

(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)



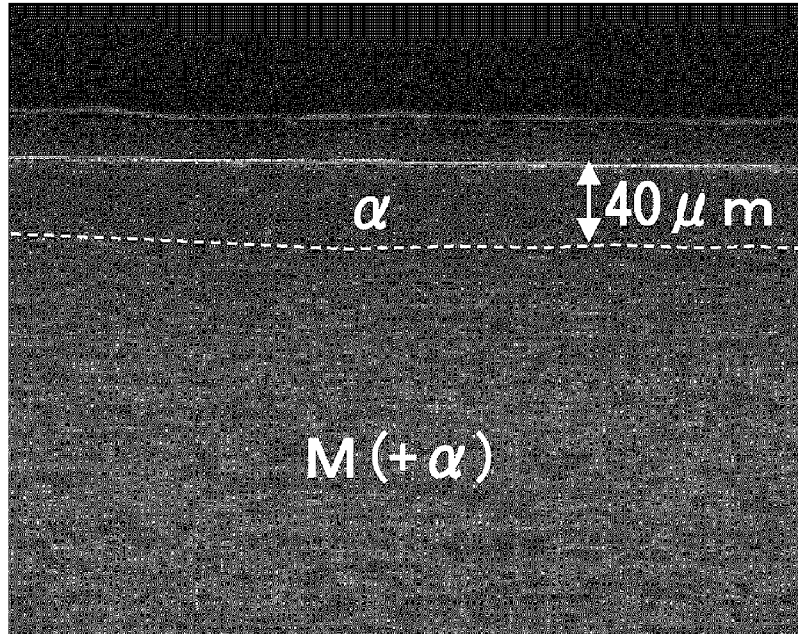
(10) 国際公開番号
WO 2024/053663 A1

- (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) C23C 2/06 (2006.01)
C22C 18/04 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2023/032483
- (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 2022-141608 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: PLATED STEEL SHEET

(54) 発明の名称: めっき鋼板

図1



(57) Abstract: Provided is a plated steel sheet having high LME resistance. A plated steel sheet according to the present invention is characterized by having a prescribed chemical composition and is characterized in that: when the C-concentration is measured by GDS in the depth direction of a base steel sheet starting from the interface between the base steel sheet and a plating layer, the depth at which the C-concentration is 0.05% or less is 10 μm or more; the thickness of a layer where the area percentage of a ferrite phase is 90% or more is at least 20 μm in the depth direction from the surface of the base steel sheet; and the roughness expressed as Ra of the interface between the base steel sheet and the plating



WO 2024/053663 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))

layer is 3.0 μm or less.

(57) 要約 : 高い耐 L M E 性を有するめっき鋼板を提供する。本発明のめっき鋼板は、所定の化学成分を有し、母材鋼板とめっき層の界面を起点として、母材鋼板の深さ方向において、GDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが10 μm 以上であり、母材鋼板表面からの深さ方向において、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが20 μm 以上であり、母材鋼板とめっき層の界面の粗さがRaで3.0 μm 以下であることを特徴とする。

明 細 書

発明の名称：めっき鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、めっき鋼板に関する。より具体的には、本発明は、高い耐LME性を有するめっき鋼板に関する。

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] 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/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

[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] 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、高い耐LME性を有するめっき鋼板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、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、鋼板表層が脱炭され、さらにフェライト(α)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、その結果、この鋼板を用いためっき鋼板において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) 母材鋼板の片面又は両面にZnを含有するめっき層を備える引張強さが780MPa以上のめっき鋼板であって、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:0~0.0100%、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:0~0.1

00%、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、前記母材鋼板と前記めっき層の界面を起点として、前記めっき鋼板の深さ方向において、GDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが10 μ m以上であり、前記母材鋼板と前記めっき層の界面を起点として、前記めっき鋼板の深さ方向において、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが20 μ m以上であり、前記母材鋼板と前記めっき層の界面の粗さがRaで3.0 μ m以下であり、前記めっき層が、質量%で、3.0%未満のFeを含有し、残部がZn及び不純物であることを特徴とするめっき鋼板。

[0013] (2) 前記母材鋼板と前記めっき層の界面の粗さがRaで2.0 μ m以下であることを特徴とする前記(1)の溶融亜鉛めっき鋼板。

[0014] (3) 前記母材鋼板と前記めっき層の界面を起点として、前記めっき鋼板の深さ方向において、GDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが20 μ m以上であることを特徴とする前記(1)のめっき鋼板。

[0015] (4) 前記母材鋼板と前記めっき層の界面を起点として、前記めっき鋼板の深さ方向において、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが30 μ m以上であることを特徴とする前記(1)のめっき鋼板。

[0016] (5) 前記めっき層が、前記Znの一部に代えて、質量%で、Al：0～30.0%、及びMg：0～10.0%を含有することを特徴とする前記(1)～(4)のいずれかのめっき鋼板。

[0017] (6) 前記めっき層が、前記Znの一部に代えて、質量%で、Al：10.0～30.0%、及びMg：4.5～10.0%を含有することを特徴とする前記(1)～(4)のいずれかのめっき鋼板。

発明の効果

[0018] 本発明によれば、高い耐LME性を有するめっき鋼板を得ることができる。

図面の簡単な説明

[0019] [図1]本発明のめっき鋼板の表層に形成された層状のフェライト相を示す図で

ある。

[図2]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

[0020] 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、本発明のめっき鋼板において、耐LME性を向上させる概略を説明する。

[0021] LME割れは、スポット溶接時にめっき鋼板の母材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侵入することによって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母材鋼板に加わるため、LME割れが生じるものと考えられる。本発明のめっき鋼板は、母材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、母材鋼板の表層とは、母材鋼板の最表面から100 μ m程度の深さまでの範囲をいうものとする。

[0022] 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。本発明の鋼板は、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の深さまでの範囲をいうものとする。

[0023] ただし、鋼板表層におけるC濃度が低い場合であっても、表層の組織にLME感受性が大きいオーステナイト(γ)等が多いと、耐LME性の低下に繋がる場合があると考えられる。そこで、本実施形態における鋼板は、母材鋼板とめっき層の界面からの深さ方向において、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが20 μ m以上とする。また、本発明のめっき鋼板においては、従来、鋼板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及びsol, Alをともに多量に含有させることで、耐LME性が向上することが見出されたことによる。

[0024] 本発明においては、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、鋼板表層のC濃度を低下させ、さらに、SiとAlの複合添加の効果でフェライトを安定化することができることによると考えられる。

[0025] すなわち、本発明のめっき鋼板は、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、鋼板の表層に、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、耐LME性の向上を可能としたものである。

[0026] 以下、本発明について詳細に説明する。

[0027] はじめに、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。

[0028] (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、表層のC濃度が低くならず、フェライト分率が高くなる。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。

[0029] (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。このような耐LME性向上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。Siとsol. Alの含有量がこのような数値範囲を満たすことにより、本実施形態の鋼板の製造工程の熱処理において鋼板表層部の脱炭を促すとともに表層部のフェライトを安定化させることができるためである。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。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sol. Alの含有量の合計値は、1.9%以上、又は2.0%以上であってよい。

[0030] (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。

[0031] (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。

[0032] (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。

[0033] (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。

[0034] (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。

[0035] (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。

[0036] (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。

[0037] (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。

[0038] (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。

[0039] (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。

[0040] (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、靱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。

[0041] (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、靱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。

[0042] (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、靱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。

[0043] (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。

[0044] (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。

[0045] (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

、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。

[0046] (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、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。

[0047] (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、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.

0.100%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。

[0048] 本発明に係るめっき鋼板において、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、本発明に係るめっき鋼板の耐LME性に悪影響を与えない、すなわち、本発明のめっき鋼板に求められる耐LME性が得られる範囲で含有されるものを意味する。

[0049] 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。

[0050] 次に、母材鋼板の表層部について説明する。

[0051] [C濃度]

本発明のめっき鋼板においては、母材鋼板表面からの深さ方向において、GDS（グロー放電分光分析）で測定したC濃度が0.05%以下である深さが10 μ m以上である。ここで、深さ方向の起点は、めっき層と母材鋼板の界面である。

[0052] 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感受性の低いフェライト相が安定化する。

[0053] このような表層組織は、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、後述する熱処理により得ることができる。

[0054] C濃度が0.05%以下である深さが10 μ m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。例えば、50 μ m以下、40 μ m以下、又は30 μ 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20 μ m以上である。

[0055] 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 μ mのFeの濃度の93%となる位置とする。

[0056] 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：4mm ϕ

RF出力：30W

計測時間：200～1500秒

[0057] [フェライト相]

本発明のめっき鋼板においては、母材鋼板表面からの深さ方向において、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが20 μ m以上である。ここで、深さ方向の起点は、めっき層と母材鋼板の界面である。図1に、本発明のめっき鋼板の表層付近のSEMによる組織写真の一例を示す。図1はめっき鋼板の厚さ方向の断面であり、図面上側がめっき鋼板表面である。図1における鋼板表層はC濃度が低く、フェライト(α)相の面積率が90%以上の層を含む。母材鋼板内部は、マルテンサイト(M)を主体とし、フェライトを含有する組織である。図1のめっき鋼板では、母材鋼板の表層にフェライト相の面積率が90%以上の層が40 μ mの厚さで存在する。

[0058] フェライト相の粒界は、LME感受性が γ （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、母材鋼板の表層部にフェライト相を主体とする組織が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、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、後述する熱処理により得ることができる。

[0059] フェライト相の面積率が90%以上である領域の厚さが20 μ m以上となれば耐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。厚さは、例えば、100 μ m以下、80 μ m以下、又は60 μ m以下であってよい。フェライト相の面積率が90%以上である領域の厚さは、30 μ m以上であってよい。

[0060] フェライト相の面積率が90%以上である領域の厚さは、母材鋼板のL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、フェライトを区別することができる。具体的には、L方向断面を研磨し、鏡面研磨後にナイトールエッチングを用いて鋼組織を腐食現出させる。その後、鋼表面を基準に深さ方向へ500 μ mの範囲で、倍率1500倍で等間隔で5視野の二次電子像を撮影する。フェライト相の面積率はポイントカウンティング法（ASTM E562準拠）で測定し、フェライト相の面積率が90%以上である領域の厚さを撮影視野毎に測定する。

[0061] ここで、フェライト相の面積率は、L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、C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、20 μ mまでの深さのL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。より具体的な面積率は以下のとおりである。

[0062] フェライト面積率は、以下のとおり測定する。母材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する。観察する視野の範囲は、母材鋼板とめっき層の界面から、深さ方向500 μ mまでの範囲とし、等間隔で5視野を観察する。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。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、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。本発明においては、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。

[0063] パーライト、フェライト、マルテンサイト、ベイナイトの判断基準は、以下のとおりである。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。

[0064] [めっき層]

本発明に係るめっき鋼板は、上述した母材鋼板上にめっき層を有する。このめっき層は母材鋼板の片面に形成されていても、両面に形成されていてもよい。

[0065] [めっき層の化学成分]

[0066] めっきの化学成分について説明する。元素の含有量に関する「%」は、特に断りが無い限り、「質量%」を意味する。めっき層についての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、特に指定しない限り、「～」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。

[0067] (Fe : 3.0%以下)

Feは、めっき浴には含まれず、母材鋼板上にZnを含むめっき層を形成

した後にめっき鋼板を熱処理した場合に母材鋼板から拡散することでめっき層中に含まれ得る。したがって、熱処理がされていない状態においては、Feはめっき層中に含まれないため、Feの含有量は0%であってよい。また、Feの含有量は、3.0%以下であるとよく、例えば、2.0%以下、1.0%以下であってもよい。

[0068] めっき層において上記成分以外の残部はZn及び不純物からなる。めっき層における不純物とは、めっき層を製造する際に、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、めっき層に対して意図的に添加した成分ではないものを意味する。めっき層においては、不純物として、上で説明した基本成分及び任意添加成分以外の元素が、本発明の効果を妨げない範囲内で微量に含まれていてもよい。

[0069] めっき層は、前記Znの一部に代えて、Al：0～30.0%、Mg：0～10.0%を含有してもよい。

[0070] (Al：0～30.0%)

Alは、Znと共に含まれることでめっき層の耐食性を向上させる元素であるため、必要に応じて含有してもよい。したがって、Alの含有量は0%であってよい。ZnとAlとを含むめっき層を形成するために、好ましくは、Alの含有量は0.01%以上であるとよく、例えば、1.0%以上、3.0%以上、5.0%以上、10.0%以上、又は15.0%以上であってよい。Alの含有量が多くなりすぎると、耐食性を向上させる効果が飽和するので、Alの含有量は、30.0%以下であるとよく、例えば、25.0%以下、20.0%以下であってもよい。

[0071] (Mg：0～10.0%)

Mgは、Zn及びAlと共に含まれることでめっき層の耐食性を向上させる元素であるため、必要に応じて含有してもよい。したがって、Mgの含有量は0%であってよい。ZnとAlとMgとを含むめっき層を形成するために、好ましくは、Mgの含有量は0.01%以上であるとよく、例えば、1.0%以上、2.0%以上、3.0%以上、4.5%以上、又は5.0

%以上であってもよい。Mgの含有量が多すぎると、外観不良、不めっきが発生することがあるので、Mgの含有量は、10.0%以下であるとよく、例えば、8.0%以下、6.0%以下であってもよい。

[0072] 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。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%塩酸溶液であってもよい。

[0073] めっき層の厚さは、例えば3~50 μm であってもよい。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 であってもよい。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 μm 以上、10 μm 以上、15 μm 以上、又は20 μm 以上であってもよい。めっき層の厚さは、40 μm 以下、又は30 μm 以下であってもよい。めっき層の付着量は、片面当たり、20 g/m^2 以上、30 g/m^2 以上、40 g/m^2 以上、又は50 g/m^2 以上であってもよい。めっき層の付着量は、片面当たり、150 g/m^2 以下、130 g/m^2 以下、120 g/m^2 以下、又は100 g/m^2 以下であってもよい。

[0074] [界面粗さ]

本発明のめっき鋼板は、めっき層と母材鋼板の界面の粗さが、JIS B 0601：2013で定義される算術平均高さRaで3.0 μm 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ため、耐LME性が低下する。界面の粗さは、めっきを除去して測定した母材鋼板の表面粗さとしてよい。めっきの密着性を考慮し、Raは2.5 μm 以下、又は2.0 μm 以下であってもよい。

[0075] [引張強さ]

本発明は、高強度の鋼板で発生するLMEを抑制するものであるから、本

発明に係るめっき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、靱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。

[0076] 本発明の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。

[0077] 次に、本発明に係るめっき鋼板の製造方法について説明する。

[0078] 本発明に係るめっき鋼板は、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、前処理した冷延鋼板を焼鈍する焼鈍工程、及び焼鈍処理した冷延鋼板にめっきを施すめっき処理工程を備える製造方法によって得ることができる。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行ってもよい。

[0079] [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。

[0080] [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。

[0081] [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。

[0082] [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。

[0083] [前処理工程]

前述したように鋼板の表層において、深さ方向において、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが20μm以上とし、深さ方向において、GDS測定にてC濃度が0.05%以下である深さが10μm以上とするためには、所定の前処理を行い、その後、焼鈍を行う必要がある。

[0084] 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することがで

きる。

[0085] [焼鈍工程]

前処理工程の後、冷延鋼板に焼鈍を行う。焼鈍は、1～20 MPa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。

[0086] 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。

[0087] 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。

[0088] 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、 $N_2-1\sim 10\text{ vol}\%H_2$ 、 $N_2-2\sim 4\text{ vol}\%H_2$ 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、脱炭が促進されなくなる。さらに、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。

[0089] 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た鋼板を得ることができる。

[0090] [めっき処理工程]

次に、焼鈍処理後の冷延鋼板にめっきを施す。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。

[0091] 本発明に係るめっき鋼板は、高強度であり、高い耐LME性を有するため、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。自動車用に用いられるめっき鋼板は、スポット溶接されることが多く、その場合にLME割れが顕著に問題になり得る。そのため、本発明に係るめっき鋼板を自動車用鋼板として使用した場合に、高い耐LME性を有するという本発明の効果が好適に発揮される。

[0092] また、本発明のめっき鋼板は、表層に厚い脱炭層が形成されることにより耐食性にも優れるので、その点でも自動車分野には好適である。

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A》

はじめに、本発明を得るにあたり、本発明者らが予備的に行った実験について説明する。Si、Alの含有量を変えた鋼板（板厚1.2mm）について、一般的な合金化溶融亜鉛めっき鋼板（板厚1.6mm）と、表1に示す条件でスポット溶接を行い、スポット溶接時のLME内割れを確認した。表2に結果を示す。表2に示すとおり、高Si－高Al鋼でLMEが抑制されていることが確認できた。

[0095] [表1]

表 1

電極	外乱		溶接条件				
	打角	クリアランス	荷重	スクイーズ	通電時間	保持時間	溶接電流
6φ40R (Cu-Cr)	3°	0.3mm	400kgf	0.6s	0.36s	0.08s	8kA

[0096]

[表2]

表 2

No.	化学成分 (質量%)						亀裂長さ (mm)
	C	Si	Mn	P	S	Al	
1	0.2	0.51	2.46	0.011	0.0011	0.49	0.6
2	0.2	0.51	2.48	0.011	0.0011	0.98	0.2
3	0.2	0.51	2.48	0.011	0.0010	1.53	0.7
4	0.2	0.97	2.45	0.010	0.0011	0.48	0.3
5	0.2	0.97	2.45	0.010	0.0010	0.96	0.0
6	0.2	1.00	2.44	0.010	0.0011	1.32	0.0

[0097] 《実施例 B》

(鋼板試料の作製)

<実施例 1 >

[0098] 表 3 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。

[0099] 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 4 の条件 A)。

[0100] 前処理工程後、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。

[0101] 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

[0102] 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N₂-4% H₂ガス雰囲気中で焼鈍処理を行い、各鋼板試料を作製した。すべての鋼板試料において、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。

[0103] 焼鈍処理に続いて、めっき処理を施し、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%A1）に3秒間浸漬し、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。

[0104] <実施例2～28、比較例29～41>

化学成分を表3に記載のものとし、前処理工程、焼鈍工程、めっき処理工程の条件を表4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、研削ブラシとしてホタニ社製D-100を用いた（表4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。表4に示されるめっき種の組成、浴温は以下のとおりである。

[0105] A : Zn-0.2%A1 (460℃)

B : Zn-0.5%A1 (440℃)

C : Zn-1.5%A1-1.5%Mg (500℃)

D : Zn-20%A1-7%Mg (530℃)

E : Zn-30%A1-10%Mg (530℃)

[0106]

[表3]

No.	区分	化学成分 (質量%) 規格: Fe及び不純物											その他	Si+sol. Al	
		C	Si	Mn	sol. Al	P	S	N	B	Fe	Ti				
1	実施例	0.06	0.9	2.0	0.9	0.0001	0.0002	0.0002	0.0004	0.0008	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	1.8
2	実施例	0.10	0.9	2.0	1.0	0.0080	0.0005	0.0004	0.0004	0.0008	0.0007	0.0007	0.0007	0.0005	1.9
3	実施例	0.10	1.0	2.0	1.1	0.0080	0.0007	0.0005	0.0005	0.0008	0.0007	0.0007	0.0007	0.0005	1.9
4	実施例	0.10	1.2	2.0	1.0	0.0070	0.0002	0.0003	0.0003	0.0008	0.0002	0.0002	0.0002	0.0005	2.2
5	実施例	0.10	0.9	2.2	1.0	0.0020	0.0008	0.0009	0.0009	0.0009	0.0009	0.0009	0.0009	0.0002	1.9
6	実施例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004	0.0007	0.0007	0.0007	0.0002	2.0
7	実施例	0.20	0.9	2.0	1.0	0.0020	0.0006	0.0007	0.0007	0.0006	0.0007	0.0008	0.0003	0.0003	1.9
8	実施例	0.20	1.0	2.2	0.8	0.0008	0.0009	0.0007	0.0007	0.0008	0.0006	0.0006	0.0005	0.0005	1.8
9	実施例	0.20	1.0	2.5	1.0	0.0011	0.0003	0.0004	0.0004	0.0004	0.0008	0.0008	0.0004	0.0004	2.0
10	実施例	0.20	1.0	2.3	1.2	0.0011	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004	0.0002	0.0007	0.0007	0.0007	2.2
11	実施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0031	0.0007	0.0010	0.0010	0.0008	0.0008	0.0008	0.0007	0.0007	2.0
12	実施例	0.20	1.0	2.2	1.0	0.0065	0.0007	0.0008	0.0008	0.0006	0.0010	0.0010	0.0006	0.0006	2.0
13	実施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0021	0.0006	0.0011	0.0011	0.0012	0.0012	0.0008	0.0008	0.0008	2.0
14	実施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0031	0.0007	0.0010	0.0010	0.0008	0.0008	0.0007	0.0007	0.0007	2.0
15	実施例	0.20	1.0	2.5	1.0	0.0089	0.0006	0.0003	0.0003	0.0006	0.0006	0.0006	0.0006	0.0006	2.0
16	実施例	0.25	1.0	2.2	1.0	0.0012	0.0006	0.0007	0.0007	0.0005	0.0005	0.0007	0.0007	0.0007	2.0
17	実施例	0.25	1.0	2.2	1.0	0.0040	0.0006	0.0003	0.0003	0.0005	0.0005	0.0002	0.0002	0.0002	2.0
18	実施例	0.30	1.0	2.5	1.0	0.0089	0.0006	0.0002	0.0002	0.0003	0.0003	0.0005	0.0005	0.0005	2.0
19	実施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0031	0.0004	0.0008	0.0008	0.0003	0.0003	0.0006	0.0006	0.0006	2.0
20	実施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0031	0.0004	0.0002	0.0002	0.0003	0.0003	0.0010	0.0010	0.0010	2.0
21	実施例	0.20	1.0	2.3	1.0	0.0031	0.0002	0.0003	0.0003	0.0003	0.0003	0.0003	0.0003	0.0003	2.0
22	実施例	0.30	1.2	0.3	1.0	0.0110	0.0002	0.0002	0.0002	0.0005	0.0007	0.0007	0.0007	0.0007	2.2
23	実施例	0.35	1.0	5.0	1.0	0.0092	0.0008	0.0008	0.0008	0.0007	0.0007	0.0007	0.0008	0.0008	2.0
24	実施例	0.35	0.9	2.2	1.3	0.0091	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0003	0.0003	0.0003	2.2
25	実施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0045	0.0002	0.0007	0.0007	0.0001	0.0001	0.0010	0.0010	0.0010	2.0
26	実施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0035	0.0003	0.0007	0.0007	0.0009	0.0009	0.0009	0.0009	0.0009	2.0
27	実施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0082	0.0003	0.0009	0.0009	0.0002	0.0002	0.0002	0.0002	0.0002	2.0
28	実施例	0.40	1.0	2.2	1.0	0.0080	0.0002	0.0003	0.0003	0.0006	0.0006	0.0010	0.0010	0.0010	2.0
29	比較例	0.42	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0006	0.0007	0.0007	0.0003	0.0003	0.0006	0.0006	0.0006	2.0
30	比較例	0.20	0.5	2.0	1.2	0.0100	0.0002	0.0007	0.0007	0.0009	0.0009	0.0002	0.0002	0.0002	1.8
31	比較例	0.20	0.6	2.0	1.0	0.0100	0.0002	0.0007	0.0007	0.0009	0.0009	0.0002	0.0002	0.0002	1.6
32	比較例	0.20	0.1	2.0	1.0	0.0100	0.0007	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004	0.0006	0.0006	0.0006	4.1
33	比較例	0.20	1.2	2.0	0.6	0.0100	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	1.8
34	比較例	0.20	1.0	2.0	0.5	0.0100	0.0005	0.0007	0.0007	0.0005	0.0005	0.0006	0.0006	0.0006	1.6
35	比較例	0.20	1.0	2.0	2.2	0.0099	0.0006	0.0007	0.0007	0.0004	0.0004	0.0005	0.0005	0.0005	3.2
36	比較例	0.20	0.7	2.0	0.7	0.0100	0.0001	0.0005	0.0005	0.0006	0.0006	0.0006	0.0006	0.0006	1.4
37	比較例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0002	0.0008	0.0008	0.0009	0.0009	0.0004	0.0004	0.0004	2.0
38	比較例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0008	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004	0.0006	0.0006	0.0006	2.0
39	比較例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0001	0.0009	0.0009	0.0007	0.0007	0.0002	0.0002	0.0002	2.0
40	比較例	0.08	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0009	0.0009	0.0009	0.0008	0.0008	0.0004	0.0004	0.0004	2.0
41	比較例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0003	0.0003	0.0003	0.0001	0.0001	0.0007	0.0007	0.0007	2.0
42	比較例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0002	0.0002	0.0002	0.0007	0.0007	0.0007	0.0007	0.0007	2.0
43	比較例	0.20	1.0	2.0	1.0	0.0100	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0002	0.0002	0.0002	2.0

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0107]

[表4]

表 4

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	100	0
3	実施例	A	A	800	230	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	100	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	150	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	150	0
16	実施例	A	AA	860	150	0
17	実施例	A	AA	860	40	0
18	実施例	A	AA	860	150	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	60	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	0
37	比較例	A	A	800	60	-40
38	比較例	A	A	800	60	30
39	比較例	A	A	720	60	0
40	比較例	A	A	920	60	0
41	比較例	A	A	800	10	0
42	比較例	無	A	800	60	0
43	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。

[0108] (表層組織評価)

得られためっき鋼板から30mm×30mmに切断した試料を採取し、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%以下である深さを求め、表5の「 $C \leq 0.05\%$ 深さ」に示した。ここで、「深さ」の起点は、めっき層と母材鋼板の界面である。

[0109] また、25mm×15mmに切断した試料を採取し、ナイトールエッチングを施し、前述の方法で、フェライト相が90%以上となる層の厚さを測定し、表5の「 α 相厚さ」に示した。ここで、「厚さ」の起点は、めっき層と母材鋼板の界面である。

[0110] また、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5の「母材鋼板/めっき界面粗さ」に示した。

[0111] （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JIS 5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。

[0112] 評価AAA : 1180MPa以上

評価AA : 980MPa以上、1180MPa未満

評価A : 780MPa以上、980MPa未満

[0113] （耐LME性評価）

各鋼板から50mm×100mmのサイズに切断した試料を2枚採取し、これら2枚の試料に対して、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、溶接継手を製造した。

[0114] 図2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を重ねあわせてスポット溶接を行い形成された溶接部2の肩部に生じたLME亀裂（肩部の割れ11）の長さで評価した。肩部とは、スポット溶接により生じたくぼみの淵の傾斜部分をいう。肩部の割れ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。

- [0115] 評価AAA : 0 μ m
評価AA : 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

[0116] (耐赤錆性評価)

各めっき鋼板から、75mm×100mmのサイズに切断した試料を採取し、試料の端面及び裏面をテープシールで保護した。その後、めっき層に達するクロスカット疵を形成し、35℃に保持された5%NaClの塩水噴霧試験を、JIS Z 2371:2015に準拠して実施した。試験を2000時間まで実施し、試験後の赤錆発生時間を求めた。赤錆発生時間に応じて、以下のように評価した。本実施例では、評価A以上であれば、耐赤錆性に優れていると判断した。

- [0117] 評価AAA : 赤錆発生時間が2000時間以上
評価AA : 赤錆発生時間が1000時間以上2000時間未満
評価A : 赤錆発生時間が240時間以上1000時間未満
評価B : 赤錆発生時間が240時間未満

[0118] 各評価の結果を表5に示す。

[0119]

[表5]

表 5

No.	区分	鋼表層組織		母材鋼板/めっき 界面粗さ (μm)	めっき種	性能		
		C \leq 0.05% 深さ(μm)	α 相厚さ (μm)			引張強さ (MPa)	耐LME性	耐赤錆性
1	実施例	21	25	3.0	A	A	AA	A
2	実施例	23	21	2.3	A	AA	AA	A
3	実施例	30	62	2.4	A	A	AA	A
4	実施例	21	30	1.9	A	AA	AAA	A
5	実施例	20	22	1.7	A	AA	A	A
6	実施例	25	30	1.5	A	AA	AAA	A
7	実施例	21	40	1.6	A	AA	AAA	A
8	実施例	22	28	1.4	A	AA	AA	A
9	実施例	21	42	1.1	A	AA	AAA	A
10	実施例	20	44	1.7	A	AA	AAA	A
11	実施例	10	20	1.3	A	AA	A	A
12	実施例	25	45	1.1	C	AA	AA	A
13	実施例	12	21	1.3	A	AA	A	A
14	実施例	10	20	1.2	A	AA	A	A
15	実施例	25	33	1.8	A	AAA	AAA	A
16	実施例	22	39	1.6	A	AAA	AAA	A
17	実施例	18	27	1.4	A	AAA	A	A
18	実施例	29	42	1.7	A	AAA	AAA	A
19	実施例	10	22	1.3	B	AA	A	AA
20	実施例	10	20	1.3	D	AA	AAA	AAA
21	実施例	10	21	1.3	E	AA	AAA	AAA
22	実施例	40	80	1.8	A	AA	AAA	A
23	実施例	28	38	1.3	A	AAA	AAA	A
24	実施例	28	34	2.2	A	AAA	AAA	A
25	実施例	27	33	1.0	A	AAA	AAA	A
26	実施例	25	31	1.9	A	AAA	AAA	A
27	実施例	22	33	1.2	A	AAA	AAA	A
28	実施例	21	30	1.6	A	AAA	AAA	A
29	比較例	1	17	2.6	A	AAA	B	B
30	比較例	4	8	2.6	A	AAA	B	B
31	比較例	2	7	2.6	A	AAA	B	B
32	比較例	6	21	2.2	A	AAA	B	B
33	比較例	4	7	2.5	A	AAA	B	B
34	比較例	1	6	2.6	A	AAA	B	B
35	比較例	5	20	2.3	A	AAA	B	B
36	比較例	5	7	2.6	A	AAA	B	B
37	比較例	不めっきにより評価不可						
38	比較例	不めっきにより評価不可						
39	比較例	2	2	2.4	A	AAA	B	B
40	比較例	7	5	2.4	A	AAA	B	B
41	比較例	3	4	2.5	A	AAA	B	B
42	比較例	8	12	2.7	A	AAA	B	B
43	比較例	11	11	3.1	A	AAA	B	B

※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。

[0120] 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、C濃度が0.05%以下である深さ、及びフェライ

ト相の面積率が90%以上となる層の厚さが大きくなかった。その結果、耐LME性が劣る結果となった。また、耐赤錆性も劣っていた。

[0121] No. 30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、C濃度が0.05%以下である深さ、及びフェライト相の面積率が90%以上となる層の厚さが大きくなかった。その結果、耐LME性が劣る結果となった。また、耐赤錆性も劣っていた。

[0122] No. 31は、鋼板のSiの含有量、及びSiと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、及びSiと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、C濃度が0.05%以下である深さ、及びフェライト相の面積率が90%以上となる層の厚さが大きくなかった。その結果、耐LME性が劣る結果となった。また、耐赤錆性も劣っていた。

[0123] 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、C濃度が0.05%以下である深さが大きくなかった。その結果、耐LME性が劣る結果となった。また、耐赤錆性も劣っていた。

[0124] 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、C濃度が0.05%以下である深さ、及びフェライト相の面積率が90%以上となる層の厚さが大きくなかった。その結果、耐LME性が劣る結果となった。また、耐赤錆性も劣っていた。

[0125] No. 34は、鋼板のsol. Alの含有量、及びSiとsol. Alの含有量の和が少ない比較例である。鋼板のsol. Alの含有量、及びSi

と 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、 C 濃度が 0.05% 以下である深さ、及びフェライト相の面積率が 90% 以上となる層の厚さが大きくなかった。その結果、耐 LME 性が劣る結果となった。また、耐赤錆性も劣っていた。

[0126] No. 35 は、鋼板の soI 、 Al の含有量が多い比較例である。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、 C 濃度が 0.05% 以下である深さが大きくなかった。その結果、耐 LME 性が劣る結果となった。また、耐赤錆性も劣っていた。

[0127] No. 36 は、鋼板の Si 及び soI 、 Al の含有量の和が少ない比較例である。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、 C 濃度が 0.05% 以下である深さ、及びフェライト相の面積率が 90% 以上となる層の厚さが大きくなかった。その結果、耐 LME 性が劣る結果となった。また、耐赤錆性も劣っていた。

[0128] No. 37 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。

[0129] No. 38 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。

[0130] No. 39 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、 C 濃度が 0.05% 以下である深さ、及びフェライト相の面積率が 90% 以上となる層の厚さが大きく

ならなかった。その結果、耐LME性が劣る結果となった。また、耐赤錆性も劣っていた。

[0131] No. 40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、C濃度が0.05%以下である深さ、及びフェライト相の面積率が90%以上となる層の厚さが大きくならなかった。その結果、耐LME性が劣る結果となった。また、耐赤錆性も劣っていた。

[0132] No. 41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、C濃度が0.05%以下である深さ、及びフェライト相の面積率が90%以上となる層の厚さが大きくならなかった。その結果、耐LME性が劣る結果となった。また、耐赤錆性も劣っていた。

[0133] No. 42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、C濃度が0.05%以下である深さ、及びフェライト相の面積率が90%以上となる層の厚さが大きくならなかった。その結果、耐LME性が劣る結果となった。また、耐赤錆性も劣っていた。

[0134] No. 43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、フェライト相の面積率が90%以上となる層の厚さが大きくならなかった。その結果、耐LME性が劣る結果となった。また、耐赤錆性も劣っていた。

[0135] No. 1～28は本発明の実施例であり、高い耐LME性を有していた。また、耐赤錆性も優れていた。C濃度が0.05%以下である深さ、フェライト相の面積率が90%以上の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

[0136] 本発明によれば、高い耐LME性を有するめっき鋼板を提供することが可

能となり、当該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

- [0137] 1 鋼板
 2 溶接部
 1 1 肩部の割れ

請求の範囲

[請求項1] 母材鋼板の片面又は両面にZnを含有するめっき層を備える引張強さが780MPa以上のめっき鋼板であって、

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、

前記母材鋼板と前記めっき層の界面を起点として、前記めっき鋼板

の深さ方向において、GDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが10 μ m以上であり、

前記母材鋼板と前記めっき層の界面を起点として、前記めっき鋼板の深さ方向において、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが20 μ m以上であり、

前記母材鋼板と前記めっき層の界面の粗さがRaで3.0 μ m以下であり、

前記めっき層が、質量%で、3.0%未満のFeを含有し、残部がZn及び不純物である

ことを特徴とするめっき鋼板。

[請求項2] 前記母材鋼板と前記めっき層の界面の粗さがRaで2.0 μ m以下であることを特徴とする請求項1に記載のめっき鋼板。

[請求項3] 前記母材鋼板と前記めっき層の界面を起点として、前記めっき鋼板の深さ方向において、GDSで測定したC濃度が0.05%以下である深さが20 μ m以上であることを特徴とする請求項1に記載のめっき鋼板。

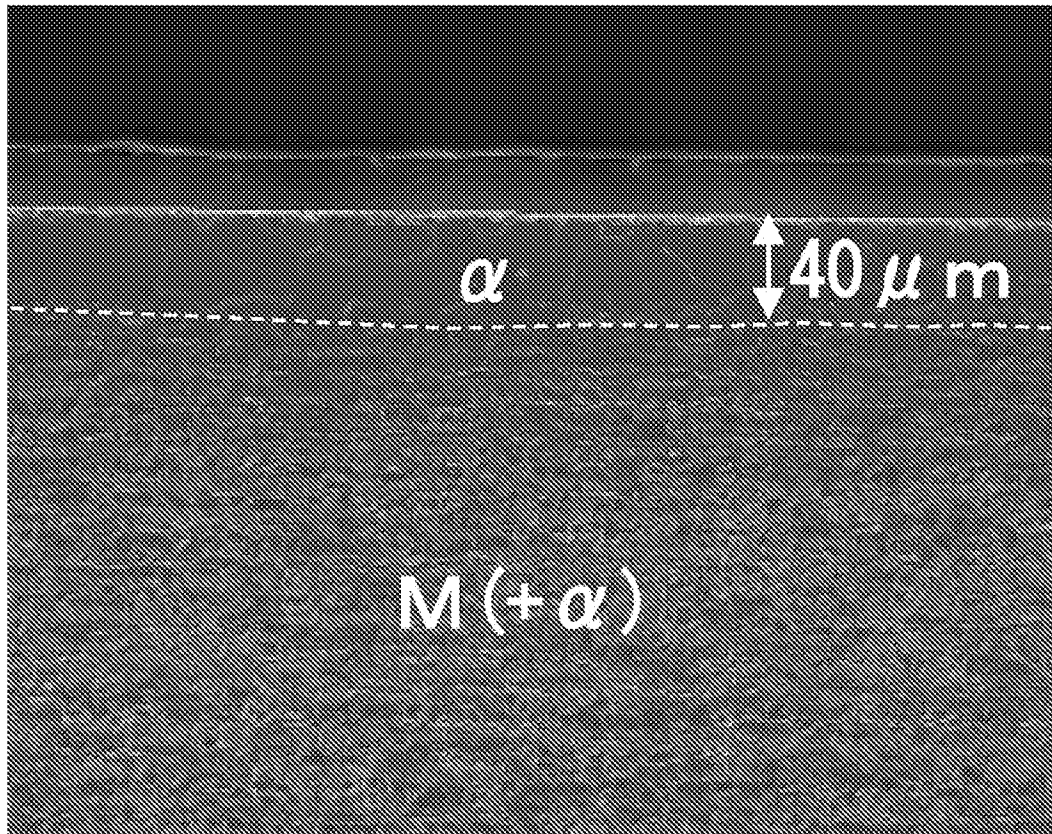
[請求項4] 前記母材鋼板と前記めっき層の界面を起点として、前記めっき鋼板の深さ方向において、フェライト相の面積率が90%以上である層の厚さが30 μ m以上であることを特徴とする請求項1に記載のめっき鋼板。

[請求項5] 前記めっき層が、前記Znの一部に代えて、質量%で、Al:0~30.0%、及びMg:0~10.0%を含有することを特徴とする請求項1~4のいずれか1項に記載のめっき鋼板。

[請求項6] 前記めっき層が、前記Znの一部に代えて、質量%で、Al:10.0~30.0%、及びMg:4.5~10.0%を含有することを特徴とする請求項1~4のいずれか1項に記載のめっき鋼板。

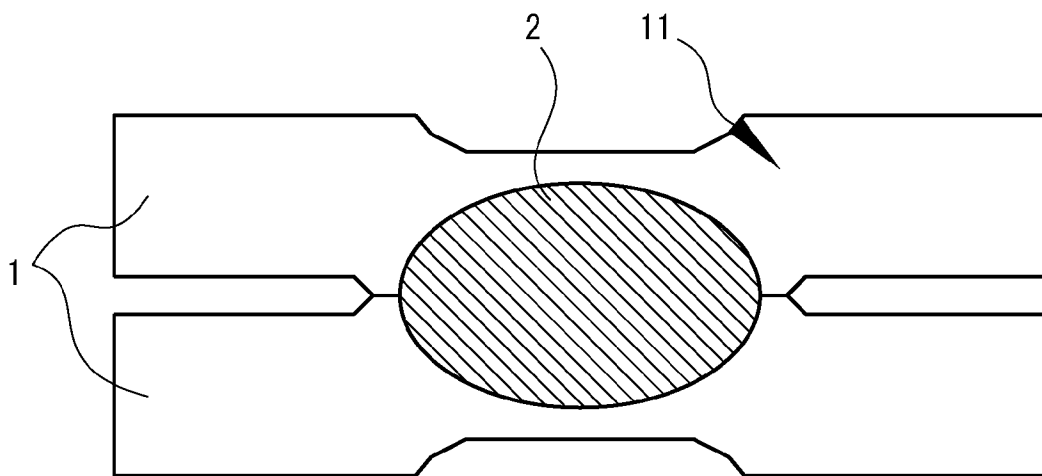
[図1]

図1



[図2]

図2



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2023/032483

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>C23C 2/06</i>(2006.01)i FI: C22C38/00 301T; C22C38/58; C22C18/00; C22C18/04; C23C2/06; C21D9/46 J; C21D3/04 G</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; 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)	1-6
A	WO 2022/149507 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 14 July 2022 (2022-07-14)	1-6
A	WO 2022/149505 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 14 July 2022 (2022-07-14)	1-6
A	WO 2022/097738 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 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/JP2023/032483

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)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） 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; C23C 2/06(2006.01)i FI: C22C38/00 301T; C22C38/58; C22C18/00; C22C18/04; C23C2/06; C21D9/46 J; C21D3/04 G		
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）） C21D3/04; C21D9/46; C22C18/00; C22C18/04; C22C38/00; C22C38/58; C23C2/06 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 - 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		
国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 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
<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。		
* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの “E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの “L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す） “O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 “P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献 “T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と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	31.10.2023	国際調査報告の発送日 14.11.2023
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） 河野 一夫 4K 9833 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

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/JP2023/032483

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)	