(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
2020年1月2日(02.01.2020)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2020/003986 A1

(51) 国際特許分類:
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/12* (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2019/022877

(22) 国際出願日： 2019年6月10日(10.06.2019)

(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 2018-121543 2018年6月27日(27.06.2018) JP

(71) 出願人：ＪＦＥ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：清 兼 直 哉 (**KIYOKANE Naoya**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 ＪＦＥスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 金子 陽平(**KANEKO Yohei**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 ＪＦＥスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 佐々木 香菜(**SASAKI Kana**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 ＪＦＥスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 山下 孝子(**YAMASHITA Takako**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 ＪＦＥスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人：伊東 秀明，外 (**ITOH Hideaki** et al.)；〒1010032 東京都千代田区岩本町２丁目３番３号 ザイマックス岩本町ビル６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, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, 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, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(54) **Title:** METHODS FOR PRODUCING COLD-ROLLED STEEL SHEET, HOT-DIP GALVANIZED STEEL SHEET, AND ALLOYED HOT-DIP GALVANIZED STEEL SHEET

(54) 発明の名称： 冷延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

(57) **Abstract:** The purpose of the present invention is to provide a method for producing a cold-rolled steel sheet that exhibits excellent formability and bake hardenability. The cold-rolled steel sheet production method according to the present invention comprises: a hot rolling step for obtaining a hot-rolled steel sheet from a steel material; a cold rolling step for obtaining a cold-rolled steel sheet; and an annealing step for obtaining a cold-rolled steel sheet that has been treated by annealing. The steel material has a composition comprising 0.0010-0.0030% of C, 0.010-0.025% of Nb, 0.01-0.10% of Al, at most 0.05% of Si, at most 1.0% of Mn, at most 0.10% of P, at most 0.010% of S, at most 0.0030% of B, and at most 0.010% of N, with the remainder being Fe and unavoidable impurities. The furnace atmosphere is set to have a dew point of -35° C or lower during the annealing treatment. The annealing treatment involves maintaining the temperature at a temperature not less than 850 ° C but less than 910 °C and then lowering the temperature to 750 ° C or lower at an average cooling rate of at least 5°C/s.

(57) 要約：本発明は、成形性及び焼付硬化性に優れる冷延鋼板の製造方法を提供することを目的とする。本発明は、鋼素材から熱延鋼板を得る熱間圧延工程と、冷延鋼板を得る冷間圧延工程と、焼鈍処理を施した冷延鋼板を得る焼鈍工程とを備える冷延鋼板の製造方法であって、鋼素材が、質量％で、Ｃ：０．００１０％以上０．００３０％以下、Ｎｂ：０．０１０％以上０．０２５％以下、Ａｌ：０．０１％以上０．１０％以下、Ｓｉ：０．０５％以下、Ｍｎ：１．０％以下、Ｐ：０．１０％以下、Ｓ：０．０１０％以下、Ｂ：０．０００３０％以下、Ｎ：０．０１０％以下を含み、残部Ｆｅ及び不可避的不純物からなる組成を有し、焼鈍処理中の炉内雰囲気の露点が－３５℃以下であり、焼鈍処理が、８５０℃以上９１０℃未満の温度で保持し、その後、５℃／ｓ以上の平均冷却速度で７５０℃以下の温度まで冷却する処理である、冷延鋼板の製造方法である。

WO 2020/003986 A1

［続葉有］

(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, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, 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, 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 ：

冷延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、冷延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、地球環境の保全という観点から排出される汚染物質の低減のために排気ガス規制が実施され、自動車に対しては車体の軽量化による燃費向上が強く要求されている。車体を軽量化するための有力な手法の一つに使用する薄鋼板の高強度化があり、年々高強度鋼板の使用量が増加している。

薄鋼板の高強度化の方法としては、固溶強化元素を添加して固溶強化を利用する方法、析出強化元素を添加し析出物を利用する析出強化方法、硬質相であるマルテンサイトを利用した強化方法が一般的である。しかし、いずれの方法も高強度化に伴い、延性やｒ値等の低下による成形性の低下やスポット溶接性の劣化、さらには耐二次加工脆性の低下等が生じるという問題を含んでいる。このため、成形性の優れた高強度鋼板を製造する場合には、上記した強化元素を添加する方法あるいは硬質相であるマルテンサイトを利用する方法は必ずしも好ましい方法とは言えない。

また、車体を軽量化するための他の手段として、薄鋼板の成形性を高める方法がある。薄鋼板の成形性を高めることにより、従来の多くの部品を溶接して組み立てる溶接組み立て方式から、一体成形方式に変更することができ、溶接のための重ね代の低減により、自動車車体の軽量化が可能となる。また、一体成形では軽量化以外に製造コストの削減もできるメリットがある。

高い成形性と高強度化を両立させる打ち手として、成形時には軟質であり、成形時に導入される加工歪とその後の塗装焼付処理により、組み立て塗装後の最終部品（製品）において高強度化を達成する方法がある。この方法を

利用した鋼板は焼付硬化型鋼板と称されている。この方法を使用することにより、成形時には軟質で成形性がよく、その一方で、鋼板に導入された加工歪と成形後の塗装焼付処理により生じる鋼の歪時効現象、いわゆる焼付硬化を利用して変形強度を高めることができ、最終部品（製品）の高強度化が図れる。この方法では強度の増加量に制限があるものの、最終部品（製品）の形状となるように成形する際には軟質で、焼き付け塗装後最終部品（製品）の高強度化が可能になるという利点がある。しかも、この方法は強化元素を添加しないためスポット溶接性が良好であり、粒界強度を上昇させる固溶Ｃが存在することから、耐二次加工脆性の低下も生じ難いという利点がある。また、添加元素を使用しないため、製造コストを抑えることができるという利点もある。

このような利点を有する焼付硬化型鋼板の製造方法について、例えば、特許文献１及び特許文献２など、これまでにいくつかの提案がなされている。

[0003] 特許文献１には、Ｃ：０．０００５～０．００３５質量%、Ｎｂ：５Ｃ～９Ｃ質量%（ここでＣはＣ量（質量%））を特定の関係を満足するように含有し、さらにＳｉ、Ｍｎ、Ｂ、Ａｌ、Ｎを特定の量で含有する鋼素材に熱間圧延、冷間圧延を施したのち、連続焼鈍を７３０℃からＮｂ量及びＣ量から決まる特定温度Ｔまでの昇温時間を３０秒以上、特定温度Ｔ以上での滞在時間を４０秒以上とすることを特徴とする高い焼付硬化性及び耐肌荒れ性を有する薄鋼板の製造方法が開示されている。特許文献１では、上記方法により、再結晶の進行とＮｂ炭化物の溶解のタイミングを適度に調整することができ、高いＢＨ量（焼付硬化量）を確保でき、かつ耐肌荒れ性の向上や深絞り成形性の向上が可能になるものとしている。

[0004] また、特許文献２には、Ｃ：０．０００８～０．００２５質量%、Ｎｂ：０．００８～０．０２０質量%をＥｘｃｅｓｓ　Ｃ量＝Ｃ－（１２／９３）Ｎｂ＞－０．０００５%となるように含有し、さらにＳｉ、Ｍｎ、Ｐ、Ｓ、Ａｌ、Ｂを特定の量で含有する鋼素材に、熱間圧延、酸洗、冷間圧延を施したのち、溶融亜鉛めっき亜鉛ラインでの焼鈍温度をＥｘｃｅｓｓ　Ｃ量が０

％を越えの場合には８００℃以上８５０℃未満、Ｅｘｃｅｓｓ　Ｃ量が－０．０００５％以上０％以下の場合には８５０℃以上Ａｃ３変態点未満とし、さらに該焼鈍温度で焼鈍した後５℃／ｓ以上の平均冷却速度で７５０℃以下の温度まで冷却することを特徴とする、焼付硬化性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が開示されている。特許文献２では、上記方法により、Ｎｂ炭化物の溶解温度を適度に調整することができ、高いＢＨ量（焼付硬化量）を確保が可能になるものとしている。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特開平８－１００２２１号公報

特許文献2：特開２００７－２７０１６７号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] しかしながら、本発明者らが特許文献１及び特許文献２に記載された技術について検討したところ、例えば、出鋼時のＣ量、Ｎｂ量のバラツキにより、ＢＨ量（焼付硬化量）が大きく変動するため、延性には優れるが、ＢＨ量が目標値より低くユーザーの要求特性を満足できないか、あるいは逆にＢＨ量は高いが延性が低下し、プレス割れを起こしやすい等の問題が生じる場合があることが明らかになった。また、出鋼時のＣ量、Ｎｂ量のバラツキ等により、プレス加工時にストレッチャー・ストレインが発生しやすく、表面外観を著しく損ない易いなどの問題が生じる場合があることも明らかになった。

なお、特許文献１に記載された技術では、ＣとＮｂの特定関係として、次式、

７３０≧－９１００／｛ｌｏｇ（Ｎｂ・Ｃ）－３．７｝－２７３

を満足するように製鋼段階でＣ量、Ｎｂ量を調整したうえ、さらに連続焼鈍に際して、次式、

Ｔ＝－９１００／｛ｌｏｇ（Ｎｂ・Ｃ）－３．７｝－２７３

で規定される温度Ｔ（℃）までの昇温時間およびその温度以上の時間を規定しているところ、実操業において、このような複雑な条件を満足させながら操業することは容易ではない。

また、特許文献２においてもＣ：０．０００８～０．００２５質量％、Ｎｂ：０．００８～０．０２０質量％以外に、Ｅｘｃｅｓｓ　Ｃ量＝Ｃ－（１２／９３）Ｎｂ＞－０．０００５％と、Ｃ量及びＮｂ量の厳しい制限があり、このような制限の下では操業が困難である。

[0007] 本発明はこのような実情を鑑みたものであり、成形性及び焼付硬化性に優れる冷延鋼板の製造方法を提供することを目的とするものである。

課題を解決するための手段

[0008] 本発明者らは、上記した目的を達成するべく、ＢＨ量に及ぼす、鋼の組成および製造条件の影響について詳細に検討した。その結果、Ｃ量が０．００１０％以上０．００３０％以下、Ｎｂ量が０．０１０％以上０．０２５％以下の範囲となるように制御し、冷間圧延後の焼鈍処理の炉内雰囲気の露点及び焼鈍温度を調整し、特定温度範囲の冷却速度を適正範囲に調整することにより、Ｃを析出物として析出させることなく、固溶Ｃ量を一定にすることにより、３０ＭＰａ以上の安定したＢＨ量を確保できることを見出し、本発明に至った。

すなわち、本発明者らは、以下の構成により上記課題が解決できることを見出した。

[0009] （１） 鋼素材に熱間圧延を施して熱延鋼板を得る、熱間圧延工程と、

上記熱延鋼板に冷間圧延を施して冷延鋼板を得る、冷間圧延工程と、

上記冷延鋼板に焼鈍処理を施して焼鈍処理を施した冷延鋼板を得る、焼鈍工程と、

を備える冷延鋼板の製造方法であって、

上記鋼素材が、質量％で、

Ｃ：０．００１０％以上０．００３０％以下

Ｎｂ：０．０１０％以上０．０２５％以下

Ａｌ：０．０１％以上０．１０％以下

Ｓｉ：０．０５％以下

Ｍｎ：１．０％以下

Ｐ：０．１０％以下

Ｓ：０．０１０％以下

Ｂ：０．００３０％以下

Ｎ：０．０１０％以下

を含み、残部Ｆｅ及び不可避的不純物からなる組成を有する鋼素材であり、

上記焼鈍処理中の炉内雰囲気の露点が－３５℃以下であり、

上記焼鈍処理が、８５０℃以上９１０℃未満の温度で保持し、その後、５℃／ｓ以上の平均冷却速度で７５０℃以下の温度まで冷却する処理である、冷延鋼板の製造方法。

（２） 上記（１）に記載の製造方法によって得られた焼鈍処理後の冷延鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施して、溶融亜鉛めっき鋼板を得る、溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

（３） 上記（２）に記載の製造方法によって得られた溶融亜鉛めっき鋼板に合金化処理を施して、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得る、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

発明の効果

[0010] 以下に示すように、本発明によれば、成形性及び焼付硬化性に優れる冷延鋼板の製造方法を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0011] 以下に、本発明の冷延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について説明する。

なお、本明細書において「～」を用いて表される数値範囲は、「～」の前後に記載される数値を下限値及び上限値として含む範囲を意味する。

[0012] ［冷延鋼板の製造方法］

本発明の冷延鋼板の製造方法（以下、「本発明の方法」とも言う）は、

鋼素材に熱間圧延を施して熱延鋼板を得る、熱間圧延工程と、

上記熱延鋼板に冷間圧延を施して冷延鋼板を得る、冷間圧延工程と、

上記冷延鋼板に焼鈍処理を施して焼鈍処理を施した冷延鋼板を得る、焼鈍工程と、

を備える冷延鋼板の製造方法であって、

上記鋼素材が、質量％で、

Ｃ：０．００１０％以上０．００３０％以下

Ｎｂ：０．０１０％以上０．０２５％以下

Ａｌ：０．０１％以上０．１０％以下

Ｓｉ：０．０５％以下

Ｍｎ：１．０％以下

Ｐ：０．１０％以下

Ｓ：０．０１０％以下

Ｂ：０．００３０％以下

Ｎ：０．０１０％以下

を含み、残部Ｆｅ及び不可避的不純物からなる組成を有する鋼素材であり、

上記焼鈍処理中の炉内雰囲気の露点が－３５℃以下であり、

上記焼鈍処理が、８５０℃以上９１０℃未満の温度で保持し、その後、５℃／ｓ以上の平均冷却速度で７５０℃以下の温度まで冷却する処理である、冷延鋼板の製造方法である。

[0013] 以下、各工程について説明する。

[0014] 〔熱間圧延工程〕

熱間圧延工程は、特定の組成を有する鋼素材に熱間圧延を施して熱延鋼板を得る工程である。

[0015] ＜鋼素材＞

以下、熱間圧延工程で用いられる鋼素材の組成について説明する。なお、組成における「%」表示は、特に断らない限り「質量%」を意味する。

[0016] （Ｃ：０．００１０%以上０．００３０%以下）

Ｃは強度を増加させるとともに、焼付硬化性を発現する元素であり、多く添加することが望ましいが、添加量が多くなると延性、成形性を低下させる元素である。本発明では、所定以上の固溶Ｃ量を確保し３０ＭＰａ以上の焼付硬化量を得るために、０．００１０%以上の含有を必要とする。一方で、添加量が多くなると、延性の低下が大きくなる。このため、Ｃは０．００３０%以下に限定した。本発明の効果がより優れる理由から、Ｃは、好ましくは、０．００１５%以上である。Ｃは、好ましくは、０．００２５%以下、より好ましくは０．００２０%以下の範囲である。

[0017] （Ｎｂ：０．０１０%以上０．０２５%以下）

Ｎｂは鋼板の成形性を改善する元素であると共に、焼鈍前にＣを析出物（炭化物）として固定するための元素である。このような効果を得るためには０．０１０%以上の含有を必要とする。一方で、過剰に含有させると、鋼板の成形性が悪化するとともに、Ｃを過剰に炭化物として固定し、焼鈍過程において炭化物が溶解せずに固溶Ｃ量を確保できず、その結果として焼付硬化量が低下する。このため、Ｎｂは０．０２５%以下に限定した。Ｎｂは、好ましくは０．０２０%以下、より好ましくは０．０１５%以下の範囲である。

[0018] （ＡＩ：０．０１%以上０．１０%以下）

ＡＩは製鋼過程おける脱酸剤として作用するとともにＮとの親和力が強く、ＡＩＮを形成する傾向が強く、窒化物形成傾向の強い元素の歩留り向上に寄与する。このような効果を得るために０．０１%以上の含有を必要とする。ＡＩ量は、得られる冷延鋼板の成形性及び焼付硬化性がより優れる（以下、「本発明の効果がより優れる」とも言う）理由から、望ましくは、０．０２%以上である。その一方、ＡＩは、０．１０%以上含有しても、その効果は飽和し、含有量に見合う効果が期待できず経済的に不利となる。また、Ａ

ＩＮが粗大となり、鋼板の延性を低下させる要因にもなるため、０．１０％以下に限定した。本発明の効果がより優れる理由から、ＡＩは、より好ましくは、０．０３％以上である。ＡＩは、好ましくは、０．０８％以下、より好ましくは、０．０６％以下の範囲である。

[0019]（Ｓｉ：０．０５％以下）

Ｓｉは製鋼過程における脱酸剤として作用するとともに鋼を強化する有効な元素である。このような効果を得るためには、０．００５％以上含有することが望ましいが、０．０５％を超える含有は成形性とめっき性を低下させる。このため、Ｓｉは０．０５％以下に限定した。Ｓｉは好ましくは０．０２％以下、より好ましくは０．０１％以下である。

[0020]（Ｍｎ：１．０％以下）

Ｍｎは製鋼過程おける脱酸剤として作用するとともに鋼を強化する有効な元素である。このような効果を得るためには、０．１０％以上含有することが望ましい。また、本発明の効果がより優れる理由から、Ｍｎは、０．５％超であることが好ましく、０．６％超であることがより好ましい。一方、１．０％を超える過剰のＭｎの含有は鋼板の強度を必要以上に高めるとともに、脆化させる。このため、Ｍｎは１．０％以下に限定したＭｎは好ましくは０．９％以下、より好ましくは０．８％以下である。

[0021]（Ｐ：０．１０％以下）

Ｐは鋼を強化する作用があり、強度を増加させるためには、少なくとも０．０２％以上含有させることが望ましいが、０．１０％を超える含有は、耐二次加工脆性が低下する。このため、Ｐは０．１０％以下に限定した。本発明の効果がより優れる理由から、好ましくは０．０５％以下である。

[0022]（Ｓ：０．０１０％以下）

Ｓは鋼中では介在物として存在し、成形性を低下させる。このため、Ｓは極力低減する

ことが望ましいが、Ｓを低減させるほど、鋼素材の製造コストが大きくなる。そのため、Ｓ含有量は０．０１０％以下とした。なお、Ｓは好ましくは０

．００９％以下、より好ましくは０．００８％である。

[0023]（Ｂ：０．００３０％以下）

Ｂは、Ｎと結合しＢＮを形成するため、Ｎを固定するのに有効な元素であるとともに、耐二次加工脆性を改善するのに有効な元素である。このような効果を得るためには、０．０００３％以上の含有が望ましい。一方、０．００３０％を超える含有は成形性を低下させる。このため、Ｂは０．００３０％以下の範囲に限定した。なお、本発明の効果がより優れる理由から、Ｂは、好ましくは０．０００３％以上、より好ましくは０．０００５％以上である。Ｂは、好ましくは０．００２０％以下、より好ましくは０．００１５％以下である。

[0024]（Ｎ：０．０１０％以下）

鋼板中にＮが含有していると、炭窒化物を形成し、焼付硬化量が低下するため、Ｎは極力低減することが望ましい。そのため、Ｎ含有量は０．０１０％以下とした。Ｎの含有量が０．０１０％以下であるならば、ＮはＡｌ及びＢと結合し、窒化物を形成するため、焼付硬化量を確保することができる。なお、本発明の効果がより優れる理由から、好ましくは、０．００３０％以下である。

[0025]（残部）

上記した成分以外の残部は、Ｆｅ及び不可避的不純物である。

なお、不可避的不純物としてのＯは、本発明の効果がより優れる理由から、０．００５０％以下であることが好ましい。

[0026]＜好適な態様＞

熱間圧延工程の好適な態様としては、例えば、上述した鋼素材を加熱した後、熱間圧延を施し、巻取る工程が挙げられる。

[0027]（加熱温度）

鋼素材の加熱温度は特に制限されないが、本発明の効果がより優れる理由から、１１００～１２５０℃であることが好ましい。

[0028]（圧延終了温度）

熱間圧延の圧延終了温度（ＦＤＴ）は、成形性の観点から９００℃以上とすることが好ましい。熱延鋼板の結晶粒粗大化が抑えられ、結果として、得られる冷延鋼板のプレス加工性（深絞り性）がより優れる理由から、圧延終了温度は９００～９８０℃であることが好ましい。さらに好ましくは、圧延終了温度は９５０℃以下である。

[0029]（巻取り温度）

巻取り温度は、７００℃以下とすることが好ましい。巻取り温度が７００℃を超えて高温となると材質向上効果が飽和するとともに酸洗性が低下する。なお、ＡｌＮ及びＮｂＣの析出の促進および上記析出物の粗大化による成形性の改善の観点から巻取り温度は、５００～７００℃であるのが好ましい。さらに好ましくは、巻取り温度は６００℃～６５０℃である。

[0030]〔冷間圧延工程〕

冷間圧延工程は、熱間圧延工程で得られた熱延鋼板、又は、後述する酸洗処理後の熱延鋼板に冷間圧延を施して冷延鋼板を得る工程である。

[0031]＜圧下率＞

冷間圧延の圧下率は特に制限されないが、本発明の効果がより優れる理由から、５０％以上であることが好ましい。

[0032]〔焼鈍工程〕

焼鈍工程は、冷間圧延工程で得られた冷延鋼板に焼鈍処理を施して焼鈍処理を施した冷延鋼板を得る工程である。

ここで、焼鈍処理は、８５０℃以上９１０℃未満の温度で保持し、その後、５℃／ｓ（秒）以上の平均冷却速度で７５０℃以下の温度まで冷却する処理である。

また、焼鈍処理中の炉内雰囲気の露点は－３５℃以下である。

なお、焼鈍処理は、例えば連続焼鈍ラインにおいて行われる。また、本発明の方法が後述するめっき工程をさらに備える場合には、焼鈍処理は、例えば連続溶融亜鉛めっきラインにおいて行われる。

[0033]＜焼鈍温度＞

上述のとおり、焼鈍処理の保持温度（焼鈍温度）は、８５０℃以上９１０℃未満である。

焼鈍処理においては、析出したＮｂＣを溶解させ、固溶Ｃとし、３０ＭＰａ以上の焼付硬化量を確保するために、８５０℃以上で焼鈍を行う。一方で、焼鈍温度が高温になると、深絞り性（ｒ値）、伸び（ＥＬ）が低下するとともに結晶粒が粗大化してプレス成形時に肌荒れ欠陥が生じ、表面品質が低下する。また、後述する溶融亜鉛めっき鋼板の場合には、溶融亜鉛めっき処理後の表面性状が悪化する。そのため、高くとも９１０℃未満の温度で焼鈍を行う。焼鈍温度は、好ましくは８７０℃以上である。焼鈍温度は、より好ましくは８９０℃以下である。

なお、焼鈍処理では、本発明の効果がより優れる理由から、上記した焼鈍温度での保持を５０～３００ｓ程度とすることが好ましい。

[0034] ＜平均冷却速度及び冷却停止温度＞

上述のとおり、８５０℃以上９１０℃未満の温度で保持し、その後、５℃／ｓ以上の平均冷却速度で７５０℃以下の温度まで鋼板を冷却する。なお、ここでいう平均冷却速度とは、焼鈍温度から冷却停止温度までの平均をいうものとする。平均冷却速度が５℃／ｓ未満では、焼鈍処理中に固溶させたＣがＮｂＣとして再析出し、焼付硬化性が低下するため、５℃／ｓ以上の冷却速度が必要である。冷却速度が大きすぎると、鋼板の延性の低下につながるため、１０℃／ｓ以下の冷却速度が好ましい。また、冷却停止温度が７５０℃を超えて高温となると、その後の徐冷で固溶ＣがＮｂＣとして再析出し、焼付硬化性が低下するため、７５０℃以下まで冷却する必要がある。冷却停止温度は、好ましくは７００℃以下である。

[0035] ＜露点＞

上述のとおり、焼鈍処理中の炉内雰囲気の露点は－３５℃以下である。

焼鈍工程において、炉内雰囲気の露点が高いと固溶Ｃが下記の反応により脱炭し、焼付硬化量の低下の原因となる。

Ｃ（鋼中）＋H_2O　→　ＣＯ＋H_2

また、Ｂが酸化して消費され、ＢＮの形成が少なくなるため、同じく焼付硬化量が低下する。脱炭及びＢＮ形成量の減少による固溶Ｃ量の減少、固溶Ｃ減少に伴う焼付硬化量低下を防止するため、焼鈍処理中の炉内雰囲気の露点は－３５℃以下である。露点の下限は特に規定しないが、－８０℃未満ではコスト面で不利となるため、－８０℃以上が好ましい。

露点は、本発明の効果がより優れる理由から、－４０℃未満であることが好ましい。

[0036] 〔その他の工程〕

本発明の方法は上述した工程以外の工程を備えていてもよい。

[0037] ＜酸洗処理工程＞

本発明の方法は、さらに酸洗処理工程を備えるのが好ましく、熱間圧延工程後、冷間圧延工程前に、さらに酸洗処理工程を備えるのがより好ましい。熱間圧延後の熱延鋼板に酸洗処理を施すと、表面のスケール（酸化皮膜）が除去され、冷間圧延で疵が付き難くなり、外観が向上する。

[0038] ［溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法］

本発明の溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法は、上述した本発明の方法によって得られた焼鈍処理を施した冷延鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施して、溶融亜鉛めっき鋼板を得る、溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

溶融亜鉛めっき処理の条件はとくに限定されない。常用の溶融亜鉛めっき処理条件がいずれも適用できる。

[0039] ［合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法］

本発明の合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法は、上述した溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法によって得られた溶融亜鉛めっき鋼板に合金化処理を施して、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得る、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

実施例

[0040] 以下、実施例により、本発明についてさらに詳細に説明するが、本発明はこれらに限定されるものではない。

[0041] 〔冷延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造〕

下記のとおり、冷延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。

[0042] ＜熱間圧延工程＞

表１に示す組成（質量％）のスラブ（鋼素材）を加熱温度：１２００℃で加熱した後、熱間圧延を施し、板厚３．２ｍｍの熱延鋼板を得た。なお、熱間圧延の圧延終了温度及び巻取温度は表２に記載のとおりとし、巻取り後、室温まで冷却した。

[0043] ＜酸洗処理工程＞

次いで、得られた熱延鋼板に酸洗処理を施した。

[0044] ＜冷間圧延工程＞

次いで、酸洗処理後の熱延鋼板に圧下率７５％の冷間圧延を施し、板厚０．８ｍｍの冷延鋼板を得た。

[0045] ＜焼鈍工程＞

次いで、得られた冷延鋼板に連続焼鈍ラインにおいて表２に示す条件で焼鈍処理を施した。このようにして焼鈍処理を施した冷延鋼板を得た。なお、表２中の「露点」は焼鈍処理中の炉内雰囲気の露点を表す。

[0046] ＜めっき工程＞

次いで、表２の「めっき処理」の欄に「有り」と記載している鋼板については、連続溶融亜鉛めっきラインを用いて溶融亜鉛めっき処理を施し、溶融亜鉛めっき鋼板を得た。

[0047] ＜合金化工程＞

さらに、表２の「合金化処理」の欄に「有り」と記載している鋼板については、溶融亜鉛めっき層に合金化処理を行い、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得た。

[0048] 〔評価〕

得られた冷延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板について、以下の評価を行った。

[0049] ＜引張特性＞

得られた冷延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板から、長軸を圧延方向に直交する方向としたＪＩＳ　５号引張試験片を採取し、ＪＩＳ　Ｚ２２４１の規定に準拠して引張試験を行い、引張特性（降伏強さ、引張強さ、伸び）を評価した。

結果を表３に示す。実用上、伸びは４０％以上であることが好ましい。

[0050] ＜成形性＞

得られた冷延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板からＪＩＳ　５号引張試験片を採取し、ｒ値を測定した。具体的には、試験片に引張試験で１５％予歪を与えた後、３点法によりｒ値を測定し、圧延方向、圧延方向に対して４５°の方向、圧延方向に対して９０°の方向のｒ値を、それぞれをｒＬ、ｒＤ及びｒＣとした。そして、平均値（＝（ｒＬ＋２ｒＤ＋ｒＣ）／４）を求めた。

結果を表３に示す。ｒ値が大きいほど成形性に優れることを意味する。実用上、１．４０以上であることが好ましい。

[0051] ＜焼付硬化性＞

得られた冷延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板から、引張特性の評価と同様にＪＩＳ　５号引張試験片を採取し、ＪＩＳ　Ｇ３１３５の規定に準拠して、２％の引張予歪（塑性歪）を与える予変形処理を施し、次いで、１７０℃×２０分の熱処理を施し、熱処理前後の変形応力の増加量（ＢＨ量）（焼付硬化量）（＝（熱処理後の上降伏点（ＭＰａ））－（熱処理前の予変形応力（ＭＰａ））を求めた。

結果を表３に示す。ＢＨ量が３０ＭＰａ以上であれば焼付硬化性に優れると言える。

[0052]

[表1]

表1	C	Nb	Al	Si	Mn	P	S	B	N
A	0.0018	0.012	0.034	0.005	0.67	0.035	0.006	0.0011	0.0018
B	0.0014	0.012	0.044	0.004	0.68	0.034	0.006	0.0010	0.0018
C	0.0017	0.013	0.042	0.004	0.70	0.036	0.006	0.0011	0.0017
D	0.0013	0.012	0.040	0.004	0.72	0.038	0.006	0.0011	0.0019
E	0.0014	0.013	0.043	0.004	0.71	0.036	0.008	0.0012	0.0021
F	0.0017	0.012	0.054	0.005	0.70	0.036	0.006	0.0013	0.0019
G	0.0015	0.013	0.046	0.005	0.70	0.035	0.007	0.0012	0.0023
H	0.0009	0.014	0.047	0.004	0.71	0.034	0.006	0.0010	0.0020
I	0.0015	0.013	0.048	0.005	0.71	0.035	0.006	0.0011	0.0015
J	0.0015	0.012	0.040	0.005	0.67	0.035	0.007	0.0009	0.0017
K	0.0009	0.014	0.032	0.004	0.71	0.034	0.006	0.0010	0.0020
L	0.0018	0.012	0.037	0.007	0.69	0.036	0.007	0.0010	0.0028
M	0.0016	0.011	0.048	0.004	0.67	0.033	0.005	0.0002	0.0017
N	0.0016	0.008	0.048	0.004	0.70	0.034	0.007	0.0008	0.0018

[0053] [表2]

表2	熱間圧延工程			焼鈍工程				めっき処理	合金化処理
	加熱温度 [℃]	圧延終了温度 [℃]	巻取温度 [℃]	焼鈍温度 [℃]	露点 [℃]	平均冷却速度 [℃／s]	冷却停止温度 [℃]		
A	1200	930	640	890	-35	7	680	無し	無し
B	1200	940	640	890	-42	8	670	無し	無し
C	1200	940	640	890	-50	7	680	有り	無し
D	1200	940	640	890	-40	5	700	有り	有り
E	1200	930	640	880	-46	7	680	有り	有り
F	1200	940	640	880	-50	7	680	有り	有り
G	1200	930	650	890	-34	6	690	無し	無し
H	1200	940	650	880	-31	7	680	無し	無し
I	1200	940	640	840	-29	5	690	有り	無し
J	1200	940	640	870	-33	6	670	有り	有り
K	1200	940	640	890	-31	7	680	有り	有り
L	1200	940	640	830	-32	5	660	有り	有り
M	1200	930	640	880	-42	8	670	無し	無し
N	1200	940	640	890	-41	7	670	有り	無し

[0054] [表3]

表3	降伏強さ [MPa]	引張強さ [MPa]	伸び (%)	r値	BH量 [MPa]	備考
A	244	364	41.3	1.58	52	実施例
B	253	368	41.4	1.68	41	実施例
C	229	359	41.0	1.70	47	実施例
D	250	360	42.1	1.64	31	実施例
E	240	369	41.0	1.64	38	実施例
F	227	362	41.6	1.69	59	実施例
G	230	371	40.7	1.55	28	比較例
H	241	360	41.6	1.65	25	比較例
I	243	369	41.2	1.73	26	比較例
J	249	370	41.3	1.66	25	比較例
K	232	368	41.4	1.67	28	比較例
L	255	381	39.7	1.47	23	比較例
M	241	353	41.6	1.62	30	実施例
N	230	357	38.7	1.20	29	比較例

[0055] 表１～３中、下線部は、本発明の範囲外を示す。

[0056] 表１～３から分かるように、特定の組成を有する鋼素材に熱間圧延及び冷間圧延を施し、さらに特定の条件の焼鈍処理を施すことで得られたＡ～Ｆ及びＭの鋼板は、優れた成形性及び焼付硬化性を示した。なかでも、鋼素材のＢ量が０．０００３％以上であるＡ～Ｆの鋼板は、より優れた焼付硬化性を示した。そのなかでも、焼鈍処理中の炉内雰囲気の露点が－４０℃以下であるＢ～Ｆの鋼板は、さらに優れた成形性を示した。そのなかでも、焼鈍処理中の炉内雰囲気の露点が－４０℃未満であるＢ～Ｃ及びＥ～Ｆの鋼板は、さらに優れた焼付硬化性を示した。そのなかでも、焼鈍処理中の炉内雰囲気の露点が－４６℃未満であるＣ及びＦの鋼板は特に優れた焼付硬化性を示した。

[0057] 一方、鋼素材が特定の組成を有さないＨ、Ｋ及びＮの鋼板、並びに、特定の組成を有する鋼素材を用いるが焼鈍条件が特定の条件ではないＧ、Ｉ～Ｊ及びＬの鋼板は、成形性及び焼付硬化性の少なくとも一方が不十分であった。

請求の範囲

[請求項1] 鋼素材に熱間圧延を施して熱延鋼板を得る、熱間圧延工程と、

前記熱延鋼板に冷間圧延を施して冷延鋼板を得る、冷間圧延工程と、

前記冷延鋼板に焼鈍処理を施して焼鈍処理を施した冷延鋼板を得る、焼鈍工程と、

を備える冷延鋼板の製造方法であって、

前記鋼素材が、質量％で、

Ｃ：０．００１０％以上０．００３０％以下

Ｎｂ：０．０１０％以上０．０２５％以下

Ａｌ：０．０１％以上０．１０％以下

Ｓｉ：０．０５％以下

Ｍｎ：１．０％以下

Ｐ：０．１０％以下

Ｓ：０．０１０％以下

Ｂ：０．００３０％以下

Ｎ：０．０１０％以下

を含み、残部Ｆｅ及び不可避的不純物からなる組成を有する鋼素材であり、

前記焼鈍処理中の炉内雰囲気の露点が－３５℃以下であり、

前記焼鈍処理が、８５０℃以上９１０℃未満の温度で保持し、その後、５℃／ｓ以上の平均冷却速度で７５０℃以下の温度まで冷却する処理である、冷延鋼板の製造方法。

[請求項2] 請求項１に記載の製造方法によって得られた焼鈍処理後の冷延鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施して、溶融亜鉛めっき鋼板を得る、溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項3] 請求項２に記載の製造方法によって得られた溶融亜鉛めっき鋼板に合金化処理を施して、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得る、合金化溶融

亜鉛めっき鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2019/022877

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl. C21D9/46(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/12(2006.01)i

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)
Int.Cl. C21D9/46-9/48, C22C38/00-38/60

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	1971-2019
Registered utility model specifications of Japan	1996-2019
Published registered utility model applications of Japan	1994-2019

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.
Y	JP 2007-270167 A (JFE STEEL CORPORATION) 18 October 2007, claims, paragraphs [0025]-[0037] (Family: none)	1-3
Y	JP 3-277741 A (KAWASAKI STEEL CORP.) 09 December 1991, claims, page 9, lower right column, line 11 to page 13, upper right column, line 17 (Family: none)	1-3
Y	JP 7-300623 A (KAWASAKI STEEL CORP.) 14 November 1995, claims, paragraphs [0030]-[0038] (Family: none)	1-3

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
20 August 2019 (20.08.2019)	27 August 2019 (27.08.2019)

Name and mailing address of the ISA/	Authorized officer
Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2019/022877

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 8-104926 A (NIPPON STEEL CORP.) 23 April 1996, claims, paragraphs [0021]-[0030], fig. 1 (Family: none)	1-3
Y	WO 2017/168991 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 05 October 2017, claims, paragraph [0081] & JP 6202234 B1 & MX 2018011694 A	1-3
A	JP 2017-145471 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 24 August 2017 (Family: none)	1-3

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１９／０２２８７７

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C21D9/46(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/12(2006.01)i

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））

Int.Cl.　C21D9/46-9/48, C22C38/00-38/60

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	１９７１－２０１９年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１９年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１９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
Y	JP 2007-270167 A (JFE スチール株式会社) 2007.10.18, 特許請求の範囲, [0025]-[0037] (ファミリーなし)	1-3
Y	JP 3-277741 A (川崎製鉄株式会社) 1991.12.09, 特許請求の範囲, 第9頁右下欄第11行-第13頁右上欄第17行 (ファミリーなし)	1-3

☑　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、一般的技術水準を示すもの
「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、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	国際調査報告の発送日
２０．０８．２０１９	２７．０８．２０１９

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
郵便番号１００－８９１５
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

特許庁審査官（権限のある職員）　４Ｋ　３６４０
伊藤　真明
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

Ｃ（続き）．　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
Y	JP 7-300623 A (川崎製鉄株式会社) 1995.11.14, 特許請求の範囲, [0030]-[0038] (ファミリーなし)	1-3
Y	JP 8-104926 A (新日本製鐵株式会社) 1996.04.23, 特許請求の範囲, [0021]-[0030], [図 1] (ファミリーなし)	1-3
Y	WO 2017/168991 A1 (JFE スチール株式会社) 2017.10.05, 請求の範囲, [0081] & JP 6202234 B1 & MX 2018011694 A	1-3
A	JP 2017-145471 A (新日鐵住金株式会社) 2017.08.24, (ファミリーなし)	1-3