

(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 2016/103534 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/JP2015/003845
- (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 2014-258604 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 a yield ratio of 0.65 or greater, and a manufacturing method thereof are provided. The component composition contains, in mass%, C: 0.11-0.20%, 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 20% (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%), the auto-tempered martensite contained in said martensite phase is greater than or equal to 70% (including 100%), and the residual austenite is 2% or less (including 0%).

(57) 要約: 引張強さ: 980MPa以上を有し、かつ降伏比が0.65以上の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。成分組成は、質量%で、C: 0.11%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る。組織は、面積率で、フェライト相が20%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70%以上(100%を含む)、残留オーステナイトが2%以下(0%を含む)である。

WO 2016/103534 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、高い降伏比(=降伏強さ/引張強さ)および優れた延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、自動車部品等の軽量化は、安全性と一般にトレードオフの関係とされており、自動車部品、例えば骨格部材にはさらなる耐衝撃性が必要であり、高い降伏強さも併せて求められる。

[0003] 以上から、高強度と高降伏比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高降伏比鋼板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: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:0.03%以上0.20%以下、Si:1.0%以下、Mn:1.5%超3.0%以下、P:0.10%以下、S:0.05%以下、Al:0.10%以下、N:0.010%以下を含有し、かつTi、NbおよびVのうちのいずれか1種または2種以上の合計含有量が0.010%以上1.000%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有するとともに、ミクロ組織として、フェライト相と第2相とを含む組織を有し、前記フェライト相は、面積率が50%以上でかつ平均結晶粒径が18 μ m以下であり、前記第2相は、面積率が1%以上7%未満のマルテンサイトを含み、該第2相によって形成されるバンド状組織の厚みを制御することで高降伏比型高強度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:0.04%以上0.13%以下、Si:0.9%以上2.3%以下、Mn:0.8%以上2.4%以下、P:0.1%以下、S:0.01%以下、Al:0.01%以上0.1%以下、N:0.008%以下を含有し、残部が鉄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94%以上、マルテンサイト相が2%以下であり、フェライト相の平均結晶粒径が10 μ m以下、フェライト相のビッカース硬度が140以上、かつ、フェライト相の結晶粒界上に存在する炭化物の平均結晶粒径が0.5 μ m以下、フェライト相の結晶粒界上に存在する炭化物のアスペクト比が2.0以下とすることで延性と穴広げ性に優れた高降伏比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：特開2013-237877号公報

特許文献3：特開2012-36497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オーステナイトの軟化について考慮されていないため、オートテンパードマルテンサイトは生成していないと考えられ、それにより延性が不足することが多く、例えば安定的に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、バンド状の厚みの制御因子が不明瞭で所望の鋼板を得ることが困難である。
- [0010] 特許文献3で提案された技術では、多量のSiを含有させる必要があるため、安定して良好な表面性状を有するめっき鋼板を製造することが困難である。
- [0011] 本発明はかかる事情に鑑み、加工を可能とする延性 ($El \geq 8.0\%$) および引張強さ : 980MPa以上を有し、かつ降伏比が0.65以上の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以上かつ高降伏比を有する鋼板の要件について鋭意検討した結果、軟質なフェライト相を極力減らし、強度と延性のバランスが良好なオートテンパードマルテンサイトを活用することが有効であることを知見した。連続焼鈍溶融めっきラインでオートテンパードマルテンサイトを生成させるには、変態前組織であるオーステナイトへの元素分配を極力減らしたうえでオーステナイトのマルテンサイト変態開始点 (M_s 点) より高い温度で滞留することによりオーステナイトの軟化を生じさせ、より高い温度でマルテンサイト変態を開始させ冷却中にマルテンサイトを焼き戻しさせる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 : 0.11%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20%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ナイトマルテンサイトが70%以上（100%を含む）、残留オーステナイトが2%以下（0%を含む）であり、引張強さが980MPa以上、降伏比が0.65以上である高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

〔2〕前記オーステナイト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、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〕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、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〕～〔3〕のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

〔5〕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〕～〔4〕のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

〔6〕上記〔1〕、〔3〕、〔4〕、〔5〕のいずれか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、680℃以下の温度で巻き取り、冷間圧延し、 A_{c1} 点以上から最高到達温度まで平均加熱速度4.0℃/s以下で加熱し、 A_{c3} 点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が20秒以上であり、800℃から550℃までの平均冷却速度が8℃/s以上、冷却停止温度が（ M_s 点+55℃）以上550℃未満で冷却し、（ M_s 点+55℃）以上550℃未満の温度域の滞留時間が10秒以上120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 M_s 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] [7] 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[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[6]または[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、加工を可能とする延性($El \geq 8.0\%$)および引張強さ : 980MPa以上を有し、かつ降伏比が0.65以上の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延性($El \geq 8.0$)および引張強さ : 980MPa以上を有し、かつ降伏比が0.65以上であるため、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 : 0.11％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。本発明では、焼き入れまま、マルテンサイトより硬度の低いオートテンパードマルテンサイトを主体として強度を得るため、0.11％以上のC含有量でなければ引張強さが980MPa以上の鋼板が得られない。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0.11％以上0.20％以下とする。好ましくは0.12％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→オーステナイト変態点(Ac_3 点)を上昇させるため、焼鈍中にフェライトが生成し易くなる。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。Siは変態点の上昇やめっき性に悪影響をおよぼさない範囲で含有することが好ましく、0.05％以上が好ましい。

[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を除去しやすくさせ、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、粒界に偏析して耐衝撃特性や溶接性等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。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。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、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、本発明の成分組成は、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 : 0.001%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、これらの元素を含有すれば、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、これらの元素を含有する場合、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：20%未満（0%を含む）

フェライト相は軟質な組織であり、引張強さ980MPa以上かつ高降伏比を有する鋼板を製造するには極力低減すべき組織である。また、フェライト相はCおよびMnの溶解度がオーステナイト相よりも低いためフェライト相が生成すると、CおよびMnはオーステナイト相へ濃化しMs点を低下させオートテンパードマルテンサイト相の生成を抑制する。しかしながら、フェライト相は20%未満の範囲であれば許容できる。よって、フェライト相の面積率は20%未満（0%を含む）とする。好ましくは10%未満である。

[0036] ベイナイト相の面積率：50%以下（0%を含む）

ベイナイト相は硬質相と軟質なフェライト相が混在した組織であり、局所的な応力勾配により降伏強さが低下する。0.65以上の降伏比を有する鋼板を製造するにはベイナイト相は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+55℃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。

[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：70%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、延性が乏しい。このマ

ルテンサイト相周りにフェライト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、焼き戻し加熱工程が必要となる。しかし、本発明では、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延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70%以上必要である。80%以上がより好ましい範囲である。

[0038] 残留オーステナイト相の面積率：2%以下（0%を含む）

残留オーステナイトが生成する場合、局所的なMs点は室温以下となり、この場合オートテンパードマルテンサイトはほとんど生成されない。したがって、残留オーステナイト相は極力低減する必要がある。本発明においては、実質的に残留オーステナイト相は含まれない。しかし、含有する場合、2%までは許容できる。好ましくは0.5%以下である。

[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以下の炭化物

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が好ましい。より好ましくは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。そのため、 M_s 点が低い場合をも考慮し、オートテンパードマルテンサイト粒内に析出する炭化物の平均粒子径は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、焼鈍条件を制御することで得ることができる。特に、(M_s 点+55℃)以上550℃未満の温度域で10秒以上120秒以下滞留することで、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70%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、680℃以下の温度で巻き取り、冷間圧延し、 Ac_1 点以上から最高到達温度まで平均加熱速度4.0℃/s以下で加熱し、 Ac_3 点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が20秒以上であり、800℃から550℃までの平均冷却速度が8℃/s以上、冷却停止温度が(M_s 点+55℃)以上550℃未満で冷却し、(M_s 点+55℃)以上550℃未満の温度域の滞留時間が10秒以上120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。具体的には、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、680℃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間圧延工程と、前記冷間圧延工程で得られた冷延鋼板を、 Ac_1 点以上から最高到達温度まで平均加熱速度4.0℃/s以下で加熱し、 Ac_3 点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が20秒以上であり、800℃から550℃までの平均冷却速度が8℃/s以上、冷却停止温度が(M_s 点+55℃)以上550℃未満で冷却し、(M_s 点+55℃)以上550℃未満の温度域の滞留時間が10秒以上120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 M_s 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_1 点および 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。また、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°C 以下

が好ましい。

[0047] 巻取り温度：680℃以下

巻取温度が680℃を上回ると鋼板表面に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680℃以下とする必要がある。巻取温度の下限は特に設けない。通常、巻取温度は、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、570℃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。冷間圧延率は特に限定されないが、製造ラインの制約から30%以上80%以下が好ましい。

[0049] Ac_1 点以上から最高到達温度まで平均加熱速度4.0℃/s以下で加熱し、 Ac_3 点から最高到達温度までの温度域の滞留時間が20秒以上

連続焼鈍溶融亜鉛めっきラインでの加熱工程で重要となるのは、オーステナイト相の硬化を抑え、軟化を促進させつつ、フェライト→オーステナイト変態を完了に近づけることである。オーステナイト相の硬化を抑えるには、フェライト→オーステナイト変態開始温度(Ac_1 点)からの平均加熱速度を低くする必要がある。加熱速度が高い場合、急激にフェライト→オーステナイト変態が進行し、変態ひずみが発生することによりオーステナイトが硬化される。そのため、 Ac_1 点から最高到達温度までの平均加熱速度を4.0℃/s以下とする。好ましくは3.5℃/s以下である。また、生産性の点から上記平均加熱速度は1℃/s以上が好ましい。

また、フェライト→オーステナイト変態を完了に近付けるにはフェライト→オーステナイト変態完了温度(Ac_3 点)以上の温度域での鋼板に与える熱エネルギー総量も重要となる。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→オーステナイト変態完了温度(Ac_3 点)から最高到達温度までの温度域の滞留時間(最高到達温度が Ac_3 の場合には最高到達温度で鋼板が滞留される時

間)は20秒以上と必要がある。また、生産性の点から上記滞留時間は300秒以下が好ましい。なお、滞留時間とは鋼板の温度が上記温度範囲にある時間を意味する。なお、最高到達温度は $Ac_3 \sim Ac_3 + 50^\circ C$ であることが好ましい。

[0050] 800℃から550℃までの平均冷却速度が8℃/s以上、冷却停止温度が(Ms点+55℃)以上550℃未満で冷却し、(Ms点+55℃)以上550℃未満の温度域の滞留時間が10秒以上120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、800℃から550℃までの平均冷却速度が8℃/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の点から50℃/s以下が好ましい。なお、最高到達温度から800℃までの冷却条件は特に限定されない。

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。

[0051] [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。

[0052] 上記(1)式から計算されるMs+55℃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+55℃）以上550℃未満とする。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、120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+55℃）以上550℃未満の温度域の滞留時間は10秒以上120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。

[0053] 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、加工を可能とする延性（ $El \geq 8.0\%$ ）および引張強さ：980MPa以上（好ましくは980MPa以上1300MPa以下）を有し、かつ降伏比が0.65以上（好ましくは0.67以上）の効果を奏することができる。

実施例 1

[0054] 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 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、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。 Ac_1 点および 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：Zn-0.13質量%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。

[0055] 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。

[0056] （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タ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析出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。

[0057] （i i）X線測定

鋼板を板厚方向に対して板厚の $1/4$ を研削加工した後、さらに厚さ 200μ

m以上の化学研磨を施した板面に対して、X線回折強度を測定して、残留オーステナイト量を定量した。X線の入射線源はMoK α 線を用い、フェライトの結晶面(200) $_{\alpha}$ 、(211) $_{\alpha}$ 、オーステナイトの結晶面(200) $_{\gamma}$ 、(220) $_{\gamma}$ 、(311) $_{\gamma}$ のピーク（反射強度）を測定し、その反射強度から残留オーステナイトの体積率を求めた。なお、本発明においては、得られた体積率は面積率として扱う。

[0058] (i 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となるように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、降伏比：0.65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。

[0059] 以上により得られた結果を表3に示す。

[0060]

[表1]

鋼No.	化学成分(質量%)									備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Others	
A	0.17	0.11	2.4	0.03	0.001	0.05	0.0040	0.0015	—	本発明例
B	0.11	0.32	2.9	0.02	0.001	0.03	0.0044	0.0009	—	本発明例
C	0.14	0.09	2.9	0.01	0.002	0.05	0.0043	0.0010	Ti:0.02 Nb:0.02	本発明例
D	0.13	0.18	2.4	0.02	0.001	0.04	0.0039	0.0014	Ti:0.03 Mo:0.1	本発明例
E	0.15	0.05	2.7	0.02	0.003	0.04	0.0037	0.0011	Ni:0.04 V:0.1 Mg:0.002	本発明例
F	0.12	0.23	2.6	0.01	0.002	0.03	0.0030	0.0011	Cr:0.2 W:0.05 Hf:0.06 REM:0.0005 Ca:0.0002	本発明例
G	0.05	0.14	2.8	0.01	0.002	0.03	0.0032	0.0010	—	比較例
H	0.35	0.09	2.6	0.02	0.001	0.05	0.0034	0.0013	—	比較例
I	0.12	0.84	2.3	0.03	0.002	0.04	0.0030	0.0007	—	比較例
J	0.13	0.21	1.7	0.02	0.001	0.05	0.0047	0.0010	—	比較例
K	0.15	0.10	5.0	0.01	0.003	0.05	0.0047	0.0014	—	比較例
L	0.11	0.19	2.4	0.03	0.001	0.03	0.0034	0.0001	—	比較例

[0061]

[表2]

鋼板 No.	熱間圧延工程			連続焼鈍溶融亜鉛めっきライン工程									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)	平均 加熱 速度 (°C/s)*1	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	1240	860	650	720	828	387	1.9	839	34	10	518	30	—	本発明例
2	1210	870	610			383	3.4	843	41	21	525	81	510	本発明例
3	1210	870	610			383	7.8	840	12	20	526	20	510	比較例
4	1200	870	610			301	1.3	800	0	9	487	57	520	比較例
5	1210	890	630			338	1.6	830	2	9	510	83	510	比較例
6	1190	900	640			320	1.4	848	37	5	507	49	510	比較例
7	1220	840	590			387	3.2	837	69	23	350	82	510	比較例
8	1210	860	600			385	1.8	849	50	30	476	240	520	比較例
9	1240	860	630	726	839	397	3.5	850	79	30	530	41	—	本発明例
10	1220	860	620			394	3.0	851	22	22	530	94	520	本発明例
11	1230	880	610	722	825	379	2.7	830	31	16	488	84	—	本発明例
12	1230	880	580			380	1.5	836	45	19	488	51	520	本発明例
13	1210	840	580	725	840	406	1.9	844	31	30	519	41	—	本発明例
14	1210	900	580			406	3.3	851	66	17	518	65	510	本発明例
15	1240	900	580	721	825	385	3.4	828	28	14	473	50	510	本発明例
16	1230	890	580	724	836	400	2.4	852	111	19	488	38	510	本発明例
17	1240	900	640	724	850	416	2.4	870	91	15	491	74	520	比較例
18	1210	840	580	716	784	293	3.5	799	59	30	465	70	510	比較例
19	1190	860	610	735	868	382	2.3	870	55	24	516	52	510	比較例
20	1210	900	620	722	855	351	2.3	865	32	26	464	93	510	比較例
21	1230	870	580	718	782	298	1.5	795	86	28	489	48	520	比較例
22	1200	890	580	725	782	386	2.8	795	65	16	512	47	510	比較例

*1) Ac₁点から最高到達温度までの平均加熱速度。*2) Ac₃点から最高到達温度までの温度域の滞留時間

*3) 800°Cから550°Cまでの温度域における平均冷却速度。

*4) (Ms点+55°C)以上550°C未満の温度域における滞留時間。

[0062] [表3]

鋼板 No.	表面 状態	鋼板の組織						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 steniteマル テンサイト面積 率 (%)	残留 オーステナイト 面積率 (%)	オートテンパートマ ルテンサイト粒内 に分散した炭 化物平均粒子 径 (nm)	降伏 強さ (MPa)	引張 強さ (MPa)	降伏比	伸び (%)	
1	GI材	0	41	59	91	<0.1	63	682	1018	0.67	10.5	本発明例
2	GA材	4	38	58	97	<0.1	91	724	1020	0.71	10.8	本発明例
3	GA材	18	15	67	15	<0.1	計測不能	663	1036	0.64	7.6	比較例
4	GA材	45	5	50	7	<0.1	計測不能	626	1027	0.61	13.5	比較例
5	GA材	32	6	62	12	<0.1	計測不能	636	1010	0.63	13.2	比較例
6	GA材	39	0	61	3	<0.1	計測不能	641	1034	0.62	13.5	比較例
7	GA材	0	0	100	21	<0.1	254	925	1340	0.69	7.2	比較例
8	GA材	2	68	30	54	<0.1	232	604	958	0.63	12.1	比較例
9	GI材	0	29	71	92	<0.1	89	866	1155	0.75	10.1	本発明例
10	GA材	3	31	66	85	<0.1	54	854	1138	0.75	9.4	本発明例
11	GI材	4	15	81	81	<0.1	68	856	1223	0.70	9.3	本発明例
12	GA材	3	18	79	88	<0.1	78	877	1201	0.73	9.7	本発明例
13	GI材	1	31	68	94	<0.1	58	697	995	0.70	11.6	本発明例
14	GA材	0	30	70	82	<0.1	85	711	987	0.72	11.0	本発明例
15	GA材	0	23	77	95	<0.1	55	855	1258	0.68	8.5	本発明例
16	GA材	4	32	64	86	<0.1	61	838	1102	0.76	10.6	本発明例
17	GA材	24	42	34	78	<0.1	84	568	835	0.68	13.2	比較例
18	GA材	0	6	94	20	<0.1	計測不能	1151	1668	0.69	6.5	比較例
19	GA材	29	18	52	51	0.9	278	610	968	0.63	14.4	比較例
20	GA材	51	5	44	5	<0.1	計測不能	501	821	0.61	15.8	比較例
21	GA材	0	0	100	10	<0.1	計測不能	897	1281	0.70	7.2	比較例
22	GA材	28	10	62	21	<0.1	計測不能	599	951	0.63	15.0	比較例

[0063] 発明例はいずれも、引張強さTS：980MPa以上および伸びが8.0%以上であり
 高降伏比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

る比較例の引張強さTS（強度）、降伏比、伸び（延性）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 : 0.11%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20%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ナイトマルテンサイトが70%以上（100%を含む）、残留オーステナイトが2%以下（0%を含む）であり、引張強さが980MPa以上、降伏比が0.65以上である高強度溶融亜鉛めっき鋼板。
- [請求項2] 前記オーステナイト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、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、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1～3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] 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1～4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6] 請求項1、3、4、5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

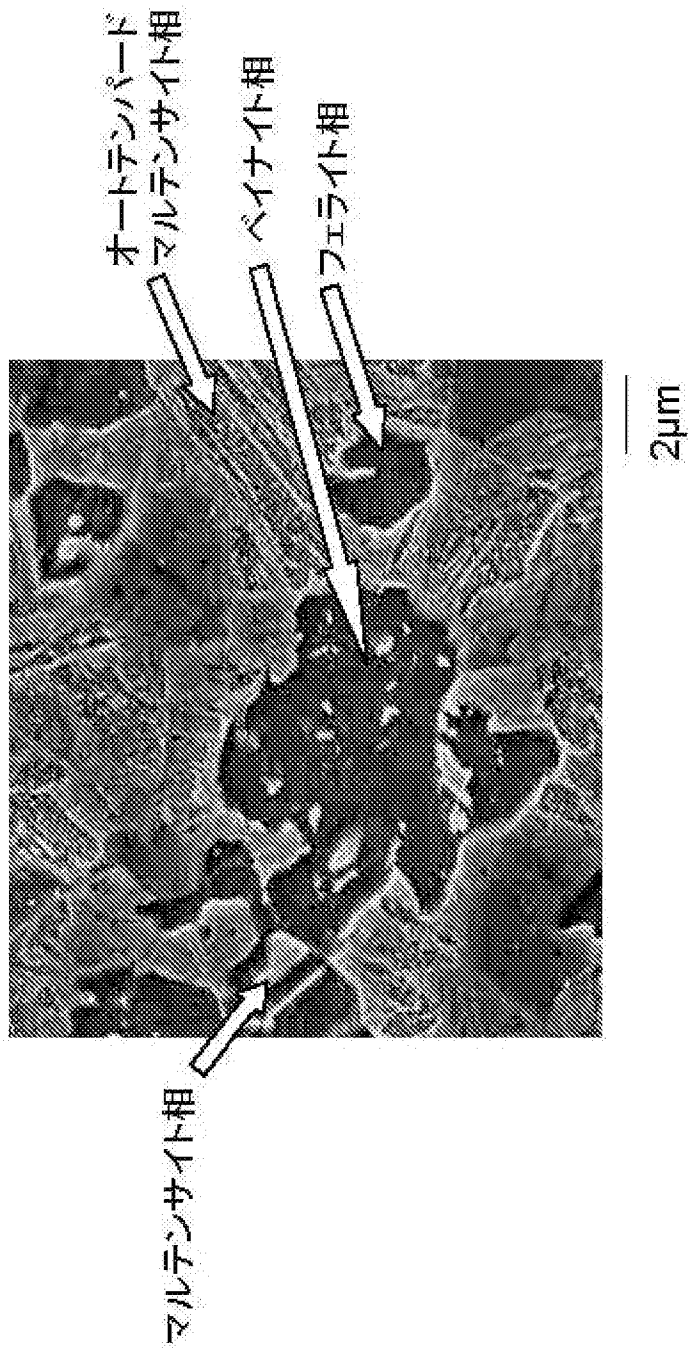
温度800℃以上とする熱間圧延を施し、680℃以下の温度で巻き取り、冷間圧延し、

Ac₁点以上から最高到達温度まで平均加熱速度4.0℃/s以下で加熱し、Ac₃点から最高到達温度までの温度域の滞在時間が20秒以上であり、800℃から550℃までの平均冷却速度が8℃/s以上、冷却停止温度が（Ms点+55℃）以上550℃未満で冷却し、（Ms点+55℃）以上550℃未満の温度域の滞在時間が10秒以上120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7] 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6または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/JP2015/003845

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/JP2015/003845

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