる。ただし、Ｃ及びＳについては燃焼－赤外線吸収法を用い、Ｎについては不活性ガス融解－熱伝導度法を用いて測定するとよい。これらの分析は、鋼板からＪＩＳ　Ｇ０４１７：１９９９に準拠した方法で採取したサンプルで行えばよい。

[0064] 次に、溶接継手の溶接部周辺の組織について説明する。はじめに非熱影響部の高強度鋼板の組織について説明する。

[0065] ［Ｃ濃度］

本発明の溶接継手においては、スポット溶接部の外端から５ｍｍ以上離れた距離にある非熱影響部において、高強度鋼板の表面から深さ方向に、ＧＤＳ（グロー放電分光分析）で測定したＣ濃度が０．０１％以下である深さが

３μｍ以上である。

[0066] ＬＭＥの感受性はＣ濃度が低くなると低下するので、表層のＣ濃度が低いことで耐ＬＭＥ性が向上する。また、Ｃはオーステナイト安定化元素であるので、これが少ないことにより、後述する、ＬＭＥ感受性の低い層が安定化する。

[0067] このような表層組織は、鋼板の化学成分を前述のとおりとし、後述する前処理、及び熱処理により得ることができる。

[0068] Ｃ濃度が０．０１％以下である深さが３μｍ以上であれば耐ＬＭＥ性向上の効果は得られるので、その深さの上限は特に限定されない。Ｃ濃度が０．０１％以下である深さは５０μｍ以下、４０μｍ以下、又は３０μｍ以下であってよい。Ｃ濃度が０．０１％以下である深さは、５μｍ以上、７μｍ以上、１０μｍ以上、１５μｍ以上、又は２０μｍ以上であってよい。

[0069] ＧＤＳ測定は板厚方向に５回行い、これらの平均値をＣ濃度とする。測定条件は、以下のとおりとする。

[0070] 装置：高周波グロー放電発光分析装置（ＬＥＣＯジャパン合同会社製、型番「ＧＤＳ８５０Ａ」

Ａｒガス圧力： ０．３ＭＰａ

アノード径：４ｍｍφ

ＲＦ出力：３０Ｗ

計測時間：２００～１５００秒

[0071] ＧＤＳ測定の「深さ」の起点は、高強度鋼板の表面、高強度鋼板が後述するめっき層を備える場合は、鋼板とめっき層の界面である。鋼板とめっき層の界面は、ＧＤＳ測定で測定したＦｅの濃度が、深さ１５０μｍのＦｅの濃度の９３％となる位置とする。

[0072] ［表面粗さ］

本発明の溶接継手においては、スポット溶接部の外端から５ｍｍ以上離れた距離にある非熱影響部において、高強度鋼板の表面、高強度鋼板が後述するめっき層を備える場合は、鋼板とめっき層との界面の粗さが、ＪＩＳ Ｂ

０６０１：２０１３で定義される算術平均高さＲａで３．０μｍ以下である。粗さが大きくなると応力集中により割れが生じやすくなる。界面の粗さは、Ｒａで２．５μｍ以下、又は２．０μｍ以下であってよい。鋼板とめっき層との界面の粗さは、めっきを除去して測定した鋼板の表面粗さとしてよい。めっきの除去は、鋼板の腐食を抑制するインヒビターを加えた酸溶液にめっき層を溶解することで行う。

[0073] 次に熱影響部の高強度鋼板の組織について説明する。

[0074] ［低セメンタイト層］

本発明の溶接継手においては、溶接肩部から０～１００μｍの距離にある熱影響部において、高強度鋼板の表面から深さ方向に、セメンタイトの面積率が１０％以下である層（以下「低セメンタイト層」という）の厚さが５μｍ以上である。

[0075] 図２に、本発明の溶接継手を構成する高強度鋼板の表層付近の組織写真の一例を示す。図２は溶接継手を構成する高強度鋼板の表層付近を、倍率１０００倍で撮影したＳＥＭによる組織写真である。図２は鋼板の板厚方向に平行な断面であり、図面上側が鋼板表面である。図２には、溶接電極により圧下されたくぼみの傾斜部分である溶接肩部５、溶接肩部５の外側の部分である溶接肩外部６の付近が示されている。鋼板表層には、Ｃ濃度が低く、フェライトを主体とした、セメンタイトの面積率が１０％以下の層である低セメンタイト層１１が存在する。低セメンタイト層１１よりも鋼板の内部側（図面下側）には、セメンタイトを比較的多く含む硬質組織１２が存在する。フェライトとセメンタイトはＳＥＭ画像における輝度の違いにより判別できる。図２の鋼板部分を、輝度が比較的高い（明るい）部分と、輝度が比較的低い（暗い）部分とに分類した場合、輝度が比較的高い部分をセメンタイトと判断することができる。輝度が比較的低い部分は、フェライトと判断することができる。

[0076] セメンタイトは粒界に偏析しやすいため、セメンタイトが多くなると、溶融しためっきが粒内に侵入し、ＬＭＥが生じやすくなる。したがって、低セ

メンタイト層を厚く存在させることで、めっきが溶融した場合であってもＬＭＥが生じにくくなり、耐ＬＭＥ性を向上させることができる。このような表層組織は、鋼板の化学成分を前述のとおりとし、後述する前処理、及び熱処理により得ることができる。

[0077] 低セメンタイト層の厚さが５μｍ以上であれば耐ＬＭＥ性向上の効果は得られるので、その厚さの上限は特に限定されない。低セメンタイト層の厚さは、５０μｍ以下、４０μｍ以下、又は３０μｍ以下であってよい。低セメンタイト層の厚さは、１０μｍ以上、又は２０μｍ以上であってよい。

[0078] 低セメンタイト層のセメンタイト以外の組織は限定されない。例えば、マルテンサイト、ベイナイト、フェライトのいずれか１種以上とすることができる。フェライトはＬＭＥ感受性が低いので、フェライトを主体とする組織であると、耐ＬＭＥ性向上の観点から好ましい。

[0079] 低セメンタイト層の厚さは、鋼板のＣ断面（圧延方向（Ｌ方向）に対して平行な板厚断面）をナイタールエッチングし、倍率１０００倍で鋼板の表層を含む５０μｍ×５０μｍの視野をＳＥＭ観察することにより求める。ＳＥＭ観察により得られるＳＥＭ画像上の組織形態から、セメンタイトを比較的多く含むマルテンサイト、ベイナイト等の硬質組織と、フェライトとを区別することができる。低セメンタイト層の厚さはＬ方向に５００μｍの測定範囲において測定し、当該測定範囲は、Ｌ方向に１０００μｍの間隔を空けて５つの範囲とする。５つの測定範囲において、板厚方向における低セメンタイト層の厚さの平均値とする。ここで、セメンタイトの面積率は、Ｃ断面において観察して求められる面積率のことをいう。厚さ方向の途中に、局所的に、Ｌ断面（圧延方向に対して垂直な板厚断面）を観察した場合に、例えばセメンタイトの面積率が１０％を超えるような箇所があっても、５μｍまでの深さのＣ断面において、セメンタイトの面積率が１０％以下であれば問題ない。

[0080] 鋼板が後述するめっき層を有する場合、セメンタイト面積率が１０％以下である低セメンタイト層の厚さの起点は、鋼板とめっき層の界面である。

[0081] ［めっき層］

本発明の溶接継手を構成する複数の鋼板のうち１枚以上の鋼板の表面の一部又は全部に、Ｚｎを含有するめっき層を備えてよい。なお、めっき層は高強度鋼板に設けられている場合であれば、重ね合わせ面に位置していなくてもよい。例えば、重ね合われた複数の鋼板のうち、高強度鋼板の最外面にめっき層を備えてもよい。具体的には、めっき層が設けられた高強度鋼板（以下、第１鋼板とする）と、めっき層が設けられていない鋼板（以下、第２鋼板）と重ね合わせられている場合、第２鋼板上に、第１鋼板がめっき層を上に向けた状態で重ね合わせられていればよい。この場合、第１鋼板と第２鋼板の重ね合わせ面にめっき層は存在しない状態となる。なお、第１鋼板が高強度鋼板であれば、第２鋼板は高強度鋼板であっても、そうでなくてもどちらでもよい。また、鋼板は第１鋼板と第２鋼板の２枚のみに限定されず、３枚以上の鋼板により、高強度鋼板と他鋼板との重ね合わせ面が２つ以上存在してもよい。

[0082] また、本発明の溶接継手においては、第１鋼板と第２鋼板との重ね合わせ面を構成する面にめっき層を備えてもよい。重ね合わせ面にめっき層が存在していれば、第１鋼板と第２鋼板両方にめっき層が備えられていてもよいし、第１鋼板と第２鋼板のいずれか一方にめっき層が設けられていてもよい。めっき層は、Ｚｎを含有するものであれば特に制限されない。一例として、Ｚｎ－０．２％Ａｌ、Ｚｎ－０．５％Ａｌ、Ｚｎ－１．５％Ａｌ－１．５％Ｍｇ、Ｚｎ－２０％Ａｌ－７％Ｍｇ、及びＺｎ－３０％Ａｌ－１０％Ｍｇが挙げられる。

[0083] なお、本発明の溶接接手を構成する複数の鋼板は、いずれもめっき層が設けられていない場合も含まれる。例えば、いずれもめっき層が設けられていない第１鋼板と第２鋼板とを溶接する際、めっきが付着した溶接電極が高強度鋼板に接する場合であれば、溶融しためっき成分の亜鉛が高強度鋼板の表層に侵入しうるためである。

[0084] めっき層の化学成分は、鋼板の腐食を抑制するインヒビターを加えた酸溶

液にめっき層を溶解し、得られた溶液をＩＣＰ（高周波誘導結合プラズマ）発光分光法によって測定することにより決定することができる。インヒビターを加えた酸溶液は、例えば、０．０６質量％インヒビター（朝日化学工業社製、イビット）を加えた１０質量％塩酸溶液であってよい。

[0085] めっき層の厚さは、例えば３～５０μｍであってよい。また、めっき層の付着量は、特に限定されないが、例えば、片面当たり１０～１７０ｇ／m^2であってよい。本発明において、めっき層の付着量は、鋼板の腐食を抑制するインヒビターを加えた酸溶液にめっき層を溶解し、めっき層酸洗剥離前後の重量変化から決定される。めっき層の厚さは、５μｍ以上、１０μｍ以上、１５μｍ以上、又は２０μｍ以上であってよい。めっき層の厚さは、４０μｍ以下、又は３０μｍ以下であってよい。めっき層の付着量は、片面当たり、２０ｇ／m^2以上、３０ｇ／m^2以上、４０ｇ／m^2以上、又は５０ｇ／m^2以上であってよい。めっき層の付着量は、片面当たり、１５０ｇ／m^2以下、１３０ｇ／m^2以下、１２０ｇ／m^2以下、又は１００ｇ／m^2以下であってよい。

[0086] 本発明の溶接継手を構成する複数の鋼板のうち、重ね合わせ面を構成する１枚以上の鋼板が高強度鋼板であり、重ね合わせ面を構成する１枚以上の鋼板がめっき鋼板であれば、他の鋼板は、高強度鋼板であっても、高強度鋼板以外の鋼板であってもよい。すなわち、重ね合わせ面を構成する２枚の鋼板については、両方が高強度鋼板の場合、一方のみが高強度鋼板の場合があり得る。高強度鋼板以外の鋼板の特性は、限定されない。高強度鋼板以外の鋼板の引張強さは、例えば、３９０ＭＰａ以上、４９０ＭＰａ以上、又は５９０ＭＰａ以上であってよい。

[0087] 本発明の溶接継手においては、高強度鋼板を最表層の鋼板として用いた場合、溶接継手の最表層におけるＬＭＥ割れの発生を抑制することもできる。溶接継手の最表層におけるＬＭＥ割れは、最表層の鋼板がＣ濃度が高い高強度鋼板であり、表層側に亜鉛めっきを有する場合や、溶接電極に溶融した亜鉛めっきが付着していた場合等に生じ得る。溶接継手の最表層におけるＬＭＥ割れとしては、例えば、溶接電極によるインデンテーション部における割

れ（溶接電極直下の割れ）や、インデンテーション部の周縁部に形成される傾斜部（肩部）における割れ（溶接肩部の割れ）等がある。

[0088] 本発明の溶接継手を構成する高強度鋼板及び高強度鋼板以外の鋼板の板厚は、特に限定されない。例えば、０．６～３．２ｍｍとすることができる。板厚は、０．８ｍｍ以上、又は１．０ｍｍ以上であってよい。板厚は３．０ｍｍ以下、２．６ｍｍ以下、２．４ｍｍ以下、２．２ｍｍ以下、２．０ｍｍ以下、又は１．８ｍｍ以下であってよい。

[0089] 《溶接継手の製造方法》

次に、本発明に係る溶接継手の製造方法について説明する。はじめに、溶接継手を構成する高強度鋼板の製造方法を説明する。

[0090] ＜高強度鋼板の製造方法＞

本発明に係る溶接継手を構成する鋼板は、例えば、化学成分を調整した溶鋼を鋳造して鋼片を形成する鋳造工程、鋼片を熱間圧延して熱延鋼板を得る熱延工程、熱延鋼板を巻取る巻取工程、巻取った熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板を得る冷延工程、冷延鋼板に対してショットブラスト処理する前処理工程、及び前処理した冷延鋼板を焼鈍する焼鈍工程を備える製造方法により得ることができる。代替的に、熱延工程後に熱延鋼板を巻取らず、酸洗してそのまま冷延を行ってもよい。

[0091] ［鋳造工程］

鋳造工程の条件は特に限定されない。例えば、高炉や電炉等による溶製に引き続き、各種の二次製錬を行い、次いで、通常の連続鋳造、インゴット法による鋳造などの方法で鋳造すればよい。

[0092] ［熱延工程］

鋳造により得られた鋼片を熱間圧延して熱延鋼板を得ることができる。熱延工程は、鋳造した鋼片を直接又は一旦冷却した後に再加熱して熱間圧延することにより行われる。再加熱を行う場合には、鋼片の加熱温度は、例えば１１００～１２５０℃であればよい。熱延工程においては、通常、粗圧延と仕上圧延とが行われる。各圧延の温度や圧下率は、所望の金属組織や板厚に

応じて適宜変更すればよい。例えば、仕上圧延の終了温度は９００～１０５０℃、仕上圧延の圧下率は１０～５０％であってよい。

[0093] ［巻取工程］

熱延鋼板は所定の温度で巻取ることができる。巻取温度は、所望の金属組織等に応じて適宜変更すればよく、例えば５００～８００℃であればよい。巻取る前又は巻取った後に巻戻して、熱延鋼板に所定の熱処理を与えてもよい。代替的に、巻取は行わずに熱延工程後に熱延鋼板を酸洗して後述する冷延を行うこともできる。

[0094] ［冷延工程］

熱延鋼板に酸洗等を行った後、熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板を得ることができる。冷間圧延の圧下率は、所望の金属組織や板厚に応じて適宜変更すればよく、例えば、２０～８０％であればよい。冷延工程後は、例えば空冷して室温まで冷却すればよい。

[0095] ［前処理工程］

前述したような鋼板の表層の組織を得るためには、所定の前処理を行い、その後、焼鈍を行う必要がある。

[0096] 前処理は、球状の研磨材を用いて、冷延鋼板に表面にショットブラスト処理を施すことを含む。使用できる研磨材は特に限定されないが、例えば、中心粒径が４０～４５０μｍ、好ましくは１２０～４２０μｍ、より好ましくは１８０～３５０μｍである鋼球を用いることができる。例えば、ＷＩＮＯＡ　ＩＫＫ　ＪＡＰＡＮ社、ＴＳＨ３０が挙げられる。ショットブラストの投射量は５～４００ｋｇ／m^2であるとよい。これにより、表面の粗さは大きくせずに、ひずみを導入することができる。このようなショットブラスト処理を行うことで、後述する焼鈍工程において、脱炭が促進され、フェライトが安定した組織を効率的に鋼板の表層に形成することができる。なお、投射量４００ｋｇ／m^2の水準の単位時間・単位面積当たりは４．０×10^{-4}ｋｇ／（mm^2・ｍｉｎ）である。なお、前処理後の鋼板の表面粗さは、後述の焼鈍工程、めっき処理工程（合金化工程含む）の後の、本発明に係る鋼板及びめ

っき鋼板においても維持される。

[0097] ［焼鈍工程］

前処理後の冷延鋼板に、高露点下で焼鈍（高露点焼鈍）を行う。焼鈍は、１～２０ＭＰａの張力をかけた状態で行う。焼鈍時に張力をかけると鋼板に歪みをより効果的に導入することが可能となり、表層の脱炭が促進される。

[0098] 焼鈍工程の保持温度は７５０～９００℃とする。保持温度は７７０～８７０℃であってよい。このような範囲にすることで、脱炭を促進し、表層のＣ濃度を低下させ、セメンタイトを低減することができる。保持温度までの昇温速度は、特に限定されないが１～１０℃／秒で行えばよい。

[0099] 焼鈍工程の保持温度での保持時間は、４０～３００秒間とする。保持時間は、５０～２５０秒間であってよい。このような範囲にすることで、脱炭を促進し、表層のＣ濃度を低下させ、セメンタイトを低減することができる。

[0100] 焼鈍工程の雰囲気は、露点－３０～２０℃とする。露点は－１０～５℃であってよい。雰囲気は、例えば、N_2－１～１０ｖｏｌ％H_2、又はN_2－２～４ｖｏｌ％H_2であってよい。このような範囲にすることで、脱炭を促進し、表層のＣ濃度を低下させ、セメンタイトを低減することができる。さらに、露点が高すぎたり低すぎたりすると、鋼板の外部にＳｉ、Ｍｎ、ＡｌなどのＯ酸化物を含む相が形成され、めっき成分と鋼成分の相互拡散が阻害され、めっき性が不十分になる場合がある。

[0101] 上述した各工程を備える製造方法により、鋼板の表層において、脱炭が促進され、セメンタイトを低減した鋼板を得ることができる。

[0102] ＜めっき鋼板の製造方法＞

めっき鋼板は、上述のように製造した鋼板上にＺｎを含むめっき層を形成するめっき処理を行うことで得ることができる。

[0103] めっき処理は、当業者に公知の方法に従って行えばよい。めっき処理は、例えば、溶融めっきにより行ってもよく、電気めっきにより行ってもよい。好ましくは、めっき処理は溶融めっきにより行われる。めっき処理の条件は、所望のめっき層の化学成分、厚さ及び付着量等を考慮して適宜設定すれば

よい。例えば、化学成分を調整した、４２０～４８０℃の溶融亜鉛めっき浴に１～１０秒間浸漬し、浸漬後、２０～２００ｍｍ／秒で引き抜き、N_2ワイピングガスによりめっき付着量を制御してよい。めっき処理の後、合金化処理を行ってもよい。合金化処理は、例えば、５００～５５０℃、１０～６０秒で行ってよい。

[0104] ＜スポット溶接工程＞

上述した鋼板を複数枚重ね合わせ、スポット溶接し、溶接継手を得る。スポット溶接の条件は特に限定されない。例えば、ドームラジアス型の先端直径８ｍｍの溶接電極を用いて、加圧力４．０ｋＮ、通電時間０．５秒、通電電流１２ｋＡでスポット溶接をすることができる。

[0105] 本発明に係る溶接継手は、製造時のＬＭＥ割れが抑制されるため、自動車、家電製品、建材等の広い分野において好適に使用することができる。特に自動車分野で使用されるのが好ましい。

実施例

[0106] 以下、実施例によって本発明をより詳細に説明する。本発明はこれらの実施例に限定されるものではない。

[0107] ＜実施例Ｎｏ．１＞

表１のＮｏ．１に記載の化学成分に調整した溶鋼を高炉で溶製し、連続鋳造で鋳造して鋼片を得た。得られた鋼片を１２００℃に加熱し、仕上圧延の終了温度を９５０℃、仕上圧延の圧下率を３０％として熱間圧延を施し、熱延鋼板を得た。得られた熱延鋼板を巻取温度６５０℃で巻取り、酸洗を施した後、圧下率５０％で冷間圧延を施し、冷延鋼板を得た。冷延鋼板の板厚は１．６ｍｍとした。

[0108] 次いで、冷延鋼板に、ＷＩＮＯＡ　ＩＫＫ　ＪＡＰＡＮ社のＴＳＨ３０を投射材として、投射量５ｋｇ／m^2でショットブラスト処理を行った。

[0109] 焼鈍工程の前に、鋼板の表面粗さを、ＪＩＳ　Ｂ　０６０１：２０１３に準拠して測定した。すなわち、鋼板の表面においてランダムに１０か所を選び、それぞれの箇所において表面プロファイルを接触式表面粗さ計によって

測定し、それらの箇所における表面粗さを算術平均した算術平均粗さＲａを、以下のように評価した。

[0110] 評価ＡＡ：　２．０μｍ以下

評価Ａ　：　２．０μｍ超、３．０μｍ以下

評価Ｂ　：　３．０μｍ超

[0111] その後、露点０℃、保持温度８００℃、保持時間４０秒とし、酸素濃度２０ｐｐｍ以下の炉内においてN_2－４％H_2ガス雰囲気で焼鈍処理を行った。焼鈍時の昇温速度は、５００℃までは６．０℃／秒とし、５００℃から保持温度までは２．０℃／秒とした。焼鈍処理は、５．０ＭＰａの張力をかけた状態で行った。

[0112] 焼鈍処理に続いて、めっき処理を施し、さらに、合金化処理を施し、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得た。めっき処理は、４５０℃の溶融亜鉛めっき浴（Ｚｎ－０．１４％Ａｌ）に３秒間浸漬した。浸漬後、１００ｍｍ／秒で引き抜き、N_2ワイピングガスによりめっき付着量を５０ｇ／m^2に制御し、５２０℃、３０秒で合金化処理を行った。

[0113] 製造した鋼板を２枚重ね合わせ、ドームラジアス型の先端直径８ｍｍの溶接電極を用いて、打角２°、加圧力４．０ｋＮ、通電時間０．５秒、及び通電電流１２ｋＡにてスポット溶接を行い、溶接継手を製造し、製造時の耐ＬＭＥ性を評価した。

[0114] ＜実施例２～２４、比較例２５～３７＞

化学成分を表１に記載のものとし、前処理工程、焼鈍工程の条件を表２に記載のものとし、めっき種を表３に記載のものとした他は、実施例１と同様に溶接継手を製造し、製造時の耐ＬＭＥ性を評価した。なお、Ｎｏ．３３では、スキンパスにより、表面の粗さを大きくした鋼板を用いた。Ｎｏ．３７では、ショットブラスト処理に代えて、ブラシを用いた研削による表面処理を行った。

[0115] 表３のめっき種の「ａ」はＺｎ－０．１４％Ａｌの合金化溶融亜鉛めっき、「ｂ」は合金化処理を施さないＺｎ－０．１４％Ａｌの溶融亜鉛めっき、

「ｃ」はＺｎ－１．５％Ａｌ－１．５％Ｍｇを示す。また、「非めっき」はめっきを施していないことを示す。なお、めっきを施していない「非めっき」の鋼板の例であるＮｏ．２については、直前に、亜鉛を含むめっきを施した鋼板のスポット溶接を１０回以上行った溶接電極を用いて溶接継手を製造した。

[0116] [表1]

表1

No.	区分	化学成分（質量%） 残部：Fe及び不純物											
		C	Si	Mn	sol.Al	P	S	N	B	Ti	その他	Si-sol.Al
1	実施例	0.08	1.5	2.0	0.0	0.0001	0.0001	0.0001				1.5
2	実施例	0.08	1.5	2.0	0.0	0.0001	0.0005	0.0008	0.0005	0.0002		1.5
3	実施例	0.10	1.2	2.2	0.3	0.0080	0.0002	0.0009	0.0004	0.0005		1.5
4	実施例	0.10	1.0	2.2	0.5	0.0080	0.0002	0.0004	0.0006	0.0002	HF:0.001	1.5
5	実施例	0.10	1.0	2.2	0.5	0.0070	0.0003	0.0005	0.0009	0.0008		1.5
6	実施例	0.10	0.9	2.2	0.3	0.0020	0.0003	0.0001	0.0010	0.0009		1.2
7	実施例	0.20	1.0	2.0	0.5	0.0100	0.0009	0.0009	0.0003	0.0010	Mg:0.001	1.5
8	実施例	0.20	1.0	2.0	0.4	0.0020	0.0009	0.0004	0.0005	0.0006	Zr:0.015	1.4
9	実施例	0.20	0.8	2.2	0.7	0.0008	0.0001	0.0007	0.0002	0.0009		1.5
10	実施例	0.20	1.0	2.5	0.5	0.0017	0.0002	0.0002	0.0002	0.0001	Cr:0.10	1.5
11	実施例	0.20	0.9	2.2	0.4	0.0011	0.0007	0.0008	0.0001	0.0005	Cu:0.0007	1.3
12	実施例	0.20	1.0	2.3	0.5	0.0031	0.0007	0.0003	0.0006	0.0009		1.5
13	実施例	0.20	1.0	2.2	0.5	0.0065	0.0006	0.0004	0.0009	0.0004	Ni:0.08	1.5
14	実施例	0.20	0.8	2.2	0.7	0.0008	0.0001	0.0007	0.0002	0.0009		1.5
15	実施例	0.25	1.0	2.2	0.5	0.0012	0.0010	0.0002	0.0005	0.0003	Nb:0.010	1.5
16	実施例	0.25	1.0	2.2	0.5	0.0040	0.0009	0.0009	0.0006	0.0007	V:0.009	1.5
17	実施例	0.30	0.8	5.0	0.7	0.0099	0.0009	0.0001	0.0005	0.0003		1.5
18	実施例	0.30	0.8	0.3	0.7	0.0110	0.0007	0.0009	0.0007	0.0004		1.5
19	実施例	0.35	0.8	2.2	0.7	0.0092	0.0006	0.0010	0.0004	0.0005	Mo:0.09	1.5
20	実施例	0.35	1.0	2.2	0.5	0.0091	0.0002	0.0008	0.0009	0.0004	REM:0.0008	1.5
21	実施例	0.40	1.0	2.2	0.5	0.0045	0.0001	0.0001	0.0007	0.0002		1.5
22	実施例	0.40	1.0	3.0	0.5	0.0035	0.0002	0.0007	0.0004	0.0009	W:0.005	1.5
23	実施例	0.40	1.0	2.2	0.5	0.0082	0.0004	0.0009	0.0008	0.0003		1.5
24	実施例	0.40	0.8	2.2	0.7	0.0080	0.0009	0.0006	0.0010	0.0003	Ca:0.0005	1.5
25	比較例	0.44	1.0	2.0	0.3	0.0100	0.0003	0.0004	0.0003	0.0008		1.3
26	比較例	0.20	0.3	2.0	0.3	0.0100	0.0006	0.0005	0.0005	0.0001		0.6
27	比較例	0.20	2.2	2.0	0.4	0.0100	0.0005	0.0005	0.0003	0.0007		2.6
28	比較例	0.20	1.0	2.0	2.1	0.0100	0.0004	0.0006	0.0009	0.0001		3.1
29	比較例	0.20	1.0	2.0	0.4	0.0100	0.0004	0.0008	0.0004	0.0008		1.4
30	比較例	0.08	1.0	2.0	0.4	0.0100	0.0005	0.0001	0.0005	0.0005		1.4
31	比較例	0.20	1.0	2.0	0.5	0.0100	0.0004	0.0003	0.0006	0.0008		1.5
32	比較例	0.20	1.0	2.0	0.5	0.0100	0.0002	0.0006	0.0005	0.0005		1.5
33	比較例	0.20	1.0	2.0	0.5	0.0100	0.0008	0.0009	0.0004	0.0002		1.5
34	比較例	0.10	1.0	2.0	0.5	0.0100	0.0005	0.0005	0.0004	0.0002		1.5
35	比較例	0.20	1.0	2.0	0.5	0.0100	0.0005	0.0005	0.0004	0.0002		1.5
36	比較例	0.20	1.0	2.0	0.5	0.0100	0.0005	0.0005	0.0004	0.0002		1.5
37	比較例	0.20	1.0	2.0	0.5	0.0100	0.0005	0.0005	0.0004	0.0002		1.5

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0117]

[表2]

表２

No.	区分	前処理工程		焼鈍工程		
		投射量 (kg/m^2)	めっき原板表面粗さ	保持温度 (℃)	保持時間 (秒)	露点 (℃)
1	実施例	5	A	800	40	0
2	実施例	5	A	800	50	0
3	実施例	15	A	800	60	0
4	実施例	20	A	800	80	0
5	実施例	50	AA	820	100	0
6	実施例	100	AA	840	100	0
7	実施例	100	AA	860	100	0
8	実施例	100	AA	860	100	0
9	実施例	100	AA	860	100	0
10	実施例	100	AA	860	100	0
11	実施例	100	AA	860	100	0
12	実施例	30	AA	860	100	0
13	実施例	100	AA	860	100	0
14	実施例	400	AA	860	100	0
15	実施例	100	AA	860	100	0
16	実施例	100	AA	860	100	0
17	実施例	100	AA	860	100	0
18	実施例	100	AA	860	100	0
19	実施例	100	AA	860	100	0
20	実施例	100	A	860	100	0
21	実施例	300	AA	860	100	0
22	実施例	100	AA	860	100	-20
23	実施例	200	AA	860	100	0
24	実施例	100	AA	860	100	0
25	比較例	15	A	800	60	0
26	比較例	15	A	800	60	0
27	比較例	15	A	800	60	0
28	比較例	15	A	800	60	0
29	比較例	15	A	720	60	0
30	比較例	15	A	920	60	0
31	比較例	15	A	800	10	0
32	比較例	0	A	800	60	0
33	比較例	15	B	800	60	0
34	比較例	500000	A	800	60	0
35	比較例	15	A	800	60	-35
36	比較例	15	A	800	60	25
37	比較例	研削	A	800	60	0

※下線は好ましい製造条件の範囲外であることを示す。

[0118] ＜溶接部周辺の組織評価＞

（Ｃ濃度が０．０１％以下である深さ）

溶接継手を切断して試料を採取し、スポット溶接部のナゲットの外端から５ｍｍ以上離れた非熱影響部となる位置で、めっき層と鋼板との界面を起点とし、板厚方向に５回のＧＤＳ測定を行い、Ｃ濃度が０．０１％以下である深さを求め、表３の「Ｃ≦０．０１％深さ」に示した。

[0119] （鋼板表面又は鋼板/めっき界面の粗さ）

さらに、スポット溶接部のナゲットの外端から５ｍｍ以上離れた非熱影響部となる位置で、高強度鋼板の表面の粗さ、めっきを備える鋼板についてはめっきを除去し露出した鋼板の表面の粗さを、焼鈍前と同様の方法で測定し、表３の「鋼板表面又は鋼板/めっき界面粗さ」に示した。

[0120] （セメンタイトの面積率が１０％以下である層の厚さ）

また、溶接肩部の外端から外側に０～１００μｍの位置で、高強度鋼板の表面から鋼板の板厚方向に、低セメンタイト層の厚さを測定し、表３の「セメンタイト１０％以下厚さ」に示した。厚さは５００μｍの範囲で、等間隔で５点測定し、その平均値とした。

[0121] （引張強さ評価）

溶接継手の製造に用いた各鋼板について、圧延方向に直角な方向を長手方向とするＪＩＳ５号引張試験片を採取し、引張試験をＪＩＳ　Ｚ　２２４１：２０１１に準拠して行い、引張強さを求め、以下のように評価した。評価Ａ以上であれば、本発明の溶接継手を構成する高強度鋼板に該当する。

[0122] 評価ＡＡＡ：　１１８０ＭＰａ以上

評価ＡＡ　：　９８０ＭＰａ以上、１１８０ＭＰａ未満

評価Ａ　　：　７８０ＭＰａ以上、９８０ＭＰａ未満

評価Ｂ　　：　７８０ＭＰａ未満

[0123] （耐ＬＭＥ性）

図３を参照して、耐ＬＭＥ性の評価について説明する。耐ＬＭＥ性は２枚の鋼板１を重ね合わせてスポット溶接を行い形成されたスポット溶接部２の溶接肩部５及び溶接肩外部６に生じたＬＭＥ亀裂（肩部及び肩外の割れ２１）の長さで評価した。肩部及び肩外の割れ２１の長さにより、評価は以下の

とおりとした。本実施例では、評価Ａ以上であれば、耐ＬＭＥ性に優れ、本発明の課題を解決していると判断した。

[0124] 評価ＡＡＡ： ０μｍ

評価ＡＡ ： ０μｍ超、６０μｍ未満

評価Ａ ： ６０μｍ以上、１２０μｍ未満

評価Ｂ ： １２０μｍ以上

[0125] 各評価の結果を表３に示す。

[0126]

[表3]

表３

No.	区分	非熱影響部		熱影響部	めっき種	性能	
		C≦0.01%深さ（μm）	鋼板表面又は鋼板/めっき界面粗さ（μm）	セメンタイト10%以下厚さ（μm）		引張強さ(MPa)	耐LME性
1	実施例	3	3.0	5	a	A	A
2	実施例	3	2.7	5	非めっき	A	A
3	実施例	4	2.3	7	b	AA	A
4	実施例	5	2.4	10	b	A	A
5	実施例	7	1.9	13	b	AA	AAA
6	実施例	12	1.6	21	b	AA	AAA
7	実施例	19	1.4	22	b	AA	AAA
8	実施例	22	1.5	24	b	AA	AAA
9	実施例	22	1.4	24	c	AA	AAA
10	実施例	24	1.3	24	b	AA	AAA
11	実施例	22	1.9	24	b	AA	AAA
12	実施例	6	1.3	13	b	AA	AA
13	実施例	22	1.1	24	b	AA	AAA
14	実施例	29	1.4	28	b	AA	AAA
15	実施例	23	1.5	22	b	AAA	AAA
16	実施例	22	1.3	20	b	AAA	AAA
17	実施例	22	1.8	24	b	AAA	AAA
18	実施例	25	1.8	22	b	AA	AAA
19	実施例	22	1.4	24	b	AAA	AAA
20	実施例	22	2.3	24	a	AA	AA
21	実施例	40	1.0	39	b	AAA	AAA
22	実施例	22	1.7	24	b	AAA	AAA
23	実施例	31	1.4	33	c	AAA	AAA
24	実施例	24	1.7	23	b	AAA	AAA
25	比較例	2	2.6	4	b	AAA	B
26	比較例	2	2.6	3	b	AAA	B
27	比較例	2	2.3	3	b	AAA	B
28	比較例	3	2.5	3	b	AAA	B
29	比較例	3	2.6	2	b	AAA	B
30	比較例	2	2.6	6	b	AAA	B
31	比較例	2	2.2	4	b	AAA	B
32	比較例	2	2.7	4	b	AAA	B
33	比較例	12	3.3	14	b	AAA	B
34	比較例	44	2.5	82	b	B	A
35	比較例	2	2.6	3	b	AAA	B
36	比較例	2	2.6	2	b	AAA	B
37	比較例	2	2.7	4	b	AAA	B

※下線は本発明の範囲外であること、又は所望の特性が得られなかったことを示す。

[0127] Ｎｏ．２５は、鋼板のＣの含有量が多い比較例である。鋼板のＣの含有量が多いため、高露点焼鈍を施しても、鋼板の表層でのＣ濃度が下がらなかっ

たものと考えられる。そのため、非熱影響部のＣ濃度が０．０１％以下である深さ、熱影響部のセメンタイト面積率が１０％以下の層の厚さが小さくなった。その結果、溶接継手製造時の耐ＬＭＥ性に劣る結果となった。

[0128] Ｎｏ．２６は鋼板のＳｉの含有量が少ない比較例である。鋼板のＳｉの含有量が少なかったため、高露点焼鈍を施しても、表層での脱炭が進行しなかったものと考えられる。そのため、非熱影響部のＣ濃度が０．０１％以下である深さ、熱影響部のセメンタイト面積率が１０％以下の層の厚さが小さくなった。その結果、溶接継手製造時の耐ＬＭＥ性に劣る結果となった。

[0129] Ｎｏ．２７は鋼板のＳｉの含有量が多い比較例である。鋼板のＳｉの含有量が多かったため、高露点焼鈍を施しても、外部酸化が進み鋼板の表層に酸化物（スケール）が形成され、最表面での脱炭が抑制されたものと考えられる。そのため、非熱影響部のＣ濃度が０．０１％以下である深さ、熱影響部のセメンタイト面積率が１０％以下の層の厚さが小さくなった。その結果、溶接継手製造時の耐ＬＭＥ性に劣る結果となった。

[0130] Ｎｏ．２８は鋼板のｓｏｌ．Ａｌの含有量が多い比較例である。鋼板のｓｏｌ．Ａｌの含有量が多かったため、高露点焼鈍を施しても、外部酸化が進み鋼板の表層に酸化物（スケール）が形成され、最表面での脱炭が抑制されたものと考えられる。そのため、熱影響部のセメンタイト面積率が１０％以下の層の厚さが小さくなった。その結果、溶接継手製造時の耐ＬＭＥ性に劣る結果となった。

[0131] Ｎｏ．２９は焼鈍時の保持温度が低かったため、焼鈍時に脱炭が十分に促進されなかったものと考えられる。そのため、熱影響部のセメンタイト面積率が１０％以下の層の厚さが小さくなった。その結果、溶接継手製造時の耐ＬＭＥ性に劣る結果となった。

[0132] Ｎｏ．３０は焼鈍時の保持温度が高かったため、焼鈍時に脱炭が十分に促進されなかったものと考えられる。そのため、非熱影響部のＣ濃度が０．０１％以下である深さが小さくなった。その結果、溶接継手製造時の耐ＬＭＥ性に劣る結果となった。

[0133] Ｎｏ．３１は焼鈍時の保持時間が短かったため、焼鈍時に脱炭が十分に促進されなかったものと考えられる。そのため、非熱影響部のＣ濃度が０．０１％以下である深さ、熱影響部のセメンタイト面積率が１０％以下の層の厚さが小さくなった。その結果、溶接継手製造時の耐ＬＭＥ性に劣る結果となった。

[0134] Ｎｏ．３２は前処理工程においてショットブラスト処理を行わなかったため、鋼板の表面にひずみが導入されず、焼鈍時に脱炭が進行しなかったものと考えられる。そのため、非熱影響部のＣ濃度が０．０１％以下である深さ、熱影響部のセメンタイト面積率が１０％以下の層の厚さが小さくなった。その結果、溶接継手製造時の耐ＬＭＥ性に劣る結果となった。

[0135] Ｎｏ．３３は表面粗さの大きい鋼板を用いたため、焼鈍後の鋼板／めっき界面の粗さも大きくなり、応力集中が生じやすかったものと考えられる。その結果、溶接継手製造時の耐ＬＭＥ性に劣る結果となった。

[0136] Ｎｏ．３４はショットブラスト処理の投射量が大きかった結果、脱炭が進みすぎたものと考えられる。そのため、鋼板の引張強さが低くなった。

[0137] Ｎｏ．３５は焼鈍時の露点が低かったため、鋼板の外部にＳｉ、Ｍｎ、Ａｌなどの酸化物を含む相が形成され、脱炭が促進されなかったものと考えられる。そのため、非熱影響部のＣ濃度が０．０１％以下である深さ、熱影響部のセメンタイト面積率が１０％以下の層の厚さが小さくなった。その結果、溶接継手製造時の耐ＬＭＥ性に劣る結果となった。

[0138] Ｎｏ．３６は焼鈍時の露点が高かったため、鋼板の外部にＳｉ、Ｍｎ、Ａｌなどの酸化物を含む相が形成され、脱炭が促進されなかったものと考えられる。そのため、非熱影響部のＣ濃度が０．０１％以下である深さ、熱影響部のセメンタイト面積率が１０％以下の層の厚さが小さくなった。その結果、溶接継手製造時の耐ＬＭＥ性に劣る結果となった。

[0139] Ｎｏ．３７はショットブラスト処理に代えて、ブラシを用いた研削による表面処理を行ったため、鋼板の表面に十分なひずみが導入されず、焼鈍時に脱炭が進行しなかったものと考えられる。そのため、非熱影響部のＣ濃度が

０．０１％以下である深さ、熱影響部のセメンタイト面積率が１０％以下の層の厚さが小さくなった。その結果、溶接継手製造時の耐ＬＭＥ性に劣る結果となった。

[0140] 一方、Ｎｏ．１～２４は本発明の実施例であり、製造時のＬＭＥが抑制されていた。非熱影響部のＣ濃度が０．０１％以下である深さ、熱影響部のセメンタイト面積率が１０％以下の層の厚さが大きい実施例では、特に優れた溶接継手製造時の耐ＬＭＥ性を有することが確認された。

産業上の利用可能性

[0141] 本発明によれば、高い耐ＬＭＥ性を有する溶接継手を提供することが可能となり、当該鋼板及びめっき鋼板は自動車、家電製品、建材等の用途、特に自動車用に好適に用いることができる。したがって、本発明は産業上の利用可能性が極めて高い発明である。

符号の説明

[0142]
１ 鋼板
２ スポット溶接部
３ ナゲット
４ くぼみ（インデンテーション部）
５ 溶接肩部
６ 溶接肩外部
７ 熱影響部
８ 重ね合わせ面
１１ 低セメンタイト層
１２ 硬質組織
２１ 肩部及び肩外の割れ
Ａ 溶接電極

請求の範囲

［請求項1］ 重ね合わされた複数の鋼板、

前記複数の鋼板を接合するスポット溶接部

を備える溶接継手であって、

前記スポット溶接部は、ナゲット、電極により圧下されたインデンテーション部、及び前記インデンテーション部の周縁部である溶接肩部を有し、

少なくとも、前記複数の鋼板のうち最も外側に配置された１枚の鋼板は引張強さが７８０ＭＰａ以上の高強度鋼板であり、

前記高強度鋼板の化学成分が、質量％で、

Ｃ：０．０８～０．４０％、

Ｓｉ：０．４～２．０％、

Ｍｎ：０．１～５．０％、

ｓｏｌ．Ａｌ：０～２．０％、

Ｐ：０．０３００％以下、

Ｓ：０．０３００％以下、

Ｎ：０．０１００％以下、

Ｂ：０～０．０１００％、

Ｔｉ：０～０．１５００％、

Ｎｂ：０～０．１５０％、

Ｖ：０～０．１５０％、

Ｃｒ：０～２．００％、

Ｎｉ：０～２．００％、

Ｃｕ：０～２．０００００％、

Ｍｏ：０～１．００％、

Ｗ：０～１．０００％、

Ｃａ：０～０．１０００％、

Ｍｇ：０～０．１００％、

Ｚｒ：０～０．１００％、

Ｈｆ：０～０．１００％、

ＲＥＭ：０～０．１０００％

を含有し、残部がＦｅ及び不純物であり、

前記ナゲットの外端から５ｍｍ以上離れた領域において、

前記高強度鋼板の表面から深さ方向に、ＧＤＳで測定したＣ濃度が０．０１％以下である深さが３μｍ以上であり、かつ、前記高強度鋼板の表面の粗さが算術平均粗さＲａで３．０μｍ以下であり、

前記溶接肩部の外端から０～１００μｍの範囲において、

前記高強度鋼板の表面から深さ方向に、セメンタイトの面積率が１０％以下である層の厚さが５μｍ以上である

ことを特徴とする溶接継手。

[請求項2] 前記複数の鋼板のうち１枚以上の鋼板の表面の一部又は全部に、Ｚｎを含有するめっき層を備えることを特徴とする請求項１に記載の溶接継手。

[請求項3] Ｓｉとｓｏｌ．Ａｌの含有量の合計値が１．８％未満であることを特徴とする請求項１又は２に記載の溶接継手。

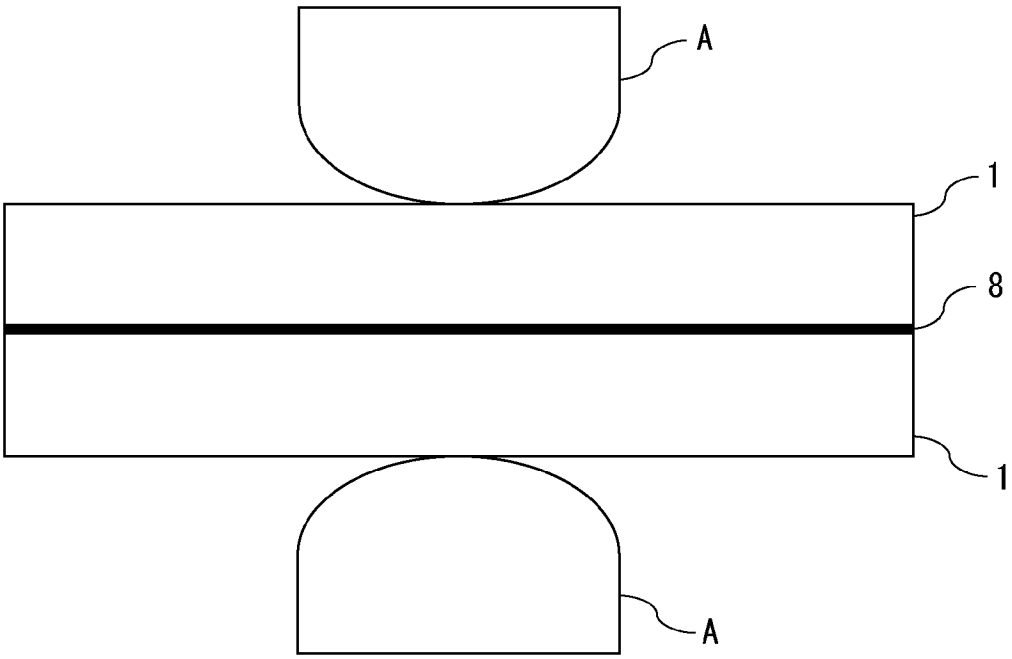
[請求項4] 前記ＧＤＳで測定したＣ濃度が０．０１％以下である深さが５μｍ以上であることを特徴とする請求項１又は２に記載の溶接継手。

[請求項5] 前記ＧＤＳで測定したＣ濃度が０．０１％以下である深さが７μｍ以上であることを特徴とする請求項１又は２に記載の溶接継手。

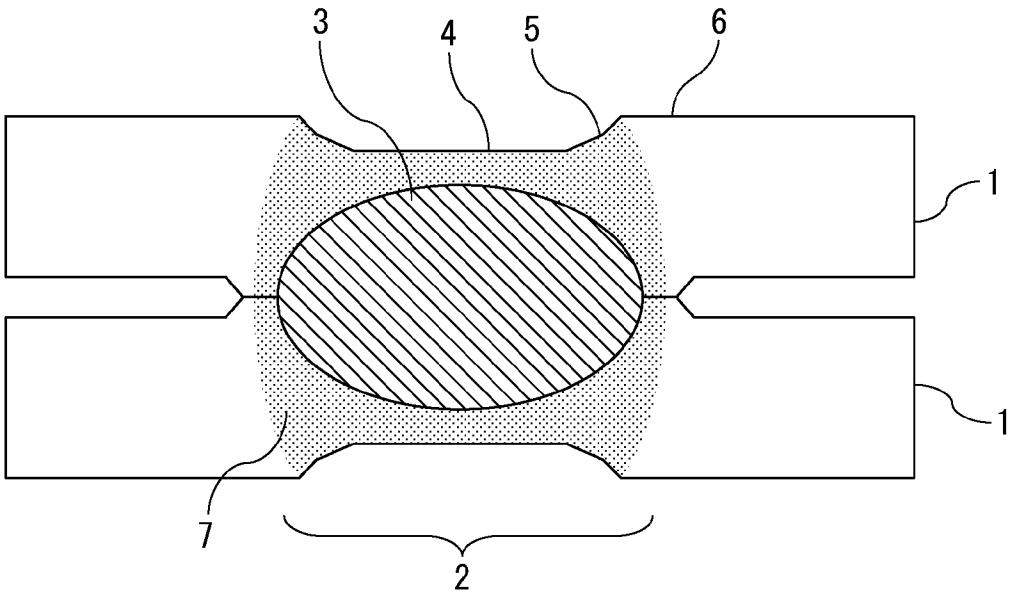
[図1]

図1

（ａ）



（ｂ）



[図2]

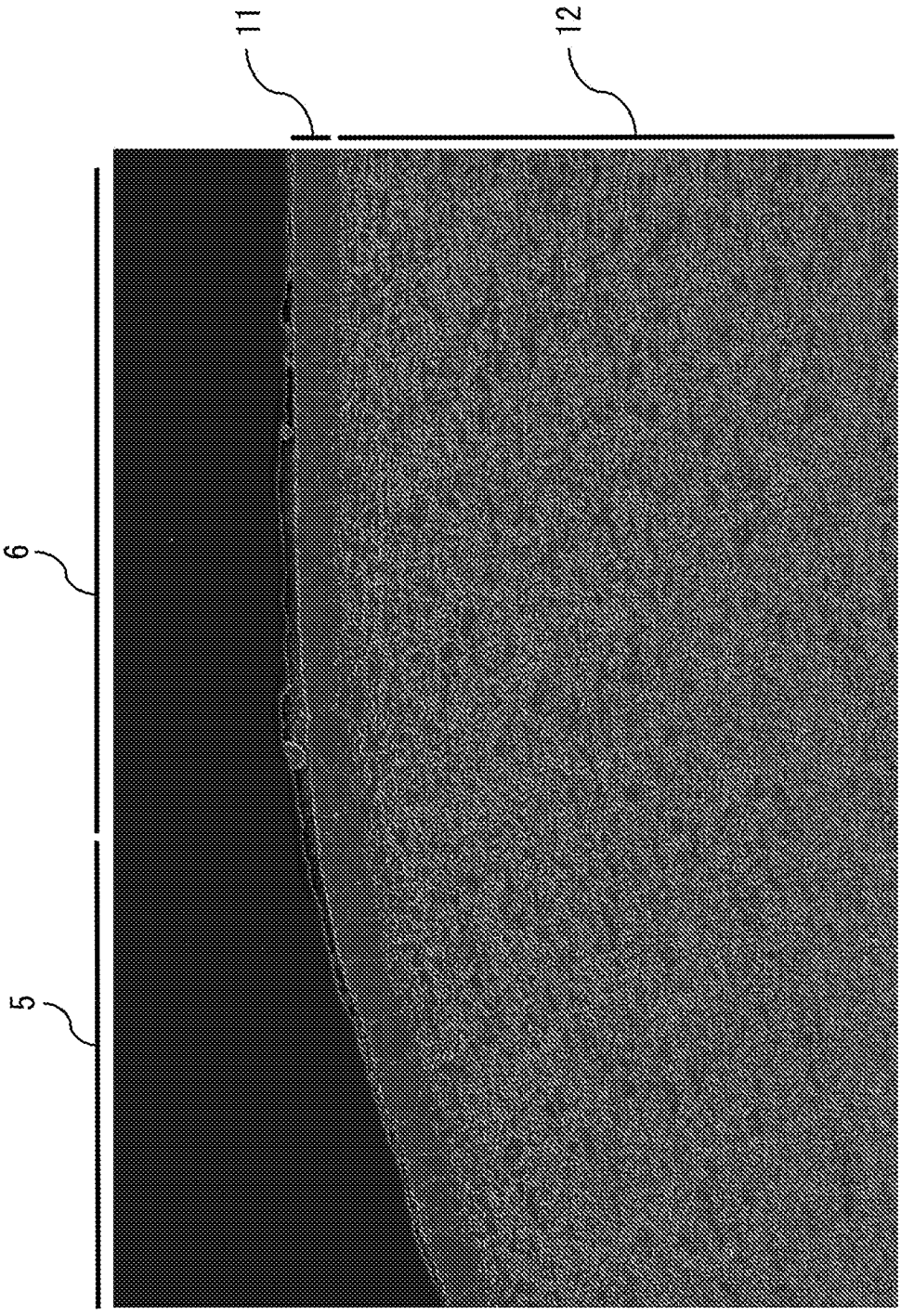
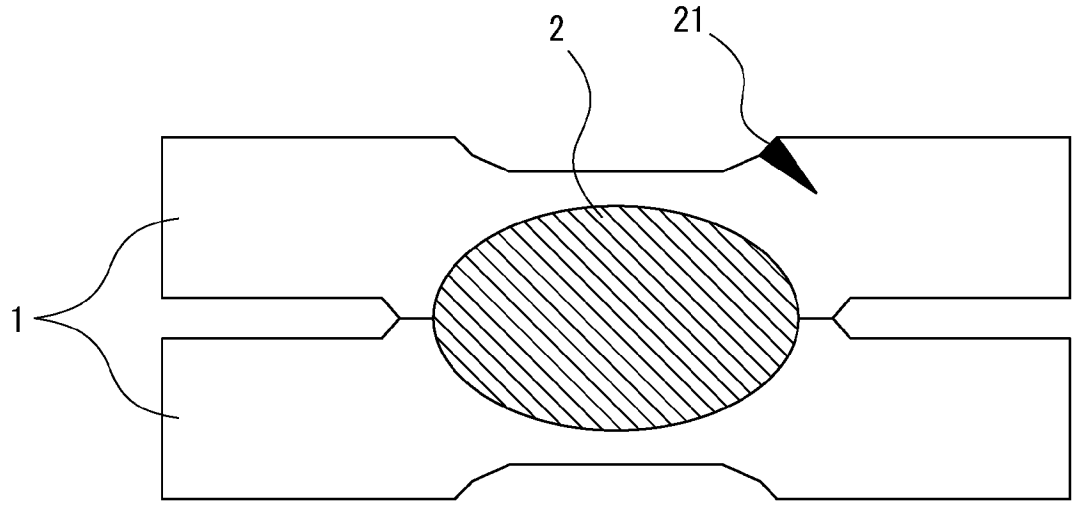


図2

[図3]

図3



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2024/000663

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/00(2006.01)i; ***C22C 38/58***(2006.01)i; *B23K 11/16*(2006.01)n; *C21D 9/46*(2006.01)n; *C22C 18/00*(2006.01)n; *C22C 18/04*(2006.01)n
FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C22C38/58; C21D9/46 G; C21D9/46 J; C22C18/04; B23K11/16 311; C22C18/00

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-38/60; B23K11/16; C21D9/46

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

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2024
Registered utility model specifications of Japan 1996-2024
Published registered utility model applications of Japan 1994-2024

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	JP 2017-2384 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 05 January 2017 (2017-01-05) entire text	1-5
A	WO 2021/200580 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 07 October 2021 (2021-10-07) entire text	1-5
A	WO 2021/200579 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 07 October 2021 (2021-10-07) entire text	1-5
A	WO 2022/239071 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 17 November 2022 (2022-11-17) entire text	1-5
A	WO 2022/210396 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 06 October 2022 (2022-10-06) entire text	1-5

☑ 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
"D" document cited by the applicant in the international application
"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	Date of mailing of the international search report
06 March 2024	**19 March 2024**

Name and mailing address of the ISA/JP	Authorized officer
Japan Patent Office (ISA/JP) **3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915** **Japan**	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2024/000663

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2020/136989 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 02 July 2020 (2020-07-02) entire text	1-5
A	WO 2020/136988 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 02 July 2020 (2020-07-02) entire text	1-5
A	JP 2010-43323 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 25 February 2010 (2010-02-25) entire text	1-5
A	JP 2019-178405 A (JFE STEEL CORPORATION) 17 October 2019 (2019-10-17) paragraph [0005]	1-5
A	WO 2020/129337 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 25 June 2020 (2020-06-25) paragraph [0014]	1-5
A	JP 2002-3948 A (SONY CORPORATION) 09 January 2002 (2002-01-09) paragraph [0012]	1-5

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2024/000663

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP 2017-2384 A	05 January 2017	(Family: none)	
WO 2021/200580 A1	07 October 2021	US 2023/0151451 A1 entire text EP 4130324 A1 KR 10-2022-0145391 A CN 115362279 A	
WO 2021/200579 A1	07 October 2021	US 2023/0129828 A1 entire text EP 4130323 A1 KR 10-2022-0145390 A CN 115349028 A	
WO 2022/239071 A1	17 November 2022	CN 117280068 A entire text KR 10-2023-0165834 A	
WO 2022/210396 A1	06 October 2022	EP 4296396 A1 entire text KR 10-2023-0148847 A CN 117098867 A	
WO 2020/136989 A1	02 July 2020	US 2022/0098687 A1 entire text EP 3904553 A1 CN 113227429 A KR 10-2021-0094620 A	
WO 2020/136988 A1	02 July 2020	US 2022/0074013 A1 entire text EP 3904552 A1 CN 113227428 A KR 10-2021-0095189 A	
JP 2010-43323 A	25 February 2010	(Family: none)	
JP 2019-178405 A	17 October 2019	(Family: none)	
WO 2020/129337 A1	25 June 2020	US 2021/0310091 A1 paragraph [0015] EP 3901301 A1 CN 113227423 A KR 10-2021-0091282 A	
JP 2002-3948 A	09 January 2002	(Family: none)	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2024/000663

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i; B23K 11/16(2006.01)n; C21D 9/46(2006.01)n;
C22C 18/00(2006.01)n; C22C 18/04(2006.01)n
FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C22C38/58; C21D9/46 G; C21D9/46 J; C22C18/04; B23K11/16 311;
C22C18/00

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））

C22C38/00-38/60; B23K11/16; C21D9/46

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	１９７１－２０２４年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２４年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２４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	JP 2017-2384 A (新日鐵住金株式会社) 05.01.2017 (2017-01-05) 全文	1-5
A	WO 2021/200580 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 07.10.2021 (2021-10-07) 全文	1-5
A	WO 2021/200579 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 07.10.2021 (2021-10-07) 全文	1-5
A	WO 2022/239071 A1 (日本製鉄株式会社) 17.11.2022 (2022-11-17) 全文	1-5
A	WO 2022/210396 A1 (日本製鉄株式会社) 06.10.2022 (2022-10-06) 全文	1-5
A	WO 2020/136989 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 02.07.2020 (2020-07-02) 全文	1-5

☑ 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
“D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献
“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抵触するものではなく、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
06.03.2024	19.03.2024

名称及びあて先

日本国特許庁(ISA/JP)
〒100-8915
日本国
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

権限のある職員（特許庁審査官）

河口　展明 4K 3770

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

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 2020/136988 A1（ＪＦＥスチール株式会社）02.07.2020（2020-07-02） 全文	1-5
A	JP 2010-43323 A（住友金属工業株式会社）25.02.2010（2010-02-25） 全文	1-5
A	JP 2019-178405 A（ＪＦＥスチール株式会社）17.10.2019（2019-10-17） ０００５	1-5
A	WO 2020/129337 A1（ＪＦＥスチール株式会社）25.06.2020（2020-06-25） ００１４	1-5
A	JP 2002-3948 A（ソニー株式会社）09.01.2002（2002-01-09） ００１２	1-5

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2024/000663

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 2017-2384 A	05.01.2017	（ファミリーなし）	
WO 2021/200580 A1	07.10.2021	US 2023/0151451 A1 全文 EP 4130324 A1 KR 10-2022-0145391 A CN 115362279 A	
WO 2021/200579 A1	07.10.2021	US 2023/0129828 A1 全文 EP 4130323 A1 KR 10-2022-0145390 A CN 115349028 A	
WO 2022/239071 A1	17.11.2022	CN 117280068 A 全文 KR 10-2023-0165834 A	
WO 2022/210396 A1	06.10.2022	EP 4296396 A1 全文 KR 10-2023-0148847 A CN 117098867 A	
WO 2020/136989 A1	02.07.2020	US 2022/0098687 A1 全文 EP 3904553 A1 CN 113227429 A KR 10-2021-0094620 A	
WO 2020/136988 A1	02.07.2020	US 2022/0074013 A1 全文 EP 3904552 A1 CN 113227428 A KR 10-2021-0095189 A	
JP 2010-43323 A	25.02.2010	（ファミリーなし）	
JP 2019-178405 A	17.10.2019	（ファミリーなし）	
WO 2020/129337 A1	25.06.2020	US 2021/0310091 A1 ００１５ EP 3901301 A1 CN 113227423 A KR 10-2021-0091282 A	
JP 2002-3948 A	09.01.2002	（ファミリーなし）	