

(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
2025年6月5日(05.06.2025)



(10) 国際公開番号

WO 2025/115291 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
B22D 11/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
B22D 11/124 (2006.01) C23C 2/02 (2006.01)
B23K 11/11 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)
B23K 11/16 (2006.01) C23C 2/28 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) C25D 5/26 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2024/027591

(22) 国際出願日: 2024年8月1日(01.08.2024)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2023-200075 2023年11月27日(27.11.2023) JP

(71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 (JP).

(72) 発明者: ▲ 高 ▼ 島 克利 (TAKASHIMA Katsutoshi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 (JP). 澤西 央海(SAWANISHI Chikaumi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 (JP). 川邊 直雄(KAWABE Nao); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 (JP). 金澤 友美(KANAZAWA Tomomi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 (JP). 金 振謙(KIM Jingeum); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 (JP).

(74) 代理人: 杉 村 憲 司 (SUGIMURA Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目2番1号 霞が関コモンゲート西館3 6階 (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,

(54) Title: STEEL SHEET, RESISTANCE SPOT WELDING METHOD, RESISTANCE SPOT WELDING MEMBER, AND METHOD FOR MANUFACTURING STEEL SHEET

(54) 発明の名称: 鋼板、抵抗スポット溶接方法、抵抗スポット溶接部材、および鋼板の製造方法

(57) Abstract: Provided is a steel sheet having a tensile strength of 1600 MPa or more and also a high L-shape tensile strength after resistance welding, and further having excellent delayed fracture resistance after resistance welding. This steel sheet has a predetermined component composition, wherein: the microstructure at a position where the sheet thickness is 1/4 has, in terms of volume fraction, 0%-5% of ferrite, 0%-5% of retained austenite, 0%-7% of bainite, and 93% or more of martensite, in which the average crystal grain size of ferrite is 3 μm or less, the average crystal grain size of retained austenite is 3 μm or less, the average crystal grain size of bainite is 5 μm or less, and the average crystal grain size of martensite is 7 μm or less; the microstructure in a region of 7-12 μm from the surface in the sheet thickness direction has, in terms of volume fraction, 30% or more of ferrite, in which the average crystal grain size of ferrite is 10 μm or less; and the average number density of carbides having a grain size of 0.10 μm or more in a region of 50-100 μm from the surface in the sheet thickness direction is 5 or more per 100 μm².

(57) 要約: 1600 MPa以上の引張強度と、抵抗溶接後の高いL字引張強度を兼ね備え、さらに抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性にも優れる鋼板を提供する。所定の成分組成を備え、板厚1/4位置におけるミクロ組織が、体積分率で、フェライト: 0~5%、残留オーステナイト: 0~5%、ベイナイト: 0~7%、およびマルテンサイト: 93%以上を含み、フェライトの平均結晶粒径: 3 μm以下、残留オーステナイトの平均結晶粒径: 3 μm以下、ベイナイトの平均結晶粒径: 5 μm以下、およびマルテンサイトの平均結晶粒径: 7 μm以下であり、表面から板厚方向に7~12 μmの領域におけるミクロ組織が、体積分率で、フェライト: 30%以上を含み、フェライトの平均結晶粒径が10 μm以下であり、表面から板厚方向に50~100 μmの領域における、粒径0.10 μm以上の炭化物の平均個数密度が、5個/100 μm²以上である、鋼板。

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))

明 細 書

発明の名称：

鋼板、抵抗スポット溶接方法、抵抗スポット溶接部材、および鋼板の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、鋼板、特に、自動車などの構造部品の素材として好適に用いることができる鋼板に関する。また、本発明は、前記鋼板を用いた抵抗スポット溶接方法、抵抗スポット溶接部材、および前記鋼板の製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、環境問題の高まりからCO₂排出規制が厳格化しており、自動車分野においては燃費向上のために車体の軽量化が求められている。そこで、高強度鋼板の使用による自動車部品の薄肉化が進められており、近年では、1600MPa以上という高い引張強度(TS)を有する鋼板も用いられている。

[0003] ここで、自動車を組み立てる際には、コストや効率の面から、鋼板をプレス成形して作成した部品を、抵抗スポット溶接（以下、単に抵抗溶接という）により接合することが一般的である。そのため、衝突安全性を確保するためには、素材としての鋼板（母材鋼板）の強度を高めることに加え、溶接部（welded portion）の強度を高めることが求められる。

[0004] 抵抗溶接された継手の強度の指標としては、引張せん断強度（Tensile shear strength、TSS）および十字引張強度（Cross Tension Strength、CTS）が広く用いられている。しかし、実際の自動車の製造においては、部品のフランジ部を抵抗溶接することが多い。そのため、自動車の衝突安全性を効果的に向上させるためには、フランジ溶接部の剥離強度の評価に適したL字引張試験における強度（L字引張強度、L-shape Tension Strength、LTS）を向上させることが求められる。

[0005] さらに、自動車部品などに使用される鋼板には、使用環境から侵入する水

素による遅れ破壊を防止するために、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性 (delayed fracture resistance) に優れることが求められる。しかし、1600MPa以上という高い引張強度を達成するためには多量の合金元素を添加する必要があるが、合金元素の添加は抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性の劣化を招く。そのため、高い強度と、優れた抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性とを両立させることは困難であった。

[0006] これらの問題を解決するために、様々な技術が提案されている。

[0007] 例えば、特許文献1では、複数の鋼板を重ね合わせて抵抗スポット溶接する際に特定の寸法を有するインサート板を前記鋼板の間に挿入することで、溶接部の剥離強度 (peeling strength) を向上させる方法が提案されている。

[0008] また、特許文献2では、抵抗スポット溶接を行って溶接部を形成した後、さらに後通電を行うことにより、溶接部の強度を向上させる方法が提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0009] 特許文献1：特開2020-151756号公報

特許文献2：特開2022-140236号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] 特許文献1、2で提案されている方法によれば、溶接継手 (welded joint) の強度に一定の向上が見られる。しかし、特許文献1、2のいずれにおいても、試験に用いられている鋼板の引張強さは1500MPa程度までであり、引張強さが1600MPa以上であるような高強度鋼板へ適用した場合の効果については不明である。

[0011] また、上述したように、引張強さが1600MPa以上であるような高強度鋼板では遅れ破壊の問題が顕著となるが、特許文献1、2においては遅れ

破壊の問題が考慮されていない。

[0012] このように、特許文献 1、2 で提案されているような従来の技術では、1600MPa 以上の引張強度と、優れた L 字引張強度および耐遅れ破壊特性を両立させることは依然困難であった。

[0013] さらに、特許文献 1 の方法では、所定の条件を満たすインサートを用意し、溶接を行う際に鋼板の間に挿入する工程が必要となるため生産性に劣っていた。同様に、特許文献 2 の方法でも、溶接後に後通電を行う必要があるため生産性に劣っていた。生産性を低下させる要因となる追加の工程を要することなく優れた特性を得るためには、鋼板自体の抵抗溶接性を向上させることが求められる。

[0014] 本発明は上記の実状に鑑みてなされたものであり、1600MPa 以上の引張強度と、抵抗溶接後の高い L 字引張強度を兼ね備え、さらに抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性にも優れる鋼板を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0015] 本発明者らは検討の結果、鋼板の成分組成に加えて、鋼板の板厚 1/4 位置におけるミクロ組織、表面から板厚方向に 7～12 μm の領域におけるミクロ組織、および表面から板厚方向に 50～100 μm の領域における炭化物の平均個数密度を制御することにより、上記の課題を解決できることを見出した。中でも、表面から板厚方向に 7～12 μm の領域におけるフェライトの体積分率と、表面から板厚方向に 50～100 μm の領域における炭化物の平均個数密度を制御することは、抵抗溶接後の特性を向上させる上で重要であると考えられる。上記結論に到った本発明者らの知見について説明する。

[0016] L 字引張試験においては、抵抗スポット溶接部の溶融部（ナゲット）にき裂が進展して破断に至る。本発明者の検討によると、ナゲット周辺のコロナボンド部におけるミクロ組織を変化させることで L 字引張試験における引張強度を向上させることができる。具体的には、コロナボンド部を軟化させることにより耐き裂進展性が向上し、その結果、L 字引張試験における高い引

張強度が得られる。

[0017] 上記効果を得るためには、抵抗溶接前の鋼板において、表面から板厚方向に $7 \sim 12 \mu\text{m}$ の領域に十分な量のフェライトを形成すればよい。このように鋼板の表層の組織を制御することにより、母材強度を高く保ちつつ、抵抗溶接後の L 字引張試験における引張強度を効果的に向上させることができる。

[0018] さらに、上述したコロナボンド部におけるミクロ組織の変化は、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性を向上させる作用も有している。したがって、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性を向上させるためにも、表面から板厚方向に $7 \sim 12 \mu\text{m}$ の領域に十分な量のフェライトを形成する必要がある。

[0019] 加えて、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性を十分に向上させるためには、表面から板厚方向に $50 \sim 100 \mu\text{m}$ の領域に十分な個数密度で炭化物を析出させる必要がある。母材に含まれる C を炭化物として十分に析出させることにより、抵抗溶接後の熱影響部 (HAZ) における固溶 C が減少し、その結果として耐遅れ破壊特性が向上する。

[0020] 本発明は上記知見に基づくものであり、その要旨構成は以下の通りである。

[0021] 1. 成分組成が、質量%で、

C : $0.22 \sim 0.38\%$ 、

Si : $0.05 \sim 1.35\%$ 、

Mn : $2.4 \sim 3.5\%$ 、

P : 0.02% 以下、

S : 0.002% 以下、

Al : $0.01 \sim 0.10\%$ 、

N : 0.008% 以下、

B : $0.0002 \sim 0.0050\%$ 、ならびに

Ti : $0.005 \sim 0.07\%$ 、Nb : $0.005 \sim 0.07\%$ 、および V : $0.005 \sim 0.07\%$ からなる群より選択される少なくとも 1 つを

含有し、

残部がF eおよび不可避免的不純物からなり、

板厚1／4位置におけるミクロ組織が、

体積分率で、

フェライト：0～5％、

残留オーステナイト：0～5％、

ベイナイト：0～7％、および

マルテンサイト：93％以上を含み、

フェライトの平均結晶粒径：3 μm以下、

残留オーステナイトの平均結晶粒径：3 μm以下、

ベイナイトの平均結晶粒径：5 μm以下、および

マルテンサイトの平均結晶粒径：7 μm以下であり、

表面から板厚方向に7～12 μmの領域におけるミクロ組織が、

体積分率で、フェライト：30％以上を含み、

フェライトの平均結晶粒径が10 μm以下であり、

表面から板厚方向に50～100 μmの領域における、粒径0.10 μm

以上の炭化物の平均個数密度が、5個／100 μm²以上である、鋼板。

[0022] 2. 前記成分組成が、質量％で、

S b：0.02％以下、

C u：0.50％以下、

N i：0.50％以下、

C r：0.50％以下、

M o：0.50％以下、

S n：0.30％以下、

C a：0.0050％以下、および

R E M：0.0050％以下からなる群より選択される少なくとも1つ

をさらに含有する、上記1に記載の鋼板。

[0023] 3. 少なくとも一方の表面に亜鉛系めっき層を有する、上記1または2に記

載の鋼板。

[0024] 4. 上記 1～3 のいずれか一項に記載の鋼板を少なくとも 1 枚含む板組を、
一対の溶接電極で挟持し、加圧しながら通電して接合する抵抗スポット溶接
方法。

[0025] 5. 上記 1～3 のいずれか一項に記載の鋼板を、板組の中に少なくとも 1 枚
含む抵抗スポット溶接部材

[0026] 6. 上記 1 または 2 に記載の成分組成を有する溶鋼を連続鑄造して鋼スラブ
とし、

前記鋼スラブを、600℃までの温度域における平均冷却速度：50℃／
h 以上で冷却し、

前記冷却後の鋼スラブに、加熱温度：1280～1400℃、前記加熱温
度での保持時間：60分以上の条件で再加熱を施し、

再加熱された前記鋼スラブを、仕上圧延終了温度：850～950℃の条
件で熱間圧延して熱延鋼板とし、

前記熱延鋼板を、460℃以下の冷却停止温度まで、80℃／s 以上の平
均冷却速度で冷却し、

前記冷却後の熱延鋼板を460℃以下の巻取温度で巻取り、

前記巻取り後の熱延鋼板に酸洗を施し、

前記酸洗後の熱延鋼板に、300～700℃の熱処理温度で熱処理を施し
て熱処理熱延鋼板とし、

前記熱処理熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、

前記冷延鋼板を、600～980℃の温度域における露点が－15℃超で
ある条件で焼鈍する鋼板の製造方法であり、

前記焼鈍においては、前記冷延鋼板を、

平均加熱速度：12℃／s 以上で650℃まで加熱し、

平均加熱速度：12℃／s 未満で焼鈍温度：830～980℃まで加熱
し、

前記焼鈍温度で、20～360秒の保持時間の間保持し、

前記焼鈍温度から、 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で室温まで冷却する、鋼板の製造方法。

[0027] 7. さらに、前記焼鈍後の鋼板に電気めっきを施して、前記鋼板の少なくとも一方の表面に亜鉛系めっき層を形成する、上記6に記載の鋼板の製造方法。

[0028] 8. 上記1または2に記載の成分組成を有する溶鋼を連続鑄造して鋼スラブとし、

前記鋼スラブを、 600°C までの温度域における平均冷却速度： $50^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 以上で冷却し、

前記冷却後の鋼スラブに、加熱温度： $1280\sim 1400^{\circ}\text{C}$ 、前記加熱温度での保持時間： 60 分以上の条件で再加熱を施し、

再加熱された前記鋼スラブを、仕上圧延終了温度： $850\sim 950^{\circ}\text{C}$ の条件で熱間圧延して熱延鋼板とし、

前記熱延鋼板を、 460°C 以下の冷却停止温度まで、 $80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で冷却し、

前記冷却後の熱延鋼板を 460°C 以下の巻取温度で巻取り、

前記巻取り後の熱延鋼板に酸洗を施し、

前記酸洗後の熱延鋼板に、 $300\sim 700^{\circ}\text{C}$ の熱処理温度で熱処理を施して熱処理熱延鋼板とし、

前記熱処理熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、

前記冷延鋼板を、 $600\sim 980^{\circ}\text{C}$ の温度域における露点が -15°C 超である条件で焼鈍し、

前記焼鈍後の冷延鋼板に溶融めっきを施して、前記鋼板の少なくとも一方の表面に亜鉛系めっき層を形成し、

前記溶融めっき後の鋼板を、 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で室温まで冷却する、鋼板の製造方法であって、

前記焼鈍においては、前記冷延鋼板を、

平均加熱速度： $12^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で 650°C まで加熱し、

平均加熱速度：12℃／s未満で焼鈍温度：830～980℃まで加熱し、

前記焼鈍温度で、20～360秒の保持時間の間保持し、

前記焼鈍温度から、溶融めっき浴への侵入まで、3℃／s以上の平均冷却速度で冷却する、鋼板の製造方法。

[0029] 9. さらに、前記溶融めっきの後、前記室温までの冷却に先だって合金化処理を施す、上記8に記載の鋼板の製造方法。

発明の効果

[0030] 本発明によれば、1600MPa以上の引張強度と、抵抗溶接後の高いL字引張強度を兼ね備え、さらに抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性にも優れる鋼板を提供することができる。なお、本明細書では、前記L字引張強度と前記耐遅れ破壊特性をまとめて抵抗溶接性と言う場合がある。

発明を実施するための形態

[0031] 以下、本発明の実施形態について説明する。なお、以下の説明は、本発明の好適な一実施態様を示すものであり、以下の説明によって何ら限定されるものではない。また、含有量の単位である「%」は、特に断らない限り「質量%」を表す。

[0032] [成分組成]

本発明の鋼板は、上記成分組成を有する。以下、成分組成の限定理由について説明する。

[0033] C：0.22～0.38%

Cは、鋼板の高強度化に有効な元素であり、本発明においてはマルテンサイトの形成にも寄与する。さらにCは、本発明において重要な要素の一つである炭化物を形成する成分でもある。C含有量が0.22%未満では、必要な強度およびマルテンサイト体積分率を確保することができない。そのため、C含有量は、0.22%以上、好ましくは0.23%以上、より好ましくは0.24%以上とする。一方、C含有量が過度に高いと、抵抗溶接後のナゲットの靱性が低下し、その結果、L字引張強度が低下する。そのため、C

含有量は0.38%以下、好ましくは0.34%以下、より好ましくは0.33%以下とする。

[0034] Si : 0.05 ~ 1.35 %

Siは抵抗溶接性を向上させる作用を有する元素である。これは、Siの添加によりMnの偏析が緩和され、その結果、鋼板の板厚方向における硬度のばらつきが緩和されるためである。前記効果を得るために、Si含有量を0.05%以上、好ましくは0.15%以上、より好ましくは0.25%以上とする。一方、Siの過剰な添加は、抵抗スポット溶接時に液体金属脆性を発生させる。そのため、Si含有量は1.35%以下、好ましくは1.25%以下、より好ましくは1.15%以下とする。

[0035] Mn : 2.4 ~ 3.5 %

Mnは、マルテンサイト生成の安定化および固溶強化により、鋼板の強度を向上させる作用を有する元素である。また、Mnは、オーステナイトを安定化させる作用を有しており、マルテンサイトの体積分率を確保するために必要な元素である。これらの効果を得るために、Mnを2.4%以上とする。一方、Mnを過剰に含有すると、スポット溶接後のナゲットの靱性が低下し、その結果、L字引張強度が低下する。さらに、Mnを過剰に含有すると、水素が鋼板内に進入した際、粒界のすべり拘束が増加し、結晶粒界においてき裂が進展しやすくなる。そしてその結果、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性が低下する。そのため、Mn含有量は3.5%以下、好ましくは3.2%以下とする。

[0036] P : 0.02 %以下

Pが過剰であると、Pの粒界への偏析が著しくなり、粒界を脆化させる。そしてその結果、抵抗溶接性が低下する。そのため、P含有量は0.02%以下、好ましくは0.015%以下、より好ましくは0.012%以下とする。一方、P含有量の下限は特に限定されず、0%であってよい。しかし、過度の低減は製鋼コストを上昇させる。そのため、P含有量が0.002%以上であることが好ましい。

[0037] S : 0.002%以下

Sが過剰であると、抵抗溶接性が低下する。これは、S含有量の増加に伴ってMnSなどの硫化物の生成量が増加し、水素が進入した際には前記硫化物からき裂が生成するためである。そのため、S含有量は0.002%以下、好ましくは、0.0015%以下、より好ましくは0.0012%以下とする。一方、S含有量の下限は特に限定されず、0%であってよい。しかし、過度の低減は製鋼コストを上昇させる。そのため、S含有量は0.0002%以上とすることが好ましい。

[0038] Al : 0.01~0.10%

Alは脱酸に必要な元素である。Al含有量が0.01%未満であると、脱酸効果が不十分となる。そのため、Al含有量は0.01%以上、好ましくは0.02%とする。一方、Al含有量が0.10%より高いと、焼鈍時にフェライト相が過剰に生成するため、強度確保が困難となる。そのため、Al含有量は0.10%以下、好ましくは0.08%以下、より好ましくは0.05%以下とする。

[0039] N : 0.008%以下

Nが過剰であると、抵抗溶接性が低下する。これは、N含有量の増加に伴って粗大な窒化物の生成量が増加し、水素が進入した際には前記窒化物からき裂が生成するためである。Nが0.008%以上でこの傾向が顕著となる。そのため、Nの含有量を0.008%以下、好ましくは0.007%以下、より好ましくは0.005%以下である。一方、N含有量の下限は特に限定されず、0%であってよい。しかし、過度の低減は製鋼コストを上昇させる。そのため、N含有量は0.0005%以上とすることが好ましく、0.001%以上とすることがより好ましい。

[0040] B : 0.0002~0.0050%

Bは、焼入れ性を向上させ、マルテンサイトを生成することで高強度化に寄与する元素である。また、Bは、マルテンサイト変態開始点を低下させずに焼入れ性を向上させるため、炭化物生成に有用である。これらの効果を得

るために、B含有量を0.0002%以上、好ましくは0.0004%以上とする。一方、B含有量が0.0050%を超えると効果が飽和するため、B含有量を0.0050%以下、好ましくは0.0040%以下、より好ましくは0.0035%以下とする。

[0041] 本発明の鋼板の成分組成は、Ti、Nb、およびVからなる群より選択される少なくとも一つを、それぞれ以下の量で含有する。Ti、Nb、およびVは、いずれも微細な炭化物を形成することにより抵抗溶接性を向上させるという共通の機能を有する元素である。

[0042] Ti : 0.005～0.07%

Tiは、微細な炭化物を形成することで、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性を向上させる。さらに、Tiは、水素過電圧を上昇させることによっても抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性を向上させる。Tiを添加する場合、これらの効果を発揮させるために、Ti含有量を0.005%以上、好ましくは0.008%以上とする。一方、多量にTiを添加すると、伸び(elongation)が著しく低下する。そのため、Ti含有量は0.07%以下、好ましくは0.05%以下とする。

[0043] Nb : 0.005～0.07%

Nbは、微細な炭化物を形成することで抵抗スポット溶接部の耐遅れ破壊特性を向上させる。Nbを添加する場合、前記効果を得るために、Nb含有量を0.005%以上、好ましくは0.01%以上とする。一方、多量にNbを添加すると、伸びが著しく低下するだけでなく、連続鋳造後にスラブ割れが生じる。そのため、Nb含有量は0.07%以下、好ましくは0.05%以下とする。

[0044] V : 0.005～0.07%

Vは、微細な炭化物を形成することで抵抗スポット溶接部の耐遅れ破壊特性を向上させる。Vを添加する場合、前記効果を得るために、V含有量を0.005%以上とする。一方、多量のVを添加しても、0.07%を超えた分の強度上昇効果は小さく、そのうえ、合金コストも増加する。そのため、

V含有量は0.07%以下、好ましくは0.06%以下、より好ましくは0.05%以下とする。

[0045] 本発明の一実施形態における鋼板は、上記の成分を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有する。

[0046] なお、前記不可避免的不純物としては、例えば、Co、Zn、Ta、Mg、およびZr等が挙げられる。前記不可避免的不純物としてCoが含まれる場合、Co含有量は0.10%以下であることが好ましい。前記不可避免的不純物としてZnが含まれる場合、Zn含有量は0.10%以下であることが好ましい。前記不可避免的不純物としてTaが含まれる場合、Ta含有量は0.10%以下であることが好ましい。前記不可避免的不純物としてMgが含まれる場合、Mg含有量は0.10%以下であることが好ましい。前記不可避免的不純物としてZrが含まれる場合、Zr含有量は0.10%以下であることが好ましい。

[0047] また、本発明の他の実施形態における鋼板の成分組成は、上記の成分に加え、さらに任意に以下の成分を少なくとも1つ含有することができる。なお、以下の元素はいずれも任意に添加できる元素であるため、含有は必須ではない。したがって、含有量の下限値は0%であってよい。

[0048] Sb : 0.02%以下

Sbは、粒界に偏析することで粒界を強化する効果を有する元素である。Sbを添加することにより、十字引張強度をさらに向上させることができる。しかし、Sb含有量が0.02%より高いと、鋼板表層部におけるフェライト相の生成が抑制され、表層におけるミクロ組織を所望のものとすることができない。そのため、Sbを添加する場合、Sb含有量は0.02%以下、好ましくは0.015%以下とする。一方、Sb含有量の下限は特に限定されないが、Sbの添加効果を高めるという観点からは、Sb含有量を0.001%以上とすることが好ましく、0.002%以上とすることがより好ましい。

[0049] Cu : 0.50%以下

Cuは、水素過電圧を高め、その結果として抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性をさらに向上させる効果を有する元素である。しかし、Cu含有量が0.50%を超えると効果が飽和することに加え、表面欠陥が発生しやすくなる。そのため、Cuを添加する場合、Cu含有量は0.50%以下とする。一方、Cuの添加効果を高めるという観点からは、Cu含有量を0.005%以上とすることが好ましい。

[0050] Ni : 0.50%以下

NiもCuと同様、水素過電圧を高め、耐遅れ破壊特性をさらに向上させる効果を有する元素である。また、Niは、Cuとともに添加した場合、Cuに起因する表面欠陥を抑制する効果を有する。しかし、Ni含有量が0.50%を超えると効果が飽和する。そのため、Niを添加する場合、Ni含有量は0.50%以下とする。一方、Niの添加効果を高めるという観点からは、Ni含有量を0.005%以上とすることが好ましい。

[0051] Cr : 0.50%以下

Crは硬質相を生成することでさらなる高強度化に寄与する元素である。しかし、Cr含有量が0.50%を超えると、面欠陥が発生しやすくなる。そのため、Crを添加する場合、Cr含有量は0.50%以下、好ましくは0.45%以下とする。一方、Crの添加効果を高めるという観点からは、Cr含有量を0.02%以上とすることが好ましく、0.05%以上とすることがより好ましい。

[0052] Mo : 0.50%以下

MoもCrと同様、硬質相を生成することでさらなる高強度化に寄与する元素である。また、Moの一部は炭化物を生成することによってもさらなる高強度化に寄与する。しかし、Mo含有量が0.50%を超えると効果が飽和し、コストの増加に見合った効果を得ることができない。そのため、Moを添加する場合、Mo含有量は0.50%以下、好ましくは0.45%以下とする。一方、Moの添加効果を高めるという観点からは、Mo含有量を0.02%以上とすることが好ましく、0.05%以上とすることがより好ま

しい。

[0053] Sn : 0.30%以下

Snは鋼板の水素過電圧を高め、それにより耐遅れ破壊特性をさらに向上させる元素である。しかし、Sn含有量が0.30%を超えると、効果が飽和することに加え、延性が低下する。そのため、Snを添加する場合、Sn含有量は0.30%以下、好ましくは0.25%以下とする。一方、Snの添加効果を高めるという観点からは、Sn含有量を0.005%以上とすることが好ましく、0.01%以上とすることがより好ましい。

[0054] Ca : 0.0050%以下

Caは硫化物の形状を球状化することで、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性のさらなる向上に寄与する元素である。しかし、Ca含有量が0.0050%を超えると効果が飽和する。そのため、Caを添加する場合、Ca含有量を0.0050%以下とする。一方、Caの添加効果を高めるという観点からは、Ca含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。

[0055] REM : 0.0050%以下

REM（希土類金属）は、Caと同様、硫化物の形状を球状化することで、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性をさらに向上させる元素である。しかし、REM含有量が0.0050%を超えると効果が飽和するため、REMを添加する場合、REM含有量を0.0050%以下とする。一方、REMの添加効果を高めるという観点からは、REM含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。

[0056] [ミクロ組織]

本発明の鋼板は、板厚1/4位置におけるミクロ組織と、前記鋼板の表面から板厚方向に7～12 μ mの領域の位置におけるミクロ組織が、それぞれ特定の条件を満たす必要がある。以下、その理由について説明する。なお、「板厚1/4位置」とは、鋼板の表面から、該鋼板の板厚tの1/4の深さの位置を指し、1/4t位置と表記する場合もある。

[0057] なお、本発明においては、焼戻しマルテンサイトも「マルテンサイト」に

包含するものと定義する。これは、本発明の鋼板のミクロ組織において、マルテンサイトと焼戻しマルテンサイトの区別が難しいためである。また、前記「焼戻しマルテンサイト」には、焼鈍における冷却過程における自己焼戻しによって生成した焼戻しマルテンサイトに加え、室温まで冷却した後に焼戻し処理を行うことにより生成した焼戻しマルテンサイトも包含する。

[0058] (板厚 1 / 4 位置におけるミクロ組織)

フェライト：0～5%

板厚 1 / 4 位置におけるフェライトの体積分率が 5% より高いと、所望の引張強度を得ることができない。そのため、板厚 1 / 4 位置におけるフェライトの体積分率は、5% 以下、好ましくは 3% 以下、より好ましくは 1% 以下とする。一方、強度の観点からは、フェライトの体積分率が低いほどよい。ため、フェライトの体積分率の下限は 0% とする。

[0059] フェライトの平均結晶粒径：3 μm 以下

板厚 1 / 4 位置におけるフェライトの平均結晶粒径が 3 μm より大きいと、耐遅れ破壊特性が劣化する。これは、抵抗溶接後の HAZ 軟化部から母材にかけて、フェライトとマルテンサイトとの間の界面で水素脆化によるき裂が生成しやすくなるためである。そのため、板厚 1 / 4 位置におけるフェライトの平均結晶粒径は 3 μm 以下、好ましくは 2.5 μm 以下とする。一方、耐遅れ破壊特性の観点からは、フェライトの平均結晶粒径が小さいほど好ましいため、前記平均結晶粒径の下限はとくに限定されない。しかし、製造しやすさの観点からは、フェライトの平均結晶粒径を 0.2 μm 以上とすることが好ましく、0.5 μm 以上とすることがより好ましく、1.0 μm 以上とすることがさらに好ましい。

[0060] 残留オーステナイト：0～5%

板厚 1 / 4 位置における残留オーステナイトの体積分率が 5% より高いと、耐遅れ破壊特性が劣化する。これは、鋼板に冷間プレス成形を施すと、残留オーステナイトが転位密度の高いマルテンサイトに変態し、抵抗溶接後の HAZ 軟化部から母材にかけて水素脆化によるき裂が生成しやすくなるため

である。そのため、板厚 1 / 4 位置における残留オーステナイトの体積分率は 5 % 以下、好ましくは 4 % 以下とする。一方、耐遅れ破壊特性の観点からは、残留オーステナイトの体積分率が低いほどよいため、残留オーステナイトの体積分率の下限は 0 % とする。

[0061] 残留オーステナイトの平均結晶粒径：3 μm 以下

板厚 1 / 4 位置における残留オーステナイトの平均結晶粒径が 3 μm より大きいと、耐遅れ破壊特性が劣化する。これは、残留オーステナイト内の C 分布の影響で、冷間プレス成形時にマルテンサイト生成しやすくなるためである。そのため、板厚 1 / 4 位置における残留オーステナイトの平均結晶粒径は、3 μm 以下とする。一方、前記平均結晶粒径の下限は特に限定されない。しかし、前記平均結晶粒径が 0.3 μm であれば、伸びに対する寄与が大きいと、前記平均結晶粒径を 0.3 μm 以上とすることが好ましく、1 μm 以上とすることがより好ましく、2 μm 以上とすることがさらに好ましい。

[0062] ベイナイト：0 ~ 7 %

板厚 1 / 4 位置におけるベイナイトの体積分率が 7 % より高いと、所望の引張強度を得ることができない。そのため、板厚 1 / 4 位置におけるベイナイトの体積分率は、7 % 以下、好ましくは 5 % 以下とする。一方、強度の観点からは、ベイナイトの体積分率が低いほどよいため、ベイナイトの体積分率の下限は 0 % とする。

[0063] ベイナイトの平均結晶粒径：5 μm 以下

板厚 1 / 4 位置におけるベイナイトの平均結晶粒径が 5 μm より大きいと、耐遅れ破壊特性が劣化する。これは、抵抗溶接後の HAZ 軟化部から母材にかけて、ベイナイトとマルテンサイトとの間の界面で水素脆化によるき裂が生成しやすくなるためである。そのため、板厚 1 / 4 位置におけるベイナイトの平均結晶粒径は、5 μm 以下、好ましくは 4 μm 以下とする。一方、耐遅れ破壊特性の観点からは、ベイナイトの平均結晶粒径が小さいほど好ましいため、前記平均結晶粒径の下限はとくに限定されない。しかし、製造し

やすさの観点からは、ベイナイトの平均結晶粒径を $0.1\ \mu\text{m}$ 以上とすることが好ましく、 $0.5\ \mu\text{m}$ 以上とすることがより好ましく、 $1.0\ \mu\text{m}$ 以上とすることがさらに好ましい。

[0064] マルテンサイト：93%以上

所望の引張強度を確保するためには、板厚 $1/4$ 位置におけるマルテンサイトの体積分率が93%以上である必要がある。そのため、板厚 $1/4$ 位置におけるマルテンサイトの体積分率は、93%以上、好ましくは95%以上とする。一方、板厚 $1/4$ 位置におけるマルテンサイトの体積分率の上限は特に限定されないが、100%であってもよい。

[0065] マルテンサイトの平均結晶粒径： $7\ \mu\text{m}$ 以下

板厚 $1/4$ 位置におけるマルテンサイトの平均結晶粒径が $7\ \mu\text{m}$ より大きいと、抵抗溶接後の結晶粒が粗大化するため、L字引張強度が低下する。そのため、板厚 $1/4$ 位置におけるマルテンサイトの平均結晶粒径は $7\ \mu\text{m}$ 以下、好ましくは $6\ \mu\text{m}$ 以下とする。一方、L字引張強度の観点からは、マルテンサイトの平均結晶粒径が小さいほど好ましいため、前記平均結晶粒径の下限はとくに限定されない。しかし、製造しやすさの観点からは、マルテンサイトの平均結晶粒径を $1\ \mu\text{m}$ 以上とすることが好ましく、 $3\ \mu\text{m}$ 以上とすることがより好ましく、 $4\ \mu\text{m}$ 以上とすることがさらに好ましい。

[0066] 本発明の一実施態様における板厚 $1/4$ 位置におけるミクロ組織は、体積分率で、

フェライト：0～5%、

残留オーステナイト：0～5%、

ベイナイト：0～7%、および

マルテンサイト：93%以上

からなるものであってよい。

[0067] また、上記ミクロ組織は、さらに任意にその他の組織を含有していてもよい。ここで、その他の組織とは、フェライト、残留オーステナイト、ベイナイト、およびマルテンサイト以外の組織である。前記その他の組織は、例え

ば、パーライトであってよい。前記その他の組織の体積分率は7%以下であってよく、3%以下であることが好ましい。

[0068] すなわち、本発明の一実施態様における板厚1/4位置におけるマイクロ組織は、

体積分率で、

フェライト：0～5%、

残留オーステナイト：0～5%、

ベイナイト：0～7%、

マルテンサイト：93%以上、および

その他の組織：0～7%

からなるものであってよい。

[0069] (表面から板厚方向に7～12 μm の領域におけるマイクロ組織)

フェライト：30%以上

鋼板の表面から板厚方向に7～12 μm の領域におけるフェライトの体積分率が30%未満であると、所望のL字引張強度および耐遅れ破壊特性が得られない。これは、先にも述べたとおり、前記領域に十分な量のフェライトを形成しておくことで、抵抗溶接後のコロナボンド部が軟化し、その結果として耐き裂進展性が向上するためだと考えられる。そのため、鋼板の表面から板厚方向に7～12 μm の領域におけるフェライトの体積分率は、30%以上、好ましくは45%以上、より好ましくは60%以上とする。一方、フェライトの体積分率の上限はとくに限定されず、100%であってよい。フェライトの体積分率は、例えば、90%以下であってもよく、85%以下であってもよい。

[0070] フェライトの平均結晶粒径：10 μm 以下

鋼板の表面から板厚方向に7～12 μm の領域におけるフェライトの平均結晶粒径が10 μm より大きいと、抵抗溶接後のコロナボンド部におけるマイクロ組織が粗大化するため、耐遅れ破壊特性が劣化する。そのため、鋼板の表面から板厚方向に7～12 μm の領域におけるフェライトの平均結晶粒径

は、 $10\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $9\mu\text{m}$ 以下、より好ましくは $8\mu\text{m}$ 以下とする。一方、耐遅れ破壊特性の観点からは、フェライトの平均結晶粒径が小さいほど好ましいため、前記平均結晶粒径の下限はとくに限定されない。しかし、製造しやすさの観点からは、フェライトの平均結晶粒径を $1\mu\text{m}$ 以上とすることが好ましく、 $2\mu\text{m}$ 以上とすることがより好ましく、 $3\mu\text{m}$ 以上とすることがさらに好ましい。

[0071] また、上記ミクロ組織は、その他の組織を含有していてもよい。ここで、その他の組織とは、フェライト以外の組織であり、例えば、ベイナイト、パーライト、残留オーステナイト、マルテンサイト、セメンタイトである。引張強度をさらに高めるという観点からは、フェライト以外の残部のうち 50% 以上がベイナイトおよびマルテンサイトの少なくとも一方であることが好ましい。言い換えると、フェライト以外の残部組織に占める、ベイナイトおよびマルテンサイトの合計体積分率が 50% 以上であることが好ましい。前記ベイナイトおよびマルテンサイトの合計体積分率の上限はとくに限定されず、 100% であってもよい。言い換えると、本発明の一実施形態において、表面から板厚方向に $7\sim 12\mu\text{m}$ の領域におけるミクロ組織は、体積分率で 30% 以上のフェライトと、残部のベイナイトおよびマルテンサイトの一方または両方からなる組織であってよい。

[0072] [炭化物]

平均個数密度： $5\text{個}/100\mu\text{m}^2$ 以上

鋼板の表面から板厚方向に $50\sim 100\mu\text{m}$ の領域における、粒径 $0.10\mu\text{m}$ 以上の炭化物の平均個数密度が、断面 $100\mu\text{m}^2$ 当たり 5 個未満であると、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性が劣化する。これは、前記領域に存在する粒径 $0.10\mu\text{m}$ 以上の炭化物が、水素トラップとして機能し、ナゲットやHAZの耐水素脆性を向上させるためである。そのため、鋼板の表面から板厚方向に $50\sim 100\mu\text{m}$ の領域における、粒径 $0.10\mu\text{m}$ 以上の炭化物の平均個数密度を、 $5\text{個}/100\mu\text{m}^2$ 以上、好ましくは $7\text{個}/100\mu\text{m}^2$ 以上、より好ましくは $10\text{個}/100\mu\text{m}^2$ 以上とする。一方、耐遅れ破壊

特性の観点からは、前記平均個数密度は高いほどよい、前記平均個数密度の上限はとくに限定されない。前記平均個数密度は、例えば、40個/100 μm^2 以下であってよく、30個/100 μm^2 以下であってもよい。

[0073] ここで、前記炭化物の種類は特に限定されないが、本発明の鋼板は、上述したようにTi、Nb、およびVからなる群より選択される少なくとも一つを含有している。これらの元素は炭化物を形成しやすいため、本発明の鋼板には、前記炭化物として、Fe系炭化物（セメントイト）に加え、Ti系炭化物、Nb系炭化物、およびV系炭化物の少なくとも一つが含まれる。なお、前記炭化物の平均個数密度は、TEM（透過型電子顕微鏡）およびEDS（Energy Dispersive X-ray Spectroscopy）により測定することができ、より具体的には、実施例に記載した方法で測定することができる。

[0074] [亜鉛系めっき層]

本発明の鋼板は、表面にめっき層を有しない冷延鋼板であってもよいが、少なくとも一方の表面に亜鉛系めっき層を備えることが好ましい。

[0075] 前記亜鉛系めっき層としては、亜鉛めっき層および亜鉛合金めっき層のいずれも用いることができる。言い換えると、本発明の鋼板は、亜鉛めっき鋼板であってもよく、亜鉛合金めっき鋼板であってもよい。前記亜鉛合金めっき層としては、とくに限定されず、任意の亜鉛合金からなるめっき層を用いることができる。前記亜鉛合金めっき層としては、Zn-Al、Zn-Al-Mg、Zn-Al-Si、Zn-Al-Mg-Si、およびZn-Al-Mg-Niからなる群より選択されるいずれかの組成を有する亜鉛合金めっき層を用いることが好ましい。

[0076] 前記亜鉛系めっき層は、任意の方法で形成することができる。例えば、前記亜鉛系めっき層は、熔融亜鉛系めっき層、合金化熔融亜鉛系めっき層、および電気亜鉛系めっき層のいずれであってもよい。言い換えると、本発明の鋼板は、熔融亜鉛系めっき鋼板、合金化熔融亜鉛めっき鋼板、および電気亜鉛系めっき鋼板のいずれであってもよい。

[0077] 前記亜鉛系めっき層の付着量は特に限定されないが、耐食性および付着量

制御の容易さの観点からは、前記付着量が鋼板片面あたり 25 g/m^2 以上であることが好ましい。一方、めっき層の密着性の観点からは、前記付着量が鋼板片面あたり 80 g/m^2 以下であることが好ましい。

[0078] [プレめっき層]

鋼板が亜鉛系めっき層を備える場合、さらに前記鋼板（母材鋼板）と前記亜鉛系めっき層との間に、プレめっき層を備えていてもよい。

[0079] 前記プレめっき層としては、特に限定されることなく任意の組成のめっき層を用いることができるが、Fe系めっき層であることが好ましく、Fe系電気めっき層であることがより好ましい。

[0080] 前記Fe系めっき層は、例えば、Feめっき層であってもよく、Fe合金めっき層であってもよい。ここで、Feめっき層とは、Feおよび不可避免的不純物からなるめっき層であり、「純Feめっき層」とも称される。一方、前記Fe合金めっき層としては、特に限定されることなく任意のFe合金からなるめっき層を使用できる。前記Fe合金めっき層は、例えば、Fe-B合金、Fe-C合金、Fe-P合金、Fe-N合金、Fe-O合金、Fe-Ni合金、Fe-Mn合金、Fe-Mo合金、およびFe-W合金からなる群より選択される少なくとも1つの合金からなるめっき層であってよい。

[0081] 本発明の一実施形態におけるFe系電気めっき層は、B、C、P、N、O、Ni、Mn、Mo、Zn、W、Pb、Sn、Cr、VおよびCoからなる群から選択される少なくとも1つを合計で10%以下含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有することが好ましい。Fe以外の元素の量を合計で10%以下とすることで、電解効率の低下を防ぎ、低コストでFe系電気めっき層を形成することができる。

[0082] Fe系めっき層は軟質層として機能するため、Fe系めっき層を設けることによって溶接時に鋼板表面に付与される応力を緩和することができる。また、Fe系めっき層が存在すると、抵抗溶接部の残留応力が低減することに加え、拡散性の水素が効率良く鋼板表面から抜けるため、耐遅れ破壊特性が向上する。

[0083] Fe系めっき層の付着量は特に限定されないが、上記効果を高めるという観点からは、鋼板片面あたり、 0.5 g/m^2 以上であることが好ましく、 1.0 g/m^2 以上であることがより好ましい。一方、コストの観点からは、Fe系めっき層の付着量を、片面あたり 60 g/m^2 以下とすることが好ましく、 50 g/m^2 以下とすることがより好ましく、 40 g/m^2 以下とすることがさらに好ましく、 30 g/m^2 以下とすることが最も好ましい。

[0084] なお、Fe系めっき層の付着量は、以下の通り測定する。亜鉛系めっき層を形成した後の鋼板から $10\times 15\text{ mm}$ サイズのサンプルを採取して樹脂に埋め込み、断面埋め込みサンプルとする。同断面の任意の3か所を走査型電子顕微鏡（Scanning Electron Microscope：SEM）を用いて観察し、Fe系めっき層の厚みを求める。前記SEM観察における加速電圧は 15 kV とすればよい。また、前記SEM観察時の倍率は、Fe系めっき層の厚みに応じて $2000\sim 10000$ 倍とする。上記3箇所測定された厚みの平均値に、鉄の比重を乗じることによってFe系めっき層の片面あたりの付着量に換算する。

[0085] 以上の条件を満たすことにより、本発明の鋼板は、 1600 MPa 以上の引張強度と、抵抗溶接後の高いL字引張強度を兼ね備え、さらに抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性にも優れる。より具体的には、 1.5 kN 以上という高い抵抗スポット溶接後のL字引張強度を達成することができる。また、本発明の鋼板を用いて作製した抵抗スポット溶接継手に対して、以下の処理を施して水素チャージを行っても遅れ破壊が発生しない。

- ・ 常温（ 20°C ）の大気中に24時間静置。
- ・ $3\%\text{ NaCl} + 0.5\%\text{ NH}_4\text{SCN}$ 水溶液に浸漬した状態で、電流密度： 0.06 mA/cm^2 、時間：72hで陰極電解チャージ

[0086] [スポット溶接方法]

本発明の一実施形態におけるスポット溶接方法では、上述した鋼板を少なくとも1枚含む板組を、一对の溶接電極で挟持し、加圧しながら通電して接合する。スポット溶接を行う条件は特に限定されず、一般的な溶接条件を採

用することができる。

[0087] 例えば、2枚の鋼板を重ね合わせて板組とする。次いで、一对の溶接電極で前記板組を上下から挟持し、加圧しながら所定の溶接条件となるように制御して通電を行う。これにより、前記板組を構成する各鋼板を接合し、抵抗スポット溶接部材とすることができる。なお、冷延鋼板と亜鉛系めっき鋼板を重ね合わせて板組とする場合には、前記亜鉛系めっき鋼板の亜鉛系めっき層を有する面が前記冷延鋼板と対向するように複数の鋼板を重ね合わせればよい。

[0088] 本発明の一実施形態における抵抗スポット溶接方法は、上記1対の溶接電極を用いて板組を挟持し、加圧しながら通電してナゲットを形成する主通電工程を有することができる。

[0089] 上記主通電工程におけるナゲットを形成するための通電条件、加圧条件は、特に限定しない。自動車などの構造部品に適用する観点から、通電条件および加圧条件は、以下の範囲に調整することが好ましい。

[0090] 例えば、主通電工程の電流値は、安定したナゲット径を得るために、好ましくは $3.0 \sim 15.0 \text{ kA}$ とすることができる。自動車鋼板のスポット溶接部に採用されるナゲット径は $3.0\sqrt{t} \sim 6.0\sqrt{t}$ （ t は板組のなかで最も薄い板厚とする）までが一般的であり、電流値が小さすぎると目標のナゲット径を安定的に得られない。一方、主通電工程の電流値が上記範囲を外れて大きくなると、ナゲット径が大きくなり過ぎる可能性、あるいは、鋼板の溶融度合いが大きくなり、散りとして溶けた溶接部が板間より外に出てしまい、ナゲット径が小さくなる可能性がある。

[0091] 主通電工程の通電時間は、好ましくは $0.18 \sim 1.0 \text{ s}$ とする。これは、主通電工程の電流値と同様に、目標とするナゲット径を得るために必要な時間である。主通電工程の通電時間が 0.18 s 未満では、ナゲットが生成しにくくなる。一方、主通電工程の通電時間が 1.0 s 超では、ナゲット径が大きくなる可能性があり、また施工性の低下が懸念される。しかしながら、必要なナゲット径が得られれば、主通電工程の通電時間 t_w は上記好適範

囲より短くても長くてもよい。

[0092] 主通電工程の加圧力は、好ましくは2.0 kN～9.0 kNとする。主通電工程の加圧力が大き過ぎると通電径が拡大するため、ナゲット径の確保が難しくなりやすい。一方、主通電工程の加圧力が小さ過ぎると、通電径が小さくなり、散りが発生しやすくなる。よって、主通電工程の加圧力Fは上記好適範囲内とすることが好ましい。なお、前記加圧力は、装置能力により制限される場合がある。しかし、必要なナゲット径が得られる加圧力であれば、主通電工程の加圧力Fは上記好適範囲より低くても高くても良い。

[0093] なお、本発明の一実施形態における抵抗スポット溶接方法では、上記の主通電工程を施した後に、後通電を施しても良い。前記後通電は、とくに限定されることなく任意の条件で行うことができるが、後通電における電流値は、主通電工程における電流値より高くすることが好ましい。具体的には、主通電工程での電流値の1.1倍以上が好ましい。また、後通電における溶接時間は1.0秒以下が好ましい。前記後通電は多段で行うことができ、その場合、該後通電における通電時間の合計を1.0秒以下とすることが好ましい。

[0094] また、主通電工程の後に、ナゲット周辺を焼き戻すための焼き戻し工程を行ってもよい。前記焼き戻し工程の条件はとくに限定されないが、焼き戻し工程における電流値は、主通電工程における電流値より低くすることが好ましく、具体的には、主通電工程での電流値の0.9倍以下が好ましい。また、焼き戻し工程における通電時間は2.0秒以下が好ましい。

[0095] [抵抗スポット溶接部材]

本発明の一実施形態における抵抗スポット溶接部材は、上記鋼板を、板組の中に少なくとも1枚含む抵抗スポット溶接部材である。前記抵抗スポット溶接部材は、上述したように、一般的な抵抗スポット溶接方法により製造することができる。

[0096] [鋼板の製造方法]

次に、本発明の鋼板の製造方法について説明する。上述したように、本発

明の鋼板は、表面にめっき層を有しない冷延鋼板であってもよく、表面に亜鉛系めっき層を有する亜鉛系めっき鋼板であってもよい。そして、前記亜鉛系めっき鋼板は、電気めっき鋼板、溶融めっき鋼板、および合金化溶融めっき鋼板のいずれであってもよい。そこで、以下、それぞれの場合について、好適な製造方法を説明する。

[0097] ・第一の実施形態

本発明の第一の実施形態においては、上述した成分組成を有する溶鋼を出発材料として、以下の工程を順次行うことにより、上述した条件を満たす鋼板を製造することができる。なお、焼鈍後、めっきを施さない場合、表面にめっき層を有しない鋼板（冷延鋼板）を得ることができる。

- (1) 連続鋳造
- (2) 冷却
- (3) 再加熱
- (4) 熱間圧延
- (5) 冷却
- (6) 巻取
- (7) 酸洗
- (8) 熱処理
- (9) 冷間圧延
- (10) 焼鈍

[0098] (1) 連続鋳造

まず、上述した成分組成を有する溶鋼を連続鋳造して鋼スラブとする。連続鋳造法は鋳型鋳造法に比べて生産能率が高い。前記連続鋳造は、任意の連続鋳造機を用いて行うことができるが、垂直曲げ型の連続鋳造機を用いることが好ましい。垂直曲げ型の連続鋳造機は、設備コストと、得られる鋼スラブの表面品質のバランスに優れている。また、垂直曲げ型の連続鋳造機は、表面亀裂の抑制効果にも優れている。

[0099] (2) 冷却

・平均冷却速度：50℃／h以上

次に、前記連続鋳造によって得られた鋼スラブを冷却する。前記冷却において、600℃までの温度域における平均冷却速度が50℃／h未満であると、Mnの偏析が助長されるため、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性が劣化する。そのため、前記鋼スラブを、600℃までの温度域における平均冷却速度：50℃／h以上の条件で冷却する。

[0100] 本発明では、上記の通り、600℃までの温度域における平均冷却速度を制御すればよく、冷却停止温度はとくに限定されない。言い換えると、600℃以下の任意の温度まで冷却することができる。例えば、室温まで冷却した後に加熱して熱間圧延を施しても良いし、室温よりも高い温度で冷却を停止して温片とし、その状態から再加熱して熱間圧延を施しても良い。

[0101] (3) 再加熱

次に、前記冷却後の鋼スラブを再加熱する。再加熱を行うことにより、鋼中に含まれるTi系析出物、Nb系析出物、およびV系析出物を再固溶させることができる。

[0102] ・加熱温度：1280～1400℃

前記再加熱における加熱温度が1280℃未満であると、析出物を十分に再固溶させることができず、粗大な析出物が最終焼鈍後も残存する。その結果、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性が劣化する。そのため、前記加熱温度を1280℃以上とする。一方、前記加熱温度が1400℃より高いと、結晶粒が粗大化する。その結果、最終焼鈍後に所望の結晶粒径が得られず、抵抗溶接性が低下する。そのため、前記加熱温度は1400℃以下、好ましくは1350℃以下とする。

[0103] ・保持時間：60分以上

前記再加熱における保持時間が60分未満であると、析出物を十分に再固溶させることができず、粗大な析出物が最終焼鈍後も残存する。その結果、抵抗溶接性が低下する。そのため、前記保持時間を60分以上とする。一方、前記保持時間の上限は特に限定されないが、生産性の観点からは180分

以下とすることが好ましく、150分以下とすることがより好ましい。

[0104] (4) 熱間圧延

次いで、上記再加熱後の鋼スラブを熱間圧延して熱延鋼板とする。前記熱間圧延において、鋼板内の組織を均一化し、材質の異方性を低減することにより、抵抗溶接後のL字引張強度を向上させることができる。

[0105] ・仕上圧延終了温度：850～950℃

前記効果を得るためには、オーステナイト単相域にて熱間圧延を終了する必要がある。そのため、仕上圧延終了温度は850℃以上とする。一方、仕上圧延終了温度が950℃より高いと熱延鋼板の組織が粗大となり、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性が劣化する。そのため、前記仕上圧延終了温度は950℃以下とする。

[0106] (5) 冷却

次に、前記熱延鋼板を冷却する。フェライト変態させることなく、ベイナイト変態する温度域まで急冷することによって熱延鋼板の鋼板組織を制御する。この均質化した熱延組織の制御により、最終的に得られる鋼板のミクロ組織、主にフェライトやマルテンサイトを微細化させる効果がある。

[0107] ・平均冷却速度：80℃/s以上

前記効果を得るために、平均冷却速度を80℃/s以上とする。平均冷却速度が80℃/s未満であると、フェライト変態が開始されるためミクロ組織が不均質となり、抵抗溶接性が低下する。一方、前記平均冷却速度の上限は特に限定されないが、200℃/s以下とすることが好ましい。

[0108] ・冷却停止温度：460℃以下

同様に、前記効果を得るために、冷却停止温度を460℃以下とする。冷却停止温度が460℃より高いとパーライトが過剰に生成し、熱延鋼板の鋼板組織が不均質となり、抵抗溶接性が低下する。一方、前記冷却停止温度の下限は特に限定されないが、250℃以上とすることが好ましい。

[0109] (6) 巻取

・巻取温度：460℃以下

次いで、前記冷却後の熱延鋼板を、460℃以下の巻取温度で巻取る。前記巻取温度が460℃より高いと、パーライトが過剰に生成し、熱延鋼板の鋼板組織が不均質となるため、抵抗溶接性が低下する。そのため、巻取温度は460℃以下、好ましくは440℃以下とする。巻取温度の下限は特に限定されないが、巻取温度が低くすぎると硬質なマルテンサイトが過剰に生成し、冷間圧延負荷が増大する。そのため、巻取温度は250℃以上とすることが好ましい。

[0110] (7) 酸洗

前記巻取り後の熱延鋼板に酸洗を施す。酸洗を行うことにより、熱延鋼板の表層に形成されているスケールを除去することができる。前記酸洗の条件は特に限定されず、常法に従って行うことができる。

[0111] (8) 熱処理

・熱処理温度：300～700℃

次に、前記酸洗後の熱延鋼板に、300～700℃の熱処理温度で熱処理を施して熱処理熱延鋼板とする。前記熱処理を行うことにより、最終的に得られる鋼板における炭化物の析出状態を良好なものとし、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性を向上させることができる。

[0112] 前記熱処理における熱処理温度が300℃未満であると、炭化物が十分に析出しないため、所望の耐遅れ破壊特性を得ることができない。そのため、前記熱処理温度は300℃以上とする。一方、前記熱処理温度が700℃より高いと、オーステナイトが生成して元素分布が不均一となり、炭化物の平均個数密度を所望の範囲とすることができない。そのため、前記熱処理温度は700℃以下とする。

[0113] 上記熱処理を行う時間（熱処理時間）は特に限定されないが、96hを超えると生産性が著しく低下する。そのため、生産性をさらに向上させるという観点からは、熱処理時間は96h以下であることが好ましい。

[0114] (9) 冷間圧延

次いで、前記熱処理熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とする。前記冷間圧

延の条件は特に限定されず、常法にならって行うことができる。

[0115] (10) 焼鈍

次いで、前記冷延鋼板を焼鈍する。前記焼鈍により再結晶を進行させるとともに、所望の強度を得るために必要な組織（マルテンサイト）を形成する。

[0116] ・600～980℃の温度域における露点：－15℃超

前記焼鈍においては、鋼板表層のCが雰囲気中の水分と反応することで鋼板表層のC濃度が低下する。そしてその結果、鋼板の表面から板厚方向に7～12μmの領域にフェライトを生成することができる。しかし、600～980℃の温度域における露点が－15℃以下であると、鋼板表層のミクロ組織が所望のものとならず、その結果、抵抗溶接性が低下する。そのため、前記焼鈍を行う際には、600～980℃の温度域における露点を－15℃超、好ましくは－10℃以上、より好ましくは－5℃以上とする。一方、前記露点の上限は特に限定されないが、鋼板表面に亜鉛系めっき層を設ける際の密着性を向上させるという観点からは、30℃以下とすることが好ましい。なお、鋼板表層のCと水分との反応は主に600℃以上の温度で進行する。そのため、焼鈍を行う際の露点の制御は、600～980℃の温度域において行なえばよく、600℃未満の温度域における露点は特に限定されない。

[0117] 前記焼鈍においては、下記の手順で加熱、保持、および冷却を行う。

- ・平均加熱速度：12℃／s以上で650℃まで加熱。
- ・平均加熱速度：12℃／s未満で焼鈍温度：830～980℃まで加熱。
- ・前記焼鈍温度で、20～360秒の保持時間の間保持（均熱）。
- ・前記焼鈍温度から、3℃／s以上の平均冷却速度で室温まで冷却。

[0118] すなわち、本実施形態においては、焼鈍温度までの加熱を2段階で行い、各段階における平均加熱速度を特定の範囲に制御する。以下の説明では、便宜的に1段階目の加熱を「第一の加熱」、2段階目の加熱を「第二の加熱」と呼称する。

[0119] (第一の加熱：650℃まで)

・平均加熱速度：12℃/s以上

まず、冷延鋼板を650℃まで加熱する(第一の加熱)。650℃までの平均加熱速度が12℃/s未満であると鋼板の組織が粗大化するため、所望の平均結晶粒径を得ることができない。そのため、前記焼鈍においては、前記冷延鋼板を平均加熱速度：12℃/s以上で650℃まで加熱する。前記平均加熱速度の上限は特に限定されないが、急速に加熱しすぎると再結晶が進行しにくくなる。そのため、前記平均加熱速度は30℃/s以下であることが好ましい。

[0120] (第二の加熱)

・平均加熱速度：12℃/s未満

次いで、冷延鋼板を焼鈍温度まで加熱する(第二の加熱)。この第二の加熱において、平均加熱速度：12℃/s未満で焼鈍温度まで加熱することにより、鋼板の表層近傍における脱炭を促進し、その結果としてフェライト相を生成することができる。前記平均加熱速度が12℃/s以上であると、脱炭が不十分となり、鋼板表面から板厚方向に7～12μmの領域におけるフェライトの体積分率を所望の範囲とすることができない。そのため、前記平均加熱速度は12℃/s未満とする。一方、前記平均加熱速度の下限は特に限定されないが、引張強度を確保するためには、前記平均加熱速度を2℃/s超とすることが好ましい。

[0121] ・焼鈍温度：830～980℃

前記焼鈍温度が830℃未満であると、フェライト分率が高くなりすぎるため、引張強度と抵抗溶接性の両立が困難になる。そのため、前記焼鈍温度は830℃以上、好ましくは840℃以上、より好ましくは850℃以上とする。一方、前記焼鈍温度が高すぎると、オーステナイトの結晶粒成長が顕著となり、結晶粒が粗大化することで抵抗スポット溶接性が低下する。そのため、前記焼鈍温度は980℃以下、好ましくは950℃以下とする。

[0122] ・保持時間：20～360秒

前記焼鈍温度で保持することにより、再結晶を進行させるとともに、組織の一部または全部をオーステナイト変態させる。前記焼鈍温度での保持時間が20秒未満であると、所望のミクロ組織を得ることができない。そのため、前記保持時間は20秒以上とする。一方、前記保持時間が360秒より長いと、結晶粒が粗大化することにより抵抗溶接性が低下する。そのため、前記保持時間は360秒以下、好ましくは300秒以下とする。

[0123] 前記焼鈍温度での保持の後、 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で室温まで冷却する。

[0124] ・平均冷却速度： $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上

前記冷却における平均冷却速度が $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満であると、所望のマルテンサイトの体積分率が得られないため、引張強度が低下する。そのため、前記平均冷却速度を $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。一方、前記平均冷却速度の上限はとくに限定されないが、 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満とすることが好ましい。

[0125] また、前記焼鈍後に、さらに調質圧延を行ってもよい。前記調質圧延は任意の条件で行うことができるが、伸長率を0.05%~2.0%とすることが好ましい。

[0126] ・第二の実施形態

本発明の第二の実施形態においては、前記焼鈍後の鋼板に電気めっきを施して、前記鋼板の少なくとも一方の表面に亜鉛系めっき層を形成することができる。この方法により、電気亜鉛系めっき鋼板を得ることができる。

[0127] (電気めっき)

上記電気めっきは、とくに限定されることなく任意の条件で行うことができる。すなわち、本発明では、母材鋼板のミクロ組織や析出物を制御することにより所望の特性を達成しているため、めっき処理条件は限定されず、常法にしたがって行うことができる。

[0128] ・第三の実施形態

本発明の第三の実施形態においては、上述した成分組成を有する溶鋼を出発材料として、以下の工程を順次行うことにより、上述した条件を満たす鋼

板を製造することができる。この方法によれば、表面に溶融亜鉛系めっき層を有する溶融亜鉛系めっき鋼板を得ることができる。

- (1) 連続鋳造
- (2) 冷却
- (3) 再加熱
- (4) 熱間圧延
- (5) 冷却
- (6) 巻取
- (7) 酸洗
- (8) 熱処理
- (9) 冷間圧延
- (10) 焼鈍
- (11) 溶融めっき
- (12) 冷却

[0129] 本実施形態において、上記(1)～(10)の各工程は、第一の実施形態と同様の条件で実施することができる。ただし、(10)焼鈍の冷却工程においては、室温まで冷却することに代えて、溶融めっき浴への侵入まで冷却を行えばよい。前記冷却における平均冷却速度は、上述した第一の実施形態と同様、 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。

[0130] 以下、残りの工程(11)、(12)について説明する。

[0131] (11) 溶融めっき

本実施形態においては、前記焼鈍後の鋼板を溶融めっき浴に浸漬する溶融めっきを施して、前記鋼板の少なくとも一方の表面に溶融亜鉛系めっき層を形成する。この方法により、溶融亜鉛系めっき鋼板を得ることができる。

[0132] 前記溶融めっきは、任意の方法で行うことができる。すなわち、本発明では、母材鋼板のミクロ組織や析出物を制御することにより所望の特性を達成しているため、めっき処理条件は特に限定されず、常法にしたがって行うことができる。

[0133] 前記溶融めっきにおいては、とくに限定されることなく任意の溶融めっき浴を使用できるが、Al、Znおよび不可避免の不純物からなる組成を有する溶融めっき浴を用いることが好ましい。めっき浴中のAl濃度は特に限定されないが、例えば、0.05%以上0.25%以下であってよい。Al濃度が0.05%以上であればボトムドロスの発生が抑制されるため、ドロスが鋼板に付着して欠陥になることを防止できる。一方、Al濃度が0.25%以下であればトップドロスの増加が抑制されるため、ドロスが鋼板に付着して欠陥になることを防止できる。また、Al濃度を低くすることで材料コストを低減できる。

[0134] 前記溶融めっきのその他の条件についても特に制限されない。例えば、溶融めっき浴の温度は、一般的な溶融めっきにおける浴温である440～500℃であることが好ましい。また、溶融めっき浴に侵入する際の鋼板の温度（侵入板温）は、440～550℃であることが好ましい。

[0135] また、溶融めっき処理後、めっき付着量の調整を行ってもよい。めっき付着量を調整する方法は特に限定されないが、典型的にはガスワイピングによりめっき付着量が調整される。ガスワイピングの条件、例えば、ガス圧、ワイピングノズルと鋼板との間の距離など、を調整することにより、めっき付着量が調整される。

[0136] (12) 冷却

次いで、上記溶融めっき後の鋼板を、3℃/s以上の平均冷却速度で室温まで冷却する。前記冷却における平均冷却速度が3℃/s未満であると、所望のマルテンサイトの体積分率が得られないため、引張強度が低下する。そのため、前記平均冷却速度を3℃/s以上とする。一方、前記平均冷却速度の上限はとくに限定されないが、100℃/s未満とすることが好ましい。

[0137] このように、本実施形態においては、所望のミクロ組織を得るために焼鈍工程における冷却と、溶融めっき後の冷却の両者における平均冷却速度を3℃/s以上とすることが重要である

[0138] ・第四の実施形態

本発明の第四の実施形態においては、前記溶融めっきの後、前記室温までの冷却に先だって合金化処理を施す。前記合金化処理によって溶融亜鉛めっき層を合金化し、合金化溶融亜鉛系めっき鋼板を得ることができる。

[0139] (合金化処理)

上記合金化処理は、とくに限定されることなく任意の条件で行うことができる。すなわち、本発明では、母材鋼板のミクロ組織や析出物を制御することにより所望の特性を達成しているため、合金化処理条件は限定されず、常法にしたがって行うことができる。

[0140] 前記合金化処理は、450℃以上600℃以下の温度で行うことが好ましい。合金化処理を450℃以上とすることで、めっき層中に η 相を残存させずに、プレス成形性に優れた鋼板を提供することができる。また、合金化処理を600℃以下とすることで良好なめっき密着性が得られる。なお、合金化時間は5～60秒とすることが好ましい。

[0141] (プレめっき)

さらに、本発明の別の実施形態においては、亜鉛系めっき層を形成するためのめっきに先立って、さらに任意にプレめっきを行って、鋼板表面にプレめっき層を形成することができる。

[0142] 前記プレめっきを行うタイミングはとくに限定されず、亜鉛系めっき層を形成するためのめっきより前であればよい。典型的には、電気めっきによって亜鉛系めっき層を形成する場合、プレめっきは前記焼鈍の後、前記電気めっきの前に行うことが好ましい。すなわち、冷延鋼板に対して、焼鈍、プレめっき、電気亜鉛系めっきを順次施せばよい。一方、溶融めっきによって亜鉛系めっき層を形成する場合、前記プレめっきは、前記冷間圧延の後、前記焼鈍の前に行うことが好ましい。すなわち、冷延圧延、プレめっき、焼鈍、溶融亜鉛系めっきの順で処理を行えばよい。なお、合金化処理を行う場合は、通常通り、前記溶融亜鉛めっきの後に行えばよい。

[0143] 前記プレめっきにおいては、任意のプレめっき層を形成できるが、Fe系めっき層を形成することが好ましい。前記Fe系めっき層の形成は、電気め

つきにより行うことが好ましい。以下、F e系電気めつき処理を行ってプレめつき層としてのF e系めつき層を形成する場合について説明する。

[0144] F e系電気めつき処理方法は特に限定されない。例えば、F e系電気めつき浴としては、硫酸浴、塩酸浴、または硫酸+塩酸浴など、任意の浴が適用できる。

[0145] 通電開始前のF e系電気めつき浴中のF eイオン含有量は、F e²⁺として1.0mol/L以上とすることが好ましい。F e系電気めつき浴中のF eイオン含有量が、F e²⁺として1.0mol/L以上であれば、十分なF e付着量を得ることができる。また、F e系電気めつき浴中にはF eイオン、並びにB、C、P、N、O、Ni、Mn、Mo、Zn、W、Pb、Sn、Cr、V及びCo等の合金化元素の他、添加剤あるいは不純物として硫酸ナトリウム、硫酸カリウム等の伝導度補助剤を含有してもよい。なお、金属元素は金属イオンとして含有すればよく、非金属元素はホウ酸、リン酸、硝酸、有機酸等の一部として含有することができる。また、硫酸鉄めつき液中には、硫酸ナトリウム、硫酸カリウム等の伝導度補助剤や、キレート剤、pH緩衝剤が含まれていてもよい。

[0146] なお、冷延鋼板に対して予熱炉等における酸化処理を行わずに、F e系電気めつき処理を施すこともできる。

[0147] F e系電気めつき浴のその他の条件についても特に限定しない。浴温は、定温保持性を考えると、30℃以上が好ましい。F e系電気めつき浴のpHも特に規定しないが、F e系電気めつき浴の電気伝導度を考慮すると、3.0以下が好ましい。電流密度についても特に限定しないが、通常10~150A/dm²である。通板速度は5mpm以上、150mpm以下であればよい。通板速度が5mpm未満では生産性に劣り、一方で通板速度が150mpm以上では、めつき付着量を安定的に制御することが困難であるためである。

[0148] なお、F e系電気めつき処理を施す前の処理として、冷延鋼板の表面を清浄化するための脱脂処理および水洗、さらには、表面を活性化するための酸

洗処理および水洗を施すことができる。これらの前処理に引き続いてF e系電気めっき処理を実施することが好ましい。脱脂処理および水洗の方法は特に限定されず、通常の方法を用いることができる。酸洗処理においては、硫酸、塩酸、硝酸、およびこれらの混合物等各種の酸が使用できる。中でも、硫酸、塩酸あるいはこれらの混合が好ましい。酸の濃度は特に規定しないが、酸化皮膜の除去能力、および過酸洗による肌荒れ（表面欠陥）防止等を考慮すると、1～20質量％程度が好ましい。また、酸洗処理液には、消泡剤、酸洗促進剤、酸洗抑制剤等を含有してもよい。

実施例

- [0149] 本発明の効果を確認するために、以下の手順で鋼板を作成し、その特性を評価した。製造した鋼板は、冷延鋼板（C R）、電気亜鉛めっき鋼板（E G）、溶融亜鉛めっき鋼板（G I）、および合金化溶融亜鉛めっき鋼板（G A）の4種類である。
- [0150] まず、表1に示す成分組成を有する溶鋼を連続鑄造して鋼スラブとし、次いで、冷却した。前記冷却における600℃までの温度域における平均冷却速度は、表2に示すとおりとした。
- [0151] 前記冷却後の鋼スラブを、表2に示した条件で再加熱し、次いで、表2に示した条件で熱間圧延して熱延鋼板とした。前記熱延鋼板を、表2に示した条件で巻取温度まで冷却し、コイルに巻取った。その後、前記熱延鋼板を酸洗した。
- [0152] 次いで、前記酸洗後の熱延鋼板に、表2に示した熱処理温度で熱処理を施して、熱処理熱延鋼板とした。熱処理時間は12時間とした。
- [0153] その後、前記熱処理熱延鋼板に冷間圧延を施して、板厚1.4mmの冷延鋼板とした。
- [0154] 冷延鋼板（C R）の製造においては、前記冷延鋼板を表2に示した条件で焼鈍した。前記焼鈍においては、該冷延鋼板を表2に示した焼鈍温度および保持時間で均熱した後、表2に示した平均冷却速度で室温まで冷却した。
- [0155] 電気亜鉛めっき鋼板（E G）の製造においては、まず、前記冷延鋼板を、

表2に示す条件で焼鈍し、表2に示した平均冷却速度で室温まで冷却した。

その後、電気めっきを施して鋼板の表面に電気亜鉛めっき層を形成した。前記電気めっきは、 Zn^{2+} を 1.5 mol/L 含有する硫酸浴を用いて実施した。めっき浴の温度は 50°C 、 pH は 1.5 とした。

[0156] 溶融亜鉛めっき鋼板（G1）の製造においては、まず、前記冷延鋼板を、表2に示す条件で焼鈍し、表2に示した平均冷却速度で溶融めっき浴への侵入まで冷却した。その後、溶融亜鉛めっき浴に鋼板を浸漬し、鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を形成した。前記溶融亜鉛めっき浴としては、 Al 、 Zn および不可避免的不純物からなり、浴中 Al 濃度が 0.14% であるめっき浴を使用した。前記溶融亜鉛めっき浴の温度は 460°C とした。その後、表2に示した平均冷却速度で室温まで冷却した。

[0157] 合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）の製造においては、まず、前記冷延鋼板を、表2に示す条件で焼鈍し、表2に示した平均冷却速度で溶融めっき浴への侵入まで冷却した。その後、合金処理を施して前記溶融亜鉛めっき層を合金化した。前記溶融亜鉛めっき浴としては、上記溶融亜鉛めっき鋼板（G1）の製造において使用しためっき浴と同じ組成のものを使用し、めっき浴の温度も同じとした。前記合金化処理は、温度 550°C で実施した。その後、表2に示した平均冷却速度で室温まで冷却した。

[0158] 次に、得られた鋼板のミクロ組織および炭化物の平均個数密度を以下の手順で測定した。結果は表3に示す。

[0159] （板厚 $1/4$ 位置におけるミクロ組織）

・フェライト、マルテンサイト、ベイナイト

鋼板のフェライト、マルテンサイト、およびベイナイトの体積分率は、以下の手順で測定した。まず、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を研磨し、 3% ナイトールで腐食して組織を現出させた。その後、前記断面を、SEM（走査型電子顕微鏡）、TEM（透過型電子顕微鏡）、およびFE-SEM（電界放出形走査電子顕微鏡）を用いて 3000 倍および 10000 倍の倍率で観察し、板厚 $1/4$ 位置におけるミクロ組織の顕微鏡画像を得た。前記顕微鏡画

像におけるフェライト、マルテンサイト、およびベイナイトのそれぞれの面積率を、ポイントカウント法（ASTM E 562-83（1988）に準拠）により算出し、それら面積率を体積分率とした。

[0160] フェライト、マルテンサイト、およびベイナイトの平均結晶粒径は、上記顕微鏡画像を画像解析することにより求めた。具体的には、まず、前記顕微鏡画像におけるフェライト、マルテンサイト、およびベイナイトの個々の結晶粒の面積を画像解析により求めた。次いで、前記面積から結晶粒の円相当直径を算出し、その平均値を平均結晶粒径とした。前記画像解析には、Media Cybernetics社のImage-Proを使用した。

[0161] ・残留オーステナイト

残留オーステナイトの体積分率は、X線回折法により求めた。具体的には、まず、鋼板を板厚方向の1/4面まで研磨し、X線回折法により前記板厚1/4面における回折X線強度を測定した。前記測定は、Rigaku社製のX線回折装置RINT2200を使用し、Moの $K\alpha$ 線を線源として、加速電圧50keVにて実施した。フェライトの{200}面、{211}面、{220}面と、オーステナイトの{200}面、{220}面、{311}面のX線回折線の積分強度をそれぞれ測定し、得られた積分強度から残留オーステナイトの体積分率を算出した。前記算出には、「X線回折ハンドブック」（2000年、理学電機株式会社）のp. 26、62-64に記載の計算式を用いた。

[0162] また、残留オーステナイト粒の平均結晶粒径は、板厚1/4面まで断面を研磨後、3%ナイトールで腐食し、TEM観察により得たTEM画像を画像解析することにより求めた。具体的には、まず、TEMを用いて15000倍の倍率で観察して板厚1/4位置におけるミクロ組織のTEM画像を得た。得られたTEM画像を画像解析することにより、個々の残留オーステナイト粒の面積を求めた。次いで、該面積から個々の粒子の円相当直径を算出し、その平均値を残留オーステナイトの平均結晶粒径とした。前記画像解析には、Media Cybernetics社のImage-Proを使用し

た

[0163] (表面から板厚方向に $7 \sim 12 \mu\text{m}$ の領域におけるミクロ組織)

前記鋼板の表面から深さ $7 \sim 12 \mu\text{m}$ の範囲におけるミクロ組織を顕微鏡により観察し、フェライトの体積分率および平均結晶粒径を算出した。なお、測定対象がめっき層を有する鋼板 (E G、G I、および G A) である場合には、グロー放電発光分析法による測定を鋼板の表面から行い、Fe が 50 mass % を超えた点を鋼板の表面とみなした。顕微鏡による観察と、顕微鏡画像からの体積分率および平均結晶粒径の算出は、上記板厚 $1/4$ 位置におけるミクロ組織の測定と同様の方法で行った。

[0164] (析出物の個数密度)

表面から板厚方向に $50 \sim 100 \mu\text{m}$ の領域における、粒径 $0.10 \mu\text{m}$ 以上の炭化物の平均個数密度は、TEM 観察により求めた。具体的には、まず、鋼板の L 断面を TEM により 10000 倍の倍率で観察し、鋼板の表面から深さ $50 \sim 100 \mu\text{m}$ の範囲からランダムに選択した 10 箇所の TEM 画像を得た。次いで、前記 TEM 画像を Image-Pro を用いて画像解析し、個々の炭化物の面積を求め、前記面積から個々の粒子の円相当直径を算出した。なお、TEM 画像中に存在する炭化物の同定は EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) により行った。その後、円相当直径が $0.10 \mu\text{m}$ 以上である炭化物の個数をカウントし、観察した範囲の面積で割ることにより炭化物の個数密度を求めた。上記 10 箇所の TEM 画像について同様の手順で析出物の個数密度を算出し、その平均値を炭化物の平均個数密度とした。

[0165] 次に、得られた鋼板の引張強度、抵抗溶接性を以下の手順で評価した。

[0166] (引張強度)

鋼板から、圧延直交方向が長手方向 (引張方向) となるように、JIS 5 号引張試験片を採取した。次いで、前記試験片を用いて引張試験を行い、前記鋼板の引張強さ (TS) を測定した。前記引張試験は、JIS Z 2241 (1998) に準拠して実施した。

[0167] (抵抗溶接性)

溶接性の指標として、抵抗スポット溶接後のL字引張強度および遅れ破壊特性を評価した。

[0168] ・L字引張強度

まず、L字引張強度を評価するためのL字引張試験片を作成した。具体的には、上記鋼板から50×150mmの試験片を2枚切り出し、前記2枚の試験片のそれぞれを、溶接面のサイズが50×50mmとなるようにV曲げで90°折り曲げた。前記溶接面の中央に抵抗スポット溶接を施して、折り曲げられた2枚の試験片を溶接し、L字引張試験片とした。

[0169] 上記抵抗スポット溶接は、サーボモータ加圧式で単相交流(50Hz)の抵抗溶接機を用いて行った。電極チップとしては、先端の曲率半径R40mm、先端径6mmのアルミナ分散銅のDR型電極を使用し、溶接条件は以下の通りとした。

- ・加圧力：4500N
- ・通電時間：20サイクル(50Hz)
- ・ホールド時間：5サイクル(50Hz)
- ・ナゲット径： $5.0\sqrt{t}$ (mm)

ここで、tは使用した鋼板の板厚(mm)である。

[0170] 得られたL字引張試験片を用いて、引張速度(長手方向)：10mm/minの条件で引張試験を行い、L字引張強度を測定した。L字引張強度が1.5kN以上の場合を「合格」、1.5kN未満の場合を「不合格」と判定した。判定結果を表3に示す。

[0171] ・耐遅れ破壊特性

まず、耐遅れ破壊特性の評価に用いる溶接継手を作製した。具体的には、上記鋼板から50×150mmの試験片を2枚切り出した。次に、前記2枚の試験片を、該試験片の両端部の間に、サイズが50mm×50mmで、厚さが1.4mmのスペーサを挟み込んだ状態で重ね合わせ、仮溶接した。次いで、仮溶接された前記試験片の中心を溶接して溶接継手とした。溶接条件

は、上記L字引張試験片の作成時と同様に、ナゲット径が $5.0\sqrt{t}$ (mm) となる条件とした。

[0172] 得られた溶接継手を、常温（20℃）で大気中に静置して24時間経過した。次いで、前記よ右折継手を3%NaCl + 1.0%NH₄SCN水溶液に浸漬し、0.06mA/cm²の電流密度で陰極電解チャージを72hr実施した。その後、溶接継手に遅れ破壊が発生しているかどうかを確認した。溶接継手に遅れ破壊が発生していなかった場合を「合格」、発生していた場合を「不合格」と判定した。判定結果を表3に示す。

[0173] 表3に示した結果から分かるように、本発明の条件を満たす鋼板は、1600MPa以上の引張強度と、抵抗溶接後の高いL字引張強度を兼ね備え、さらに抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性にも優れていた。

[0174]

[表1]

表1

鋼種	成分組成(質量%) *												備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Nb	Ti	V	その他の成分	
A	0.27	0.43	3.11	0.01	0.001	0.03	0.002	0.0022	-	0.015	-	-	適合鋼
B	0.31	0.15	2.67	0.01	0.001	0.03	0.002	0.0014	0.011	-	-	-	適合鋼
C	0.24	1.12	3.32	0.01	0.001	0.02	0.002	0.0009	-	-	0.011	-	適合鋼
D	0.36	0.19	2.54	0.01	0.001	0.03	0.004	0.0029	-	0.064	-	-	適合鋼
E	0.28	0.55	2.81	0.01	0.001	0.09	0.002	0.0041	0.062	0.025	-	Sb:0.012, Cu:0.11, Ni:0.18	適合鋼
F	0.26	1.05	2.94	0.01	0.001	0.03	0.002	0.0025	-	-	0.063	Cr:0.05, Mo:0.12, Sn:0.12	適合鋼
G	0.30	0.55	3.01	0.01	0.001	0.03	0.002	0.0025	0.019	0.015	-	Ca:0.002, REM:0.002	適合鋼
H	<u>0.40</u>	0.91	3.01	0.01	0.001	0.03	0.002	0.0021	-	-	0.011	-	比較例
I	0.29	1.05	<u>3.67</u>	0.01	0.001	0.03	0.002	0.0019	0.022	-	-	-	比較例
J	0.25	1.15	3.39	0.01	0.001	0.03	0.002	-	-	-	-	Cr:0.52	比較例

* 残部はFeおよび不可避免の不純物

[0175] [表2]

No.	鋼種	製造条件												溶融めっき後の冷却	
		冷却	再加熱		熱間圧延	冷却	巻取	熱処理	焼鈍						
			加熱温度 (℃)	保持時間 (min)					仕上圧延終了温度 (℃)	平均冷却速度 (℃/s)	巻取温度 (℃)	熱処理温度 (℃)	露点*2 (℃)		650℃までの平均加熱速度 (℃/s)
1	A	GA	1300	60	880	100	420	350	-5	13	8	910	200	6	5
2	B	GA	1360	125	920	85	450	420	-12	14	5	920	250	7	6
3	C	GI	1300	90	900	95	400	510	-10	13	11	850	150	10	7
4	D	EG	1350	90	900	100	400	430	5	13	4	940	180	7	—
5	E	GA	1350	120	900	110	420	360	-5	12	7	920	250	7	10
6	F	GA	1300	90	920	95	400	410	0	13	9	850	150	10	5
7	G	OR	1350	90	900	95	420	360	5	13	10	940	300	7	—
8	B	OR	1300	90	900	95	420	600	-5	15	6	900	200	8	—
9	A	GI	1350	90	900	95	380	500	-10	16	6	900	250	6	5
10	H	GA	1300	100	900	90	420	400	-10	13	8	900	250	7	4
11	I	GA	1300	100	900	90	420	400	-10	13	8	900	250	7	4
12	J	GA	1300	100	900	90	400	400	-10	13	8	900	250	7	4
13	C	GA	30	1300	920	100	420	400	-10	13	8	900	250	7	4
14	D	EG	1100	100	900	90	420	400	-10	13	8	900	250	7	—
15	A	GA	1300	120	900	90	550	400	-10	13	8	900	250	7	3
16	B	GA	1300	100	900	90	420	—	-10	13	8	900	250	7	5
17	B	GA	1360	125	920	85	450	—	-12	12	12	900	250	7	6
18	C	GA	1300	100	900	90	420	800	-10	13	8	900	250	7	4
19	D	CR	1300	100	900	100	420	400	-30	13	8	900	250	7	—
20	D	GA	1300	120	920	90	420	400	-10	2	8	900	250	7	4
21	A	GA	1300	100	900	100	420	400	-10	13	25	900	250	7	4
22	B	GA	1300	100	900	90	420	400	-10	13	8	900	250	1	5
23	A	GA	1300	100	900	90	420	400	-10	13	8	900	250	7	1

*1 600°Cまでの温度域における平均冷却速度
*2 600～980°Cの温度域における露点

[0176] [表3]

表3	ミクロ組織															炭化物	評価結果			備考	
	板厚1/4位置																引張特性	抵抗溶接性			
	深さ7~12μmの位置																	平均個数密度 (個/100μm ²)	L字 引張強度		遅れ破壊 特性
	フェライト			残留オーステナイト			ベイナイト			マルテンサイト			フェライト								
	体積分率 (%)	平均 結晶粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均 結晶粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均 結晶粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均 結晶粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均 結晶粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均 結晶粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均 結晶粒径 (μm)	体積分率 (%)						
No.																					
1	0	-	0	-	0	-	-	-	100	5	62	7	8	合格	合格	合格	本発明例				
2	0	-	0	-	0	-	-	-	98	5	60	6	10	合格	合格	合格	本発明例				
3	0	-	2	2	0	-	-	-	94	6	46	5	7	合格	合格	合格	本発明例				
4	1	2	0	-	1	1	1	4	98	4	81	6	10	合格	合格	合格	本発明例				
5	0	-	0	-	0	-	-	-	98	5	65	4	12	合格	合格	合格	本発明例				
6	1	2	-	-	2	4	4	6	97	6	68	8	9	合格	合格	合格	本発明例				
7	1	2	0	-	0	-	-	-	99	4	77	6	13	合格	合格	合格	本発明例				
8	0	-	3	2	1	4	4	4	96	5	60	5	6	合格	合格	合格	本発明例				
9	0	-	1	2	4	4	4	4	95	5	48	5	7	合格	合格	合格	本発明例				
10	0	-	5	4	3	3	3	5	92	5	28	11	12	不合格	不合格	不合格	比較例				
11	0	-	6	4	0	-	-	8	94	8	44	6	3	不合格	不合格	不合格	比較例				
12	1	2	6	4	6	6	6	7	13	7	50	7	2	不合格	不合格	不合格	比較例				
13	3	2	0	-	0	-	-	5	97	5	50	11	2	不合格	不合格	不合格	比較例				
14	7	5	0	-	0	-	-	6	93	6	81	12	6	合格	合格	合格	比較例				
15	6	4	0	-	0	-	-	8	94	8	55	11	5	不合格	不合格	不合格	比較例				
16	0	-	0	-	0	-	-	7	100	7	26	5	1	不合格	不合格	不合格	比較例				
17	0	1	0	-	0	-	-	6	99	6	28	8	7	不合格	不合格	不合格	比較例				
18	0	-	0	-	0	-	-	8	100	8	68	11	4	不合格	不合格	不合格	比較例				
19	0	-	0	-	0	-	-	6	100	6	13	3	6	不合格	不合格	不合格	比較例				
20	4	4	0	-	0	-	-	8	96	8	68	8	9	不合格	不合格	不合格	比較例				
21	0	-	0	-	0	-	-	6	100	6	19	9	6	不合格	不合格	不合格	比較例				
22	4	2	0	-	8	6	6	8	88	8	66	9	6	合格	合格	合格	比較例				
23	4	3	0	-	9	6	6	8	87	8	67	8	8	合格	合格	合格	比較例				

請求の範囲

[請求項1]

成分組成が、質量％で、

C : 0.22～0.38％、

Si : 0.05～1.35％、

Mn : 2.4～3.5％、

P : 0.02％以下、

S : 0.002％以下、

Al : 0.01～0.10％、

N : 0.008％以下、

B : 0.0002～0.0050％、ならびに

Ti : 0.005～0.07％、Nb : 0.005～0.07％、およびV : 0.005～0.07％からなる群より選択される少なくとも1つを含有し、

残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、

板厚1／4位置におけるミクロ組織が、

体積分率で、

フェライト：0～5％、

残留オーステナイト：0～5％、

ベイナイト：0～7％、および

マルテンサイト：93％以上を含み、

フェライトの平均結晶粒径：3 μm以下、

残留オーステナイトの平均結晶粒径：3 μm以下、

ベイナイトの平均結晶粒径：5 μm以下、および

マルテンサイトの平均結晶粒径：7 μm以下であり、

表面から板厚方向に7～12 μmの領域におけるミクロ組織が、

体積分率で、フェライト：30％以上を含み、

フェライトの平均結晶粒径が10 μm以下であり、

表面から板厚方向に50～100 μmの領域における、粒径0.1

0 μm 以上の炭化物の平均個数密度が、5個／100 μm^2 以上である、鋼板。

[請求項2] 前記成分組成が、質量％で、

Sb : 0.02％以下、

Cu : 0.50％以下、

Ni : 0.50％以下、

Cr : 0.50％以下、

Mo : 0.50％以下、

Sn : 0.30％以下、

Ca : 0.0050％以下、および

REM : 0.0050％以下からなる群より選択される少なくとも1つをさらに含有する、請求項1に記載の鋼板。

[請求項3] 少なくとも一方の表面に亜鉛系めっき層を有する、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項4] 請求項1～3のいずれか一項に記載の鋼板を少なくとも1枚含む板組を、一对の溶接電極で挟持し、加圧しながら通電して接合する抵抗スポット溶接方法。

[請求項5] 請求項1～3のいずれか一項に記載の鋼板を、板組の中に少なくとも1枚含む抵抗スポット溶接部材。

[請求項6] 請求項1または2に記載の成分組成を有する溶鋼を連続鋳造して鋼スラブとし、

前記鋼スラブを、600℃までの温度域における平均冷却速度：50℃／h以上で冷却し、

前記冷却後の鋼スラブに、加熱温度：1280～1400℃、前記加熱温度での保持時間：60分以上の条件で再加熱を施し、

再加熱された前記鋼スラブを、仕上圧延終了温度：850～950℃の条件で熱間圧延して熱延鋼板とし、

前記熱延鋼板を、460℃以下の冷却停止温度まで、80℃／s以

上の平均冷却速度で冷却し、

前記冷却後の熱延鋼板を460℃以下の巻取温度で巻取り、

前記巻取り後の熱延鋼板に酸洗を施し、

前記酸洗後の熱延鋼板に、300～700℃の熱処理温度で熱処理を施して熱処理熱延鋼板とし、

前記熱処理熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、

前記冷延鋼板を、600～980℃の温度域における露点が-15℃超である条件で焼鈍する鋼板の製造方法であり、

前記焼鈍においては、前記冷延鋼板を、

平均加熱速度：12℃/s以上で650℃まで加熱し、

平均加熱速度：12℃/s未満で焼鈍温度：830～980℃まで加熱し、

前記焼鈍温度で、20～360秒の保持時間の間保持し、

前記焼鈍温度から、3℃/s以上の平均冷却速度で室温まで冷却する、鋼板の製造方法。

[請求項7]

さらに、前記焼鈍後の鋼板に電気めっきを施して、前記鋼板の少なくとも一方の表面に亜鉛系めっき層を形成する、請求項6に記載の鋼板の製造方法。

[請求項8]

請求項1または2に記載の成分組成を有する溶鋼を連続鋳造して鋼スラブとし、

前記鋼スラブを、600℃までの温度域における平均冷却速度：50℃/h以上で冷却し、

前記冷却後の鋼スラブに、加熱温度：1280～1400℃、前記加熱温度での保持時間：60分以上の条件で再加熱を施し、

再加熱された前記鋼スラブを、仕上圧延終了温度：850～950℃の条件で熱間圧延して熱延鋼板とし、

前記熱延鋼板を、460℃以下の冷却停止温度まで、80℃/s以上の平均冷却速度で冷却し、

前記冷却後の熱延鋼板を460℃以下の巻取温度で巻取り、
前記巻取り後の熱延鋼板に酸洗を施し、
前記酸洗後の熱延鋼板に、300～700℃の熱処理温度で熱処理を施して熱処理熱延鋼板とし、
前記熱処理熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、
前記冷延鋼板を、600～980℃の温度域における露点が-15℃超である条件で焼鈍し、
前記焼鈍後の冷延鋼板に溶融めっきを施して、前記鋼板の少なくとも一方の表面に亜鉛系めっき層を形成し、
前記溶融めっき後の鋼板を、3℃/s以上の平均冷却速度で室温まで冷却する、鋼板の製造方法であって、
前記焼鈍においては、前記冷延鋼板を、
平均加熱速度：12℃/s以上で650℃まで加熱し、
平均加熱速度：12℃/s未満で焼鈍温度：830～980℃まで加熱し、
前記焼鈍温度で、20～360秒の保持時間の間保持し、
前記焼鈍温度から、溶融めっき浴への侵入まで、3℃/s以上の平均冷却速度で冷却する、鋼板の製造方法。

[請求項9] さらに、前記溶融めっきの後、前記室温までの冷却に先だって合金化処理を施す、請求項8に記載の鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/027591

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/00(2006.01)i; **B22D 11/00**(2006.01)i; **B22D 11/124**(2006.01)i; **B23K 11/11**(2006.01)i; **B23K 11/16**(2006.01)i; **C21D 8/02**(2006.01)i; **C21D 9/46**(2006.01)i; **C22C 38/14**(2006.01)i; **C22C 38/60**(2006.01)i; **C23C 2/02**(2006.01)i; **C23C 2/06**(2006.01)i; **C23C 2/28**(2006.01)i; **C25D 5/26**(2006.01)i

FI: C22C38/00 301U; C22C38/00 301T; C22C38/14; C22C38/60; C21D9/46 F; C21D9/46 J; C21D8/02 B; B23K11/11; B23K11/16; B22D11/00 A; B22D11/124 L; C23C2/02; C23C2/06; C23C2/28; C25D5/26 C

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-38/60; C21D8/02; C21D9/46; B22D11/00-11/22; B23K11/11; B23K11/16; C23C2/00-2/40; C25D5/26

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

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

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2023/008003 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 02 February 2023 (2023-02-02) claims, paragraphs [0075]-[0076]	1-9
A	WO 2022/138895 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 30 June 2022 (2022-06-30) claims, paragraphs [0070]-[0071]	1-9
A	JP 2021-25094 A (JFE STEEL CORPORATION) 22 February 2021 (2021-02-22) claims, paragraph [0008]	1-9
A	WO 2021/024748 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 11 February 2021 (2021-02-11) claims, paragraph [0083]	1-9
P, A	WO 2024/147276 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 11 July 2024 (2024-07-11) claims	1-9

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☒ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
“D” document cited by the applicant in the international application
“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date
“L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

“T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

“X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

“Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

“&” document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

09 October 2024

Date of mailing of the international search report

22 October 2024

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/JP2024/027591

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
WO	2023/008003	A1	02 February 2023	EP	4350016	A1	
				claims, paragraphs [0104]-[0105]			
				CN	117651786	A	
WO	2022/138895	A1	30 June 2022	EP	4242337	A1	
				claims, paragraphs [0099]-[0100]			
				US	2024/0068065	A1	
				CN	116670308	A	
JP	2021-25094	A	22 February 2021	(Family: none)			
WO	2021/024748	A1	11 February 2021	EP	4012055	A1	
				claims, paragraph [0076]			
				US	2022/0275471	A1	
				CN	114207170	A	
WO	2024/147276	A1	11 July 2024	(Family: none)			

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

C22C 38/00(2006.01)i; B22D 11/00(2006.01)i; B22D 11/124(2006.01)i; B23K 11/11(2006.01)i;
B23K 11/16(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/14(2006.01)i;
C22C 38/60(2006.01)i; C23C 2/02(2006.01)i; C23C 2/06(2006.01)i; C23C 2/28(2006.01)i;
C25D 5/26(2006.01)i
FI: C22C38/00 301U; C22C38/00 301T; C22C38/14; C22C38/60; C21D9/46 F; C21D9/46 J; C21D8/02 B;
B23K11/11; B23K11/16; B22D11/00 A; B22D11/124 L; C23C2/02; C23C2/06; C23C2/28; C25D5/26 C

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

C22C38/00-38/60; C21D8/02; C21D9/46; B22D11/00-11/22; B23K11/11; B23K11/16; C23C2/00-2/40; C25D5/26

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報1922-1996年
日本国公開実用新案公報1971-2024年
日本国実用新案登録公報1996-2024年
日本国登録実用新案公報1994-2024年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2023/008003 A1（JFEスチール株式会社）02.02.2023（2023-02-02） 請求の範囲，[0075]－[0076]	1-9
A	WO 2022/138895 A1（JFEスチール株式会社）30.06.2022（2022-06-30） 請求の範囲，[0070]－[0071]	1-9
A	JP 2021-25094 A（JFEスチール株式会社）22.02.2021（2021-02-22） 特許請求の範囲，[0008]	1-9
A	WO 2021/024748 A1（JFEスチール株式会社）11.02.2021（2021-02-11） 請求の範囲，[0083]	1-9
P, A	WO 2024/147276 A1（JFEスチール株式会社）11.07.2024（2024-07-11） 請求の範囲	1-9

☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。☒ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー
“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの
“D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献
“E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
“I” 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
09.10.2024

国際調査報告の発送日
22.10.2024

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

権限のある職員（特許庁審査官）

鈴木 毅 4K 9154

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

様式 PCT/ISA/210（第2ページ）（2022年7月）

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2024/027591

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2023/008003	A1	02.02.2023	EP	4350016	A1	
				Claims, [0104]-[0105]			
				CN	117651786	A	

WO	2022/138895	A1	30.06.2022	EP	4242337	A1	
				Claims, [0099]-[0100]			
				US	2024/0068065	A1	
				CN	116670308	A	

JP	2021-25094	A	22.02.2021	(ファミリーなし)			

WO	2021/024748	A1	11.02.2021	EP	4012055	A1	
				Claims, [0076]			
				US	2022/0275471	A1	
				CN	114207170	A	

WO	2024/147276	A1	11.07.2024	(ファミリーなし)			
