

(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3月14日(14.03.2024)



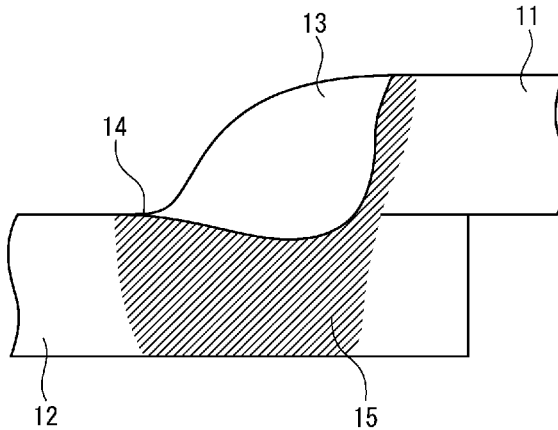
(10) 国際公開番号
WO 2024/053665 A1

- (51) 国際特許分類:
C21D 3/04 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C22C 18/00 (2006.01) B23K 9/23 (2006.01)
C22C 18/04 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2023/032486
- (22) 国際出願日: 2023年9月6日(06.09.2023)
- (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 2022-141560 2022年9月6日(06.09.2022) 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). 横山 卓史 (YOKOYAMA, Takafumi); 〒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).
- (74) 代理人: 青木 篤, 外 (AOKI, Atsushi et al.); 〒1050001 東京都港区虎ノ門一丁目2-3

(54) Title: WELDED JOINT

(54) 発明の名称: 溶接継手

図1



(57) Abstract: The present invention addresses the problem of providing a welded joint inhibited from having undergone LME cracking during the production. This welded joint is characterized in that: the welded joint is configured of plated steel plates having given chemical components; in the non-heat-affected portion of each plated steel plate, the depths at which the concentration of C as determined by GDS is 0.05% or less are 5 μm or greater from the interface as a starting point between the plating layer and the base steel plate along the base depth direction; in a cross-section of the non-heat-affected portion of the steel plate, the interface between the plating layer and the base steel plate has a roughness of 3.0 μm or less in terms of Ra; and in the range of 0-100 μm from each edge of the bead of the weld in the direction opposite from the weld, the concentration of C in the base steel plate at a depth of 5 μm from the interface as a starting point between the plating layer and the base steel plate is 0.05% or less.

WO 2024/053665 A1

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 :

- 一 国際調査報告 (条約第21条(3))

(57) 要約 : 本発明は、製造時の L M E 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、溶接継手を構成するめっき鋼板が所定の化学成分を有し、めっき鋼板の非熱影響部におけるめっき層と母材鋼板の界面を起点として、母材の深さ方向に、G D S で測定した C 濃度が 0.05% 以下である深さが 5 μ m 以上であり、非熱影響部の鋼板の断面における、めっき層と母材鋼板の界面の粗さが R a で 3.0 μ m 以下であり、溶接部のビード止端部から、溶接部と反対の方向へ 0 ~ 100 μ m の範囲において、めっき鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として母材鋼板の深さ 5 μ m における C 濃度が 0.05% 以下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、高強度鋼板をアーク溶接して溶接構造物として使用される場合が多い。

[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/mm²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割れを抑制した重ね隅肉アーク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、アーク溶接する鋼板中にSi、Alを多量に含有させ、鋼板を適切な表面状態とし高露点焼鈍を施すことにより、溶接部周辺が脱炭され、さらにフェライト(α)相が安定化し、溶接継手製造時に溶接部周辺の鋼板表層の低いC濃度を保つことによって、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) 引張強さが780MPa以上である2枚のめっき鋼板がアーク溶接により接合された溶接継手であって、前記溶接継手は溶接部、熱影響部、及び非熱影響部を有し、前記めっき鋼板は母材鋼板及びめっき層を備え、前記めっき層は、少なくとも前記非熱影響部の一部に形成され、前記めっき層はZnを含有し、前記2枚の鋼板の母材鋼板の化学成分が、質量%で、C:0.05~0.40%、Si:0.7~3.0%、Mn:0.1~5.0%、sol. Al:0.2~2.0%、P:0.0300%以下、S:0.0300%以下、N:0.0100%以下、B:0~0.010%、Ti:0~0.150%、Nb:0~0.150%、V:0~0.150%、Cr:0~2.00%、Ni:0~2.00%、Cu:0~2.00%、Mo:0~1.00%、W:0~1.00%、Ca:0~0.100%、Mg:0~0.100%、Zr:0~0.100%、Hf:0~0.100%、REM:0~0.100%を含有し、残部がFe及び不純物であり、Siとsol. Alの含有量の合計値が1.0%以上であり、前記非熱影響部において、前記めっき鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として、前記母材鋼板の深さ方向に、GDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが5 μ m以

上であり、かつ、前記めっき鋼板の断面における、めっき層と母材鋼板の界面の粗さがRaで3.0 μm 以下であり、前記溶接部のビード止端部から、前記溶接部と反対の方向へ0~100 μm の範囲において、前記めっき鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として前記母材鋼板の深さ5 μm におけるC濃度が0.05%以下であることを特徴とする溶接継手。

[0011] (2) 前記めっき鋼板の非熱影響部におけるめっき層と母材鋼板の界面を起点として、母材の深さ方向に、GDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが15 μm 以上であることを特徴とする前記(1)の溶接継手。

[0012] (3) 前記非熱影響部の前記めっき鋼板の断面における、めっき層と母材鋼板の界面の粗さがRaで2.0 μm 以下であることを特徴とする前記(1)の溶接継手。

[0013] (4) 前記めっき鋼板の非熱影響部におけるめっき層と母材鋼板の界面を起点として、母材の深さ方向に、GDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが15 μm 以上であり、前記非熱影響部の前記めっき鋼板の断面における、めっき層と母材鋼板の界面の粗さがRaで2.0 μm 以下であることを特徴とする前記(1)の溶接継手。

[0014] (5) 前記溶接部のビード止端部から、前記溶接部と反対の方向へ0~100 μm の範囲において、前記めっき鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として前記母材鋼板の深さ5 μm におけるC濃度が0.02%以下であることを特徴とする前記(1)~(4)のいずれかの溶接継手。

[0015] (6) 前記溶接部のビード止端部から、前記溶接部と反対の方向へ0~100 μm の範囲において、前記めっき鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として前記母材鋼板の深さ5 μm におけるC濃度が0.01%以下であることを特徴とする前記(1)~(4)のいずれかの溶接継手。

発明の効果

[0016] 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

[0017] [図1]本発明の溶接継手の一例の、溶接部周辺の概略を示す図である。

[図2]本発明の溶接継手の他の例の、溶接部周辺の概略を示す図である。

発明を実施するための形態

[0018] 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、製造時の耐LME性を向上させる概略を説明する。

[0019] LME割れは、溶接時に鋼板の表層部が加熱されてオーステナイトに変態し、オーステナイトの粒界にめっきが溶融して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。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、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100 μ m程度の深さまでの範囲をいうものとする。

[0020] 具体的には、本発明の溶接継手においては、非熱影響部において、溶接継手を構成するめっき鋼板（以下、単に「鋼板」ということもある）のめっき層と母材鋼板の界面を起点として、母材の深さ方向に、GDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが5 μ m以上である。これは、溶接継手を構成するめっき鋼板の表層において、LMEを生じさせやすい元素であるCの濃度が低いことを意味する。通常、焼鈍のように鋼板を加熱する場合には、鋼板表面で酸化物（スケール）が形成される外部酸化が生じ、脱炭が進みにくくなり、表層におけるC濃度は低くなりにくい。本発明においては溶接継手を構成する鋼板の製造時に、鋼板の表面粗さを大きくせずに表層に強いひずみを付与することで、材料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。

[0021] さらに、本発明の溶接継手においては、溶接部のビード止端部から、溶接部と反対の方向（溶接境界と垂直な方向で溶接部から離れる方向）へ0~100 μ mの範囲において、めっき鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として母材鋼板の深さ5 μ mにおけるC濃度が0.05%以下である。すなわ

ち、熱影響部においても、C濃度が低くなっている。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る。熱影響部は板厚方向断面をSEMで観察することで確認することができる。なお、「非熱影響部」は、熱影響部以外の部分のことである。溶接部のビード止端部から、溶接部と反対の方向へ0~100 μ mの範囲は、熱影響部であると判断してよい。

[0022] このように、溶接熱の影響を受けても、C濃度が高くない組織をどのように形成するかが問題となる。本発明の溶接継手を構成する鋼板においては、従来、鋼中に含有されると耐LME性を低下させると知られていたSiを多量に含有させる。これは、本発明者らの検討の結果、従来の知見とは反対に、Siをsol. Alとともに多量に含有させることで、溶接継手製造時の耐LME性が向上することが知見されたことによる。これは、鋼板の製造時に高露点下で焼鈍を施すことにより、内部酸化物が形成され、外部酸化物の形成を抑えることにより、多量に含有されたSiの効果でフェライトを安定化し、溶接継手の製造時に、溶接部周辺の鋼板の表層の低いC濃度が保たれることによると考えられる。

[0023] すなわち、本発明の溶接継手は、溶接継手を構成する鋼板のSiの高い含有量、焼鈍前の表層へのひずみの付与、焼鈍時の露点の制御が複合した効果によって、鋼板の表層に、溶接による熱の影響を受けてもC濃度の低い組織を形成することによって、溶接継手製造時の耐LME性の向上を可能としたものである。

[0024] 以下、本発明について詳細に説明する。

[0025] 本発明の溶接継手は、2枚の鋼板がアーク溶接されてなる。図面を参照して、本発明の溶接継手の構成について説明する。図1は2枚の重ねた鋼板を、アーク溶接（重ね隅肉溶接）で接合した溶接継手の溶接部周辺の概略を示す図である。2枚の鋼板11（上板）、12（下板）が、アーク溶接により形成された溶接ビードからなる溶接部13で接合されている。図1は垂直断面図であり、鋼板11、12、溶接部13は、紙面垂直方向に延在する。溶

接部 1 3 は、溶接ビードの表面と鋼板の面とが交わる部分であるビード止端部 1 4 を有する。溶接部 1 3 の周辺には、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熱影響部 1 5 が形成される。

[0026] 本発明の溶接継手は、2枚の突き合わせた鋼板をアーク溶接（突合せ溶接）で接合した溶接継手であってよい。図 2 は、突き合わせ溶接で接合した溶接継手の溶接部周辺の概略を示す図である。2枚の鋼板 2 1、2 2 が、アーク溶接により形成された溶接ビードからなる溶接部 2 3 で接合されている。図 2 は垂直断面図であり、鋼板 2 1、2 2、溶接部 2 3 は、紙面垂直方向に延在する。溶接部 2 3 は、溶接ビードの表面と鋼板の面とが交わる部分であるビード止端部 2 4 を有する。溶接部 2 3 の周辺には、熱影響部 2 5 が形成される。

[0027] 図 1 に示された重ね隅肉溶接された溶接継手の場合も、図 2 に示された突き合わせ溶接された溶接継手の場合も、鋼板をアーク溶接で接合したことは、溶接部が紙面垂直方向に延在することによって確認できる。

[0028] <鋼板の化学成分>

はじめに、溶接継手を構成するめっき鋼板の母材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。

[0029] (C : 0.05 ~ 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 780 MPa 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、また、鋼板の表層の C 濃度が高くなりすぎないように、C の含有量は 0.05 ~ 0.40% とする。C の含有量が大きすぎると、後述する高露点焼鈍によっても、鋼板表層の C 濃度が低くなくなる。C の含有量限は、0.07% 以上、0.10% 以上、又は 0.12% 以上であってよい。C の含有量は 0.35% 以下、0.30% 以下、又は 0.25% 以下であってよい。

[0030] (Si : 0.7~3.0%、sol. Al : 0.2~2.0%、Si + sol. Al \geq 1.0%)

Si (ケイ素) は、Al (アルミニウム) と複合添加することにより、フェライト安定化と脱炭を促す元素である。耐LME性向上の効果を得るためには、Si : 0.7~3.0%、sol. Al : 0.2~2.0%を含有させ、さらに、Siとsol. Alの含有量の合計値を1.0%以上とする。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。Siの含有量は0.8%以上、0.9%以上、又は1.0%以上であってよい。Siの含有量は2.8%以下、2.5%以下、又は2.0%以下であってよい。sol. Alの含有量は、0.3%以上、0.4%以上、又は0.5%以上であってよい。sol. Alの含有量は、1.8%以下、1.6%以下、又は1.5%以下であってよい。Siとsol. Alの含有量の合計値は、1.2%以上、1.4%以上、1.6%以上、又は1.8%以上であってよい。

[0031] (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。

[0032] (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。

。

[0033] (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、0.0030%以下、0.0020%以下、又は0.0010%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。

[0034] (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、0.0030%以下、0.0020%以下、又は0.0010%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、0.0002%以上、0.0003%以上、又は0.0005%以上であってよい。

[0035] (B : 0~0.010%)

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靱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、0.0003%以上、0.0005%以上、0.0007%以上、又は0.0010%以上であってよい。一方、十分な靱性を確保する観点から、Bの含有量は0.010%以下とする。Bの含有量は0.0080%以下、0.

0.060%以下、0.0050%以下、0.0040%以下、又は0.0030%以下であってよい。

[0036] (Ti : 0~0.150%)

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、0.0003%以上、0.0005%以上、0.0007%以上、又は0.0010%以上であってよい。一方、過剰に含有すると粗大なTiNが生成して靱性が損なわれるおそれがあるため、Tiの含有量は0.150%以下とする。Tiの含有量は0.1000%以下、0.0500%以下、0.0300%以下、0.0200%以下、0.0100%以下、0.0050%以下、又は0.0030%以下であってよい。

[0037] (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、0.003%以上、0.005%以上、又は0.008%以上であってよい。一方、十分な靱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0.100%以下、0.060%以下、0.050%以下、0.040%以下、又は0.030%以下であってよい。

[0038] (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0.002%以上、0.003%以上、又は0.005%以上であってよい。一方、十分な靱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0.100%以下、0.060%以下、0.050%以下、0.040%以下、0.030%以下、又は0.020%以下であってよい。

[0039] (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%以上とすることが好ましい。Crの含有量は0.01%以上、0.02%以上、0.03%以上、0.05%以上、又は0.08%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、1.50%以下、1.20%以下、1.00%以下、0.70%以下、0.50%以下、又は0.30%以下であってよい。

[0040] (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、又は0.02%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、1.50%以下、1.20%以下、1.00%以下、0.80%以下、0.50%以下、0.30%以下、0.20%以下、0.10%以下、又は0.05%以下であってよい。

[0041] (Cu : 0~2.00%)

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、0.0003%以上、又は0.0005%以上であってよい。一方、韌性低下や鑄造後のスラブの割れを抑制する観点から、Cuの含有量は2.00%以下とする。Cuの含有量は1.8000%以下、1.5000%以下、1.2000%以下、1.0000%以下、0.5000%以下、0.1000%以下、0.0500%以下、0.0100%以下、0.0050%以下、0.0030%以下、又は0.0020%以下であってよい。

[0042] (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、0.02%以上、0.03%以上、0.05%以上、又は0.08%以上であってよい。一方、韌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、0.70%以下、0.50%以下、又は0.30%以下であってよい。

[0043] (W : 0~1.00%)

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、0.005%以上、又は0.01%以上であってよい。一方、韌性の低下を抑制する観点から、Wの含有量は1.00%

以下とする。Wの含有量は0.90%以下、0.70%以下、0.50%以下、0.30%以下、0.10%以下、0.05%以下、又は0.03%以下であってよい。

[0044] (Ca : 0~0.100%)

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、靱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0.100%以下とする。Caの含有量は0.0800%以下、0.0500%以下、0.0100%以下、0.0050%以下、0.0030%以下、0.0020%以下、0.0010%以下、0.0008%以下、又は0.0005%以下であってよい。

[0045] (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、靱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、0.0005%以上、又は0.0008%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、0.050%以下、0.010%以下、0.005%以下、又は0.003%以下であってよい。

[0046] (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、靱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0.002%以上、0.003%以上、0.005%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0.080%以下、0.050%以下、0.040%以下、又は0.030%以下であってよい。

[0047] (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、靱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、0.0005%以上、又は0.0008%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0.050%以下、0.030%以下、0.010%以下、0.005%以下、又は0.003%以下であってよい。

[0048] (REM : 0~0.100%)

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、靱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、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0.100%以下とする。REMの含有量は0.0500%以下、0.0300%以下、0.0100%以下、0.0050%以下、0.0030%以下、又は0.00

20%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。

[0049] 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耐LME性に悪影響を与えないものを意味する。

[0050] 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。

[0051] 本発明の溶接継手を構成するめっき鋼板は、母材鋼板と母材鋼板の表面のうち、少なくとも溶接時の非熱影響部の一部に相当する表面に形成されたZnを含有するめっき層を備える。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、Zn-30%Al-10%Mgが挙げられる。めっき層は、非熱影響部に相当する面以外にも形成されていてもよい。

[0052] 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。

[0053] めっき層の厚さは、例えば3~50 μm 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10~170 g/m^2 で

あってよい。本発明において、めっき層の付着量は、母材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、 $5\ \mu\text{m}$ 以上、 $10\ \mu\text{m}$ 以上、 $15\ \mu\text{m}$ 以上、又は $20\ \mu\text{m}$ 以上であってよい。めっき層の厚さは、 $40\ \mu\text{m}$ 以下、又は $30\ \mu\text{m}$ 以下であってよい。めっき層の付着量は、片面当たり、 $20\ \text{g}/\text{m}^2$ 以上、 $30\ \text{g}/\text{m}^2$ 以上、 $40\ \text{g}/\text{m}^2$ 以上、又は $50\ \text{g}/\text{m}^2$ 以上であってよい。めっき層の付着量は、片面当たり、 $150\ \text{g}/\text{m}^2$ 以下、 $130\ \text{g}/\text{m}^2$ 以下、 $120\ \text{g}/\text{m}^2$ 以下、又は $100\ \text{g}/\text{m}^2$ 以下であってよい。

[0054] 本発明の溶接継手を構成する鋼板の板厚は、特に限定されない。例えば、 $0.6\sim 3.2\ \text{mm}$ とすることができる。板厚は、 $0.8\ \text{mm}$ 以上、又は $1.0\ \text{mm}$ 以上であってよい。板厚は $3.0\ \text{mm}$ 以下、 $2.6\ \text{mm}$ 以下、 $2.4\ \text{mm}$ 以下、 $2.2\ \text{mm}$ 以下、 $2.0\ \text{mm}$ 以下、又は $1.8\ \text{mm}$ 以下であってよい。

[0055] <溶接継手を構成する鋼板の組織>

次に、溶接継手を構成する鋼板の組織について説明する。

[0056] [非熱影響部のC濃度]

本発明の溶接継手においては、鋼板の非熱影響部におけるめっき層と母材鋼板の界面を起点として、母材の深さ方向に、GDSで測定したC濃度が 0.05% 以下である深さが $5\ \mu\text{m}$ 以上である。熱影響部はアーク溶接の過程で熱により材料特性が変化した部分で、SEM観察で確認することができる。非熱影響部は、熱影響部以外の部分である。

[0057] LMEの感受性はC濃度が低くなると低下するので、非熱影響部のC濃度を低くすることで、溶接継手製造時の耐LME性が向上する。

[0058] このような組織は、鋼板の化学成分を、前述のとおり、Si及びAlが多量に含有される成分とし、後述する熱処理を施し、アーク溶接することにより得ることができる。

[0059] C濃度が 0.05% 以下である深さが $5\ \mu\text{m}$ 以上であれば、製造時の耐L

ME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ず、深さは、例えば、 $50\mu\text{m}$ 以下、 $40\mu\text{m}$ 以下、又は $30\mu\text{m}$ 以下であってよい。C濃度が 0.05% 以下である深さは、 $7\mu\text{m}$ 以上、 $8\mu\text{m}$ 以上、 $10\mu\text{m}$ 以上、又は $12\mu\text{m}$ 以上であってよく、好ましくは $15\mu\text{m}$ 以上である。

[0060] 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。「深さ」の起点は、母材鋼板とめっき層の界面である。母材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 $150\mu\text{m}$ のFeの濃度の 93% となる位置とする。

[0061] 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： $4\text{mm}\phi$

RF出力： 30W

計測時間： $200\sim 1500$ 秒

[0062] [非熱影響部における界面粗さ]

本発明の溶接継手は、非熱影響部の鋼板の断面におけるめっき層と母材鋼板との界面の粗さが、JIS B0601：2013で定義される算術平均高さRaで $3.0\mu\text{m}$ 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 $2.5\mu\text{m}$ 以下、又は $2.0\mu\text{m}$ 以下であってよい。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。

[0063] [ビード止端部の外側のC濃度]

本発明の溶接継手においては、溶接部のビード止端部から、溶接部と反対の方向（溶接境界と垂直な方向で溶接部から離れる方向）へ $0\sim 100\mu\text{m}$ の範囲において、鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として母材鋼板の深さ $5\mu\text{m}$ におけるC濃度が 0.05% 以下である。

[0064] LMEの感受性はC濃度が低くなると低下するので、溶接部のビード止端

部外側のC濃度を低くすることで、溶接継手製造時の耐LME性が向上する。

[0065] さらに、溶接部のビード止端部から、溶接部と反対の方向へ0~100 μ mの範囲において、鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として母材鋼板の深さ5 μ mにおけるC濃度が0.02%以下であると、耐LME性向上の観点から好ましい。溶接部と反対の方向へ0~100 μ mの範囲における、鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として母材鋼板の深さ5 μ mにおけるC濃度は、0.01%以下であると、より好ましい。

[0066] C濃度はSEM-EPMAで測定する。測定方法は、以下のとおりである。溶接継手から、ビード止端部の外側0~100 μ mの範囲が含まれるように観察試料を切り出し、鋼板の厚さ方向の断面を鏡面研磨する。続いて、EPMAを用いて、研磨した観察試料を、検量線法で、点分析する。点分析とは、設定上、測定範囲を直径0 μ mとした定量分析のことである。EPMA装置としては、例えば、日本電子株式会社製JXA-8500が使用できる。EPMAの分析条件は加速電圧15kV、照射電流 5×10^{-7} Aとする。観察倍率は5000倍とする。検量線は、Fe-0.01%C、Fe-0.05%C、Fe-0.10%C合金を作製して、上記の合金の平均C濃度を上述の条件で測定し、作成する。

[0067] 点分析による測定は、鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として深さ5 μ mの位置について、ビード止端部の外側0~100 μ mの範囲を5 μ m刻みで行い、各位置での測定値の平均値を、溶接部と反対の方向へ0~100 μ mの範囲における深さ5 μ mにおけるC濃度とする。

[0068] [鋼板の引張強さ]

本発明は、高強度の鋼板で発生するLMEを抑制したものであるから、溶接継手を構成する鋼板は高強度である。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、韌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 2

241 : 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。

[0069] 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）。

[0070] $Hv = 0.301 \times TS + 5.701$

（ただし、Hvはビッカース硬度、TSは引張強さ（単位：MPa）である）

[0071] 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。

[0072] 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。

[0073] 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鋼板の製造方法を説明する。

[0074] 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鑄造して鋼片を形成する鑄造工程、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、冷延鋼板に対してブラシ研削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、熱延工程後に巻取らず、酸洗してそのまま冷延を施してもよい。

[0075] [鑄造工程]

鑄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、通常連続鑄造、インゴット法による鑄造などの方法で鑄造すればよい。

[0076] [熱延工程]

鑄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、鑄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。

[0077] [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酸洗して後述する冷延を行うこともできる。

[0078] [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。

[0079] [前処理工程]

前述したように溶接継手において、鋼板の非熱影響部におけるめっき層と母材鋼板の界面を起点として、母材の深さ方向に、GDSで測定したC濃度

が0.05%以下である深さが5 μ m以上とし、溶接部のビード止端部から、溶接部と反対の方向へ0~100 μ mの範囲において、鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として母材鋼板の深さ5 μ mにおけるC濃度が0.05%以下とするためには、鋼板の焼鈍前に所定の前処理を行い、その後、焼鈍を行う必要がある。

[0080] 前処理は、研削ブラシで冷延鋼板表面を研削すること（ブラシ研削処理）を含む。使用できる研削ブラシとして、例えば、ホタニ社製M-33が挙げられる。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。研削する際に鋼板表面にNaOH 1.0~5.0%水溶液を塗布するとよい。ブラシ圧下量0.5~10.0mm、回転数100~1000rpmであるとよい。このような塗布液条件、ブラシ圧下量、回転数に制御してブラシ研削処理を行うことで、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し、溶接継手の製造時に溶接部周辺の低いC濃度を保つことができる。

[0081] [焼鈍工程]

前処理工程の後、冷延鋼板に焼鈍を行う。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。

[0082] 焼鈍工程の保持温度は750~900 $^{\circ}$ Cとする。保持温度は770~870 $^{\circ}$ C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、フェライト相を安定化することができる。保持温度までの昇温速度は、特に限定されないが1~10 $^{\circ}$ C/秒で行えばよい。

[0083] 焼鈍工程の保持温度での保持時間は、20~300秒間とする。保持時間は30~250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、フェライト相を安定化することができる。

[0084] 焼鈍工程の雰囲気は、露点-30~20 $^{\circ}$ Cとする。露点は-10~5 $^{\circ}$ Cであってよい。雰囲気は、例えば、N₂-1~10vol%H₂、N₂-2~4vol%

1% H₂であってよい。露点が高すぎたり低すぎたりすると、鋼板の外部にS i、Mn、Alなどの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。

[0085] 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、フェライト相が安定化し、溶接継手製造時に溶接部周辺のC濃度を低く保つことができる鋼板を得ることができる。

[0086] <めっき鋼板の製造方法>

本発明に係る溶接継手を構成するめっき鋼板は、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。

[0087] 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、N₂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。

[0088] <アーク溶接工程>

上述した鋼板を2枚重ね合わせ、あるいは突き合わせ、アーク溶接して溶接継手を得る。アーク溶接の溶接条件や、使用するワイヤは特に限定されない、例えば、溶接電流：80～300A、溶接電圧：15～35V、溶接速度：50～200cm/minとし、溶接ガス：10～30%CO₂+Ar、流量：10～30L/minでアーク溶接をすることができる。

[0089] 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

- [0090] 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。
- [0091] <実施例 1 >
(鋼板試料の作製)
- [0092] 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 1.6 mm とした。
- [0093] 次に、冷延鋼板に、NaOH 2.0% 水溶液を塗布し、ブラシ研削する前処理を行った。ブラシ研削は、研削ブラシとしてホタニ社製 M-33 を用いて、ブラシ圧下量 2.0 mm、回転数 600 rpm で行った (表 2 の条件 A)。
- [0094] 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、表層部側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。
- [0095] 評価 AA : 2.0 μm 以下
評価 A : 2.0 μm 超、3.0 μm 以下
評価 B : 3.0 μm 超
- [0096] その後、露点 0℃、保持温度 800℃、保持時間 20 秒とし、酸素濃度 20 ppm 以下の炉内において N₂-4% H₂ ガス雰囲気中で焼鈍処理を行い、鋼板試料を作製した。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、15 MPa の張力をかけた状態で行った。

[0097] 焼鈍処理に続いて、鋼板にめっき処理を施し、熔融亜鉛めっき鋼板を得た。めっき処理は、460℃の熔融亜鉛めっき浴（Zn-0.2%Al）に3秒間浸漬した。浸漬後、100mm/秒で引き抜き、N₂ワイピングガスによりめっき付着量を50g/m²に制御した。

[0098] <実施例2~28、比較例29~41>

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と同様に鋼板を製造した。なお、No.40ではブラシ研削する前処理を省略した。また、No.41では、研削ブラシホタニ社製D-100を用いた（表2の条件B）。D-100は、研削量がM-33の2倍程度大きいブラシである。

[0099] 表3に示されるめっき種の組成、浴温は以下のとおりである。Fはめっき処理の後、530℃、20秒の合金化処理を施し、合金化熔融亜鉛めっきとした。

[0100] A: Zn-0.2%Al (460℃)
B: Zn-0.5%Al (440℃)
C: Zn-1.5%Al-1.5%Mg (500℃)
D: Zn-20%Al-7%Mg (530℃)
E: Zn-30%Al-10%Mg (530℃)
F: Zn-0.14%Al (450℃) 合金化熔融亜鉛めっき

[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	0.05	0.8	2.0	0.2	0.0001	0.0008	0.0007						1.0
2	実施例	0.10	0.9	2.0	0.5	0.0080	0.0003	0.0002	0.0005	0.0002				1.4
3	実施例	0.10	0.9	2.2	0.7	0.0080	0.0003	0.0007	0.0002	0.0006			Hf:0.001	1.6
4	実施例	0.10	1.2	2.2	1.0	0.0070	0.0005	0.0004	0.0002	0.0001				2.2
5	実施例	0.10	0.9	2.2	0.8	0.0020	0.0003	0.0003	0.0003	0.0009			Mg:0.001	1.7
6	実施例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0002	0.0009	0.0009	0.0003				2.0
7	実施例	0.20	0.9	2.0	1.0	0.0020	0.0010	0.0002	0.0005	0.0001			Zr:0.015	1.9
8	実施例	0.20	0.8	2.2	0.2	0.0008	0.0009	0.0006	0.0006	0.0008			Cr:0.1	1.0
9	実施例	0.20	1.0	2.5	1.0	0.0017	0.0003	0.0002	0.0002	0.0006			Ni:0.02	2.0
10	実施例	0.20	1.0	2.3	0.8	0.0011	0.0004	0.0001	0.0003	0.0007			Cu:0.0007	1.8
11	実施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0031	0.0004	0.0007	0.0003	0.0009			Zr:0.015	2.0
12	実施例	0.20	1.0	2.5	1.0	0.0065	0.0007	0.0007	0.0003	0.0007				2.0
13	実施例	0.20	0.8	2.3	0.2	0.0040	0.0007	0.0009	0.0007	0.0007				1.0
14	実施例	0.20	0.8	2.3	0.2	0.0012	0.0004	0.0009	0.0009	0.0007				1.0
15	実施例	0.25	1.0	2.2	1.0	0.0032	0.0005	0.0006	0.0008	0.0008				2.0
16	実施例	0.25	1.0	2.2	1.0	0.0012	0.0005	0.0005	0.0007	0.0008			Nb:0.010	2.0
17	実施例	0.25	1.0	2.2	1.0	0.0040	0.0005	0.0006	0.0006	0.0009			V:0.007	2.0
18	実施例	0.30	1.0	2.5	1.0	0.0099	0.0009	0.0010	0.0003	0.0007				2.0
19	実施例	0.20	0.8	2.3	0.2	0.0031	0.0004	0.0002	0.0002	0.0007				1.0
20	実施例	0.20	0.8	2.5	0.2	0.0031	0.0004	0.0007	0.0005	0.0001				1.0
21	実施例	0.20	0.8	2.3	0.2	0.0031	0.0004	0.0009	0.0001	0.0007				1.0
22	実施例	0.30	1.0	0.3	0.8	0.0110	0.0007	0.0006	0.0003	0.0004				1.8
23	実施例	0.35	1.0	5.0	1.0	0.0092	0.0009	0.0005	0.0010	0.0003			Mo:0.1	2.0
24	実施例	0.35	1.0	2.2	0.9	0.0091	0.0006	0.0006	0.0006	0.0006			REM:0.0006	1.9
25	実施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0045	0.0004	0.0004	0.0004	0.0010				2.0
26	実施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0035	0.0009	0.0006	0.0004	0.0006			W:0.02	2.0
27	実施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0082	0.0002	0.0005	0.0003	0.0007			Ca:0.0002	2.0
28	実施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0080	0.0002	0.0003	0.0009	0.0003				2.0
29	比較例	0.42	1.0	2.0	0.3	0.0100	0.0004	0.0003	0.0006	0.0008				1.3
30	比較例	0.20	0.6	2.0	0.3	0.0100	0.0008	0.0008	0.0007	0.0008				0.9
31	比較例	0.20	0.6	2.0	0.4	0.0099	0.0007	0.0006	0.0006	0.0007				1.0
32	比較例	0.20	3.1	2.0	0.3	0.0091	0.0002	0.0003	0.0004	0.0004				3.4
33	比較例	0.20	1.0	2.0	0.1	0.0088	0.0004	0.0001	0.0008	0.0004				1.1
34	比較例	0.20	1.0	2.0	2.2	0.0100	0.0009	0.0001	0.0003	0.0003				3.2
35	比較例	0.20	0.7	2.0	0.2	0.0085	0.0004	0.0008	0.0008	0.0001				0.9
36	比較例	0.20	1.0	2.0	0.3	0.0100	0.0005	0.0004	0.0007	0.0006				1.3
37	比較例	0.20	1.0	2.0	0.3	0.0100	0.0004	0.0007	0.0005	0.0009				1.3
38	比較例	0.20	1.0	2.0	0.3	0.0100	0.0004	0.0005	0.0002	0.0007				1.3
39	比較例	0.08	1.0	2.0	0.3	0.0100	0.0005	0.0009	0.0003	0.0007				1.3
40	比較例	0.20	1.0	2.0	0.3	0.0100	0.0004	0.0005	0.0004	0.0002				1.3
41	比較例	0.20	1.0	2.0	0.3	0.0100	0.0003	0.0008	0.0001	0.0008				1.3
42	比較例	0.20	1.0	2.0	0.3	0.0100	0.0009	0.0006	0.0007	0.0008				1.3

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

[表2]

表 2

No.	区分	前処理工程		焼鈍工程		
		条件	めっき原板 表面粗さ	保持温度 (°C)	保持時間 (秒)	露点 (°C)
1	実施例	A	A	800	20	0
2	実施例	A	A	800	50	0
3	実施例	A	A	800	220	0
4	実施例	A	A	820	50	0
5	実施例	A	AA	840	100	0
6	実施例	A	AA	860	80	0
7	実施例	A	AA	860	100	0
8	実施例	A	AA	860	100	0
9	実施例	A	AA	860	100	0
10	実施例	A	AA	860	100	0
11	実施例	A	AA	860	20	0
12	実施例	A	AA	860	100	0
13	実施例	A	A	900	20	0
14	実施例	A	A	750	50	0
15	実施例	A	AA	780	160	0
16	実施例	A	AA	860	100	0
17	実施例	A	AA	860	40	0
18	実施例	A	AA	860	100	0
19	実施例	A	A	860	20	0
20	実施例	A	A	860	20	0
21	実施例	A	A	860	20	0
22	実施例	A	AA	860	300	0
23	実施例	A	AA	860	200	0
24	実施例	A	A	860	200	0
25	実施例	A	AA	860	200	0
26	実施例	A	AA	860	200	-20
27	実施例	A	AA	860	200	0
28	実施例	A	AA	860	200	0
29	比較例	A	A	800	60	0
30	比較例	A	A	800	60	0
31	比較例	A	A	800	60	0
32	比較例	A	A	800	60	0
33	比較例	A	A	800	60	0
34	比較例	A	A	800	60	0
35	比較例	A	A	800	60	0
36	比較例	A	A	800	60	<u>-40</u>
37	比較例	A	A	800	60	<u>30</u>
38	比較例	A	A	<u>720</u>	60	0
39	比較例	A	A	<u>920</u>	60	0
40	比較例	A	A	800	<u>10</u>	0
41	比較例	<u>無</u>	A	800	60	0
42	比較例	<u>B</u>	<u>B</u>	800	60	0

※下線は好ましい製造方法の範囲外であることを示す。

[0101] (引張強さ評価)

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 J I S 5 号引張試験片を採取し、引張試験を J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に準拠して行い、引張強さを求め、以下のように評価した。

[0102] 評価 A A A : 1 1 8 0 M P a 以上

評価 A A : 9 8 0 M P a 以上、1 1 8 0 M P a 未満

評価 A : 7 8 0 M P a 以上、9 8 0 M P a 未満

[0103] (耐 L M E 性評価)

各鋼板について、同一の鋼板を 2 枚ガスシールドアーク溶接して、溶接ビードを形成することにより、重ね隅肉溶接継手を作製し、製造時の L M E 抑制効果 (耐 L M E 性) を評価した。溶接条件は以下のとおりとした。

[0104] 溶接電流 : 2 5 0 A

溶接電圧 : 2 6 . 2 V

溶接速度 : 8 0 c m / m i n

溶接ガス : 2 0 % C O ₂ + A r、流量 : 2 0 L / m i n

溶接ワイヤ : Y M - 2 4 T (φ 1 . 2 m m) 日鉄溶接工業製

溶接トーチの傾斜角 : 6 0 °

重ね代 : 1 0 m m

鋼板サイズ : 上板側 1 5 0 × 5 0 m m、下板側 1 5 0 × 3 0 m m

板隙 : 0 m m

ワイヤ突き出し長さ : 1 5 m m

[0105] 耐 L M E 性は、生じた L M E 亀裂長さで、以下のように評価した。評価が「A」以上であれば、耐 L M E 性に優れており、本発明が解決しようとする課題を解決していると判断した。

[0106] 評価 A A A : 0 μ m

評価 A A : 0 μ m 超、6 0 μ m 未満

評価 A : 6 0 μ m 以上、1 2 0 μ m 未満

評価 B : 1 2 0 μ m 以上

[0107] (溶接部周辺の組織評価)

溶接継手を切断して試料を採取し、非熱影響部となる位置で、めっき層と母材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0.05%以下である深さを求め、表3の「 $C \leq 0.05\%$ 深さ」に示した。

[0108] また、非熱影響部となる位置で、めっきを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%塩酸溶液を用いて除去し、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「母材鋼板/めっき界面粗さ」に示した。

[0109] また、溶接部の下板側のビード止端部から、溶接部と反対の方向へ0~100 μm の位置で、鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として母材鋼板の深さ5 μm におけるC濃度をSEM-EPMAで測定し、表3の「C濃度」に示した。測定方法は、以下のとおりとした。

[0110] 溶接継手から、ビード止端部から、溶接部と反対の方向へ0~100 μm の範囲が含まれるように観察試料を切り出し、鋼板の厚さ方向の断面を鏡面研磨した。続いて、EPMAを用いて、研磨した観察試料を、検量線法で、点分析した。EPMA装置としては、日本電子株式会社製JXA-8500を使用した。EPMAの分析条件は、加速電圧15kV、照射電流 5×10^{-7} Aとし、観察倍率は5000倍とした。検量線として、Fe-0.01%C、Fe-0.05%C、Fe-0.10%C合金の平均C濃度を条件で測定して作成したものをを用いた。

[0111] 点分析による測定は、鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として深さ5 μm の位置について、ビード止端部から溶接部と反対の方向へ0~100 μm の範囲を5 μm 刻みで行い、各位置での測定値の平均値を、0~100 μm の範囲における深さ5 μm におけるC濃度とした。

[0112] 各評価の結果を表3に示す。

[0113]

[表3]

表 3

No.	区分	非熱影響部		ビード止端部	めっき種	性能	
		C \leq 0.05%深さ (μ m)	母材鋼板/めっき界面 粗さ(μ m)	C濃度 (質量%)		引張強さ	耐LME性
1	実施例	5	3.0	0.05	A	A	A
2	実施例	10	2.2	0.04	A	AA	A
3	実施例	27	2.5	0.02	A	AA	AA
4	実施例	18	2.1	0.02	A	AA	AA
5	実施例	17	1.7	0.01	F	AA	AA
6	実施例	22	2.0	<0.01	A	AA	AAA
7	実施例	18	1.5	<0.01	A	AA	AAA
8	実施例	19	1.3	<0.01	A	AA	AA
9	実施例	18	1.0	<0.01	A	AA	AAA
10	実施例	20	1.8	<0.01	A	AA	AAA
11	実施例	10	1.5	0.02	A	AA	AA
12	実施例	18	1.2	<0.01	C	AA	AA
13	実施例	6	2.5	0.04	B	AA	A
14	実施例	6	2.4	0.05	B	AA	A
15	実施例	18	1.2	<0.01	A	AAA	AAA
16	実施例	18	1.5	<0.01	A	AAA	AAA
17	実施例	18	1.8	<0.01	A	AAA	AA
18	実施例	24	1.7	<0.01	A	AAA	AAA
19	実施例	6	2.5	0.04	B	AA	A
20	実施例	7	2.1	0.05	D	AA	AA
21	実施例	7	2.2	0.03	E	AA	AAA
22	実施例	40	1.9	<0.01	A	AAA	AAA
23	実施例	25	1.5	<0.01	A	AAA	AAA
24	実施例	23	2.2	<0.01	A	AAA	AAA
25	実施例	17	1.0	<0.01	A	AAA	AAA
26	実施例	17	1.7	<0.01	A	AAA	AAA
27	実施例	18	1.1	<0.01	A	AAA	AAA
28	実施例	15	1.2	<0.01	A	AAA	AAA
29	比較例	<u>2</u>	2.6	<u>0.19</u>	A	AAA	<u>B</u>
30	比較例	<u>2</u>	2.6	<u>0.14</u>	A	AAA	<u>B</u>
31	比較例	<u>2</u>	2.5	<u>0.13</u>	A	AAA	<u>B</u>
32	比較例	<u>4</u>	2.2	<u>0.08</u>	A	AAA	<u>B</u>
33	比較例	<u>3</u>	2.5	<u>0.12</u>	A	AAA	<u>B</u>
34	比較例	7	2.5	<u>0.06</u>	A	AAA	<u>B</u>
35	比較例	<u>3</u>	2.6	<u>0.09</u>	A	AAA	<u>B</u>
36	比較例	不めっきにより評価不可					
37	比較例	不めっきにより評価不可					
38	比較例	<u>1</u>	2.4	<u>0.06</u>	A	AAA	<u>B</u>
39	比較例	<u>4</u>	2.5	<u>0.07</u>	A	AAA	<u>B</u>
40	比較例	<u>2</u>	2.5	<u>0.07</u>	A	AAA	<u>B</u>
41	比較例	7	2.4	<u>0.08</u>	A	AAA	<u>B</u>
42	比較例	10	<u>3.3</u>	<u>0.12</u>	A	AAA	<u>B</u>

※下線は本発明の範囲外、又は所望の特性が得られなかったことを示す。

[0114] No. 29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、高露点焼鈍によっても、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、非熱影響部におけるGDSで測定したC濃度が0.

0.05%以下である深さが小さくなり、また、ビード止端部から溶接部と反対の方向へ0~100 μ mの位置におけるC濃度が高くなった。その結果、溶接継手製造時の耐LME性に劣る結果となった。

[0115] No. 30は、鋼板のSiの含有量が少なく、Si及びsol. Alの含有量の和が少ない比較例である。鋼板のSiの含有量が少なく、Si及びsol. Alの含有量の和が少なかったため、高露点焼鈍を施しても、表層での脱炭が進行せず、フェライトが安定化しなかったものと考えられる。そのため、非熱影響部におけるGDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、ビード止端部から溶接部と反対の方向へ0~100 μ mの位置におけるC濃度が高くなった。その結果、溶接継手製造時の耐LME性に劣る結果となった。

[0116] No. 31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せず、フェライトが安定化しなかったものと考えられる。そのため、非熱影響部におけるGDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、ビード止端部から溶接部と反対の方向へ0~100 μ mの位置におけるC濃度が高くなった。その結果、溶接継手製造時の耐LME性に劣る結果となった。

[0117] No. 32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、非熱影響部におけるGDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、ビード止端部から溶接部と反対の方向へ0~100 μ mの位置におけるC濃度が高くなった。その結果、溶接継手製造時の耐LME性に劣る結果となった。

[0118] No. 33は、鋼板のsol. Alの含有量が少ない比較例である。鋼板のsol. Al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せず、フェライトが安定化しなかったものと考えられる。その

ため、非熱影響部におけるGDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、ビード止端部から溶接部と反対の方向へ0~100 μ mの位置におけるC濃度が高くなった。その結果、溶接継手製造時の耐LME性に劣る結果となった。

[0119] No. 34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、ビード止端部から溶接部と反対の方向へ0~100 μ mの位置におけるC濃度が高くなった。その結果、溶接継手製造時の耐LME性に劣る結果となった。

[0120] No. 35は、鋼板のSi及びsol. Alの含有量の和が少ない比較例である。鋼板のSi及びsol. Alの含有量の和が少なかったため、高露点焼鈍を施しても、表層での脱炭が進行せず、フェライトが安定化しなかったものと考えられる。そのため、非熱影響部におけるGDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、ビード止端部から溶接部と反対の方向へ0~100 μ mの位置におけるC濃度が高くなった。その結果、溶接継手製造時の耐LME性に劣る結果となった。

[0121] No. 36は、焼鈍時の露点が低かったため、焼鈍時に、鋼板の外部にSi、Mn、Alなどの酸化物を含む相が形成され、めっき処理時に、めっき成分と鋼成分の相互拡散が阻害されたものと考えられる。その結果、適切なめっきが得られなかったため、溶接継手の評価は行わなかった。

[0122] No. 37は、焼鈍時の露点が高かったため、焼鈍時に、鋼板の外部にSi、Mn、Alなどの酸化物を含む相が形成され、めっき処理時に、めっき成分と鋼成分の相互拡散が阻害されたものと考えられる。その結果、適切なめっきが得られなかったため、溶接継手の評価は行わなかった。

[0123] No. 38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、非熱影響部におけるGDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、ビード

止端部から溶接部と反対の方向へ0～100 μ mの位置におけるC濃度が高くなった。その結果、溶接継手製造時の耐LME性に劣る結果となった。

[0124] No. 39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、非熱影響部におけるGDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、ビード止端部から溶接部と反対の方向へ0～100 μ mの位置におけるC濃度が高くなった。その結果、溶接継手製造時の耐LME性に劣る結果となった。

[0125] No. 40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、非熱影響部におけるGDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、ビード止端部から溶接部と反対の方向へ0～100 μ mの位置におけるC濃度が高くなった。その結果、溶接継手製造時の耐LME性に劣る結果となった。

[0126] No. 41は、前処理工程のブラシ研削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、ビード止端部から溶接部と反対の方向へ0～100 μ mの位置におけるC濃度が高くなった。その結果、溶接継手製造時の耐LME性に劣る結果となった。

[0127] No. 42は、前処理工程のブラシ研削で、研削量の大きいブラシを使用したため、鋼板表面の粗さが大きくなり、また、フェライト相が安定しなかったものと考えられる。そのため、ビード止端部から溶接部と反対の方向へ0～100 μ mの位置におけるC濃度が高くなった。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. 1～28は本発明の実施例であり、溶接継手製造時のLMEが抑制されていた。非熱影響部におけるC濃度が0.05%以下である深さが大きく、ビード止端部から溶接部と反対の方向へ0～100 μ mの位置におけるC濃度が小さい実施例では、特に優れた耐LME性を有することが確認された。

産業上の利用可能性

[0129] 本発明によれば、製造時のLME割れが抑制された溶接継手を提供することが可能となり、当該溶接継手は自動車、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

- [0130]
- | | |
|-----|--------|
| 1 1 | 鋼板（上板） |
| 1 2 | 鋼板（下板） |
| 1 3 | 溶接部 |
| 1 4 | ビード止端部 |
| 1 5 | 熱影響部 |
| 2 1 | 鋼板 |
| 2 2 | 鋼板 |
| 2 3 | 溶接部 |
| 2 4 | ビード止端部 |
| 2 5 | 熱影響部 |

請求の範囲

[請求項1] 引張強さが780MPa以上である2枚のめっき鋼板がアーク溶接により接合された溶接継手であって、

前記溶接継手は溶接部、熱影響部、及び非熱影響部を有し、

前記めっき鋼板は、母材鋼板及びめっき層を備え、前記めっき層は、少なくとも前記非熱影響部の一部に形成され、前記めっき層はZnを含有し、

前記2枚の鋼板の母材鋼板の化学成分が、質量%で、

C : 0.05~0.40%、

Si : 0.7~3.0%、

Mn : 0.1~5.0%、

sol. Al : 0.2~2.0%、

P : 0.0300%以下、

S : 0.0300%以下、

N : 0.0100%以下、

B : 0~0.010%、

Ti : 0~0.150%、

Nb : 0~0.150%、

V : 0~0.150%、

Cr : 0~2.00%、

Ni : 0~2.00%、

Cu : 0~2.00%、

Mo : 0~1.00%、

W : 0~1.00%、

Ca : 0~0.100%、

Mg : 0~0.100%、

Zr : 0~0.100%、

Hf : 0~0.100%、

REM : 0 ~ 0.100% を含有し、残部が Fe 及び不純物であり、

Si と sol. Al の含有量の合計値が 1.0% 以上であり、
前記非熱影響部において、

前記めっき鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として、前記母材鋼板の深さ方向に、GDS で測定した C 濃度が 0.05% 以下である深さが 5 μ m 以上であり、かつ、

前記めっき鋼板の断面における、めっき層と母材鋼板の界面の粗さが Ra で 3.0 μ m 以下であり、

前記溶接部のビード止端部から、前記溶接部と反対の方向へ 0 ~ 100 μ m の範囲において、前記めっき鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として前記母材鋼板の深さ 5 μ m における C 濃度が 0.05% 以下であることを特徴とする溶接継手。

[請求項2] 前記めっき鋼板の非熱影響部におけるめっき層と母材鋼板の界面を起点として、母材の深さ方向に、GDS で測定した C 濃度が 0.05% 以下である深さが 15 μ m 以上であ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] 前記非熱影響部の前記めっき鋼板の断面における、めっき層と母材鋼板の界面の粗さが Ra で 2.0 μ m 以下であることを特徴とする請求項 1 に記載の溶接継手。

[請求項4] 前記めっき鋼板の非熱影響部におけるめっき層と母材鋼板の界面を起点として、母材の深さ方向に、GDS で測定した C 濃度が 0.05% 以下である深さが 15 μ m 以上であり、

前記非熱影響部の前記めっき鋼板の断面における、めっき層と母材鋼板の界面の粗さが Ra で 2.0 μ m 以下であることを特徴とする請求項 1 に記載の溶接継手。

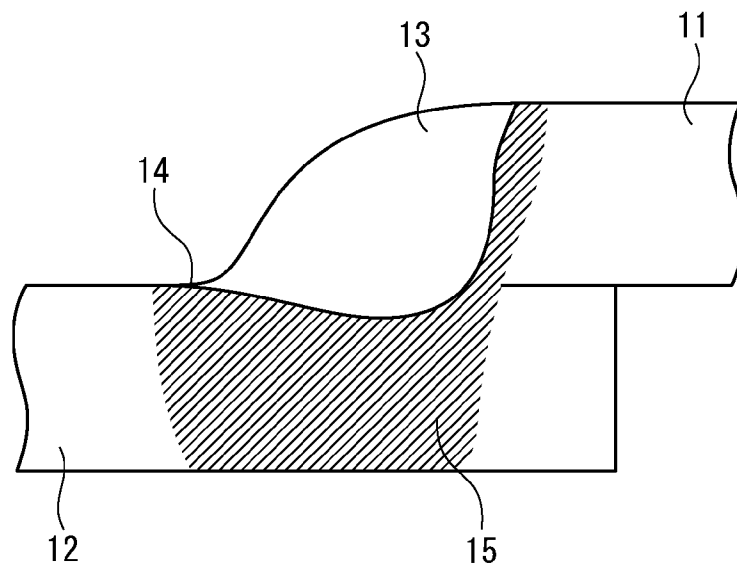
[請求項5] 前記溶接部のビード止端部から、前記溶接部と反対の方向へ 0 ~ 100 μ m の範囲において、前記めっき鋼板のめっき層と母材鋼板の界面

を起点として前記母材鋼板の深さ $5\mu\text{m}$ におけるGDSで測定したC濃度が 0.02% 以下であることを特徴とする請求項1～4のいずれか1項に記載の溶接継手。

[請求項6] 前記溶接部のビード止端部から、前記溶接部と反対の方向へ $0\sim 100\mu$ の範囲において、前記めっき鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として前記母材鋼板の深さ $5\mu\text{m}$ におけるGDSで測定したC濃度が 0.01% 以下であることを特徴とする請求項1～4のいずれか1項に記載の溶接継手。

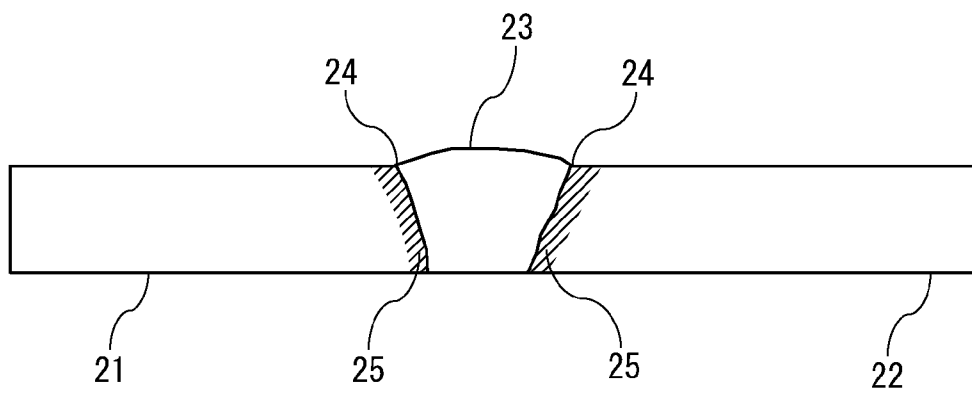
[図1]

図1



[図2]

図2



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2023/032486

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
<p><i>C21D 3/04</i>(2006.01)i; <i>C21D 9/46</i>(2006.01)i; <i>C22C 18/00</i>(2006.01)i; <i>C22C 18/04</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/00</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/58</i>(2006.01)i; <i>B23K 9/23</i>(2006.01)i; <i>C23C 2/06</i>(2006.01)i FI: C22C38/00 301Z; C22C38/00 301T; C22C38/58; C23C2/06; B23K9/23 K; C21D9/46 J; C21D3/04 G; C22C18/00; C22C18/04</p> <p>According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC</p>		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C21D3/04; C21D9/46; C22C18/00; C22C18/04; C22C38/00; C22C38/58; B23K9/23; C23C2/06		
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 1971-2023 Registered utility model specifications of Japan 1996-2023 Published registered utility model applications of Japan 1994-2023		
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 2022/149511 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 14 July 2022 (2022-07-14)	1-6
A	WO 2022/149507 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 14 July 2022 (2022-07-14)	1-6
A	WO 2022/149505 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 14 July 2022 (2022-07-14)	1-6
A	WO 2022/097738 A1 (JFE STEEL CORP.) 12 May 2022 (2022-05-12)	1-6
A	WO 2020/130631 A1 (POSCO) 25 June 2020 (2020-06-25)	1-6
A	KR 10-2022-0019867 A (POSCO) 18 February 2022 (2022-02-18)	1-6
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
<p>* Special categories of cited documents:</p> <p>“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date</p> <p>“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)</p> <p>“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&” document member of the same patent family</p>		
Date of the actual completion of the international search 31 October 2023		Date of mailing of the international search report 14 November 2023
Name and mailing address of the ISA/JP Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2023/032486

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2022/149511	A1	14 July 2022	CN 116685699 KR 10-2023-0110634	A A
WO	2022/149507	A1	14 July 2022	CN 116745060 KR 10-2023-0116892	A A
WO	2022/149505	A1	14 July 2022	CN 116723908 KR 10-2023-0110807	A A
WO	2022/097738	A1	12 May 2022	EP 4242340 CN 116368252 KR 10-2023-0098326	A1 A A
WO	2020/130631	A1	25 June 2020	US 2022/0042155 EP 3901318 CN 113227434 KR 10-2020-0076772 KR 10-2021-0141432	A1 A1 A A A
KR	10-2022-0019867	A	18 February 2022	(Family: none)	

<p>A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））</p> <p>C21D 3/04(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 18/00(2006.01)i; C22C 18/04(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i; B23K 9/23(2006.01)i; C23C 2/06(2006.01)i FI: C22C38/00 301Z; C22C38/00 301T; C22C38/58; C23C2/06; B23K9/23 K; C21D9/46 J; C21D3/04 G; C22C18/00; C22C18/04</p>																							
<p>B. 調査を行った分野</p> <p>調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））</p> <p>C21D3/04; C21D9/46; C22C18/00; C22C18/04; C22C38/00; C22C38/58; B23K9/23; C23C2/06</p> <p>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</p> <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922 - 1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971 - 2023年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996 - 2023年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994 - 2023年</td> </tr> </table> <p>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）</p>			日本国実用新案公報	1922 - 1996年	日本国公開実用新案公報	1971 - 2023年	日本国実用新案登録公報	1996 - 2023年	日本国登録実用新案公報	1994 - 2023年													
日本国実用新案公報	1922 - 1996年																						
日本国公開実用新案公報	1971 - 2023年																						
日本国実用新案登録公報	1996 - 2023年																						
日本国登録実用新案公報	1994 - 2023年																						
<p>C. 関連すると認められる文献</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>引用文献の カテゴリー*</th> <th>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</th> <th>関連する 請求項の番号</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>A</td> <td>WO 2022/149511 A1（日本製鉄株式会社）14.07.2022（2022-07-14）</td> <td>1-6</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2022/149507 A1（日本製鉄株式会社）14.07.2022（2022-07-14）</td> <td>1-6</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2022/149505 A1（日本製鉄株式会社）14.07.2022（2022-07-14）</td> <td>1-6</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2022/097738 A1（JFEスチール株式会社）12.05.2022（2022-05-12）</td> <td>1-6</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2020/130631 A1（POSCO）25.06.2020（2020-06-25）</td> <td>1-6</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>KR 10-2022-0019867 A（POSCO）18.02.2022（2022-02-18）</td> <td>1-6</td> </tr> </tbody> </table>			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 2022/149511 A1（日本製鉄株式会社）14.07.2022（2022-07-14）	1-6	A	WO 2022/149507 A1（日本製鉄株式会社）14.07.2022（2022-07-14）	1-6	A	WO 2022/149505 A1（日本製鉄株式会社）14.07.2022（2022-07-14）	1-6	A	WO 2022/097738 A1（JFEスチール株式会社）12.05.2022（2022-05-12）	1-6	A	WO 2020/130631 A1（POSCO）25.06.2020（2020-06-25）	1-6	A	KR 10-2022-0019867 A（POSCO）18.02.2022（2022-02-18）	1-6
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 2022/149511 A1（日本製鉄株式会社）14.07.2022（2022-07-14）	1-6																					
A	WO 2022/149507 A1（日本製鉄株式会社）14.07.2022（2022-07-14）	1-6																					
A	WO 2022/149505 A1（日本製鉄株式会社）14.07.2022（2022-07-14）	1-6																					
A	WO 2022/097738 A1（JFEスチール株式会社）12.05.2022（2022-05-12）	1-6																					
A	WO 2020/130631 A1（POSCO）25.06.2020（2020-06-25）	1-6																					
A	KR 10-2022-0019867 A（POSCO）18.02.2022（2022-02-18）	1-6																					
<p><input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。</p>																							
<p>* 引用文献のカテゴリー</p> <p>“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの</p> <p>“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</p> <p>“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）</p> <p>“O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&” 同一パテントファミリー文献</p>																							
<p>国際調査を完了した日</p> <p>31.10.2023</p>	<p>国際調査報告の発送日</p> <p>14.11.2023</p>																						
<p>名称及びあて先</p> <p>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</p>	<p>権限のある職員（特許庁審査官）</p> <p>河野 一夫 4K 9833</p> <p>電話番号 03-3581-1101 内線 3435</p>																						

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/JP2023/032486

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
WO 2022/149511 A1	14.07.2022	CN 116685699 A KR 10-2023-0110634 A	
WO 2022/149507 A1	14.07.2022	CN 116745060 A KR 10-2023-0116892 A	
WO 2022/149505 A1	14.07.2022	CN 116723908 A KR 10-2023-0110807 A	
WO 2022/097738 A1	12.05.2022	EP 4242340 A1 CN 116368252 A KR 10-2023-0098326 A	
WO 2020/130631 A1	25.06.2020	US 2022/0042155 A1 EP 3901318 A1 CN 113227434 A KR 10-2020-0076772 A KR 10-2021-0141432 A	
KR 10-2022-0019867 A	18.02.2022	(ファミリーなし)	