(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
2022年1月6日(06.01.2022)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2022/004820 A1

(51) 国際特許分類:
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2021/024846

(22) 国際出願日： 2021年6月30日(30.06.2021)

(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 2020-113063 2020年6月30日(30.06.2020) JP

(71) 出願人：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：小峯 慎介 (**KOMINE Shinsuke**)；〒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). 中垣内 達也 (**NAKAGAITO Tatsuya**)；〒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). 佐藤 健太郎(**SATO Kentaro**)；〒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). 堺谷 智宏(**SAKAIDANI Tomohiro**)；〒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).

(74) 代理人：熊坂 晃，外(**KUMASAKA Akira** et al.)；〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目７番１号ＪＦＥテクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能)：AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, IT, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, 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, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ,

(54) **Title:** ZINC-PLATED STEEL SHEET, MEMBER, AND METHODS FOR PRODUCING THESE

(54) 発明の名称： 亜鉛めっき鋼板、部材及びそれらの製造方法

(57) **Abstract:** The purpose of the present invention is to provide: a zinc-plated steel sheet which has a tensile strength (TS) of 590 MPa or more and exhibits excellent impact properties; a member; and methods for producing these. This zinc-plated steel sheet comprises: a steel sheet which has a constituent composition in which the carbon equivalent amount Ceq is not less than 0.35% and less than 0.60% and which has a prescribed steel structure; and a zinc plating layer on the surface of the steel sheet. The amount of solid solution C is 0.6 mass% or more of retained austenite. The proportion of retained austenite grains having an aspect ratio of less than 2.0 is 50% or more of all retained austenite grains. When the zinc-plated steel sheet is bent at an angle of 90 ° in the rolling (L) direction around the width axis direction, with the radius of curvature/sheet thickness ratio being 4.2, the void density is 1000 voids/mm^2 or less in an L cross section within a region 0-50 μm from the surface of the steel sheet on the compression side, and the tensile strength is 590 MPa or more.

(57) 要約：引張強度（ＴＳ）が５９０ＭＰａ以上であり、衝突特性に優れた亜鉛めっき鋼板、部材及びそれらの製造方法を提供することを目的とする。 本発明の亜鉛めっき鋼板は、炭素当量Ｃｅｑが０．３５％以上０．６０％未満を満たす成分組成と、所定の鋼組織とを有する鋼板と、鋼板表面上に亜鉛めっき層と、を備え、残留オーステナイト中の固溶Ｃ量が０．６質量％以上であり、全残留オーステナイト粒のうち、アスペクト比が２．０未満の残留オーステナイト粒の割合が、５０％以上であり、曲率半径／板厚：４．２で幅（Ｃ）方向を軸に圧延（Ｌ）方向に９０°曲げ加工した際に、圧縮側の鋼板表面から０～５０μｍ領域内のＬ断面において、ボイド数密度が１０００個／ｍｍ^{2}以下であり、引張強度が５９０ＭＰａ以上である。

WO 2022/004820 A1

［続葉有］

TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類：

— 国際調査報告（条約第21条(3)）

明　細　書

発明の名称 ： 亜鉛めっき鋼板、部材及びそれらの製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高強度であり、衝突特性に優れた亜鉛めっき鋼板、部材及びそれらの製造方法に関する。本発明の亜鉛めっき鋼板は、主に自動車用鋼板としての用途に好適に使用できる。

背景技術

[0002] 地球環境保全の観点から、CO_2排出量を削減すべく、自動車車体の強度を維持しつつ、その軽量化を図り、自動車の燃費を改善することが自動車業界においては常に重要な課題となっている。自動車車体の強度を維持しつつその軽量化を図るためには、自動車部品用素材となる鋼板の高強度化により鋼板を薄肉化することが有効である。一方、鋼板を素材とする自動車部品は、衝突時に車内の人間の安全を担保することが前提となる。したがって、自動車部品用素材として用いられる高強度亜鉛めっき鋼板には所望の強度を有することに加えて、優れた衝突特性が要求される。

[0003] 近年、自動車車体において引張強度ＴＳが９８０ＭＰａ以上の高強度亜鉛めっき鋼板の適用が拡大しつつある。衝突特性の観点では、自動車部品はピラーやバンパー等の非変形部材と、サイドメンバー等のエネルギー吸収部材に大別され、自動車が走行中に万一衝突した場合に乗員の安全を確保するためにそれぞれ必要な衝突特性が求められる。非変形部材においては高強度化が進んでおり、引張強度（以下、単にＴＳともいう。）が９８０ＭＰａ以上の高強度亜鉛めっき鋼板はすでに実用化されている。しかしながら、エネルギー吸収部材においては高強度化が進んでおらず、実用化鋼の強度レベルはＴＳが５９０ＭＰa級程度までである。エネルギー吸収部材の高強度化が進んでいない理由として、高強度亜鉛めっき鋼板は衝突時に成形による一次加工を受けた箇所が起点となって部材破断を引き起こしやすく、安定的に衝突エネルギー吸収能を発揮できないことが挙げられる。したがって、衝突時の部

材破断を抑制し、高い吸収エネルギーを安定的に発揮することによって衝突時の安全性を担保しつつ、軽量化によって環境保全に寄与する余地がある。以上より、エネルギー吸収部材に衝突特性に優れたＴＳが５９０ＭＰａ以上の高強度亜鉛めっき鋼板を適用することが必要である。

[0004] このような要求に対して、例えば、特許文献１では、成形性及び耐衝撃性に優れたＴＳが１２００ＭＰａ級の超高強度亜鉛めっき鋼板に関する技術が開示されている。また、特許文献２では引張最大強度７８０ＭＰａ以上で衝突時の衝撃吸収部材に適用可能な高強度亜鉛めっき鋼板に関する技術が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特開２０１２－３１４６２号公報

特許文献2：特開２０１５－１７５０６１号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] しかしながら、特許文献１では衝突特性について検討しているものの、衝突時に部材の破断が起こらないことを前提とした耐衝撃性について検討されており、耐部材破断という観点での衝突特性については検討されていない。

[0007] また、特許文献２では、ハット材に対して落錘による動的軸圧壊試験の割れ判定を行い、ＴＳが７８０ＭＰａ超級の耐破断特性について評価している。しかし、圧壊後の割れ判定では衝突特性に重要な圧壊中の割れ発生から破断に至るまでの過程を評価できない。その理由は、圧壊の過程において、早期に割れが発生した場合、板厚を貫通しない程度の軽微な割れであっても吸収エネルギーを低下させる可能性があるからである。また、圧壊の過程における後期に割れが発生した場合、板厚を貫通するほどの大きな割れであっても吸収エネルギーにほとんど影響を及ぼさない可能性がある。したがって、圧壊後の割れ判定のみでは耐破断特性の評価として不十分であると考えられ

る。

[0008] 本発明は、かかる事情に鑑みてなされたものであって、自動車のエネルギー吸収部材用として好適な、引張強度（ＴＳ）が５９０ＭＰａ以上であり、衝突特性に優れた亜鉛めっき鋼板、部材及びそれらの製造方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0009] 本発明者らは上記課題を解決するために鋭意研究を重ねた結果以下のことを見出した。

[0010] 亜鉛めっき鋼板を、炭素当量Ｃｅｑが０．３５％以上０．６０％未満を満たす成分組成と、面積率で、フェライト：４０～８０％、焼戻しマルテンサイト及びベイナイトの合計：１５～５５％、残留オーステナイト：３～２０％、フレッシュマルテンサイト：１０％以下、フェライト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト及びフレッシュマルテンサイトの合計：９０％以上である鋼組織と、を有する鋼板と、鋼板表面上に亜鉛めっき層と、を備えることとした。また、当該亜鉛めっき鋼板において、残留オーステナイト中の固溶Ｃ量が０．６質量％以上であり、全残留オーステナイト粒のうち、アスペクト比が２．０未満の残留オーステナイト粒の割合が、５０％以上であり、所定の９０°曲げ加工した際に、圧縮側の鋼板表面から０～５０μｍ領域内のＬ断面において、ボイド数密度が１０００個／ｍｍ^{2}以下であるとした。これらにより、高強度であり、衝突特性に優れた鋼板が得られることが分かった。

[0011] 本発明はこのような知見に基づきなされたもので、その要旨は以下の通りである。

［１］炭素当量Ｃｅｑが０．３５％以上０．６０％未満を満たす成分組成と、

面積率で、フェライト：４０～８０％、焼戻しマルテンサイト及びベイナイトの合計：１５～５５％、残留オーステナイト：３～２０％、フレッシュマルテンサイト：１０％以下、フェライト、焼戻しマルテンサイト、ベイナ

イト、残留オーステナイト及びフレッシュマルテンサイトの合計：９０％以上である鋼組織と、を有する鋼板と、

前記鋼板表面上に亜鉛めっき層と、を備え、

前記残留オーステナイト中の固溶Ｃ量が０．６質量％以上であり、

全残留オーステナイト粒のうち、アスペクト比が２．０未満の残留オーステナイト粒の割合が、５０％以上であり、

曲率半径／板厚：４．２で幅（Ｃ）方向を軸に圧延（Ｌ）方向に９０°曲げ加工した際に、圧縮側の鋼板表面から０～５０μｍ領域内のＬ断面において、ボイド数密度が１０００個／ｍｍ^{2}以下であり、

引張強度が５９０ＭＰａ以上である亜鉛めっき鋼板。

［２］前記成分組成は、質量％で、

Ｃ：０．０３～０．２０％、

Ｓｉ：０．１０～２．００％、

Ｍｎ：０．５～２．５％、

Ｐ：０．０５％以下、

Ｓ：０．０５％以下、

Ｓｏｌ．Ａｌ：０．００５～０．１００％、及び

Ｎ：０．０１０％以下を含有し、残部がＦｅ及び不可避的不純物からなる［１］に記載の亜鉛めっき鋼板。

［３］前記成分組成は、さらに、質量％で、

Ｃｒ：１．０％以下、

Ｍｏ：０．５％以下、

Ｖ：０．５％以下、

Ｔｉ：０．５％以下、

Ｎｂ：０．５％以下、

Ｂ：０．００５％以下、

Ｎｉ：１．０％以下、

Ｃｕ：１．０％以下、

Ｓｂ：１．０％以下、

Ｓｎ：１．０％以下、

Ｃａ：０．００５％以下、及び

ＲＥＭ：０．００５％以下のうちから選ばれる少なくとも１種を含有する［２］に記載の亜鉛めっき鋼板。

［４］前記亜鉛めっき層が、電気亜鉛めっき層、溶融亜鉛めっき層又は合金化溶融亜鉛めっき層である［１］から［３］までのいずれか一つに記載の亜鉛めっき鋼板。

［５］［１］から［４］までのいずれか一つに記載の亜鉛めっき鋼板に対して、成形加工及び溶接の少なくとも一方を施してなる部材。

［６］炭素当量Ｃｅｑが０．３５％以上０．６０％未満を満たし、かつ［２］又は［３］に記載の成分組成を有する鋼スラブを、仕上げ圧延温度を８５０～９５０℃として熱間圧延を施し、６００℃以下の巻取温度で巻取る熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後の熱延鋼板を２０％超えの圧下率で冷間圧延する冷間圧延工程と、

前記冷間圧延工程後の冷延鋼板を７２０～８６０℃の焼鈍温度まで加熱し、３０秒以上保持する焼鈍工程と、

前記焼鈍工程後、３００～６００℃の温度域まで冷却し、当該温度域で１０～３００秒保持した後、鋼板表面に亜鉛めっき処理を施すめっき工程と、

前記めっき工程後、（Ｍｓ－２５０℃）～（Ｍｓ－５０℃）の冷却停止温度まで冷却した後、３００～５００℃の焼戻し温度で２０～５００秒保持する焼入れ及び焼戻し工程と、

前記焼入れ及び焼戻し工程後に、前記焼戻し温度から５０℃までを平均冷却速度２０℃／ｓ以上で冷却する冷却工程と、を有する亜鉛めっき鋼板の製造方法。

［７］前記亜鉛めっき処理は、鋼板表面に、電気亜鉛めっき、溶融亜鉛めっき、又は合金化溶融亜鉛めっきを施す処理である［６］に記載の亜鉛めっき

鋼板の製造方法。

［８］［６］又は［７］に記載の亜鉛めっき鋼板の製造方法によって製造された亜鉛めっき鋼板に対して、成形加工及び溶接の少なくとも一方を施す工程を有する部材の製造方法。

発明の効果

[0012] 本発明によれば、引張強度（ＴＳ）が５９０ＭＰａ以上であり、衝突特性に優れた亜鉛めっき鋼板を得ることができる。本発明の亜鉛めっき鋼板に対して成形加工や溶接などを施して得られた部材は、自動車分野で用いられるエネルギー吸収部材として好適に使用できる。

図面の簡単な説明

[0013] [図1]９０°曲げ加工（一次曲げ加工）後の鋼板を説明するための図である。

[図2]実施例の曲げ－直交曲げ試験における、９０°曲げ加工（一次曲げ加工）を説明するための図である。

[図3]実施例の曲げ－直交曲げ試験における、直交曲げ（二次曲げ加工）を説明するための図である。

[図4]９０°曲げ加工（一次曲げ加工）を施した試験片を示す斜視図である。

[図5]直交曲げ（二次曲げ加工）を施した試験片を示す斜視図である。

[図6]実施例の軸圧壊試験をするために製造した、ハット型部材と、鋼板とをスポット溶接した試験用部材の正面図である。

[図7]図６に示す試験用部材の斜視図である。

[図8]実施例の軸圧壊試験を説明するための概略図である。

発明を実施するための形態

[0014] 以下に、本発明の詳細を説明する。

[0015] 本発明の亜鉛めっき鋼板は、炭素当量Ｃｅｑが０．３５％以上０．６０％未満を満たす成分組成と、面積率で、フェライト：４０～８０％、焼戻しマルテンサイト及びベイナイトの合計：１５～５５％、残留オーステナイト：３～２０％、フレッシュマルテンサイト：１０％以下、フェライト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト及びフレッシュマルテン

サイトの合計：９０％以上である鋼組織とを有する鋼板と、鋼板表面上に亜鉛めっき層と、を備える。

[0016] 炭素当量Ｃｅｑ：０．３５％以上０．６０％未満

炭素当量Ｃｅｑは鋼の強度における指標としてＣ以外の元素の影響をＣ量に換算したものである。炭素当量Ｃｅｑを０．３５％以上０．６０％未満とすることで、後述するフェライト等の各金属組織の面積率を本発明の範囲内に制御することができる。炭素当量Ｃｅｑを０．３５％以上、好ましくは０．４０％以上とすることで、本発明の強度を得ることができる。また、炭素当量Ｃｅｑが０．６０％以上の場合、本発明の衝突特性向上の効果が得られない。したがって、炭素当量Ｃｅｑは０．６０％未満であり、好ましくは０．５５％以下である。

[0017] 炭素当量Ｃｅｑは、以下の式で求めることができる。

[0018] 炭素当量Ｃｅｑ＝［Ｃ％］＋（［Ｓｉ％］／２４）＋（［Ｍｎ％］／６）＋（［Ｎｉ％］／４０）＋（［Ｃｒ％］／５）＋（［Ｍｏ％］／４）＋（［Ｖ％］／１４）

ただし、上記式中の［元素記号％］は、各元素の含有量（質量％）を表し、含有しない元素は０とする。

[0019] フェライトの面積率：４０～８０％

フェライトの面積率が４０％未満では、焼戻しマルテンサイト分率が過剰となり、衝突特性が低下する場合がある。したがって、フェライトの面積率は４０％以上であり、好ましくは４５％以上である。一方、フェライトの面積率が８０％を超えるとフェライト分率が過剰となりＴＳが低下する場合がある。したがって、フェライトの面積率は８０％以下であり、好ましくは７５％以下である。

[0020] 焼戻しマルテンサイト及びベイナイトの合計面積率：１５～５５％

焼戻しマルテンサイトとベイナイトは、衝突変形時に部材破断を抑制しつつ吸収エネルギーを向上させ、高強度化させるのに有効である。焼戻しマルテンサイト及びベイナイトの合計面積率が１５％未満では、ＴＳが低下して

しまう場合がある。したがって、合計面積率は１５％以上であり、好ましくは２０％以上である。より好ましくは、２２％以上であり、さらに好ましくは、２４％以上である。また、焼戻しマルテンサイト及びベイナイトの合計面積率が５５％を超えると衝突特性が低下する場合がある。したがって、合計面積率は５５％以下であり、好ましくは５０％以下である。より好ましくは、４８％以下であり、さらに好ましくは、４６％以下である。

[0021] 残留オーステナイトの面積率：３～２０％

残留オーステナイトは衝突時の割れ発生を遅延させ、衝突特性を向上させるのに有効である。メカニズムは明らかではないが、次のように考えられる。残留オーステナイトは衝突変形時に加工硬化することで曲げ変形中の曲率半径が大きくなることで曲げ部のひずみが分散される。ひずみが分散されることによって一次加工によるボイド生成部への応力集中が緩和され、その結果衝突特性が向上する。残留オーステナイトの面積率が３％未満ではこうした効果を得られない。したがって、残留オーステナイトの面積率は３％以上であり、好ましくは５％以上である。より好ましくは、７％以上である。一方、残留オーステナイトの面積率が２０％を超えると、加工誘起変態によって生成したフレッシュマルテンサイトによって衝突時の耐破断特性を低下させる場合がある。したがって、残留オーステナイトの面積率は２０％以下であり、好ましくは１５％以下である。より好ましくは、１０％以下である。

[0022] フレッシュマルテンサイト：１０％以下

フレッシュマルテンサイトは高強度化には有効である。しかしながら、軟質相との粒界でボイドを生じやすく、フレッシュマルテンサイトの面積率が１０％を超えると衝突特性を低下させる場合がある。したがって、フレッシュマルテンサイトの面積率は１０％以下であり、好ましくは５％以下である。また、下限は特に限定されないが、強度確保の点から、１％以上であることが好ましく、より好ましくは２％以上である。

[0023] フェライト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト及びフレッシュマルテンサイトの合計面積率：９０％以上

フェライト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト及びフレッシュマルテンサイトの合計面積率が９０％未満になると、上記以外の相の面積率が高くなり、強度と衝突特性を両立することが困難となる。上記以外の相には、例えば、パーライト、セメンタイトが挙げられ、これらの相が増加すると、衝突変形時にボイド生成の起点となり衝突特性を低下させる場合がある。また、パーライトやセメンタイトが増加すると、強度が低下する場合がある。上記合計面積率が９０％以上であれば残りの相の種類や面積率にかかわらず高い強度及び衝突特性が得られる。合計面積率は好ましくは９３％以上とする。なお、上記以外の残部の組織としては、パーライト及びセメンタイトがあり、これら残部の組織の合計面積率は１０％以下である。好ましくは、この残部の組織の合計面積率は７％以下である。

[0024] 各組織の面積率とは、観察面積に占める各相の面積の割合のことである。各組織の面積率は、次のように測定する。圧延方向に対して直角に切断した鋼板の板厚断面を研磨後、３体積％ナイタールで腐食し、板厚１／４位置をＳＥＭ（走査型電子顕微鏡）で１５００倍の倍率で３視野撮影し、得られた画像データからＭｅｄｉａ　Ｃｙｂｅｒｎｅｔｉｃｓ社製のＩｍａｇｅ－Ｐｒｏを用いて各組織の面積率を求める。３視野の面積率の平均値を本発明の各組織の面積率とする。画像データにおいて、フェライトは黒色、ベイナイトは島状の残留オーステナイトを含む黒色又は方位の揃った炭化物を含む灰色、焼戻しマルテンサイトは微細な方位の揃っていない炭化物を含む明灰色、残留オーステナイトは白色として区別できる。ここで、フレッシュマルテンサイトも白色を呈し、フレッシュマルテンサイトと残留オーステナイトはＳＥＭ像での区別が困難である。そこで、フレッシュマルテンサイトと残留オーステナイトの合計の面積率から、後述する方法で求めた残留オーステナイトの面積率を差し引くことによって、フレッシュマルテンサイトの面積率を求める。

[0025] 本発明では、Ｘ線回折強度を測定して残留オーステナイトの体積率を求め、当該体積率を残留オーステナイトの面積率とみなした。残留オーステナイ

トの体積率は、板厚１／４面におけるｂｃｃ鉄の（２００）、（２１１）、（２２０）面のＸ線回折積分強度に対するｆｃｃ鉄の（２００）、（２２０）、（３１１）面のＸ線回折積分強度の割合によって求める。

[0026] 残留オーステナイト中の固溶Ｃ量：０．６質量％以上

残留オーステナイト中の固溶Ｃ量が０．６質量％未満になると衝突変形過程における初期の低ひずみ域で多くの残留オーステナイトがマルテンサイトに変態し、その後の変形過程で加工誘起変態によって生成したフレッシュマルテンサイトによって衝突時の耐破断特性が低下する場合がある。したがって、残留オーステナイト中の固溶Ｃ量は０．６質量％以上であり、より好ましくは０．７質量％以上である。残留オーステナイト中の固溶Ｃ量の上限は特に限定はしないが、未変態オーステナイト中に過度にＣを濃化させると未変態オーステナイトが分解し、残留オーステナイトが減少する場合があるため、好ましくは１．５質量％以下とする。

[0027] なお、残留オーステナイト中の固溶Ｃ量は、ＦＥ－ＥＰＭＡ（電界放出型電子プローブマイクロアナライザ）を用いて、圧延方向に対して直角に切断した鋼板断面の板厚１／４位置における残留オーステナイト粒のＣ量を分析し、分析結果より得られる各残留オーステナイト粒のＣ量を平均することにより、測定することができる。

[0028] 全残留オーステナイト粒のうち、アスペクト比が２．０未満の残留オーステナイト粒の割合：５０％以上

全残留オーステナイト粒のうち、アスペクト比が２．０未満の残留オーステナイト粒の割合が５０％未満では衝突特性が低下する場合がある。この理由は明らかではないが次のように考えられる。残留オーステナイトは加工硬化し曲げ変形部のひずみを分散することで衝突特性を向上させるが、変形過程で加工誘起変態によって生成したフレッシュマルテンサイトはボイドの起点となりやすい。残留オーステナイトのアスペクト比の高い加工誘起マルテンサイトの界面でボイドが生成した場合、ボイドが界面に沿って急激に粗大化し、割れの進展を助長する。したがって、割れの進展を抑制しつつ残留オ

ーステナイトのひずみ分散能を活用するために全残留オーステナイト粒のうち、アスペクト比が２．０未満の残留オーステナイト粒の割合は５０％以上とする。当該割合は、より好ましくは６０％以上とする。当該割合は高い方がよいため、上限は特に限定されない。

[0029] 残留オーステナイトのアスペクト比は次のように測定する。圧延方向に対して直角に切断した鋼板の板厚断面を研磨後、コロイダルシリカ溶液を用いたバフ研磨により表面を平滑化し、０．１体積%ナイタールで腐食することで、試料表面の凹凸を極力低減し、かつ、加工変質層を完全に除去する。次に、板厚１／４位置をＳＥＭ－ＥＢＳＤ（電子線後方散乱回折）法で高分解能結晶方位解析を行う。得られたデータはＴＳＬ社製のＯＩＭ　Ａｎａｌｙｓｙｓを用いて解析を行う。ＦＣＣ鉄を残留オーステナイトとし、長軸／短軸＝アスペクト比とする。３視野測定し、それぞれ、（アスペクト比が２．０未満の残留オーステナイト粒の数）／（全残留オーステナイト粒の数）を測定する。３視野での測定値の平均を、全残留オーステナイト粒のうちアスペクト比が２．０未満の残留オーステナイト粒の割合とする。

[0030] 曲率半径／板厚：４．２で幅（Ｃ）方向を軸に圧延（Ｌ）方向に９０°曲げ加工した際に、圧縮側の鋼板表面から０～５０μｍ領域内のＬ断面におけるボイド数密度：１０００個／ｍｍ^{2}以下

本発明の亜鉛めっき鋼板において、上記ボイド数密度を１０００個／ｍｍ^{2}以下とすることで高い衝突特性が得られる。このメカニズムは明らかではないが、次のように考えられる。衝突特性劣化の原因となる衝突時の破断は、割れの発生及び進展が起点となる。割れは加工硬化能の低下及び高硬度差領域でのボイドの生成及び連結によって発生しやすくなると考えられる。また、実部材の衝突では一次加工を受けた箇所で一次加工と直交方向に曲げ戻されるように変形する。このとき一次加工の高硬度差領域でボイドが発生するとボイドの周辺に応力が集中し、割れの発生・進展が助長され、その結果破断に至る。そこで、焼戻しマルテンサイト及びベイナイトによって高硬度差領域を減少させ、さらに必要に応じて残留オーステナイトを活用し変形中に

一次加工部での応力集中を抑制することで、一次加工部におけるボイド発生、進展及びそれに伴う部材破断を抑制し、高い耐破断特性が得られる。したがって、これらの効果を得るために上記ボイド数密度を１０００個／ｍｍ^{2}以下とする。また、上記ボイド数密度が小さいほど軸圧壊時の破断が抑制されると考えられることから、下限は特に限定しない。

[0031] なお、後述する焼入れ前の保持及び焼鈍後の冷却速度の制御、さらには焼入れ及び焼戻し工程前にめっき処理を行うことで所望のボイド数密度が得られる。焼入れ前の保持で生成させたベイナイトはめっき工程及び焼戻し工程で焼戻され、軟質化することによって軟質なフェライトとの界面でのボイド生成が抑制される。また、焼戻し工程で生成させたベイナイトは焼戻し後の冷却速度を速くすることで冷却中の焼戻しによる軟化を抑制し、さらに焼戻し工程前にめっき処理を行うことでめっき処理時の焼戻しによる軟化を抑制することによって、硬質なフレッシュマルテンサイトとの界面でのボイド生成が抑制される。

[0032] 本発明でいうボイド数密度（個／ｍｍ^2）とは、曲率半径／板厚：４．２で幅（Ｃ）方向を軸に圧延（Ｌ）方向に９０°曲げ加工した際に、圧縮側の鋼板表面から０～５０μｍ領域内のＬ断面における１ｍｍ^{2}当たりのボイドの個数である。

[0033] なお、一次曲げ加工条件を満たしていれば加工方法は制限されない。一次曲げ加工方法の例として、Ｖブロック法による曲げ加工やドロー成形による曲げ加工などが挙げられる。

[0034] ボイド数密度の測定方法は次のとおりである。亜鉛めっき鋼板を、曲率半径／板厚：４．２で幅（Ｃ）方向を軸に圧延（Ｌ）方向に９０°曲げ加工した後、板厚断面を研磨し、圧縮側の鋼板表面から０～５０μｍ領域内のＬ断面を観察する。Ｌ断面をＳＥＭ（走査型電子顕微鏡）で１５００倍の倍率で３視野撮影し、得られた画像データからＭｅｄｉａ　Ｃｙｂｅｒｎｅｔｉｃｓ社製のＩｍａｇｅ－Ｐｒｏを用いてボイドの数密度を求める。３視野の数密度の平均値をボイド数密度とする。なお、ボイドはフェライトより濃い黒

色で各組織と明確に区別できる。

また、曲げ加工後のボイドの圧延方向における測定位置については、曲げ加工により形成され、幅（Ｃ）方向（図１の符号Ｄ１参照）に延びた角部Ｘ０を含む領域とする。より具体的には、曲げ加工により幅方向及び圧延方向に垂直な方向（パンチ等の押圧部の押圧方向）で最下部となる領域において、板厚方向に０～５０μｍ領域内（図１の符号ＸＡ参照）でボイドの数密度を測定する。

[0035] 本発明において、幅（Ｃ）方向を軸に圧延（Ｌ）方向に９０°曲げ加工を行うこととは、幅（Ｃ）方向（図１の符号Ｄ１参照）に鋼板を視た際（幅方向鋼板視（幅方向垂直断面視）で）、両端部間距離が短くなるように、幅方向及び圧延方向（図１の符号Ｄ１および符号Ｄ２参照）に垂直な方向に鋼板表面のうちの一方の側から押圧による曲げを施し、Ｌ断面においてＶ字形状の最下部の角度を９０°にすることを指す。

また、圧縮側の鋼板表面とは、上記の押圧した一方の側の鋼板表面（押圧を施すパンチ等の押圧部と接触する方の鋼板表面）のことを指す。

また、曲げ加工後のＬ断面については、曲げ加工による変形の方向に対し平行に、且つ鋼板表面に対し垂直に切断することで形成される断面であって、幅方向に対し垂直な断面のことを指す。

[0036] 本発明の亜鉛めっき鋼板は、鋼板の表面に、亜鉛めっき層を有する。亜鉛めっき層は、例えば、電気亜鉛めっき層、溶融亜鉛めっき層、又は合金化溶融亜鉛めっき層である。

[0037] 本発明の亜鉛めっき鋼板の引張強度（ＴＳ）は、５９０ＭＰａ以上である。本発明でいう高強度とは、引張強度（ＴＳ）が５９０ＭＰａ以上のことをいう。引張強度（ＴＳ）の上限は特に限定されないが他の特性との調和の観点から９８０ＭＰａ未満が好ましい。なお、引張強度（ＴＳ）の測定方法については、鋼板から圧延方向に対して直角方向にＪＩＳ５号引張試験片（ＪＩＳ　Ｚ２２０１）を採取し、歪速度を10^{-3}／ｓとするＪＩＳ　Ｚ２２４１（２０１１）の規定に準拠した引張試験を行い、引張強度（ＴＳ）を求め

る。

[0038] 本発明の亜鉛めっき鋼板の板厚は、本発明の効果を有効に得る観点から、０．２ｍｍ以上３．２ｍｍ以下であることが好ましい。

[0039] 本発明の亜鉛めっき鋼板は、衝突特性に優れる。本発明でいう衝突特性に優れるとは、耐破断特性が良好であり、かつ吸収エネルギーが良好であることをいう。本発明でいう耐破断特性が良好であるとは、以下に記載の曲げ－直交曲げ試験を実施した際の当該荷重最大時のストロークの平均値ΔＳが３０ｍｍ以上であることをいう。本発明でいう衝突特性が良好であるとは、以下に記載の軸圧壊試験を実施し、圧壊時のストローク－荷重のグラフにおける、ストローク０～１００ｍｍの範囲における面積の平均値$Ｆ_{ａｖｅ}$が３５００Ｎ以上であることをいう。

[0040] 上記の曲げ－直交曲げ試験は以下のようにして行う。

まず、鋼板に対して、曲率半径／板厚：４．２で幅（Ｃ）方向を軸に圧延（Ｌ）方向に９０°曲げ加工（一次曲げ加工）を施し、試験片を準備する。９０°曲げ加工（一次曲げ加工）では、図２に示すように、Ｖ溝を有するダイＡ１の上に載せた鋼板に対して、パンチＢ１を押し込んで試験片Ｔ１を得る。次に、図３に示すように、支持ロールＡ２の上に載せた試験片Ｔ１に対して、曲げ方向が圧延直角方向となるようにして、パンチＢ２を押し込んで直交曲げ（二次曲げ加工）を施した。図２及び図３において、Ｄ１は幅（Ｃ）方向、Ｄ２は圧延（Ｌ）方向を示している。

[0041] 鋼板に対して９０°曲げ加工（一次曲げ加工）を施した試験片Ｔ１を図４に示す。また、試験片Ｔ１に対して直交曲げ（二次曲げ加工）を施した試験片Ｔ２を図５に示す。図５の試験片Ｔ２に破線で示した位置は、直交曲げを行う前の図４の試験片Ｔ１に破線で示した位置に対応している。

[0042] 直交曲げの条件は、以下のとおりである。

［直交曲げ条件］

試験方法：ロール支持、パンチ押し込み

ロール径：φ３０ｍｍ

パンチ先端Ｒ：０．４ｍｍ

ロール間距離：（板厚×２）＋０．５ｍｍ

ストローク速度：２０ｍｍ／ｍｉｎ

試験片サイズ：６０ｍｍ×６０ｍｍ

曲げ方向：圧延直角方向

上記直交曲げを施した際に得られるストローク－荷重曲線において、荷重最大時のストロークを求める。上記曲げ－直交曲げ試験を３回実施した際の当該荷重最大時のストロークの平均値をΔＳとする。

[0043] また、上記の軸圧壊試験は以下のようにして行う。

軸圧壊試験では板厚の影響を考慮し、全て板厚１．２ｍｍの亜鉛めっき鋼板で実施する。上記製造工程で得られた亜鉛めっき鋼板を切り出し、パンチ肩半径が５．０ｍｍであり、ダイ肩半径が５．０ｍｍである金型を用いて、深さ４０ｍｍとなるように成形加工（曲げ加工）して、図６及び図７に示すハット型部材１０を作製する。また、ハット型部材の素材として用いた亜鉛めっき鋼板を、２００ｍｍ×８０ｍｍの大きさに別途切り出す。次に、その切り出した後の亜鉛めっき鋼板２０と、ハット型部材１０とをスポット溶接し、図６及び図７に示すような試験用部材３０を作製した。図６は、ハット型部材１０と亜鉛めっき鋼板２０とをスポット溶接して作製した試験用部材３０の正面図である。図７は、試験用部材３０の斜視図である。スポット溶接部４０の位置は、図７に示すように、亜鉛めっき鋼板の端部と溶接部が１０ｍｍ、溶接部間が４５ｍｍの間隔となるようにする。次に、図８に示すように、試験用部材３０を地板５０とＴＩＧ溶接により接合して軸圧壊試験用サンプルを作製する。次に、作製した軸圧壊試験用サンプルにインパクター６０を衝突速度１０ｍ／ｓで等速衝突させ、軸圧壊試験用のサンプルを１００ｍｍ圧壊する。図８に示すように、圧壊方向Ｄ３は、試験用部材３０の長手方向と平行な方向とする。圧壊時のストローク－荷重のグラフにおける、ストローク０～１００ｍｍの範囲における面積を求め、３回試験を行った際の当該面積の平均値を吸収エネルギー（F_{ave}）とする。

[0044] 次に、亜鉛めっき鋼板を構成する鋼板の好ましい成分組成について説明する。なお、成分元素の含有量を表す「％」は、特に断らない限り、「質量％」を意味する。

[0045] Ｃ：０．０３～０．２０％

Ｃはフェライト以外の相を生成しやすくし、また、ＮｂやＴｉなどと合金化合物を形成するため、強度向上に必要な元素である。Ｃ含有量が０．０３％未満では、製造条件の最適化を図っても、所望の強度を確保できない場合がある。したがって、Ｃ含有量は好ましくは０．０３％以上であり、より好ましくは０．０５％以上である。一方、Ｃ含有量が０．２０％を超えるとマルテンサイトの強度が過剰に増加し、製造条件の最適化を図っても本発明の衝突特性が得られない場合がある。したがって、Ｃ含有量は好ましくは０．２０％以下であり、より好ましくは０．１８％以下である。

[0046] Ｓｉ：０．１０～２．００％

Ｓｉは炭化物生成を抑制するため、残留オーステナイトが得られる。また、固溶強化元素でもあり、強度と延性のバランスの向上に寄与する。この効果を得るために、Ｓｉ含有量は好ましくは０．１０％以上であり、より好ましくは０．５０％以上である。一方、Ｓｉ含有量が２．００％を超えると、亜鉛めっき付着、密着性の低下及び表面性状の劣化を引き起こす場合がある。したがって、Ｓｉ含有量は好ましくは２．００％以下であり、より好ましくは１．５０％以下である。

[0047] Ｍｎ：０．５～２．５％

Ｍｎはマルテンサイトの生成元素であり、また、固溶強化元素でもある。また、残留オーステナイト安定化に寄与する。これらの効果を得るために、Ｍｎ含有量は好ましくは０．５％以上である。Ｍｎ含有量は、より好ましくは１．０％以上である。一方、Ｍｎ含有量が２．５％を超えると残留オーステナイト分率が過剰に増加し、衝突特性が低下する場合がある。したがって、Ｍｎ含有量は好ましくは２．５％以下であり、より好ましくは２．０％以下である。

[0048] Ｐ：０．０５％以下

Ｐは、鋼の強化に有効な元素である。しかしながら、Ｐ含有量が０．０５％を超えると合金化速度を大幅に遅延させる場合がある。また、Ｐを０．０５％超えて過剰に含有させると、粒界偏析により脆化を引き起こし、本発明の鋼組織を満たしても衝突時の耐破断特性を劣化させる場合がある。したがって、Ｐ含有量は好ましくは０．０５％以下であり、より好ましくは０．０１％以下である。Ｐ含有量に特に下限は無いが、現在工業的に実施可能な下限は０．００２％であり、０．００２％以上であることが好ましい。

[0049] Ｓ：０．０５％以下

Ｓは、ＭｎＳなどの介在物となって、溶接部のメタルフローに沿った割れの原因となり、本発明の鋼組織を満たしても衝突特性が低下する場合がある。したがって、Ｓ量は極力低い方がよいが、製造コストの面からＳ含有量は好ましくは０．０５％以下である。Ｓ含有量は、より好ましくは、０．０１％以下である。Ｓ含有量に特に下限は無いが、現在工業的に実施可能な下限は０．０００２％であり、０．０００２％以上であることが好ましい。

[0050] Ｓｏｌ．Ａｌ：０．００５～０．１００％

Ａｌは脱酸剤として作用し、また、固溶強化元素でもある。Ｓｏｌ．Ａｌ含有量が０．００５％未満ではこれらの効果は得られない場合があり、本発明の鋼組織を満たしても強度が低下する場合がある。したがって、Ｓｏｌ．Ａｌ含有量は、好ましくは０．００５％以上である。一方、Ｓｏｌ．Ａｌ含有量が０．１００％を超えると製鋼時におけるスラブ品質を劣化させる。したがって、Ｓｏｌ．Ａｌ含有量は、好ましくは０．１００％以下であり、より好ましくは０．０５０％以下である。

[0051] Ｎ：０．０１０％以下

Ｎは粗大な窒化物を形成するため、衝突変形時にボイド生成の起点となり、衝突特性を低下させる場合がある。したがってＮ量は極力少ない方がよいが、製造コストの面からＮ含有量は好ましくは０．０１０％以下であり、より好ましくは０．００６％以下である。なお、Ｎ含有量の下限は特に限定さ

れるものではないが、現在工業的に実施可能な下限は０．０００３％であり、０．０００３％以上であることが好ましい。

[0052] 本発明に係る鋼板の成分組成は、上記の成分元素を基本成分として含有し、残部は鉄（Ｆｅ）及び不可避的不純物を含む。ここで、本発明の鋼板は上記の基本成分を含有し、残部は鉄（Ｆｅ）及び不可避的不純物からなる成分組成を有することが好ましい。

[0053] 本発明に係る鋼板には、所望の特性に応じて、以下に述べる成分（任意元素）を適宜含有させることができる。

[0054] Ｃｒ：１．０％以下、Ｍｏ：０．５％以下、Ｖ：０．５％以下、Ｔｉ：０．５％以下、Ｎｂ：０．５％以下、Ｂ：０．００５％以下、Ｎｉ：１．０％以下、Ｃｕ：１．０％以下、Ｓｂ：１．０％以下、Ｓｎ：１．０％以下、Ｃａ：０．００５％以下、及びＲＥＭ：０．００５％以下のうちから選ばれる少なくとも１種

Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖは焼き入れ性を上げ、鋼の強化に有効な元素である。しかし、Ｃｒ：１．０％、Ｍｏ：０．５％、Ｖ：０．５％を超えて過剰に添加すると、上記の効果が飽和し、さらに原料コストが増加する。また、第２相分率が過大となり衝突時の耐破断特性を劣化させる場合がある。したがって、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖのいずれかを含有する場合、Ｃｒ含有量は好ましくは１．０％以下、Ｍｏ含有量は好ましくは０．５％以下、Ｖ含有量は好ましくは０．５％以下である。より好ましくは、Ｃｒ含有量は０．８％以下であり、Ｍｏ含有量は０．４％以下であり、Ｖ含有量は０．４％以下である。Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖの含有量が少なくても本発明の効果は得られるので、それぞれの含有量の下限は特に限定されない。焼き入れ性の効果をより有効に得るためには、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖの含有量はそれぞれ０．００５％以上であることが好ましい。より好ましくは、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖの含有量はそれぞれ０．０１％以上である。

[0055] Ｔｉ、Ｎｂは鋼の析出強化に有効な元素である。しかし、Ｔｉ含有量、Ｎｂ含有量がそれぞれ０．５％を超えると衝突時の耐破断特性を劣化させる場

合がある。したがって、Ｔｉ及びＮｂのいずれかを含有する場合、Ｔｉ含有量、Ｎｂ含有量は、それぞれ０．５％以下であることが好ましい。より好ましくは、Ｔｉ含有量、Ｎｂ含有量は、それぞれ０．４％以下である。Ｔｉ、Ｎｂの含有量が少なくても本発明の効果は得られるので、それぞれの含有量の下限は特に限定されない。鋼の析出強化の効果をより有効に得るためには、Ｔｉ含有量、Ｎｂ含有量は、それぞれ０．００５％以上であることが好ましい。より好ましくは、Ｔｉ含有量、Ｎｂ含有量は、それぞれ０．０１％以上である。

[0056] Ｂはオーステナイト粒界からのフェライトの生成・成長を抑制することで焼入れ性の向上に寄与するので、必要に応じて添加することができる。しかし、Ｂ含有量が０．００５％を超えると衝突時の耐破断特性を劣化させる場合がある。したがって、Ｂを含有する場合、Ｂ含有量は０．００５％以下であることが好ましい。より好ましくは、Ｂ含有量は０．００４％以下である。Ｂ含有量が少なくても本発明の効果は得られるので、Ｂ含有量の下限は特に限定されない。焼入れ性の向上の効果をより有効に得るためには、Ｂ含有量を０．０００３％以上とすることが好ましい。より好ましくは、Ｂ含有量は０．０００５％以上である。

[0057] Ｎｉ、Ｃｕは鋼の強化に有効な元素である。しかし、Ｎｉ、Ｃｕがそれぞれ１．０％を超えると、衝突時の耐破断特性を劣化させる場合がある。したがって、Ｎｉ、Ｃｕのいずれかを含有する場合、Ｎｉ、Ｃｕの含有量はそれぞれ１．０％以下であることが好ましい。より好ましくは、Ｎｉ含有量、Ｃｕ含有量はそれぞれ０．９％以下である。Ｎｉ、Ｃｕの含有量が少なくても本発明の効果は得られるので、それぞれの含有量の下限は特に限定されない。鋼の強化の効果をより有効に得るためには、Ｎｉ含有量、Ｃｕ含有量は、それぞれ０．００５％以上であることが好ましい。より好ましくは、Ｎｉ含有量、Ｃｕ含有量はそれぞれ０．０１％以上である。

[0058] Ｓｎ、Ｓｂは、鋼板表面の窒化、酸化や、鋼板表面付近の領域の脱炭を抑制する観点から必要に応じて添加することができる。このような窒化や酸化

を抑制することで鋼板表面においてマルテンサイトの生成量が減少するのを防止し、衝突特性を向上させる効果がある。しかしながら、Ｓｂ、Ｓｎがそれぞれ１．０％を超えると、粒界脆化によって衝突特性が低下する場合がある。したがって、Ｓｂ、Ｓｎのいずれかを含有する場合、Ｓｂ含有量、Ｓｎ含有量はそれぞれ１．０％以下であることが好ましい。より好ましくは、Ｓｂ含有量、Ｓｎ含有量はそれぞれ０．９％以下である。Ｓｂ、Ｓｎの含有量が少なくても本発明の効果は得られるので、それぞれの含有量の下限は特に限定されない。衝突特性を向上させる効果をより有効に得るためには、Ｓｂ含有量、Ｓｎ含有量はそれぞれ０．００５％以上であることが好ましい。より好ましくは、Ｓｂ含有量、Ｓｎ含有量はそれぞれ０．０１％以上である。

[0059] Ｃａ、ＲＥＭは、いずれも硫化物の形態制御により加工性を改善させるのに有効な元素である。しかし、Ｃａ、ＲＥＭのそれぞれの含有量が０．００５％を超えると、鋼の清浄度に悪影響を及ぼし特性が低下するおそれがある。したがって、Ｃａ、ＲＥＭのいずれかを含有する場合、Ｃａ、ＲＥＭの含有量はそれぞれ０．００５％以下とすることが好ましい。より好ましくは、Ｃａ含有量、ＲＥＭ含有量はそれぞれ０．００４％以下である。Ｃａ、ＲＥＭの含有量が少なくても本発明の効果は得られるので、それぞれの含有量の下限は特に限定されない。加工性の改善の効果をより有効に得るには、Ｃａ、ＲＥＭの含有量はそれぞれ０．００１％以上とすることが好ましい。より好ましくは、Ｃａ含有量、ＲＥＭ含有量はそれぞれ０．００２％以上である。

[0060] また、上記の任意元素を後述する好適な下限値未満で含む場合、当該元素は不可避的不純物として含まれるものとする。

[0061] 以下、本発明の亜鉛めっき鋼板の製造方法の一実施形態を詳細に説明する。なお、以下に示す鋼スラブ（鋼素材）、鋼板等を加熱又は冷却する際の温度は、特に説明がない限り、鋼スラブ（鋼素材）、鋼板等の表面温度を意味する。

[0062] 本発明の亜鉛めっき鋼板の製造方法は、上記成分組成を有する鋼スラブを

、仕上げ圧延温度を８５０～９５０℃として熱間圧延を施し、６００℃以下の巻取温度で巻取る熱間圧延工程と、熱間圧延工程後の熱延鋼板を２０％超えの圧下率で冷間圧延する冷間圧延工程と、冷間圧延工程後の冷延鋼板を７２０～８６０℃の焼鈍温度まで加熱し、３０秒以上保持する焼鈍工程と、焼鈍工程後、３００～６００℃の温度域まで冷却し、当該温度域で１０～３００秒保持した後、鋼板表面に亜鉛めっき処理を施すめっき工程と、めっき工程後、（Ｍｓ－２５０℃）～（Ｍｓ－５０℃）の冷却停止温度まで冷却した後、３００～５００℃の焼戻し温度で２０～５００秒保持する焼入れ及び焼戻し工程と、焼入れ及び焼戻し工程後に、焼戻し温度から５０℃までを平均冷却速度２０℃／ｓ以上で冷却する冷却工程と、を有する。また、本発明の鋼板の製造方法で用いる鋼スラブの成分組成は、炭素当量Ｃｅｑ：０．３５％以上０．６０％未満を満たす。炭素当量Ｃｅｑ：０．３５％以上０．６０％未満は、本発明の製造条件の下で、本発明の鋼板を製造するために最適化された範囲である。

[0063] まず、熱間圧延工程の各条件について説明する。

[0064] 仕上げ圧延温度：８５０～９５０℃

仕上げ圧延温度が８５０℃未満の場合、圧延時にフェライト変態が起こり、局所的に強度が低下するため、本発明の組織を満たしても強度が得られない場合がある。したがって、仕上げ圧延温度は８５０℃以上であり、好ましくは８８０℃以上である。一方、仕上げ圧延温度が９５０℃を超えると結晶粒が粗大化し、本発明の組織を満たしても強度が得られない場合がある。したがって、仕上げ圧延温度は９５０℃以下であり、好ましくは９３０℃以下である。

[0065] 巻取温度：６００℃以下

巻取温度が６００℃を超えた場合、熱延鋼板中の炭化物が粗大化し、このような粗大化した炭化物は焼鈍時の均熱中に溶けきらないため、必要な衝突特性を得ることができない場合がある。したがって、巻取温度は、６００℃以下であり、好ましくは５８０℃以下である。巻取温度の下限は特に限定さ

れないが、鋼板の形状不良を発生しにくくし、かつ鋼板が過度に硬質化することを防ぐ観点から、巻取温度を４００℃以上とすることが好ましい。

[0066] 熱間圧延工程により得られた熱延鋼板を通常公知の方法で酸洗、脱脂などの予備処理を行った後に、必要に応じて冷間圧延を施す。冷間圧延を施す際の冷間圧延工程の条件について説明する。

[0067] 冷間圧延の圧下率：２０％超え

冷間圧延の圧下率が２０％以下では、フェライトの再結晶が促進されず、未再結晶フェライトが残存し、本発明の鋼組織が得られない場合がある。したがって、冷間圧延の圧下率は２０％超えであり、好ましくは３０％以上である。

[0068] 次に、冷間圧延工程により得られた冷延鋼板を焼鈍する際の焼鈍工程の条件について説明する。

[0069] 焼鈍温度：７２０～８６０℃、保持時間：３０秒以上

焼鈍温度が７２０℃未満では、オーステナイトの生成が不十分となり、過剰なフェライトが生成して本発明の鋼組織が得られない。したがって、焼鈍温度は７２０℃以上であり、好ましくは７４０℃以上である。一方、焼鈍温度が８６０℃を超えると本発明のフェライト分率を確保できなくなる。したがって、焼鈍温度は８６０℃以下であり、好ましくは８４０℃以下である。また、保持時間が３０秒未満では、オーステナイトの生成が不十分となり、過剰なフェライトが生成して本発明の鋼組織が得られない。したがって、保持時間は３０秒以上であり、好ましくは６０秒以上である。保持時間の上限は特に限定されないが、生産性を損なわないようにするために、保持時間を６００秒以下とすることが好ましい。

[0070] 次に、めっき工程の条件を説明する。めっき工程では、焼鈍工程後、３００～６００℃の温度域まで冷却し、当該温度域で１０～３００秒保持した後、鋼板表面に亜鉛めっき処理を施す。

[0071] ３００～６００℃の温度域における保持時間：１０～３００秒

焼鈍工程後３００～６００℃の温度域まで冷却し、３００～６００℃の温

度域で１０～３００秒保持することはベイナイトを得るために有効である。また、ベイナイト生成によって未変態オーステナイト中にＣが濃化することで多量の残留オーステナイトが得られる。１０秒未満ではこれらの効果が得られない。また、３００秒を超えるとベイナイトが過剰に生成し、未変態オーステナイト中にＣが過剰に濃化し、パーライトが生成し、所望の残留オーステナイト量が得られない場合がある。したがって、保持時間は３００秒以下であり、好ましくは１００秒以下である。

[0072] また、上記保持後、鋼板に対して亜鉛めっき処理を施す。亜鉛めっき処理は、例えば、鋼板表面に、電気亜鉛めっき、溶融亜鉛めっき、又は合金化溶融亜鉛めっきを施す処理である。鋼板表面に溶融亜鉛めっきを施す場合は、例えば、上記により得られた鋼板を４４０℃以上５００℃以下の亜鉛めっき浴中に浸漬して、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成することが好ましい。ここで、めっき処理後、ガスワイピングなどによってめっき付着量を調整して行うことが好ましい。溶融亜鉛めっき処理後の鋼板に対して合金化を施してもよい。溶融亜鉛めっきを合金化する場合、４５０℃以上５８０℃以下の温度域で１秒以上６０秒以下保持して合金化することが好ましい。なお、鋼板表面に電気亜鉛めっきを施す場合は、電気亜鉛めっき処理の処理条件は特に限定されず、常法に従えばよい。

[0073] 次に、めっき工程後に行う、焼入れ及び焼戻し工程の各条件について説明する。

[0074] 冷却停止温度：（Ｍｓ－２５０℃）～（Ｍｓ－５０℃）

冷却停止温度が（Ｍｓ－５０℃）超えでは焼戻しマルテンサイトの生成が不十分であり、本発明の鋼組織が得られない。一方、冷却停止温度が（Ｍｓ－２５０℃）未満では焼戻しマルテンサイトが過剰になり、残留オーステナイトの生成が不十分となる場合がある。したがって、冷却停止温度は（Ｍｓ－２５０℃）～（Ｍｓ－５０℃）である。好ましくは（Ｍｓ－２００℃）以上である。また、好ましくは、（Ｍｓ－１００℃）以下である。なお、冷却停止温度が上記の範囲を満たしていれば冷却停止温度までの冷却速度は限定

されず、本発明の鋼組織が得られる。

[0075] なお、Ｍｓはマルテンサイト変態開始温度のことであり、以下の式により求めることができる。

[0076] Ｍｓ（℃）＝５３９－４２３×｛［Ｃ％］×１００／（１００－［α面積％］）｝－３０×［Ｍｎ％］－１２×［Ｃｒ％］－１８×［Ｎｉ％］－８×［Ｍｏ％］

上記式において、［元素記号％］は、各元素の含有量（質量％）を表し、含有しない元素は０とする。また、［α面積％］は焼鈍後のフェライト面積率（％）である。焼鈍後のフェライト面積率は、熱膨張測定装置で昇温速度、焼鈍温度及び焼鈍時の保持時間を模擬することによって事前に求める。

[0077] 焼戻し温度：３００～５００℃、保持時間：２０～５００秒

焼戻し温度が３００℃未満ではマルテンサイトの焼戻しが不十分となり、一次加工時に焼戻しマルテンサイトとフェライトの界面でボイドが発生しやすくなり、衝突特性が低下すると考えられる。したがって、焼戻し温度は３００℃以上であり、好ましくは３５０℃以上である。一方、焼戻し温度が５００℃を超えるとマルテンサイト及びベイナイトの焼戻しが過剰となり、一次加工時にフレッシュマルテンサイトと焼戻しマルテンサイト及びベイナイトの界面でボイドが生成しやすくなり、衝突特性が低下すると考えられる。したがって、焼戻し温度は５００℃以下であり、好ましくは４５０℃以下である。また、保持時間が２０秒未満ではマルテンサイトの焼戻しが不十分となり、衝突特性が低下すると考えられる。したがって、保持時間は２０秒以上であり、好ましくは３０秒以上である。また、保持時間が５００秒を超えるとアスペクト比が２．０未満の残留オーステナイトの割合が減少する場合がある。したがって保持時間の上限は５００秒以下であり、好ましくは４５０秒以下である。

[0078] 焼入れ及び焼戻し工程後に行う冷却工程について説明する。

[0079] 上記焼戻し温度から５０℃までの平均冷却速度：２０℃／ｓ以上

上記焼戻し温度から５０℃までの平均冷却速度が２０℃／ｓ未満では本発

明の衝突特性が得られない。この理由は明らかではないが次のように考えられる。一次加工部のボイド生成を抑制し、衝突特性を向上させるためには軟質相（フェライト）と硬質相（フレッシュマルテンサイト）との硬度差を中間硬度相（焼戻しマルテンサイト、ベイナイト）で低減する必要がある。前者はめっき処理前に生成させたベイナイト及び焼入れ時に生成させたマルテンサイトを焼戻し工程で軟化さることで軟質相との硬度差を低減しボイドの生成を抑制している。後者は焼戻し工程で生成させたベイナイトでボイドの生成を抑制している。焼戻し工程で生成させたベイナイトは軟化すると硬質相との硬度差が大きくなるため、ベイナイトが生成する焼戻し工程前に高温にさらされるめっき処理を行い、さらに焼戻し工程後の冷却速度を速くすることで冷却中のベイナイトの焼戻しを抑制することで、軟質相との硬度差を低減しボイドの生成を抑制している。したがって、焼戻し工程後における室温までの平均冷却速度が２０℃／ｓ未満では、冷却中にベイナイトが焼戻され、硬質相との硬度差が大きくなってしまうことにより、一次加工時にその界面でボイドが生成しやすくなり、衝突特性が低下すると考えられる。平均冷却速度は、好ましくは２５℃／ｓ以上である。平均冷却速度の上限は特に限定されないが、冷却設備の省エネルギーの観点から、７０℃／ｓ以下が好ましい。

[0080] 本発明の亜鉛めっき鋼板には、形状矯正や表面粗度の調整などを目的に、調質圧延を行うことができる。ただし、調質圧延は調圧率が０．５％を超えると表層硬化により曲げ性が劣化することがあるため、調圧率は０．５％以下にすることが好ましい。より好ましくは０．３％以下である。また、樹脂や油脂コーティングなどの各種塗装処理を施すこともできる。

[0081] その他の製造方法の条件は、特に限定しないが、以下の条件で行うのが好ましい。

[0082] スラブは、マクロ偏析を防止するため、連続鋳造法で製造するのが好ましく、造塊法、薄スラブ鋳造法により製造することもできる。スラブを熱間圧延するには、スラブをいったん室温まで冷却し、その後再加熱して熱間圧延

を行ってもよい。また、スラブを室温まで冷却せずに加熱炉に装入して熱間圧延を行うこともできる。また、わずかの保熱を行った後に直ちに熱間圧延する省エネルギープロセスも適用できる。スラブを加熱する場合は、圧延荷重の増大防止や、炭化物が溶解するため、１１００℃以上に加熱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、スラブの加熱温度は１３００℃以下とすることが好ましい。

[0083] スラブを熱間圧延する時は、スラブの加熱温度を低くしたときに圧延時のトラブルを防止する観点から、粗圧延後の粗バーを加熱することもできる。また、粗バー同士を接合し、仕上げ圧延を連続的に行う、いわゆる連続圧延プロセスを適用できる。また、圧延荷重の低減や形状・材質の均一化のために、仕上げ圧延の全パス又は一部のパスで摩擦係数が０．１０～０．２５となる潤滑圧延を行うことが好ましい。

[0084] 巻取り後の鋼板は、スケールを酸洗などにより除去してもよい。酸洗後、上記の条件で冷間圧延、焼鈍、亜鉛めっきが施される。

[0085] 次に、本発明の部材及びその製造方法について説明する。

[0086] 本発明の部材は、本発明の亜鉛めっき鋼板に対して、成形加工及び溶接の少なくとも一方を施してなるものである。また、本発明の部材の製造方法は、本発明の亜鉛めっき鋼板の製造方法によって製造された亜鉛めっき鋼板に対して、成形加工及び溶接の少なくとも一方を施す工程を有する。

[0087] 本発明の亜鉛めっき鋼板は、高強度であり、衝突特性に優れている。そのため、本発明の亜鉛めっき鋼板を用いて得た部材も、高強度であり、衝突特性に優れ、衝突変形時の部材破断が発生しにくい。したがって、本発明の部材は、自動車部品におけるエネルギー吸収部材として好適に用いることができる。

[0088] 成形加工は、プレス加工等の一般的な加工方法を制限なく用いることができる。また、溶接は、スポット溶接、アーク溶接等の一般的な溶接を制限なく用いることができる。

実施例

[0089] 本発明を、実施例を参照しながら具体的に説明する。本発明の範囲は以下の実施例に限定されない。

[0090] ［実施例１］

表１に示す成分組成の鋼を真空溶解炉により溶製し、分塊圧延して鋼スラブとした。これらの鋼スラブを加熱し、表２に示す条件で、熱間圧延、冷間圧延、焼鈍、めっき処理、焼入れ及び焼戻し、並びに冷却を行い、亜鉛めっき鋼板を製造した。めっき処理では、鋼板表面に電気亜鉛めっき層（ＥＧ）、溶融亜鉛めっき層（ＧＩ）又は合金化溶融亜鉛めっき層（ＧＡ）を形成させた。電気亜鉛めっき処理では、鋼板を亜鉛溶液に浸漬しつつ通電し、めっき付着量１０～１００ｇ／ｍ^{2}の電気亜鉛めっき層（ＥＧ）を形成させた。また、溶融亜鉛めっき処理では、鋼板をめっき浴中に浸漬し、めっき付着量１０～１００ｇ／ｍ^{2}の溶融亜鉛めっき層（ＧＩ）を形成させた。また、合金化溶融亜鉛めっきでは、鋼板に溶融亜鉛めっき層を形成した後に合金化処理を行い、合金化溶融亜鉛めっき層（ＧＡ）を形成させた。なお、最終的な各亜鉛めっき鋼板の板厚は、１．２ｍｍであった。

[0091]

[表1]

鋼種	成分組成(質量%)																			Ceq
	C	Si	Mn	P	S	Sol. Al	N	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B	Ni	Cu	Sn	Sb	Ca	REM	(%)
A	0.10	1.50	2.1	0.008	0.010	0.030	0.0028	0	0.100	0	0.020	0	0.0020	0	0	0	0	0	0	0.54
B	0.03	1.80	2.4	0.030	0.010	0.021	0.0035	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.51
C	0.20	1.30	1.0	0.040	0.020	0.050	0.0022	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.42
D	0.12	0.10	1.8	0.020	0.020	0.045	0.0042	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.42
E	0.07	2.00	1.7	0.020	0.010	0.058	0.0016	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.44
F	0.19	1.90	0.5	0.020	0.010	0.012	0.0021	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.35
G	0.03	1.50	2.5	0.030	0.010	0.023	0.0040	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.51
H	0.12	0.60	1.8	0.050	0.010	0.009	0.0029	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.45
I	0.13	1.30	1.6	0.040	0.050	0.029	0.0026	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.45
J	0.15	1.70	1.0	0.010	0.030	0.005	0.0038	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.39
K	0.16	1.60	1.8	0.040	0.010	0.100	0.0027	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.53
L	0.05	0.90	1.6	0.020	0.010	0.010	0.0100	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.35
M	0.11	1.10	2.4	0.020	0.020	0.050	0.0018	0.005	0	0	0	0	0	0	0	0.014	0	0	0	0.56
N	0.09	1.30	1.5	0.010	0.010	0.054	0.0064	1.000	0	0	0.007	0	0	0	0	0	0	0	0	0.59
O	0.12	1.40	2.1	0.010	0.020	0.008	0.0051	0	0.005	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.003	0.53
P	0.10	1.10	1.9	0.030	0.010	0.007	0.0046	0	0.500	0	0	0	0	0	0	0	0.031	0	0	0.59
Q	0.13	1.20	1.6	0.010	0.010	0.011	0.0033	0	0	0.005	0	0.031	0	0	0	0	0	0	0	0.45
R	0.12	0.50	1.7	0.010	0.010	0.034	0.0028	0	0	0.500	0	0	0	0.021	0	0	0	0	0	0.46
S	0.16	1.50	2.1	0.020	0.020	0.080	0.0029	0	0	0	0.005	0	0	0	0	0	0	0.002	0	0.57
T	0.11	1.60	1.5	0.010	0.010	0.021	0.0061	0.020	0	0	0.500	0	0.0020	0	0	0	0	0	0	0.43
U	0.15	1.80	2.0	0.010	0.010	0.027	0.0041	0	0	0	0	0.005	0	0	0.041	0	0	0	0	0.56
V	0.11	1.50	1.6	0.010	0.020	0.008	0.0031	0	0.150	0	0	0.500	0	0	0	0	0	0	0	0.48
W	0.15	1.40	2.3	0.010	0.020	0.019	0.0029	0	0	0	0	0	0.0003	0	0	0.009	0	0	0	0.59
X	0.14	1.10	1.7	0.020	0.010	0.070	0.0025	0	0	0	0.210	0	0.0050	0	0	0	0	0	0	0.47
Y	0.18	1.00	1.5	0.020	0.010	0.056	0.0034	0	0	0.100	0	0	0	0.005	0	0	0	0	0	0.48
Z	0.16	0.90	1.7	0.010	0.020	0.045	0.0055	0	0.200	0	0	0	0	1.000	0	0	0	0	0	0.56
AA	0.17	0.50	2.2	0.010	0.040	0.057	0.0034	0	0	0	0.120	0	0	0	0.005	0	0	0	0	0.56
AB	0.13	1.40	2.3	0.030	0.030	0.049	0.0023	0	0	0	0	0	0	0	1.000	0	0	0	0	0.57
AC	0.15	1.50	1.6	0.010	0.010	0.022	0.0046	0.110	0	0	0	0	0	0	0	0.005	0	0	0	0.50
AD	0.08	1.80	2.2	0.010	0.010	0.009	0.0020	0	0	0	0	0.022	0	0	0	1.000	0	0	0	0.52
AE	0.10	1.30	1.9	0.020	0.010	0.015	0.0016	0	0	0	0	0	0	0	0.008	0	0.005	0	0	0.47
AF	0.07	1.10	2.4	0.020	0.020	0.033	0.0054	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1.000	0	0.002	0.52
AG	0.09	1.50	2.0	0.010	0.040	0.031	0.0043	0	0	0	0	0	0.0018	0	0	0	0	0.001	0	0.49
AH	0.11	1.50	1.9	0.030	0.030	0.029	0.0033	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.019	0.005	0	0.49
AI	0.12	1.30	1.7	0.030	0.020	0.035	0.0062	0	0.250	0	0	0	0	0.081	0	0	0	0	0.001	0.52
AJ	0.07	1.80	2.0	0.010	0.020	0.088	0.0043	0	0	0.150	0	0	0	0	0	0	0	0	0.005	0.49
AK	0.02	1.60	1.5	0.040	0.040	0.026	0.0026	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.34
AL	0.21	1.60	2.0	0.010	0.010	0.045	0.0029	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.61
AM	0.11	0.09	1.9	0.020	0.010	0.035	0.0031	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.43
AN	0.18	1.30	0.4	0.010	0.010	0.069	0.0041	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.30
AO	0.12	0.90	2.6	0.010	0.010	0.061	0.0025	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.59
AP	0.13	1.20	1.9	0.060	0.010	0.035	0.0036	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.50
AQ	0.09	1.50	1.7	0.010	0.060	0.021	0.0060	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.44
AR	0.05	1.00	1.9	0.010	0.010	0.004	0.0050	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.41
AS	0.05	1.90	2.2	0.010	0.010	0.044	0.0105	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.50

Ceq:炭素当量
上記成分組成以外の残部:Fe及び不可避的不純物

[0092]

[表2]

鋼板No.	鋼種	熱間圧延		冷間圧延	焼鈍条件		めっき			焼入れ及び焼戻し						冷却	備考
		仕上げ圧延温度 (℃)	巻取温度 (℃)	圧下率 (%)	焼鈍温度 (℃)	保持時間 (秒)	保持温度 (℃)	保持時間 (秒)	種類	Ms (℃)	Ms-50 (℃)	Ms-250 (℃)	冷却停止温度 (℃)	焼戻し温度 (℃)	保持時間 (秒)	※1 (℃/s)	
1	A	900	550	50	800	100	400	30	GA	379	329	129	200	400	50	30	発明例
2	A	850	570	35	790	190	420	100	GI	375	325	125	190	370	110	45	発明例
3	A	950	540	45	820	480	380	50	GA	387	337	137	180	320	70	50	発明例
4	A	870	600	70	800	150	410	70	GA	379	329	129	190	360	120	30	発明例
5	A	920	540	50	760	30	510	20	GI	361	311	111	200	320	60	70	発明例
6	A	880	570	30	810	290	600	10	GA	383	333	133	210	340	170	25	発明例
7	A	860	590	65	780	360	300	300	GA	371	321	121	230	380	60	50	発明例
8	A	940	550	40	780	320	390	100	GI	371	321	121	220	350	260	45	発明例
9	A	890	580	60	840	270	420	50	GA	395	345	145	160	440	110	35	発明例
10	A	860	480	35	790	250	400	130	GA	375	325	125	220	300	490	55	発明例
11	A	900	560	40	830	160	340	200	GA	391	341	141	190	500	120	60	発明例
12	A	880	510	60	770	90	480	30	GI	366	316	116	250	400	20	25	発明例
13	A	900	580	30	840	440	360	160	GA	395	345	145	230	450	260	20	発明例
14	B	890	520	70	860	370	310	210	GI	439	389	189	300	450	320	35	発明例
15	B	840	570	50	750	310	350	150	GA	400	350	150	310	460	210	45	比較例
16	C	920	460	45	720	220	410	90	GI	264	214	14	140	370	90	40	発明例
17	C	950	530	65	740	330	370	180	EG	283	233	33	160	420	60	50	比較例
18	D	920	450	30	810	200	400	110	GA	378	328	128	210	380	130	55	発明例
19	D	860	610	40	730	110	440	40	GI	336	286	86	260	480	360	60	比較例
20	E	930	460	75	760	490	400	80	GA	390	340	140	290	370	450	35	発明例
21	E	900	540	30	710	150	380	130	GA	324	274	74	250	420	110	25	比較例
22	F	870	560	50	800	130	350	160	EG	318	268	68	110	390	100	40	発明例
23	F	940	510	65	730	25	430	80	GI	101	51	-149	50	320	70	60	比較例
24	G	880	450	40	790	400	400	50	GA	422	372	172	290	410	360	45	発明例
25	G	930	490	55	760	130	520	5	GI	429	379	179	360	340	40	30	比較例
26	H	880	470	50	860	430	310	230	GA	400	350	150	210	370	90	35	発明例
27	H	900	530	35	750	200	420	310	GA	382	332	132	280	460	130	40	比較例
28	I	930	580	55	810	450	440	60	GI	377	327	127	200	480	110	65	発明例
29	I	870	540	60	740	150	460	70	GA	340	290	90	300	430	330	35	比較例
30	J	890	480	50	780	260	380	150	GA	334	284	84	180	370	290	25	発明例
31	J	920	500	55	770	350	370	120	GI	401	351	151	140	450	60	50	比較例
32	K	880	570	30	820	70	400	100	GA	364	314	114	140	410	150	55	発明例
33	K	930	550	45	830	480	350	240	GI	370	320	120	150	290	260	60	比較例
34	L	890	520	60	860	370	360	170	GA	448	398	198	250	380	60	35	発明例
35	L	860	490	40	790	110	400	50	GI	424	374	174	340	510	90	25	比較例
36	M	920	570	65	770	550	370	110	GA	359	309	109	250	420	150	45	発明例
37	M	910	480	45	770	260	400	60	GI	359	309	109	260	390	18	40	比較例
38	N	880	520	55	780	390	410	80	EG	372	322	122	270	380	110	30	発明例
39	N	880	550	45	850	330	380	130	GA	405	355	155	180	400	500	18	比較例
40	O	900	590	60	790	210	420	60	GI	364	314	114	230	310	180	25	発明例
41	O	900	590	60	790	210	420	60	GI	364	314	114	290	400	510	25	比較例
42	P	890	510	35	780	200	400	90	GI	343	293	93	170	420	60	55	発明例
43	Q	890	500	50	820	280	380	140	EG	396	346	146	220	370	460	60	発明例
44	R	920	550	45	810	120	350	200	GI	377	327	127	240	410	300	60	発明例
45	S	900	490	40	830	220	400	70	GI	362	312	112	280	430	110	40	発明例
46	T	870	550	30	850	210	330	260	GA	404	354	154	230	420	90	35	発明例
47	U	890	450	70	800	250	400	100	GI	367	317	117	220	440	400	30	発明例
48	V	900	580	65	750	160	390	91	GI	411	361	161	180	420	70	25	発明例
49	W	930	510	35	760	410	400	30	GI	332	282	82	170	310	50	40	発明例
50	X	870	560	65	770	320	360	150	GA	346	296	96	270	390	490	55	発明例
51	Y	910	520	60	800	270	370	100	GA	340	290	90	270	460	180	50	発明例
52	Z	920	470	45	780	330	420	80	GA	318	268	68	190	350	120	60	発明例
53	AA	910	540	40	830	150	400	40	EG	349	299	99	270	430	160	40	発明例
54	AB	880	470	65	810	320	370	120	GA	367	317	117	230	380	110	30	発明例
55	AC	910	510	45	800	120	340	140	GA	353	303	103	170	340	70	35	発明例
56	AD	940	480	50	780	310	430	60	GI	410	360	160	200	400	130	55	発明例
57	AE	860	500	50	770	450	400	90	GA	371	321	121	240	370	100	40	発明例
58	AF	910	510	70	760	330	380	110	GI	381	331	131	160	390	60	50	発明例
59	AG	920	590	35	770	390	400	50	GA	375	325	125	190	430	230	30	発明例
60	AH	890	460	55	790	310	380	120	GA	375	325	125	280	380	70	25	発明例
61	AI	910	530	50	830	220	410	90	GA	386	336	136	210	340	110	40	発明例
62	AJ	880	530	60	780	500	340	180	GI	394	344	144	300	400	360	60	発明例
63	AK	900	550	60	770	550	340	150	GI	449	399	199	260	440	60	40	比較例
64	AL	890	570	65	790	300	400	40	GA	309	259	59	200	400	410	25	比較例
65	AM	930	520	40	840	380	430	70	GA	399	349	149	220	350	50	65	比較例
66	AN	870	480	65	790	350	350	160	GI	104	54	-146	40	380	140	30	比較例
67	AO	900	510	60	740	90	360	110	GA	357	307	107	200	350	60	30	比較例
68	AP	920	540	55	800	390	440	60	GI	372	322	122	240	410	460	50	比較例
69	AQ	870	500	50	830	60	380	100	EG	405	355	155	210	470	210	25	比較例
70	AR	890	540	60	770	240	460	40	GA	408	358	158	230	390	200	40	比較例
71	AS	870	520	50	800	310	500	30	GA	413	363	114	250	400	190	65	比較例

※1:焼戻し温度から50℃までの平均冷却速度
EG:電気亜鉛めっき、GI:溶融亜鉛めっき、GA:合金化溶融亜鉛めっき

[0093] 得られた亜鉛めっき鋼板に、圧下率０．２％の調質圧延を施した後、以下の手法に従い、フェライト（Ｆ）、ベイナイト（Ｂ）、焼戻しマルテンサイト（ＴＭ）、フレッシュマルテンサイト（ＦＭ）及び残留オーステナイト（ＲＡ）の面積率をそれぞれ求めた。また、亜鉛めっき鋼板を、以下の手法に

従い、曲率半径／板厚：４．２で幅（Ｃ）方向を軸に圧延（Ｌ）方向に９０°曲げ加工を施した後、圧縮側の鋼板表面から０～５０μｍ領域内のＬ断面における１ｍｍ^{2}当たりのボイドの個数を測定した。

[0094] 上記の各組織の面積率は、次のように測定する。圧延方向に対して直角に切断した鋼板の板厚断面を研磨後、３体積％ナイタールで腐食し、板厚１／４位置をＳＥＭ（走査型電子顕微鏡）で１５００倍の倍率で３視野撮影し、得られた画像データからＭｅｄｉａ　Ｃｙｂｅｒｎｅｔｉｃｓ社製のＩｍａｇｅ－Ｐｒｏを用いて各組織の面積率を求めた。３視野の面積率の平均値を本発明の各組織の面積率とした。画像データにおいて、フェライトは黒色、ベイナイトは島状の残留オーステナイトを含む黒色又は方位の揃った炭化物を含む灰色、焼戻しマルテンサイトは微細な方位の揃っていない炭化物を含む明灰色、残留オーステナイトは白色として区別した。ここで、フレッシュマルテンサイトも白色を呈し、フレッシュマルテンサイトと残留オーステナイトはＳＥＭ像での区別が困難である。そこで、フレッシュマルテンサイトと残留オーステナイトの合計の面積率から、後述する方法で求めた残留オーステナイトの面積率を差し引くことによって、フレッシュマルテンサイトの面積率を求めた。なお、表３には示していないが、残部組織は、フェライト（Ｆ）、ベイナイト（Ｂ）、焼戻しマルテンサイト（ＴＭ）、フレッシュマルテンサイト（ＦＭ）及び残留オーステナイト（ＲＡ）の合計面積率を１００％から引くことによって求められ、これら残部組織はパーライト及び／またはセメンタイトであると判断した。

[0095] また、Ｘ線回折強度を測定して残留オーステナイトの体積率を求め、当該体積率を残留オーステナイトの面積率とみなした。残留オーステナイトの体積率は、板厚１／４面におけるｂｃｃ鉄の（２００）、（２１１）、（２２０）面のＸ線回折積分強度に対するｆｃｃ鉄の（２００）、（２２０）、（３１１）面のＸ線回折積分強度の割合によって求めた。

[0096] 残留オーステナイト中の固溶Ｃ量は、ＦＥ－ＥＰＭＡ（電界放出型電子プローブマイクロアナライザ）で分析することにより、測定した。

[0097] 残留オーステナイトのアスペクト比は次のように測定した。圧延方向に対して直角に切断した鋼板の板厚断面を研磨後、コロイダルシリカ溶液を用いたバフ研磨により表面を平滑化し、０．１体積％ナイタールで腐食することで、試料表面の凹凸を極力低減し、かつ、加工変質層を完全に除去した。次に、板厚１／４位置をＳＥＭ－ＥＢＳＤ（電子線後方散乱回折）法で高分解能結晶方位解析を行った。得られたデータはＴＳＬ社製のＯＩＭ　Ａｎａｌｙｓｙｓを用いて解析を行った。ＦＣＣ鉄を残留オーステナイトとし、長軸／短軸＝アスペクト比とした。３視野測定し、それぞれ、（アスペクト比が２．０未満の残留オーステナイト粒の数）／（全残留オーステナイト粒の数）を測定した。３視野での測定値の平均を、全残留オーステナイト粒のうちアスペクト比が２．０未満の残留オーステナイト粒の割合とした。

[0098] ボイド数密度の測定方法は次のとおりである。亜鉛めっき鋼板を、曲率半径／板厚：４．２で幅（Ｃ）方向を軸に圧延（Ｌ）方向に９０°曲げ加工した後、板厚断面を研磨し、圧縮側の鋼板表面から０～５０μｍ領域内のＬ断面を観察した。Ｌ断面をＳＥＭ（走査型電子顕微鏡）で１５００倍の倍率で３視野撮影し、得られた画像データからＭｅｄｉａ　Ｃｙｂｅｒｎｅｔｉｃｓ社製のＩｍａｇｅ－Ｐｒｏを用いてボイドの数密度を求めた。３視野の数密度の平均値をボイド数密度とした。なお、ボイドはフェライトより濃い黒色で各組織と明確に区別できる。

また、曲げ加工後のボイドの圧延方向における測定位置については、曲げ加工により形成され、幅（Ｃ）方向（図１の符号Ｄ１参照）に延びた角部Ｘ０を含む領域とした。より具体的には、曲げ加工により幅方向及び圧延方向に垂直な方向（パンチ等の押圧部の押圧方向）で最下部となる領域において、板厚方向に０～５０μｍ領域内（図１の符号ＸＡ参照）でボイドの数密度を測定した。

[0099] また、以下の試験方法にしたがい、引張特性及び衝突特性を求めた。

[0100] ＜引張試験＞

得られた各亜鉛めっき鋼板から圧延方向に対して直角方向にＪＩＳ５号引

張試験片（ＪＩＳ　Ｚ２２０１）を採取し、歪速度が１０$^{-3}$／ｓとするＪＩＳ　Ｚ２２４１（２０１１）の規定に準拠した引張試験を行い、引張強度（ＴＳ）を求めた。なお、ＴＳが５９０ＭＰａ以上を合格とした。

[0101] ＜曲げ－直交曲げ試験＞

得られた鋼板に対して、曲率半径／板厚：４．２で幅（Ｃ）方向を軸に圧延（Ｌ）方向に９０°曲げ加工（一次曲げ加工）を施し、試験片を準備した。９０°曲げ加工（一次曲げ加工）では、図２に示すように、Ｖ溝を有するダイＡ１の上に載せた鋼板に対して、パンチＢ１を押し込んで試験片Ｔ１を得た。次に、図３に示すように、支持ロールＡ２の上に載せた試験片Ｔ１に対して、曲げ方向が圧延直角方向となるようにして、パンチＢ２を押し込んで直交曲げ（二次曲げ加工）を施した。図２及び図３において、Ｄ１は幅（Ｃ）方向、Ｄ２は圧延（Ｌ）方向を示している。

[0102] 鋼板に対して９０°曲げ加工（一次曲げ加工）を施した試験片Ｔ１を図４に示す。また、試験片Ｔ１に対して直交曲げ（二次曲げ加工）を施した試験片Ｔ２を図５に示す。図５の試験片Ｔ２に破線で示した位置は、直交曲げを行う前の図４の試験片Ｔ１に破線で示した位置に対応している。

[0103] 直交曲げの条件は、以下のとおりである。

［直交曲げ条件］

試験方法：ロール支持、パンチ押し込み

ロール径：φ３０ｍｍ

パンチ先端Ｒ：０．４ｍｍ

ロール間距離：（板厚×２）＋０．５ｍｍ

ストローク速度：２０ｍｍ／ｍｉｎ

試験片サイズ：６０ｍｍ×６０ｍｍ

曲げ方向：圧延直角方向

上記直交曲げを施した際に得られるストローク－荷重曲線において、荷重最大時のストロークを求めた。上記曲げ－直交曲げ試験を３回実施した際の当該荷重最大時のストロークの平均値をΔＳとした。ΔＳが３０ｍｍ以上で

耐破断特性が良好と評価した。

[0104] ＜軸圧壊試験＞

軸圧壊試験では板厚の影響を考慮し、全て板厚１．２ｍｍの亜鉛めっき鋼板で実施した。上記製造工程で得られた亜鉛めっき鋼板を切り出し、パンチ肩半径が５．０ｍｍであり、ダイ肩半径が５．０ｍｍである金型を用いて、深さ４０ｍｍとなるように成形加工（曲げ加工）して、図６及び図７に示すハット型部材１０を作製した。また、ハット型部材の素材として用いた亜鉛めっき鋼板を、２００ｍｍ×８０ｍｍの大きさに別途切り出した。次に、その切り出した後の亜鉛めっき鋼板２０と、ハット型部材１０とをスポット溶接し、図６及び図７に示すような試験用部材３０を作製した。図６は、ハット型部材１０と亜鉛めっき鋼板２０とをスポット溶接して作製した試験用部材３０の正面図である。図７は、試験用部材３０の斜視図である。スポット溶接部４０の位置は、図７に示すように、亜鉛めっき鋼板の端部と溶接部が１０ｍｍ、溶接部間が４５ｍｍの間隔となるようにした。次に、図８に示すように、試験用部材３０を地板５０とＴＩＧ溶接により接合して軸圧壊試験用サンプルを作製した。次に、作製した軸圧壊試験用サンプルにインパクター６０を衝突速度１０ｍ／ｓで等速衝突させ、軸圧壊試験用のサンプルを１００ｍｍ圧壊した。図８に示すように、圧壊方向Ｄ３は、試験用部材３０の長手方向と平行な方向とした。圧壊時のストローク－荷重のグラフにおける、ストローク０～１００ｍｍの範囲における面積を求め、３回試験を行った際の当該面積の平均値を吸収エネルギー（F_{ave}）とした。F_{ave}が３５００Ｎ以上で吸収エネルギーが良好と評価した。また、耐破断特性及び吸収エネルギーの両方が良好の場合、衝突特性が良好と評価した。

[0105]

[表3]

鋼板No.	鋼組織								引張強度	衝突特性		備考
										曲げ試験	軸圧壊試験	
	V(F) (%)	V(RA) (%)	V(TM+B) (%)	V(FM) (%)	V(F+RA+TM+B+FM) (%)	※1 (質量%)	※2 (%)	※3 (個/mm^2)	TS (MPa)	ΔS (mm)	F_{ave} (N)	
1	56	6	32	5	99	0.7	78	185	793	34	38832	発明例
2	58	6	32	2	98	0.9	73	556	784	34	38207	発明例
3	52	6	33	6	97	0.7	76	741	840	35	39007	発明例
4	56	5	35	2	99	0.9	73	370	798	34	38926	発明例
5	63	6	27	2	98	0.8	77	0	761	33	37083	発明例
6	54	8	33	4	99	1.0	71	370	820	34	38919	発明例
7	60	7	27	5	99	0.7	78	556	772	33	37751	発明例
8	60	12	19	7	98	1.1	65	741	785	32	36689	発明例
9	47	6	40	6	99	0.8	73	370	842	34	38480	発明例
10	58	6	32	3	99	1.0	55	741	799	34	38113	発明例
11	50	7	34	5	96	0.8	74	556	816	35	39853	発明例
12	61	8	24	4	98	0.9	81	185	757	32	36856	発明例
13	47	7	40	4	99	0.8	62	185	842	35	39250	発明例
14	54	10	31	5	100	0.9	60	185	766	34	38111	発明例
15	81	4	15	0	100	0.8	64	0	581	31	35106	比較例
16	65	7	24	0	97	0.9	74	556	608	31	35728	発明例
17	63	8	21	5	96	0.8	76	741	575	31	35099	比較例
18	53	4	38	4	98	0.8	72	741	767	32	36891	発明例
19	66	5	26	1	98	0.6	59	1111	648	29	34593	比較例
20	70	8	18	2	98	1.1	65	185	599	31	35393	発明例
21	82	3	15	0	100	0.9	74	0	512	30	34048	比較例
22	61	6	20	5	92	0.7	75	741	641	31	35727	発明例
23	81	6	10	3	100	1.1	75	1667	565	30	32749	比較例
24	70	5	23	1	99	0.9	57	185	720	32	36892	発明例
25	64	2	19	8	93	0.5	80	1111	593	28	33336	比較例
26	40	6	47	7	100	0.7	77	556	909	35	39820	発明例
27	51	2	30	11	94	0.9	73	185	546	29	34037	比較例
28	52	7	36	4	99	0.9	71	741	731	34	38784	発明例
29	64	6	14	12	96	0.8	59	1296	789	29	36320	比較例
30	64	6	28	0	98	1.1	61	185	600	31	35122	発明例
31	41	2	56	1	100	0.9	75	1111	599	28	33733	比較例
32	44	7	46	1	98	1.1	66	741	906	36	40191	発明例
33	41	7	42	5	95	1.0	64	1296	603	29	33761	比較例
34	54	4	34	7	99	0.9	76	370	620	32	36470	発明例
35	70	6	16	8	99	0.4	75	1111	592	28	33799	比較例
36	57	8	33	0	98	1.2	70	370	873	34	38780	発明例
37	57	9	29	3	98	1.0	80	1111	867	29	34843	比較例
38	65	8	18	7	99	0.8	74	370	632	31	35429	発明例
39	51	5	42	1	99	0.9	52	1296	608	28	34563	比較例
40	55	9	30	5	99	1.0	69	370	855	35	39021	発明例
41	55	16	27	1	99	1.1	49	1111	831	29	34622	比較例
42	52	9	37	0	98	1.0	74	556	870	35	39216	発明例
43	42	9	42	0	93	1.1	51	926	904	35	39969	発明例
44	54	6	36	2	99	1.2	59	741	731	32	36672	発明例
45	41	15	35	8	98	0.7	72	556	926	36	40928	発明例
46	48	7	33	10	98	0.7	76	370	709	34	38090	発明例
47	43	12	43	1	99	1.2	56	370	951	36	40839	発明例
48	41	6	43	3	94	1.0	71	185	784	32	36022	発明例
49	54	8	33	3	98	0.9	74	556	951	36	40078	発明例
50	58	8	30	2	98	1.0	51	741	727	33	37240	発明例
51	50	11	31	6	98	0.9	66	741	810	34	38181	発明例
52	55	6	33	4	97	1.0	73	926	790	34	38081	発明例
53	42	11	38	9	100	0.8	65	556	928	35	39991	発明例
54	47	10	36	6	99	0.7	72	370	975	37	41002	発明例
55	53	6	34	5	98	0.7	74	556	773	32	36640	発明例
56	46	8	44	1	99	1.1	71	556	850	33	37942	発明例
57	62	7	24	5	98	0.8	75	370	706	32	36913	発明例
58	66	4	29	1	99	1.0	70	370	764	33	37170	発明例
59	63	6	29	0	98	0.9	65	185	645	32	36518	発明例
60	56	9	24	9	98	0.9	73	185	776	33	37341	発明例
61	49	8	37	6	99	0.8	71	556	798	33	37514	発明例
62	65	9	24	0	98	1.1	57	741	671	31	35557	発明例
63	81	3	14	2	100	0.9	73	185	585	30	33236	比較例
64	54	9	29	4	96	1.2	54	1111	989	29	34761	比較例
65	44	2	39	7	92	0.7	74	1111	898	29	34896	比較例
66	82	1	9	7	99	0.9	70	556	871	29	33065	比較例
67	51	21	26	2	100	0.8	77	1296	933	28	34905	比較例
68	50	9	39	0	98	1.1	52	1111	833	29	34595	比較例
69	54	7	36	2	99	0.9	68	1111	673	28	34003	比較例
70	71	4	24	0	99	0.9	61	185	582	31	35932	比較例
71	64	3	21	12	100	1.1	64	1111	831	28	34590	比較例

V(F):フェライトの面積率、V(TM+B):焼戻しマルテンサイトとベイナイトの合計面積率
V(RA):残留オーステナイトの面積率、V(FM):フレッシュマルテンサイトの面積率
V(F+RA+TM+B+FM):フェライト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト及びフレッシュマルテンサイトの合計面積率
※1:残留オーステナイト中の固溶C量
※2:全残留オーステナイト粒のうち、アスペクト比が2.0未満の残留オーステナイト粒の割合
※3:曲率半径／板厚:4.2で幅(C)方向を軸に圧延(L)方向に90°曲げ加工した際の、圧縮側の鋼板表面から0～50μm領域内のL断面におけるボイド数密度

[0106] 発明例の亜鉛めっき鋼板は、ＴＳが５９０ＭＰａ以上であり、衝突特性に優れていた。一方、比較例の亜鉛めっき鋼板は、ＴＳが５９０ＭＰａ未満であるか、衝突特性が不良であった。

[0107] ［実施例２］

実施例１の表３のＮｏ．１（本発明例）の亜鉛めっき鋼板を、プレス加工により成形加工して、本発明例の部材を製造した。さらに、実施例１の表３のＮｏ．１の亜鉛めっき鋼板と、実施例１の表３のＮｏ．３（本発明例）の亜鉛めっき鋼板とをスポット溶接により接合し、本発明例の部材を製造した。本発明の鋼板を用いて製造した本発明例の部材は、衝突特性に優れており、高強度であり、実施例１の表３のＮｏ．１（本発明例）の鋼板の成形加工により製造した部材、および実施例１の表３のＮｏ．１の鋼板と、実施例１の表３のＮｏ．３（本発明例）の鋼板とをスポット溶接して製造した部材のすべてにおいて、自動車用骨格部品等に好適に用いることができることを確認できた。

符号の説明

[0108]

１０	ハット型部材
２０	亜鉛めっき鋼板
３０	試験用部材
４０	スポット溶接部
５０	地板
６０	インパクター
Ａ１	ダイ
Ａ２	支持ロール
Ｂ１	パンチ
Ｂ２	パンチ
Ｄ１	幅（Ｃ）方向
Ｄ２	圧延（Ｌ）方向

Ｄ３　　圧壊方向

Ｔ１　　試験片

Ｔ２　　試験片

Ｘ０　　角部

ＸＡ　　曲げ加工後のボイドの測定位置（測定領域）

産業上の利用可能性

[0109] 本発明によれば、ＴＳが５９０ＭＰａ以上であり、衝突特性に優れた亜鉛めっき鋼板を得ることができる。本発明の亜鉛めっき鋼板により得られた部材を自動車用部品として使用すれば、自動車の軽量化に寄与し、自動車車体の高性能化に大きく寄与することができる。

請求の範囲

[請求項1] 炭素当量Ｃｅｑが０．３５％以上０．６０％未満を満たす成分組成と、

面積率で、フェライト：４０～８０％、焼戻しマルテンサイト及びベイナイトの合計：１５～５５％、残留オーステナイト：３～２０％、フレッシュマルテンサイト：１０％以下、フェライト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト及びフレッシュマルテンサイトの合計：９０％以上である鋼組織と、を有する鋼板と、

前記鋼板表面上に亜鉛めっき層と、を備え、

前記残留オーステナイト中の固溶Ｃ量が０．６質量％以上であり、

全残留オーステナイト粒のうち、アスペクト比が２．０未満の残留オーステナイト粒の割合が、５０％以上であり、

曲率半径／板厚：４．２で幅（Ｃ）方向を軸に圧延（Ｌ）方向に９０°曲げ加工した際に、圧縮側の鋼板表面から０～５０μｍ領域内のＬ断面において、ボイド数密度が１０００個／ｍｍ^{2}以下であり、

引張強度が５９０ＭＰａ以上である亜鉛めっき鋼板。

[請求項2] 前記成分組成は、質量％で、

Ｃ：０．０３～０．２０％、

Ｓｉ：０．１０～２．００％、

Ｍｎ：０．５～２．５％、

Ｐ：０．０５％以下、

Ｓ：０．０５％以下、

Ｓｏｌ．Ａｌ：０．００５～０．１００％、及び

Ｎ：０．０１０％以下を含有し、残部がＦｅ及び不可避的不純物からなる請求項１に記載の亜鉛めっき鋼板。

[請求項3] 前記成分組成は、さらに、質量％で、

Ｃｒ：１．０％以下、

Ｍｏ：０．５％以下、

Ｖ：０．５％以下、

Ｔｉ：０．５％以下、

Ｎｂ：０．５％以下、

Ｂ：０．００５％以下、

Ｎｉ：１．０％以下、

Ｃｕ：１．０％以下、

Ｓｂ：１．０％以下、

Ｓｎ：１．０％以下、

Ｃａ：０．００５％以下、及び

ＲＥＭ：０．００５％以下のうちから選ばれる少なくとも１種を含有する請求項２に記載の亜鉛めっき鋼板。

[請求項4] 前記亜鉛めっき層が、電気亜鉛めっき層、溶融亜鉛めっき層又は合金化溶融亜鉛めっき層である請求項１から請求項３までのいずれか一項に記載の亜鉛めっき鋼板。

[請求項5] 請求項１から請求項４までのいずれか一項に記載の亜鉛めっき鋼板に対して、成形加工及び溶接の少なくとも一方を施してなる部材。

[請求項6] 炭素当量Ｃｅｑが０．３５％以上０．６０％未満を満たし、かつ請求項２又は請求項３に記載の成分組成を有する鋼スラブを、仕上げ圧延温度を８５０～９５０℃として熱間圧延を施し、６００℃以下の巻取温度で巻取る熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後の熱延鋼板を２０％超えの圧下率で冷間圧延する冷間圧延工程と、

前記冷間圧延工程後の冷延鋼板を７２０～８６０℃の焼鈍温度まで加熱し、３０秒以上保持する焼鈍工程と、

前記焼鈍工程後、３００～６００℃の温度域まで冷却し、当該温度域で１０～３００秒保持した後、鋼板表面に亜鉛めっき処理を施すめっき工程と、

前記めっき工程後、（Ｍｓ－２５０℃）～（Ｍｓ－５０℃）の冷却

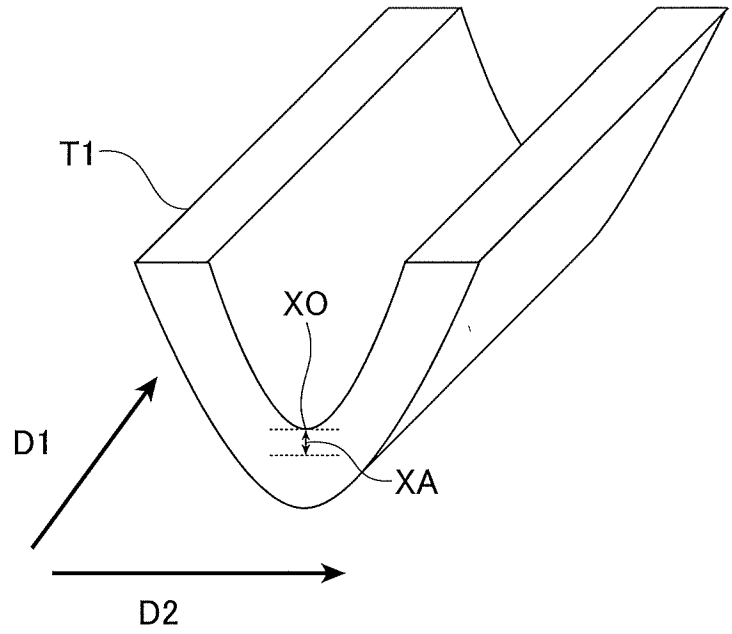
停止温度まで冷却した後、３００～５００℃の焼戻し温度で２０～５００秒保持する焼入れ及び焼戻し工程と、

前記焼入れ及び焼戻し工程後に、前記焼戻し温度から５０℃までを平均冷却速度２０℃／ｓ以上で冷却する冷却工程と、を有する亜鉛めっき鋼板の製造方法。

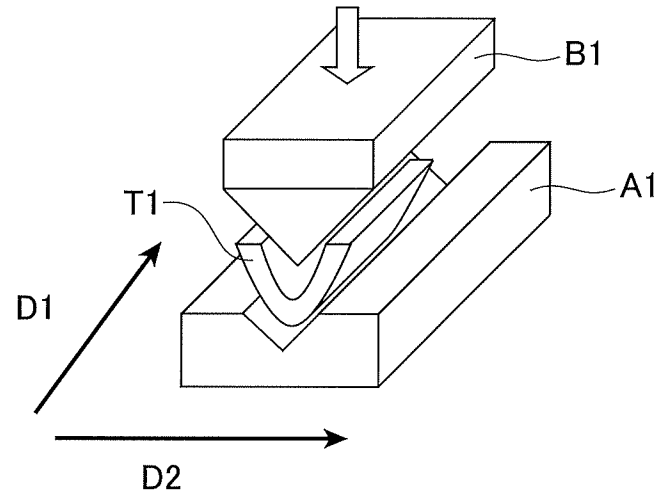
[請求項7] 前記亜鉛めっき処理は、鋼板表面に、電気亜鉛めっき、溶融亜鉛めっき、又は合金化溶融亜鉛めっきを施す処理である請求項６に記載の亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項8] 請求項６又は請求項７に記載の亜鉛めっき鋼板の製造方法によって製造された亜鉛めっき鋼板に対して、成形加工及び溶接の少なくとも一方を施す工程を有する部材の製造方法。

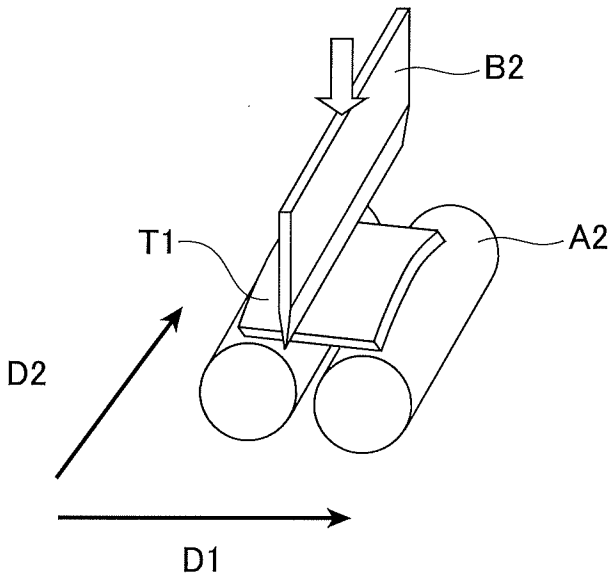
[図1]



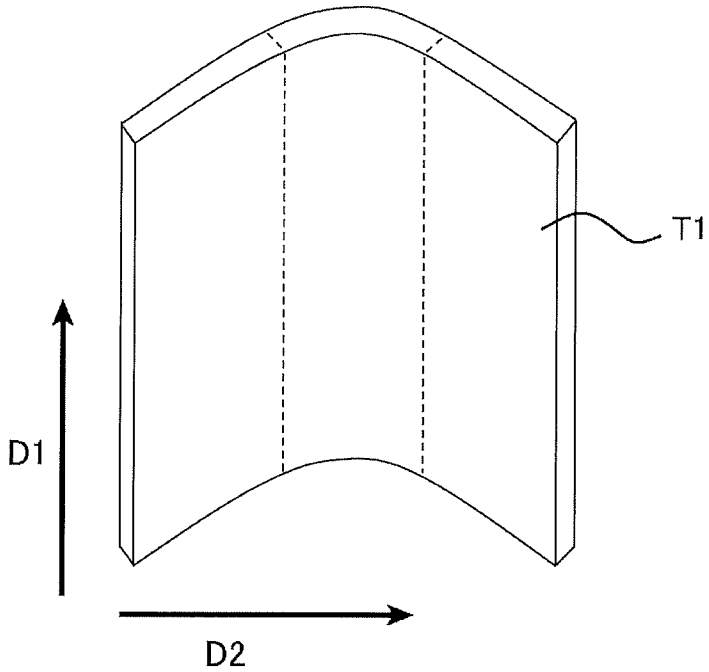
[図2]



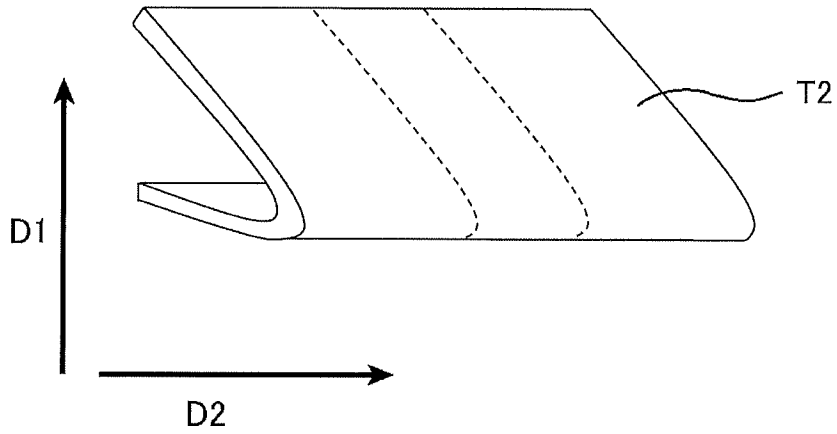
[図3]



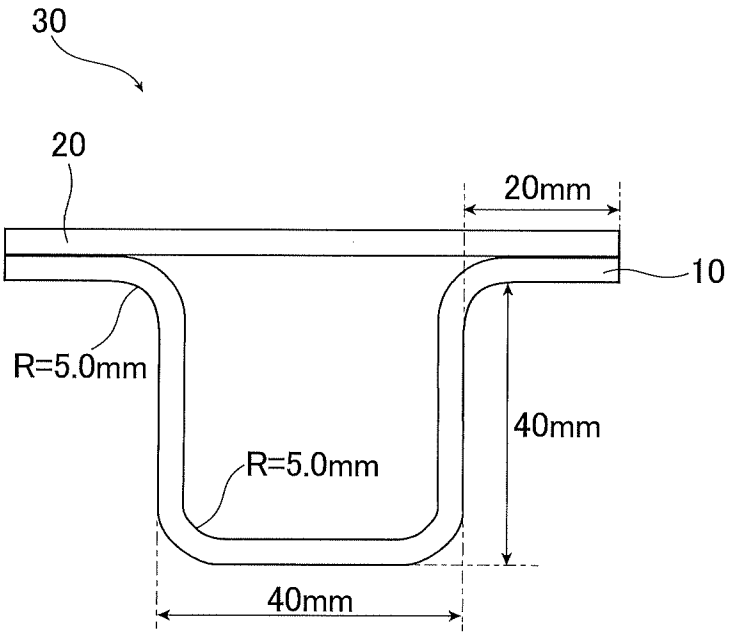
[図4]



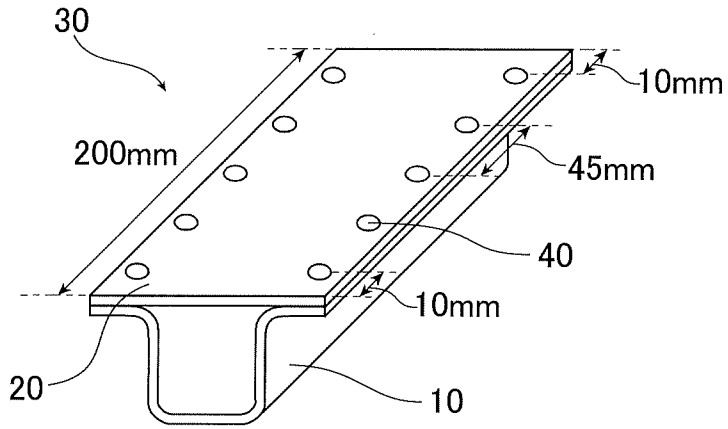
[図5]



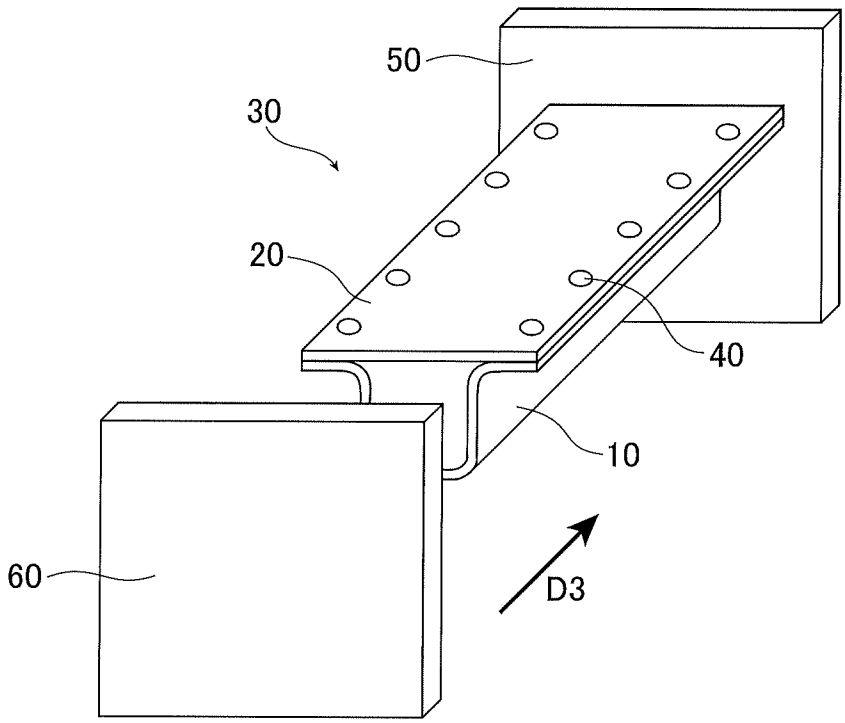
[図6]



[図7]



[図8]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2021/024846

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i
FI: C22C38/00 301T; C22C38/60; C21D9/46 J; C22C38/00 301S; C21D9/46 G; C22C38/00 301U
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C21D9/46; C22C38/00; C22C38/60

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	1971-2021
Registered utility model specifications of Japan	1996-2021
Published registered utility model applications of Japan	1994-2021

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 11-189839 A (NIPPON STEEL CORP.) 13 July 1999 (1999-07-13)	1-8
A	JP 2010-236066 A (KOBE STEEL, LTD.) 21 October 2010 (2010-10-21)	1-8
A	JP 2009-151165 A (HONDA MOTOR CO., LTD.) 23 July 2009 (2009-07-23)	1-8
A	JP 2006-89804 A (NISSHIN STEEL CO., LTD.) 06 April 2006 (2006-04-06)	1-8
P, A	WO 2020/158063 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 06 August 2020 (2020-08-06)	1-8

☐ 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	Date of mailing of the international search report
08 September 2021 (08.09.2021)	21 September 2021 (21.09.02021)

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

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application no.
PCT/JP2021/024846

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
JP 11-189839 A	13 Jul. 1999	(Family: none)	
JP 2010-236066 A	21 Oct. 2010	US 2010/0247958 A1 EP 2236638 A1 CN 101851727 A KR 10-2010-0109505 A	
JP 2009-161165 A	23 Jul. 2009	(Family: none)	
JP 2006-89804 A	06 Apr. 2006	(Family: none)	
WO 2020/158063 A1	06 Aug. 2020	CN 113348259 A KR 10-2021-0105419 A	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2021/024846

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i
FI: C22C38/00 301T; C22C38/60; C21D9/46 J; C22C38/00 301S; C21D9/46 G; C22C38/00 301U

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））

C21D9/46; C22C38/00; C22C38/60

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	１９７１－２０２１年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２１年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２１年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー*	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 11-189839 A (新日本製鐵株式会社) 13.07.1999 (1999-07-13)	1-8
A	JP 2010-236066 A (株式会社神戸製鋼所) 21.10.2010 (2010-10-21)	1-8
A	JP 2009-161165 A (本田技研工業株式会社) 23.07.2009 (2009-07-23)	1-8
A	JP 2006-89804 A (日新製鋼株式会社) 06.04.2006 (2006-04-06)	1-8
P, A	WO 2020/158063 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 06.08.2020 (2020-08-06)	1-8

☐ 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	国際調査報告の発送日
08.09.2021	21.09.2021

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）
川口　由紀子 4K 5798
電話番号 03-3581-1101 内線 3435

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/JP2021/024846

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 11-189839 A	13.07.1999	（ファミリーなし）	
JP 2010-236066 A	21.10.2010	US 2010/0247958 A1	
		EP 2236638 A1	
		CN 101851727 A	
		KR 10-2010-0109505 A	
JP 2009-161165 A	23.07.2009	（ファミリーなし）	
JP 2006-89804 A	06.04.2006	（ファミリーなし）	
WO 2020/158063 A1	06.08.2020	CN 113348259 A	
		KR 10-2021-0105419 A	