

(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 8 月 4 日(04.08.2016)



(10) 国際公開番号

WO 2016/120915 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/14 (2006.01) C23C 2/02 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) C23C 2/28 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C23C 2/40 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2015/004174

(22) 国際出願日: 2015 年 8 月 20 日(20.08.2015)

(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 2015-016212 2015 年 1 月 30 日(30.01.2015) 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 PLATED STEEL SHEET AND PRODUCTION METHOD FOR SAME

(54) 発明の名称: 高強度めっき鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided is a high-strength hot-dip-plated steel sheet that has a tensile strength of 780 MPa or more and that has favorable workability. Also provided is a production method for the high-strength hot-dip-plated steel sheet. A high-strength hot-dip-plated steel sheet that has a steel sheet and a plating layer that is formed upon the steel sheet. The high-strength hot-dip-plated steel sheet is characterized in that the steel sheet comprises a specific component composition and in that the steel structure of the steel sheet contains, by area ratio, 20% or less (including 0%) of a ferrite phase, 35%-90% of a bainite phase, and 10%-65% of a martensite phase and contains, by number density per mm², 400 or fewer inclusions that have an equivalent circle diameter of more than 5.0 μm, the granular martensite that constitutes the martensite phase having an average grain size of 3.0 μm or less, and the maximum distance between adjacent martensite being 5.0 μm or less.

(57) 要約: 引張強さ: 780 MPa 以上を有し、かつ加工性が良好な高強度溶融めっき鋼板およびその製造方法を提供する。鋼板と該鋼板上に形成されるめっき層とを有する高強度溶融めっき鋼板であって、鋼板は特定の成分組成からなり、鋼板の鋼組織は、フェライト相を面積率で 20% 以下 (0% を含む)、ベイナイト相を面積率で 35% 以上 90% 以下、マルテンサイト相を面積率で 10% 以上 65% 以下含有し、かつ円相当径が 5.0 μm を超える介在物の個数密度が 400 個/mm² 以下を含有し、マルテンサイト相を構成する粒状のマルテンサイトの平均粒径が 3.0 μm 以下、隣り合うマルテンサイト間の間隔の最大長さが 5.0 μm 以下であることを特徴とする高強度溶融めっき鋼板とする。

WO 2016/120915 A1

明 細 書

発明の名称：高強度めっき鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高強度めっき鋼板およびその製造方法に関する。本発明の高強度めっき鋼板は、引張強さ（TS）：780MPa以上の高強度と、優れた成形性（formability）を兼ね備える。このため、本発明の高強度めっき鋼板は、自動車用骨格部材（structural parts for automotive）の素材に適する。

背景技術

[0002] 近年地球環境保全の観点から、CO₂排出量の低減を目的として、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。このため、近年、自動車部品用素材として、高強度鋼板の使用量が増加しつつある。

[0003] 一方、一般に鋼板は高強度化にともない成形性が低下し、加工が困難となる。このため、自動車部品等を軽量化するうえで、鋼板は高強度に加えて良好な加工性を兼ね備えることが求められる。

[0004] 以上から、高強度と曲げ性（bendability）（加工性、成形性ともいう）とを兼備した鋼板開発が求められ、これまでも加工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。

[0005] 例えば、特許文献1では、鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を備える溶融亜鉛めっき鋼板において、質量%で、C：0.02%を超え0.20%以下、Si：0.01～2.0%、Mn：0.1～3.0%、P：0.003～0.10%、S：0.020%以下、Al：0.001～1.0%、N：0.0004～0.015%、Ti：0.03～0.2%あるいはさらにNb：0.1%以下等を含み、残部がFeおよび不純物である成分組成を有するとともに、フェライトを面積率で30～95%含有し、残部の第2相がマルテンサイト、ベイナイト、パーライト、セメンタイトおよび残留オーステナ

イトのうちの1種または2種以上からなり、かつマルテンサイトを含有するときのマルテンサイトの面積率は0～50%である鋼組織（microstructure）を有し、鋼板が粒径2～30nmのTi系炭窒化析出物を平均粒子間距離30～300nmで含有し、かつ粒径3μm以上の晶出系TiNを平均粒子間距離50～500μmで含有することで、引張強度が実績で620MPa以上の曲げ加工性および耐切り欠き疲労特性に優れた高降伏比高強度鋼板が得られるとしている。

[0006] 特許文献2では、質量%で、C：0.05～0.20%、Si：0.01～0.6%未満、Mn：1.6～3.5%、P：0.05%以下、S：0.01%以下、sol. Al：1.5%以下、N：0.01%以下を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼板であって、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、低温変態生成組織は少なくともベイナイトを含み、マルテンサイトを更に含んでいてもよく、鋼板の表面から0.1mm深さの板面について、板幅方向位置を変えて合計20視野を顕微鏡で観察し、各視野における50μm×50μmの領域について画像解析を行ったとき、ポリゴナルフェライトの面積率の最大値と最小値およびマルテンサイトの面積率の最大値を定めることで曲げ加工性および疲労強度に優れた引張強さ780MPa以上の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2006-063360号公報

特許文献2：特開2010-209428号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] 特許文献1で提案された技術では、成分組成が鋼組織にどのような影響を与えるかについては実施例でなんら開示されておらず、鋼組織を考慮することによる改善が不十分であり、全体として改善が十分とはいえない。

[0009] また、特許文献2で提案された技術でも、本発明で求めるような高い加工硬化能 (strain hardenability) による成形性向上を実現するために考慮すべき因子が充分把握されていない。

[0010] 本発明はかかる事情に鑑みてなされたものであって、引張強さ：780 MPa以上を有し、かつ加工性が良好な高強度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

[0011] 本発明者らは上記課題を解決するために、引張強さ780 MPaかつ良好な加工性を有する鋼板の要件について鋭意検討した。その結果、高強度の鋼板を得るには軟質なフェライト相を可能な限り少なくし、ベイナイト相やマルテンサイト相といった低温変態相を活用することに着目した。一方で、従来の技術では成形性に富むフェライト相を低減すると、良好な成形性は得られなくなる。そこで、フェライト相を多くは含まない鋼板の成形性を向上させる手段について検討した。その結果、微細な粒状のマルテンサイトがベイナイト相に分散したマルテンサイト相とすると、ベイナイト相の均一変形が促され、その結果、加工硬化能が上昇することにより成形性が向上することを見出した。微細なマルテンサイトをベイナイト相へ分散させるには、焼鈍工程前組織でセメンタイトを微細に分散させたうえで、焼鈍中のオーステナイト粒径の粗大化 (coarsening) を抑制することが有効であることを知見した。一方で、焼鈍中のオーステナイト粒径の微細化にともないフェライト変態の核生成サイトとなるオーステナイト粒界面積が増大するため、フェライト相が出やすくなる。マルテンサイト相を微細化したうえで、フェライト変態を抑制するには適切な元素添加により鋼板の焼入性を向上させたうえでフェライト核生成サイトとなる5.0 μm 以上の介在物密度を低減することが重要であることが判明した。

[0012] 本発明は上記の知見に基づき完成されたものであり、その要旨は次のとおりである。

[0013] [1] 鋼板と該鋼板上に形成されためっき層とを有する高強度めっき鋼板

であって、前記鋼板の成分組成は、質量%で、C : 0.06%以上0.18%以下、Si : 0.50%未満、Mn : 1.9%以上3.2%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、Nb : 0.007%以上0.030%以下、および下記(1)式を満たすようにTiを含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、前記鋼板の鋼組織は、フェライト相を面積率で20%以下(0%を含む)、ベイナイト相を面積率で35%以上90%以下、マルテンサイト相を面積率で10%以上65%以下含有し、かつ円相当径が5.0μmを超える介在物を個数密度で400個/mm²以下含有し、前記マルテンサイト相を構成する粒状のマルテンサイトの平均粒径が3.0μm以下、マルテンサイト間の最大長さが5.0μm以下であることを特徴とする高強度めっき鋼板。

$$[\%N] - 14 [\%Ti] / 48 \leq 0 \quad (1)$$

(1)式における[%N]はN含有量、[%Ti]はTi含有量を意味する。

[0014] [2] 前記成分組成は、さらに、質量%で、Cr : 0.001%以上0.9%以下、Ni : 0.001%以上0.5%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種以上を含有する成分組成であることを特徴とする[1]に記載の高強度めっき鋼板。

[0015] [3] 前記成分組成は、さらに、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%以下含有することを特徴とする[1]または[2]に記載の高強度めっき鋼板。

[0016] [4] 前記めっき層は、質量%で、Fe : 5.0~20.0%、Al : 0.001%~1.0%を含有し、さらに、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、REMから選択する1種または2種以上を合計で0~3.5%含有し、残部がZn及

び不可避免的不純物からなることを特徴とする〔１〕～〔３〕のいずれかに記載の高強度めっき鋼板。

[0017] 〔５〕前記めっき層が合金化めっき層であることを特徴とする〔１〕～〔４〕のいずれかに記載の高強度めっき鋼板。

[0018] 〔６〕〔１〕から〔３〕のいずれかに記載の成分組成を有する鋼素材を、
１０００℃以上１２００℃以下で加熱し、８００℃以上の仕上げ圧延温度で仕上げ圧延終了後、仕上げ圧延温度から５６０℃までの平均冷却速度が３０℃／ｓ以上で冷却し、Ｍｓ点以上５６０℃以下で巻き取る熱間圧延工程と、前記熱間圧延工程後に熱延板を冷間圧延する冷間圧延工程と、前記冷間圧延工程後の冷延板を１００℃から（Ａｃ_３点－１０）℃以上の最高到達温度までの平均加熱速度が３．０℃／ｓ以上の条件で加熱し、最高到達温度まで加熱された冷延板を５６０℃までの平均冷却速度が１５℃／ｓ以上の条件で冷却し、該加熱及び該冷却において（Ａｃ_３点－１０）℃以上に冷延板が滞留される時間を６０秒以下とし、該冷却において４４０℃以上５３０℃以下に冷延板が滞留される時間を２０秒以上１８０秒以下とする焼鈍工程と、前記焼鈍工程後にめっきを施し、焼鈍板上にめっき層を形成するめっき工程と、を有することを特徴とする高強度めっき鋼板の製造方法。

[0019] 〔７〕前記めっき層は、質量％で、Ｆｅ：５．０～２０．０％、Ａｌ：０．００１％～１．０％を含有し、さらに、Ｐｂ、Ｓｂ、Ｓｉ、Ｓｎ、Ｍｇ、Ｍｎ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｃｏ、Ｃａ、Ｃｕ、Ｌｉ、Ｔｉ、Ｂｅ、Ｂｉ、ＲＥＭから選択する１種または２種以上を合計で０～３．５％含有し、残部がＺｎ及び不可避免的不純物からなることを特徴とする〔６〕に記載の高強度めっき鋼板の製造方法。

[0020] 〔８〕前記めっき工程後に、前記めっき層を合金化する合金化工程を有することを特徴とする〔６〕又は〔７〕に記載の高強度めっき鋼板の製造方法。

発明の効果

[0021] 本発明によると、本発明の高強度めっき鋼板は、引張強さ（ＴＳ）：７８

0 M P a 以上の高強度と、優れた成形性を兼ね備える。本発明の高強度めっき鋼板を自動車部品に適用すれば、自動車部品のさらなる軽量化が実現される。

発明を実施するための形態

[0022] 以下、本発明の実施形態について説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

[0023] <高強度めっき鋼板>

本発明の高強度めっき鋼板は、鋼板と、該鋼板上に形成されるめっき層とを有する。鋼板、めっき層の順で説明する。

[0024] 鋼板の成分組成は、質量％で、C : 0.06%以上0.18%以下、Si : 0.50%未満、Mn : 1.9%以上3.2%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、Nb : 0.007%以上0.030%以下、および上記(1)式を満たすようにTiを含有する成分組成である。以下の各成分を説明する。以下の説明において、成分の含有量を表す「％」は「質量％」を意味する。

[0025] C : 0.06%以上0.18%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。引張強さが780 M P a 以上の鋼板を得るには少なくともC含有量を0.06%以上にすることが必要である。一方、C含有量が0.18%を上回るとマルテンサイト相の面積率が65%を上回り延性および成形性が失われる。そこで、C含有量は0.06%以上0.18%以下とする。望ましくは0.07%以上0.18%以下である。

[0026] 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。さらにSiはめっき層と鋼板表面との濡れ性を低下させるので、Siの過剰な含有は、めっき等の欠

陥の原因となる。本発明においてS i含有量は0.50%未満の範囲であれば許容される。望ましくは0.30%未満である。下限は特に定めないが、0.01%のS iは不可避免的に鋼中に混入する場合がある。

[0027] Mn : 1.9%以上3.2%以下

Mnは、固溶強化 (solid solution strengthening) により高強度化に寄与するうえ、Ac₃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、また鋼板の焼入性を向上させる効果がある。目的の鋼組織を得るにはMn含有量を1.9%以上とする必要がある。一方、Mn含有量が3.2%を上回るとベイナイト変態が進行せず結果的にマルテンサイト相の面積率が65%を上回る。このため、Mn含有量の上限を3.2%とする。好ましいMn含有量の範囲は2.0%以上3.0%以下である。

[0028] P : 0.03%以下

Pは、粒界に偏析して成形時の割れの起点となるため成形性に悪影響をもたらす元素である。したがって、P含有量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。極力低減する方が望ましいが、製造上、0.002%は不可避免的に混入する場合がある。

[0029] S : 0.005%以下

Sは、鋼中でMnSなどの介在物となった状態で存在する。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、ボイド生成の起点となりやすく、成形性にも悪影響がある。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望ましいが、製造上、0.0005%は不可避免的に混入する場合がある。

[0030] Al : 0.08%以下

Alを製鋼の段階で脱酸剤として添加する場合、Alを0.02%以上含有することが好ましい。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の影響でフェライト変態が促進され引張強さが780MPa

を下回る。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。

[0031] N : 0.006%以下

本発明においてNは、Tiと結合し粗大なTi系窒化物として析出する。この粗大なTi系窒化物はフェライト変態の核生成サイト (nucleation site) となるため、N含有量は極力低減する必要がある、上限を0.006%とする。好ましいN含有量は0.005%以下である。N含有量は極力低減する方が望ましいが、製造上、0.0005%は不可避免的に混入する場合がある。

[0032] 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含有量を0.0002%以上にする必要がある。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、延性に悪影響がでる。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、0.0005%以上0.0020%以下である。

[0033] Nb : 0.007%以上0.030%以下

Nbは焼鈍中のオーステナイト粒の粗大化を抑制するため重要な元素である。Nb含有量が過剰になると、Nbを含む粗大な炭窒化物（炭化物、窒化物、炭窒化物の総称。以下この発明に置いて同じ）が析出するためフェライト相の面積率が増大する。オーステナイト粒の粗大化抑制のためには、Nb含有量を0.007%以上にする必要がある。一方、Nb含有量が0.030%を超えると、本発明で規定する製造条件では粗大なNb系炭窒化物が析出する。そこで、Nb含有量の上限を0.030%とする。好ましいNb含有量は、0.012%以上0.027%以下である。

[0034] Ti : $[\%N] - 14 [\%Ti] / 48 \leq 0$

Ti含有量が上記不等式を満たさず $[\%N] - 14 [\%Ti] / 48 > 0$

となる場合、NはBと結合するため焼入性が低下し、フェライト相の面積率が20%を上回ることとなる。 $[\%N] - 14 [\%Ti] / 48 \leq 0$ の範囲であれば、NはTiと結合した状態であるため、鋼板の焼入性は失われない。一方、過度にTiを含有させるとCと結合することによって炭化物を形成する。この炭化物は転位上に析出し、転位の運動を著しく阻害するため成形性が低下する要因となる。この観点から、(1)式左辺は-0.010以上であることが好ましい。より好ましくは-0.006以上である。

[0035] 本発明の高強度めっき鋼板は、さらに、質量%で、Cr: 0.001%以上0.9%以下、Ni: 0.001%以上0.5%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種以上を含有してもよい。

[0036] 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る。Bによる焼入性の効果に加え、これらの元素による効果があれば、安定的に所望の鋼組織を得られやすくなる。一方で、Cr含有量が0.9%を上回るとめっき性に悪影響をおよぼす。また、Niが0.5%、Vが0.3%、Moが0.3%、Wが0.2%およびHfが0.3%を上回ると、焼入性の効果が飽和する。以上から、Cr: 0.001%以上0.9%以下、Ni: 0.001%以上0.5%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%以下とした。

[0037] 本発明の高強度めっき鋼板は、さらに、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%以下含有してもよい。

[0038] 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はベイナイト中に析出するセメンタイトを球状化させる。その結果、セメンタイト周りでの応力集中が低下し、成形性が改善する。一方で、REM、MgおよびCaの合計含有量が、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、延性に悪影響をもたらす。以上から、これらを含む場合には、R E M、M g、C aの1種または2種以上を合計で0.0002%以上0.01%以下含むことが好ましい。望ましくは、R E M、M gおよびC a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。

[0039] 上記成分以外の成分は、F eおよび不可避免の不純物である。

[0040] 続いて、本発明の高強度めっき鋼板の鋼組織について説明する。本発明の高強度めっき鋼板の鋼組織は、フェライト相を面積率で20%以下（0%を含む）、ベイナイト相を面積率で35%以上90%以下、マルテンサイト相を面積率で10%以上65%以下含有し、かつ円相当径が $5.0\mu\text{m}$ を超える介在物の個数密度が400個/ mm^2 以下を含有する。そして、上記マルテンサイト相を構成する粒状のマルテンサイトの平均粒径が $3.0\mu\text{m}$ 以下、マルテンサイト間の最大長さが $5.0\mu\text{m}$ 以下である。

[0041] フェライト相

フェライト相は軟質な組織であり、フェライト相の含有量が20%を超えると、引張強さが780MPaを下回る。また、フェライト相は元素の溶解度が小さいため、フェライト相の含有量が過剰になると、焼鈍前組織で微細分散させたセメンタイトの配置を変えてしまい微細なマルテンサイト相も得られなくなる。したがって、フェライト相の含有量は極力低減することが望ましく、本発明においてフェライト相の含有量は20%以下（0%を含む）に抑制する必要がある。望ましくは15%以下である。

[0042] ベイナイト相

ベイナイト相はフェライト相よりも硬度が高いうえ、マルテンサイト相を微細に生成させるために有効である。所望の鋼組織を得るために、ベイナイト相の含有量を35%以上とする必要がある。一方、ベイナイト相の含有量が90%を上回るとマルテンサイト間の間隔の最大長さ（最大距離）が $5.0\mu\text{m}$ を上回り、良好な成形性が得られなくなる。好ましいベイナイト相の含有量は面積率で40%以上80%以下である。

[0043] マルテンサイト相

マルテンサイト相の含有量およびマルテンサイト相の形態は、強度および成形性に大きな影響を与える。マルテンサイト相の含有量が面積率で10%を下回ると引張強さが780MPaを下回る。一方、マルテンサイト相の含有量が面積率で65%を上回ると延性および成形性が失われる。好ましいマルテンサイト相の含有量は、面積率で20%以上55%以下である。

[0044] また、本発明の高強度めっき鋼板において、マルテンサイト相は粒状のマルテンサイトから構成される。マルテンサイトの平均粒径が3.0 μm を上回ると、粗大なマルテンサイト近傍での変形が拘束され成形中に鋼板が不均一に変形する。この場合、優先的に変形した部分で亀裂が発生しやすく良好な成形性が得られなくなる。マルテンサイトの平均粒径は好ましくは2.0 μm 以下である。なお、マルテンサイトの平均粒径の下限值は特に限定されないが、安定的に10%以上のマルテンサイト分率とする観点から上記平均粒径は0.5 μm 以上が好ましい。

[0045] また、マルテンサイト間の間隔の最大長さは5.0 μm 以下である。マルテンサイト間の間隔の最大長さが、この範囲にあれば、多くのベイナイト相がマルテンサイト相と接する状態となる。マルテンサイト相と接したベイナイト相は転位が発生しやすく加工硬化しやすくなる。結果として加工硬化指数 (work hardening exponent) が増大し均一に変形するため、良好な成形性が得られる。マルテンサイト間の最大間隔長さ (最大長さ) は好ましくは4.0 μm 以下である。なお、マルテンサイト間の最大間隔長さ (最大長さ) の下限値は特に限定されないが、マルテンサイト間の距離が近すぎる場合はマルテンサイト変態発生で生じる変態ひずみによりマルテンサイト近傍に転位が導入されることで、マルテンサイト間の新たな転位の発生を阻害し、加工硬化しにくくなるため、上記最大間隔長さは1.0 μm 以上が好ましい。

[0046] 介在物

本発明の高強度めっき鋼板の鋼組織では、円相当径で粒径が5.0 μm を超える介在物の個数密度：400個/ mm^2 以下である。粒径が5.0 μm を

超える介在物はフェライト相の核生成サイトとなりやすく、フェライト相の面積率での含有量が所望の範囲にならなくなる。ここで、 $5.0\mu\text{m}$ を超える介在物としては、AlもしくはTiを含む酸化物、Tiを含む窒化物、Nbを含む炭窒化物が挙げられる。

[0047] 続いて、めっき層について説明する。本発明の高強度めっき鋼板において、めっき層を構成する成分は特に限定されず、一般的な成分であればよい。例えば、めっき層は、質量%で、Fe: $5.0\sim 20.0\%$ 、Al: $0.001\%\sim 1.0\%$ を含有し、さらに、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、REMから選択する1種または2種以上を合計で $0\sim 3.5\%$ 含有し、残部がZn及び不可避免的不純物からなる。また、めっき層は、合金化されためっき層（合金化反応によって亜鉛めっき中に鋼中のFeが拡散してできたFe-Zn合金を、主体として含むめっき層）であってもよい。

[0048] 次に、本発明の高強度めっき鋼板の製造方法について説明する。本発明の高強度めっき鋼板の製造方法は、熱間圧延工程と、冷間圧延工程と、焼鈍工程と、めっき工程と、を有する。また、必要に応じて、めっき工程後に合金化工程を有してもよい。以下、各工程について説明する。なお、以下の説明において、温度は特に断らない限り表面温度とする。また、平均加熱速度は $((\text{加熱後の表面温度}-\text{加熱前の表面温度})/\text{加熱時間})$ 、平均冷却速度は $((\text{冷却前の表面温度}-\text{冷却後の表面温度})/\text{冷却時間})$ とする。

[0049] 熱間圧延工程とは、上記成分組成を有する鋼素材を、 1000°C 以上 1200°C 以下で加熱し、 800°C 以上の仕上げ圧延温度で仕上げ圧延終了後、仕上げ圧延温度から 560°C までの平均冷却速度が $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却し、Ms点以上 560°C 以下で巻き取る工程である。

[0050] 上記鋼素材製造のための、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鑄造法によりスラブ（鋼素材）とするのが好ましい。また、造塊一分塊圧延法（ingot casting

and blooming)、薄スラブ連鋳法等、公知の鋳造方法でスラブとしてもよい。

[0051] 鋼素材の加熱温度：1000℃以上1200℃以下

本発明においては、粗圧延に先立ち鋼素材を加熱して、鋼素材の鋼組織を実質的に均質なオーステナイト相とする必要がある。また、粗大な介在物の生成を抑制するためには加熱温度の制御が重要となる。加熱温度が1000℃を下回ると仕上げ圧延温度が800℃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1200℃を上回ると、特に粗大なTiを含む窒化物の生成が促進され、5.0μmを超える介在物の個数密度が増大する。そのため、鋼素材の加熱温度は1000℃以上1200℃以下とした。望ましくは1020℃以上1150℃以下である。なお、上記加熱後の粗圧延の粗圧延条件については特に限定されない。

[0052] 仕上げ圧延温度：800℃以上

仕上げ圧延温度が800℃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 (duplex grain microstructure) となる。このため、冷間圧延時の板厚精度に悪影響をもたらし、焼鈍前の鋼組織でセメンタイトが微細に分散した形態とならない。したがって、仕上げ圧延温度は800℃以上とする。好ましくは820℃以上である。また、仕上げ圧延温度は過剰に高いとスケールの噛み混みにより表面性状が劣化するという理由で940℃以下が好ましい。

[0053] 仕上げ圧延温度から560℃までの平均冷却速度が30℃/s以上

焼鈍前にセメンタイトを微細分散させるには、オーステナイト相をベイナイト変態させる必要がある。本発明において仕上げ圧延温度から560℃までの平均冷却速度が30℃/sを下回るとフェライト相が生成し、セメンタイトが微細分散した組織とならない。したがって、仕上げ圧延温度から560℃までの平均冷却速度は30℃/s以上とする。なお、巻取温度が560℃未満の場合、560℃～冷却停止温度までの平均冷却速度は30℃/s以

上でも $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満でもよい。

[0054] 巻取温度：Ms 点以上 560°C 以下

巻取温度が 560°C を上回るとフェライト変態が進行するため、セメンタイトが微細分散した組織とならない。一方、マルテンサイト変態開始温度（Ms 点）を下回る巻取温度ではセメンタイトが十分に析出されない。したがって、巻取温度は Ms 点以上 560°C 以下とする必要がある。好ましくは、 $(\text{Ms 点} + 50)^{\circ}\text{C}$ 以上 540°C 以下である。なお、Ms 点は熱膨張測定装置を用いて測定した値を採用する。

[0055] 続いて行う冷間圧延工程とは、上記熱間圧延工程後に熱延板を冷間圧延する工程である。所望の板厚を得るため、熱間圧延工程後の熱延板に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、冷間圧延率は 30% 以上 80% 以下とされる。

[0056] 続いて行う焼鈍工程とは、冷間圧延工程後の冷延板を 100°C から (A_{c3} 点 -10) $^{\circ}\text{C}$ 以上の最高到達温度までの平均加熱速度が $3.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の条件で加熱し、最高到達温度まで加熱された冷延板を 560°C までの平均冷却速度が $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の条件で冷却し、該加熱及び該冷却において (A_{c3} 点 -10) $^{\circ}\text{C}$ 以上に冷延板が滞留される時間を 60 秒以下とし、該冷却において 440°C 以上 530°C 以下に冷延板が滞留される時間を 20 秒以上 180 秒以下とする工程である。なお、 A_{c3} 点は熱膨張測定装置を用いて測定した値を採用する。

[0057] 100°C から最高到達温度までの平均加熱速度： $3.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上

100°C は C の拡散し始める温度であり、C もしくは Fe が拡散する 100°C 以上の平均加熱速度が $3.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を下回る加熱条件では、微細分散したセメンタイトが粗大化する。セメンタイトはマルテンサイト生成サイトとなるがセメンタイトが粗大化した状態では、微細なマルテンサイトを得ることができなくなる。さらに微細なマルテンサイトを得るには焼鈍中のオーステナイトの粗大化も抑制する必要がある。平均加熱速度が $3.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を下回ると、オーステナイトが粗大化し所望のマルテンサイト相の平均径が得ら

れなくなる。以上の通り、 100°C から最高到達温度までの平均加熱速度が $3.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とした。好ましい加熱速度は $4.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。ここで、最高到達温度は $(Ac_3\text{点}-10)^{\circ}\text{C}$ 以上である。少なくとも $(Ac_3\text{点}-10)^{\circ}\text{C}$ まで加熱しなければ、フェライト相の面積率が 20% 以下とならない。好ましい最高到達温度は Ac_3 点以上である。なお、 Ac_3 点は、フェライトおよびオーステナイトの二相域からオーステナイト単相域となるときの温度である。

[0058] 最高到達温度から 560°C までの平均冷却速度： $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上

上記加熱後の冷却において、 560°C 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、過度にフェライト相が生成される。これを回避するには、 560°C までの平均冷却速度を $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上にする必要がある。また、この冷却での冷却停止温度は特に限定されないが、通常、冷却停止温度は $460\sim 540^{\circ}\text{C}$ になる。また、 560°C になった以降の冷却停止温度までの冷却速度は特に限定されず、 $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上でも $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満でもよい。

[0059] $(Ac_3\text{点}-10)^{\circ}\text{C}$ 以上に温度域に滞留される時間：60秒以下

加熱及び冷却において $(Ac_3\text{点}-10)^{\circ}\text{C}$ 以上の温度域に冷延板が滞留される時間を60秒超えとすると、焼鈍中のオーステナイトが粗大化し微細なマルテンサイトが得られなくなる。以上の観点から、 $(Ac_3\text{点}-10)^{\circ}\text{C}$ 以上の温度域に滞留される時間は60秒以下とし、50秒以下とすることが好ましい。

[0060] 440°C 以上 530°C 以下の温度域に滞留される時間：20秒以上180秒以下

ベイナイト変態を促進させ、微細なマルテンサイトを含むベイナイト組織を得るには、冷却において 440°C 以上 530°C 以下の温度域に冷延板を20秒以上滞留させる必要がある。一方で、滞留時間が180秒を超えると、過度にベイナイト相が生成され、マルテンサイト相に接しないベイナイト相が多くなる。好ましい滞留時間は25秒以上150秒以下である。

[0061] 続いて行うめっき工程とは、上記焼鈍工程後にめっきを施し、焼鈍板上にめっき層を形成する工程である。例えば、めっき処理として、自動車用鋼板に多用される溶融めっきを行う場合には、上記焼鈍を連続溶融めっきラインで行い、焼鈍後の冷却に引き続いて溶融めっき浴に浸漬して、表面にめっき層を形成すればよい。また、上記めっき工程後に、必要に応じて、めっき層の合金化処理を行う合金化工程を設けてもよい。

実施例 1

[0062] 表 1 に示す成分組成を有する肉厚 2.50 mm の鋼素材に、表 2 に示す熱延条件で熱間圧延工程を施して熱延板とし、表 2 に示す冷延条件で冷間圧延工程を施して冷延板とし、表 2 に示す条件の焼鈍を連続溶融めっきラインで施した。その後、めっき処理、必要に応じて合金化処理を施した。ここで、連続溶融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℃であり、めっき付着量は G1 材（溶融めっき鋼板）、GA 材（合金化溶融めっき鋼板）ともに片面当たり 45～65 g/m²とし、めっき層中に含有する Fe 量は 6～14 質量%の範囲とした。Ac₃点および Ms 点は熱膨張測定装置を用いて測定した。Ac₃点の測定条件は平均加熱速度 5℃/s とし、Ms 点の測定条件は平均加熱速度 5℃/s で（Ac₃+10）℃まで加熱、30 秒保持した後、（Ac₃+10）℃から 300℃までの平均冷却速度が 30℃/s 以上とした。

[0063] 上記により得られた溶融めっき鋼板もしくは合金化溶融めっき鋼板から試験片を採取し、以下の手法で評価した。

[0064] (i) 組織観察像

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（鋼板を置いた場合の鉛直かつ圧延方向に対し平行となる断面）が観察面となるよう切り出し、板厚中心部を 1% ナイタル（nital）で腐食現出し、走査型電子顕微鏡で 2000 倍に拡大して板厚 1/4 位置を 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る。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を求めた。マルテンサイト相の平均径も画像解析によってマルテンサイト相の各粒が占める面積を求め、その面積と等しい相当円直径を求めた。マルテンサイト相が長さ $0.5\mu\text{m}$ 以下で連結した部分に対しては、その部分に連結するマルテンサイトをふたつと見なして、それぞれの相当円直径を求めた。マルテンサイト間の最大間隔長さは10視野で最も長い部分を最大長さとして求めた。上記間隔は、マルテンサイトの外周とマルテンサイトの外周とが最も近い部分の距離を意味する。

[0065] (i i) 引張試験

得られた鋼板から圧延方向に対して垂直方向（直角方向）にJIS 5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（EI）を求めた。引張試験のクロスヘッドスピードは $10\text{mm}/\text{min}$ とした。表3において、引張強さ：780MPa以上、加工硬化指数（n値）：0.16以上を本発明鋼で求める鋼板の機械的性質とした。ここで、加工硬化指数はJIS Z 2253（1996）で定める方法に従って求められる値であり、真ひずみ域が0.02から0.05から求めた。この領域はプレス加工において加工硬化の影響による亀裂発生現象に関して最も感受性が高い領域であるためである。

[0066] 以上により得られた結果を表3に示す。

[0067] 本発明例はいずれも、引張強さTS：780MPa以上であり高い加工硬化指数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、特に所望のフェライト面積率が得られていなかった鋼板は引張強さが低い。マルテンサイト相の面積率および形態が所望のものでなかった場合は、加工硬化指数が低かった。さらに、巻取温度もしくは連続焼鈍ラインで本発明で定める範囲を満たしていない場合の一部は、鋼板表面の硬さは鋼板

内部とほぼ変わらない結果であった。

[0068] [表1]

鋼No.	成分組成(質量%)											(1)式 左辺	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	B	Others		
A	0.085	0.05	2.43	0.01	0.002	0.03	0.0036	0.031	0.025	0.0013	—	-0.005	発明例
B	0.135	0.07	2.37	0.02	0.002	0.04	0.0037	0.027	0.010	0.0013	—	-0.004	発明例
C	0.151	0.25	2.81	0.02	0.002	0.03	0.0050	0.025	0.025	0.0011	—	-0.002	発明例
D	0.131	0.05	2.44	0.02	0.001	0.03	0.0036	0.028	0.013	0.0013	V:0.02 Mo:0.1	-0.005	発明例
E	0.075	0.10	2.41	0.01	0.003	0.04	0.0037	0.020	0.021	0.0011	Ni:0.04 Cr:0.1 Mg:0.002	-0.002	発明例
F	0.12	0.19	2.65	0.01	0.003	0.05	0.0049	0.026	0.019	0.0008	W:0.07 Hf:0.04 REM:0.0001 Ca:0.0002	-0.003	発明例
G	0.051	0.22	2.58	0.02	0.003	0.04	0.0037	0.020	0.016	0.0018	—	-0.002	比較例
H	0.081	1.65	2.79	0.02	0.002	0.03	0.0048	0.025	0.012	0.0018	—	-0.002	比較例
I	0.078	0.20	1.74	0.02	0.002	0.04	0.0048	0.019	0.020	0.0010	—	-0.001	比較例
J	0.068	0.38	2.50	0.02	0.002	0.04	0.0041	0.004	0.021	0.0010	—	0.003	比較例
K	0.071	0.33	2.97	0.02	0.003	0.05	0.0042	0.026	0.060	0.0009	—	-0.003	比較例
L	0.074	0.39	2.85	0.02	0.003	0.03	0.0032	0.030	0.019	<0.0001	—	-0.006	比較例

[0069] [表2]

鋼板 No.	熱間圧延工程				鋼板の変態 点		冷間圧 延工程	焼鈍工程					合金化 工程	備考
	スラブ 加熱 温度 (°C)	仕上げ 圧延 終了温度 (°C)	仕上げ 温度か ら560°Cまでの 平均冷却速度 (°C/s)	巻取 温度 (°C)	A _{c3} 点 (°C)	M _s 点 (°C)		平均 加熱 速度 (°C/s)*1	最高 到達 温度 (°C)	加熱 冷却中 滞留 時間 (s)*2	平均 冷却 速度 (°C/s) *3	冷却 停止 温度 (°C)	冷却中 滞留 時間 (s)*4	
1	1180	850	32	450	839	439	64	6.8	831	48	27	488	37	—
2	1170	890	32	470			70	5.4	840	22	18	469	38	530
3	1250	880	57	460			65	5.5	840	20	20	475	45	520
4	1150	900	54	650			52	6.8	849	33	25	486	38	530
5	1110	880	39	500	838	439	50	7.5	846	33	25	478	90	540
6	1110	920	46	470			69	5.3	815	36	22	471	84	510
7	1130	850	54	470			50	5.8	838	180	33	494	47	510
8	1120	860	42	510			41	6.6	835	25	12	476	32	540
9	1130	910	57	450	832	425	41	4.6	843	31	24	471	57	510
10	1170	910	54	500			49	5.8	832	26	24	493	55	—
11	1110	860	47	500			55	4.6	834	39	24	479	38	540
12	1180	880	55	450			54	5.6	830	50	29	504	86	—
13	1100	930	50	510	821	399	46	4.9	834	36	20	483	75	500
14	1170	860	53	480			67	6.4	815	39	26	504	84	—
15	1140	920	50	450			41	6.8	818	20	29	485	51	520
16	1130	890	33	490			39	6.0	854	30	31	479	45	500
17	1130	900	38	490	850	438	67	5.3	827	44	21	490	46	520
18	1150	870	35	470			46	6.3	854	36	33	499	58	530
19	1150	880	46	490			49	6.8	880	31	33	480	61	520
20	1160	910	57	510			68	4.1	862	40	24	475	40	500
21	1180	870	57	480	844	404	70	5.5	855	32	26	492	64	530
22	1170	920	56	470			66	6.2	867	25	19	478	77	500
23	1170	860	42	490			57	5.4	848	43	20	473	86	510

*1) 100°Cから最高到達温度までの平均加熱速度

*2) 加熱及び冷却において(A_{c3}点-10)°C以上の温度域に冷延板が滞留される時間。

*3) 最高到達温度から560°Cまでの平均冷却速度。

*4) 冷却において 440°C以上530°C以下の温度域に冷延板が滞留される時間

[0070]

[表3]

鋼板 No.	表面 状態	鋼組織						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 平均径 (μm)	マルテンサイト 間隔 最大長さ (μm)	介在物 個数密度 (個/ mm^2)	降伏 強さ (MPa)	引張 強さ (MPa)	伸び (%)	n値	
1	GI材	9	44	47	2.1	3.4	200	515	818	16.2	0.18	本発明例
2	GA材	8	70	22	1.0	3.5	223	487	799	16.4	0.18	本発明例
3	GA材	45	36	19	2.5	4.5	576	464	725	18.0	0.16	比較例
4	GA材	14	63	23	4.8	7.1	217	507	805	17.4	0.14	比較例
5	GA材	8	52	40	4.2	6.7	175	492	807	15.7	0.14	比較例
6	GA材	47	3	50	0.6	3.0	141	467	730	18.1	0.15	比較例
7	GA材	12	40	48	4.6	4.1	216	511	811	17.0	0.14	比較例
8	GA材	32	45	23	0.2	3.5	318	481	764	17.3	0.15	比較例
9	GA材	3	92	5	0.7	25.0	224	470	758	18.2	0.13	比較例
10	GI材	7	58	35	2.1	2.8	241	595	992	12.8	0.19	本発明例
11	GA材	13	65	22	0.8	2.2	275	597	995	13.1	0.21	本発明例
12	GI材	11	70	19	0.8	2.6	272	733	1201	11.4	0.18	本発明例
13	GA材	15	50	35	2.0	2.3	338	763	1230	10.9	0.20	本発明例
14	GI材	15	47	38	0.1	2.2	148	619	1014	13.0	0.18	本発明例
15	GA材	8	48	44	0.5	3.2	272	632	1003	13.4	0.17	本発明例
16	GA材	11	48	41	0.2	2.6	145	525	807	16.5	0.17	本発明例
17	GA材	11	40	49	0.9	2.8	215	487	811	16.1	0.20	本発明例
18	GA材	45	24	31	0.1	3.8	143	358	587	24.1	0.16	比較例
19	GA材	78	5	17	1.6	3.0	233	493	771	18.5	0.17	比較例
20	GA材	57	3	40	2.5	2.6	220	469	745	18.8	0.16	比較例
21	GA材	26	48	26	1.2	3.0	293	476	768	16.2	0.17	比較例
22	GA材	49	12	39	1.1	5.3	578	446	708	17.5	0.15	比較例
23	GA材	21	53	26	1.6	3.4	276	497	765	16.3	0.16	比較例

※GI材は溶融めっき鋼板、GA材は合金化溶融めっき鋼板である。

請求の範囲

[請求項1] 鋼板と該鋼板上に形成されためっき層とを有する高強度めっき鋼板であって、

前記鋼板の成分組成は、質量％で、C：0.06％以上0.18％以下、Si：0.50％未満、Mn：1.9％以上3.2％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、Nb：0.007％以上0.030％以下、および下記（1）式を満たすようにTiを含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、

前記鋼板の鋼組織は、フェライト相を面積率で20％以下（0％を含む）、ベイナイト相を面積率で35％以上90％以下、マルテンサイト相を面積率で10％以上65％以下含有し、かつ円相当径が5.0μmを超える介在物を個数密度で400個/mm²以下含有し、

前記マルテンサイト相を構成する粒状のマルテンサイトの平均粒径が3.0μm以下、マルテンサイト間の最大長さが5.0μm以下であることを特徴とする高強度めっき鋼板。

$$[\%N] - 14 [\%Ti] / 48 \leq 0 \quad (1)$$

（1）式における [%N] はN含有量、 [%Ti] はTi含有量を意味する。

[請求項2] 前記成分組成は、さらに、質量％で、Cr：0.001％以上0.9％以下、Ni：0.001％以上0.5％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種以上を含有する成分組成であることを特徴とする請求項1に記載の高強度めっき鋼板。

[請求項3] 前記成分組成は、さらに、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％以下含有するこ

とを特徴とする請求項1または2に記載の高強度めっき鋼板。

[請求項4] 前記めっき層は、質量%で、Fe : 5.0～20.0%、Al : 0.001%～1.0%を含有し、さらに、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、REMから選択する1種または2種以上を合計で0～3.5%含有し、残部がZn及び不可避免的不純物からなることを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の高強度めっき鋼板。

[請求項5] 前記めっき層が溶融めっき層、合金化溶融めっき層のいずれかであることを特徴とする請求項1～4のいずれかに記載の高強度めっき鋼板。

[請求項6] 請求項1から3のいずれかに記載の成分組成を有する鋼素材を、1000℃以上1200℃以下で加熱し、800℃以上の仕上げ圧延温度で仕上げ圧延終了後、仕上げ圧延温度から560℃までの平均冷却速度が30℃/s以上で冷却し、Ms点以上560℃以下で巻き取る熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後に熱延板を冷間圧延する冷間圧延工程と、

前記冷間圧延工程後の冷延板を100℃から(A_{c3}点-10)℃以上の最高到達温度までの平均加熱速度が3.0℃/s以上の条件で加熱し、最高到達温度まで加熱された冷延板を560℃までの平均冷却速度が15℃/s以上の条件で冷却し、該加熱及び該冷却において(A_{c3}点-10)℃以上に冷延板が滞留される時間を60秒以下とし、該冷却において440℃以上530℃以下に冷延板が滞留される時間を20秒以上180秒以下とする焼鈍工程と、

前記焼鈍工程後にめっきを施し、焼鈍板上にめっき層を形成するめっき工程と、を有することを特徴とする高強度めっき鋼板の製造方法。

[請求項7] 前記めっき層は、質量%で、Fe : 5.0～20.0%、Al : 0.001%～1.0%を含有し、さらに、Pb、Sb、Si、Sn、

Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、REMから選択する1種または2種以上を合計で0～3.5%含有し、残部がZn及び不可避免的不純物からなることを特徴とする請求項6に記載の高強度めっき鋼板の製造方法。

[請求項8] 前記めっき工程後に、前記めっき層を合金化する合金化工程を有することを特徴とする請求項6又は7に記載の高強度めっき鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/004174

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C23C2/02(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i, C23C2/40(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, C21D8/00-8/04, C21D9/46-9/48, C23C2/00-2/40

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 2012-219342 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 12 November 2012 (12.11.2012), claims; paragraphs [0062] to [0065], [0070] to [0076]; tables 1 to 4 (Family: none)	1-8
A	JP 2013-147736 A (Kobe Steel, Ltd.), 01 August 2013 (01.08.2013), claims; paragraphs [0060] to [0062]; tables 1 to 3 & US 2013/0153096 A1 claims; paragraphs [0062] to [0064]; tables 1 to 3 & CN 103160758 A	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
16 November 2015 (16.11.15)

Date of mailing of the international search report
24 November 2015 (24.11.15)

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/JP2015/004174

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2011/025042 A1 (Nippon Steel Corp.), 03 March 2011 (03.03.2011), claims & US 2012/0152411 A1 claims & EP 2474639 A1 & CN 102482753 A	4, 7

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i,
C23C2/02(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i, C23C2/40(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, C21D8/00-8/04, C21D9/46-9/48, C23C2/00-2/40

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 2012-219342 A（住友金属工業株式会社）2012.11.12, 特許請求の範囲, [0062] - [0065], [0070] - [0076], 表1 - 表4（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, 特許請求の範囲, [0060] - [0062], 表1 - 表3 & US 2013/0153096 A1, Claims, [0062]-[0064], Table1-Table3 & CN 103160758 A	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 6 . 1 1 . 2 0 1 5

国際調査報告の発送日

2 4 . 1 1 . 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100-8915
東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

鈴木 毅

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4 K

9 1 5 4

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	WO 2011/025042 A1 (新日本製鐵株式会社) 2011.03.03, 請求の範囲 & US 2012/0152411 A1, Claims & EP 2474639 A1 & CN 102482753 A	4, 7