

(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 4 月 4 日(04.04.2013)



(10) 国際公開番号
WO 2013/047819 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C23C 2/12 (2006.01)
C22C 18/04 (2006.01) C23C 2/28 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2012/075214
- (22) 国際出願日: 2012 年 9 月 28 日(28.09.2012)
- (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 2011-218040 2011 年 9 月 30 日(30.09.2011) JP
- (71) 出願人: 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: 東 昌史(AZUMA, Masafumi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本

製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 若林 千智(WAKABAYASHI, Chisato); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 野崎 貴行(NOZAKI, Takayuki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 藤田 展弘(FUJITA, Nobuhiro); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 高橋 学(TAKAHASHI, Manabu); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 萩原 康司, 外(HAGIWARA, Yasushi et al.); 〒1600004 東京都新宿区四谷三丁目 1-3 第一富澤ビル はづき国際特許事務所 四谷オフィス Tokyo (JP).

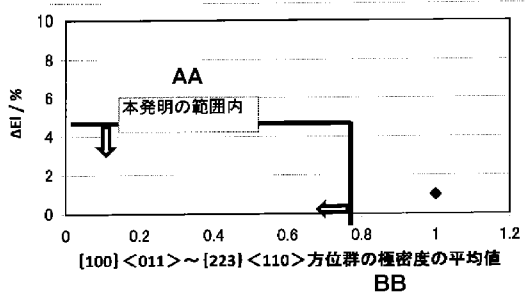
(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR,

[続葉有]

(54) Title: HIGH-STRENGTH HOT DIP GALVANIZED STEEL PLATE HAVING EXCELLENT MOLDABILITY, WEAK MATERIAL ANISOTROPY AND ULTIMATE TENSILE STRENGTH OF 980 MPa OR MORE, HIGH-STRENGTH ALLOYED HOT DIP GALVANIZED STEEL PLATE AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 引張最大強度 980 MPa 以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板、高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造方法

[図1]



AA Range of the invention
BB Mean value of oriented group polar density

(57) Abstract: Provided is a hot dip galvanized steel plate having a hot dip galvanized layer on the surface of a base material steel plate. The base material steel plate contains 0.1 to less than 0.40% C, 0.5 to 3.0% Si, 1.5 to 3.0% Mn by mass, the quantity of O is limited to 0.006% or less, quantity of P to 0.04% or less, quantity of S to 0.01% or less, quantity of Al to 2.0% or less and quantity of N to 0.01% or less by mass, with the remainder consisting of iron and unavoidable impurities. The microstructure of the base material steel plate contains 40% or more ferrite, 8 to less than 60% residual austenite, in volume fraction, with the remainder consisting of bainite or martensite. In a plate thickness range of 5/8 to 3/8 from the surface of the base material steel plate, the polar density of specific crystal orientation is within a predetermined range. The hot dip galvanized layer contains less than 7% by mass Fe with the remainder consisting of Zn, Al and unavoidable impurities. Thus, the high-strength hot dip galvanized steel plate of the invention has excellent moldability, weak material anisotropy and an ultimate tensile strength of 980 MPa or more.

(57) 要約:

[続葉有]

WO 2013/047819 A1



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.

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).

- (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

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

母材鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を有する溶融亜鉛めっき鋼板であって、前記母材鋼板は、質量%で、C : 0.1 ~ 0.40%未満、Si : 0.5 ~ 3.0%、Mn : 1.5 ~ 3.0%を含有し、O : 0.006%以下、P : 0.04%以下、S : 0.01%以下、Al : 2.0%以下、N : 0.01%以下に制限され、残部は鉄及び不可避免的不純物からなり、前記母材鋼板のミクロ組織は、体積分率でフェライトを40%以上含有し、残留オーステナイトを8 ~ 60%未満含有し、残部がベイナイトもしくはマルテンサイトであり、前記母材鋼板の表面から5/8 ~ 3/8の板厚範囲において、特定の結晶方位の極密度が所定範囲内であり、前記溶融亜鉛めっき層は、Fe : 7質量%未満を含有し、残部がZn、Alおよび不可避免的不純物からなる、引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

明 細 書

発明の名称：

引張最大強度 980 MPa 以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板、高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、最大引張強度（TS）が980 MPa 以上で、めっき密着性と成形性に優れた自動車用の構造用部材、補強用部材、足廻り用部材に特に適した高強度めっき鋼板および高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板に関する。

本願は、2011年9月30日に日本に出願された特願2011-218040号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 自動車のクロスメンバーやサイドメンバー等の部材は、近年の燃費軽量化の動向に対応すべく軽量化が検討されており、材料面では、薄肉化しても強度および衝突安全性が確保されるという観点から鋼板の高強度化が進められている。しかしながら、材料の成形性は強度の上昇に伴って劣化する。上記部材の軽量化を実現するには、プレス成形性と高強度の両方を満足する鋼板を製造する必要がある。特に、複雑な形状を有する自動車の構造用部材や補強用部材の成形を行う場合、優れた延性が要求される。

[0003] 近年、自動車の骨格部材としては、引張最大強度440 MPa、あるいは、590 MPaを有する鋼板が主流である。更なる軽量化のためには、980 MPa 以上の高強度鋼板の開発が望まれている。特に、590 MPa 級の鋼板を980 MPa 級の鋼板で置き換える場合、590 MPa 級と同等の伸びが要求される。このことから、980 MPa 以上で、伸びに優れる鋼板の開発が切望されている。

[0004] 引張試験の全伸び（EI）に優れる鋼板としては、鋼板組織を主相を軟質なフェライトとすることで延性を確保し、第二相として残留オーステナイト

を分散させ、強度を確保する複相組織鋼板が存在する。

この残留オーステナイトを分散させた鋼には、塑性加工時に残留オーステナイトのマルテンサイト変態を利用したTRIP (TRANSFORMATION INDUCED PLASTICITY) 鋼があり、近年用途が拡大しつつある。

[0005] TRIP鋼は、析出強化鋼やDP鋼（フェライト及びマルテンサイトよりなる鋼）に比較し、特に優れた伸びを有することから、適用拡大が強く望まれる。しかしながら、この鋼は成形時のマルテンサイト変態を利用して、優れた成形性を確保しているから、成形性確保のためには、多量の残留オーステナイトが必要である。残留オーステナイトの確保のためには、多量のSi添加が必要である。加えて、980MPa以上の強度確保のために、合金元素が多量に添加される傾向にあり、集合組織が発達しやすい。特に、 $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の集合組織や、 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 方位の集合組織の発達は、材質の異方性を助長する。例えば、鋼帯を圧延方向と平行方向に引張試験を行った場合の全伸びに比較し、垂直方向に引張試験を行った場合の全伸びが大きく劣る。この結果、鋼板の特性が一方向への伸びが良好で成形性に優れていたとしても、複雑形状を有する部材へは適用し難い。

[0006] 一方では、耐食性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板並びに合金化溶融亜鉛めっき鋼板が自動車用鋼板として知られている。この鋼板は、鋼板表面に15%以下のFeを含む亜鉛よりなるめっき層を具備することで、優れた耐食性を有する。溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、連続式溶融亜鉛めっきライン(以下、CGLと称する)において製造される場合が多い。CGLでは、鋼板は、脱脂洗浄後、 H_2 及び N_2 を含む還元雰囲気にて、ラジアントチューブによる間接加熱により焼鈍され、めっき浴温度近傍まで冷却された後に、溶融亜鉛めっき浴に浸漬され、めっきが施される。

[0007] 合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合には、めっき浴浸漬後に、再加熱され、めっき層が合金化処理される。この際の炉内雰囲気はFeを還元させる雰囲気であり、Feを酸化させることなく鋼板を製造出来るため、めっき鋼板の製造設備として幅広く用いられている。

しかしながら、Siは、Feに比較して酸化されやすく、CGL通板中に鋼板表面にSi酸化物が形成される。このSi酸化物は、溶融亜鉛めっきとの濡れ性が悪いことから、不めっきの原因となる。あるいは、酸化物がFeと亜鉛の合金化反応を阻害することから、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造できないという問題を有していた。

[0008] このような課題に対し、優れた成形性とめっき性の両立を図る方法、特に、多量のSiを含有する鋼のめっき性改善手段として、特許文献1に記載されている一旦焼鈍を行った後、酸洗を行い鋼板表面の酸化物を除去した後、再度、溶融亜鉛めっきを施す方法がある。しかしながら、この方法では、2回の焼鈍が行われるので、熱処理後の酸洗、及び、めっきラインの通過は、大幅な工程増加を招くこととなり、コスト高を招くことから望ましくない。

[0009] Si含有鋼のめっき性改善の手段として、特許文献2に開示されている炉内の雰囲気をSiやMnなどの易酸化性元素の還元雰囲気とすることで、SiやMnの酸化物を抑制する、あるいは、形成した酸化物を還元する手法が開示されている。この方法では、メッキ性の悪い材料については、メッキラインに入る前にプリメッキあるいは表面研削が行われる。しかしながら、プリメッキや表面研削の工程が増えると、コスト高を招く。また、高強度鋼板は、一般的に、多量のSiやMnを含むことから、本発明が対象とするような0.5wt.%以上のSiを含む鋼板において、Siを還元可能な雰囲気の達成が極めて困難であり、莫大な設備投資を行わねばならずコスト高をまねく。加えて、還元したSiやMn酸化物から放出された酸素は、炉内雰囲気をSiの酸化雰囲気へと移行させるため、大量生産を行う場合、雰囲気を安定させることが難しい。その結果、鋼板の長手方向や幅方向でのめっき濡れ性のムラや合金化ムラなどの欠陥が発生する懸念がある。

[0010] 優れた延性とめっき性の両立を図る手段として、特許文献3に記載されている冷延後に鋼板表面にNi、Fe、Co等の金属プレめっきを施した後、熱処理ラインを通過させめっきを施す手法がある。これは、鋼板表層にSiやMnよりも酸化し難い金属をプレめっきすることで、鋼板表層を、あたかも、SiやMnを含まない鋼板とする手法である。しかしながら、鋼板表面にプレめっきを行ったとしても、これら元素が熱処理時に鋼板内部に拡散してしまうことから、多量のプレめっきを行わねばならず、大幅なコスト高を招くという問題がある。

[0011] これら課題を解決する手段として、特許文献4～6に開示されている炉内雰囲気を制御し、Si酸化物を鋼板表面ではなく、鋼板内部に形成させる手法が提案されている。これは、炉内の酸素ポテンシャルを高めることで、Siを鋼板内部で酸化させ、鋼板表面へのSiの拡散と表面でのSi酸化物の形成を抑制できる。

[0012] また、特許文献7、8には、TRIP鋼ではないが、亜鉛メッキ鋼板に関し、CGLの焼鈍工程で炉内を還元雰囲気にすることが示されている。さらに、特許文献9には、スカムによる不メッキを防止するために、メッキ浴中に所定の流速の噴流を与えることが示されている。

しかしながら、従来は、耐食性、高強度並びに延性を同時に具備することは、極めて困難であった。

先行技術文献

特許文献

[0013] 特許文献1：特開第3521851号公報

特許文献2：特開平4-26720号公報

特許文献3：特開第3598087号公報

特許文献4：特開2004-323970号公報

特許文献5：特開2004-315960号公報

特許文献6：特開2008-214752号公報

特許文献7：特開2011-111674号公報

特許文献8：特開2009-030159号公報

特許文献9：特開2008-163388号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0014] 本発明は、最大引張強度（TS）980MPa以上で優れためっき密着性及び成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板及び高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板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

- [0015] 本発明者らは、鋭意検討を進めた結果、980MPa以上の最大引張強度（TS）と優れた成形性の両立のためには、強化元素であるSiを最大限活用し、体積率40%以上のフェライトと、体積率8%以上の残留オーステナイトを含有させることが重要であることを見出した。また、粗圧延及び仕上げ圧延をある特定の範囲に制御することで、添加元素を多量に含む冷延鋼板であっても、材質の異方性が低減された、成形性の優れた鋼板を製造出来ることを見出した。

- [0016] また一方で、Siを多量に含有する鋼のめっき性と合金化確保のために、めっき浴内の溶融亜鉛を10～50m/min.にて流動させ、不めっきの原因となる浴内の亜鉛酸化物（スカム）と鋼板の反応を抑制した。浴内の流動が行われない場合は、微細な亜鉛酸化物がめっき層内に取り込まれ、合金化反応が阻害される。

また、詳細なメカニズムは不明なものの、鋼板表面にSiやMn酸化物が存在する場合、亜鉛酸化物による不めっきや合金化遅延がより顕著となり、めっき性に大幅な悪影響が及ぼされる。不めっき及び合金化遅延の原因である鋼板とスカムの反応の抑制は、合金化処理の促進にも大きな効果がある。

めっき性の改善により、溶融亜鉛めっき鋼板、並びに、合金化溶融亜鉛めっき鋼板において、Siの多量添加が可能となる。

- [0017] 本発明は、最大引張強度（TS）980MPa以上で材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板及び高強度合金化溶融亜鉛めっき

鋼板であって、その要旨は以下の通りである。

[0018] [1]

母材鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を有する溶融亜鉛めっき鋼板であって

、

前記母材鋼板は、質量%で、

C : 0.1 ~ 0.40%未満、

Si : 0.5 ~ 3.0%、

Mn : 1.5 ~ 3.0%を含有し、

O : 0.006%以下、

P : 0.04%以下、

S : 0.01%以下、

Al : 2.0%以下、

N : 0.01%以下に制限され、

残部は鉄及び不可避免的不純物からなり、

前記母材鋼板のミクロ組織は、体積分率でフェライトを40%以上含有し、
、残留オーステナイトを8 ~ 60%未満含有し、残部がベイナイトもしくはマルテンサイトであり、

前記母材鋼板の表面から5/8 ~ 3/8の板厚範囲において、 $\{100\}$
 $\langle 011 \rangle$ 、 $\{116\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{114\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{113\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{335\} \langle 110 \rangle$ 、及び、 $\{223\}$
 $\langle 110 \rangle$ の各結晶方位で表わされる $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の極密度の平均値が6.5以下で、かつ、 $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度が5.0以下であり、

前記溶融亜鉛めっき層は、Fe : 7質量%未満を含有し、残部がZn、Alおよび不可避免的不純物である、

引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

[0019] [2]

前記母材鋼板は、質量%で、さらに、

C r : 0. 0 5 ~ 1. 0 %、

M o : 0. 0 1 ~ 1. 0 %、

N i : 0. 0 5 ~ 1. 0 %、

C u : 0. 0 5 ~ 1. 0 %、

N b : 0. 0 0 5 ~ 0. 3 %、

T i : 0. 0 0 5 ~ 0. 3 %

V : 0. 0 0 5 ~ 0. 5 %、

B : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 1 %、

の1種又は2種以上を含有する、

[1] に記載の引張最大強度 9 8 0 MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

[0020] [3]

前記母材鋼板は、質量%で、さらに、C a、M g、R E Mから選ばれる1種または2種以上を合計で0. 0 0 0 5 ~ 0. 0 4 %含有する、

[1] に記載の引張最大強度 9 8 0 MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

[0021] [4]

母材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鋼板であって、

前記母材鋼板は、質量%で、

C : 0. 1 0 ~ 0. 4 %未満、

S i : 0. 5 ~ 3. 0 %、

M n : 1. 5 ~ 3. 0 %を含有し、

O : 0. 0 0 6 %以下、

P : 0. 0 4 %以下、

S : 0. 0 1 %以下、

A l : 2. 0 %以下、

N : 0.01%以下に制限され、

残部は鉄及び不可避免的不純物からなり、

前記母材鋼板のミクロ組織は、体積分率でフェライトを40%以上含有し、残留オーステナイトを8~60%未満含有し、残部がベイナイトもしくはマルテンサイトであり、

前記母材鋼板の表面から5/8~3/8の板厚範囲において、 $\{100\} <011>$ 、 $\{116\} <110>$ 、 $\{114\} <110>$ 、 $\{113\} <110>$ 、 $\{112\} <110>$ 、 $\{335\} <110>$ 、及び、 $\{223\} <110>$ の各結晶方位で表わされる $\{100\} <011> \sim \{223\} <110>$ 方位群の極密度の平均値が6.5以下で、かつ、 $\{332\} <113>$ の結晶方位の極密度が5.0以下であり、

前記合金化溶融亜鉛めっき層は、Fe : 7~15質量%を含有し、残部がZn、Alおよび不可避免的不純物である、

引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

[0022] [5]

前記母材鋼板は、質量%で、さらに、

Cr : 0.05~1.0%、

Mo : 0.01~1.0%、

Ni : 0.05~1.0%、

Cu : 0.05~1.0%、

Nb : 0.005~0.3%、

Ti : 0.005~0.3%

V : 0.005~0.5%、

B : 0.0001~0.01%、

の1種又は2種以上を含有する、

[4]に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

[0023] [6]

前記母材鋼板は、質量%で、さらに、Ca、Mg、REMから選ばれる1種または2種以上を合計で0.0005~0.04%含有する、

[4]に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

[0024] [7]

質量%で、

C : 0.10~0.4%未満、

Si : 0.5~3.0%、

Mn : 1.5~3.0%を含有し、

O : 0.006%以下、

P : 0.04%以下、

S : 0.01%以下、

Al : 2.0%以下、

N : 0.01%以下に制限され、

残部は鉄及び不可避免的不純物からなる鋼片を、

1000℃以上、1200℃以下の温度範囲で、圧下率40%以上の圧延を1回以上行う第1の熱間圧延を行い、

前記第1の熱間圧延で、オーステナイト粒径を200μm以下とし、

下記式(1)で定まる温度 $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 以上、 $T_1 + 200^\circ\text{C}$ 以下の温度域で、少なくとも1回は1パスで圧下率30%以上の圧延を行う第2の熱間圧延を行い、

前記第2の熱間圧延での合計の圧下率を50%以上とし、

前記第2の熱間圧延において、圧下率が30%以上の最終圧下を行った後、待ち時間t秒が下記式(2)を満たすように、冷間圧延前冷却を開始し、

前記冷間圧延前冷却における平均冷却速度を $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、温度変化が 40°C 以上 140°C 以下の範囲とし、

700°C 以下の温度域で巻取り、

圧下率40%以上、80%以下の冷間圧延を行い、
 連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、750以上、900℃以下の焼鈍温度まで加熱して焼鈍し、
 焼鈍温度から500℃まで、0.1~200℃/秒で冷却し、
 500~350℃間にて10~1000秒間で保持した後、溶融亜鉛めっきを行う、

引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$T_1 (^\circ\text{C}) = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \quad \dots \text{式(1)}$$

ここで、C、N、Mn、Nb、Ti、B、Cr、Mo、及び、Vは、各元素の含有量（質量%。Ti、B、Cr、Mo、Vについては、含有されて無い場合は、0として計算する。）。

$$t \leq 2.5 \times t_1 \quad \dots \text{式(2)}$$

ここで、 t_1 は、下記式(3)で求められる。

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100) + 3.1 \quad \dots \text{式(3)}$$

ここで、上記式(3)において、 T_f は、圧下率が30%以上の最終圧下後の鋼片の温度、 P_1 は、30%以上の最終圧下の圧下率である。

[0025] [8]

$T_1 + 30^\circ\text{C}$ 未満の温度範囲における合計の圧下率が30%以下である、
 [7]に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[0026] [9]

前記連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、焼鈍温度まで加熱するにあたり、
 、
 室温以上、650℃以下の平均加熱速度を、下記式(4)で示される HR_1 (℃/秒)とし、

650℃を超え、焼鈍温度までの平均加熱速度を、下記式（5）で示されるHR2（℃/秒）とする、

〔7〕に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$HR1 \geq 0.3 \quad \dots \quad \text{式(4)}$$

$$HR2 \leq 0.5 \times HR1 \quad \dots \quad \text{式(5)}$$

[0027] [10]

前記溶融亜鉛めっきが行われるに際し、母材鋼板の温度が（亜鉛めっき浴温度－40）℃以上、（亜鉛めっき浴温度＋50）℃以下である、

〔7〕に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[0028] [11]

前記溶融亜鉛めっきが行われるに際し、めっき浴中に10m/min以上、50m/min以下の流速が与えられる、

〔7〕に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[0029] [12]

質量%で、

C：0.10～0.4%未満、

Si：0.5～3.0%、

Mn：1.5～3.0%を含有し、

O：0.006%以下、

P：0.04%以下、

S：0.01%以下、

Al：2.0%以下、

N：0.01%以下に制限され、

残部は鉄及び不可避免の不純物からなる鋼片を、

1000℃以上、1200℃以下の温度範囲で、圧下率40%以上の圧延

を1回以上行う第1の熱間圧延を行い、

前記第1の熱間圧延で、オーステナイト粒径を $200\mu\text{m}$ 以下とし、

下記式(1)で定まる温度 $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 以上、 $T_1 + 200^\circ\text{C}$ 以下の温度域で、少なくとも1回は1パスで圧下率30%以上の圧延を行う第2の熱間圧延を行い、

前記第2の熱間圧延での合計の圧下率を50%以上とし、

前記第2の熱間圧延において、圧下率が30%以上の最終圧下を行った後、待ち時間 t 秒が下記式(2)を満たすように、冷間圧延前冷却を開始し、

前記冷間圧延前冷却における平均冷却速度を $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、温度変化が 40°C 以上 140°C 以下の範囲とし、

700°C 以下の温度域で巻取り、

圧下率40%以上、80%以下の冷間圧延を行い、

連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、 750 以上、 900°C 以下の焼鈍温度まで加熱して焼鈍し、

焼鈍温度から 500°C まで、 $0.1 \sim 200^\circ\text{C}/\text{秒}$ で冷却し、

$500 \sim 350^\circ\text{C}$ 間にて $10 \sim 1000$ 秒間で保持した後、溶融亜鉛めっきを行い、

460°C 以上の温度で合金化処理を施す、

引張最大強度 980MPa 以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$T_1 (^\circ\text{C}) = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \quad \dots \text{式(1)}$$

ここで、 C 、 N 、 Mn 、 Nb 、 Ti 、 B 、 Cr 、 Mo 、及び、 V は、各元素の含有量(質量%)。 Ti 、 B 、 Cr 、 Mo 、 V については、含有されて無い場合は、0として計算する。)。

$$t \leq 2.5 \times t_1 \quad \dots \text{式(2)}$$

ここで、 t_1 は、下記式(3)で求められる。

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0.109 \times (($$

$$(T_f - T_1) \times P_1 / 100 + 3.1 \quad \dots \text{式 (3)}$$

ここで、上記式 (3) において、 T_f は、圧下率が 30% 以上の最終圧下後の鋼片の温度、 P_1 は、30% 以上の最終圧下の圧下率である。

[0030] [13]

$T_1 + 30^\circ\text{C}$ 未満の温度範囲における合計の圧下率が 30% 以下である、

[12] に記載の引張最大強度 980 MPa 以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[0031] [14]

前記連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、焼鈍温度まで加熱するにあたり、

、

室温以上、 650°C 以下の平均加熱速度を、下記式 (4) で示される HR_1 ($^\circ\text{C}/\text{秒}$) とし、

650°C を超え、焼鈍温度までの平均加熱速度を、下記式 (5) で示される HR_2 ($^\circ\text{C}/\text{秒}$) とする、[12] に記載の引張最大強度 980 MPa 以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$HR_1 \geq 0.3 \quad \dots \text{式 (4)}$$

$$HR_2 \leq 0.5 \times HR_1 \quad \dots \text{式 (5)}$$

[0032] [15]

前記溶融亜鉛めっきが行われるに際し、母材鋼板の温度が (亜鉛めっき浴温度 $- 40$) $^\circ\text{C}$ 以上、(亜鉛めっき浴温度 $+ 50$) $^\circ\text{C}$ 以下である、

[12] に記載の引張最大強度 980 MPa 以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[0033] [16]

前記溶融亜鉛めっきが行われるに際し、めっき浴中に 10 m/min 以上、50 m/min 以下の流速が与えられる、

[12] に記載の引張最大強度 980 MPa 以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

発明の効果

[0034] 本発明によれば、自動車用の構造用部材、補強用部材、足廻り用部材に好適な引張強度で、引張最大強度 980 MPa 以上有する材質異方性の小さい成形性に優れる高強度溶融亜鉛めっき鋼板および高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板が安価に提供される。

図面の簡単な説明

[0035] [図1] ΔEI と $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の極密度の平均値の関係を示す図である。

[図2] ΔEI と $\{332\} \langle 113 \rangle$ 方位の極密度の関係を示す図である。

[図3] 連続熱間圧延ラインの説明図である。

発明を実施するための形態

[0036] 本発明者らは、上記課題を解決すべく、溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板について鋭意検討を行った結果、母材鋼板のミクロ組織の主相をフェライトとし、残留オーステナイトを含有させることで、980 MPa 以上の引張最大強度と優れた成形性を発揮できることを見出した。加えて、Si や Mn を多量に含む鋼板であっても、熱延条件を所定の範囲に制御することで、材質異方性の小さい冷延鋼板を製造できることを見出した。加えて、めっき浴内の溶融亜鉛を流動させることで、Si を多量に含む鋼板であってもめっきの濡れ性や合金化が確保される。

[0037] 以下に本発明の内容を詳細に説明する。

(母材鋼板の結晶方位)

母材鋼板の表面から $5/8 \sim 3/8$ の板厚範囲において、 $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の極密度の平均値、 $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度は、本発明で、特に重要な特性値である。図1に示すように、母材鋼板の表面から $5/8 \sim 3/8$ 板厚範囲においてX線回折を行い、各方位の極密度を求めたときの、 $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の極密度の平均値が6.5以下であれば、材質異方性が少なく成形性に優れた高強度鋼板となる。 $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\}$

$\langle 110 \rangle$ 方位群の平均値は、望ましくは4.0以下である。

[0038] $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群に含まれる方位は、 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 、 $\{116\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{114\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{113\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{335\} \langle 110 \rangle$ および $\{223\} \langle 110 \rangle$ である。

[0039] 材質異方性が大きい鋼板とは、圧延方向に平行な方向に引張試験を行った場合の全伸び (L-EI) と、圧延方向に垂直な方向に引張試験を行った場合の全伸び (C-EI) の差で定義される $\Delta EI [= (L-EI) - (C-EI)]$ が、5%超となる鋼板を意味する。合金元素を多く含む鋼板は、集合組織の発達が原因で異方性が大きく、特に、C-EI が小さくなる。この結果、L-EI が良好であっても、様々な方向への加工を受ける部材への適用が難しいという問題を有していた。

[0040] 本発明では、 ΔEI が5%未満としたが、全伸びの差が-5%未満であっても材質の異方性が大きく本発明の範囲から外れる。しかしながら、一般的には、上記集合組織が発達し、C-EI が劣化することから、上記範囲とした。望ましくは、 ΔEI が3%以下である。

[0041] 極密度は、X線ランダム強度比と同義である。極密度 (X線ランダム強度比) は、特定の方位への集積を持たない標準試料と供試材のX線強度を同条件でX線回折法等により測定し、得られた供試材のX線強度を標準試料のX線強度で除した数値である。極密度は、X線回折やEBSD (Electron Back Scattering Diffraction) などの装置を用いて測定する。また、EBSP (電子後方散乱パターン: Electron Back Scattering Pattern) 法、またはECP (Electron Channeling Pattern) 法のいずれでも測定が可能である。
 $\{110\}$ 極点図に基づきベクトル法により計算した3次元集合組織や、 $\{110\}$ 、 $\{100\}$ 、 $\{211\}$ 、 $\{310\}$ の極点図のうち、複数の極点図 (好ましくは3つ以上) を用いて級数展開法で計算した3次元集合組織から求めればよい。

- [0042] たとえば、上記各結晶方位の極密度には、3次元集合組織（ODF）の ϕ
 $2 = 45^\circ$ 断面における（001） $[1-10]$ 、（116） $[1-10]$
、（114） $[1-10]$ 、（113） $[1-10]$ 、（112） $[1-10]$ 、（335） $[1-10]$ 、（223） $[1-10]$ の各強度を、その
まま用いればよい。
- [0043] $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の極密度の平均値と
は、上記の各方位の極密度の相加平均である。上記の全ての方位の強度を得
ることができない場合には、 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 、 $\{116\} \langle 110 \rangle$
、 $\{114\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{223\} \langle 110 \rangle$ の
各方位の極密度の相加平均で代替しても良い。
- [0044] 同様に、母材鋼板の表面から5/8～3/8板厚範囲における $\{332\}$
 $\langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度も、図2に示すように、5.0以下でなくて
はならない。望ましくは3.0以下であれば良い。 $\{332\} \langle 113 \rangle$ の
結晶方位の極密度が5.0以下であれば、 ΔEl が5%以下、かつ、引張最大
強度 $\times$ 全伸び $\geq 16000 \text{ MPa} \times \%$ の鋼板が製造される。
- [0045] X線回折に供する試料は、機械研磨などによって鋼板を所定の板厚まで表
面より減厚し、次いで、化学研磨や電解研磨などによって歪みを除去すると
同時に、板厚が3/8～5/8の範囲で、適当な面が測定面となるように上
述の方法に従って試料を調整して測定すればよい。
- [0046] 当然のことであるが、上述のX線強度の限定が板厚1/2近傍だけでなく
、なるべく多くの厚みについて満たされることで、より一層材質異方性が小
さくなる。しかしながら、鋼板の表面から3/8～5/8の測定を行うこと
で、概ね鋼板全体の材質特性を代表することができる。そこで、板厚の5/
8～3/8を測定範囲と規定する。
- [0047] なお、 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ で表される結晶方位は、鋼板面の法線方向が
 $\langle hkl \rangle$ に平行で、圧延方向が $\langle uvw \rangle$ と平行であることを意味してい
る。結晶の方位は、通常、板面に垂直な方位を $[hkl]$ 又は $\{hkl\}$ 、
圧延方向に平行な方位を (uvw) または $\langle uvw \rangle$ で表示する。 $\{hkl$

｝、 $\langle uvw \rangle$ は等価な面の総称であり、 $[hkl]$ 、 (uvw) は個々の結晶面を指す。すなわち、本発明においては体心立方構造を対象としているため、例えば (111) 、 (-111) 、 $(1-11)$ 、 $(11-1)$ 、 $(-1-11)$ 、 $(-11-1)$ 、 $(1-1-1)$ 、 $(-1-1-1)$ 面は等価であり区別がつかない。このような場合、これらの方位を総称して $\{111\}$ と称する。ODF表示では他の対称性の低い結晶構造の方位表示にも用いられるため、個々の方位を $[hkl]$ (uvw) で表示するのが一般的であるが、本発明においては $[hkl]$ (uvw) と $\{hkl\}$ $\langle uvw \rangle$ は同義である。X線による結晶方位の測定は、例えば、新版カリティX線回折要論（1986年発行、松村源太郎訳、株式会社アグネ出版）の274～296頁に記載の方法に従って行われる。

[0048] 本発明では、引張試験における全伸びで評価したが、集合組織が発達した鋼板では、均一伸びや曲げ性についても同様の異方性が生じる。よって、本発明の鋼板は、曲げ性や均一伸びの異方性も小さい。

本発明における優れた成形性とは、引張最大強度と圧延方向に垂直方向の全伸びの積で表わされる引張最大強度×全伸び（ $C-EI$ ） $\geq 16000 MPa \cdot \%$ である鋼板を意味する。望ましくは、 $18000 MPa \cdot \%$ 以上であり、更に望ましくは、 $20000 MPa \cdot \%$ 以上である。

[0049] （母材鋼板のミクロ組織）

次に、母材鋼板のミクロ組織について説明する。

本発明では、母材鋼板の主相を体積率で40%以上のフェライトとし、体積率8%以上60%未満の残留オーステナイトを分散させることで、980 MPa以上の引張最大強度と優れた成形性が確保される。このことから、残留オーステナイトを含む必要がある。なお、フェライト相の形態としては、ポリゴナルフェライトの他に、アシキラーフェライトを含んでも良い。

[0050] 主相をフェライトとしたのは、延性に富むフェライトを主相とすることで、延性を向上させるためである。第二相として、残留オーステナイトを含むことで、高強度化と更なる延性の向上が同時に達成される。残留オーステナ

イトの体積率が8%未満では、その効果が得難いことから、下限を8%とした。ベイナイト組織は、残留オーステナイトの安定化に活用することから、不可避免的に含有する。更なる高強度化のために、マルテンサイトを含有しても良い。また、体積率10%未満であれば、パーライト組織を含有しても良い。

[0051] なお、上記マイクロ組織の各相、フェライト、マルテンサイト、ベイナイト、オーステナイト、パーライトおよび残部組織の同定、存在位置の観察および体積率の測定は、ナイトール試薬および特開59-219473号公報に開示された試薬により鋼板圧延方向断面または圧延方向直角方向断面を腐食して、1000倍の光学顕微鏡観察及び1000~100000倍の走査型および透過型電子顕微鏡により定量化が可能である。各20視野以上の観察を行い、ポイントカウント法や画像解析により各組織の面積率を求めることが出来る。そして、求められた面積率を、各組織の体積率と定義する。

[0052] (母材鋼板の化学成分)

つぎに、成分の限定理由について説明する。なお、%は質量%を意味する。本発明において、母材鋼板は、質量%で、C:0.1~0.40%未満、Si:0.5~3.0%、Mn:1.5~3.0%を含有し、O:0.006%以下、P:0.04%以下、S:0.01%以下、Al:2.0%以下、N:0.01%以下に制限され、残部は鉄及び不可避免の不純物からなる。

[0053] C:Cは、鋼板の強度を上昇できる元素である。しかしながら、0.1%未満であると980MPa以上の引張強度と加工性を両立することが難しくなる。一方、0.40%超となるとスポット溶接性の確保が困難となる。このため、その範囲を0.1~0.40%以下に限定した。

[0054] Si:Siは、強化元素であり、鋼板の強度を上昇させることに有効である。また、セメンタイトの析出を抑制し、残留オーステナイトの安定化に寄与することから、添加は必須である。しかしながら、0.5%未満であると高強度化の効果が小さく、また、3.0%を超えると加工性が低下する。従って、Si含有量は0.5~3.0%の範囲に制限した。

- [0055] Mn : Mnは、強化元素であり、鋼板の強度を上昇させることに有効である。しかしながら、1.5%未満であると980MPa以上の引張強度を得ることが困難である。逆に多いと、P、Sとの共偏析を助長し、加工性の著しい劣化を招くことから、3.0%を上限とする。より好ましい範囲は、2.0~2.7%である。
- [0056] O : Oは、酸化物を形成し、伸び、曲げ性や穴抜き性を劣化させることから、添加量を抑える必要がある。特に、酸化物は介在物として存在する場合が多く、打抜き端面、あるいは、切断面に存在すると、端面に切り欠き状の傷や粗大なディンプルを形成することから、穴抜き時や強加工時に、応力集中を招き、亀裂形成の起点となり大幅な穴抜き性あるいは曲げ性の劣化をもたらす。Oが0.006%を超えると、この傾向が顕著となるから、O含有量の上限を0.006%以下とした。0.0001%と未満とすることは、過度のコスト高を招き経済的に好ましくないことから、これが実質的な下限である。
- [0057] P : Pは鋼板の板厚中央部に偏析する傾向があり、溶接部を脆化させる。0.04%を超えると溶接部の脆化が顕著になるため、その適正範囲を0.04%以下に限定した。Pの下限値は特に定めないが、0.0001%未満とすることは、経済的に不利であることからこの値を下限値とすることが好ましい。
- [0058] S : Sは、溶接性ならびに鋳造時および熱延時の製造性に悪影響を及ぼす。このことから、その上限値を0.01%以下とした。Sの下限値は特に定めないが、0.0001%未満とすることは、経済的に不利であることからこの値を下限値とすることが好ましい。また、SはMnと結びついて粗大なMnSを形成することから、曲げ性や穴抜き性を劣化するため出来るだけ少なくする必要がある。
- [0059] Al : Alは、フェライト形成を促進し、延性を向上させるので添加しても良い。また、脱酸材としても活用可能である。しかしながら、過剰な添加はAl系の粗大介在物の個数を増大させ、穴抜き性の劣化や表面傷の原因に

なる。このことから、A l 添加の上限を 2. 0 %とした。0. 0 5 %以下とするのがより好ましい。下限は、特に限定しないが、0. 0 0 0 5 %未満とするのは困難であるのでこれが実質的な下限である。

[0060] N : N は、粗大な窒化物を形成し、曲げ性や穴抜き性を劣化させることから、添加量を抑える必要がある。これは、N が 0. 0 1 %を超えると、この傾向が顕著となることから、N 含有量の範囲を 0. 0 1 %以下とした。加えて、溶接時のブローホール発生の原因になることから少ない方がよい。下限は、特に定めることなく本発明の効果は発揮されるが、N 含有量を 0. 0 0 0 5 %未満とすることは、製造コストの大幅な増加を招くことから、これが実質的な下限である。

[0061] 本発明において、母材鋼板は、さらに、強度の強化などのために従来から用いている元素として、以下の元素のいずれか 1 種または 2 種以上を含有することができる。

[0062] M o : M o は、強化元素であるとともに焼入れ性の向上に重要である。しかし、0. 0 1 %未満ではこれらの効果が得られないため下限値を 0. 0 1 %とした。逆に、1 %超含有すると製造時および熱延時の製造性に悪影響を及ぼすため、上限値を 1 %とした。

[0063] C r : C r は、強化元素であるとともに焼入れ性の向上に重要である。しかし、0. 0 5 %未満ではこれらの効果が得られないため下限値を 0. 0 5 %とした。逆に、1 %超含有すると製造時および熱延時の製造性に悪影響を及ぼすため、上限値を 1 %とした。

[0064] N i : N i は、強化元素であるとともに焼入れ性の向上に重要である。しかし、0. 0 5 %未満ではこれらの効果が得られないため下限値を 0. 0 5 %とした。逆に、1 %超含有すると製造時および熱延時の製造性に悪影響を及ぼすため、上限値を 1 %とした。加えて、濡れ性の向上や合金化反応の促進をもたらすことから添加してもよい。

[0065] C u : C u は、強化元素であるとともに焼入れ性の向上に重要である。しかし、0. 0 5 %未満ではこれらの効果が得られないため下限値を 0. 0 5

%とした。逆に、1%超含有すると製造時および熱延時の製造性に悪影響を及ぼすため、上限値を1%とした。加えて、濡れ性の向上や合金化反応の促進をもたらすことから添加しても良い。

[0066] Bは、0.0001質量%以上の添加で粒界の強化や鋼材の強度化に有効であるが、その添加量が0.01質量%を超えると、その効果が飽和するばかりでなく、熱延時の製造製を低下させることから、その上限を0.01%とした。

[0067] Ti : Tiは、強化元素である。析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化および再結晶の抑制を通じた転位強化にて、鋼板の強度上昇に寄与する。添加量が0.005%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.005%とした。0.3%超含有すると、炭窒化物の析出が多くなり成形性が劣化するため、上限値を0.3%とした。

[0068] Nb : Nbは、強化元素である。析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化および再結晶の抑制を通じた転位強化にて、鋼板の強度上昇に寄与する。添加量が0.005%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.005%とした。0.3%超含有すると、炭窒化物の析出が多くなり成形性が劣化するため、上限値を0.3%とした。

[0069] V : Vは、強化元素である。析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化および再結晶の抑制を通じた転位強化にて、鋼板の強度上昇に寄与する。添加量が0.005%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.005%とした。0.5%超含有すると、炭窒化物の析出が多くなり成形性が劣化するため、上限値を0.5%とした。

[0070] Ca、Mg、REMから選ばれる1種または2種以上を合計で0.0005~0.04%添加できる。Ca、MgおよびREMは脱酸に用いる元素であり、1種または2種以上を合計で0.0005%以上含有することが好ましい。REMとは、Rare Earth Metalである。しかしながら、含有量が合計で0.04%を超えると、成形加工性の悪化の原因となる。そのため、含有量を合計で0.0005~0.04%とした。なお、本発明において、RE

Mはミッシュメタルにて添加されることが多く、L aやC eの他にランタノイド系列の元素を複合で含有する場合がある。不可避不純物として、これらL aやC e以外のランタノイド系列の元素を含んだとしても本発明の効果は発揮される。ただし、金属L aやC eを添加したとしても本発明の効果は発揮される。

[0071] (溶融亜鉛めっき層および合金化溶融亜鉛めっき層の化学成分)

本発明において、母材鋼板の表面に形成される溶融亜鉛めっき層は、F e : 7 質量%未満を含有し、残部がZ n、A lおよび不可避的不純物である。また、合金化溶融亜鉛めっき層は、F e : 7 ~ 1 5 質量%を含有し、残部がZ n、A lおよび不可避的不純物である。なお、母材鋼板を溶融亜鉛めっき浴に浸漬させて溶融亜鉛めっき処理が行われると、母材鋼板の表面に、F e : 7 質量%未満を含有する溶融亜鉛めっき層が形成される。また、めっき処理に引き続いて合金化処理が行われた場合は、母材鋼板の表面に、F e : 7 ~ 1 5 質量%を含有する合金化溶融亜鉛めっき層が形成される。

めっき層は、合金化処理の有無に応じて、亜鉛、もしくは、鉄-亜鉛の合金により構成されている。めっき層の表面に亜鉛の酸化物を含む場合があるが、めっき層中のF e%を本発明の範囲とすることで、本発明の効果を得ることが出来る。また、本発明の母材鋼板は、Si、MnあるいはA lを含むことから、焼鈍中に形成した酸化物が母材鋼板とめっき層の界面、あるいは、めっき層中に存在することがあるが、いずれの場合であっても本発明の効果は発揮される。

[0072] スポット溶接性や塗装性が望まれる場合には、7 ~ 1 5 質量%のF eを含有する合金化溶融亜鉛めっき層を母材鋼板の表面に形成することによって、それらの特性を高めることができる。具体的には、母材鋼板をZ nめっき浴に浸漬した後、合金化処理を施すことで、めっき層中にF eが取り込まれ、塗装性やスポット溶接性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られる。合金化処理後のF e量が7 質量%未満ではスポット溶接性が不十分となる。一方、F e量が1 5 質量%を超えるとめっき層自体の密着性を損ない、

加工の際、めっき層が破壊・脱落し、金型に付着することで、成形時の疵の原因となる。したがって、合金化処理を行う場合のめっき層中F e量の範囲は7～15質量%とする。

[0073] また、合金化処理を行わない場合、めっき層中のF e量が7質量%未満でも、合金化により得られるスポット溶接を除く効果である耐食性と成形性や穴抜き性は良好である。

[0074] なお、めっき層中には、F eの他に、A l、M g、M n、S i、C r、N i、C uなどを含有しても構わない。

[0075] めっき層中のF e及びA lの含有量を測定するには、めっき層を酸で溶解し、溶解液を化学分析する方法を用いればよい。例えば、30 mm×40 mmに切断した合金化溶融亜鉛めっき鋼板について、インヒビタを添加した5 % H C l水溶液で、鋼板母材の溶出を抑制しながらめっき層のみを溶解させる。そして、溶解液をI C P発光分析して得られた信号強度と、濃度既知溶液から作成した検量線から、F e及びA lの含有量が定量される。また、各試料間の測定ばらつきを考慮して、同じ合金化溶融亜鉛めっき鋼板から切出した、少なくとも3つの試料を測定した平均値が採用される。

[0076] めっき付着量については、特に制約は設けないが、耐食性の観点から母材鋼板の片面付着量で5 g / m²以上であることが望ましい。また、めっき密着性を確保するという観点からは、片面付着量で100 g / m²を超えないことが望ましい。

[0077] (鋼板の製造方法)

本発明において、材質の異方性の少ない980 MP a以上の鋼板を得るためには、特定の集合組織の形成を抑えた鋼板とすることが重要で、これらを同時に満たすための製造条件の詳細を以下に記す。

[0078] 熱間圧延に先行する製造方法は特に限定するものではない。すなわち、高炉や電炉等による溶製に引き続き各種の2次製錬を行い、次いで、通常の連続 casting、インゴット法による casting の他、薄スラブ casting などの方法で casting すればよい。連続 casting の場合には一度低温まで冷却したのち、再度加熱してから

熱間圧延しても良いし、鋳造スラブを連続的に熱延しても良い。原料にはスクラップを使用しても構わない。

[0079] (第1の熱間圧延)

加熱炉より抽出したスラブを、第1の熱間圧延である粗圧延工程に供して粗圧延を行い、粗バーを得る。本発明鋼板は、以下の要件を満たす必要がある。まず、粗圧延後のオーステナイト粒径、即ち、仕上げ圧延前のオーステナイト粒径が重要である。仕上げ圧延前のオーステナイト粒径は小さいことが望ましく、 $200\mu\text{m}$ 以下であれば、結晶粒の微細化及び均質化に大きく寄与する。

[0080] 仕上げ圧延前において $200\mu\text{m}$ 以下のオーステナイト粒径を得るためには、 $1000\sim 1200^{\circ}\text{C}$ の温度域での粗圧延において、圧下率 40% 以上の圧延を1回以上行う必要がある。

[0081] 仕上げ圧延前のオーステナイト粒径は、 $160\mu\text{m}$ 以下が望ましく、さらには $100\mu\text{m}$ 以下が望ましいが、この粒径を得るには、 40% 以上の圧延を2回以上行う。ただし、 70% を超える圧下や、10回を超える粗圧延は、圧延温度の低下や、スケールの過剰生成の懸念がある。

[0082] 粗圧延後（即ち、仕上げ圧延前）のオーステナイト粒界は、仕上げ圧延中の再結晶核の1つとして機能すると推測される。粗圧延後のオーステナイト粒径は、仕上げ圧延に入る前の鋼板片を可能な限り急冷（例えば、 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上で冷却）し、鋼板片の断面をエッチングしてオーステナイト粒界を浮き立たせ、光学顕微鏡で観察して確認する。この際、 50 倍以上の倍率にて 20 視野以上を、画像解析やポイントカウント法にて、オーステナイト粒径を測定する。

[0083] (第2の熱間圧延)

粗圧延工程（第1の熱間圧延）が終了した後、第2の熱間圧延である仕上げ圧延工程を開始する。粗圧延工程終了から仕上げ圧延工程開始までの時間は 150 秒以下とすることが望ましい。

[0084] 仕上げ圧延工程（第2の熱間圧延）においては、仕上げ圧延開始温度を1

000℃以上とすることが望ましい。仕上げ圧延開始温度が1000℃未満であると、各仕上げ圧延パスにおいて、圧延対象の粗バーに与える圧延温度が低温化し、未再結晶温度域での圧下となって集合組織が発達し等方性が劣化する。

[0085] なお、仕上げ圧延開始温度の上限は特に限定しない。しかし、1150℃以上であると、仕上げ圧延前及びパス間で、鋼板地鉄と表面スケールの間に、ウロコ状の紡錘スケール欠陥の起点となるブリスターが発生する恐れがあるので、1150℃未満が望ましい。

[0086] 仕上げ圧延では、鋼板の成分組成により決定される温度を T_1 として、 $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 以上、 $T_1 + 200^\circ\text{C}$ 以下の温度域において、少なくとも1回は1パスで30%以上の圧延を行う。また、仕上げ圧延では、合計の圧下率を50%以上とする。この条件を満足することにより、鋼板の表面から $5/8 \sim 3/8$ の板厚範囲における、 $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の極密度の平均値が6.5以下となり、かつ、 $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度が5.0以下となる。これにより、材質異方性の少ない高強度鋼板が得られる。

[0087] ここで、 T_1 は、下記式(1)で算出される温度である。

$$T_1 (^\circ\text{C}) = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \quad \cdots \text{式 (1)}$$

C、N、Mn、Nb、Ti、B、Cr、Mo、及び、Vは、各元素の含有量(質量%)である。なお、Ti、B、Cr、Mo、Vについては、含有されて無い場合は、0として計算する。

[0088] $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 以上 $T_1 + 150^\circ\text{C}$ 以下の温度域における大圧下と、その後の T_1 以上 $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 未満での軽圧下は、後述の実施例の表2、3に見られるように、鋼板の表面から $5/8 \sim 3/8$ の板厚範囲における $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の極密度の平均値、 $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度を制御して、最終製品の材質の異方性を飛躍的に

改善する。

[0089] T1 温度自体は経験的に求めたものである。T1 温度を基準として、各鋼のオーステナイト域での再結晶が促進されることを発明者らは実験により経験的に知見した。さらに良好な材質均一性を得るためには、大圧下による歪を蓄積することが重要で、仕上げ圧延において、合計の圧下率として50%以上は必須である。さらには、70%以上の圧下を取ることが望ましく、一方で90%を超える圧下率をとることは温度確保や過大な圧延付加を加えることとなる。

[0090] T1 + 30℃以上、T1 + 200℃以下の温度域での合計圧下率が50%未満であると、熱間圧延中に蓄積される圧延歪みが十分ではなく、オーステナイトの再結晶が十分に進行しない。そのため、集合組織が発達して等方性が劣化する。合計圧下率が70%以上であると、温度変動等に起因するバラツキを考慮しても、十分な等方性が得られる。一方、合計圧下率が90%を超えると、加工発熱により、T1 + 200℃以下の温度域することが難しくなり、また、圧延荷重が増加し圧延が困難となる恐れがある。

[0091] 仕上げ圧延では、蓄積した歪みの開放による均一な再結晶を促すため、T1 + 30℃以上、T1 + 200℃以下で、少なくとも1回は、1パスで30%以上の圧延を行う。

[0092] さらに、蓄積した歪の開放による均一な再結晶を促すため、T1 + 30℃以上、T1 + 200℃以下での大圧下の後、T1 + 30℃未満の温度域での加工量をなるべく少なく抑えることが必要である。そのために、T1 + 30℃未満での圧下率が30%以下であることが望ましい。板形状を向上させるには、10%以上の圧下率がのぞましいが、より穴抜け性を重視する場合には圧下率は0%が望ましい。また、T1 + 30℃未満での圧下率が大きいと、せっかく再結晶したオーステナイト粒が展伸してしまい、仕上げ圧延後の停留時間が短いと再結晶が十分に進まず、材質の異方性が大きくなってしまう。すなわち、本願発明の製造条件においては、仕上げ圧延においてオーステナイトを均一・微細に再結晶させることで、製品の集合組織を制御して材質の異

方性を改善する。

[0093] 圧延率は、圧延荷重、板厚測定などから、実績または計算により求めることができる。温度は、スタンド間温度計で実測可能であり、また、ラインスピードや圧下率などから加工発熱を考慮した計算シミュレーションで求められる。或いは、その両方によって求められる。

[0094] 以上のように行われる熱間圧延（第1、2の熱間圧延）は、 A_{r3} 変態温度以上の温度で終了する。熱間圧延を A_{r3} 以下で終了すると、オーステナイトとフェライトの2相域圧延になってしまい、 $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群への集積が強くなる。その結果、材質異方性が助長される。

[0095] （冷間圧延前冷却）

仕上げ圧延において、圧下率が30%以上の最終圧下が行われた後、待ち時間 t 秒が下記式（2）を満たすように、冷間圧延前冷却を開始する。

$$t \leq 2.5 \times t_1 \quad \dots \quad \text{式（2）}$$

ここで、 t_1 は、下記式（3）で求められる。

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100) + 3.1 \quad \dots \quad \text{式（3）}$$

ここで、上記式（3）において、 T_f は、圧下率が30%以上の最終圧下後の鋼片の温度、 P_1 は、30%以上の最終圧下の圧下率である。

[0096] なお、“圧下率が30%以上の最終圧下”とは、仕上げ圧延において行われる複数パスの圧延のうち、圧下率が30%以上となる圧延の中の最後に行われた圧延を指す。例えば、仕上げ圧延において行われる複数パスの圧延のうち、最終段で行われた圧延の圧下率が30%以上である場合は、その最終段で行われた圧延が、“圧下率が30%以上の最終圧下”である。また、仕上げ圧延において行われる複数パスの圧延のうち、最終段よりも前に行われた圧延の圧下率が30%以上であり、その最終段よりも前に行われた圧延（圧下率が30%以上の圧延）が行われた後は、圧下率が30%以上となる圧延が行われなかった場合であれば、その最終段よりも前に行われた圧延（圧

下率が30%以上の圧延)が、”圧下率が30%以上の最終圧下”である。

[0097] 仕上げ圧延において、圧下率が30%以上の最終圧下が行われた後、冷間圧延前冷却が開始されるまでの待ち時間 t 秒は、オーステナイトの粒径に大きな影響を与え、冷延焼鈍後の組織に強く影響を与える。待ち時間 t が、 $t_1 \times 2.5$ を超えると、粗粒化が進み伸びが著しく低下する。

[0098] 待ち時間 t 秒が、さらに、下記式(2a)を満たすことで、結晶粒の成長を優先的に抑制することができる。その結果、再結晶が十分に進行していなくても鋼板の伸びを十分に向上させることができ、同時に、疲労特性を向上させることができる。

$$t < t_1 \quad \dots \quad \text{式(2a)}$$

[0099] 一方、待ち時間 t 秒が、さらに、下記式(2b)を満たすことで、再結晶化が十分に進み結晶方位がランダム化する。そのため、鋼板の伸びを十分に向上させることができ、同時に、等方性を大きく向上させることができる。

$$t_1 \leq t \leq t_1 \times 2.5 \quad \dots \quad \text{式(2b)}$$

[0100] ここで、図3に示すように、連続熱間圧延ライン1では、加熱炉で所定温度に加熱された鋼片(スラブ)が、粗圧延機2、仕上げ圧延機3で順に圧延され、所定の厚みの熱延鋼板4となってランナウトテーブル5に送り出される。本発明の製造方法では、粗圧延機2で行われる粗圧延工程(第1の熱間圧延)において、1000℃以上1200℃以下の温度範囲で、圧下率40%以上の圧延が鋼片(スラブ)に1回以上行われる。

[0101] こうして粗圧延機2で所定厚みに圧延された粗バーは、次に、仕上げ圧延機3の複数の圧延スタンド6で仕上げ圧延(第2の熱間圧延)され、熱延鋼板4となる。そして、仕上げ圧延機3では、温度 $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 以上、 $T_1 + 200^\circ\text{C}$ 以下の温度域で、少なくとも1回は1パスで30%以上の圧延が行われる。また、仕上げ圧延機3では、合計の圧下率は50%以上となる。

[0102] さらに、仕上げ圧延工程において、圧下率が30%以上の最終圧下が行われた後、待ち時間 t 秒が上記式(2)、あるいは、上記式(2a)、(2b)のいずれかを満たすように、冷間圧延前冷却が開始される。この冷間圧延

冷却の開始は、仕上げ圧延機 3 の各圧延スタンド 6 間に配置されたスタンド間冷却ノズル 10、あるいは、ランナウトテーブル 5 に配置された冷却ノズル 11 によって行われる。

[0103] 例えば、仕上げ圧延機 3 の前段（図 3 において左側、圧延の上流側）に配置された圧延スタンド 6 においてのみ、圧下率が 30% 以上の最終圧下が行われ、仕上げ圧延機 3 の後段（図 3 において右側、圧延の下流側）に配置された圧延スタンド 6 では、圧下率が 30% 以上となる圧延が行われない場合、冷間圧延前冷却の開始を、ランナウトテーブル 5 に配置された冷却ノズル 11 によって行ったのでは、待ち時間 t 秒が上記式（2）、あるいは、上記式（2a）、（2b）を満たさなくなってしまう場合がある。かかる場合は、仕上げ圧延機 3 の各圧延スタンド 6 間に配置されたスタンド間冷却ノズル 10 によって、冷間圧延前冷却を開始する。

[0104] また、例えば、仕上げ圧延機 3 の後段（図 3 において右側、圧延の下流側）に配置された圧延スタンド 6 で、圧下率が 30% 以上の最終圧下が行われる場合、冷間圧延前冷却の開始を、ランナウトテーブル 5 に配置された冷却ノズル 11 によって行っても、待ち時間 t 秒が上記式（2）、あるいは、上記式（2a）、（2b）を満たすことが可能な場合もある。かかる場合は、ランナウトテーブル 5 に配置された冷却ノズル 11 によって、冷間圧延前冷却を開始しても構わない。もちろん、圧下率が 30% 以上の最終圧下が行われた後であれば、仕上げ圧延機 3 の各圧延スタンド 6 間に配置されたスタンド間冷却ノズル 10 によって、冷間圧延前 1 次冷却を開始しても良い。

[0105] そして、この冷間圧延前冷却では、50℃/秒以上の平均冷却速度で、温度変化（温度降下）が 40℃以上 140℃以下となる冷却が行われる。

[0106] 温度変化が 40℃未満であると、再結晶したオーステナイト粒が粒成長して、低温靱性が劣化する。40℃以上とすることで、オーステナイト粒の粗大化を抑制することができる。40℃未満では、その効果は得られない。一方、140℃を超えると、再結晶が不十分となり、狙いのランダム集合組織が得られにくくなる。また、伸びに有効なフェライト相も得られにくく、ま

たフェライト相の硬さが高くなることで、成形性も劣化する。また、温度変化が 140°C 超では、 A_{r3} 変態点温度以下まで、オーバーシュートする恐れがある。その場合、再結晶オーステナイトからの変態であっても、バリエーション選択の先鋭化の結果、やはり、集合組織が形成されて等方性が低下する。

[0107] 冷間圧延前冷却での平均冷却速度が $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満であると、やはり、再結晶したオーステナイト粒が粒成長して、低温靱性が劣化する。平均冷却速度の上限は特に定めないが、鋼板形状の観点から、 $200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下が妥当と思われる。

[0108] また、先にも説明したように、均一な再結晶を促すためには、 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 未満の温度域での加工量になるべく少ないことが望ましく、 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 未満の温度域での圧下率が 30% 以下であることが望ましい。例えば、図3に示す連続熱間圧延ライン1の仕上げ圧延機3において、前段側（図3において左側、圧延の上流側）に配置された1または2以上の圧延スタンド6を通過する際には、鋼板が $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上、 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下の温度域であり、その後段側（図3において右側、圧延の下流側）に配置された1または2以上の圧延スタンド6を通過する際には、鋼板が $T1+30^{\circ}\text{C}$ 未満の温度域である場合、その後段側（図3において右側、圧延の下流側）に配置された1または2以上の圧延スタンド6を通過する際には、圧下が行わないか、あるいは、圧下が行われても、 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 未満での圧下率が合計で 30% 以下であることが望ましい。板厚精度や板形状の観点からは、 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 未満での圧下率が合計で 10% 以下の圧下率が望ましい。より等方性を求める場合には、 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 未満の温度域での圧下率は 0% が望ましい。

[0109] 本発明製造方法において、圧延速度は特に限定されない。しかし、仕上げ圧延の最終スタンド側での圧延速度が 400 mpm 未満であると、 γ 粒が成長して粗大化し、延性を得るためのフェライトの析出可能な領域が減少して、延性が劣化する恐れがある。圧延速度の上限を特に限定しなくとも、本発明の効果は得られるが、設備制約上、 1800 mpm 以下が現実的である。それ故、仕上げ圧延工程において、圧延速度は、 400 mpm 以上 1800

m p m以下が望ましい。また、熱間圧延においては、粗圧延後にシートバー（粗バー）を接合し、連続的に仕上げ圧延をしても良い。その際に粗バーを一旦コイル状に巻き、必要に応じて保温機能を有するカバーに格納し、再度巻き戻してから接合を行っても良い。

[0110] （巻取り）

このようにして熱延鋼板を得た後、700℃以下で巻取る。巻取り温度が700℃を超えると、熱延組織中に粗大なフェライトやパーライト組織が生成され、焼鈍後の組織不均一性が大きくなり、最終製品の材質異方性が大きくなる。また、700℃を超える温度で巻取ると、鋼板表面に形成する酸化物の厚さが過度に大きくなり、酸洗が困難となる。巻取り温度の下限は特に定めなくても、本発明の効果は発揮される。しかし、室温以下の温度で巻取することは技術的に難しいので、室温が実質の下限となる。

[0111] （酸洗）

このようにして製造した熱延鋼板に、酸洗を行う。酸洗は母材鋼板の表面の酸化物を除去するから、めっき性向上のために重要である。また、一回の酸洗を行っても良いし、複数回に分けて酸洗を行っても良い。

[0112] （冷間圧延）

次に、酸洗した熱延鋼板を圧下率40～80%で冷間圧延する。圧下率が40%未満では、形状を平坦に保つことが困難である。また、最終製品の延性が劣悪となるのでこれを下限とする。一方、80%を越える冷延は、冷延荷重が大きくなりすぎてしまい冷延が困難となることから、これを上限とする。45～70%がより好ましい範囲である。圧延パスの回数、各パス毎の圧下率については特に規定することなく本発明の効果は発揮される。

[0113] （溶融亜鉛めっき）

冷間圧延後、母材鋼板を連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）に通し、溶融亜鉛めっきを行う。

[0114] （焼鈍）

冷間圧延された鋼板（母材鋼板）は、その後、連続溶融亜鉛めっきライン

において、750～900℃の焼鈍温度まで加熱される。焼鈍温度が750℃未満では、熱間圧延時に形成され炭化物が再固溶するのに時間がかかりすぎてしまい、炭化物の全部あるいは一部が残存し、980MPa以上の強度が確保し難い。このことから、750℃が焼鈍温度の下限である。一方、過度の高温までの加熱は、コストの上昇を招き、経済的に好ましくないばかりでなく、板形状が劣悪になったり、ロールの寿命を低下させる。よって、焼鈍温度の上限を900℃とする。焼鈍温度での保持時間は特に限定されないが、炭化物の溶解のために、10秒以上の熱処理が望ましい。一方、熱処理時間が600秒超となると、コストの上昇を招き、経済的に好ましくない。750～900℃の焼鈍温度で、等温保持を行っても良いし、傾斜加熱を行い、最高温度に到達した後、直ちに、冷却を開始したとしても、本発明の効果は発揮される。

[0115] 母材鋼板を焼鈍温度まで加熱するにあたり、室温以上、650℃以下の平均加熱速度を、下記式(4)で示されるHR1(℃/秒)とし、650℃を超え、焼鈍温度までの平均加熱速度を、下記式(5)で示されるHR2(℃/秒)とする。

$$HR1 \geq 0.3 \quad \dots \quad \text{式(4)}$$

$$HR2 \leq 0.5 \times HR1 \quad \dots \quad \text{式(5)}$$

[0116] 上記の条件で熱間圧延が行われ、更に冷間圧延前冷却が行われたことにより、結晶粒の微細化と結晶方位のランダム化が両立させられる。しかしながら、その後に行われる冷間圧延により、強い集合組織が発達し、その集合組織が鋼板中に残り易くなる。その結果、母材鋼板の等方性が低下してしまう。そこで、冷間圧延後に行われる加熱を適切に行うことにより、冷間圧延で発達した集合組織をなるべく消滅させることが望ましい。そのためには、加熱の平均加熱速度を、上記式(4)、(5)で示される2段階に分けることが必要となる。

[0117] この二段階の加熱によって、母材鋼板の集合組織や特性が向上する詳細な理由は不明なものの、本効果は冷延時に導入された転位の回復と再結晶に関

連があると考えられる。即ち、加熱によって鋼板中に生ずる再結晶の駆動力は、冷間圧延により鋼板中に蓄えられた歪である。室温以上、 650°C 以下の温度範囲での平均加熱速度 $HR1$ が小さい場合、冷間圧延によって導入された転位は回復してしまい、再結晶は起こらなくなる。その結果、冷間圧延時に発達した集合組織がそのまま残ることとなり、等方性などの特性が劣化してしまう。室温以上、 650°C 以下の温度範囲の平均加熱速度 $HR1$ が $0.3^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満では、冷間圧延にて導入された転位が回復してしまい、冷間圧延時に形成された強い集合組織が残存してしまう。このため、室温以上、 650°C 以下の温度範囲の平均加熱速度 $HR1$ は、 $0.3^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とする必要がある。平均加熱速度 $HR1$ が $0.3^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上であれば、転位密度が大きなフェライト（転位の回復遅い）からの再結晶が可能となり、様々な結晶方位を有する再結晶粒が形成され、集合組織がランダム化し、異方性が低減する。なお、加熱速度を $100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 超とすることは、過度の設備投資を招き、経済的に好ましくない。よって、平均加熱速度 $HR1$ の実質的な上限は、 $100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ である。

- [0118] 一方、 650°C を超え、焼鈍温度までの平均加熱速度 $HR2$ が大きいと、冷延後の鋼板中に存在していたフェライトが再結晶することなく、加工ままの未再結晶フェライトが残留する。特に、 0.1% を超える C を含む鋼は、フェライト及びオーステナイトの二相域に加熱すると、形成されたオーステナイトが再結晶フェライトの成長の阻害し、未再結晶フェライトがより残り易くなる。この未再結晶フェライトは、強い集合組織を持つことから、等方性に悪影響を及ぼすと共に、転位を多く含むことから延性を大幅に劣化させる。このことから、 650°C を超え、焼鈍温度までの温度範囲では、平均加熱速度 $HR2$ が、 $0.5 \times HR1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下である必要がある。平均加熱速度 $HR2$ が、 $0.5 \times HR1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 超であると、再結晶に先駆けて、炭化物がオーステナイトとなり、形成されたオーステナイト粒が再結晶粒の成長を遅延させる。その結果、冷延ままの集合組織が残ってしまい、異方性が大きくなる。

[0119] 本発明者等は、製造条件と集合組織の関係を鋭意調査した結果、HR 2 に対し、HR 1 を 2 倍以上にすることで、集合組織のランダム化と異方性低減が可能になることを見出した。このような加熱速度制御による集合組織のランダム化は、加熱速度を一定とするような通常の焼鈍では得られ難い。

[0120] (焼鈍後の冷却)

焼鈍終了後、母材鋼板を、焼鈍温度から 500℃まで、平均冷却速度 0.1～200℃/秒で冷却する。平均冷却速度が 0.1℃/秒未満であると、生産性が大きく損なわれてしまう。一方、過度に冷却速度を上げると、製造コストが高くなるので、上限を 200℃/秒とする。なお、650～500℃の温度域での冷却速度は、3～200℃/秒とするのが好ましい。冷却速度が小さすぎると、冷却過程にてオーステナイトがパーライト組織へと変態する。体積率 8%以上のオーステナイトを確保するのが困難となるため、3℃/秒以上が好ましい。冷却方法は、ロール冷却、空冷、水冷およびこれらを併用したいずれの方法でも構わない。

[0121] (温度保持)

その後、500～350℃間にて 10～1000 秒間で保持する。この温度保持で、ベイナイト変態を起こさせ、残留オーステナイトを安定化させる。保持温度の上限を 500℃とするのは、この温度以下でベイナイト変態が起こるからである。一方、350℃未満の温度域での保持は、ベイナイト変態に長時間を要することから、設備が過大となり、生産性が劣る。よって、保持温度は、500～350℃とする。保持時間の下限を 10 秒としたのは、10 秒未満の保持では、ベイナイト変態の進行が十分でなく、残留オーステナイトを安定化させることができず、優れた成形性が得られない。一方、1000 秒を超える保持は、生産性が低下する。なお、保持とは、等温保持のみを指すのではなく、この温度域での除冷や加熱も含む。

[0122] (溶融亜鉛めっきおよび合金化溶融亜鉛めっき)

こうして製造された冷延鋼板（母材鋼板）は、次に、溶融亜鉛めっき浴に浸漬させられて溶融亜鉛めっき処理が行われ、本発明の高強度溶融亜鉛めっ

き鋼板が製造される。また、めっき処理に引き続いて合金化処理が行われた場合は、本発明の高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板が製造される。

[0123] 溶融亜鉛めっき浴に浸漬させる母材鋼板の温度は、溶融亜鉛めっき浴の温度より 40°C 低い温度から溶融亜鉛めっき浴の温度より 50°C 高い温度までの範囲が望ましい。浸漬される母材鋼板の温度が「溶融亜鉛めっき浴温度 -40°C 」を下回ると、めっき浴への進入時の抜熱が大きく、溶融亜鉛の一部が凝固してしまい、めっき外観が劣化する場合がある。めっき浴浸漬前に再加熱を行い、板温度を（溶融亜鉛めっき浴温度 -40°C ）以上にして、めっき浴に浸漬させても良い。また、母材鋼板の温度が「溶融亜鉛めっき浴温度 $+50^{\circ}\text{C}$ 」を超えると、めっき浴の温度上昇に伴う作業上の問題が誘発される。

[0124] また、めっき層の合金化処理は、 460°C 以上で行う。合金化処理温度が 460°C 未満であると、合金化の進行が遅く、生産性が悪い。上限は特に限定しないが、 600°C を超えると、炭化物が形成され、硬質組織（マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト）の体積率が減少し、優れた延性の確保が難しくなるので、 600°C が実質的な上限である。

[0125] 不めっきの抑制や合金化の促進のために、めっき浴中に 10m/min 以上、 50m/min 以下の噴流を与えることが望ましい。めっき浴の表面には、 Zn や Al の酸化膜であるスカムが浮遊している。母材鋼板の表面に多量に酸化膜が存在している場合、めっき浴への浸漬時に、母材鋼板の表面にスカムが付着し、不めっきが発生し易い。加えて、鋼板に付着したスカムは、不めっきのみならず、合金化も遅延させる。

[0126] この性質は、 Si や Mn を多く含む鋼板で特に顕著となる。詳細なメカニズムは不明なものの、母材鋼板の表面に形成された Si や Mn の酸化物と、同じく酸化物であるスカムが反応することで、不めっきや合金化遅延が助長されると考えられる。噴流の流速を 10m/min 以上 50m/min 以下としたのは、 10m/min 未満では、噴流による不めっき抑制効果が得られないためである。 50m/min 以下としたのは、不めっき抑制の効果が飽和す

るばかりでなく、過大な設備投資によるコスト高を避けるためである。

浴中の熔融亜鉛の流速を 10 m/min 以上、50 m/min 以下とする目的は、母材鋼板の表面へのドロスの付着を防止することである。このことから、主に、母材鋼板がめっき浴に浸漬している深さまでの流速を上記範囲とすることが望ましい。一方、めっき浴の底には、ドロスが堆積している場合があり、浴の底付近の熔融亜鉛を流動させることは、堆積しているドロスの巻き上げによる母材鋼板表面へのドロスの付着の懸念が増大する。このことから、流速は、メッキ浴の表面から母材鋼板が浸漬している深さの領域とすることが望ましい。めっき浴の大きさは、母材鋼板を浸漬可能であれば、どのような幅でも構わないが、一般的に、自動車外板向けの鋼板のサイズは、最大で 2 m 程度の幅となる。メッキ浴の大きさは、これより十分大きければ良い。メッキ浴の底には、ドロスが堆積することから、通板する板により、浴中の亜鉛が流動し、これらが巻き上げられ母材鋼板表面に付着する懸念がある。このことから、浴深さは、深いことが望ましい。

[0127] また、めっき浴は、純亜鉛に加え、Fe、Al、Mg、Mn、Si、Cr などを含有しても構わない。

[0128] なお、めっき密着性をさらに向上させるために、連続熔融亜鉛めっきラインにおける焼鈍前に、母材鋼板に、Ni、Cu、Co、Fe の単独あるいは複数から成るめっきを施しても良い。また、めっき処理は、「脱脂酸洗後、非酸化雰囲気にて加熱し、 H_2 及び N_2 を含む還元雰囲気にて焼鈍後、めっき浴温度近傍まで冷却し、めっき浴に浸漬する」というゼンジマー法、「焼鈍時の雰囲気を調節し、最初、鋼板表面を酸化させた後、その後還元することによりめっき前の清浄化を行った後にめっき浴に浸漬する」という全還元炉方式、あるいは、「鋼板を脱脂酸洗した後、塩化アンモニウムなどを用いてフラックス処理を行って、めっき浴に浸漬する」というフラックス法等があるが、いずれの条件で処理を行ったとしても本発明の効果は発揮できる。

[0129] また、合金化熔融亜鉛めっき鋼板を製造する場合、めっき層の特性を制御するため、めっき浴中の有効 Al 濃度を 0.05 ~ 0.500 mass % の

範囲に制御することが望ましい。ここでめっき浴中の有効 A l 濃度とは、浴中の A l 濃度から、浴中の F e 濃度を引いた値である。

[0130] 有効 A l 濃度が 0. 0 5 m a s s % よりも低い場合にはドロス発生が顕著で良好な外観が得られない。一方、有効 A l 濃度が 0. 5 0 0 m a s s % よりも高いと、合金化が遅くなり、生産性が劣る。このことから、浴中の有効 A l 濃度の上限は、0. 5 0 0 m a s s % とすることが望ましい。

[0131] また、合金化を低温で行う場合、合金化処理はベイナイト変態の促進に活用できる。

[0132] 本発明の溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板の表面に、塗装性、溶接性を改善する目的で、上層めっきを施すことや、各種の処理、例えば、クロメート処理、りん酸塩処理、潤滑性向上処理、溶接性向上処理等を施すこともできる。

[0133] また、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板に対し、さらにスキンプス圧延を行っても良い。スキンプス圧延の圧下率は、0. 1 ~ 1. 5 % の範囲が好ましい。0. 1 % 未満では効果が小さく、制御も困難である。1. 5 % を超えると、生産性が著しく低下する。スキンプス圧延は、インラインで行っても良いし、オフラインで行っても良い。また、一度に目的の圧下率のスキンプスを行っても良いし、数回に分けて行っても構わない。

実施例

[0134] 次に、本発明を実施例により詳細に説明する。なお、実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。実施例に用いた各鋼の化学成分を表 1 に示す。表 2、3 に各製造条件を示す。また、表 2 の製造条件による各鋼種の組織構成と機械的特性を表 4 に示す。なお、各表における下線は、本発明の範囲外もしくは本発明の好ましい範囲の範囲外であることを示す。

- [0135] 表 1 に示す成分を有する “A～S” の発明鋼、及び、“a～d” の比較鋼を用いて検討した結果について説明する。なお、表 1 において、各成分組成の数値は、質量%を示す。表 2～4 において、鋼種に付されている A～U の英文字と a～g の英文字は、表 1 の各発明鋼 A～U および各比較鋼 a～g の成分であることを示す。
- [0136] これらの鋼（発明鋼 A～S および比較鋼 a～d）を 1 2 0 0℃に加熱し、表 2 に示す条件で、熱間圧延を行い、A_r 3 変態温度以上で熱間圧延を終了した。
- [0137] 熱間圧延では、まず、第 1 の熱間圧延である粗圧延において、1 0 0 0℃以上 1 2 0 0℃以下の温度域で、4 0 %以上の圧下率で 1 回以上圧延した。但し、鋼種 A 2、C 2、E 2、J 2、O 2 については、粗圧延において、1 パスで圧下率が 4 0 %以上の圧延は行われなかった。粗圧延における、圧下率が 4 0 %以上の圧下回数、各圧下率（%）、粗圧延後（仕上げ圧延前）のオーステナイト粒径（μm）を表 2 に示す。なお、各鋼種の温度 T 1（℃）を、表 2 に示す。
- [0138] 粗圧延が終了した後、第 2 の熱間圧延である仕上げ圧延を行った。仕上げ圧延では、T 1 + 3 0℃以上、T 1 + 2 0 0℃以下の温度域で、少なくとも 1 回は 1 パスで圧下率 3 0 %以上の圧延を行い、T 1 + 3 0℃未満の温度範囲においては、合計の圧下率を 3 0 %以下とした。なお、仕上げ圧延では、T 1 + 3 0℃以上、T 1 + 2 0 0℃以下の温度域での最終パスで、1 パスで圧下率 3 0 %以上の圧延を行った。
- [0139] 但し、鋼種 C 3、E 3、J 3、O 3 については、T 1 + 3 0℃以上、T 1 + 2 0 0℃以下の温度域で、圧下率 3 0 %以上の圧延は行われなかった。また、鋼種 A 4、C 4 は、T 1 + 3 0℃未満の温度範囲での合計の圧下率が 3 0 %超であった。
- [0140] また、仕上げ圧延では、合計の圧下率を 5 0 %以上とした。但し、鋼種 A 3、C 3、E 3、J 3、O 3 については、T 1 + 3 0℃以上、T 1 + 2 0 0℃以下の温度域での合計の圧下率が 5 0 %未満であった。

- [0141] 仕上げ圧延における、 $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ 以下の温度域での合計の圧下率（％）、 $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ 以上、 $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ 以上、 $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ 以下の温度域での最終パスでの圧下後の温度（ $^{\circ}\text{C}$ ）、 $P1 : 30\%$ 以上の最終圧下の圧下率（ $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ 以上、 $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ 以下の温度域での最終パスの圧下率）（％）を表2に示す。また、仕上げ圧延における、 $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ 未満の温度範囲での圧下時の圧下率（％）を表2に示す。
- [0142] 仕上げ圧延において $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ 以上、 $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ 以下の温度域での最終圧下を行った後、待ち時間 t 秒が $2.5 \times t1$ を経過する前に、冷間圧延前冷却を開始した。冷間圧延前冷却では、平均冷却速度を $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とした。また、冷間圧延前冷却での温度変化（冷却温度量）は、 40°C 以上 140°C 以下の範囲とした。
- [0143] 但し、鋼種A6、C4、E4、J4、O3は、仕上げ圧延における $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ 以上、 $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ 以下の温度域での最終圧下から、待ち時間 t 秒が $2.5 \times t1$ を経過した後に、冷間圧延前冷却（熱間圧延仕上げ圧延後・冷却）を開始した。鋼種A22、C16、E12、E13は、冷間圧延前冷却での温度変化（熱間圧延仕上げ圧延後・冷却量）が 40°C 未満であり、鋼種A21、C15、E11は、冷間圧延前冷却での温度変化（熱間圧延仕上げ圧延後・冷却量）が 140°C 超であった。鋼種A22、C16、E13は、冷間圧延前冷却での平均冷却速度（熱間圧延仕上げ圧延後・冷却速度）が $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満であった。
- [0144] 各鋼種の $t1$ （秒）、仕上げ圧延における $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ 以上、 $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ 以下の温度域での最終圧下から、冷間圧延前冷却を開始するまでの待ち時間 t （秒）、 $t/t1$ 、冷間圧延前冷却での温度変化（冷却量）（ $^{\circ}\text{C}$ ）、冷間圧延前冷却での平均冷却速度（ $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ）を表2に示す。
- [0145] 冷間圧延前冷却の後、 700°C 以下で巻取りを行い、 $2 \sim 4.5\text{ mm}$ 厚の熱延原板を得た。
- [0146] 但し、鋼種A7、C8は、巻取り温度が 700°C 超であった。各鋼種について、冷間圧延前冷却の停止温度（巻取り温度）（ $^{\circ}\text{C}$ ）を表2に示す。

[0147] 次に、熱延原板を、酸洗した後、冷間圧延後の板厚が1.2 mmとなるように、圧下率40%以上、80%以下で冷間圧延した。但し、鋼種A17、E9、J15は、冷間圧延の圧下率が40%未満であった。冷間圧延における、各鋼種の圧下率(%)を表3に示す。なお、冷間圧延の圧下率を80%とする場合、圧延荷重が高すぎてしまい所定の板厚まで冷間圧延出来なかった。このことから、実質的な上限の圧下率は、80%程である。

[0148] その後、これらの冷延板(母材鋼板)に、連続溶融亜鉛めっきラインにて、熱処理と溶融亜鉛めっき処理を施した。

[0149] 連続溶融亜鉛めっきラインでは、まず、750以上、900℃以下の温度域まで加熱し、その温度域に10秒以上、600秒以下保持して、焼鈍を行った。また、750~900℃の温度域まで加熱するにあたり、室温以上、650℃以下の平均加熱速度HR1(℃/秒)を0.3以上($HR1 \geq 0.3$)とし、650℃を超え、750~900℃までの平均加熱速度HR2(℃/秒)を、 $0.5 \times HR1$ 以下($HR2 \leq 0.5 \times HR1$)とした。各鋼種の加熱温度(焼鈍温度)、加熱保持時間(冷間圧延後1次冷却開始までの時間)(秒)、平均加熱速度HR1、HR2(℃/秒)を表3に示す。

[0150] 但し、鋼種A20は、焼鈍温度が900℃超であった。鋼種A7、C4、E5、J5、O4は、焼鈍温度が750℃未満であった。鋼種C3、E6、J5は、保持時間が1秒未満であった。鋼種A18、C13は、保持時間が600秒超であった。また、鋼種C12は、平均加熱速度HR1が0.3(℃/秒)未満であった。鋼種A12、A13、A15、A15、C3、C4、C9、C11、J10、J11、J13、J14、O10は、平均加熱速度HR2(℃/秒)が $0.5 \times HR1$ 超であった。

[0151] 焼鈍後、0.1~200℃/秒の平均冷却速度で、焼鈍温度から500℃まで冷却した。鋼種A19、C13は、平均冷却速度が0.1℃/秒未満であった。各鋼種の平均冷却速度(℃/秒)を表3に示す。

[0152] 冷却を行った後、500~350℃間にて10~1000秒間で保持した。各鋼の保持時間を表3に示す。但し、鋼種A8、C5、J6、O5は、保

持時間が10秒未満であった。

[0153] 次に、所定の条件に制御した熔融亜鉛めっき浴に母材鋼板を浸漬し、その後、室温まで冷却した。めっき浴の温度は、 $440\sim 470^{\circ}\text{C}$ に管理した。また、熔融亜鉛めっきが行われるに際し、母材鋼板の温度は、 $(\text{亜鉛めっき浴温度}-40)^{\circ}\text{C}$ 以上、 $(\text{亜鉛めっき浴温度}+50)^{\circ}\text{C}$ 以下とした。熔融亜鉛めっき浴中の有効Al濃度は、 $0.09\sim 0.17\text{ mass}\%$ の範囲とした。一部の鋼板については、熔融亜鉛めっき浴に浸漬後、 460°C 以上、 600°C 以下にて合金化処理を行った後、室温まで冷却した。その際の目付け量としては、両面とも約 $35\text{ g}/\text{m}^2$ とした。最後に、得られた鋼板について 0.4% の圧下率でスキンプス圧延を行った。

[0154] めっきの抑制や合金化の促進のために、めっき浴中に $10\text{ m}/\text{min}$ 以上、 $50\text{ m}/\text{min}$ 以下の噴流を与えた。各鋼を熔融亜鉛めっきする際に、めっき浴中に与えられた噴流の速度 m/min 、合金化処理温度を表3に示す。但し、鋼種A9、C5、C8、E7、J7、O6については、めっき浴中に与えられた噴流の速度が $10\text{ m}/\text{min}$ 未満であった。また、鋼種A11、C8、E9、J9、O9は、合金化処理の温度が 600°C 超であった。

[0155] 各鋼種の鋼板表面から $5/8\sim 3/8$ の板厚範囲における、 $\{100\}<011>\sim\{223\}<110>$ 方位群の極密度の平均値、 $\{332\}<113>$ の結晶方位の極密度、各鋼種の金属組織における、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイト、マルテンサイト、パーライトの体積率（組織分率）（ $\%$ ）を表4に示す。なお、各体積率（組織分率）は、スキンプス圧延前の組織分率で評価した。また、各鋼種の機械的特性として、引張強度TS（MPa）、伸び（L-El）、伸びの差（ ΔEl ）、強度（TS）-全伸び（C-El）のバランス（TS $\times\text{El}$ ）を表4に示した。また、不めっきの発生の有無、熔融亜鉛めっき層のFe濃度（質量%）、合金化熔融亜鉛めっき層のFe濃度（質量%）を示した。

[0156] 引張試験は、 1.2 mm 厚の板から圧延方向に直角方向及び平行にJIS

5号試験片を採取し、引張特性を評価した。得られた伸びの値から、圧延方向に平行な方向に引張り試験を行った場合の伸び（ $L-EI$ ）と、垂直な方向に引張り試験を行った場合の伸び（ $C-EI$ ）の差（ ΔEI ）を算出した。各5本について引張試験を行ない各値の平均値を求め、その平均値から伸びやTSを算出した。なお、材質の異方性が大きい鋼板に関しては、伸びの値がばらつく傾向にあった。強度（TS）－全伸び（ $C-EI$ ）のバランス（ $TS \times EI$ ）が16000（MPa・%）を超えるものを、成形性に優れた高強度鋼板とした。

[0157] めっき性、合金化反応はそれぞれ下記のように評価した。

○：不めっきなし

△：不めっき若干あり

×：不めっき多数あり

[0158] 測定された引張特性、めっき性及びめっき層中のFe%を表4に示す。本発明の鋼板はいずれも成形性、めっき性に優れていることがわかる。

[0159]

[表1]

[0160]

[表2]

鋼種	T1/℃	回数	1000℃以上 1200℃以下 40%以上の 下圧	1000℃以上 1200℃以下 40%以上の 下圧	相圧延後 のオース テナイト 強度/μ	T1+30℃ 以上T1 +200℃以下 の圧下率/%	Tf:30% 以上の最 終圧下率/%	P1.3 0%以上 T1~T1 +30℃未満 の圧下率/%	t1	2.5×11 間/S	待ち時 間/S	V/t1	熱間圧延 仕上げ圧 延後・冷 却速度 ℃/S	熱間圧延 仕上げ圧 延後・冷 却速度 ℃/S	巻き取り 温度/℃
			率	m	下率/%	率/%	率/%	率/%	率/%	率/%	率/%	率/%	率/%	率/%	率/%
A1	854	2	45/45	180	85	984	45	0	0.14	0.38	0.30	2.11	80	80	820
A2	854	0	*1	230	80	923	40	0	0.88	2.18	1.50	1.74	50	80	830
A3	854	2	45/45	130	35	942	30	0	0.93	2.32	0.80	0.65	80	80	820
A4	854	2	45/45	140	80	898	40	45	1.48	3.09	1.10	0.74	120	80	850
A5	854	1	50	120	80	828	40	0	4.47	11.18	0.80	0.18	160	100	520
A6	854	1	50	110	80	812	40	0	1.12	2.80	10.00	8.91	80	140	560
A7	854	1	50	120	80	908	40	10	1.28	3.20	2.00	1.56	90	80	875
A8	854	2	45/45	130	80	912	40	0	1.12	2.80	0.50	0.45	80	80	480
A9	854	2	45/45	150	80	895	40	0	1.80	3.99	0.80	0.38	70	100	820
A10	854	2	45/45	140	80	920	40	0	0.93	2.33	1.00	1.07	50	70	590
A11	854	2	45/45	140	80	950	40	10	0.40	0.99	0.90	2.28	80	40	830
A12	854	2	45/45	180	80	872	40	0	2.39	5.96	0.30	0.13	120	80	590
A13	854	2	45/45	180	80	890	40	0	1.75	4.38	0.30	0.17	100	100	800
A14	854	2	45/45	180	80	893	40	0	1.88	4.15	1.50	0.90	200	120	810
A15	854	2	45/45	180	80	905	40	0	1.31	3.27	2.40	1.84	180	140	590
A16	854	2	45/45	180	80	899	40	0	1.48	3.89	0.90	0.81	150	100	580
A17	854	2	45/45	180	80	904	40	0	1.33	3.33	1.50	1.12	100	80	830
A18	854	2	45/45	185	80	905	40	0	1.31	3.27	2.40	1.84	80	80	800
A19	854	2	45/45	180	80	899	40	0	1.48	3.89	1.20	0.81	80	60	580
A20	854	2	45/45	170	80	904	40	0	1.33	3.33	1.50	1.12	70	40	580
A21	854	2	45/45	170	80	889	40	0	1.79	4.47	0.80	0.34	180	210	550
A22	854	2	45/45	170	80	972	40	0	0.19	0.48	0.30	1.81	3	25	800
B1	853	2	45/45	150	75	935	40	0	0.60	1.51	0.80	1.00	50	50	820
C1	855	2	45/45	140	85	886	45	0	0.15	0.38	0.35	2.31	80	70	800
C2	855	0	*1	250	80	850	40	0	3.34	8.35	1.00	0.30	90	80	820
C3	855	2	45/45	150	20	882	30	0	2.89	7.22	0.80	0.28	130	110	580
C4	855	2	45/45	180	80	823	40	20	4.68	11.70	15.00	3.20	80	80	800
C5	855	2	45/45	180	80	895	30	0	1.85	4.87	1.00	0.51	90	50	590
C6	855	2	45/45	150	80	905	45	0	1.17	2.91	0.80	0.89	100	50	820
C7	855	1	50	130	80	878	40	0	2.20	5.49	0.50	0.23	70	60	840
C8	855	1	50	120	80	942	30	0	0.94	2.38	1.00	1.08	110	80	720
C9	855	2	45/45	140	80	823	40	15	0.88	2.21	0.80	0.88	100	100	585
C10	855	2	45/45	140	80	895	40	0	1.82	4.09	1.20	0.74	120	90	580
C11	855	2	45/45	140	80	900	40	0	1.47	3.68	0.80	0.41	100	70	800
C12	855	2	45/45	140	80	913	40	0	1.12	2.80	0.80	0.54	80	80	590
C13	855	2	45/45	150	80	893	40	0	1.69	4.22	0.80	0.39	110	50	620
C14	855	2	45/45	140	80	924	30	0	1.28	3.20	0.80	0.47	80	40	600
C15	855	2	45/45	140	80	888	30	0	2.18	5.46	0.50	0.23	80	130	520
C16	855	2	45/45	140	80	958	30	0	0.72	1.80	1.30	1.80	5	10	610
D1	855	1	50	120	85	983	40	0	0.28	0.64	0.49	1.91	70	120	590
D2	855	2	45/45	120	80	932	40	0	0.88	1.71	0.80	0.88	60	90	580
E1	856	2	45/45	150	80	908	45	0	1.09	2.73	1.00	0.92	170	80	620
E2	856	0	*1	280	80	911	40	0	1.18	2.95	0.30	0.25	80	90	630
E3	856	1	50	180	20	905	35	10	1.52	3.80	0.50	0.33	90	80	620
E4	856	2	45/45	150	80	895	40	0	1.84	4.09	1.80	9.78	120	40	600
E5	856	2	45/45	140	80	905	40	10	1.34	3.38	1.00	0.75	160	80	590
E6	856	2	45/45	120	80	921	45	0	0.78	1.91	0.40	0.52	130	80	620
E7	856	2	45/45	130	80	908	40	0	1.31	3.29	0.40	0.30	80	90	630
E8	856	2	45/45	120	80	897	40	0	1.58	3.94	0.60	0.38	70	50	580
E9	856	2	45/45	130	80	920	40	0	0.98	2.40	0.60	0.62	90	70	590
E10	856	2	45/45	120	80	915	40	0	1.09	2.70	0.60	0.56	90	120	610
E11	856	2	45/45	120	80	890	30	0	2.09	5.22	0.80	0.38	120	230	640
E12	856	2	45/45	120	80	942	40	0	0.53	1.33	1.30	2.45	90	20	590
E13	856	2	45/45	120	80	983	40	0	0.14	0.36	0.80	4.20	5	20	810
F1	856	2	45/45	140	95	916	40	0	1.05	2.83	0.80	0.76	120	130	830
F2	856	2	45/45	150	80	932	40	0	0.70	1.78	0.40	0.57	110	100	820
G1	857	3	40/40/40	180	90	928	45	0	0.68	1.70	1.20	1.77	80	100	690
G2	857	2	45/45	180	80	930	40	0	0.77	1.82	0.40	0.52	130	80	620
H1	882	2	45/45	150	85	942	40	20	0.64	1.61	0.80	0.93	180	90	830
H3	882	2	45/45	140	85	895	40	0	1.85	4.63	0.30	0.18	120	80	850
I1	886	2	45/45	150	80	938	40	0	0.83	2.06	0.70	0.85	80	60	630
I2	888	2	45/45	150	80	934	45	0	0.69	1.74	0.30	0.43	80	110	850
J1	885	3	40/40/40	180	80	955	35	0	0.69	1.68	1.10	1.68	80	70	590
J2	885	0	*1	230	85	840	40	20	0.74	1.84	0.60	0.82	110	80	800
J3	885	1	50	150	15	955	30	0	0.69	2.23	0.40	0.45	100	90	820
J4	885	1	50	130	85	934	35	0	1.08	2.84	4.40	4.18	130	70	830
J5	885	1	50	120	85	945	35	0	0.84	2.09	0.50	0.60	80	100	590
J6	885	2	45/45	180	85	928	40	20	1.04	2.61	1.00	0.98	80	120	580
J7	885	2	45/45	150	85	943	40	10	0.68	1.89	0.80	0.89	70	80	800
J8	885	2	45/45	140	85	930	40	0	0.95	2.37	0.80	0.84	50	90	820
J9	885	2	45/45	130	85	925	40	20	1.07	2.87	1.20	1.13	80	120	820
J10	885	2	45/45	160	80	980	40	0	0.41	1.01	1.60	3.85	90	100	510
J11	885	2	45/45	160	80	960	40	0	0.41	1.01	1.00	2.47	120	80	550
J12	885	2	45/45	180	80	885	40	0	0.34	0.86	1.10	3.21	100	60	590
J13	885	2	45/45	180	80	950	40	0	0.55	1.39	1.10	1.98	90	60	570
J14	885	2	45/45	150	80	945	40	0	0.64	1.60	1.10	1.72	150	90	490
J15	885	2	45/45	180	80	945	40	0	0.64	1.60	1.10	1.72	160	70	580
K1	856	3	40/40/40	150	75	921	40	0	0.94	2.34	0.80	0.85	80	60	550
L1	859	2	45/45	120	90	944	45	0	0.39	0.98	0.60	1.53	60	80	520
M1	882	1	50	130	85	908	40	10	1.43	3.57	0.50	0.35	50	40	480
N1	874	2	45/45	130	80	908	45								

[0161]

[表3]

鋼種	冷間圧延率/%	650℃以下 の温度域の平均 加熱速度		650℃超 から焼鈍 温度までの平均加 熱速度		焼鈍温度 /℃	焼鈍時間 保持時間/s	焼鈍から 500℃までの平均 冷却速度		めっき浴 内の流速 m/min	合金化温 度/℃
		℃/s	HR1 / /s	℃/s	HR2 / /s			℃/s	の保持時間/s		
A1	60	5.50	2.20	820	80	4	35	20	→2		
A2	60	5.50	2.20	820	80	4	30	20	→2		
A3	60	5.50	2.20	820	80	4	30	20	→2		
A4	60	5.50	2.20	810	60	4	60	20	→2		
A5	60	5.50	2.20	800	90	4	30	20	→2		
A6	60	5.50	2.20	800	80	4	90	20	→2		
A7	73	5.50	1.40	720	60	4	30	20	→2		
A8	40	5.50	2.20	800	60	4	5	20	→2		
A9	50	5.50	2.20	810	60	4	30	4	→2		
A10	73	5.50	2.20	820	60	4	20	25	540		
A11	60	5.50	2.20	800	80	4	30	35	520		
A12	60	5.50	10.00	810	90	4	30	20	480		
A13	60	5.50	5.50	810	90	4	30	20	490		
A14	60	5.50	1.00	820	90	4	30	20	500		
A15	60	2.20	2.20	810	90	4	30	20	480		
A16	60	1.10	2.20	820	90	4	30	20	500		
A17	20	5.50	1.00	820	120	4	30	15	510		
A18	60	0.20	0.08	810	2500	4	50	20	520		
A19	60	5.50	1.00	820	90	0.1	50	20	480		
A20	60	5.50	1.00	840	120	4	60	20	580		
A21	60	5.50	1.00	800	90	4	60	20	500		
A22	60	5.50	1.00	810	90	4	30	20	540		
B1	40	5.50	2.20	800	30	4	30	20	→2		
C1	60	5.50	2.20	820	60	4	30	20	→2		
C2	60	5.50	2.20	800	60	5	30	20	→2		
C3	60	5.50	5.50	760	5	10	180	20	→2		
C4	60	5.50	5.50	710	60	4	30	20	→2		
C5	60	5.50	2.20	820	60	4	5	2	→2		
C6	60	5.50	2.20	840	60	4	120	12	490		
C7	60	5.50	2.20	820	60	4	45	15	540		
C8	60	5.50	2.20	820	60	4	45	2	530		
C9	60	2.40	12.00	810	60	4	30	20	490		
C10	60	5.50	1.60	810	60	4	30	20	490		
C11	60	10.60	10.60	810	60	4	30	20	500		
C12	60	0.24	0.08	820	90	4	50	15	490		
C13	60	5.50	2.20	810	1300	0.1	50	20	510		
C14	60	5.50	2.20	830	120	4	60	20	570		
C15	60	5.50	2.20	790	60	4	30	15	520		
C16	60	5.50	2.20	810	200	1	60	15	560		
D1	60	5.50	2.20	850	50	5	60	15	→2		
D2	60	5.50	2.20	840	60	7	30	10	510		
E1	60	5.50	2.20	820	60	4	240	20	→2		
E2	50	5.50	2.20	820	60	2	15	10	→2		
E3	50	5.50	2.20	840	60	3	30	15	→2		
E4	50	5.50	2.20	800	60	3	30	15	→2		
E5	50	5.50	2.20	730	60	1	30	20	→2		
E6	50	5.50	2.20	770	5	1	20	20	→2		
E7	50	5.50	2.20	830	60	1	60	7	→2		
E8	40	5.50	2.20	860	30	1	70	15	580		
E9	40	5.50	2.20	800	30	2	300	10	520		
E10	20	5.50	2.20	810	90	2	60	10	510		
E11	40	5.50	2.20	820	60	4	30	20	490		
E12	40	5.50	2.20	810	180	4	40	15	520		
E13	40	5.50	2.20	820	60	4	60	20	550		
F1	60	5.50	2.20	780	90	3	30	20	→2		
F2	50	5.50	2.20	760	60	1	60	45	510		
G1	50	5.50	2.20	790	60	2	30	25	→2		
G2	50	5.50	2.20	790	90	1	70	20	520		
H1	55	5.50	2.20	800	30	2	30	35	→2		
H3	50	5.50	2.20	790	80	1	70	45	530		
I1	60	5.50	2.20	760	50	2	30	20	→2		
I2	60	5.50	2.20	800	45	1	70	30	530		
J1	60	3.80	1.40	820	60	2	30	20	→2		
J2	50	3.80	1.40	760	90	1	60	15	→2		
J3	50	3.80	1.40	780	90	1	60	20	→2		
J4	50	3.80	1.40	780	90	1	30	25	→2		
J5	60	3.80	1.40	720	5	2	30	20	→2		
J6	50	3.80	1.40	800	90	2	5	20	→2		
J7	50	3.80	1.40	800	90	1	30	3	→2		
J8	50	3.80	1.40	780	90	1	30	20	490		
J9	50	3.80	1.40	790	90	1	30	25	540		
J10	50	3.80	5.00	800	90	1	30	20	500		
J11	50	3.80	3.80	800	90	1	30	20	490		
J12	50	3.80	0.80	810	90	1	30	20	480		
J13	50	2.20	2.20	800	90	1	30	20	490		
J14	50	1.00	2.20	810	90	1	30	20	470		
J15	20	3.80	0.80	810	90	1	30	20	520		
K1	60	5.50	2.20	800	40	2	60	10	→2		
L1	60	5.50	2.20	840	30	2	300	20	→2		
M1	60	5.50	2.20	820	50	2	30	15	→2		
N1	40	5.50	2.20	810	50	2	30	20	→2		
O1	40	5.50	2.20	830	60	2	30	10	→2		
O2	40	5.50	2.20	810	90	1	30	20	→2		
O3	50	5.50	2.20	790	90	2	30	20	→2		
O4	50	5.50	2.20	860	90	1	30	20	→2		
O5	50	5.50	2.20	810	90	2	5	20	→2		
O6	60	5.50	2.20	810	90	2	30	5	→2		
O7	60	5.50	2.20	810	90	2	60	45	490		
O8	60	5.50	2.20	800	90	2	30	20	530		
O9	60	5.50	2.20	800	90	2	30	15	540		
O10	50	5.50	10.00	800	90	1	30	20	480		
O11	50	1.00	2.20	790	120	1	30	20	480		
O12	50	5.50	2.20	830	90	2	30	20	490		
P1	40	5.50	2.20	900	30	2	30	20	→2		
Q1	50	5.50	2.20	790	50	2	30	20	→2		
R1	50	5.50	2.20	830	60	2	60	40	→2		
S1	50	5.50	2.20	820	30	2	240	20	→2		
a1	40	5.50	2.20	820	50	2	30	30	→2		
b1	73	5.50	2.20	800	30	16	30	20	→2		
c1	50	5.50	2.20	810	60	2	30	20	→2		
d1	60	5.50	2.20	790	30	2	30	20	→2		

下線は、本発明の範囲外を示す。

*2:合金化処理を実施していないことを示す。

[0162]

[表4]

鋼種	鋼板厚	F/%	B/%	残留γ/%	M/%	P/%	TS/MPa	C-EL/%	ΔEL/%	TS×EL	不めつき	Fe%/質		鋼板	備考
												量	量		
A1	2.6	2.5	52	26	19	3	0	1035	24	1	25044	○	1.3	GI	本発明鋼
A2	7.1	5.6	53	24	21	2	0	995	18	7	17910	○	2.0	GI	比較鋼
A3	6.7	6.2	56	21	20	3	0	990	17	6	16830	○	1.4	GI	比較鋼
A4	6.6	6.2	55	21	22	2	0	1020	18	6	16380	○	2.1	GI	比較鋼
A5	6.6	5.8	52	24	19	5	0	1005	16	7	16080	○	1.9	GI	比較鋼
A6	7.2	5.9	53	27	20	0	0	980	17	8	16680	○	2.3	GI	比較鋼
A7	2.1	2.1	100*	0	0	0	0	724	18	1	13032	○	2.1	GI	比較鋼
A8	2.2	1.9	54	22	21	3	0	1075	13	1	13975	○	2.2	GI	比較鋼
A9	1.9	3.2	53	25	20	2	0	995	24	0	23850	×	1.7	GI	比較鋼
A10	2.3	2.2	53	25	21	1	0	995	23	1	22850	○	11.6	GA	本発明鋼
A11	2.3	2.3	53	25	0	0	22	980	21	0	20960	○	18.9	GA	比較鋼
A12	7.2	5.9	53	27	18	2	0	1026	22	7	22572	○	10.2	GA	比較鋼
A13	6.3	5.4	52	26	19	1	0	1028	21	6	21598	○	10.4	GA	比較鋼
A14	1.9	1.4	54	27	18	1	0	1008	24	0	24192	○	9.6	GA	本発明鋼
A15	5.7	5.2	53	28	17	2	0	1025	22	6	22550	○	10.7	GA	比較鋼
A16	6.1	5.7	53	27	18	2	0	1030	22	6	22680	○	10.3	GA	比較鋼
A17	6.3	5.2	52	28	18	2	0	1038	15	6	15570	○	10.5	GA	比較鋼
A18	1.4	1.3	50	27	9	13	0	934	23	1	21482	○	11.2	GA	比較鋼
A19	2.1	2.0	79	0	2	0	19	642	21	1	17682	○	9.8	QA	比較鋼
A20	1.9	1.6	0	57	0	20	8	1078	7	0	7546	○	9.8	GA	比較鋼
A21	5.6	5.4	53	31	13	3	0	1045	21	6	21845	○	10.9	GA	比較鋼
A22	2.3	1.6	54	35	9	2	0	1021	13	1	13273	○	13.4	GA	比較鋼
B1	2.1	2.6	55	25	19	1	0	1010	23	1	23230	○	2.3	GI	本発明鋼
C1	3.0	2.5	53	27	19	1	0	1000	24	1	24000	○	2.2	GI	本発明鋼
C2	6.8	6.2	57	22	21	0	0	995	16	7	17910	○	1.9	GI	比較鋼
C3	7.0	5.8	74*	14	12	0	0	765	17	6	13345	○	2.2	GI	比較鋼
C4	6.9	6.0	100*	0	0	0	0	705	17	6	11885	○	2.0	GI	比較鋼
C5	2.9	1.9	54	10	16	18	0	1105	14	1	15470	×	1.6	GI	比較鋼
C6	2.2	2.4	53	23	23	1	0	995	22	0	21690	○	9.8	QA	本発明鋼
C7	2.6	2.1	55	20	17	5	3	1035	19	0	18665	○	12.2	QA	本発明鋼
C8	2.8	2.1	56	22	0	0	22	675	18	1	14000	×	6.5	QA	比較鋼
C9	6.4	6.7	56	23	19	2	0	1052	18	6	19988	○	10.4	QA	比較鋼
C10	1.7	1.3	55	24	20	1	0	1008	22	1	22178	○	10.7	QA	本発明鋼
C11	7.8	6.9	56	23	20	1	0	1098	19	8	20682	○	11.3	QA	比較鋼
C12	1.5	1.3	51	22	16	11	0	916	18	0	17404	○	10.3	QA	比較鋼
C13	1.8	1.5	76	5	3	0	16	819	20	1	16380	○	10.9	QA	比較鋼
C14	1.6	1.4	0	57	9	34	0	1016	8	0	8128	○	8.3	QA	比較鋼
C15	5.9	5.2	59	26	13	2	0	1088	17	7	18462	○	9.8	QA	比較鋼
C16	1.6	1.3	52	35	10	3	0	994	14	0	13918	○	12.9	QA	比較鋼
D1	2.6	3.2	54	25	21	0	0	985	26	0	25610	○	1.7	GI	本発明鋼
D2	2.4	2.7	53	28	21	0	0	990	25	1	24750	○	10.6	QA	本発明鋼
E1	3.2	2.4	48	28	26	0	0	1180	19	1	22420	○	2.3	GI	本発明鋼
E2	6.9	6.2	47	24	26	3	0	1246	12	6	14940	○	1.9	GI	比較鋼
E3	7.2	6.3	48	23	27	2	0	1235	11	6	13585	○	1.5	GI	比較鋼
E4	6.7	6.1	46	25	26	3	0	1230	9	8	11070	○	1.8	GI	比較鋼
E5	2.3	2.4	100*	0	0	0	0	745	18	0	11920	○	2.2	GI	比較鋼
E6	3.2	1.9	89*	4	0	8	0	885	13	0	11505	○	2.7	GI	比較鋼
E7	2.7	2.6	48	21	21	10	0	1125	15	0	16875	△	0.7	GI	比較鋼
E8	2.5	2.2	46	25	25	3	1	1180	18	0	18680	○	10.6	GA	本発明鋼
E9	2.7	2.0	49	29	0	0	22	910	16	1	12860	○	18.4	GA	比較鋼
E10	5.9	5.3	48	24	26	2	0	1258	11	6	13818	○	6.8	GA	比較鋼
E11	6.4	5.9	49	29	18	4	0	1289	12	6	15468	○	10.8	QA	比較鋼
E12	2.8	2.3	52	28	18	2	0	1098	12	2	13178	○	9.1	QA	比較鋼
E13	2.4	1.9	47	26	24	3	0	1003	13	2	13039	○	13.3	QA	比較鋼
F1	2.8	2.5	48	22	26	4	0	1220	18	0	21960	○	2.4	GI	本発明鋼
F2	3.2	2.9	50	24	22	4	0	1215	17	0	20655	○	12.2	QA	本発明鋼
G1	2.1	1.9	49	25	26	1	0	1190	18	1	21420	○	2.1	GI	本発明鋼
G2	2.7	3.1	47	23	26	4	0	1220	16	1	19520	○	9.6	QA	本発明鋼
H1	4.2	3.8	46	26	27	1	0	1200	15	3	18000	○	1.7	GI	本発明鋼
H2	4.7	4.0	48	28	24	3	0	1220	14	4	17080	○	9.8	QA	本発明鋼
I1	4.6	3.9	49	23	27	1	0	1230	15	2	18450	○	2.4	GI	本発明鋼
I2	4.3	4.4	52	24	19	5	0	1245	15	3	18675	○	10.8	QA	本発明鋼
J1	3.9	4.1	47	29	22	2	0	1206	17	3	20485	○	1.7	GI	本発明鋼
J2	8.2	6.6	48	30	21	1	0	1195	13	8	15535	○	1.6	GI	比較鋼
J3	7.2	6.4	50	28	20	2	0	1215	12	7	14580	○	2.3	GI	比較鋼
J4	7.8	6.3	48	30	21	3	0	1200	13	6	15600	○	2.5	GI	比較鋼
J5	3.9	3.9	48	27	22	3	0	1225	12	4	14700	○	1.9	GI	比較鋼
J6	4.0	4.3	48	19	7	32	0	1345	9	3	12105	○	2.3	GI	比較鋼
J7	4.4	4.5	47	31	20	2	0	1215	15	3	18225	×	2.4	GI	比較鋼
J8	3.9	3.8	48	30	21	3	0	1206	16	4	19280	○	9.8	QA	本発明鋼
J9	4.3	3.8	47	23	0	2	30	910	18	3	14560	○	17.4	QA	比較鋼
J10	9.4	7.5	46	32	20	2	0	1299	14	9	18186	○	10.9	QA	比較鋼
J11	8.2	6.8	47	31	21	1	0	1258	15	8	18870	○	10.5	QA	比較鋼
J12	2.8	2.1	46	32	20	2	0	1186	17	2	20162	○	10.4	QA	本発明鋼
J13	6.0	6.5	47	30	22	1	0	1245	15	7	18875	○	10.3	QA	比較鋼
J14	6.1	5.3	47	31	21	1	0	1234	14	6	17278	○	8.8	QA	比較鋼
J15	7.1	5.5	48	30	22	2	0	1306	8	8	10448	○	9.3	QA	比較鋼
K1	2.7	1.0	48	26	25	3	0	1210	15	0	18150	○	2.1	GI	本発明鋼
L1	2.1	2.8	47	29	24	0	0	1180	17	1	20080	○	1.9	GI	本発明鋼
M1	2.0	2.1	46	28	25	3	0	1215	15	0	18225	○	2.2	GI	本発明鋼
N1	1.6	2.2	48	25	23	4	0	1225	14	1	17150	○	2.7	GI	本発明鋼
O1	1.8	2.6	42	28	25	5	0	1335	14	2	18690	○	1.9	GI	本発明鋼
O2	6.5	6.3	43	27	23	7	0	1345	8	6	10780	○	2.1	GI	比較鋼
O3	7.1	6.1	41	28	27	4	0	1350	9	8	12150	○	2.2	GI	比較鋼
O4	3.3	2.1	100*	0	0	0	0	915	8	1	7320	○	1.7	GI	比較鋼
O5	3.5	2.6	43	16	29	12	0	1455	9	1	13095	○	1.8	GI	比較鋼
O6	2.6	2.8	42	27	27	4	0	1375	14	0	19250	×	1.9	GI	比較鋼
O7	3.1	3.2	42	26	27	5	0	1360	15	0	20700	○	8.8	QA	本発明鋼
O8	1.9	2.8	49	29	20	5	0	1365	14	1	19110	○	11.2	QA	本発明鋼
O9	2.7	2.2	43	27</											

産業上の利用可能性

[0163] 本発明は、自動車用の構造用部材、補強用部材、足廻り用部材に好適な、引張最大強度 980MPa 以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板を安価に提供するものであり、自動車の軽量化に大きく貢献することが期待でき、産業上の効果は極めて高い。

請求の範囲

[請求項1] 母材鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を有する溶融亜鉛めっき鋼板であって、

前記母材鋼板は、質量％で、

C : 0.1 ~ 0.40 %未満、

Si : 0.5 ~ 3.0 %、

Mn : 1.5 ~ 3.0 %を含有し、

O : 0.006 %以下、

P : 0.04 %以下、

S : 0.01 %以下、

Al : 2.0 %以下、

N : 0.01 %以下に制限され、

残部は鉄及び不可避免の不純物からなり、

前記母材鋼板のミクロ組織は、体積分率でフェライトを40%以上含有し、残留オーステナイトを8~60%未満含有し、残部がベイナイトもしくはマルテンサイトであり、

前記母材鋼板の表面から5/8~3/8の板厚範囲において、 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 、 $\{116\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{114\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{113\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{335\} \langle 110 \rangle$ 、及び、 $\{223\} \langle 110 \rangle$ の各結晶方位で表わされる $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の極密度の平均値が6.5以下で、かつ、 $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度が5.0以下であり、

前記溶融亜鉛めっき層は、Fe : 7質量%未満を含有し、残部がZn、Alおよび不可避免の不純物からなる、

引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

[請求項2] 前記母材鋼板は、質量％で、さらに、

Cr : 0.05 ~ 1.0%、
Mo : 0.01 ~ 1.0%、
Ni : 0.05 ~ 1.0%、
Cu : 0.05 ~ 1.0%、
Nb : 0.005 ~ 0.3%、
Ti : 0.005 ~ 0.3%
V : 0.005 ~ 0.5%、
B : 0.0001 ~ 0.01%、

の1種又は2種以上を含有する、

請求項1に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

[請求項3]

前記母材鋼板は、質量%で、さらに、Ca、Mg、REMから選ばれる1種または2種以上を合計で0.0005 ~ 0.04%含有する、

請求項1に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

[請求項4]

母材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鋼板であって、

前記母材鋼板は、質量%で、
C : 0.10 ~ 0.4%未満、
Si : 0.5 ~ 3.0%、
Mn : 1.5 ~ 3.0%を含有し、
O : 0.006%以下、
P : 0.04%以下、
S : 0.01%以下、
Al : 2.0%以下、
N : 0.01%以下に制限され、
残部は鉄及び不可避免の不純物からなり、

前記母材鋼板のミクロ組織は、体積分率でフェライトを40%以上含有し、残留オーステナイトを8～60%未満含有し、残部がベイナイトもしくはマルテンサイトであり、

前記母材鋼板の表面から5/8～3/8の板厚範囲において、 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 、 $\{116\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{114\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{113\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{335\} \langle 110 \rangle$ 、及び、 $\{223\} \langle 110 \rangle$ の各結晶方位で表わされる $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群の極密度の平均値が6.5以下で、かつ、 $\{332\} \langle 113 \rangle$ の結晶方位の極密度が5.0以下であり、

前記合金化溶融亜鉛めっき層は、Fe：7～15質量%を含有し、残部がZn、Alおよび不可避免的不純物である、

引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

[請求項5]

前記母材鋼板は、質量%で、さらに、

Cr：0.05～1.0%、

Mo：0.01～1.0%、

Ni：0.05～1.0%、

Cu：0.05～1.0%、

Nb：0.005～0.3%、

Ti：0.005～0.3%

V：0.005～0.5%、

B：0.0001～0.01%、

の1種又は2種以上を含有する、

請求項4に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

[請求項6]

前記母材鋼板は、質量%で、さらに、Ca、Mg、REMから選ばれる1種または2種以上を合計で0.0005～0.04%含有する

、

請求項4に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

[請求項7]

質量%で、

C : 0.10~0.4%未満、

Si : 0.5~3.0%、

Mn : 1.5~3.0%を含有し、

O : 0.006%以下、

P : 0.04%以下、

S : 0.01%以下、

Al : 2.0%以下、

N : 0.01%以下に制限され、

残部は鉄及び不可避免の不純物からなる鋼片を、

1000℃以上、1200℃以下の温度範囲で、圧下率40%以上の圧延を1回以上行う第1の熱間圧延を行い、

前記第1の熱間圧延で、オーステナイト粒径を200μm以下とし

、

下記式(1)で定まる温度 $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 以上、 $T_1 + 200^\circ\text{C}$ 以下の温度域で、少なくとも1回は1パスで圧下率30%以上の圧延を行う第2の熱間圧延を行い、

前記第2の熱間圧延での合計の圧下率を50%以上とし、

前記第2の熱間圧延において、圧下率が30%以上の最終圧下を行った後、待ち時間t秒が下記式(2)を満たすように、冷間圧延前冷却を開始し、

前記冷間圧延前冷却における平均冷却速度を $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、温度変化が 40°C 以上 140°C 以下の範囲とし、

700°C 以下の温度域で巻取り、

圧下率40%以上、80%以下の冷間圧延を行い、

連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、750以上、900℃以下の焼鈍温度まで加熱して焼鈍し、

焼鈍温度から500℃まで、0.1～200℃/秒で冷却し、

500～350℃間にて10～1000秒間で保持した後、溶融亜鉛めっきを行う、

引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$T_1 (^\circ\text{C}) = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \quad \dots$$

・ 式(1)

ここで、C、N、Mn、Nb、Ti、B、Cr、Mo、及び、Vは、各元素の含有量（質量%。Ti、B、Cr、Mo、Vについては、含有されて無い場合は、0として計算する。）。

$$t \leq 2.5 \times t_1 \quad \dots \quad \text{式(2)}$$

ここで、 t_1 は、下記式(3)で求められる。

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100) + 3.1 \quad \dots \quad \text{式(3)}$$

ここで、上記式(3)において、 T_f は、圧下率が30%以上の最終圧下後の鋼片の温度、 P_1 は、30%以上の最終圧下の圧下率である。

[請求項8] $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 未満の温度範囲における合計の圧下率が30%以下である、

請求項7に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項9] 前記連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、焼鈍温度まで加熱するにあたり、

室温以上、650℃以下の平均加熱速度を、下記式(4)で示されるHR1(℃/秒)とし、

650℃を超え、焼鈍温度までの平均加熱速度を、下記式（5）で示されるHR2（℃／秒）とする、

請求項7に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$HR1 \geq 0.3 \quad \dots \quad \text{式(4)}$$

$$HR2 \leq 0.5 \times HR1 \quad \dots \quad \text{式(5)}$$

[請求項10] 前記溶融亜鉛めっきが行われるに際し、母材鋼板の温度が（亜鉛めっき浴温度－40）℃以上、（亜鉛めっき浴温度＋50）℃以下である、

請求項7に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項11] 前記溶融亜鉛めっきが行われるに際し、めっき浴中に10m/min以上、50m/min以下の流速が与えられる、

請求項7に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項12] 質量％で、

C：0.10～0.4％未満、

Si：0.5～3.0％、

Mn：1.5～3.0％を含有し、

O：0.006％以下、

P：0.04％以下、

S：0.01％以下、

Al：2.0％以下、

N：0.01％以下に制限され、

残部は鉄及び不可避免の不純物からなる鋼片を、

1000℃以上、1200℃以下の温度範囲で、圧下率40％以上の圧延を1回以上行う第1の熱間圧延を行い、

前記第1の熱間圧延で、オーステナイト粒径を200μm以下とし

、

下記式（１）で定まる温度 $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 以上、 $T_1 + 200^\circ\text{C}$ 以下の温度域で、少なくとも１回は１パスで圧下率 30% 以上の圧延を行う第２の熱間圧延を行い、

前記第２の熱間圧延での合計の圧下率を 50% 以上とし、

前記第２の熱間圧延において、圧下率が 30% 以上の最終圧下を行った後、待ち時間 t 秒が下記式（２）を満たすように、冷間圧延前冷却を開始し、

前記冷間圧延前冷却における平均冷却速度を $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、温度変化が 40°C 以上 140°C 以下の範囲とし、

700°C 以下の温度域で巻取り、

圧下率 40% 以上、80% 以下の冷間圧延を行い、

連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、 750°C 以上、 900°C 以下の焼鈍温度まで加熱して焼鈍し、

焼鈍温度から 500°C まで、 $0.1 \sim 200^\circ\text{C}/\text{秒}$ で冷却し、

$500 \sim 350^\circ\text{C}$ 間にて $10 \sim 1000$ 秒間で保持した後、溶融亜鉛めっきを行い、

460°C 以上の温度で合金化処理を施す、

引張最大強度 980MPa 以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$T_1 (^\circ\text{C}) = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \quad \dots$$

・ 式（１）

ここで、 C 、 N 、 Mn 、 Nb 、 Ti 、 B 、 Cr 、 Mo 、及び、 V は、各元素の含有量（質量％。 Ti 、 B 、 Cr 、 Mo 、 V については、含有されて無い場合は、 0 として計算する。）。

$$t \leq 2.5 \times t_1 \quad \dots \quad \text{式（２）}$$

ここで、 t_1 は、下記式（３）で求められる。

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100) + 3.1 \quad \dots \text{式(3)}$$

ここで、上記式(3)において、 T_f は、圧下率が30%以上の最終圧下後の鋼片の温度、 P_1 は、30%以上の最終圧下の圧下率である。

[請求項13] $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 未満の温度範囲における合計の圧下率が30%以下である、

請求項12に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項14] 前記連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、焼鈍温度まで加熱するにあたり、

室温以上、 650°C 以下の平均加熱速度を、下記式(4)で示される HR_1 ($^\circ\text{C}/\text{秒}$)とし、

650°C を超え、焼鈍温度までの平均加熱速度を、下記式(5)で示される HR_2 ($^\circ\text{C}/\text{秒}$)とする、

請求項12に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$HR_1 \geq 0.3 \quad \dots \text{式(4)}$$

$$HR_2 \leq 0.5 \times HR_1 \quad \dots \text{式(5)}$$

[請求項15] 前記溶融亜鉛めっきが行われるに際し、母材鋼板の温度が(亜鉛めっき浴温度 -40) $^\circ\text{C}$ 以上、(亜鉛めっき浴温度 $+50$) $^\circ\text{C}$ 以下である、

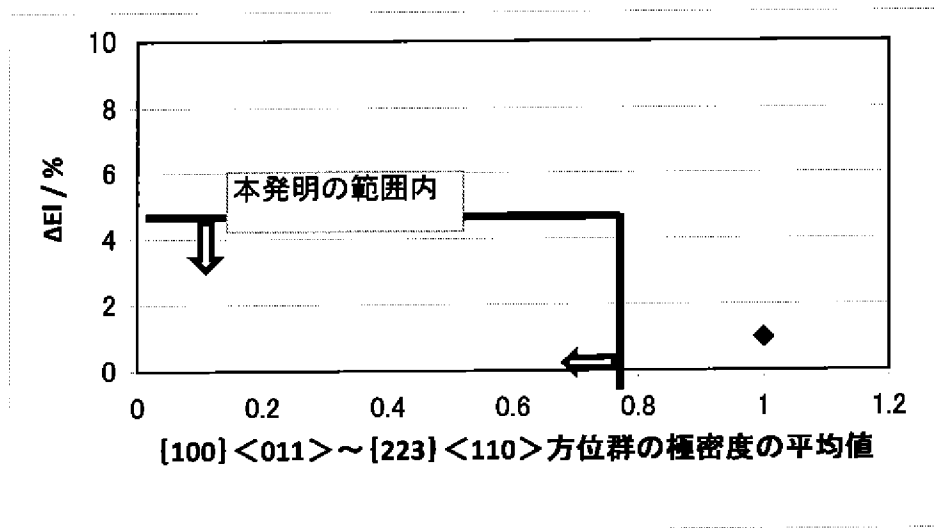
請求項12に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項16] 前記溶融亜鉛めっきが行われるに際し、めっき浴中に10m/min以

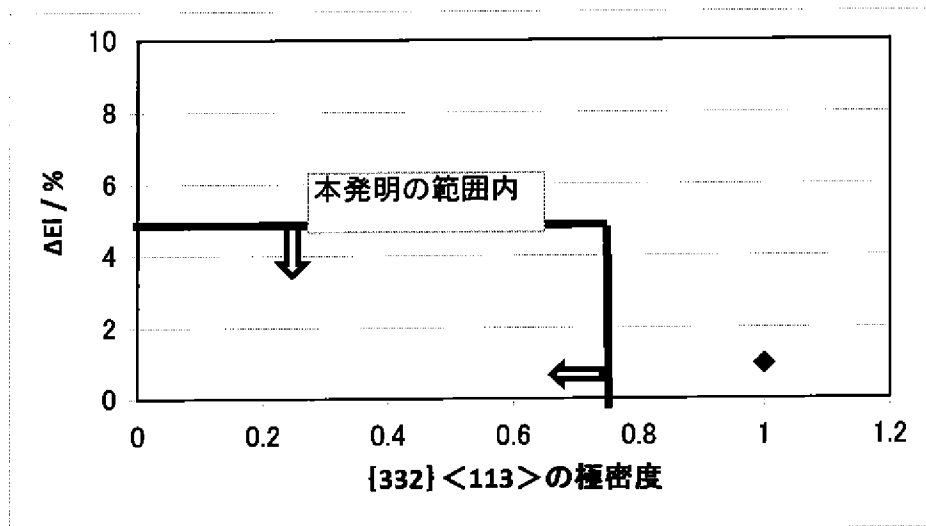
上、50 m/min以下の流速が与えられる、

請求項12に記載の引張最大強度980MPa以上を有する材質異方性の少ない成形性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

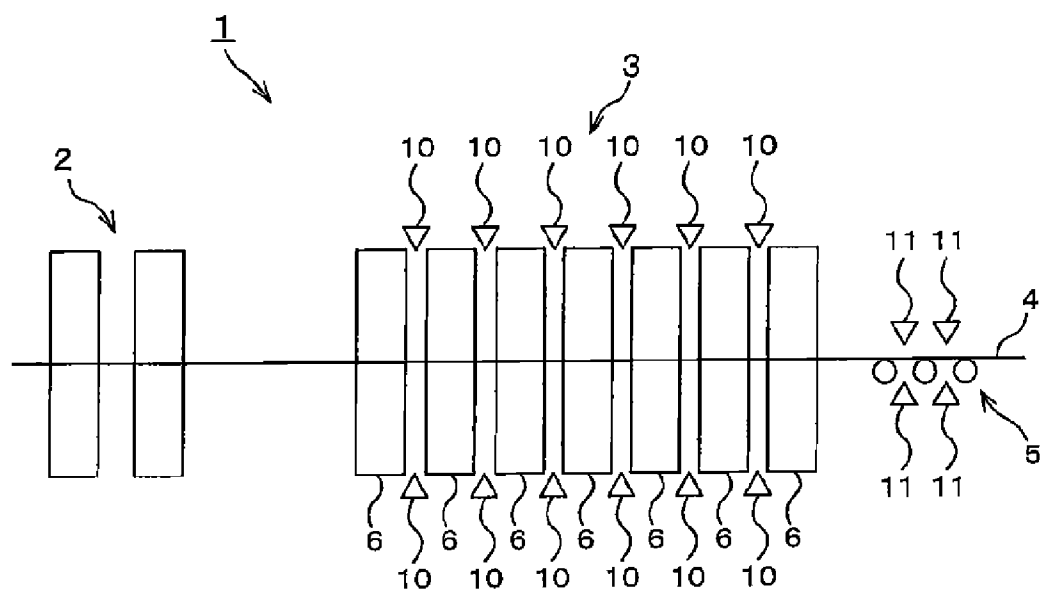
[図1]



[図2]



[図3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/075214

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C18/04(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/12(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)

C22C1/00-49/14, B21B3/00, C21D9/46, C23C2/06, C23C2/12, C23C2/28

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2012
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	JP 2009-30159 A (Nippon Steel Corp.), 12 February 2009 (12.02.2009), (Family: none)	1-16
A	JP 2007-284776 A (Nippon Steel Corp.), 01 November 2007 (01.11.2007), (Family: none)	1-16
A	JP 2007-277661 A (Nippon Steel Corp.), 25 October 2007 (25.10.2007), (Family: none)	1-16



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 December, 2012 (20.12.12)

Date of mailing of the international search report
08 January, 2013 (08.01.13)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C18/04(2006.01)i,
C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/12(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. C22C1/00-49/14, B21B3/00, C21D9/46, C23C2/06, C23C2/12, C23C2/28

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 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	JP 2009-30159 A (新日本製鐵株式会社) 2009.02.12, (ファミリーなし)	1 - 1 6
A	JP 2007-284776 A (新日本製鐵株式会社) 2007.11.01, (ファミリーなし)	1 - 1 6
A	JP 2007-277661 A (新日本製鐵株式会社) 2007.10.25, (ファミリーなし)	1 - 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 2 . 2 0 1 2

国際調査報告の発送日

0 8 . 0 1 . 2 0 1 3

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)

河野 一夫

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

4 K

9 8 3 3