

(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 1 月 28 日(28.01.2016)



(10) 国際公開番号

WO 2016/013145 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01)	C22C 38/58 (2006.01)
B21B 1/26 (2006.01)	C23C 2/02 (2006.01)
B21B 1/28 (2006.01)	C23C 2/06 (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01)	C23C 2/26 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)	C23C 2/28 (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01)	C22C 18/00 (2006.01)

(21) 国際出願番号:

PCT/JP2015/002904

(22) 国際出願日:

2015 年 6 月 10 日(10.06.2015)

(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 2014-152097 2014 年 7 月 25 日(25.07.2014) JP

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

(72) 発明者: 木村 英之 (KIMURA, Hideyuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 長谷川 寛 (HASEGAWA, Hiroshi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). ▲高▼坂 典晃 (KOHSAKA, Noriaki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 青山 麻衣 (AOYAMA, Mai); 〒1000011 東京都千代田区内幸

町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 熊坂 晃, 外 (KUMASAKA, Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目 7 番 1 号 J F E 商事ビル 6 階 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, 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), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: HIGH-STRENGTH HOT-DIP ZINC-COATED STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 高強度溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided are: a high-strength hot-dip zinc-coated steel sheet which has tensile strength (TS) of 780 MPa or more and is therefore highly strong, and also has excellent bendability, fatigue properties and surface appearance; and a method for producing the high-strength hot-dip zinc-coated steel sheet. The high-strength hot-dip zinc-coated steel sheet contains 0.05 to 0.15% inclusive of C, 0.01 to 1.00% inclusive of Si and 2.2 to 3.5% inclusive of Mn and additionally contains 0.01 to 0.10% inclusive of Nb and/or 0.01 to 0.10% inclusive of Ti. In the steel sheet, 5 to 80% by area inclusive of a ferrite phase, 20 to 70% by area inclusive of a martensite phase and 0 to 25% by area inclusive of a bainite phase are present on a face which is located at a half depth of the steel sheet as observed in the thickness direction, the hardness on a face which is located at a depth of 5 μ m as observed in the thickness direction from the surface layer of the steel sheet is 80% or less relative to the hardness on the face which is located at a half depth of the steel sheet as observed in the thickness direction, and the hardness on a face which is located at a depth of 15 μ m as observed in the thickness direction from the surface layer of the steel sheet is 90% or more relative to the hardness on the face which is located at a half depth of the steel sheet as observed in the thickness direction.

(57) 要約: 引張強度 (TS) が 780MPa 以上の高強度で、曲げ加工性、耐疲労特性および表面外観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を提供する。C:0.05%以上 0.15%以下、Si:0.01%以上 1.00%以下、Mn:2.2%以上 3.5%以下を含有し、さらに、Nb:0.01%以上 0.10%以下、Ti:0.01%以上 0.10%以下から選ばれる 1 種以上を含有する。鋼板の板厚方向の 1/2 位置において、面積率で 5%以上 80%以下のフェライト相、面積率で 20%以上 70%以下のマルテンサイト相および面積率で 0%以上 25%以下のベイナイト相を有し、鋼板の表層から板厚方向へ 5 μ m 位置の硬度が板厚方向の 1/2 位置の硬度の 80%以下であり、かつ、鋼板の表層から板厚方向へ 15 μ m 位置の硬度が板厚方向の 1/2 位置の硬度の 90%以上である。

WO 2016/013145 A1

明 細 書

発明の名称： 高強度溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、自動車車体の骨格部材用途への適用に好適な、曲げ加工性 (bendability)、耐疲労特性および表面外観に優れ、引張強度(TS)が780MPa以上の高強度溶融亜鉛めっき鋼板 (high strength galvanized steel sheet) およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 自動車部品などに用いられる高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、その用途の特徴上、強度が高いことに加えて、加工性 (formability) に優れていることが要求される。

[0003] また、近年、地球環境保全の観点から、CO₂の排出量を規制するため、自動車の燃費改善が要求されている。加えて、衝突時に乗員の安全を確保するため、自動車車体の衝突特性 (crash safety properties of automotive bodies) を中心とした安全性の向上も要求されている。このような点から、自動車車体の軽量化および自動車車体の強化が積極的に進められている。

[0004] 自動車車体の軽量化と強化を同時に満たすには、部品素材を高強度化し、剛性 (rigidity) が問題とならない範囲で板厚を減ずることによる軽量化が効果的であると言われている。最近では高強度鋼板が自動車部品に積極的に使用されており、自動車の構造部材や補強部材に適用される鋼板は、引張強度(TS : Tensile Strength)が780MPa以上、好ましくは980MPa以上、より好ましくは1180MPa以上にも達している。また、従来は高強度鋼板の成形において、軽加工の形状が主体であったが、複雑形状部品への適用も検討され始めている。

[0005] しかしながら、一般には鋼板の高強度化に伴い、加工性は低下する傾向にあるため、高強度鋼板を適用する際の課題として、プレス成形時の割れ (cracking in press-forming) の抑制が挙げられる。特に、引張強度が780MPa以

上の高強度鋼板では曲げ成形で加工される部品が増加するため、曲げ加工性が重要となる。また、高強度化に伴う部材の薄肉化 (gauge down) に伴い、平面曲げ疲労特性 (bending-fatigue property) が従来以上に必要となる部品も増加することが考えられる。さらに、引張強度が780MPa以上の高強度鋼板は、高強度化において、マルテンサイトを所定量確保するためにCやMn等の添加量が増大したり、フェライト相を固溶強化するためにSiの添加量を増大したりする。SiやMnはFeよりも酸化しやすい易酸化性元素であるため、SiやMnを多量に含有する溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合においては、めっき性 (zinc coatability and surface appearance quality) の確保が課題となる。つまり、鋼中に含まれるSiやMnは、一般的な焼鈍炉で用いられる非酸化性雰囲気中あるいは還元雰囲気中においても選択酸化 (selective oxidation) されるので、表面濃化して酸化物を形成する。これらのSiやMnの酸化物の存在は、めっき処理時の鋼板への溶融亜鉛の濡れ性を低下させ、不めっき (bare spot) を生じさせる可能性が懸念される。

[0006] これに対して、特許文献1では、あらかじめ酸化性雰囲気中で鋼板を加熱することにより、所定以上の酸化速度にて表面にFe酸化膜を急速に生成させ、もって鋼板表面での添加元素の酸化を阻止し、その後Fe酸化膜を還元焼鈍により還元することにより、溶融亜鉛との濡れ性を改善する方法が開示されている。しかしながら、鋼板の酸化量が多い場合には、炉内ロール (Roll in the furnace) に酸化鉄が付着し鋼板に押し疵 (pressing flaw) が発生するという問題が生じる場合がある。

[0007] 特許文献2では、鋼板を焼鈍後に酸洗 (pickling) することで表面の酸化物を除去し、その後、再び焼鈍して溶融亜鉛めっきを行う方法が開示されている。しかしながら、特許文献2には、TSが590MPa級の強度レベルの鋼板が記載されているもののTSが780MPa以上の鋼板に関する記載は無く、また、曲げ加工性や疲労特性に関する記載は認められない。

[0008] 特許文献3では、鋼板の表面から10 μ mの深さまでの鋼板表層部の組織をフ

フェライト相で70%超とし、表面から10 μ mの深さより内部の鋼板内層部のフェライト分率を20～70%でかつ平均結晶粒径を5 μ m以下とすることで、曲げ性および疲労特性に優れた引張強度が980MPa以上の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が開示されている。この技術においては、200℃から500～800℃の中間温度までの1次昇温時の空気比を1.10～1.20とすることで、鋼板表面にFe酸化物が生成し、その酸化物中の酸素が鋼中Cと結合することで固溶Cが減少し、その結果、鋼板表層部のみのフェライト体積分率が増加するため、疲労特性を劣化することなく、曲げ性が改善するとされている。しかしながら、焼鈍過程で高空気比とした場合、表面濃化した酸化物がめっき処理時の溶融亜鉛との濡れ性を低下させ、不めっきを生じさせる可能性が懸念される。また、炉内ロールにこの酸化鉄が付着し鋼板に押し疵が発生する可能性が懸念される。さらに、特許文献3では、曲げ性の評価方法として、曲げ部外側の亀裂の有無を目視で観察し、亀裂が発生しない最小の曲げ半径を求め、この最小曲げ半径と板厚の比で評価している。しかしながら、鋼板の高強度化が進むにつれて、曲げ性の評価方法も厳しくなっており、例えば、亀裂の有無は、拡大鏡や顕微鏡を用いて判断することが必要となり、これまでは亀裂として判断されなかった微小亀裂の評価が必要となっている。

[0009] 特許文献4では、加工性および溶接性の観点から、C、P、S量を低減し、疲労特性の観点から、Crを低減し、Si量を増加した成分系からなり、体積分率が20～70%でかつ平均結晶粒径が5 μ m以下のフェライト相を含有する、引張強度が980MPa以上を有する加工性、溶接性および疲労特性に優れる高強度溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。しかしながら、特許文献4では、曲げ性の評価方法として、曲げ部外側の亀裂の有無を目視で観察しているが、高強度化が進むに連れて、曲げ性の評価方法も厳しくなっており、例えば、亀裂の有無は、拡大鏡や顕微鏡を用いて判断することが必要となり、これまでは亀裂として判断されなかった微小亀裂の評価が必要となっている。さらに、疲労特性を向上させる観点から、0.35%以上0.80%未満のSi量を添加しており、特許文献4では不めっきを回避し得る量としているものの、SiはFeよりも酸化

しやすい易酸化性元素であるため、実際にはめっき性の確保が課題となる。

しかし、特許文献4にはめっき性を確保するための技術に関する具体的な記載はなく、実施例においてもめっき表面外観の評価に関する記載は認められない。

[0010] 特許文献5および6には、ポリゴナルフェライト組織および低温変態生成組織を有し、かつ鋼板表面から0.1mm深さの板面について、板幅方向位置を変えて20視野を顕微鏡観察したとき、ポリゴナルフェライトの面積率の最大値が80%以下、最小値が10%以上、最大値と最小値の差が40%以下をすべて満足することを特徴とする曲げ加工性および疲労強度に優れた引張強さが780MPa以上の溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。しかしながら、曲げ性の評価方法として、試験片の片側をダイで固定したのち、試験片の板厚+0.1mmのクリアランスでパンチを下降させることで、ダイ肩半径になじませながら90°曲げ加工を行っている。この方法ではJIS Z 2248に規定されたVブロック法による90°曲げ試験とは曲げ頂点部が受ける変形モードが異なるため、Vブロック法に比べて最小曲げ半径が小さく（すなわち曲げ性加工性が高く）評価される場合がある。さらに、亀裂の有無はルーペを用いて観察し、ヘアークラックの発生なしを基準として判定しており、ルーペの拡大率やヘアークラックの具体的な定義がなされていない。例えば、ヘアークラックを髪の毛の直径と仮定すると約0.1mmとなり、30倍の拡大鏡で観察した場合、3mmとなることから、30倍の拡大鏡を採用すれば、さらに微小な亀裂が観察できる余地があると考えられる。鋼板の高強度化に伴う曲げ性の評価方法が厳しくなっている現状を考えると、より微小亀裂の評価が必要となる。さらに、特許文献6にはめっき性を確保するための技術に関する記載はなく、特許文献5にも専用設備（Feプレめっき等）無しに溶融亜鉛めっき用途に用いるためにSi量を0.6%未満（好ましくは0.5%以下、さらに好ましくは0.3%以下）とすることが記載されている程度であり、いずれの実施例においても表面外観の評価に関する記載は認められない。

先行技術文献

特許文献

[0011] 特許文献1：特許第2587724号公報

特許文献2：特許第3956550号公報

特許文献3：特許第5434960号公報

特許文献4：特許第4924730号公報

特許文献5：特許第5374193号公報

特許文献6：特許第5255361号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0012] 本発明はかかる事情に鑑み、 $TS \geq 780\text{MPa}$ の高強度化に必要なCやMn等を含有する鋼板について、表面外観、曲げ加工性および耐疲労特性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0013] 本発明者らは、上記の目的を達成するために、自動車車体の骨格部材に適用する高強度鋼板を開発するにあたり、種々の薄鋼板について強度、曲げ加工性、耐疲労特性および表面外観に及ぼす各種要因について鋭意検討した。その結果、CやMnを含有する鋼板において、1次焼鈍条件を適正に制御した後、軽圧下および酸洗を施すことで、表面濃化物を除去しつつ、表層近傍のみに歪を導入することが可能となり、その後の2次焼鈍時に表層のみが粒成長することで、板厚方向に硬度分布を付与することができ、曲げ加工性と耐疲労特性を両立した表面外観に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られることを知見した。

[0014] 本発明は以上の知見に基づいてなされたものであり、以下を要旨とするものである。

[1] 成分組成は、質量%で、C:0.05%以上0.15%以下、Si:0.01%以上1.00%以下、Mn:2.2%以上3.5%以下、P:0.001%以上0.050%以下、S:0.010%以下、sol.Al:0.005%以上0.100%以下、N:0.0001%以上0.0060%以下を含有し、さらに、Nb:0

.01%以上0.10%以下、Ti:0.01%以上0.10%以下から選ばれる1種以上を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、組織は、鋼板の板厚方向の1/2位置において、面積率で5%以上80%以下のフェライト相、面積率で20%以上70%以下のマルテンサイト相および面積率で0%以上25%以下のベイナイト相を有し、鋼板の表層から板厚方向へ5 μ m位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の80%以下であり、かつ、鋼板の表層から板厚方向へ15 μ m位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の90%以上であることを特徴とする引張強度が780MPa以上で、曲げ加工性、耐疲労特性および表面外観に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

[2] 前記成分組成に加えて、更に、質量%で、Mo:0.05%以上1.00%以下、V:0.02%以上0.50%以下、Cr:0.05%以上1.00%以下、B:0.0001%以上0.0030%以下から選ばれる1種以上を含有することを特徴とする上記[1]に記載の引張強度が780MPa以上で、曲げ加工性、耐疲労特性および表面外観に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

[3] 上記[1]または[2]に記載の成分組成からなる鋼スラブを熱間圧延し、冷間圧延し、1次焼鈍を施し、軽圧下圧延および酸洗後、2次焼鈍を施し、次いで溶融亜鉛めっき処理を施して高強度溶融亜鉛めっき鋼板を製造する方法であり、前記1次焼鈍では、600~750℃の温度範囲を0.1℃/秒以上3℃/秒未満の平均加熱速度で加熱し、750~850℃の焼鈍温度で10~500秒保持した後、前記焼鈍温度から600℃以下の冷却停止温度まで1~15℃/秒の平均冷却速度で冷却し、前記軽圧下圧延では、圧下率:0.3%以上2.0%以下の軽圧下を施し、前記酸洗では、鋼板の酸洗減量をFe換算で0.05~5g/m²とし、前記2次焼鈍では、750~850℃の焼鈍温度で10~500秒保持した後、前記焼鈍温度から1~15℃/秒の平均冷却速度で冷却し、亜鉛めっき浴に浸漬する溶融亜鉛めっき処理を施し、前記溶融亜鉛めっき処理後に、5~100℃/秒の平均冷却速度で150℃まで冷却することを特徴とする、鋼板の板厚方向の1/2位置において、面積率で5%以上80%以下のフェライト相、面積率で20%以上70%以下のマルテンサイト相および面積率で0%以上25%以下のベイナイト相を有し、鋼板の表層から板厚方向へ5 μ m位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の80%以下であり

、かつ、鋼板の表層から板厚方向へ15 μ m位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の90%以上である、引張強度が780MPa以上で、曲げ加工性、耐疲労特性および表面外観に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

〔4〕前記熱間圧延は、仕上げ圧延終了後3秒以内に冷却を開始し、仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度-100℃）の温度域を平均冷却速度5～200℃/秒で冷却し、巻取り温度450～650℃の温度で巻取りし、前記冷間圧延は、圧下率30%以上で圧延することを特徴とする、鋼板の板厚方向の1/2位置において、面積率で5%以上80%以下のフェライト相、面積率で20%以上70%以下のマルテンサイト相および面積率で0%以上25%以下のベイナイト相を有し、上記〔3〕に記載の、鋼板の表層から板厚方向へ5 μ m位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の80%以下であり、かつ、鋼板の表層から板厚方向へ15 μ m位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の90%以上である、引張強度が780MPa以上で、曲げ加工性、耐疲労特性および表面外観に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

〔5〕前記溶融亜鉛めっき処理後、さらに合金化処理を施すことを特徴とする、上記〔3〕または〔4〕に記載の、鋼板の表層から板厚方向へ5 μ m位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の80%以下であり、かつ、鋼板の表層から板厚方向へ15 μ m位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の90%以上である、引張強度が780MPa以上で、曲げ加工性、耐疲労特性および表面外観に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

また、本発明において、高強度溶融亜鉛めっき鋼板とは、引張強さ（TS）が780MPa以上であり、溶融亜鉛めっき処理を施したもの（G I : galvanized steel sheet）、溶融亜鉛めっきにさらに合金化処理を施したもの（G A : galvanized annealed steel sheet）のいずれも対象とする。

発明の効果

〔0015〕 本発明によれば、引張強度（TS）が780MPa以上、好ましくは980MPa以上、より好ましくは1180MPa以上の高強度で、曲げ加工性、耐疲労特性および表面外観に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られる。本発明の高強度溶融亜

鉛めっき鋼板を自動車車体の骨格部材に適用した場合は、衝突安全性の向上や軽量化に大きく貢献できる。

発明を実施するための形態

[0016] 以下、本発明について詳細に説明する。

[0017] まず、本発明の成分組成の限定理由を説明する。なお、成分に関する「%」表示は、質量%を意味するものとする。

[0018] C:0.05%以上0.15%以下

Cは鋼板の高強度化に有効な元素であり、マルテンサイトを形成することで高強度化に寄与する。また、CはNbやTiといった炭化物形成元素と微細な合金化合物、あるいは、合金炭窒化物を形成することで高強度化に寄与する。これらの効果を得るためには、C量は0.05%以上とすることが必要である。一方、C量が0.15%を超えではスポット溶接性が著しく劣化し、またマルテンサイト相の増加により鋼板が硬質化し、曲げ加工性等の加工性が低下する場合がある。したがって、C量は0.05%以上0.15%以下とする。980MPa以上のTSを安定的に確保する観点からは、0.08%以上とすることが好ましく、1180MPa以上のTSを安定的に確保する観点からは、0.12%以上とすることがより好ましい。

[0019] Si:0.01%以上1.00%以下

Siは主に固溶強化 (solid solution strengthening) により高強度化に寄与する元素であり、かつ、強度上昇に対して延性の低下が比較的少なく、強度のみならず強度と延性のバランスの向上にも寄与する元素である。この効果を得るためにはSi量は0.01%以上とすることが必要である。一方、Si量が1.00%を超えると、鋼板表面にSi系酸化物が形成されやすく、不めっきの原因となる場合がある。したがって、Si量は0.01%以上1.00%以下とし、好ましくは0.01%以上0.05%以下である。

[0020] Mn:2.2%以上3.5%以下

Mnは固溶強化およびマルテンサイトの形成により高強度化に寄与する元素であり、この効果を得るためには2.2%以上含有することが必要である。一方、Mn量が3.5%を超えると、原料コストの上昇を招くとともに、Mnの偏析など

に起因して部分的に変態点異なる組織となり、結果としてフェライト相とマルテンサイト相がバンド状に存在する不均一な組織となりやすく、曲げ加工性などの加工性が低下する場合がある。また、Mnは、鋼板表面に酸化物として濃化し、不めっきの原因になる場合がある。さらに、スポット溶接部の靱性を低下させ、溶接特性を低下させる場合がある。したがって、Mn量は2.2%以上3.5%以下とする。また、980MPa以上のTSを安定的に確保する観点からは、Mn量は2.5%以上とすることが好ましく、1180MPa以上のTSを安定的に確保する観点からは、Mn量は2.7%以上とすることがより好ましい。

[0021] P:0.001%以上0.050%以下

Pは固溶強化により、鋼板の高強度化に有効な元素である。しかしながら、P量が0.001%未満ではその効果が現れないだけでなく、製鋼工程において脱燐(dephosphorization)コストの上昇を招く場合があるため、P量は0.001%以上とする。一方、P量が0.050%を超えると、溶接性が顕著に劣化する。したがって、P量は0.001%以上0.050%以下とする。好ましくは0.001%以上0.030%以下とする。

[0022] S:0.010%以下

Sは熱間脆性を起こす原因となるほか、鋼中に硫化物系介在物として存在して、鋼板の加工性を低下させる有害な元素である。したがって、S量は極力低減するのが好ましく、本発明ではS量の上限は0.010%とする。好ましくはS量を0.008%以下とする。S量の下限は特に限定しない。しかし、極低S化(S量を過剰に低減すること)すると製鋼コストが上昇するため、S量は0.0001%以上とすることが好ましい。

[0023] Sol.Al:0.005%以上0.100%以下

Alは脱酸材として含有させる元素である。また、Alは固溶強化能を有するため、高強度化に有効に作用する。しかしながら、sol.AlとしてのAl量が0.005%未満では上記効果が得られない。一方、sol.AlとしてのAl量が0.100%を超えると、原料コストの上昇を招くとともに、鋼板の表面欠陥を誘発する原因にもなる。したがって、sol.AlとしてのAl量は0.005%以上0.100%以下とする。

。

[0024] N:0.0001%以上0.0060%以下

N量が0.0060%を超えると鋼中に過剰な窒化物が生成することに起因して、延性や靱性の低下のほか、鋼板の表面性状の悪化も招く場合がある。このため、N量は0.0060%以下とする。好ましくは0.0050%以下とする。また、フェライトの清浄化による延性向上の観点から、N量は少ないほうが好ましい。しかしながら、極低N化（N量を過剰に低減すること）すると製鋼上のコストも増大するので、N量の下限は0.0001%とする。したがって、N量は0.0001%以上0.0060%以下とする。好ましくは0.0050%以下とする。

[0025] Nb:0.01%以上0.10%以下、Ti:0.01%以上0.10%以下から選ばれる1種以上

Nb:0.01%以上0.10%以下

NbはCやNと炭化物や炭窒化物を形成することで高強度化に寄与する。また、フェライトを析出強化することによりマルテンサイト相との硬度差を低減する効果を通じて、曲げ加工性の改善に寄与する。さらに、Nbは熱延板組織を微細化する作用を有し、冷延、焼鈍後のフェライトおよびマルテンサイトが均一に微細化される。この鋼板組織の均一微細化を通じて、曲げ加工性の向上に寄与する。このような効果を得るためには、Nbを含有する場合、Nb量は0.01%以上とする。好ましくは0.03%以上とする。一方、Nb量が0.10%を超えて過剰に含有されると、熱間圧延時の負荷を増大させ、また、冷間圧延時の変形抵抗を高くして、安定した実機製造を困難にする場合がある。さらに、フェライトの延性を低下させ、曲げ加工性などの加工性が低下する場合がある。したがって、Nb量は0.01%以上0.10%以下とし、好ましくは0.03%以上0.10%以下とする。

[0026] Ti:0.01%以上0.10%以下

TiはNbと同様、CやNと炭化物や炭窒化物を形成することで高強度化に寄与する。また、フェライトを析出強化することによりマルテンサイト相との硬度差を低減する効果を通じて、曲げ加工性の改善に寄与する。さらに、TiはNbと同様に熱延板を微細化する作用を有し、冷延、焼鈍後のフェライトおよび

マルテンサイトが均一微細化される。この鋼板組織の均一微細化効果を通じて、曲げ加工性の向上に寄与する。このような効果を得るためには、Tiを含有する場合、Ti量は0.01%以上とする。好ましくは0.03%以上とする。一方、Ti量が0.10%を超えると、この効果が飽和するだけでなく、フェライト中に過剰に析出し、フェライトの延性を低下させる。したがって、Ti量は0.01%以上0.10%以下とし、好ましくは0.03%以上0.10%以下とする。

[0027] 上記成分以外の残部は、Feおよび不可避免の不純物からなる。

[0028] 本発明では上記必須添加元素のほかに、必要に応じて、さらにMo、V、Cr、Bから選ばれる1種以上の元素を含有させることができる。

[0029] Mo:0.05%以上1.00%以下、V:0.02%以上0.50%以下、Cr:0.05%以上1.00%以下、B:0.0001%以上0.0030%以下から選ばれる1種以上

MoおよびCrは焼入れ性を向上させ、マルテンサイトを生成することで高強度化に寄与する元素であり、必要に応じて含有することができる。このような効果を発現させるため、これらの元素はそれぞれ0.05%以上含有させることが好ましい。一方、Mo、Crの含有量がそれぞれ1.00%を超えると上記効果が飽和するだけでなく、原料コストの増加を招くので、これらの含有量はそれぞれ1.00%以下が好ましい。

[0030] VはNb、Tiと同様、微細な炭窒化物を形成することで、強度上昇に寄与するため、必要に応じて含有することができる。このような効果を発現させるためには0.02%以上含有させることが好ましい。一方、V量が0.50%を超えると、上記効果が飽和するだけでなく、原料コストの増加を招くので、Vの含有量は0.50%以下が好ましい。

[0031] Bは焼入れ性を向上させ、焼鈍冷却過程で起こるフェライトの生成を抑制し、マルテンサイトを生成することで高強度化に寄与する。この効果を得るためには0.0001%以上含有させる必要がある。一方、0.0030%を超えると上記の効果は飽和するため、B量は0.0001%以上0.0030%以下が好ましい。

[0032] さらに本発明では、本発明の効果を害しない範囲であれば、以下の元素を適宜含有させることができる。

- [0033] Cuは熱間圧延時に割れを引き起こして、表面疵の発生原因となる有害元素である。しかし、本発明ではCuによる鋼板特性への悪影響は小さいので、0.30%以下の含有量であれば許容できる。これにより、スクラップ等を使用し、リサイクル原料の活用が可能となる。
- [0034] NiはCuと同様、鋼板特性に及ぼす影響は小さい。また、Cu添加による表面疵の発生を防止する効果がある。上記効果は、Cu含有量の1/2以上含有することで発現させることができる。しかし、Niの含有量が過剰になると、スケールの不均一生成に起因した別の表面欠陥の発生を助長する。このため、Niを含有する場合、その含有量の上限は0.30%とする。
- [0035] CaはMnSなどの硫化物の形状制御により延性を向上させる効果がある。しかしながら、多量に含有させてもその効果は飽和する傾向にある。したがって、Caを含有させる場合、0.0001%以上0.0050%以下とする。
- [0036] さらに、硫化物系介在物の形態を制御する作用を有し、これにより加工性の向上に寄与するREM、あるいは鋼板表面の結晶を整粒化する作用を有するSn、Sbは、それぞれ0.0001～0.100%の範囲で含有させることができる。
- [0037] その他、析出物を形成するZr、Mgなどの含有量は極力少ないほうが好ましく、積極的に添加する必要はない。添加する場合は、0.020%未満とする。より好ましくは0.002%未満とする。
- [0038] 上記のCu、Ni、Ca、REM、Sn、Sb、Zr及びMgは不可避的不純物として、本発明の鋼板に含まれる場合がある。なお、不可避的不純物には、製造過程で不可避的に混入する成分以外に、本発明の効果を害さない範囲で添加される成分も含まれる。
- [0039] 次に、本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の組織について説明する。
- [0040] 本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の組織は、鋼板の板厚方向の1/2位置において、面積率で5%以上80%以下のフェライト相、面積率で20%以上70%以下のマルテンサイト相および面積率で0%以上25%以下のベイナイト相を有し、鋼板の表層から板厚方向へ5 μ m位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の80%以下であり、かつ、鋼板の表層から板厚方向へ15 μ m位置の硬度が板厚方向の1/2

位置の硬度の90%以上である。

[0041] TS780MPa以上を安定して得るために、鋼板の板厚方向の1/2位置において、面積率で5%以上80%以下のフェライト相、面積率で20%以上70%以下のマルテンサイト相および面積率で0%以上25%以下のベイナイト相を有することが必要である。

[0042] フェライト相の面積率：5%以上80%以下

フェライト相は軟質相であり、鋼板の延性に寄与するため、本発明においてはフェライト相を面積率で5%以上とする。一方、フェライト相が面積率で80%を超えて存在すると過度に軟質化し、鋼板の強度確保および耐疲労特性の確保が困難となる。したがって、フェライト相は面積率で5%以上80%以下とする。980MPa以上のTSを安定的に確保する観点からは、フェライト相は面積率で65%以下とすることが好ましく、1180MPa以上のTSを安定的に確保する観点からは、フェライト相は面積率で50%以下とすることがより好ましい。

[0043] マルテンサイト相の面積率：20%以上70%以下

マルテンサイト相は硬質相であり、変態組織強化によって鋼板の強度を増加させるのに有効である。また、マルテンサイトは疲労亀裂の進展に対する障壁となるため、耐疲労特性の向上にも有効である。したがって、強度および耐疲労特性の確保の観点から、マルテンサイト相は面積率で20%以上とする。また、980MPa以上のTSを安定的に確保する観点からは35%以上とすることが好ましく、1180MPa以上のTSを安定的に確保する観点からは50%以上とすることがより好ましい。一方、マルテンサイトの面積率が70%を超えると曲げ加工性を低下させる懸念があるため、マルテンサイトは面積率で70%以下とする。

[0044] ベイナイト相の面積率：0%以上25%以下

ベイナイト相はマルテンサイトと同様に鋼の高強度化や耐疲労特性の向上に有効であるため、面積率で25%以下であれば含有することができる。一方で25%を超えて過剰に存在すると延性等が低下する場合があるため、ベイナイト相は面積率で25%以下とすることが好ましい。

[0045] なお、鋼板組織は、フェライト相、マルテンサイト相およびベイナイト相

以外の残部組織として、パーライト相、残留オーステナイト相および炭化物等を含む場合があり、これらは板厚1/2位置における合計面積率で5%以下であれば許容できる。

[0046] また、上記面積率は板厚1/2位置、具体的には板厚3/8～5/8の領域における組織で代表し、鋼板のL断面（圧延方向に平行な垂直断面）を研磨後、ナイトール（nital）で腐食し、SEM（走査型電子顕微鏡）で2000倍の倍率にて5視野以上観察し、撮影した組織写真を画像解析して求めることができる。詳細は実施例で述べるが、組織写真でフェライトはやや黒いコントラストの領域、パーライトは炭化物がラメラ状に生成している領域、ベイナイトは炭化物が点列状に生成している領域とし、マルテンサイトおよび残留オーステナイト（残留 γ ）は白いコントラストの付いている粒子とする。

[0047] また、曲げ加工性と耐疲労特性を両立する観点から、表層の硬度を制御することが重要である。鋼板の表層から板厚方向へ5 μm 位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の80%超の場合、曲げ加工性の改善効果が得られず、良好な曲げ加工性が得られない。また、鋼板の表層から板厚方向へ15 μm 位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の90%未満の場合、良好な耐疲労特性が得られない。したがって、曲げ加工性と耐疲労特性を両立する観点から、鋼板の表層から板厚方向へ5 μm 位置の硬度は板厚方向の1/2位置の硬度の80%以下とし、かつ、鋼板の表層から板厚方向へ15 μm 位置の硬度は板厚方向の1/2位置の硬度の90%以上とする。なお、鋼板の表層の硬度の制御対象は、片面であっても両面であってもよい。鋼板の少なくとも一方の表層の硬度を制御すれば、すなわち、上記のように表層の硬度を規定すれば、本発明の効果は発揮される。また、硬度は、後述する実施例の方法にて測定することができ、例えば、表層は、コイルの表側の表層で測定することができる。なお、1/2位置の硬度はTS780MPaレベルではビッカース硬度で260～330、TS980MPaレベルでは330～390、TS1180MPaレベルでは390～440である。

[0048] 次に本発明における高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について説明する。

[0049] 本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、前述の成分組成の範囲に調整された鋼を溶製しスラブとし、次いで、熱間圧延、冷間圧延、1次焼鈍、軽圧下圧延、酸洗、2次（最終）焼鈍、溶融亜鉛めっき処理の工程を経て製造される。

[0050] スラブ製造

本発明の製造方法で使用する鋼スラブは、成分のマクロ偏析を防止すべく連続鑄造法で製造することが好ましいが、造塊法や薄スラブ鑄造法で製造してもよい。また、鋼スラブを製造した後、一旦室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法に加え、冷却せず温片のままで加熱炉に装入し熱間圧延する方法（直送圧延）、わずかの保熱を行った後に直ちに熱間圧延する方法（直送圧延・直接圧延）、あるいは高温状態のまま加熱炉に装入して再加熱の一部を省略する方法（温片装入）などの省エネルギープロセスも問題なく適用することができる。

[0051] スラブ加熱温度：1150℃以上1300℃以下（好適条件）

鋼スラブの加熱段階で存在している析出物は、最終的に得られる鋼板内では粗大な析出物として存在し、強度に寄与しない。そのため、鑄造時に析出したTi、Nb系析出物は十分な量を再溶解（re-resolution）させる必要がある。また、スラブ表面の気泡、偏析などの欠陥をスケールオフすることにより、鋼板表面の亀裂や凹凸を減少し、平滑な鋼板表面を達成する必要もある。このような観点からスラブ加熱温度は1150℃以上が好ましい。一方、スラブ加熱温度が1300℃を超えるとオーステナイト粒の粗大化を引き起こし、最終組織が粗大化（coarsening）し、曲げ加工性や伸びフランジ性を低下させる場合がある。したがって、スラブ加熱温度は1150℃以上1300℃以下が好ましい。

[0052] 熱間圧延

上記により得られた鋼スラブに対して粗圧延および仕上げ圧延を含む熱間圧延を施す。まず、鋼スラブは粗圧延によりシートバーとされる。なお、粗圧延の条件は特に規定する必要はなく、常法にしたがって行うことができる。また、表面温度の低下による熱間圧延時のトラブルを防止する観点からは

、シートバーを加熱するシートバーヒーターを活用することは有効な方法である。

[0053] 仕上げ圧延温度:850～950℃（好適条件）

仕上げ圧延温度が850℃未満の場合、組織が不均一となり、延性や曲げ加工性、伸びフランジ性等の加工性が低下する懸念がある。一方、仕上げ圧延温度が950℃を超えると酸化物（スケール）の生成量が急激に増大し、地鉄と酸化物の界面が荒れ（interface roughness）酸洗及び冷間圧延後の表面品質が劣化する傾向が認められる。また、結晶粒径が過度に粗大となり、加工時にプレス表面の荒れ（surface roughness property after press forming）が生じる場合がある。したがって、仕上げ圧延温度は850～950℃が好ましい。

[0054] 上記熱間圧延を終了した熱延板は、組織のさらなる微細化および均一化による伸びフランジ性や曲げ加工性を向上させる観点から、仕上げ圧延終了後3秒以内に冷却を開始し、仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度-100℃）の温度域を5～200℃/秒の平均冷却速度で冷却し、450～650℃の温度でコイルに巻き取ることが好ましい。

[0055] 冷却開始時間：3秒以内、仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度-100℃）における平均冷却速度:5～200℃/秒以下（好適条件）

仕上げ圧延終了後冷却を開始するまでの時間が3秒超え、仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度-100℃）の温度域における平均冷却速度が5℃/秒未満の場合は、フェライト相が粗大に析出し、熱延板組織が粗大化しやすくなるとともに、フェライト相とパーライト相が層状に形成されたバンド状組織（banded structure）となりやすい。このようなバンド状組織は、鋼板内に成分の濃度ムラが生じた状態であるため、冷延焼鈍後に不均一な組織となりやすく、組織の均一微細化が困難となる。このため、曲げ加工性や伸びフランジ性等の加工性が低下する場合がある。一方、仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度-100℃）の温度域における平均冷却速度が200℃/秒を超えても効果は飽和するので、仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度-100℃）の温度域における平均冷却速度は、5～200℃/秒以下が好ましい。

[0056] 巻取り温度：450℃以上650℃以下（好適条件）

巻取り温度はTiやNbの炭化物、とくにNbCの析出に著しく影響を及ぼす。巻取り温度が450℃未満では、NbCの析出が不十分となり、NbCの析出がコイル内で不均一になりやすく、冷間圧延後の焼鈍加熱時の再結晶挙動に起因した組織差により曲げ性が低下する懸念がある。また、巻取り温度が650℃を超えると、NbCが粗大に析出し、NbCによるフェライト相の析出強化が不十分となるため、マルテンサイト相との硬度差低減効果による伸びフランジ性や曲げ加工性の改善効果が得られなくなる場合がある。したがって、巻取り温度は450℃以上650℃以下が好ましく、さらに好ましくは500℃以上600℃以下とする。

[0057] 冷間圧延

次いで、適宜酸洗を行った後、冷間圧延を施し冷延板とする。酸洗は必須ではなく、適宜行うことができる。また、酸洗を行う場合は、通常の条件にて行うことができる。

[0058] 冷間圧延時の圧下率：30%以上（好適条件）

冷間圧延時の圧下率が30%未満では、焼鈍時の加熱過程における再結晶が不均一に生じ、均一微細な焼鈍組織が得られない場合があり、不均一組織に起因した曲げ加工性の低下が懸念される。そこで、焼鈍時の加熱過程における再結晶を促進し、より均一微細な組織を得る観点から、冷間圧延時の圧下率は30%以上とすることが好ましい。一方、圧下率が70%を超えると圧延時のロールへの負荷も高まり、通板トラブルが発生する懸念がある。よって、より好ましくは30%以上70%以下である。

[0059] 1次焼鈍

600～750℃の温度範囲の平均加熱速度：0.1℃/秒以上3℃/秒未満

本発明においては、熱延鋼板の段階でTiCやNbCを析出させているため、冷間圧延工程を経て得られた冷延鋼板の再結晶温度は比較的高温となり、焼鈍後に加工組織が残存しやすくなる。この場合、軽圧下、酸洗および2次（最終）焼鈍後に、不均一な組織となりやすく、組織の均一微細化が困難となり、その結果曲げ加工性や伸びフランジ性等の加工性が低下する場合がある。こ

のため、冷延鋼板を焼鈍温度まで加熱するに際しては、再結晶を促進させて材質均一性を確保する必要がある。このような観点から、600～750℃の温度範囲を平均加熱速度3℃/秒未満の低速で加熱する必要がある。なお、加熱温度が600℃未満の領域では、再結晶が生じないため、加熱速度を適正に制御しても所望の再結晶組織が得られない場合がある。750℃を超える領域での低速加熱ではフェライト-オーステナイト変態が進行するため、再結晶とフェライト-オーステナイト変態の競合に起因して、2次（最終）焼鈍後の組織が不均一となる場合がある。また、600～750℃の温度範囲の平均加熱速度が0.1℃/秒未満では、結晶粒径が粗大化し、2次（最終）焼鈍後の曲げ加工性や伸びフランジ性が低下する場合がある。したがって、平均加熱速度は0.1℃/秒以上とする。

[0060] 750～850℃の焼鈍温度で10～500秒保持

焼鈍温度が750℃未満では、1次焼鈍中に再結晶が十分に完了しない場合があり、鋼中に残存した加工組織によって、2次焼鈍後に不均一な組織となりやすく、表層に硬質部が残留して表層5μm位置の硬度が板厚1/2位置の硬度の80%を超えとなる。その結果、曲げ加工性や伸びフランジ性等の加工性が低下する場合がある。一方、焼鈍温度が850℃を超えると焼鈍中にフェライト相やオーステナイト相が粗大化するため、冷却後の組織の粗大化に起因して、2次焼鈍後組織も粗大化する。その結果、曲げ加工性や伸びフランジ性が低下する場合がある。さらに、生産性の低下やエネルギーコストの増加を招くという問題もある。よって、焼鈍温度は750℃以上850℃以下とする。保持時間は、再結晶の進行を促進させる観点から、10秒以上とする。一方、保持時間が500秒を超えると結晶粒径が粗大化し、強度の低下、表面性状の劣化、曲げ加工性や伸びフランジ性の低下等、鋼板の諸特性に悪影響を及ぼす懸念がある。よって、焼鈍の保持時間は10秒以上500秒以下とし、好ましくは20秒以上200秒以下とする。

[0061] 750～850℃の焼鈍温度から600℃以下の冷却停止温度までの平均冷却速度:1～15℃/秒

焼鈍温度から600℃以下の冷却停止温度までの平均冷却速度が15℃/秒を超えると冷却中のフェライト相の生成が抑制されるため、1次焼鈍後にマルテンサイト相、ベイナイト相、パーライト相、残留オーステナイト相などの硬質相が過度に生成する。これに伴い、2次（最終）焼鈍後のマルテンサイト相やベイナイト相の面積率が本発明範囲を超えるため、強度が高くなりすぎてしまい、延性や曲げ加工性、伸びフランジ性等の加工性の劣化を招く場合がある。一方、平均冷却速度が1℃/秒未満では冷却中に生成するフェライト量が多くなりすぎるため、2次（最終）焼鈍後に所定のマルテンサイト量が得られず、所望のTSが得られない場合がある。また、冷却停止温度が600℃を超えると、2次（最終）焼鈍後に所定のマルテンサイト量が得られず、所望のTSが得られない場合がある。したがって、750～850℃の焼鈍温度から600℃以下の冷却停止温度までの平均冷却速度は1～15℃/秒とし、好ましくは3～15℃/秒とする。この場合の冷却は、ガス冷却が好ましいが、炉冷、ミスト冷却、ロール冷却、水冷、あるいはこれらを組み合わせて行うことも可能である。上記1次焼鈍は、連続焼鈍法にて行うことが好ましい。

[0062] 軽圧下圧延

軽圧下圧延時の圧下率:0.3%以上2.0%以下

1次焼鈍後に0.3%以上の軽圧下圧延を実施することで、鋼板の極表層のみに歪が導入される。また、このとき、1次焼鈍時に生成したSi、Mnなどの易酸化性元素の表面濃化物が損傷し、その後の酸洗における表面濃化物の除去を容易にし、めっき性の改善に有効に作用する。また、歪が局所的に導入された極表層近傍では、2次焼鈍時に歪誘起（strain induced）の粒成長が顕著に生じ、その結果、極表層近傍は板厚中央部に比べて、比較的粗大なフェライト粒が多く存在した組織となり、もって板厚方向に硬度分布が付与される。このような硬度分布を持った鋼板において、軟質層は極表層のみに限定されるため、耐疲労特性を劣化させることなく、曲げ加工性の向上が可能となる。一方、軽圧下圧延時の圧下率が2.0%を超えると、上記効果が飽和するだけでなく、歪が導入される範囲が拡大するため、2次焼鈍後の軟質層深さが増加す

ることにより、耐疲労特性の低下が懸念される。よって、軽圧下圧延時の圧下率は0.3%以上2.0%以下とする。

[0063] 酸洗

鋼板の酸洗減量をFe換算で0.05～5g/m²

1次焼鈍時に生成したSi、Mnなどの易酸化性元素の表面濃化物は、2次焼鈍後のめっき性を顕著に劣化させる。このため、Si、Mnなどの表面濃化物を除去し、めっき性を改善するために、酸洗を実施する。ここで、鋼板の酸洗減量をFe換算で0.05～5g/m²として酸洗することによって表面濃化物を完全に除去できる。たとえば、酸温度:40～90℃、酸濃度:1～10質量%程度の酸（塩酸、硫酸、硝酸等）を用いた酸洗時間:1～20秒の酸洗処理で表面濃化物が完全に除去される。酸洗液の濃度が1質量%未満では酸洗減量がFe換算で0.05g/m²未満となり、酸洗による表面濃化物の除去が不十分である。10質量%を超えると酸洗減量が5g/m²を超えるとともに、過酸洗による鋼板表面の荒れが発生する場合がある。また、酸の温度が40℃未満では酸洗減量がFe換算で0.05g/m²未満となり、酸洗による表面濃化物の除去が不十分である。90℃を超えると酸洗減量が5g/m²を超えるとともに、過酸洗による鋼板表面の荒れが発生する場合がある。また、酸洗時間が1秒未満では、酸洗による表面濃化物の除去が不十分である。20秒を超えると過酸洗による鋼板表面の荒れが発生する場合がある。したがって、酸洗条件としては酸温度:40～90℃、酸濃度:1～10質量%、酸洗時間:1～20秒とするのが好ましく、酸温度:50～70℃、酸洗時間:5～10秒とすることがより好ましい。なお、上記した酸洗減量のFe換算値は、酸洗前後の鋼板質量から求めることができる。

[0064] 2次（最終）焼鈍

750～850℃の焼鈍温度で10～500秒保持

焼鈍温度が750℃未満では、焼鈍冷却後に所定のマルテンサイト量が得られず、所望の強度が得られない場合がある。一方、焼鈍温度が850℃を超えると焼鈍中にフェライト相やオーステナイト相が粗大化し、冷却後の組織が粗大化する。このため、強度低下や曲げ加工性、伸びフランジ性の低下が懸念さ

れる。また、酸洗工程にて除去したSi、Mnが再度表面濃化し、これらの表面濃化物によりめっき性の劣化を招く場合がある。さらに、生産性の低下やエネルギーコストの増加を招くという問題もある。したがって、焼鈍温度は750℃以上850℃以下とする。保持時間は、フェライト-オーステナイト変態を進行させる観点から、10秒以上とする。一方、保持時間が500秒を超えると結晶粒径が粗大化し、強度の低下や曲げ加工性、伸びフランジ性の低下等、鋼板の諸特性に悪影響を及ぼす恐れがある。また、Si、Mnが再度表面濃化し、めっき性の劣化を招く場合がある。したがって、焼鈍の保持時間は10～500秒とする。

[0065] 750～850℃の焼鈍温度から1～15℃/秒の平均冷却速度（1次冷却速度）で冷却

前記の焼鈍温度で均熱後、通常420～500℃に保持されている亜鉛めっき浴の温度まで平均冷却速度（1次冷却速度）：1～15℃/秒で冷却する。平均冷却速度が15℃/秒を超えると冷却中のフェライト相の生成が抑制され、マルテンサイト相やベイナイト相などの硬質相が過度に生成するため、強度が高くなりすぎてしまい、延性や曲げ加工性、伸びフランジ性等の加工性の劣化を招く。一方、1℃/秒未満では冷却中に生成するフェライト相の量が多くなりすぎ、所望のTSが得られない場合がある。したがって、焼鈍温度からめっき浴（温度）までの平均冷却速度は1～15℃/秒とする。この場合の冷却は、ガス冷却が好ましいが、炉冷、ミスト冷却、ロール冷却、水冷、あるいはこれらを組み合わせて行うことも可能である。上記2次焼鈍は、連続焼鈍法にて行うことが好ましく、とくに後述の溶融亜鉛めっき処理設備まで備えたCGL（continuous galvanizing line）を用いて行うことが好ましい。

[0066] 溶融亜鉛めっき処理またはさらに合金化処理

上記の1次冷却速度で冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬して溶融亜鉛めっき処理を施す。溶融亜鉛めっき処理は常法で行えばよい。また、亜鉛めっき浴に浸漬して溶融亜鉛めっき処理を施した後、必要に応じて亜鉛めっきの合金化処理を施すこともできる。この場合、亜鉛めっきの合金化処理は、例えば、溶

融亜鉛めっき処理後、500～650℃の温度域に加熱し、数秒～数十秒保持することができる。亜鉛めっき条件としては、めっき付着量は片面あたり20～70g/m²であり、合金化する場合、めっき層中のFe%は6～15%とすることが好ましい。

[0067] 溶融亜鉛めっき処理後もしくは合金化処理後に、5～100℃/秒の平均冷却速度で150℃まで冷却

溶融亜鉛めっき処理後もしくは合金化処理を施した後、平均冷却速度（2次冷却速度）が5℃/秒未満の緩冷却では、400～500℃付近でパーライト相あるいはベイナイト相が生成し、所定量のマルテンサイト相が得られず、所望の強度が得られない場合がある。一方、100℃/秒を超えるとマルテンサイト相が過度に生成するだけでなく、マルテンサイト相が硬くなりすぎてしまい、延性や曲げ加工性、伸びフランジ性が低下する場合がある。また、加工性を阻害するパーライトや炭化物等の析出を抑制するため、冷却停止温度は150℃以下とする。したがって、溶融亜鉛めっき処理後もしくは合金化処理後の平均冷却速度（2次冷却速度）は5～100℃/秒とする。また、150℃以下の温度まで冷却する。即ち、冷却停止温度が150℃以下の条件で冷却する。さらに、本発明においては、焼鈍後に最終的に得られた高強度溶融亜鉛めっき鋼板に形状矯正、表面粗度調整の目的で調質圧延またはレベラー加工を施すことも可能である。しかしながら、過度に調質圧延を行うと表層に過剰な歪が導入され、結晶粒が展伸された圧延加工組織となり、延性や曲げ加工性が低下する場合がある。このため、調質圧延を行う場合、伸長率で0.1～1.5%程度とすることが好ましい。

実施例 1

[0068] 表1に示す成分組成からなる溶鋼を転炉で溶製し、スラブとした後、表2に示す種々の条件で熱間圧延、冷間圧延、1次焼鈍、軽圧下圧延、酸洗、2次焼鈍、めっき処理、合金化処理および調質圧延を施し、板厚が1.6mmの高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板（製品板）を製造した。ここで、溶融亜鉛めっき処理は付着量が片面あたり50g/m²（両面めっき）となるように調整し、めっき層中

のFe%が9～12%となるように調整した。

[0069]

[表1]

鋼No.	化学成分(質量%)														備考	
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Nb	Ti	Mo	V	Cr	B	Ac1*1(°C)		Ac3*2(°C)
A	0.04	0.02	2.1	0.008	0.005	0.028	0.0021	0.04	0.02					701	832	比較鋼
B	0.05	0.10	2.2	0.008	0.003	0.025	0.0033	0.02	0.02		0.05	0.08	0.0005	704	831	発明鋼
C	0.06	0.10	2.3	0.015	0.008	0.027	0.0039	0.06	0.03					701	829	発明鋼
D	0.08	0.10	2.6	0.013	0.003	0.038	0.0033	0.05	0.06	0.15		0.10		700	831	発明鋼
E	0.09	0.25	2.4	0.015	0.001	0.037	0.0035	0.04	0.04	0.12		0.52	0.0010	713	828	発明鋼
F	0.11	0.55	2.6	0.038	0.003	0.028	0.0034	0.04	0.02				0.0008	711	835	発明鋼
G	0.08	0.20	3.1	0.025	0.009	0.049	0.0052	0.05	0.04					696	822	発明鋼
H	0.14	0.25	2.8	0.019	0.005	0.039	0.0031	0.04	0.03					700	802	発明鋼
I	0.13	0.15	3.0	0.018	0.007	0.038	0.0032	0.02	0.08					695	813	発明鋼
J	0.12	0.02	3.3	0.008	0.005	0.033	0.0035	0.03	0.07					688	788	発明鋼
K	0.13	0.03	3.1	0.010	0.002	0.035	0.0033	0.07	0.006					691	769	発明鋼
L	0.12	0.02	3.1	0.012	0.003	0.029	0.0036	0.007	0.06					690	792	発明鋼
M	0.13	0.15	3.1	0.055	0.013	0.041	0.0025	0.004	0.004					694	807	比較鋼
N	0.16	1.15	3.6	0.008	0.008	0.030	0.0035	0.11	0.11					718	834	比較鋼

*1: Ac1=723-10.7Mn+29.1Si+16.9Cr

*2: Ac3=910-203√C+44.7Mn+104V+31.5Mo-30Mn-11Cr+700P+400sol.Al+400Ti

[0070] [表2]

鋼板 No.	鋼 No.	スラブ 加熱 温度 (°C)	熱間圧延工程				冷間圧 延工程		1次焼鈍工程				軽圧下 圧延 工程		酸洗 工程 *3	2次焼鈍工程					調整圧 延工程
			仕上 温度 (°C)	平均冷 却速度 (°C/秒)*1	巻取 温度 (°C)	冷却 開始 時間 (秒)	圧下率 (%)	600～ 750°Cの 平均加熱 速度 (°C/秒)	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍温度 での保持 時間 (秒)	平均冷 却速度 (°C/ 秒)*2	圧下率 (%)	酸洗 減量 (g/m ²)	焼 鈍 温 度 (°C)		焼 鈍 温 度 での 保持時 間 (秒)	1次冷却 速度 (°C/秒)*4	合金化条件	2次冷 却速 度 (°C/ 秒)*5	伸長率 (%)	
1	A	1220	890	50	550	2	50	1	800	100	5	0.7	0.5	800	100	3	520°C×20s	15	0.3		
2	B	1220	890	50	550	2	50	1	800	100	5	0.7	0.5	800	100	3	520°C×20s	15	0.3		
3	C	1220	890	50	550	2	50	1	800	100	5	0.7	0.5	800	100	3	520°C×20s	15	0.3		
4	D	1220	890	50	550	3	50	1	800	100	5	0.7	0.5	800	100	3	520°C×20s	15	0.3		
5	E	1220	890	50	550	3	50	1	800	100	5	0.7	0.5	800	100	3	520°C×20s	15	0.3		
6	F	1220	890	50	550	1	50	1	800	100	5	0.7	0.5	800	100	3	520°C×20s	15	0.3		
7	G	1220	890	50	550	1	50	1	800	100	5	0.7	0.5	800	100	3	520°C×20s	15	0.3		
8	H	1220	890	50	550	1	50	1	830	100	5	0.7	0.5	830	100	3	520°C×20s	15	0.3		
9	I	1220	890	50	550	1	50	1	830	100	5	0.7	0.5	830	100	3	520°C×20s	15	0.3		
10	J	1220	890	50	550	2	50	1	830	100	5	0.7	0.5	830	100	3	520°C×20s	15	0.3		
11	K	1220	890	50	550	2	50	1	830	100	5	0.7	0.5	830	100	3	520°C×20s	15	0.3		
12	L	1220	890	50	550	2	50	1	830	100	5	0.7	0.5	830	100	3	520°C×20s	15	0.3		
13	M	1220	890	50	550	2	50	1	830	100	5	0.7	0.5	830	100	3	520°C×20s	15	0.3		
14	N	1220	890	50	550	2	50	1	830	100	5	0.7	0.5	830	100	3	520°C×20s	15	0.3		

*1:仕上温度~(仕上温度-100°C)の平均冷却速度

*2:焼鈍温度から600°C以下の温度(冷却停止温度)までの平均冷却速度

*3:60°Cの5%塩酸にて、10秒間の酸洗実施

*4:焼鈍温度から亜鉛めっき浴までの平均冷却速度

*5:亜鉛めっき処理あるいは亜鉛めっきの合金化処理後、150°C以下の温度までの平均冷却速度

[0071] 以上により得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板に対して、サンプルを採取し、下記の方法で組織観察、硬度測定、圧延方向に対して90° 方向（C方向）を引張方向とする引張試験、曲げ試験および平面曲げ疲労試験を行い、鋼板組織を特定すると共に、フェライト相、マルテンサイト相およびベイナイト相の面積率、降伏強度（YP）、引張強度（TS）、全伸び（EL）、限界曲げ半径、耐疲労特性（耐久比）を測定した。また、めっき後外観、合金化後外観を目視で観察し、表面性状を評価した。以下、評価方法を具体的に説明する。

[0072] （i）組織観察

合金化溶融亜鉛めっき鋼板から、組織観察用試験片を採取し、L断面（圧延方向に平行な垂直断面）を機械的に研磨し、ナイトールで腐食した後、走査電子顕微鏡（SEM）を用いて倍率2000倍で撮影した組織写真（SEM写真）から、鋼板の板厚方向の1/2位置（すなわち板厚3/8～5/8の領域）の鋼板組織の特定とフェライト相およびマルテンサイト相の面積率を測定した。なお、上記組織写真からの鋼板組織の特定は、フェライト相はやや黒いコントラストの領域、パーライト相は炭化物がラメラ状に生成している領域、ベイナイト相は炭化物が点列状に生成している領域とし、マルテンサイト相および残留オーステナイト（残留 γ ）相は白いコントラストのついている粒子とした。さらに、上記試験片に、250℃で4hrの焼戻し処理を施した後、同様にして組織写真を得て、炭化物がラメラ状に生成している領域を熱処理前にパーライト相、炭化物が点列状に生成している領域を熱処理前にベイナイト相もしくはマルテンサイト相であった領域として再度その面積率を求め、白いコントラストのまま残存している微粒子を残留 γ 相として測定し、焼戻し処理前の白いコントラストがついている粒子（マルテンサイト相および残留 γ 相）の面積率との差から、マルテンサイト相の面積率を求めた。なお、それぞれの相の面積率は、透明のOHPシートに各相ごとに層別して色付けし、画像を取り込み後、2値化を行い、画像解析ソフト（マイクロソフト社製Digital Image Pro Plus ver.4.0）にて求めた。

[0073] (ii) 硬度測定

合金化溶融亜鉛めっき鋼板から、硬度測定用試験片を採取し、L断面（圧延方向に平行な垂直断面）を機械研磨し、表層から板厚方向に $5\mu\text{m}$ 離れた位置、表層から板厚方向に $15\mu\text{m}$ 離れた位置および板厚方向の1/2位置において、ビッカース硬度を各10点測定し、10点の平均値を求めた。さらに、表層から $5\mu\text{m}$ 位置および $15\mu\text{m}$ 位置について、それぞれ板厚1/2位置での硬度に対する割合を算出した。なお、測定荷重は、表層から $5\mu\text{m}$ 位置および $15\mu\text{m}$ 位置は1gf、板厚1/2位置は100gfで実施した。

[0074] (iii) 引張特性

合金化溶融亜鉛めっき鋼板から、圧延方向に対して 90° 方向（C方向）を引張方向とするJIS5号引張試験片（JIS Z 2201）を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠した引張試験を行い、YP、TS、Elを測定した。なお、引張試験の評価基準は $\text{TS} \geq 780\text{MPa}$ 、好ましくは $\text{TS} \geq 980\text{MPa}$ 、より好ましくは $\text{TS} \geq 1180\text{MPa}$ 、 $\text{TS} \times \text{El} \geq 15000\text{MPa} \cdot \%$ とした。

[0075] (iv) 曲げ加工性(限界曲げ半径)

合金化溶融亜鉛めっき鋼板から、圧延方向(L方向)が曲げ軸（Bending direction）となるように幅30mm、長さ100mmの曲げ試験片を採取し、JIS Z 2248に規定のVブロック法にて、各曲げ半径で $n=3$ の試験を実施し、3枚とも亀裂の発生が認められなかった曲げ半径を限界曲げ半径として板厚との比で評価した。ここで、亀裂の有無は、曲げ部外側について、30倍の拡大鏡を用いて観察し、試験片の幅30mmに対して亀裂が全くないものを◎、長さが $0.2\mu\text{m}$ 以下の微小亀裂が試験片の幅30mmに対して5個以内のものを○、長さが $0.2\mu\text{m}$ 超の亀裂が1個以上認められたものおよび長さが $0.2\mu\text{m}$ 以下の微小亀裂が試験片の幅30mmに対して5個超えで認められたものを×とし、◎と○を亀裂の発生が認められなかったとした。曲げ性の評価基準は限界曲げ半径/板厚(R/t) ≤ 3.0 とした。

[0076] (v) 耐疲労特性

疲労試験の試験片形状は応力負荷部分に30.4mmのRをつけ、最小幅が20mmの

ものを用い、試験はJIS Z 2275に準拠し、完全両振り(応力比:1)、周波数20Hzの条件で行い、繰返し数が 10^7 を超える応力を疲労限(FL)とし、疲労限と引張強度(TS)の比である耐久比(FL/TS)で評価した。なお、平面曲げ疲労試験の評価基準は耐久比 ≥ 0.42 とし、好ましくは耐久比 ≥ 0.45 、より好ましくは耐久比 ≥ 0.50 とした。

[0077] (vi) 表面性状

めっき後の外観を目視で評価し、不めっきが全くないものを○、不めっきが発生したものを×とした。また合金化後外観については、合金化ムラが認められたものを×、合金化ムラがなく均一の外観が得られたものを○とした。

得られた結果を表3に示す。

[0078]

[表3]

鋼板 No.	鋼 No.	板厚1/2位置での組織				硬度				材料特性						表面性状		備考	
		フェライト	マルテンサイト	ベイナイト	残留組織*	1/2t位置	表層5μm位置		表層15μm位置		YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	TS×EI (MPa・%)	最小曲げ半径/ 板厚	耐久比	めっき後外観		合金化後外観
							HV 0.001	1/2t位置 硬度に 対する割合(%)	HV 0.001	1/2t位置 硬度に 対する割合(%)									
1	A	85	11	3	1(P)	255	184	72	224	88	439	764	23.9	18260	0.3	0.36	○*1	○*2	比較例
2	B	71	24	2	3(P)	280	204	73	252	90	459	840	21.5	18060	0.9	0.42	○*1	○*2	発明例
3	C	66	31	1	2(P)	289	214	74	262	91	535	868	21.1	18315	0.9	0.43	○*1	○*2	発明例
4	D	58	42	0	0	347	260	75	320	92	670	1040	15.2	15808	1.6	0.46	○*1	○*2	発明例
5	E	54	44	1	1(P)	360	270	75	331	92	651	1082	14.7	15905	1.9	0.48	○*1	○*2	発明例
6	F	52	48	0	0	363	276	76	333	92	626	1090	14.5	15805	1.9	0.48	○*1	○*2	発明例
7	G	51	49	0	0	353	268	76	324	92	653	1060	15.0	15900	1.9	0.47	○*1	○*2	発明例
8	H	27	55	18	0	398	314	79	378	95	701	1193	12.8	15270	2.5	0.51	○*1	○*2	発明例
9	I	32	52	16	0	395	308	78	375	95	747	1186	12.8	15181	2.2	0.52	○*1	○*2	発明例
10	J	27	58	15	0	397	310	78	375	94	751	1192	12.7	15138	2.5	0.52	○*1	○*2	発明例
11	K	28	56	16	0	392	307	78	372	95	738	1182	13.3	15721	2.5	0.51	○*1	○*2	発明例
12	L	28	57	15	0	393	306	78	374	95	740	1185	12.9	15287	2.5	0.52	○*1	○*2	発明例
13	M	20	65	13	2(γ)	402	318	79	383	95	607	1205	12.6	15183	3.0	0.53	○*1	○*2	比較例
14	N	1	81	17	1(γ)	471	395	80	459	97	911	1415	9.2	13018	3.1	0.57	○*1	○*2	比較例

*:P:パーライト, γ:残留オーステナイト(残留γ)

*1:不めっき無し

*2:合金化ムラ無し

[0079] 表3より、No.2～12の本発明例の鋼板は、 $TS \geq 780\text{MPa}$ 以上（好ましくは $TS \geq 980\text{MPa}$ 、より好ましくは $TS \geq 1180\text{MPa}$ ）、 $TS \times El \geq 15000\text{MPa} \cdot \%$ 、 $R/t \leq 3.0$ 、耐久比 ≥ 0.42 （好ましくは耐久比 ≥ 0.45 、より好ましくは耐久比 ≥ 0.50 ）となっており、曲げ加工性および耐疲労特性に優れた高強度鋼板となっている。さらに、不めっきや合金化ムラの発生は認められず、良好な表面性状を有する鋼板となっている。

[0080] これに対して、比較例のNo.1はC量およびMn量が本発明範囲外であるため、所望のマルテンサイト量が得られず、 $TS \geq 780\text{MPa}$ および耐久比 ≥ 0.42 が未達成となっている。比較例のNo.13はNb量およびTi量が本発明範囲を下回るため、フェライトの析出強化が不十分であるため、マルテンサイト相との硬度差低減による曲げ加工性の改善効果が小さく、 $R/t \leq 3.0$ が未達成となっている。比較例のNo.14はC量、Si量、Mn量、Nb量およびTi量が本発明範囲を上回るため、マルテンサイト量が過剰となり、Elが低下し、 $TS \times El \geq 15000\text{MPa} \cdot \%$ が未達成となっている。また、Nb量およびTi量が過剰のため、熱間圧延時の圧延負荷が高めであり、製造性の低下が懸念される。

実施例 2

[0081] 表1に示す鋼B、DおよびHの成分組成からなる溶鋼を転炉で溶製し、スラブとした後、表4に示す種々の条件で熱間圧延、冷間圧延、1次焼鈍、軽圧下圧延、酸洗、2次焼鈍、めっき処理および調質圧延を施し、板厚が1.6mmの高強度溶融亜鉛めっき鋼板（製品板）を製造した。一部は、めっき処理後、合金化処理を行い、高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板（製品板）とした。ここで、溶融亜鉛めっき処理は付着量が片面あたり $50\text{g}/\text{m}^2$ （両面めっき）となるように調整し、めっき層中のFe%が9～12%となるように調整した。

[0082]

[表4]

鋼板 No.	スラブ 加熱 温度 (°C)	熱間圧延工程				冷間 圧延 工程		1次焼鈍工程				酸洗 工程 ^{*3}		2次焼鈍工程				調質圧 延工程	備考	
		仕上 温度 (°C)	平均冷却 速度 (°C/秒) ^{*1}	巻取 温度 (°C)	冷却 開始 時間 (秒)	圧下 率 (%)	750°Cの 平均加熱 速度 (°C/秒)	600~ 750°Cの 平均加熱 速度 (°C/秒)	焼鈍温 度での保 持時間 (秒)	焼鈍温 度 (°C)	平均冷却 速度 (°C/秒) ^{*2}	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍温度 での保持 時間 (秒)	1次冷却 速度 (°C/秒) ^{*4}	合金化条件	2次冷却 速度 (°C/秒) ^{*5}	伸長率 (%)			
15	B	1220	890	50	550	2	50	1	800	100	5	0.7	0.5	800	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
16	B	1220	890	50	660	2	60	1	780	10	1	0.7	0.5	780	50	1	-	15	0.3	溶融亜鉛めっき鋼板
17	B	1220	890	50	440	2	60	1	780	300	5	0.7	0.5	780	50	10	-	15	0.3	溶融亜鉛めっき鋼板
18	B	1220	890	50	550	3	50	1	820	100	5	0.7	0.01	800	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
19	B	1220	890	50	550	3	50	1	820	100	5	0.7	0.5	800	100	3	520°C×20s	3	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
20	B	1220	890	50	550	3	50	1	800	100	5	0.2	0.5	800	100	3	520°C×20s	150	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
21	B	1220	890	50	550	3	50	1	800	100	5	0.7	0.5	800	100	0.3	520°C×20s	150	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
22	B	1220	890	50	550	3	50	1	800	100	0.3	0.7	7	800	100	3	-	15	0.3	溶融亜鉛めっき鋼板
23	B	1220	890	50	550	3	50	1	820	100	0.3	0.7	0.5	740	100	3	-	15	0.3	溶融亜鉛めっき鋼板
24	D	1220	890	50	550	3	50	1	800	100	5	0.7	0.5	800	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
25	D	1220	890	50	550	1	50	2	820	100	5	0.7	0.5	820	100	10	520°C×20s	50	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
26	D	1220	830	3	550	1	25	1	820	100	5	0.7	0.5	800	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
27	D	1220	890	50	550	2	50	1	730	100	5	0.7	0.5	800	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
28	D	1220	890	50	550	2	50	1	820	5	5	0.7	0.5	800	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
29	D	1220	890	50	550	2	50	1	820	100	5	2.5	0.5	800	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
30	H	1220	890	50	550	2	50	1	830	100	5	0.7	0.5	830	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
31	H	1220	890	100	500	2	40	1	840	50	3	1.2	0.5	830	100	10	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
32	H	1220	890	100	500	2	40	1	850	50	3	1.5	0.5	840	100	0.2	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
33	H	1220	890	100	500	2	40	0.03	820	100	5	0.7	0.5	840	100	30	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
34	H	1220	890	100	500	2	40	1	870	100	5	0.7	0.5	840	100	30	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
35	H	1220	890	100	500	2	40	1	820	300	30	0.7	0.5	840	100	30	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板

*1:仕上温度~(仕上温度-100°C)の平均冷却速度

*2:焼鈍温度から500°C以下の温度(冷却停止温度)までの平均冷却速度

*3:50°Cの5%塩酸にて、10秒間の酸洗実施

*4:焼鈍温度から亜鉛めっき浴までの平均冷却速度

*5:亜鉛めっき処理あるいは亜鉛めっきの合金化処理後、150°C以下の温度までの平均冷却速度

[0083] 以上により得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板に対して、実施例1と同様の方

法にて、鋼板組織を特定すると共に、フェライト相、マルテンサイト相およびベイナイト相の面積率、降伏強度（YP）、引張強度（TS）、全伸び（EI）、限界曲げ半径、耐疲労特性を測定し、めっき後外観、合金化後外観を目視で観察し、表面性状を評価した。

結果を表5に示す。

[0084] [表5]

鋼板 No.	板厚1/2位置での組織				硬度				材料特性						表面性状		備考	
	フェライ ト 面積 率 (%)	マルテン サイト 面積率 (%)	ベイナ イト 面積率 (%)	残部 組織 [*] 面積 率 (%)	1/2t 位置 HV 0.1	表層5μm位置		表層15μm位置		Y _P (MPa)	T _S (MPa)	EI (%)	T _S ×EI (MPa・%)	最小曲 げ半径 / 板厚	耐久 比	めっき 後外観		合金化 後外観
						HV 0.001	1/2t位置 硬度に 対する割 合(%)	HV 0.001	1/2t位置硬 度に対する割 合(%)									
15	B	71	24	2	3(P)	280	73	252	90	459	840	21.5	18060	0.9	0.42	○ ^{*1}	○ ^{*2}	発明例
16	B	73	25	1	1(P)	280	74	255	91	460	840	21.2	17808	1.3	0.42	○ ^{*1}	-	発明例
17	B	71	25	3	1(P)	281	73	258	92	462	843	21.8	18377	1.3	0.43	○ ^{*1}	-	発明例
18	B	71	25	2	2(P)	281	72	252	90	460	835	21.3	17786	0.9	0.43	× ^{*3}	× ^{*5}	比較例
19	B	65	17	8	10(P)	256	74	230	90	422	768	24.3	18682	0.6	0.43	○ ^{*1}	○ ^{*2}	比較例
20	B	69	26	3	2(P)	288	82	266	92	481	853	20.4	17401	3.1	0.43	○ ^{*1}	○ ^{*2}	比較例
21	B	81	15	2	2(P)	258	74	234	91	427	775	24.1	18678	0.6	0.44	○ ^{*1}	○ ^{*2}	比較例
22	B	72	23	2	3(P)	279	73	252	90	458	837	21.5	17996	0.9	0.43	× ^{*4}	-	比較例
23	B	85	13	1	1(P)	250	72	232	93	413	750	25.0	18750	0.9	0.46	○ ^{*1}	○ ^{*2}	比較例
24	D	58	42	0	0	347	75	320	92	670	1040	15.2	15808	1.9	0.46	○ ^{*1}	○ ^{*2}	発明例
25	D	54	46	0	0	352	76	325	92	675	1055	15.2	16036	1.9	0.48	○ ^{*1}	○ ^{*2}	発明例
26	D	57	43	0	0	349	75	320	92	669	1045	15.3	15989	2.2	0.45	○ ^{*1}	○ ^{*2}	発明例
27	D	57	43	0	0	349	81	321	92	688	1051	15.1	15870	3.1	0.45	○ ^{*1}	○ ^{*2}	比較例
28	D	56	44	0	0	351	82	322	92	690	1054	14.9	15705	3.1	0.42	○ ^{*1}	○ ^{*2}	比較例
29	D	56	44	0	0	350	73	300	86	678	1046	15.1	15795	2.2	0.39	○ ^{*1}	○ ^{*2}	比較例
30	H	27	55	18	0	398	79	378	95	701	1193	12.8	15270	2.5	0.51	○ ^{*1}	○ ^{*2}	発明例
31	H	25	55	20	0	397	79	372	94	700	1190	12.9	15351	2.8	0.50	○ ^{*1}	○ ^{*2}	発明例
32	H	26	54	20	0	397	78	365	92	699	1192	12.9	15377	2.5	0.49	○ ^{*1}	○ ^{*2}	発明例
33	H	18	71	11	0	425	78	398	94	822	1275	11.8	15045	3.8	0.51	○ ^{*1}	○ ^{*2}	比較例
34	H	4	83	15	0	446	79	415	93	925	1338	10.2	13648	3.8	0.51	○ ^{*1}	○ ^{*2}	比較例
35	H	19	72	9	0	429	77	395	92	835	1287	11.8	15187	3.4	0.50	○ ^{*1}	○ ^{*2}	比較例

*: P-パーライト

*1: 不めっき無し

*2: 合金化ムラ無し

*3: 不めっきあり

*4: 表面荒れ発生

*5: 合金化ムラあり

- [0085] 表5から、No. 15～17、24～26、30～32の本発明例の鋼板は、 $TS \geq 780\text{MPa}$ 以上（好ましくは $TS \geq 980\text{MPa}$ 、より好ましくは $TS \geq 1180\text{MPa}$ ）、 $TS \times El \geq 15000\text{MPa} \cdot \%$ 、 $R/t \leq 3.0$ 、耐久比 ≥ 0.42 （好ましくは耐久比 ≥ 0.45 、より好ましくは耐久比 ≥ 0.50 ）となっており、曲げ性および耐疲労特性に優れた高強度鋼板となっている。さらに、不めっきや合金化ムラの発生は認められず、良好な表面性状を有する鋼板となっている。
- [0086] これに対して、比較例のNo. 18は酸洗減量が本発明を下回るため、酸洗による表面濃化物の除去が不十分であり、不めっきや合金化ムラが発生し、表面性状が不良である。
- 比較例のNo. 19は2次焼鈍時の2次冷却速度が本発明範囲を下回るため、所望のマルテンサイト量が確保できず、 $TS \geq 780\text{MPa}$ が未達成となっている。
- [0087] 比較例のNo. 20は軽圧下圧延工程における圧下率が本発明範囲を下回るため、極表層近傍における粒成長が不十分であり、表層 $5\mu\text{m}$ 位置の硬度が板厚 $1/2$ 位置の硬度の80%超えとなり、 $R/t \leq 3.0$ が未達成となっている。
- [0088] 比較例のNo. 21は2次焼鈍工程における1次冷却速度が本発明範囲を下回るため、冷却中に生成するフェライト量が多くなりすぎてしまい、その結果、所定量のマルテンサイト量が確保できず、 $TS \geq 780\text{MPa}$ が未達成である。
- [0089] 比較例のNo. 22は酸洗減量が本発明を上回るため、過酸洗による鋼板表面の荒れが発生し、表面性状が不良である。
- [0090] 比較例のNo. 23は2次焼鈍時の焼鈍温度が本発明範囲を下回るため、所定量のマルテンサイト量が確保できず、 $TS \geq 780\text{MPa}$ が未達成である。
- [0091] 比較例のNo. 27は1次焼鈍工程における焼鈍温度が本発明範囲を下回るため、1次焼鈍後の未再結晶組織に起因した硬質表層の残存により、 $R/t \leq 3.0$ が未達成となっている。
- [0092] 比較例のNo. 28は1次焼鈍工程における焼鈍時間が本発明範囲を下回るため、1次焼鈍後の未再結晶組織に起因した硬質表層の残存により、 $R/t \leq 3.0$ が未達成となっている。
- [0093] 比較例のNo. 29は軽圧下圧延工程における圧下率が本発明範囲を上回るため

、圧延歪が導入される範囲の拡大に起因した2次焼鈍後の軟質層深さの増大により、表層15 μ m位置の硬度が板厚1/2位置の硬度の90%未満となり、耐久比 ≥ 0.42 が未達成となっている。

[0094] 比較例のNo. 33は、1次焼鈍工程における600～750℃の平均加熱速度が本発明範囲を下回るため、1次焼鈍後のマルテンサイト層が過度に生成し、これに起因して2次焼鈍後のマルテンサイト相が過度に生成するため、 $R/t \leq 3.0$ を未達成である。

[0095] 比較例のNo. 34は1次焼鈍工程における焼鈍温度が本発明範囲を上回るため、フェライト相の生成が抑制され、マルテンサイト相が過度に生成する。これらの結果、フェライトの面積率が本発明範囲を下回り、またマルテンサイト相の面積率が本発明範囲を上回るため、 $TS \times EL \geq 15000 \text{MPa} \cdot \%$ および $R/t \leq 3.0$ を未達成である。

[0096] 比較例のNo. 35は1次冷却速度が本発明範囲を上回るため、冷却中のフェライト相の生成が抑制され、マルテンサイト相が過度に生成する。これらの結果、マルテンサイト相の面積率が本発明範囲を上回るため、 $R/t \leq 3.0$ を未達成である。

産業上の利用可能性

[0097] 本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、高い引張強度を有するだけでなく、表面外観に優れ、さらに曲げ加工性や耐疲労特性に優れている。そのため、本発明の鋼板を自動車車体の骨格部材に適用した場合は、衝突安全性の向上や軽量化に大きく貢献できる。また、自動車部品に限らず、建築および家電分野の素材としても好適である。

請求の範囲

- [請求項1] 成分組成は、質量%で、C:0.05%以上0.15%以下、Si:0.01%以上1.00%以下、Mn:2.2%以上3.5%以下、P:0.001%以上0.050%以下、S:0.010%以下、sol.Al:0.005%以上0.100%以下、N:0.0001%以上0.0060%以下を含有し、さらに、Nb:0.01%以上0.10%以下、Ti:0.01%以上0.10%以下から選ばれる1種以上を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、
- 組織は、鋼板の板厚方向の1/2位置において、面積率で5%以上80%以下のフェライト相、面積率で20%以上70%以下のマルテンサイト相および面積率で0%以上25%以下のベイナイト相を有し、
- 鋼板の表層から板厚方向へ5 μ m位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の80%以下であり、
- かつ、鋼板の表層から板厚方向へ15 μ m位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の90%以上であり、
- 引張強度が780MPa以上であることを特徴とする高強度溶融亜鉛めっき鋼板。
- [請求項2] 前記成分組成に加えて、更に、質量%で、Mo:0.05%以上1.00%以下、V:0.02%以上0.50%以下、Cr:0.05%以上1.00%以下、B:0.0001%以上0.0030%以下から選ばれる1種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。
- [請求項3] 請求項1または2に記載の成分組成からなる鋼スラブを熱間圧延し、冷間圧延し、1次焼鈍を施し、軽圧下圧延および酸洗後、2次焼鈍を施し、次いで溶融亜鉛めっき処理を施して高強度溶融亜鉛めっき鋼板を製造する方法であり、
- 前記1次焼鈍では、600～750℃の温度範囲を0.1℃/秒以上3℃/秒未満の平均加熱速度で加熱し、750～850℃の焼鈍温度で10～500秒保持した後、前記焼鈍温度から600℃以下の冷却停止温度まで1～15℃/秒の平均冷却速度で冷却し、

前記軽圧下圧延では、圧下率：0.3%以上2.0%以下の軽圧下を施し、
前記酸洗では、鋼板の酸洗減量をFe換算で0.05～5 g/m²とし、
前記2次焼鈍では、750～850℃の焼鈍温度で10～500秒保持した後、前記焼鈍温度から1～15℃/秒の平均冷却速度で冷却し、亜鉛めっき浴に浸漬する溶融亜鉛めっき処理を施し、
前記溶融亜鉛めっき処理後に、5～100℃/秒の平均冷却速度で150℃以下の温度まで冷却することを特徴とする、鋼板の板厚方向の1/2位置において、面積率で5%以上80%以下のフェライト相、面積率で20%以上70%以下のマルテンサイト相および面積率で0%以上25%以下のベイナイト相を有し、鋼板の表層から板厚方向へ5 μm位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の80%以下であり、かつ、鋼板の表層から板厚方向へ15 μm位置の硬度が板厚方向の1/2位置の硬度の90%以上であり、引張強度が780MPa以上である高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項4] 前記熱間圧延は、仕上げ圧延終了後3秒以内に冷却を開始し、仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度-100℃）の温度域を平均冷却速度5～200℃/秒で冷却し、巻取り温度450～650℃の温度で巻取りし、
前記冷間圧延は、圧下率30%以上で圧延することを特徴とする請求項3に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項5] 前記溶融亜鉛めっき処理後、さらに合金化処理を施すことを特徴とする、請求項3または4に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/002904

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, B21B1/26(2006.01)i, B21B1/28(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/02(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/26(2006.01)i,
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00, B21B1/26, B21B1/28, B21B3/00, C21D9/46, C22C38/14, C22C38/58, C23C2/02, C23C2/06, C23C2/26, C23C2/28, 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	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

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 2010/137317 A1 (Nippon Steel Corp.), 02 December 2010 (02.12.2010), claims & US 2012/0031528 A1 & EP 2436797 A1 & CA 2759256 A1 & MX 2011012371 A & IN 201108076 P1 & RU 2485202 C1 & CN 102341521 A & KR 10-2011-0110370 A	1-5
A	JP 2011-179030 A (JFE Steel Corp.), 15 September 2011 (15.09.2011), claims & WO 2011/105385 A1 & US 2013/0048151 A1 & EP 2540854 A1 & TW 201207125 A & IN 201202032 P2 & CN 102770568 A & KR 10-2012-0101596 A	1-5

☒ 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
07 September 2015 (07.09.15)

Date of mailing of the international search report
15 September 2015 (15.09.15)

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/JP2015/002904

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 2004-263271 A (JFE Steel Corp.), 24 September 2004 (24.09.2004), steel G (Family: none)	1-5
A	JP 2002-88459 A (Kawasaki Steel Corp.), 27 March 2002 (27.03.2002), claims & WO 2001/034862 A1 & US 6558815 B1 & EP 1149928 A1 & AU 1301901 A & CA 2360070 A1 & TW 504519 B & CN 1343262 A	1-5

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/002904

Continuation of A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
(International Patent Classification (IPC))

C23C2/28(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)n

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

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, B21B1/26(2006.01)i, B21B1/28(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/02(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/26(2006.01)i, C23C2/28(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, B21B1/26, B21B1/28, B21B3/00, C21D9/46, C22C38/14, C22C38/58, C23C2/02, C23C2/06, C23C2/26, C23C2/28, 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 5 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 5 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 5 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 2010/137317 A1（新日本製鐵株式会社）2010.12.02, 請求の範囲 & US 2012/0031528 A1 & EP 2436797 A1 & CA 2759256 A1 & MX 2011012371 A & IN 201108076 P1 & RU 2485202 C1 & CN 102341521 A & KR 10-2011-0110370 A	1-5
A	JP 2011-179030 A（J F E スチール株式会社）2011.09.15, 特許請求の範囲 & WO 2011/105385 A1 & US 2013/0048151 A1 & EP 2540854 A1 & TW 201207125 A & IN 201202032 P2 & CN 102770568 A & KR 10-2012-0101596 A	1-5

☒ C 欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

0 7 . 0 9 . 2 0 1 5

国際調査報告の発送日

1 5 . 0 9 . 2 0 1 5

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）

佐藤 陽一

4 K

9 7 3 1

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

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
A	JP 2004-263271 A (J F E スチール株式会社) 2004. 09. 24, 鋼記号 G (ファミリーなし)	1-5
A	JP 2002-88459 A (川崎製鉄株式会社) 2002. 03. 27, 特許請求の範囲 & WO 2001/034862 A1 & US 6558815 B1 & EP 1149928 A1 & AU 1301901 A & CA 2360070 A1 & TW 504519 B & CN 1343262 A	1-5