

(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)



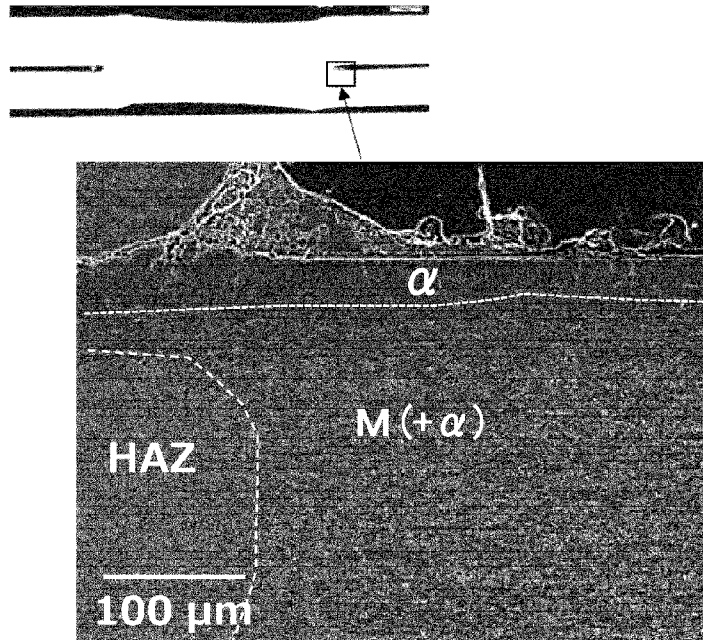
(10) 国際公開番号  
**WO 2024/053669 A1**

- (51) 国際特許分類:  
C21D 3/04 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)  
C21D 9/46 (2006.01) B23K 11/11 (2006.01)  
C22C 18/00 (2006.01) B23K 11/16 (2006.01)  
C22C 18/04 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)  
C22C 38/00 (2006.01)
- (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
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2023/032519
- (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 2022-141569 2022年9月6日(06.09.2022) 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 LME cracking during manufacturing is suppressed. A welded joint according to the present invention is characterized in that: a plated steel sheet forming the welded joint has a prescribed chemical composition; when the C-concentration is measured by GDS in a thermally non-affected portion of the welded joint in the depth direction of a base steel sheet starting from the interface between the base steel sheet and a plating layer of the plated steel sheet, the depth at which the C-concentration is 0.05%



WO 2024/053669 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))

or less is 10  $\mu\text{m}$  or more; the roughness expressed as Ra of the interface between the base steel sheet and the plating layer of the plated steel sheet in the thermally non-affected portion is 3.0  $\mu\text{m}$  or less; and, at a position 500  $\mu\text{m}$  apart from an end of a pressure welded portion of the welded joint, the thickness of a layer where the area percentage of a ferrite phase is 90% or more is at least 15  $\mu\text{m}$  in the depth direction of the base steel sheet starting from the interface between the base steel sheet and the plating layer of the plated steel sheet.

(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、溶接継手の非熱影響部において、めっき鋼板のめっき層と母材鋼板との界面を起点とした母材鋼板の深さ方向に、G D S で測定した C 濃度が 0.05% 以下である深さが 10  $\mu\text{m}$  以上であり、非熱影響部におけるめっき鋼板のめっき層と母材鋼板との界面の粗さが R a で 3.0  $\mu\text{m}$  以下であり、溶接継手の圧接部の端部から 500  $\mu\text{m}$  の位置において、めっき鋼板のめっき層と母材鋼板との界面を起点とした母材鋼板の深さ方向に、フェライト相の面積率が 90% 以上である層の厚さが 15  $\mu\text{m}$  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] また、非特許文献1が開示するように、LME割れに関し、フェライト相の粒界は、LME感受性がオーステナイト粒界よりも低いことが知られている。

[0005] 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<sup>2</sup>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

[0006] 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

#### 非特許文献

[0007] 非特許文献1: Influence of the starting microstructure of an advanced high strength steel on the characteristics of Zn-Assisted liquid metal embrittlement, D.Bhattacharya et. al., Materials Science and Engineering: A, Vol. 804, 2021

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

[0008] 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。

[0009] 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

[0010] 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、スポット溶接する鋼板中に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( $\alpha$ )相が安定化し、鋼板表層がCの固容量が低いフェライト相で覆われ、溶接継手製造時にもフェライト相を安定した状態で保つことにより、LMEを抑制することが可能となることを見出した。

[0011] 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。

[0012] (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ナゲット、並びに前記ナゲットの周囲に形成された圧接部及び熱影響部を有するスポット溶接部、前記圧接部の周囲に形成されたセパレーション部を備える溶接継手であって、前記複数の鋼板のうち1枚以上の鋼板が、母材鋼板及び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面に形成され、かつ、Znを含有し、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:0.05~0.40%、Si:0.7~3.0%、Mn:0.

1～5.0%、sol. Al:0.7～2.0%、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1.8%以上であり、前記溶接継手の非熱影響部において、前記めっき鋼板の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0.05%以下である深さが10 $\mu$ m以上であり、前記めっき鋼板の前記めっき層と前記母材鋼板との界面の粗さがRaで3.0 $\mu$ m以下であり、前記圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置において、前記めっき鋼板の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、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが15 $\mu$ m以上であることを特徴とする溶接継手。

[0013] (2) 前記溶接継手の非熱影響部において、前記めっき鋼板の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0.05%以下である深さが15 $\mu$ m以上であることを特徴とする前記(1)の溶接継手。

[0014] (3) 前記圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置において、前記めっき鋼板の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、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが30 $\mu$ m以上であることを特徴とする前記(1)の溶接継手。

[0015] (4) 前記溶接継手の非熱影響部において、前記めっき鋼板の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0.05%以下である深さが15 $\mu$ m以上であり、前記圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置において、前記めっき鋼板の前記

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、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが30 $\mu$ m以上であることを特徴とする前記(1)の溶接継手。

[0016] (5) 前記非熱影響部における前記めっき鋼板の前記めっき層と前記母材鋼板との界面の粗さがRaで2.0 $\mu$ m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

[0017] 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

[0018] [図1]本発明の溶接継手の一例の概略を示す図である。

[図2]本発明の溶接継手の溶接部周辺に形成された層状のフェライト( $\alpha$ )相を示す図である。

[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

[0019] 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。

[0020] LME割れは、スポット溶接時に鋼板の表層部が加熱されて表層部の鋼板組織がオーステナイトに変態し、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進入することで結晶粒界が脆化することで生じる。溶接時には引張応力が鋼板に加わるため、LME割れが生じるものと考えられる。本発明の溶接継手は、鋼板の表層に形成された組織によって、溶接継手製造時の耐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100 $\mu$ mの深さまでの範囲をいうものとする。

[0021] 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10 $\mu$ 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の濃度が低く、溶接継手製造後も、その状態が保たれていることを意味する。

[0022] 本発明においては溶接継手を構成するめっき鋼板の製造時に、母材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とともに高露点下で鋼板に焼鈍を施す。このことにより、酸素が鋼板内部へ拡散して内部酸化物が形成され、外部酸化物の形成を抑えることが可能となる。これにより、母材鋼板の表層のC濃度を低下させる。

[0023] さらに、本発明の溶接継手においては、圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置において、めっき鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点として、母材の深さ方向に、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが15 $\mu$ m以上である。すなわち、熱影響部の周辺においても、フェライト相が安定して存在している。ここで「熱影響部」とは、溶接熱によって組織、冶金学的性質、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。さらに、鋼板にSiとsol. Alを複合添加する効果でフェライトを安定化させることができると考えられる。

[0024] すなわち、本発明の溶接継手は、溶接継手を構成するめっき鋼板のSi及びsol. Al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、めっき鋼板の表層に、溶接による熱の影響を受けてもC濃度が低く、さらにフェライトの面積率の高い層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。

[0025] 以下、本発明について詳細に説明する。

[0026] 《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。複数の鋼板1が接する面には、重ね合わせ面6が形成される。

[0027] 図1(b)は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ナゲット2を備える。ナゲット2は、スポット溶接により鋼成分及びめっき層成分が溶融凝固した部分である。ナゲット2の周囲には、2枚の鋼板1が圧接された圧接部3が形成される。圧接部3の周囲には、セパレーション部4が存在する。セパレーション部4は、スポット溶接による溶接や圧接が生じていない部分であり、2枚の鋼板1が直接接していない部分である。「圧接部の端部」とは、圧接部3のうち、セパレーション部4に最も近い位置をいう。圧接部の端部から「外側」とは、圧接部3の端部から、セパレーション部4の開放部分に向かう方向をいう。また、ナゲット2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5が形成される。

[0028] 本発明の溶接継手を構成する複数の鋼板には、母材鋼板とめっき層を備えるめっき鋼板、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が、複数の鋼板のうち1枚以上は、めっき鋼板である。めっき層は、少なくとも鋼板の重ね合わせ面6に相当する面に形成される。また、めっき鋼板の引張強さは780MPa以上である。

[0029] LME割れは、上述のとおり溶接時に高強度(引張強さが780MPa以上)の鋼板の表面に溶融した亜鉛めっきが存在するときに生じるものである。したがって、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、1枚が高強度のめっき鋼板であれば、LME割れが生じる可能性がある。本発明の溶接継手は、溶接継手を構成する鋼板に高強度のめっ

き鋼板を含みつつ、溶接継手製造時のLME割れを抑制することができるものである。

[0030] <鋼板の化学成分>

次に、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。

[0031] (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、また、母材鋼板の表層の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、母材鋼板表層のC濃度が低くなくなる。Cの含有量は、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。

[0032] (Si : 0.7~3.0%、sol. Al : 0.7~2.0%、Si + sol. Al  $\geq$  1.8%)

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。LME抑制の効果を得るためには、Si : 0.7~3.0%、sol. Al : 0.7~2.0%を含有させ、さらに、Siとsol. Alの含有量の合計値を1.8%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、0.8%以上、0.9%以上、又は1.0%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so l. Alの含有量の合計値は、1.9%以上、2.0%以上、又は2.2%以上であってよい。

[0033] (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。

[0034] (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。

[0035] (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。

[0036] (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0.0

100%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。

[0037] (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、0.0060%以下、0.0050%以下、0.0040%以下、又は0.0030%以下であってよい。

[0038] (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、0.020

0%以下、0.0100%以下、0.0050%以下、又は0.0030%以下であってよい。

[0039] (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。

[0040] (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。

[0041] (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。

[0042] (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。

[0043] (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。

[0044] (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。

[0045] (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。

[0046] (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、韌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。

[0047] (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。

[0048] (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。

[0049] (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、0.000

1%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。

[0050] (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0.0020%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。

[0051] 本発明に係る溶接継手を構成するめっき鋼板の母材鋼板において、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。

[0052] 母材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、母材

鋼板から J I S G 0 4 1 7 : 1 9 9 9 に準拠した方法で採取したサンプルで行えばよい。

- [0053] 本発明の溶接継手を構成する複数の鋼板の1枚以上は、母材鋼板とめっき層を備えるめっき鋼板である。めっき層はZnを含有する。また、めっき層は、少なくとも複数の鋼板の重ね合わせ面に相当する表面に形成される。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、複数の鋼板の重ね合わせ面に相当する面以外にも形成されていてよい。
- [0054] めっき層の化学成分は、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、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。
- [0055] めっき層の厚さは、例えば3~50 $\mu$ m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<sup>2</sup>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 $\mu$ m以上、10 $\mu$ m以上、15 $\mu$ m以上、又は20 $\mu$ m以上であってよい。めっき層の厚さは、40 $\mu$ m以下、又は30 $\mu$ m以下であってよい。めっき層の付着量は、片面当たり、20g/m<sup>2</sup>以上、30g/m<sup>2</sup>以上、40g/m<sup>2</sup>以上、又は50g/m<sup>2</sup>以上であってよい。めっき層の付着量は、片面当たり、150g/m<sup>2</sup>以下、130g/m<sup>2</sup>以下、120g/m<sup>2</sup>以下、又は100g/m<sup>2</sup>以下であってよい。
- [0056] 本発明の溶接継手を構成するめっき鋼板の板厚は、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。

[0057] 次に、溶接継手を構成するめっき鋼板の組織について説明する。

[0058] [非熱影響部のC濃度]

本発明の溶接継手においては、非熱影響部において、めっき鋼板のめっき層と母材鋼板との界面を起点とした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10 $\mu$ m以上である。熱影響部はスポット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。スポット溶接部の外端から5mm以上離れた位置であれば非熱影響部とみなしてよいので、測定はスポット溶接部の外端から5mm以上離れた位置で行う。

[0059] 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LME抑制効果が向上する。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感受性の低いフェライト相が安定化する。

[0060] このような組織は、めっき鋼板の母材鋼板の化学成分を、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、スポット溶接することにより得ることができる。

[0061] C濃度が0.05%以下である深さが10 $\mu$ m以上であれば、製造時のLME抑制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 $\mu$ m以下、40 $\mu$ m以下、又は30 $\mu$ m以下であってよい。C濃度が0.05%以下である深さは、好ましくは25 $\mu$ m以上である。

[0062] 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 $\mu$ mのFeの濃度の93%となる位置とする。

[0063] 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 mm  $\phi$

RF出力：30W

計測時間：200～1500秒

[0064] [非熱影響部における界面粗さ]

本発明の溶接継手は、非熱影響部におけるめっき鋼板の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  $\mu$ m以下である。ここで「めっき層と母材鋼板の界面」は、めっき層と母材鋼板の現実の界面を意味する。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。めっき層と母材鋼板の界面の粗さは、Raで2.5  $\mu$ m以下、又は2.0  $\mu$ m以下であってよい。めっき層と母材鋼板の界面の粗さについては、めっきを除去して測定した母材鋼板の表面粗さを、めっき層と母材鋼板の界面の粗さとみなしてよい。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。

[0065] [圧接部外のフェライト相]

本発明の溶接継手においては、圧接部の端部から外側の任意の方向に500  $\mu$ mの位置において、めっき鋼板のめっき層と母材鋼板との界面を起点とした母材鋼板の深さ方向に、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが15  $\mu$ m以上である。図2に、本発明の溶接継手の溶接部周辺のSEMによる組織写真の一例を示す。図2は溶接継手の圧接部、セパレーション部の周辺であり、右上の黒い部分がセパレーション部である。下側の鋼板の表層にフェライト ( $\alpha$ ) 相の面積率が90%以上である層が形成されている。鋼板の内部はマルテンサイト (M) であり、一部フェライト ( $\alpha$ ) が存在することもある。また、圧接部付近には、溶接熱によって組織が変化した熱影響部 (HAZ) が形成されている。

[0066] フェライト相の粒界は、LME感受性が $\gamma$  (オーステナイト) 粒界よりも低いことが知られている (例えば、非特許文献1)。したがって、溶接継手の溶接部周辺を、溶接時にもフェライト相が安定な組織とすることで、溶接

継手製造時のLME抑制効果を向上させることができる。このような表層組織は、母材鋼板の化学成分を、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、その後スポット溶接することにより得ることができる。

[0067] フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが15 $\mu\text{m}$ 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ず、厚さは、例えば、100 $\mu\text{m}$ 以下、80 $\mu\text{m}$ 以下、又は60 $\mu\text{m}$ 以下であってよい。フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さは、20 $\mu\text{m}$ 以上、又は30 $\mu\text{m}$ 以上であってよい。

[0068] フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さは、溶接継手を鋼板面に垂直に切断した断面をナイトールエッチングし、SEM観察することで、その組織形態からマルテンサイト、ベイナイト、フェライト等を区別し、求める。ここで、フェライト相の面積率は、鋼板面に垂直に切断した断面で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、鋼板面に平行に切断した断面を観察した場合にフェライト相の面積率が90%未満となるような箇所があっても、15 $\mu\text{m}$ までの深さの垂直に切断した断面のフェライト相の面積率が90%以上であれば問題ない。より具体的な測定方法は以下のとおりである。

[0069] フェライト面積率は、鋼板の圧延方向と直交する板厚方向の断面を切出し、鏡面研磨後、ナイトール液により鋼組織を現出し、電界放射型走査型電子顕微鏡を用いて二次電子像を撮影し、求める。観察位置は圧接部の端部から外側に500 $\mu\text{m}$ の位置とし、圧延方向（図1（b）で紙面に垂直な方向）に任意の位置で等間隔に5視野の観察位置を定め、観察する。フェライト面積率は5視野の平均値とする。得られた組織写真について、ポイントカウンティング法によって各組織の分率を算出する。より具体的には、まず、組織写真上に等間隔の格子を描く。次に、各格子点における組織が焼戻しマルテンサイト、パーライト、フェライト、フレッシュマルテンサイト若しくは残留オーステナイト、又はベイナイトのいずれに該当するかを判断する。各組

織に該当する格子点数を求め、総格子点数で除することにより、各組織の分率を測定できる。総格子点数が多いほど体積率を正確に求めることができる。本実施形態では、格子間隔は $2\mu\text{m} \times 2\mu\text{m}$ とし、総格子点数は1500点とする。

[0070] 焼戻しマルテンサイト、パーライト、フェライト、フレッシュマルテンサイト若しくは残留オーステナイト、又はベイナイトの判断基準を示す。粒内に下部組織（ラス境界、ブロック境界）を有し、かつ、炭化物が複数のバリエーションを持って析出している領域を焼戻しマルテンサイトと判断する。また、セメンタイトがラメラ状に析出している領域をパーライトと判断する。輝度が小さく、かつ下部組織が認められない領域をフェライトと判断する。輝度が大きく、かつ下部組織がエッチングにより現出されていない領域をフレッシュマルテンサイト又は残留オーステナイトと判断する。上記のいずれにも該当しない領域をベイナイトと判断する。簡易的には、フェライトとそれ以外の組織に区別すれば、フェライト相の面積率は求めることができる。

[0071] [めっき鋼板の引張強さ]

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めっき鋼板は高強度であり、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、靱性確保の観点から、引張強さは、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。

[0072] なお、溶接継手を構成するめっき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めっき鋼板の硬さ（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

夕間の相関関係，長谷川典彦，新井淳一，田中道七，「材料」第39巻 第442号，P859-863）。

[0073]  $Hv = 0.301 \times TS + 5.701$

（ただし、Hvはビッカース硬度、TSは引張強さ（単位：MPa）である）

[0074] 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。

[0075] めっき鋼板の硬さは、溶接継手を構成するめっき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めっき鋼板の硬さは、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。

[0076] 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めっき鋼板の母材鋼板の製造方法を説明する。

[0077] <母材鋼板の製造方法>

本発明に係る溶接継手を構成するめっき鋼板の母材鋼板は、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。

[0078] [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。

[0079] [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。

[0080] [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酸洗して後述する冷延を行うこともできる。

[0081] [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。

[0082] [前処理工程]

前述したように溶接継手において、非熱影響部において、めっき鋼板のめっき層と母材鋼板との界面を起点とした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10μm以上とし、圧接部の端部から外側に500μmの位置において、めっき鋼板のめっき層と母材鋼板との界面を起点とした母材鋼板の深さ方向に、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが15μm以上とするためには、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。

[0083] 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、溶接継手の製造時に溶接部周辺でもフェライトが安定する組織を効率的に鋼板の表層に形成することができる。

[0084] [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。

[0085] 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、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℃/秒で行えばよい。

[0086] 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。

[0087] 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<sub>2</sub>-1~10vol%H<sub>2</sub>、N<sub>2</sub>-2~4vol%H<sub>2</sub>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Si、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。

[0088] 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、溶接継手の製造時においてもフェライト相が安定する鋼板を得ることができる。

[0089] <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母材鋼板上に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。

[0090] 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<sub>2</sub>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。

[0091] <スポット溶接工程>

上述しためっき鋼板を含む複数の鋼板を重ね合わせ、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6～8mmの溶接電極を用いて、加圧力1.5～6.0kN、通電時間0.1～1.0秒、通電電流4～15kAでスポット溶接をすることができる。

[0092] 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

[0093] 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。

[0094] <実施例1>

(めっき鋼板試料の作製)

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 casting で casting 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。

[0095] 次いで、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2.0mm、回転数600rpmで行った（表2の条件A）。

[0096] 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。

[0097] 評価AA : 2.0μm以下

評価A : 2.0μm超、3.0μm以下

評価B : 3.0μm超

[0098] その後、露点0℃、保持温度800℃、保持時間100秒とし、酸素濃度20ppm以下の炉内においてN<sub>2</sub>-4%H<sub>2</sub>ガス雰囲気中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、15MPaの張力をかけた状態で行った。

[0099] 焼鈍処理に続いて、鋼板にめっき処理を施し、溶融亜鉛めっき鋼板を得た。めっき処理は、460℃の溶融亜鉛めっき浴（Zn-0.2%Al）に3秒間浸漬した。浸漬後、100mm/秒で引き抜き、N<sub>2</sub>ワイピングガスによりめっき付着量を50g/m<sup>2</sup>に制御し、めっき鋼板を得た。

[0100] <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

にめっき鋼板を製造した。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、前処理で、研削ブラシであるホタニ社製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。

[0101] 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、合金化溶融亜鉛めっきとした。

[0102] A : Zn-0.2%A l (460℃)

B : Zn-0.5%A l (440℃)

C : Zn-1.5%A l-1.5%M g (500℃)

D : Zn-20%A l-7%M g (530℃)

E : Zn-30%A l-10%M g (530℃)

F : Zn-0.14%A l (450℃) 合金化溶融亜鉛めっき

[0103]

[表1]

表1

化学成分 (質量%) 残部: Fe及び不純物

No.	区分	C	Si	Mn	sol.Al	P	S	N	B	Ti	その他	Si+sol.Al
1	実施例	0.05	1.0	2.0	0.8	0.0001	0.0005	0.0002				1.8
2	実施例	0.10	0.9	2.0	0.9	0.0080	0.0003	0.0002	0.0005	0.0006		1.8
3	実施例	0.10	0.9	2.2	1.1	0.0080	0.0007	0.0004	0.0006	0.0002	Hf:0.001	2.0
4	実施例	0.10	1.2	2.2	1.0	0.0070	0.0006	0.0008	0.0001	0.0001		2.2
5	実施例	0.10	1.0	2.2	0.8	0.0020	0.0009	0.0008	0.0002	0.0008	Mg:0.001	1.8
6	実施例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0007	0.0006	0.0003	0.0009		2.0
7	実施例	0.20	0.9	2.0	1.0	0.0020	0.0005	0.0003	0.0002	0.0002	Zr:0.015	1.9
8	実施例	0.20	1.1	2.2	0.7	0.0008	0.0009	0.0008	0.0002	0.0002	Cr:0.1	1.8
9	実施例	0.20	1.0	2.5	1.0	0.0017	0.0004	0.0008	0.0002	0.0004	Ni:0.02	2.0
10	実施例	0.20	1.0	2.3	0.8	0.0011	0.0007	0.0003	0.0006	0.0003	Cu:0.0007	1.8
11	実施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0031	0.0006	0.0005	0.0003	0.0010	Zr:0.015	2.0
12	実施例	0.20	1.0	2.5	1.0	0.0065	0.0003	0.0008	0.0009	0.0010		2.0
13	実施例	0.20	1.0	2.2	1.0	0.0092	0.0006	0.0005	0.0005	0.0010		2.0
14	実施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0035	0.0005	0.0005	0.0003	0.0009		2.0
15	実施例	0.20	1.0	2.5	1.0	0.0022	0.0006	0.0009	0.0004	0.0006		2.0
16	実施例	0.25	1.0	2.2	1.0	0.0012	0.0009	0.0005	0.0004	0.0005	Nb:0.010	2.0
17	実施例	0.25	1.0	2.2	1.0	0.0040	0.0002	0.0006	0.0007	0.0003	V:0.007	2.0
18	実施例	0.30	1.0	2.5	1.0	0.0099	0.0010	0.0001	0.0009	0.0004		2.0
19	実施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0031	0.0006	0.0002	0.0004	0.0008	Zr:0.015	2.0
20	実施例	0.20	1.0	2.5	1.0	0.0031	0.0003	0.0002	0.0007	0.0007	Zr:0.015	2.0
21	実施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0031	0.0007	0.0006	0.0005	0.0009	Zr:0.015	2.0
22	実施例	0.30	1.0	0.3	1.2	0.0110	0.0008	0.0003	0.0005	0.0003		2.2
23	実施例	0.35	1.0	5.0	1.0	0.0092	0.0002	0.0004	0.0004	0.0008	Mo:0.1	2.0
24	実施例	0.35	1.0	2.2	0.9	0.0091	0.0003	0.0005	0.0003	0.0009	REN:0.0006	1.9
25	実施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0045	0.0008	0.0007	0.0004	0.0008		2.0
26	実施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0035	0.0009	0.0003	0.0002	0.0009	W:0.02	2.0
27	実施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0082	0.0002	0.0006	0.0007	0.0002	Ca:0.0002	2.0
28	実施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0080	0.0003	0.0003	0.0003	0.0007		2.0
29	比較例	0.42	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0003	0.0004	0.0002	0.0006		2.0
30	比較例	0.20	0.6	2.0	1.0	0.0100	0.0002	0.0006	0.0008	0.0005		1.6
31	比較例	0.20	3.1	2.0	1.0	0.0098	0.0004	0.0005	0.0005	0.0010		4.1
32	比較例	0.20	1.2	2.0	0.6	0.0100	0.0002	0.0008	0.0002	0.0009		1.8
33	比較例	0.20	1.0	2.0	0.6	0.0100	0.0002	0.0008	0.0002	0.0009		1.6
34	比較例	0.20	1.0	2.0	2.2	0.0100	0.0007	0.0006	0.0003	0.0002		3.2
35	比較例	0.20	0.7	2.0	0.7	0.0100	0.0005	0.0006	0.0009	0.0005		1.4
36	比較例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0003	0.0007	0.0003	0.0002		2.0
37	比較例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0003	0.0009	0.0001	0.0002		2.0
38	比較例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0002	0.0007	0.0002	0.0002		2.0
39	比較例	0.08	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0002	0.0002	0.0009	0.0007		2.0
40	比較例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0004	0.0001	0.0008	0.0001		2.0
41	比較例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0009	0.0008	0.0003	0.0005		2.0
42	比較例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0003	0.0003	0.0007	0.0008		2.0

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0104]

[表2]

表 2

No.	区分	前処理工程		焼鈍工程		
		条件	前処理後 表面粗さ	保持温度 (°C)	保持時間 (秒)	露点 (°C)
1	実施例	A	A	800	100	0
2	実施例	A	A	800	90	0
3	実施例	A	A	800	220	0
4	実施例	A	AA	820	100	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	AA	900	20	0
14	実施例	A	AA	750	50	0
15	実施例	A	AA	780	200	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	AA	860	20	0
20	実施例	A	AA	860	20	0
21	実施例	A	AA	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	50	0
32	比較例	A	A	800	70	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	-40
37	比較例	A	A	800	60	30
38	比較例	A	A	720	60	0
39	比較例	A	A	920	60	0
40	比較例	A	A	800	10	0
41	比較例	無	A	800	60	0
42	比較例	B	B	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。

[0105] (引張強さ評価)

各めっき鋼板について、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 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。

[0106] 評価 A A A : 1180 MP a 以上

評価 A A : 980 MP a 以上、1180 MP a 未満

評価 A : 780 MP a 以上、980 MP a 未満

[0107] (溶接継手の作製)

各めっき鋼板を2枚重ね合わせ、ドームラジラス型の先端直径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LME抑制効果(耐LME性)を評価した。

[0108] 耐LME性は、溶接部の圧接部直外に生じたLME亀裂長さで、以下のように評価した。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圧接部3の外側の部分であって、圧接された部分の近傍の位置である圧接部直外に生じたLME亀裂長さを測定することで評価した。圧接部直外の割れ11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性に優れていると判断した。評価が「A」以上であれば、耐LME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。

[0109] 評価 A A A : 0 μ m

評価 A A : 0 μ m 超、60 μ m 未満

評価 A : 60 μ m 以上、120 μ m 未満

評価 B : 120 μ m 以上

[0110] (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、前述の条件で、板厚方向に5回のGDS測定

を行い、C濃度が0.05%以である深さを求め、表3の「 $C \leq 0.05\%$  深さ」に示した。

[0111] 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、露出した母材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。

[0112] また、圧接部の端部から外側に500 $\mu\text{m}$ の位置で、めっき層と母材鋼板との界面を起点として、前述の方法で、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さを測定し、表3の「 $\alpha$ 相厚さ」に示した。

[0113] 評価の結果を表3に示す。

[0114]

[表3]

表 3

No.	区分	引張強さ (Mpa)	非熱影響部		圧接部直外	めっき種	性能
			C $\leq$ 0.05%深さ ( $\mu$ m)	母材鋼板/めっき 界面粗さ( $\mu$ m)	$\alpha$ 相厚さ ( $\mu$ m)		耐LME性
1	実施例	A	24	3.0	24	A	AA
2	実施例	AA	25	2.2	25	A	AA
3	実施例	A	34	2.5	61	A	AA
4	実施例	AA	20	1.7	31	A	AAA
5	実施例	AA	20	1.7	21	F	A
6	実施例	AA	24	2.0	30	A	AAA
7	実施例	AA	22	1.5	38	A	AAA
8	実施例	AA	22	1.3	26	A	AA
9	実施例	AA	20	1.0	41	A	AAA
10	実施例	AA	20	1.8	43	A	AAA
11	実施例	AA	10	1.5	15	A	A
12	実施例	AA	24	1.2	46	C	AA
13	実施例	AA	17	1.5	22	A	A
14	実施例	AA	10	1.5	15	A	A
15	実施例	AA	21	1.1	33	A	AAA
16	実施例	AAA	21	1.5	36	A	AAA
17	実施例	AAA	18	1.8	25	A	A
18	実施例	AAA	20	1.7	40	A	AAA
19	実施例	AA	11	1.2	22	B	A
20	実施例	AA	10	1.3	20	D	AAA
21	実施例	AA	11	1.2	21	E	AAA
22	実施例	AA	40	1.9	80	A	AAA
23	実施例	AAA	28	1.5	36	A	AAA
24	実施例	AAA	28	2.2	34	A	AAA
25	実施例	AAA	26	1.0	32	A	AAA
26	実施例	AAA	24	1.7	31	A	AAA
27	実施例	AAA	22	1.1	31	A	AAA
28	実施例	AAA	20	1.2	30	A	AAA
29	比較例	AAA	<u>1</u>	2.6	<u>2</u>	A	<u>B</u>
30	比較例	AAA	<u>2</u>	2.6	<u>1</u>	A	<u>B</u>
31	比較例	AAA	<u>5</u>	2.4	20	A	<u>B</u>
32	比較例	AAA	<u>1</u>	2.5	<u>2</u>	A	<u>B</u>
33	比較例	AAA	<u>1</u>	2.6	<u>1</u>	A	<u>B</u>
34	比較例	AAA	<u>7</u>	2.5	21	A	<u>B</u>
35	比較例	AAA	<u>5</u>	2.6	<u>2</u>	A	<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	AAA	<u>2</u>	2.4	<u>1</u>	A	<u>B</u>
39	比較例	AAA	<u>9</u>	2.4	<u>8</u>	A	<u>B</u>
40	比較例	AAA	<u>1</u>	2.5	<u>1</u>	A	<u>B</u>
41	比較例	AAA	<u>8</u>	2.7	<u>5</u>	A	<u>B</u>
42	比較例	AAA	11	<u>3.2</u>	<u>7</u>	A	<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。

[0115] No. 29は、めっき鋼板の母材鋼板のCの含有量が多い比較例である。母材鋼板の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C濃度が

0.05%以下である深さが小さくなり、また、圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置における、フェライト相の面積率が90%以上である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。

[0116] No. 30は、めっき鋼板の母材鋼板の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。母材鋼板の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C濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置における、フェライト相の面積率が90%以上である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。

[0117] No. 31は、めっき鋼板の母材鋼板のSiの含有量が多い比較例である。母材鋼板の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C濃度が0.05%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。

[0118] No. 32は、めっき鋼板の母材鋼板のsol. Alの含有量が少ない比較例である。母材鋼板の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C濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置における、フェライト相の面積率が90%以上である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。

[0119] No. 33は、めっき鋼板の母材鋼板のsol. Al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。母材鋼板のsol. Al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C濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置における、フェライト相の面積率が90%以上である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。

[0120] No. 34は、めっき鋼板の母材鋼板のsoI、Alの含有量が多い比較例である。母材鋼板のsoI、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、非熱影響部におけるC濃度が0.05%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。

[0121] No. 35は、めっき鋼板の母材鋼板のSiとAlの含有量の合計が少ない比較例である。母材鋼板のSi及びsoI、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C濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置における、フェライト相の面積率が90%以上である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。

[0122] No. 36は、めっき鋼板製造時の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層が形成され、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. 37は、めっき鋼板製造時の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層が形成され、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れなかった。

[0124] N o. 38は、めっき鋼板製造時の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C濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置における、フェライト相の面積率が90%以上である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。

[0125] N o. 39は、めっき鋼板製造時の焼鈍温度が高い比較例である。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C濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置における、フェライト相の面積率が90%以上である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。

[0126] N o. 40は、めっき鋼板製造時の焼鈍時間が短い比較例である。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C濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置における、フェライト相の面積率が90%以上である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。

[0127] N o. 41は、めっき鋼板製造時の前処理工程で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、非熱影響部におけるC濃度が0.05%以下である深さが小さくなり、また、圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置における、フェライト相の面積率が90%以上である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] N o. 42は、めっき鋼板製造時の前処理工程で、研削量の大きいブラシを使用したため、母材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、圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置における、フェライト相の面積率が90%以上である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. 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、圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置における、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが大きい実施例では、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

[0130] 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

- [0131]
- 1 鋼板
  - 2 ナゲット
  - 3 圧接部
  - 4 セパレーション部
  - 5 熱影響部
  - 6 重ね合わせ面
  - 11 圧接部直外の割れ

## 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ナゲット、並びに前記ナゲットの周囲に  
形成された圧接部及び熱影響部を有するスポット溶接部、  
前記圧接部の周囲に形成されたセパレーション部  
を備える溶接継手であって、  
前記複数の鋼板のうち1枚以上の鋼板が、母材鋼板及びめっき層を  
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面に形成され、かつ、Znを含有し、  
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 : 0.05~0.40%、  
Si : 0.7~3.0%、  
Mn : 0.1~5.0%、  
sol. Al : 0.7~2.0%、  
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1.8%以上であり、

前記溶接継手の非熱影響部において、

前記めっき鋼板の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0.05%以下である深さが10 $\mu$ m以上であり、

前記めっき鋼板の前記めっき層と前記母材鋼板との界面の粗さがRaで3.0 $\mu$ m以下であり、

前記圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置において、

前記めっき鋼板の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、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが15 $\mu$ m以上である

ことを特徴とする溶接継手。

[請求項2] 前記溶接継手の非熱影響部において、前記めっき鋼板の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0.05%以下である深さが15 $\mu$ 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] 前記圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置において、前記めっき鋼板の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、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが30 $\mu$ 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4] 前記溶接継手の非熱影響部において、前記めっき鋼板の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、

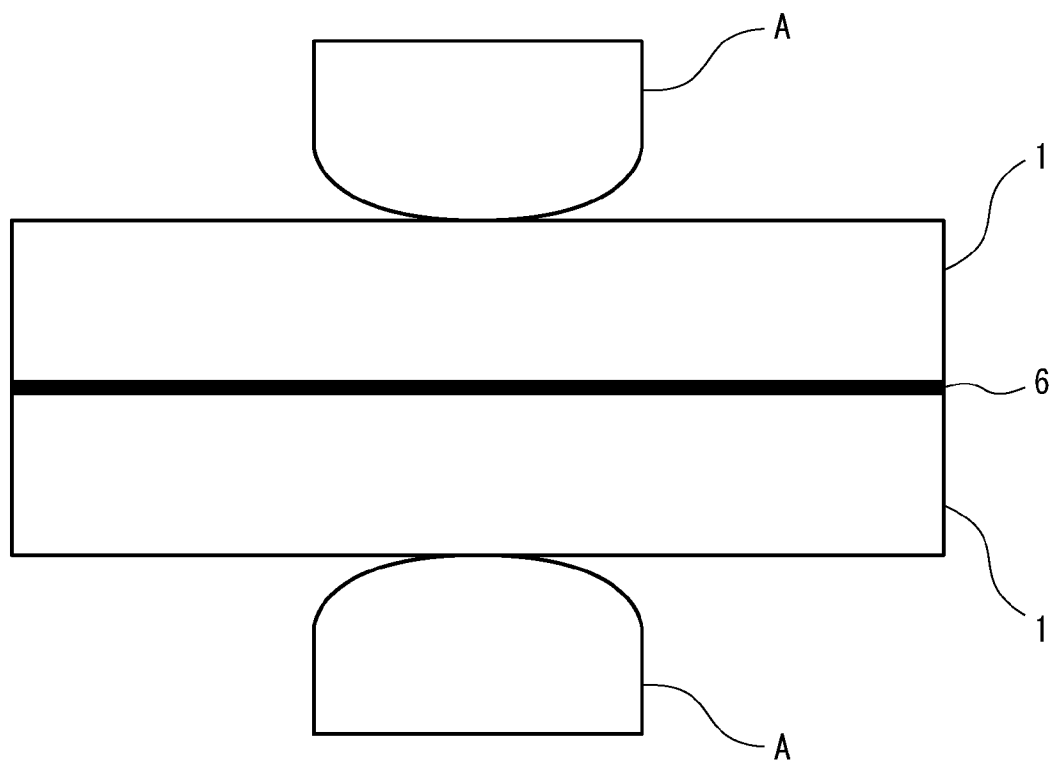
GDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが15 $\mu$ m以上であり、前記圧接部の端部から外側に500 $\mu$ mの位置において、前記めっき鋼板の前記めっき層と前記母材鋼板との界面を起点とした前記母材鋼板の深さ方向に、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが30 $\mu$ m以上であることを特徴とする請求項1に記載の溶接継手。

[請求項5] 前記非熱影響部における前記めっき鋼板の前記めっき層と前記母材鋼板との界面の粗さがRaで2.0 $\mu$ m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。

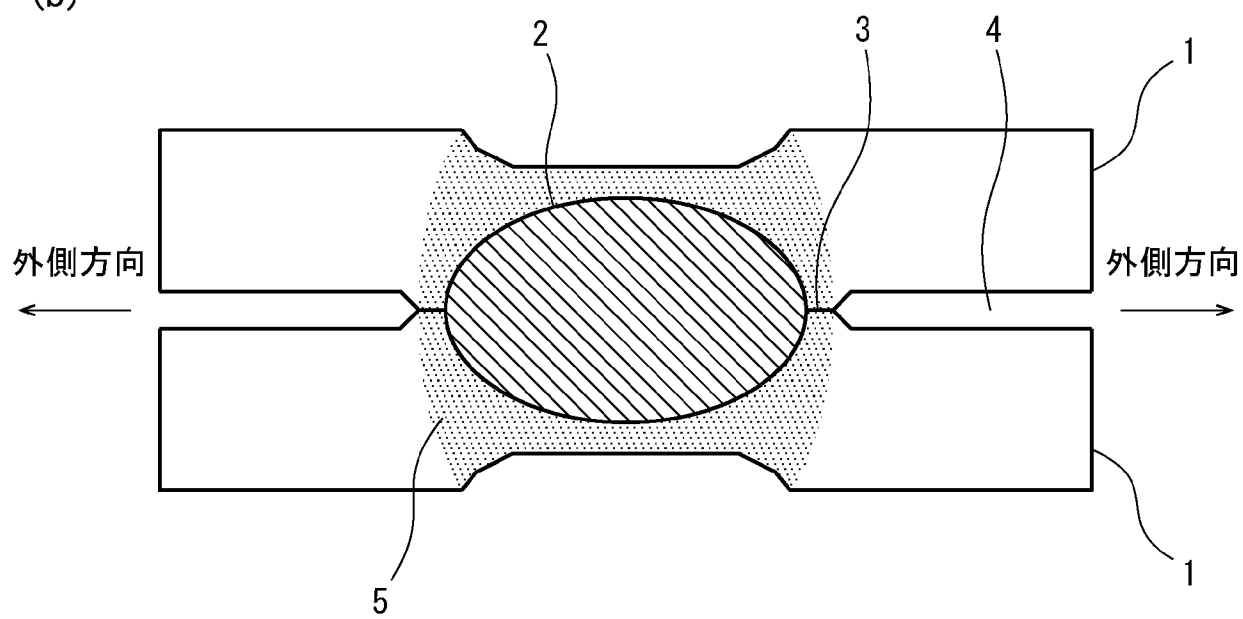
[図1]

図1

(a)

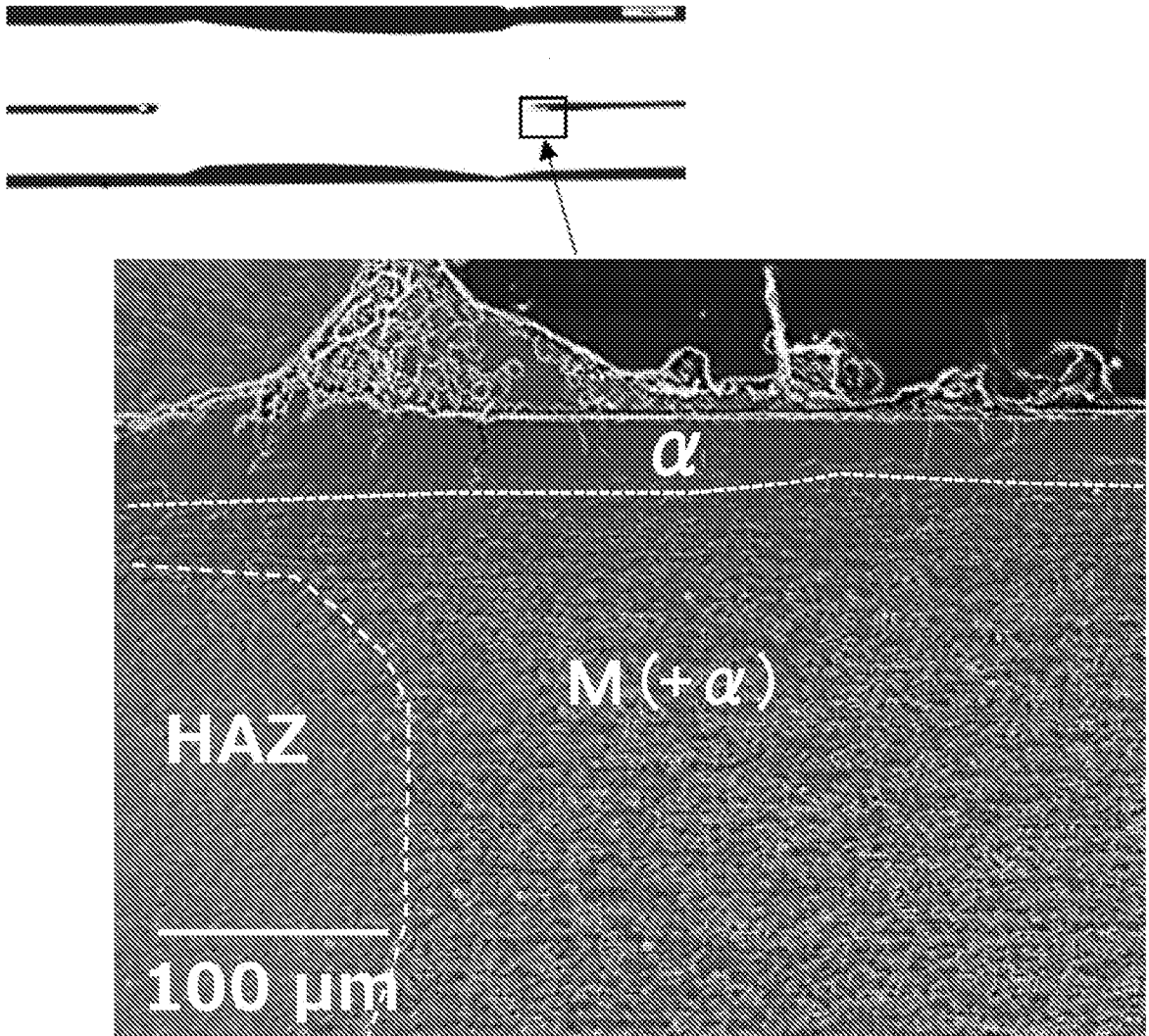


(b)



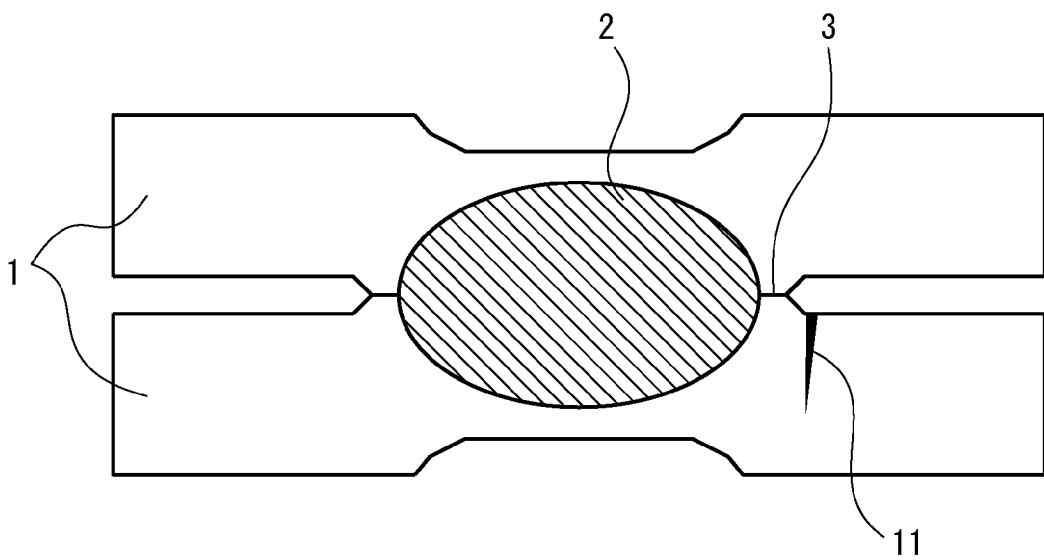
[図2]

図2



[図3]

図3



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2023/032519

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**

**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 11/11**(2006.01)i; **B23K 11/16**(2006.01)i; **C23C 2/06**(2006.01)i

FI: C22C38/00 301Z; C22C38/00 301T; C22C38/58; C23C2/06; B23K11/16 311; B23K11/11 540; C22C18/04; C22C18/00; C21D9/46 J; C21D3/04 G

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)

C21D3/04; C21D9/46; C22C18/00; C22C18/04; C22C38/00; C22C38/58; B23K11/11; B23K11/16; 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 CORPORATION) 14 July 2022 (2022-07-14)	1-5
A	WO 2022/149507 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 14 July 2022 (2022-07-14)	1-5
A	WO 2022/149505 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 14 July 2022 (2022-07-14)	1-5
A	WO 2022/097738 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 12 May 2022 (2022-05-12)	1-5
A	WO 2020/130631 A1 (POSCO) 25 June 2020 (2020-06-25)	1-5
A	KR 10-2022-0019867 A (POSCO) 18 February 2022 (2022-02-18)	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  
“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

**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/JP2023/032519**

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 11/11(2006.01)i; B23K 11/16(2006.01)i;                  C23C 2/06(2006.01)i                  FI: C22C38/00 301Z; C22C38/00 301T; C22C38/58; C23C2/06; B23K11/16 311; B23K11/11 540; C22C18/04;                  C22C18/00; C21D9/46 J; C21D3/04 G</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; B23K11/11; B23K11/16; 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>1-5</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>1-5</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>1-5</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>1-5</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2020/130631 A1（POSCO）25.06.2020（2020-06-25）</td> <td>1-5</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>KR 10-2022-0019867 A（POSCO）18.02.2022（2022-02-18）</td> <td>1-5</td> </tr> </tbody> </table> <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>“&amp;” 同一パテントファミリー文献</p>			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）	1-5	A	WO 2022/149507 A1（日本製鉄株式会社）14.07.2022（2022-07-14）	1-5	A	WO 2022/149505 A1（日本製鉄株式会社）14.07.2022（2022-07-14）	1-5	A	WO 2022/097738 A1（JFEスチール株式会社）12.05.2022（2022-05-12）	1-5	A	WO 2020/130631 A1（POSCO）25.06.2020（2020-06-25）	1-5	A	KR 10-2022-0019867 A（POSCO）18.02.2022（2022-02-18）	1-5
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）	1-5																					
A	WO 2022/149507 A1（日本製鉄株式会社）14.07.2022（2022-07-14）	1-5																					
A	WO 2022/149505 A1（日本製鉄株式会社）14.07.2022（2022-07-14）	1-5																					
A	WO 2022/097738 A1（JFEスチール株式会社）12.05.2022（2022-05-12）	1-5																					
A	WO 2020/130631 A1（POSCO）25.06.2020（2020-06-25）	1-5																					
A	KR 10-2022-0019867 A（POSCO）18.02.2022（2022-02-18）	1-5																					
<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/JP2023/032519

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)	