

(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
2016年5月12日(12.05.2016)



(10) 国際公開番号
WO 2016/072479 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C23C 2/28 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C23C 2/40 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01) C22C 18/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/081237
- (22) 国際出願日: 2015年11月5日(05.11.2015)
- (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 2014-225525 2014年11月5日(05.11.2014) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 川田 裕之(KAWATA Hiroyuki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 安井 健志(YASUI Takeshi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 植田 浩平(UEDA Kohei); 〒1008071 東

京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 丸山 直紀(MARUYAMA Naoki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 山口 裕司(YAMAGUCHI Yuji); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 内田 智史(UCHIDA Satoshi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 駒見 亮介(KOMAMI Ryosuke); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 荒井 隼人(ARAI Hayato); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 中村 登代充(NAKAMURA Toyomitsu); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 志賀 正武, 外(SHIGA Masatake et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 Tokyo (JP).

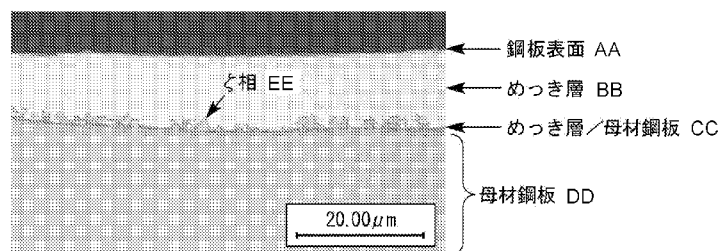
(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES,

[続葉有]

(54) Title: HOT-DIP GALVANIZED STEEL SHEET

(54) 発明の名称: 溶融亜鉛めっき鋼板

[図1]



AA Surface of steel sheet
BB Plating layer
CC Plating layer/base steel sheet
DD Base steel sheet
EE ζ phase

(57) Abstract: A hot-dip galvanized steel sheet comprising a base steel sheet and a hot-dip galvanizing layer, the hot-dip galvanized steel sheet having a hot-dip galvanizing layer in which columnar crystals comprising 5% or less of Fe, 1.0% or less of Al, and a ζ phase are interposed in 20% or more of the entire interface of the plating layer and the steel sheet on the surface of a base steel sheet in which a ferrite phase constitutes 50% or less and a hard structure constitutes 50% or more in terms of volume ratio in a range of 1/8 thickness to 3/8 thickness from the surface of the base steel sheet, and, in a range to a depth of 20 μm in the base steel sheet starting from the interface of the plating layer and the base steel sheet, the volume ratio of residual austenite is 3% or less and the volume ratio of the hard structure is 0.10-0.90 times the volume ratio thereof in the range of 1/8 thickness to 3/8 thickness, the hot-dip galvanized steel sheet having a refined layer on the interface side of the base steel sheet, and the average thickness of the refined layer, the average grain size of a ferrite phase in the refined layer, and the maximum diameter of oxides included in the refined layer each being prescribed.

(57) 要約:

[続葉有]



WO 2016/072479 A1



FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, 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.

- (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

ロシア (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:

- 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

母材鋼板と溶融亜鉛めっき層からなり、母材鋼板表面から 1/8 厚～3/8 厚の範囲において体積分率でフェライト相 50%以下、硬質組織 50%以上であり、めっき層と母材鋼板の界面を起点とする母材鋼板深さ 20μm までの範囲において残留オーステナイトの体積分率 3%以下、硬質組織の体積分率を、1/8 厚～3/8 厚の範囲における体積分率の 0.10～0.90 倍とした母材鋼板の表面に、Fe:5%以下、Al:1.0%以下、と相からなる柱状晶をめっき層と鋼板との全界面のうち 20%以上に介在させている溶融亜鉛めっき層を有し、母材鋼板の界面側に微細化層を有し、微細化層の平均厚さ、微細化層内のフェライト相の平均粒径、微細化層に含まれる酸化物の最大径が個々に規定された溶融亜鉛めっき鋼板。

明 細 書

発明の名称： 溶融亜鉛めっき鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、溶融亜鉛めっき鋼板に関する。本発明は、特に延性、曲げ性、穴広げ性および曲げ変形時のめっき密着性に優れ、かつ、耐連続曲げ疲労特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板に関する。

本願は、2014年11月5日に、日本に出願された特願2014-225525号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 近年、主に自動車の骨格部材に使用される鋼板についての高強度化の要求が高まってきている。これら高強度鋼板においては、複雑な部材形状を得るために延性、曲げ性および伸びフランジ成形性といった成形性が要求とされる。また、自動車用部材として使用する時には絶えず振動に晒されるため、高い耐疲労特性も求められる。さらに、自動車用鋼板については、一般に屋外で使用されるため、優れた耐食性が要求されるのが通常である。

[0003] ところで、自動車の外板などの用途においては、プレス加工により板の周辺部に苛酷な曲げ加工（ヘム曲げ）を施すのが通常である。また自動車外板のみならず、その他の用途においても、プレス加工により苛酷な曲げ加工や、穴広げ加工などを施して使用することが多い。そして、従来の溶融亜鉛めっき鋼板に苛酷な曲げ加工や穴広げ加工などを施した場合、その加工部分で、めっき層が母材鋼板から剥離してしまうことがあった。このようにめっき層が剥離すれば、その個所の耐食性が失われて、母材鋼板に早期に腐食、発錆が生じてしまう問題がある。まためっき層の剥離には至らないまでも、めっき層と母材鋼板との密着性が失われて、その部分にわずかでも空隙が生じれば、その空隙に外気や水分が浸入する。このため、めっき層による防食機能が失われ、前記同様に母材鋼板に早期に腐食、発錆が生じてしまう。

これらのような問題から、苛酷な曲げ加工などを施して使用される高強度

鋼板としては、母材鋼板に対するめっき層の密着性が優れた溶融亜鉛めっき層を備えためっき鋼板が強く望まれている。

[0004] めっき層の密着性を高めるため、例えば特許文献1～3に代表されるように、鋼板の内部に酸化物を生成させ、めっき剥離の原因となる地鉄とめっき層の界面の酸化物を減らす方法が提案されている。しかしながら、このような酸化物を鋼板表層で生成させる場合、鋼板表層の炭素が酸素と結びついてガス化し、結果、炭素が鋼板から離脱する。このため、特許文献1～3に記載の技術では鋼板において炭素が離脱した領域の強度が著しく低下する場合がある。鋼板表層の強度が低下した場合、表層部の特性に強く依存する耐疲労特性は劣化し、疲労限強度が大きく低下する懸念がある。

[0005] あるいは、めっき層の密着性を高めるため、特許文献4では、一般的な焼鈍工程の前に新たな焼鈍工程および酸洗工程を追加して施すことで、母材鋼板表面を改質し、めっき密着性を高める方法が提案されている。しかしながら、特許文献4に記載の方法では、一般的な高強度めっき鋼板の製造方法に対し、工程が増えるため、コストの面で課題がある。

[0006] さらに、特許文献5においては、母材鋼板の表層部から炭素を除去し、めっきの密着性を高める方法が提案されている。しかしながら、特許文献5に記載の方法では、炭素を除去した領域の強度が著しく低下する。この場合、特許文献5に記載の方法では、表層部の特性に強く依存する耐疲労特性が劣化し、疲労限強度が大きく低下する懸念がある。

[0007] また、特許文献6、7では、めっき層中のMn、AlおよびSi量を好適な範囲に制御し、めっき密着性を向上した鋼板が提案されている。これら特許文献6、7に記載の鋼板では、製造時にめっき層中の元素量を高い精度で制御する必要があり、作業上の負荷が大きく、コスト面で課題がある。

[0008] めっき密着性を高める方法として、特許文献8では、鋼板のミクロ組織がフェライトのみからなる高強度鋼板が提案されている。しかしながら、特許文献8に記載の鋼板ではミクロ組織が軟質なフェライトのみであるため、十分な高強度が得られない。

[0009] ここで、溶融亜鉛めっき処理後に、合金化処理を施した合金化溶融亜鉛めっき鋼板が幅広く用いられている。合金化処理は、めっき層をZnの融点以上の温度に加熱し、多量のFe原子を母材鋼板中からめっき層中に拡散させ、めっき層をZn-Fe合金主体の層とする処理である。例えば、特許文献9、10、11には、めっき密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板が提案されている。しかしながら、特許文献9～11のめっき鋼板では、めっき層を十分に合金化するため、鋼板を高温に加熱する必要がある。鋼板を高温に加熱すると、鋼板内部のミクロ組織が変質し、特に粗大な鉄系炭化物が生成しやすく、鋼板の特性が損なわれることがあるため、好ましくない。

特許文献12には、Si-Mn-Al含有母材の溶融亜鉛めっき鋼板の製造において、侵入材温を制御し、亜鉛めっきと母材鋼板の界面合金層における断面面積率を規定することで、めっき密着性とスポット溶接性を向上させる技術が開示されている。

特許文献12に記載の鋼板では、Si-Mn酸化物がめっき密着性に悪影響することが述べられている。ところが、Si-Mn酸化物をめっき開始までに低減させる技術は特許文献12には開示されていない。また、特許文献12では、侵入材温を浴温より高くする（めっき浴のAlにもよるが最低でも浴温プラス4℃、最高で浴温プラス28℃高くする）ため、浴温の安定性、ひいては、製品の特性の均一性に課題を残している。

先行技術文献

特許文献

- [0010] 特許文献1：日本国特開2008-019465号公報
特許文献2：日本国特開2005-060742号公報
特許文献3：日本国特開平9-176815号公報
特許文献4：日本国特開2001-026853号公報
特許文献5：日本国特開2002-088459号公報
特許文献6：日本国特開2003-055751号公報
特許文献7：日本国特開2003-096541号公報

特許文献8：日本国特開2005-200750号公報

特許文献9：日本国特開平11-140587号公報

特許文献10：日本国特開2001-303226号公報

特許文献11：日本国特開2005-060743号公報

特許文献12：日本国特表2013-541645号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0011] 以上のような現状に鑑み、本発明は、特に曲げ性および伸びフランジ成形性（以下、単に、伸びフランジ性ともいう。）に代表される鋼板の成形性に優れ、耐疲労特性、溶接性、耐食性およびめっき密着性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板を提供するものである。

課題を解決するための手段

[0012] 本発明者らは、曲げ性および伸びフランジ成形性に代表される鋼板の成形性と、耐疲労特性、溶接性、耐食性およびめっき密着性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板を得るために鋭意検討を重ねた。その結果、本発明者らは、鋼板のミクロ組織を適正な組織分率に制御することによって伸びフランジ性（穴拡げ性）を改善した。また、本発明者らはめっき層と母材鋼板の境界から母材鋼板側の硬質相の体積分率を制御することで曲げ性と耐疲労特性を改善した。さらに、本発明者らは、めっき層中に δ 相（ FeZn_{13} ）を生成させ、破壊の起点である粗大な酸化物をその内部に取り込むことでめっき剥離を抑制した。これらにより本発明者らは、めっき層の合金化処理を施すことなく、延性、曲げ性および伸びフランジ成形性に代表される鋼板の成形性と、耐疲労特性、溶接性、耐食性およびめっき密着性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板が得られることを見出した。

[0013] 本発明は、かかる知見に基づいて完成させたものであり、その態様とするところは以下の通りである。

[0014] （１）母材鋼板と前記母材鋼板の少なくとも一方の表面に形成された溶融亜鉛めっき層とからなり、前記母材鋼板は、質量％で、

C : 0.040~0.280%、
Si : 0.05~2.00%、
Mn : 0.50~3.50%、
P : 0.0001~0.1000%、
S : 0.0001~0.0100%、
Al : 0.001~1.500%、
N : 0.0001~0.0100%、
O : 0.0001~0.0100%、

残部がFeおよび不純物からなる化学成分を有し、さらに、
前記鋼板の表面から1/4厚を中心とした1/8厚~3/8厚の範囲において、

体積分率で、0~50%のフェライト相と、ベイナイト組織とベイニティックフェライト相とフレッシュマルテンサイト相と焼戻しマルテンサイト相のうち1種以上からなる硬質組織を合計で50%以上とを有し、残留オーステナイト相が0~8%、パーライト相と粗大セメンタイト相との合計が0~8%であり、かつ、前記溶融亜鉛めっき層と地鉄の界面から鋼板方向深さ20 μ mまでの表層範囲において、

残留オーステナイトが0~3%であり、

前記表層範囲における前記硬質組織の体積分率V1と、鋼板表面から1/4厚を中心とした1/8厚~3/8厚の範囲における前記硬質組織の体積分率V2との比であるV1/V2を0.10以上0.90以下の範囲に制限したミクロ組織を有し、前記溶融亜鉛めっき層は、Fe含有量が0%超~5%であり、Al含有量が0%超~1.0%であり、 ζ 相からなる柱状晶を含み、さらに、

前記溶融亜鉛めっき層と母材鋼板との全界面(A)のうち前記 ζ 相と母材鋼板との界面(A*)の占める割合((A*/A)×100)が20%以上であり、前記母材鋼板において前記界面側に微細化層が形成され、前記微細化層の平均厚さが0.1~5.0 μ m、前記微細化層におけるフェライト相の

平均粒径が $0.1 \sim 3.0 \mu\text{m}$ であり、前記微細化層中にS iおよびM nの1種または2種以上の酸化物が含有され、前記酸化物の最大径が $0.01 \sim 0.4 \mu\text{m}$ である溶融亜鉛めっき鋼板。

(2) 前記鋼板が、質量%で、
Ti : $0.001 \sim 0.150\%$ 、
Nb : $0.001 \sim 0.100\%$ 、
V : $0.001 \sim 0.300\%$ 、

のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する上記(1)に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

(3) 前記鋼板が、質量%で、
Cr : $0.01 \sim 2.00\%$ 、
Ni : $0.01 \sim 2.00\%$ 、
Cu : $0.01 \sim 2.00\%$ 、
Mo : $0.01 \sim 2.00\%$ 、
B : $0.0001 \sim 0.0100\%$ 、
W : $0.01 \sim 2.00\%$ 、

のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する上記(1)または(2)に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

(4) 前記鋼板が、質量%で、
Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上を合計で $0.0001 \sim 0.0100\%$ 含有することを特徴とする上記(1)～(3)のいずれか一項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

(5) 前記溶融亜鉛めっき層において、 ζ 結晶粒のうち粗大な酸化物が存在すると結晶粒と母材鋼板との界面が、前記 ζ 相と母材鋼板との全界面に対して50%以下である上記(1)～(4)のいずれか一項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

(6) 前記溶融亜鉛めっき層について、前記鋼板の片面におけるめっき付着量が 10 g/m^2 以上、 100 g/m^2 以下である上記(1)～(5)のいずれか一項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

発明の効果

[0015] 本発明の前記態様によれば、成形性、耐疲労特性、溶接性、耐食性およびめっき密着性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板を提供できる。

図面の簡単な説明

[0016] [図1]図1は、本実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板の断面のうち、溶融亜鉛めっき層／母材鋼板界面を含む近傍の拡大組織写真である。

[図2]本実施例に係る溶融亜鉛めっき鋼板の断面のうち、溶融亜鉛めっき層／母材鋼板界面を含む近傍の拡大断面組織写真である。

発明を実施するための形態

[0017] 本実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板は、質量%で、C：0.040～0.280%、Si：0.01～2.00%、Mn：0.50～3.50%、P：0.0001～0.100%、S：0.0001～0.0100%、Al：0.001～1.500%、O：0.0001～0.0100%、N：0.0001～0.0100%を含有し、残部がFeおよび不純物からなる化学成分を有する母材鋼板（以下、単に鋼板とも記す。）の表面に溶融亜鉛めっき層（以下、単にめっき層とも記す。）が形成されてなるものである。

なお、母材鋼板の板厚は0.6mm以上、5.0mm未満であることが適切である。母材鋼板の板厚が0.6mm未満であると、母材鋼板の形状を平坦に保つことが困難となり、適当ではない。また、母材鋼板の板厚が5.0mm以上であると、製造過程における冷却の制御が困難となり、所定のミクロ組織が得られずに成形性が劣化することがある。

[0018] まず、本発明の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板を構成する母材鋼板の化学成分（組成）について説明する。なお、以下の説明における「[%]」は「質量%」である。

[0019] [C：0.040～0.280%]

Cは、母材鋼板の強度を高めるために含有される。しかしながら、Cの含有量が0.280%を超えると、スポット溶接性が劣化するため、C含有量

は0.280%以下とする。なお、スポット溶接性の観点から、Cの含有量は0.250%以下であることが好ましく、0.220%以下であることがより好ましい。一方、Cの含有量が0.040%未満であると、強度が低下し、十分な引張最大強度を確保することが困難となるため、C含有量は0.040%以上とする。なお、強度をより一層高めるためには、Cの含有量は0.055%以上であることが好ましく、0.070%以上であることがより好ましい。

[0020] [Si : 0.05 ~ 2.00 %]

Siは、母材鋼板における鉄系炭化物の生成を抑制し、強度と成形性を高める元素である。

しかしながら、Siは鋼材を脆化させる元素でもあり、その含有量が2.00%を超えると、鋳造したスラブが割れるなどのトラブルが起こりやすくなる。このため、Siの含有量は2.00%以下とする。さらに、Siは焼鈍工程において母材鋼板の表面に酸化物を形成し、めっきの密着性を著しく損なう。この観点から、Siの含有量は1.500%以下であることが好ましく、1.200%以下であることがより好ましい。一方、Siの含有量が0.05%未満では、溶融亜鉛めっき鋼板のめっき工程において、粗大な鉄系炭化物が多量に生成され、強度および成形性が劣化するため、Siの含有量は0.05%以上とする。なお、鉄系炭化物の生成を抑制する観点から、Siの含有量は0.10%以上であることが好ましく、0.25%以上がより好ましい。

[0021] [Mn : 0.50 ~ 3.50 %]

Mnは、母材鋼板の焼入れ性を高めることで強度を高めるために添加される。しかしながら、Mnの含有量が3.50%を超えると、母材鋼板の板厚中央部に粗大なMn濃化部が生じて、脆化が起こりやすくなり、鋳造したスラブが割れるなどのトラブルが起こりやすくなる。そのため、Mnの含有量は3.50%以下とする。また、Mnの含有量が増大すると溶融亜鉛めっき鋼板のスポット溶接性も劣化する。このことから、Mnの含有量は3.00

%以下であることが好ましく、2. 80%以下であることがより好ましい。一方、Mnの含有量が0. 50%未満であると、焼鈍後の冷却中に軟質な組織が多量に形成されるため、十分に高い引張最大強度を確保することが難しくなる。したがって、Mnの含有量は0. 50%以上とする必要がある。溶融亜鉛めっき鋼板の強度をより高めるためには、Mnの含有量は0. 80%以上であることが好ましく、1. 00%以上であることがより好ましい。

[0022] [P : 0. 0001~0. 1000%]

Pは、鋼材を脆化させる元素であり、さらにPの含有量が0. 1000%を超えると、鋳造したスラブが割れるなどのトラブルが起こりやすくなるため、Pの含有量は0. 1000%以下とする。また、Pはスポット溶接によって生じる溶融部を脆化させる元素でもあり、十分な溶接継手強度を得るためには、Pの含有量は0. 0400%以下とすることが好ましく、0. 0200%以下とすることが更に好ましい。一方、Pの含有量を0. 0001%未満とすることは、製造コストの大幅な増加を伴うことから、Pの含有量は、0. 0001%を下限值とする。なお、Pの含有量は、0. 0010%以上とすることが好ましい。

[0023] [S : 0. 0001~0. 0100%]

Sは、Mnと結びついて粗大なMnSを形成し、延性、伸びフランジ性および曲げ性といった成形性を低下させる元素であるため、Sの含有量を0. 0100%以下とする。またSは、スポット溶接性を劣化させる元素でもある。このため、Sの含有量は0. 0060%以下とすることが好ましく、0. 0035%以下とすることがより好ましい。一方、Sの含有量を0. 0001%未満とすることは、製造コストの大幅な増加を伴う。このため、Sの含有量は、0. 0001%を下限值とする。なお、Sの含有量は、0. 0005%以上とすることが好ましく、0. 0010%以上とすることがより好ましい。

[0024] [Al : 0. 001~1. 500%]

Alは、鋼材を脆化させる元素である。Alの含有量が1. 500%を超

えると、鋳造したスラブが割れるなどのトラブルが起こりやすくなるため、Alの含有量は1.500%以下とする。また、Alの含有量が増えるとスポット溶接性が悪化するため、Alの含有量は1.200%以下とすることがより好ましく、1.000%以下とすることがさらに好ましい。一方、Alの含有量の下限は特に定めずとも本実施形態の効果は発揮される。ところが、Alは原料中に微量に存在する不純物であり、その含有量を0.001%未満とするには製造コストの大幅な増加が伴うため、0.001%以上とする。またAlは脱酸材としても有効な元素であるが、脱酸の効果を、より十分に得るためには、Alの含有量は0.010%以上とすることがより好ましい。

[0025] [N : 0.0001~0.0100%]

Nは、粗大な窒化物を形成し、延性、伸びフランジ性および曲げ性といった成形性を劣化させる元素であることから、その添加量を抑える必要がある。Nの含有量が0.0100%を超えると、成形性の劣化が顕著となることから、N含有量の上限を0.0100%とする。またNの過剰な添加は、溶接時のブローホール発生の原因になることから、含有量は少ない方がよい。これらの観点から、N含有量は0.0070%以下であることが好ましく、0.0050%以下であることがより好ましい。一方、Nの含有量の下限は、特に定めなくても本実施形態の効果は発揮されるが、Nの含有量を0.0001%未満にすることは、製造コストの大幅な増加を招く。このことから、N含有量の下限は0.0001%以上とする。N含有量は0.0003%以上であることが好ましく、0.0005%以上であることがより好ましい。

[0026] [O : 0.0001~0.0100%]

Oは、酸化物を形成し、溶融亜鉛めっき鋼板の延性、伸びフランジ性および曲げ性といった成形性を劣化させることから、含有量を抑える必要がある。Oの含有量が0.0100%を超えると、成形性の劣化が顕著となることから、O含有量の上限を0.0100%とした。さらにOの含有量は0.0

0.50%以下であることが好ましく、0.0030%以下であることがより好ましい。Oの含有量の下限は、特に定めなくても本実施形態の効果は発揮されるが、Oの含有量を0.0001%未満とすることは、製造コストの大幅な増加を伴うため、0.0001%を下限とする。O含有量は0.0003%以上であることが好ましく、0.0005%以上であることがより好ましい。

[0027] その他、本実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板には、必要に応じて以下の元素が添加されていても良い。

[0028] 本実施形態に係る鋼板においては、さらに、Ti : 0.001~0.150%、Nb : 0.001~0.100%、V : 0.001~0.300%、のうちから選ばれた1種または2種以上を含有してもよい。

[0029] [Ti : 0.001~0.150%]

Tiは、析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化、および再結晶の抑制を通じた転位強化によって、溶融亜鉛めっき鋼板の強度上昇に寄与する元素である。しかし、Tiの含有量が0.150%を超えると、炭窒化物の析出が多くなって成形性が劣化するため、Tiの含有量は0.150%以下であることが好ましい。また、成形性の観点から、Tiの含有量は0.080%以下であることがより好ましい。一方、Tiの含有量の下限は特に定めなくても本実施形態の効果は発揮されるが、Ti添加による強度上昇効果を十分に得るためには、Tiの含有量は0.001%以上であることが好ましい。溶融亜鉛めっき鋼板のより一層の高強度化のためには、Tiの含有量は0.010%以上であることがより好ましい。

[0030] [Nb : 0.001~0.100%]

Nbは、析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化および再結晶の抑制を通じた転位強化により、溶融亜鉛めっき鋼板の強度上昇に寄与する元素である。しかし、Nbの含有量が0.100%を超えると、炭窒化物の析出が多くなって溶融亜鉛めっき鋼板の成形性が劣化するため、Nbの含有量は0.100%以下であることがより好ましい。成形性の観点から

、Nbの含有量は0.060%以下であることがより好ましい。一方、Nbの含有量の下限は特に定めなくても本実施形態の効果は発揮されるが、Nb添加による強度上昇効果を十分に得るには、Nbの含有量は0.001%以上であることが好ましい。溶融亜鉛めっき鋼板のより一層の高強度化のためには、Nbの含有量は0.005%以上であることがより好ましい。

[0031] [V : 0.001~0.300%]

Vは、析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化および再結晶の抑制を通じた転位強化により、溶融亜鉛めっき鋼板の強度上昇に寄与する元素である。しかし、Vの含有量が0.300%を超えると、炭窒化物の析出が多くなって成形性が劣化する。このため、Vの含有量は0.300%以下であることが好ましく、0.200%以下であることがさらに好ましい。一方、Vの含有量の下限は特に定めなくても本実施形態の効果は発揮されるが、Vの添加による強度上昇効果を十分に得るためには、Vの含有量は0.001%以上であることが好ましく、0.010%以上であることがさらに好ましい。

[0032] また、本実施形態に係る鋼板においては、さらに、Cr : 0.01~2.00%、Ni : 0.01~2.00%、Cu : 0.01~2.00%、Mo : 0.01~2.00%、B : 0.0001~0.0100%、W : 0.01~2.00%、のうちから選ばれた1種または2種以上を含有してもよい。

[0033] [Cr : 0.01~2.00%]

Crは、高温での相変態を抑制し、高強度化に有効な元素であり、Cおよび/又はMnの一部に代えて添加してもよい。しかし、Crの含有量が2.00%を超えると、熱間での加工性が損なわれて生産性が低下することから、Crの含有量は2.00%以下とすることが好ましく、1.20%以下であることがさらに好ましい。一方、Crの含有量の下限は特に定めなくても本実施形態の効果は発揮されるが、Cr添加による高強度化の効果を十分に得るためには、Crの含有量は0.01%以上であることが好ましく、0.

10%以上であることがさらに好ましい。

[0034] [Ni : 0.01 ~ 2.00 %]

Niは、高温での相変態を抑制し、溶融亜鉛めっき鋼板の高強度化に有効な元素であり、Cおよび／又はMnの一部に代えて添加してもよい。しかし、Niの含有量が2.00%を超えると、溶接性が損なわれることから、Niの含有量は2.00%以下とすることが好ましく、1.20%以下であることがさらに好ましい。一方、Niの含有量の下限は特に定めなくても本実施形態の効果は発揮されるが、Ni添加による高強度化の効果を十分に得るには、Niの含有量は0.01%以上であることが好ましく、0.10%以上であることがさらに好ましい。

[0035] [Cu : 0.01 ~ 2.00 %]

Cuは、微細な粒子として鋼中に存在することにより強度を高める元素であり、Cおよび／又はMnの一部に替えて添加することができる。しかし、Cuの含有量が2.00%を超えると、溶接性が損なわれることから、Cuの含有量は2.00%以下とすることが好ましく、1.20%以下であることがさらに好ましい。一方、Cuの含有量の下限は特に定めなくても本実施形態の効果は発揮されるが、Cu添加による高強度化の効果を十分に得るには、Cuの含有量は0.01%以上であることが好ましく、0.10%以上であることがさらに好ましい。

[0036] [Mo : 0.01 ~ 2.00 %]

Moは、高温での相変態を抑制し、高強度化に有効な元素であり、Cおよび／又はMnの一部に代えて添加してもよい。しかし、Moの含有量が2.00%を超えれば、熱間での加工性が損なわれて生産性が低下することから、Moの含有量は2.00%以下とすることが好ましく、1.20%以下であることがさらに好ましい。一方、Moの含有量の下限は特に定めなくても本実施形態の効果は発揮されるが、Mo添加による高強度化の効果を十分に得るためには、Moの含有量は0.01%以上であることが好ましく、0.05%以上であることがさらに好ましい。

[0037] [B : 0.0001~0.0100%]

Bは、高温での相変態を抑制し、溶融亜鉛めっき鋼板の高強度化に有効な元素であり、Cおよび／又はMnの一部に代えて添加してもよい。しかし、Bの含有量が0.0100%を超えると、熱間での加工性が損なわれて生産性が低下することから、Bの含有量は0.0100%以下とすることが好ましい。生産性の観点からは、Bの含有量は0.0050%以下であることがより好ましい。一方、Bの含有量の下限は特に定めなくても本実施形態の効果は発揮されるが、Bの添加による高強度化の効果を十分に得るには、Bの含有量を0.0001%以上とすることが好ましい。さらなる高強度化のためには、Bの含有量が0.0005%以上であることがより好ましい。

[0038] [W : 0.01~2.00%]

Wは、高温での相変態を抑制し、溶融亜鉛めっき鋼板の高強度化に有効な元素であり、Cおよび／又はMnの一部に代えて添加してもよい。しかし、Wの含有量が2.00%を超えると、熱間での加工性が損なわれて生産性が低下することから、Wの含有量は2.00%以下が好ましく、1.20%以下であることがさらに好ましい。一方、Wの含有量の下限は、特に定めることなく本実施形態の効果は発揮されるが、Wによる高強度化を十分に得るためには、Wの含有量は0.01%以上であることが好ましく、0.10%以上であることがさらに好ましい。

[0039] さらに本実施形態の溶融亜鉛めっき鋼板における母材鋼板には、その他の元素として、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上が合計で0.0001~0.0100%含有されていてもよい。これらの元素の添加理由は次の通りである。

なお、REMとは、Rare Earth Metalの略であり、ランタノイド系列に属する元素をさす。本実施形態において、REMやCeはミッシュメタルにて添加されることが多く、LaやCeの他にランタノイド系列の元素を複合で含有する場合がある。不純物として、これらLaやCe以外のランタノイド系列の元素を含んだとしても本実施形態の効果は発揮され

る。また、金属LaやCeを添加したとしても本実施形態の効果は発揮される。

[0040] Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMは、溶融亜鉛めっき鋼板の成形性の改善に有効な元素であり、1種又は2種以上を添加することができる。しかし、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上の含有量の合計が0.0100%を超えると、延性を損なうおそれがあるため、各元素の含有量の合計は0.0100%以下であることが好ましく、0.0070%以下であることがさらに好ましい。一方、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上の含有量の下限は、特に定めなくても本実施形態の効果は発揮されるが、溶融亜鉛めっき鋼板の成形性を改善する効果を十分に得るためには、これら各元素の含有量の合計は0.0001%以上であることが好ましい。成形性の観点からは、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上の含有量の合計が0.0010%以上であることがさらに好ましい。

[0041] 本実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板における化学成分において、以上説明した各元素の残部は、Feおよび不可避免的不純物である。なお、前述のTi、Nb、V、Cr、Ni、Cu、Mo、B、Wについては、いずれもそれぞれの前記下限値未満の微量を不純物として含有していることは許容される。また、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMについても、その合計量の下限値未満の極微量を不純物として含有していることは許容される。

[0042] 本発明の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板の組織を規定した理由は以下のとおりである。

[0043] (ミクロ組織)

本発明の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板におけるミクロ組織は、母材鋼板の表面から1/4厚を中心とした1/8厚～3/8厚の範囲において、フェライト相（以下、フェライトという）が体積分率で50%以下であり、ベイナイト組織（以下、ベイナイトという）とベイニティックフェライト相（以下、ベイニティックフェライトという）とフレッシュマル

テンサイト相（以下、フラッシュマルテンサイトという）と焼戻マルテンサイト相（以下、焼戻しマルテンサイトという）のうち１種以上からなる硬質組織の合計が体積分率で５０％以上であり、残留オーステナイト相（以下、残留オーステナイトという）が体積分率で０～８％（０％を含む）であり、パーライト相（以下、パーライトという）と粗大セメンタイト相（以下、セメンタイトという）との合計が体積分率で８％以下であるものである。

[0044] 「フェライト」

フェライトは優れた延性を有する組織である。しかし、フェライトは軟質であることから低強度であるため、フェライトの体積分率を５０％超とすると十分な伸びフランジ成形性の溶融亜鉛めっき鋼板を得られない。このため、フェライトの体積分率は５０％以下とする。伸びフランジ性を高めるため、フェライトの体積分率は４５％以下とすることが好ましく、４０％以下とすることが更に好ましい。フェライトの体積分率の下限は特に定めることなく本実施形態の効果は発揮され、体積分率が０％でも構わない。なお、延性を高めるためには、フェライト分率は５％以上であることが好ましく、１０％以上であることが更に好ましい。

[0045] 「残留オーステナイト」

残留オーステナイトは溶融亜鉛めっき鋼板の強度－延性バランスを高める組織である。一方、残留オーステナイトは変形に伴って硬質なマルテンサイトに変態し、破壊の起点として働くため、伸びフランジ性が劣化することから、残留オーステナイトの体積分率の上限を８％とする。溶融亜鉛めっき鋼板の成形性の観点から、残留オーステナイトの体積分率は小さいことが好ましく、５％以下とすることが好ましく、０～３％（０％を含む）とすることが更に好ましい。溶融亜鉛めっき鋼板の残留オーステナイトの体積分率は小さいほど好ましく、０％でも構わない。

[0046] 「硬質組織」

溶融亜鉛めっき鋼板の引張最大強度と伸びフランジ性を高めるため、ベイナイトとベイニティックフェライトとフレッシュマルテンサイトと焼戻しマ

ルテンサイトのうち１種以上からなる硬質組織の体積分率を５０％以上とする必要がある。鋼板の伸びフランジ性を高めるため、硬質組織の体積分率は５８％以上とすることが好ましく、６５％以上とすることがさらに好ましい。一方、硬質組織の体積分率の上限は特に定めることなく本実施形態の効果は発揮され、体積分率が１００％でも構わない。降伏応力を下げ、形状凍結性を高めるには、硬質組織の体積分率は９３％以下であることが好ましく、８５％以下であることが更に好ましい。

[0047] 「ベイニティックフェライトおよび／またはベイナイト」

ベイニティックフェライトおよび／またはベイナイトは、溶融亜鉛めっき鋼板の強度と成形性のバランスに優れた組織であり、ベイニティックフェライトとベイナイトの体積分率の合計が１００％であっても構わない。また、ベイニティックフェライトおよび／またはベイナイトは、軟質なフェライトと硬質なマルテンサイト、焼戻しマルテンサイトおよび残留オーステナイトの中間の強度を有するミクロ組織であり、伸びフランジ性の観点から５％以上含まれることがより好ましく、１０％以上含まれることがさらに好ましい。一方、ベイニティックフェライトおよび／またはベイナイトの体積分率が９０％を超えると、降伏応力が過度に高まり、形状凍結性が劣化することが懸念されるため好ましくない。

[0048] 「焼戻しマルテンサイト」

焼戻しマルテンサイトは、溶融亜鉛めっき鋼板の引張強度の観点から、その体積分率は５％以上とすることが好ましい。また焼戻しマルテンサイトは、引張強度を大きく向上させる組織であり、体積分率が１００％であっても構わない。一方、鋼板組織に含まれる焼戻しマルテンサイトの体積分率が９０％を超えると、降伏応力が過度に高まり、形状凍結性が劣化することが懸念されるため、焼戻しマルテンサイトの体積分率は９０％以下とすることが好ましい。

[0049] 「フレッシュマルテンサイト」

フレッシュマルテンサイトは、引張強度を大きく向上させるが、一方で破

壊の起点となって伸びフランジ性を劣化させるため、鋼板組織に体積分率で 30%以下含まれていることが好ましい。特に穴拡張性を高めるにはフレッシュマルテンサイトの体積分率を 20%以下とすることがより好ましく、10%以下とすることが更に好ましい。

[0050] 「その他のミクロ組織」

本実施形態にかかる亜鉛めっき鋼板の鋼板組織には、パーライトおよび／または粗大なセメンタイトなど上記以外の組織が含まれていてもよい。しかし、母材鋼板の鋼板組織中にパーライトおよび／または粗大なセメンタイトが多くなると、延性が劣化する。このことから、鋼板組織に含まれるパーライトおよび／または粗大なセメンタイトの体積分率は、合計で 8%以下とする。なお、パーライトおよび／または粗大なセメンタイトの合計は 5%以下であることが好ましい。

[0051] また、本実施形態にかかる亜鉛めっき鋼板の鋼板組織は、めっき層と地鉄の界面を起点とする鋼板方向の深さ 20 μ m までの表層範囲において、残留オーステナイトの体積分率が 0～3%（0%を含む）に制限されるとともに、前記表層範囲における前記硬質組織の体積分率「V1」が、鋼板表面から 1/4 厚を中心とした 1/8 厚～3/8 厚の範囲における前記硬質組織の体積分率「V2」の 0.10 倍以上 0.90 倍以下の範囲にある。

[0052] 「めっき層と地鉄との界面の近傍における残留オーステナイト」

溶融亜鉛めっき鋼板のめっき層と地鉄の界面近傍にある残留オーステナイトは、変形に伴い硬質なマルテンサイトへと変態し、溶融亜鉛めっき鋼板の表面近傍に大きなひずみが加わる曲げ変形に際して破壊の起点として働くことから、曲げ性および耐疲労特性の劣化に寄与するものである。この観点から、めっき層と地鉄の界面を起点とする鋼板方向深さ 20 μ m までの表層範囲においては、残留オーステナイトの体積分率を 0～3%と制限する必要がある。なお、当該表層範囲における残留オーステナイトの体積分率は低いほど好ましく、0%でも構わない。

[0053] 「めっき層と地鉄との界面の近傍における硬質組織」

溶融亜鉛めっき鋼板のめっき層と母材鋼板の界面近傍にある硬質組織は、溶融亜鉛めっき鋼板の表層部における強度を高め、疲労限強度を大きく向上させ、耐疲労特性の改善に寄与する組織である。この観点から、めっき層と母材鋼板の界面を起点とする鋼板方向深さ $20\ \mu\text{m}$ までの表層範囲における硬質組織の体積分率を「V1」、鋼板の表面から $1/4$ 厚を中心とした $1/8$ 厚～ $3/8$ 厚の範囲における合計体積分率を「V2」とした場合、これらの比である $V1/V2$ を 0.10 以上として、溶融亜鉛めっき鋼板の表層部における強度を十分に高める必要がある。なお、耐疲労特性を十分に向上するには、 $V1/V2$ は 0.20 以上であることが好ましく、 0.30 以上であることがより好ましく、 0.40 以上であることがさらに好ましい。一方、めっき層と地鉄の界面を起点とする鋼板方向深さ $20\ \mu\text{m}$ までの表層範囲における硬質組織の分率を抑制し、溶融亜鉛めっき鋼板表面近傍の強度を下げて局所的な延性を向上させることにより、曲げ性を改善させることも可能である。この観点から、良好な曲げ性を得るため、 $V1/V2$ は 0.90 以下とし、 0.85 以下とすることが好ましく、 0.80 以下とすることがより好ましい。

[0054] さらに、本実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板のめっき層と母材鋼板の界面を起点とする鋼板方向深さ $20\ \mu\text{m}$ までの表層範囲において、鉄の BCC 結晶粒界および／または結晶粒内に Si および／または Mn を含む微細な酸化物を有しても構わない。表層範囲である鋼板内部に微細な酸化物を先行して生成させることで、めっき層の剥離の起点となる鋼板表面、すなわちめっき層と母材鋼板地鉄の界面における Si および／または Mn を含む酸化物の発生を抑えることができる。

[0055] 本発明の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板に含まれる各組織の体積分率は、例えば、以下に示す方法により測定できる。

[0056] 本発明の溶融亜鉛めっき鋼板の鋼板組織に含まれるフェライト、ベイニティックフェライト、ベイナイト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、パーライトおよび粗大セメンタイトの体積分率は、鋼板の圧延方

向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取し、観察面を研磨、ナイトールエッチングし、板厚の $1/4$ を中心とした $1/8$ 厚～ $3/8$ 厚の範囲、または、めっき層と母材鋼板（地鉄）との界面を起点とする鋼板方向深さ $20\mu\text{m}$ までの範囲をそれぞれ電界放射型走査型電子顕微鏡（FE-SEM: Field Emission Scanning Electron Microscope）で観察して面積分率を測定し、それを持って体積分率と見なすことができる。ただし、ナイトールエッチングによってめっき層が除去された場合は、試料の表面をもってめっき層と地鉄との界面とみなして構わない。

[0057] 本実施形態の溶融亜鉛めっき鋼板の鋼板組織に含まれる残留オーステナイトの体積分率は、FE-SEMを用いて、EBSD（Electron Back-Scattering Diffraction）法による高分解能結晶方位解析を行い、評価する。

まず、圧延方向に平行な板厚断面を鏡面に仕上げ、母材鋼板の表面から $1/4$ 厚を中心とした $1/8$ 厚～ $3/8$ 厚の範囲、または、めっき層と地鉄との界面を起点とする鋼板方向深さ $20\mu\text{m}$ までの範囲のそれぞれにおいて、測定ステップを $0.15\mu\text{m}$ 以下とし、合計で $10000\mu\text{m}^2$ 以上の領域において結晶方位を測定する。そして、各測定点がBCC（体心立方構造）の鉄あるいはFCC（面心立方構造）の鉄のいずれであるかを判定し、FCC鉄と判定される点を残留オーステナイトとし、残留オーステナイトの面積分率を測定し、それをもって体積分率とすることができる。

なお、十分に広い領域を測定すると面積分率は体積分率と等価となるため、前述の場合は合計で $10000\mu\text{m}^2$ 以上の領域において結晶方位を測定することで残留オーステナイトの面積分率を体積分率とすることができる。

[0058] 本実施形態の溶融亜鉛めっき鋼板は、母材鋼板においてめっき層との界面側に微細化層を有する。微細化層においてめっき層に近い部分はめっき層に直接接する。

微細化層とは、母材鋼板の最表層に存在し、微細化層を構成するフェライ

ト相の平均粒径が、母材鋼板において微細化層より下層側におけるフェライト相の平均粒径の $1/2$ 以下となっている領域である。微細化層におけるフェライト相の平均粒径が、その下層におけるフェライト相の平均粒径の $1/2$ 超となる境界を、微細化層とその下層との境界と定義する。

微細化層は、母材鋼板と熔融亜鉛めっき層との界面に直接接する。微細化層の平均厚さは $0.1 \sim 5.0 \mu\text{m}$ である。微細化層内におけるフェライト相の平均粒径は $0.1 \sim 3.0 \mu\text{m}$ である。微細化層中に、Si および Mn の 1 種または 2 種以上の酸化物を含有し、酸化物の最大径が $0.01 \sim 0.4 \mu\text{m}$ である。

[0059] 微細化層の平均厚さが $0.1 \mu\text{m}$ 以上であると、熔融亜鉛めっき鋼板を加工する際に、クラックの発生や伸展が抑制される。このため、微細化層の平均厚さは $0.1 \mu\text{m}$ 以上とし、 $1 \mu\text{m}$ 以上とすることがより好ましい。また、微細化層の平均厚さが $5.0 \mu\text{m}$ 以下であると、めっき浴中での過度な合金化を抑制しながら形成できる。したがって、めっき層中の Fe 含有量が過度に大きいことによるめっき密着性の低下を防止できる。このことから、微細化層の平均厚さは $5.0 \mu\text{m}$ 以下とし、 $3.0 \mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。

[0060] 微細化層内のフェライト相の平均粒径を $0.1 \mu\text{m}$ 以上とすることで、熔融亜鉛めっき鋼板を加工する際に、クラックの発生や伸展が抑制される。このため、微細化層内のフェライト相の平均粒径は $0.1 \mu\text{m}$ 以上とし、 $1 \mu\text{m}$ 以上とすることがより好ましい。また、微細化層内のフェライト相の平均粒径を $3 \mu\text{m}$ 超とすると、クラックの発生や伸展を抑制する効果が限定的になる。そのため、微細化層内のフェライト相の平均粒径は $3 \mu\text{m}$ 以下とし、 $2 \mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。

[0061] 微細化層中に含有する Si および Mn の 1 種または 2 種以上の酸化物としては、例えば、 SiO_2 、 Mn_2SiO_4 、 MnSiO_3 、 Fe_2SiO_4 、 FeSiO_3 、 MnO の中から選ばれる 1 種または 2 種以上が挙げられる。

微細化層中に含有する Si および Mn の 1 種または 2 種以上の酸化物の最

大径が $0.01\mu\text{m}$ 以上であると、微細化層を形成するとともに、 ζ 相の生成が十分に促進されためっき層を形成できる。上記の酸化物の最大径が $0.4\mu\text{m}$ 以下であると、めっき層の過度な合金化を抑制しながら形成できる。したがって、微細化層を形成するとともに、めっき層中のFe含有量が過度に大きいことによるめっき密着性の低下を防止できる。上記の酸化物の最大径は、 $0.2\mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。

[0062] 微細化層の平均厚さおよび微細化層内におけるフェライト相の平均粒径は、以下に示す方法により測定する。溶融亜鉛めっき鋼板から、母材鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取する。試料の観察面をC P (Cross section polisher) 装置により加工し、FE-SEM (Field Emission Scanning Electron Microscopy) での反射電子像を5000倍で観察する。

[0063] 微細化層中に含有するSiおよびMnの1種または2種以上の酸化物の最大径は、以下に示す方法により測定する。溶融亜鉛めっき鋼板から、母材鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取する。試料の観察面をFIB (Focused Ion Beam) 加工して薄膜試料を作製する。その後、薄膜試料をFE-TEM (Field Emission Transmission Electron Microscopy) を用いて30000倍で観察する。各薄膜試料について5視野観察し、全視野で計測された酸化物の直径の最大値を、当該薄膜試料における酸化物の最大径とする。

[0064] (めっき層)

本発明の実施形態の溶融亜鉛めっき鋼板は、母材鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層が形成されてなるものである。

本発明の実施形態においては、溶融亜鉛めっき層は、Fe含有量が0%超～5.0%であり、Al含有量が0%超～1.0%である。さらに、溶融亜鉛めっき層はAg、B、Be、Bi、Ca、Cd、Co、Cr、Cs、Cu

、Ge、Hf、I、K、La、Li、Mg、Mn、Mo、Na、Nb、Ni、Pb、Rb、Sb、Si、Sn、Sr、Ta、Ti、V、W、Zr、REMの1種または2種以上を含有、あるいは混入するものであってもよい。このように、熔融亜鉛めっき層が、上記の元素の1種または2種以上を含有、あるいは混入するものであっても、本実施形態の効果は損なわれず、その含有量によっては耐食性や加工性が改善される等好ましい場合もある。

また、熔融亜鉛めっき層はと相からなる柱状晶を含み、めっき層と地鉄との全界面のうち20%以上がと相に被覆されていることを特徴とする。

さらに、母材鋼板の片面における熔融亜鉛めっき層の付着量は 10 g/m^2 以上、 100 g/m^2 以下である。

[0065] [熔融亜鉛めっき層におけるFe含有量：5.0%以下]

熔融亜鉛めっき層におけるFe含有量が高まるとめっき密着性が劣化することから、Fe含有量を5.0%以下とする必要がある。めっき密着性を更に高めるため、めっき層中のFe含有量は4.0%以下とすることが好ましく、3%以下とすることが更に好ましい。めっき層中のFe含有量の下限は特に設けないが、0.5%未満では密着性を改善するために必要なと相が十分に得られないことがあるため、めっき層中のFe含有量は0.5%以上とすることが好ましく、1.0%以上とすることが更に好ましい。

[0066] [熔融亜鉛めっき層におけるAl含有量：1.0%以下]

熔融亜鉛めっき層におけるAl含有量が高まるとめっき密着性が劣化することから、Al含有量を1.0%以下とする必要がある。めっき密着性を更に高めるため、めっき層中のAl含有量は0.8%以下とすることが好ましく、0.5%以下とすることが更に好ましい。めっき層中のAl含有量の下限は特に設けないが、0.01%未満とするためにはめっき浴中のAl濃度を極端に下げる必要があり、その結果、めっき層の合金化が過度に進むことでめっき層中のFe含有量が増えてめっき密着性が劣化することから、めっき層中のAl含有量は0.01%以上とすることが好ましい。この観点から、めっき層中のAl含有量は0.05%以上とすることが好ましい。

[0067] さらに、溶融亜鉛めっき層はAg、B、Be、Bi、Ca、Cd、Co、Cr、Cs、Cu、Ge、Hf、I、K、La、Li、Mg、Mn、Mo、Na、Nb、Ni、Pb、Rb、Sb、Si、Sn、Sr、Ta、Ti、V、W、Zr、REMの1種または2種以上を含有、あるいは混入するものであってもよい。溶融亜鉛めっき層が、上記の元素の1種または2種以上を含有、あるいは混入するものであっても、本実施形態の効果は損なわれず、その含有量によっては耐食性や加工性が改善される等好ましい場合もある。

[0068] 「ζ相」

図1に、本実施形態に係る、溶融亜鉛めっき鋼板の断面拡大組織写真を示す。図1に示すとおり、本実施形態の溶融亜鉛めっき層は、母材鋼板（地鉄）の表面に被覆されているめっき層であり、FeとZnの合金であるζ相（ FeZn_{13} ）からなる柱状晶を含む。特に、本実施形態の溶融亜鉛めっき鋼板において、溶融亜鉛めっき層と母材鋼板との全ての界面（A）のうち、ζ相が母材鋼板と接している界面（A*）の割合（ $(A^*/A) \times 100$ ）が20%以上であることを特徴とする。これにより、剥離の起点として働きうるSiおよび／またはMnを含む長径0.2μm以上の粗大な酸化物が、母材鋼板表面からζ相内部に取り込まれ、これによって粗大な酸化物が破壊の起点として働きづらくなり、めっき層の密着性が向上する。この観点から、ζ相と地鉄の界面がめっき層と母材鋼板との全ての界面に対して占める割合は25%以上であることが好ましく、30%以上であることがより好ましい。なお、ζ相と母材鋼板の界面がめっき層と地鉄との全ての界面に占める割合の上限は特に定めず、100%であっても構わない。

[0069] 一方、Siおよび／またはMnを含む粗大酸化物がζ相に取り込まれず、ζ相と母材鋼板の界面に粗大酸化物が存在すると、ζ相によるめっき密着性の向上効果が十分に得られず、好ましくない。このことから、ζ相の結晶中（ζ結晶粒）のうち粗大酸化物が存在するζ結晶粒（粗大酸化物含有ζ結晶粒）と地鉄との界面の割合が、ζ相と母材鋼板との全ての界面に対して50%以下であることが好ましく、35%以下であることがより好ましい。ζ相

の母材鋼板の界面には粗大酸化物が少ないほど好ましく、 ζ 相と母材鋼板との全ての界面のうち、 ζ 相と母材鋼板の界面における粗大酸化物含有 ζ 結晶粒が地鉄と成す界面の割合が0%であることが最も好ましい。

[0070] 前記Siおよび／またはMnを含む酸化物の長径が $0.2\mu\text{m}$ 以上であると、酸化物を起点とする割れが顕著となり、長径が $0.2\mu\text{m}$ 未満であると、割れの起点として働きにくくなる。これは、溶融亜鉛めっき鋼板の変形時における応力集中の度合いが、酸化物の大きさによって変化するためである。具体的には、酸化物が大きい（長径が長い）ほど、変形時に応力が集中しやすくなり、めっき層が剥離しやすくなる。

[0071] また、溶融亜鉛めっき層は $\delta 1$ 相（ FeZn_7 ）を含んでも構わない。しかしながら、 $\delta 1$ 相の分率を高めるには、母材鋼板をめっき浴に浸漬後、母材鋼板を加熱してめっき層の合金化を進める必要があり、加熱によって母材鋼板の引張特性が劣化する。この観点から、 $\delta 1$ 相の分率は小さいことが好ましい。特にめっき層と母材鋼板との全ての界面のうち、 $\delta 1$ 相が母材鋼板と接している界面の割合を20%以下とすることが好ましい。

[0072] 本実施形態における ζ 相と母材鋼板の界面がめっき層と母材鋼板との全ての界面に占める割合は以下の要領で求めることができる。

すなわち、母材鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取し、観察面を鏡面研磨し、まず、電界放射型走査型電子顕微鏡（FE-SEM: Field Emission Scanning Electron Microscope）を用い、観察した界面の長さの合計 L が $200\mu\text{m}$ 以上となるまで観察する。前記 L を観察した視野と同じ視野において、柱状を呈する結晶粒は ζ 相または $\delta 1$ 相であり、 ζ 相および $\delta 1$ 相と母材鋼板の界面の長さの合計 L_1 を測定する。続いて、前記 L_1 を観察した視野と同じ視野において、FE-SEMを用いたEBSD（Electron Back-Scattering Diffraction）法による高分解能結晶方位解析を行い、 $\delta 1$ 相の同定を行い、 $\delta 1$ 相と母材鋼板の界面の長さの合計 L_2 を求める。（ $L_1 - L_2$ ）／ L をもって ζ 相と母材鋼板の界面が

めっき層と母材鋼板との全ての界面に占める割合とみなす。

同様に、 L_2/L をもって $\delta 1$ 相と母材鋼板の界面がめっき層と母材鋼板との全ての界面に占める割合とみなす。

なお、 ζ 相と $\delta 1$ 相の分離は上記EBSD法以外の方法により行っても構わない。例えば、電界放射型電子プローブ微小分析器（FE-EPMA：Field Emission Electron Probe Micro Analyser）により、めっき層中のZn元素マッピングを行い、Zn量の違いから ζ 相と $\delta 1$ 相の判別を行っても構わない。

[0073] なお、 ζ 相を鮮明に現出するために、試料の観察面を鏡面研磨した後にナイトール等の腐食液を用いて観察面の腐食を施しても構わない。

長径 $0.2\mu\text{m}$ 以上の粗大酸化物の有無は、前述の方法で断面SEM観察を行い、撮影された酸化物の長径を測定することにより判別する。

[0074] なお、酸化物含有 ζ 結晶粒は、界面合金層をBSE像（反射電子像）で撮影し、色調の違いで判別することができる。反射電子像は原子番号が大きいほど多くなるために、酸化物は周囲に比べ暗く見える。酸化物のできる位置は焼鈍露点によって異なり、露点が高いほど（約 0°C 以上）鋼板の表面ではなく鋼板の表層の内部側に生成する。めっき層の形成後、めっき層と母材鋼板との間で合金化が進み、母材鋼板表層のFeがめっき層中に拡散するほど、順次表層から内部の酸化物がめっき層中に取り込まれる。また、判別した各酸化物において、観察面上での長径を測定し、長径が $2\mu\text{m}$ 以上のものを粗大酸化物と判別する。

[0075] [溶融亜鉛めっきの付着量： $10\sim 100\text{g}/\text{m}^2$]

溶融亜鉛めっき層の母材鋼板片面への付着量が少ないと十分な耐食性が得られないことから、めっき層の母材鋼板片面への付着量は $10\text{g}/\text{m}^2$ 以上とする。耐食性の観点から、付着量は $20\text{g}/\text{m}^2$ 以上が好ましく、 $30\text{g}/\text{m}^2$ 以上がより好ましい。一方、めっき層の付着量が多いと、スポット溶接を行った際の電極損耗が激しくなり、連続して溶接を行った際に溶融ナゲット径の減少や溶接継手強度の劣化が起こる。このため、めっき層の付着量を 10

0 g / m²以下とする。連続溶接性の観点から、付着量は93 g / m²以下であることが好ましく、85 g / m²以下であることがより好ましい。

[0076] (溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法)

次に、本発明の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板を製造する方法について詳細に説明する。

本実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法は、上記化学成分を有するスラブを、1080℃以上に加熱し、圧延完了温度を850～980℃の範囲内とする熱間圧延を施し熱延鋼板とし、その後コイルとして巻き取る工程であり、前記熱間圧延後から300℃までの冷却過程における前記熱延鋼板の温度を後述する式(1)を満たすよう制御する熱延工程と、前記熱延工程に次いで酸洗した後、合計の圧下率を85%以下とする冷間圧延を行う冷延工程と、前記冷延工程後の鋼板を、600～750℃間の平均加熱速度を1.0℃/s以上、最高加熱温度を(Ac3-60)℃以上かつ750℃以上の温度域内として加熱し、次いで、720～650℃間の平均冷却速度を2.5℃/秒以上、650℃～500℃間の平均冷却速度を5.0℃/秒以上として冷却する焼鈍工程と、前記焼鈍工程の後、めっき浴温度を450～470℃、めっき浴進入時の鋼板温度を440～480℃、めっき浴中における有効Al量を0.050～0.180質量%とするめっき条件で鋼板をめっき浴に浸漬することにより、鋼板表面に溶融亜鉛めっきを施してめっき層を形成するめっき工程と、前記めっき工程後に、350℃までの冷却過程が後述する式(2)を満たすめっき後冷却工程と、鋼板をさらに100℃以下まで冷却した後に直径50～800mmのロールを用いて合計2回以上の曲げ-曲げ戻し変形を行う加工工程と、を備える。

以下、各製造工程について詳細に説明する。

[0077] 本発明の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板を製造するには、最初に母材鋼板となる鋼板を製造する。

鋼板を製造するには、まず、上述した化学成分(組成)を有するスラブを鑄造する。熱間圧延に供するスラブは、連続鑄造スラブや薄スラブキャスト

一などで製造したものをを用いることができる。

[0078] 「熱延工程」

熱延工程において、鑄造に起因する結晶方位の異方性を抑制するため、スラブの加熱温度を 1080°C 以上とすることが好ましい。より好ましくは、スラブの加熱温度を 1150°C 以上とする。一方、スラブの加熱温度の上限は特に定めないが、 1300°C を超えて加熱するには多量のエネルギーを投入する必要があり製造コストの大幅な増加を招くことから、 1300°C 以下とすることが好ましい。

[0079] スラブを加熱した後、熱間圧延を行う。熱間圧延の完了温度（圧延完了温度）が 850°C 未満では、圧延反力が高まり、指定の板厚を安定して得ることが困難となる。このため、熱間圧延の完了温度は 850°C 以上とすることが好ましく、 870°C 以上とすることがより好ましい。一方、熱間圧延の完了温度を 980°C 超とするには、スラブの加熱終了から熱間圧延の完了までの工程において鋼板を加熱する装置が必要となり、高いコストが必要となるため、熱間圧延の完了温度を 980°C 以下とし、 950°C 以下とすることがより好ましい。

[0080] 次に、熱間圧延した後の熱延鋼板をコイルとして巻き取る。なお、熱間圧延から巻き取りまでの冷却過程における平均冷却速度は、 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることが好ましい。これは、より低温で変態を進めることで、熱延鋼板の粒径を微細にし、冷延および焼鈍後の母材鋼板の有効結晶粒径を微細にするためである。

熱延鋼板の巻取り温度は 450°C 以上 650°C 以下とすることが好ましい。これは、熱延鋼板のミクロ組織にパーライトおよび／または長径が $1\mu\text{m}$ 以上の粗大セメンタイトを分散して生成させ、冷間圧延により導入されるひずみを局在化させるためである。これにより、焼鈍工程においてさまざまな結晶方位のオーステナイトに逆変態させることで、焼鈍後の母材鋼板の有効結晶粒を微細化するためである。巻取り温度が 450°C 未満であると、パーライトおよび／または粗大セメンタイトが生成しない場合があり、好ましく

ない。一方、巻取り温度が650℃を超えると、パーライトとフェライトがそれぞれ圧延方向に長い帯状に生成する。これにより、フェライト部分から冷間圧延および焼鈍後に生成する母材鋼板の有効結晶粒が圧延方向に伸長した粗大なものとなる傾向にあり、好ましくない。

[0081] ここで、焼鈍後の母材鋼板の表面において、硬質組織を所定の体積分率に制御するため、熱間圧延工程において、母材鋼板表面から適度に脱炭させる必要がある。母材鋼板からの脱炭挙動は、雰囲気制御によって制御しても構わないが、大規模な設備が必要となり、コスト面での負荷が大きい。そのため、本実施形態では、仕上げ圧延完了（熱間圧延完了）から300℃に至るまでの区間において、冷却速度を制御して鋼板温度を制御することにより、脱炭挙動を制御する。

母材鋼板の温度制御は、仕上げ圧延完了から300℃に至るまでの区間のうち、母材鋼板表面において鉄のBCC相が安定となる温度 A_{e3} 以下となる範囲において行う。これは、鉄のBCC相からの脱炭が、高温における安定相であるFCC相からの脱炭に比べて早く進むためである。なお本実施形態においては、鋼板温度が300℃よりも低い温度範囲では、酸素の拡散速度が十分に遅く、脱炭の進行速度についても脱炭挙動に影響しないと見なせるため、熱延工程における母材鋼板の温度制御の温度範囲は300℃に至るまでの区間とする。

なお、 A_{e3} は次の式を用いて求めることができる。

[0082] $A_{e3} [^{\circ}\text{C}] = 885 + 31.7\text{Si} - 29.3\text{Mn} + 123.2\text{Al} - 18.2\text{Cr} - 40.0\text{Ni} - 21.0\text{Cu} + 12.6\text{Mo}$

[0083] 上記式において、C、Si、Mn、Al、Cr、Ni、Cu、Moはそれぞれの元素の添加量〔質量％〕である。

[0084] また、鋼板の脱炭挙動は仕上げ圧延完了からコイルに巻取るまでの第1期と、コイルに巻き取ってから室温に至るまでの第2期に分けて制御する。これは、第1期には大気下で脱炭が進行するのに対し、第2期には、巻き取ってコイルとすることで鋼板同士が密着し、外気の侵入がほとんど無い条件で

脱炭が進行するため、両者で脱炭の進行速度が大きく異なるためである。

[0085] 具体的には、鋼板表層部を適度に脱炭させるため、仕上げ圧延完了から 300℃に至るまでの冷却過程において、鋼板温度を下記式（１）を満たす範囲に制御する。式（１）は脱炭挙動の進行度合いと関係する式であり、式（１）の値が大きいほど脱炭が進行することを示す。なお、式（１）における各項について、 t [秒] は仕上げ圧延完了からの経過時間であり、 t_1 [秒] は仕上げ圧延完了から A_{e3} 温度に至るまでの経過時間であり、 t_2 [秒] は仕上げ圧延完了からコイルに巻取るまでの経過時間であり、 t_3 [秒] は仕上げ圧延完了から鋼板温度が 300℃に至るまでの経過時間である。また、 $T(t)$ [℃] は鋼板温度であり、 W_{Si} [質量％] および W_{Mn} [質量％] はそれぞれ鋼板全体における Si、Mn の各元素の平均含有量である。さらに、 α 、 β 、 γ 、 δ の各項は定数項であり、それぞれ 8.35×10^8 、 2.20×10^4 、 1.73×10^{10} 、 2.64×10^4 である。

[0086] [数1]

$$0.8 \leq \left[\int_{t_1}^{t_2} \alpha \cdot \exp\left(-\frac{\beta}{T(t)+273}\right) \cdot dt + \int_{t_2}^{t_3} \gamma \cdot W_{Si}^{2.5} \cdot W_{Mn}^{0.5} \cdot \exp\left(-\frac{\delta}{T(t)+273}\right) \cdot dt \right]^{0.5} \leq 20.0$$

・・・ 式 (1)

[0087] 上記式（１）において、括弧内の第１積分項は第１期の冷却中における脱炭の進行度合いと関係する項であり、第２積分項は第２期の冷却中における脱炭の進行度合いと関係する項である。いずれの項においても、脱炭は母材鋼板温度が高く、かつ、停留時間が長いほど進む。特に第２期においては、脱炭を進める元素である酸素が雰囲気中にほとんど存在せず、表層のスケール層から鋼中の Si および Mn によって引き寄せられる酸素によって脱炭が進行するため、第２積分項には Si および Mn の含有量による影響が含まれ、鋼中の Si および Mn 量が多いほど式（１）の値は大きくなり、脱炭が進行することを示す。

[0088] 仕上げ圧延完了後の冷却過程において、上記式（１）の値が 0.8 未満となると、母材鋼板表層部はほとんど脱炭せず、表層部の硬質組織の体積率 V

1 と、板厚の表面から $1/4$ 厚を中心とした硬質組織の体積率 V_2 の比である V_1/V_2 が 0.90 を超え、曲げ性が劣化するため、上記式 (1) の値が 0.8 以上となるように冷却を行う。この観点から、上記式 (1) の値が 1.0 以上となるように冷却を行うことが好ましく、1.3 以上とすることが更に好ましい。一方、上記式 (1) の値が 20.0 を超えると、鋼板表層部が過度に脱炭し、 V_1/V_2 が 0.30 未満となり、鋼板の耐疲労特性が著しく劣化するため、上記式 (1) の値が 20.0 以下となるように冷却を行う。この観点から、上記式 (1) の値が 15.0 以下となるように冷却を行うことが好ましく、10.0 以下とすることが更に好ましい。

[0089] 次に、このようにして製造した熱延鋼板の酸洗を行う。酸洗は、熱延鋼板の表面の酸化物を除去するものであることから、母材鋼板のめっき性向上のために重要である。酸洗は、一回でも良いし、複数回に分けて行っても良い。

[0090] 「冷延工程」

次に、酸洗後の熱延鋼板に冷間圧延を行って冷延鋼板を得る。

冷間圧延では、圧下率の合計が 85% を超えると、母材鋼板の延性が失われ、冷間圧延中に母材鋼板が破断する危険性が高まるため、圧下率の合計を 85% 以下とする。この観点から、圧下率の合計は 75% 以下とすることが好ましく、70% 以下とすることが更に好ましい。冷間圧延工程における圧下率の合計の下限は特に定めないが、0.05% 未満では母材鋼板の形状が不均質となり、めっきが均一に付着せず、外観が損なわれるため、0.05% 以上とすることが好ましく、0.10% 以上とすることが更に好ましい。なお、冷間圧延は複数のパスで行うことが好ましいが、冷間圧延のパス数や各パスへの圧下率の配分は問わない。

[0091] また、冷間圧延における圧下率の合計が 10% 超、20% 未満の範囲においては、その後の焼鈍工程において再結晶が十分に進まない。このため、多量の転位を含んで展性を失った粗大な結晶粒が表層近くに残り、溶融亜鉛めっき鋼板の曲げ性や耐疲労特性が劣化する場合がある。これを避けるには、

圧下率の合計を小さくし、結晶粒への転位の蓄積を軽微にして結晶粒の展性を残すか、あるいは、圧下率の合計を大きくし、焼鈍工程において再結晶を十分に進行させ、加工組織を内部に転位の蓄積が少ない再結晶粒にすることが有効である。結晶粒への転位の蓄積を軽微にする観点からは、冷延工程における圧下率の合計は10%以下とすることが好ましく、5.0%以下とすることが更に好ましい。一方、焼鈍工程における再結晶を十分に進めるには、圧下率の合計を20%以上とすることが好ましく、30%以上とすることが更に好ましい。

[0092] 「焼鈍工程」

本発明の実施形態においては、冷延鋼板に焼鈍を施す。本発明の実施形態においては、予熱帯と還元帯とめっき帯とを有する連続焼鈍めっきラインを用い、焼鈍工程を行いながら予熱帯と還元帯とを通過させ、めっき帯に到着するまでに焼鈍工程を終了し、めっき帯においてめっき工程を行うことが好ましい。

[0093] 上述のように、焼鈍工程及びめっき工程に連続焼鈍めっきラインを用いた場合には、まず、予熱バーナーに用いる空気と燃料ガスの混合ガスの条件として、空気比：0.7～1.2とされた予熱帯において、400～800℃の鋼板温度に加熱しながら通板させる。

これにより鋼板表層部に酸化物を生成させる。なお、「空気比」とは、単位体積の混合ガスに含まれる空気の体積と、単位体積の混合ガスに含まれる燃料ガスとを完全燃焼させるために理論上必要となる空気の体積との比である。

次いで、 H_2O と H_2 との分圧比 $P(H_2O) / P(H_2)$ ：0.0001～2.0とされた還元帯において750℃以上まで加熱することにより、予熱帯において生成させた酸化物を還元した後に冷却を行う方法とすることができる。そして、焼鈍工程の後のめっき工程は、めっき浴温度：450～470℃、めっき浴進入時の鋼板温度：440～480℃、めっき浴中における有効Al量：0.05～0.18質量%の条件で鋼板を亜鉛めっき浴に浸漬

する条件で、溶融亜鉛めっきを施す方法とすることができる。

[0094] 焼鈍工程における加熱速度は、予熱帯における処理時間を介して、鋼板表層部における脱炭の進行と関係する。加熱速度が遅いと、酸化雰囲気下に長時間さらされるため、表層における脱炭が進行する。特に、 $600\sim750^{\circ}\text{C}$ における加熱速度は重要であり、予熱帯における処理時間を確保して、 ζ 相の生成を促進するために、 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下とすることが好ましい。一方、 $600\sim750^{\circ}\text{C}$ における加熱速度が過度に遅いと、酸化が過度に進行して鋼板内部に粗大な酸化物が形成される場合がある。鋼板内部における粗大な酸化物の形成を避けるため、この間の平均加熱速度を $1.0^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とする。

[0095] 予熱帯においては、鋼板表層部に適当な厚さのFe酸化被膜を形成するための酸化処理を行う。この際、予熱バーナーに用いる空気と燃料ガスの混合ガスにおいて、以下に示す空気比が 0.7 以上とされた予熱帯において、 $400\sim800^{\circ}\text{C}$ の鋼板温度に加熱しながら通板させる。

「空気比」とは、単位体積の混合ガスに含まれる空気の体積と、単位体積の混合ガスに含まれる燃料ガスを完全燃焼させるために理論上必要となる空気の体積との比であり、下記の式で示される。

「空気比」＝ $\left[\text{単位体積の混合ガスに含まれる空気の体積} (\text{m}^3) \right] / \left[\text{単位体積の混合ガスに含まれる燃料ガスを完全燃焼させるために理論上必要となる空気の体積} (\text{m}^3) \right]$

本実施形態では、予熱帯を通過する母材鋼板に前記の条件で予熱を行うことで、母材鋼板の表層に $0.01\sim5.0\mu\text{m}$ のFe酸化被膜を形成する。鋼板表層部に生成されたFe酸化被膜（酸化物）は、還元帯において還元され、めっき密着性に優れた表面となる。

鋼板表層部に上記の空気比が 1.2 を超えて大きすぎる場合には、鋼板表層部に過剰なFe酸化被膜が生成され、還元後の脱炭層が肥大化する。

また、酸化被膜は、還元帯において還元され、めっき密着性に優れた表面となるが、上記空気比が 0.7 未満と小さすぎる場合には、所定の酸化物が得

られない。また、予熱帯を通過する際の鋼板温度が400℃未満であると、十分な酸化被膜を形成することができない。一方、予熱帯を通板させる鋼板温度が800℃を超える高温では、過度に酸化被膜が成長するため、脱炭層の厚さを所定の範囲に収めることが困難となる。したがって、予熱帯を通板させる鋼板温度は800℃以下とし、750℃以下とすることがより好ましい。

[0096] 焼鈍工程における最高加熱温度は、鋼板の成形性に関わるミクロ組織の分率を所定の範囲に制御するため、重要な因子である。最高加熱温度が低いと、鋼中に粗大な鉄系炭化物が溶け残り、成形性が劣化する。鉄系炭化物を十分に固溶させ、成形性を高めるには、最高加熱温度は(Ac3-60)℃以上とし、(Ac3-45)℃以上とすることが好ましく、(Ac3-35)℃以上とすることが更に好ましい。最高加熱温度の上限は特に定めないが、めっき密着性の観点からは、地鉄表面の酸化物を少なくするため、最高加熱温度は低いほうが好ましい。この観点から最高加熱温度は950℃以下とすることが好ましく、900℃以下とすることがより好ましい。

[0097] 鋼板のAc3点は、オーステナイト逆変態の完了点であり、具体的には、熱間圧延後の鋼板から小片を切り出し、10℃/秒で1200℃まで加熱し、その間の体積膨張を測定することで得られる。

[0098] 焼鈍工程における最高加熱温度(750℃以上)は、還元帯において到達することが好ましい。この還元帯では、予熱帯で生成した鋼板表面の薄いFe酸化被膜を還元し、めっき密着性を高める。このため、還元帯の雰囲気において、水蒸気分圧P(H₂O)と水素分圧P(H₂)の比、P(H₂O)/P(H₂)は0.0001~2.00とする。P(H₂O)/P(H₂)が0.0001未満では、めっき剥離の起点となるSiおよび/またはMn酸化物が最表面層に形成されてしまう。一方、P(H₂O)/P(H₂)が2.00を超えると、鋼板表層における微細化が過度に進行し、めっき層の合金化が過度に進むため、めっき密着性が劣化する。さらに、P(H₂O)/P(H₂)が3.00を超えると、脱炭が過度に進行して、母材鋼板表層の硬質相が著

しく減少する。以上の観点から、 $P(H_2O)/P(H_2)$ は 0.002～1.50 の範囲とすることがより好ましく、0.005～1.20 の範囲とすることがより好ましい。

前記のとおり、 $P(H_2O)/P(H_2)$ が 0.0001～2.00 であると、還元雰囲気の水蒸気を添加するとめっき剥離の起点となる Si および／または Mn 酸化物が最表面層に形成されなくなり、代わりに Si および Mn は母材表層の内部に微細な酸化物を形成する。微細な酸化物のサイズは前記条件において $0.01\ \mu\text{m}$ 以上、 $0.4\ \mu\text{m}$ 以下である。また還元雰囲気中の水蒸気は母材表層を脱炭させるため、母材表層はフェライトになる。これらの Si-Mn 内部酸化物は還元焼鈍中の Fe 再結晶の成長を抑制するため、母材の表層には平均厚さ $0.1\ \mu\text{m}$ 以上、 $5\ \mu\text{m}$ 以下、フェライト相の平均粒径が $0.1\ \mu\text{m}$ 以上、 $3\ \mu\text{m}$ 以下である微細化層が形成される。

[0099] 焼鈍工程のうち、最高加熱温度に到達後からめっき浴に至るまでのめっき前の冷却（めっき前冷却工程）において、 720°C から 650°C までの温度域と、 650°C から 500°C までの温度域との 2 段階に分けて鋼板の温度を制御することにより、所定のミクロ組織を得ることができる。

[0100] まず、フェライトの生成を抑制するため、 720°C から 650°C までの間の平均冷却速度を規定する。 720°C から 650°C までの平均冷却速度が $2.5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 未満であると、フェライトの生成が過度に進行するため、 720°C から 650°C までの平均冷却速度を $2.5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上とする。フェライトの生成を十分に抑制するためには、 720°C から 650°C までの平均冷却速度を $3.5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることが好ましく、 $4.5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることが更に好ましい。 720°C から 650°C の温度域での平均冷却速度の上限は特に設けないが、過度に大きな平均冷却速度を得るには、特殊な冷却設備やめっき工程に干渉しない冷媒が必要となるため、好ましくない。この観点から、上記温度域での平均冷却速度は $100^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下とすることが好ましく、 $70^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下とすることがより好ましい。

[0101] 次に、過度のパーライトおよび／または粗大なセメンタイトの生成を避け

るため、650℃から500℃までの冷却速度を規定する。650℃から500℃までの平均冷却速度が5.0℃/秒未満では、パーライトおよび／または粗大なセメンタイトが多量に生成するため、平均冷却速度を5.0℃/秒以上とする。パーライトおよび／または粗大なセメンタイトは鋼中に含まれないことが好ましいため、これらの生成を十分に避けるためには、平均冷却速度は7.5℃/秒以上とすることが好ましく、10.0℃/秒以上とすることがより好ましい。650℃から500℃の温度域での平均冷却速度の上限は特に設けないが、過度に大きな平均冷却速度を得るには、特殊な冷却設備やめっき工程に干渉しない冷媒が必要となるため、好ましくない。この観点から、上記温度域での平均冷却速度は100℃/秒以下とすることが好ましく、70℃/秒以下とすることがより好ましい。

[0102] めっき前冷却工程に引き続き、焼戻しマルテンサイトを得るため、鋼板温度が500℃に到達してからめっき浴に至るまでの間に、マルテンサイト変態処理として鋼板を所定の温度域に一定時間停留させても構わない。マルテンサイト変態処理温度は、マルテンサイト変態開始温度Ms点を上限とし、50℃を下限とする。また、マルテンサイト変態処理時間は、1～100秒間とする。なお、この処理で得られるマルテンサイトは、めっき工程にて高温のめっき浴に侵入することにより焼戻しマルテンサイトに変化する。

[0103] なお、Ms点は次の式により計算する。

$$Ms \text{ 点 } [^{\circ}C] = 541 - 474C / (1 - VF) - 15Si - 35Mn - 17Cr - 17Ni + 19Al$$

[0104] 上記式において、VFはフェライトの体積分率を示し、C、Si、Mn、Cr、Ni、Alはそれぞれの元素の添加量〔質量%〕である。

なお、製造中にフェライトの体積分率を直接測定することは困難である。このため、本実施形態においてMs点を決定するにあたっては、連続焼鈍ラインに通板させる前の冷延鋼板の小片を切り出し、その小片を連続焼鈍ラインに通板させた場合と同じ温度履歴で焼鈍して、小片のフェライトの体積の変化を測定し、その結果を用いて算出した数値をフェライトの体積分率VFと

している。

[0105] 更に、ベイナイトの生成を進めるため、鋼板温度が500℃に到達してからめっき浴に至るまでの間に、ベイナイト変態処理として鋼板を所定の温度域に一定時間停留させても構わない。ベイナイト変態処理温度が500℃を超えるとパーライトおよび／または粗大なセメンタイトの生成が進むため、ベイナイト変態処理温度は500℃以下とする。また、ベイナイト変態処理温度が350℃を下回ると、変態が十分に進まないため、ベイナイト変態処理温度は350℃以上とする。ベイナイト変態処理時間は、変態を十分に進めるため、10秒以上とし、パーライトおよび／または粗大なセメンタイトの生成を抑制するため、500秒以下とする。

なお、めっき前冷却工程後に、ベイナイト変態処理とマルテンサイト変態処理の両者を行う場合、施行順についてはベイナイト変態処理とマルテンサイト変態処理を行うこととする。

[0106] 「めっき工程」

次に、このようにして得られた母材鋼板をめっき浴に浸漬する。めっき浴は、亜鉛を主体とし、めっき浴中の全Al量から全Fe量を引いた値である有効Al量が0.050～0.180質量%である組成を有する。めっき浴中の有効Al量が0.050%を下回ると、めっき層中へのFeの侵入が過度に進み、めっき密着性が損なわれるため、0.050%以上とする必要がある。この観点から、めっき浴中の有効Al量は0.065%以上であることが好ましく、0.070%以上であることが更に好ましい。一方、浴中の有効Al量が0.180%を超えると、母材鋼板とめっき層の境界にAl系の酸化物が生成し、同境界におけるFeおよびZn原子の移動が阻害され、 δ 相の生成が抑制され、めっき密着性が著しく損なわれる。この観点から、めっき浴中の有効Al量は0.180%以下とする必要があり、0.150%以下とすることが好ましく、0.135%以下とすることが更に好ましい。

[0107] めっき浴は、Ag、B、Be、Bi、Ca、Cd、Co、Cr、Cs、C

u、Ge、Hf、I、K、La、Li、Mg、Mn、Mo、Na、Nb、Ni、Pb、Rb、Sb、Si、Sn、Sr、Ta、Ti、V、W、Zr、REMの1種または2種以上の元素が混入されているものでよい。めっき浴の各元素の含有量によっては、熔融亜鉛めっき層の耐食性や加工性が改善される等好ましい場合もある。

[0108] また、めっき浴の温度は450℃～470℃とする。めっき浴温度が450℃未満では、めっき浴の粘度が過大に高まり、めっき層の厚さを制御することが困難となり、熔融亜鉛めっき鋼板の外観を損なう。一方、めっき浴温度が470℃を超えると多量のヒュームが発生し、安全に製造することが困難となるため、めっき浴温度は470℃以下とすることが好ましい。

[0109] また、鋼板がめっき浴に進入する際の鋼板温度が440℃を下回ると、めっき浴温度を450℃以上に安定させるためにめっき浴に多量の熱量を与える必要が生じるため、実用上不適である。一方、鋼板がめっき浴に進入する際の鋼板温度が480℃を上回ると、めっき浴温度を470℃以下に安定させるためにめっき浴から多量の熱量を抜熱する設備を導入する必要があり、製造コストの点で不適である。よって、めっき浴の浴温を安定させるため、母材鋼板のめっき浴進入時の温度を440℃以上、480℃以下とする。また、 ζ 相の生成挙動を適正に制御するには、母材鋼板のめっき浴進入時の温度は450℃以上、470℃以下に制限することが更に好ましい。

めっき浴の浴温が450～470℃の範囲であれば、本実施形態の実施は可能である。しかしながら浴温が450～470℃の範囲で安定しない場合、めっき層中の ζ 相の不均一を招き、めっき層の外観・密着性の不均一を招く。このため実製造において浴温は450～470の任意の値で一定不変であることが好ましい。そのためには侵入材温はめっき浴温と一致していることが好ましい。しかし、実製造設備の制御性の限界から、侵入材温はめっき浴温±4℃以内であることが好ましい。

[0110] 熔融亜鉛めっき鋼板の製造ラインによっては、後述の「めっき後冷却工程」の実行に必要な装置を備えておらず、本実施形態の製造条件を実施できない

場合がある。その場合、めっき浴浸漬時間を適切に制御することによって、本実施形態と同様の製品を製造することが可能である。すなわち、鋼板のめっき浴に対する浸漬時間を延長すれば、「後冷却工程」を実施したときと同様、めっき層／母材鋼板界面に δ 相を生成させることが可能である。

必要な浸漬時間はめっき浴のA1量によって異なるが、3秒以上必要であり、このましくは5秒以上、よりこのましくは10秒以上、さらには20秒以上がこのましい。

[0111] なお、めっき浴浸漬後、適正なめっき付着量とするため、鋼板表面に窒素を主体とする高圧ガスを吹き付け、表層の過剰な亜鉛を除去することが好ましい。

[0112] 「めっき後冷却工程」

鋼板をめっき浴に浸漬した後、室温に至るまでのめっき後冷却工程において、下記式(2)を満たすように冷却処理を制御することにより、めっき層中に適量の δ 相が得られる。なお、 $T(t)$ [°C] は鋼板温度であり、 t [秒] は鋼板がめっき浴から出た時点を開始とする経過時間であり、 t_4 [秒] は鋼板がめっき浴から出た時点を開始として鋼板温度が350°Cに至るまでの経過時間であり、 W_{A1}^* [質量%] はめっき浴中の有効A1量である。また、 ε 、 θ および μ は定数項であり、それぞれ、 2.62×10^7 、 9.13×10^3 、 1.0×10^{-1} である。

[0113] [数2]

$$0.40 \leq \left[\int_{t_0}^{t_4} \varepsilon \cdot \exp \left\{ -\frac{\theta \cdot \left(\frac{W_{A1}^*}{\mu} \right)^{0.2}}{T(t)} \right\} \cdot t dt \right]^{0.5} \leq 2.20 \quad \dots \text{式 (2)}$$

[0114] 上記式(2)は δ 相の生成挙動と関係する式であり、上記式(2)の値が大きいほど、めっき層中の δ 相の生成が進むことを表す。鋼板温度が高く、処理時間が長いほど上記式(2)の値は大きくなる。また、めっき浴中の有

効A I 量が大きくなると、上記式（2）の値は小さくなり、 ζ 相の生成は阻害される。なお、鋼板温度が350℃以下の温度範囲では、母材鋼板からめっき層へのFe原子の拡散がほとんど進まず、 ζ 相の生成がほぼ停止する。このため、上記式（2）は鋼板温度が350℃以上の範囲において計算する。

[0115] めっき浴に浸漬した後のめっき後冷却工程において、上記式（2）の値が0.40を下回るとめっき層中に十分な ζ 相が得られず、めっき密着性が損なわれる。このため、上記式（2）の値が0.40以上となるよう冷却処理を制御する必要がある。

前記式（2）の値が0.40以上であると、 ζ 相の生成が十分に促進されて、溶融亜鉛めっき層と母材鋼板との全界面（A）のうち前記 ζ 相と母材鋼板との界面（A*）の占める割合（ $(A^*/A) \times 100$ ）が20%以上となる。また、上記式（2）の値が0.40以上であると、 ζ 相と母材鋼板との界面（A*）のうち粗大な酸化物が存在する ζ 結晶粒と母材鋼板との成す界面（A**）の割合（ $(A^{**}/A^*) \times 100$ ）が50%以下となる。

めっき密着性をより高めるには、上記式（2）の値を0.50以上となるよう冷却処理を施すことが好ましく、0.60以上とすることが更に好ましい。一方、冷却処理における上記式（2）の値が過度に大きくなると、めっき層の合金化が進み、めっき層中のFe含有量が過度に大きくなり、めっき密着性が損なわれる。この観点から、上記式（2）の値を2.20以下となるよう冷却処理を制御する必要がある。めっき密着性を高めるため、冷却処理は上記式（2）の値を2.00以下となるように制御することが好ましく、1.80以下となるように制御することが更に好ましい。

[0116] ここで、めっき浴より取り出した後、鋼板の温度を上昇させると、上記式（2）の値が著しく増大してめっき密着性が劣化する。また、鋼板のミクロ組織が変質し、所定の硬質組織が得られずに強度が低下する。さらに、粗大な炭化物が生成して溶融亜鉛めっき鋼板の成形性が劣化する懸念がある。このため、めっき浴より取り出した後の鋼板温度は、めっき浴浸漬前の鋼板温

度とめっき浴温度のうち、高いほうの温度を上回ってはならない。

一方、一般的な溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法に見られるように、めっき浴に浸漬した後に急冷を施すと、上記式（２）の値が著しく小さくなる。その結果十分な相が得られず、めっき密着性が劣化する。上記式（２）の値を所定の範囲に留めるためには、例えば、めっき浴から取り出した後に一定時間の等温保持処理を行い、その後に急冷しても構わない。

また、上記式（２）の値が所定の範囲に留まるならば、その他の任意の温度制御を行っても構わない。つまり、上記式（２）の値が本実施形態の範囲内となる温度制御であれば、いかなる冷却制御形態を採用してもよい。例えば、上記等温保持処理後に急冷する冷却形態でもよく、また略一定速の緩冷却を行う冷却形態でもよい。

[0117] このように上記式（２）を満たす冷却処理により、めっき層中に十分な量の相が得られた後、硬質組織を得るため、 $1.0^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の平均冷却速度で 250°C 以下まで冷却しても構わない。フレッシュマルテンサイト相および/または焼戻しマルテンサイト相を得るためには、平均冷却速度を $3.0^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることが好ましく、 $5.0^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることがさらに好ましい。

[0118] また、 250°C 以下まで冷却した後、焼戻しマルテンサイトを得るために再加熱処理を施しても構わない。再加熱処理の処理温度および処理時間は目標とする特性に応じて適宜設定して構わない。ただし、再加熱処理温度が 250°C 未満では十分な効果が得られず、一方で、 350°C を上回ると、めっき層が変質し、めっき密着性が劣化する懸念があるため、再加熱処理温度は 250°C 以上 350°C 以下とすることが好ましい。また、再加熱処理時間が 1000 秒を超えると処理効果が飽和するため、処理時間は 1000 秒以下とすることが好ましい。

[0119] また、上記式（２）を満たす冷却処理によりめっき層中に十分な量の相が得られた後、残留オーステナイトを得るため、 $250^{\circ}\text{C}\sim 350^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で 500 秒以下の停留を施すベイナイト変態処理を行っても構わない。

処理温度が250℃未満では、マルテンサイトが生成して残留オーステナイトは十分に得られず、一方で350℃を超えると、過度に多くの残留オーステナイトが得られる懸念がある。また、処理時間が500秒を超えると、残留オーステナイトから粗大な炭化物が生成し、成形性が大幅に劣化する懸念がある。

[0120] また、残留オーステナイトを更に安定化するために、250℃以下まで冷却した後、再加熱処理を施しても構わない。再加熱処理の処理温度および処理時間は目標とする特性に応じて適宜設定して構わない。ただし、再加熱処理温度が250℃未満では十分な効果が得られず、350℃を上回ると、残留オーステナイトが分解して炭化物となり、特性が大幅に劣化する懸念があるため、処理温度は350℃以下とすることが好ましい。また、再加熱処理時間が1000秒を超えると処理効果が飽和するため、処理時間は1000秒以下とすることが好ましい。

[0121] 「加工工程」

次に、鋼板温度を100℃以下まで冷却した後、母材鋼板表層の残留オーステナイトを減少させるため、めっき鋼板に曲げー曲げ戻し変形を施す。曲げは直径が50～800mmのロールを用いて施すことができる。ロール径が50mm未満では、曲げ変形によって母材鋼板表層に多量のひずみが導入されるため、鋼板の成形性が損なわれる。また、ロール径が800mm超では母材鋼板表層におけるひずみ量が小さく、残留オーステナイトが十分に減少しない。曲げー曲げ戻し変形は、母材鋼板の表裏各面における残留オーステナイトを減少させるため、表裏各面を曲げ外側とする変形を、それぞれ1回以上施す必要があるため、合計で2回以上の曲げー曲げ戻し変形を施す必要がある。これによって、母材鋼板の表裏両面における残留オーステナイトを所定の範囲に収めることができる。

[0122] 以上説明した製造方法によって本実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板を製造することができるが、本発明は、上記の実施形態に限定されるものではない。

例えば、本発明の実施形態においては、上述した方法により得られた溶融亜鉛めっき鋼板の亜鉛めっき層の表面に、リン酸化物および／またはリンを含む複合酸化物からなる皮膜を付与しても構わない。

リン酸化物および／またはリンを含む複合酸化物からなる皮膜は、鋼板を加工する際に潤滑剤として機能させることができ、母材鋼板の表面に形成した亜鉛めっき層を保護することができる。

[0123] さらに、本実施形態においては、室温まで冷却した溶融亜鉛めっき鋼板に対して、形状矯正のために圧下率3.00%以下で冷間圧延を施しても構わない。冷間圧延は、曲げ―曲げ戻し加工の前後、あるいは曲げ―曲げ戻し加工の途中のいずれの段階で施しても構わない。

[0124] なお、上述した本発明の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法は、母材鋼板の板厚が0.6mm以上、5.0mm未満の溶融亜鉛めっき鋼板の製造に適用されることが好ましい。母材鋼板の板厚が0.6mm未満であると、母材鋼板の形状を平坦に保つことが困難となり、適当ではない場合がある。また、母材鋼板の板厚が5.0mm以上であると、焼鈍工程およびめっき工程における冷却の制御が困難となる場合がある。

実施例

[0125] 本発明の実施例について説明する。なお、本実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例である。本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得る。

[0126] 表1～4に示すA～AKの化学成分（組成）を有するスラブを鑄造し、表5、6に示す熱延工程条件（スラブ加熱温度、圧延完了温度）で熱間圧延した。次に、表5、6に示す熱延工程条件（熱延完了から巻取りまでの平均冷却速度、巻取温度、式（1））で冷却し、熱延鋼板を得た。

その後、熱延鋼板に酸洗を施して、表5、6に示す冷延工程条件（圧下率）の冷間圧延を施し、冷延鋼板を得た。

[0127] 次に、得られた冷延鋼板（母材鋼板）を表7～9に示す焼鈍工程におけ

る加熱工程条件（予熱帯における空気比、還元雰囲気中の H_2O と H_2 との分圧比（ $P(\text{H}_2\text{O}) / P(\text{H}_2)$ ）、 $600 \sim 750^\circ\text{C}$ の温度域での平均加熱速度、最高加熱温度 T_m ）で焼鈍を施した。引き続き、表7～9に示すめっき前冷却工程条件（冷却速度1（ $760 \sim 700^\circ\text{C}$ の温度域での平均冷却速度）、冷却速度2（ $650 \sim 500^\circ\text{C}$ の温度域での平均冷却速度）、マルテンサイト変態処理条件（処理温度、処理時間）、ベイナイト変態処理1条件（処理温度、処理時間））で冷却処理を施した。なお、マルテンサイト変態処理、ベイナイト変態処理1を施さなかった鋼板については当該処理の条件欄は空欄とした。

[0128] 次いで、表10～12に示すめっき工程条件（有効A1量、めっき浴温度（浴温）、鋼板の侵入温度）で亜鉛めっき浴に浸漬しめっきを施した。

めっき工程後、表10～12に示すめっき後冷却工程条件（式（2）、冷却速度3（ $350 \sim 250^\circ\text{C}$ の温度域での平均冷却速度）、ベイナイト変態処理2条件（処理温度、処理時間）、再加熱処理条件（処理温度、処理時間））で冷却処理を施した。なお、ベイナイト変態処理2を施さなかった鋼板については当該処理の条件欄は空欄とした。

引き続き、表10～12に示す加工工程条件（ロール径、加工回数）で曲げ一曲げ戻し加工を施し、さらに、表10～12に示す条件（圧下率）で冷間圧延を施し、実験例1～89のめっき鋼板を得た（ただし、一部の実験例においては、実験を中断したものもある）。

[0129] 得られた各溶融亜鉛めっき鋼板（実験例1～89）において、母材鋼板のミクロ組織およびめっき層の観察を行った。表13～18に母材鋼板のミクロ組織およびめっき層の観察結果を示す。

[0130] まず、各溶融亜鉛めっき鋼板から母材鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取し、電界放射型走査型電子顕微鏡（FE-SEM）による組織観察およびEBSD法による高分解能結晶方位解析を行い、板厚の $1/4$ を中心とした $1/8$ 厚～ $3/8$ 厚の範囲（表中では“ $1/4$ 厚”と表記）、および、めっき層と母材鋼板との界面を起点とする深さ $20\mu\text{m}$ ま

での範囲（母材鋼板表層）におけるミクロ組織の体積分率をそれぞれ測定した。

なお、表中の「 α 」はフェライト、「B」はベイナイト、「BF」はベイニティックフェライト、「焼戻M」は焼戻しマルテンサイト、「残留 γ 」は残留オーステナイト、「その他」は、パーライトおよび／または粗大セメンタイトを示す。

また、母材鋼板表層において、Siおよび／またはMnを含む微細な酸化物の有無を観察した。当該酸化物が生成しているか否かは、エネルギー分散型X線分光法（ESD: Energy Dispersive X-ray Spectroscopy）によって任意の酸化物の成分を分析することによって判断した。

[0131] さらに、溶融亜鉛めっき鋼板から鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取し、電界放射型走査型電子顕微鏡（FE-SEM）による観察を行い、めっき層と母材鋼板の界面を観察し、 δ 相と母材鋼板の界面がめっき層と母材鋼板の界面全体に占める割合（境界面占有率）、ならびに δ 1相と母材鋼板の界面がめっき層と母材鋼板の界面全体に占める割合（境界面占有率）を測定した。

また、同様に δ 相と母材鋼板の界面を観察し、 δ 相と母材鋼板との界面に粗大酸化物がある δ 結晶粒を求め、 δ 相と母材鋼板との全ての界面のうち、 δ 相と母材鋼板の界面において粗大酸化物が存在する δ 結晶粒が母材鋼板と成す界面の割合（酸化物の存在する境界面の割合）を求めた。

また、作製した溶融亜鉛めっき鋼板をイオンミリング加工し、めっき層および母材鋼板の断面を露出させ、FE-SEMで加速電圧5 kVで倍率5000倍のBSE像を撮影した。BSE像の輝度は反射電子の発生量と対応し、発生量は原子番号が大きいほど多くなる性質がある。すなわちBSE像では周囲の金属に比して酸化物および δ 相粒界が黒く見えるためこれらを識別できる。

めっき層／母材鋼板界面長さのうち、 δ 相が生成している長さ、および酸化

物を含む相が生成している長さを写真より読み取って酸化物の存在する結晶粒の占有率とした。

[0132] 図2は実施例No.1の溶融亜鉛めっき鋼板における断面組織写真を示す。得られた溶融亜鉛めっき鋼板試料の断面をイオンミリング加工で研磨し、FE-SEMを用いて加速度電圧5kVでBSE像を撮影した結果を図2に示す。

図2に示す如く実施例1の母材鋼板の表層には結晶粒を微細とした微細化層が形成されていた。また、微細化層のめっき層側の界面にSi-Mn内部酸化物が生成されていることを確認できた。

[0133] めっきの付着量は、インヒビター入りの塩酸を用いてめっき層を溶融し、溶融前後の重量を比較して求めた。

[0134] 次に、各溶融亜鉛めっき鋼板の特性を調べるため、引張試験、穴抜け試験、曲げ試験、疲労試験、密着性評価試験、スポット溶接試験および腐食試験を行った。表19～22に、各実験例における特性を示す。

[0135] 引張試験は、溶融亜鉛めっき鋼板からJIS Z 2201に記載の5号試験片を作成し、JIS Z 2241に記載の方法で行い、降伏強度YS、引張最大強度TS、全伸びEIを求めた。なお、引張特性は、引張最大強度TSおよび降伏比(YS/TS)によって評価し、引張最大強度TSが550MPa以上、降伏比が0.60以上の場合を良好なものとして評価した。

穴抜け試験は、JIS Z 2256に記載の方法で行った。成形性のうち、延性（全伸び）EIおよび穴抜け性 λ は、引張最大強度TSに伴って変化するが、下記式(4)を満たす場合に強度、延性および穴抜け性を良好とする。

$$TS^{1.5} \times EI \times \lambda^{0.5} \geq 2.5 \times 10^6 \quad \cdots \text{式(4)}$$

[0136] 曲げ試験は、溶融亜鉛めっき鋼板からJIS Z 2201に記載の5号試験片を作成し、JIS Z 2248に記載のVブロック法を用い、90°V曲げ試験を行った。Vブロックの底部における半径を1.0mmから6.0mmまで0.5mm刻みで変化させ、試験片に割れが発生しなかった最

も小さい半径を最小曲げ半径 r [mm] とした。曲げ性は、最小曲げ半径 r を板厚 t [mm] で規格化した、 r/t によって評価し、 r/t が 2.0 以下の場合を良好な曲げ性として評価した。

[0137] 疲労試験は、溶融亜鉛めっき鋼板から JIS Z 2275 に記載の 1 号試験片を作成し、JIS Z 2273 に従って片振り平面曲げ疲労試験を行った。最大繰返し数を 1000 万回とし、疲労限 DL および疲労限度比 DL/TS を評価し、疲労限度比が 0.35 以上の場合を良好な耐疲労特性とした。

[0138] めっき密着性は、5% の単軸引張ひずみを与えた溶融亜鉛めっき鋼板に対し、デュポン衝撃試験を施し、衝撃試験後のめっき鋼板に粘着テープを貼り、その後引き剥がし、めっきが剥離しなかった場合を合格 (○) とし、めっきが剥離した場合を不合格 (×) とした。デュポン衝撃試験は、先端の曲率半径を 1/2 インチとする撃ち型を使用し、3 kg の錘を 1 m の高さから落下させて行った。

[0139] スポット溶接性は連続打点試験を行って評価した。溶融部の直径が板厚の平方根の 5.3 ~ 5.7 倍となる溶接条件において、1000 回のスポット溶接を連続して行い、溶融部の直径を 1 点目 d_1 と 1000 点目 d_{1000} とで比較し、 d_{1000}/d_1 が 0.90 以上である場合を合格 (○)、0.90 未満の場合を不合格 (×) とした。

[0140] 耐食性の評価には、溶融亜鉛めっき鋼板を 150 × 70 mm に切り出した試験片を用い、りん酸亜鉛系のディップ型化成処理を施し、続いてカチオン電着塗装 20 μ m を施し、さらに中塗 35 μ m、上塗 35 μ m を施した後、裏面と端部を絶縁テープでシールした。耐食性試験には、SST 6 hr → 乾燥 4 hr → 湿潤 4 hr → 冷凍 4 hr を 1 サイクルとする CCT を使用した。塗装後耐食性の評価は、塗装面にカッターで地鉄まで達するクロスカットを施し、CCT 60 サイクル後のふくれ幅を測定した。膨れ幅 3.0 mm 以下の場合を合格 (○) とし、3.0 mm 超の場合を不合格 (×) とした。

[0141] チッピング性は、溶融亜鉛めっき鋼板を 70 mm × 150 mm に切出して

自動車用の脱脂、化成、3コート塗装を行って試験サンプルとした。試験サンプルを -20°C に冷却保持した状態で、碎石（ $0.3\sim 0.5\text{ g}$ ）をエア一圧 2 kg f/cm^2 で試験サンプルに対し垂直に照射した。1サンプルにつき10個の石を照射した。各水準N5実施し、合計50個のチップング痕を観察し、その剥離界面の位置によって評価した。剥離界面がめっき層より上（めっきー化成皮膜の界面、または電着塗装ー中塗塗装の界面）のものを「○」、めっきー地鉄（母材鋼板）での界面剥離が1つでもあるものを「×」と評価した。

[0142] パウダリング性は、めっき層の加工性を評価するため、V曲げ加工（JIS Z 2248）を使用した。

溶融亜鉛めっき鋼板を $50\times 90\text{ mm}$ に切断し、 $1\text{ R}-90^{\circ}$ V字金型プレスで成型体を使用した。谷部においてテープ剥離を実施した。曲げ加工部上に巾 24 mm のセロハンテープ（登録商標）を押し当てて引き離し、セロハンテープの長さ 90 mm の部分を目視で判断した。評価基準は以下の通りとした。

○剥離が加工部面積に対して5%未満

×剥離が加工部面積に対して5%超

[0143]

[表1]

	化学成分 (質量%)							残部 : F e および不可避免の不純物				備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O				
A	0.118	0.61	2.34	0.018	0.0033	0.083	0.0022	0.0007	実施例			
B	0.231	1.77	1.45	0.011	0.0014	0.026	0.0044	0.0005	実施例			
C	0.091	0.45	1.78	0.019	0.0024	0.040	0.0058	0.0002	実施例			
D	0.079	0.98	1.65	0.011	0.0029	0.033	0.0046	0.0014	実施例			
E	0.171	0.14	1.80	0.015	0.0047	0.025	0.0009	0.0015	実施例			
F	0.179	1.22	1.62	0.010	0.0009	0.067	0.0020	0.0022	実施例			
G	0.122	1.92	2.97	0.019	0.0055	0.022	0.0041	0.0019	実施例			
H	0.134	0.23	2.58	0.018	0.0045	0.041	0.0057	0.0016	実施例			
I	0.131	1.68	0.96	0.020	0.0026	0.046	0.0046	0.0010	実施例			
J	0.073	1.06	3.27	0.017	0.0057	0.070	0.0022	0.0022	実施例			
K	0.084	0.62	2.53	0.004	0.0005	0.724	0.0026	0.0009	実施例			
L	0.212	0.48	1.36	0.010	0.0021	0.060	0.0044	0.0013	実施例			
M	0.122	0.22	1.57	0.017	0.0014	0.062	0.0067	0.0010	実施例			
N	0.055	1.20	2.73	0.010	0.0011	0.025	0.0025	0.0016	実施例			
O	0.180	1.58	1.97	0.007	0.0020	0.039	0.0060	0.0020	実施例			
P	0.177	1.42	2.87	0.018	0.0030	0.046	0.0056	0.0018	実施例			
Q	0.060	0.89	1.28	0.016	0.0040	0.048	0.0064	0.0018	実施例			
R	0.086	0.32	2.28	0.006	0.0004	1.000	0.0037	0.0021	実施例			
S	0.115	0.07	2.42	0.008	0.0052	0.198	0.0057	0.0006	実施例			
T	0.135	0.67	2.36	0.022	0.0019	1.180	0.0011	0.0017	実施例			
U	0.083	0.55	1.30	0.032	0.0044	0.057	0.0023	0.0015	実施例			
V	0.130	0.45	1.21	0.018	0.0056	0.052	0.0012	0.0018	実施例			
W	0.118	0.53	0.69	0.010	0.0050	0.054	0.0049	0.0019	実施例			
X	0.207	0.65	1.76	0.014	0.0025	0.046	0.0044	0.0021	実施例			
Y	0.116	0.11	1.74	0.011	0.0062	0.067	0.0042	0.0007	実施例			
Z	0.081	0.33	1.27	0.008	0.0035	0.035	0.0017	0.0008	実施例			

※下線付きは本発明範囲外

[0144]

[表2]

	化学成分（質量％）				残部：F e および不可避の不純物				備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	
A A	0.016	1.20	2.50	0.020	0.0007	0.044	0.0021	0.0008	比較例
A B	0.336	1.06	2.45	0.018	0.0064	0.051	0.0035	0.0006	比較例
A C	0.133	0.00	2.83	0.012	0.0014	0.020	0.0014	0.0010	比較例
A D	0.127	2.30	2.56	0.022	0.0050	0.015	0.0037	0.0003	比較例
A E	0.181	0.15	0.36	0.009	0.0026	0.038	0.0058	0.0006	比較例
A F	0.172	0.22	5.00	0.014	0.0047	0.051	0.0035	0.0007	比較例
A G	0.113	0.61	3.24	0.140	0.0049	0.050	0.0011	0.0010	比較例
A H	0.123	1.69	1.95	0.011	0.0156	0.035	0.0022	0.0017	比較例
A I	0.124	1.51	2.06	0.011	0.0057	2.841	0.0025	0.0023	比較例
A J	0.106	1.07	1.92	0.022	0.0026	0.044	0.0122	0.0012	比較例
A K	0.116	0.75	2.71	0.019	0.0017	0.056	0.0013	0.0132	比較例

※下線付きは本発明範囲外

[表3]

	化学成分 (質量%) 残部：F eおよび不可避免の不純物															備考
	Ti	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	B	W	Ca	Ce	Mg	Zr	La	REM	
A																実施例
B																実施例
C																実施例
D																実施例
E	0.049															実施例
F		0.036														実施例
G			0.107													実施例
H				0.56												実施例
I					0.73											実施例
J						0.70										実施例
K							0.15									実施例
L								0.0040								実施例
M									0.15							実施例
N										0.0025						実施例
O											0.0016					実施例
P												0.0030				実施例
Q													0.0012			実施例
R														0.0030		実施例
S															0.0014	実施例
T	0.015	0.024														実施例
U					0.14	0.16										実施例
V	0.024							0.0015								実施例
W	0.020	0.008		0.43			0.08	0.0008								実施例
X	0.074			0.15												実施例
Y		0.052								0.0028	0.0019					実施例
Z	0.008	0.007	0.032				0.08	0.0004		0.0012						実施例

※下線付きは本発明範囲外

[表4]

	化学成分 (質量%) 残部：F e および不可避免の不純物															備考
	Ti	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	B	W	Ca	Ce	Mg	Zr	La	REM	
A A																比較例
A B																比較例
A C																比較例
A D																比較例
A E																比較例
A F																比較例
A G																比較例
A H																比較例
A I																比較例
A J																比較例
A K																比較例

※下線付きは本発明範囲外

[表5]

実験例	化学成分	熱延工程						冷延工程	備考
		スラブ 加熱温度	圧延完了 温度	平均冷却 速度	巻取温度	Ae3*	式 (1)	圧下率	
		℃	℃	℃/秒	℃	℃		%	
1	A	1185	921	27	560	846	5.4	41	実施例
2	A	1260	925	19	597	846	3.0	44	実施例
3	A	1220	913	17	596	846	3.0	5	実施例
4	B	1250	900	32	550	902	7.1	56	実施例
5	B	1215	894	29	614	902	2.3	68	実施例
6	B	1225	936	21	627	902	<u>26.0</u>	37	比較例
7	C	1205	942	15	615	852	4.1	33	実施例
8	C	1255	908	18	582	852	8.3	64	実施例
9	C	1170	957	33	592	852	7.2	38	比較例
10	D	1230	908	18	595	872	7.3	42	実施例
11	D	1165	888	17	620	872	7.7	44	実施例
12	D	1165	951	23	558	872	3.0	61	比較例
13	E	1255	927	21	621	840	7.3	64	実施例
14	E	1220	933	26	595	840	4.9	61	実施例
15	E	1170	941	16	585	840	7.3	63	比較例
16	F	1190	941	33	593	884	8.0	68	実施例
17	F	1255	928	17	617	884	4.1	69	実施例
18	F	1215	925	26	617	884	<u>0.4</u>	41	比較例
19	G	1205	948	23	590	862	6.7	40	実施例
20	G	1245	912	20	585	862	8.7	50	実施例
21	G	1225	869	14	614	862	5.8	35	比較例
22	H	1195	935	25	554	812	9.1	70	実施例
23	H	1255	925	18	603	812	2.2	71	実施例
24	H	1265	899	24	616	812	7.9	66	比較例
25	I	1225	871	20	645	887	5.5	33	実施例
26	I	1215	884	16	603	887	4.4	59	実施例
27	I	1225	925	23	616	887	9.7	68	比較例
28	J	1170	889	36	634	817	6.7	73	実施例
29	J	1190	935	27	609	817	1.4	38	実施例
30	J	1215	925	21	555	817	2.9	49	比較例
31	K	1195	923	14	612	922	4.8	65	実施例
32	K	1225	931	17	611	922	3.2	64	実施例
33	K	1225	911	32	590	922	8.6	57	比較例
34	L	1230	906	17	612	868	7.3	62	実施例
35	L	1190	931	29	581	868	6.1	43	実施例
36	L	1260	901	12	611	868	3.4	38	比較例
37	M	1250	917	16	644	854	2.8	69	実施例
38	M	1190	914	20	584	854	6.9	35	実施例
39	M	1175	928	26	565	854	5.4	3	実施例
40	N	1225	919	24	579	846	8.9	70	実施例
41	N	1190	890	18	612	846	9.9	33	実施例
42	N	1180	915	12	634	846	<u>0.5</u>	63	比較例
43	O	1205	912	35	630	882	2.6	63	実施例
44	O	1215	920	19	609	882	3.9	56	実施例
45	O	1260	956	25	593	882	5.1	72	比較例

※下線付きは本発明範囲外

[0148] [表6]

実験例	化学成分	熱延工程						冷延工程	備考
		スラブ 加熱温度	圧延完了 温度	平均冷却 速度	巻取温度	Ae3*	式 (1)	圧下率	
		℃	℃	℃/秒	℃	℃		%	
46	P	1255	931	17	582	852	3.3	36	実施例
47	P	1185	897	16	626	852	2.4	71	実施例
48	P	1220	904	30	649	852	3.7	69	比較例
49	Q	1190	909	19	633	882	2.4	33	実施例
50	Q	1185	922	20	574	882	12.3	66	実施例
51	Q	1255	886	13	581	882	8.0	62	比較例
52	R	1260	891	18	560	952	11.5	69	実施例
53	R	1255	917	19	599	952	4.9	36	実施例
54	R	1225	914	28	602	952	7.8	72	比較例
55	S	1255	928	19	599	841	6.2	43	実施例
56	S	1260	926	44	612	841	3.6	67	実施例
57	S	1235	919	20	611	841	3.1	41	比較例
58	T	1215	935	20	588	982	4.1	71	実施例
59	T	1265	905	27	619	982	2.4	57	実施例
60	T	1230	954	32	580	982	8.6	69	比較例
61	U	1235	926	24	609	862	8.5	69	実施例
62	U	1200	879	15	609	862	7.7	46	実施例
63	U	1245	878	15	639	862	7.4	42	比較例
64	V	1255	893	27	585	870	9.4	64	実施例
65	V	1170	876	28	590	870	0.9	52	実施例
66	V	1235	946	17	622	870	2.5	38	比較例
67	W	1205	912	26	548	881	5.3	51	実施例
68	W	1175	867	14	634	881	6.3	70	実施例
69	W	1200	939	24	594	881	3.6	50	比較例
70	X	1215	895	18	608	857	7.6	55	実施例
71	X	1190	948	18	607	857	4.8	43	実施例
72	X	1185	907	16	600	857	3.2	36	比較例
73	Y	1195	916	39	627	846	7.5	39	実施例
74	Y	1165	938	23	568	846	5.7	33	実施例
75	Y	1240	955	18	609	846	9.0	39	比較例
76	Z	1175	926	18	631	864	8.9	48	実施例
77	Z	1175	895	35	604	864	1.9	38	実施例
78	Z	1185	893	15	606	864	22.3	64	比較例
79	A A	1210	891	19	622	855	4.7	67	比較例
80	A B	1175	916	24	604	853	4.9	45	比較例
81	A C	1180	906	19	579	805	2.1	72	比較例
82	A D	熱延工程において、加熱中にスラブが割れたため、実験中止。							比較例
83	A E	1225	875	18	646	884	3.4	41	比較例
84	A F	熱延工程において、圧延中にスラブが割れたため、実験中止。							比較例
85	A G	鑄造工程において、スラブが割れたため、実験中止。							比較例
86	A H	1210	918	17	605	886	5.4	65	比較例
87	A I	熱延工程において、圧延中にスラブが割れたため、実験中止。							比較例
88	A J	1170	908	15	610	868	4.9	40	比較例
89	A K	1175	956	25	574	836	7.8	52	比較例

※下線付きは本発明範囲外

[0149]

[表7]

実験 例	化学 成分	焼鈍工程																備考
		加熱工程						めっき前冷却工程										
		平均 加熱 速度 ℃/秒	最高 加熱温度 T _m ℃	A _{c3} ℃	A _{c3} -T _m ℃	A _{c1} ℃	T _m -A _{c1} ℃	予熱帯		冷却 速度 1 ℃/秒	冷却 速度 2 ℃/秒	マルテンサイト 変態処理			ベイナイト 変態処理1			
								空気比	P (H ₂ O) / P (H ₂)			Ms点 ℃	処理 温度 ℃	処理 時間 秒	処理 温度 ℃	処理 時間 秒		
1	A	3.5	828	839	11	696	132	0.8	1.54	5.0	29.1	381	345	13	415	32	実施例	
2	A	10.5	832	839	7	696	136	1.1	0.03	4.2	13.3	383			471	138	実施例	
3	A	3.5	909	839	-70	696	213	1.0	0.52	2.8	7.4	354					実施例	
4	B	7.4	873	863	-10	735	138	1.0	0.06	10.5	13.0	351					実施例	
5	B	2.2	845	863	18	735	110	1.2	0.16	6.0	28.4	306					実施例	
6	B	2.7	826	863	37	735	91	0.8	0.31	4.4	11.5	298			459	24	比較例	
7	C	1.9	823	848	25	703	120	0.8	0.35	5.1	104.0	403			491	17	実施例	
8	C	3.2	825	848	23	703	122	1.0	0.38	6.0	29.3	407					実施例	
9	C	1.6	841	848	7	703	138	1.0	0.60	4.8	28.2	420	392	18			比較例	
10	D	2.3	878	876	-2	717	161	1.0	0.61	3.4	29.8	421	401	7			実施例	
11	D	7.6	866	876	10	717	149	0.7	0.37	6.1	47.2	423			429	157	実施例	
12	D	2.5	838	876	38	717	121	0.8	0.14	4.8	11.6	401			453	23	比較例	
13	E	7.8	797	823	26	695	102	1.1	0.36	2.9	61.1	335			481	19	実施例	
14	E	1.5	818	823	5	695	123	1.1	0.50	5.5	11.9	378	354	18	395	63	実施例	
15	E	2.2	799	823	24	695	104	0.5	0.65	6.0	37.6	346			489	49	比較例	
16	F	6.7	844	859	15	722	122	0.9	0.17	4.3	6.1	343	298	27			実施例	
17	F	2.8	829	859	30	722	107	0.8	0.53	4.9	62.4	315			498	13	実施例	
18	F	3.6	844	859	15	722	122	1.0	0.45	3.9	110.4	336					比較例	
19	G	2.7	836	855	19	710	126	0.8	0.82	5.2	87.2	333			387	46	実施例	
20	G	2.4	848	855	7	710	138	0.8	0.21	3.7	44.2	337			458	27	実施例	
21	G	7.9	844	855	11	710	134	1.0	0.26	1.3	11.4	204			463	30	比較例	
22	H	2.6	813	822	9	693	120	1.1	0.02	4.8	12.2	360					実施例	
23	H	2.5	785	822	37	693	92	1.1	0.34	5.5	36.4	316			480	17	実施例	
24	H	2.9	758	822	64	693	65	0.9	1.06	4.6	83.9	331			468	13	比較例	
25	I	6.8	867	883	16	725	142	0.9	0.87	5.0	29.3	381	263	43	409	27	実施例	
26	I	1.1	863	883	20	725	138	0.8	0.01	4.3	84.5	372			388	84	実施例	
27	I	2.7	852	883	31	725	127	1.1	0.04	4.6	72.8	353			374	77	比較例	
28	J	1.5	841	823	-18	680	161	1.1	0.39	16.0	106.4	377	346	9	431	56	実施例	
29	J	3.1	796	823	27	680	116	0.7	0.71	3.8	8.3	356			392	183	実施例	
30	J	2.9	790	823	33	680	110	1.1	0.42	5.6	11.3	359					比較例	

※下線付きは本発明範囲外

[0150]

[表8]

実験 例	化学 成分	焼鈍工程															備考
		加熱工程							めっき前冷却工程								
		平均 加熱 速度	最高 加熱温度 T _m	A _{c3}	A _{c3} - T _m	A _{c1}	T _m - A _{c1}	予熱帯		冷却 速度 1	冷却 速度 2	マルテンサイト 変態処理		マルテンサイト 変態処理		ベイナイト 変態処理 1	
								空気比	P (H ₂ O) / P (H ₂)			℃	℃	Ms点	℃		
31	K	3.4	915	924	9	721	194	0.9	0.43	25.5	21.9	414					実施例
32	K	1.5	895	924	29	721	174	1.1	0.35	5.2	96.0	404			473	36	実施例
33	K	7.2	911	924	13	721	190	1.1	0.23	3.7	2.8	385			457	16	比較例
34	L	1.8	814	843	29	716	98	1.0	0.16	4.9	11.5	306	304	8	416	17	実施例
35	L	7.3	818	843	25	716	102	1.0	0.001	5.6	66.3	325			483	45	実施例
36	L	8.2	834	843	9	716	118	0.8	0.07	3.3	25.5	298			465	22	比較例
37	M	8.3	850	850	0	704	146	0.8	0.02	4.5	11.5	415	405	18	445	19	実施例
38	M	1.8	899	850	-49	704	195	0.8	0.06	3.0	58.5	392	302	23			実施例
39	M	6.8	848	850	2	704	144	0.8	0.39	5.6	84.5	417			480	47	実施例
40	N	3.7	847	855	8	700	147	0.9	0.20	5.6	39.8	401			473	35	実施例
41	N	1.4	839	855	16	700	139	0.8	0.38	4.8	82.4	394	358	8			実施例
42	N	2.0	818	855	37	700	118	0.8	0.38	3.7	12.4	384	373	9	469	14	比較例
43	O	3.4	821	856	35	725	96	0.7	0.58	8.0	28.4	297					実施例
44	O	6.3	821	856	35	725	96	1.0	0.38	6.3	68.0	290					実施例
45	O	2.1	841	856	15	725	116	1.1	2.45	4.5	68.9	328			454	105	比較例
46	P	7.7	824	834	10	707	117	1.1	0.18	5.6	23.8	322			427	69	実施例
47	P	2.8	831	834	3	707	124	1.0	0.47	3.4	25.8	316			459	35	実施例
48	P	6.9	806	834	28	707	99	0.9	0.0000	5.8	68.5	292					比較例
49	Q	3.8	874	882	8	721	153	0.9	0.13	3.9	5.8	443			453	287	実施例
50	Q	1.2	876	882	6	721	155	1.1	0.004	4.8	72.0	448	426	6	448	22	実施例
51	Q	6.3	856	882	26	721	135	0.5	0.04	6.3	29.6	442					比較例
52	R	2.6	977	978	1	732	245	1.2	0.02	6.3	85.8	431			464	49	実施例
53	R	2.9	975	978	3	732	243	1.0	0.48	3.8	13.6	426			481	81	実施例
54	R	4.7	948	978	30	732	216	1.0	0.38	6.0	13.2	420	366	14			比較例
55	S	7.1	824	834	10	689	135	0.9	0.08	4.4	13.0	391			435	38	実施例
56	S	3.2	793	834	41	689	104	1.1	0.38	7.5	11.8	363			465	67	実施例
57	S	7.9	772	834	62	689	83	0.8	0.29	3.8	29.8	260					比較例
58	T	7.7	977	999	22	745	232	0.8	0.44	5.8	13.4	392	351	12			実施例
59	T	7.1	974	999	25	745	229	1.1	0.06	6.0	13.1	389			471	19	実施例
60	T	8.1	969	999	30	745	224	0.9	0.04	5.8	3.5	354			488	25	比較例

※下線付きは本発明範囲外

[0151]

[表9]

実験 例	化学 成分	焼鈍工程															備考				
		加熱工程					加熱工程					めっき前冷却工程									
		平均 加熱 速度 ℃/秒	最高 加熱温度 T _m ℃	A _{c3} ℃	A _{c3} -T _m ℃	A _{c1} ℃	T _m -A _{c1} ℃	予熱帯		還元帯 P (H ₂ O) / P (H ₂)	冷却 速度 1 ℃/秒	冷却 速度 2 ℃/秒	マルテンサイト 変態処理		ベイナイト 変態処理1						
								空気比	P (H ₂ O) / P (H ₂)				Ms点 ℃	処理 温度 ℃	処理 時間 秒	処理 温度 ℃		処理 時間 秒			
																			℃	℃	℃
61	U	2.9	830	861	31	711	119	0.9	0.76	5.1	11.7	419	387	38	461	17	実施例				
62	U	1.4	848	861	13	711	137	0.9	0.26	4.1	60.5	426			465	42	実施例				
63	U	2.9	827	861	34	711	116	1.6	0.14	5.8	12.4	413			462	125	比較例				
64	V	10.6	835	852	17	716	119	1.2	0.63	5.8	46.5	405					実施例				
65	V	12.0	844	852	8	716	128	0.9	0.27	5.2	66.5	414			492	15	実施例				
66	V	0.3	842	852	10	716	126	0.9	0.56	4.9	78.4	407			495	20	比較例				
67	W	8.1	835	866	31	738	97	0.9	0.40	5.8	12.0	419			489	47	実施例				
68	W	2.1	836	866	30	738	98	0.8	1.20	4.8	68.5	398			464	75	実施例				
69	W	3.4	864	866	2	738	126	0.8	0.26	2.0	11.9	187					比較例				
70	X	1.6	829	831	2	712	117	1.1	0.22	4.4	96.0	352	317	22	359	135	実施例				
71	X	2.7	804	831	27	712	92	1.0	0.55	4.4	39.5	290	268	8			実施例				
72	X	0.5	803	831	28	712	91	1.1	0.92	6.1	40.1	305					比較例				
73	Y	7.5	815	837	22	698	117	0.9	1.54	5.5	11.5	402					実施例				
74	Y	6.6	867	837	-30	698	169	1.2	0.57	3.5	10.2	410					実施例				
75	Y	3.0	836	837	1	698	138	0.8	3.09	5.8	12.6	419			445	102	比較例				
76	Z	8.3	825	863	38	711	114	1.1	0.07	7.2	12.7	429			483	36	実施例				
77	Z	7.2	853	863	10	711	142	1.0	1.17	4.4	11.8	441	417	18			実施例				
78	Z	3.2	848	863	15	711	137	1.0	0.42	4.9	32.2	437	417	18	471	15	比較例				
79	AA	7.4	847	852	5	833	14	1.1	0.44	6.1	13.5	-					比較例				
80	AB	2.1	796	804	8	702	94	0.9	0.59	5.7	13.5	247					比較例				
81	AC	7.1	797	809	12	671	126	1.1	0.26	3.9	13.5	361			488	73	比較例				
82	AD							実験中止													比較例
83	AE	2.6	885	909	24	710	175	1.0	0.35	5.4	68.0	254					比較例				
84	AF							実験中止													比較例
85	AG							実験中止													比較例
86	AH	2.7	857	873	16	728	129	1.0	0.62	4.3	41.0	373					比較例				
87	AI							実験中止													比較例
88	AJ	2.3	859	861	2	714	145	0.9	0.39	5.1	31.4	401			462	26	比較例				
89	AK	7.1	814	830	16	690	124	1.0	0.55	6.0	26.7	368			459	123	比較例				

※下線付きは本発明範囲外

[0152]

[表10]

実験 例	化学 成分	めっき工程			めっき後冷却工程										加工工程		冷間圧延	備考
		めっき浴			式(2)	冷却 速度 3 ℃/秒	ペイナイト 変態処理2		再加熱処理		曲げ-曲げ戻し加工工程	加工 回数	圧下率					
		有効A1 量	浴温 ℃	銅板の 進入温度 ℃			処理 温度 ℃	処理 時間 秒	処理 温度 ℃	処理 時間 秒								
														質量%	℃	mm	回	
1	A	0.091	455	449	1.04	5.1					350	2	—	実施例				
2	A	0.102	462	456	0.96	3.2					350	2	0.07	実施例				
3	A	0.092	461	479	1.26	4.0					350	2	0.28	実施例				
4	B	0.069	465	472	2.06	1.6	325	312			350	2	0.44	実施例				
5	B	0.094	459	454	1.02	5.3			327	26	350	2	0.27	実施例				
6	B	0.109	465	463	0.88	4.6			328	30	350	2	0.09	比較例				
7	C	0.118	457	460	0.69	5.3					150	2	0.44	実施例				
8	C	0.113	468	474	0.99	1.2			342	209	350	2	0.47	実施例				
9	C	0.082	467	462	2.35	5.5					350	2	0.20	比較例				
10	D	0.115	459	464	0.78	4.0					350	2	0.18	実施例				
11	D	0.082	462	474	1.90	6.1					100	2	0.06	実施例				
12	D	0.136	458	461	0.24	4.9					350	2	0.47	比較例				
13	E	0.109	460	447	0.64	7.2			305	14	350	2	0.34	実施例				
14	E	0.144	465	467	0.46	5.0			258	71	350	4	0.29	実施例				
15	E	0.115	456	449	0.45	4.2			316	13	350	2	0.13	比較例				
16	F	0.097	451	453	0.87	0.7					350	2	0.05	実施例				
17	F	0.071	465	463	2.12	1.2	327	36	324	28	350	2	0.36	実施例				
18	F	0.103	451	454	0.77	5.4			341	28	350	2	0.24	比較例				
19	G	0.099	465	462	1.22	0.3	281	126			350	2	0.19	実施例				
20	G	0.058	458	444	2.16	6.0			324	28	350	2	—	実施例				
21	G	0.096	465	472	1.26	2.4					350	2	0.35	比較例				
22	H	0.085	460	465	1.36	8.0			336	19	350	2	0.44	実施例				
23	H	0.083	453	461	1.60	1.9	342	27			350	2	0.13	実施例				
24	H	0.103	467	468	1.24	5.7			334	16	350	2	0.15	比較例				
25	I	0.127	465	471	0.75	2.5					350	2	0.05	実施例				
26	I	0.116	462	466	0.87	6.2					350	2	0.32	実施例				
27	I	0.104	457	451	0.31	5.3					350	2	0.22	比較例				
28	J	0.089	460	456	1.24	4.7					350	2	0.03	実施例				
29	J	0.088	460	465	1.23	2.8					350	2	0.22	実施例				
30	J	0.031	463	466	5.40	3.9	337	149	316	19	350	2	0.11	比較例				

※下線付きは本発明範囲外

[0153]

[表11]

実験 例	化学 成分	めっき工程			めっき後冷却工程										加工工程		冷間圧延	備考
		めっき浴			有効A1 量	浴温 ℃	鋼板の 進入温度 ℃	式(2)	冷却 速度 3 ℃/秒	ペイナイト 変態処理2			再加熱処理		曲げー曲げ戻し加工工程	加工 回数		
		質量%	℃	℃						処理 温度 ℃	処理 時間 秒	処理 温度 ℃	処理 時間 秒					
31	K	0.114	458	456	0.73	7.5				285	427		350	2	0.43	実施例		
32	K	0.104	466	471	1.04	5.4	322	21					350	2	0.08	実施例		
33	K	0.089	452	449	1.27	2.8							350	2	0.15	比較例		
34	L	0.085	464	460	1.21	7.2							350	2	1.15	実施例		
35	L	0.104	459	454	0.82	1.9							350	2	0.25	実施例		
36	L	0.215	456	458	0.10	5.2							350	2	0.33	比較例		
37	M	0.099	452	447	0.81	6.3				268	40		350	2	0.05	実施例		
38	M	0.082	451	454	1.30	2.6							500	2	0.26	実施例		
39	M	0.124	466	459	0.84	5.9				270	17		350	2	0.41	実施例		
40	N	0.112	458	453	0.62	6.0				333	33		350	2	0.31	実施例		
41	N	0.082	454	462	1.49	2.8	347	23					350	2	0.22	実施例		
42	N	0.087	468	470	1.73	7.1				298	20		350	2	0.37	比較例		
43	O	0.125	459	457	0.63	5.6				347	31		350	2	0.28	実施例		
44	O	0.124	466	465	0.68	1.3	303	255					350	2	0.41	実施例		
45	O	0.084	467	473	1.59	5.2							350	2	0.43	比較例		
46	P	0.108	466	472	0.94	3.3							750	2	0.08	実施例		
47	P	0.116	460	465	0.87	8.3				280	63		350	2	0.40	実施例		
48	P	0.108	459	454	0.65	1.3	341	88					350	2	0.28	比較例		
49	Q	0.109	467	465	0.91	6.1							350	2	—	実施例		
50	Q	0.093	462	469	1.08	7.2							600	2	0.07	実施例		
51	Q	0.112	467	469	0.95	1.6	327	233					350	2	0.21	比較例		
52	R	0.089	468	461	1.54	5.3	296	83	291	72			350	2	0.74	実施例		
53	R	0.098	457	463	1.01	3.9							350	2	0.41	実施例		
54	R	0.078	465	463	3.36	6.4							350	2	0.38	比較例		
55	S	0.095	452	445	0.81	8.4							350	2	0.16	実施例		
56	S	0.159	464	474	0.43	0.9							500	8	0.38	実施例		
57	S	0.112	458	463	0.75	5.5				310	17		350	2	0.23	比較例		
58	T	0.088	463	457	1.34	5.8							350	2	—	実施例		
59	T	0.110	466	459	0.89	2.1	287	28					350	2	0.34	実施例		
60	T	0.082	461	467	1.54	6.3							350	2	0.24	比較例		

※下線付きは本発明範囲外

[0154]

[表12]

実験 例	化学 成分	めっき工程		めっき後冷却工程										加工工程		冷間圧延	備考						
		めっき浴		有効AⅠ 量	浴温 ℃	鋼板の 進入温度 ℃	式(2)		冷却 速度 3		ペイナイト 変態処理2		再加熱処理		曲げ—曲げ戻し加工工程			加工 回数	圧下率				
		質量%	℃/秒						℃	℃	秒	℃	秒	℃		秒							
																				℃	秒	℃	秒
61	U	0.112	467	459	0.75	6.3							350	2	0.14	実施例							
62	U	0.084	462	458	1.24	7.8							350	2	0.44	実施例							
63	U	0.119	467	468	0.99	6.2							350	2	0.30	比較例							
64	V	0.086	461	464	1.60	1.0	302	75	318	21			350	2	0.22	実施例							
65	V	0.124	457	460	0.63	1.9	326	36					350	2	0.59	実施例							
66	V	0.106	452	459	0.82	2.8	267	23					350	2	0.12	比較例							
67	W	0.105	451	458	0.78	6.0							350	2	0.45	実施例							
68	W	0.117	461	455	0.73	7.0							350	4	0.35	実施例							
69	W	0.095	454	451	1.01	5.5							350	2	0.40	比較例							
70	X	0.102	452	450	0.57	7.7							350	2	0.34	実施例							
71	X	0.101	467	467	1.15	1.9	319	113					750	2	0.15	実施例							
72	X	0.125	452	452	0.52	1.4	336	44	274	8			350	2	0.31	比較例							
73	Y	0.138	461	443	0.42	1.4	345	67					350	2	0.43	実施例							
74	Y	0.108	459	459	0.86	6.4			328	16			350	2	0.18	実施例							
75	Y	0.088	463	459	1.24	6.3							350	2	0.15	比較例							
76	Z	0.112	453	446	0.58	1.7	282	23					350	8	0.41	実施例							
77	Z	0.122	465	468	0.98	1.5	306	29					350	2	0.44	実施例							
78	Z	0.120	455	453	0.58	5.1							350	2	0.23	比較例							
79	A A	0.104	452	445	0.71	6.2							350	2	0.26	比較例							
80	A B	0.117	451	463	0.50	7.2			341	31			350	2	0.28	比較例							
81	A C	0.093	451	451	1.03	9.1							350	2	0.47	比較例							
82	A D															比較例							
83	A E	0.098	460	461	1.00	5.7							350	2	0.20	比較例							
84	A F															比較例							
85	A G															比較例							
86	A H	0.106	460	464	0.89	5.3			337	36			350	2	-	比較例							
87	A I															比較例							
88	A J	0.092	465	465	1.23	5.6			321	33			350	2	-	比較例							
89	A K	0.093	458	465	1.18	1.9							350	2	-	比較例							

※下線付きは本発明範囲外

[0155]

[表13]

実験 例	化学 成分	ミクロ組織												備考
		1 / 4 厚								地鉄表層				
		組織分率								組織分率			粒界および ／または 粒内酸化物	
		α	B	B F	M	焼戻 M	残留 γ	その他	硬質 組織 V 2	残留 γ	硬質 組織 V 1	V 1 / V 2		
		%	%	%	%	%	%	%	%	%	%			
1	A	21	43	6	5	23	0	2	77	1	13	0.17	有	実施例
2	A	18	46	26	6	0	4	0	78	0	51	0.66	無	実施例
3	A	43	24	4	13	15	0	1	56	0	30	0.54	無	実施例
4	B	3	16	56	0	16	5	4	88	3	66	0.75	無	実施例
5	B	31	2	15	8	42	0	2	67	0	56	0.84	無	実施例
6	B	34	1	42	11	8	3	1	62	0	5	0.08	無	比較例
7	C	38	26	18	18	0	0	0	62	0	50	0.80	無	実施例
8	C	34	12	3	0	47	2	2	62	0	36	0.58	無	実施例
9	C	19	0	0	6	75	0	0	81	1	32	0.39	無	比較例
10	D	22	19	5	13	38	1	2	75	0	28	0.38	無	実施例
11	D	18	38	23	20	0	1	0	81	0	59	0.73	無	実施例
12	D	45	16	14	18	3	2	2	51	0	44	0.86	無	比較例
13	E	43	21	2	9	24	0	1	56	0	32	0.57	無	実施例
14	E	17	30	2	27	22	0	2	81	2	50	0.62	無	実施例
15	E	38	39	2	5	16	0	0	62	0	50	0.80	無	比較例
16	F	32	20	4	5	37	2	0	66	0	56	0.85	無	実施例
17	F	41	2	47	3	0	7	0	52	0	37	0.72	無	実施例
18	F	35	4	4	9	45	0	3	62	1	63	1.02	無	比較例
19	G	24	20	53	0	0	3	0	73	0	36	0.49	無	実施例
20	G	19	0	23	1	57	0	0	81	0	59	0.73	無	実施例
21	G	72	6	15	3	0	4	0	24	0	16	0.67	無	比較例
22	H	19	2	0	2	75	1	1	79	0	64	0.81	無	実施例
23	H	43	29	19	5	0	4	0	53	0	40	0.76	無	実施例
24	H	63	16	0	3	17	0	1	36	0	15	0.41	無	比較例
25	I	31	17	11	0	40	0	1	68	0	19	0.28	無	実施例
26	I	37	32	12	19	0	0	0	63	0	37	0.58	無	実施例
27	I	47	19	28	2	2	0	2	51	0	44	0.87	無	比較例
28	J	0	28	12	4	55	0	1	99	0	20	0.20	有	実施例
29	J	38	37	22	3	0	0	0	62	0	51	0.82	無	実施例
30	J	35	26	16	5	12	4	2	59	0	38	0.65	無	比較例

※下線付きは本発明範囲外

[0156]

[表14]

実験 例	化学 成分	ミクロ組織												備考
		1 / 4 厚								地鉄表層				
		組織分率								組織分率			粒界および ／または 粒内酸化物	
		α	B	B F	M	焼戻 M	残留 γ	その他	硬質 組織 V 2	残留 γ	硬質 組織 V 1	V 1 / V 2		
		%	%	%	%	%	%	%	%	%	%			
31	K	8	9	7	0	75	1	0	91	0	51	0.56	無	実施例
32	K	25	53	10	12	0	0	0	75	0	47	0.62	無	実施例
33	K	45	26	6	5	0	1	17	37	5	23	0.62	無	比較例
34	L	45	16	7	18	14	0	0	55	0	43	0.78	無	実施例
35	L	38	21	38	0	0	3	0	59	0	50	0.85	無	実施例
36	L	47	25	3	15	8	1	1	51	0	43	0.84	無	比較例
37	M	16	31	0	19	34	0	0	84	2	75	0.89	無	実施例
38	M	37	4	1	3	55	0	0	63	0	42	0.67	無	実施例
39	M	14	41	1	8	35	1	0	85	0	61	0.72	無	実施例
40	N	5	19	7	8	59	1	1	93	0	71	0.76	無	実施例
41	N	22	7	13	5	51	2	0	76	0	45	0.59	無	実施例
42	N	40	15	3	7	33	1	1	58	0	56	0.97	無	比較例
43	O	44	6	8	7	35	0	0	56	0	42	0.75	無	実施例
44	O	46	11	40	0	0	3	0	51	0	37	0.73	無	実施例
45	O	30	0	50	13	4	3	0	67	0	3	0.04	無	比較例
46	P	15	52	26	5	2	0	0	85	0	64	0.75	無	実施例
47	P	19	15	21	8	33	0	4	77	2	52	0.67	無	実施例
48	P	35	0	62	0	0	3	0	62	0	51	0.83	無	比較例
49	Q	31	29	29	9	0	1	1	67	0	59	0.88	無	実施例
50	Q	21	28	1	15	33	0	2	77	1	52	0.68	無	実施例
51	Q	32	38	25	3	0	2	0	66	0	59	0.89	無	比較例
52	R	9	24	18	14	30	4	1	86	0	76	0.88	無	実施例
53	R	18	62	16	4	0	0	0	82	0	38	0.47	無	実施例
54	R	26	12	14	15	29	4	0	70	0	39	0.55	無	比較例
55	S	20	70	1	6	3	0	0	80	0	27	0.34	無	実施例
56	S	43	56	0	1	0	0	0	57	0	38	0.67	無	実施例
57	S	73	14	0	0	11	0	2	25	0	21	0.83	無	比較例
58	T	19	14	20	15	28	4	0	77	2	42	0.55	無	実施例
59	T	22	22	44	6	1	4	1	73	0	56	0.77	無	実施例
60	T	40	21	9	10	0	0	20	40	0	35	0.87	無	比較例

※下線付きは本発明範囲外

[0157]

[表15]

実験 例	化学 成分	ミクロ組織												備考
		1 / 4 厚								地鉄表層				
		組織分率								組織分率			粒界および ／または 粒内酸化物	
		α	B	B F	M	焼戻 M	残留 γ	その他	硬質 組織 V 2	残留 γ	硬質 組織 V 1	V 1 / V 2		
		%	%	%	%	%	%	%	%	%	%			
61	U	41	18	9	13	17	0	2	57	1	21	0.37	無	実施例
62	U	34	48	6	10	2	0	0	66	0	52	0.79	無	実施例
63	U	46	35	9	5	5	0	0	54	1	5	0.09	無	比較例
64	V	30	40	26	0	0	4	0	66	0	11	0.17	有	実施例
65	V	22	31	43	0	0	4	0	74	0	66	0.89	無	実施例
66	V	28	24	37	7	0	4	0	68	0	21	0.31	無	比較例
67	W	33	55	3	9	0	0	0	67	0	50	0.74	無	実施例
68	W	47	34	11	7	0	0	1	52	0	19	0.37	無	実施例
69	W	82	3	0	13	0	2	0	16	0	12	0.78	無	比較例
70	X	15	32	19	11	22	0	1	84	1	63	0.75	無	実施例
71	X	45	12	25	0	15	3	0	52	0	30	0.58	無	実施例
72	X	40	12	31	6	7	4	0	56	0	14	0.25	無	比較例
73	Y	30	40	26	0	0	4	0	66	0	16	0.25	無	実施例
74	Y	21	12	1	5	59	0	2	77	0	17	0.22	無	実施例
75	Y	10	68	5	11	3	0	3	87	0	6	0.07	無	比較例
76	Z	39	40	5	10	4	1	1	59	0	53	0.89	無	実施例
77	Z	25	18	1	14	39	2	1	72	0	9	0.13	無	実施例
78	Z	30	19	1	13	36	0	1	69	0	6	0.09	無	比較例
79	A A	99	0	0	0	0	0	1	0	0	0	0.50	無	比較例
80	A B	18	11	16	4	48	0	3	79	1	54	0.69	無	比較例
81	A C	23	56	0	10	0	0	11	66	1	52	0.79	無	比較例
82	A D	実験中止												比較例
83	A E	68	23	0	0	0	0	9	23	0	14	0.61	無	比較例
84	A F	実験中止												比較例
85	A G	実験中止												比較例
86	A H	22	5	19	8	42	3	1	74	0	35	0.47	無	比較例
87	A I	実験中止												比較例
88	A J	13	38	7	4	38	0	0	87	0	65	0.74	無	比較例
89	A K	20	68	10	2	0	0	0	80	0	48	0.60	無	比較例

※下線付きは本発明範囲外

[0158]

[表16]

実験例	化学成分	めっき層						母材鋼材			備考
		含有量		と相		δ 1 相	めっき 付着量	微細化層 の平均厚 さ	フェライト 相の平均 粒径	酸化物の 最大径	
		F e	A l	境界面 占有率	酸化物の存在する 境界面の割合	境界面 占有率					
		%	%	%	%	%					
1	A	1.5	0.12	42	0	0	81	3.3	0.4	0.1	実施例
2	A	2.5	0.26	60	0	0	55	0.9	1.1	0.04	実施例
3	A	2.7	0.27	63	0	0	54	2.9	0.8	0.1	実施例
4	B	2.8	0.14	83	0	0	79	0.9	0.9	0.1	実施例
5	B	1.8	0.24	48	0	0	77	1.3	0.8	0.1	実施例
6	B	2.9	0.36	41	5	0	70	1.4	0.4	0.2	比較例
7	C	2.2	0.43	36	11	0	89	2.5	0.7	0.3	実施例
8	C	2.3	0.31	53	0	0	90	2.5	1.5	0.03	実施例
9	C	<u>6.3</u>	0.22	65	0	35	84	3.4	0.9	0.03	比較例
10	D	1.8	0.29	32	0	0	34	2.4	0.6	0.1	実施例
11	D	4.0	0.20	78	0	0	64	2.0	0.7	0.1	実施例
12	D	0.4	0.22	<u>8</u>	0	0	53	1.0	0.6	0.1	比較例
13	E	2.9	0.35	30	8	0	72	3.8	0.7	0.2	実施例
14	E	0.9	0.39	42	7	0	67	3.5	0.3	0.4	実施例
15	E	1.7	0.33	42	0	0	51	3.5	1.4	0.04	比較例
16	F	3.4	0.34	60	0	0	61	1.3	0.6	0.1	実施例
17	F	4.7	0.19	90	0	0	71	2.0	1.7	0.02	実施例
18	F	1.7	0.23	28	0	0	73	2.2	0.4	0.1	比較例
19	G	2.8	0.35	50	0	0	52	2.1	0.4	0.1	実施例
20	G	3.2	0.11	82	0	0	80	1.3	1.0	0.1	実施例
21	G	2.7	0.33	64	0	0	85	1.4	0.7	0.1	比較例
22	H	2.3	0.19	52	0	0	33	0.5	0.9	0.1	実施例
23	H	4.0	0.20	85	0	0	73	2.8	0.5	0.04	実施例
24	H	3.2	0.36	71	0	0	72	4.2	0.3	0.03	比較例
25	I	1.8	0.30	32	0	0	40	2.5	0.6	0.1	実施例
26	I	1.1	0.27	24	0	0	49	0.3	2.3	0.02	実施例
27	I	0.3	0.23	<u>13</u>	8	0	33	0.5	0.5	0.3	比較例
28	J	2.5	0.20	65	0	0	66	2.1	0.5	0.1	実施例
29	J	3.2	0.26	57	11	0	69	2.3	1.4	0.4	実施例
30	J	<u>7.1</u>	0.11	33	0	62	31	2.3	0.5	0.1	比較例

※下線付きは本発明範囲外

[0159]

[表17]

実験例	化学成分	めっき層						母材鋼材			備考
		含有量		と相		δ 1相 境界面占有率	めっき付着量	微細化層の平均厚さ	フェライト相の平均粒径	酸化物の最大径	
		F e	A l	境界面占有率	酸化物の存在する境界面の割合						
		%	%	%	%	%	g / m ²	μ m	μ m	μ m	
31	K	1.9	0.26	52	0	0	53	2.4	0.6	0.1	実施例
32	K	2.1	0.23	56	4	0	86	2.6	0.4	0.2	実施例
33	K	2.3	0.26	42	11	0	65	2.0	0.8	0.4	比較例
34	L	3.1	0.22	53	11	0	45	1.8	0.7	0.3	実施例
35	L	0.7	0.22	30	0	0	46	0.4	2.6	0.02	実施例
36	L	0.0	1.01	0	0	0	47	0.9	0.8	0.04	比較例
37	M	1.8	0.22	34	0	0	74	0.9	1.9	0.01	実施例
38	M	3.6	0.19	60	0	0	75	0.3	0.8	0.03	実施例
39	M	3.7	0.59	35	0	0	51	2.7	0.4	0.04	実施例
40	N	1.8	0.27	43	0	0	61	1.3	0.8	0.1	実施例
41	N	3.4	0.23	62	0	0	31	1.8	1.3	0.04	実施例
42	N	3.5	0.25	68	0	0	69	2.0	0.4	0.1	比較例
43	O	1.5	0.35	32	9	0	50	2.0	0.5	0.3	実施例
44	O	1.6	0.31	43	5	0	72	2.1	0.6	0.3	実施例
45	O	6.3	0.12	76	0	0	53	6.2	0.5	0.04	比較例
46	P	2.8	0.29	66	4	0	51	1.4	0.6	0.2	実施例
47	P	2.3	0.37	46	0	0	73	1.9	0.4	0.1	実施例
48	P	0.1	0.12	0	0	0	87	<0.1	(3.4)	(<0.01)	比較例
49	Q	2.2	0.31	61	0	0	57	1.2	0.7	0.1	実施例
50	Q	1.5	0.19	45	0	0	38	0.6	1.7	0.1	実施例
51	Q	1.0	0.24	42	0	0	68	0.8	1.0	0.04	比較例
52	R	3.3	0.30	76	0	0	70	0.9	1.1	0.02	実施例
53	R	2.1	0.19	45	11	0	68	3.0	0.8	0.3	実施例
54	R	6.7	0.44	77	0	0	64	2.8	0.5	0.1	比較例
55	S	2.9	0.26	55	6	0	84	0.7	0.9	0.3	実施例
56	S	2.1	0.79	27	0	0	36	4.2	0.5	0.1	実施例
57	S	3.1	0.42	35	0	0	48	2.6	0.7	0.04	比較例
58	T	3.4	0.31	51	0	0	65	2.1	0.7	0.1	実施例
59	T	2.5	0.35	51	0	0	71	0.8	0.9	0.1	実施例
60	T	2.3	0.20	54	0	0	75	0.9	1.0	0.1	比較例

※下線付きは本発明範囲外

[0160]

[表18]

実験例	化学成分	めっき層						母材鋼材			備考
		含有量		と相		δ 1 相	めっき付着量	微細化層の平均厚さ	フェライト相の平均粒径	酸化物の最大径	
		F e	A l	境界面占有率	酸化物の存在する境界面の割合	境界面占有率					
		%	%	%	%	%					
61	U	2.1	0.31	42	12	0	46	2.1	0.6	0.5	実施例
62	U	3.1	0.18	64	0	0	51	1.1	0.6	0.1	実施例
63	U	3.5	0.53	44	0	0	75	1.0	0.6	0.1	比較例
64	V	3.6	0.14	88	0	0	66	2.2	0.6	0.1	実施例
65	V	2.0	0.39	43	0	0	54	1.3	0.5	0.1	実施例
66	V	2.0	0.25	37	0	0	47	2.0	1.6	0.6	比較例
67	W	1.7	0.25	36	0	0	60	1.8	1.5	0.03	実施例
68	W	2.6	0.34	36	0	0	86	2.7	0.5	0.1	実施例
69	W	3.1	0.23	62	0	0	75	1.2	0.6	0.1	比較例
70	X	1.5	0.21	48	0	0	66	0.8	0.8	0.1	実施例
71	X	3.3	0.29	52	0	0	69	1.6	2.2	0.03	実施例
72	X	1.3	0.29	45	0	0	88	3.1	0.4	1.0	比較例
73	Y	0.8	0.21	22	8	0	76	4.4	0.5	0.3	実施例
74	Y	1.9	0.18	47	0	0	66	4.6	0.6	0.1	実施例
75	Y	<u>7.3</u>	0.08	<u>17</u>	0	<u>45</u>	32	<u>9.3</u>	0.4	0.1	比較例
76	Z	1.5	0.32	42	0	0	70	0.1	0.9	0.02	実施例
77	Z	3.5	0.56	43	0	0	52	4.2	0.4	0.03	実施例
78	Z	1.3	0.24	40	0	0	49	2.2	0.4	0.03	比較例
79	A A	2.7	0.28	40	0	0	86	1.2	0.5	0.1	比較例
80	A B	1.9	0.31	48	0	0	59	1.9	0.5	0.04	比較例
81	A C	4.5	0.24	67	0	4	74	4.6	0.6	0.1	比較例
82	A D	実験中止									比較例
83	A E	3.4	0.2	74	0	0	69	2.4	0.8	0.1	比較例
84	A F	実験中止									比較例
85	A G	実験中止									比較例
86	A H	2.8	0.13	49	0	0	67	3.0	0.5	0.0	比較例
87	A I	3.543									比較例
88	A J	3.5	0.12	50	0	0	69	0.5	0.7	0.1	比較例
89	A K	1.2	0.15	35	1	0	62	0.5	0.6	0.2	比較例

※下線付きは本発明範囲外

[0161]

[表19]

実験 例	化学 成分	板厚 t	引張特性				穴拡張 性 λ	TS ^{0.5} ×EI ^{0.5} ×λ ^{0.5}	曲げ性		耐疲労特性		めっき 密着性	スポット 溶接性	耐食性	チップ グ性	1R90° V曲げ パウダ リング	備考				
			降伏 強度 YS	引張 最大 強度 TS	全伸び EI	降伏比 YS/TS			最小 曲げ 半径 r	r/t	疲労限 DL	DL /TS										
																			MPa	MPa	%	mm
1	A	1.3	657	881	17	0.75	65	3.58E+06	1.5	1.2	384	0.44	○	○	○	○	○	実施例				
2	A	1.4	572	759	20	0.75	55	3.10E+06	2.0	1.4	400	0.53	○	○	○	○	○	実施例				
3	A	1.9	603	851	18	0.71	44	2.96E+06	2.0	1.1	333	0.39	○	○	○	○	○	実施例				
4	B	1.1	823	1037	14	0.79	59	3.59E+06	1.0	0.9	496	0.48	○	○	○	○	○	実施例				
5	B	1.2	819	1110	12	0.74	57	3.35E+06	1.5	1.3	616	0.55	○	○	○	○	○	実施例				
6	B	1.2	834	1136	11	0.73	49	2.95E+06	1.0	0.8	350	0.31	○	○	○	○	○	比較例				
7	C	2.0	467	694	23	0.67	45	2.82E+06	3.0	1.5	330	0.48	○	○	○	○	○	実施例				
8	C	1.8	622	790	19	0.79	60	3.27E+06	3.0	1.7	389	0.49	○	○	○	○	○	実施例				
9	C	1.8	717	895	16	0.80	51	3.06E+06	2.0	1.1	389	0.43	×	○	○	×	×	比較例				
10	D	2.5	603	794	19	0.76	63	3.37E+06	4.0	1.6	342	0.43	○	○	○	○	○	実施例				
11	D	1.4	591	823	19	0.72	38	2.77E+06	2.0	1.4	411	0.50	○	○	○	○	○	実施例				
12	D	1.2	496	729	26	0.68	39	3.20E+06	1.5	1.3	302	0.41	×	○	○	○	○	比較例				
13	E	0.9	578	846	20	0.68	42	3.19E+06	1.0	1.1	365	0.43	○	○	○	○	○	実施例				
14	E	1.6	796	1046	12	0.76	44	2.69E+06	1.5	0.9	400	0.38	○	○	○	○	○	実施例				
15	E	1.0	537	772	19	0.70	93	3.93E+06	4.0	4.0	361	0.47	×	○	○	○	○	比較例				
16	F	1.6	859	1123	13	0.76	49	3.42E+06	2.0	1.3	550	0.49	○	○	○	○	○	実施例				
17	F	0.9	713	1013	14	0.70	52	3.25E+06	1.0	1.1	460	0.45	○	○	○	○	○	実施例				
18	F	1.2	847	1118	10	0.76	74	3.22E+06	3.0	2.5	569	0.51	○	○	○	○	○	比較例				
19	G	1.2	637	862	16	0.74	54	2.98E+06	2.0	1.7	422	0.49	○	○	○	○	○	実施例				
20	G	1.2	991	1195	10	0.83	57	3.12E+06	2.0	1.7	671	0.56	○	○	○	○	○	実施例				
21	G	1.3	507	939	15	0.54	34	2.52E+06	2.5	1.9	330	0.35	○	○	○	○	○	比較例				
22	H	1.2	793	968	14	0.82	61	3.29E+06	2.0	1.7	604	0.62	○	○	○	○	○	実施例				

※下線付きは本発明範囲外

[表20]

実験 例	化学 成分	板厚 t	引張特性					穴拡大 性 λ	TS ^{0.5} ×EI ×λ ^{0.5}	曲げ性			耐疲労特性		めっき 密着性	スポット 溶接性	耐食性	チップ グ性	1R90° V曲げ バウダ リング	備考		
			降伏 強度 YS	引張 最大 強度 TS	全伸び EI	降伏比 YS/TS	最小 曲げ 半径 r			r/t	疲労限 DL	DL /TS										
													MPa	MPa							%	mm
23	H	0.9	473	704	25	0.67	40	2.95E+06	1.5	1.7	313	0.44	○	○	○	○	○	○	実施例			
24	H	1.6	373	663	29	0.56	42	3.21E+06	3.0	1.9	241	0.36	○	○	○	○	○	○	○	比較例		
25	I	1.2	674	907	16	0.74	61	3.41E+06	2.0	1.7	449	0.50	○	○	○	○	○	○	○	実施例		
26	I	1.6	586	886	18	0.66	33	2.73E+06	2.5	1.6	357	0.40	○	○	○	○	○	○	○	実施例		
27	I	1.2	487	735	21	0.66	71	3.53E+06	2.0	1.7	323	0.44	×	○	○	○	○	○	○	比較例		
28	J	1.0	791	935	17	0.85	60	3.76E+06	1.5	1.5	439	0.47	○	○	○	○	○	○	○	実施例		
29	J	1.8	494	728	25	0.68	48	3.40E+06	2.5	1.4	380	0.52	○	○	○	○	○	○	○	実施例		
30	J	2.2	562	758	21	0.74	64	3.51E+06	4.0	1.8	358	0.47	×	○	○	○	×	○	×	比較例		
31	K	0.7	802	939	15	0.85	76	3.76E+06	1.0	1.4	535	0.57	○	○	○	○	○	○	○	実施例		
32	K	0.9	573	799	18	0.72	60	3.15E+06	1.5	1.7	338	0.42	○	○	○	○	○	○	○	実施例		
33	K	1.2	371	572	23	0.65	37	1.91E+06	2.0	1.7	229	0.40	○	○	○	○	○	○	○	比較例		
34	L	1.9	670	981	15	0.68	44	3.06E+06	2.0	1.1	391	0.40	○	○	○	○	○	○	○	実施例		
35	L	1.2	481	678	26	0.71	65	3.70E+06	1.5	1.3	320	0.47	○	○	○	○	○	○	○	実施例		
36	L	3.1	608	936	14	0.65	49	2.81E+06	2.0	0.6	388	0.41	×	○	○	○	○	○	○	比較例		
37	M	0.9	698	883	18	0.79	56	3.53E+06	1.0	1.1	421	0.48	○	○	○	○	○	○	○	実施例		
38	M	1.3	700	942	18	0.74	51	3.72E+06	2.5	1.9	423	0.45	○	○	○	○	○	○	○	実施例		
39	M	2.9	663	857	17	0.77	70	3.57E+06	5.0	1.7	482	0.56	○	○	○	○	○	○	○	実施例		
40	N	1.8	756	923	17	0.82	45	3.20E+06	2.5	1.4	560	0.61	○	○	○	○	○	○	○	実施例		
41	N	2.0	649	809	18	0.80	75	3.59E+06	3.5	1.8	419	0.52	○	○	○	○	○	○	○	実施例		
42	N	1.0	527	710	22	0.74	61	3.25E+06	2.5	2.5	402	0.57	○	○	○	○	○	○	○	比較例		
43	O	1.0	698	1012	15	0.69	39	3.02E+06	1.5	1.5	531	0.52	○	○	○	○	○	○	○	実施例		
44	O	1.1	517	747	23	0.69	48	3.25E+06	2.0	1.8	394	0.53	○	○	○	○	○	○	○	実施例		

※下線付きは本発明範囲外

[表21]

実験 例	化学 成分	板厚 t	引張特性				穴拡大 性 λ	TS ^{0.5} × EI ^{0.5} × λ ^{0.5}	曲げ性		耐疲労特性		めっき 密着性	スポット 溶接性	耐食性	チップ ググ性	1R90° V曲げ パウダ リング	備考				
			降伏 強度 YS	引張 最大 強度 TS	全伸び EI	降伏比 YS/TS			最小 曲げ 半径 r	r/t	疲労限 DL	DL /TS										
																			MPa	MPa	%	mm
45	O	1.4	708	1018	13	0.70	51	3.02E+06	1.5	1.1	429	0.42	×	○	○	○	比較例					
46	P	1.6	717	925	15	0.78	69	3.51E+06	2.5	1.6	486	0.53	○	○	○	○	○	実施例				
47	P	0.9	881	1100	12	0.80	58	3.33E+06	1.0	1.1	451	0.41	○	○	○	○	○	実施例				
48	P	0.9	644	906	18	0.71	36	2.95E+06	1.5	1.7	441	0.49	×	○	○	○	○	比較例				
49	Q	0.7	505	711	23	0.71	53	3.17E+06	1.0	1.4	321	0.45	○	○	○	○	○	実施例				
50	Q	1.7	593	757	21	0.78	75	3.79E+06	1.5	0.9	342	0.45	○	○	○	○	○	実施例				
51	Q	1.2	464	633	28	0.73	57	3.37E+06	2.5	2.1	325	0.51	×	○	○	○	○	比較例				
52	R	0.9	715	900	17	0.79	60	3.56E+06	1.5	1.7	470	0.52	○	○	○	○	○	実施例				
53	R	1.6	521	676	24	0.77	67	3.45E+06	2.0	1.3	320	0.47	○	○	○	○	○	実施例				
54	R	1.4	618	847	20	0.73	42	3.20E+06	1.5	1.1	370	0.44	×	○	○	×	×	比較例				
55	S	1.6	495	642	24	0.77	79	3.47E+06	3.0	1.9	313	0.49	○	○	○	○	○	実施例				
56	S	1.0	459	686	26	0.67	64	3.74E+06	2.0	2.0	323	0.47	○	○	○	○	○	実施例				
57	S	1.2	279	547	28	0.51	53	2.61E+06	2.0	1.7	214	0.39	○	○	○	○	○	比較例				
58	T	1.1	822	1062	15	0.77	32	2.94E+06	1.0	0.9	469	0.44	○	○	○	○	○	実施例				
59	T	1.3	602	818	19	0.74	49	3.11E+06	1.5	1.2	418	0.51	○	○	○	○	○	実施例				
60	T	0.9	366	678	19	0.54	27	1.74E+06	1.5	1.7	304	0.45	○	○	○	○	○	比較例				
61	U	0.9	473	708	20	0.67	90	3.57E+06	1.5	1.7	274	0.39	○	○	○	○	○	実施例				
62	U	1.3	454	644	28	0.70	58	3.48E+06	2.0	1.5	327	0.51	○	○	○	○	○	実施例				
63	U	1.1	459	659	25	0.70	59	3.25E+06	1.0	0.9	213	0.32	○	○	○	○	○	比較例				
64	V	0.9	435	612	23	0.71	110	3.65E+06	1.0	1.1	274	0.45	○	○	○	○	○	実施例				
65	V	1.2	547	712	24	0.77	71	3.84E+06	2.0	1.7	351	0.49	○	○	○	○	○	実施例				
66	V	1.3	496	701	23	0.71	66	3.47E+06	3.0	2.3	234	0.33	×	○	○	○	○	比較例				

※下線付きは本発明範囲外

※下線付きは本発明範囲外

[表22]

実験例	化学成分	板厚 t	引張特性				穴拡げ 性 λ	TS ^{0.5} × EI ^{1.5} × λ ^{0.5}	曲げ性			耐疲労特性		めっき 密着性	スポット 溶接性	耐食性	チップ グ性	1R90° V曲げ バウダ リング	備考		
			降伏 強度 YS	引張 最大 強度 TS	全伸び EI	降伏比 YS/TS			最小 曲げ 半径 r	r/t	疲労限 DL	DL /TS									
mm	MPa	MPa	%	%	mm		MPa														
67	W	2.4	461	658	22	0.70	81	3.34E+06	4.0	1.7	340	0.52	○	○	○	○	○	実施例			
68	W	1.5	418	623	29	0.67	50	3.19E+06	3.0	2.0	243	0.39	○	○	○	○	○	実施例			
69	W	1.7	429	798	19	0.54	44	2.84E+06	1.5	0.9	299	0.37	○	○	○	○	○	比較例			
70	X	1.8	765	989	12	0.77	78	3.30E+06	1.5	0.8	522	0.53	○	○	○	○	○	実施例			
71	X	1.6	670	928	16	0.72	53	3.29E+06	2.5	1.6	415	0.45	○	○	○	○	○	実施例			
72	X	1.6	649	967	14	0.67	47	2.89E+06	3.5	2.2	288	0.30	×	○	○	○	○	比較例			
73	Y	1.4	526	739	19	0.71	99	3.80E+06	2.5	1.8	294	0.40	○	○	○	○	○	実施例			
74	Y	2.0	662	816	20	0.81	67	3.82E+06	3.0	1.5	385	0.47	○	○	○	○	○	実施例			
75	Y	2.2	582	745	21	0.78	67	3.50E+06	2.0	0.9	237	0.32	○	○	○	○	○	比較例			
76	Z	1.3	429	647	24	0.66	70	3.30E+06	2.0	1.5	318	0.49	○	○	○	○	○	実施例			
77	Z	1.8	646	864	17	0.75	58	3.29E+06	3.5	1.9	338	0.39	○	○	○	○	○	実施例			
78	Z	0.9	579	760	24	0.76	48	3.48E+06	1.0	1.1	254	0.33	×	○	○	○	○	比較例			
79	A A	1.0	179	378	29	0.47	106	2.19E+06	<1.0	—	150	0.40	○	○	○	○	○	比較例			
80	A B	1.1	1112	1355	6	0.82	36	1.80E+06	3.0	2.7	670	0.49	○	×	○	○	○	比較例			
81	A C	1.4	448	728	16	0.62	33	1.81E+06	3.0	2.1	308	0.42	○	○	○	○	○	比較例			
82	A D								実験中止												比較例
83	A E	1.8	274	508	24	0.54	45	1.84E+06	3.0	1.7	196	0.39	○	○	○	○	○	比較例			
84	A F								実験中止												比較例
85	A G								実験中止												比較例
86	A H	1.4	810	1037	8	0.78	28	1.41E+06	4.5	3.2	323	0.31	○	×	○	○	○	比較例			
87	A I								実験中止												比較例
88	A J	1.2	706	901	10	0.78	29	1.46E+06	5.0	4.2	278	0.31	○	○	○	○	○	比較例			
89	A K	1.2	562	766	15	0.73	32	1.80E+06	4.0	3.3	242	0.32	○	○	○	○	○	比較例			

※下線付きは本発明範囲外

[0165] 実験例79は、Cの含有量が小さく、板厚の1/4を中心とした1/8厚

～3／8厚の範囲の硬質組織V2の体積分率が小さくなり、十分な引張強度が得られなかった例である。

実験例80は、Cの含有量が大きく、スポット溶接性が劣化した例である。

[0166] 実験例81は、Siの含有量が小さく、焼鈍工程およびめっき工程において多量のパーライトおよび粗大セメンタイトが生成したため、成形性が劣化した例である。

実験例82は、Siの含有量が大きく、熱延工程において、スラブが加熱中に割れたため、実験を中断した例である。

[0167] 実験例83は、Mnの含有量が小さく、焼鈍工程およびめっき工程において多量のパーライトおよび粗大セメンタイトが生成し、鋼板の引張強度および成形性が十分に得られなかった例である。

実験例84は、Mnの含有量が大きく、熱延工程において、スラブが圧延中に割れたため、実験を中断した例である。

[0168] 実験例85は、Pの含有量が大きく、鋳造工程においてスラブが割れたため、実験を中断した例である。

[0169] 実験例86は、Sの含有量が大きく、多量の粗大硫化物が生成したため、延性、穴抜け性、曲げ性、耐疲労特性およびスポット溶接性が劣化した例である。

[0170] 実験例87は、Alの含有量が大きく、熱延工程において、スラブが圧延中に割れたため、実験を中断した例である。

[0171] 実験例88は、Nの含有量が大きく、多量の粗大窒化物が生成したため、延性、穴抜け性、曲げ性および耐疲労特性が劣化した例である。

[0172] 実験例89は、Oの含有量が大きく、多量の粗大酸化物が生成したため、延性、穴抜け性、曲げ性および耐疲労特性が劣化した例である。

[0173] 実験例6および78は、熱延工程における式(1)の値が過大であり、鋼板表層部における硬質組織の分率が過度に低下し、疲労限強度が低下した例である。

実験例 18 および 42 は、熱延工程における式 (1) の値が過小であり、鋼板表層部における硬質組織分率が過度に高まり、曲げ性が劣化した例である。

[0174] 実験例 66 および 72 は、焼鈍工程において、600～750℃の間の温度域での平均加熱速度が小さく、鋼板内部における酸化物の成長が過度に進み、破壊の起点となる粗大な酸化物が生じたため、曲げ性、耐疲労特性が劣化した例である。

[0175] 実験例 63 は、焼鈍工程の加熱工程において、予熱帯の空気比が大きく、表層における脱炭が過度に進行したため、耐疲労特性が劣化した例である。

実験例 15 および 51 は、焼鈍工程の加熱工程において、予熱帯の空気比が小さく、めっき密着性が劣化した例である。なお、めっき密着性の劣化により、曲げ変形時にめっき剥離が生じたため、曲げ性も劣化した。

[0176] 実験例 45 は、焼鈍工程の加熱工程において、還元帯における水蒸気分圧 $P(H_2O)$ と水素分圧 $P(H_2)$ の比、 $P(H_2O)/P(H_2)$ が大きく、表層の微細化層が過度に厚くなり、めっき層の合金化が過度に進行したため、めっき密着性が劣化した例である。また、実験例 75 では上記分圧比が特に大きく、微細化層の表層における脱炭が過度に進行したため、耐疲労特性が劣化した例である。

実験例 48 は、焼鈍工程の加熱工程において、還元帯における水蒸気分圧 $P(H_2O)$ と水素分圧 $P(H_2)$ の比、 $P(H_2O)/P(H_2)$ が小さく、表層が微細化しなかったため、めっき密着性が劣化した例である。なお、表面におけるフェライトの平均粒径は $3.4\ \mu m$ であり、表面から $0.5\ \mu m$ の範囲における鋼板内部の酸化物の最大系は $0.01\ \mu m$ 未満であった。

[0177] 実験例 24 および 57 は、焼鈍工程の加熱工程において、最高加熱温度が低く、ミクロ組織に占めるフェライトの分率が過度に大きくなり、さらに板厚の $1/4$ を中心とした $1/8$ 厚～ $3/8$ 厚の範囲の硬質組織 V2 の体積分率が小さくなり、降伏比が劣化した例である。

[0178] 実験例 21 および 69 は、焼鈍工程の第 1 冷却工程において、720～6

50℃間における冷却速度（冷却速度1）が小さく、ミクロ組織に占めるフェライトの分率が過度に大きくなり、さらに板厚の1/4を中心とした1/8厚～3/8厚の範囲の硬質組織V2の体積分率が小さくなり、降伏比が劣化した例である。

[0179] 実験例33および60は、焼鈍工程の第1冷却工程において、650～500℃間における冷却速度（冷却速度2）が小さく、多量のパーライトが生成し、さらに板厚の1/4を中心とした1/8厚～3/8厚の範囲の硬質組織V2の体積分率が小さくなったため、引張強度、延性および降伏比が劣化した例である。

[0180] 実験例9および54は、めっき工程における式（2）の値が過大であり、めっき層中のFe%が過度に高まり、十分なめっき密着性が得られなかった例である。

実験例12および27は、めっき工程における式（2）の値が過小であり、めっき層と地鉄の界面に δ 相が十分に生成せず、十分なめっき密着性が得られなかった例である。

[0181] 実験例30は、めっき工程のめっき浴中における有効Al量が過度に小さく、式（2）の値が過大となり、めっき層中のFe%が過度に高まり、十分なめっき密着性が得られなかった例である。

実験例36は、めっき工程のめっき浴中における有効Al量が過度に大きく、式（2）の値が過小となり、めっき層と地鉄の界面に δ 相が十分に生成せず、十分なめっき密着性が得られなかった例である。

以上、本発明の各実施形態および実施例について詳細に説明したが、上記実施形態および実施例は、何れも本発明を実施するにあたっての具体化の例を示したものに過ぎない。本発明は、これらの実施形態によって技術的範囲が限定的に解釈されてはならないものである。すなわち、本発明は、その技術思想またはその主要な特徴から逸脱することなく、さまざまな形で実施することができる。

産業上の利用可能性

[0182] 本発明は、成形性、耐疲労特性、溶接性、耐食性およびめっき密着性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法に有効な技術である。そして、本発明の実施形態によれば、曲げ性および伸びフランジ成形性に優れ、さらに成形後のめっき密着性に優れ、高い疲労限を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法を提供できる。

請求の範囲

- [請求項1] 鋼板と前記鋼板の少なくとも一方の表面に形成された溶融亜鉛めっき層とからなり、
前記鋼板は、質量%で、
C : 0.040~0.280%、
Si : 0.05~2.00%、
Mn : 0.50~3.50%、
P : 0.0001~0.1000%、
S : 0.0001~0.0100%、
Al : 0.001~1.500%、
N : 0.0001~0.0100%、
O : 0.0001~0.0100%、
残部がFeおよび不純物からなる化学成分を有し、さらに、
前記鋼板の表面から1/4厚を中心とした1/8厚~3/8厚の範囲において、
体積分率で、0~50%のフェライト相と、
ベイナイト組織とベイニティックフェライト相とフレッシュマルテンサイト相と焼戻しマルテンサイト相のうち1種以上からなる硬質組織を合計で50%以上とを有し、残留オーステナイト相が0~8%、パーライト相と粗大セメンタイト相との合計が0~8%であり、
かつ、前記溶融亜鉛めっき層と地鉄の界面から鋼板方向深さ20μmまでの表層範囲において、
残留オーステナイトが0~3%であり、
前記表層範囲における前記硬質組織の体積分率V1と、鋼板表面から1/4厚を中心とした1/8厚~3/8厚の範囲における前記硬質組織の体積分率V2との比であるV1/V2を0.10以上0.90以下の範囲に制限したミクロ組織を有し、
前記溶融亜鉛めっき層は、Fe含有量が5%以下であり、Al含有量

が1.0%以下であり、 δ 相からなる柱状晶を含み、さらに、前記溶融亜鉛めっき層と母材鋼板との全界面(A)のうち前記 δ 相と母材鋼板との界面(A*)の占める割合($(A^*/A) \times 100$)が20%以上であり、前記母材鋼板において前記界面側に微細化層が形成され、前記微細化層の平均厚さが0.1~5.0 μm 、前記微細化層におけるフェライト相の平均粒径が0.1~3.0 μm であり、前記微細化層中にSiおよびMnの1種または2種以上の酸化物が含有され、前記酸化物の最大径が0.01 μm ~0.4 μm である溶融亜鉛めっき鋼板。

[請求項2]

前記鋼板が、質量%で、

Ti: 0.001~0.150%、

Nb: 0.001~0.100%、

V: 0.001~0.300%、

のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する請求項1に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

[請求項3]

前記鋼板が、質量%で、

Cr: 0.01~2.00%、

Ni: 0.01~2.00%、

Cu: 0.01~2.00%、

Mo: 0.01~2.00%、

B: 0.0001~0.0100%、

W: 0.01~2.00%、

のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する請求項1または2に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

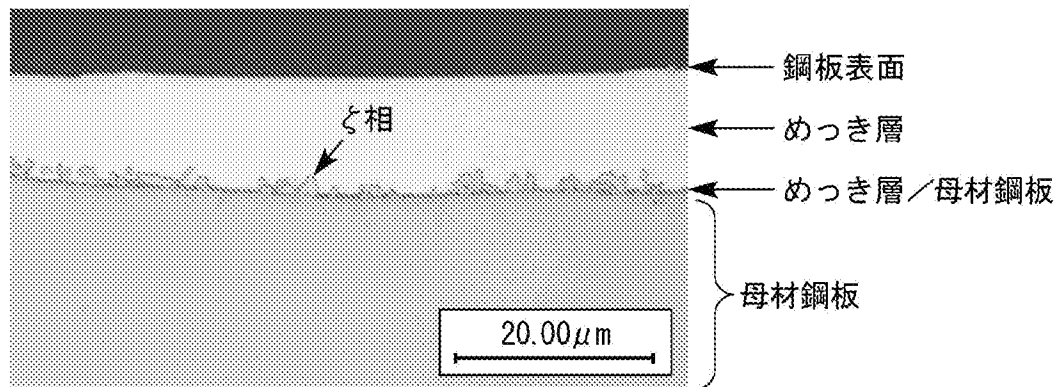
[請求項4]

前記鋼板が、質量%で、

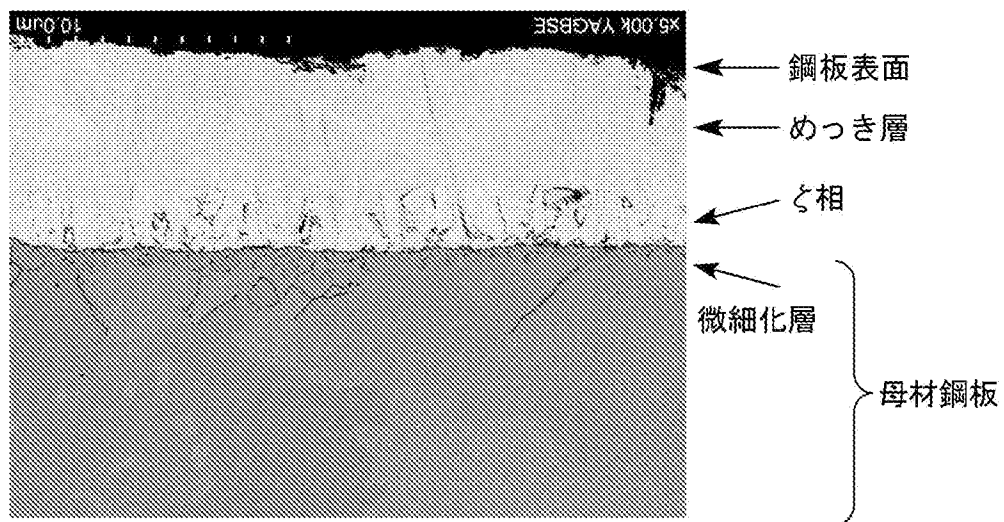
Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上を合計で0.0001~0.0100%含有する請求項1~3のいずれか一項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

- [請求項5] 前記溶融亜鉛めっき層において、 δ 結晶粒のうち粗大な酸化物が存在する δ 結晶粒と地鉄との界面が、前記 δ 相と地鉄との全界面に対して50%以下である請求項1～4のいずれか一項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。
- [請求項6] 前記溶融亜鉛めっき層について、前記鋼板の片面におけるめっき付着量が 10 g/m^2 以上、 100 g/m^2 以下である請求項1～5のいずれか一項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/081237

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i, C23C2/40(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)n

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-C22C38/60, C21D8/02, C21D9/46, C23C2/06, C23C2/28, C23C2/40, C22C18/00

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2013/047755 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 04 April 2013 (04.04.2013), & JP 5327410 B1 & US 2014/0227555 A1 & US 2015/0083278 A1 & EP 2762589 A1 & CA 2850195 A1 & TW 201329252 A1 & CN 103842542 A & KR 10-2014-0054379 A & MX 2014003715 A & RU 2566121 C1	1-6
A	WO 2013/018739 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 07 February 2013 (07.02.2013), & JP 2013-818739 A & US 2014/0212684 A1 & EP 2738280 A1 & CA 2842897 A1 & TW 201309815 A1 & CN 103717773 A & KR 10-2014-0041833 A & MX 2014000882 A & RU 2014106991 A	1-6

☒ 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
26 January 2016 (26.01.16)

Date of mailing of the international search report
02 February 2016 (02.02.16)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/081237

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2008-19465 A (Nippon Steel Corp.), 31 January 2008 (31.01.2008), & US 2010/0304183 A1 & WO 2007/086158 A1 & EP 1980638 A1 & KR 10-2008-0080416 A & CA 2640646 A1 & TW 00I354706 B & CN 101336308 A & BR PI0621421-5 A2 & ES 2441959 T3	1-6
A	JP 2004-124187 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 22 April 2004 (22.04.2004), (Family: none)	1-6
A	JP 2002-167656 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 11 June 2002 (11.06.2002), (Family: none)	1-6
A	JP 9-241812 A (Kobe Steel, Ltd.), 16 September 1997 (16.09.1997), (Family: none)	1-6
A	JP 9-157819 A (NKK Corp.), 17 June 1997 (17.06.1997), (Family: none)	1-6

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i,
C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i, C23C2/40(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)n

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 (I P C))

Int.Cl. C22C38/00- C22C38/60, C21D8/02, C21D9/46, C23C2/06, C23C2/28, C23C2/40, C22C18/00

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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 6 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 6 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 6 年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2013/047755 A1 (新日鐵住金株式会社) 2013.04.04, & JP 5327410 B1 & US 2014/0227555 A1 & US 2015/0083278 A1 & EP 2762589 A1 & CA 2850195 A1 & TW 201329252 A1 & CN 103842542 A & KR 10-2014-0054379 A & MX 2014003715 A & RU 2566121 C1	1-6
A	WO 2013/018739 A1 (新日鐵住金株式会社) 2013.02.07, & JP 2013-818739 A & US 2014/0212684 A1 & EP 2738280 A1 & CA 2842897 A1 & TW 201309815 A1 & CN 103717773 A	1-6

☒ 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	の日の後に公表された文献
「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	「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
「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	「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
「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)	「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
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」同一パテントファミリー文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日

2 6 . 0 1 . 2 0 1 6

国際調査報告の発送日

0 2 . 0 2 . 2 0 1 6

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (I S A / J P)

郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5

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)

鈴木 葉子

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5

4 K

3 5 5 7

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
	& KR 10-2014-0041833 A & MX 2014000882 A & RU 2014106991 A	
A	JP 2008-19465 A (新日本製鐵株式会社) 2008. 01. 31, & US 2010/0304183 A1 & WO 2007/086158 A1 & EP 1980638 A1 & KR 10-2008-0080416 A & CA 2640646 A1 & TW 00I354706 B & CN 101336308 A & BR PI0621421-5 A2 & ES 2441959 T3	1-6
A	JP 2004-124187 A (住友金属工業株式会社) 2004. 04. 22, (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2002-167656 A (住友金属工業株式会社) 2002. 06. 11, (ファミリーなし)	1-6
A	JP 9-241812 A (株式会社神戸製鋼所) 1997. 09. 16, (ファミリーなし)	1-6
A	JP 9-157819 A (日本鋼管株式会社) 1997. 06. 17, (ファミリーなし)	1-6