

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2008年11月6日 (06.11.2008)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2008/133062 A1

(51) 国際特許分類:

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

3号JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).
沖田泰明 (OKITA, Yasuaki) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 櫻井理孝 (SAKURAI, Michitaka) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

(21) 国際出願番号: PCT/JP2008/057224

(22) 国際出願日: 2008年4月7日 (07.04.2008)

(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2007-106250 2007年4月13日 (13.04.2007) JP
特願2008-044833 2008年2月26日 (26.02.2008) JP

(74) 代理人: 落合憲一郎 (OCHIAI, Kenichiro); 〒1030027 東京都中央区日本橋二丁目1番10号 柳屋ビル7階 JFEテクノロジー株式会社 特許出願部内 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, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, 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, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SV, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): JFE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: および

(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 高木周作 (TAK-AGI, Shusaku) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 川邊英尚 (KAWABE, Hidetaka) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 長谷川浩平 (HASEGAWA, Kohei) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 大居利彦 (OOI, Toshihiko) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番

(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, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MT, NL, NO, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

(54) Title: HIGH-STRENGTH HOT-DIP GALVANIZED STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING THE SAME

(54) 発明の名称: 高強度溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Disclosed is a high-strength hot-dip galvanized steel sheet having a composition consisting of not less than 0.05% but less than 0.12% of C, not less than 0.01% but less than 0.35% of Si, 2.0-3.5% of Mn, 0.001-0.020% of P, 0.0001-0.0030% of S, 0.005-0.1% of Al, 0.0001-0.0060% of N, more than 0.5% but not more than 2.0% of Cr, 0.01-0.50% of Mo, 0.010-0.080% of Ti, 0.010-0.080% of Nb and 0.0001-0.0030% of B and the balance of Fe and unavoidable impurities, while having a structure containing a ferrite phase having a volume fraction of 20-70% and an average crystal grain size of not more than 5 μ m. This high-strength hot-dip galvanized steel sheet has a high tensile strength of not less than 980 MPa (TS $\geq$ 980 MPa), while being excellent in processability and weldability.

(57) 要約: 溶融亜鉛めっき鋼板において、C: 0.05%以上0.12%未満、Si: 0.01%以上0.35%未満、Mn: 2.0~3.5%、P: 0.001~0.020%、S: 0.0001~0.0030%、Al: 0.005~0.1%、N: 0.0001~0.0060%、Cr: 0.5%超2.0%以下、Mo: 0.01~0.50%、Ti: 0.010~0.080%、Nb: 0.010~0.080%およびB: 0.0001~0.0030%を含有し、残部はFeおよび不可避不純物の組成とし、かつ体積分率が20~70%で、かつ平均結晶粒径が5 μ m以下のフェライト相を含有する組織とすることにより、TS $\geq$ 980MPaの高い引張強度を有し、しかも加工性および溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板を得る。

WO 2008/133062 A1

明 細 書

高強度溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法

技術分野

本発明は、厳しい形状にプレス成形 (press forming) されることが要求される自動車部品などに用いて好適な、加工性 (formability) および溶接性 (weldability) に優れる、引張強度 (T S : tensile strength) が980MPa以上の高強度溶融亜鉛めっき鋼板 (high tensile-strength (zinc) galvanized steel sheet) に関するものである。本発明はまた、前記高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法に関するものである。

なお、本発明における溶融亜鉛めっき鋼板は、溶融亜鉛めっき後に合金化熱処理 (galvannealing) を施した、いわゆる合金化溶融亜鉛めっき鋼板 (galvannealed steel sheet) を含むものである。

背景技術

自動車部品などに用いられる高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、その用途の特徴上、高強度に加えて、加工性に優れていることが要求される。

最近、車体軽量化 (weight reduction) による燃費向上および衝突安全性 (crashworthiness) の確保の観点から、高強度の鋼板が自動車車体用の素材として求められ、該鋼板の適用が拡大している。また、高強度の鋼板は、従来は軽加工される用途が主体であったが、複雑な形状への適用も検討されはじめている。

しかしながら、一般に、鋼板の高強度化に伴い加工性は低下する傾向にある。とくに、高強度鋼板を適用する際の一番の課題として、プレス成形時における割れが挙げられる。従って、部品形状に応じて伸びフランジ性 (stretch flangeability) などの加工性を向上させることが要求されている。また、とくに T S : 980MPa以上の高強度鋼板になると、曲げ成形で加工される部品が増加するため、曲げ性 (bendability、曲げ成形性 (bending formability) と同義) も重要になる。

さらに、鋼板の成形後は組み立て工程にて抵抗スポット溶接 (resistance

spot welding) が施されるため、加工性に加えて、優れた溶接性も要求される。

上記の要請に応えるべく、例えば特開2004-232011号公報（特許文献1）、特開2002-256386号公報（特許文献2）、特開2002-317245号公報（特許文献3）、特開2005-105367号公報（特許文献4）、特許第3263143号公報およびその公開公報である特開平6-073497号公報（特許文献5および5'）、特許第3596316号公報およびその公開公報である特開平11-236621号公報（特許文献6および6'）、特開2001-11538号公報（特許文献7）、および特開2006-63360号公報（特許文献8）には、鋼成分や組織の限定、熱延条件や焼鈍条件の最適化などにより、高加工性で高強度の溶融亜鉛めっき鋼板を得る方法が提案されている。

発明の開示

〔発明が解決しようとする課題〕

上掲した特許文献のうち、特許文献1には、C、Si含有量の多いTS 980MPa級の鋼材について開示されているが、優れた伸びフランジ性や曲げ性の確保を主目的としたものではない。また例示された組成ではめっき性に劣り（Fe系プレめっき処理が必要）、さらに抵抗スポット溶接性も確保が困難である。

特許文献2～4には、Crを活用した鋼材について開示されているが、やはり優れた伸びフランジ性や曲げ性の確保を主目的としたものではない。またこれらの技術では、何らかの強化元素を前記特性やめっき性に不利になる程度に添加しないと、980MPa以上のTSを得るのは困難である。

さらに、特許文献5～7には、伸びフランジ性を評価する指標の一つである穴拡張率（hole expansion ratio） λ に関する記載があるが、引張強度（TS）が980MPaに達するものはほとんどない。唯一特許文献6にてCやAlを多量に添加して980MPaを達成したものがあがるが、これは抵抗スポット溶接性に不利である。また優れた曲げ性の確保を主目的としたものではない。

特許文献8には、Ti添加により曲げ性や疲労特性を改善する技術が記載されているが、これも優れた伸びフランジ性や溶接性の確保を主目的としたものではない。

本発明は、上記の現状に鑑み開発されたもので、 $TS \geq 980MPa$ の高い引張強度

を有し、しかも加工性および溶接性、さらには曲げ性に優れる高強度溶融亜鉛めっき鋼板を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

〔課題を解決するための手段〕

さて、発明者らは、上記の課題を解決すべく鋭意研究を重ねた。

その結果、

(1) 加工性および溶接性の観点からは、C、P、Sの含有量を低減する必要がある

(2) 良好な表面性状やめっき性を達成するためにはSiの含有量を低く抑える必要がある

(3) CやP等の低減に伴う強度低下については、CrやNb、Mo、Bを活用することにより、合金元素が少なくてもTS 980MPa以上の高強度化が可能である

(4) 体積分率が20～70%で、平均結晶粒径が5 μm 以下のフェライト相を有する組織とすることにより、加工性および溶接性が向上する

(5) 上記(4)に加えて、体積分率が30～80%で、平均結晶粒径が5 μm 以下のベイナイト相および／またはマルテンサイト相を有する組織とすることにより、曲げ性が向上する

ことの知見を得た。

本発明は上記の知見に立脚するものである。

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 質量%で、C：0.05%以上0.12%未満、Si：0.01%以上0.35%未満、Mn：2.0～3.5%、P：0.001～0.020%、S：0.0001～0.0030%、Al：0.005～0.1%、N：0.0001～0.0060%、Cr：0.5%超2.0%以下、Mo：0.01～0.50%、Ti：0.010～0.080%、Nb：0.010～0.080%およびB：0.0001～0.0030%を含有し、残部はFeおよび不可避不純物の組成になり、体積分率が20～70%で、かつ平均結晶粒径が5 μm 以下のフェライト相 (ferrite) を含有する組織 (微細組織：microstructure) を有し、引張強度が980MPa以上で、さらに鋼板表面に付着量 (coating weight) (片面当たり)：20～150 g/m^2 の溶融亜鉛めっき層 (galvanized/galvannealed zinc layer) を有することを特徴とする加工性および溶接性に優れる高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

ここで、C：0.05%以上0.10%未満、S：0.0001～0.0020%かつN：0.0001～0.0050%を満たし、さらにフェライト相体積分率：20～60%であることが、好ましい。

2. 質量%で、C：0.05%以上0.12%未満、Si：0.01%以上0.35%未満、Mn：2.0～3.5%、P：0.001～0.020%、S：0.0001～0.0030%、Al：0.005～0.1%、N：0.0001～0.0060%、Cr：0.5%超2.0%以下、Mo：0.01～0.50%、Ti：0.010～0.080%、Nb：0.010～0.080%およびB：0.0001～0.0030%を含有し、残部はFeおよび不可避不純物の組成になり、体積分率で、平均結晶粒径が5 μm 以下のフェライト相：20～70%と、平均結晶粒径が5 μm 以下のベイナイト相(bainite)および/またはマルテンサイト相(martensite)：30～80%とを含有し、残部組織は5%以下(0を含む)である鋼組織を有し、引張強度が980MPa以上で、さらに鋼板表面に付着量(片面当たり)：20～150 g/m^2 の熔融亜鉛めっき層を有することを特徴とする加工性および溶接性に優れる高強度熔融亜鉛めっき鋼板。

3. 質量%で、C：0.05%以上0.12%未満、Si：0.01%以上0.35%未満、Mn：2.0～3.5%、P：0.001～0.020%、S：0.0001～0.0030%、Al：0.005～0.1%、N：0.0001～0.0060%、Cr：0.5%超2.0%以下、Mo：0.01～0.50%、Ti：0.010～0.080%、Nb：0.010～0.080%およびB：0.0001～0.0030%を含有し、残部はFeおよび不可避不純物の組成になる鋼スラブを、熱間圧延後、コイルに巻き取ったのち、冷間圧延後、熔融亜鉛めっきを施して熔融亜鉛めっき鋼板を製造するに際し、

上記熱間圧延では、スラブ加熱温度(SRT：slab reheating temperature)を1150～1300℃、熱間仕上げ圧延温度(FT：finishing temperature)を850～950℃として熱間圧延した後、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℃/秒として冷却し、400～650℃の温度でコイルに巻取り、冷間圧延したのち、200℃から中間温度までの1次平均昇温速度を5～50℃/秒として500～800℃の中間温度まで加熱し、さらに該中間温度から焼鈍温度までの2次平均昇温速度を0.1～10℃/秒として750～900℃の焼鈍温度まで加熱し、この焼鈍温度域に10～500秒保持したのち、450～550℃まで1～30℃/秒の平均冷却速度で冷却し、ついで熔融亜鉛めっき処理を施す、ある

いはさらに合金化処理を施すことを特徴とする加工性および溶接性に優れる高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

ここで、スラブの組成がC：0.05%以上0.10%未満、S：0.0001～0.0020%かつN：0.0001～0.0050%を満たし、コイルに巻き取る温度を400～600℃とし、さらに1次平均昇温速度を10～50℃/秒とすることが、好ましい。また冷間圧延の前に、熱延鋼板（hot-rolled steel sheet）を酸洗（pickling）し、表面の酸化層を除去することは自由である。

本発明において、加工性に優れるとは、 $TS \times El \geq 15000 \text{ MPa} \cdot \%$ で、かつ $TS \times \lambda \geq 43000 \text{ MPa} \cdot \%$ 、さらに望ましくは90° V曲げでの限界曲げ半径 $\leq 1.5 t$ （ t ：鋼板の板厚）を満足することを指すものとする。また溶接性に優れるとは、ナゲット径： $4 t^{1/2} \text{ (mm)}$ （ t ：鋼板の板厚）以上で母材破断することであり、さらに高強度とは、引張強度（TS）が980MPa以上を意味するものとする。

発明を実施するための最良の形態

以下、本発明を具体的に説明する。

（鋼板の成分組成）

まず、本発明において、鋼板の成分組成（chemical compositions）を上記の範囲に限定した理由について説明する。なお、成分に関する「%」表示は特に断らない限り質量%を意味するものとする。

・ C：0.05%以上0.12%未満

マルテンサイト相の強度はC含有量に比例する傾向にあるので、Cはマルテンサイト相を利用して鋼を強化する上で不可欠の元素である。980MPa以上のTSを得るには0.05%以上のCが必要であり、C量の増加に伴ってTSは増加する。しかしながら、C含有量が0.12%以上になるとスポット溶接性が著しく劣化し、またマルテンサイト相の増量による硬質化、さらには変形中に硬質なマルテンサイトへ変態する残留オーステナイト相の生成により、伸びフランジ性等の加工性も著しく低下する傾向にある。そのため、C含有量は0.05%以上0.12%未満の範囲に限定した。より好ましくは0.10%未満である。一方、980MPa以上のTSを安定して確保する観点から、好ましいC含有量は0.08%以上である。

- ・ Si : 0.01%以上0.35%未満

Siは、固溶強化により強度向上に寄与する元素である。しかしながら、含有量が0.01%に満たないとその添加効果に乏しく、一方0.35%以上含有してもその効果は飽和する。また、過度に含有されることにより、熱延時に難剥離性のスケール (scale : 酸化膜) を生成して鋼板の表面性状を劣化させる。さらに、Siは鋼板表面に酸化物として濃化するので、過度に含有すると不めっきの原因ともなる。それ故、Si含有量は0.01%以上0.35%未満に限定した。好ましくは0.01%以上0.20%以下である。

- ・ Mn : 2.0~3.5%

Mnは、強度向上に有効に寄与し、この効果は2.0%以上含有することで認められる。一方、3.5%を超えて過度に含有すると、Mnの偏析 (segregation) などに起因して部分的に変態点が異なる組織となる。その結果、フェライト相とマルテンサイト相とがバンド状で存在する不均一な組織となり、加工性が低下する。また、鋼板表面に酸化物として濃化し、不めっきの原因ともなる。さらには、スポット溶接部の靱性を低下させ溶接特性を劣化させる。それ故、Mn含有量は2.0%以上3.5%以下に限定した。下限についてより好ましくは2.2%以上であり、上限についてより好ましくは2.8%以下である。

- ・ P : 0.001~0.020%

Pは、強度向上に寄与する元素であるが、その反面溶接性を劣化させる元素でもあり、P量が0.020%を超えるとその影響が顕著に現れる。また一方で、過度のP低減は製鋼工程における製造コストの増加を伴う。それ故、P含有量は0.001%以上0.020%以下の範囲に限定した。好ましくは0.001%以上0.015%以下、より好ましくは0.001%以上0.010%以下である。

- ・ S : 0.0001~0.0030%

S含有量が増加すると熱間赤熱脆性 (red shortness) の原因となり、製造工程上不具合を生じる場合がある。またS含有量が増加すると介在物MnSが形成される。MnSは冷間圧延後に板状の介在物として存在することにより、特に材料の極限変形能を低下させ、伸びフランジ性などの成形性を低下させる。S含有量が0.0030%までは問題は比較的小さい。一方、過度の低減は製鋼工程における脱硫コストの増加を伴う。それ故、S含有量は0.0001%以上0.0030%以下の範囲に限定した。より好ましくは0.0001%以上0.0020%以下である。さらに

好ましくは0.0001%以上0.0015%以下である。

・ Al : 0.005~0.1%

Alは、製鋼工程において脱酸剤として有効であり、また局部延性を低下させる非金属介在物をスラグ中に分離する点でも有用な元素である。さらに、焼鈍時にMn、Si系の酸化物が鋼板の表層に形成されるとめっき性が阻害されるが、Alは該酸化物の形成を抑制し、めっき表面外観を向上させる効果がある。このような効果を得るには0.005%以上の添加が必要である。一方、0.1%を超えて添加すると、鋼成分コストの増大を招くだけでなく、溶接性を低下させる。それ故、Al含有量は0.005~0.1%の範囲に限定した。下限についてより好ましくは0.01%以上であり、上限についてより好ましくは0.06%以下である。

・ N : 0.0001~0.0060%

組織強化鋼において材料特性に及ぼすNの影響はあまり大きくはないが、0.0060%以下であれば本発明の効果（鋼板特性）を損なわない。一方、フェライト相の清浄化による延性向上の観点からはN含有量は少ないほうが望ましいが、製鋼上のコストも増大するので、下限は0.0001%とした。すなわち、N含有量は0.0001%以上0.0060%とした。好ましくは0.0001%以上0.0050%以下である。

・ Cr : 0.5%超2.0%以下

Crは、鋼の焼入れ強化に有効な元素である。また、Crはオーステナイト相の焼入性を向上させ、硬質相（harder phase：マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト）を均一微細に分散させて、伸び、伸びフランジ性および曲げ性の向上にも有効に寄与する。これらの効果を得るためには、0.5%を超えるCr添加を必要とする。しかしながら、Cr含有量が2.0%を超えるとこの効果は飽和し、むしろ表面品質を著しく劣化させる。それ故、Cr含有量は0.5%超 2.0%以下の範囲に限定した。より好ましくは0.5%超 1.0%以下である。

・ Mo : 0.01~0.50%

Moは、鋼の焼入れ強化に有効な元素であり、また、低炭素成分系で強度を確保しやすいため、溶接性を向上させる。この効果を得るためには、0.01%以上のMo添加を必要とする。しかしながら、Mo含有量が0.50%を超えると、この効果は飽和し、鋼成分コストが増加する。それ故、Mo含有量は0.01%以上0.50%以下の範囲に限定した。下限についてより好ましくは0.05%以上であり、上限

についてより好ましくは0.35%以下である。さらに好ましい上限は0.20%である。

・ Ti : 0.010~0.080%

Tiは、鋼中で微細炭化物や微細窒化物を形成することにより、熱延板組織および焼鈍後の鋼板組織の、細粒化(微細化とも)および析出強化(precipitation hardening)の付与に有効に作用する。これらの効果を得るためには、0.010%以上のTiが必要である。しかしながら、Ti含有量が0.080%を超えるとこの効果が飽和するだけでなく、フェライト相中に過度に析出物が生成し、フェライト相の延性を低下させる。従って、Ti含有量は0.010~0.080%の範囲に限定した。下限についてより好ましくは0.020%以上であり、上限についてより好ましくは0.060%以下である。

・ Nb : 0.010~0.080%

Nbは、固溶強化または析出強化により強度の向上に寄与する元素である。また、フェライト相を強化することによりマルテンサイト相との硬度差を低減する効果を通じて、伸びフランジ性の改善にも有効に寄与する。さらにフェライト相およびベイナイト相・マルテンサイト相の細粒化に寄与して、曲げ性を改善させる効果もある。このような効果はNb量が0.010%以上で得られる。

しかしながら、0.080%を超えて過度に含有されると、熱延板が硬質化し、熱間圧延、冷間圧延時の圧延荷重の増大を招く。また、フェライト相の延性を低下させ、加工性が劣化する。従って、Nb含有量は0.010%以上0.080%以下の範囲に限定した。なお、強度および加工性の観点からは、Nb含有量は下限についてより好ましくは0.030%以上であり、上限についてより好ましくは0.070%以下である。

・ B : 0.0001~0.0030%

Bは、焼入れ性を高め、焼鈍における高温保持後の冷却過程で起こるフェライトの生成を抑制し、所望のマルテンサイト量を得るのに寄与する。この効果を得るためには、B含有量は0.0001%以上含有させる必要があるが、0.0030%を超えると上記の効果は飽和する。

それ故、B含有量は0.0001~0.0030%の範囲に限定した。下限についてより好ましくは0.0005%以上であり、上限についてより好ましくは0.0020%以下である。

なお、C：0.05%以上0.10%未満、S：0.0001～0.0020%かつN：0.0001～0.0050%を満たすことが好ましい。

本発明の鋼板は、所望の加工性および溶接性を得る上で、上記の成分組成を必須とし、残部はFeおよび不可避免の不純物の組成からなるが、必要に応じて以下の元素を適宜含有させることができる。

Caは、MnSなど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 0.0050%以下、より好ましくは0.0001%以上 0.0020%以下とする。

また、Vは、炭化物の形成により、フェライト相を強化させる効果を有するが、逆にフェライト相の延性を低下させる。よって、Vを含有させる場合、0.05%未満、より好ましくは0.005%未満で含有させることが好ましい。好ましい下限は0.001%である。

さらに、REMは、めっき性を大きく変化させることなく、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有効に寄与するので、0.0001～0.1%の範囲で含有させることが好ましい。

またさらに、Sbは、鋼板表層の結晶を整粒にする作用を有するので、0.0001～0.1%の範囲で含有させることが好ましい。

その他、析出物を形成するZr、Mgなどは含有量が極力少ない方が好ましく、積極的に添加する必要はない。好ましい許容含有量は0.0200%未満、より好ましくは0.0002%未満の範囲とする。

また、Cuは溶接性、Niはめっき後の表面外観にそれぞれ悪影響を及ぼす元素であり、従ってCu、Niの好ましい許容含有量はそれぞれ0.4%未満、より好ましくは0.04%未満の範囲とする。

(鋼組織)

次に、本発明にとって重要な要件の一つである鋼組織の限定範囲および限定理由について説明する。

- ・フェライト相の体積分率：20～70%

フェライト相は軟質相であり、鋼板の延性に寄与するため、本発明の鋼板では、フェライト相を体積分率で20%以上含有させる必要がある。一方で、フェライト相が70%を超えて存在すると過度に軟質化し、強度の確保が困難となる。よって、フェライト相は体積分率で20%以上70%以下の範囲とした。下限についてより好ましくは30%以上とする。また、上限について好ましくは60%以下、より好ましくは50%以下とする。

・フェライト相の平均結晶粒径：5 μm 以下

組織の微細化は、鋼板の伸びフランジ性および曲げ性の向上に寄与する。そこで、本発明では、複合組織中のフェライト相の平均結晶粒径（すなわちフェライト相中の各フェライト粒（grain）の粒径の平均）を5 μm 以下に制限することにより、曲げ性等の向上を図るものとした。

また、軟質な領域と硬質な領域が粗に存在すると（すなわち互いに粗大な領域に分かれて存在していると）、加工が不均一となり成形性が劣化する。この点、フェライト相と硬質相とが均一微細に存在すると、加工時に鋼板の変形が均一となるので、フェライト相の平均結晶粒径は小さい方が望ましい。加工性の劣化を抑制するためにより好ましい上限は3.5 μm である。なお、好ましい下限は1 μm である。

・ベイナイト相および／またはマルテンサイト相の体積分率：30～80%

上記したフェライト相以外の組織としては、オーステナイトからの低温変態相である、ベイナイト相およびマルテンサイト相の少なくともいずれか（以下「ベイナイト相および／またはマルテンサイト相」と総称する）を体積分率の合計で30%以上80%以下の範囲で含有する組織とすることが好ましい。ここで、マルテンサイト相は、焼き戻しされていないマルテンサイト相を意味する。このような組織とすることで、良好な材質が得られる。

このベイナイト相および／またはマルテンサイト相は、硬質相であり、変態組織強化によって鋼板の強度を増加させる作用を有している。また、変態によるこれらの硬質相の生成時に可動転位（mobile dislocation）の発生を伴うため、鋼板の降伏比（yield ratio）を低下させる作用も有する。

しかしながら、ベイナイト相および／またはマルテンサイト相が体積分率で30%に満たないと、これらの効果が十分ではなく、一方80%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。また、スポット溶接時に熱影響部

が軟化し、十字引張試験において、母材破断せず、溶接部（ナゲット内）で破断するようになる。

・ベイナイト相および／またはマルテンサイト相の平均結晶粒径：5 μm 以下
組織の均一化は、とくに曲げ性の向上に寄与する。本発明では、フェライト相のみならず複合組織中のベイナイト相および／またはマルテンサイト相の平均結晶粒径を5 μm 以下に制限することが、より好ましい。さらに好ましくは3.5 μm 以下である。また、好ましい下限は1 μm である。

なお、ここでは慣用に従い、結晶粒径としているが、実際には変態前の旧オーステナイト粒径に対応する領域を一結晶粒と見なして測定するものとする。

上記したフェライト相、ベイナイト相およびマルテンサイト相以外の残部組織としては、残留オーステナイト相、パーライト相等が考えられるが、これらの合計量が体積分率で5%以下（0%、すなわち全く存在しない場合を含む）であれば、本発明の効果を損ねるものではない。

なお、TSの確保を優先する場合は、フェライト相以外の相の主体をマルテンサイト相とし、該マルテンサイト相の体積分率を40～80%とする（したがって、ベイナイト相、残留オーステナイト相等の合計量を体積分率で5%以下（0%を含む）とする）ことが好ましい。

（製造方法）

次に、本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の好適な製造方法について説明する。

まず、上記の好適成分組成に調製された溶鋼から、連続 casting process) または造塊一分塊法でスラブを製造する。ついで、得られたスラブを、冷却後、再加熱 (reheating) したのち、あるいは casting process) を経てそのまま、熱間圧延を行う (いわゆる direct rolling process)。ここで、スラブ加熱温度 SRT は 1150～1300℃ とする。また、熱延板を均一組織化し、伸びフランジ性などの加工性を向上させるために仕上げ圧延温度 FT は 850～950℃ とする。また、バンド状組織（この場合はフェライト相とより硬質なパーライト相・ベイナイト相等とで形成される）の生成を抑制して熱延板を均一組織化し (suppress the banding microstructure composed of ferrite and secondary

harder phase)、さらに伸びフランジ性など加工性を向上させるために、熱間仕上げ圧延温度～（熱間仕上げ圧延温度－100℃）間の平均冷却速度を5～200℃／秒とする。またさらに、表面性状および冷間圧延性を向上させるため巻取り温度（CT: coiling temperature）を400～650℃とする。以上の条件で熱間圧延を終了し、必要に応じて酸洗を施す。その後、冷間圧延により所望の板厚とする。冷延圧下率は焼鈍におけるフェライト相の再結晶（recrystallization）を促進して、延性を向上させるために30%以上とすることが望ましい。

ついで、焼鈍（ γ 域あるいは2相域焼鈍）および熔融亜鉛めっき工程では、冷却開始前の焼鈍時の組織を制御し、最終的に得られるフェライト相の体積分率と粒径を最適化するために、下記の条件で焼鈍を行う。

- ・ 200℃から中間温度までの1次平均昇温速度：5～50℃／秒
- ・ 中間温度：500～800℃
- ・ 中間温度から焼鈍温度までの2次平均昇温速度：0.1～10℃／秒
- ・ 焼鈍温度：750～900℃とし、この温度域に10～500秒保持

前記保持の後、冷却停止温度：450～550℃まで1～30℃／秒の平均冷却速度で冷却する。

冷却後、引き続き熔融亜鉛浴に鋼板を浸漬（dip）し、ガスワイピング等により亜鉛めっき付着量を制御したのち、あるいはさらに加熱して合金化処理を行った後、室温まで冷却する。

なお、平均冷却速度および平均加熱速度は、当該区間の温度変化量を所要時間で割った値を意味するものとする。

かくして本発明で目的とする高強度熔融亜鉛めっき鋼板が得られるが、めっき後の鋼板にスキンプス圧延を施しても良い。

以下、製造条件の限定範囲および限定理由を具体的に説明する。

- ・ スラブ加熱温度SRT：1150～1300℃

鋼スラブの加熱段階が終了しても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。このため、 casting時に析出したTi、Nb系析出物をスラブ加熱工程で再溶解させ、後の工程でより微細に析出できるようにする必要がある。

ここに、1150℃以上の加熱により強度への寄与が認められる。また、スラブ表層の気泡、偏析などの欠陥をスケールオフ（scale off：酸化鉄層化し、剥離させること）し、鋼板表面の亀裂、凹凸を減少させ、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利である。

しかしながら、加熱温度が1300℃を超えると、オーステナイト相の粗大粒化（coarsening）を引き起こし、その結果最終組織が粗大粒化し、伸びフランジ性および曲げ性を低下させる。従って、スラブ加熱温度は1150℃以上1300℃以下の範囲に限定した。

・ 仕上げ圧延温度FT：850～950℃

熱間仕上げ圧延温度を850℃以上とすることにより加工性（延性、伸びフランジ性等）を著しく向上させることができる。仕上げ圧延温度が850℃未満の場合、熱間圧延後に、結晶が展伸された加工組織（elongated non-recrystallizing microstructure）となる。また、鑄片（スラブ）内にてオーステナイト安定化元素であるMnが偏析していると、その領域のAr3変態点が低下し、低温までオーステナイト域となる。さらに、変態温度が低下することにより未再結晶温度域と圧延終了温度が同じ温度域となり、結果的に熱間圧延中に未再結晶のオーステナイトが存在すると考えられる。以上に述べたような現象によって熱延鋼板ひいては最終鋼板が不均一な組織となると、加工時の材料の均一な変形が阻害され、優れた加工性を得ることが困難となる。

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、また地鉄－酸化物界面が荒れる。このため、酸洗を施しても、冷間圧延後の表面品質が劣化する傾向にある。また酸洗後に熱延スケールの取れ残りなどが一部に存在すると、抵抗スポット溶接性に悪影響を及ぼす。さらに、仕上げ温度が過剰に高いと結晶粒径が過度に粗大となり、最終鋼板の加工時にプレス品表面荒れ（orange peel）を生じる場合がある。従って、仕上げ圧延温度は850～950℃とする。好ましくは900℃～950℃である。

・ 仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度－100℃）間の平均冷却速度：5～200℃／秒

仕上げ圧延直後の高温域〔仕上げ温度～（仕上げ温度－100℃）〕における、

冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ に満たないと、熱延後、再結晶および粒成長が促進され、熱延板組織が粗大化する。またこのため、フェライトとパーライト等が層状に形成されたバンド状組織が形成される。焼鈍前にバンド状組織になっていると、成分の濃度ムラが生じた状態で焼鈍されるため、組織の微細均一化が困難となる。この結果、最終的に得られる組織が不均一となり、伸びフランジ性や曲げ性が低下する。このため、仕上げ温度 $\sim$ (仕上げ温度 -100°C)における平均冷却速度は $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とする。一方、当該温度域における平均冷却速度が $200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ を超えても効果は飽和する傾向にあり、設備負担や鋼板形状の問題が生じるので、当該温度域における平均冷却速度は $5\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の範囲とした。好ましい下限は $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ である。また好ましい上限は $100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 、さらに好ましくは、 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ である。

・巻取り温度CT： $400\sim 650^{\circ}\text{C}$

巻取り温度CTについては、 650°C を超えると、熱延板の表面に形成されるスケールの厚さが増加する。このため、酸洗を施しても冷間圧延後の表面が荒れ、表面に凹凸が形成されるため加工性の低下を招き、また酸洗後に熱延スケールが残存すると抵抗スポット溶接性に悪影響を及ぼす。一方、巻取り温度が 400°C 未満では熱延板強度が上昇し、冷間圧延における圧延負荷が増大し、生産性が低下する傾向にある。従って、巻取り温度は 400°C 以上 650°C 以下の範囲とした。好ましくは 400°C 以上 600°C 以下である。

・1次平均昇温速度（ 200°C から中間温度まで）： $5\sim 50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$

・中間温度： $500\sim 800^{\circ}\text{C}$

・2次平均昇温速度（中間温度から焼鈍温度まで）： $0.1\sim 10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$

1次昇温速度を $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることにより、組織の微細化を達成でき、伸びフランジ性や曲げ性を向上させることができる。この1次昇温速度は速くてもかまわないが、 $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ を超えると飽和する傾向にある。従って、1次平均昇温速度は $5\sim 50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の範囲とした。好ましくは $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上である。

また、中間温度が 800°C を超えると結晶粒径が粗大化し、伸びフランジ性や曲げ性が低下する。中間温度は低くてもかまわないが、 500°C 未満では効果は飽和し、最終的に得られる組織に差が少なくなる。従って、中間温度は $500\sim 800^{\circ}\text{C}$

とした。中間温度ではとくに実質的な保持処理は行わない。

2次平均昇温速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ より速い場合には、オーステナイトの生成が遅く、最終的に得られるフェライト相分率が多くなり、強度確保が困難となる。一方、2次平均昇温速度が $0.1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ より遅い場合には、結晶粒径が粗大化し、伸びフランジ性や曲げ性が低下する。従って、2次平均昇温速度は $0.1\sim 10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の範囲とした。なお、2次平均昇温速度は $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満とすることが好ましく、 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満とすることがさらに好ましい。

なお、1次平均昇温速度は2次平均昇温速度より大きいことが好ましく、2次平均昇温速度の5倍以上とすることが、さらに好ましい。

・焼鈍温度： $750\sim 900^{\circ}\text{C}$ 、該温度域での保持時間： $10\sim 500$ 秒

焼鈍温度が 750°C より低い場合、未再結晶フェライト（冷間加工により導入された歪が未回復の領域）が存在するため、伸び、穴抜け率など加工性が劣化する。一方、焼鈍温度が 900°C より高い場合、加熱中にオーステナイトが粗大化するため、その後の冷却過程で生成するフェライト相の量が減少し、伸びが低下する、また、最終的に得られる結晶粒径が過度に粗大化し、穴抜け率や曲げ性が低下する傾向にある。従って、焼鈍温度は 750°C 以上 900°C 以下とした。

また、当該焼鈍温度域における保持時間が10秒未満では焼鈍中に未溶解炭化物が存在する可能性が高くなり、焼鈍中あるいは冷却開始温度におけるオーステナイト相の存在量が少なくなる可能性がある。このため、最終的に鋼板の強度確保が困難となる。一方、長時間焼鈍により結晶粒は成長し粗大化する傾向にあり、上記の焼鈍温度域における保持時間が500秒を超えると加熱焼鈍中のオーステナイト相の粒径が粗大化し、最終的に熱処理後に得られる鋼板の組織が粗大化し、穴抜け率や曲げ性が低下する傾向にある。加えて、オーステナイト粒の粗大化は、プレス成形後の肌荒れ（orange peel）の原因ともなり好ましくない。さらに、冷却停止温度までの冷却過程中的フェライト相の生成量も減少するため、伸びも低下する傾向にある。

従って、より微細な組織を達成することと、焼鈍前の組織の影響を小さくして均一微細な組織を得ることとを両立するために、保持時間は10秒以上500秒以下とした。下限についてより好ましい保持時間は20秒以上であり、上限についてより好ましい保持時間は200秒以下である。なお、当該焼鈍温度域に保持する

際の焼鈍温度の変動は5℃以内に抑制することが好ましい。

- ・冷却停止温度までの平均冷却速度：1～30℃/秒

前記保持の後の冷却速度は、軟質なフェライト相と硬質なベイナイト相および/またはマルテンサイト相との存在比率を制御し、TS：980MPa以上の強度と加工性を確保するのに重要な役割を担っている。すなわち、平均冷却速度が30℃/秒を超えると、冷却中のフェライト相生成が抑制され、ベイナイト相および/またはマルテンサイト相が過度に生成する。このため、TS：980MPaの確保は容易ではあるが、成形性の劣化を招く。一方、1℃/秒より遅いと、冷却過程に生成するフェライト相の量が多くなりすぎ、TSの低下を招く傾向にある。下限についてより好ましい平均冷却速度は5℃/秒以上、上限についてより好ましい平均冷却速度は20℃/秒以下である。

なお、この場合の冷却は、ガス冷却が好ましいが、炉冷、ミスト冷却、ロール冷却、水冷などを用いて組み合わせて行うことも可能である。

- ・冷却停止温度：450～550℃

冷却停止温度が550℃より高い場合、オーステナイト相からマルテンサイト相より軟質なパーライトへの変態あるいはベイナイトへの変態が過度に進行し、TS：980MPaの確保が困難となる。また、残留オーステナイト相が過度に生成すると伸びフランジ性が低下する。一方、冷却停止温度が450℃未満の場合、冷却中のフェライト生成が過多となりTS：980MPaの確保が困難となる。

上記の冷却停止後、一般的な溶融亜鉛めっき処理を施して溶融亜鉛めっきとする。あるいはさらに、上記の溶融亜鉛めっき処理後、合金化処理を施して、合金化溶融亜鉛めっき鋼板とする。ここで、合金化処理は、誘導加熱装置などを用いて再加熱することにより施される。

ここに、溶融亜鉛めっきの付着量は、片面当たり20～150 g/m²程度とする必要がある。めっき付着量が20g/m²未満では、耐食性の確保が困難であり、一方150g/m²を超えると、耐食効果は飽和し、むしろコストアップとなる。

なお、連続焼鈍後、最終的に得られた溶融亜鉛めっき鋼板に、形状矯正や表面粗度調整の目的から調質圧延を行ってもよい。ただし、過度にスキンプス圧

延を行うと、過多に歪が導入されると共に結晶粒が展伸され、圧延加工組織となるため、延性が低下する。このため、スキンプス圧延の圧下率は0.1～1.5%程度とすることが好ましい。

以上の製造方法により本発明の熔融亜鉛めっき鋼板を得ることが出来るが、とくに巻き取り温度CT：400℃以上600℃以下、かつ、1次平均昇温速度（200℃から中間温度まで）：10～50℃/秒として製造することが好適である。

〔実施例〕

（実施例1）

表1および表2に示す成分組成になる鋼を溶製し、スラブとしたのち、表3～表6に示す種々の条件で熱間圧延、酸洗、圧下率：50%の冷間圧延、連続焼鈍およびめっき処理を施し、板厚が1.4mmで片面当たりのめっき付着量が45g/m²の熔融亜鉛めっき鋼板および合金化熔融亜鉛めっき鋼板を製造した。

得られた熔融亜鉛めっき鋼板および合金化熔融亜鉛めっき鋼板について、以下に示す材料試験を行い、材料特性を調査した。

得られた結果を表7～表10に示す。

なお、材料試験および材料特性の評価法は次のとおりである。

（1）鋼板の組織

圧延方向断面、板厚：1/4面位置を光学顕微鏡または走査型電子顕微鏡（SEM）で観察することにより調査した。フェライト相の結晶粒径は、JIS Z 0552に規定の方法に準拠して結晶粒度を測定し、平均結晶粒径に換算した。また、フェライト相の体積分率は、倍率：1000倍の断面組織写真を用いて、画像解析により、任意に設定した100mm×100mm四方の正方形領域内に存在するフェライト相の占有面積比率を求め、これをフェライト相の体積分率とした。

ベイナイト相とマルテンサイト相の合計の体積分率は、フェライト相と同様の手法で、フェライト相とパーライト相以外の部分の専有面積を求め、その値から残留オーステナイト分率を差し引いて求めた。ここで残留オーステナイト分率は、鋼板を板厚1/4位置で化学研磨した面について、X線回折装置でMoのK α 線を用いて分析し、fcc（面心立方）鉄の（200）、（220）、（311）面とbcc（体心立方）鉄の（200）、（211）、（220）面の積分強度を測定し、これらから求めた。ベ

イナイト相および／またはマルテンサイト相の平均結晶粒径は、前記断面組織観察において、フェライト相およびパーライト相以外の部分を、フェライト相と同様に測定して求めた。

(2) 引張特性（降伏強度YS、引張強度TS、伸びEI）

圧延方向に対して90°の方向を長手方向（引張方向）とする、JIS Z 2201に記載の5号試験片を用い、JIS Z 2241に準拠した引張試験を行い評価した。なお、引張特性の評価基準はTS×EI値が15000MPa・%以上を良好とした。

(3) 穴拡げ率

日本鉄鋼連盟規格JFST1001に基づき、以下の測定を実施した。初期直径 $d_0 = 10\text{mm}$ の穴を打抜き、60°の円錐ポンチを上昇させて穴を拡げた。亀裂が板厚を貫通したところでポンチの上昇を止め、亀裂貫通後の打抜き穴径 d を測定し、次式

$$\text{穴拡げ率 (\%)} = ((d - d_0) / d_0) \times 100$$

により穴拡げ率を算出した。

この試験は、同一番号の鋼板についてそれぞれ3回実施し、穴拡げ率の平均値（ λ ）を求めた。なお、穴拡げ率の評価基準はTS× λ 値が43000MPa・%以上を良好とした。

(4) 限界曲げ半径

JIS Z 2248のVブロック法に基づき測定を実施した。その際、曲げ部外側について亀裂の有無を目視で観察し、亀裂が発生しない最小の曲げ半径を限界曲げ半径とした。

(5) 抵抗スポット溶接性

まず、以下の条件にてスポット溶接を行った。電極：DR6mm-40R、加圧力：4802N（490kgf）、初期加圧時間：30cycles/60Hz、通電時間：17cycles/60Hz、保持時間：1cycle/60Hzとした。試験電流は同一番号の鋼板に対し、4.6～10.0kAまで0.2kAピッチで変化させ、また10.5kAから溶着までは0.5kAピッチで変化させた。

各溶接片は、十字引張り試験および溶接部のナゲット径の測定に供した。抵抗スポット溶接継手の十字引張り試験はJIS Z 3137に基づき実施した。

ナゲット径はJIS Z 3139の記載に準拠して以下のように調査した。抵抗スポット溶接後の対称円状のプラグを、板表面に垂直な断面について、溶接点のほ

ぼ中心を通る断面を適当な方法で半切断した。切断面を研磨および腐食した後、光学顕微鏡観察による断面組織観察によりナゲット径を測定した。ここで、コロナボンド (corona bond) を除いた熔融領域の最大直径をナゲット径とした。ナゲット径が $4 t^{1/2}$ (mm) (t : 鋼板の板厚) 以上の溶接材において十字引張り試験を行った際、母材で破断した場合に、溶接性を良好とした。

表 1 - 1

鋼種	成分組成(その1)(質量%)							備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	
A	0.051	0.15	2.35	0.008	0.0008	0.035	0.0045	発明例
B	0.099	0.10	2.25	0.009	0.0009	0.040	0.0041	発明例
C	0.085	0.30	2.35	0.008	0.0008	0.045	0.0038	発明例
D	0.080	0.01	2.45	0.007	0.0007	0.050	0.0035	発明例
E	0.095	0.25	2.15	0.006	0.0009	0.045	0.0044	発明例
F	0.055	0.15	2.95	0.007	0.0008	0.045	0.0048	発明例
G	0.070	0.05	2.38	0.009	0.0008	0.035	0.0042	発明例
H	0.060	0.10	2.65	0.008	0.0007	0.045	0.0045	発明例
I	0.055	0.20	2.15	0.009	0.0008	0.035	0.0039	発明例
J	0.065	0.30	2.55	0.008	0.0009	0.040	0.0045	発明例
K	0.065	0.10	2.15	0.007	0.0008	0.050	0.0041	発明例
L	0.850	0.15	2.30	0.006	0.0007	0.045	0.0038	発明例
M	0.095	0.05	2.25	0.007	0.0009	0.045	0.0035	発明例
N	0.090	0.15	2.20	0.008	0.0008	0.040	0.0044	発明例
O	0.075	0.25	2.35	0.009	0.0008	0.035	0.0048	発明例
P	0.070	0.30	2.40	0.008	0.0007	0.040	0.0042	発明例
Q	0.060	0.20	2.50	0.007	0.0008	0.035	0.0045	発明例
R	0.070	0.10	2.60	0.006	0.0009	0.040	0.0035	発明例
S	0.080	0.05	2.25	0.005	0.0008	0.045	0.0044	発明例
T	0.125	0.05	2.25	0.006	0.0007	0.050	0.0048	比較例
U	0.080	0.05	2.70	0.007	0.0009	0.045	0.0042	比較例
V	0.085	0.15	2.70	0.008	0.0008	0.045	0.0045	比較例
W	0.052	0.01	3.65	0.009	0.0008	0.040	0.0039	比較例

表 1 - 2

鋼種	成分組成(その2)(質量%)						備考
	Cr	Mo	Ti	Nb	B	Ca	
A	0.95	0.08	0.045	0.065	0.0014	tr.	発明例
B	0.55	0.08	0.042	0.055	0.0012	tr.	発明例
C	0.62	0.08	0.038	0.048	0.0011	tr.	発明例
D	0.65	0.08	0.036	0.052	0.0009	tr.	発明例
E	0.68	0.08	0.034	0.056	0.0009	tr.	発明例
F	0.65	0.08	0.032	0.062	0.0009	0.0008	発明例
G	0.58	0.08	0.034	0.068	0.0008	tr.	発明例
H	0.55	0.08	0.036	0.072	0.0013	tr.	発明例
I	1.55	0.08	0.038	0.061	0.0011	tr.	発明例
J	0.66	0.08	0.044	0.047	0.0012	tr.	発明例
K	0.51	0.45	0.035	0.048	0.0014	tr.	発明例
L	0.61	0.08	0.021	0.039	0.0009	tr.	発明例
M	0.65	0.08	0.055	0.052	0.0011	tr.	発明例
N	0.68	0.08	0.052	0.049	0.0012	tr.	発明例
O	0.57	0.08	0.048	0.038	0.0014	tr.	発明例
P	0.66	0.08	0.044	0.052	0.0009	tr.	発明例
Q	0.65	0.08	0.041	0.054	0.0008	tr.	発明例
R	0.68	0.08	0.037	0.056	0.0008	tr.	発明例
S	0.56	0.08	0.036	0.078	0.0022	tr.	発明例
T	0.55	0.08	0.035	0.055	0.0012	tr.	比較例
U	<u>0.15</u>	0.08	0.034	0.051	0.0014	tr.	比較例
V	0.75	0.08	0.031	<u>0.004</u>	0.0009	tr.	比較例
W	0.52	0.01	0.021	0.031	0.0008	tr.	比較例

表 2 - 1

鋼種	成分組成(その1)(質量%)							備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	
X	0.105	0.17	2.51	0.012	0.0015	0.045	0.0041	発明例
Y	0.092	0.13	2.42	0.015	0.0020	0.038	0.0037	発明例
Z	0.087	0.12	2.32	0.017	0.0017	0.055	0.0020	発明例
AA	0.110	0.24	2.01	0.009	0.0025	0.027	0.0029	発明例
AB	0.082	0.22	2.09	0.008	0.0012	0.053	0.0024	発明例
AC	0.112	0.09	2.22	0.010	0.0020	0.030	0.0037	比較例
AD	0.115	0.08	2.76	<u>0.030</u>	<u>0.0040</u>	0.044	0.0037	比較例
AE	0.118	0.11	3.30	0.014	0.0026	0.041	0.0042	比較例
AF	<u>0.044</u>	0.1	2.5	0.008	0.001	0.04	0.003	比較例
AG	0.09	0.1	<u>1.8</u>	0.008	0.001	0.04	0.003	比較例
AH	0.09	0.1	2.5	<u>0.025</u>	0.001	0.04	0.003	比較例
AI	0.09	0.1	2.5	0.008	0.001	<u>0.15</u>	0.003	比較例
AJ	0.09	0.1	2.5	0.008	0.001	0.04	0.003	比較例
AK	0.09	0.1	2.5	0.008	0.001	0.04	0.003	比較例
AL	0.09	0.1	2.5	0.008	0.001	0.04	0.003	比較例
AM	0.09	0.1	2.5	0.008	0.001	0.04	0.003	比較例

表 2 - 2

鋼種	成分組成(その2)(質量%)						備考
	Cr	Mo	Ti	Nb	B	Ca	
X	0.74	0.101	0.025	0.016	0.0007	tr.	発明例
Y	0.77	0.050	0.023	0.020	0.0005	tr.	発明例
Z	0.82	0.030	0.014	0.027	0.0012	tr.	発明例
AA	0.87	0.121	0.012	0.035	0.0010	tr.	発明例
AB	0.52	0.150	0.017	0.041	0.0011	tr.	発明例
AC	0.67	0.090	<u>0.005</u>	0.021	0.0009	tr.	比較例
AD	0.72	0.110	0.013	0.015	0.0016	tr.	比較例
AE	0.90	<u>0.005</u>	0.016	0.021	0.0014	tr.	比較例
AF	0.7	0.15	0.03	0.05	0.001	tr.	比較例
AG	0.7	0.15	0.03	0.05	0.001	tr.	比較例
AH	0.7	0.15	0.03	0.05	0.001	tr.	比較例
AI	0.7	0.15	0.03	0.05	0.001	tr.	比較例
AJ	<u>0.48</u>	0.15	0.03	0.05	0.001	tr.	比較例
AK	0.7	0.15	<u>0.1</u>	0.05	0.001	tr.	比較例
AL	0.7	0.15	0.03	<u>0.1</u>	0.001	tr.	比較例
AM	0.7	0.15	0.03	0.05	<u>tr.</u>	tr.	比較例

表 3

No	鋼種	スラブ加熱温度 (°C)	仕上圧延温度 (°C)	FT~(FT-100°C) の平均冷却速度 (°C/秒)	巻取 温度 (°C)	1次平均 昇温速度 (°C/秒)	中間 温度 (°C)	2次平均 昇温速度 (°C/秒)	備考
1	A	1280	900	25	550	15	650	0.5	発明例
2	B	1270	890	50	530	20	700	0.4	発明例
3	C	1250	880	75	510	25	750	0.3	発明例
4	D	1230	860	85	590	30	800	0.2	発明例
5	E	1210	870	95	570	35	750	0.1	発明例
6	F	1180	890	115	550	40	700	0.3	発明例
7	G	1170	910	135	530	35	650	0.5	発明例
8	H	1250	930	120	510	25	600	0.7	発明例
9	I	1250	920	110	470	15	550	0.9	発明例
10	J	1280	900	90	450	10	650	1.5	発明例
11	K	1270	880	85	480	15	700	2.5	発明例
12	L	1250	890	75	500	20	750	5.5	発明例
13	M	1230	880	80	520	25	680	7.5	発明例
14	N	1210	860	75	540	30	660	6.5	発明例
15	O	1180	870	85	560	35	640	3.5	発明例
16	P	1170	890	95	580	40	620	1.5	発明例
17	Q	1280	910	115	600	45	800	0.5	発明例
18	R	1270	930	135	570	50	780	0.1	発明例
19	S	1250	920	120	590	45	760	0.3	発明例
20	<u>T</u>	1230	900	110	560	35	740	0.6	比較例
21	<u>U</u>	1210	910	90	550	25	720	0.9	比較例
22	<u>V</u>	1180	930	85	530	15	700	1.6	比較例
23	<u>W</u>	1170	920	75	560	20	680	2.6	比較例
24	L	<u>1350</u>	900	95	570	25	710	2.4	比較例
25	L	1210	920	80	600	<u>3</u>	790	0.1	比較例
26	L	1180	900	95	590	20	800	<u>15</u>	比較例
27	L	1170	900	85	570	15	780	0.5	比較例
28	L	1280	900	80	550	20	740	1.5	比較例
29	L	1250	880	95	530	35	700	2.5	比較例
30	L	1280	890	85	510	20	720	3.5	比較例

表 4

No	鋼種	スラブ加熱温度 (°C)	仕上圧延温度 (°C)	FT~(FT-100°C) の平均冷却速度 (°C/秒)	巻取温度 (°C)	1次平均昇温速度 (°C/秒)	中間温度 (°C)	2次平均昇温速度 (°C/秒)	備考
31	X	1230	910	20	420	10	700	1.4	発明例
32	Y	1200	920	30	530	30	520	3.2	発明例
33	Z	1180	900	60	460	25	750	0.6	発明例
34	AA	1160	920	70	550	15	600	0.9	発明例
35	AB	1200	930	40	490	25	660	1.2	発明例
36	AC	1220	900	55	510	20	620	0.8	比較例
37	AD	1280	900	30	570	15	560	1.8	比較例
38	AE	1200	900	45	420	5	640	3.8	比較例
39	AF	1200	920	20	500	30	650	5	比較例
40	AG	1200	920	20	500	30	650	5	比較例
41	AH	1200	920	20	500	30	650	5	比較例
42	AI	1200	920	20	500	30	650	5	比較例
43	AJ	1200	920	20	500	30	650	5	比較例
44	AK	1200	920	20	500	30	650	5	比較例
45	AL	1200	920	20	500	30	650	5	比較例
46	AM	1200	920	20	500	30	650	5	比較例
47	L	1200	920	<u>4</u>	500	30	650	5	比較例
48	L	1200	920	9	500	30	650	5	本発明
49	L	1200	920	50	500	30	650	5	本発明
50	L	1200	920	120	500	30	650	5	本発明
51	L	1200	920	180	500	30	650	5	本発明
52	L	1200	920	20	500	<u>4</u>	650	5	比較例
53	L	1200	920	20	500	8	650	5	本発明
54	L	1200	920	20	500	12	650	5	本発明
55	L	1200	920	20	500	20	650	5	本発明
56	L	1200	920	20	500	45	650	5	本発明
57	L	1200	920	20	500	30	650	<u>0.04</u>	比較例
58	L	1200	920	20	500	30	650	0.2	本発明
59	L	1200	920	20	500	30	650	2	本発明
60	L	1200	920	20	500	30	650	4.5	本発明
61	L	1200	920	20	500	30	650	8	本発明
62	L	1200	920	20	500	30	650	<u>12</u>	比較例

表 5

No	鋼種	焼鈍温度 (°C)	保温時間 (秒)	平均冷却 速度 (°C/秒)	冷却停止 温度 (°C)	合金化処 理の有無	スキンパス (%)	備 考
1	A	825	25	5	515	有	0.3	発明例
2	B	820	35	7	525	有	0.3	発明例
3	C	820	45	9	510	有	0.3	発明例
4	D	845	100	15	490	有	0.3	発明例
5	E	825	200	25	495	有	0.3	発明例
6	F	815	50	8	500	有	0.3	発明例
7	G	835	45	30	505	有	0.3	発明例
8	H	820	40	20	515	有	0.3	発明例
9	I	825	35	10	495	有	0.3	発明例
10	J	835	80	5	500	有	0.3	発明例
11	K	820	70	8	490	有	0.3	発明例
12	L	830	50	10	480	有	0.3	発明例
13	M	825	45	12	485	有	0.3	発明例
14	N	840	130	16	490	有	0.3	発明例
15	O	815	110	20	495	有	0.3	発明例
16	P	835	90	15	500	有	0.3	発明例
17	Q	845	70	10	505	有	0.3	発明例
18	R	830	40	7	510	無	0.3	発明例
19	S	820	30	10	515	無	0.3	発明例
20	<u>T</u>	830	35	15	520	有	0.3	比較例
21	<u>U</u>	825	45	20	495	有	0.3	比較例
22	<u>V</u>	835	55	15	505	有	0.3	比較例
23	<u>W</u>	830	65	20	515	有	0.3	比較例
24	L	830	85	7	500	有	0.3	比較例
25	L	830	65	20	485	有	0.3	比較例
26	L	835	45	15	495	有	0.3	比較例
27	L	<u>950</u>	55	12	505	有	0.3	比較例
28	L	830	<u>600</u>	10	515	有	0.3	比較例
29	L	825	45	<u>0.3</u>	495	有	0.3	比較例
30	L	830	35	8	<u>570</u>	有	0.3	比較例

表 6

No	鋼種	焼鈍温度 (°C)	保温時間 (秒)	平均冷却 速度 (°C/秒)	冷却停止 温度 (°C)	合金化処理 の有無	スキンパス (%)	備 考
31	X	850	50	15	500	有	0.3	発明例
32	Y	770	150	10	520	有	0.3	発明例
33	Z	860	90	20	495	有	0.3	発明例
34	AA	780	180	8	510	有	0.3	発明例
35	AB	800	100	10	460	有	0.3	発明例
36	<u>AC</u>	860	80	12	505	有	0.3	比較例
37	<u>AD</u>	830	40	12	485	有	0.3	比較例
38	<u>AE</u>	820	60	25	470	有	0.3	比較例
39	<u>AF</u>	820	100	15	500	有	0.5	比較例
40	<u>AG</u>	820	100	15	500	有	0.5	比較例
41	<u>AH</u>	820	100	15	500	有	0.5	比較例
42	<u>AI</u>	820	100	15	500	有	0.5	比較例
43	<u>AJ</u>	820	100	15	500	有	0.5	比較例
44	<u>AK</u>	820	100	15	500	有	0.5	比較例
45	<u>AL</u>	820	100	15	500	有	0.5	比較例
46	<u>AM</u>	820	100	15	500	有	0.5	比較例
47	L	820	100	15	500	有	0.5	比較例
48	L	820	100	15	500	有	0.5	本発明
49	L	820	100	15	500	有	0.5	本発明
50	L	820	100	15	500	有	0.5	本発明
51	L	820	100	15	500	有	0.5	本発明
52	L	820	100	15	500	有	0.5	比較例
53	L	820	100	15	500	有	0.5	本発明
54	L	820	100	15	500	有	0.5	本発明
55	L	820	100	15	500	有	0.5	本発明
56	L	820	100	15	500	有	0.5	本発明
57	L	820	100	15	500	有	0.5	比較例
58	L	820	100	15	500	有	0.5	本発明
59	L	820	100	15	500	有	0.5	本発明
60	L	820	100	15	500	有	0.5	本発明
61	L	820	100	15	500	有	0.5	本発明
62	L	820	100	15	500	有	0.5	比較例

表 7

No	鋼種	鋼板組織					備考
		フェライト相		ペイナイト相及び/又は マルテンサイト相		残部組織*	
		平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	体積分率 (%)	
1	A	2.8	42	1.9	57	1(γ')	発明例
2	B	2.9	43	2.2	55	2(γ')	発明例
3	C	1.8	43	2.6	53	4(γ')	発明例
4	D	1.9	42	3.5	58	0	発明例
5	E	1.7	43	2.7	55	2(γ')	発明例
6	F	2.9	51	2.6	48	1(γ')	発明例
7	G	1.6	42	2.9	58	0	発明例
8	H	2.2	48	2.1	52	0	発明例
9	I	2.7	49	2.0	50	1(γ')	発明例
10	J	2.9	42	2.7	56	2(γ')	発明例
11	K	2.7	49	3.0	49	2(γ')	発明例
12	L	2.8	43	2.5	55	2(γ')	発明例
13	M	2.9	43	2.3	56	1(γ')	発明例
14	N	2.7	42	3.1	54	4(γ')	発明例
15	O	3.5	48	2.8	52	0	発明例
16	P	2.9	42	2.5	57	1(γ')	発明例
17	Q	2.4	42	3.0	56	2(γ')	発明例
18	R	1.8	43	2.4	56	1(γ')	発明例
19	S	1.9	43	2.2	57	0	発明例
20	<u>T</u>	1.7	44	2.4	56	0	比較例
21	<u>U</u>	2.9	41	2.3	58	1(γ')	比較例
22	<u>V</u>	2.6	43	<u>5.5</u>	57	0	比較例
23	<u>W</u>	2.2	37	<u>5.6</u>	60	3(γ')	比較例
24	L	<u>7.8</u>	43	<u>10.6</u>	55	2(γ')	比較例
25	L	<u>5.9</u>	43	<u>6.9</u>	56	1(γ')	比較例
26	L	1.6	<u>74</u>	3.9	26	0	比較例
27	L	<u>7.5</u>	28	<u>10.8</u>	72	0	比較例
28	L	<u>6.8</u>	43	<u>7.2</u>	53	4(γ')	比較例
29	L	2.9	<u>72</u>	3.5	18	10(P+ γ')	比較例
30	L	2.7	45	4.2	43	12(P+ γ')	比較例

* 残部組織... γ' :残留オーステナイト P:パーライト

表 8

No	鋼種	鋼板組織					備考
		フェライト相		ベイライト相及び/又は マルテンサイト相		残部組織*	
		平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	体積分率 (%)	
31	X	4.2	32	3.8	66	2(γ')	発明例
32	Y	3.5	48	3.1	51	1(γ')	発明例
33	Z	2.9	40	2.6	60	0	発明例
34	AA	1.8	53	1.9	46	1(γ')	発明例
35	AB	2.2	45	2.6	53	2(γ')	発明例
36	AC	4.7	42	5.3	58	0	比較例
37	AD	4.3	44	4.6	54	2(γ')	比較例
38	AE	3.2	35	3.8	62	3(γ')	比較例
39	AF	4.3	64	3.4	34	2(γ')	比較例
40	AG	3.2	59	2.9	38	3(γ')	比較例
41	AH	3.0	45	2.4	51	4(γ')	比較例
42	AI	3.3	48	2.8	47	5(γ')	比較例
43	AJ	3.1	44	2.4	54	2(γ')	比較例
44	AK	2.8	56	2.2	41	3(γ')	比較例
45	AL	2.4	52	1.9	47	1(γ')	比較例
46	AM	3.6	72	3.0	27	1(γ')	比較例
47	L	5.2	47	4.8	51	2(γ')	比較例
48	L	3.7	45	2.4	55	0	本発明
49	L	3.2	43	2.4	56	1(γ')	本発明
50	L	2.8	42	2.3	56	2(γ')	本発明
51	L	2.7	42	2.3	57	1(γ')	本発明
52	L	6.1	40	5.1	58	2(γ')	比較例
53	L	4.7	41	4.1	57	2(γ')	本発明
54	L	3.4	42	3.2	55	3(γ')	本発明
55	L	3.0	43	2.9	55	2(γ')	本発明
56	L	2.8	44	2.6	54	2(γ')	本発明
57	L	6.3	40	5.1	60	0	比較例
58	L	3.4	42	3.4	57	1(γ')	本発明
59	L	3.2	43	3.0	56	1(γ')	本発明
60	L	2.9	44	2.4	55	1(γ')	本発明
61	L	2.7	61	2.2	39	0	本発明
62	L	2.6	73	2.1	26	1(γ')	比較例

* 残部組織... γ' : 残留オーステナイト P: パーライト

表 9

No	鋼種	材料特性								備考
		YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TSxEI (MPa·%)	TSx λ (MPa·%)	限界 曲げ 半径 (mm)	抵抗スポット 溶接性 (十字引張 破断形態)	
1	A	701	1001	15.0	43	15019	43054	0.5	母材破断	発明例
2	B	720	1028	14.6	42	15015	43193	0.5	母材破断	発明例
3	C	718	1026	14.7	42	15077	43078	1.0	母材破断	発明例
4	D	675	1008	14.9	43	15021	43349	1.0	母材破断	発明例
5	E	700	1030	14.6	42	15037	43258	0.5	母材破断	発明例
6	F	752	1074	14.1	43	15140	46170	1.0	母材破断	発明例
7	G	703	1004	15.0	43	15063	43181	1.0	母材破断	発明例
8	H	729	1041	14.5	42	15101	43740	0.5	母材破断	発明例
9	I	705	1037	14.8	42	15350	43560	0.5	母材破断	発明例
10	J	711	1015	14.9	43	15129	43660	1.0	母材破断	発明例
11	K	695	1038	14.5	42	15045	43578	1.0	母材破断	発明例
12	L	685	1022	14.7	43	15018	43931	0.5	母材破断	発明例
13	M	680	1015	14.8	43	15023	43647	0.5	母材破断	発明例
14	N	682	1004	15.1	43	15155	43156	1.0	母材破断	発明例
15	O	706	1038	14.5	42	15057	43612	1.0	母材破断	発明例
16	P	707	1010	14.9	43	15046	43422	1.0	母材破断	発明例
17	Q	696	994	15.1	44	15003	43718	1.0	母材破断	発明例
18	R	718	1025	14.8	42	15170	43050	0.5	母材破断	発明例
19	S	722	1031	14.6	42	15056	43312	0.5	母材破断	発明例
20	<u>T</u>	784	1120	11.2	36	<u>12544</u>	<u>40180</u>	0.5	ナゲット内破断	比較例
21	<u>U</u>	682	1003	10.1	39	<u>10133</u>	<u>39129</u>	2.0	母材破断	比較例
22	<u>V</u>	722	1032	14.6	25	15067	<u>25800</u>	3.0	母材破断	比較例
23	<u>W</u>	759	1084	11.8	37	<u>12795</u>	40180	2.5	ナゲット内破断	比較例
24	L	715	1022	14.7	28	15018	<u>28606</u>	3.5	母材破断	比較例
25	L	686	1024	14.7	27	15053	<u>27648</u>	3.0	母材破断	比較例
26	L	556	<u>817</u>	19.5	34	15932	<u>27778</u>	0.5	母材破断	比較例
27	L	819	1170	10.1	24	<u>11817</u>	<u>28080</u>	3.5	母材破断	比較例
28	L	711	1015	14.8	23	15022	<u>23345</u>	2.5	母材破断	比較例
29	L	540	<u>771</u>	19.2	45	14803	<u>34695</u>	0.5	母材破断	比較例
30	L	715	<u>905</u>	17.8	22	16109	<u>19910</u>	0.5	母材破断	比較例

表 10

No	鋼種	材料特性								備考
		YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TSxEI (MPa·%)	TSx λ (MPa·%)	限界曲 げ半径 (mm)	抵抗スポット 溶接性 (十字引張 破断形態)	
31	X	746	1051	16.2	42	17026	44142	2.0	母材破断	発明例
32	Y	704	1009	16.7	43	16850	43387	1.5	母材破断	発明例
33	Z	711	1030	15.0	42	15450	43260	1.0	母材破断	発明例
34	AA	738	1025	14.7	42	15068	43050	0.5	母材破断	発明例
35	AB	674	1048	16.2	44	16978	46112	1.0	母材破断	発明例
36	AC	625	991	16.1	42	15955	41622	2.5	母材破断	比較例
37	AD	605	1014	16.5	30	16731	30420	2.0	ナゲット内破断	比較例
38	AE	764	1082	14.1	41	15256	44362	2.0	ナゲット内破断	比較例
39	AF	540	820	17.8	50	14596	41000	0.5	母材破断	比較例
40	AG	634	955	15.1	47	14421	44885	0.5	母材破断	比較例
41	AH	710	1034	16.2	42	16751	43428	0.5	ナゲット内破断	比較例
42	AI	628	989	16.9	40	16714	39560	1.0	ナゲット内破断	比較例
43	AJ	614	972	14.6	35	14191	34020	2.0	母材破断	比較例
44	AK	913	1072	11.2	41	12006	43952	1.5	母材破断	比較例
45	AL	845	1062	11.9	40	12638	42480	2.5	母材破断	比較例
46	AM	608	946	16.1	37	15231	35002	1.0	母材破断	比較例
47	L	621	982	14.9	38	14632	37316	2.5	母材破断	比較例
48	L	672	1001	15.0	43	15015	43043	1.5	母材破断	本発明
49	L	701	1031	15.3	43	15774	44333	1.0	母材破断	本発明
50	L	715	1040	16.2	43	16848	44720	0.5	母材破断	本発明
51	L	725	1042	16.4	44	17089	45848	0.5	母材破断	本発明
52	L	652	1031	14.1	40	14537	41240	2.0	母材破断	比較例
53	L	658	1029	14.7	42	15141	43260	1.5	母材破断	本発明
54	L	677	1025	15.2	43	15580	44075	1.0	母材破断	本発明
55	L	659	1022	15.4	44	15739	44968	1.0	母材破断	本発明
56	L	650	1009	15.8	45	15942	45405	0.5	母材破断	本発明
57	L	703	1037	13.3	34	13792	35258	2.5	母材破断	比較例
58	L	670	1024	14.7	43	15053	44032	1.0	母材破断	本発明
59	L	655	1030	15.2	44	15656	45320	0.5	母材破断	本発明
60	L	652	1027	15.2	43	15610	44161	1.0	母材破断	本発明
61	L	645	983	15.8	44	15531	43252	1.5	母材破断	本発明
62	L	621	942	16.7	37	15731	34854	2.5	母材破断	比較例

表 3 に示したとおり、発明例では、 $TS \times EI \geq 15000 \text{MPa} \cdot \%$ 、 $TS \times \lambda \geq 43000 \text{MPa} \cdot \%$ 、 90° V 曲げでの限界曲げ半径 $\leq 1.5 t$ (t : 板厚) で、かつ良好な抵抗スポット溶接性を同時に満足する加工性に優れる高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られていることが分かる。

これに対し、鋼成分が本発明の適正範囲外である No. 20~23 および 36~46 は、加工性と溶接性を両立できていない。

スラブ加熱温度、熱延直後の冷却速度、1 次昇温速度、保持時間のいずれかの条件が本発明の適正範囲外である No. 24, 25, 28, 47, 52 は、フェライト相の結晶粒径が粗大なため、伸びフランジ性が劣っている。

2 次昇温速度または冷却停止温度までの冷却速度が本発明の適正範囲外である No. 26, 29, 62 は、フェライト相の分率が多く、TS が 980MPa よりも低かった。また No. 58 はフェライト相結晶粒径が粗大となるため、加工性に劣る。

焼鈍温度が本発明の適正範囲外である No. 27 は、結晶粒径が粗大でしかもフェライト相の分率が少ないため、EI が低く、穴拡張率 λ も低く、加工性が劣っている。

冷却停止温度が本発明の適正範囲外である No. 30 は、TS が 980MPa よりも低く、かつ λ も低く加工性に劣っていた。

(実施例 2)

表 1 1 に示す成分組成の鋼を用い、実施例 1 と同様の方法で、溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。ここで、製造条件は下記のように定めた。

- ・スラブ加熱温度 SRT : 1200°C
- ・仕上げ圧延温度 FT : 910°C
- ・仕上げ圧延温度 ~ (仕上げ圧延温度 - 100°C) の平均冷却速度 : $40^\circ\text{C}/\text{秒}$
- ・巻取り温度 CT : 500°C
- ・一次平均昇温速度 : $20^\circ\text{C}/\text{秒}$
- ・中間温度 : 700°C
- ・二次平均昇温速度 : $5^\circ\text{C}/\text{秒}$
- ・焼鈍温度 : 800°C
- ・保持時間 : 60 秒
- ・焼鈍温度保持からの平均冷却速度 : $10^\circ\text{C}/\text{秒}$
- ・冷却停止温度 : 500°C
- ・合金化処理条件 : めっき浴温 460°C 、合金化処理条件 520°C 20 秒

・スキンプス%：0.3%

得られた各溶融亜鉛めっき鋼板の特性を表12および13に示す。各測定値の測定方法も実施例1と同様とした。抵抗スポット溶接性については、No. 65がナゲット内で破断し、他は母材破断であった。

なお、めっき性は、得られためっき鋼板について外観性として、不めっきがなく、さらに合金化遅延による外観ムラのない場合には良好、不めっきもしくは、外観ムラがある場合には不良とした。

表 1 1 - 1

鋼種	成分組成(その1)(質量%)							備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	
BA	0.095	0.30	2.25	0.007	0.0009	0.045	0.0035	本発明
BB	0.095	<u>0.38</u>	2.25	0.007	0.0009	0.045	0.0035	比較例
BC	0.095	0.05	<u>3.60</u>	0.007	0.0009	0.045	0.0035	比較例
BD	0.095	0.05	2.25	0.007	0.0009	0.045	0.0035	本発明
BE	0.095	0.05	2.25	0.007	0.0009	0.045	0.0035	比較例

表 1 1 - 2

鋼種	成分組成(その2)(質量%)						備考
	Cr	Mo	Ti	Nb	B	Ca	
BA	0.65	0.08	0.055	0.052	0.0011	tr.	本発明
BB	0.65	0.08	0.055	0.052	0.0011	tr.	比較例
BC	0.65	0.08	0.055	0.052	0.0011	tr.	比較例
BD	1.4	0.08	0.055	0.052	0.0011	tr.	本発明
BE	<u>2.2</u>	0.08	0.055	0.052	0.0011	tr.	比較例

表 1 2

No	鋼種	鋼板組織					備考
		フェライト相		ベイナイト相及び/又はマルテンサイト相		残部組織*	
		平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	体積分率 (%)	
63	BA	2.5	51	2.1	48	1(γ')	本発明
64	BB	2.6	50	2.1	48	2(γ')	比較例
65	BC	2.6	41	2.1	57	2(γ')	比較例
66	BD	2.5	42	2.0	57	1(γ')	本発明
67	BE	2.5	41	2.0	58	1(γ')	比較例

* 残部組織… γ' :残留オーステナイト P:パーライト

表 1 3

No	鋼種	材料特性								備考
		YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	λ (%)	TSxEl (MPa·%)	TSx λ (MPa·%)	限界曲 げ半径 (mm)	めっき性	
63	BA	772	1036	15.2	45	15747	46620	0.5	良好	本発明
64	BB	768	1042	14.8	44	15422	45848	0.5	不良	比較例
65	BC	781	1092	13.1	38	14305	41496	2.5	不良	比較例
66	BD	831	1135	13.4	41	15209	46535	0.5	良好	本発明
67	BE	868	1167	12.1	39	14121	45513	0.5	不良	比較例

本願発明の実施例は何れも良好な加工性およびめっき性を示したが、合金元素の添加量が本願範囲を超えた比較例では、いずれもめっき性が劣る。

産業上の利用の可能性

本発明によれば、加工性および溶接性に優れる高強度溶融亜鉛めっき鋼板を製造することができる。そして、本発明により得られる高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、自動車部品として要求される強度および加工性を共に満足しており、

厳しい形状にプレス成形される自動車部品として好適である。

のみならず、本発明により得られる高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、加工性および溶接性に優れるため、建築および家電分野など厳しい寸法精度および加工性が必要とされる用途に好適に使用することができる。

請求の範囲

1. 質量%で、

C : 0.05%以上0.12%未満、 Si : 0.01%以上0.35%未満、
 Mn : 2.0~3.5%、 P : 0.001~0.020%、
 S : 0.0001~0.0030%、 Al : 0.005~0.1%、
 N : 0.0001~0.0060%、 Cr : 0.5%超2.0%以下、
 Mo : 0.01~0.50%、 Ti : 0.010~0.080%、
 Nb : 0.010~0.080% および B : 0.0001~0.0030%

を含有し、残部はFeおよび不可避不純物の組成になり、

体積分率が20~70%で、かつ平均結晶粒径が5 μm 以下のフェライト相を含有する組織を有し、

引張強度が980MPa以上で、さらに鋼板表面に片面当たり付着量：20~150 g / m^2 の熔融亜鉛めっき層を有する高強度熔融亜鉛めっき鋼板。

2. 質量%で、

C : 0.05%以上0.12%未満、 Si : 0.01%以上0.35%未満、
 Mn : 2.0~3.5%、 P : 0.001~0.020%、
 S : 0.0001~0.0030%、 Al : 0.005~0.1%、
 N : 0.0001~0.0060%、 Cr : 0.5%超2.0%以下、
 Mo : 0.01~0.50%、 Ti : 0.010~0.080%、
 Nb : 0.010~0.080% および B : 0.0001~0.0030%

を含有し、残部はFeおよび不可避不純物の組成になり、

体積分率で、

平均結晶粒径が5 μm 以下のフェライト相：20~70%と、

平均結晶粒径が5 μm 以下のベイナイト相および／またはマルテンサイト相：30~80%と

を含有し、残部組織は5%以下（0を含む）である鋼組織を有し、

引張強度が980MPa以上で、さらに鋼板表面に片面当たり付着量：20~150 g / m^2 の熔融亜鉛めっき層を有する高強度熔融亜鉛めっき鋼板。

3. 質量%で、

C : 0.05%以上0.10%未満、 Si : 0.01%以上0.35%未満、
Mn : 2.0~3.5%、 P : 0.001~0.020%、
S : 0.0001~0.0020%、 Al : 0.005~0.1%、
N : 0.0001~0.0050%、 Cr : 0.5%超2.0%以下、
Mo : 0.01~0.50%、 Ti : 0.010~0.080%、
Nb : 0.010~0.080% および B : 0.0001~0.0030%

を含有し、残部はFeおよび不可避不純物の組成になり、

体積分率が20~60%で、かつ平均結晶粒径が5 μ m以下のフェライト相を含有する組織を有し、

引張強度が980MPa以上で、さらに鋼板表面に片面当たり付着量：20~150 g / m²の溶融亜鉛めっき層を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

4. 質量%で、

C : 0.05%以上0.12%未満、 Si : 0.01%以上0.35%未満、
Mn : 2.0~3.5%、 P : 0.001~0.020%、
S : 0.0001~0.0030%、 Al : 0.005~0.1%、
N : 0.0001~0.0060%、 Cr : 0.5%超2.0%以下、
Mo : 0.01~0.50%、 Ti : 0.010~0.080%、
Nb : 0.010~0.080% および B : 0.0001~0.0030%

を含有し、残部はFeおよび不可避不純物の組成になる鋼スラブを、

熱間圧延工程を経た後、コイルに巻き取ったのち、冷間圧延後、溶融亜鉛めっきを施して溶融亜鉛めっき鋼板を製造するに際し、

上記熱間圧延工程では、スラブ加熱温度を1150~1300℃、熱間仕上げ圧延温度を850~950℃として熱間圧延した後、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℃/秒として冷却し、400~650℃の温度でコイルに巻取り、

冷間圧延したのち、200℃から中間温度までの1次平均昇温速度を5~50℃/秒として500~800℃の中間温度まで加熱し、さらに該中間温度から焼鈍温度までの2次平均昇温速度を0.1~10℃/秒として750~900℃の焼鈍温度まで加熱し、この焼鈍温度域に10~500秒保持したのち、450~550℃まで1~30℃/秒の平均冷却速度で冷却し、ついで溶融亜鉛めっき処理、あるいはさらに合金化処

理を施す高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

5. 質量%で、

C : 0.05%以上0.10%未満、	Si : 0.01%以上0.35%未満、
Mn : 2.0~3.5%、	P : 0.001~0.020%、
S : 0.0001~0.0020%、	Al : 0.005~0.1%、
N : 0.0001~0.0050%、	Cr : 0.5%超2.0%以下、
Mo : 0.01~0.50%、	Ti : 0.010~0.080%、
Nb : 0.010~0.080% および	B : 0.0001~0.0030%

を含有し、残部はFeおよび不可避不純物の組成になる鋼スラブを、

熱間圧延工程を経た後、コイルに巻き取ったのち、酸洗し、ついで冷間圧延後、溶融亜鉛めっきを施して溶融亜鉛めっき鋼板を製造するに際し、

上記熱間圧延工程では、スラブ加熱温度を1150~1300℃、熱間仕上げ圧延温度を850~950℃として熱間圧延した後、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℃/秒として冷却し、400~600℃の温度でコイルに巻取り、

ついで酸洗後、冷間圧延したのち、200℃から中間温度までの1次平均昇温速度を10~50℃/秒として500~800℃の中間温度まで加熱し、さらに該中間温度から焼鈍温度までの2次平均昇温速度を0.1~10℃/秒として750~900℃の焼鈍温度まで加熱し、この焼鈍温度域に10~500秒保持したのち、450~550℃まで1~30℃/秒の平均冷却速度で冷却し、ついで溶融亜鉛めっき処理、あるいはさらに合金化処理を施す、高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2008/057224

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/38(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/04, C21D9/46-48, C23C2/00-2/40

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2008
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2008	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2008

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 2002-256386 A (NKK Corp.), 11 September, 2002 (11.09.02), Claims; Par. Nos. [0031] to [0033], [0036]; tables 1, 2 & US 2003/0106620 A1 & EP 1367143 A1 & WO 2002/068703 A1	1-5
A	JP 2002-235145 A (Kobe Steel, Ltd.), 23 August, 2002 (23.08.02), Claims; Par. No. [0048]; tables 1 to 4 (Family: none)	1-5
A	JP 2004-211140 A (JFE Steel Corp.), 29 July, 2004 (29.07.04), Claims; tables 1, 2 (Family: none)	1-5

☒ 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
03 July, 2008 (03.07.08)

Date of mailing of the international search report
15 July, 2008 (15.07.08)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2008/057224

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 2004-285435 A (JFE Steel Corp.), 14 October, 2004 (14.10.04), Claims; tables 1 to 3 (Family: none)	1-5
A	JP 2004-292881 A (JFE Steel Corp.), 21 October, 2004 (21.10.04), Claims; tables 1 to 3 (Family: none)	1-5
A	JP 2003-221623 A (JFE Engineering Corp.), 08 August, 2003 (08.08.03), Claims; tables 1 to 3 (Family: none)	1-5
A	JP 2001-192768 A (Kawasaki Steel Corp.), 17 July, 2001 (17.07.01), Claims; Par. Nos. [0049], [0070], [0089] (Family: none)	1-5
A	JP 2001-207235 A (Kawasaki Steel Corp.), 31 July, 2001 (31.07.01), Claims; Par. Nos. [0035], [0049] (Family: none)	1-5

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/38(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/04, C21D9/46-48, C23C2/00-2/40

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 0 8 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 0 8 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 0 8 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 請求の範囲の番号
A	JP 2002-256386 A（日本鋼管株式会社）2002.09.11, 【特許請求の範囲】, 【0031】 - 【0033】, 【0036】, 【表1】, 【表2】 & US 2003/0106620 A1 & EP 1367143 A1 & WO 2002/068703 A1	1 - 5
A	JP 2002-235145 A（株式会社神戸製鋼所）2002.08.23, 【特許請求の範囲】, 【0048】, 【表1】 - 【表4】（ファミリーなし）	1 - 5
A	JP 2004-211140 A（J F E スチール株式会社）2004.07.29, 【特許請求の範囲】, 【表1】, 【表2】（ファミリーなし）	1 - 5

☒ 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

0 3 . 0 7 . 2 0 0 8

国際調査報告の発送日

1 5 . 0 7 . 2 0 0 8

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A / J P）

郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

鈴木 毅

4 K

9 1 5 4

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

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 2004-285435 A (J F E スチール株式会社) 2004. 10. 14, 【特許請求の範囲】, 【表 1】 - 【表 3】 (ファミリーなし)	1 - 5
A	JP 2004-292881 A (J F E スチール株式会社) 2004. 10. 21, 【特許請求の範囲】, 【表 1】 - 【表 3】 (ファミリーなし)	1 - 5
A	JP 2003-221623 A (J F E エンジニアリング株式会社) 2003. 08. 08, 【特許請求の範囲】, 【表 1】 - 【表 3】 (ファミリーなし)	1 - 5
A	JP 2001-192768 A (川崎製鉄株式会社) 2001. 07. 17, 【特許請求の範囲】, 【0049】, 【0070】, 【0089】 (ファミリーなし)	1 - 5
A	JP 2001-207235 A (川崎製鉄株式会社) 2001. 07. 31, 【特許請求の範囲】, 【0035】, 【0049】 (ファミリーなし)	1 - 5