(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10月31日(31.10.2024)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2024/224582 A1

(51) 国際特許分類:
C21D 9/46 (2006.01) *C23C 2/28* (2006.01)
C21D 9/56 (2006.01) *C22C 38/00* (2006.01)
C23C 2/02 (2006.01) *C22C 38/06* (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2023/016785

(22) 国際出願日： 2023年4月28日(28.04.2023)

(25) 国際出願の言語： 日本語

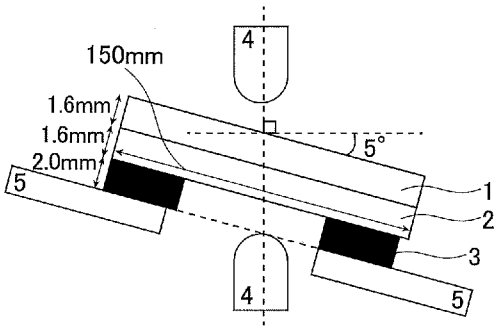
(26) 国際公開の言語： 日本語

(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: 山本 俊佑 (**YAMAMOTO Shunsuke**); 〒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). 金澤 友美(**KANAZAWA Tomomi**); 〒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). 田牧 祥吾(**TAMAKI Shogo**); 〒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). 星野 克弥(**HOSHINO Katsuya**); 〒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). ▲高▼島 克利(**TAKASHIMA Katsutoshi**); 〒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). 澤西 央海(**SAWANISHI Chikaumi**); 〒1000011 東

(54) **Title:** METHOD FOR PRODUCING HIGH-STRENGTH HOT-DIP GALVANIZED STEEL SHEET

(54) 発明の名称： 高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法



(57) **Abstract:** Provided is a method for producing a high-strength hot dip galvanized steel sheet which has excellent LME cracking resistance and suppresses deterioration of delayed fracture resistance caused by hydrogen embrittlement while ensuring appearance quality of the steel sheet. The method for producing the hot-dip galvanized steel sheet according to the present invention applies oxidation treatment to a steel sheet containing a predetermined amount of Si, applies reduction annealing, and then applies hot dip galvanizing. The oxidation treatment is performed at a temperature of 500° C-800°C in an atmosphere containing N_2 and 500 ppm by volume or more of O_2. The reduction annealing is executed by first reduction annealing at a former stage which holds the steel sheet at a predetermined temperature for a predetermined time in an atmosphere having the dew point at -45°C to

WO 2024/224582 A1

［続葉有］

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：熊坂 晃，外(KUMASAKA Akira et al.)；〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目６番１号ＪＦＥテクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能)：AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能)：ARIPO (BW, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, ME, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類：

一　国際調査報告（条約第21条(3)）

+20 ° C and containing 5.0%-25% by volume of hydrogen and N_2 as the balance; and second reduction annealing at a latter stage which holds the steel sheet at a predetermined temperature for a predetermined time in an atmosphere having the dew point at -10°C to +20°C and containing 2.0%-8.0% by volume of hydrogen and N_2 as the balance. Moreover, the hydrogen concentration in the first reduction annealing at the former stage is adjusted so as to be higher than the hydrogen concentration in the second reduction annealing at the latter stage.

(57) 要約：鋼板の外観品質を確保しつつ、耐ＬＭＥ割れ性に優れ、且つ、水素脆化に起因する耐遅れ破壊特性の劣化を抑制する高強度溶融亜鉛めっき鋼板を製造する方法を提供する。 本発明の溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法は、所定のＳｉ量を含有する鋼板を酸化処理してから還元焼鈍を行い、次いで、溶融亜鉛めっきを行う方法である。酸化処理は、N_2と５００体積ｐｐｍ以上のO_2を含む雰囲気中で、５００℃以上８００℃以下の温度で行う。還元焼鈍は、露点を－４５℃以上＋２０℃以下、水素を５．０体積％以上２５体積％以下、残部にN_2を含む雰囲気中に所定温度で所定時間保持する前段の第一還元焼鈍と、露点を－１０℃以上＋２０℃以下、水素を２．０体積％以上８．０体積％以下、残部にN_2を含む雰囲気中に所定温度で所定時間保持する後段の第二還元焼鈍とで行う。また、前段の第一還元焼鈍における水素濃度が、後段の第二還元焼鈍における水素濃度よりも高くなるように水素濃度を調整する。

明　細　書

発明の名称 ： 高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、耐抵抗溶接割れ特性と遅れ破壊特性に優れた高強度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、地球環境を保護する観点から、自動車の燃費改善が強く求められている。また、衝突時における乗員の安全を確保する観点から、自動車の安全性向上も強く要求されている。これらの要求に応えるためには、自動車車体の軽量化と高強度化とを両立する必要があり、自動車部品の素材となる溶融亜鉛めっき鋼板においては、高強度化による薄肉化が積極的に進められている。しかし、自動車部品の多くは、鋼板を成形加工して製造されることから、これらの鋼板には、高い強度に加えて、優れた成形性が求められる。

[0003] 溶融亜鉛めっき鋼板の強度を高めるには種々の方法があるが、溶融亜鉛めっき鋼板の成形性を大きく損なわずに高強度化を図ることができる方法としては、Ｃ添加によるマルテンサイトの活用に加えＳｉ添加による固溶強化が挙げられる。一方、自動車部品の製造において、プレス成形された部品は抵抗溶接（スポット溶接）により組み合わせることが多い。鋼板にＣやＳｉが多く添加されていると、抵抗溶接時に、溶接部近傍に残留応力が生成した状態で、めっき層の亜鉛が溶融して結晶粒界に拡散侵入することで、液体金属脆化（Ｌｉｑｕｉｄ Ｍｅｔａｌ Ｅｍｂｒｉｔｔｌｅｍｅｎｔ；ＬＭＥ）が起き、鋼板に粒界割れ（ＬＭＥ割れ）が生じてしまうことが懸念される。特に溶接用の電極が鋼板に対して角度がついた状態で溶接が行われると、残留応力が増加して割れが生成する虞がある。残留応力は鋼板の高強度化に伴い増大すると考えられるため、鋼板の高強度化に伴うＬＭＥ割れの発生が懸念される。

[0004] さらに、鋼材の強度の増加に伴い、水素脆化に起因する遅れ破壊が生じや

すくなることも知られており、 特に引張り強度が１１８０ＭＰａ以上の高強度鋼ではこの傾向が顕著である。なお、遅れ破壊とは、高強度鋼材が静的な負荷応力（引張り強さ未満の負荷応力）を受けた状態で、ある時間が経過したとき、外見上はほとんど塑性変形を伴うことなく、突然脆性的な破壊が生じる現象である。このような遅れ破壊については、使用環境によって生じる腐食が原因で、 鋼板に侵入した水素によって生じることが多いが、連続溶融亜鉛めっきライン(Ｃｏｎｔｉｎｕｏｕｓ Ｇａｌｖａｎｉｚｉｎｇ Ｌｉｎｅ；ＣＧＬ)の焼鈍工程で鋼板に侵入した水素も、特に引張強度が９８０ＭＰａを超える鋼板の機械特性を劣化させ脆性破壊を引き起こす。

[0005] 以上に述べたように、耐抵抗溶接割れ特性（以下、単に「耐ＬＭＥ割れ性」とも称する）に優れ、鋼中の水素起因によって生じる耐遅れ破壊特性の劣化を抑止した高強度鋼板が求められている。

[0006] 従来、Ｓｉ添加鋼に生じる不めっき欠陥を改善する方法として、特許文献１ではO_2を含有する雰囲気で７００℃以上まで加熱することでＳｉ添加鋼の表面を酸化し、鋼板表層の酸化物を露点が５℃以上のH_2を含む雰囲気で還元する方法が開示されている。特許文献２ではO_2を含有する雰囲気で６００℃以上、８５０℃以下まで加熱することでＳｉ添加鋼の表面を酸化し、鋼板表層の酸化物を露点が５℃以上の５００体積ｐｐｍ以上、５０００体積ｐｐｍ以下のH_2O及びH_2を含む雰囲気で酸化した鋼板を還元する方法が開示されている。特許文献３では同様に直火型加熱炉（ＤＦＦ）の空気比を増加させることでＳｉ添加鋼の表面を酸化し鋼板表層の酸化物を$\log(P_{H2O}/P_{H2})$が－３．４以上、－１．１以下となる雰囲気で還元する方法が開示されている。しかし、これらの方法では、鋼板の酸化量が調整可能であり、良好な外観品質は確保可能であるものの、Ｓｉ添加鋼で発生するＬＭＥ割れの抑制や焼鈍時に鋼中に侵入した水素が多く残存することで、十分な耐ＬＭＥ割れ性や耐遅れ破壊特性を得ることはできない課題がある。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特許第５６５２２１９号公報

特許文献2：特許第６０５２２７０号公報

特許文献3：特許第６１７２２９７号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] そこで本発明では、鋼板の外観品質を確保し、更に耐ＬＭＥ割れ性に優れ、同時に水素脆化に起因する耐遅れ破壊特性の劣化を抑制可能な高強度溶融亜鉛めっき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

[0009] 本発明者らは、鋼板の酸化時のO_2濃度と温度を、適正に抑制することで鋼板の外観品質を確保し、更に還元焼鈍時のH_2O濃度、 H_2濃度を最適化することで耐抵抗溶接割れ特性に優れ、同時に水素脆化に起因する耐遅れ破壊特性の劣化を抑制可能であることを見出し、本発明を完成させた。

[0010] 本発明は、上記知見に基づいてなされたものである。すなわち、本発明の要旨構成は以下の通りである。

[0011] ［１］質量％で、Ｓｉ：０．４５％以上２．０％以下を含有する鋼板を酸化処理し、次いで還元焼鈍した後、溶融亜鉛めっきを行う高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法であって、

前記酸化処理では、N_2と５００体積ｐｐｍ以上のO_2を含む雰囲気中で、鋼板を５００℃以上８００℃以下の範囲に設ける酸化工程で酸化させ、

前記還元焼鈍を前段と後段の異なる雰囲気中で行い、前段の第一還元焼鈍では、鋼板を焼鈍雰囲気の露点－４５℃以上＋２０℃以下で、水素を５．０体積％以上２５体積％以下、残部N_2を含む雰囲気中で６５０℃以上９００℃以下の温度に２０秒以上１５０秒以下保持し、

後段の第二還元焼鈍では、前記第一還元焼鈍後の鋼板を、焼鈍雰囲気の露点－１０℃以上＋２０℃以下で、水素を２．０体積％以上８．０体積％以下、残部N_2を含み、かつ、前段の第一還元焼鈍における水素濃度をH_2a、後段の第二還元焼鈍における水素濃度をH_2bとした時に、$H_2a > H_2b$となる

ように水素濃度を調整した雰囲気中で、７００℃以上９５０℃以下の温度に３０秒以上３００秒以下保持した後に溶融亜鉛めっきを行う高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

［２］前記還元焼鈍は、鋼板走行方向に２以上に分割された、２以上の異なる雰囲気で焼鈍が可能である焼鈍炉を用いる［１］に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

［３］鋼板に、溶融亜鉛めっきを施した後、溶融亜鉛めっきの合金化処理を行う［１］または［２］に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

［４］前記酸化処理を、還元焼鈍の前工程として実施する鋼板の昇温工程で行う［１］～［３］のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

［５］前記酸化処理を、５００℃以上８００℃以下の少なくとも５０℃以上の温度範囲で行う［４］に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

［６］前記酸化処理を、直火型加熱炉（ＤＦＦ）を用い、少なくとも加熱炉内雰囲気の一部の空気比を１．０以上とすることで、鋼板表面を酸化させる［１］～［５］のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

［７］前記酸化処理は、鋼板走行方向に２以上に分割され、２以上の雰囲気で酸化が可能である直火型加熱炉を用い、

加熱炉前段の第一加熱帯では、前記酸化処理を行う温度域の空気比をαとしたとき、２００℃以上での平均昇温速度が１０℃／秒以上５０℃／秒以下の条件で、下記式（１）から算出されるT_1（℃）以上の温度に加熱し、

加熱炉後段の第二加熱帯では、第一加熱帯を経た鋼板を、空気比≦０．９、T_1（℃）超えの平均加熱速度が５℃／秒以上３０℃／秒以下の条件で、下記式（２）から算出されるT_2（℃）以上の温度に加熱する［１］～［６］のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$T_1 = 28.2[Si] + 7.95[Mn] - 86.2\alpha + 666$　－－－（１）

$T_2 = T_1 + 30$　－－－（２）

ここで、［Ｓｉ］は鋼板に含まれるＳｉ含有量（質量％）であり、［Ｍｎ］は鋼板に含まれるＭｎ含有量（質量％）である。

［８］前記酸化処理を、$Ｎ_2$と５００体積ｐｐｍ以上の$Ｏ_2$を含み、その他にＣＯ、$ＣＯ_2$、$Ｈ_2Ｏ$、$ＮＯ_X$の一種または二種以上を含む雰囲気にて行う［１］～［７］のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

［９］前記酸化処理を、ラジアントチューブ型加熱炉を用いて行う［１］～［５］、［８］のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

［１０］前記還元焼鈍を、ラジアントチューブ型加熱・均熱炉を用いて行う［１］～［５］、［８］、［９］のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

［１１］前記第二還元焼鈍で、焼鈍雰囲気の水素が２．０体積％以上５．０体積％未満、残部$Ｎ_2$を含む［１］～［１０］のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

［１２］前記第一還元焼鈍では、焼鈍雰囲気の水素が５．０体積％以上１２体積％以下、残部$Ｎ_2$を含み、前記第二還元焼鈍で、焼鈍雰囲気の水素が２．０体積％以上３．０体積％未満、残部$Ｎ_2$を含む［１］～［１１］のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

発明の効果

[0012] 本発明によれば、溶接部における耐ＬＭＥ割れ性に優れ且つ良好な外観品質が得られ、耐遅れ破壊特性の劣化要因となる鋼中の水素を十分に低下させた高強度溶融亜鉛めっき鋼板を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0013] [図1]図１は、耐ＬＭＥ割れ性を評価する試験材の構造図である。

[図2]図２の上の図は、溶接部付き板組の平面図であり、下の図は、上の図に示した切断位置で溶接部付き板組を切断した後の、板厚方向断面を示す図面である。

発明を実施するための形態

[0014] 以下、本発明の実施形態について説明する。

[0015] なお、以下の説明において、Ｓｉ含有鋼板の成分組成の各元素の含有量、めっき層成分組成の各元素の含有量の単位はいずれも質量％であり、特に断らない限り単に％で示す。また、本明細書中において、「～」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。また、本明細書において、鋼板が高強度であるとは、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１（２０１１）に準拠して測定した鋼板の引張強さＴＳが５９０ＭＰａ以上であることを意味する。

[0016] ここで、鋼板とは、冷間圧延や熱間圧延によって製造された鋼板のことを意味する。一般に、鋼板は、冷間圧延や熱間圧延によって製造されるが、本発明において、鋼板の製造方法は特に限定されない。

[0017] まず、Ｓｉ含有鋼板の成分組成について説明する。

[0018] Ｓｉ：０．４５％以上２．０％以下

Ｓｉは、加工性を大きく損なうことなく、固溶により鋼の強度を高める効果（固溶強化能）が大きいため、鋼板の高強度化を達成するのに有効な元素である。一方で、Ｓｉは溶接部における耐抵抗溶接割れ特性に悪影響を及ぼす元素でもある。Ｓｉを鋼板の高強度化を達成するために添加する場合には、０．４５％以上の含有が必要である。また、Ｓｉ含有量が０．４５％未満では、溶接部における耐抵抗溶接割れ特性に特に問題は生じず、本発明を適用する必要性に乏しい。一方、Ｓｉ含有量が２．０％を超えると、熱間圧延性および冷間圧延性が大きく低下し、生産性に悪影響を及ぼしたり、鋼板自体の延性の低下を招いたりする。よって、Ｓｉは０．４５％以上２．０％以下の範囲で含有する。Ｓｉ含有量は、好ましくは０．７％以上、より好ましくは０．９％以上とする。また、Ｓｉ含有量は、好ましくは１．８％以下、より好ましくは１．６％以下とする。

[0019] 本実施形態に係るＳｉ含有鋼板は、Ｓｉを上記範囲で含有することを必須の要件とするが、その他の成分については、通常の鋼板が有する組成範囲であれば許容することができ、特に制限されるものではない。ただし、本実施形態のＳｉ含有鋼板を、引張強さ（ＴＳ）５９０ＭＰａ以上の高強度とする

場合には、以下の成分組成とすることが好ましい。

[0020] Ｃ：０．３％以下

Ｃは、鋼組織としてマルテンサイトなどを形成させることで鋼板の加工性が向上する。Ｃを含有させる場合、良好な溶接性を得るため、Ｃ含有量は０．３％以下とすることが好ましく、０．２５％以下とすることがより好ましい。Ｃの下限は特に限定されないが、良好な加工性を得るためにはＣを０．０３％以上とすることが好ましく、０．０５％以上含有させることがより好ましい。

[0021] Ｍｎ：１．０％以上４．０％以下

Ｍｎは、鋼を固溶強化して高強度化するとともに、焼入性を高め、残留オーステナイト、ベイナイト、およびマルテンサイトの生成を促進する作用を有する元素である。このような効果は、Ｍｎを１．０％以上含有することで発現する。一方、Ｍｎ含有量が４．０％以下であれば、コストの上昇を招かずに上記効果が得られる。よって、Ｍｎ含有量は１．０％以上とすることが好ましく、４．０％以下とすることが好ましい。Ｍｎ含有量は１．８％以上とすることがより好ましい。また、Ｍｎ含有量は３．３％以下とすることがより好ましい。

[0022] Ｐ：０．１％以下（０％を含まない）

Ｐの含有量を抑制することで、溶接性の低下を防ぐことができる。さらにＰが粒界に偏析することを防いで、延性、曲げ性、および靭性が劣化することを防ぐことができる。また、Ｐを多量に添加すると、フェライト変態を促進することで結晶粒径も大きくなってしまう。そのため、Ｐ含有量は０．１％以下とすることが好ましい。Ｐの下限は特に限定されず、生産技術上の制約から０％超であり、通常０．００１％以上である。

[0023] Ｓ：０．０３％以下（０％を含まない）

Ｓ含有量は０．０３％以下とすることが好ましく、０．０２％以下とすることがより好ましい。Ｓ含有量を抑制することで、溶接性の低下を防ぐとともに、熱間圧延時の延性の低下を防いで、熱間割れを抑制し、表面性状を著

しく向上させることができる。さらに、Ｓ含有量を抑制することで、不純物元素として粗大な硫化物を形成することにより、鋼板の延性、曲げ性、伸びフランジ性の低下を防ぐことができる。これらの問題はＳ含有量が０．０３％を超えると顕著となり、Ｓの含有量は極力低減することが好ましい。Ｓの下限は特に限定されず、生産技術上の制約から０％超であり、通常０．０００１％以上である。

[0024] Ｎ：０．０１０％以下（０％を含まない）

Ｎの含有量は０．０１０％以下とすることが好ましい。Ｎの含有量を０．０１０％以下とすることで、ＮがＴｉ、Ｎｂ、Ｖと高温で粗大な窒化物を形成し、これにより、Ｔｉ、Ｎｂ、Ｖ添加による鋼板の高強度化の効果が損なわれることを防ぐことができる。また、Ｎの含有量を０．０１０％以下とすることで靭性の低下も防ぐことができる。さらに、Ｎの含有量を０．０１０％以下とすることで、熱間圧延中にスラブ割れ、表面疵が発生することを防ぐことができる。Ｎの含有量は、好ましくは０．００５％以下であり、より好ましくは０．００３％以下であり、さらに好ましくは０．００２％以下である。Ｎの含有量の下限は特に限定されず、生産技術上の制約から０％超であり、通常０．０００５％以上である。

[0025] Ａｌ：０．１％以下（０％を含まない）

Ａｌは熱力学的に最も酸化しやすいため、ＳｉおよびＭｎに先だって酸化し、ＳｉおよびＭｎの鋼板最表層での酸化を抑制し、ＳｉおよびＭｎの鋼板内部での酸化を促進する効果がある。この効果はＡｌ含有量が０．０１％以上で得られる。一方、Ａｌ含有量が０．１％を超えるとコストアップになる。したがって、添加する場合、Ａｌ含有量は０．１％以下とすることが好ましい。Ａｌの下限は特に限定されず、０％超であり、通常０．００１％以上である。

[0026] 成分組成はさらに、任意で、Ｂ：０．００５％以下、Ｔｉ：０．２％以下、Ｃｒ：１．０％以下、Ｍｏ：１．０％以下、Ｃｕ：１．０％以下、Ｎｉ：１．０％以下、Ｎｂ：０．２０％以下、Ｓｂ：０．２００％以下、Ｖ：０．

５％以下、Ｔａ：０．１％以下、Ｗ：０．５％以下、Ｚｒ：０．１％以下、Ｓｎ：０．２０％以下、Ｃａ：０．００５％以下、Ｍｇ：０．００５％以下およびＲＥＭ（Ｒａｒｅ　Ｅａｒｔｈ　Ｍｅｔａｌ）：０．００５％以下からなる群から選ばれる１種または２種以上を含有してもよい。

[0027] Ｂ：０．００５％以下

Ｂは鋼の焼入れ性を向上させるのに有効な元素である。焼入れ性を向上するためには、Ｂ含有量は０．０００３％以上とすることが好ましく、０．０００５％以上とすることがより好ましい。しかし、Ｂを過度に添加すると成形性が低下するため、Ｂ含有量は０．００５％以下とすることが好ましい。

[0028] Ｔｉ：０．２％以下

Ｔｉは鋼の析出強化に有効である。Ｔｉの下限は特に限定されないが、強度調整の効果を得るためには、０．００５％以上とすることが好ましい。しかし、Ｔｉを過度に添加すると、硬質相が過大となり、成形性が低下するため、Ｔｉを添加する場合、Ｔｉ含有量は０．２％以下とすることが好ましく、０．０５％以下とすることがより好ましい。

[0029] Ｃｒ：１．０％以下

Ｃｒ含有量は０．００５％以上とすることが好ましい。Ｃｒ含有量を０．００５％以上とすることで、焼き入れ性が向上し、強度と延性とのバランスを向上させることができる。Ｃｒを添加する場合、コストアップを防ぐ観点から、Ｃｒ含有量は１．０％以下とすることが好ましい。

[0030] Ｍｏ：１．０％以下

Ｍｏ含有量は０．００５％以上とすることが好ましい。Ｍｏ含有量を０．００５％以上とすることで、強度調整の効果を得ることができる。Ｍｏ含有量はより好ましくは０．０５％以上とする。また、Ｍｏを添加する場合、コストアップを防ぐ観点から、Ｍｏ含有量は１．０％以下が好ましい。

[0031] Ｃｕ：１．０％以下

Ｃｕ含有量は０．００５％以上とすることが好ましい。Ｃｕ含有量を０．００５％以上とすることで、残留γ相の形成を促進することができる。また

、Ｃｕを添加する場合、コストアップを防ぐ観点から、Ｃｕ含有量は１．０％以下とすることが好ましい。

[0032] Ｎｉ：１．０％以下

Ｎｉ含有量は０．００５％以上とすることが好ましい。Ｎｉ含有量を０．００５％以上とすることで、残留γ相の形成を促進することができる。また、Ｎｉを添加する場合、コストアップを防ぐ観点から、Ｎｉ含有量は１．０％以下とすることが好ましい。

[0033] Ｎｂ：０．２０％以下

Ｎｂは、０．００５％以上含有することで強度向上の効果が得られる。また、Ｎｂを含有する場合、コストアップを防ぐ観点から、Ｎｂ含有量は０．２０％以下とすることが好ましい。

[0034] Ｓｂ：０．２００％以下

Ｓｂは鋼板表面の窒化、酸化、あるいは酸化により生じる、鋼板表面から数十ミクロンの深さまでの領域の脱炭を抑制する観点から含有することができる。Ｓｂは、鋼板表面の窒化および酸化を抑制することで、鋼板表面においてマルテンサイトの生成量が減少するのを防止し、鋼板の疲労特性および表面品質を改善する。このような効果を得るために、Ｓｂ含有量は０．００１％以上とすることが好ましい。一方、良好な靭性を得るためには、Ｓｂ含有量は０．２００％以下とすることが好ましい。

[0035] Ｖ：０．５％以下

Ｖは、０．００５％以上含有することで強度向上の効果が得られる。また、Ｖを含有する場合、コストアップを防ぐ観点から、Ｖを含有する場合、Ｖ含有量は０．５％以下とすることが好ましい。

[0036] Ｔａ：０．１％以下

Ｔａは、０．００１％以上含有することで強度向上の効果が得られる。また、Ｔａを含有する場合、コストアップを防ぐ観点から、Ｔａを含有する場合、Ｔａ含有量は０．１％以下とすることが好ましい。

[0037] Ｗ：０．５％以下

Wは、０．００５％以上含有することで強度向上の効果が得られる。また、Wを含有する場合、コストアップを防ぐ観点から、Wを含有する場合、W含有量は０．５％以下とすることが好ましい。

[0038] Ｚｒ：０．１％以下

Ｚｒは、０．０００５％以上含有することで強度向上の効果が得られる。また、Ｚｒを含有する場合、コストアップを防ぐ観点から、Ｚｒを含有する場合、Ｚｒ含有量は０．１％以下とすることが好ましい。

[0039] Ｓｎ：０．２０％以下

Ｓｎは脱窒、脱硼等を抑制して、鋼の強度低下抑制に有効な元素である。こうした効果を得るには０．００２％以上含有することが好ましい。一方、良好な耐衝撃性を得るために、Ｓｎ含有量は０．２０％以下とすることが好ましい。

[0040] Ｃａ：０．００５％以下

Ｃａは、０．０００５％以上含有することで硫化物の形態を制御し、延性、靭性を向上させることができる。また、良好な延性を得る観点から、Ｃａを含有する場合、Ｃａ含有量は０．００５％以下とすることが好ましい。

[0041] Ｍｇ：０．００５％以下

Ｍｇは、０．０００５％以上含有することで硫化物の形態を制御し、延性、靭性を向上させることができる。また、Ｍｇを含有する場合、コストアップを防ぐ観点から、Ｍｇを含有する場合、Ｍｇ含有量は０．００５％以下とすることが好ましい。

[0042] ＲＥＭ：０．００５％以下

ＲＥＭは、０．０００５％以上含有することで硫化物の形態を制御し、延性、靭性を向上させることができる。また、ＲＥＭを含有する場合、良好な靭性を得る観点から、ＲＥＭ含有量は０．００５％以下とすることが好ましい。

[0043] 本実施形態のＳｉ含有鋼板は、上記成分以外の残部はＦｅおよび不可避的不純物である。ここで、Ｓｉ含有鋼板は、冷延鋼板、熱延鋼板のいずれでも

よい。

[0044] 次に、酸化処理、還元焼鈍、溶融亜鉛めっきについて説明する。

[0045] なお、本発明において、酸化処理、還元焼鈍および焼鈍後の冷却において規定される温度は、いずれも「鋼板温度」である。

[0046] 本発明の製造方法は、Ｓｉを０．４５％以上２．０％以下含有する鋼板を酸化処理し、次いで還元焼鈍した後、溶融亜鉛めっきを行う溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法であり、酸化加熱工程では所定の酸化雰囲気中で鋼板を加熱することにより酸化させ、鋼板表層に酸化Ｆｅを生成させる。続く還元焼鈍工程は前段と後段の異なる雰囲気中で酸化した鋼板を還元する工程から成る。

[0047] 還元焼鈍前段の第一還元焼鈍では所定の水素濃度且つ露点を有するＦｅの還元雰囲気中で鋼板を再結晶焼鈍することにより、前記酸化加熱工程で生じた酸化Ｆｅを還元し、鋼板表層に還元鉄層を形成させる。続く還元焼鈍後段の第二還元焼鈍では所定の水素濃度且つ露点を有するＦｅの還元雰囲気で鋼板を再結晶焼鈍し、鋼板表層に耐ＬＭＥ割れ性を向上させるための、低固溶Ｓｉ、Ｃ層を設けると同時に、鋼中に固溶した水素を鋼板から放出させる。還元焼鈍された鋼板は所定の温度まで冷却された後、溶融亜鉛めっき浴に浸漬され、溶融亜鉛めっきされる。本発明の製造方法は、溶融亜鉛めっき後に溶融亜鉛めっきの合金化処理を行い、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合を含む。

[0048] 本発明において、酸化加熱工程とそれに続く還元焼鈍工程は、通常、入側から順に酸化帯（酸化処理のための帯域）、還元帯（還元焼鈍の第一還元焼鈍のための帯域）、均熱帯（還元焼鈍の第二還元焼鈍のための帯域）、冷却帯を有する連続焼鈍炉で行われる。

[0049] 以下、本発明の製造方法について、酸化処理、還元焼鈍（第一還元焼鈍、第二還元焼鈍、焼鈍後の冷却）、溶融亜鉛めっきの順に説明する。

[0050] 先ず、酸化処理について説明する。

[0051] この酸化処理では、N_2と５００体積ｐｐｍ以上のO_2を含む雰囲気中で、

鋼板を５００℃以上８００℃以下の範囲に設ける酸化工程で酸化させる。本発明では、この酸化処理で鋼板を酸化させ、続く還元焼鈍で還元して鋼板表層に還元鉄層を形成することで、Ｓｉ、Ｍｎが鋼板表層へ拡散して酸化するのを防ぎ、これによりめっき性を確保する。

[0052] 酸化処理を行う雰囲気中のO_2濃度を５００体積ｐｐｍ以上とすることで、鋼板の酸化が促進される。O_2濃度が５００体積ｐｐｍ未満では、鋼板の酸化が不十分となり、Ｓｉ、Ｍｎの酸化物が形成されてめっき性が低下する。

[0053] 酸化処理では、鋼板温度（鋼板最高到達温度）を５００℃以上とすることで、鋼板の酸化が促進される。鋼板温度が５００℃未満では酸化が不十分となり、Ｓｉ、Ｍｎの酸化物が形成されてめっき性が低下する。

[0054] 一方、鋼板温度（鋼板最高到達温度）が８００℃を超えると、鋼板の酸化が過剰となり、続く還元焼鈍（第一工程）で還元が完了せず、続く還元焼鈍工程で、酸化物が剥離し、ロールに付着するピックアップという現象を引き起こす。ロールにピックアップが生じると、鋼板に押し疵が生じ、亜鉛めっき鋼板の外観を大きく阻害してしまう。

[0055] 次に、還元焼鈍について説明する。

[0056] 還元焼鈍は前段と後段の異なる雰囲気中で行う必要がある。

[0057] 前段の第一還元焼鈍では、酸化処理を経た鋼板を露点－４５℃以上＋２０℃以下、水素濃度５．０体積％以上２５体積％以下、残部N_2を含む雰囲気中で６５０℃以上９００℃以下の温度に２０秒以上１５０秒以下保持する。

[0058] 酸化処理で形成された酸化Ｆｅを、この第一還元焼鈍において還元雰囲気中で還元し、鋼板表層に還元鉄層を形成することで、Ｓｉ、Ｍｎが鋼板表層に拡散して酸化するのを防ぎ、めっき性を確保する。続く低水素濃度雰囲気による第二還元焼鈍では還元はほとんど進行しないため、この第一還元焼鈍で酸化Ｆｅの還元を完了する必要がある。更に、還元焼鈍の温度、露点、水素濃度を制御することで、耐ＬＭＥ性に悪影響を及ぼす固溶Ｓｉや固溶Ｃの濃度が少ない層を表層に形成することができる。このメカニズムは明らかではないが、Ｓｉは易酸化性の元素であることが知られており、Ｆｅの還元雰

囲気であっても酸化される。特にH_2O濃度が高くなると、鋼板の内部に酸化物を生じ、その周囲において、固溶Ｓｉが減少するものと考えることができる。Ｃは雰囲気中のH_2Oによって酸化され、ＣＯガスとして炉内に放出されるため、鋼板表層のＣ濃度が低下する。これらによって耐ＬＭＥ割れ性が改善するものと考えられる。

[0059] 第一還元焼鈍工程での鋼板の焼鈍温度が６５０℃未満では還元が不十分となり、酸化Ｆｅがロールピックアップとなって鋼板の欠陥の原因になるとともに、続く第二還元焼鈍工程では酸化Ｆｅは実質的に還元されないため、不めっきの原因となる。一方、鋼板の焼鈍温度が９００℃を超えると、炉体への影響が大きい。このため鋼板の焼鈍温度は６５０℃以上９００℃以下とする。

[0060] 第一還元焼鈍工程の雰囲気の露点については、露点を－４５℃未満とするには露点を低下させるための設備が必要となり、コストが増加する。一方、露点が＋２０℃を超えると、炉体へのダメージが懸念される。このため露点は－４５℃以上＋２０℃以下とする。また、水素濃度については、水素濃度が高いほど酸化Ｆｅの還元は早く完了するが、水素濃度が高いほど鋼中に水素が残存しやすくなる。水素濃度が５．０体積％未満では還元が不十分となり、一方、水素濃度が２５体積％を超えると還元の効果が飽和するとともに、鋼中に水素が多量に固溶し、続く第二還元焼鈍工程でも鋼中水素量を十分低減することが困難となる。このため水素濃度は５．０体積％以上２５体積％以下とする。また、上記の観点から水素濃度は１０体積％以上がより好ましい。一方、ランニングコストの観点から、水素濃度は２０体積％以下が好ましく、１５体積％以下がより好ましい。

[0061] また、耐ＬＭＥ割れ性を向上させるための、表層低固溶Ｓｉ、Ｃ層は露点が高く、水素濃度が低い方が生じやすい。そのため、露点は－２０℃以上が好ましく、更には－５℃以上がより好ましい。水素濃度は、１５体積％以下が好ましい。耐ＬＭＥ性向上のための低固溶Ｓｉ、Ｃ層は主に第２還元焼鈍工程で形成する。低固溶Ｓｉ、Ｃ層は第１還元焼鈍でも露点を－２０℃以上

として一定量形成されることが好ましい。

[0062] 第一還元焼鈍工程における６５０℃以上９００℃以下での保持時間が２０秒未満では還元が十分に完了しない。一方、還元は保持時間１５０秒以下で十分完了するため、保持時間が１５０秒を超えると却って生産性を低下させる。耐ＬＭＥ割れ性を向上させるための、表層低固溶Ｓｉ、Ｃ層は保持時間が長いほど形成しやすい。鋼中水素量は保持時間２０秒程度で飽和し、保持時間の影響は大きくない。これらより、第一還元焼鈍工程における６５０℃以上９００℃以下での保持時間は２０秒以上１５０秒以下とする。

[0063] 後段の第二還元焼鈍では、第一還元焼鈍工程を経た鋼板を、露点－１０℃以上＋２０℃以下、水素濃度２．０％体積以上８．０％体積以下、残部N_2を含み、かつ、前段の第一還元焼鈍における水素濃度をH_2a、後段の第二還元焼鈍における水素濃度をH_2bとした時に、$H_2a > H_2b$となるように水素濃度を調整した雰囲気中で、７００℃以上９５０℃以下の温度に３０秒以上３００秒以下保持する。この第二還元焼鈍工程では、第一還元焼鈍工程で還元が完了した鋼板に耐ＬＭＥ割れ性を向上させるための、表層低固溶Ｓｉ、Ｃ層を十分に形成するとともに、鋼板を低水素雰囲気に維持することで、鋼板から水素を放出させることを同時に行う。

[0064] 前述のように、耐ＬＭＥ割れ性を向上させるための、表層低固溶Ｓｉ、Ｃ層は露点が高く、水素濃度が低い方が生じやすい。

[0065] そのため、第二還元焼鈍工程での露点は、十分に表層低固溶Ｓｉ、Ｃ層を形成するという観点で、－１０℃以上が好ましく、更には０℃以上がより好ましい。一方、露点が＋２０℃を超えると、第一還元焼鈍工程で形成した還元Ｆｅが再酸化しめっき性を阻害する場合があり、また露点制御も困難で、炉体への影響が懸念される。このため露点は－１０℃以上＋２０℃以下とする。

[0066] 第二還元焼鈍工程での水素濃度は、同様に十分に表層低固溶Ｓｉ、Ｃ層を形成するという観点で、８．０体積％以下が好ましい。更に、５．０体積％未満が好ましい。また鋼板中の水素濃度については、水素濃度が低いほど第

一還元焼鈍工程で鋼板中に固溶した水素が放出されるが、炉内の水素濃度を均一に２．０体積％未満に制御するのは困難であり、水素濃度が低い部分で鋼板が酸化する懸念があるため、水素濃度は２．０体積％以上とする。なお、第二還元焼鈍工程の焼鈍雰囲気の残部はN_2を含む。

[0067] また、第一還元焼鈍では、焼鈍雰囲気の水素が５．０体積％以上１２体積％以下、残部N_2を含む場合に、第二還元焼鈍で、焼鈍雰囲気の水素が２．０体積％以上３．０体積％未満、残部N_2を含むことが、より好ましい。第一還元焼鈍と、第二還元焼鈍の焼鈍雰囲気の水素濃度をそれぞれ最適化することで、鋼板中の水素を更に低減することができる。

[0068] 第二還元焼鈍工程での鋼板の焼鈍温度が７００℃未満では表層低固溶Ｓｉ、Ｃ層が十分に形成されず、脱水素も促進されない。一方、焼鈍温度が９５０℃を超えると炉体への影響が大きい。このため鋼板の焼鈍温度は７００℃以上９５０℃以下とする。

[0069] 第二還元焼鈍工程における保持時間は、３０秒以上、３００秒以下とする。３０秒未満では十分な表層低固溶Ｓｉ、Ｃ層形成されない。一方、３００秒を超えると、生産性を低下させることがある。

[0070] ここで、前段の第一還元焼鈍における水素濃度をH_2a、後段の第二還元焼鈍における水素濃度をH_2bとした時に、$H_2a > H_2b$となるように水素濃度を調整する必要がある。その理由は前段の第一還元焼鈍で鋼中に侵入した水素を、後段の第二還元焼鈍で低減させるためである。

[0071] 本発明では、酸化処理で生成させた酸化Ｆｅを還元焼鈍の第一還元焼鈍工程で還元するために高濃度の水素が必要であり、耐ＬＭＥ割れ性を向上させるための、表層低固溶Ｓｉ、Ｃ層が十分に形成するのが難しく、また鋼中に水素が多く固溶する。そのため、酸化還元と、表層低固溶Ｓｉ、Ｃ層が十分に形成することが重要であり、更には鋼中水素の脱水素のバランスが重要であり、そのために還元焼鈍の第一還元焼鈍工程と第二還元焼鈍工程の条件を上述したように最適化する必要がある。最適化のためには、鋼板走行方向に２以上に分割された、２以上の異なる雰囲気で焼鈍が可能である焼鈍炉を用

いることが好適である。

[0072] 前記酸化処理を、還元焼鈍の前工程として実施する鋼板の昇温工程で行うことが好ましい。その理由は鋼成分によって変化する最適温度で効率的に酸化処理することが可能なためである。

[0073] また、前記酸化処理を、５００℃以上８００℃以下の少なくとも５０℃以上の温度範囲で行うことが好ましい。ここで、上記の「温度範囲」とは、５００℃から８００℃まで加熱する間において酸化処理を行う温度幅を表す。例えば、５５０～６００℃の温度範囲にて酸化処理した場合は、温度範囲は５０℃となる。また、４５０～６００℃の温度範囲にて酸化処理した場合は、５００℃以上８００℃以下に該当する温度範囲は１００℃となる。その理由はめっき性を改善するのに必要な還元鉄量を得るための酸化処理をより均一に行うためである。５０℃以上の温度範囲で行うことで酸化処理が均一になる理由は明らかでは無いが、鋼板の酸化挙動は温度域によって異なるため、酸化速度の遅い比較的低い温度から酸化することにより、より均一化されるものと考えられる。

[0074] ここで、酸化処理を行う酸化帯に用いる加熱炉としては、直火バーナーを備えた直火方式（直火型加熱炉（ＤＦＦ））や、雰囲気制御型のチャンバーを有するラジアントチューブ方式を用いることができる。

[0075] 直火方式とは、製鉄所の副生ガスであるコークス炉ガス（ＣＯＧ）等の燃料と空気を混ぜて燃焼させたバーナー火炎を直接鋼板表面に当てて鋼板を加熱するバーナーによって加熱する方式である。直火バーナーによる加熱は、輻射方式の加熱手段よりも鋼板の昇温速度が速いため、加熱炉の炉長を短くする、又はラインスピードを速くできる利点がある。さらに、直火バーナーは、少なくとも加熱炉内雰囲気の一部の空気比を１．０以上とし、燃料に対する空気の割合を多くすると、未燃の酸素が火炎中に残存し、その酸素で鋼板の酸化を促進し、鋼板表面を酸化させることが可能となる。そのため、空気比を調整すれば、雰囲気の酸素濃度を制御することが可能である。直火バーナーの燃料としては、ＣＯＧ、液化天然ガス（ＬＮＧ）、水素ガス、アン

モニアガス等を使用することができる。従って、直火方式の場合、酸化炉内には使用した燃料の種類により、燃料ガス成分の酸化生成物としてＣＯ、CO_2、H_2O、NO_X等と燃焼用空気成分のN_2が存在することになる。したがって、酸化処理は、N_2と５００体積ｐｐｍ以上のO_2を含み、その他にＣＯ、CO_2、H_2O、NO_Xの一種または二種以上を含む雰囲気にて行うこととなる。

[0076] ラジアントチューブ方式とは、加熱したチューブの輻射熱によって、鋼板を加熱する方式である。直火バーナーと比較すると、この方式は昇温速度が遅いため、加熱炉の炉長が長くなるが、保守点検がしやすいなどのメリットがある。

[0077] いずれの方式においても、十分な鋼板の酸化量が得られれば良く、加熱炉の一部又は全部が指定された雰囲気に制御されていれば良い。特に、ラジアントチューブ方式では、加熱速度が遅いため、炉内の一部をチャンバーで覆い、その部分のみを指定された雰囲気に制御しても良い。

[0078] この酸化処理において、直火方式を用いる場合は、酸化処理は２以上に分割され、２以上の雰囲気で酸化が可能である直火型加熱炉を用いても良い。その理由は、続く還元焼鈍において、耐ＬＭＥ割れ性に必要な表層低固溶Ｓｉ、Ｃ層の形成や、耐遅れ破壊特性に影響する脱水素の促進に有効な、炉内の低水素化に有効だからである。

[0079] この酸化処理において鋼板を酸化しすぎると、続く還元焼鈍で、酸化物が剥離し、ロールに付着するピックアップという現象を引き起こす。ロールにピックアップが生じると、亜鉛めっき鋼板の外観を大きく阻害してしまう。このピックアップは、続く還元焼鈍の第一還元焼鈍において、水素濃度が１０体積％以下になると生じやすい。これは雰囲気の還元力が低化し、特に還元焼鈍の前段でピックアップが生じやすくなる。続く還元焼鈍の第一還元焼鈍において、水素濃度が１０体積％を超える場合は、このような２つ以上に分離された区分けをする必要は特に無い。続く還元焼鈍の第一還元焼鈍において、水素濃度が１０体積％以下である場合、押し疵などのない美麗な表面

外観を得るために重要な要件である。

[0080] 酸化加熱工程を２以上に分離された区域を有する直火加熱炉を用いる場合、前段の第一加熱帯では、上記冷延板を、直火型加熱炉の空気比をαとしたとき、２００℃以上での平均昇温速度が１０℃／秒以上５０℃／秒以下の条件で、下記式（１）から算出される加熱到達温度T_1（℃）以上の温度に加熱する。なお、T_1は７５０℃以下が好ましい。

T_1＝２８．２［Ｓｉ］＋７．９５［Ｍｎ］－８６．２α＋６６６　－－－（１）

ただし、［Ｓｉ］：鋼中のＳｉ質量%、［Ｍｎ］：鋼中のＭｎ質量%、α：直火型加熱炉の空気比である。

[0081] ここで、上記式（１）を決定した理由について説明する。

[0082] 溶融めっき前の鋼板表面でＳｉおよびＭｎの酸化を抑制するためにはＳｉやＭｎの内部酸化を形成させることが重要である。酸化加熱工程前段では、ＳｉやＭｎが内部酸化するときの酸素供給源となる鉄酸化物を生成させるために、積極的に酸化処理を行うと良い。

[0083] 十分な量の鉄酸化物を得るためには、加熱する雰囲気と温度を管理することが必要となる。雰囲気の制御については直火型加熱炉の空気比を制御することで行う。空気比を高くし、燃料に対する空気の割合を多くすると、未反応の酸素が火炎中に残存し、その酸素で鋼板の酸化を促進することが可能となる。

[0084] さらに、加熱温度はＳｉやＭｎの含有量に応じて変化させても良い。鋼板表面でのＳｉやＭｎの酸化を抑制するために、ＳｉやＭｎを鋼板内部で酸化させると良い。ＳｉやＭｎの含有量が増加すると内部酸化に必要な酸素量も増加する。そのため、ＳｉやＭｎの含有量が多くなるほど、より高温で酸化したほうが良い。特にＳｉは鋼に添加されると鉄の酸化反応を抑制することが知られているため、Ｓｉ含有量がより多くなると、より高温で酸化したほうが良くなる。

[0085] 上記式（１）は、重回帰解析によって、Ｓｉ含有量、Ｍｎ含有量、および

直火型加熱炉空気比の、加熱炉出側温度（加熱到達温度T_1）に及ぼす影響度を解析した結果から求めた。

[0086] 以上より、第一加熱帯では上記式（１）から算出される加熱到達温度T_1（℃）以上の温度に加熱することが好ましい。但し、第一加熱帯での加熱時の空気比αの上限は過剰な鉄の酸化反応を抑制し、その後のピックアップ現象の発生を防止する目的から、１．５以下であることが好ましい。また、空気比が低くなると雰囲気の酸化性が弱くなり、式（１）を満足しても十分な酸化量を確保できない場合があるので、上記空気比αは０．９以上であることが好ましい。

[0087] また、第一加熱帯では、２００℃以上での平均昇温速度を１０～５０℃／秒とすると良い。５０℃／秒を超える平均昇温速度では第一加熱帯での加熱時間が短時間となってしまうため、十分な量の酸化鉄を形成できなくなってしまう。一方で、平均昇温速度が１０℃／秒未満では加熱に長時間要することになり、生産効率が低下してしまう。また、過剰な酸化鉄が形成することで、次の還元焼鈍において還元性雰囲気炉でＦｅ酸化物が剥離し、ピックアップ現象発生の原因となる。よって、２００℃以上での平均昇温速度を１０～５０℃／秒とする。

ここでの平均昇温速度（℃／秒）は、昇温終了温度（鋼板最高到達温度（T_1以上））（℃）と昇温開始温度（２００℃以上）との差を昇温時間（ｓ）で割ることにより得られる。

[0088] 後段の第二加熱帯では、前段の第一加熱帯後の冷延板を、直火型加熱炉で空気比≦０．９、T_1超えでの平均加熱速度が５℃／秒以上３０℃／秒以下の条件で、下記式（２）から算出されるT_2（℃）以上の温度に加熱する。

$T_2 = T_1 + 30$ ---（２）

[0089] 第二加熱帯は、続く還元焼鈍工程において、炉内の水素濃度を小さくしても、ピックアップ現象の発生を防止して、押し疵などのない美麗な表面外観を得ることを可能にする。

[0090] ピックアップ現象の発生を防止するためには、一旦酸化された鋼板表面の

一部（表層）を還元処理することが重要である。このような還元処理を行うには、直火型加熱炉のバーナーの空気比を０．９以下に制御することが必要である。空気比を低くし、O_2濃度を低下させることで鉄酸化物の表層が一部還元され、次工程の還元焼鈍時に、炉のロールと鉄酸化物の直接接触を避け、ピックアップ現象の発生を防止することができる。空気比が０．９を超えるとこの還元反応が起こりにくくなるため、空気比は０．９以下とする。また、直火型加熱炉での安定した燃焼を行うため空気比は０．７以上が好ましい。

[0091] 後段の第二加熱帯の加熱温度が式（２）で表されるT_2よりも低温になる場合には還元反応が起こりにくく、ピックアップ現象の発生抑制効果が得られない。また、T_2は不要な加熱コスト削減のため、７５０℃以下であることが好ましい。

[0092] また、第二加熱帯ではT_1超えでの平均昇温速度（平均加熱速度）を５℃／秒以上３０℃／秒以下とすると良い。３０℃／秒を超える平均昇温速度では第二加熱帯での加熱時間が短時間となってしまうため、十分な量の酸化鉄の還元反応が得られなくなってしまう。一方で、平均昇温速度が５℃／秒未満では加熱に長時間要することになり、生産効率が低下してしまう。なお、「T_1超えでの平均昇温速度」とはT_1超え～第二加熱帯での加熱到達温度までの平均加熱速度を意味する。ここでの平均昇温速度（平均加熱速度）（℃／秒）は、昇温終了温度（鋼板最高到達温度）（℃）と昇温開始温度との差を昇温時間（ｓ）で割ることにより得られる。

[0093] また、先に述べたように、酸化処理はN_2と５００体積ｐｐｍ以上のO_2とを含み、その他にＣＯ、CO_2、H_2O、NO_Xの一種または２種以上を含む雰囲気で行うことが好ましい。その理由は明らかではないが、これらのガス含むことで鋼板の酸化処理を比較的安定化するためである。

[0094] 前記酸化処理はラジアントチューブ型加熱炉を用いて行うことも好ましい場合がある。それは酸化処理用の雰囲気制御可能なチャンバーをラジアントチューブ型加熱炉内に設ける場合で、直火型加熱炉よりもメンテナンス性や

幅方向のバラツキを抑制できるメリットがある。

[0095] 更に、前記還元焼鈍はラジアントチューブ型加熱炉を用いて行うことが好ましい。また、ラジアントチューブ型加熱・均熱炉を用いて行うことが好ましい。その理由は炉内を還元雰囲気に制御することが容易で、設備コスト的にも優位性が高いためである。

[0096] 溶融亜鉛めっきとは、還元焼鈍後の焼鈍板に対して、０．１２～０．２２質量％のＡｌを含有した溶融亜鉛めっき浴で溶融亜鉛めっき処理を施す工程である。

[0097] 本発明では、亜鉛めっき浴中のＡｌ濃度を０．１２～０．２２質量％が好適である。０．１２質量％未満ではめっき時にＦｅ－Ｚｎ合金相が形成し、めっき密着性が劣化したり、外観のムラが発生したりすることがある。０．２２質量％超えでは、めっき時にめっき／地鉄界面に生成するＦｅ－Ａｌ合金相が厚く生成するため、溶接性が劣化する。また、浴中Ａｌが多いために、めっき鋼板表面にＡｌ酸化皮膜が多量に生成し、溶接性だけでなく外観性も損なわれる場合がある。

[0098] 溶融亜鉛めっき後には合金化処理を行う場合がある。その場合も本発明は有効である。

[0099] 合金化処理を行う場合のめっき浴中Ａｌ濃度は０．１２～０．１７質量％が好ましい。０．１２質量％未満ではめっき時にＦｅ－Ｚｎ合金相が形成し、めっき密着性が劣化したり、外観のムラが発生したりすることがある。０．１７質量％超えでは、めっき時にめっき／地鉄界面に生成するＦｅ－Ａｌ合金相が厚く生成し、Ｆｅ－Ｚｎ合金化反応の障壁となるために合金化温度が高温化し、機械特性が劣化する場合がある。

[0100] 溶融亜鉛めっき時のその他の条件は制限されるものではないが、例えば、溶融亜鉛めっき浴温度は通常の４４０～５００℃の範囲で、板温４４０～５５０℃で鋼板をめっき浴中に浸入させて行い、ガスワイピングなどで付着量を調整することが出来る。

[0101] 合金化処理として、溶融亜鉛めっき処理後の鋼板に対して、温度４５０～

５５０℃の範囲で１０～６０秒間の加熱を行う。

[0102] 合金化処理後の合金化度（めっき層内のＦｅ濃度）は特に制限されるものではないが、Ｆｅ濃度が７～１５質量％の合金化度が好ましい。７質量％未満ではη相が残存してプレス成形性に劣り、１５質量％を超えるとめっき密着性に劣る。

実施例

[0103] ［実施例１］

表１に示す化学成分の１．２ｍｍの冷間圧延板を、ＣＧＬで焼鈍および溶融めっき処理を行った。酸化加熱はノズルミックス型バーナーを有する直火型加熱炉により表２に示す条件にて行った。なお、酸化開始温度は３００℃とした。酸化開始温度は特にめっき外観に影響がないため、３００℃未満を酸化雰囲気としても良い。還元焼鈍はシールロールで２つの区域に分離されたラジアントチューブ型の加熱炉で表２に示す条件にて行い冷却した。引き続き、０．１３５質量％のＡｌを含有した４６０℃の亜鉛めっき浴を用いて溶融亜鉛めっき処理を施した後に、ガスワイピングで目付け量を片面当たり約５０ｇ／ｍ^{2}に調整した。一部の条件では、合金化処理を行った。表２中、第一還元焼鈍では、鋼板最高到達温度で表中に示す時間保持を行い、第二還元焼鈍では、鋼板最高到達温度で表中に示す時間保持を行った。

[0104]

[表1]

鋼記号	C	Si	Mn	P	S	N	Al	B	Ti	Cr	Mo	Cu	Ni	Nb	Sb	V	Ta	W	Zr	Sn	Ca	Mg	REM	
A	0.18	0.41	1.53	0.01	0.002	0.004	0.038	0.001	0.01	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	参考例
B	0.11	0.45	2.52	0.02	0.001	0.003	0.032	0.001	0.01	0.59	–	–	–	0.04	–	–	–	–	–	–	–	–	–	実施例
C	0.09	0.62	2.72	0.01	0.002	0.005	0.035	0.001	0.01	–	–	–	–	0.02	–	–	–	–	–	–	–	–	–	実施例
D	0.15	0.93	2.13	0.03	0.002	0.004	0.034	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	実施例
E	0.18	1.03	3.09	0.01	0.002	0.006	0.037	0.001	0.01	–	–	–	–	0.01	0.007	–	–	–	–	–	–	–	–	実施例
F	0.12	1.18	1.86	0.02	0.001	0.004	0.031	0.001	0.01	–	–	–	–	0.01	0.012	–	–	–	–	–	–	–	–	実施例
G	0.24	1.42	1.29	0.01	0.001	0.003	0.033	0.001	0.01	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	実施例
H	0.13	1.38	1.97	0.02	0.001	0.007	0.034	0.001	0.01	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	実施例
I	0.12	1.45	1.54	0.01	0.001	0.003	0.037	0.001	0.01	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	実施例
J	0.17	1.50	2.33	0.02	0.001	0.004	0.035	–	–	–	0.11	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	実施例
K	0.19	1.53	2.74	0.03	0.001	0.004	0.038	0.001	0.01	–	–	0.12	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	実施例
L	0.15	1.62	1.31	0.01	0.002	0.005	0.034	0.001	0.01	–	–	–	0.14	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	実施例
M	0.17	1.65	2.52	0.01	0.002	0.004	0.035	0.001	0.01	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	実施例
N	0.12	0.46	2.59	0.03	0.002	0.004	0.032	0.002	0.07	–	0.60	0.55	0.40	0.03	0.040	0.09	0.06	0.19	0.05	–	–	–	–	発明例
O	0.18	1.49	2.73	0.02	0.001	0.005	0.700	0.003	0.02	–	–	–	–	0.10	0.080	–	–	–	–	0.06	0.003	0.002	0.003	発明例

[0105]

[表2]

No.	鋼種	酸化処理		還元焼鈍								溶融めっき	合金化処理	区分
				第一還元焼鈍				第二還元焼鈍						
		鋼板最高到達温度 (℃)	O_2濃度 (体積ppm)	鋼板最高到達温度 (℃)	時間 (秒)	露点 (℃)	H_2濃度 (体積%)	鋼板最高到達温度 (℃)	時間 (秒)	露点 (℃)	H_2濃度 (体積%)			
1	K	820	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	比較例
2	K	480	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	比較例
3	K	680	400	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	比較例
4	K	780	1500	920	50	10	15	880	150	10	5	有	有	比較例
5	K	680	1500	640	50	10	15	770	150	10	5	有	有	比較例
6	K	680	1500	800	15	10	15	820	150	10	5	有	有	比較例
7	K	680	1500	800	50	25	15	820	150	10	5	有	有	比較例
8	K	680	1500	800	50	10	26	820	150	10	5	有	有	比較例
9	K	680	1500	800	50	10	4	820	150	10	5	有	有	比較例
10	K	680	1500	880	50	10	15	960	150	10	5	有	有	比較例
11	K	680	1500	720	50	10	15	690	150	10	5	有	有	比較例
12	K	680	1500	800	50	10	15	820	29	10	5	有	有	比較例
13	K	680	1500	800	50	10	15	820	150	25	5	有	有	比較例
14	K	680	1500	800	50	10	15	820	150	-15	5	有	有	比較例
15	K	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	9	有	有	比較例
16	K	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	1	有	有	比較例
17	K	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
18	K	800	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
19	K	750	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
20	K	600	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
21	K	520	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
22	K	680	3000	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
23	K	680	2000	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
24	K	680	1000	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
25	K	680	500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
26	K	680	1500	880	50	10	15	940	150	10	5	有	有	発明例
27	K	680	1500	850	50	10	15	880	150	10	5	有	有	発明例
28	K	680	1500	750	50	10	15	780	150	10	5	有	有	発明例
29	K	680	1500	660	50	10	15	710	150	10	5	有	有	発明例
30	K	680	1500	800	150	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
31	K	680	1500	800	100	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
32	K	680	1500	800	20	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
33	K	680	1500	800	50	20	15	820	150	10	5	有	有	発明例
34	K	680	1500	800	50	0	15	820	150	10	5	有	有	発明例
35	K	680	1500	800	50	-15	15	820	150	10	5	有	有	発明例
36	K	680	1500	800	50	-30	15	820	150	10	5	有	有	発明例
37	K	680	1500	800	50	-45	15	820	150	10	5	有	有	発明例
38	K	680	1500	800	50	10	25	820	150	10	5	有	有	発明例
39	K	680	1500	800	50	10	20	820	150	10	5	有	有	発明例
40	K	680	1500	800	50	10	10	820	150	10	5	有	有	発明例
41	K	680	1500	800	50	10	8	820	150	10	5	有	有	発明例
42	K	680	1500	800	50	10	5.2	820	150	10	4.8	有	有	発明例
43	K	680	1500	800	50	10	15	820	300	10	5	有	有	発明例
44	K	680	1500	800	50	10	15	820	200	10	5	有	有	発明例
45	K	680	1500	800	50	10	15	820	50	10	5	有	有	発明例
46	K	680	1500	800	50	10	15	820	150	20	5	有	有	発明例
47	K	680	1500	800	50	10	15	820	150	0	5	有	有	発明例
48	K	680	1500	800	50	10	15	820	150	-10	5	有	有	発明例
49	K	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	8	有	有	発明例
50	K	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	2	有	有	発明例
51	K	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	なし	発明例
52	B	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
53	C	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
54	D	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
55	E	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
56	F	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
57	G	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
58	H	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
59	I	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
60	J	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
61	L	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
62	M	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
63	A	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	参考例
64	N	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例
65	O	680	1500	800	50	10	15	820	150	10	5	有	有	発明例

[0106] 続いて、以上により得られた高強度溶融亜鉛めっき鋼板について対して、外観性を評価し、引張特性について調査した。更に、耐ＬＭＥ割れ性、脱水素挙動及び炉体へのダメージを評価した。以下に、測定方法および評価方法を示す。

[0107] ＜外観性＞

鋼板の外観を目視観察し、不めっき、ピックアップ現象による押し疵、または合金化ムラなどの外観不良がないものを「◎」、外観不良がわずかにあるが製品として許容範囲であるものを「○」、明瞭な合金化ムラ、不めっき、または押し疵があるものは「×」とした。上記評価が「○」、「◎」であれば、外観良好と判定した。

[0108] ＜引張特性＞

圧延方向を引張方向としてＪＩＳ５号試験片を用いてＪＩＳ　Ｚ２２４１に準拠した方法で行った。

[0109] ＜耐ＬＭＥ割れ性＞

溶融亜鉛めっき鋼板から圧延直角方向（ＴＤ）を長手、圧延方向を短手として、長手方向１５０ｍｍ×短手方向５０ｍｍに切り出した試験片を、同サイズに切り出した、溶融亜鉛めっき層の片面あたりのめっき付着量が５０ｇ／ｍ^{2}である試験用溶融亜鉛めっき鋼板（板厚１．２ｍｍ、ＴＳ：９８０ＭＰａ級）と重ねて板組とした。この板組は、試験片の溶融亜鉛めっき層と、市販の溶融亜鉛めっき鋼板の溶融亜鉛めっき層面とを合わせるように組み立てた。図１に示すように、この板組を、厚さ２．０ｍｍのスペーサーを介して、一部の部品形状で想定される最大の傾きである５°傾けた状態で固定台に固定した。スペーサーは、長手方向５０ｍｍ×短手方向４５ｍｍ×厚さ２．０ｍｍの一対の鋼板であり、この一対の鋼板各々の長手方向端面が、板組の短手方向両端面とそろうように配置した。したがって、スペーサーを構成する一対の鋼板間の距離は６０ｍｍとなる。固定台は、中央部に穴が開いた一枚の板である。

[0110] 次いで、サーボモータ加圧式で単相交流（５０Ｈｚ）の抵抗溶接機を用い

、板組を一対の電極（先端径：６ｍｍ）で加圧しつつ板組をたわませた状態で、加圧力：３．５ｋＮ、ホールドタイム：０．１０秒または０．１６秒、溶接部のナゲット径が５．９ｍｍになる溶接電流および溶接時間の条件（すなわち、溶接電流および溶接時間は、板組毎にナゲット径が５．９ｍｍとなるよう適宜調整する）にて抵抗溶接を施して溶接部付き板組とした。このとき、一対の電極は、鉛直方向の上下から板組を加圧し、下側の電極は、固定台の穴を通じて試験片を加圧した。加圧に際しては、一対の電極のうち下側の電極がスペーサーと固定台とが接する面を延長した平面に接するように、下側の電極と固定台とを固定し、上側の電極を可動とした。また、上側の電極が試験用溶融亜鉛めっき鋼板の中央部に接するようにした。

[0111] なお、ホールドタイムとは、溶接電流を流し終わってから電極を開放し始めるまでの時間を指す。また、ナゲット径とは、図２に示すように板組の長手方向におけるナゲットの端部１０の距離を指す。

[0112] 次いで、図２に示すように、前記溶接部付き板組を、溶接部（ナゲット）を含むように切断して、該溶接部の断面を光学顕微鏡（２００倍）で観察し、以下の基準で溶接部における耐抵抗溶接割れ特性を評価した。ここで、図２の上図は溶接部付き板組の平面図であり、切断位置を示す。図２の下図は切断後の板組の板厚方向断面を示す図面であり、試験片に発生したき裂を模式的に示してある。なお、試験用溶融亜鉛めっき鋼板に割れが発生した場合、試験片の応力が分散し、適切な評価とならない。このため、試験用溶融亜鉛めっき鋼板に割れが発生していないデータを実施例として採用した。

[0113] 下記の評価が「○」、「◎」であれば、溶接部における耐抵抗溶接割れ特性はそれぞれ良好、優良と判断し、「×」であれば、溶接部における耐抵抗溶接割れ特性に劣ると判断した。

[0114] ◎：ホールドタイム０．１０秒で０．１ｍｍ以上の長さのき裂が認められない。

○：ホールドタイム０．１０秒で０．１ｍｍ以上の長さのき裂が認められるが、ホールドタイム０．１６秒で０．１ｍｍ以上の長さのき裂が認められ

ない。

×：ホールドタイム０．１６秒で０．１ｍｍ以上の長さのき裂が認められる。

[0115] ＜脱水素挙動＞

溶融亜鉛めっき鋼板の幅中央部から、長軸長さ３０ｍｍ、短軸長さ５ｍｍの短冊状の試験片を採取し、その試験片のめっき層をリューターで除去し、直ちに、昇温脱離分析装置を用いて分析開始温度２５℃、分析終了温度３００℃、昇温速度２００℃／時間の条件で水素分析し、各温度において試験片表面から放出される水素量である放出水素量（質量ｐｐｍ／ｍｉｎ）を測定した。分析開始温度から３００℃までの放出水素量の合計を鋼中拡散性水素量として算出した。ここで、鋼中拡散性水素量が０．０１質量ｐｐｍ以下のものを最高「◎＋＋」とし、０．０６質量ｐｐｍ以下のものを極めて良好「◎＋」とし、０．１０質量ｐｐｍ以下のものを良好「◎」とし、０．３０質量ｐｐｍ以下を合格「〇」とした。また、経験上、鋼中拡散性水素量が０．３０質量ｐｐｍを超えると、鋼板の耐遅れ破壊特性が低下することが多いことから、０．３０質量ｐｐｍ以上は×とした。脱水素挙動は「◎」と「〇」の場合が優れると判定した。

[0116] ＜炉体ダメージ＞

炉体へのダメージは、焼鈍炉内の鉄皮（ＳＵＳ３１０Ｓ）に変色が認められたかどうか、目視によって評価した。ここで、鉄皮に変色が認められなかったものを「〇」とし、炉体ダメージを与えないと判定した。明らかに変色が認められたものを「×」とし炉体ダメージを与えると判定した。

以上により得られた結果を製造条件と併せて表３に示す。

[0117]

[表3]

No.	めっき外観	TS(MPa)	耐LME割れ特性	鋼板中拡散性水素量		炉体へのダメージ	区分
				(質量ppm)	判定		
1	×	1299	○	0.14	○	○	比較例
2	×	1308	○	0.13	○	○	比較例
3	×	1296	○	0.15	○	○	比較例
4	◎	1289	◎	0.12	○	×	比較例
5	◎	1399	×	0.16	○	○	比較例
6	×	1301	○	0.09	◎	○	比較例
7	×	1295	○	0.14	○	×	比較例
8	◎	1296	○	0.31	×	○	比較例
9	×	1285	◎	0.05	◎+	○	比較例
10	◎	1306	◎	0.13	○	×	比較例
11	◎	1295	×	0.12	○	○	比較例
12	◎	1305	×	0.21	○	○	比較例
13	◎	1303	◎	0.07	◎	×	比較例
14	◎	1298	×	0.22	○	○	比較例
15	◎	1303	×	0.28	○	○	比較例
16	◎	1311	◎	0.05	◎+	×	比較例
17	◎	1309	○	0.15	○	○	発明例
18	◎	1289	○	0.14	○	○	発明例
19	◎	1304	○	0.16	○	○	発明例
20	◎	1298	○	0.18	○	○	発明例
21	○	1305	○	0.14	○	○	発明例
22	◎	1303	○	0.13	○	○	発明例
23	◎	1307	○	0.12	○	○	発明例
24	◎	1296	○	0.15	○	○	発明例
25	◎	1299	○	0.14	○	○	発明例
26	◎	1362	◎	0.16	○	○	発明例
27	◎	1311	◎	0.17	○	○	発明例
28	◎	1312	○	0.18	○	○	発明例
29	◎	1346	○	0.14	○	○	発明例
30	◎	1302	○	0.26	○	○	発明例
31	◎	1303	○	0.21	○	○	発明例
32	◎	1299	○	0.13	○	○	発明例
33	◎	1293	◎	0.16	○	○	発明例
34	◎	1311	○	0.14	○	○	発明例
35	◎	1292	○	0.16	○	○	発明例
36	◎	1311	○	0.13	○	○	発明例
37	◎	1296	○	0.15	○	○	発明例
38	◎	1309	○	0.28	○	○	発明例
39	◎	1302	○	0.26	○	○	発明例
40	○	1311	○	0.12	○	○	発明例
41	○	1303	◎	0.08	◎	○	発明例
42	○	1296	◎	0.05	◎+	○	発明例
43	◎	1299	◎	0.09	◎	○	発明例
44	◎	1288	○	0.11	○	○	発明例
45	◎	1301	○	0.15	○	○	発明例
46	◎	1296	◎	0.08	◎	○	発明例
47	◎	1299	○	0.16	○	○	発明例
48	◎	1303	○	0.19	○	○	発明例
49	◎	1307	○	0.23	○	○	発明例
50	◎	1302	◎	0.06	◎+	○	発明例
51	◎	1297	○	0.21	○	○	発明例
52	◎	1219	○	0.15	○	○	発明例
53	◎	1012	○	0.14	○	○	発明例
54	◎	949	○	0.16	○	○	発明例
55	◎	1423	○	0.15	○	○	発明例
56	◎	751	○	0.17	○	○	発明例
57	◎	805	○	0.16	○	○	発明例
58	◎	809	○	0.14	○	○	発明例
59	◎	609	○	0.13	○	○	発明例
60	◎	1039	○	0.15	○	○	発明例
61	◎	785	○	0.12	○	○	発明例
62	◎	1198	○	0.16	○	○	発明例
63	◎	1026	○	0.13	○	○	参考例
64	◎	1198	○	0.15	○	○	発明例
65	◎	1280	○	0.20	○	○	発明例

[0118] 表３より、本発明例は、Ｓｉを含有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板であるにもかかわらず、耐ＬＭＥ割れ性に優れ、めっき外観も良好であり、鋼板中拡散性水素量も少なく、良好な耐遅れ破壊特性が期待でき、炉体へのダメージも少ない。一方、本発明範囲外で製造された比較例は、耐ＬＭＥ割れ性、めっき外観、鋼板中拡散性水素量、炉体へのダメージのいずれか一つ以上が劣る。

[0119] ［実施例２］

同様に表１に示す化学成分の１．２ｍｍの冷間圧延板を、ＣＧＬで焼鈍および溶融めっき処理を行った。酸化加熱は２つの区域に分離されたノズルミックス型バーナーを有する直火型加熱炉により表４に示す条件にて行った。還元焼鈍はシールロールで２つの区域に分離されたラジアントチューブ型の加熱炉で表４に示す条件にて行い冷却した。引き続き、０．１３５％のＡｌを含有した４６０℃の浴を用いて溶融亜鉛めっき処理を施した後にガスワイピングで目付け量を約５０ｇ／ｍ^{2}に調整した。一部の条件では、合金化処理を行った。表４中、第一還元焼鈍では、鋼板最高到達温度で表中に示す時間保持を行い、第二還元焼鈍では、鋼板最高到達温度で表中に示す時間保持を行った。

[0120] 続いて、以上により得られた高強度溶融亜鉛めっき鋼板について対して、実施例１と同様にして、外観性を評価し、引張特性について調査した。更に、耐ＬＭＥ割れ性、脱水素挙動及び炉体へのダメージを評価した。

[0121]

[表4]

No.	鋼種	酸化処理										還元焼鈍								溶融めっき	合金化処理	区分
		前段第一加熱					後段第二加熱					第一還元焼鈍				第二還元焼鈍						
		200℃以上の平均昇温速度 (℃/秒)	T_1 (℃)	鋼板最高到達温度 (℃)	O_2濃度 (体積ppm)	空気比	T_1超えの平均加熱速度 (℃/秒)	T_2 (℃)	鋼板最高到達温度 (℃)	O_2濃度 (体積ppm)	空気比	鋼板最高到達温度 (℃)	時間 (秒)	露点 (℃)	H_2濃度 (体積%)	鋼板最高到達温度 (℃)	時間 (秒)	露点 (℃)	H_2濃度 (体積%)			
1	K	55	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.3	820	150	10	4.6	有	有	発明例
2	K	20	640.4	630	1000	1.05	10	670.4	680	20	0.85	800	50	10	5.2	820	150	10	4.7	有	有	発明例
3	K	20	636.1	630	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.1	820	150	10	4.7	有	有	発明例
4	K	20	627.5	620	3000	1.20	10	657.5	680	20	0.85	800	50	10	5.4	820	150	10	4.6	有	有	発明例
5	K	20	636.1	640	2000	1.10	35	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.1	820	150	10	4.6	有	有	発明例
6	K	20	636.1	640	2000	1.10	3	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.0	820	150	10	4.7	有	有	発明例
7	K	20	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	660	20	0.85	800	50	10	5.4	820	150	10	4.7	有	有	発明例
8	K	20	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	115	0.95	800	50	10	5.3	820	150	10	4.5	有	有	発明例
9	K	50	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.2	820	150	10	4.6	有	有	発明例
10	K	35	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.1	820	150	10	4.6	有	有	発明例
11	K	10	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.3	820	150	10	4.6	有	有	発明例
12	K	20	636.1	650	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.0	820	150	10	4.7	有	有	発明例
13	K	20	636.1	680	2000	1.10	10	666.1	710	20	0.85	800	50	10	5.4	820	150	10	4.5	有	有	発明例
14	K	20	640.4	645	1000	1.05	10	670.4	680	20	0.85	800	50	10	5.3	820	150	10	4.5	有	有	発明例
15	K	20	627.5	640	3000	1.20	10	657.5	680	20	0.85	800	50	10	5.1	820	150	10	4.5	有	有	発明例
16	K	20	618.9	640	4000	1.30	10	648.9	680	20	0.85	800	50	10	5.4	820	150	10	4.6	有	有	発明例
17	K	20	636.1	640	2000	1.10	30	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.2	820	150	10	4.7	有	有	発明例
18	K	20	636.1	640	2000	1.10	20	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.4	820	150	10	4.5	有	有	発明例
19	K	20	636.1	640	2000	1.10	5	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.1	820	150	10	4.6	有	有	発明例
20	K	20	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	670	20	0.85	800	50	10	5.3	820	150	10	4.5	有	有	発明例
21	K	20	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	700	20	0.85	800	50	10	5.2	820	150	10	4.7	有	有	発明例
22	K	20	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	750	20	0.85	800	50	10	5.0	820	150	10	4.5	有	有	発明例
23	K	20	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	780	20	0.85	800	50	10	5.4	820	150	10	4.6	有	有	発明例
24	K	20	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	23	0.90	800	50	10	5.1	820	150	10	4.6	有	有	発明例
25	K	20	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	15	0.75	800	50	10	5.3	820	150	10	4.7	有	有	発明例
26	K	20	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.0	820	150	10	4.5	有	有	発明例
27	K	20	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.3	820	150	10	4.5	有	無	発明例
28	B	20	603.9	600	2000	1.10	10	633.9	630	20	0.85	800	50	10	5.1	820	150	10	4.5	有	有	発明例
29	B	20	603.9	605	2000	1.10	10	633.9	635	20	0.85	800	50	10	5.4	820	150	10	4.5	有	有	発明例
30	C	20	610.3	605	2000	1.10	10	640.3	635	20	0.85	800	50	10	5.3	820	150	10	4.7	有	有	発明例
31	C	20	610.3	615	2000	1.10	10	640.3	645	20	0.85	800	50	10	5.1	820	150	10	4.6	有	有	発明例
32	D	20	614.3	610	2000	1.10	10	644.3	640	20	0.85	800	50	10	5.2	820	150	10	4.6	有	有	発明例
33	D	20	614.3	615	2000	1.10	10	644.3	645	20	0.85	800	50	10	5.4	820	150	10	4.5	有	有	発明例
34	E	20	624.8	620	2000	1.10	10	654.8	650	20	0.85	800	50	10	5.1	820	150	10	4.7	有	有	発明例
35	E	20	624.8	625	2000	1.10	10	654.8	655	20	0.85	800	50	10	5.0	820	150	10	4.5	有	有	発明例
36	F	20	619.2	615	2000	1.10	10	649.2	645	20	0.85	800	50	10	5.2	820	150	10	4.5	有	有	発明例
37	F	20	619.2	620	2000	1.10	10	649.2	650	20	0.85	800	50	10	5.4	820	150	10	4.6	有	有	発明例
38	G	20	621.5	620	2000	1.10	10	651.5	650	20	0.85	800	50	10	5.1	820	150	10	4.7	有	有	発明例
39	G	20	621.5	625	2000	1.10	10	651.5	655	20	0.85	800	50	10	5.3	820	150	10	4.5	有	有	発明例
40	H	20	625.8	620	2000	1.10	10	655.8	650	20	0.85	800	50	10	5.3	820	150	10	4.5	有	有	発明例
41	H	20	625.8	630	2000	1.10	10	655.8	660	20	0.85	800	50	10	5.2	820	150	10	4.7	有	有	発明例
42	I	20	624.3	620	2000	1.10	10	654.3	650	20	0.85	800	50	10	5.1	820	150	10	4.5	有	有	発明例
43	I	20	624.3	630	2000	1.10	10	654.3	660	20	0.85	800	50	10	5.4	820	150	10	4.6	有	有	発明例
44	J	20	632.0	630	2000	1.10	10	662.0	660	20	0.85	800	50	10	5.0	820	150	10	4.7	有	有	発明例
45	J	20	632.0	635	2000	1.10	10	662.0	665	20	0.85	800	50	10	5.2	820	150	10	4.7	有	有	発明例
46	L	20	627.3	625	2000	1.10	10	657.3	655	20	0.85	800	50	10	5.1	820	150	10	4.5	有	有	発明例
47	L	20	627.3	630	2000	1.10	10	657.3	660	20	0.85	800	50	10	5.0	820	150	10	4.7	有	有	発明例
48	M	20	637.7	635	2000	1.10	10	667.7	665	20	0.85	800	50	10	5.1	820	150	10	4.6	有	有	発明例
49	M	20	637.7	640	2000	1.10	10	667.7	670	20	0.85	800	50	10	5.0	820	150	10	4.6	有	有	発明例
50	A	20	594.9	600	2000	1.10	10	624.9	630	20	0.85	800	50	10	5.2	820	150	10	4.5	有	有	参考例
51	N	20	604.7	590	2000	1.10	10	634.7	630	20	0.85	800	50	10	5.1	820	150	10	4.6	有	有	発明例
52	N	20	604.7	610	2000	1.10	10	634.7	640	20	0.85	800	50	10	5.2	820	150	10	4.5	有	有	発明例
53	O	20	634.9	630	2000	1.10	10	664.9	660	20	0.85	800	50	10	5.0	820	150	10	4.7	有	有	発明例
54	O	20	634.9	640	2000	1.10	10	664.9	670	20	0.85	800	50	10	5.2	820	150	10	4.6	有	有	発明例

[0122] 以上により得られた結果を表５に示す。

[0123]

[表5]

No.	めっき外観	TS (MPa)	耐LME割れ特性	鋼板中拡散性水素量		炉体へのダメージ	区分
				(質量ppm)	判定		
1	○	1298	◎	0.05	◎+	○	発明例
2	○	1304	◎	0.06	◎+	○	発明例
3	○	1303	◎	0.05	◎+	○	発明例
4	○	1299	◎	0.04	◎+	○	発明例
5	○	1303	◎	0.03	◎+	○	発明例
6	○	1297	◎	0.05	◎+	○	発明例
7	○	1308	◎	0.06	◎+	○	発明例
8	○	1301	◎	0.05	◎+	○	発明例
9	◎	1297	◎	0.03	◎+	○	発明例
10	◎	1295	◎	0.04	◎+	○	発明例
11	◎	1302	◎	0.06	◎+	○	発明例
12	◎	1303	◎	0.06	◎+	○	発明例
13	◎	1304	◎	0.05	◎+	○	発明例
14	◎	1302	◎	0.05	◎+	○	発明例
15	◎	1307	◎	0.03	◎+	○	発明例
16	◎	1306	◎	0.05	◎+	○	発明例
17	◎	1299	◎	0.06	◎+	○	発明例
18	◎	1295	◎	0.04	◎+	○	発明例
19	◎	1293	◎	0.05	◎+	○	発明例
20	◎	1296	◎	0.04	◎+	○	発明例
21	◎	1295	◎	0.06	◎+	○	発明例
22	◎	1297	◎	0.03	◎+	○	発明例
23	◎	1299	◎	0.05	◎+	○	発明例
24	◎	1301	◎	0.04	◎+	○	発明例
25	◎	1302	◎	0.05	◎+	○	発明例
26	◎	1303	◎	0.05	◎+	○	発明例
27	◎	1300	◎	0.04	◎+	○	発明例
28	○	1219	◎	0.05	◎+	○	発明例
29	◎	1222	◎	0.06	◎+	○	発明例
30	○	986	◎	0.05	◎+	○	発明例
31	◎	984	◎	0.05	◎+	○	発明例
32	○	960	◎	0.04	◎+	○	発明例
33	◎	957	◎	0.05	◎+	○	発明例
34	○	1426	◎	0.06	◎+	○	発明例
35	◎	1431	◎	0.05	◎+	○	発明例
36	○	752	◎	0.04	◎+	○	発明例
37	◎	746	◎	0.06	◎+	○	発明例
38	○	835	◎	0.05	◎+	○	発明例
39	◎	837	◎	0.04	◎+	○	発明例
40	○	812	◎	0.05	◎+	○	発明例
41	◎	819	◎	0.05	◎+	○	発明例
42	○	613	◎	0.05	◎+	○	発明例
43	◎	615	◎	0.05	◎+	○	発明例
44	○	1020	◎	0.05	◎+	○	発明例
45	◎	1019	◎	0.06	◎+	○	発明例
46	○	789	◎	0.04	◎+	○	発明例
47	◎	791	◎	0.05	◎+	○	発明例
48	○	1185	◎	0.06	◎+	○	発明例
49	◎	1189	◎	0.05	◎+	○	発明例
50	◎	1031	◎	0.05	◎+	○	参考例
51	○	1214	◎	0.05	◎+	○	発明例
52	◎	1216	◎	0.04	◎+	○	発明例
53	○	1298	◎	0.07	◎+	○	発明例
54	◎	1295	◎	0.05	◎+	○	発明例

[0124] 表５より、本発明例は、Ｓｉを含有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板であるにもかかわらず、耐ＬＭＥ割れ性に優れ、めっき外観も良好であり、鋼板中

拡散性水素量も少なく、良好な耐遅れ破壊特性が期待でき、炉体へのダメージも少ない。さらに、酸化加熱工程を２つの区域に分離された直火型加熱炉を用いたことで、耐ＬＭＥ割れ性、めっき外観、鋼中拡散性水素の低減を高いレベルで両立している。

[0125] ［実施例３］

同様に表１に示す化学成分の１．２ｍｍの冷間圧延板を、ＣＧＬで焼鈍および溶融めっき処理を行った。酸化加熱は２つの区域に分離されたノズルミックス型バーナーを有する直火型加熱炉により表６に示す条件にて行った。還元焼鈍はシールロールで２つの区域に分離されたラジアントチューブ型の加熱炉で表６に示す条件にて行い冷却した。還元焼鈍における焼鈍炉内の第一還元焼鈍、第二還元焼鈍の水素濃度は、ともに低濃度化した。

引き続き、０．１３５％のＡｌを含有した４６０℃の浴を用いて溶融亜鉛めっき処理を施した後にガスワイピングで目付け量を約５０ｇ／ｍ^{2}に調整した。一部の条件では、合金化処理を行った。表６中、第一還元焼鈍では、鋼板最高到達温度で表中に示す時間保持を行い、第二還元焼鈍では、鋼板最高到達温度で表中に示す時間保持を行った。

[0126] 続いて、以上により得られた高強度溶融亜鉛めっき鋼板に対して、実施例１と同様にして、外観性を評価し、引張特性について調査した。更に、耐ＬＭＥ割れ性、脱水素挙動及び炉体へのダメージを評価した。

[0127]

[表6]

No.	鋼種	酸化処理									還元焼鈍										溶融めっき	合金化処理	区分
		前段第一加熱					後段第二加熱				第一還元焼鈍					第二還元焼鈍							
		200℃以上の平均昇温速度 (℃/秒)	T_1 ℃	鋼板最高到達温度 (℃)	O_2濃度 (体積ppm)	空気比	T_1超えの平均加熱速度 (℃/秒)	T_2 ℃	鋼板最高到達温度 (℃)	O_2濃度 (体積ppm)	空気比	鋼板最高到達温度 (℃)	時間 (秒)	露点 (℃)	H_2濃度 (体積%)	鋼板最高到達温度 (℃)	時間 (秒)	露点 (℃)	H_2濃度 (体積%)			
1	K	20	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	11.8	820	150	10	4.1	有	有	発明例
2	K	20	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	8.3	820	150	10	4.3	有	有	発明例
3	K	20	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.1	820	150	10	4.7	有	有	発明例
4	K	21	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	25.0	820	150	10	2.1	有	有	発明例
5	K	22	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	15.0	820	150	10	2.5	有	有	発明例
6	K	20	636.1	650	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	11.9	820	150	10	2.1	有	有	発明例
7	K	20	636.1	680	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	7.9	820	150	10	2.5	有	有	発明例
8	K	20	636.1	640	2000	1.10	10	666.1	680	20	0.85	800	50	10	5.5	820	150	10	2.8	有	有	発明例

[0128] 以上により得られた結果を表７に示す。

[0129]

[表7]

No.	めっき外観	TS (MPa)	耐LME割れ特性	鋼板中拡散性水素量		炉体へのダメージ	区分
				(質量ppm)	判定		
1	◎	1291	◎	0.06	◎+	○	発明例
2	◎	1301	◎	0.05	◎+	○	発明例
3	◎	1300	◎	0.04	◎+	○	発明例
4	◎	1297	◎	0.06	◎+	○	発明例
5	◎	1299	◎	0.05	◎+	○	発明例
6	◎	1298	◎	0.01	◎++	○	発明例
7	◎	1297	◎	0.00	◎++	○	発明例
8	◎	1302	◎	0.00	◎++	○	発明例

[0130] 表７より、本発明例は、Ｓｉを含有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板であるにもかかわらず、耐ＬＭＥ割れ性に優れ、めっき外観も良好であり、鋼板中拡散性水素量も少なく、良好な耐遅れ破壊特性が期待でき、炉体へのダメージも少ない。さらに、焼鈍炉内の水素濃度を低濃度化したことで、鋼中拡散性水素を極限まで低減することができる。

産業上の利用可能性

[0131] 本発明の製造方法で得られた高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、外観品質、耐抵抗溶接割れ特性に優れ、同時に水素脆化に起因する耐遅れ破壊特性の劣化を抑制可能であり、自動車の車体そのものを軽量化かつ高強度化するための表面処理鋼板として利用することができる。

符号の説明

[0132] １　試験用溶融亜鉛めっき鋼板

２　試験片

３　スペーサー

４　電極

５　固定台

６　ナゲット

７　ナゲット径

８　切断線

請求の範囲

[請求項1] 質量％で、Ｓｉ：０．４５％以上２．０％以下を含有する鋼板を酸化処理し、次いで還元焼鈍した後、溶融亜鉛めっきを行う高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法であって、

前記酸化処理では、N_2と５００体積ｐｐｍ以上のO_2を含む雰囲気中で、鋼板を５００℃以上８００℃以下の範囲に設ける酸化工程で酸化させ、

前記還元焼鈍を前段と後段の異なる雰囲気中で行い、前段の第一還元焼鈍では、鋼板を焼鈍雰囲気の露点－４５℃以上＋２０℃以下で、水素を５．０体積％以上２５体積％以下、残部N_2を含む雰囲気中で６５０℃以上９００℃以下の温度に２０秒以上１５０秒以下保持し、

後段の第二還元焼鈍では、前記第一還元焼鈍後の鋼板を、焼鈍雰囲気の露点－１０℃以上＋２０℃以下で、水素を２．０体積％以上８．０体積％以下、残部N_2を含み、かつ、前段の第一還元焼鈍における水素濃度をH_2a、後段の第二還元焼鈍における水素濃度をH_2bとした時に、$H_2a > H_2b$となるように水素濃度を調整した雰囲気中で、７００℃以上９５０℃以下の温度に３０秒以上３００秒以下保持した後に溶融亜鉛めっきを行う高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項2] 前記還元焼鈍は、鋼板走行方向に２以上に分割された、２以上の異なる雰囲気で焼鈍が可能である焼鈍炉を用いる請求項１に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項3] 鋼板に、溶融亜鉛めっきを施した後、溶融亜鉛めっきの合金化処理を行う請求項１または２に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項4] 前記酸化処理を、還元焼鈍の前工程として実施する鋼板の昇温工程で行う請求項１～３のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項5] 前記酸化処理を、５００℃以上８００℃以下の少なくとも５０℃以上の温度範囲で行う請求項４に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項6] 前記酸化処理を、直火型加熱炉（ＤＦＦ）を用い、少なくとも加熱炉内雰囲気の一部の空気比を１．０以上とすることで、鋼板表面を酸化させる請求項１～５のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項7] 前記酸化処理は、鋼板走行方向に２以上に分割され、２以上の雰囲気で酸化が可能である直火型加熱炉を用い、

加熱炉前段の第一加熱帯では、前記酸化処理を行う温度域の空気比をαとしたとき、２００℃以上での平均昇温速度が１０℃／秒以上５０℃／秒以下の条件で、下記式（１）から算出されるT_1（℃）以上の温度に加熱し、

加熱炉後段の第二加熱帯では、第一加熱帯を経た鋼板を、空気比≦０．９、T_1（℃）超えの平均加熱速度が５℃／秒以上３０℃／秒以下の条件で、下記式（２）から算出されるT_2（℃）以上の温度に加熱する請求項１～６のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

T_1＝２８．２［Ｓｉ］＋７．９５［Ｍｎ］－８６．２α＋６６６　－－－（１）

T_2＝T_1＋３０　－－－（２）

ここで、［Ｓｉ］は鋼板に含まれるＳｉ含有量（質量％）であり、［Ｍｎ］は鋼板に含まれるＭｎ含有量（質量％）である。

[請求項8] 前記酸化処理を、N_2と５００体積ｐｐｍ以上のO_2を含み、その他にＣＯ、CO_2、H_2O、NO_Xの一種または二種以上を含む雰囲気にて行う請求項１～７のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項9] 前記酸化処理を、ラジアントチューブ型加熱炉を用いて行う請求項

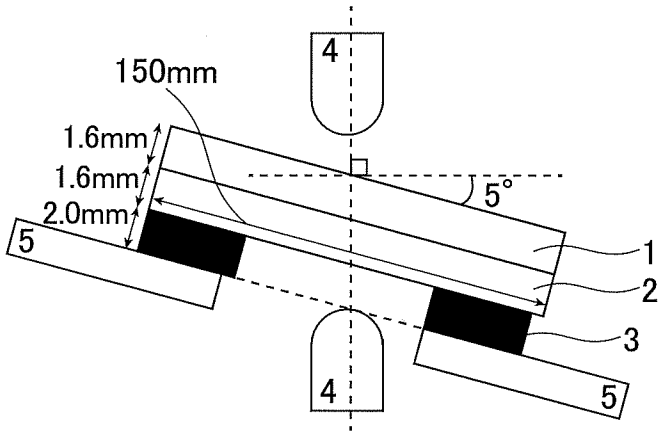
１～５、８のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項10] 前記還元焼鈍を、ラジアントチューブ型加熱・均熱炉を用いて行う請求項１～５、８、９のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

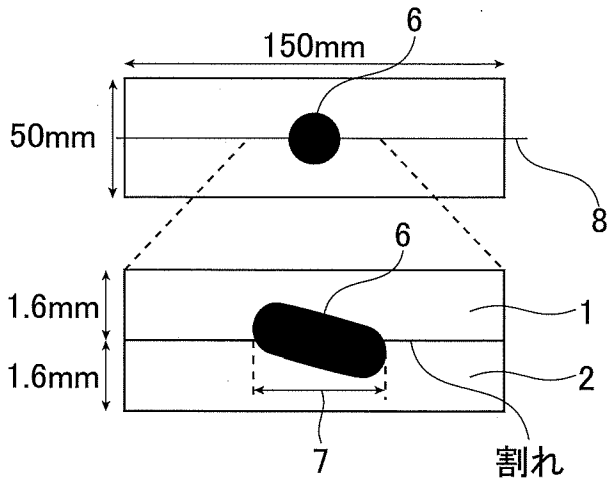
[請求項11] 前記第二還元焼鈍で、焼鈍雰囲気の水素が２．０体積％以上５．０体積％未満、残部N_2を含む請求項１～１０のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項12] 前記第一還元焼鈍では、焼鈍雰囲気の水素が５．０体積％以上１２体積％以下、残部N_2を含み、前記第二還元焼鈍で、焼鈍雰囲気の水素が２．０体積％以上３．０体積％未満、残部N_2を含む請求項１～１１のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[図1]


150mm
4
1.6mm
1.6mm
2.0mm
5°
5
1
2
3
4
5

[図2]


150mm
6
50mm
8
6
1.6mm
1.6mm
1
2
7
割れ

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2023/016785

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C21D 9/46(2006.01)i; ***C21D 9/56***(2006.01)i; ***C23C 2/02***(2006.01)i; ***C23C 2/06***(2006.01)i; ***C23C 2/28***(2006.01)i; *C22C 38/00*(2006.01)n; *C22C 38/06*(2006.01)n; *C22C 38/60*(2006.01)n
FI: C21D9/46 J; C21D9/56 101B; C23C2/02; C23C2/06; C23C2/28; C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/60

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)

C21D9/46; C21D9/56; C23C2/002/40; 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 1971-2023
Registered utility model specifications of Japan 1996-2023
Published registered utility model applications of Japan 1994-2023

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2012-149307 A (JFE STEEL CORPORATION) 09 August 2012 (2012-08-09) claims	1-12
A	WO 2021/166350 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 26 August 2021 (2021-08-26) claims	1-12
A	JP 2014-525986 A (THYSSENKRUPP STEEL EUROPE AG) 02 October 2014 (2014-10-02) claims	1-12
A	WO 2014/073520 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 15 May 2014 (2014-05-15) claims, tables 2-1, 2-2	1-12

☐ 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
08 June 2023	**20 June 2023**
Name and mailing address of the ISA/JP **Japan Patent Office (ISA/JP)** **3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915** **Japan**	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2023/016785

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP 2012-149307 A	09 August 2012	(Family: none)	
WO 2021/166350 A1	26 August 2021	EP 4108793 A1 claims CN 115003847 A	
JP 2014-525986 A	02 October 2014	US 2014/0251505 A1 claims WO 2013/007578 A2	
WO 2014/073520 A1	15 May 2014	EP 2918696 A1 claims, tables 2-1, 2-2 US 2015/0275345 A1 US 2019/0078190 A1 CN 104769146 A	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2023/016785

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

C21D 9/46(2006.01)i; C21D 9/56(2006.01)i; C23C 2/02(2006.01)i; C23C 2/06(2006.01)i; C23C 2/28(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)n; C22C 38/06(2006.01)n; C22C 38/60(2006.01)n
FI: C21D9/46 J; C21D9/56 101B; C23C2/02; C23C2/06; C23C2/28; C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/60

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））

C21D9/46; C21D9/56; C23C2/002/40; 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	１９７１－２０２３年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２３年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２３年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー*	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 2012-149307 A（ＪＦＥスチール株式会社）09.08.2012（2012-08-09） 特許請求の範囲	1-12
A	WO 2021/166350 A1（ＪＦＥスチール株式会社）26.08.2021（2021-08-26） 請求の範囲	1-12
A	JP 2014-525986 A（ティッセンクルップ スチール ヨーロッパ アクチェンゲゼルシャフト）02.10.2014（2014-10-02） 特許請求の範囲	1-12
A	WO 2014/073520 A1（新日鐵住金株式会社）15.05.2014（2014-05-15） 請求の範囲，表2-1，表2-2	1-12

☐ 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	国際調査報告の発送日
08.06.2023	20.06.2023

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

権限のある職員（特許庁審査官）
鈴木　毅 4K 9154
電話番号 03-3581-1101 内線 3435

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2023/016785

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 2012-149307 A	09.08.2012	（ファミリーなし）	
WO 2021/166350 A1	26.08.2021	EP 4108793 A1 Claims CN 115003847 A	
JP 2014-525986 A	02.10.2014	US 2014/0251505 A1 Claims WO 2013/007578 A2	
WO 2014/073520 A1	15.05.2014	EP 2918696 A1 Claims, Table2-1, Table2-2 US 2015/0275345 A1 US 2019/0078190 A1 CN 104769146 A	