

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2024年7月11日(11.07.2024)



(10) 国際公開番号

WO 2024/147276 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/50 (2006.01)
B23K 11/16 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2023/045368

(22) 国際出願日: 2023年12月18日(18.12.2023)

(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 2023-000728 2023年1月5日(05.01.2023) 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 Tokyo (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 Tokyo (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 Tokyo (JP). 遠藤 玲子(ENDO Reiko); 〒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 Tokyo (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 Tokyo (JP). 山本 俊佑(YAMAMOTO Shunsuke); 〒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 Tokyo (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36階 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,

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

(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 plate having a tensile strength of at least 1450 MPa and a high level of formability (hole expansion) and weldability (appropriate current range width, cross tensile strength). This steel plate has a predetermined component composition and has microstructures satisfying specific conditions at the 1/4 plate thickness position and in the range from the surface of the steel plate to a depth of 7 μm, respectively. In a depth range of 50-100 μm from the surface of the steel plate, the number density of Ti precipitates having a particle size of at least 0.005 μm and less than 0.10 μm and Nb-based precipitates having a particle size of at least 0.005 μm and less than 0.10 μm is at least 20/100 μm².

(57) 要約: 1450 MPa以上の引張強さと、成形性(穴広げ性)および溶接性(適正電流範囲の広さ、十字引張強度)を高い水準で兼ね備えた鋼板を提供する。所定の成分組成を有し、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深さ7 μmまでの範囲におけるミクロ組織がそれぞれ特定の条件を満たし、かつ、表面からの深さが50~100 μmの範囲における、粒径: 0.005 μm以上0.10 μm未満のTi析出物および粒径: 0.005 μm以上0.10 μm未満のNb系析出物の個数密度が、20個/100 μm²以上である、鋼板。

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、鋼板に関し、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に向けた車体の軽量化が課題となっている。そこで、自動車部品への高強度鋼板の適用による薄肉化が進められており、中でも、1450MPa以上の引張強度(TS)を有する鋼板の適用が進められている。

[0003] 一方、自動車の構造用部材や補強用部材に使用される高強度鋼板には、強度だけでなく、成形性に優れることが求められる。特に、複雑形状を有する部品の素材として用いるためには、鋼板には優れた穴広げ性が要求される。

[0004] しかし、1450MPa以上の引張強度を確保するためには、鋼板に多量の合金元素を添加する必要がある。合金元素の添加は穴広げ性を低下させるため、高い強度と優れた穴広げ性を両立させることは困難であった。

[0005] さらに、自動車の製造においては、コストおよび生産効率の観点から、抵抗スポット溶接が広く用いられている。しかし、合金元素の添加は鋼板の抵抗スポット溶接性(以下、単に「溶接性」という)を低下させる。具体的には、合金元素を多量に添加すると、抵抗スポット溶接によって必要なナゲット径を得るための適正電流範囲が極端に狭くなる。また、抵抗スポット溶接後の継手の十字引張強度(CTS)が著しく低下する。そのため、高い強度

と優れた溶接性を両立させることは困難であった。

[0006] そこで、上記の問題を解決するために、様々な方法が検討されている。

[0007] 例えば、特許文献1では、溶接条件を調整することにより高強度鋼板の溶接性を改善する方法が提案されている。

[0008] また、特許文献2では、ミクロ組織を制御することにより高強度鋼板の成形性と溶接性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2011-005544号公報

特許文献2：特開2008-231541号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] 上記特許文献1で提案されている方法によれば、溶接金属部における収縮欠陥や割れの発生が抑制できる。しかし、前記方法によっても、適正電流範囲および十字引張強度は改善されていない。また、前記方法では溶接通電を行った後、さらに特定の条件で加圧や通電を行う必要があるため、溶接に要する時間が増加し、生産性が低下する。また、特許文献1で提案されている方法は、溶接条件を調整するものであるため、鋼板の成形性の向上には寄与しない。

[0011] また、特許文献2で提案されている方法によれば、成形性および溶接性に一定の向上が認められる。しかし、特許文献2の方法で得られる鋼板の引張強さは1000MPaに満たず、1450MPa以上の引張強度は達成できていない。さらに、上述したように、複雑形状を有する部材の製造のためには、穴広げ性に優れることが求められる。しかし、特許文献2では、鋼板の成形性の指標として伸び（E1）が使用されており、穴広げ性は考慮されていない。

[0012] このように、1450MPa以上の引張強さと、成形性（穴広げ性）およ

び溶接性（適正電流範囲の広さ、十字引張強度）を高い水準で兼ね備えた鋼板は、依然として実現出来ていないのが実状であった。

[0013] 本発明は、上記の実状に鑑みてなされたものであり、1450MPa以上の引張強さと、成形性（穴広げ性）および溶接性（適正電流範囲の広さ、十字引張強度）を高い水準で兼ね備えた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

[0014] 本発明は上記課題を解決するために検討を行った結果、鋼板の成分組成に加え、鋼板表層におけるマルテンサイトの体積分率と、鋼中に存在する微細なTi析出物およびNb析出物の個数密度を制御することにより、上記の要求を満たす鋼板が得られることを見出した。

[0015] 本発明は上記知見に基づいて完成されたものであり、その要旨は以下の通りである。

[0016] 1. 成分組成が、質量%で、

C : 0.18~0.38%、

Si : 0.2~1.8%、

Mn : 2.4~3.5%、

P : 0.03%以下、

S : 0.003%以下、

Al : 0.01~0.50%、

N : 0.008%以下、

Nb : 0.005~0.08%およびTi : 0.005~0.08%の

一方または両方、ならびに

B : 0.0002~0.0050%およびSb : 0.001~0.01

2%の一方または両方を含有し、

残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ、

下記(1)式で定義されるA値が0.9~6.0であり、

板厚1/4位置におけるマイクロ組織が以下の条件を満たし、

マルテンサイトの体積分率 : 93%以上、

フェライトの体積分率：0～5%、
残留オーステナイトの体積分率：0～7%、
マルテンサイトの平均結晶粒径：7 μm以下、
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、
表面から深さ7 μmまでの範囲におけるミクロ組織が以下の条件を満たし

、
マルテンサイトの体積分率：0～20%、
表面からの深さが50～100 μmの範囲における、粒径：0.005 μm以上0.10 μm未満のTi析出物および粒径：0.005 μm以上0.10 μm未満のNb系析出物の個数密度が、20個/100 μm²以上である、
鋼板。

$$A = ([C] + [Si]/8 + [Mn]/20) / (2 \times ([Ti] + [Nb]) + 85 \times ([B] + [Sb]/20)) \dots (1)$$

ただし、上記(1)式における括弧は、該括弧内の元素の含有量(質量%)を表し、当該元素が含有されていない場合は0とする。

[0017] 2. 前記成分組成が、さらに、質量%で、

V : 0.05%以下、
Cu : 0.50%以下、
Ni : 0.50%以下、
Mo : 0.50%以下、
Cr : 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つを含有する、上記1に記載の鋼板。

[0018] 3. さらに、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。

- [0019] 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。
- [0020] 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。
- [0021] 6. 上記1または2に記載の成分組成を有する溶綱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：100℃
／h以上で冷却し、
前記冷却後の鋼スラブに、1250～1450℃の加熱温度まで加熱し、
前記加熱温度で60分以上の保持時間の間保持する再加熱を施し、
前記再加熱後の鋼スラブを、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、80℃／s以上の平均冷却速度で、480℃以下の冷却
停止温度まで冷却し、
前記冷却後の熱延鋼板を、480℃以下の巻取温度で巻取り、
前記熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、
前記冷延鋼板を、露点が-20℃超である雰囲気中で焼鈍する、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：3～30℃／sで、焼鈍温度：780～980℃まで加
熱し、
前記焼鈍温度で、15～360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。
- [0022] 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
。

[0023] 8. 上記1または上記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：100℃/h以上で冷却し、

前記冷却後の鋼スラブに、1250～1450℃の加熱温度まで加熱し、前記加熱温度で60分以上の保持時間の間保持する再加熱を施し、

前記再加熱後の鋼スラブを、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、80℃/s以上の平均冷却速度で、480℃以下の冷却停止温度まで冷却し、

前記冷却後の熱延鋼板を、480℃以下の巻取温度で巻取り、

前記熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、

前記冷延鋼板を、露点が-20℃超である雰囲気中で焼鈍し、

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り、

前記焼鈍においては、前記冷延鋼板を、

平均加熱速度：3～30℃/sで、焼鈍温度：780～980℃まで加熱し、

前記焼鈍温度で、15～360秒の保持時間の間保持し、

前記焼鈍温度から、前記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。

[0024] 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

[0025] 本発明によれば、1450MPa以上の引張強さと、成形性（穴広げ性）

および溶接性（適正電流範囲の広さ、十字引張強度）を高い水準で兼ね備えた鋼板を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0026] 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。

[0027] [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。

[0028] C : 0.18 ~ 0.38 %

Cは、硬質相であるマルテンサイトの形成に寄与する元素であり、所望の引張強度を得るためにはCの添加が必須である。また、Cは、TiおよびNbと反応して析出物を形成する。そのため所望の析出物の個数密度を得るためにもCの添加が重要である。C含有量が0.18%未満であると、必要なマルテンサイトの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0.18%以上、好ましくは0.19%以上とする。一方、C含有量が0.38%を超えると、スポット溶接後のナゲットの靱性が低下し、その結果、十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%以下とする。

[0029] Si : 0.2 ~ 1.8 %

Siは、溶接性を向上させる効果を有する元素である。これは、Siの添加によりMn偏析が緩和され、その結果、板厚方向における硬度のばらつきが低減されるためである。前記効果を得るために、Si含有量を0.2%以上、好ましくは0.3%以上とする。一方、Si含有量が1.8%を超えると、抵抗スポット溶接時に液体金属脆化が発現する。そのため、Si含有量は1.8%以下、好ましくは1.6%以下とする。

[0030] Mn : 2.4 ~ 3.5 %

Mnは、固溶強化および硬質相の生成を通じて鋼板の強度向上に寄与する元素である。また、Mnは、オーステナイトを安定化させる元素であり、硬質相の分率制御に必要な元素である。前記効果を得るために、Mn含有量は2.4%以上とする。一方、Mn含有量が3.5%より高いと、スポット溶接後のナゲットの靱性が低下するため、十字引張強度が低下する。加えて水素が鋼板内に侵入した際に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。

[0031] P : 0.03%以下

P含有量が0.03%より高いと、Pの粒界への偏析が顕著となる。そしてその結果、粒界が脆化し、抵抗溶接性が低下する。そのため、P含有量は0.03%以下、好ましくは0.02%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P含有量の低減は製鋼コストを上昇させるため、P含有量は0.005%以上とすることが好ましい。

[0032] S : 0.003%以下

S含有量が0.003%より高いと、抵抗溶接性が低下する。これは、MnSなどの硫化物が多量に生成し、水素進入時に前記硫化物を起点としてき裂が生成するためである。そのため、S含有量を0.003%以下、好ましくは0.002%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S含有量の低減は製鋼コストを上昇させるため、S含有量は0.0002%以上とすることが好ましい。

[0033] Al : 0.01~0.50%

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0.50%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0.50%以下、好ましくは0.45%以下とする。

[0034] N : 0.008%以下

Nは、粗大な窒化物を形成することで穴広げ性を劣化させる元素である。N含有量が0.008%より高いと穴広げ性の劣化が顕著となる。そのため、N含有量は0.008%以下、好ましくは0.007%以下とする。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N含有量の低減は製鋼コストを上昇させるため、N含有量は0.001%以上とすることが好ましい。

[0035] 本発明の鋼板の成分組成は、NbおよびTiの一方または両方を、それぞれ以下の量で含有する。NbおよびTiは、いずれも微細な炭窒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。

[0036] Nb : 0.005~0.08%

Nbは、微細な炭窒化物を形成することで抵抗溶接性を向上させる効果を有する元素である。前記効果を得るために、Nbを添加する場合、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、連続鑄造後にスラブ割れが生じる。そのため、Nb含有量は0.08%以下、好ましくは0.07%以下、より好ましくは0.05%以下とする。

[0037] Ti : 0.005~0.08%

Tiは、Tiと同様、微細な炭窒化物を形成することで抵抗溶接性を向上させる効果を有する元素である。前記効果を得るために、Tiを添加する場合、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、伸びが著しく低下する。そのため、Ti含有量は0.08%以下、好ましくは0.07%以下とする。なお、Tiは、BがNと反応することを防止する作用も有している。また、Tiの微細な炭窒化物は水素のトラップサイトとなり、かつ、水素過電圧を上昇させるため、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性を向上させる。これらの効果を得るという観

点からも、上記含有量でTiを添加することが好ましい。

[0038] 本発明の鋼板の成分組成は、BおよびSbの一方または両方を、それぞれ以下の量で含有する。BおよびSbは、いずれも粒界強化により十字引張強度を向上させるという共通の機能を有する元素である。

[0039] B : 0.0002%~0.0050%

B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り、Bを添加することにより十字引張強度を向上させることができる。前記効果を得るために、Bを添加する場合、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ことに加え、粒界偏析するB量が増加することで穴広げ性が低下する。そのため、B含有量を0.0050%以下、好ましくは0.0040%以下とする。なお、Bは、焼入れ性を向上させ、硬質相を生成することで鋼板のさらなる強度向上にも寄与する。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できる元素である。これらの効果を得るといふ観点からも、上記含有量でBを添加することが好ましい。

[0040] Sb : 0.001~0.012%

Sbは、Bと同様、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り、Sbを添加することにより十字引張強度を向上させることができる。前記効果を得るために、Sbを添加する場合、Sb含有量を0.001%以上、好ましくは0.002%以上とする。一方、Sbは、鋼板表層の脱炭を防ぐ作用を有しているため、Sb含有量が0.012%を超えると、所定の表層の鋼板組織が得られず、その結果、抵抗溶接性が低下する。そのため、Sb含有量は0.012%以下、好ましくは0.010%以下とする。

[0041] 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。

[0042] なお、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。

[0043] 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、含有量の下限值は0%であってよい。

[0044] V : 0.05%以下

Vは、微細な炭窒化物を形成することで、強度をさらに向上させる効果を有する元素である。しかし、V含有量が0.05%を超えると添加効果が飽和し、合金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、Vを添加する場合、V含有量は0.05%以下、好ましくは0.04%以下とする。一方、Vの添加効果を高めるという観点からは、V含有量を0.005%以上とすることが好ましい。

[0045] Cr : 0.50%以下

Crは、硬質相を生成することで強度をさらに向上させる効果を有する元素である。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。

[0046] 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。

[0047] Mo : 0.50%以下

Moも、Crと同様、硬質相を生成することで強度をさらに向上させる効果を有する元素である。また、Mo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%を超えると添加効果が飽和し、合金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。

[0048] 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%を超えると添加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。

[0049] 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%を超えると添加効果が飽和する。そのため、Niを添加する場合、Ni含有量を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。

[0050] Ca : 0.0050%以下

Caは、硫化物の形状を球状化することで、穴広げ性をさらに向上させる効果を有する元素である。また、Caは、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性の向上にも寄与する。しかし、Ca含有量が0.0050%を超えると効果が飽和するため、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。

[0051] 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、穴広げ性をさらに向上させる効果を有する元素である。また、REMは、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性の向上にも寄与する。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ふ観点からは、REM含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。

[0052] A値：0.9～6.0

本発明の鋼板の成分組成は、さらに、下記（1）式で定義されるA値が0.9～6.0である。

$$A = ([C] + [Si]/8 + [Mn]/20) / (2 \times ([Ti] + [Nb]) + 85 \times ([B] + [Sb]/20)) \dots (1)$$

ただし、上記（1）式における括弧は、該括弧内の元素の含有量（質量%）を表し、当該元素が含有されていない場合は0とする。

[0053] A値が0.9未満では、所望の穴広げ性を得ることができない。これは、Ti、Nb、B、およびSbの添加量が、炭素当量に対して過剰であるためである。TiおよびNbの添加量が多すぎると、Ti析出物およびNb析出物が過剰となり、穴広げ性が低下する。また、BおよびSbの添加量が多すぎると、BおよびSbが結晶粒界に過剰に偏析するため、穴広げ性が低下する。そのため、A値を0.9以上、好ましくは1.0以上とする。一方、A値が6.0より大きいと、溶接性、特に十字引張強度が低下する。これは、Ti、Nb、B、およびSbの添加量が、炭素当量に対して不十分であるためである。そのため、A値を6.0以下、好ましくは5.8以下、より好ましくは5.0以下とする。

[0054] [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深さ7μm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。

[0055] (板厚1/4位置におけるミクロ組織)

M : 93%以上

マルテンサイト (M) の体積分率が93%未満であると、所望の引張強さおよび穴広げ性を得ることができない。また、前記合計体積分率が93%未満であると、耐遅れ破壊特性も低下する。そのため、板厚1/4位置におけるマルテンサイト (M) の体積分率は、93%以上、好ましくは95%以上とする。前記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。

[0056] 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、焼鈍における冷却時にマルテンサイト変態開始点 (M_s 点) 以下に冷却されてから室温まで冷却される間に自己焼戻しによって生成するマルテンサイトに加え、さらにその後に焼戻しを行って生成したマルテンサイトも包含する。

[0057] Mの平均結晶粒径 : 7 μm 以下

マルテンサイトの平均結晶粒径が7 μm より大きいと、マルテンサイトとフェライトとの間の界面に生成するポイドが連結しやすくなるため、穴広げ性が劣化する。また、抵抗溶接後の結晶粒が粗大化する結果、十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 μm 以下、好ましくは6 μm 以下とする。一方、マルテンサイトの平均結晶粒径の下限は特に限定されないが、例えば、2 μm 以上であってもよい。

[0058] F : 0~5%

フェライト (F) の体積分率が5%を超えると、打抜き時のポイド生成量が増加するため、穴広げ性が低下する。また、フェライト分率が高いと、所望の強度を確保するためには、マルテンサイトの硬度を高くする必要がある。そのため、板厚1/4位置におけるフェライトの体積分率を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、上記の観点からは

フェライトの体積分率は低ければ低い方がよいため、下限は0%とする。

[0059] Fの平均結晶粒径：3 μm 以下

フェライトの平均結晶粒径が3 μm より大きいと、穴広げ時の打抜き端面に生成したボイドが穴広げ中に連結しやすくなるため、所望の穴広げ性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平均結晶粒径を3 μm 以下、好ましくは2.5 μm 以下とする。一方、フェライトの平均結晶粒径の下限は特に限定されないが、例えば、1 μm 以上であってよく、2 μm 以上であってもよい。

[0060] RA：0～7%

残留オーステナイト（RA）の体積分率が7%を超える場合、打抜き時にマルテンサイト生成するためボイド生成量が増加し、穴広げ性が低下する。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を7%以下、好ましくは5%以下とする。一方、上記の観点からは残留オーステナイトの体積分率は低ければ低い方がよいため、下限は0%とする。

[0061] RA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が3 μm を超えると穴広げ性が低下する。これは、残留オーステナイト内のC分布の影響で、打抜き時にマルテンサイト生成する結果、ボイド生成量が増加するためである。そのため、残留オーステナ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、下限は特に規定はしないが、平均結晶粒径が0.3 μm 以上であれば、伸びがさらに向上する。そのため、残留オーステナイトの平均結晶粒径は、0.3 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 μm 以上とすることがさらに好ましい。

[0062] 板厚1/4位置におけるミクロ組織は、上記組織に加え、さらに任意にその他の組織を含有していても良い。ただし、その他の組織の体積分率は7%以下とする。前記その他の組織は、例えば、ベイナイト、セメントライト、およびパーライトからなる群より選択される少なくとも1つであってよい。

[0063] （表面から深さ7 μm までの範囲におけるミクロ組織）

本発明では、鋼板の表面から深さ7 μ mまでの範囲におけるミクロ組織を制御することが重要である。その理由について以下説明する。

[0064] 鋼板の穴広げ性の指標としては、一般的に、穴広げ試験によって測定される穴広げ率が用いられる。この穴広げ試験では、鋼板をパンチで打ち抜いて行く際に、割れが試験片の厚さ方向に貫通した瞬間にパンチの動きを止め、穴の径を測定する。前記割れは、板厚中央に生成したボイドが徐々に連結することにより進展し、最終的に鋼板の表層まで貫通する。本発明者らは、鋼板表層における硬質相（マルテンサイト）を低減することにより、き裂が最終的に表層まで進展することを抑制できることを見出した。また、この硬質相を低減した表層組織は、スポット溶接時に電極によって加圧された際に優先的に変形するために、高い電流密度で発生するスパッタ（チリ）を抑制する作用を有することも分かった。さらに、硬質相を低減した表層組織を設けることにより、スポット溶接後のコロナボンド部の強度も向上する。

[0065] $\cdot M : 0 \sim 20\%$

上述したように、成形性および溶接性を向上させるためには、鋼板の表層部における硬質相を低減することが重要である。具体的には、表面から深さ7 μ mまでの範囲におけるマルテンサイトの体積分率が20%より高いと、穴広げ性が低下し、溶接時の適正電流範囲が狭くなり、さらに、十字引張強度が低下する。そのため、前記体積分率を20%以下、好ましくは15%以下とする。一方、前記体積分率の下限は0%とする。

[0066] 表面から深さ7 μ mまでの範囲におけるミクロ組織は、マルテンサイトの体積分率が上記条件を満たしていればよく、その他の組織についてはとくに限定されない。しかし、後述する製造プロセスで上記鋼板を製造する場合、表面から深さ7 μ mまでの範囲におけるミクロ組織は、焼鈍過程において脱炭される結果、典型的にはフェライトを主体とした組織となる。そのため、上記表面から深さ7 μ mまでの範囲におけるミクロ組織は、フェライトを主体とした組織であってよい。より具体的には、フェライトの体積分率が50%以上であることが好ましく、60%以上であることがより好ましく、70

%以上であることがさらに好ましい。

[0067] 表面から深さ $7\ \mu\text{m}$ までの範囲におけるミクロ組織は、さらに体積分率で $0\sim 15\%$ の残留オーステナイトを含有していてもよい。また、前記ミクロ組織は、任意にマルテンサイト、フェライト、および残留オーステナイト以外のその他の組織を含有していてもよい。ただし、前記その他の組織の体積分率は 7% 以下であることが好ましい。前記その他の組織は、例えば、ベイナイト、セメンタイト、およびパーライトからなる群より選択される少なくとも1つであってよい。

[0068] [析出物]

本発明者らは、鋼板組織内に Ti 系または Nb 系の微細な析出物を分散させることで、スポット溶接後もナゲット端部の粒径が微細化するために靱性が向上することを見出した。したがって、上述した鋼板表層のミクロ組織の制御と、微細析出物の個数密度の制御を組み合わせることにより、極めて効果的に十字引張強度を向上できることが分かった。そこで、具体的には、析出物の個数密度を以下の通り制御する。

[0069] 析出物の個数密度： $20\ \text{個}/100\ \mu\text{m}^2$ 以上

前記鋼板の表面からの深さが $50\sim 100\ \mu\text{m}$ の範囲における、粒径： $0.005\ \mu\text{m}$ 以上 $0.10\ \mu\text{m}$ 未満の Ti 析出物と粒径： $0.005\ \mu\text{m}$ 以上 $0.10\ \mu\text{m}$ 未満の Nb 系析出物の個数密度が $20\ \text{個}/100\ \mu\text{m}^2$ 未満であると、ナゲット端部における粒径の微細化が不十分となり、十字引張強度が低下する。加えて、抵抗スポット溶接後の水素のトラップサイトとしての機能も不十分となるため、耐遅れ破壊特性が低下する。そのため、前記個数密度を $20\ \text{個}/100\ \mu\text{m}^2$ 以上とする。一方、前記個数密度の上限は特に限定されないが、成形性を確保するため、 $250\ \text{個}/100\ \mu\text{m}^2$ 以下とすることが好ましく、 $100\ \text{個}/100\ \mu\text{m}^2$ 以下とすることがより好ましく、 $40\ \text{個}/100\ \mu\text{m}^2$ 以下とすることがさらに好ましく、 $30\ \text{個}/100\ \mu\text{m}^2$ 以下とすることが最も好ましい。

[0070] [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。

[0071] 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。

[0072] 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。

[0073] 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、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、めっき相の密着性の観点からは、鋼板片面あたり 80 g/m^2 以下であることが好ましい。

[0074] [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。

[0075] 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。

[0076] 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、「順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。

[0077] 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。

[0078] 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。

[0079] 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、0.5g/m²以上であることが好ましく、1.0g/m²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60g/m²以下とすることが好ましく、50g/m²以下とすることがより好ましく、40g/m²以下とすることがさらに好ましく、30g/m²以下とすることが最も好ましい。

[0080] 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10×15mm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15kV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2000～10000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。

[0081] [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。

[0082] 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。

[0083] 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。

[0084] 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。

[0085] 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3.0～15.0kA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。

[0086] 主通電工程の通電時間は、好ましくは0.18～1.0s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0.18s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1.0sを超えでは、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 は上記好適範囲に対して短くても長くてもよい。

[0087] 主通電工程の加圧条件は、好ましくは加圧力を2.0kN～7.0kNとする。主通電工程の加圧力 F 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 F 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、加圧力は、装置能力により制限される場合がある。しかしながら、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 は上記好適範囲に対して低くても高くても良い。

[0088] 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。

[0089] 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。

[0090] [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。

[0091] [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。

[0092] ・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) 冷間圧延
- (8) 焼鈍

[0093] (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

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。

[0094] (2) 冷却

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100℃/h未満であると、溶接性が低下する。これは、Mnの偏析が助長されることに加え、粗大なTi系析出物およびNb系析出物が最終焼鈍後も残存するためである。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：100℃/h以上の条件で冷却する。一方、前記平均冷却速度の上限は特に限定されないが、150℃/h以下であることが好ましく、130℃/h以下であることがより好ましい。

[0095] 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再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。

[0096] (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系析出物などの析出物を再固溶させることができる。

[0097] ・加熱温度：1250～1450℃

前記再加熱における加熱温度が1250℃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、微細なTi析出物およびNb析出物の個数密度を所望の範囲とすることができず、溶接性が低下する。そのため、前記加熱温度を1250℃以上、

好ましくは1270℃以上とする。一方、前記加熱温度が1450℃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、穴広げ性および抵抗溶接性が低下する。そのため、前記加熱温度は1450℃以下、好ましくは1410℃以下とする。

[0098] ・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、微細なTi析出物およびNb析出物の個数密度を所望の範囲とすることができず、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。

[0099] (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、焼鈍後の伸びおよび穴広げ性を向上させることができる。

[0100] ・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、焼鈍後の特性が低下する。そのため、前記仕上圧延終了温度は950℃以下とする。

[0101] (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、最終的な鋼板組織、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。

[0102] ・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 $80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満であると、フェライト変態が開始されるため、熱延鋼板の鋼板組織が不均質となり、焼鈍後の穴広げ性や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、 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましく、 $150^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることがより好ましく、 $120^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることがさらに好ましい。

[0103] ・冷却停止温度： 480°C 以下

同様に、前記効果を得るために、冷却停止温度を 480°C 以下、好ましくは 450°C 以下とする。冷却停止温度が 480°C 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、焼鈍後の穴広げ性や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°C 以上とすることが好ましい。

[0104] (6) 巻取

・巻取温度： 480°C 以下

次いで、前記冷却後の熱延鋼板を、 480°C 以下の巻取温度で巻取る。前記巻取温度が 480°C より高いと、Ti系析出物およびNb系析出物が粗大化するため抵抗溶接性が低下する。そのため、巻取温度は 480°C 以下、好ましくは 450°C 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°C 以上とすることが好ましく、 300°C 以上とすることがより好ましく、 350°C 以上とすることがさらに好ましい。

[0105] (7) 冷間圧延

前記巻取の後、前記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。

[0106] また、前記冷間圧延に先だって、酸洗を行うことが好ましい。酸洗を行うことにより、熱延板表層の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。

[0107] (8) 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、所望の硬度を得るために必要な組織（マルテンサイト）を形成する。

[0108] ・露点： -20°C 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。これにより、鋼板表面におけるマルテンサイトの体積分率を低下させることができる。しかし、露点が -20°C 未満であると、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、焼鈍雰囲気の露点は -20°C 超、好ましくは -15°C 以上、より好ましくは -10°C 以上とする。焼鈍雰囲気の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°C 以下とすることが好ましく、 10°C 以下とすることがより好ましく、 5°C 以下とすることがさらに好ましい。

[0109] 前記焼鈍においては、まず、前記冷延鋼板を、平均加熱速度： $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で、焼鈍温度： $780\sim 980^{\circ}\text{C}$ まで加熱し、次いで、前記焼鈍温度で $15\sim 360$ 秒の保持時間の間保持（均熱）する。

[0110] ・平均加熱速度： $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$

前記焼鈍を行うことにより結晶粒を微細化することができる。しかし、急速に加熱すると再結晶が十分に進行しないため、所望の結晶粒径を得ることができない。そのため、前記加熱における平均加熱速度は $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。一方、加熱速度が遅すぎると、Ti系析出物およびNb系析出物が粗大化するため、抵抗溶接性が低下する。そのため、前記平均加熱速度は $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、好ましくは $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。

[0111] ・焼鈍温度： $760\sim 980^{\circ}\text{C}$

前記焼鈍は、フェライトとオーステナイトの2相域もしくはオーステナイト単相域で行う必要がある。焼鈍温度が 760°C 未満であると、フェライト分率が多くなるため、強度、穴広げ性および抵抗溶接性を両立させることができない。そのため、前記焼鈍温度は 760°C 以上、好ましくは 820°C 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、オーステナイト結晶粒の成長が顕著となり、結晶粒が粗大化するため抵抗溶接性が低下する。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。

[0112] ・保持時間：15～360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。保持時間が15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15秒以上とする。一方、前記保持時間が360秒より長いとTi系析出物もしくはNb系析出物が粗大化するため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。

[0113] 前記焼鈍温度での保持の後、3℃/s以上の平均冷却速度で室温まで冷却する。

[0114] ・平均冷却速度：3℃/s以上

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、強度および穴広げ性が低下する。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く、50℃/s以下とすることがより好ましく、20℃/s以下とすることがさらに好ましい。

[0115] 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。

[0116] ・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。

[0117] (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。

[0118] ・ 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 casting
- (2) 冷却
- (3) 再加熱
- (4) 熱間圧延
- (5) 冷却
- (6) 巻取
- (7) 冷間圧延
- (8) 焼鈍
- (9) 溶融めっき
- (10) 冷却

[0119] 本実施形態において、上記(1)～(7)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。そこで、以下、(8)～(10)の工程について説明する。

[0120] (8) 焼鈍

本実施形態では、冷延工程で得られた冷延鋼板を、溶融めっきに先立って焼鈍する。

[0121] ・ 露点：-20℃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。これにより、鋼板表面におけるマルテンサイト

の体積分率を低下させることができる。しかし、露点が -20°C 未満であると、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、焼鈍雰囲気露点は -20°C 超、好ましくは -15°C 以上、より好ましくは -10°C 以上とする。焼鈍雰囲気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°C 以下とすることが好ましく、 10°C 以下とすることがより好ましく、 5°C 以下とすることがさらに好ましい。

[0122] 前記焼鈍においては、まず、前記冷延鋼板を、平均加熱速度： $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で、焼鈍温度： $780\sim 980^{\circ}\text{C}$ まで加熱し、次いで、前記焼鈍温度で $15\sim 360$ 秒の保持時間の間保持（均熱）する。

[0123] ・平均加熱速度： $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$

前記焼鈍を行うことにより結晶粒を微細化することができる。しかし、急速に加熱すると再結晶が十分に進行しないため、所望の結晶粒径を得ることができない。そのため、前記加熱における平均加熱速度は $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。一方、加熱速度が遅すぎると、Ti系析出物およびNb系析出物が粗大化するため、抵抗溶接性が低下する。そのため、前記平均加熱速度は $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、好ましくは $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。

[0124] ・焼鈍温度： $760\sim 980^{\circ}\text{C}$

前記焼鈍は、フェライトとオーステナイトの2相域もしくはオーステナイト単相域で行う必要がある。焼鈍温度が 760°C 未満であると、フェライト分率が多くなるため、強度、穴広げ性および抵抗溶接性を両立させることができない。そのため、前記焼鈍温度は 760°C 以上、好ましくは 820°C 以上、より好ましくは 850°C 以上とする。一方、前記焼鈍温度が高すぎると、オーステナイト結晶粒の成長が顕著となり、結晶粒が粗大化するため抵抗溶接性が低下する。そのため、前記焼鈍温度は 980°C 以下、好ましくは 950°C 以下とする。

[0125] ・保持時間： $15\sim 360$ 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。保持時間が15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15秒以上とする。一方、前記保持時間が360秒より長いとTi系析出物もしくはNb系析出物が粗大化するため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。

[0126] ・平均冷却速度：3℃/s以上

前記保持の後、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。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、強度および穴広げ性が低下する。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く、50℃/s以下とすることがより好ましく、20℃/s以下とすることがさらに好ましい。

[0127] (9) 溶融めっき

本実施形態においては、前記焼鈍後の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。

[0128] 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。

[0129] 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および不可避免的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、A1濃度を低くすることで材料コストを低減できる。

[0130] 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。

[0131] 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。

[0132] (10) 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、強度および穴広げ性が低下する。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く、50℃/s以下とすることがより好ましく、20℃/s以下とすることがさらに好ましい。

[0133] 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

[0134] ・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。

[0135] (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。

[0136] 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。

[0137] (プレめっき)

さらに、本発明の他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。

[0138] 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。

[0139] 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、電気めっきにより行うことが好ましい。以下、Fe系電気めっき処理を行ってプレめっき層としてのFe系めっき層を形成する場合について説明する。

[0140] Fe系電気めっき処理方法は特に限定されない。例えば、Fe系電気めっき浴としては、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。

- [0141] 通電開始前のFe系電気めっき浴中のFeイオン含有量は、 Fe^{2+} として1.0 mol/L以上とすることが好ましい。Fe系電気めっき浴中のFeイオン含有量が、 Fe^{2+} として1.0 mol/L以上であれば、十分なFe付着量を得ることができる。また、Fe系電気めっき浴中にはFe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、硫酸鉄めっき液中には、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。
- [0142] 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、Fe系電気めっき処理を施すこともできる。
- [0143] Fe系電気めっ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。Fe系電気めっき浴のpHも特に規定しないが、Fe系電気めっ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10~150 A/dm²である。通板速度は5 mpm以上、150 mpm以下であればよい。通板速度が5 mpm未満では生産性に劣り、一方で通板速度が150 mpm以上では、めっ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。
- [0144] なお、Fe系電気めっ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Fe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、酸洗抑制剤等を含むしてもよい。

実施例

- [0145] 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（CR）、電気亜鉛めっき鋼板（EG）、熔融亜鉛めっき鋼板（GI）、および合金化熔融亜鉛めっき鋼板（GA）の4種類である。
- [0146] まず、表1に示す成分組成を有する溶鋼を連続鋳造して鋼スラブとし、次いで、表2に示す平均冷却速度で冷却した。
- [0147] 前記冷却後の鋼スラブを、表2に示す条件で再加熱し、次いで、表2に示す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に示す条件で巻取温度（CT）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、50％の圧下率で冷間圧延を施して板厚1.4mmの冷延鋼板とした。
- [0148] 冷延鋼板（CR）の製造においては、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。
- [0149] 電気亜鉛めっき鋼板（EG）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1.5mol/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℃、pHは1.5とした。
- [0150] 熔融亜鉛めっき鋼板（GI）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熔融めっき浴への侵入まで冷却した。その後、熔融亜鉛めっき浴に鋼板を浸漬し、鋼板の表面に熔融亜鉛めっき層を形成した。前記熔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。前記熔融亜鉛めっき浴の温度は460℃とした。

[0151] 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℃で実施した。

[0152] 次に、得られた鋼板のミクロ組織および析出物の個数密度を以下の手順で測定した。得られた結果を表3に示す。

[0153] （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

鋼板のフェライト、マルテンサイトの体積分率は、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）を用いて3000倍の倍率で観察し、板厚1/4位置におけるミクロ組織のSEM画像を得た。前記SEM画像におけるフェライトおよびマルテンサイトの面積率を、それぞれポイントカウント法（ASTM E562-83（1988）に準拠）により算出し、それら面積率を体積分率とした。

[0154] フェライトおよびマルテンサイトの平均結晶粒径は、上記SEM観察により得たSEM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SEM画像におけるフェライトおよびマルテンサ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。

[0155] ・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 α 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。

[0156] 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%ニタールで腐食し、TEM(透過型電子顕微鏡)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位置におけるマイクロ組織の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

[0157] (鋼板の表面から深さ7 μ mまでの範囲におけるマイクロ組織)

前記鋼板の表面から深さ7 μ mまでの範囲におけるマイクロ組織をSEMにより観察し、マルテンサイトの体積分率を算出した。なお、測定対象がめっき層を有する鋼板(EG、GI、およびGA)である場合には、グロー放電発光分析法により鋼板の表面から強度プロファイルを測定し、Feの強度プロファイルがZnの強度プロファイルを超えた点を鋼板表面とした。SEM画像からのマルテンサイト体積分率の算出は、上記板厚1/4位置におけるマルテンサイト体積分率の算出と同様の方法で行った。

[0158] (析出物の個数密度)

Ti系析出物およびNb系析出物の個数密度は、TEM-EDS(エネルギー分散型X線分析)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5~100 μ 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。次に、ED

Sにより、前記TEM画像におけるTi系析出物とNb系析出物を同定した。前記TEM画像をImage-Proを用いて画像解析し、個々のTi系析出物およびNb系析出物の面積を求めた。前記面積から、個々の粒子の円相当径を算出した。その後、円相当径が $0.005\mu\text{m}$ 以上、 $0.10\mu\text{m}$ 未満であるTi系析出物およびNb系析出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析出物の個数密度を求めた。上記10箇所の観察で得た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Ti系析出物およびNb系析出物の個数密度とした。

[0159] 次に、得られた鋼板の強度、成形性、および溶接性を以下の手順で評価した。得られた結果を表3に示す。

[0160] (強度)

鋼板から、圧延直交方向が引張方向となるように、JIS5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 Z2241(1998))に準拠して実施した。

[0161] (成形性)

鋼板の成形性(穴広げ性)の指標として、穴広げ率を測定した。前記測定は、日本鉄鋼連盟規格(JIS Z2256(2010))に準拠して行った。具体的には、まず、クリアランス12.5%にて、 $10\text{mm}\phi$ の穴を打抜いた。次いで、打ち抜き後の試験片を、かえりがダイ側になるように試験機にセットした後、 60° の円錐ポンチで成形することにより穴広げ率(λ)を測定した。 λ (%)が25%以上であれば、良好な穴広げ性を有すると見なす。

[0162] (溶接性)

溶接性の指標として、抵抗スポット溶接における適正電流範囲と十字引張強度を評価した。

[0163] ・適正電流範囲

適正電流範囲は、以下の手順で評価した。まず、鋼板から $20\text{mm}\times 50$

mmの試験片を切り出した。次いで、同種の試験片2枚を1つの板組として抵抗スポット溶接を行った。前記抵抗スポット溶接には、サーボモータ加圧式で、単相交流（50Hz）の抵抗溶接機を使用した。電極チップとしては、先端の曲率半径：R40mm、先端径：6mmのアルミナ分散銅製のDR型電極を用いた。溶接条件は、加圧力：4000N、通電時間：20サイクル（50Hz）、ホールド時間：5サイクル（50Hz）とした。

[0164] 溶接電流を、3.0kAから0.1kA刻みで上昇させ、スパッタ（チリ）が発生しない最大の電流値を記録した。溶接後の試験片の溶接部の断面観察よりナゲット径を測定し、板厚 t （mm）に対してナゲット径が $4.0\sqrt{t}$ （mm）以上となる最小の電流と、チリの発生しない最大の電流値の差を、溶接の適正電流範囲とした。適正電流範囲が1.2kA以上を「良好」、1.2kA未満を「劣」とした。

[0165] ・十字引張強度

抵抗スポット溶接後の十字引張強度は、十字引張試験方法（JIS Z 3137）に基づいて測定した。前記測定には、鋼板から切り出した50×150mmの十字引張試験片を使用し、同種の試験片2枚からなる板組で抵抗スポット溶接を行った。抵抗溶接の条件は、溶接ガンに取付けられた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抵抗スポット溶接を行い、抵抗溶接部を保有した引張試験片を作製した。なお、使用した一对の電極チップは、先端の曲率半径R40mm、先端径6mmを有するアルミナ分散銅のDR型電極とした。溶接条件は、加圧力：4000N、通電時間：20サイクル（50Hz）、ホールド時間：5サイクル（50Hz）とした。電流値は上記の適正電流範囲の試験からナゲット径が $4.5\sqrt{t}$ （mm）になる電流値を設定した。強度が5.5kN以上の場合は抵抗スポット溶接後の十字引張強度が「良好」、5.5kN未満の場合は抵抗スポット溶接後の十字引張強さが「劣」とした。

[0166] 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、1450MPa以上の引張強さと、成形性（穴広げ性）および溶接性（適正電流

範囲の広さ、十字引張強度) を高い水準で兼ね備えていた。

[0167] [表1]

表 1

鋼種	成分組成(質量%) *													A値	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	B	Sb	その他の成分			
A	0.20	0.50	2.99	0.009	0.0010	0.03	0.002	0.012	0.022	0.0021	-	-	-	1.56	適合鋼
B	0.16	1.20	2.44	0.010	0.0010	0.03	0.003	0.011	0.009	0.0015	0.004	-	-	2.34	適合鋼
C	0.23	1.15	3.33	0.012	0.0024	0.03	0.003	0.025	0.018	-	0.014	-	-	3.71	適合鋼
D	0.34	1.62	2.51	0.009	0.0010	0.03	0.003	0.016	0.022	0.0012	0.006	-	-	3.28	適合鋼
E	0.23	0.29	3.12	0.010	0.0010	0.32	0.003	-	0.019	0.0015	0.004	V:0.02, Cu:0.11, Ni:0.18		2.31	適合鋼
F	0.32	1.41	3.22	0.010	0.0018	0.03	0.002	0.025	0.011	0.0009	-	Cr:0.05, Mo:0.12, Sn:0.12		4.43	適合鋼
G	0.20	1.20	2.88	0.009	0.0010	0.03	0.003	0.025	-	0.0042	-	Ca:0.002, REM:0.002		1.21	適合鋼
H	0.45	1.15	3.88	0.011	0.0019	0.03	0.003	0.015	0.021	0.0019	0.002	-	-	3.26	比較鋼
I	0.22	0.25	2.25	0.012	0.0020	0.03	0.003	0.033	0.035	0.0035	0.011	Cr:0.60		0.75	比較鋼
J	0.37	1.56	3.33	0.010	0.0020	0.03	0.002	0.010	0.005	0.0008	0.003	-	-	6.60	比較鋼
K	0.17	1.09	2.58	0.029	0.0003	0.15	0.007	0.068	0.005	0.0026	0.002	-	-	1.16	適合鋼
L	0.21	1.68	2.66	0.006	0.0007	0.04	0.005	0.012	0.072	0.0015	0.005	-	-	1.75	適合鋼

* 残部はFeおよび不可避免的の不純物

[0168] [表2]

表2

No.	鋼種	種類	製造条件												
			冷却		再加熱		熱間圧延	冷却	巻取	焼鈍				溶融めっき後の冷却	
			平均冷却速度 (°C/h)	平均加熱温度 (°C)	加熱時間 (min)	仕上圧延終了温度 (°C)	平均冷却速度 (°C/s)	巻取温度 (°C)	露点 (°C)	平均加熱速度 (°C/s)	焼鈍温度 (°C)	保持時間 (秒)	平均冷却速度 (°C/s)	平均冷却速度 (°C/s)	
1	A	GA	120	1300	90	900	95	420	-5	7	920	250	6	4	
2	B	GA	120	1350	120	900	110	420	-15	7	920	250	7	5	
3	C	GI	120	1300	90	900	95	400	-10	5	850	150	10	3	
4	D	EG	105	1350	90	900	95	420	5	7	940	300	7	—	
5	E	GA	120	1350	120	900	110	420	-10	7	920	250	7	10	
6	F	GA	120	1300	90	900	95	400	-10	5	850	150	10	4	
7	G	CR	105	1350	90	900	95	420	5	7	940	300	7	—	
8	A	GA	120	1350	90	900	95	420	-5	20	920	250	7	4	
9	C	GI	120	1350	90	900	95	380	-15	10	920	250	6	4	
10	H	GA	120	1350	90	900	95	420	-15	7	920	250	7	4	
11	I	GA	120	1350	90	900	95	420	-5	7	920	250	7	4	
12	J	GA	120	1350	90	900	95	420	-10	7	920	250	7	4	
13	C	GA	30	1350	90	900	95	420	-5	7	850	250	7	4	
14	D	EG	120	1100	90	900	95	420	-5	7	940	250	7	—	
15	A	GA	120	1350	10	900	95	420	-15	7	920	250	7	3	
16	B	GA	120	1350	90	900	95	650	-5	7	920	250	7	5	
17	C	GA	120	1350	90	900	95	420	-5	1	920	250	7	4	
18	D	CR	120	1350	120	900	95	420	-30	7	920	250	7	—	
19	D	GA	120	1350	90	900	95	450	-5	7	750	250	7	4	
20	A	GA	110	1350	90	900	95	420	-10	5	920	600	7	4	
21	B	GA	120	1400	150	900	95	380	-5	7	920	250	1	5	
22	A	GA	120	1400	120	900	95	420	-5	7	920	250	7	1	
23	K	GA	110	1400	90	940	110	400	0	8	900	300	7	5	
24	L	GA	110	1300	90	840	90	400	0	8	860	300	7	5	

[0169] [表3]

No.	マイクロ組織										析出物	評価結果				備考	
	板厚1/4位置					表面から深さ7μmまで						引張特性	λ (%)	抵抗溶解性			
	フェライト		残留オーステナイト		マルテンサイト	平均結晶粒径 (μm)	体積分率 (%)	マルテンサイト	体積分率 (%)	フェライト				体積分率 (%)	適正電流範囲		十字引張強度
	体積分率 (%)	平均結晶粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均結晶粒径 (μm)													
1	0	-	0	-	100	5	-	6	82	31	1507	34	良好	良好	本発明例		
2	0	-	0	-	98	5	-	14	67	32	1561	31	良好	良好	本発明例		
3	0	-	2	2.0	94	6	B	8	78	26	1504	33	良好	良好	本発明例		
4	1	2	0	-	99	4	-	12	85	24	1731	30	良好	良好	本発明例		
5	0	-	0	-	98	5	B	16	70	34	1533	31	良好	良好	本発明例		
6	1	2	2	1.8	94	6	B	10	72	24	1504	33	良好	良好	本発明例		
7	1	2	0	-	99	4	-	8	80	22	1485	35	良好	良好	本発明例		
8	0	-	2	1.9	96	5	B	11	75	23	1501	33	良好	良好	本発明例		
9	0	-	1	2.0	94	5	B	17	70	25	1522	41	良好	良好	本発明例		
10	0	-	5	4.1	100	5	-	45	21	33	1603	22	劣	劣	比較例		
11	0	-	0	-	100	8	-	22	45	45	1488	18	劣	劣	比較例		
12	1	2	0	-	99	7	-	31	40	13	1501	25	劣	劣	比較例		
13	3	2	0	-	97	5	-	18	55	13	1511	26	良好	良好	比較例		
14	2	5	0	-	93	6	-	19	56	18	1490	20	良好	良好	比較例		
15	6	4	0	-	93	6	B	13	58	16	1503	22	良好	良好	比較例		
16	0	-	0	-	100	7	-	20	54	12	1488	30	良好	良好	比較例		
17	0	-	0	-	100	5	-	15	48	10	1510	28	良好	良好	比較例		
18	0	-	0	-	100	6	-	88	2	26	1510	30	劣	劣	比較例		
19	16	4	0	-	84	5	-	16	50	22	1428	14	良好	良好	比較例		
20	0	-	0	-	100	6	-	18	58	14	1505	28	良好	劣	比較例		
21	3	2	0	-	98	6	B, P	18	56	21	1391	17	良好	良好	比較例		
22	3	3	0	-	83	6	B, P	15	58	21	1268	22	良好	良好	比較例		
23	0	-	2	1.1	98	2	-	7	88	42	1523	31	良好	良好	本発明例		
24	0	-	0	-	100	4	-	10	72	38	1544	36	良好	良好	本発明例		

* B: ベイトライト, P: パーライト

請求の範囲

[請求項1]

成分組成が、質量%で、

C : 0.18~0.38%、

Si : 0.2~1.8%、

Mn : 2.4~3.5%、

P : 0.03%以下、

S : 0.003%以下、

Al : 0.01~0.50%、

N : 0.008%以下、

Nb : 0.005~0.08%およびTi : 0.005~0.08%の一方または両方、ならびに

B : 0.0002~0.0050%およびSb : 0.001~0.012%の一方または両方を含有し、

残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、かつ、

下記(1)式で定義されるA値が0.9~6.0であり、
板厚1/4位置におけるミクロ組織が以下の条件を満たし、

マルテンサイトの体積分率：93%以上、

フェライトの体積分率：0~5%、

残留オーステナイトの体積分率：0~7%、

マルテンサイトの平均結晶粒径：7 μ m以下、フェライトの平均結晶粒径：3 μ m以下、残留オーステナイトの平均結晶粒径：3 μ m以下、

表面から深さ7 μ mまでの範囲におけるミクロ組織が以下の条件を満たし、

マルテンサイトの体積分率：0~20%、

表面からの深さが50~100 μ mの範囲における、粒径：0.005 μ m以上0.10 μ m未満のTi析出物および粒径：0.005 μ m以上0.10 μ m未満のNb系析出物の個数密度が、20個/1

00 μm^2 以上である、鋼板。

$$A = ([C] + [Si]/8 + [Mn]/20) / (2 \times ([Ti] + [Nb]) + 85 \times ([B] + [Sb]/20) \dots (1)$$

ただし、上記(1)式における括弧は、該括弧内の元素の含有量(質量%)を表し、当該元素が含有されていない場合は0とする。

[請求項2]

前記成分組成が、さらに、質量%で、

V : 0.05%以下、

Cu : 0.50%以下、

Ni : 0.50%以下、

Mo : 0.50%以下、

Cr : 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つを含有する、請求項1に記載の鋼板。

[請求項3]

さらに、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網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：100℃/h以上で冷却し、

前記冷却後の鋼スラブに、1250～1450℃の加熱温度まで加

熱し、前記加熱温度で60分以上の保持時間の間保持する再加熱を施し、

前記再加熱後の鋼スラブを、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、80℃/s以上の平均冷却速度で、480℃以下の冷却停止温度まで冷却し、

前記冷却後の熱延鋼板を、480℃以下の巻取温度で巻取り、

前記熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、

前記冷延鋼板を、露点が-20℃超である雰囲気中で焼鈍する、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：3～30℃/sで、焼鈍温度：780～980℃まで加熱し、

前記焼鈍温度で、15～360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または請求項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：100℃/h以上で冷却し、

前記冷却後の鋼スラブに、1250～1450℃の加熱温度まで加熱し、前記加熱温度で60分以上の保持時間の間保持する再加熱を施し、

前記再加熱後の鋼スラブを、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、 $80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で、 480°C 以下の冷却停止温度まで冷却し、

前記冷却後の熱延鋼板を、 480°C 以下の巻取温度で巻取り、

前記熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、

前記冷延鋼板を、露点が -20°C 超である雰囲気中で焼鈍し、

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り、

前記焼鈍においては、前記冷延鋼板を、

平均加熱速度： $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で、焼鈍温度： $780\sim 980^{\circ}\text{C}$ まで加熱し、

前記焼鈍温度で、 $15\sim 360$ 秒の保持時間の間保持し、

前記焼鈍温度から、前記溶融めっき浴への侵入まで、 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 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/JP2023/045368

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
<p>C22C 38/00(2006.01)i; B23K 11/16(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C21D 9/50(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C21D9/46 G; C21D9/46 J; C22C38/00 302X; C22C38/60; B23K11/16; C21D9/50 101B</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) C22C38/00-38/60; B23K11/16; C21D9/46		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Published examined utility model applications of Japan 1922-1996 Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2024 Registered utility model specifications of Japan 1996-2024 Published registered utility model applications of Japan 1994-2024		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2021-25094 A (JFE STEEL CORPORATION) 22 February 2021 (2021-02-22) entire text	1-9
A	WO 2021/019947 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 04 February 2021 (2021-02-04) entire text	1-9
A	WO 2020/170667 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 27 August 2020 (2020-08-27) entire text	1-9
P, A	WO 2023/281939 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 12 January 2023 (2023-01-12) entire text	1-9
P, A	WO 2023/135983 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 20 July 2023 (2023-07-20) entire text	1-9
<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>“D” document cited by the applicant in the international application</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 09 February 2024		Date of mailing of the international search report 12 March 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/JP2023/045368

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP	2021-25094	A	22 February 2021	(Family: none)	
WO	2021/019947	A1	04 February 2021	US 2022/0251676	A1
				entire text	
				EP 4006190	A1
				CN 114008234	A
				KR 10-2022-0013405	A
WO	2020/170667	A1	27 August 2020	US 2022/0186339	A1
				entire text	
				EP 3929321	A1
				CN 113490758	A
				KR 10-2021-0120089	A
WO	2023/281939	A1	12 January 2023	CN 117529570	A
				entire text	
				KR 10-2024-0011760	A
WO	2023/135983	A1	20 July 2023	JP 7359331	B1
				entire text	

<p>A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））</p> <p>C22C 38/00(2006.01)i; B23K 11/16(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C21D 9/50(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C21D9/46 G; C21D9/46 J; C22C38/00 302X; C22C38/60; B23K11/16; C21D9/50 101B</p>																				
<p>B. 調査を行った分野</p> <p>調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））</p> <p>C22C38/00-38/60; B23K11/16; C21D9/46</p> <p>最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの</p> <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922 - 1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971 - 2024年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996 - 2024年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994 - 2024年</td> </tr> </table> <p>国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）</p>			日本国実用新案公報	1922 - 1996年	日本国公開実用新案公報	1971 - 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										
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																			
<p>C. 関連すると認められる文献</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>引用文献の カテゴリー*</th> <th>引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示</th> <th>関連する 請求項の番号</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>A</td> <td>JP 2021-25094 A (JFEスチール株式会社) 22.02.2021 (2021-02-22) 全文</td> <td>1-9</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2021/019947 A1 (JFEスチール株式会社) 04.02.2021 (2021-02-04) 全文</td> <td>1-9</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2020/170667 A1 (JFEスチール株式会社) 27.08.2020 (2020-08-27) 全文</td> <td>1-9</td> </tr> <tr> <td>P, A</td> <td>WO 2023/281939 A1 (JFEスチール株式会社) 12.01.2023 (2023-01-12) 全文</td> <td>1-9</td> </tr> <tr> <td>P, A</td> <td>WO 2023/135983 A1 (JFEスチール株式会社) 20.07.2023 (2023-07-20) 全文</td> <td>1-9</td> </tr> </tbody> </table> <p><input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。</p> <p>* 引用文献のカテゴリー “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 “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</p>			引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号	A	JP 2021-25094 A (JFEスチール株式会社) 22.02.2021 (2021-02-22) 全文	1-9	A	WO 2021/019947 A1 (JFEスチール株式会社) 04.02.2021 (2021-02-04) 全文	1-9	A	WO 2020/170667 A1 (JFEスチール株式会社) 27.08.2020 (2020-08-27) 全文	1-9	P, A	WO 2023/281939 A1 (JFEスチール株式会社) 12.01.2023 (2023-01-12) 全文	1-9	P, A	WO 2023/135983 A1 (JFEスチール株式会社) 20.07.2023 (2023-07-20) 全文	1-9
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号																		
A	JP 2021-25094 A (JFEスチール株式会社) 22.02.2021 (2021-02-22) 全文	1-9																		
A	WO 2021/019947 A1 (JFEスチール株式会社) 04.02.2021 (2021-02-04) 全文	1-9																		
A	WO 2020/170667 A1 (JFEスチール株式会社) 27.08.2020 (2020-08-27) 全文	1-9																		
P, A	WO 2023/281939 A1 (JFEスチール株式会社) 12.01.2023 (2023-01-12) 全文	1-9																		
P, A	WO 2023/135983 A1 (JFEスチール株式会社) 20.07.2023 (2023-07-20) 全文	1-9																		
<p>国際調査を完了した日</p> <p>09.02.2024</p>	<p>国際調査報告の発送日</p> <p>12.03.2024</p>																			
<p>名称及びあて先</p> <p>日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号</p>	<p>権限のある職員（特許庁審査官）</p> <p>河口 展明 4K 3770</p> <p>電話番号 03-3581-1101 内線 3435</p>																			

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2023/045368

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
JP	2021-25094	A	22.02.2021	(ファミリーなし)			
WO	2021/019947	A1	04.02.2021	US	2022/0251676	A1	
				全文			
				EP	4006190	A1	
				CN	114008234	A	
				KR	10-2022-0013405	A	
WO	2020/170667	A1	27.08.2020	US	2022/0186339	A1	
				全文			
				EP	3929321	A1	
				CN	113490758	A	
				KR	10-2021-0120089	A	
WO	2023/281939	A1	12.01.2023	CN	117529570	A	
				全文			
				KR	10-2024-0011760	A	
WO	2023/135983	A1	20.07.2023	JP	7359331	B1	
				全文			