

(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
2013 年 10 月 10 日(10.10.2013)



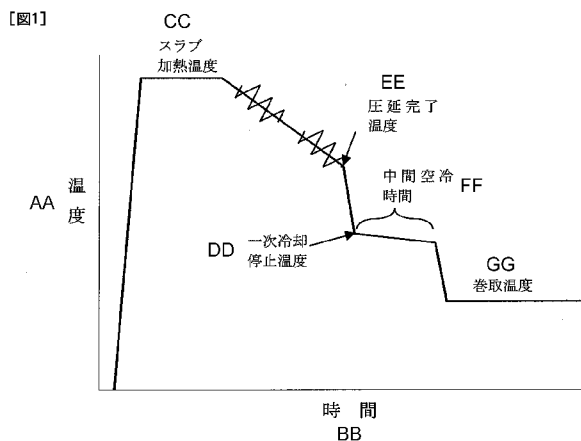
(10) 国際公開番号

WO 2013/150669 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/14 (2006.01) C23C 2/02 (2006.01)
C22C 38/50 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) C23C 2/28 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2012/073163
- (22) 国際出願日: 2012 年 9 月 11 日(11.09.2012)
- (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 2012-087539 2012 年 4 月 6 日(06.04.2012) JP
- (71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人(米国についてのみ): 横山 卓史(YOKOYAMA Takafumi) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号 住友金属工業株式会社内 Osaka (JP). 野村 茂樹(NOMURA Shigeki) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号 住友金属工業株式会社内 Osaka (JP).
- (74) 代理人: 広瀬 章一(HIROSE Shoichi); 〒1030023 東京都中央区日本橋本町 4 丁目 4 番 2 号東山ビル 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, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, 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, 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, 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, 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: GALVANNEALED HOT-ROLLED STEEL SHEET AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: 合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板およびその製造方法



AA Temperature
BB Time
CC Slab heating temperature
DD Primary cooling stopping temperature
EE Rolling finishing temperature
FF Intermediate air-cooling time
GG Winding temperature

(57) Abstract: A high-strength galvanized hot-rolled steel sheet that is suitable for stretch-flanging, has an excellent hole expansibility, preferably shows a high yield ratio and has a tensile strength of 650 MPa or greater, wherein the hot-rolled steel sheet used as a plating base material has a chemical composition comprising, in terms of mass%, 0.01-0.20% inclusive of C, 0.50% or less of Si, 0.01-1.30% inclusive of Mn, 0.05% or less of P, 0.01% or less of S, 0.01% or less of N, 0.50% or less of Al and 0.05-0.50% inclusive of Ti, and a steel structure comprising 80% by area or more of polygonal ferrite and the remainder consisting of one or more members selected from the group consisting of bainitic ferrite, bainite, perlite and cementite.

(57) 要約: 伸びフランジ成形に適した、優れた穴広げ性を有し、好ましくは高い降伏比を有する、引張強度が 650 MPa 以上の高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板は、めっき基材の熱延鋼板が、質量%で、C: 0.01% 以上 0.20% 以下、Si: 0.50% 以下、Mn: 0.01% 以上 1.30% 以下、P: 0.05% 以下、S: 0.01% 以下、N: 0.01% 以下、Al: 0.50% 以下、Ti: 0.05% 以上 0.50% 以下、を含有する化学組成と、80 面積% 以上のポリゴナルフェライトを含有し、残部がベイニティックフェライト、ベイナイト、パーライト

およびセメンタイトからなる群から選択される 1 種または 2 種以上からなる鋼組織と、を有する。

明 細 書

発明の名称：合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板およびその製造方法 技術分野

[0001] 本発明は、合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板およびその製造方法に関する。
より詳しくは、プレス加工等により様々な形状に成形される自動車用鋼板、特に自動車のシャシー（足回り）部品に好適な、穴広げ性に優れた高強度溶融亜鉛めっき熱延鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 比較的安価に製造される熱延鋼板は、自動車をはじめとする各種の産業機器に広く使用されている。近年、地球温暖化対策に伴う二酸化炭素排出量規制の観点から、自動車の燃費向上が求められており、車体の軽量化と衝突安全性確保のために、高強度熱延鋼板の適用が拡大しつつある。さらにここ最近、サスペンションアーム等のとりわけ耐食性を必要とするシャシー部品に対して、高強度熱延鋼板を下地鋼板とした、高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板のニーズが高まっている。

[0003] 言うまでもなく、自動車用部品に供される鋼板においては、強度だけでなく、プレス成形性や溶接性等、部品成形時に要求される各種施工性が満足されなければならない。シャシー部品のプレス成形に関しては、伸びフランジ成形およびバーリング成形の使用頻度が極めて高いため、同部品の製造に供される高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板には優れた穴広げ性が要求される。

[0004] また、高強度鋼板は、耐衝突特性を要求される部品や大負荷入力時に塑性変形することを避ける必要がある部品に適用される場合があり、このような用途に供される場合には、降伏比が高いことが要求される。したがって、高強度溶融めっき熱延鋼板にも高降伏比であることが要求される場合がある。

[0005] 一般に、高強度合金溶融亜鉛めっき熱延鋼板においては、高降伏比および優れた穴広げ性を両立させるため、鋼組織をフェライト、ベイニティックフ

フェライト、ベイナイトなどを主相とする単相系組織とし、さらにTi、Nb、V等の炭化物、あるいはCuを微細析出させることにより、前記主相を均一に強化することが志向される。以下にその開発例を示す。

[0006] 特許文献1には、鋼組織をベイナイト主体とし、Ti、Nb、Vに加え、P、Cu、Cr、Mo、Niの含有量を適正に制御することにより、腐食環境下における溶接部の疲労特性を改善したとされる高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板が開示されている。しかし、この鋼板は、Cu、Ni、Moといった高価な合金元素の多量添加が必要であるため、経済性の観点から量産に適さない。また、穴広げ性がやや劣る場合がある。

[0007] 特許文献2には、フェライト+ベイナイト組織を有する熱延原板に対して、最適な合金化溶融亜鉛めっきの熱履歴を施して、組織、炭化物形状、固溶Cを適切に制御することにより、穴広げ性を改善したとされる高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板が開示されている。しかし、この鋼板では、製品の引張強度が650MPaを超えると、十分な穴広げ性が得られていない。

[0008] 特許文献3には、実質的にフェライト単相からなる鋼組織に、Moおよび／またはWを含むTi炭化物を微細に分散させた、溶融亜鉛系めっき熱延鋼板が開示されている。しかし、この鋼板は、Mo、Wといった極めて高価な合金元素の添加を必要とするため、経済的な観点から量産に適さない。

[0009] 特許文献4には、パーライトおよびセメンタイトの分散状態を最適に制御したフェライト主体組織に対して、Nb、V、Tiの添加による析出強化によって穴広げ性を向上させたとされる溶融亜鉛めっき熱延鋼板が開示されている。しかし、引張強度が650MPa以上の高強度になると、この鋼板では十分な穴広げ性が得られているとは言い難い。

先行技術文献

特許文献

[0010] 特許文献1：特開平5-331596号公報

特許文献2：特開平5-117834号公報

特許文献3：特開2003-321736号公報

特許文献4：特開2002-12947号公報

発明の概要

- [0011] 本発明の目的は、自動車用部品、特にシャシー部品の成形において多用される伸びフランジ成形に適した、優れた穴広げ性を有し、好ましくは高い降伏比を有する、高強度溶融亜鉛めっき熱延鋼板およびその製造方法を提供することである。
- [0012] 本発明者らは、優れた穴広げ性、さらには高い降伏比を達成するため、まず鋼組織をフェライト主体組織とすることを前提とした。さらに、比較的安価かつ微量添加で著しい析出強化を発現するTiに着目し、フェライト主体組織からなるTi添加合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板の穴広げ性を向上させる手法について鋭意検討を行った。その結果、以下の知見を得た。
- [0013] Tiを添加したフェライト主体組織を有する高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板の穴広げ性は、熱間圧延後のランナウトテーブル上にて、フェライト変態を少なくとも650℃以上の高温域で促進させることにより著しく上昇することを知見した。これは、熱延鋼板の巻取後の低温域で生ずるTi炭化物の整合析出が抑制されるためと思われる。
- [0014] また上記現象は、高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板においては、高強度化のために一定量の含有が必須であると考えられていたMnを、既存鋼の含有レベルより大きく低減させることにより達成されることを見出した。
- [0015] さらに、Mn含有量の削減は、上記効果に加え、Mnミクロ偏析の軽減に伴う鋼組織の均質化や、フェライト域が拡大することにより、連続合金化溶融亜鉛めっきラインにおける再加熱中のオーステナイト化およびそれに付随して生ずる複合組織化を抑制する、といった効果をも有しており、穴広げ性の上昇に極めて有効であることを知見した。上記の効果が重畳した結果、既存のTi添加高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板を凌駕する優れた穴広げ性を得ることに成功したのである。
- [0016] 上記知見に基づく本発明は、「鋼板の表面に合金化溶融亜鉛めっき層を有する合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板であって、前記鋼板は、質量%で、C：

0.01%以上0.20%以下、Si : 0.50%以下、Mn : 0.01%以上1.30%以下、P : 0.05%以下、S : 0.01%以下、N : 0.01%以下、Al : 0.50%以下、Ti : 0.05%以上0.50%以下、を含有する化学組成と、80面積%以上のポリゴナルフェライトを含有し、残部がベイニティックフェライト、ベイナイト、パーライトおよびセメンタイトからなる群から選択される1種または2種以上からなる鋼組織とを有し、前記合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板は、引張強度が650MPa以上である機械特性を有することを特徴とする、合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板」である。

[0017] 本発明の好適態様を列挙すると、次の通りである。

- ・前記化学組成が、質量%で、Cr : 0.80%以下、Ni : 0.50%以下、Cu : 0.50%以下、Mo : 0.50%以下およびB : 0.0050%以下からなる群から選択される1種または2種以上をさらに含有する；

- ・前記化学組成が、質量%で、V : 0.5%以下およびNb : 0.1%以下からなる群から選択される1種または2種をさらに含有する；

- ・前記化学組成が、質量%で、Ca : 0.01%以下およびBi : 0.01%以下からなる群から選択される1種または2種をさらに含有する；

- ・前記合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板が、日本鉄鋼連盟規格JFST 1001で規定される穴拡大試験方法により求めた穴広げ率と引張強度との積が6000MPa・%以上であり、引張強度に対する0.2%耐力の割合である降伏比が80%以上である機械特性を有する。

[0018] 本発明はまた、下記工程(A)～(C)を備えることを特徴とする合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板の製造方法も提供する：

(A) 上記化学組成を有するスラブを1100℃以上1350℃以下とした後に熱間圧延を施し、850℃以上980℃以下の温度域で熱間圧延を完了して熱延鋼板とし、前記熱延鋼板に、水冷設備により650℃以上800℃以下の温度域まで冷却する一次冷却処理、650℃以上800℃以下の温度域に下記式(1)で規定される Δt 秒間以上滞留させる滞留処理、および、水冷設備により400℃以上650℃以下の温度域まで冷却する二次冷却

処理を順次施した後に、400℃以上650℃以下の温度域で巻取る熱間圧延工程：

$$\Delta t \text{ (秒)} = 5 \cdot Mn^4 \quad \dots \quad (1)$$

ここで、式中のMnは鋼中のMn含有量（単位：質量％）を示す；

（B）前記熱間圧延工程で得られた熱延鋼板に酸洗処理を施す酸洗工程；
および

（C）前記酸洗工程で得られた熱延鋼板に、650℃以上800℃以下の温度域まで加熱し、次いで冷却して溶融亜鉛めっき処理を施し、さらに460℃以上600℃以下の温度域に保持して合金化処理を施す連続溶融亜鉛めっき工程。

[0019] 本発明により、高強度かつ優れた穴広げ性を有し、かつコスト的に量産可能な合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板を得ることができる。本発明に係る合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板は、伸びフランジ成形およびバーリング成形に適用可能な穴広げ性を有しているので、産業上、特に、自動車分野において広範に使用可能である。

図面の簡単な説明

[0020] [図1]実施例で採用した熱間圧延工程におけるヒートパターン（熱履歴）を示す。

[図2]実施例で採用した連続溶融亜鉛めっき工程におけるヒートパターンを示す。

発明を実施するための形態

[0021] 本発明に係る合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板についてより詳しく説明する。本明細書において、鋼の化学組成を規定する「％」は全て「質量％」である。

[0022] 1. 鋼板の化学組成

本発明に係る合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板のめっき基材である鋼板の化学組成は次の通りである。

[0023] [C：0.01％以上0.20％以下]

Cは、鋼板の強度を高める作用を有する。C含有量が0.01%未満では650MPa以上の引張強度を確保することが困難である。したがって、C含有量は0.01%以上とする。好ましくは0.05%以上である。一方、C含有量が0.20%を超えると、穴広げ性や溶接性の劣化が著しくなる。したがって、C含有量は0.20%以下とする。好ましくは0.12%以下である。

[0024] [Si : 0.50%以下]

Siは、固溶強化元素であり、鋼板の強度を高める作用を有する。しかし、Si含有量が0.50%を超えると溶融亜鉛めっきとの濡れ性が著しく劣化する。したがって、Si含有量は0.50%以下とする。好ましくは0.20%以下、さらに好ましくは0.10%以下である。上記作用による効果を得るにはSi含有量を0.001%以上とすることが好ましい。

[0025] [Mn : 0.01%以上1.30%以下]

Mnは、熱間脆性を惹き起こすSをMnSとして固定することにより無害化する作用を有する。Mn含有量が0.01%未満では、上記作用による効果を得ることが困難である。したがって、Mn含有量は0.01%以上とする。好ましくは0.1%以上である。一方、Mn含有量が1.30%を超えると、フェライト変態温度の低温化により、熱間圧延後の冷却過程において650℃以上の高温域でフェライト変態を促進させることによる穴広げ性の向上が困難となる。したがって、Mn含有量は1.30%以下とする。好ましくは1.0%以下、さらに好ましくは0.8%以下である。

[0026] [P : 0.05%以下]

Pは、一般に不純物として含有される元素である。ただし、Pは固溶強化元素であり、鋼板の強度を高める作用を有するので、Pを積極的に含有させてもよい。しかし、P含有量が0.05%を超えると、溶接性および靱性の劣化が著しくなる。したがって、P含有量は0.05%以下とする。さらに好ましくは0.02%以下である。

[0027] [S : 0.01%以下]

Sは、一般に不純物として含有される元素であり、鋼中でMnSを形成し

て、伸びフランジ性を劣化させる作用を有する。S含有量が0.01%を超えると伸びフランジ性の劣化が著しくなる。したがって、S含有量は0.01%以下とする。好ましくは0.005%以下、さらに好ましくは0.002%以下である。

[0028] [N : 0.01%以下]

Nは、一般に不純物として含有される元素であり、その含有量が0.01%を超えると鋼中に粗大な窒化物を形成して伸びフランジ性を著しく劣化させる。したがって、N含有量は0.01%以下とする。好ましくは0.005%以下である。

[0029] [Al : 0.50%以下]

Alは、鋼を脱酸することにより鋼板を健全にする作用を有する。しかし、0.50%を超えてAlを含有させても、上記作用による効果は飽和してしまい、いたずらにコスト上昇を招く。したがって、Al含有量は0.50%以下とする。好ましくは0.20%以下、さらに好ましくは0.10%以下である。上記作用による効果を得るにはAl含有量を0.001%以上とすることが好ましい。鋼中のAl含有量は、酸可溶性Al (sol. Al) の含有量を意味する。

[0030] [Ti : 0.05%以上0.50%以下]

Tiは、本発明では重要な元素であって、鋼中で炭化物を形成することにより、フェライトを均一に析出強化する作用を有する。Ti含有量が0.05%未満では上記作用による効果が十分に得られない。したがって、Ti含有量は0.05%以上とする。好ましくは0.10%以上である。一方、0.50%を超えてTiを含有させても、上記作用による効果は飽和してしまい、いたずらにコスト上昇を招く。したがって、Ti含有量は0.50%以下とする。好ましくは0.30%以下である。

[0031] 以上に説明した元素に加えて、めっき基材である熱延鋼板は、以下に説明する任意元素をさらに含有していてもよい。

[0032] [Cr : 0.80%以下、Ni : 0.50%以下、Cu : 0.50%以下、M

o : 0.50%以下およびB : 0.0050%以下からなる群から選択される1種または2種以上]

Cr、Ni、Cu、MoおよびBは、いずれも鋼の焼入性を高める作用を有し、鋼板の高強度化に有効な元素である。したがって、これらの元素の1種または2種以上を含有させてもよい。しかし、これらの元素の含有量が過剰であると、Mnと同様にフェライト変態温度の低温化を招き、熱間圧延後の冷却過程において650℃以上の高温域でフェライト変態を促進させることによる穴広げ性の向上が困難となる。したがって、これらの元素の含有量は上記のとおりとする。ここで、Bは、熱間圧延荷重を上昇させる作用が特に強いため、生産性の観点からはB含有量を0.0009%以下とすることが好ましい。なお、上記作用による効果をより確実に得るには、Cr : 0.001%以上、Ni : 0.001%以上、Cu : 0.001%以上、Mo : 0.001%以上およびB : 0.0001%以上のいずれかの条件を満足させることが好ましい。

[0033] [V : 0.5%以下およびNb : 0.1%以下からなる群から選択される1種または2種]

VおよびNbは、Tiと同様に鋼中で炭化物を形成し、フェライトを均一に析出強化する作用を有する。したがって、Tiと比較して高価な元素ではあるが、これらの元素の1種または2種以上を含有させてもよい。しかし、Vについては0.5%を超えて含有させても、Nbについては0.1%を超えて含有させても、上記作用による効果は飽和してしまい、いたずらにコストの上昇を招く。したがって、V含有量は0.5%以下、Nb含有量は0.1%以下とする。なお、上記作用による効果をより確実に得るには、いずれかの元素を0.001%以上含有させることが好ましい。

[0034] [Ca : 0.01%以下およびBi : 0.01%以下からなる群から選択される1種または2種]

Caは、鋼中介在物を微細に分散させることにより、Biは、鋼中におけるMnやSi等の置換型合金元素のミクロ偏析を軽減させることにより、い

ずれも鋼板の穴広げ性を向上させる作用を有する。したがって、C a および B i の 1 種または 2 種を含有させてもよい。しかし、いずれの元素も 0.01 %を超えて含有させると、延性の劣化を招く。したがって、いずれの元素の含有量も 0.01 %以下とする。なお、上記作用による効果をより確実に得るには、いずれかの元素の含有量を 0.0001 %以上とすることが好ましい。

[0035] なお、下記式 (2) により規定される C* を、下記式 (3) を満足するようにすることが好ましい。このようにすることにより、より一層優れた穴広げ性を具備させることが可能となる。

$$[0036] \quad C^* = C - 12.01 \times \{Ti / 47.88 + Nb / 92.91 + 0.5 \times V / 50.94\} \quad \dots \quad (2)$$

$$-0.020 \leq C^* \leq 0.050 \quad \dots \quad (3)$$

ここで、C* は、鋼中 C 量から、Ti、Nb および V を含有する炭化物 (TiC、NbC、VC、(Ti, V)C、(Ti, Nb)C、(Ti, Nb, V)C) として存在する C を除いた、鋼中の非固定 C 量を意味する。また、式 (2) 中、Ti、Nb、および V は鋼中の各々の含有量 (単位: 質量%) を示す。

[0037] C* を -0.020 以上とすることで、フェライト粒界における C が枯渇することを抑制し、穴広げ性を向上させることができる。C* は -0.010 以上とすることがさらに好ましい。一方、C* を 0.050 以下とすることで、セメンタイトやパーライトといった第二相の生成を抑制し、穴広げ性を向上させることができる。C* は 0.030 以下とすることがさらに好ましい。

[0038] 2. 鋼板の鋼組織

本発明に係る合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板のめっき基材である熱延鋼板は、80 面積%以上のポリゴナルフェライトを含有し、残部がベイニティックフェライト、ベイナイト、パーライトおよびセメンタイトからなる群から選択される 1 種または 2 種以上からなる鋼組織を有する。

[0039] 優れた穴広げ性と高い降伏比を確保するためにポリゴナルフェライト主体の鋼組織とする。主相であるポリゴナルフェライトの面積率が 80 %未満で

は、優れた穴広げ性を確保することが困難となる。また、良好な延性を得ることも困難となる。したがって、ポリゴナルフェライトの面積率は80%以上とする。この面積率は好ましくは90%以上、さらに好ましくは95%以上である。ポリゴナルフェライトの面積率の上限は特に規定されないが、99.9%以下とすることが好ましい。さらに好ましくは99.5%以下であり、特に好ましくは99%以下である。

[0040] マルテンサイトおよび残留オーステナイトは、穴広げ性を著しく劣化させる作用を有し、また、降伏比を低下させる作用をも有する。したがって、ポリゴナルフェライトを除く残部組織は、マルテンサイトおよび残留オーステナイトを含有しないものとし、ベイニティックフェライト、ベイナイト、パーライトおよびセメンタイトからなる群から選択される1種または2種以上からなるものとする。これらの相および組織の割合は特に制限されない。一般に、残部組織はセメンタイトを含み、さらに場合によりベイニティックフェライトを含む場合が多い。ただし、そのような組織に制限されるものではない。

[0041] 鋼組織の面積率は、鋼板の代表的な組織を示す鋼板表面から板厚の1/4深さ位置で鋼板断面を観察することにより求める。

[0042] 3. 合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板の機械特性

鋼板の引張強度が650MPa未満では、近年の高強度化のニーズに応えることは困難である。したがって、本発明に係る合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板は、引張強度が650MPa以上である機械特性を有するものとする。引張強度は好ましくは680MPa以上であり、より好ましくは700MPa以上、さらに好ましくは750MPa以上である。

[0043] なお、上述したように、高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板には優れた穴広げ性が要求されることから、日本鉄鋼連盟規格JFST 1001で規定される穴広げ試験方法にしたがって求められる穴広げ率と引張強度との積が60000MPa・%以上である機械特性を有することが好ましい。穴広げ×引張強度の積は、伸びフランジ成形における強度－成形性バランスの指

標となる。穴広げ率それ自体は、70%以上であることが好ましく、75%以上であることがより好ましい。

[0044] さらに、上述したように、塑性変形することを避ける必要がある部品に適用される場合、高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板には高降伏比が要求される場合もあることから、引張強度に対する0.2%耐力の割合である降伏比が80%以上である機械特性を有することがさらに好ましい。降伏比は、特に好ましくは85%以上である。

[0045] 4. 合金化溶融亜鉛めっき層

合金化溶融亜鉛めっき層については、特段の制限はなく、従来の合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板におけるめっき層と同様でよい。合金化溶融亜鉛めっき層の付着量およびFe濃度については、下記の製造方法に関する説明において述べる。

[0046] 5. 製造方法

本発明に係る合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板は、(A)熱間圧延工程、(B)酸洗工程、および(C)連続溶融亜鉛めっき工程を備える方法により製造される。製造条件を工程ごとに説明する。

[0047] (A) 熱間圧延工程

[スラブ加熱温度：1100℃以上1350℃以下]

上記化学組成を有するスラブを熱間圧延に供する際のスラブの加熱温度は1100℃以上1350℃以下とする。最終製品の強度および穴広げ性を確保するには、Ti、Nb、V等の炭化物形成元素を固溶状態のまま熱間圧延に供することが必要である。スラブ加熱温度が1100℃未満では、固溶状態が確保されないために、粗大な炭化物が形成され、最終製品において強度を確保することが困難となる。したがって、スラブ加熱温度は1100℃以上とする。一方、スラブ加熱温度が1350℃を超えると、上記効果が飽和するだけでなく、スケールロスが増大するため、コスト的に不利となる。したがって、スラブ加熱温度は1350℃以下とする。

[0048] [圧延完了温度：850℃以上980℃以下]

圧延完了温度が850℃未満では、変形抵抗が過大となって圧延が困難となる。したがって、圧延完了温度は850℃以上とする。一方、圧延完了温度が980℃を超えると、冷却後のフェライト粒径が粗大化してしまい、最終製品において目的とする強度を確保することが困難となる。したがって、圧延完了温度は980℃以下とする。

[0049] [一次冷却停止温度：650℃以上800℃以下]

上記熱間圧延の後、水冷設備により一次冷却処理を施す。一次冷却停止温度が650℃未満では、炭化物がフェライト母相に対して整合析出してしまい、最終製品において優れた穴広げ性を確保することが困難となる場合がある。したがって、一次冷却停止温度は650℃以上とする。一方、一次冷却停止温度が800℃超では、フェライト中に析出する炭化物が過度に粗大化してしまい、最終製品において目的とする強度を確保することが困難となる場合がある。したがって、一次冷却停止温度は800℃以下とする。なお、一次冷却速度については特に規定はしないが、実設備の制約上、10℃/秒以上200℃/秒未満とすることが好ましい。

[0050] [650℃以上800℃以下の温度域における滞留時間： Δt （秒）以上]

$$\Delta t \text{（秒）} = 5 \cdot \text{Mn}^4 \quad (\text{Mnは鋼中のMn含有量（質量％）})$$

上記一次冷却により得られた熱延鋼板に対して、650℃以上800℃以下の温度域に、Mnの含有量の関数として規定される時間 Δt 秒以上の間、滞留させる。滞留の具体的態様としては、保温や加熱を行ってもよいが、生産性の観点からは空冷とすることが好ましい。したがって、以下では滞留時間を「中間空冷時間」ともいう。

[0051] 滞留時間が Δt 秒未満では、ポリゴナルフェライトの生成が不十分となる場合があり、最終製品において優れた穴広げ性を確保することが困難となる場合がある。滞留時間の上限は特に規定する必要はないが、生産性の観点からは30秒間以下とすることが好ましい。

[0052] [二次冷却停止温度・巻取温度：400℃以上650℃以下]

上記滞留処理の後、水冷設備により二次冷却処理を施した後、巻き取って熱延コイルとする。二次冷却停止温度および巻取温度が650℃超では、巻取中にTi炭化物が過度に粗大化してしまい、最終製品において目的とする強度を確保することが困難となる場合がある。したがって、二次冷却停止温度および巻取温度は650℃以下とする。一方、二次冷却停止温度および巻取温度が400℃未満では、コイル内の冷却が不均一となり、コイル内の特性変動が顕著となり、歩留りが劣化する場合がある。したがって、二次冷却停止温度および巻取温度は400℃以上とする。なお、二次冷却速度については特に規定はしないが、実設備の制約上、10℃/秒以上200℃/秒未満とすることが好ましい。

[0053] 以上の条件を除いて、熱間圧延工程は常法に従って実施すればよい。例えば、熱間圧延に供するスラブは、上記化学組成を有する鋼を溶製した後、連続鋳造または鋳造および分塊圧延によってスラブとしたものでよい。生産性の観点からは、連続鋳造を用いることが好ましい。また、連続鋳造を用いる場合には、介在物制御により耐割れ性を向上させるために、鋳型内で外部磁場あるいは機械攪拌による溶鋼流動を行うことが好ましい。このようにして得られたスラブは、直接圧延に供してもよく、保温あるいは再加熱を行ったのちに熱間圧延に供してもよい。

[0054] 熱間圧延は一般的には多パス圧延とするのが普通である。1パス当たりの圧下量は10%以上60%以下とすることが好ましい。1パス当たりの圧下量を10%以上とすることにより、オーステナイトに多くの歪みを導入させることができるので、その後の変態によって生成するフェライトの結晶粒が微細化され、熱延鋼板の組織が微細化され、延性や穴広げ性が一層向上する。また、1パス当たりの圧下量を60%以下とすることにより、未再結晶オーステナイトに起因する集合組織の発達を抑制することができるので、延性や穴広げ性が一層向上する。熱延鋼板の板厚は用途に応じて設定すればよいが、一般には1.6～4.5mmの範囲内である。

[0055] (B) 酸洗工程

熱間圧延工程で得られた熱延鋼板に、脱スケールのために酸洗工程において酸洗処理を施す。酸洗処理は常法に従って行えばよい。酸洗前または酸洗後に、平坦矯正やスケール剥離促進のためにスキンプス圧延を熱延鋼板に施してもよい。スキンプス圧延を施す場合の伸び率は特に規定しないが、0.1%以上3.0%未満とすることが好ましい。

[0056] (C) 連続溶融亜鉛めっき工程

酸洗工程で得られた熱延鋼板に、加熱、溶融亜鉛めっき、および合金化処理を順次行う連続溶融亜鉛めっきを施して、合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板とする。

[0057] [最高加熱温度：650℃以上800℃以下]

連続溶融亜鉛めっきラインでは、めっき性を確保するために、溶融めっき前に鋼板に焼鈍を施す。一般的なライン内焼鈍設備は酸化炉（または弱酸化性の無酸化炉）と還元炉とを少なくとも備える。この焼鈍により鋼板表面は酸化－還元を経て活性化される。最高加熱温度が650℃未満では、鋼板表面の酸化－還元が不足し、めっき性が劣化する。したがって、最高加熱温度は650℃以上とする。一方、最高加熱温度が800℃を超えると、オーステナイト化が進行し、強度が著しく低下する。したがって、最高加熱温度は800℃以下とする。650℃以上800℃以下の温度域における保持時間は特に規定しないが、10秒間以上200秒間以下保持することが好ましい。

[0058] 前記最高加熱温度までの加熱後、溶融亜鉛めっき処理を施すために、溶融亜鉛めっき浴の浴温度近傍の温度域まで冷却する。この時の冷却速度は特に規定しないが、実設備の制約上、1℃/秒以上50℃/秒以下とすることが好ましい。また、冷却停止温度は、400℃以上550℃以下とすることが好ましい。

[0059] 冷却された鋼板に溶融亜鉛めっき浴の浸漬することにより溶融亜鉛めっき処理を施す。溶融亜鉛めっき処理は常法に従って行えばよい。例えば、めっき浴温：420℃以上500℃以下、侵入板温：420℃以上500℃以下

、浸漬時間：５秒間以下とすればよい。溶融亜鉛めっき浴は、Ａｌを０．０８質量％以上０．２質量％以下含有する組成とすることが好ましい。その他、不可避的不純物であるＦｅ、Ｓｉ、Ｍｇ、Ｍｎ、Ｃｒ、ＴｉおよびＰｂ等がめっき浴中に含有されていても本発明に影響を及ぼさない。溶融亜鉛めっき浴への浸漬後にガスワイピング等の公知の方法によりめっきの目付量を制御することが好ましい。目付量は片面あたり２５ｇ／ｍ²以上７５ｇ／ｍ²以下とすることが好ましい。

[0060] 〔合金化処理温度：４６０℃以上６００℃以下〕

合金化処理温度が４６０℃未満では、合金化速度が過度に遅くなってしまう、生産性が損なわれる。さらに、合金化処理むらが発生する場合がある。したがって、合金化処理温度は４６０℃以上とする。一方、合金化処理温度が６００℃を超えると、合金化が過度に進行し、鋼板のパウダリング性の劣化が著しくなる場合がある。したがって、合金化処理温度は６００℃以下とする。合金化処理時間は特に規定しないが、通常は５～６０秒とすることが好ましい。

[0061] 合金化溶融亜鉛めっき層中のＦｅ濃度は、合金化熱処理条件およびめっき目付量によっても異なるが、好ましくは７～１４質量％の範囲内である。

[0062] 合金化溶融亜鉛めっきラインの通板後は、鋼板の平坦矯正、表面粗度の調整のために、調質圧延を行ってもよい。この場合、延性の劣化を避けるため、伸び率を２％以下とすることが好ましい。

実施例

[0063] 表１に示す化学組成を有する鋼を実験室で溶製して鋼塊を鑄造し、この鋼塊から鍛造により鋼片を得た。次に、得られた鋼片に、試験用の熱間圧延設備にて、表２に示す加熱および冷却条件で熱間圧延を実施し、板厚が３．２ｍｍの熱延鋼板を得た。この熱間圧延におけるヒートパターンを図１に示す。各時点での温度は、放射温度計により測定した表面温度である。水冷により行われた一次冷却および二次冷却における冷却速度は約４０℃／秒であった。

[0064] 室温まで冷却された熱延鋼板に対して、脱スケール処理として一般的な塩酸酸洗液を用いた酸洗処理を施した後、冷間圧延を施すことなく、連続熱処理シミュレーターを用いて、表2に示す条件にて、図2に示す合金化溶融亜鉛めっきラインを模擬した熱処理を実施した。

[0065] [表1]

鋼種	化学組成(単位:質量%、残部:Feおよび不純物)									C*	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	他の元素	N		
A	0.066	0.01	0.49	0.012	0.002	0.049	0.19		0.0036	0.018	発明例
B	0.065	0.02	0.99	0.011	0.002	0.043	0.15		0.0037	0.027	発明例
C	0.063	0.01	<u>1.49</u>	0.011	0.002	0.044	0.15		0.0033	0.025	比較例
D	0.105	0.01	0.49	0.011	0.002	0.047	0.19	V: 0.24	0.0036	0.029	発明例
E	0.061	0.03	0.54	0.010	0.001	0.048	0.11	V: 0.12	0.0035	0.019	発明例
F	0.068	0.01	0.55	0.012	0.002	0.049	0.15	Nb: 0.03	0.0036	0.026	発明例
G	0.066	0.4	0.49	0.012	0.002	0.049	0.19		0.0036	0.018	発明例
H	0.069	0.02	0.52	0.010	0.001	0.055	0.15	Cu: 0.25	0.0033	0.031	発明例
I	0.063	0.03	0.56	0.014	0.002	0.051	0.17	Cr: 0.16	0.0031	0.020	発明例
J	0.066	0.02	0.48	0.015	0.001	0.048	0.16	Ni: 0.18	0.0034	0.026	発明例
K	0.060	0.02	0.45	0.012	0.001	0.052	0.15	Mo: 0.14	0.0032	0.022	発明例
L	0.066	0.02	0.48	0.012	0.001	0.054	0.16	B: 0.0008	0.0028	0.026	発明例
M	0.062	0.01	0.51	0.010	0.002	0.045	0.14	Ca: 0.002	0.0030	0.027	発明例
N	0.064	0.02	0.46	0.013	0.002	0.053	0.15	Bi 0.002	0.0031	0.026	発明例
<u>Q</u>	0.075	0.03	0.51	0.013	0.001	0.045	<u>0.03</u>		0.0029	0.067	比較例

$C^* = C - 12.01 * (Ti / 47.88 + Nb / 92.91 + 0.5 * V / 50.94)$; 下線は本発明の範囲外を意味する

[0066]

[表2]

試験 No.	鋼 種	熱間圧延条件						合金化溶融亜鉛めっき条件				備考
		スラブ 加熱 温度 (°C)	圧延 完了 温度 (°C)	一次 冷却 停止 温度 (°C)	中間 空冷 時間 (秒)	Δt (秒)	巻取 温度 (°C)	最高 加熱 温度 (°C)	低温 保持 温度 (°C)	めっき 浴温度 (°C)	合金化 処理 温度 (°C)	
1	A	1250	880	750	2	0.3	580	750	500	460	500	発明例
2	A	1250	880	730	2	0.3	640	750	500	460	500	発明例
3	A	1250	880	750	2	0.3	580	720	500	460	500	発明例
4	A	1250	880	750	2	0.3	580	780	500	460	500	発明例
5	A	1250	880	750	2	0.3	580	850	500	460	500	比較例
6	A	1250	890	780	10	0.3	580	750	500	460	500	発明例
7	A	1250	900	750	10	0.3	580	750	500	460	500	発明例
8	B	1250	880	750	2	4.8	600	750	500	460	500	比較例
9	B	1250	900	780	10	4.8	600	750	500	460	500	発明例
10	B	1250	900	740	10	4.8	630	750	500	460	500	発明例
11	C	1250	880	740	2	24.6	580	750	500	460	500	比較例
12	C	1250	880	760	2	24.6	640	750	500	460	500	比較例
13	C	1250	900	780	15	24.6	600	750	500	460	500	比較例
14	D	1250	880	750	2	0.3	590	750	500	460	500	発明例
15	D	1250	880	750	2	0.3	650	750	500	460	500	発明例
16	D	1250	900	790	10	0.3	590	750	500	460	500	発明例
17	E	1250	900	740	10	0.4	600	750	500	460	500	発明例
18	F	1250	890	750	10	0.5	600	750	500	460	500	発明例
19	G	1250	900	730	10	0.3	620	750	500	460	500	発明例
20	H	1250	900	750	10	0.4	600	750	500	460	500	発明例
21	I	1250	900	760	10	0.5	610	750	500	460	500	発明例
22	J	1250	870	740	10	0.3	600	750	500	460	500	発明例
23	K	1250	890	720	10	0.2	600	750	500	460	500	発明例
24	L	1250	900	760	10	0.3	600	750	500	460	500	発明例
25	M	1250	900	740	10	0.3	590	750	500	460	500	発明例
26	N	1250	900	730	10	0.2	580	750	500	460	500	発明例
27	Q	1250	900	730	10	0.3	590	750	500	460	500	比較例

[0067] こうして得られた、合金化溶融亜鉛めっきと同じ熱履歴を受けた熱延鋼板から、圧延方向直角方向にJ I S 5号引張試験片を採取して引張試験を行い、降伏強度（0.2%耐力）、引張強度、全伸びを測定し、降伏比（降伏強度／引張強度）を算出した。また、日本鉄鋼連盟規格のJ F S T 1001穴広げ試験方法に準じて穴広げ試験を行い、板厚を貫通する割れ発生までの穴広げ率を測定し、引張強度×穴広げ率の値を算出した。

[0068] 鋼組織観察は、鋼板圧延方向断面をナイトール液により腐食後、板厚の 1 / 4 深さ位置にて、光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡を用いて断面を撮影し、得られた組織写真から、ポイントカウンティング法によって各組織の面積率を算出した。以上の結果を表 3 に示す。

[0069] [表3]

試験 No.	鋼 種	鋼組織		機械特性						備考
		ポリゴナル フェライト (面積%)	残部	引張 強度 (MPa)	降伏 強度 (MPa)	降伏 比 (%)	全 伸び (%)	穴 広げ率 (%)	引張強度× 穴広げ率 (MPa・%)	
1	A	98	BF, θ	741	694	93.7	18.4	95	70395	発明例
2	A	99	BF, θ	761	704	92.5	19.2	79	60119	発明例
3	A	98	BF, θ	766	710	92.7	18.3	89	68174	発明例
4	A	98	BF, θ	731	678	92.7	19.4	85	62135	発明例
5	A	99	θ	<u>601</u>	508	84.5	23.6	111	66711	比較例
6	A	99	θ	683	599	87.7	19.6	96	65568	発明例
7	A	99	θ	725	638	88.0	22.0	103	74675	発明例
8	B	<u>75</u>	BF, θ	758	700	92.3	19.9	53	40174	比較例
9	B	98	θ	697	615	88.2	20.0	93	64821	発明例
10	B	99	θ	712	623	87.5	20.4	90	64080	発明例
11	<u>C</u>	<u>30</u>	BF, θ , <u>M</u>	860	793	92.2	19.2	43	36980	比較例
12	<u>C</u>	95	BF, θ , <u>M</u>	816	739	90.6	20.8	45	36720	比較例
13	<u>C</u>	<u>55</u>	BF, θ , <u>M</u>	834	742	89.0	18.2	50	41700	比較例
14	D	99	θ	860	792	92.1	19.4	81	69660	発明例
15	D	99	θ	868	789	90.9	18.8	79	68572	発明例
16	D	98	θ	787	674	85.6	18.8	95	74765	発明例
17	E	98	θ	709	621	87.6	21.0	91	64519	発明例
18	F	95	BF, θ	751	677	90.1	20.2	83	62333	発明例
19	G	99	θ	760	669	88.0	20.9	88	66880	発明例
20	H	98	θ	739	643	87.0	20.5	83	61337	発明例
21	I	93	BF, θ	716	651	90.9	19.8	85	60860	発明例
22	J	94	BF, θ	738	660	89.4	20.5	83	61254	発明例
23	K	97	BF, θ	734	658	89.6	20.2	85	62390	発明例
24	L	96	BF, θ	741	679	91.6	18.5	90	66690	発明例
25	M	98	θ	711	635	89.3	20.4	102	72522	発明例
26	N	99	θ	715	627	87.7	20.8	104	74360	発明例
27	<u>Q</u>	91	P, θ	<u>512</u>	448	87.5	31.6	120	61440	比較例

BF: ペイニティックフェライト、 θ : セムタイト、P: パーライト、M: マルテンサイト; 下線は本発明の範囲外を意味

[0070] 試験 No. 1 ~ 4、6、7、9、10、14 ~ 26 は化学組成、製造条件、鋼組織の全てが本発明で規定する範囲に合致する発明例であり、所望の機械

特性が得られている。

[0071] これに対し、試験N o. 5は、連続溶融亜鉛めっき工程における最高加熱温度が本発明で規定する温度を超えるため、引張強度が不足する。試験N o. 8は、一次冷却停止後の中間空冷時間が本発明が規定する時間 Δt に満たず、フェライト体積率が本発明で規定する範囲を下回るため、強度－穴広げ性バランスに劣る。試験N o. 11～13は、Mn含有量が本発明で規定する値を超えるため、穴広げ性が劣る。試験N o. 27は、Ti含有量が本発明で規定する範囲に満たないため、引張強度が不足する。

請求の範囲

- [請求項1] 熱延鋼板の表面に合金化溶融亜鉛めっき層を有する合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板であって、
- 前記鋼板は、質量％で、C : 0.01%以上0.20%以下、Si : 0.50%以下、Mn : 0.01%以上1.30%以下、P : 0.05%以下、S : 0.01%以下、N : 0.01%以下、Al : 0.50%以下、Ti : 0.05%以上0.50%以下、を含有する化学組成と、80面積%以上のポリゴナルフェライトを含有し、残部がベイニティックフェライト、ベイナイト、パーライトおよびセメンタイトからなる群から選択される1種または2種以上からなる鋼組織とを有し、かつ
- 前記合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板は、引張強度が650MPa以上である機械特性を有する
- ことを特徴とする合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板。
- [請求項2] 前記化学組成が、質量％で、Cr : 0.80%以下、Ni : 0.50%以下、Cu : 0.50%以下、Mo : 0.50%以下およびB : 0.0050%以下からなる群から選択される1種または2種以上をさらに含有する、請求項1に記載の合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板。
- [請求項3] 前記化学組成が、質量％で、V : 0.5%以下およびNb : 0.1%以下からなる群から選択される1種または2種をさらに含有する、請求項1または請求項2に記載の合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板。
- [請求項4] 前記化学組成が、質量％で、Ca : 0.01%以下およびBi : 0.01%以下からなる群から選択される1種または2種をさらに含有する、請求項1～請求項3のいずれかに記載の合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板。
- [請求項5] 日本鉄鋼連盟規格JFST 1001で規定される穴広げ試験方法にしたがって求めた穴広げ率と引張強度との積が60000MPa・%以上であり、引張強度に対する0.2%耐力の割合である降伏比が80%以上である機械特性を有する、請求項1～4のいずれかに記載

の合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板。

[請求項6]

下記工程（A）～（C）を備えることを特徴とする合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板の製造方法：

（A）請求項1～請求項4のいずれかに記載の化学組成を有するスラブを1100℃以上1350℃以下とした後に熱間圧延を施し、850℃以上980℃以下の温度域で熱間圧延を完了して熱延鋼板とし、前記熱延鋼板に、水冷設備により650℃以上800℃以下の温度域まで冷却する一次冷却処理、650℃以上800℃以下の温度域に下記式（1）で規定される Δt 秒間以上滞留させる滞留処理、および、水冷設備により400℃以上650℃以下の温度域まで冷却する二次冷却処理を順次施した後に、400℃以上650℃以下の温度域で巻取る熱間圧延工程：

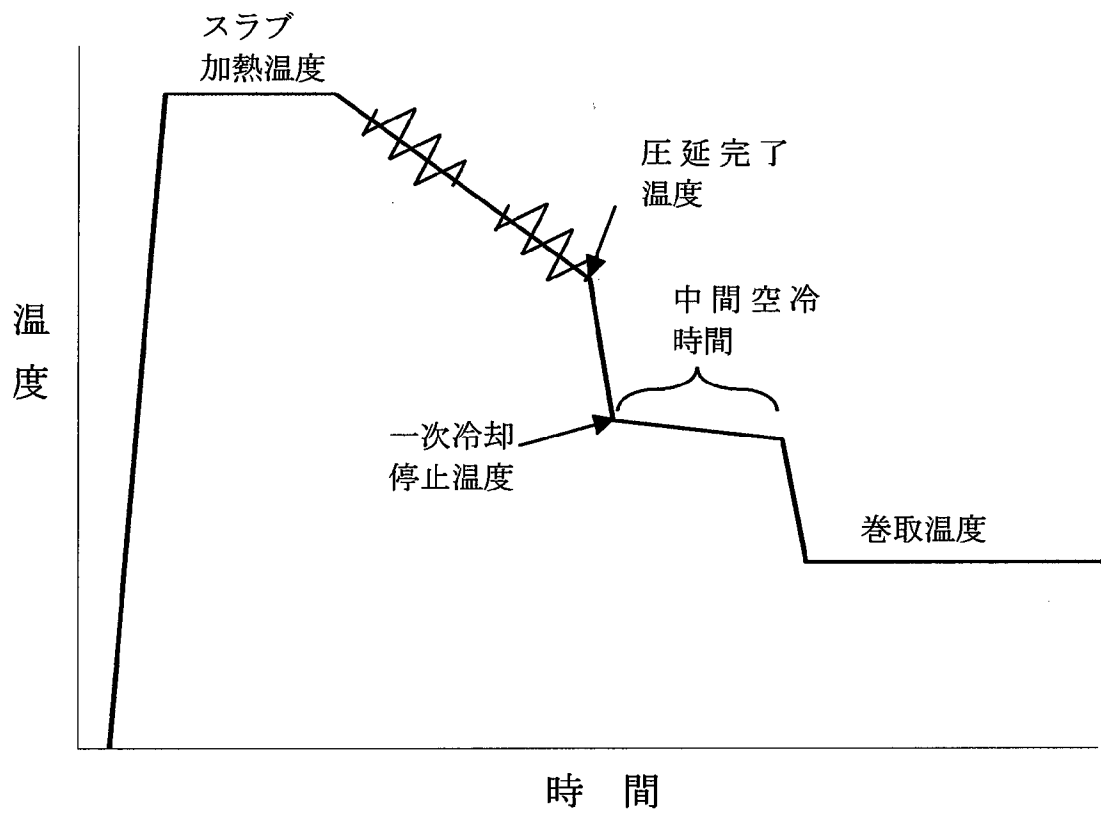
$$\Delta t \text{ (秒)} = 5 \cdot Mn^4 \quad \dots \quad (1)$$

ここで、式中のMnは鋼中のMn含有量（単位：質量％）を示す；

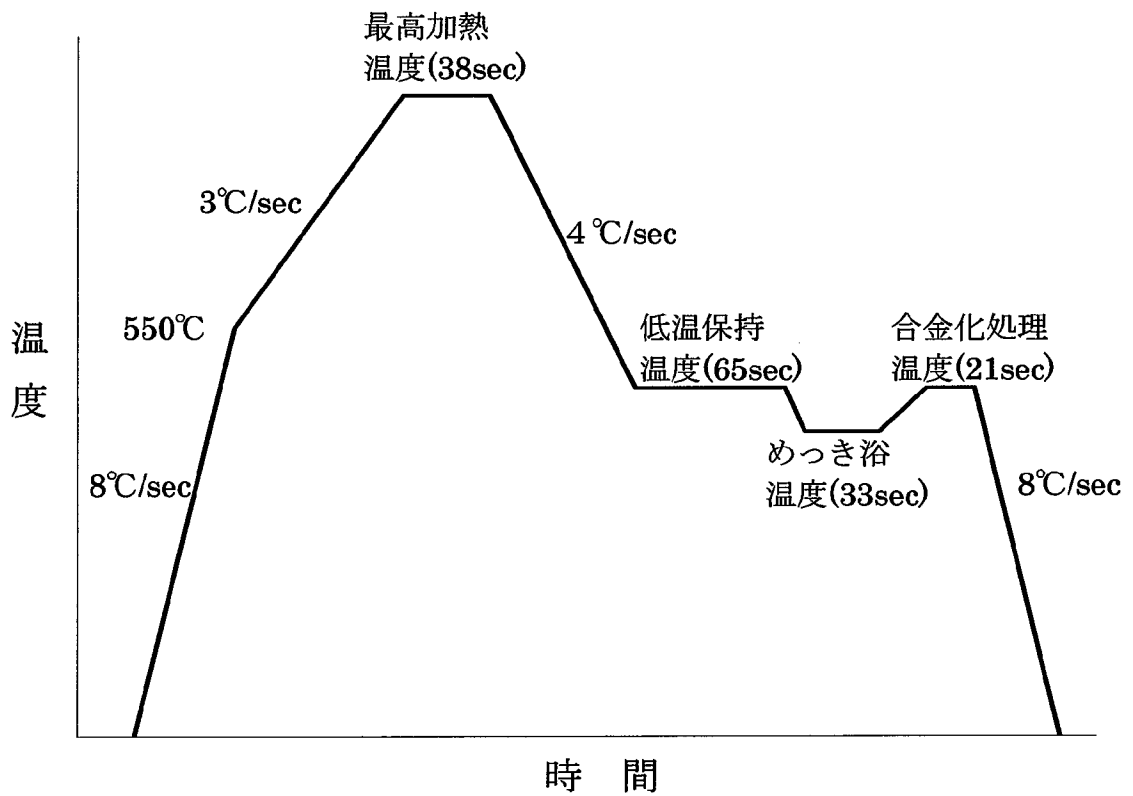
（B）前記熱間圧延工程で得られた熱延鋼板に酸洗処理を施す酸洗工程；および

（C）前記酸洗工程で得られた熱延鋼板に、650℃以上800℃以下の温度域まで加熱し、次いで冷却して溶融亜鉛めっき処理を施し、さらに460℃以上600℃以下の温度域に保持して合金化処理を施す連続溶融亜鉛めっき工程。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/073163

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/14(2006.01)i, C22C38/50(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

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	1996-2012
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2012	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2012

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2011/122030 A1 (JFE Steel Corp.), 06 October 2011 (06.10.2011), claims; paragraphs [0028], [0029]; tables 1 to 4 & JP 2011-225978 A	1-6
A	WO 2011/162412 A1 (JFE Steel Corp.), 29 December 2011 (29.12.2011), claims; paragraphs [0029], [0030]; tables 1 to 3 & JP 2012-26032 A	1-6
A	WO 2011/162418 A1 (JFE Steel Corp.), 29 December 2011 (29.12.2011), claims; paragraph [0028]; tables 1 to 6 & JP 2012-26034 A	1-6



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
20 November, 2012 (20.11.12)

Date of mailing of the international search report
04 December, 2012 (04.12.12)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/073163

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 2010/131303 A1 (Nippon Steel Corp.), 18 November 2010 (18.11.2010), claims; tables 1 to 11 & JP 4917186 B & CN 102333899 A	1-6
A	WO 2009/118945 A1 (Nippon Steel Corp.), 01 October 2009 (01.10.2009), claims; paragraph [0042]; tables 1 to 6 & US 2011/0017360 A1 & EP 2267175 A1 & JP 2008-274416 A	1-6
A	JP 2002-322539 A (NKK Corp.), 08 November 2002 (08.11.2002), claims; paragraphs [0054] to [0064] (Family: none)	1-6

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C22C38/14(2006.01)i, C22C38/50(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

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

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2011/122030 A1 (J F E スチール株式会社) 2011.10.06, 請求の 範囲, [0028], [0029], 表1-表4 & JP 2011-225978 A	1-6
A	WO 2011/162412 A1 (J F E スチール株式会社) 2011.12.29, 請求の 範囲, [0029], [0030], 表1-表3 & JP 2012-26032 A	1-6
A	WO 2011/162418 A1 (J F E スチール株式会社) 2011.12.29, 請求の 範囲, [0028], 表1-表6 & JP 2012-26034 A	1-6

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「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

2 0 . 1 1 . 2 0 1 2

国際調査報告の発送日

0 4 . 1 2 . 2 0 1 2

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (I S A / J P)

郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

鈴木 毅

4 K

9 1 5 4

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

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2010/131303 A1 (新日本製鐵株式会社) 2010. 11. 18, 請求の範囲, 表 1 – 表 1 1 & JP 4917186 B & CN 102333899 A	1 – 6
A	WO 2009/118945 A1 (新日本製鐵株式会社) 2009. 10. 01, 請求の範囲, [0 0 4 2], 表 1 – 表 6 & US 2011/0017360 A1 & EP 2267175 A1 & JP 2008-274416 A	1 – 6
A	JP 2002-322539 A (日本鋼管株式会社) 2002. 11. 08, 特許請求の範 囲, [0 0 5 4] – [0 0 6 4] (ファミリーなし)	1 – 6