

(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
2024年12月12日(12.12.2024)



(10) 国際公開番号

WO 2024/252888 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C23C 2/26 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2024/018163
- (22) 国際出願日: 2024年5月16日(16.05.2024)
- (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 2023-095361 2023年6月9日(09.06.2023) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 南 秀和(MINAMI Hidekazu); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 田中 裕二(TANAKA Yuji); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 田路 勇樹(TOJI Yuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 和田 悠佑(WADA Yusuke); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 熊坂 晃, 外(KUMASAKA Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目6

(54) Title: HOT-DIP GALVANIZED STEEL SHEET, PRODUCTION METHOD FOR SAME, MEMBER AND PRODUCTION METHOD FOR SAME, AND AUTOMOBILE SKELETON STRUCTURE COMPONENT OR AUTOMOBILE REINFORCING COMPONENT COMPRISING MEMBER

(54) 発明の名称: 溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法、ならびに、部材とその製造方法、および当該部材からなる自動車の骨格構造部品又は自動車の補強部品

(57) Abstract: The purpose of the present invention is to provide: a hot-dip galvanized steel sheet that has a high YR, has high stretch-flangeability and bendability immediately after production, and has improved trim edge quality; a production method for the hot-dip galvanized steel sheet; and a member. A hot-dip galvanized steel sheet according to the present invention comprises a parent material steel sheet and a hot-dip galvanized layer that is at the surface of the parent material steel sheet. The parent material steel sheet has a prescribed component composition. At 1/4 of the sheet thickness thereof, the parent material steel sheet has a microstructure that has an area percentage of martensite of at least 30%, an area percentage of ferrite of no more than 70%, and a volume percentage of retained austenite of no more than 20.0%. The amount of hydrogen diffusible in a low-temperature range, which is the amount of hydrogen released from the parent material steel sheet when the parent material steel sheet is heated from room temperature to 50 °C at 24 hours after the production of the hot-dip galvanized steel sheet, is no more than 0.015 mass ppm. The density of cracks that pass through the hot-dip galvanized layer is at least 30/mm. The full width at half maximum of a $\delta 1$ phase of the hot-dip galvanized layer is at least 0.100.

(57) 要約: 高いYR、ならびに、製造直後の高い伸びフランジ性および製造直後の高い曲げ性を有し、かつ、トリムエッジの品質を高めた、溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法、ならびに、部材を提供することを目的とする。母材鋼板と、当該母材鋼板の表面の溶融亜鉛めっき層とを備え、当該募債鋼板は所定の成分組成を有し、当該母材鋼板の板厚1/4位置において、マルテンサイトの面積率が30%以上、フェライトの面積率が70%以下、および、残留オーステナイトの体積率が20.0%以下のマイクロ組織を有し、前記溶融亜鉛めっき鋼板の製造から24時間経過した時点における前記母材鋼板を室温から50°Cまで加熱する際に前記母材鋼板から放出される水素量である、低温域拡散性水素量が0.015質量ppm以下であり、前記溶融亜鉛めっき層において、前記溶融亜鉛めっき層を貫通するクラック数密度が30本/m以上、前記溶融亜鉛めっき層の $\delta 1$ 相の半値全幅が0.100以上である、溶融亜鉛めっき鋼板。

番 1 号 J F E テクノリサーチ株式会社知
的財産事業部内 Tokyo (JP).

- (81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保
護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA,
BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN,
CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC,
EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR,
HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG,
KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU,
LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY,
MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL,
PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK,
SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA,
UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保
護が可能): ARIPO (BW, CV, GH, GM, KE, LR, LS,
MW, MZ, NA, RW, SC, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG,
ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU,
TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ,
DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS,
IT, LT, LU, LV, MC, ME, MK, MT, NL, NO, PL, PT,
RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF,
CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE,
SN, TD, TG).

添付公開書類 :

- 一 国際調査報告 (条約第21条(3))

明 細 書

発明の名称：

溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法、ならびに、部材とその製造方法、および当該部材からなる自動車の骨格構造部品又は自動車の補強部品

技術分野

[0001] 本発明は、溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法、ならびに、部材とその製造方法、および当該部材からなる自動車の骨格構造部品又は自動車の補強部品に関する。

背景技術

[0002] 車両の軽量化によるCO₂排出量削減と車体の軽量化による耐衝突性能向上の両立を目的に、自動車用鋼板の高強度化が進められている。また、新たな法規制の導入も相次いでいる。そのため、車体強度の増加を目的として、自動車キャビンの骨格を形成する主要な構造部品や補強部品（以下、自動車の骨格構造部品などともいう）に対する高強度鋼板の適用事例が増加している。特に、引張強さ（以下、単にTSともいう）で980MPa以上の高強度鋼板の適用事例が増加している。

[0003] また、自動車の骨格構造部品などに用いられる高強度鋼板には、自動車の骨格構造部品などに成形した際に、高い部品強度を有することが要求される。部品強度の上昇については、例えば、鋼板の降伏比（ $=YS/TS \times 100$ 、以下、単にYRともいう）を高めることが有効である。これにより、自動車衝突時の衝撃吸収エネルギー（以下、単に衝撃吸収エネルギーともいう）が上昇する。

[0004] さらに、自動車の骨格構造部品などのうち、例えば、クラッシュボックスなどは、打抜き端面や曲げ加工部を有する。そのため、このような部品には、成形性の観点から、高い伸びフランジ性および曲げ性を有する鋼板を適用することが好ましい。なお、伸びフランジ性および曲げ性は製造後すぐに検査されるため、製造直後の伸びフランジ性および曲げ性を保証する必要がある。

る。

[0005] 加えて、車体防錆性能の観点から、自動車の骨格構造部品などの素材となる鋼板には、溶融亜鉛めっきを施して得た溶融亜鉛めっき鋼板が適用される場合がある。

[0006] このような溶融亜鉛めっき鋼板に関する技術として、例えば、特許文献1には、「母材鋼板と、前記母材鋼板表面に形成された溶融亜鉛めっき層と、を備え、引張強さが780MPa以上である、高強度溶融亜鉛めっき鋼板であって、前記母材鋼板は、質量%で、C：0.050%以上0.200%以下、Si：0.10%以上0.90%以下、Mn：2.00%以上3.50%以下、P：0.001%以上0.100%以下、S：0.0200%以下、Al：1.000%以下、N：0.0100%以下、Ca：0.0200%以下およびCr：0.300%以下を含有するとともに、 $[\%Mn] / [\%Si]$ が2.9以上11.7以下の関係を満たし、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、ベイナイトおよびフェライトからなる群から選ばれる1種または2種が面積率の合計で5%以上85%以下、焼戻しマルテンサイトの面積率が65%以下、焼入れマルテンサイトの面積率が5%以上40%以下および残留オーステナイトの面積率が5.0%以下である鋼組織を有し、前記母材鋼板の表層のMn濃化量に対するSi濃化量の比が0.7以上1.3以下であり、かつ前記母材鋼板中の拡散性水素量が0.80質量ppm以下である、高強度溶融亜鉛めっき鋼板。ただし、 $[\%Mn]$ および $[\%Si]$ はそれぞれMnおよびSiの鋼中含有量（質量%）を示す。」が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特許第6777267号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] 連続焼鈍ラインでは製造ラインの出側でコイルのエッジのトリムを行うため、安定したトリムエッジとなることも求められる。しかしながら、特許文献1に記載の溶融亜鉛めっき鋼板では、トリムエッジの品質について考慮が払われていない。さらに、溶融亜鉛めっき鋼板の製造においては、製造直後、つまり連続焼鈍ラインの出側でコイル状に巻き取られた際には、鋼板中に多量に拡散性水素が含まれており、室温での時間経過とともにその拡散性水素量が減少する。そのため、製造直後から24時間が経過する時点までは、鋼板中の拡散性水素量が多く、高い伸びフランジ性および曲げ性を得ることが難しく、また、安定したトリムエッジが得られない場合がある。

[0009] そのため、自動車の骨格構造部品などへの、特に溶融亜鉛めっき鋼板の適用比率を増加させる観点から、高いYR、製造直後の伸びフランジ性および製造直後の曲げ性を有し、トリムエッジの品質も高めた溶融亜鉛めっき鋼板の開発が求められている。

[0010] 本発明は、上記の現状に鑑み開発されたものであって、高いYR、ならびに、製造直後の高い伸びフランジ性および製造直後の高い曲げ性を有し、かつ、トリムエッジの品質を高めた、溶融亜鉛めっき鋼板を提供することを目的とする。

[0011] また、本発明は、上記の溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を提供することを目的とする。さらに、本発明は、上記の溶融亜鉛めっき鋼板を用いてなる部材を提供することを目的とする。

[0012] ここで、「高いYR」とは、YRが55%以上であることを意味する。

なお、YRは次式(1)により求める。

$$YR = YS / TS \times 100 \dots (1)$$

また、TSおよびYSはそれぞれ、JIS Z 2241に準拠して測定する。

「製造直後の高い伸びフランジ性」とは、JIS Z 2256に準拠して測定する穴広げ率（以下、単にλともいう）が、製造から24時間が経過した時点で測定した際に、30%以上であることを意味する。

[0013] 「製造直後の高い曲げ性」とは、JIS Z 2248に準拠して行う曲げ試験（詳細は、後述の実施例の記載参照）後の全てのサンプルの曲げ頂点の稜線部におけるき裂長さが、製造から24時間が経過した時点で測定した際に、200 μ m以下であることを意味する。その際に、曲げ角度を90度とするVブロック法により曲げ試験を行い決定する。ここで、曲げ半径（R）を板厚（t）で除した値R/tが約4.5、即ち、4.3~4.7となるRにおいて、5サンプルの曲げ試験を実施する。次いで、5サンプル全ての曲げ頂点の稜線部におけるき裂の長さを評価し、全てのサンプルのき裂長さが200 μ m以下の場合、製造直後の高い曲げ性を有すると判断する。

[0014] 「高いトリムエッジの品質」とは、後述の実施例に記載したトリムエッジにおいて、割れが確認されないことを意味する。

課題を解決するための手段

[0015] 発明者らは、上記の目的を達成すべく、鋭意検討を重ねた。その結果、以下の知見を得た。

（1）母材鋼板について、所定の成分組成としたうえで、マルテンサイト（焼入れマルテンサイト、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイト）を一定量含む鋼組織とする。これにより、高いYRが得られる。

（2）めっき層を貫通するクラック数密度を30本/mm以上とし、かつ、めっき層の δ 1相の半値全幅を0.100度以上とすることにより、製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板の低温域拡散性水素量を減少することができる。これにより、高い伸びフランジ性及び曲げ性を得ることができ、かつ、トリムエッジの品質を高めることができる。

[0016] 本発明は、上記の知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものである。すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

[1] 母材鋼板と、前記母材鋼板の表面の溶融亜鉛めっき層と、を備え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：0.030%以上0.500%以下、Si：0.01%以上2.50%以下、Mn：0.10%以上5.00%以下、P：0.100%以下、S：0.0200%以

下、Al : 0.100%以下、N : 0.0100%以下およびO : 0.0100%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、前記母材鋼板の板厚1/4位置において、マルテンサイトの面積率が30%以上、フェライトの面積率が70%以下、および、残留オーステナイトの体積率が20.0%以下のミクロ組織と、を有し、前記溶融亜鉛めっき鋼板の製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板を室温から50℃まで加熱する際に前記母材鋼板から放出される水素量である、低温域拡散性水素量が0.015質量ppm以下であり、前記溶融亜鉛めっき鋼板において、前記溶融亜鉛めっき層を貫通するクラック数密度が30本/mm以上、前記溶融亜鉛めっき層の δ 1相の半値全幅が0.100度以上である、溶融亜鉛めっき鋼板。

[2] 前記成分組成は、さらに、質量%で、Ti : 0.200%以下、Nb : 0.200%以下、V : 0.200%以下、Ta : 0.10%以下、W : 0.10%以下、B : 0.0100%以下、Cr : 1.00%以下、Mo : 1.00%以下、Co : 0.010%以下、Ni : 1.00%以下、Cu : 1.00%以下、Sn : 0.200%以下、Sb : 0.200%以下、Ca : 0.0100%以下、Mg : 0.0100%以下、REM : 0.0100%以下、Zr : 0.100%以下、Te : 0.100%以下、Hf : 0.10%以下、Bi : 0.200%以下のうちから選ばれる少なくとも1種の元素を含有する、[1]に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

[3] 前記溶融亜鉛めっき層が、合金化溶融亜鉛めっき層である、[1]または[2]に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

[4] [1] ~ [3] のいずれかに記載の溶融亜鉛めっき鋼板を用いてなる、部材。

[5] [4]に記載の部材からなる、自動車の骨格構造部品又は自動車の補強部品。

[6] [1]または[2]に記載の成分組成を有する鋼スラブに、熱間圧延を施して熱延鋼板とし、ついで、前記熱延鋼板に酸洗を施して酸洗板とし、

ついで、前記酸洗板に、累積圧下率を20%以上75%以下として冷間圧延を施して冷延鋼板とし、ついで、前記冷延鋼板を、焼鈍温度：780℃以上の条件で、焼鈍し、ついで、前記冷延鋼板に、熔融亜鉛めっき処理を施してめっき鋼板とし、ついで、前記めっき鋼板を、250℃以上400℃以下の温度域における平均冷却速度を1.0℃/s以上の条件で、冷却し、ついで、前記めっき鋼板に、表層における一軸引張歪量が0.1%以上を付与する加工を施す、熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[7] 前記めっき鋼板の冷却中に、100℃以上450℃以下の温度域で5s以上保熱し、その後冷却し、その後、前記加工を施す、[6]に記載の熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[8] 前記めっき鋼板の冷却中に、250℃以下の冷却停止点で冷却を停止した後、(冷却停止温度+50℃)以上450℃以下の温度域に再加熱し、この温度域で5s以上保熱し、その後冷却し、その後、前記加工を施す、[6]に記載の熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[9] 前記めっき鋼板の冷却中に、250℃以下の冷却停止点で冷却を停止し、その後、前記加工を施し、ついで、(冷却停止温度+50℃)以上450℃以下の温度域に再加熱し、この温度域で5s以上保熱し、その後冷却する、[6]に記載の熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[10] 前記熔融亜鉛めっき処理後の鋼板に合金化処理を施す、[6]～[9]のいずれかに記載の熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[11] 冷間圧延を施す際に、最終パスの通板速度を50m/p以上とする、[6]～[10]のいずれかに記載の熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[12] [1]～[3]のいずれかに記載の熔融亜鉛めっき鋼板に、成形加工又は接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を有する、部材の製造方法。

発明の効果

[0017] 本発明によれば、高いYR、ならびに、高い伸びフランジ性および曲げ性を有し、かつ、トリムエッジの品質を高めた、熔融亜鉛めっき鋼板が得られ

る。この高いY Rにより、自動車の骨格構造部品に適用した際に高い部品強度が得られる。

[0018] 特に、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、種々の特性に優れるので、種々の大きさおよび形状の自動車の骨格構造部品などに適用することが可能である。これにより、車体軽量化による燃費向上を図ることができ、産業上の利用価値は極めて大きい。

発明を実施するための形態

[0019] 以下、本発明の実施形態について説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

[0020] 母材鋼板について：

まず、本発明の一実施形態に従う溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板の成分組成について説明する。なお、成分組成における単位はいずれも「質量%」であるが、以下、特に断らない限り、単に「%」で示す。

[0021] [C : 0.030%以上0.500%以下]

Cは、鋼の重要な基本成分の1つであり、特に本開示では、マルテンサイト、フェライトの面積率、残留オーステナイトの体積率、および、製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板の低温域拡散性水素量に影響する重要な元素である。Cの含有量が0.030%未満では、マルテンサイトの面積率が減少し、さらにフェライトの面積率が増加し、所望のY Rを実現することが困難になる。一方、Cの含有量が0.500%を超えると、マルテンサイトの分率が増加し、さらにマルテンサイトのうち焼入れマルテンサイトの分率が増加するため、製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板の低温域拡散性水素量が増加する。その結果、 λ 及び曲げ性が低下し、さらにトリムエッジの品質が低下する。したがって、Cの含有量は、0.030%以上0.500%以下とする。Cの含有量は、好ましくは0.080%以上とする。Cの含有量は、好ましくは0.400%以下とする。Cの含有量は、より好ましくは0.110%以上とする。Cの含有量は、より好ましくは0.350%以下とする。

[0022] [Si : 0.01%以上2.50%以下]

Siは、鋼の重要な基本成分の1つであり、特に本開示では、焼鈍中の炭化物生成を抑制し、残留オーステナイトの生成を促進することから、残留オーステナイトの体積率に影響する元素である。また、Siは鋼板表層に内部酸化層を形成し、めっき鋼板の表層に歪を付与する際に、めっきのクラックを誘発することから、めっき層を貫通するクラック数密度に影響する重要な元素である。こうした効果を得るためには、Siの含有量は0.01%以上とする。一方、Siの含有量が2.50%を超えると、残留オーステナイトの体積率の増加により、製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板の低温域拡散性水素量が増加するため、 λ 及び曲げ性が低下し、さらにトリムエッジの品質が低下する。したがって、Siの含有量は、0.01%以上2.50%以下とする。Siの含有量は、好ましくは0.20%以上とする。Siの含有量は、好ましくは2.00%以下とする。Siの含有量は、より好ましくは0.25%以上とする。Siの含有量は、より好ましくは1.50%以下とする。

[0023] [Mn : 0.10%以上5.00%以下]

Mnは、鋼の重要な基本成分の1つであり、特に本開示では、マルテンサイト、フェライトの面積率、および、残留オーステナイトの体積率に影響する重要な元素である。また、Mnは鋼板表層に内部酸化層を形成し、めっき鋼板のめっき層に歪を付与する際に、めっきのクラックを誘発することから、めっき層を貫通するクラック数密度に影響する重要な元素である。こうした効果を得るためには、Mnの含有量は0.10%以上とする。一方、Mnの含有量が5.00%を超えると、マルテンサイトの分率が増加し、さらにマルテンサイトのうち焼入れマルテンサイトの分率が増加するため、製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板の低温域拡散性水素量が増加する。その結果、 λ 及び曲げ性が低下し、さらにトリムエッジの品質が低下する。したがって、Mnの含有量は、0.10%以上5.00%以下とする。Mnの含有量は、好ましくは1.00%以上とする。Mnの含有量は、

好ましくは4.00%以下とする。Mnの含有量は、より好ましくは2.00%以上とする。Mnの含有量は、より好ましくは3.50%以下とする。

[0024] [P : 0.100%以下]

Pが過剰となると、旧オーステナイト粒界に偏析して粒界を脆化させ、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Pの含有量は0.100%以下にする必要がある。なお、Pの含有量の下限は特に規定しないが、Pは固溶強化元素であり、鋼板の強度を上昇させることができることから、0.001%以上とすることが好ましい。したがって、Pの含有量は、0.100%以下とする。Pの含有量は、好ましくは0.001%以上とする。Pの含有量は、好ましくは0.070%以下とする。

[0025] [S : 0.0200%以下]

Sは、硫化物として存在し、鋼の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Sの含有量は0.0200%以下にする必要がある。なお、Sの含有量の下限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、Sの含有量は0.0001%以上とすることが好ましい。したがって、Sの含有量は0.0200%以下とする。Sの含有量は、好ましくは0.0001%以上とする。Sの含有量は、好ましくは0.0050%以下とする。

[0026] [Al : 0.100%以下]

Alが過剰となると、 A_3 変態点が上昇し、ミクロ組織中に多量のフェライトを含んでしまうため、所望のYRを実現することが困難になる。そのため、Alの含有量は0.100%以下にする必要がある。なお、Alの含有量の下限は特に規定しないが、連続焼鈍中の炭化物生成を抑制し、残留オーステナイトの生成を促進することから、Alの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、Alの含有量は0.100%以下とする。Alの含有量は好ましくは0.001%以上とする。Alの含有量は好ましくは0.050%以下とする。

[0027] [N : 0.0100%以下]

Nは、窒化物として存在し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Nの含有量は0.0100%以下にする必要がある。なお、Nの含有量の下限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、Nの含有量は0.0005%以上とすることが好ましい。したがって、Nの含有量は0.0100%以下とする。Nの含有量は、好ましくは0.0005%以上とする。Nの含有量は、好ましくは0.0050%以下とする。

[0028] [O : 0.0100%以下]

Oは、酸化物として存在し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Oの含有量は0.0100%以下にする必要がある。なお、Oの含有量の下限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、Oの含有量は0.0001%以上とすることが好ましい。したがって、Oの含有量は0.0100%以下とする。Oの含有量は、好ましくは0.0001%以上とする。Oの含有量は、好ましくは0.0050%以下とする。

[0029] 本発明の一実施形態に従う溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板は、上記の元素を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物を含む成分組成を有する。また、好適には、本発明の一実施形態に従う母材鋼板は、上記の元素を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有する。ここで、不可避的不純物としては、Zn、PbおよびAsが挙げられる。これらの不純物は合計で0.100%以下であれば、含有されることが許容される。

[0030] 本開示の溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板の成分組成は、上記の必須成分に加えて、さらに、質量%で、Ti : 0.200%以下、Nb : 0.200%以下、V : 0.200%以下、Ta : 0.10%以下、W : 0.10%以下、B : 0.0100%以下、Cr : 1.00%以下、Mo : 1.00%以下、Ni : 1.00%以下、Co : 0.010%以下、Cu : 1.00%以下、Sn : 0.200%以下、Sb : 0.200%以下、Ca : 0.0100

%以下、Mg : 0.0100%以下、REM : 0.0100%以下、Zr : 0.100%以下、Te : 0.100%以下、Hf : 0.10%以下、及び、Bi : 0.200%以下から選ばれる少なくとも1種の元素を、単独で、あるいは組み合わせて含有することができる。

[0031] [Ti : 0.200%以下]

Tiは、粗大な析出物や介在物が多量に生成し、鋼板の極限変形能を低下させることから、Tiの含有量が0.200%超であると入および曲げ性が低下する。そのため、Tiの含有量は0.200%以下にする。なお、Tiの含有量の下限は特に規定しないが、Tiの含有量を0.001%以上とすることで、熱間圧延時あるいは連続焼鈍時に、微細な炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成する。これにより、鋼板の強度を上昇させ、YRを所望の範囲に制御することができる。このことから、Tiの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Tiの含有量は0.200%以下とする。Tiの含有量は好ましくは0.001%以上とする。Tiの含有量は好ましくは0.100%以下とする。

[0032] [Nb : 0.200%以下]

Nbは、粗大な析出物や介在物が多量に生成し、鋼板の極限変形能を低下させることから、Nbの含有量が0.200%超であると入および曲げ性が低下する。そのため、Nbの含有量は0.200%以下にする。なお、Nbの含有量の下限は特に規定しないが、Nbの含有量を0.001%以上とすることで、熱間圧延時あるいは連続焼鈍時に、微細な炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成する。これにより、鋼板の強度を上昇させ、YRを所望の範囲に制御することができる。このことから、Nbの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Nbの含有量は0.200%以下とする。Nbの含有量は好ましくは0.001%以上とする。Nbの含有量は好ましくは0.100%以下とする。

[0033] [V : 0.200%以下]

Vは、粗大な析出物や介在物が多量に生成し、鋼板の極限変形能を低下さ

せることから、Vの含有量が0.200%超であると λ および曲げ性が低下する。そのため、Vの含有量は0.200%以下にする。なお、Vの含有量の下限は特に規定しないが、Vの含有量を0.001%以上とすることで、熱間圧延時あるいは連続焼鈍時に、微細な炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成する。これにより、鋼板の強度を上昇させ、YRを所望の範囲に制御することができる。このことから、Vの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Vの含有量は0.200%以下とする。Vの含有量は好ましくは0.001%以上とする。Vの含有量は好ましくは0.100%以下とする。

[0034] [Ta : 0.10%以下、W : 0.10%以下]

TaおよびWの含有量がそれぞれ0.10%超であると、粗大な析出物や介在物が多量に生成し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、TaおよびWの含有量はそれぞれ0.10%以下にする。なお、TaおよびWの含有量の下限は特に規定しないが、熱間圧延時又は連続焼鈍時に、微細な炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成する。これにより、鋼板の強度を上昇させることから、TaおよびWの含有量はそれぞれ0.01%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、TaおよびWの含有量はそれぞれ0.10%以下とする。TaおよびWの含有量は、好ましくはそれぞれ0.01%以上とする。TaおよびWの含有量は、好ましくはそれぞれ0.08%以下とする。

[0035] [B : 0.0100%以下]

Bは、0.0100%以下であれば鑄造時あるいは熱間圧延時において鋼板内部に割れを生成せず、鋼板の極限変形能を低下させないことから、 λ および曲げ性が低下しない。そのため、Bの含有量は0.0100%以下にする。なお、Bの含有量の下限は特に規定しないが、焼鈍中にオーステナイト粒界に偏析し、焼入れ性を向上させる元素であることから、Bの含有量は0.0003%以上とすることがより好ましい。したがって、Bを含有する場合には、その含有量は0.0100%以下とする。Bの含有量は、より好ま

しくは0.0003%以上とする。Bの含有量は、さらに好ましくは0.0080%以下とする。

[0036] [Cr: 1.00%以下、Mo: 1.00%以下、Ni: 1.00%以下]

Cr、MoおよびNiがそれぞれ1.00%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Cr、MoおよびNiの含有量はそれぞれ1.00%以下にする。なお、Cr、MoおよびNiの含有量の下限は特に規定しないが、これらは焼入れ性を向上させる元素であることから、Cr、MoおよびNiの含有量はそれぞれ0.01%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Cr、MoおよびNiの含有量はそれぞれ1.00%以下とする。Cr、MoおよびNiの含有量は、好ましくは0.01%以上とする。Cr、MoおよびNiの含有量は、好ましくは0.80%以下とする。

[0037] [Co: 0.010%以下]

Coの含有量が0.010%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Coの含有量は0.010%以下にする。なお、Coの含有量の下限は特に規定しないが、Coは焼入れ性を向上させる元素であることから、Coの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Coの含有量は0.010%以下とする。Coの含有量は、好ましくは0.001%以上とする。Coの含有量は、好ましくは0.008%以下とする。

[0038] [Cu: 1.00%以下]

Cuの含有量が1.00%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Cuの含有量は1.00%以下にする。なお、Cuの含有量の下限は特に規定しないが、Cuは焼入れ性を向上させる元素であることから、Cu

の含有量は0.01%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Cuの含有量は1.00%以下とする。Cuの含有量は、好ましくは0.01%以上とする。Cuの含有量は、好ましくは0.80%以下とする。

[0039] [Sn : 0.200%以下]

Snの含有量が0.200%超であると、鑄造時あるいは熱間圧延時において鋼板内部に割れを生成し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Snの含有量は0.200%以下にする。なお、Snの含有量の下限は特に規定しないが、Snは焼入れ性を向上させる元素であることから、Snの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Snの含有量は0.200%以下とする。Snの含有量は、好ましくは0.001%以上とする。Snの含有量は、好ましくは0.100%以下とする。

[0040] [Sb : 0.200%以下]

Sbの含有量が0.200%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Sbの含有量は0.200%以下にする。なお、Sbの含有量の下限は特に規定しないが、Sbは表層軟化厚みを制御し、強度調整を可能にする元素であることから、Sbの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Sbの含有量は0.200%以下とする。Sbの含有量は、好ましくは0.001%以上とする。Sbの含有量は、好ましくは0.100%以下とする。

[0041] [Ca : 0.0100%以下、Mg : 0.0100%以下、REM : 0.0100%以下]

Ca、MgおよびREMの含有量がそれぞれ0.0100%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Ca、MgおよびREMの含有量はそれぞれ0.0100%以下にする。なお、Ca、MgおよびREMの含有量の下限は特に規定しないが、これら元素は窒化物や硫化物の形状を球状化

し、鋼板の極限変形能を向上する元素であることから、Ca、MgおよびREMの含有量はそれぞれ0.0005%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Ca、MgおよびREMの含有量はそれぞれ0.0100%以下とする。Ca、MgおよびREMの含有量は、好ましくは0.0005%以上とする。Ca、MgおよびREMの含有量は、好ましくは0.0050%以下とする。なお、REM（希土類元素）とは、Sc、Yと原子番号57のランタン（La）から原子番号71のルテチウム（Lu）までの15元素の総称であり、ここでいうREM含有量は、これらの元素の合計含有量である。

[0042] [Zr : 0.100%以下、Te : 0.100%以下]

ZrおよびTeがそれぞれ0.100%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、ZrおよびTeの含有量はそれぞれ0.100%以下にする必要がある。なお、ZrおよびTeの含有量の下限は特に規定しないが、窒化物や硫化物の形状を球状化し、鋼板の極限変形能を向上する元素であることから、ZrおよびTeの含有量はそれぞれ0.001%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、ZrおよびTeの含有量は0.100%以下とする。ZrおよびTeの含有量は、好ましくはそれぞれ0.001%以上とする。ZrおよびTeの含有量は、好ましくはそれぞれ0.080%以下とする。

[0043] [Hf : 0.10%以下]

Hfの含有量が0.10%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Hfの含有量は0.10%以下にする。なお、Hfの含有量の下限は特に規定しないが、窒化物や硫化物の形状を球状化し、鋼板の極限変形能を向上する元素であることから、Hfの含有量は0.01%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Hfの含有量は0.10%以下とする。Hfの含有量は、好ましくは0.01%以上とする。Hfの含有量は、

好ましくは0.08%以下とする。

[0044] [Bi:0.200%以下]

Biの含有量が0.200%超であると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板の極限変形能を低下させることから、 λ および曲げ性が低下する。そのため、Biの含有量は0.200%以下にする。なお、Biの含有量の下限は特に規定しないが、Biは偏析を軽減する元素であることから、Biの含有量は0.001%以上とすることが好ましい。したがって、添加する場合、Biの含有量は0.200%以下とする。Biの含有量は、好ましくは0.001%以上とする。Biの含有量は、好ましくは0.100%以下とする。

[0045] なお、上記したTi、Nb、V、Ta、W、B、Cr、Mo、Ni、Co、Cu、Sn、Sb、Ca、Mg、REM、Zr、Te、HfおよびBiについて、各含有量が好ましい下限値未満の場合には本発明の効果を害することがない。そのため、これらを不可避的不純物として含むものとする。

[0046] 次に、本発明の一実施形態に従う溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板のミクロ組織について、説明する。

[0047] [母材鋼板の板厚1/4位置でのマルテンサイトの面積率:30%以上]

母材鋼板のミクロ組織においてマルテンサイトを一定量含む。具体的には、母材鋼板の板厚1/4位置におけるマルテンサイトの面積率を30%以上とすることにより、所望のYR、高い λ 、および、高い曲げ性を実現することが可能となる。したがって、母材鋼板の板厚1/4位置でのマルテンサイトの面積率は30%以上とする。母材鋼板の板厚1/4位置でのマルテンサイトの面積率は、好ましくは35%以上、より好ましくは40%以上、さらに好ましくは45%以上である。なお、母材鋼板の板厚1/4位置でのマルテンサイトの面積率の上限については特に限定されない。しかしながら、高いYR、高い λ 、および、高い曲げ性を得る観点から、母材鋼板の板厚1/4位置でのマルテンサイトの面積率は、好ましくは99%以下、より好ましくは98%以下、さらに好ましくは97%以下である。なお、ここでいうマ

ルテンサイトには、焼入れマルテンサイト（フレッシュマルテンサイト）に加え、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトが含まれる。

[0048] [母材鋼板の板厚 1 / 4 位置でのフェライトの面積率：70%以下]

母材鋼板の板厚 1 / 4 位置でのフェライトの面積率を 70%以下とすることにより、Y R が増加する。また、 λ が増加し、曲げ性も向上する。したがって、母材鋼板の板厚 1 / 4 位置でのフェライトの面積率は 70%以下とする。母材鋼板の板厚 1 / 4 位置でのフェライトの面積率は、好ましくは 60%以下である。なお、母材鋼板の板厚 1 / 4 位置でのフェライトの面積率は、0%であってもよい。ただし、製造から 24 時間後における前記母材鋼板の低温域拡散性水素量を減少し、トリムエッジの品質を向上する観点からは、母材鋼板の板厚 1 / 4 位置でのフェライトの面積率は好ましくは 1%以上、より好ましくは 2%以上である。なお、ここでいうフェライトは、ベイニティックフェライトと定義される場合もある。

[0049] ここで、母材鋼板の板厚 1 / 4 位置でのマルテンサイト（焼入れマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト及びベイナイト）、並びにフェライト（ベイニティックフェライト）の面積率の測定方法は、以下の通りである。

[0050] 鋼板の圧延方向に平行な板厚断面（L 断面）が観察面となるよう試料を切り出した後、観察面を、ダイヤモンドペーストを用いて鏡面研磨し、その後、3 vol. % ナイタルでエッチングして組織を現出させる。加速電圧が 15 kV の条件で、SEM（Scanning Electron Microscope；走査電子顕微鏡）を用いて、母材鋼板の板厚の 1 / 4 位置を観察位置とし、5000 倍の倍率で、 $17 \mu\text{m} \times 23 \mu\text{m}$ の視野範囲で 3 視野観察する。得られた組織画像を、Adobe Systems 社の Adobe Photoshop を用いて、以下のとおり処理する。即ち、各構成組織（フェライト（ベイニティックフェライト）、マルテンサイト（焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、及び焼入れマルテンサイト））の面積を測定面積で除した面積率を 3 視野分算出し、それらの値を平均して各組織の面積率とする。また、上記の組織画像において、フェライト（ベイニティック

フェライト)は凹部の組織で炭化物を含まない平坦な組織である。さらに、焼戻しマルテンサイト及びベイナイトは凹部の組織で微細な炭化物を含む組織、焼入れマルテンサイトは凸部でかつ組織内部が微細な凹凸を有した組織であり、互いに識別可能である。なお、焼戻しマルテンサイト及びベイナイトは、マルテンサイトの面積率として合計の面積率を求めることから、互いに識別可能でなくてよい。

[0051] [母材鋼板の板厚1/4位置での残留オーステナイトの体積率：20.0%以下]

母材鋼板のミクロ組織における残留オーステナイトの体積率が20.0%以下であれば、製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板の低温域拡散性水素量を低減することができる。したがって、残留オーステナイトの体積率は20.0%以下とする。また、残留オーステナイトの体積率が15.0%以下であれば、残留オーステナイト中の炭素濃度が増加し、引張変形中における残留オーステナイトの応力誘起変態が抑制されるため、高いYRを実現することができる。そのため、残留オーステナイトの体積率は、好ましくは15.0%以下、より好ましくは10.0%以下、さらに好ましくは5.0%以下である。なお、残留オーステナイトの体積率の下限については特に限定されず、0%であっても所望の特性が得られる。

[0052] ここで、母材鋼板の板厚1/4位置での残留オーステナイトの体積率は、以下のようにして測定する。

[0053] 母材鋼板表層から板厚1/4位置(母材鋼板表面から深さ方向で板厚の1/4に相当する位置)が観察面となるように、研削後、化学研磨によりさらに0.1mm研磨する。その面について、X線回折装置により、CoのK α 線源を用いて、fcc鉄(オーステナイト)の(200)面、(220)面、(311)面と、bcc鉄の(200)面、(211)面、(220)面の積分反射強度を測定する。次いで、bcc鉄の各面からの積分反射強度に対するfcc鉄(オーステナイト)の各面からの積分反射強度の強度比からオーステナイトの体積率を求め、これを残留オーステナイトの体積率とする

。

[0054] また、母材鋼板の板厚 1 / 4 位置において、マルテンサイト、フェライトおよび残留オーステナイト以外の残部組織の面積率は 5 % 以下であることが好ましい。残部組織としては、その他鋼板の組織として公知のもの、例えば、パーライト、セメンタイトや準安定炭化物（イプシロン（ ϵ ）炭化物、イータ（ η ）炭化物、カイ（ χ ）炭化物等）等の炭化物が挙げられる。残部組織の同定は、例えば、SEM による観察により、行えばよい。

[0055] また、残部組織の面積率は、次式により算出する。なお、残留オーステナイトの体積率 \equiv 面積率とみなして次式に規定する。

$$[\text{残部組織の面積率}(\%)] = 100 - [\text{マルテンサイトの面積率}(\%)] - [\text{フェライトの面積率}(\%)] - [\text{残留オーステナイトの面積率}(\%)]$$

また、本発明の一実施形態に従う溶融亜鉛めっき鋼板では、母材鋼板の低温域拡散性水素量を適正に制御することが、肝要である。

[0056] [製造から 24 時間が経過した時点における母材鋼板の低温域拡散性水素量：0.015 質量 ppm 以下]

製造から 24 時間が経過した時点における母材鋼板の低温域拡散性水素量は、極めて重要な要件である。すなわち、本発明者らは、高い YR、ならびに、製造直後において高い入および曲げ性を有し、かつ、トリムエッジの品質を高めた、溶融亜鉛めっき鋼板を得るべく、鋭意検討を重ねた。その結果、製造から 24 時間が経過した時点における母材鋼板の低温域拡散性水素量、つまり、製造から 24 時間が経過した時点における母材鋼板を室温から 50℃まで加熱した際に母材鋼板から放出される水素量が、上記の特性に影響する。特に、当該水素量が、連続焼鈍ラインでは製造ラインの出側でトリムされたエッジの品質に大きく影響を与えることを見出した。すなわち、本発明者らは、トリムエッジの品質が、母材鋼板を加熱した際に、高温域で母材鋼板から放出される水素量よりもむしろ、低温域、具体的には、室温から 50℃までの温度域で放出される水素量に大きく依存しているとの知見を得た。さらに、高い YR、ならびに、高い入および曲げ性を有しながら、トリム

エッジの品質を大幅に向上させるために、以下の知見を得た。即ち、製造から24時間が経過した時点における母材鋼板の低温域拡散性水素量を低減する、特に、0.015質量ppm以下とすることが不可欠である、との知見を得て、本発明を開発するに至ったのである。そのため、製造から24時間が経過した時点における母材鋼板の低温域拡散性水素量は0.015質量ppm以下とする。製造から24時間経過した時点における母材鋼板の低温域拡散性水素量は少ないほど好ましく、好ましくは0.010質量ppm以下、より好ましくは0.006質量ppm以下である。なお、製造から24時間が経過した時点における母材鋼板の低温域拡散性水素量の下限は特に限定されるものではなく、0質量ppmであってもよい。ただし、生産技術上の制約から、製造から24時間が経過した時点における母材鋼板の低温域拡散性水素量は0.001質量ppm以上が好ましい。

[0057] ここで、製造から24時間が経過した時点における母材鋼板の低温域拡散性水素量は、以下のようにして測定する。

[0058] すなわち、溶融亜鉛めっきラインで製造後の鋼帯より、長さが500mmの大板サンプルを採取する。製造から24時間後において大板サンプルの中央位置より、長さが30mm、幅が5mmの試験片をせん断加工により採取する。採取後、ただちに、試験片を液体窒素に浸漬する。ついで、試験片の表面温度が室温未満となるように処理液の温度を管理しながら、試験片の溶融亜鉛めっき層をアルカリ除去する。ついで、昇温脱離分析法により、試験片を加熱した際に、試験片から放出される水素量を測定する。具体的には、試験片を室温から昇温到達温度：300℃、昇温速度：200℃/hrの条件で加熱し、その後、室温まで冷却する。この際、加熱時の室温から50℃までの温度域で試験片から放出された累積水素量（以下、累積放出水素量ともいう）を測定する。そして、次式により、母材鋼板の低温域拡散性水素量を算出する。試験片の溶融亜鉛めっき層が完全に剥離されたか否かについては、試験片を室温から昇温し、200～210℃におけるTDA分析にて放出水素量がゼロになったことが確認できた場合を完全にめっき層が剥離でき

たと見なす。

$$[\text{母材鋼板の低温域拡散性水素量 (質量 ppm)}] = [\text{累積放出水素量 (g)}] \div [\text{試験片の質量 (g)}] \times 10^6$$

ここで、製造から24時間が経過した時点とは、溶融亜鉛めっきラインでの全ての工程（表2の焼鈍工程～再加熱工程）が終了し、連続焼鈍ラインの出側でコイル状に巻き取りが完了した時点を起点とし、その起点から24時間±2時間経過後の時点を意味する。

[0059] また、室温は、10～25℃の範囲内であれば、母材鋼板の低温域拡散性水素量の測定に特段の影響を与えるものではない。ただし、室温が、10～25℃の範囲外となる場合には、25℃を室温の代表温度とし、25℃から50℃までの温度域での試験片からの累積放出水素量を測定すればよい。

[0060] なお、打ち抜き加工、伸びフランジ成形、および曲げ加工等の冷間加工を施した溶融亜鉛めっき鋼板（部材）や、前記加工後の溶融亜鉛めっき鋼板（部材）をさらに溶接して製造した部材についても同様にして低温域拡散性水素量を測定すればよい。さらには、当該部材からなる自動車の骨格構造部品、又は、補強部品についても、上記と同様の要領で母材鋼板部分の低温域拡散性水素量を測定すればよい。

[0061] また、本発明の一実施形態に従う溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板の板厚は特に限定されないが、通常、0.3mm以上2.8mm以下である。

[0062] 溶融亜鉛めっき層について：

つぎに、本発明の一実施形態に従う溶融亜鉛めっき鋼板の溶融亜鉛めっき層について説明する。なお、ここでいう溶融亜鉛めっき層には、溶融亜鉛めっきに合金化処理を施して得た合金化溶融亜鉛めっき層も含むものとする。また、溶融亜鉛めっき層は、母材鋼板の両表面に設ける。

[0063] 溶融亜鉛めっき層の組成は特に限定されず、一般的なものであればよい。一例において溶融亜鉛めっき層は、Fe：20質量%以下、Al：0.001質量%以上1.0質量%以下を含有する。さらに、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi

、およびREMからなる群から選ばれる1種または2種以上を合計で0質量%以上3.5質量%以下含有する。そして、残部はZn及び不可避免的不純物からなる。合金化していない溶融亜鉛めっき層の場合には、一例においては、めっき層中のFe含有量が7質量%未満である。合金化溶融亜鉛めっき層の場合には、一例においては、めっき層中のFe含有量は7質量%以上15質量%以下、より好ましくは8質量%以上13質量%以下である。しかし、本発明は、これらに限定されない。

[0064] また、片面あたりのめっき付着量は、特に限定されるものではないが、20~80g/m²が好ましい。

[0065] 加えて、本発明の一実施形態に従う溶融亜鉛めっき鋼板では、溶融亜鉛めっき層のクラックおよびδ1相の半値全幅を適正に制御することが、肝要である。

[0066] [溶融亜鉛めっき層を貫通するクラック数密度：30本/mm以上]

本開示において、極めて重要な発明構成要件である。めっき層を貫通するクラック数密度を増加することで、製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板の低温域拡散性水素量を低減することができる。その結果として高い λ および曲げ性を有しながら、トリムエッジの品質を向上することができる。こうした効果を得るためには、めっき層を貫通するクラック数密度を30本/mm以上にする必要がある。なお、めっき層を貫通するクラック数密度の上限は特に限定しないが、めっき品質が低下することから、100本/mm以下であることが好ましい。したがって、めっき層を貫通するクラック数密度は30本/mm以上とする。めっき層を貫通するクラック数密度は、好ましくは40本/mm以上とする。めっき層を貫通するクラック数密度は、好ましくは100本/mm以下とする。

[0067] ここで、めっき層を貫通するクラック数密度は、以下のようにして測定する。

[0068] 溶融亜鉛めっき鋼板の圧延方向に平行な板厚断面(L断面)が観察面となるよう試料を切り出した後、ダイヤモンドペーストを用いて観察面を鏡面研

磨する。加速電圧が15 kVの条件で、SEMを用いて、熔融亜鉛めっき層を観察位置とし、2000倍の倍率で、1枚当たり圧延方向に140 μm 、板厚方向に44 μm の視野範囲で、圧延方向に2 mmの領域を観察する。上記の組織画像において、熔融亜鉛めっきを貫通したクラックの本数を計測し、2 mmで除することで、めっき層を貫通するクラック数密度を算出する。

[0069] [熔融亜鉛めっき層の δ 1相の半値全幅：0.100度以上]

本開示において、極めて重要な発明構成要件である。めっき層の δ 1相の半値全幅を増加することで、製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板の低温域拡散性水素量を低減することができ、結果として高い入および曲げ性を有しながら、トリムエッジの品質を向上することができる。こうした効果を得るためには、めっき層の δ 1相の半値全幅を0.100度以上にすることが必要である。なお、めっき層の δ 1相の半値全幅の上限は特に限定しないが、めっき品質が低下する場合があることから、0.150度以下であることが好ましい。したがって、めっき層の δ 1相の半値全幅は0.100度以上とする。めっき層の δ 1相の半値全幅は、好ましくは0.110度以上とする。めっき層の δ 1相の半値全幅は、好ましくは0.150度以下とする。

[0070] ここで、めっき層の δ 1相の半値全幅は、以下のようにして測定する。

[0071] 熔融亜鉛めっき鋼板の表面が観察面となるように試料を切り出した後、表面について、X線回折装置により、Cuの管球を用いて、サンプリングの角度ステップは0.006°とし、一点当たり0.36秒の測定を行う。また、X線回折装置・線源自身に由来する半値全幅を差し引く目的で、ひずみの無い標準試料として熱処理したSi及びLaB6をそれぞれ角度ステップ0.004°及び0.002°で測定を行う。その結果から、「N. L. Okamoto, K. Tanaka, A. Yasuhara and H. Inui: Acta Cryst., B70 (2014), 275.」に記載の同様の方法で、半値全幅の変化を求める。

[0072] 本発明の一実施形態に従う熔融亜鉛めっき鋼板の板厚は特に限定されない

が、通常、0.3 mm以上2.8 mm以下である。

[0073] 溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について：

つぎに、本発明の一実施形態に従う溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について、説明する。

[0074] まず、上述した成分組成を有する鋼素材を溶製して鋼スラブを製造する。本開示において、鋼素材の溶製方法は特に限定されず、転炉や電気炉等、公知の溶製方法いずれもが適合する。また、鋼スラブ（スラブ）は、マクロ偏析を防止するため、連続鑄造法で製造するのが好ましいが、造塊法や薄スラブ鑄造法などにより製造することも可能である。また、鋼スラブを製造した後、一旦室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法に加え、室温まで冷却しないで、温片のまま加熱炉に装入する。又は、わずかの保熱を行った後に直ちに圧延する直送圧延・直接圧延等の省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

[0075] 次いで、製造した鋼スラブに粗圧延および仕上げ圧延からなる熱間圧延を施して熱延板とする。一例においては、上記のように製造した鋼スラブを、一旦室温まで冷却し、その後スラブ加熱してから圧延する。スラブ加熱温度は、炭化物の溶解や、圧延荷重の低減の観点から、1100℃以上とすることが好ましい。また、スケールロスの増大を防止するため、スラブ加熱温度は1300℃以下とすることが好ましい。なお、スラブ加熱温度は、加熱時のスラブ表面の温度を基準とする。

[0076] ついで、鋼スラブを、通常の場合で粗圧延によりシートバーとする。なお、スラブ加熱温度を低めにした場合は、圧延時のトラブルを防止する観点から、仕上げ圧延前にバーヒーターなどを用いてシートバーを加熱することが好ましい。また、仕上げ圧延温度は、 A_{r3} 変態点以上が好ましい。仕上げ圧延温度を過度に低下させると、圧延負荷の増大や、オーステナイトの未再結晶状態での圧下率の上昇を招く。これにより、圧延方向に伸長した異常な組織が発達し、その結果、焼鈍後に得られる鋼板の加工性が低下する場合がある。なお、 A_{r3} 変態点は次式により求める。

$$A r_3 (\text{°C}) = 868 - 396 \times [\%C] + 24.6 \times [\%Si] - 68.1 \times [\%Mn] - 36.1 \times [\%Ni] - 20.7 \times [\%Cu] - 24.8 \times [\%Cr]$$

なお、上記の式中の [%元素記号] は、上記の成分組成における当該元素の含有量（質量%）を表し、当該元素を含まない場合には0とする。

[0077] なお、熱延時に粗圧延板同士を接合して連続的に仕上げ圧延を行ってもよい。また、粗圧延板（シートバー）を仕上げ圧延前に一旦巻き取っても構わない。また、熱間圧延時の圧延荷重を低減するために、仕上げ圧延の一部または全部を潤滑圧延としてもよい。潤滑圧延を行うことは、鋼板形状の均一化、および材質の均一化の観点からも有効である。なお、潤滑圧延時の摩擦係数は、0.10以上0.25以下の範囲とすることが好ましい。

[0078] 次に、熱延板に、酸洗を施す。酸洗によって、鋼板表面の酸化物を除去することができることから、最終製品の高強度鋼板における良好な化成処理性やめっき品質の確保のために重要である。なお、酸洗は、一回のみ行ってもよく、複数回に分けて行ってもよい。

[0079] 次に、酸洗後の熱延板、または酸洗後に任意で熱処理を施した熱延板（熱延焼鈍板）に冷間圧延を施して冷延鋼板とする。歪が均一に効率的に導入され、均一な組織が得られることから、タンデム式の多スタンド圧延またはリバース圧延等の、2パス以上のパス数を要する多パス圧延により冷間圧延を施すことが好ましい。

[0080] この際、累積圧下率を20%以上75%以下、とすることが本実施形態において、極めて重要な発明構成要件である。

[0081] [冷間圧延の累積圧下率：20%以上75%以下]

冷間圧延の累積圧下率を増加することで、マルテンサイトの面積率が増加し、フェライトの面積率が低下することから、高いYR、高い λ および高い曲げ性を得ることができる。こうした効果を得るためには、冷間圧延の累積圧下率を20%以上にする。一方、冷間圧延の累積圧下率が75%を超えると、焼鈍時に生成するオーステナイトの粒径が微細になり、焼鈍板の残留オ

ーステナイトの量が増加する。その結果、製造から24時間後における前記母材鋼板の低温域拡散性水素量が増加するため、 λ 及び曲げ性が低下し、さらにトリムエッジの品質が低下する。したがって、冷間圧延の累積圧下率は20%以上75%以下とする。冷間圧延の累積圧下率は、好ましくは25%以上とする。冷間圧延の累積圧下率は、好ましくは70%以下とする。冷間圧延の累積圧下率は、より好ましくは27%以上とする。冷間圧延の累積圧下率は、より好ましくは60%以下とする。

[0082] [冷間圧延の最終パスの通板速度：50 m p m以上（好適条件）]

冷間圧延の最終パスの通板速度を増加することで、母材鋼板の表層に歪を導入し、めっき層を貫通するクラック数密度を増加することができる。これは、溶融亜鉛めっき処理後の鋼板に、更に合金化処理する場合に顕著に有効となる。その結果、製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板の低温域拡散性水素量を低減することができ、結果として高い λ および曲げ性を有しながら、トリムエッジの品質を向上することができる。こうした効果を得るためには、冷間圧延の最終パスの通板速度は50 m p m以上とする。なお、冷間圧延の最終パスの通板速度の上限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、300 m p m以下であることが好ましい。したがって、冷間圧延の最終パスの通板速度は50 m p m以上とする。冷間圧延の最終パスの通板速度は、好ましくは70 m p m以上とする。冷間圧延の最終パスの通板速度は、好ましくは300 m p m以下とする。

[0083] 上記のようにして得られた冷延鋼板に、焼鈍工程を行う。焼鈍条件は以下のとおりである。

[0084] [加熱温度：780℃以上]

加熱温度（焼鈍温度）が780℃未満では、フェライト及びオーステナイトの二相域での焼鈍処理になり、焼鈍後に多量のフェライトを含有するため、所望のY Rを実現することが困難になる。なお、加熱温度の上限は特に規定しないが、加熱温度が上昇すると、焼鈍後の表層軟化厚みが増加し、T Sが低下することや、旧オーステナイト粒径が粗大化し、Y Rが低下すること

から、 1000°C 以下が好ましい。したがって、加熱温度は 780°C 以上とする。好ましくは 820°C 以上とする。加熱温度は、好ましくは 1000°C 以下とする。加熱温度は、より好ましくは 830°C 以上とする。加熱温度は、より好ましくは 980°C 以下とする。なお、加熱温度は、鋼板表面の温度を基準として測定する。なお、前記加熱温度での保熱時間は特に限定しないが、 10 s 以上 600 s 以下とすることが好ましい。

[0085] 上記の焼鈍後、溶融亜鉛めっき処理を行う前に冷延鋼板を冷却する。この際の条件については、特に限定されず、常法に従えばよい。例えば、加熱温度以下 500°C 以上の温度域における平均冷却速度は特に限定されるものではないが、マルテンサイトおよびフェライトの面積率を制御する観点から、 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。

[0086] [めっき処理工程]

ついで、冷延鋼板に、めっき処理を施し、めっき鋼板とする。めっき処理としては、溶融亜鉛めっき処理が挙げられる。また、溶融亜鉛めっき処理後に、合金化処理を施してもよい。加えて、焼鈍、冷却およびめっき処理を1ライン(CGL(Continuous Galvanizing Line))で連続して行ってもよい。例えば、焼鈍後、冷延鋼板を 500°C 程度の温度域に冷却する。ついで、冷延鋼板を冷却帯の鋼帯出側に通板し、先端部が溶融亜鉛めっき浴に浸漬されたスナウトを介して、溶融亜鉛めっき浴へと移動させつつ、さらに冷却する。冷延鋼板の冷却終了から冷延鋼板が溶融亜鉛めっき浴に侵入するまでの時間は、特に限定されるものではないが、マルテンサイトおよびフェライトの面積率を制御する観点から、 1 s 以上 300 s 以下とすることが好ましい。なお、冷却帯とスナウトとの連結部の直前には、冷延鋼板の進行方向を変化させてスナウト内に侵入させるためのロールが設けられており、冷延鋼板は、該ロールを通過してから、スナウト内に侵入する。ついで、スナウトを介して、溶融亜鉛めっき浴へと導かれた冷延鋼板を、溶融亜鉛めっき浴中に浸漬させ、溶融亜鉛めっき処理を施し、めっき鋼板とする。

- [0087] 溶融亜鉛めっき処理では、例えば、冷延鋼板を440℃以上500℃以下の溶融亜鉛めっき浴中に浸漬させる。また、Al量が0.10質量%以上0.23質量%以下であり、残部がZnおよび不可避免的不純物である組成の溶融亜鉛めっき浴を用いることが好ましい。
- [0088] また、上記のような溶融亜鉛めっき処理後に、460℃以上600℃以下の温度域での合金化処理を施してもよい。合金化処理温度が460℃未満では、Zn-Fe合金化速度が過度に遅くなってしまい、生産性が低下する。一方、合金化処理温度が600℃を超えると、未変態オーステナイトがパーライトへ変態し、所望のマルテンサイトの面積率が得られない場合がある。そのため、合金化処理温度は、460℃以上600℃以下が好ましい。合金化処理温度は、好ましくは470℃以上である。また、合金化処理温度は、好ましくは560℃以下である。
- [0089] また、めっき付着量は片面あたり20~80g/m²（両面めっき）が好ましい。なお、めっきの付着量は、溶融亜鉛めっき処理後にガスワイピング等を行うことにより調節することが可能である。
- [0090] [任意の冷却工程]
- 焼鈍工程後は、任意で、めっき鋼板を冷却する（冷却工程）。500℃未満から400℃超における平均冷却速度は特に限定しないが、5℃/s以上30℃/s以下とすることが好ましい。また、前記加熱温度以下400℃超の温度域において、高強度鋼板を一旦冷却し、再度鋼板温度を上昇しても構わない。
- [0091] [250℃以上400℃以下の温度域における平均冷却速度：1.0℃/s以上（冷却工程）]
- 250℃以上400℃以下の温度域における平均冷却速度を増加することで、フェライトの面積率を減少し、マルテンサイトの面積率を増加することができる。溶融亜鉛めっき層が凝固した後に、母材鋼板がマルテンサイト変態することで、めっき層を貫通するクラック数密度を増加することができる。その結果、製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板の低温

域拡散性水素量を低減することができ、結果として高い入および曲げ性を有しながら、トリムエッジの品質を向上することができる。こうした効果を得るためには、250℃以上400℃以下の温度域における平均冷却速度を1.0℃/s以上とする。250℃以上400℃以下の温度域における平均冷却速度は、2.0℃/s以上が好ましく、3.0℃/s以上がより好ましく、4.0℃/s以上がさらに好ましい。なお、250℃以上400℃以下の温度域における平均冷却速度の上限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、100.0℃/s以下が好ましく、80.0℃/s以下がさらに好ましい。冷却停止温度が250℃を超える場合は、平均冷却速度は冷却停止温度以上400℃以下の温度域における値とする。なお、平均冷却速度は、鋼板表面の温度を基準として測定する。

[0092] なお、250℃以上400℃以下の温度域における冷却方法としては、ガスジェット冷却、ミスト冷却、水冷、及び空冷などを適用することができる。

[0093] [表層における一軸引張歪量：0.1%以上]

上記の焼鈍および冷却を経た溶融亜鉛めっき鋼板に、表層における一軸引張歪量のある程度以上とする加工を付与することにより、めっき層を貫通するクラック数密度およびめっき層の δ 1相の半値全幅を増加することができる。その結果、製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板の低温域拡散性水素量を低減することができ、結果として高い入および曲げ性を有しながら、トリムエッジの品質を向上することができる。こうした効果を得るためには、表層における一軸引張歪量は0.1%以上にする必要がある。表層における一軸引張歪量は、好ましくは0.5%以上、より好ましくは1.0%以上である。なお、表層における一軸引張歪量の上限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、表層における一軸引張歪量は10.0%以下とすることが好ましい。表層における一軸引張歪量は、より好ましくは7.5%以下である。

[0094] ここで、表層とは、溶融亜鉛めっき鋼板のめっき層を意味し、表層にお

る一軸引張歪量は、焼鈍および冷却を経た溶融亜鉛めっき鋼板の表面に、通板方向にマーカを付与し、歪付与後の通板方向のマーカの変位から、算出する。なお、ここで記載した歪付与方法は調質圧延、テンションレベラー、および、ロールによる繰り返し曲げ等による加工の方法である。

[0095] [冷却工程での保熱温度：100℃以上450℃以下（好適条件）]

上述の冷却工程において、100℃以上450℃以下の温度域の保熱温度で5 s以上保熱することが好ましい。上記範囲内にあることで、溶融亜鉛めっき鋼板に保熱を施し、ベイニティックフェライトの面積率をより低減することで、Y R、 λ 及び曲げ性をより好適な範囲内とすることができる。冷却工程での保熱温度は150℃以上がより好ましく、200℃以上がさらに好ましい。また、冷却工程での保熱温度は400℃以下がより好ましく、350℃以下がさらに好ましい。なお、前記冷却工程での温度は鋼板表面温度を基準とする。この温度で保熱した後、冷却し、上述の表層における一軸引張歪量が0.1%以上の歪付与加工を行う。この保熱後の冷却条件は特に限定されず、常法に従えばよい。

[0096] [冷却工程での保熱時間：5 s以上（好適条件）]

冷却工程での前記保熱温度で保熱することで、Y R、 λ 及び曲げ性をより好適な範囲内とすることができる。こうした効果を得るためには、冷却工程での保熱温度における保熱時間は5 s以上が好ましく、10 s以上がより好ましく、15 s以上がさらに好ましい。なお、冷却工程での保熱温度における保熱時間の上限は特に規定しないが、TSをより好適な範囲内とするためには、冷却工程での保熱温度における保熱時間は500 s以下が好ましく、250 s以下がより好ましい。

[0097] [冷却停止温度：250℃以下（好適条件）]

上述した冷却工程において、冷却停止温度は250℃以下が好ましく、200℃以下がより好ましい。冷却停止温度が250℃以下であれば、焼鈍後に多量の残留オーステナイトが生じることを防ぎ、Y R、 λ 及び曲げ性をより向上することができる。なお、冷却停止温度の下限は特に規定しないが、

生産性の観点から室温以上とすることが好ましい。なお、冷却停止速度は、鋼板表面の温度を基準として測定する。

[0098] なお、250℃以下前記冷却停止温度までの平均冷却速度は特に規定しないが、Y Rをより向上するためには、250℃以下前記冷却停止温度までの平均冷却速度は1℃/s以上が好ましく、2℃/s以上がより好ましい。一方、生産技術上の制約から、250℃以下前記冷却停止温度までの平均冷却速度は、1000℃/s以下が好ましく、150℃/s以下がより好ましい。

[0099] なお、冷延鋼板を、前記冷却停止温度から室温まで冷却してもよい。冷却停止温度から室温までの平均冷却速度は特に限定されず、任意の方法により室温まで冷却することができる。冷却方法としては、ガスジェット冷却、ミスト冷却、水冷、及び空冷などを適用することができる。

[0100] 上述の通りに焼鈍を施した溶融亜鉛めっき鋼板を、前記冷却停止温度まで冷却した後、圧延してもよい。圧延の伸長率は、0.05%以上が好ましく、0.10%以上がより好ましい。前記冷却停止温度まで冷却した後に実施する圧延の伸長率を0.05%以上とすることで、Y Rを所望の範囲に制御することができる。また、圧延の伸長率は、2.00%以下が好ましく、1.00%以下がより好ましい。前記冷却停止温度まで冷却した後における圧延の伸長率を2.00%以下とすることで、残留オーステナイトの体積率をより好適な範囲内とし、曲げ性及び腐食環境下でのせん断端面の損傷度をより好適な範囲とすることができる。

[0101] 前記冷却停止温度まで冷却した後における圧延は、上述した連続焼鈍装置と連続した装置上で（オンラインで）行ってもよいし、上述した連続焼鈍装置とは不連続な装置上によって（オフラインで）行ってもよい。また、一回の圧延で目的の伸長率を達成してもよいし、複数回の圧延を行い、合計で0.05%以上2.00%以下の伸長率を達成してもよい。なお、ここで記載した圧延とは一般的には調質圧延のことを指すが、調質圧延と同等の伸長率を付与できれば、テンションレベラーやロールによる繰り返し曲げ等による

加工の方法であっても構わない。

[0102] [再加熱工程]

[再加熱温度：（冷却停止温度 + 50℃）以上450℃以下（好適条件）

]

前記冷却停止温度までの冷却後、あるいは前記冷却停止温度までの冷却後にさらに圧延した後に、溶融亜鉛めっき鋼板に再加熱を施してもよい（再加熱工程）。溶融亜鉛めっき鋼板に再加熱を施すことで、YR及び曲げ性をより好適な範囲内とすることができる。こうした効果を得るためには、再加熱温度は、（冷却停止温度 + 50℃）以上が好ましく、（冷却停止温度 + 100℃）以上がより好ましく、（冷却停止温度 + 150℃）以上がさらに好ましい。一方、再加熱温度の上昇に伴い、マルテンサイトの焼戻しが進行し、TSが低下することから、再加熱温度は、450℃以下が好ましく、400℃以下がより好ましく、380℃以下がさらに好ましい。なお、上記再加熱温度の温度は鋼板表面温度を基準とする。この温度に再加熱・保熱した後、冷却する。この再加熱は、上述の表層における一軸引張歪量が0.1%以上の歪付与加工を行った後に行っても良いし、当該歪付与加工を行う前に行ってもよい。この再加熱・保熱後の冷却条件は特に限定されず、常法に従えばよい。

[0103] [再加熱温度での保熱時間：5 s以上（好適条件）]

前記再加熱温度で保熱することで、YR及び曲げ性をより好適な範囲内とすることができる。こうした効果を得るためには、再加熱温度での保熱時間は、5 s以上が好ましく、10 s以上がより好ましく、15 s以上がさらに好ましい。なお、再加熱温度での保熱時間の上限は特に規定しないが、TSをより好適な範囲内とするためには、再加熱温度での保熱時間は、500 s以下が好ましく、250 s以下がより好ましい。なお、前記再加熱温度から室温までの冷却速度は特に限定されず、任意の方法により室温まで冷却することができる。冷却方法としては、ガスジェット冷却、ミスト冷却、水冷、及び空冷などを適用することができる。

[0104] なお、溶融亜鉛めっき鋼板が取引対象となる場合には、通常、室温まで冷却された後、取引対象となる。なお、上記した条件以外の製造条件は、常法によることができる。

[0105] 部材について：

つぎに、本発明の一実施形態に係る部材について、説明する。

[0106] 本発明の一実施形態に係る部材は、上記した本発明の一実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板を用いてなる部材である。本発明の一実施形態に係る部材は、例えば、上記した本発明の一実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板を、冷間プレス加工などにより、目的の形状に成形したものである。したがって、部材に成形後も溶融亜鉛めっき鋼板のミクロ組織と低温域拡散性水素量、ならびに溶融亜鉛めっき層の特性を備えている。本発明の一実施形態に係る部材は、好適には、自動車の骨格構造部品用、または、自動車の補強部品用であり、一実施形態において、これらは本発明の部材からなる。

[0107] ここで、上記した本発明の一実施形態に従う溶融亜鉛めっき鋼板は、高いYR、ならびに、伸びフランジ性および曲げ性を有し、かつ、トリムエッジの品質も高めた、溶融亜鉛めっき鋼板の開発である。そのため、本発明の一実施形態に従う部材は車体の軽量化に寄与できるので、特に、自動車の骨格構造部品用、または、自動車の補強部品用の部材全般に好適に用いることができる。

実施例

[0108] 表1に示す成分組成を有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼スラブ（鋼素材）を転炉にて溶製し、連続鋳造法にて鋼スラブを得た。得られた鋼スラブを1250℃に加熱して、粗圧延し、シートバーを得た。ついで、得られたシートバーに、仕上げ圧延温度：900℃で仕上げ圧延を施し、巻取り温度：500℃で巻取り。その後冷却を行い、熱延鋼板を得た。得られた熱延鋼板に酸洗を施した後、表2に示す条件で冷間圧延を施し、板厚：1.4mmの冷延鋼板を得た。

[0109] ついで、得られた冷延鋼板に、表2に示す条件で焼鈍を施した。ついで、

冷延鋼板に、表 2 の示す種類のめっき処理を施し、両面に熔融亜鉛めっき層を有するめっき鋼板を得た。表 2 中のめっき処理の種類における G 1 は熔融亜鉛めっき処理のみ（合金化処理なしの熔融亜鉛めっき鋼板）、G A は熔融亜鉛めっき処理に加えて合金化処理（合金化熔融亜鉛めっき鋼板）を行ったことを意味する。

[0110]

[0111] [表2]

No.	鋼種	冷延工程		焼鈍工程	冷却工程			歪付与工程	再加熱工程		めっき処理条件	備考	
		累積圧下率 (%)	最終パスの通板速度 (mpm)	加熱温度 (°C)	250~400°Cでの平均冷却速度 (°C/s)	保熱温度 (°C)	保熱時間 (s)	冷却停止温度 (°C)	表層における一軸引張歪量 (%)	再加熱温度 (°C)	再加熱温度での保熱時間 (s)		種類
1	A	50	130	950	14.7	-	-	50	3.0	350	50	GA	発明例
2	A	50	130	950	14.7	300	70	-	3.0	-	-	GA	発明例
3	A	50	130	950	14.7	150	120	-	3.0	-	-	GA	発明例
4	B	40	80	850	9.8	-	-	80	4.0	250	100	GA	発明例
5	C	45	100	890	5.0	-	-	室温	5.0	300	60	GA	発明例
6	C	45	100	890	5.0	350	60	-	5.0	-	-	GA	発明例
7	C	45	100	890	5.0	200	100	-	5.0	-	-	GA	発明例
8	D	55	180	850	9.8	-	-	室温	2.0	300	60	GA	発明例
9	E	65	250	800	5.0	-	-	室温	7.0	300	60	GA	発明例
10	E	10	250	800	5.0	-	-	室温	7.0	300	60	GA	比較例
11	E	85	250	800	5.0	-	-	室温	7.0	300	60	GA	比較例
12	E	65	30	800	5.0	-	-	室温	7.0	300	60	GA	発明例
13	E	65	250	750	5.0	-	-	室温	7.0	300	60	GA	比較例
14	E	65	250	800	0.5	-	-	室温	7.0	300	60	GA	比較例
15	E	65	250	800	5.0	-	-	室温	0.04	300	60	GA	比較例
16	F	55	200	820	3.0	-	-	50	1.0	200	90	GA	比較例
17	G	55	200	820	3.0	-	-	50	1.0	200	90	GA	比較例
18	H	55	200	820	3.0	-	-	50	1.0	200	90	GA	比較例
19	I	55	200	820	3.0	-	-	50	1.0	200	90	GA	比較例
20	J	50	170	850	10.1	-	-	50	5.0	250	50	GA	発明例
21	K	50	170	825	15.1	-	-	室温	5.0	300	100	GA	発明例
22	L	50	170	830	10.3	-	-	80	6.0	250	100	GA	発明例
23	M	50	170	840	29.8	-	-	室温	2.0	250	100	GA	発明例
24	N	50	170	850	14.5	-	-	80	4.0	300	50	GA	発明例
25	O	20	50	830	15.2	-	-	100	4.0	300	100	GA	発明例
26	P	70	300	870	30.3	-	-	50	5.0	250	100	GA	発明例
27	Q	25	70	990	9.9	-	-	50	3.0	250	100	GA	発明例
28	R	55	200	900	7.9	-	-	50	5.0	350	30	GI	発明例
29	S	55	200	780	8.4	-	-	50	5.0	250	100	GA	発明例
30	T	50	150	850	2.1	-	-	150	5.0	250	100	GA	発明例
31	U	55	220	920	50.1	-	-	50	5.0	450	100	GA	発明例
32	V	55	220	880	15.1	-	-	50	0.2	450	5	GA	発明例
33	W	55	220	880	15.1	-	-	50	8.0	450	5	GA	発明例
34	X	55	220	850	10.3	-	-	50	4.0	250	100	GI	発明例

下線部: 範囲外を示す。

[0112] なお、G Iでは、めっき浴として、A l : 0. 2 0 質量%を含有し、残部がZ nおよび不可避的不純物からなる溶融亜鉛めっき浴を使用した。また、GAでは、A l : 0. 1 4 質量%を含有し、残部がZ nおよび不可避的不純物からなる溶融亜鉛めっき浴を使用した。めっき浴温はいずれも4 7 0 °Cとした。めっき付着量は、G Iでは、片面あたり4 5 ~ 7 2 g / m² (両面めっき) 程度とし、また、GAでは、片面あたり4 5 g / m² (両面めっき) 程度とした。また、GAでは、合金化処理温度を5 5 0 °C程度とした。

[0113] また、G Iの溶融亜鉛めっき層の組成は、F e : 0. 1 ~ 1. 0 質量%、

Al : 0.2 ~ 1.0 質量%で、残部がZnおよび不可避免的不純物であった。GAの合金化溶融亜鉛めっき層の組成は、Fe : 7 ~ 15 質量%、Al : 0.1 ~ 1.0 質量%で、残部がZnおよび不可避免的不純物であった。

[0114] ついで、得られた溶融亜鉛めっき鋼板を表2に示す条件で冷却、再加熱を施した。なお、明記していない条件については、常法に従うものとした。

[0115] かくして得られた鋼板について、上述した方法により、母材鋼板の板厚1/4位置における組織の同定を行った。さらに、製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板の低温域拡散性水素量、めっき層を貫通するクラック数密度、ならびに、めっき層の δ 1相の半値全幅を測定した。結果を表3に示す。なお、得られた鋼板の母材鋼板の成分組成は、鋼スラブ段階の成分組成と実質的に同一であり、適合鋼についてはいずれも上記した実施形態に係る成分組成の範囲内であり、比較鋼についてはいずれも上記した実施形態に係る成分組成の範囲外であった。

[0116] また、得られた鋼板について、以下の試験方法に従い、引張特性および製造直後の伸びフランジ性、製造直後の曲げ性、および、トリムエッジの品質を評価した。結果を表3に併記する。なお、実施例における製造直後とは、製造から24時間が経過した時点を意味する。

[0117] [引張試験]

引張試験は、JIS Z 2241 : 2022に準拠して行った。得られた鋼板より、鋼板の圧延方向に対して直角方向となるようにJIS 5号試験片を採取し、クロスヘッド速度が $1.67 \times 10^{-1} \text{ mm/s}$ の条件で引張試験を行い、YSおよびTSを測定した。なお、本発明では、降伏比(YR)が55%以上の場合を部品強度が高いと判断した。なお、YRは上述の式(1)に記載の計算方法で算出した。

[0118] [穴広げ試験]

穴広げ試験は、JIS Z 2256に準拠して行った。製造から24時間後の鋼板より、 $100 \text{ mm} \times 100 \text{ mm}$ にせん断し、ついで、せん断した鋼板にクリアランス : 12.5%で直径 : 10 mmの穴を打ち抜いた。つい

で、内径：75 mmのダイスを用いてしわ押さえ力：9 t o n（88.26 k N）で鋼板を抑え、その状態で、頂角：60°の円錐ポンチを穴に押し込んで亀裂発生限界における穴直径を測定した。そして、次式により、限界穴広げ率： λ （%）を求めた。

$$\text{限界穴広げ率：}\lambda\text{（\%）} = \{ (D_f - D_o) / D_o \} \times 100$$

ここで、 D_f は亀裂発生時の穴径（mm）、 D_o は初期穴径（mm）である。そして、限界穴広げ率： λ が30%以上の場合に、製造直後の伸びフランジ性に優れると判断した。

[0119] [曲げ試験]

曲げ試験は、J I S Z 2248：2022に準拠して行った。製造から24時間が経過した時点の鋼板から、鋼板の圧延方向に対して平行方向が曲げ試験の軸方向となるように、幅が30 mm、長さが100 mmの短冊状の試験片を採取した。その後、押し込み荷重が100 k N、押し付け保持時間が5秒とする条件で、90° V曲げ試験を行った。なお、本開示では、曲げ性は曲げ半径（R）を板厚（t）で除した値 R/t が約4.5即ち、4.3～4.7となるRにおいて、5サンプルの曲げ試験を実施した。次いで、5サンプル全ての曲げ頂点の稜線部におけるき裂の長さを評価し、き裂長さが200 μ m以下の場合、製造直後の曲げ性に優れると判断した。ここで、き裂長さは、曲げ頂点の稜線部をデジタルマイクロスコープ（RH-2000：株式会社ハイロックス製）を用いて、40～160倍の倍率で測定することにより評価した。

[0120] [トリムエッジの品質]

トリムエッジの品質は、CGLの出側でのコイルのエッジを、実際のクリアランスが15～20%となるようにトリムした後、そのトリムされたエッジに対して、観察面である垂直方向にトリムエッジを含むように切断した。ついで、ダイヤモンドペーストを用いて観察面を鏡面研磨した。加速電圧が15 k Vの条件で、SEMを用いて、トリムエッジを観察位置とし、30倍の倍率で、トリムエッジ全体を含むように観察した。得られた画像に割れが

確認されない場合に、トリムエッジの品質に優れると判断した。ここで、割れとは100 μ m以上の長さの亀裂を意味する。

[0121] 前述した方法にしたがって、マルテンサイト及びフェライトの面積率、残留オーステナイトの体積率、製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板の低温域拡散性水素量、めっき層を貫通するクラック数密度、めっき層の δ 1相の半値全幅を求めた。また、残部組織について、以下に記載の方法にて観察した。鋼板の圧延方向に平行な板厚断面（L断面）が観察面となるよう試料を切り出した後、ダイヤモンドペーストを用いて観察面を鏡面研磨し、その後、3vol.%ナイトールでエッチングして組織を現出させた。加速電圧が15kVの条件で、SEMを用いて、鋼板の板厚の1/4位置を観察位置とし、5000倍の倍率で、17 μ m \times 23 μ mの視野範囲で3視野観察した。得られた組織画像から残部組織として炭化物を識別した。

[0122] 表3に示すように、本発明例では、YR、 λ 、曲げ性、および、トリムエッジの品質が優れている。一方、比較例では、YR、 λ 、曲げ性、および、トリムエッジの品質のいずれか一つ以上が劣っている。

[0123]

[表3]

No.	鋼種	Mの面積率 (%)	α の面積率 (%)	残留 γ の体積率 (%)	残留部組織	製造から24時間後における母材鋼板の低溫域拡散性水素量 (質量ppm)	溶融重鉛めっき層を貫通するクラック数密度 (本/mm)	溶融重鉛めっき層の δ 1相の半値全幅 (度)	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	製造直後の入 (%)	製造直後の曲げ性 (μ m)	トリムエッジの品質	備考
1	A	90	5	2.3	θ	0.007	68	0.119	1351	1589	85	41	127	合格	発明例
2	A	91	5	2.0	θ	0.004	70	0.118	1288	1571	82	40	93	合格	発明例
3	A	92	3	2.1	θ	0.004	66	0.117	1210	1572	77	40	158	合格	発明例
4	B	92	3	2.7	θ	0.003	76	0.124	1496	1739	86	36	142	合格	発明例
5	C	87	7	2.8	θ	0.009	83	0.129	1065	1224	87	47	78	合格	発明例
6	C	88	5	4.4	θ	0.008	89	0.127	1023	1248	82	45	85	合格	発明例
7	C	88	8	3.1	θ	0.003	81	0.127	891	1221	73	47	80	合格	発明例
8	D	94	2	2.9	θ	0.004	56	0.111	1727	2008	86	33	58	合格	発明例
9	E	48	51	0.2	θ	0.010	96	0.135	897	1008	89	51	43	合格	発明例
10	E	20	76	1.2	θ	0.005	93	0.135	495	952	52	20	224	合格	比較例
11	E	36	42	20.6	θ	0.017	95	0.136	741	1015	73	19	292	不合格	比較例
12	E	54	43	0.3	θ	0.015	31	0.134	876	1030	85	30	200	合格	発明例
13	E	15	79	1.8	θ	0.003	95	0.136	502	965	52	49	41	合格	比較例
14	E	4	71	21.7	θ	0.018	22	0.134	567	1050	54	16	286	不合格	比較例
15	E	53	46	0.8	θ	0.023	18	0.094	882	1025	86	13	416	不合格	比較例
16	F	22	76	0.8	θ	0.007	43	0.109	437	841	52	48	67	合格	比較例
17	G	43	33	21.2	θ	0.019	48	0.107	777	1022	76	21	259	不合格	比較例
18	H	23	75	1.8	θ	0.019	24	0.107	325	602	54	26	284	不合格	比較例
19	I	95	0	2.0	θ	0.019	44	0.110	818	1062	77	19	330	不合格	比較例
20	J	89	6	3.2	θ	0.010	82	0.129	1374	1656	83	41	133	合格	発明例
21	K	93	1	2.5	θ	0.003	81	0.128	1370	1557	88	38	179	合格	発明例
22	L	91	6	2.3	θ	0.007	91	0.133	1196	1375	87	42	177	合格	発明例
23	M	95	0	4.2	θ	0.009	51	0.114	1580	1795	88	36	70	合格	発明例
24	N	91	3	3.2	θ	0.009	72	0.124	1246	1501	83	39	96	合格	発明例
25	O	90	5	4.3	θ	0.004	74	0.124	1200	1446	83	31	200	合格	発明例
26	P	83	4	10.6	θ	0.012	83	0.130	1616	2020	80	30	197	合格	発明例
27	Q	90	5	3.9	θ	0.009	65	0.116	1307	1613	81	36	99	合格	発明例
28	R	91	4	2.9	θ	0.015	32	0.128	1324	1488	89	31	193	合格	発明例
29	S	87	11	1.6	θ	0.007	86	0.130	1182	1442	82	40	77	合格	発明例
30	T	80	9	10.1	θ	0.013	82	0.127	1243	1593	78	31	192	合格	発明例
31	U	94	0	2.3	θ	0.002	88	0.127	1440	1582	91	46	0	合格	発明例
32	V	93	3	2.0	θ	0.014	37	0.102	1447	1573	92	31	192	合格	発明例
33	W	91	4	2.4	θ	0.001	98	0.137	1436	1578	91	52	0	合格	発明例
34	X	94	1	3.6	θ	0.015	38	0.121	1436	1689	85	30	197	合格	発明例

下線部:範囲外を示す。
M:マルテンサイト、 α :フェライトおよび/またはベイニティックフェライト、残留 γ :残留オーステナイト、 θ :セメンタイトおよび/または準安定炭化物

[0124] 以上、本発明の実施の形態について説明したが、本発明は、本実施の形態による本発明の開示の一部をなす記述により限定されない。すなわち、本実

施の形態に基づいて当業者等によりなされる他の実施の形態、実施例及び運用技術などは全て本発明の範疇に含まれる。例えば、上記した製造方法における一連の熱処理においては、熱履歴条件さえ満足すれば、鋼板に熱処理を施す設備等は特に限定されない。

産業上の利用可能性

- [0125] 本発明によれば、伸びフランジ性、曲げ性及びトリムエッジの品質に優れ、かつ高い部品強度を有する溶融亜鉛めっき鋼板が得られる。
- [0126] 特に、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、トリムエッジの品質に優れるので、高い部品強度を得ながら、種々の大きさおよび形状の自動車の骨格構造部品などに適用することが可能である。これにより、車体軽量化による燃費向上を図ることができ、産業上の利用価値は極めて大きい。

請求の範囲

- [請求項1] 母材鋼板と、前記母材鋼板の表面の溶融亜鉛めっき層と、を備え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 : 0.030%以上0.500%以下、
- Si : 0.01%以上2.50%以下、
- Mn : 0.10%以上5.00%以下、
- P : 0.100%以下、
- S : 0.0200%以下、
- Al : 0.100%以下、
- N : 0.0100%以下および
- O : 0.0100%以下を含有し、
- 残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、
- 前記母材鋼板の板厚1/4位置において、
- マルテンサイトの面積率が30%以上、
- フェライトの面積率が70%以下、および、
- 残留オーステナイトの体積率が20.0%以下のミクロ組織と、を有し、
- 前記溶融亜鉛めっき鋼板の製造から24時間が経過した時点における前記母材鋼板を室温から50℃まで加熱する際に前記母材鋼板から放出される水素量である、低温域拡散性水素量が0.015質量ppm以下であり、
- 前記溶融亜鉛めっき層において、
- 前記溶融亜鉛めっき層を貫通するクラック数密度が30本/mm以上、
- 前記溶融亜鉛めっき層の δ 1相の半値全幅が0.100度以上である、溶融亜鉛めっき鋼板。
- [請求項2] 前記成分組成は、さらに、質量%で、

T i : 0. 2 0 0 % 以下、
N b : 0. 2 0 0 % 以下、
V : 0. 2 0 0 % 以下、
T a : 0. 1 0 % 以下、
W : 0. 1 0 % 以下、
B : 0. 0 1 0 0 % 以下、
C r : 1. 0 0 % 以下、
M o : 1. 0 0 % 以下、
C o : 0. 0 1 0 % 以下、
N i : 1. 0 0 % 以下、
C u : 1. 0 0 % 以下、
S n : 0. 2 0 0 % 以下、
S b : 0. 2 0 0 % 以下、
C a : 0. 0 1 0 0 % 以下、
M g : 0. 0 1 0 0 % 以下、
R E M : 0. 0 1 0 0 % 以下、
Z r : 0. 1 0 0 % 以下、
T e : 0. 1 0 0 % 以下、
H f : 0. 1 0 % 以下、
B i : 0. 2 0 0 % 以下、

のうちから選ばれる少なくとも1種の元素を含有する、請求項1に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

[請求項3] 前記溶融亜鉛めっき層が、合金化溶融亜鉛めっき層である、請求項1または2に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

[請求項4] 請求項1～3のいずれか1項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板を用いてなる、部材。

[請求項5] 請求項4に記載の部材からなる、自動車の骨格構造部品又は自動車の補強部品。

- [請求項6] 請求項1または2に記載の成分組成を有する鋼スラブに、
熱間圧延を施して熱延鋼板とし、
ついで、前記熱延鋼板に酸洗を施して酸洗板とし、
ついで、前記酸洗板に、累積圧下率を20%以上75%以下として
冷間圧延を施して冷延鋼板とし、
ついで、前記冷延鋼板を、加熱温度：780℃以上の条件で、焼鈍
し、
ついで、前記冷延鋼板に、溶融亜鉛めっき処理を施してめっき鋼板
とし、
ついで、前記めっき鋼板を、250℃以上400℃以下の温度域に
おける平均冷却速度を1.0℃/s以上の条件で、冷却し、
ついで、前記めっき鋼板に、表層における一軸引張歪量が0.1%
以上を付与する加工を施す、溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。
- [請求項7] 前記めっき鋼板の冷却中に、100℃以上450℃以下の温度域で
5s以上保熱し、その後冷却し、その後、前記加工を施す、請求項6
に記載の溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。
- [請求項8] 前記めっき鋼板の冷却中に、250℃以下の冷却停止点で冷却を停
止した後、(冷却停止温度+50℃)以上450℃以下の温度域に再
加熱し、この温度域で5s以上保熱し、その後冷却し、その後、前記
加工を施す、請求項6に記載の溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。
- [請求項9] 前記めっき鋼板の冷却中に、250℃以下の冷却停止点で冷却を停
止し、その後、前記加工を施し、ついで、(冷却停止温度+50℃)
以上450℃以下の温度域に再加熱し、この温度域で5s以上保熱し
、その後冷却する、請求項6に記載の溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法
。
- [請求項10] 前記溶融亜鉛めっき処理後の鋼板に合金化処理を施す、請求項6～
9のいずれか1項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。
- [請求項11] 冷間圧延を施す際に、最終パスの通板速度を50m/p以上とする

、請求項6～10のいずれか1項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項12] 請求項1～3のいずれか1項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板に、成形加工又は接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を有する、部材の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/018163

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
<p><i>C22C 38/00</i>(2006.01)i; <i>C21D 9/46</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/06</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/60</i>(2006.01)i; <i>C23C 2/06</i>(2006.01)i; <i>C23C 2/26</i>(2006.01)i FI: C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/60; C21D9/46 J; C23C2/06; C23C2/26</p> <p>According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC</p>		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00-38/60; C21D9/46-9/48; C23C2/00-2/40		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Published examined utility model applications of Japan 1922-1996 Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2024 Registered utility model specifications of Japan 1996-2024 Published registered utility model applications of Japan 1994-2024		
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.
X	WO 2016/072479 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 12 May 2016 (2016-05-12) paragraphs [0002], [0012]-[0049], [0071], [0076]-[0124], tables 1-22	1-2, 4-8, 12
A		3, 9-11
A	JP 11-200000 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 27 July 1999 (1999-07-27) claims 1-2, examples	1-12
A	JP 2006-183090 A (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO) 13 July 2006 (2006-07-13) paragraphs [0008]-[0018]	1-12
A	WO 2020/136990 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 02 July 2020 (2020-07-02) paragraph [0008], examples	1-12
A	WO 2022/091529 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 05 May 2022 (2022-05-05) paragraphs [0030]-[0033], [0075]	1-12
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
<p>* Special categories of cited documents:</p> <p>“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>“D” document cited by the applicant in the international application</p> <p>“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date</p> <p>“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)</p> <p>“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&” document member of the same patent family</p>		
Date of the actual completion of the international search 19 July 2024		Date of mailing of the international search report 30 July 2024
Name and mailing address of the ISA/JP Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2024/018163

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2016/072479	A1	12 May 2016	EP 3216886 A1 paragraphs [0003], [0016]- [0055], [0084], [0093]-[0165], tables 1-22	
				BR 112017008311 A2	
				CN 107148487 A	
				KR 10-2017-0063785 A	
				MX 2017005507 A	
				TW 201623652 A	
				US 2017/0314116 A1	

JP	11-200000	A	27 July 1999	(Family: none)	

JP	2006-183090	A	13 July 2006	(Family: none)	

WO	2020/136990	A1	02 July 2020	EP 3904554 A1 paragraph [0008], examples	
				CN 113227430 A	
				KR 10-2021-0095190 A	
				MX 2021007806 A	
				US 2022/0090223 A1	

WO	2022/091529	A1	05 May 2022	EP 4215294 A1 paragraphs [0030]-[0033], [0075]	
				CN 116348215 A	
				KR 10-2023-0069975 A	
				MX 2023004567 A	
				US 2023/0392226 A1	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C22C 38/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; C23C 2/06(2006.01)i; C23C 2/26(2006.01)i FI: C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/60; C21D9/46 J; C23C2/06; C23C2/26		
B. 調査を行った分野		
調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C22C38/00-38/60; C21D9/46-9/48; C23C2/00-2/40		
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2024年 日本国実用新案登録公報 1996-2024年 日本国登録実用新案公報 1994-2024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
X A	WO 2016/072479 A1（新日鐵住金株式会社）12.05.2016（2016-05-12） [0002], [0012]-[0049], [0071], [0076]-[0124], 表1-22	1-2, 4-8, 12 3, 9-11
A	JP 11-200000 A（住友金属工業株式会社）27.07.1999（1999-07-27） 請求項1-2, 実施例	1-12
A	JP 2006-183090 A（株式会社神戸製鋼所）13.07.2006（2006-07-13） [0008]-[0018]	1-12
A	WO 2020/136990 A1（JFEスチール株式会社）02.07.2020（2020-07-02） [0008], 実施例	1-12
A	WO 2022/091529 A1（JFEスチール株式会社）05.05.2022（2022-05-05） [0030]-[0033], [0075]	1-12
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> 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、一般的技术水準を示すもの “D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献 “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抵触するものではなく、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 19.07.2024	国際調査報告の発送日 30.07.2024	
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 田口 裕健 4K 4663 電話番号 03-3581-1101 内線 3416	

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2024/018163

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2016/072479	A1	12.05.2016	EP	3216886	A1	
					[0003], [0016]-[0055], [0084], [0093]-[0165], Tables 1-22		
				BR	112017008311	A2	
				CN	107148487	A	
				KR	10-2017-0063785	A	
				MX	2017005507	A	
				TW	201623652	A	
				US	2017/0314116	A1	
JP	11-200000	A	27.07.1999	(ファミリーなし)			
JP	2006-183090	A	13.07.2006	(ファミリーなし)			
WO	2020/136990	A1	02.07.2020	EP	3904554	A1	
					[0008], Examples		
				CN	113227430	A	
				KR	10-2021-0095190	A	
				MX	2021007806	A	
				US	2022/0090223	A1	
WO	2022/091529	A1	05.05.2022	EP	4215294	A1	
					[0030]-[0033], [0075]		
				CN	116348215	A	
				KR	10-2023-0069975	A	
				MX	2023004567	A	
				US	2023/0392226	A1	