

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関  
国際事務局

(43) 国際公開日  
2016年1月28日(28.01.2016)



(10) 国際公開番号  
WO 2016/013144 A1

- (51) 国際特許分類:  
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)  
B21B 1/26 (2006.01) C23C 2/02 (2006.01)  
B21B 1/28 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)  
B21B 3/00 (2006.01) C23C 2/28 (2006.01)  
C22C 38/00 (2006.01) C23C 2/40 (2006.01)  
C22C 38/14 (2006.01) C22C 18/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/002876
- (22) 国際出願日: 2015年6月9日(09.06.2015)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:  
特願 2014-152096 2014年7月25日(25.07.2014) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 木村 英之 (KIMURA, Hideyuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 藤田 耕一郎 (FUJITA, Koichiro); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 長谷川 寛 (HASEGAWA, Hiroshi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 青山 麻衣 (AOYAMA, Mai); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 熊坂 晃, 外 (KUMASAKA, Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目7番1号 J F E 商事ビル6階 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:  
— 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: METHOD FOR PRODUCING HIGH-STRENGTH HOT DIPPED GALVANIZED STEEL SHEET

(54) 発明の名称: 高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

(57) Abstract: Provided is a method for producing a hot dipped galvanized steel sheet having low annealing temperature dependence of the surface appearance and the material quality, which uses steel containing C, Si, Mn and the like necessary for achieving a high strength of TS  $\geq 1,180$  MPa. A method for producing a high-strength hot dipped galvanized steel sheet by subjecting a steel slab having a specific composition to hot rolling, cold rolling, first annealing, acid pickling and second annealing, wherein: the steel structure comes to have an area ratio of ferrite of 10-60% and a total area ratio of martensite, bainite and residual austenite of 40-90% by carrying out the first annealing under predetermined conditions; and during the second annealing, a steel sheet is heated to an annealing temperature within the annealing temperature range of 750-850°C, kept within the annealing temperature range for 10-500 seconds, subsequently cooled at an average cooling rate of 1-15°C/second, and then cooled to 150°C or less at an average cooling rate of 5-100°C/second after having been subjected to hot dip galvanization, so that the steel sheet comes to have a steel structure that contains ferrite in an area ratio of 10-60% and martensite in an area ratio of 40-90%.

(57) 要約: TS  $\geq 1180$  MPa の高強度化に必要な C や Si, Mn 等を含有する鋼を用い、表面外観及び材質の焼鈍温度依存性の小さい溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を提供する。特定組成の鋼スラブを熱間圧延、冷間圧延、1次焼鈍、酸洗、2次焼鈍する高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法で、所定条件で前記1次焼鈍を行うことで、フェライトの面積率が10~60%、マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率が40~90%である鋼組織とし、前記2次焼鈍では、750~850°Cの焼鈍温度域の焼鈍温度に加熱し、該焼鈍温度域で10~500秒保持した後、1~15°C/秒の平均冷却速度で冷却し、溶融亜鉛めっき処理を施した後、5~100°C/秒の平均冷却速度で150°C以下に冷却して、面積率が10~60%のフェライトと面積率が40~90%のマルテンサイトとを含む鋼組織を有する鋼板とする。



WO 2016/013144 A1

## 明 細 書

発明の名称： 高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、溶融亜鉛めっき鋼板 (galvanized steel sheet) の製造方法に関する。特に自動車部材用途への適用に好適な、めっき表面外観に優れ、かつ材質の焼鈍温度依存性が小さい高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法に関する。

### 背景技術

[0002] 近年、地球環境保全の観点から、CO<sub>2</sub>の排出量を規制するため、自動車の燃費改善が要求されている。加えて、衝突時に乗員の安全を確保するため、自動車車体の衝突特性 (crashworthiness of the automobiles) を中心とした安全性向上も要求されている。このため、自動車車体の軽量化および自動車車体の強化が積極的に進められている。

[0003] 自動車車体の軽量化と強化を同時に満たすには、部品素材を高強度化し、剛性 (rigidity) が問題とならない範囲で板厚を減ずることによる軽量化が効果的であると言われている。最近では高強度鋼板が自動車部品に積極的に使用されており、自動車の構造部材や補強部材に適用される鋼板は、引張強度 (TS: Tensile Strength) が980MPa以上に達し、さらにTSが1180MPa以上の鋼板も適用されている。鋼板の高強度化には組織強化の活用が有効である。特に、軟質なフェライトと硬質なマルテンサイトからなる複合組織鋼板 (multi phase steel sheet) は、一般に延性が良好で優れた強度-延性バランスを有しており、高強度化した鋼板の中では、プレス成形性は比較的良好である。しかしながら、このような複合組織鋼板は、通常の連続焼鈍ラインでの製造時に生じる焼鈍温度等の条件変化に対して、引張強度 (TS) などの材質変動が大きく、コイル長手方向、すなわちコイル形状に巻き取られた鋼板の長手方向で材質が変動しやすい。この材質変動 (deviation of mechanical properties) により、自動車の連続プ

レスラインにおいて、安定的にプレス成形を行うことが困難となり、作業性が大きく低下することが懸念される。また、鋼板の高強度化に伴い、高強度化に有効な固溶元素であるS iの添加量や高強度化に必要なマルテンサイト量を確保するためのCやM n等の添加量が増大するが、S iやM nはF eよりも酸化しやすい易酸化性元素であるため、S iやM nを多量に含有する鋼板に熔融亜鉛めっき処理を施す場合、めっき性 (zinc coatability and surface appearance quality) の確保が課題となる。つまり、鋼中に含まれるS iやM nは、一般的な焼鈍炉で用いられる非酸化性雰囲気中あるいは還元雰囲気中においても選択酸化 (selective oxidation) されるので、表面に濃化して酸化物を形成し、めっき処理時の鋼板への熔融亜鉛の濡れ性を低下させ、不めっき (coating defect) を生じさせる可能性が懸念される。

[0004] これに対して、特許文献1では、あらかじめ酸化性雰囲気中で鋼板を加熱することにより、所定以上の酸化速度にて表面にF e酸化膜を急速に生成させ、もって鋼板表面でのS iやM n等の添加元素の酸化を阻止し、その後F e酸化膜を所定雰囲気中で焼鈍して還元することにより、熔融亜鉛との濡れ性を改善し、もって熔融亜鉛めっきの密着性を改善する方法が提案されている。また、特許文献2では、鋼板を焼鈍後に酸洗 (pickling) することで、表面に濃化するS iやM nなどの易酸化性元素の表面濃化物を除去し、その後、再び焼鈍して熔融亜鉛めっきを行う方法が提案されている。

## 先行技術文献

### 特許文献

- [0005] 特許文献1：特開平4-202630号公報  
特許文献2：特開2000-290730号公報

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

- [0006] しかしながら、特許文献1の技術では、鋼板の酸化量が多い場合には、炉内ロールに酸化鉄が付着し鋼板に押し疵 (pressing flaw) が発生するという

問題が生じる場合がある。また、特許文献2には、590MPa級の強度レベルの鋼板が記載されているものの、TSが780MPa以上である高強度鋼板に関する記載は無く、プレス成形性の指標となる伸び特性や材質変動に関する記載は認められない。

[0007] また、高強度鋼板は、高強度化するために各種合金元素を多量に含んでいるため、通常の連続焼鈍ラインで生じる焼鈍条件の変動によって、鋼板中のマルテンサイト量などが変動し、コイル内、すなわちコイル形状に巻き取られた鋼板内で、特にコイル長手方向において、強度や伸びなどの材質のバラツキが大きくなりやすい。材質のバラツキが大きいと、自動車の連続プレスラインにおいて、安定的にプレス成形を行うことが困難となり、作業性が大きく低下する。このため、コイル長手方向の材質均一性を良好とするため、焼鈍条件が変動しても材質変動が小さい、すなわち、材質の焼鈍温度依存性が小さい溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が求められている。

[0008] 本発明はかかる事情に鑑みなされたものであり、 $TS \geq 1180MPa$ の高強度化に必要なCやSi、Mn等を含有する鋼を用い、めっき表面外観に優れ、かつ、材質の焼鈍温度依存性の小さい溶融亜鉛めっき鋼板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

[0009] 本発明者らは、自動車の構造部材に適用する高強度鋼板を開発するに当たり、種々の薄鋼板について、高強度化、材質の焼鈍温度依存性およびめっき表面外観に及ぼす各種要因について鋭意検討した。その結果、質量%で、C：0.120%以上0.180%以下、Si：0.01%以上1.00%以下、Mn：2.20%以上3.50%以下を含有する鋼スラブを熱間圧延して熱延鋼板とし、該熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、次いで該冷延鋼板を1次焼鈍し、酸洗し、次いで2次焼鈍を施して溶融亜鉛めっき鋼板とする際、所定の熱処理条件で1次焼鈍を行い、1次焼鈍後の鋼板の鋼組織を、フェライト相の面積率が10%以上60%以下、マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率が40%以上90%以下である鋼組織

とし、さらに所定の条件で溶融亜鉛めっき処理を含む2次焼鈍を行うことで、面積率が10%以上60%以下のフェライトと面積率が40%以上90%以下のマルテンサイトとを含む鋼組織を有し、表面外観に優れ、かつ材質の焼鈍温度依存性が小さい高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られることを知見した。

本発明は、上記知見に基づきなされたもので、その要旨は以下のとおりである。

[0010] [1] 質量%で、C：0.120%以上0.180%以下、Si：0.01%以上1.00%以下、Mn：2.20%以上3.50%以下、P：0.001%以上0.050%以下、S：0.010%以下、sol. Al：0.005%以上0.100%以下、N：0.0001%以上0.0060%以下、Nb：0.010%以上0.100%以下、Ti：0.010%以上0.100%以下を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる鋼スラブを熱間圧延して熱延鋼板とし、該熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、次いで該冷延鋼板を1次焼鈍し、酸洗し、次いで2次焼鈍を施して溶融亜鉛めっき鋼板とする高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法において、前記1次焼鈍では、700℃から焼鈍温度までの温度範囲の平均加熱速度を1℃/秒以下として780～850℃の焼鈍温度域の焼鈍温度に加熱し、780～850℃の焼鈍温度域で10～500秒保持した後、前記焼鈍温度から500℃以下の冷却停止温度までの平均冷却速度を5℃/秒以上として冷却することで、フェライトの面積率が10%以上60%以下、マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率が40%以上90%以下である鋼組織を有する鋼板とし、前記酸洗は、鋼板の酸洗減量をFe換算で0.05～5g/m<sup>2</sup>とし、前記2次焼鈍では、750～850℃の焼鈍温度域の焼鈍温度に加熱し、750～850℃の焼鈍温度域で10～500秒保持した後、前記焼鈍温度から1～15℃/秒の平均冷却速度で冷却し、亜鉛めっき浴に浸漬する溶融亜鉛めっき処理を施し、前記溶融亜鉛めっき処理後、5～100℃/秒の平均冷却速度で150℃以下に冷却して、面積率が10%以上6

0%以下のフェライトと面積率で40%以上90%以下のマルテンサイトとを含む鋼組織を有する鋼板とする高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[0011] [2] 前記溶融亜鉛めっき処理後、5～100℃/秒の平均冷却速度で冷却する前に、さらに亜鉛めっきの合金化処理を施す前記[1]に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[0012] [3] 前記鋼スラブが、上記成分組成に加えてさらに、質量%でMo：0.05%以上1.00%以下、V：0.02%以上0.50%以下、Cr：0.05%以上1.00%以下、B：0.0001%以上0.0030%以下から選ばれる1種以上を含有する前記[1]または[2]に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[0013] [4] 前記熱間圧延では、熱間圧延の仕上げ圧延終了後、3秒以内に冷却を開始し、熱間仕上げ圧延温度～（熱間仕上げ圧延温度－100℃）の温度域を平均冷却速度：5～200℃/秒で冷却し、巻取り温度を450～650℃として巻き取り、前記冷間圧延では、圧下率40%以上で冷間圧延する前記[1]～[3]のいずれか1項に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[0014] なお、本発明において、溶融亜鉛めっき鋼板には、合金化処理を施していない溶融亜鉛めっき鋼板、および合金化処理を施した溶融亜鉛めっき鋼板である合金化溶融亜鉛めっき鋼板（galvannealed steel sheet）を含む。

### 発明の効果

[0015] 本発明によれば、引張強度（TS）が1180MPa以上の高強度で、表面外観に優れ、かつ材質の焼鈍温度依存性が小さい高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られる。よって、本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板を自動車車体の骨格部材に適用した場合は、衝突安全性の向上や軽量化に大きく貢献でき、さらに材質の焼鈍温度依存性が小さいため、コイル内の材質均一性が高く、プレス成形時における作業性の向上も期待できる。

### 発明を実施するための形態

[0016] 以下、本発明について詳細に説明する。

引張強度（TS）が1180MPa以上の高強度鋼板を得るためには、フェライトとマルテンサイトからなる複合組織鋼板において、フェライトを強化するためのSiやマルテンサイトの面積率を高めるためのCやMnを多量に添加する必要がある。しかしながら、SiやMnはFeよりも酸化しやすい易酸化性元素であるため、SiやMnを多量に含有する溶融亜鉛めっき鋼板の製造においては、めっき性の低下が懸念される。また、TSが1180MPa以上である高強度複合組織鋼板は、通常連続焼鈍ラインで生じる焼鈍条件の変動によって、鋼板中のマルテンサイト量などが変動しやすいため、コイル内、特にコイル長手方向において、強度や伸びなどの材質変動が大きくなりやすい。この場合、自動車の連続プレスラインにおいて、安定的にプレス成形を行うことが困難となり、作業性が大きく低下することが懸念される。

[0017] そこで、本発明者らが鋭意研究を進めた結果、1次焼鈍後の組織を適正に制御し、酸洗後、2次焼鈍を行うこと、この2次焼鈍において溶融亜鉛めっき処理を行うことで、TSが1180MPa以上で、かつ材質の焼鈍温度依存性が小さい高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られることを新たに見出した。また、再結晶温度を上昇させるNb、Tiを積極的に添加し、かつ1次焼鈍時の加熱速度を適正に制御することで、1次焼鈍中のSi、Mnの拡散が未再結晶組織の歪効果により促進し、表面酸化物を形成しつつ、鋼板表層にはSi、Mnの欠乏層を形成させることができる。このため、1次焼鈍後の酸洗により表面酸化物のみを除去すれば、その後の2次焼鈍中においては鋼板表層のSi、Mn欠乏層によって鋼中のSiやMnの再表面濃化が抑制されるため、表面外観に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られることを見出した。さらに、Nb、Ti添加による再結晶温度制御と1次焼鈍時の加熱速度制御により、1次焼鈍において再結晶と $\alpha-\gamma$ 変態が同時に進行し、フェライトおよびマルテンサイトを主体とする硬質相の粒径が微細化されるため、酸洗、2次（最終）焼鈍後においても微細組織が維持され、その結果、伸びフランジ性を向上することができることを見出し、本発明を完成させた。

[0018] 次に、本発明を具体的に説明する。

[0019] まず、本発明における鋼の成分組成について、説明する。なお、以下、成分組成に関する「%」表示は、質量%を意味するものとする。

[0020] C : 0.120%以上0.180%以下

Cは鋼板の高強度化に有効な元素であり、マルテンサイトを形成することで高強度化に寄与する。また、CはNbやTiといった炭化物形成元素と微細な合金化合物、あるいは、合金炭窒化物を形成することで高強度化に寄与する。これらの効果を得るためには、C量は0.120%以上とする必要がある。一方、C量が0.180%を超えると、スポット溶接部の靱性を低下させ、溶接特性を低下させる場合があるだけでなく、マルテンサイトの増加により、鋼板が硬質化し加工性も著しく低下する傾向にある。このため、C量は0.180%以下とする。したがって、C量は0.120%以上0.180%以下とする。好ましくは、C量は0.120%以上0.150%以下である。

[0021] Si : 0.01%以上1.00%以下

Siは主に固溶強化 (solid solution strengthening) により高強度化に寄与する元素であり、かつ、強度上昇に対して延性の低下が比較的少なく、強度のみならず、強度と延性のバランスの向上にも寄与する元素である。また、Siは焼鈍時の2相域を拡大する効果を有しており、材質の焼鈍温度依存性を小さくする効果も有する。これらの効果を得るためには、Siを0.01%以上含有することが必要である。一方、Si量が1.00%を超えると、鋼板表面にSi系酸化物が形成されやすく、不めっきの原因となる場合がある。このため、Si量は1.00%以下とする。したがって、Si量は0.01%以上1.00%以下とする。好ましくは、Si量は0.01%以上0.50%以下である。

[0022] Mn : 2.20%以上3.50%以下

Mnは固溶強化およびマルテンサイトの形成により高強度化に寄与する元素であり、この効果を得るためには2.20%以上含有することが必要であ

る。一方、Mn量が3.50%を超えると、原料コストの上昇を招くとともに、Mnの偏析などに起因して部分的に変態点が異なる組織となり、結果としてフェライト相とマルテンサイト相がバンド状に存在する不均一な組織となりやすく、加工性が低下する場合がある。また、Mnは、鋼板表面に酸化物として濃化し、不めっきの原因になる場合がある。さらに、スポット溶接部の靱性を低下させ、溶接特性を低下させる場合がある。このため、Mn量は3.50%以下とする。したがって、Mn量は2.20%以上3.50%以下とする。TS $\geq$ 1180MPaを安定的に確保する観点からは、Mn量は2.50%以上とすることが好ましい。

[0023] P : 0.001%以上0.050%以下

Pは固溶強化により、鋼板の高強度化に有効な元素である。しかしながら、P量が0.001%未満ではその効果が現れないだけでなく、製鋼工程において脱磷 (dephosphorization) コストの上昇を招く場合があるため、P量は0.001%以上とする。一方、P量が0.050%を超えると、溶接性が顕著に劣化する。このため、P量は0.050%以下とする。したがって、P量は0.001%以上0.050%以下とする。好ましくは、P量は0.001%以上0.030%以下とし、より好ましくは、P量は0.001%以上0.020%以下とする。

[0024] S : 0.010%以下

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

[0025] sol. Al : 0.005%以上0.100%以下

Alは脱酸剤として含有させる元素であり、さらに固溶強化能を有するため、高強度化に有効に作用する。しかしながら、sol. AlとしてのAl

量が0.005%未満では上記効果が得られない。このため、sol. AlとしてのAl量は0.005%以上とする。一方、sol. AlとしてのAl量が0.100%を超えると、原料コストの上昇を招くとともに、鋼板の表面欠陥を誘発する原因ともなる。このため、sol. AlとしてのAl量は0.100%以下とする。したがって、sol. AlとしてのAl量は0.005%以上0.100%以下とする。

[0026] N : 0.0001%以上0.0060%以下

N量が0.0060%を超えると、鋼中に過剰な窒化物が生成すること起因して、延性や靱性の低下のほか、鋼板の表面性状の悪化も招く場合があるため、N量は0.0060%以下とする。一方、フェライトの清浄化による延性向上の観点から、N量は少ないほうが好ましいが、製鋼上のコストが増大するので、下限は0.0001%とする。したがって、N量は0.0001%以上0.0060%以下とする。

[0027] Nb : 0.010%以上0.100%以下

NbはCやNと炭化物や炭窒化物を形成することで高強度化に寄与する。また、Nbは熱延鋼板組織を微細化する作用を有し、さらに再結晶時に結晶粒の粗大化を抑制し、フェライトおよびマルテンサイトを均一微細化し、伸びフランジ性の向上および材質の焼鈍温度依存性の低減に寄与する。さらに、Nbは再結晶温度を上昇させるため、SiやMnの拡散が容易な高温域まで未再結晶組織を維持することができ、1次焼鈍時の加熱速度を適正に制御することで、未再結晶組織の歪による拡散促進効果により、Si、Mnの表面酸化物を形成しつつ、鋼板表層にはSi、Mnの欠乏層を形成させることが可能となる。続いて、1次焼鈍後の酸洗によってSi、Mnの表面酸化物を除去した後、2次焼鈍を行うことで鋼板表層のSi、Mnの欠乏層による鋼中Si、Mnの再表面濃化の抑制効果によって、めっき性が向上する。さらに、Nb添加による再結晶温度制御と1次焼鈍時の加熱速度制御により、再結晶と $\alpha-\gamma$ 変態が同時に進行し、フェライトおよびマルテンサイトを主体とする硬質相の粒径が微細化されるため、酸洗、2次（最終）焼鈍後にお

いても微細組織が維持され、その結果、伸びフランジ性の向上に寄与する。このような効果を得るために、Nb量は0.010%以上とする。好ましくは、Nb量は0.030%以上とする。一方、Nb量が0.100%を超えて過剰に含有されると、熱間圧延時の負荷を増大させ、また、冷間圧延時の変形抵抗を高くして、安定した実機製造を困難にする。また、フェライトの延性を低下させ、加工性が顕著に低下する。このため、Nb量は0.100%以下とする。したがって、Nb量は0.010%以上0.100%以下とする。好ましくは、Nb量は0.030%以上0.100%以下とする。

[0028] Ti : 0.010%以上0.100%以下

TiはNbと同様、CやNと炭化物や炭窒化物を形成することで高強度化に寄与する。また、Tiは熱延鋼板組織を微細化する作用を有し、さらに再結晶時に結晶粒の粗大化を抑制し、フェライトおよびマルテンサイトを均一微細化し、伸びフランジ性の向上および材質の焼鈍温度依存性の低減に寄与する。さらに、TiはNbと同様に再結晶温度を上昇させるため、SiやMnの拡散が容易な高温域まで未再結晶組織を残存させることで、1次焼鈍加熱中にSi、Mnの拡散を促進し、Si、Mnの表面酸化物を形成しつつ、鋼板表層にはSi、Mnの欠乏層を形成させることが可能となる。この鋼板表層のSi、Mn欠乏層の効果により、酸洗および2次焼鈍後の鋼板におけるめっき性の向上に寄与する。さらに、Ti添加による再結晶温度制御と1次焼鈍時の加熱速度制御により、再結晶と $\alpha-\gamma$ 変態が同時に進行し、フェライトおよびマルテンサイトを主体とする硬質相の粒径が微細化されるため、酸洗、2次（最終）焼鈍後においても微細組織が維持され、その結果、伸びフランジ性の向上に寄与する。

このような効果を得るために、Ti量は0.010%以上とする。好ましくは、Ti量は0.030%以上とする。一方、Ti量が0.100%を超えると、この効果が飽和するだけでなく、フェライト中に過剰に析出し、フェライトの延性を低下させる。このため、Ti量は0.100%以下とする。したがって、Ti量は0.010%以上0.100%以下とする。好まし

くは、Ti量は0.030%以上0.100%以下とする。

[0029] 本発明の高強度鋼板は、上記成分組成を満たすことに加えてさらに、C、Nb、Ti、NおよびSが下記(1)式を満たすように含有することが好ましい。

$$(Nb/93 + Ti^*/48) / (C/12) \leq 0.12 \dots (1)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14)N - (48/32)S$ である。また、該Ti\*を求める式、および上記(1)式中のC、Nb、Ti、N、Sは、それぞれ鋼中の各元素の含有量(質量%)を示す。

ここで、 $(Nb/93 + Ti^*/48) / (C/12)$ は、Cに対するTi、Nbの原子比であり、この値が0.12を超えると、NbCやTiCの析出量が増加するため、フェライトの変形能が低下し、鋼板の延性が低下する場合があります。さらに、熱間圧延の圧延負荷を増加して、製造安定性を阻害する場合があります。このため上記(1)式に示すように $(Nb/93 + Ti^*/48) / (C/12)$ は0.12以下とすることが好ましく、0.08以下とすることがより好ましい。

[0030] 本発明では上記必須添加元素のほかに、さらにMo、V、Cr、Bから選ばれる1種以上の元素を含有させることができる。

[0031] Mo: 0.05%以上1.00%以下、V: 0.02%以上0.50%以下、Cr: 0.05%以上1.00%以下、B: 0.0001%以上0.0030%以下から選ばれる1種以上

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

VはNb、Tiと同様、微細な炭窒化物を形成することで、高強度化に寄与するため、必要に応じて含有することができる。このような効果を発現させ

るためには0.02%以上含有させることが好ましい。一方、V量が0.50%を超えると、上記効果が飽和するだけでなく、原料コストの増加を招くので、Vの含有量は0.50%以下とする。

Bは、MoやCrと同様、焼入れ性を向上させ、焼鈍冷却過程で起こるフェライトの生成を抑制し、マルテンサイトを生成することで高強度化に寄与する。このような効果を得るため、Bは0.0001%以上含有させることができる。一方、Bの含有量が0.0030%を超えると上記の効果は飽和するため、Bの含有量は0.0030%以下とする。

[0032] 上記成分以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物からなる。ただし、本発明の効果を害しない範囲であれば、以下の元素を適宜含有させることができる。

Cuは熱間圧延時に割れを引き起こして、表面疵の発生原因となる有害元素である。しかし、本発明ではCuによる鋼板特性への悪影響は小さいので、0.30%以下の含有量であれば許容できる。これにより、スクラップ等を使用し、リサイクル原料の活用が可能となるので原料コストの低減を図ることができる。

NiはCuと同様、鋼板特性に及ぼす影響は小さいが、Cu含有による表面疵の発生を防止する効果がある。上記効果は、NiをCu含有量の1/2以上含有することで発現させることができる。しかし、Niの含有量が過剰になると、スケールの不均一生成に起因した別の表面欠陥の発生を助長するので、Niを含有する場合、その含有量の上限は0.30%とする。

CaはMnSなどの硫化物の形状制御により延性を向上させる効果があるが、多量に含有させてもその効果は飽和する傾向にある。よって、Caを含有させる場合、0.0001%以上0.0020%以下とする。

[0033] さらに、硫化物系介在物の形態を制御する作用を有し、これにより加工性の向上に寄与するREM、あるいは鋼板表面の結晶を整粒化する作用を有するSn、Sbは、それぞれ0.0001~0.020%の範囲で含有させることができる。

[0034] その他、析出物を形成するZr、Mgなどの含有量は極力少ないほうが好ましく、積極的に添加する必要はなく、0.020%未満、より好ましくは0.002%未満とする。

上記のCu、Ni、Ca、REM、Sn、Sb、Zr及びMgは不可避免の不純物として、本発明の鋼板に含まれる場合がある。

[0035] 本発明では、上記の成分組成の範囲に調整された鋼を溶製して鋼スラブとし、鋼スラブを熱間圧延して熱延鋼板とする熱間圧延工程、該熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とする冷間圧延工程、該冷延鋼板を1次焼鈍する1次焼鈍工程、1次焼鈍後の冷延鋼板を酸洗する酸洗工程、酸洗後の冷延鋼板に2次焼鈍（最終焼鈍）を施す2次焼鈍工程を順次施してして溶融亜鉛めっき鋼板とする。本発明では、前記1次焼鈍工程における1次焼鈍では、700℃から焼鈍温度までの温度範囲の平均加熱速度を1℃/秒以下として780～850℃の焼鈍温度域の焼鈍温度に加熱し、780～850℃の焼鈍温度域で10～500秒保持した後、前記焼鈍温度から500℃以下の冷却停止温度までの平均冷却速度を5℃/秒以上として冷却することで、フェライトの面積率が10%以上60%以下、マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率が40%以上90%以下である鋼組織を有する鋼板とし、前記2次焼鈍工程における2次焼鈍では、750～850℃の焼鈍温度域で10～500秒保持した後、前記焼鈍温度域の焼鈍温度から1～15℃/秒の平均冷却速度で冷却し、亜鉛めっき浴に浸漬する溶融亜鉛めっき処理を施し、前記溶融亜鉛めっき処理後、5～100℃/秒の平均冷却速度で150℃以下に冷却して、面積率が10%以上60%以下のフェライトと面積率が40%以上90%以下のマルテンサイトとを含有する鋼組織を有する鋼板とする。

[0036] まず、上記した本発明において重要な要件である、1次焼鈍後の鋼板の鋼組織、2次焼鈍後の鋼板の鋼組織について説明する。

[0037] （1次焼鈍後の鋼板の鋼組織）

本発明では、2次（最終）焼鈍時の材質の焼鈍温度依存性を低減するため

、1次焼鈍後の鋼板の鋼組織を、フェライトの面積率が10%以上60%以下、マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率が40%以上90%以下である鋼組織とすることが必要である。

[0038] マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率：40%以上90%以下

1次焼鈍後の鋼板の鋼組織におけるマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率は、本発明の焼鈍温度依存性の小さい高強度鋼板を得るために、重要な因子のひとつである。すなわち、1次焼鈍後に認められるマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトは、1次焼鈍時の均熱中にCやMn等の元素が濃化したオーステナイトが、均熱後の冷却中に変態あるいは未変態のままに残存した組織であり、CやMnの濃度の高い領域である。これらのようなCやMnが濃化した領域は、2次焼鈍時のフェライト-オーステナイト変態点を低下させるため、2相域（フェライトとオーステナイトが共存する温度域）を拡大する。その結果、2次焼鈍において750~850℃の温度範囲で焼鈍したときのマルテンサイト面積率の変動が小さく、材質の変動も小さくなる。一般に、1次焼鈍後のマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率は、2次（最終）焼鈍後のマルテンサイト面積率と相関するため、2次（最終）焼鈍後にTS $\geq$ 1180MPaを満足する観点から、1次焼鈍後のマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率は40%以上とする。一方、1次焼鈍後のマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト、すなわち、焼鈍均熱中のオーステナイト相はフェライト相に比べて、SiやMnの拡散速度が遅いため、その合計面積率が90%を超えると、Si、Mnの表面酸化物の形成および鋼板表層のSi、Mn欠乏層の形成が不十分となり、めっき性を低下させる場合がある。このため、1次焼鈍後のマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率は90%以下とし、好ましくは70%以下とする。

[0039] フェライトの面積率が10%以上60%以下

1次焼鈍時の均熱中あるいはその後の冷却中に生成したフェライト相は、オーステナイト相にCやMnを濃化させ、前記したようなCやMnが濃化した領域（CやMnの濃化部）を形成する。このようなCやMnの濃化部は、2次焼鈍時のフェライトーオーステナイト変態点を低下させ、2次焼鈍において、750～850℃の温度範囲で焼鈍したときのマルテンサイト面積率の変動を小さくし、材質変動も小さくできる。このような効果を安定的に得るため、1次焼鈍後のフェライトの面積率は10%以上とする。一方、1次焼鈍後のフェライトの面積率が60%を超えると、2次焼鈍後の所望のマルテンサイト量の確保を阻害し、 $TS \geq 1180 \text{ MPa}$ を安定して得ることが困難となる。このため、1次焼鈍後のフェライトの面積率は60%以下とする。

[0040] なお、本発明では、前記したように、再結晶温度を上昇させるNb、Tiを積極的に添加し、かつ1次焼鈍時の加熱速度を適正に制御することで、1次焼鈍中のSi、Mnの拡散が未再結晶組織の歪効果により促進し、表面酸化物を形成しつつ、鋼板表層にはSi、Mnの欠乏層を形成することができる。本発明では、所定の条件で1次焼鈍することにより得られる1次焼鈍後の鋼板表層のSi、Mnの欠乏層（Si、Mnの元素濃度が鋼中元素濃度の $3/4$ 以下である領域）を、鋼板表層から $2 \mu\text{m}$ 以上とすることが好ましい。

[0041] 1次焼鈍後の鋼板表層のSi、Mnの欠乏層は、SiやMnを多量に添加することが必要な高強度鋼板において、良好なめっき外観を得るために、重要な因子のひとつである。すなわち、鋼中に含まれるSiやMnは、一般的な焼鈍炉で用いられる非酸化性雰囲気中あるいは還元雰囲気中においても選択酸化されて、表面に濃化して酸化物を形成し、めっき処理時の熔融亜鉛との濡れ性を低下させ、不めっきを生じさせる。しかし、1次焼鈍後の鋼板表層にSi、Mnの欠乏層を形成させることで、2次焼鈍中においては鋼板表層のSi、Mn欠乏層によって鋼中のSiやMnの再表面濃化が抑制され、良好なめっき外観を得ることができる。この効果は、Si、Mnの元素濃度

が鋼中元素濃度の3/4以下である領域（以下、Si、Mnの欠乏層と定義する）が鋼板表層からの深さで2 $\mu$ m以上の場合により顕著となる。したがって、SiおよびMnの欠乏層は表層から2 $\mu$ m以上が好ましい。また、TSの過度な低下防止の観点から、SiおよびMnの欠乏層は表層から50 $\mu$ m以下とすることが好ましい。なお、SiおよびMnの欠乏層は、グロー放電発光分析法（GDS）によって測定した深さ方向の濃度プロファイルから、SiおよびMnの元素濃度がそれぞれ鋼中元素濃度の3/4以下となる領域を読み取り、その深さを指標とした。

[0042] （2次焼鈍後の鋼板の鋼組織）

フェライトの面積率：10%以上60%以下

フェライト相は延性を確保する上で重要な因子であり、面積率で10%未満では延性の確保が困難となり、加工性が低下する場合がある。したがって、2次焼鈍後の鋼板の鋼組織におけるフェライトの面積率は、延性確保の観点から、10%以上とし、好ましくは20%以上とする。一方、2次焼鈍後の鋼板の鋼組織におけるフェライトの面積率が60%を超えるとTS $\geq$ 1180MPaを確保するのが困難となる。したがって、2次焼鈍後の鋼板の鋼組織におけるフェライトの面積率は60%以下とし、好ましくは50%以下とする。

なお、フェライトの平均結晶粒径が微細な場合、フェライト粒界から逆変態して生成するマルテンサイトの微細化に寄与し、伸びフランジ性の向上に寄与する。したがって、2次焼鈍後の鋼板の鋼組織におけるフェライトの平均結晶粒径は10 $\mu$ m以下とすることが好ましく、より好ましくは、5 $\mu$ m以下とする。

[0043] マルテンサイトの面積率：40%以上90%以下

マルテンサイトは本発明の鋼板の強度を確保するのに必要な硬質相である。マルテンサイトの面積率が40%未満では、鋼板強度が低下し、TS $\geq$ 1180MPaを確保することが困難となる場合がある。したがって、2次焼鈍後の鋼板の鋼組織におけるマルテンサイトの面積率は40%以上とし、好

ましくは50%以上とする。一方、マルテンサイトの面積率が90%を超えると硬質相が過剰となり、加工性の確保が困難となる場合がある。このため、2次焼鈍後の鋼板の鋼組織におけるマルテンサイトの面積率は90%以下とし、好ましくは70%以下とする。

なお、マルテンサイトの平均結晶粒径が5 $\mu$ mを超えでは、軟質なフェライトと硬質なマルテンサイトの界面においてボイドが発生しやすくなり、伸びフランジ性や局部延性が低下する場合がある。これに対して、マルテンサイトの平均結晶粒径を5 $\mu$ m以下とすることで、フェライトとマルテンサイトの界面におけるボイドの生成が抑制され、伸びフランジ性の低下が抑制される。したがって2次焼鈍後の鋼板の鋼組織におけるマルテンサイトの平均結晶粒径は5 $\mu$ m以下とすることが好ましく、より好ましくは2 $\mu$ m以下とする。

[0044] また、本発明の2次焼鈍後の鋼板においては、フェライトとマルテンサイト以外の残部組織として、パーライト、ベイナイト、残留オーステナイトおよび炭化物等を含む場合があるが、これらは合計面積率で10%以下であれば許容できる。

[0045] なお、上記面積率は鋼板のL断面（圧延方向に平行な垂直断面）を研磨後、ナイトール（nital）で腐食し、SEM（走査型電子顕微鏡）で2000倍の倍率にて5視野観察し、撮影した組織写真を画像解析して求めることができる。詳細は実施例で述べるが、組織写真でフェライトはやや黒いコントラストの領域であり、パーライトは炭化物がラメラ状に生成している領域、ベイナイトは炭化物が点列状に生成している領域とし、マルテンサイトおよび残留オーステナイト（残留 $\gamma$ ）は白いコントラストの付いている粒子とする。また、フェライトおよびマルテンサイトの平均粒径はJIS G0522の規定に準拠し、切断法にて測定した。

[0046] また、上記の鋼組織を有する2次焼鈍の鋼板である高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、以下の1)～3)の特性を有する。

[0047] 1)  $TS \geq 1180 MPa$

近年、自動車車体の軽量化および車両衝突時の乗員安全性確保が強く求められており、これらの要求に応えるためには、自動車車体の素材となる鋼板を高強度化することが必要となる。本発明で得られる高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、 $TS \geq 1180 \text{ MPa}$ であり、このような高強度化を達成できる。

[0048] 2) 焼鈍温度が $40^\circ\text{C}$ 変動したときの $TS$ 変動量 ( $\Delta TS$ )  $\leq 50 \text{ MPa}$   
通常、連続焼鈍ラインでの製造において、焼鈍温度はコイル内で約 $40^\circ\text{C}$  ( $\pm 20^\circ\text{C}$ ) 変動する。この焼鈍温度変化に対する材質の変動量を評価するに当たり、焼鈍温度の中央値と、 $\pm 20^\circ\text{C}$ の焼鈍温度変動が生じた位置の計3ヶ所から、圧延方向に対して $90^\circ$ 方向 (C方向) を引張方向とするJIS 5号引張試験片 (JIS Z 2201) を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠した引張試験を行い、 $TS$ 変動量、すなわち $TS$ の最大値と最小値の差 ( $\Delta TS = TS_{\text{max}} - TS_{\text{min}}$ ) を評価した。本発明においては、 $\Delta TS \leq 50 \text{ MPa}$ といった、材質の焼鈍温度依存性が小さい鋼板を得ることができる。

[0049] 3) 表面外観

溶融亜鉛めっき後の外観を目視で評価し、不めっきが全くないものを○、不めっきが発生したものを×とし、また、合金化後の外観は、合金化ムラが認められたものを×、合金化ムラがなく均一の外観が得られたものを○として、目視評価した場合、本発明により得られる高強度溶融亜鉛めっき鋼板においては、めっき後および合金化後ともに○の評価が得られる。

[0050] 次に、本発明の製造条件について、詳細に説明する。

[0051] 本発明の製造方法で使用する鋼スラブは成分のマクロ偏析を防止すべく連続鋳造法で製造することが望ましいが、造塊法や薄スラブ鋳造法で製造してもよい。また、鋼スラブを製造した後、一旦室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法に加え、冷却せず温片のまま加熱炉に装入し熱間圧延する方法 (直送圧延)、わずかの保熱をおこなった後に直ちに熱間圧延する方法 (直送圧延・直接圧延)、あるいは高温状態のまま加熱炉に装入して再加熱の一部を省略する方法 (温片装入) などの省エネルギープロセスも問題なく適

用することができる。また、熱間圧延に供する鋼スラブは、下記の理由でスラブ加熱温度を1150～1300℃とすることが好ましい。

[0052] スラブ加熱温度：1150℃以上1300℃以下

鋼スラブの加熱段階で存在している析出物は、最終的に得られる鋼板内では粗大な析出物として存在し、強度に寄与しないため、 casting時に析出したTi、Nb系析出物を十分な量、再溶解させる必要がある。また、スラブ表面の気泡、偏析などの欠陥をスケールオフすることにより、鋼板表面の亀裂や凹凸を減少し、平滑な鋼板表面を達成する観点からも1150℃以上に加熱することが有効である。このため、スラブ加熱温度は1150℃以上とすることが好ましい。一方、スラブ加熱温度が1300℃を超えると、オーステナイト粒の粗大化を引き起こし、最終組織が粗大化 (coarsening) し、伸びフランジ性を低下させる場合がある。このため、スラブ加熱温度は、1300℃以下とすることが好ましい。

[0053] (熱間圧延工程)

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

[0054] 本発明の製造方法において、特に限定するものではないが、下記の理由で、仕上げ圧延の最終パスの圧下率：10%以上、最終パスの前パスの圧下率：18%以上、仕上げ圧延温度：850～950℃として熱間圧延することが好ましい。

[0055] 仕上げ圧延の最終パスの圧下率：10%以上、最終パスの前パスの圧下率：18%以上

本発明のNb、Tiを添加した鋼は熱間圧延時のオーステナイトの再結晶を抑制する。このため、仕上げ圧延の最終パスの圧下率が10%未満では、

熱間仕上げ圧延後に未再結晶のオーステナイトからフェライト変態する割合が多くなり、熱延板組織が混粒 (duplex grain microstructure) となりやすい。この結果、冷間圧延、焼鈍後の鋼板組織が熱延板組織の影響を受けて不均一な組織となり、材質バラツキの増大や加工性の低下を招く場合がある。また、仕上げ圧延の最終パスの圧下率が10%以上では、熱延板組織を微細化する効果を有し、その後の冷間圧延および焼鈍後においても微細組織を維持するため、2次（最終）焼鈍後のフェライト粒径およびマルテンサイト粒径の微細化に寄与し、伸びフランジ性の向上に有効に作用する。よって、最終パスの圧下率は10%以上とすることが好ましく、13%以上とすることがより好ましい。

さらに、上記最終パスの圧下率制御に加えて、最終パスの前パスの圧下率を適正範囲に制御する。すなわち、この最終パスの前パスの圧下率を18%以上とすることによって、歪蓄積効果が高まり、オーステナイトの再結晶がより促進され、熱延板組織の不均一性が解消され、材質バラツキが低減する。また、仕上げ圧延の最終パスの前パスの圧下率が18%以上では、熱延板組織を微細化する効果を有し、その後の冷間圧延および焼鈍後においても微細組織を維持するため、2次（最終）焼鈍後のフェライト粒径およびマルテンサイト粒径の微細化に寄与し、伸びフランジ性の向上に有効に作用する。一方、最終パスの前パスの圧下率が18%未満では、オーステナイトの再結晶促進効果や微細化効果が得られない場合がある。よって、最終パスの前パスの圧下率は18%以上とすることが好ましく、20%超とすることがより好ましい。

なお、上記最終パスおよび最終パスの前パスの2パスの圧下率が大きくなると圧延負荷が上昇するため、これらの圧下率はいずれも40%未満とするのが好ましい。

[0056] 仕上げ圧延温度：850～950℃

仕上げ圧延温度が850℃未満の場合、組織が不均一となり、加工性（延性、伸びフランジ性）の低下が顕著となる。一方、仕上げ圧延温度が950

℃を超えると、酸化物（スケール）の生成量が急激に増大し、地鉄と酸化物の界面が荒れ、酸洗、冷間圧延後の表面品質が劣化する傾向が認められる。また、結晶粒径が過度に粗大となり、加工時にプレス表面の荒れ（orange peel like surface defect）が生じる場合がある。したがって、仕上げ圧延温度は850～950℃とすることが好ましい。

[0057] 上記熱間圧延を終了した熱延鋼板（以下、熱延板ともいう）は、組織のさらなる微細化による伸びフランジ性の向上および材質の焼鈍温度依存性を低減する観点から、仕上げ圧延終了後、3秒以内に冷却を開始し、仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度－100℃）の温度域を5～200℃/秒の平均冷却速度で冷却し、450～650℃の温度でコイル形状に巻き取ることが好ましい。

[0058] 仕上げ圧延終了後3秒以内に冷却を開始

仕上げ圧延終了後、冷却を開始するまでの時間が3秒を超える場合、フェライトが析出し、熱延板組織がフェライトとパーライトが層状に形成されたバンド組織（banded structure）となりやすい。このような層状組織は、鋼板内に成分の濃度ムラが生じた状態であるため、冷延焼鈍後に不均一な組織となりやすく、組織の均一微細化が困難となる。このため、伸びフランジ性などの加工性の低下や焼鈍温度に対するTS変動量が増大する場合がある。したがって、仕上げ圧延終了後、冷却を開始するまでの時間を3秒以内とすることが好ましい。

[0059] 仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度－100℃）における平均冷却速度：  
5～200℃/秒

仕上げ圧延直後の高温域である、仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度－100℃）の温度域における冷却速度が5℃/秒に満たない場合、フェライトが粗大に析出し、熱延板組織が粗大化しやすくなるとともに、フェライトとパーライトが層状に形成されたバンド組織となりやすい。このようなバンド組織は、鋼板内に成分の濃度ムラが生じた状態であるため、冷延焼鈍後に不均一な組織となりやすく、組織の均一微細化が困難となる。このため、伸

びフランジ性などの加工性や材質の焼鈍温度依存性が大きくなる場合がある。一方、該平均冷却速度が $200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ を超えても効果は飽和するので、仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度－ $100^{\circ}\text{C}$ ）の温度域における平均冷却速度は $5\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ とすることが好ましい。

[0060] 巻取り温度： $450\sim 650^{\circ}\text{C}$

巻取り温度はNbCの析出に著しく影響を及ぼす。巻取り温度が $450^{\circ}\text{C}$ 未満では、NbCの析出が不十分となり、NbCの析出がコイル内で不均一になりやすく、冷間圧延後の焼鈍加熱時の再結晶挙動に起因した組織差により材質の焼鈍温度依存性が大きくなる場合がある。また、巻取り温度が $650^{\circ}\text{C}$ を超えると、NbCが粗大に析出し、NbCによるフェライトの析出強化が不十分となるため、マルテンサイトとの硬度差低減効果による伸びフランジ性の改善効果が得られなくなる場合がある。したがって、巻取り温度は $450^{\circ}\text{C}$ 以上 $650^{\circ}\text{C}$ 以下とすることが好ましい。さらに好ましくは $500^{\circ}\text{C}$ 以上 $600^{\circ}\text{C}$ 以下とする。

[0061] （冷間圧延工程）

熱間圧延工程にて、熱間圧延して得られた熱延鋼板は、適宜酸洗を行い、冷間圧延を施し冷延鋼板とする。酸洗は必須ではなく、適宜行うことができる。また、酸洗を行う場合は、通常の場合にて行うことができる。また、冷間圧延では、圧下率： $40\%$ 以上とすることが好ましい。

[0062] 冷間圧延の圧下率： $40\%$ 以上

冷間圧延の圧下率が $40\%$ 未満では、焼鈍時の加熱過程における再結晶が不均一に生じ、均一微細な焼鈍組織が得られない場合がある。これに加えて、通常起こりうる熱延板組織のコイル内バラツキが冷延焼鈍後にも残存し、材質の焼鈍温度依存性が大きくなる場合がある。そこで、コイル内において、より均一微細な組織を得る観点から、冷間圧延の圧下率は $40\%$ 以上とすることが好ましい。なお、圧下率が $70\%$ を超えると圧延時のロールへの負荷も高まり、通板トラブルが発生する懸念があるため、圧下率の上限を $70\%$ 程度とすることがより好ましい。

## [0063] (1次焼鈍工程)

700℃から焼鈍温度までの温度範囲の平均加熱速度：1℃/秒以下

冷間圧延後の冷延鋼板には、1次焼鈍を施す。本発明においては、熱延鋼板の段階でTiCやNbCを析出させているため、冷間圧延工程を経て得られた冷延鋼板の再結晶温度は比較的高温となり、焼鈍後に未再結晶組織が残存しやすくなる。このような未再結晶組織はSiやMnの拡散を促進するため、SiやMnの表面酸化物を形成しつつ、鋼板表層にはSi、Mnの欠乏層を形成させることが容易となり、その結果、酸洗および2次焼鈍後にめっき性の向上が期待できる。このような効果を得るためには、700℃から焼鈍温度までの温度域の平均加熱速度を1℃/s以下として加熱する必要がある。なお、上記平均加熱速度の下限は特に限定しないが、0.1℃/秒未満では、焼鈍炉内の通板時間が増大し、製造性を低下させるため、700℃から焼鈍温度までの温度範囲の平均加熱速度は0.1℃/秒以上とすることが好ましい。

## [0064] 780～850℃の焼鈍温度域の焼鈍温度に加熱

焼鈍温度が780℃未満では、1次焼鈍の冷却後に所定量のマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト（残留 $\gamma$ ）量が得られず、焼鈍温度依存性の小さい高強度鋼板を得ることが困難となる場合がある。また、1次焼鈍後においても未再結晶組織が残存しやすくなり、この未再結晶組織が残存した状態では、2次焼鈍中にSiやMnが歪効果によって再表面濃化しやすくなり、不めっきの原因になる場合がある。一方、焼鈍温度が850℃を超えると、1次焼鈍後に所望のフェライト量が得られず、その結果、オーステナイトへのCやMnの濃化が不十分となり、2次焼鈍後のマルテンサイト量の変動に起因した焼鈍温度依存性が大きくなる場合がある。さらに、生産性の低下やエネルギーコストの増加を招くという問題もある。よって、焼鈍温度は780℃以上850℃以下の温度域の温度とする。

## [0065] 780～850℃の焼鈍温度域で10～500秒保持

1次焼鈍における780～850℃の焼鈍温度域での保持時間は、オース

テナイトへのC、Mn等の元素の濃化を進行させる観点から、10秒以上とするのが好ましく、20秒以上がより好ましい。一方、保持時間が500秒を超えると、結晶粒径が粗大化し、強度の低下、表面性状の劣化、伸びフランジ性の低下等、鋼板の諸特性に悪影響を及ぼす懸念がある。保持時間は好ましくは200秒以下である。以上より、1次焼鈍の焼鈍温度域である、780～850℃の焼鈍温度域での保持時間は10秒以上500秒以下とする。

[0066] 焼鈍温度から500℃以下の冷却停止温度までの平均冷却速度を5℃/秒以上として冷却

この冷却過程は、1次焼鈍後のマルテンサイト、ベイナイト、パーライト、残留 $\gamma$ 量を制御するために重要な役割を担っている。すなわち、平均冷却速度が5℃/秒未満では、冷却中に生成するフェライト量が多くなりすぎるため、2次（最終）焼鈍後に所定のマルテンサイト量が得られず、所望のTSが得られない場合がある。また、冷却停止温度が500℃を超えると、2次（最終）焼鈍後に所定のマルテンサイト量が得られず、所望のTSが得られない場合がある。このため、冷却停止温度は500℃以下とする。したがって、焼鈍温度から500℃以下の冷却停止温度までの温度範囲の平均冷却速度は5℃/秒以上とする。好ましくは10℃/秒以上とする。一方、焼鈍温度から500℃以下の冷却停止温度までの温度範囲の平均冷却速度は板形状安定性等の観点から100℃/秒以下が好ましい。

冷却は、ガス冷却が好ましいが、炉冷、ミスト冷却、ロール冷却、水冷、あるいはこれらを組み合わせて行うことも可能である。

上記1次焼鈍は、連続焼鈍法にて行うことが好ましい。

[0067] 上記の1次焼鈍を施すことで、1次焼鈍後の冷延鋼板の鋼組織を、上記したように、フェライト相の面積率が10%以上60%以下、マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率が40%以上90%以下である鋼組織とする。

[0068] (酸洗工程)

1次焼鈍時に生成したSi、Mnなどの易酸化性元素の表面濃化物は、2次焼鈍後のめっき性を顕著に劣化させるため、Si、Mnなどの表面濃化物を除去し、めっき性を改善するために、酸洗を実施する。ここで、酸洗は、通常の条件にて行うことができる。なお、鋼板の酸洗減量をFe換算で0.05~5g/m<sup>2</sup>で酸洗することによって、表面濃化物を完全に除去でき、たとえば、40~90℃、濃度1~10質量%程度の酸（塩酸、硫酸、硝酸等）で1~20秒の酸洗処理で表面濃化物が完全に除去されるため、1次焼鈍後に施す酸洗の条件としては、このような条件とすることが好ましい。酸洗液の濃度が1質量%未満では酸洗減量がFe換算で0.05g/m<sup>2</sup>未満となる場合があり、酸洗による表面濃化物の除去が不十分となる場合がある。一方、酸洗液の濃度が10質量%を超えると酸洗減量が5g/m<sup>2</sup>を超える場合があるとともに、過酸洗による鋼板表面の荒れが発生する場合がある。また、酸の温度が40℃未満では酸洗減量がFe換算で0.05g/m<sup>2</sup>未満となる場合があり、酸洗による表面濃化物の除去が不十分となる場合がある。一方、酸の温度が90℃を超えると、酸洗減量が5g/m<sup>2</sup>を超える場合があるとともに、過酸洗による鋼板表面の荒れが発生する場合がある。酸洗時間が1秒未満では、酸洗による表面濃化物の除去が不十分となる場合があり、20秒を超えると過酸洗による鋼板表面の荒れが発生する場合がある。したがって、酸洗条件は、酸温度：40℃以上90℃以下、酸濃度：1質量%以上10質量%以下、酸洗時間：1秒以上20秒以下とすることが好ましく、酸温度：50℃以上70℃以下、酸洗時間：5秒以上10秒以下とすることがより好ましい。

上記した酸洗減量のFe換算値は、酸洗前後の鋼板質量から求めることができる。

[0069] (2次(最終)焼鈍工程)

750~850℃の焼鈍温度域の焼鈍温度に加熱

2次焼鈍における焼鈍温度が750℃未満では、焼鈍冷却後に所定のマルテンサイト量が得られず、所望の強度が得られない場合がある。一方、焼鈍

温度が850℃を超えると、焼鈍中にSi、Mnが再表面濃化し、めっき性の低下を招く。また、フェライトやオーステナイトが粗大化し、冷却後の組織が粗大化するため、鋼板表面性状の劣化を招き、伸びフランジ性の改善効果が得られない場合もある。さらに、生産性の低下やエネルギーコストの増加を招くという問題もある。したがって、焼鈍温度は750℃以上850℃以下とする。より安定してめっき性を確保する観点からは、750℃以上800℃以下とすることが好ましい。

[0070] 750～850℃の焼鈍温度域で10～500秒保持

2次焼鈍における750～850℃の焼鈍温度域での保持時間は、オーステナイトへのC、Mn等の元素の濃化をより安定化させる観点から、10秒以上とするのが好ましい。一方、保持時間が500秒を超えると、焼鈍中にSi、Mnが再表面濃化し、めっき性の低下を招く場合がある。また、結晶粒径が粗大化し、鋼板表面性状の劣化を招き、伸びフランジ性の低下等、鋼板の諸特性に悪影響を及ぼす恐れがある。したがって、750～850℃の焼鈍温度域での保持時間は10秒以上500秒以下とする。

[0071] 焼鈍温度から亜鉛めっき浴の温度までの平均冷却速度（1次冷却速度）：  
1～15℃/秒

前記焼鈍温度域の焼鈍温度に加熱し、焼鈍温度で均熱して、750～850℃の焼鈍温度域で10～500秒保持した後、通常420～500℃に保持されている亜鉛めっき浴の温度まで平均冷却速度1～15℃/秒で冷却する。焼鈍温度から亜鉛めっきの温度までの平均冷却速度（1次冷却速度）が15℃/秒を超えると、冷却中のフェライト生成が抑制され、マルテンサイトやベイナイトなどの硬質相が過度に生成するため、強度が高くなりすぎてしまい、延性や伸びフランジ性等の加工性の劣化を招く。一方、1℃/秒未満では、冷却中に生成するフェライトの量が多くなりすぎ、所望のTSが得られない場合がある。したがって、焼鈍温度からめっき浴までの平均冷却速度は1℃/秒以上15℃/秒以下とする。冷却は、ガス冷却が好ましいが、炉冷、ミスト冷却、ロール冷却、水冷、あるいはこれらを組み合わせて行う

ことも可能である。上記2次焼鈍は、連続焼鈍法にて行うことが好ましく、とくに後述の溶融亜鉛めっき処理設備まで備えたCGL (continuous galvanizing line) を用いて行うことが好ましい。

[0072] 溶融亜鉛めっき処理・合金化処理

上記の1次冷却速度で冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬して溶融亜鉛めっき処理を施す。溶融亜鉛めっき処理は常法で行えばよい。また、亜鉛めっき浴に浸漬して溶融亜鉛めっき処理を施した後、後述する5~100℃/秒の平均冷却速度(2次冷却速度)で冷却する前に、亜鉛めっきの合金化処理を施すこともできる。この場合、亜鉛めっきの合金化処理は、例えば、溶融亜鉛めっき処理後、500~650℃の温度域に加熱し、常法により数秒~数十秒保持することで行うことができる。亜鉛めっき条件としては、めっき付着量は片面あたり20~70g/m<sup>2</sup>であり、合金化する場合、めっき層中のFe濃度(Fe%)は6~15質量%とすることが好ましい。

[0073] 溶融亜鉛めっき処理後、あるいはさらに合金化処理を行う場合は合金化処理後の150℃以下に冷却する際の平均冷却速度(2次冷却速度): 5~100℃/秒

溶融亜鉛めっき処理後、あるいは亜鉛めっきの合金化処理を施した後の冷却において、150℃以下の温度までの平均冷却速度(2次冷却速度)が、5℃/秒未満の緩冷却では400~500℃付近でパーライトあるいはベイナイトが生成し、所定量のマルテンサイトが得られず、所望の強度が得られない場合がある。一方、2次冷却速度が100℃/秒を超えるとマルテンサイトが硬くなりすぎてしまい、延性や伸びフランジ性が低下する場合がある。したがって、2次冷却速度は5℃/秒以上100℃/秒以下とする。

[0074] さらに、本発明においては、前記した2次焼鈍後に最終的に得られた高強度溶融亜鉛めっき鋼板に、形状矯正、表面粗度調整の目的で調質圧延またはレベラー加工を施すことも可能である。なお、過度に調質圧延を行うと、過剰に歪が導入され、結晶粒が展伸された圧延加工組織となり、延性が低下するため、調質圧延を行う場合、伸長率で0.1~1.5%程度とすることが

好ましい。

## 実施例 1

[0075] 表 1 に示す成分組成からなる溶鋼を溶製し、鋼スラブとした後、表 2 に示す種々の条件で、熱間圧延、冷間圧延、1 次焼鈍、酸洗および 2 次焼鈍工程にて、板厚が 1.2 mm の高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板（製品板）を製造した。1 次焼鈍工程の焼鈍温度域での保持時間は、780～850℃の焼鈍温度域（1 次焼鈍の焼鈍温度域）での保持時間であり、2 次焼鈍工程の焼鈍温度域での保持時間は、750～850℃の焼鈍温度域（2 次焼鈍の焼鈍温度域）での保持時間である。また、1 次焼鈍工程後に行う酸洗工程では、60℃の 5 質量％塩酸にて、10 秒間の酸洗を行った。また、溶融亜鉛めっき処理は付着量が片面あたり 50 g/m<sup>2</sup>（両面めっき）となるように調整し、さらに合金化処理を施し、めっき層中の Fe % が 9～12 質量％となるように調整した。

[0076] 以上により得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板に対して、サンプルを採取し、下記の方法で組織観察、圧延方向に対して 90° 方向（C 方向）を引張方向とする引張試験を行い、鋼板の鋼組織を特定すると共に、フェライト相およびマルテンサイト相の面積率、フェライトおよびマルテンサイトの平均結晶粒径、降伏強度（Y P）、引張強度（T S）、全伸び（E l）および穴抜け率（λ）を測定した。また、めっき後外観、合金化後外観を目視で観察し、表面性状を評価した。さらに、2 次焼鈍温度が中央値に対して ±20℃ の範囲で変動した位置から、圧延方向に対して 90° 方向（C 方向）を引張方向とする引張試験片を採取し、引張試験により、2 次焼鈍温度が中央値に対して ±20℃ 変動、すなわち、焼鈍温度が 40℃ 変動した場合の T S 変動量（Δ T S）を評価した。また、1 次焼鈍工程後で酸洗工程前の鋼板からも鋼組織観察用のサンプルを採取した。以下、具体的に説明する。

[0077] (i) 組織観察

合金化溶融亜鉛めっき鋼板から、組織観察用試験片を採取し、L 断面（圧延方向に平行な垂直断面）を機械的に研磨し、ナイトールで腐食した後、走

査電子顕微鏡（SEM）で、倍率3000倍で撮影した組織写真（SEM写真）から、鋼板組織の特定とフェライトおよびマルテンサイトの面積率を測定した。なお、上記組織写真からの鋼板の鋼組織の特定は、フェライトはやや黒いコントラストの領域、パーライトは炭化物がラメラ状に生成している領域、ベイナイトは炭化物が点列状に生成している領域とし、マルテンサイトおよび残留オーステナイト（残留 $\gamma$ ）は白いコントラストのついてる粒子とした。さらに、上記試験片に、250℃で4hrの焼戻し処理を施した後、同様にして組織写真を得て、炭化物がラメラ状に生成している領域を熱処理前にパーライト、炭化物が点列状に生成している領域を熱処理前にベイナイトもしくはマルテンサイトであった領域として再度その面積率を求め、白いコントラストのまま残存している微粒子を残留 $\gamma$ として測定し、焼戻し処理前の白いコントラストがついてる粒子（マルテンサイトおよび残留 $\gamma$ ）の面積率との差から、マルテンサイトの面積率を求めた。なお、それぞれの相の面積率は、透明のOHPシートに、各相ごとに相別して色付けし、画像を取り込み後、2値化を行い、画像解析ソフト（マイクロソフト社製 Digital Image Pro Plus ver 4.0）にて求めた。また、フェライトおよびマルテンサイトの平均粒径はJIS G0522の規定に準拠し、切断法にて測定した。

[0078] また、1次焼鈍後の鋼板から採取した組織観察用試験片については、L断面（圧延方向に平行な垂直断面）を機械的に研磨し、ナイタールで腐食した後、走査電子顕微鏡（SEM）で、倍率3000倍で撮影した組織写真（SEM写真）から、鋼板組織の特定とフェライトの面積率を測定した。さらに、Si、Mn欠乏層深さは、グロー放電発光分析法（GDS）によって測定した深さ方向の濃度プロファイルから、SiおよびMnの元素濃度がそれぞれ鋼中元素濃度の3/4以下となる領域を読み取り、その深さを指標とした。

[0079] (ii) 引張特性

合金化溶融亜鉛めっき鋼板から、圧延方向に対して90°方向（C方向）

を引張方向とする J I S 5 号引張試験片 ( J I S Z 2 2 0 1 ) を採取し、 J I S Z 2 2 4 1 の規定に準拠した引張試験を行い、 Y P、 T S、 E l を測定した。なお、引張試験の評価基準は  $T S \geq 1 1 8 0 M P a$ 、  $T S \times E l \geq 1 5 0 0 0 M P a \cdot \%$  とした。

[0080] さらに、2次焼鈍温度が中央値に対して + 2 0 ° C および - 2 0 ° C となった位置から、圧延方向に対して 9 0 ° 方向 ( C 方向 ) を引張方向とする引張試験片を採取し、引張試験により、焼鈍温度が 4 0 ° C 変動した場合の T S 変動 (  $\Delta T S$  ) を評価した。なお、材質均一性の評価基準として、  $\Delta T S \leq 5 0 M P a$  を材質均一性に優れるとした。

[0081] ( i i i ) 穴拡げ率 ( 伸びフランジ性 )

伸びフランジ成形性は日本鉄鋼連盟規格 J F S T 1 0 0 1 に準拠した穴拡げ試験により評価した。すなわち、得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板に対して、 1 0 0 m m × 1 0 0 m m 角サイズのサンプルを採取し、サンプルにポンチ径 1 0 m m のポンチで打ち抜いたポンチ穴を開け、頂角 6 0 ° の円錐ポンチを用いて、バリが外側になるようにして、板厚を貫通する割れが発生するまで穴拡げ試験を行い、このときの  $d 0$  : 初期穴内径 ( m m )、  $d$  : 割れ発生時の穴内径 ( m m ) として、穴拡げ率  $\lambda$  ( % ) = { (  $d - d 0$  ) /  $d 0$  } × 1 0 0 を求めた。なお、穴拡げ率の評価基準として、  $T S \times \lambda \geq 4 3 0 0 0 M P a \cdot \%$  を、伸びフランジ性に優れるとした。

[0082] ( i v ) 表面性状

めっき後の外観を目視で評価し、不めっきが全くないものを O、不めっきが発生したものを X とした。また、合金化後の外観は、合金化ムラが認められたものを X、合金化ムラがなく均一の外観が得られたものを O として、目視評価した。

[0083] 得られた結果を表 3 に示す。表 3 より、鋼板 N o . 2 ~ 9 の鋼板は、成分組成および製造方法が本発明に適合した発明例であり、  $T S \geq 1 1 8 0 M P a$ 、  $T S \times E l \geq 1 5 0 0 0 M P a \cdot \%$ 、  $T S \times \lambda \geq 4 3 0 0 0 M P a \cdot \%$  を満足し、焼鈍温度が 4 0 ° C 変動した場合の T S 変量 (  $\Delta T S$  ) が 5 0 M P

a以下となる焼鈍温度依存性に優れた鋼板となっている。また、不めっきや合金化ムラの発生は認められず、良好な表面性状を有する鋼板となっている。さらに、鋼板No. 3、5～8は熱間圧延時の最終パスおよび最終パスの前パスの圧下率が好適範囲であるため、マルテンサイトの平均粒径が $2\mu\text{m}$ 以下となっており、この結果、 $TS \times \lambda \geq 45000\text{MPa} \cdot \%$ を満足する鋼板となっている。

[0084] これに対して、比較例の鋼板No. 1はC量が本発明範囲を下回るため、所望のマルテンサイト量が得られず、 $TS \geq 1180\text{MPa}$ を未達成となっている。比較例のNo. 10はNb量およびTi量が本発明範囲を下回り、フェライトの析出強化が不十分であるため、マルテンサイト相との硬度差の低減効果が小さく、 $TS \times \lambda \geq 43000\text{MPa} \cdot \%$ を未達成となっている。さらに所望のSi、Mnの欠乏層深さが得られず、不めっきや合金化ムラが発生した比較例である。比較例の鋼板No. 11はS量、Nb量およびTi量が本発明範囲を上回るため、フェライトの延性を著しく低下させ、この結果、 $TS \times EI \geq 15000\text{MPa} \cdot \%$ を未達成となっている。また、Nb量およびTi量が過剰のため、熱間圧延時の圧延負荷が高めであり、製造性の低下が懸念される。比較例の鋼板No. 12はC、Si、Mnが本発明範囲を上回るため、マルテンサイト量が過剰となり、EIや $\lambda$ が低下し、 $TS \times EI \geq 15000\text{MPa} \cdot \%$ あるいは $TS \times \lambda \geq 43000\text{MPa} \cdot \%$ を未達成となっている。

[0085]

[表1]

鋼No.	化学成分(質量%)													備考	
	C	Si	Mn	P	S	solAl	N	Nb	Ti	Mo	V	Cr	B		(Nb/93+Ti*/48)/(C/12)
A	0.195	0.02	2.08	0.011	0.005	0.038	0.0021	0.041	0.032	-	-	-	-	0.091	比較鋼
B	0.127	0.12	2.50	0.008	0.003	0.031	0.0033	0.021	0.022	0.21	-	-	0.0015	0.033	発明鋼
C	0.125	0.09	3.23	0.015	0.008	0.037	0.0039	0.033	0.035	-	-	-	0.0013	0.054	発明鋼
D	0.131	0.22	2.66	0.013	0.003	0.038	0.0043	0.048	0.031	-	-	-	-	0.070	発明鋼
E	0.134	0.25	2.57	0.013	0.003	0.038	0.0041	0.061	0.051	0.17	-	-	0.0011	0.118	発明鋼
F	0.142	0.33	2.71	0.007	0.001	0.037	0.0035	0.040	0.019	0.11	-	-	-	0.047	発明鋼
G	0.146	0.48	2.92	0.013	0.003	0.038	0.0035	0.049	0.060	-	0.05	0.15	-	0.119	発明鋼
H	0.147	0.85	2.34	0.007	0.001	0.037	0.0035	0.041	0.021	-	-	0.51	-	0.050	発明鋼
I	0.177	0.22	2.41	0.011	0.009	0.049	0.0055	0.072	0.079	-	-	-	-	0.119	発明鋼
J	0.135	0.24	2.62	0.011	0.009	0.045	0.0044	0.004	0.004	-	-	-	-	0.004	比較鋼
K	0.148	0.44	2.81	0.033	0.011	0.033	0.0058	0.110	0.110	-	-	-	-	0.221	比較鋼
L	0.189	1.95	3.62	0.021	0.008	0.041	0.0035	0.030	0.079	-	-	-	-	0.093	比較鋼

Ti\*=Ti-(48/14)N-(48/32)S

[0086] [表2]

鋼板 No.	スラブ 加熱温 度 (°C)	熱間圧延工程						冷間 圧延 工程	1次焼鈍工程								酸洗工 程*5				2次焼鈍工程				調質圧 延 工程
		最終パスの前 パス	最終パス	圧延温 度 (°C)	圧下率 (%)	冷却 開始 時間 (秒)	平均冷 却速度 (°C/ 秒)*1		巻取 温度 (°C)	圧下 率 (%)	700°C~焼 鈍温度ま での平均加熱 速度 (°C/秒)	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍 領域での 保持 時間 (秒)	平均 冷却 速度 (°C/ 秒)*2	フェラ イト相 の面 積率 (%)	種質 相の 合計 面積 率 (%)*3	Si, Mn の 欠乏 層深さ (μm) *4	酸洗減 量 (g/m <sup>2</sup> )	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍 領域での 保持 時間 (秒)	1次冷却 速度 (°C/ 秒)*6	合金化条件	2次冷 却速度 (°C/ 秒)*7	伸長率 (%)	
1	A	1220	940	19	890	13	1	50	550	50	0.5	800	100	5	52	33	2.4	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	
2	B	1220	940	19	890	13	1	50	550	50	0.5	800	100	5	56	44	2.1	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	
3	C	1220	940	22	890	15	2	50	550	50	0.5	800	100	5	52	48	2.8	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	
4	D	1220	940	19	890	13	2	50	550	50	0.5	800	100	5	50	50	2.5	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	
5	E	1220	940	22	890	15	2	50	550	50	0.5	800	100	5	52	48	3.3	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	
6	F	1220	940	22	890	15	2	50	550	50	0.5	800	100	5	45	55	2.5	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	
7	G	1220	940	22	890	15	1	50	550	50	0.5	800	100	5	50	50	3.3	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	
8	H	1220	940	22	890	15	1	50	550	50	0.5	800	100	5	57	43	2.7	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	
9	I	1220	940	19	890	13	3	50	550	50	0.5	800	100	5	24	76	3.5	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	
10	J	1220	940	19	890	13	3	50	550	50	0.5	800	100	5	48	52	1.3	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	
11	K	1220	940	19	890	13	3	50	550	50	0.5	800	100	5	39	61	4.5	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	
12	L	1220	940	19	890	13	1	50	550	50	0.5	800	100	5	7	93	2.9	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	

\*1:仕上温度~(仕上温度-100°C)の平均冷却速度  
 \*2:焼鈍温度から500°C以下の冷却停止温度までの平均冷却速度  
 \*3:マルテンサイト、ベイナイト、残留γの合計面積率  
 \*4:Si, Mnの元素濃度が鋼中元素濃度の3/4以下である鋼板表層からの深さ  
 \*5:60°Cの5%塩酸にて、10秒間の酸洗実施  
 \*6:焼鈍温度から亜鉛めつき浴までの平均冷却速度  
 \*7:亜鉛めつき処理あるいは亜鉛めつきの合金化処理後、150°C以下の温度までの平均冷却速度

[0087] [表3]

鋼板 No.	鋼No.	鋼組織						機械的特性						表面性状		備考	
		フェライト		マルテンサイト		残留組織*		YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS×EI (MPa·%)	TS×λ (MPa·%)	ΔTS (MPa)	めっき後外観		合金化後外観
		面積 率 (%)	平均 粒径 (μm)	面積 率 (%)	平均 粒径 (μm)	面積率 (%)	残留組織*										
1	A	53	5.2	30	3.5	7(P,B)	587	900	18.2	48	16380	43200	36	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	比較例	
2	B	31	4.5	65	2.5	4(B)	773	1268	12.0	34	15216	43112	44	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例	
3	C	29	4.2	68	1.9	3(B)	838	1299	11.8	35	15328	45465	45	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例	
4	D	37	3.9	57	2.3	6(B,γ)	789	1195	12.6	36	15057	43020	42	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例	
5	E	23	4.0	73	1.6	4(B,γ)	955	1352	11.2	34	15142	45968	46	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例	
6	F	22	4.2	74	1.8	4(B,γ)	871	1377	11.1	33	15285	45441	42	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例	
7	G	18	3.9	77	1.9	5(B,γ)	975	1388	10.9	33	15129	45804	42	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例	
8	H	27	4.3	69	1.9	4(B,γ)	853	1340	11.3	34	15142	45560	42	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例	
9	I	15	4.8	80	2.9	5(B,γ)	1040	1425	10.8	31	15390	44175	48	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例	
10	J	36	4.2	58	2.6	6(B,γ)	672	1195	12.6	21	15057	25095	41	×(不めっきあり)	×(合金化ムラあり)	比較例	
11	K	32	4.7	63	3.4	5(B,γ)	1069	1246	9.3	35	11588	43610	46	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	比較例	
12	L	5	7.8	95	4.9	-	1112	1583	2.7	12	4274	18996	58	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	比較例	

\*: P:パーライト, B:ベイナイト, γ:残留オーステナイト(残留γ)

## 実施例 2

- [0088] 表1に示す鋼B、C、DおよびIの成分組成からなる溶鋼を溶製し、鋼スラブとした後、表4に示す種々の条件で、熱間圧延、冷間圧延、1次焼鈍、酸洗および2次焼鈍工程にて、板厚が1.2mmの高強度溶融亜鉛めっき鋼板（合金化処理を施していない溶融亜鉛めっき鋼板（表4では単に溶融亜鉛めっき鋼板と記載する）、および合金化処理を施した溶融亜鉛めっき鋼板である合金化溶融亜鉛めっき鋼板）（製品板）を製造した。1次焼鈍工程の焼鈍温度域での保持時間は、780～850℃の焼鈍温度域（1次焼鈍の焼鈍温度域）での保持時間であり、2次焼鈍工程の焼鈍温度域での保持時間は、750～850℃の焼鈍温度域（2次焼鈍の焼鈍温度域）での保持時間である。また、1次焼鈍工程後に行う酸洗工程では、60℃の5質量%塩酸にて、10秒間の酸洗を行った。ここで、溶融亜鉛めっき処理は付着量が片面あたり50g/m<sup>2</sup>（両面めっき）となるように調整し、合金化処理を行う場合は、めっき層中のFe%が9～12質量%となるように調整した。
- [0089] 以上により得られた種々の高強度溶融亜鉛めっき鋼板（製品板）に対して、実施例1と同様に、鋼板組織の特定、フェライト相およびマルテンサイト相の面積率、フェライトおよびマルテンサイトの平均結晶粒径、YP、TS、EIおよびλを測定し、さらに焼鈍温度が40℃変動した場合のTS変動量（ΔTS）を評価した。
- [0090] 上記測定結果を表5に示す。表5から、本発明の製造条件を満たす鋼板No. 13～15、18～21、23～25の鋼板は、成分組成および製造方法が本発明に適合した発明例であり、 $TS \geq 1180 \text{ MPa}$ 、 $TS \times EI \geq 15000 \text{ MPa} \cdot \%$ 、 $TS \times \lambda \geq 43000 \text{ MPa} \cdot \%$ を満足し、焼鈍温度が40℃変動した場合のTS変動量（ΔTS）が50MPa以下となる焼鈍温度依存性に優れた鋼板となっている。また、不めっきや合金化ムラの発生は認められず、良好な表面性状を有する鋼板となっている。さらに、鋼板No. 14、15、18は熱間圧延時の最終パスおよび最終パスの前パスの圧下率が好適範囲であるため、マルテンサイトの平均粒径が2μm以下とな

っており、この結果、 $TS \times \lambda \geq 45000 \text{ MPa} \cdot \%$ を満足する鋼板となっている。

[0091] これに対して、比較例の鋼板No. 16は酸洗工程における酸洗減量が本発明範囲を下回るため、1次焼鈍時に生成したSi、Mnなどの易酸化性元素の表面濃化物が残存し、不めっきや合金化ムラが発生した比較例である。比較例の鋼板No. 17は酸洗工程における酸洗減量が本発明範囲の上限を超えるため、過酸洗による鋼板表面の荒れ発生に起因する不めっきや合金化ムラが発生した比較例である。比較例の鋼板No. 22は2次焼鈍時の2次冷却速度が本発明範囲を下回るため、冷却中にパーライトやベイナイトが多量に析出し所望のマルテンサイト量が確保できず、 $TS \geq 1180 \text{ MPa}$ を未達となっている。また、1次焼鈍時の加熱速度が本発明範囲を上回るため、Si、Mnの拡散が不十分となり、所望のSi、Mnの欠乏層深さが得られず、不めっきや合金化ムラが発生した比較例である。比較例の鋼板No. 26は、1次焼鈍時の焼鈍温度が本発明範囲を上回るため、 $\Delta TS$ が不十分となっている。比較例の鋼板No. 27は、1次焼鈍時の焼鈍温度域での保持時間が本発明の範囲を上回るため、伸びフランジ性が不十分である。比較例の鋼板No. 28は、2次焼鈍時の1次冷却速度が本発明の範囲を上回るため、鋼組織のフェライト面積率が不十分となり、かつ、伸び及び伸びフランジ性が不十分である。比較例の鋼板No. 29は、2次焼鈍時の2次冷却速度が本発明の範囲を上回るため、伸び及び伸びフランジ性が不十分である。

比較例の鋼板No. 30は2次焼鈍時の焼鈍温度が本発明を上回るため、2次焼鈍時にSi、Mnが再表面濃化し、不めっきや合金化ムラが発生した比較例である。比較例の鋼板No. 31は2次焼鈍時の焼鈍温度が本発明範囲を下回るため、2次焼鈍後の鋼板において所望のフェライト分率、マルテンサイト分率が得られず、 $TS \geq 1180 \text{ MPa}$ を未達となっている。

[0092]

[表4]

鋼板 No.	スラブ加熱温度 (°C)	熱間圧延工程				冷間圧延工程				1次焼鈍工程				2次焼鈍工程				調整圧延工程		備考					
		最終パスの圧延温度 (°C)	最終パスの圧下率 (%)	最終パスの圧延速度 (°C/秒)	最終パスの圧下率 (%)	最終温度 (°C)	平均冷却速度 (°C/秒)*1	冷却開始時間 (秒)	平均冷却速度 (°C/秒)	焼鈍温度 (°C)	焼鈍速度 (°C/秒)	700°C~焼鈍温度までの平均加熱速度 (°C/秒)	焼鈍温度域での保持時間 (秒)	焼鈍温度域での平均冷却速度 (°C/秒)*2	フェライト相の面積率 (%)	相の合計面積率 (%)	Si, Mnの欠層深さ (μm)*4	酸洗減量 (g/m <sup>2</sup> )*5	焼鈍温度 (°C)		焼鈍温度域での保持時間 (秒)	1次冷却速度 (°C/秒)*6	合金化条件	2次冷却速度 (°C/秒)*7	伸長率 (%)
13	B	1220	840	18	890	13	1	50	550	50	0.5	800	100	5	56	44	2.1	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
14	B	1220	840	22	890	15	1	100	520	60	0.5	820	100	10	51	49	2.1	0.5	780±20	50	10	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
15	B	1220	840	22	890	15	2	150	580	60	0.5	820	100	10	50	50	2.2	0.5	780±20	50	10	-	15	0.3	溶融亜鉛めっき鋼板
16	B	1220	840	19	890	13	2	50	550	50	0.5	800	100	5	56	44	2.1	0.01	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
17	B	1220	840	19	890	13	2	50	550	50	0.5	800	100	5	56	44	2.1	7	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
18	C	1220	840	22	890	15	2	50	550	50	0.5	800	100	5	52	48	2.8	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
19	C	1220	840	19	890	13	1	50	480	50	1	800	300	5	50	50	2.2	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
20	C	1220	840	19	890	13	1	50	630	50	0.5	840	300	10	45	55	3.4	0.5	830±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
21	D	1220	840	19	890	13	3	50	550	50	0.5	800	100	5	50	50	2.5	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
22	D	1220	840	19	890	13	3	50	550	20	3	780	100	5	57	43	1.5	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	3	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
23	D	1220	840	19	890	13	3	50	550	50	0.5	800	100	5	50	50	2.5	0.5	800±20	100	3	-	15	0.3	溶融亜鉛めっき鋼板
24	I	1220	840	19	890	13	1	50	550	50	0.5	800	100	5	24	76	3.5	0.5	800±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
25	I	1220	840	19	890	13	1	50	550	50	0.5	800	100	5	23	77	3.3	0.5	820±20	100	3	-	15	0.3	溶融亜鉛めっき鋼板
26	I	1220	840	19	890	13	1	50	550	50	0.5	880	100	30	6	94	4.2	0.5	820±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
27	I	1220	840	19	890	13	1	50	550	50	0.5	800	900	5	25	75	4.1	0.5	820±20	100	3	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
28	I	1220	840	19	890	13	1	50	550	50	0.5	800	100	5	23	77	3.4	0.5	820±20	100	30	520°C×20s	15	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
29	I	1220	840	19	890	13	1	50	550	50	0.5	800	100	5	23	77	3.3	0.5	820±20	100	3	520°C×20s	15Q	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
30	I	1220	840	19	890	13	1	50	550	50	0.5	860	100	5	24	76	3.3	0.5	890±20	500	3	520°C×20s	5	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
31	I	1220	840	19	890	13	1	50	550	50	0.5	800	100	5	23	77	3.5	0.5	720±20	5	3	520°C×20s	5	0.3	合金化溶融亜鉛めっき鋼板

\*1:仕上温度~(仕上温度-100°C)の平均冷却速度  
 \*2:焼鈍温度から500°C以下の冷却停止温度までの平均冷却速度  
 \*3:マルテンサイト、ベイナイト、残留イの合計面積率  
 \*4:Si, Mnの元素濃度が鋼中元素濃度の3/4以下である鋼板表面からの深さ  
 \*5:60°Cの5%塩酸にて、10秒間の酸洗実施  
 \*6:焼鈍温度から亜鉛めっき浴までの平均冷却速度  
 \*7:亜鉛めっき処理あるいは亜鉛めっきの合金化処理後、150°C以下の温度までの平均冷却速度

[0093] [表5]

銅板 No.	銅組織				機械的特性							表面性状			備考	
	フェライト		マルテンサイト		残部組織*	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS×EI (MPa·%)	TS×λ (MPa·%)	ΔTS (MPa)	めっき後外観	合金化後外観		
	面積 率 (%)	平均 粒径 (μm)	面積 率 (%)	平均 粒径 (μm)												面績率 (%)
13	B	31	5	65	2.5	4(B)	773	1268	12.0	34	15216	43112	44	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例
14	B	27	3	70	1.8	3(B)	805	1320	11.5	35	15180	46200	48	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例
15	B	26	3	71	1.7	3(B)	812	1331	11.4	35	15173	46585	48	○(不めっき無し)	-	発明例
16	B	31	4	65	2.5	4(B)	774	1269	12.0	34	15228	43146	44	×(不めっきあり)	×(合金化ムラあり)	比較例
17	B	32	4	66	2.6	2(B)	775	1270	11.9	34	15113	43180	43	×(不めっきあり)	×(合金化ムラあり)	比較例
18	C	29	4	68	1.9	3(B)	838	1299	11.8	35	15328	45465	45	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例
19	C	26	4	70	2.3	4(B)	852	1320	11.5	33	15180	43560	45	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例
20	C	23	5	73	3.2	4(B)	872	1352	11.6	32	15683	43264	46	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例
21	D	37	4	57	2.3	6(B,γ)	789	1195	12.6	36	15057	43020	42	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例
22	D	49	7	36	3.8	15(B,P)	636	963	15.8	45	15215	43335	55	×(不めっきあり)	×(合金化ムラあり)	比較例
23	D	36	4	57	2.2	7(B,γ)	782	1183	12.8	37	15142	43771	45	○(不めっき無し)	-	発明例
24	I	15	5	80	2.9	5(B,γ)	1040	1425	10.8	31	15390	44175	48	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	発明例
25	I	16	5	82	2.9	2(B,γ)	1056	1446	10.7	30	15472	43380	48	○(不めっき無し)	-	発明例
26	I	14	6	81	5.3	5(B,γ)	1055	1434	10.5	30	15057	43020	60	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	比較例
27	I	15	5	80	3.0	5(B,γ)	1007	1392	10.9	20	15173	27840	46	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	比較例
28	I	9	5	94	3.1	7(B,γ)	1125	1516	8.1	25	12280	37900	41	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	比較例
29	I	15	5	81	2.9	4(B,γ)	1163	1593	6.5	15	5088	17523	45	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	比較例
30	I	19	5	79	5.3	2(B,γ)	1033	1415	9.8	26	13867	36790	46	×(不めっきあり)	×(合金化ムラあり)	比較例
31	I	73	5	25	3.3	2(B,γ)	619	847	18.2	51	15415	43197	39	○(不めっき無し)	○(合金化ムラ無し)	比較例

\*: P:パーライト, B:ベイナイト, γ:残留オーステナイト(残留γ)

### 産業上の利用可能性

[0094] 本発明により得られる高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、高い引張強度を有するだけでなく、表面外観に優れ、材質の焼鈍温度依存性が小さいため、自動車の衝突安全性の向上や軽量化に大きく貢献でき、プレス成形時における作業性の向上も期待できる。また、自動車部品に限らず、建築および家電分野の素材としても好適である。

## 請求の範囲

[請求項1] 質量%で、C：0.120%以上0.180%以下、Si：0.01%以上1.00%以下、Mn：2.20%以上3.50%以下、P：0.001%以上0.050%以下、S：0.010%以下、sol、Al：0.005%以上0.100%以下、N：0.0001%以上0.0060%以下、Nb：0.010%以上0.100%以下、Ti：0.010%以上0.100%以下を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる鋼スラブを熱間圧延して熱延鋼板とし、該熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、次いで該冷延鋼板を1次焼鈍し、酸洗し、次いで2次焼鈍を施して溶融亜鉛めっき鋼板とする高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法において、前記1次焼鈍では、700℃から焼鈍温度までの温度範囲の平均加熱速度を1℃/秒以下として780～850℃の焼鈍温度域の焼鈍温度に加熱し、780～850℃の焼鈍温度域で10～500秒保持した後、前記焼鈍温度から500℃以下の冷却停止温度までの平均冷却速度を5℃/秒以上として冷却することで、フェライトの面積率が10%以上60%以下、マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計面積率が40%以上90%以下である鋼組織を有する鋼板とし、前記酸洗は、鋼板の酸洗減量をFe換算で0.05～5g/m<sup>2</sup>とし、前記2次焼鈍では、750～850℃の焼鈍温度域の焼鈍温度に加熱し、750～850℃の焼鈍温度域で10～500秒保持した後、前記焼鈍温度から1～15℃/秒の平均冷却速度で冷却し、亜鉛めっき浴に浸漬する溶融亜鉛めっき処理を施し、前記溶融亜鉛めっき処理後、5～100℃/秒の平均冷却速度で150℃以下に冷却して、面積率が10%以上60%以下のフェライトと面積率が40%以上90%以下のマルテンサイトとを含む鋼組織を有する鋼板とする高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項2] 前記溶融亜鉛めっき処理後、5～100℃/秒の平均冷却速度で冷

却する前に、さらに亜鉛めっきの合金化処理を施す請求項 1 に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項3] 前記鋼スラブが、上記成分組成に加えてさらに、質量%でMo : 0.05%以上1.00%以下、V : 0.02%以上0.50%以下、Cr : 0.05%以上1.00%以下、B : 0.0001%以上0.0030%以下から選ばれる1種以上を含有する請求項 1 または 2 に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項4] 前記熱間圧延では、熱間圧延の仕上げ圧延終了後、3秒以内に冷却を開始し、熱間仕上げ圧延温度～（熱間仕上げ圧延温度－100℃）の温度域を平均冷却速度：5～200℃/秒で冷却し、巻取り温度を450～650℃として巻き取り、前記冷間圧延では、圧下率40%以上で冷間圧延する請求項 1～3 のいずれか1項に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP2015/002876

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
*C21D9/46(2006.01)i, B21B1/26(2006.01)i, B21B1/28(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/14(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)  
 C21D9/46-9/48, C22C38/00-38/60, 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 2013-177673 A (JFE Steel Corp.), 09 September 2013 (09.09.2013), examples & US 2015/17472 A1 & EP 2811047 A1 & CN 104093873 A & KR 10-2014-116936 A & WO 2013/114850 A1	1-4
A	JP 2012-12703 A (JFE Steel Corp.), 19 January 2012 (19.01.2012), examples & US 2013/71687 A1 & EP 2578718 A1 & CN 102918174 A & KR 10-2013-6507 A & WO 2011/152017 A1	1-4

Further documents are listed in the continuation of Box C.  See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 01 September 2015 (01.09.15)	Date of mailing of the international search report 15 September 2015 (15.09.15)
---	--

Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Authorized officer  Telephone No.
--	---

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/002876

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 2013-221198 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 28 October 2013 (28.10.2013), table 1 (Family: none)	1-4
A	JP 2004-263271 A (JFE Steel Corp.), 24 September 2004 (24.09.2004), paragraph [0041] (Family: none)	1-4
A	JP 2002-294397 A (Nippon Steel Corp.), 09 October 2002 (09.10.2002), paragraph [0059]; tables 3, 4 & US 2004/55667 A1 & EP 1354970 A1 & CN 1483090 A & KR 20030063484 A & WO 2002/055751 A1	1-4
E,A	JP 2015-117403 A (JFE Steel Corp.), 25 June 2015 (25.06.2015), example 1 & WO 2015/092987 A1	1-4

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP2015/002876

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

*C23C2/40(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)n*

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

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C21D9/46(2006.01)i, B21B1/26(2006.01)i, B21B1/28(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/02(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i, C23C2/40(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)n

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C21D9/46-9/48, C22C 38/00-38/60, 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	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2015年
日本国実用新案登録公報	1996-2015年
日本国登録実用新案公報	1994-2015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 2013-177673 A (J F E スチール株式会社) 2013. 09. 09, 【実施例】 & US 2015/17472 A1 & EP 2811047 A1 & CN 104093873 A & KR 10-2014-116936 A & WO 2013/114850 A1	1-4
A	JP 2012-12703 A (J F E スチール株式会社) 2012. 01. 19, 【実施例】 & US 2013/71687 A1 & EP 2578718 A1 & CN 102918174 A & KR 10-2013-6507 A & WO 2011/152017 A1	1-4

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

01. 09. 2015

国際調査報告の発送日

15. 09. 2015

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/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)

蛭田 敦

4 K

3 2 3 7

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

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 2013-221198 A (新日鐵住金株式会社) 2013. 10. 28, 【表 1】 (ファミリーなし)	1-4
A	JP 2004-263271 A (J F E スチール株式会社) 2004. 09. 24, 【0041】 (ファミリーなし)	1-4
A	JP 2002-294397 A (新日本製鐵株式会社) 2002. 10. 09, 【0059】 , 【表 3】 , 【表 4】 & US 2004/55667 A1 & EP 1354970 A1 & CN 1483090 A & KR 20030063484 A & WO 2002/055751 A1	1-4
E, A	JP 2015-117403 A (J F E スチール株式会社) 2015. 06. 25, 【実施例 1】 & WO 2015/092987 A1	1-4