

(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6月30日(30.06.2016)



(10) 国際公開番号
WO 2016/103535 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C23C 2/02 (2006.01)
C22C 18/00 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C23C 2/28 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/003846
- (22) 国際出願日: 2015年7月30日(30.07.2015)
- (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 2014-258605 2014年12月22日(22.12.2014) 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: ▲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). 船川 義正 (FUNAKAWA, Yoshimasa); 〒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). 櫻井 理孝 (SAKURAI, Michitaka); 〒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). 西村 康弘 (NISHIMURA, Yasuhiro); 〒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 GALVANIZED STEEL SHEET AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

(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: A high-strength hot-dip galvanized steel sheet which has a tensile strength of 980 MPa or greater and excellent bending properties, and a manufacturing method thereof are provided. In mass%, the steel sheet contains C: 0.09-0.20%, Si: less than 0.50%, Mn: 2.2-3.5%, P: 0.03% or less, S: 0.005% or less, Al: 0.08% or less, N: 0.006% or less, and B: 0.0002-0.0030%, the remainder comprising Fe and unavoidable impurities. By area ratio, the ferrite phase in the composition is less than 10% (including 0%), the bainite phase is less than or equal to 50% (including 0%), the martensite phase is greater than or equal to 50% (including 100%), and the auto-tempered martensite contained in said martensite phase is greater than or equal to 85% (including 100%). The ferrite phase up to 10.0μm from the surface in the plate thick direction is 10% or less by area ratio. The average particle diameter of carbide dispersed inside of the aforementioned auto-tempered martensite particles is 200nm or less.

(57) 要約: 引張強さ: 980MPa 以上を有し、曲げ性が良好な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。質量%で、C: 0.09%以上 0.20%以下、Si: 0.50%未満、Mn: 2.2%以上 3.5%以下、P: 0.03%以下、S: 0.005%以下、Al: 0.08%以下、N: 0.006%以下、B: 0.0002%以上 0.0030%以下を含有し、残部が Fe および不可避免的な不純物からなる。組織は、面積率で、フェライト相が 10%未満 (0%含む)、ベイナイト相が 50%以下 (0%含む)、マルテンサイト相が 50%以上 (100%を含む)、該マルテンサイト相に含まれるオートテンパードマルテンサイトが 85%以上 (100%を含む) である。表層から板厚方向 10.0μm までのフェライト相が面積率で 10%以下である。前記オートテンパードマルテンサイト粒内に分散する炭化物の平均粒子径が 200nm 以下である。

WO 2016/103535 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、自動車用骨格部材の用途に有用な、引張強さ(TS)：980MPa以上の高強度と優れた曲げ性を兼ね備えた高強度溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、地球環境の保全という観点から、地球の温暖化が問題視され、CO₂排出量の規制を目的として自動車業界全体で自動車の燃費改善が指向されている。自動車の燃費改善には、使用部品の薄肉化による自動車の軽量化が最も有効である。すなわち、自動車車体の強度を維持しつつその軽量化を図るためには、自動車部品用素材となる鋼板の高強度化により鋼板を薄肉化することが有効である。これを受けて、近年、自動車部品用素材としての高強度鋼板の使用量が増加しつつある。一方、一般に鋼板は高強度化にともない成形性は低下するため、加工が困難となる。そのため、自動車部品等を軽量化するうえで、高強度に加えて良好な曲げ性を兼ね備えた鋼板が求められている。

[0003] 以上から、高強度と優れた曲げ性とを兼備した鋼板開発が必須であり、これまでも高強度かつ曲げ性に着目した高強度冷延鋼板および溶融めっき鋼板について、様々な技術が提案されている。

[0004] 例えば、特許文献1では、鋼板組成を質量%で、C:0.05%以上0.12%未満、Si:0.1%以下(0%を含まない)、Mn:2.0%以上3.5%以下、Ti、NbおよびVよりなる群から選択される少なくとも一種の元素を合計で0.01%以上0.2%以下、B:0.0003%以上0.005%以下、P:0.05%以下、S:0.05%以下、Al:0.1%以下、N:0.015%以下を満たし、金属組織がベイナイトおよびマルテンサイトを含有し、更にフェライト相を含有しても良く、全組織に対する面積率で、マルテンサイト：15～50%、フェライト相:5%以下(0%を含む)、ベイナイト、マル

テンサイトおよびフェライト相を除く残部組織:3%以下(0%を含む)であり、
且つ、ベイナイトの平均結晶粒径:7 μ m以下を満たすことで引張強度が980MPa
以上の加工性に優れた高降伏比高強度鋼板が得られるとしている。

[0005] 特許文献2では、鋼板組成を、質量%で、C:0.075~0.300%、Si:0.30~2.5
0%、Mn:1.30~3.50%、P:0.001~0.050%、S:0.0001~0.0100%、Al:0.005
~1.500%、N:0.0001~0.0100%、O:0.0001~0.0100%、を含有し、残部が鉄
および不可避免的不純物からなる母材鋼板の表面に、合金化亜鉛めっき層が形
成されてなる引張最大強度900MPa以上の高強度亜鉛めっき鋼板であり、前記
母材鋼板の1/8厚~3/8厚の範囲において、残留オーステナイトが体積分率
で8%以下に制限され、前記母材鋼板の1/8厚~3/8厚の範囲において、直径
1 μ m以下の測定領域を複数設定して、前記複数の測定領域における硬度の測
定値を小さい順に並べて硬度分布を得るとともに、硬度の測定値の全数に0.
02を乗じた数であって該数が小数を含む場合はこれを切り上げて得た整数N0.
02を求め、最小硬度の測定値からN0.02番目に大きな測定値の硬度を2%硬
度とし、また、硬度の測定値の全数に0.98を乗じた数であって該数が小数を
含む場合はこれを切り下げて得た整数N0.98を求め、最小硬度の測定値からN0
.98番目に大きな測定値の硬度を98%硬度としたとき、前記2%硬度と前記98
%硬度の間における前記硬度分布の尖度K*が-0.30以下であり、前記母材鋼板
の表層のビッカース硬さと、前記母材鋼板の1/4厚のビッカース硬さの比が0
.35~0.70であり、前記合金化亜鉛めっき層の鉄の含有量が、質量%で8~12
%である、曲げ性に優れた高強度亜鉛めっき鋼板が得られるとしている。

[0006] 特許文献3では、鋼板組成を、質量%で、C:0.05~0.25%、Si:0.5%以下(0
%を含む)、Mn:2.0~4%、P:0.1%以下(0%を含まない)、S:0.05%以下(0%
を含まない)、Al:0.01~0.1%、Ti、B:0.0003~0.005%、およびN:0.01%以
下(0%を含まない)を満足し、残部が鉄および不可避不純物からなる素地鋼板
の表面に溶融亜鉛めっき層を有する溶融亜鉛めっき鋼板であり、前記素地鋼
板の金属組織は、マルテンサイト相、ベイナイト相、およびフェライト相を
有し、前記金属組織全体に対する比率は、前記マルテンサイトは50面積%以

上、前記ベイナイトは15～50面積%、前記フェライト相は5面積%以下（0面積%を含む）を満足する、板幅方向における中央部と端部の強度差が少なく、曲げ加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られるとしている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特開2013-147736号公報

特許文献2：特許5273324号公報

特許文献3：特開2013-227660号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] しかしながら、特許文献1で提案された技術では表層の組織について考慮されていないため、良好な曲げ性を得ることは困難と考えられる。

[0009] 特許文献2で提案された技術では、表層に軟化層を生じさせる必要があり、そのためには加熱工程での雰囲気制御や長時間の加熱保持が必要となるため、量産性に劣る。

[0010] 特許文献3で提案された技術では、板幅方向での強度差を小さくすることを考慮しているものの表層の組織については考慮されていないため、良好な曲げ性を得ることは困難である。

[0011] 本発明はかかる事情に鑑み、引張強さ：980MPa以上を有し、かつ曲げ性が良好な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ことを目的とする。

課題を解決するための手段

[0012] 引張強さ980MPa以上かつ良好な曲げ性を有する鋼板の要件について鋭意検討した結果、強度と延性のバランスが良好にできる、炭化物が粒内に析出したオートテンパードマルテンサイト相を主体とすることが有効であることを知見した。さらに、鋼板表面にフェライト相が生じた組織であると、フェライト相とベイナイト相、マルテンサイト相、もしくはオートテンパードマル

テンサイト相との界面にボイドが生成し、曲げ性を劣化させることを知見した。そして、この鋼板表面のフェライト相の生成を抑制するには鋼板中の元素の偏在性を極力低減することが重要であり、そのためには、焼鈍の前に、雰囲気および加熱温度を考慮した前加熱工程を施すことが有効であることがわかった。

[0013] 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 : 0.09%以上0.20%以下、Si : 0.50%未満、Mn : 2.2%以上3.5%以下、P : 0.03%以下、S : 0.005%以下、Al : 0.08%以下、N : 0.006%以下、B : 0.0002%以上0.0030%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、組織は、面積率で、フェライト相が10%未満 (0%含む)、ベイナイト相が50%以下 (0%を含む)、マルテンサイト相が50%以上 (100%を含む)、該マルテンサイト相に含まれるオートテンパードマルテンサイトが85%以上 (100%を含む) であり、表層から板厚方向10.0 μm までのフェライト相が面積率で10%以下であり、前記オートテンパードマルテンサイト粒内に分散する炭化物の平均粒子径が200nm以下である高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

[2] 前記成分組成に加えて、質量%で、Ti : 0.001%以上0.1%以下、Nb : 0.001%以上0.1%以下の1種以上を含有する上記 [1] に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

[3] 前記成分組成に加えて、質量%で、Cr : 0.001%以上0.6%以下、Ni : 0.001%以上0.08%以下、V : 0.001%以上0.3%以下、Mo : 0.001%以上0.3%以下、W : 0.001%以上0.2%以下、Hf : 0.001%以上0.3%以下の1種または2種以上を含有する上記 [1] または [2] に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

[4] 前記成分組成に加えて、質量%で、REM、Mg、Caの1種または2種以上を合計で0.0002%以上0.01%以下を含有する上記 [1] ~ [3] のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

[5] 上記 [1] ~ [4] のいずれかに記載の成分組成を有する鋼素材を、1

100℃以上1350℃以下の温度で加熱し、次いで、仕上げ圧延温度800℃以上とする熱間圧延を施し、560℃以下の温度で巻き取り、冷間圧延し、−20℃以下の露点でAc₃点以上最高到達温度まで加熱しAc₃点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が30秒以上であり、Ac₃点から550℃までの平均冷却速度が3℃/s以上で冷却する前加熱処理を施し、次いで、−30℃以下の露点でAc₃点以上最高到達温度まで加熱しAc₃点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が10秒以上であり、Ac₃点から550℃までの平均冷却速度が5℃/s以上、冷却停止温度が（Ms点+20℃）以上550℃未満で冷却し、（Ms点+20℃）以上550℃未満の温度域の滞留時間を10秒以上90秒以下とする焼鈍処理を施し、さらにめっき処理を施す高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。なお、上記Ms点は以下の式（1）によって求められる値である。

[0014] [数1]

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 560 - 480 \times \frac{100 - 0.05V_f}{100 - V_f} \times [\%C] - 38 \times \frac{100 - 0.7V_f}{100 - V_f} \times [\%Mn] \quad (1)$$

[%C]および[%Mn]は、それぞれCおよびMnの質量%を表す。V_fはフェライト面積率(%)を表す。

[0015] [6] 前記めっき処理が溶融亜鉛めっき処理、合金化溶融亜鉛めっき処理のいずれかである上記[5]に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[7] 前記めっき処理において形成されるめっき層の組成は、質量%で、Fe：5.0～20.0%、Al：0.001%～1.0%、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、REMの1種または2種以上を合計で0%～3.5%含有し、残部がZn及び不可避不純物からなる上記[5]または[6]に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[8] 前記めっき層が合金化溶融亜鉛めっき層である上記[7]に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

なお、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980MPa以上の溶融亜鉛めっき鋼板であり、溶融亜鉛めっき処理を施したもの（G1）、溶融亜鉛めっき処理後にさらに合金化処理を施したもの（GA）の

いずれも対象とする。

発明の効果

[0016] 本発明によれば、引張強さ：980MPa以上を有し、かつ良好な曲げ性を有する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は引張強さ：980MPa以上を有し、かつ曲げ性に優れるため、自動車の構造部材等の用途に好適に用いることができ、自動車部品の軽量化やその信頼性を向上させる等、その効果は著しい。

[0017] なお、本発明において降伏比の好ましい範囲は0.67以上であり、より好ましくは0.70以上である。また、本発明において引張強さは、良好な延性との両立の観点から1300MPa以下が好ましい。

図面の簡単な説明

[0018] [図1]組織の代表例を示す図である。

発明を実施するための形態

[0019] 以下、本発明について詳細に説明する。なお、以下の％は、特に断らない限り質量％を意味するものとする。

[0020] まず、本発明鋼板の成分組成の限定理由について説明する。

[0021] C：0.09％以上0.20％以下

Cはマルテンサイトの硬さを上昇させ、フェライト変態を抑制する焼入性を持つ。引張強さ980MPa以上の鋼板を得るためにはC含有量は0.09％以上必要である。一方、C含有量が0.20％を上回るとマルテンサイト変態点が過度に低下するため、目的のオートテンパードマルテンサイトが生成されにくくなる。そのため、C含有量は0.09％以上0.20％以下とする。好ましくは0.10％以上0.16％以下である。

[0022] Si：0.50％未満

Siは、固溶強化により高強度化に寄与する元素である。一方で、Siはフェライト相からオーステナイト相への変態温度（変態点（ A_{c3} 点））を上昇させるため、焼鈍時でのフェライト相を除去しにくくする（即ち、フェライト相からオーステナイト相への変態を抑制する）。また、Siはめっきと鋼板表面と

の濡れ性を低下させるため、不めっき等の欠陥の原因となる。本発明においてSi含有量は0.50%未満の範囲であれば許容される。好ましくは0.30%未満である。製造上、0.01%は不可避免的に混入する場合があるため、下限は0.01%が好ましい。

[0023] Mn : 2.2%以上3.5%以下

Mnは、固溶強化により高強度化に寄与するうえ、 Ac_3 変態点を低下させ焼鈍中におけるフェライト相を除去しやすくさせ（即ち、フェライト相からオーステナイト相への変態を抑制し）、冷却中のフェライト変態の開始を抑制する効果がある。この観点からMn含有量は2.2%以上とする。一方、Mn含有量が3.5%を上回ると Ms 点が過度に低下し、オートテンパードマルテンサイトが生成しにくくなるため、Mn上限量は3.5%とする。好ましいMn含有量の範囲は2.3%以上3.1%以下である。

[0024] P : 0.03%以下

Pは、粒界に偏析して曲げ加工時の割れの起点となるため曲げ性に悪影響をもたらす元素である。したがって、Pは極力低減することが好ましい。本発明では上記問題を回避すべく、P含有量を0.03%以下とする。好ましくは0.02%以下である。P含有量は極力低減する方が好ましいが、製造上、0.002%は不可避免的に混入する場合があるため、下限は0.002%が好ましい。

[0025] S : 0.005%以下

Sは、鋼中でMnSなどの介在物として存在する。この介在物は、熱間圧延および冷間圧延により楔状の形態となる。このような形態であると、Sはボイド生成の起点となりやすく耐衝撃性に悪影響をおよぼす。したがって、本発明では、S含有量を極力低減することが好ましく、0.005%以下とする。好ましくは0.003%以下である。S含有量は極力低減する方が好ましいが、製造上、0.0002%は不可避免的に混入する場合があるため、下限は0.0002%が好ましい。

[0026] Al : 0.08%以下

Alを製鋼の段階で脱酸剤として含有する場合、0.02%以上含有することとなる。一方で、Al含有量が0.08%を超えるとアルミナなどの介在物により耐衝

撃性への悪影響が顕在化する。したがって、Al含有量は0.08%以下とする。
好ましくは0.07%以下である。

[0027] N : 0.006%以下

Nは、焼入性元素であるBと結合することによって、Bの焼入性の効果を失わせる。したがって、N含有量は極力低減することが好ましく、上限量を0.006%とする。好ましくは0.005%以下である。N含有量は極力低減する方が好ましいが、製造上、0.001%は不可避免的に混入する場合があるため、下限は0.001%が好ましい。

[0028] B : 0.0002%以上0.0030%以下

Bは、変態前のオーステナイトの粒界に偏析しフェライト相の核生成を著しく遅延させる効果がありフェライト相の生成を抑える効果がある。この効果を得るには、Bは0.0002%以上含有させる必要がある。一方、B含有量が0.0030%を上回ると焼入性の効果が飽和するばかりか、延性に対して悪影響をおよぼす。以上から、B含有量は0.0002%以上0.0030%以下とする。望ましくは、0.0003%以上0.0020%以下である。

[0029] 以上が本発明における基本成分組成である。なお、必要に応じて、下記目的により、下記元素を含有することができる。

[0030] Ti : 0.001%以上0.1%以下、Nb : 0.001%以上0.1%以下の1種または2種の含有

TiおよびNbはNと結合し、Bによる焼入性の効果を安定的に発現させる効果がある。また、TiおよびNbは少量であれば微細な炭化物として析出するため、高強度化に効果がある。一方で、TiおよびNbは多量に含有すると粗大な炭化物として生成する。粗大な炭化物はフェライト相の核生成サイトとなり、フェライト相を生成させやすくなる。このような観点から、TiおよびNbの含有量は、含有する場合、いずれも0.001%以上0.1%以下とする。好ましくは、TiおよびNbを合計で0.005%以上0.06%以下である。

[0031] Cr : 0.001%以上0.6%以下、Ni : 0.001%以上0.08%以下、V : 0.001%以上0.3%以下、Mo : 0.001%以上0.3%以下、W : 0.001%以上0.2%以下、Hf : 0.0

0.1%以上0.3%以下の1種または2種以上を含有

Cr、Ni、V、Mo、WおよびHfはフェライト変態の開始を遅延させる効果があり、Bによる焼入性の効果に加え、安定的に所望の鋼板組織を得られやすくなる。一方で、Cr含有量が0.6%を上回るとめっき性に悪影響をおよぼす。また、Ni、V、Mo、WおよびHfが上記の範囲を上回ると、焼入性の効果が飽和する。以上から、含有する場合、Cr：0.001%以上0.6%以下、Ni：0.001%以上0.08%以下、V：0.001%以上0.3%以下、Mo：0.001%以上0.3%以下、W：0.001%以上0.2%以下、Hf：0.001%以上0.3%以下とする。

[0032] REM、Mg、Caの1種または2種以上を合計で0.0002%以上0.01%以下含有REM（REM：原子番号57から71までのランタノイド元素）、MgおよびCaはマルテンサイトおよびベイナイト中に析出するセメンタイトを球状化させ、セメンタイト周りでの応力集中を低下させる。その結果、耐衝撃性を改善させる効果がある。一方で、REM、Mg、Caの1種または2種以上の含有量が合計で0.01%を超えるとセメンタイトの形態変化の効果が飽和するうえ、加工性に悪影響をもたらす。以上から、含有する場合、REM、Mg、Caの1種または2種以上を合計で0.0002%以上0.01%以下とする。好ましくは、REM、Mg、Caの1種または2種以上を合計で0.0005%以上0.005%以下である。

[0033] 上記以外の成分組成は、Feおよび不可避免の不純物である。

[0034] 次に、本発明鋼板の重要な要件である組織について説明する。

[0035] フェライト相の面積率：10%未満（0%を含む）

フェライト相は軟質な組織であり、高硬度の金属組織との界面でボイドが発生しやすく、曲げ性に悪影響をおよぼす組織である。そのため、フェライト相の面積率は極力低減すべきである。よって、フェライト相の面積率は10%未満（0%を含む）とする。好ましくは5%以下である。

[0036] ベイナイト相の面積率：50%以下（0%を含む）

ベイナイト相はオートテンパードマルテンサイトではないマルテンサイト相よりも硬度が小さく、ベイナイト相が含まれていても曲げ性は損なわれない。一方で、ベイナイト相が50%を超えると引張強さが980MPaを下回るため、

ベイナイト相は50%以下とする必要がある。好ましくは40%以下である。一方で、オートテンパードマルテンサイト生成にはMs点+20℃以上550℃未満の範囲でオーステナイトを軟化させる必要があり、この温度域ではベイナイト変態が不可避免的に生じる場合もある。よって、下限は10%が好ましい。

[0037] マルテンサイト相の面積率：50%以上（100%を含む）、マルテンサイト相に含まれるオートテンパードマルテンサイトの面積率：85%以上（100%を含む）

引張強さが980MPa以上の鋼板を得るため、マルテンサイト相の面積率の下限は50%である。好ましくは60%以上である。粒内に炭化物が認められない焼き入れままのマルテンサイト相の硬度は著しく高く、曲げ性が乏しい。このマルテンサイト相周りにフェライト相もしくはベイナイト相が存在すると応力勾配が生じるため降伏比が低下する。これらを防止するためには、焼き戻し加熱工程（めっき付与後の再加熱）が必要となる。しかし、本発明では、焼き戻し加熱工程を必要としないことを特徴とする。すなわち、焼き戻し加熱工程（めっき層付与後の再加熱）を必要としないオートテンパードマルテンサイト相を活用することを特徴とする。オートテンパードマルテンサイト相は粒内に炭化物が認められる組織である。高降伏比かつ実用可能な曲げ性を有する鋼板を得るにはマルテンサイト相に含まれるオートテンパードマルテンサイト相の面積率（全マルテンサイト相の面積率に対するオートテンパードマルテンサイト相の面積率の比率）は85%以上必要である。90%以上がより好ましい範囲である。

[0038] 表面から板厚方向10.0μmまでのフェライト相が面積率で10%以下
曲げ性は表層（表面から板厚方向10.0μmの領域）の組織構成が重要となる。本発明において、組織は高硬度のオートテンパードマルテンサイト相およびベイナイト相を主体（ベイナイト相の面積率が低い場合にはオートテンパードマルテンサイト相が主体）とするため、表層にフェライト相を有すると、オートテンパードマルテンサイト相およびベイナイト相とフェライト相の界面でボイドが生成されやすくなる。その結果、曲げ性が劣化する。そのため

、表層部でのフェライト相の面積率は極力低減する必要がある。以上の理由により、表層のフェライト相は、面積率で10%以下とする。なお、表面から板厚方向10.0 μ mまでの深さとしたのは、以下の理由による。合金化溶融亜鉛めっき処理を行う場合、めっき相と地鉄との界面が不明瞭となるため、界面そのものの定義が困難となる。また、曲げ性は鋼板表層の組織の影響が極めて大きく、上記範囲のフェライト面積率の制御が必要となる。そのため、表面から10.0 μ mまでの深さとした。さらに、フェライト相は焼鈍中の雰囲気と反応し、脱炭等が行われるため、表面から板厚方向10.0 μ mまでのフェライト相を制御するには、焼鈍工程での制御が重要となる。さらに、フェライト相の生成を抑制するためには、鋼板内部の固溶元素の均一化を図ることが重要である。そのためには、溶融めっきライン通板前（焼鈍前）に1回以上の前加熱工程を行うことが有効である。

[0039] オートテンパードマルテンサイト粒内に分散する炭化物の平均粒子径が200 nm以下

本発明においては、オートテンパードマルテンサイト粒内の炭化物は微細であることが好ましく、オートテンパードマルテンサイト粒内に微細な炭化物を分散させることが好ましい。この場合の分散とは、セメンタイトが析出した状態である。オートテンパードマルテンサイト粒内に微細な炭化物が析出することで強度および延性に優れた鋼が得られる。このときの炭化物はFe系の炭化物（セメンタイトもしくは ϵ 炭化物）である。平均粒子径が200nm以下であれば本発明で求める980MPa以上の引張強さが得られやすくなるため、オートテンパードマルテンサイト粒内に分散する炭化物の平均粒子径の上限は200nmとする。好ましくは100nm以下である。Ms点が低い場合にはオートテンパードマルテンサイトが生成されず、炭化物が十分に析出、成長しない。炭化物が十分に析出、成長しない場合には曲げ性が劣位となるため、炭化物の平均粒子径の下限は、Ms点が低い場合をも考慮し、10nm以上が好ましい。

[0040] なお、上記組織は、後述する製造方法のうち、前加熱工程条件や焼鈍条件を制御することで得ることができる。特に、（Ms点+20℃）以上550℃未満の

温度域の滞留時間を10秒以上90秒以下とすることで、マルテンサイト相に含まれるオートテンパードマルテンサイトを面積率で85%以上（100%を含む）とすることができる。また、上記組織は後述する実施例に記載の方法にて測定することができる。

[0041] 次に、本発明の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。

本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、上記した成分組成の鋼素材（鋼スラブ）を1100℃以上1350℃以下の温度で加熱し、次いで、仕上げ圧延温度800℃以上とする熱間圧延を施し、560℃以下の温度で巻き取り、冷間圧延し、-20℃以下の露点でAc₃点以上最高到達温度まで加熱しAc₃点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が30秒以上であり、Ac₃点から550℃までの平均冷却速度が3℃/s以上で冷却する前加熱処理を施し、次いで、-30℃以下の露点でAc₃点以上最高到達温度まで加熱しAc₃点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が10秒以上であり、Ac₃点から550℃までの平均冷却速度が5℃/s以上、冷却停止温度が（Ms点+20℃）以上550℃未満で冷却し、（Ms点+20℃）以上550℃未満の温度域の滞留時間を10秒以上90秒以下とする焼鈍処理を施し、さらにめっき処理を施すことで製造することができる。即ち、上記した成分組成の鋼素材（鋼スラブ）を1100℃以上1350℃以下の温度で加熱し、次いで、仕上げ圧延温度800℃以上とする熱間圧延を施し、560℃以下の温度で巻き取る熱延工程と、上記熱延工程で得られた熱延鋼板を冷間圧延する冷延工程と、上記冷延工程で得られた冷延鋼板を、-20℃以下の露点でAc₃点以上最高到達温度まで加熱しAc₃点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が30秒以上であり、Ac₃点から550℃までの平均冷却速度が3℃/s以上で冷却する前加熱処理を施し、次いで、-30℃以下の露点でAc₃点以上最高到達温度まで加熱しAc₃点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が10秒以上であり、Ac₃点から550℃までの平均冷却速度が5℃/s以上、冷却停止温度が（Ms点+20℃）以上550℃未満で冷却し、（Ms点+20℃）以上550℃未満の温度域の滞留時間を10秒以上90秒以下とする焼鈍工程と、上記焼鈍工程で得られた焼鈍板をめっき処理するめっき工程とを有する製造方法である。なお、上記Ms点は以下の式（1）によって求め

られる値である。

[0042] [数1]

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 560 - 480 \times \frac{100 - 0.05V_f}{100 - V_f} \times [\%C] - 38 \times \frac{100 - 0.7V_f}{100 - V_f} \times [\%Mn] \quad (1)$$

[%C]および[%Mn]は、それぞれCおよびMnの質量%を表す。 V_f はフェライト面積率(%)を表す。

[0043] また、 Ac_3 点は熱膨張測定装置を用いて平均加熱速度 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で得られた変態膨張曲線から求められる値である。

[0044] 本発明において、鋼の溶製方法は特に限定されず、転炉、電気炉等、公知の溶製方法を採用することができる。また、真空脱ガス炉にて2次精錬を行ってもよい。その後、生産性や品質上の問題から連続鋳造法によりスラブ（鋼素材）とするのが好ましいが、造塊一分塊圧延法、薄スラブ連鋳法等、公知の鋳造方法でスラブとしても良い。

[0045] 鋼素材の加熱温度： 1100°C 以上 1350°C 以下

熱間圧延に先立ち鋼素材を加熱して実質的に均質なオーステナイト相とする必要がある。加熱温度が 1100°C を下回ると仕上げ圧延温度 800°C 以上で熱間圧延を完了させることができない。一方、加熱温度が 1350°C を上回ると、スケールが噛み込み、熱延鋼板の表面性状が悪化する。そのため、鋼素材の加熱温度は 1100°C 以上 1350°C 以下とする。好ましくは 1150°C 以上 1300°C 以下である。但し、鋼素材に熱間圧延を施すに際し、鋳造後の鋼素材が 1100°C 以上 1350°C 以下の温度域にある場合、或いは鋼素材の炭化物が溶解している場合には、鋼素材を加熱することなく直送圧延してもよい。なお、粗圧延条件については特に限定されない。

[0046] 仕上げ圧延温度： 800°C 以上

仕上げ圧延温度が 800°C を下回ると、仕上げ圧延中にフェライト変態が開始してフェライト粒が伸展された組織となるうえ、部分的にフェライト粒が成長した混粒組織となるため、冷間圧延時の板厚精度に悪影響をもたらす。したがって、仕上げ圧延温度は 800°C 以上とする。好ましくは 840°C 以上である。

なお、スケール性欠陥の発生を抑える点から仕上げ圧延温度は950℃以下が好ましい。

[0047] 巻取り温度：560℃以下

巻取温度が560℃を上回ると鋼板表面の脱炭が進行し、厚さ1.0μm程度までの内部酸化層が生成し、めっき性や加工性に悪影響をもたらす。そのため、巻取温度は560℃以下とする必要がある。巻取り温度の下限は特に設けない。通常、巻取り温度は製造ラインの制約上、350℃以上である。また、冷間圧延時の板厚精度向上には、540℃以上とすることが望ましい。

[0048] 冷間圧延

所望の板厚を得るため、冷間圧延を施す必要がある。冷間圧延率に制約はないが、製造ラインの制約から30%以上80%以下が好ましい。

[0049] -20℃以下の露点でAc₃点以上最高到達温度まで加熱しAc₃点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が30秒以上であり、Ac₃点から550℃までの平均冷却速度が3℃/s以上で冷却する前加熱処理

本発明においては、脱炭させるとフェライト相が部分的に生成するため、フェライトとマルテンサイトの境界で曲げ加工時にクラックが発生して、曲げ性が低下する。そのため、前加熱工程では露点を-20℃以下とする必要がある。好ましくは-30℃以下である。ただし、露点は設備制約から-50℃以上が好ましい。

また、前加熱工程での目的は、鋼板内部の元素の偏在性を抑えることにある。鋼板内部の元素の偏在性を抑えることで鋼板表層においてフェライト相の生成を抑制した上で均一な組織が形成できる。元素の偏在性をなくすには、Ac₃点から最高到達温度までの温度域の滞留時間を30秒以上とする必要がある。好ましくはAc₃点+20℃から最高到達温度までの温度域の滞留時間が50秒以上である。1回の加熱で累計保持時間が30秒に到達しなければ、2回以上の加熱、すなわち連続焼鈍ラインに2回以上の通板をすれば良い。また、生産性の観点から上記滞留時間は300秒以下が好ましい。なお、Ac₃点から最高到達温度までの温度域の滞留時間を制御するために、最高到達温度はAc₃点以上であ

り、好ましくは最高到達温度が Ac_3 点以上 Ac_3 点 + 50℃以下である。

冷却過程ではフェライト変態にともなう元素の分配を抑える必要があるため、フェライト変態を開始させない範囲で冷却する必要がある。そのため、本発明鋼においては Ac_3 点から550℃までの平均冷却速度が3℃/s以上であればフェライト変態を開始させずに冷却を完了することができるため、 Ac_3 点から550℃までの平均冷却速度が3℃/s以上とする。なお、設備制約から上記平均冷却速度は50℃/s以下が好ましい。

[0050] −30℃以下の露点で Ac_3 点以上最高到達温度まで加熱し Ac_3 点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が10秒以上であり、 Ac_3 点から550℃までの平均冷却速度が5℃/s以上、冷却停止温度が(Ms 点+20℃)以上550℃未満で冷却し、(Ms 点+20℃)以上550℃未満の温度域の滞留時間が10秒以上90秒以下とする焼鈍処理

−30℃以下の露点で Ac_3 点以上最高到達温度まで加熱し Ac_3 点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が10秒以上

焼鈍工程で重要となるのは、オーステナイト単相域で均一な組織を得ること、および元素分布の偏在性を小さくすることと、表層でのフェライト相の生成を抑えることである。表層での組織変化を抑えるには露点は−30℃以下とする必要がある。好ましくは−35℃以下である。なお、焼鈍炉の設備制約から露点は−50℃以上が好ましい。

前加熱工程で鋼板内部の元素分布状態は均一に近付けているため、本焼鈍工程では Ac_3 点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が10秒以上であれば均一な組織が得られる。また、フェライト相からオーステナイト相への変態を完了に近づけることが重要である。したがって、フェライト相からオーステナイト相への変態完了温度(Ac_3 点)以上で鋼板に与える熱エネルギー総量が重要となる。すなわち、 Ac_3 点以上であっても、ナノオーダーの粒径を持つフェライト粒は元素分配の影響で残存する。ナノオーダーの粒径を持つフェライト粒を含め完全にオーステナイト単相とするには、フェライト相からオーステナイト相への変態完了温度(Ac_3 点)以上最高到達温度まで加熱し Ac_3 点か

ら最高到達温度までの温度域の滞留時間を10秒以上とする必要がある。また、生産性の観点から上記滞留時間は50秒以下が好ましい。なお、 Ac_3 点から最高到達温度までの温度域の滞留時間を制御するためには最高到達温度は Ac_3 点以上である必要があり、好ましくは最高到達温度は Ac_3 点以上 Ac_3 点+50℃以下である。

[0051] Ac_3 点から550℃までの平均冷却速度が5℃/s以上、冷却停止温度が（ Ms 点+20℃）以上550℃未満で冷却し、（ Ms 点+20℃）以上550℃未満の温度域の滞留時間が10秒以上90秒以下

550℃までの冷却速度が遅い場合、冷却過程でフェライト変態が開始し、オーステナイト相へCおよびMnが濃化することとなる。これを回避するには、 Ac_3 点から550℃までの平均冷却速度は5℃/s以上の強制冷却を施す必要がある。また、上記平均冷却速度は設備制約から50℃/s以下であることが好ましい。強制冷却後は、未変態のオーステナイト相を軟化させ、力学的な拘束を緩和することで Ms 点を上昇させる必要がある。このオーステナイト相の軟化は高温かつ長時間保持の方が望ましい。一方で、フェライト相やベイナイト相といった望ましくない組織が形成されるため、最も効果的な温度、時間で保持する必要がある。下記（1）式は未変態のオーステナイト相の局所領域を考慮したマルテンサイト変態開始温度（ Ms 点）である。[%C]および[%Mn]は、それぞれC含有量およびMn含有量である。 V_f はフェライト相の面積率である。[%C]および[%Mn]に係る係数は、フェライト相の生成によりオーステナイト相へ濃化するCもしくはMnの元素量により Ms 点が低下する傾きを表す。

[0052] [数1]

$$M_s(^{\circ}C) = 560 - 480 \times \frac{100 - 0.05V_f}{100 - V_f} \times [\%C] - 38 \times \frac{100 - 0.7V_f}{100 - V_f} \times [\%Mn] \quad (1)$$

[%C]および[%Mn]は、それぞれCおよびMnの質量%を表す。 V_f はフェライト面積率(%)を表す。

[0053] 上記（1）式から計算される $Ms+20^{\circ}C$ を下回る温度域ではオーステナイト相が効率よく軟化されない。一方、550℃以上の温度域に滞留した場合、フェライ

ト相が生成するためMs点が低下しオートテンパードマルテンサイトが生成されにくくなる。そのため、強制冷却後の冷却停止温度は（Ms点+20℃）以上550℃未満とする。この温度域での滞留時間はオーステナイト相を軟化させるために10秒以上である。一方、90秒を超える滞留ではベイナイト相が過度に生成されることとなる。そのため、（Ms点+20℃）以上550℃未満の温度域の滞留時間は10秒以上90秒以下とする。なお、事前に実験室にて冷却停止温度とフェライト面積率の関係を調査し、そのフェライト面積率からMs点を計算する。

また、オートテンパードマルテンサイトは高温でマルテンサイト変態を生じさせ、冷却過程で炭化物を生成するため、Ms点はできる限り高い方が望ましく、Ms点は好ましくは350℃以上である。

[0054] 以上により、本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板が製造される。なお、本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、めっき処理やめっき浴の組成によっても材質に影響をおよぼさないため、めっき処理としては、溶融亜鉛めっき処理、合金化溶融亜鉛めっき処理のいずれも適用できる。また、めっき浴の組成としては、Fe：5.0～20.0%、Al：0.001%～1.0%、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、REMの1種または2種以上を合計0%～3.5%とを含有し、残部がZn及び不可避不純物からなるのが好ましい。このようなめっき浴の組成でめっき処理を行うことで、本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、質量%で、Fe：5.0～20.0%、Al：0.001%～1.0%、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、REMの1種または2種以上を合計で0%～3.5%含有し、残部がZn及び不可避不純物からなるめっき層を有することとなる。

また、電気亜鉛めっき処理により製造される高強度亜鉛めっき鋼板であっても、本発明の成分組成および組織を満たすことで、引張強さ：980MPa以上（好ましくは980MPa以上1300MPa以下）で、かつ良好な曲げ性を有するという効果を奏することができる。

実施例 1

[0055] 表1に示す成分組成を有する肉厚250mmの鋼素材に対して、表2（表2-1と表2-2を合わせて表2とする）に示す熱延条件で熱延鋼板とし、冷間圧延率が30%以上80%以下の冷間圧延を施した。次いで、表2に示す条件で前加熱工程を施し、連続焼鈍溶融亜鉛めっきラインにて表2に示す条件で溶融亜鉛めっき鋼板（“GI材” および “GA材” ）を製造した。 A_{c3} 点は熱膨張測定装置を用いて平均加熱速度 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で得られた変態膨張曲線から得た。連続焼鈍溶融亜鉛めっきラインで浸漬するめっき浴（めっき組成： $\text{Zn}-0.13\text{質量}\%\text{Al}$ ）の温度は 460°C であり、めっき付着量はGI材、GA材ともに片面当たり $45\sim 65\text{g}/\text{m}^2$ とし、めっき層中に含有するFe量は6~14%の範囲であった。

[0056] 上記により得られた溶融亜鉛めっき鋼板から試験片を採取し、以下の方法で組織を観察し性能を評価した。

[0057] （i）組織観察

各相の面積率は以下の手法により評価した。鋼板から、圧延方向に平行な断面が観察面となるよう切り出し、板厚中心部を1%ナイトールで腐食現出し、走査型電子顕微鏡で2000倍に拡大して10視野分撮影した。フェライト相は粒内に腐食痕やセメントライトが観察されない形態を有する組織であり、ベイナイト相は粒内に腐食痕やオートテンパードマルテンサイトと比べて大きな炭化物が認められる組織である。マルテンサイト相は粒内に炭化物が認められず、白いコントラストで観察される組織であり、オートテンパードマルテンサイトは白いコントラストで観察され粒内に炭化物が認められる組織である。組織の代表例を図1に示す。これらを画像解析によりベイナイト相、ベイナイト相およびマルテンサイト相を分離し、観察視野に対する面積率によって各組織を求めた。

オートテンパードマルテンサイト粒内に分散した炭化物の粒子径の測定には透過型電子顕微鏡を用いて135000倍以上で撮影し、画像解析により各炭化物の面積を求め、その面積に等価な相当円直径を求め、300点以上の炭化物に対する相当円直径の平均値を炭化物の平均粒子径として求めた。

[0058] また、鋼板表面の組織はめっき鋼板を酸洗でめっき層を剥離した後、走査

型電子顕微鏡で2000倍に拡大して10視野分撮影し、表層から板厚方向10.0 μm までのフェライト相の面積率を求めた。

[0059] (i i) 引張試験

溶融亜鉛めっき鋼板から圧延方向に対して直角方向が引張方向になるようにJIS5号引張試験片を作製し、JIS Z 2241(2011)の規定に準拠した引張試験を5回行い、平均の降伏強度(YS)、引張強さ(TS)、全伸び(El)を求めた。引張試験のクロスヘッドスピードは10mm/minとした。表3において、引張強さ：980MPa以上、伸び：8.0%以上が本発明鋼で求める鋼板の機械的性質とした。ここで、伸びが8.0%以上としたのは、伸びが8.0%を下回ると冷間プレスにおいて実用化できなくなるためである。

[0060] (i i i) 曲げ試験

鋼板の圧延方向に対して直角方向が試験片の長手方向となるようにJIS Z2248に記載の3号試験片を採取し、Vブロック法で曲げ試験を行った。曲げ稜線に割れが認められたときの押しつけ金具先端の半径を板厚で割ることにより限界曲げ半径(R/t)を求めた。 R/t が3.0以下であれば本発明で求める範囲として評価した。

[0061] 以上により得られた結果を表3に示す。

[0062]

[表1]

鋼No.	化学成分(質量%)											備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Others			
A	0.124	0.35	2.41	0.02	0.003	0.05	0.0044	0.0012	—			本発明例
B	0.168	0.11	2.94	0.02	0.003	0.04	0.0031	0.0011	—			本発明例
C	0.145	0.18	2.84	0.02	0.002	0.03	0.0043	0.0010	Ti:0.02 Nb:0.02			本発明例
D	0.132	0.05	2.51	0.01	0.001	0.05	0.0054	0.0013	V:0.12 Mo:0.1			本発明例
E	0.133	0.19	2.38	0.01	0.002	0.04	0.0054	0.0013	Ni:0.04 Cr:0.2 Mg:0.002			本発明例
F	0.120	0.10	2.43	0.02	0.003	0.04	0.0038	0.0016	W:0.04 Hf:0.05 REM:0.0004 Ca:0.0003			本発明例
G	0.060	0.10	2.71	0.01	0.002	0.04	0.0037	0.0018	—			比較例
H	0.128	1.65	2.72	0.02	0.002	0.04	0.0030	0.0010	—			比較例
I	0.121	0.11	2.12	0.01	0.002	0.04	0.0043	0.0015	—			比較例
J	0.133	0.39	2.62	0.02	0.002	0.05	0.0053	0.0001	—			比較例

[0063]

[表2-1]

鋼板 No.	鋼	熱間圧延工程			鋼板の変態点			備考
		スラブ 加熱 温度 (°C)	仕上げ 圧延 終了温度 (°C)	巻取 温度 (°C)	Ac ₁ 点 (°C)	Ac ₃ 点 (°C)	Ms 点 (°C)	
1	A	1260	880	460	721	841	409	本発明例
2		1240	900	460			408	本発明例
3		1230	870	650			409	比較例
4		1230	870	490			407	比較例
5		1260	860	490			394	比較例
6		1240	890	490			306	比較例
7		1250	870	520			407	比較例
8		1240	880	540			408	比較例
9		1250	890	480			364	比較例
10		1260	930	490			397	比較例
11		1250	860	540			318	比較例
12		1230	880	510			407	比較例
13		1250	910	500			408	比較例
14	B	1240	860	480	715	811	368	本発明例
15		1250	890	520			368	本発明例
16	C	1240	860	540	717	820	380	本発明例
17		1230	870	490			382	本発明例
18	D	1250	890	520	717	827	399	本発明例
19		1260	930	550			401	本発明例
20	E	1260	900	460	719	816	387	本発明例
21	F	1230	900	480	719	833	396	本発明例
22	G	1250	850	510	720	841	393	比較例
23	H	1230	850	450	734	823	213	比較例
24	I	1250	860	510	718	840	357	比較例
25	J	1240	930	480	718	827	378	比較例

[0064]

[表2-2]

鋼板 No.	前加熱工程				連続焼鈍溶解亜鉛めっきライン工程							備考
	露点 (°C)	最高 到達 温度 (°C)	Ac ₃ 点から 最高到達温 度までの滞 留時間(秒)	冷却 速度 (°C /s) *1	露点 (°C)	最高 到達 温度 (°C)	加熱中 滞留 時間 (秒)*2	冷却 速度 (°C/s) *3	冷却 停止 温度 (°C)	冷却後 滞留 時間 (秒)*4	合金化 温度 (°C)	
1	-43	845	62	6	-48	850	15	19	483	56	—	本発明例
2	-49	854	54	10	-36	859	22	22	491	52	510	本発明例
3	-38	851	40	6	-38	856	15	16	486	55	500	比較例
4	-50	825	—	10	-36	841	22	24	496	37	530	比較例
5	-33	842	5	5	-38	844	16	8	468	67	510	比較例
6	-51	855	60	1	-43	856	21	16	473	34	510	比較例
7	-12	853	47	7	-44	856	21	14	486	43	510	比較例
8	-40	851	51	10	-28	842	25	12	468	65	520	比較例
9	-39	844	42	6	-48	826	—	10	497	43	540	比較例
10	-46	846	39	6	-46	843	5	27	484	42	540	比較例
11	-36	845	35	7	-40	845	28	3	483	45	540	比較例
12	-31	844	53	9	-50	848	33	18	350	37	500	比較例
13	-43	843	56	9	-51	848	22	19	477	250	500	比較例
14	-44	830	45	5	-49	832	26	22	468	47	500	本発明例
15	-42	835	43	6	-51	837	22	15	480	49	500	本発明例
16	-43	825	59	5	-45	830	24	16	502	56	530	本発明例
17	-51	832	48	7	-43	832	18	24	506	54	500	本発明例
18	-48	835	52	8	-47	838	19	27	494	64	540	本発明例
19	-36	835	38	5	-39	836	23	25	481	53	510	本発明例
20	-48	821	50	9	-46	823	21	24	470	70	510	本発明例
21	-43	845	41	6	-43	848	15	15	492	65	530	本発明例
22	-43	844	38	10	-50	845	34	22	491	68	530	比較例
23	-38	833	66	10	-42	838	17	14	488	64	540	比較例
24	-33	853	52	5	-37	853	24	13	483	67	500	比較例
25	-41	834	39	9	-51	834	23	17	478	57	500	比較例

*1) Ac₃点から550°Cまでの平均冷却速度*2) Ac₃点から最高到達温度までの温度域の滞留時間*3) Ac₃点から550°Cまでの平均冷却速度

*4) (Ms点+20°C)以上550°C未満までの温度域の滞留時間。

[0065]

[表3]

鋼板 No.	表面 状態	鋼板の表面方 から板厚方 向10μmま でのフェ ライト面積 率 (%)	鋼板の板厚中央部の組織					鋼板の機械的性質					備考
			フェライト 面積率 (%)	ベイナイト 面積率 (%)	マルテン サイト 面積 率 (%)	マルテンサイトに含ま れるオーステンパー マルテンサイト面積率 (%)	オーステンパーマルテンサイ ト粒内に分散した炭 化物の平均粒子径 (nm)	降伏 強さ (MPa)	引張 強さ (MPa)	伸び (%)	降伏比	R/t	
1	GI材	1	1	24	75	96	86	716	994	12.3	0.72	2.1	本発明例
2	GA材	4	0	22	78	99	51	692	989	12.4	0.70	2.7	本発明例
3	GA材	15	1	17	82	94	82	756	1036	11.4	0.73	3.6	比較例
4	GA材	12	2	16	82	98	72	739	1027	11.5	0.72	3.5	比較例
5	GA材	15	15	53	32	96	46	583	925	12.8	0.63	4.1	比較例
6	GA材	56	55	2	43	13	86	542	889	13.5	0.61	4.4	比較例
7	GA材	13	2	25	73	98	63	698	997	12.1	0.70	3.6	比較例
8	GA材	36	2	10	88	100	47	677	981	12.2	0.69	4.0	比較例
9	GA材	38	35	10	55	50	48	598	965	12.9	0.62	3.8	比較例
10	GA材	14	12	55	33	90	77	587	931	14.0	0.63	4.1	比較例
11	GA材	54	52	4	44	8	72	524	873	15.5	0.60	5.2	比較例
12	GA材	1	1	20	79	91	268	694	925	13.1	0.75	2.8	比較例
13	GA材	6	2	71	27	92	46	690	945	12.8	0.73	2.7	比較例
14	GA材	6	2	23	75	91	77	870	1209	9.8	0.72	2.9	本発明例
15	GA材	0	0	13	87	95	55	892	1206	10.2	0.74	2.2	本発明例
16	GA材	2	0	25	75	92	50	860	1194	10.1	0.72	2.2	本発明例
17	GA材	3	0	19	81	91	50	887	1198	10.1	0.74	2.4	本発明例
18	GA材	3	2	24	74	90	47	745	1035	10.7	0.72	2.7	本発明例
19	GA材	1	0	21	79	91	52	768	1024	11.4	0.75	2.9	本発明例
20	GA材	0	0	19	81	95	47	769	1053	11.4	0.73	2.5	本発明例
21	GA材	1	0	25	75	96	49	757	1051	11.3	0.72	2.1	本発明例
22	GA材	52	30	52	18	5	計測不能	475	792	17.1	0.60	3.2	比較例
23	GA材	32	30	17	53	45	84	680	971	14.5	0.70	3.6	比較例
24	GA材	49	45	19	36	7	計測不能	697	968	13.8	0.72	3.8	比較例
25	GA材	18	15	17	68	98	69	707	968	11.9	0.73	3.5	比較例

[0066] 発明例はいずれも、引張強さTS：980MPa以上であり良好な曲げ性を有する鋼板が得られたことがわかる。一方、本発明の範囲を外れる比較例は、引張強さ、曲げ性のいずれか一つ以上が劣っていた。

請求の範囲

- [請求項1] 成分組成は、質量％で、C : 0.09%以上0.20%以下、Si : 0.50%未満、Mn : 2.2%以上3.5%以下、P : 0.03%以下、S : 0.005%以下、Al : 0.08%以下、N : 0.006%以下、B : 0.0002%以上0.0030%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、組織は、面積率で、フェライト相が10%未満（0%含む）、ベイナイト相が50%以下（0%を含む）、マルテンサイト相が50%以上（100%を含む）、該マルテンサイト相に含まれるオーステンパードマルテンサイトが85%以上（100%を含む）であり、表層から板厚方向10.0 μ mまでのフェライト相が面積率で10%以下であり、前記オーステンパードマルテンサイト粒内に分散する炭化物の平均粒子径が200nm以下であ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、質量％で、Ti : 0.001%以上0.1%以下、Nb : 0.001%以上0.1%以下の1種以上を含有する請求項1に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。
- [請求項3] 前記成分組成に加えて、質量％で、Cr : 0.001%以上0.6%以下、Ni : 0.001%以上0.08%以下、V : 0.001%以上0.3%以下、Mo : 0.001%以上0.3%以下、W : 0.001%以上0.2%以下、Hf : 0.001%以上0.3%以下の1種または2種以上を含有する請求項1または2に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。
- [請求項4] 前記成分組成に加えて、質量％で、REM、Mg、Caの1種または2種以上を合計で0.0002%以上0.01%以下を含有する請求項1～3のいずれか一項に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。
- [請求項5] 請求項1～4のいずれか一項に記載の成分組成を有する鋼素材を、1100℃以上1350℃以下の温度で加熱し、次いで、仕上げ圧延温度800℃以上とする熱間圧延を施し、560℃以下の温度で巻き取り、冷間圧延し、
-20℃以下の露点でAc₃点以上最高到達温度まで加熱しAc₃点から最高

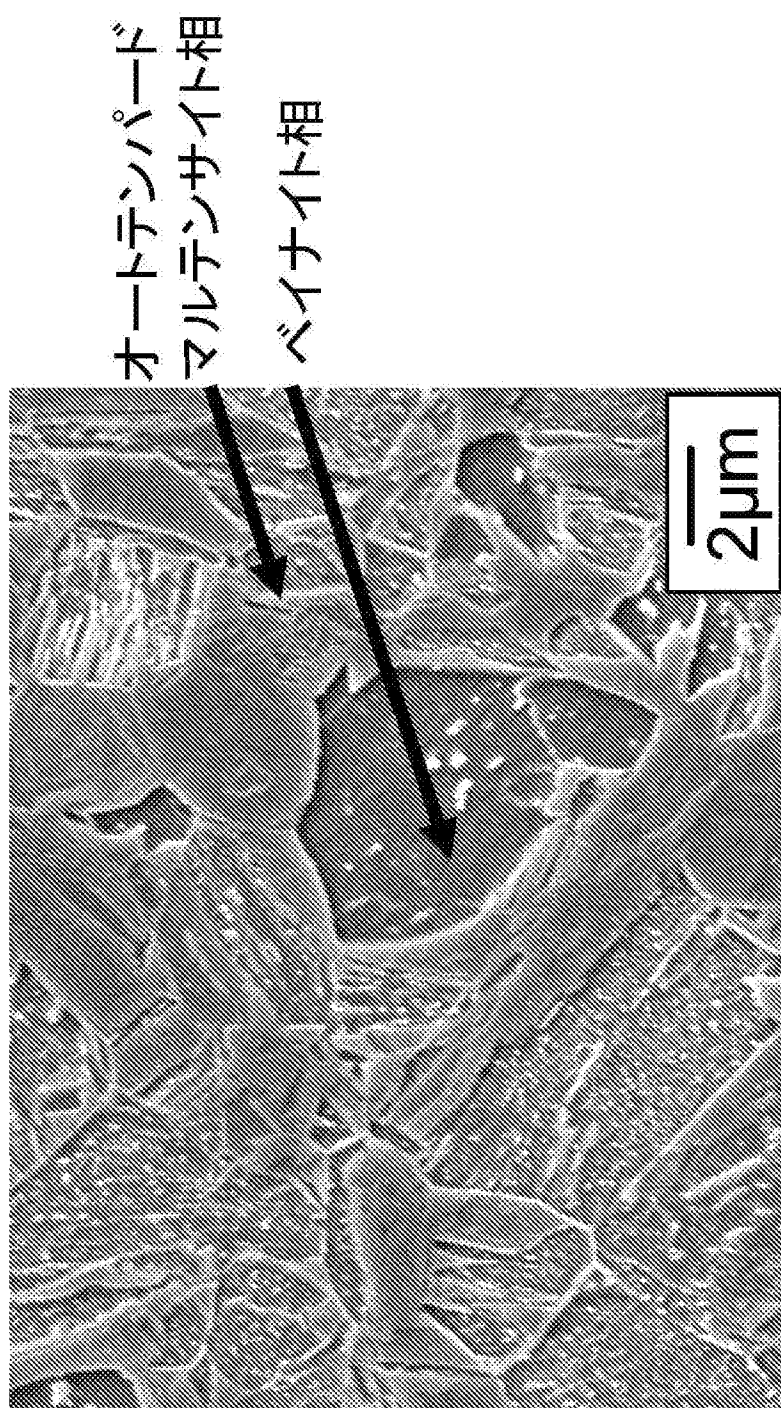
到達温度までの温度域の滞留時間が30秒以上であり、 Ac_3 点から550℃までの平均冷却速度が3℃/s以上で冷却する前加熱処理を施し、次いで、-30℃以下の露点で Ac_3 点以上最高到達温度まで加熱し Ac_3 点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が10秒以上であり、 Ac_3 点から550℃までの平均冷却速度が5℃/s以上、冷却停止温度が（ Ms 点+20℃）以上550℃未満で冷却し、（ Ms 点+20℃）以上550℃未満の温度域の滞留時間を10秒以上90秒以下とする焼鈍処理を施し、さらにめっき処理を施す高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項6] 前記めっき処理が溶融亜鉛めっき処理、合金化溶融亜鉛めっき処理のいずれかである請求項5に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項7] 前記めっき処理において形成されるめっき層の組成は、質量%で、Fe：5.0～20.0%、Al：0.001%～1.0%、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、REMの1種または2種以上を合計で0%～3.5%含有し、残部がZn及び不可避不純物からなる請求項5または6に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項8] 前記めっき層が合金化溶融亜鉛めっき層である請求項7に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/003846

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/02(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(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)

C22C38/00-38/60, C21D9/46, C22C18/00, C23C2/02, C23C2/06, C23C2/28

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	JP 2009-203549 A (JFE Steel Corp.), 10 September 2009 (10.09.2009), entire text; all drawings & US 2011/0048589 A1 entire text; all drawings & WO 2009/096595 A1 & EP 2258887 A1 & CA 2713195 A1 & CN 101932745 A & KR 10-2010-0116608 A & MX 2010008404 A	1-8
A	JP 2009-242816 A (JFE Steel Corp.), 22 October 2009 (22.10.2009), entire text; all drawings (Family: none)	1-8

☒ 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
15 October 2015 (15.10.15)

Date of mailing of the international search report
27 October 2015 (27.10.15)

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/JP2015/003846

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 2013-234340 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 21 November 2013 (21.11.2013), entire text (Family: none)	1-8
A	JP 2013-147736 A (Kobe Steel, Ltd.), 01 August 2013 (01.08.2013), entire text; all drawings & US 2013/0153096 A1 entire text; all drawings & CN 103160758 A & KR 10-2013-0070538 A	1-8

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, C22C18/00(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i,
C22C38/58(2006.01)i, C23C2/02(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D9/46, C22C18/00, C23C2/02, C23C2/06, C23C2/28

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	JP 2009-203549 A（J F E スチール株式会社） 2009.09.10, 全文、全図 & US 2011/0048589 A1, 全文、全図 & WO 2009/096595 A1 & EP 2258887 A1 & CA 2713195 A1 & CN 101932745 A & KR 10-2010-0116608 A & MX 2010008404 A	1-8
A	JP 2009-242816 A（J F E スチール株式会社） 2009.10.22, 全文、全図 (ファミリーなし)	1-8

☒ 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

1 5 . 1 0 . 2 0 1 5

国際調査報告の発送日

2 7 . 1 0 . 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）

相澤 啓祐

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

4 K

4 0 3 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
A	JP 2013-234340 A (新日鐵住金株式会社) 2013. 11. 21, 全文 (ファミリーなし)	1-8
A	JP 2013-147736 A (株式会社神戸製鋼所) 2013. 08. 01, 全文、全図 & US 2013/0153096 A1, 全文、全図 & CN 103160758 A & KR 10-2013-0070538 A	1-8