

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号  
特許第7619483号  
(P7619483)

(45)発行日 令和7年1月22日(2025.1.22)

(24)登録日 令和7年1月14日(2025.1.14)

(51)国際特許分類	F I		
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 S	
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 U	
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	J	
C 2 2 C 18/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/60		
請求項の数 8 (全33頁) 最終頁に続く			

(21)出願番号	特願2023-565464(P2023-565464)	(73)特許権者	000001258
(86)(22)出願日	令和4年12月26日(2022.12.26)		J F E スチール株式会社
(86)国際出願番号	PCT/JP2022/047834		東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号
(87)国際公開番号	WO2023/188643	(74)代理人	100184859
(87)国際公開日	令和5年10月5日(2023.10.5)		弁理士 磯村 哲朗
審査請求日	令和6年4月25日(2024.4.25)	(74)代理人	100123386
(31)優先権主張番号	特願2022-59630(P2022-59630)		弁理士 熊坂 晃
(32)優先日	令和4年3月31日(2022.3.31)	(74)代理人	100196667
(33)優先権主張国・地域又は機関	日本国(JP)		弁理士 坂井 哲也
早期審査対象出願		(74)代理人	100130834
			弁理士 森 和弘
		(72)発明者	中垣内 達也
			東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号
			J F E スチール株式会社内
		(72)発明者	川崎 由康
			最終頁に続く

(54)【発明の名称】 亜鉛めっき鋼板、部材およびそれらの製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項 1】

鋼板と、該鋼板の上に形成された亜鉛めっき層と、を備える亜鉛めっき鋼板であり、前記鋼板は、質量%で、

C : 0 . 0 8 % 以上 0 . 3 % 以下、

S i : 0 . 5 % 以上 3 . 0 % 以下、

M n : 2 . 0 % 以上 3 . 5 % 以下、

P : 0 . 1 % 以下、

S : 0 . 0 1 % 以下、

A l : 0 . 0 1 % 以上 0 . 1 % 以下、

N : 0 . 0 1 5 % 以下を含有し、

残部が F e および不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

鋼板表面から板厚 1 / 4 位置の組織として、

フェライトの面積率が 2 0 % 以上 7 0 % 以下であり、

マルテンサイトの面積率が 3 0 % 以上 8 0 % 以下であり、

フェライトおよびマルテンサイト以外の面積率が 1 0 % 以下である組織を有し、

前記フェライトは、

M n 濃度が前記鋼板の M n 含有量の 0 . 8 0 倍以上 0 . 9 5 倍以下である低 M n フェライトと、

Mn濃度が前記鋼板のMn含有量の1.05倍以上2.5倍以下である高Mnフェライトと、を有し、  
 前記低Mnフェライトのフェライト全体に占める比率が、面積率で3.0%以上7.0%以下であり、かつ  
 前記高Mnフェライトのフェライト全体に占める比率が、面積率で3.0%以上7.0%以下であり、  
 前記マルテンサイトの平均結晶粒径が10μm以下であり、  
 鋼中の拡散性水素量が0.30質量ppm以下である、亜鉛めっき鋼板。

【請求項2】

前記成分組成として、以下の(A)～(D)から選んだ1つまたは2つ以上を含有する、請求項1に記載の亜鉛めっき鋼板。

10

(A)質量%で、

Ti：0.1%以下、

Nb：0.1%以下から選ばれる1種または2種

(B)質量%で、

Cr：0.5%以下、

Mo：0.5%以下、

V：0.5%以下から選ばれる1種または2種以上

(C)質量%で、

B：0.005%以下

20

(D)質量%で、

Ca：0.005%以下、

Sb：0.03%以下から選ばれる1種または2種

【請求項3】

以下の(1)、(2)および(3)から選ばれる1つ以上を満たす、請求項1に記載の亜鉛めっき鋼板。

(1)前記鋼板は、鋼板表面から板厚方向に200μm以下の領域を表層とした際、前記表層に、板厚1/4位置のピッカース硬さに対して、ピッカース硬さが85%以下である表層軟質層を有し、

前記鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置および板厚方向深さの1/2位置の夫々における板面の50μm×50μmの領域において、300点以上のナノ硬度を測定したとき、

30

前記鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度が7.0GPa以上の測定数割合が、前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の全測定数に対して0.10以下であり、

さらに、前記鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度の標準偏差が1.8GPa以下であり、

さらに、前記鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/2位置の板面のナノ硬度の標準偏差が2.2GPa以下である。

(2)前記亜鉛めっき鋼板の片面または両面において、前記鋼板と前記亜鉛めっき層の間に形成された金属めっき層を有する。

40

(3)前記亜鉛めっき層は、

Fe含有量が質量%で8～15%であり、片面あたりのめっき付着量が20～120g/m<sup>2</sup>である。

【請求項4】

以下の(1)、(2)および(3)から選ばれる1つ以上を満たす、請求項2に記載の亜鉛めっき鋼板。

(1)前記鋼板は、鋼板表面から板厚方向に200μm以下の領域を表層とした際、前記表層に、板厚1/4位置のピッカース硬さに対して、ピッカース硬さが85%以下である表層軟質層を有し、

50

前記鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置および板厚方向深さの1/2位置の夫々における板面の50 μm × 50 μmの領域において、300点以上のナノ硬度を測定したとき、

前記鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度が7.0 GPa以上の測定数割合が、前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の全測定数に対して0.10以下であり、

さらに、前記鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度の標準偏差が1.8 GPa以下であり、

さらに、前記鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/2位置の板面のナノ硬度の標準偏差が2.2 GPa以下である。

10

(2) 前記亜鉛めっき鋼板の片面または両面において、前記鋼板と前記亜鉛めっき層の間に形成された金属めっき層を有する。

(3) 前記亜鉛めっき層は、

Fe含有量が質量%で8~15%であり、片面あたりのめっき付着量が20~120 g/m<sup>2</sup>である。

#### 【請求項5】

請求項1~4のいずれかに記載の亜鉛めっき鋼板を用いてなる、部材。

#### 【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、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%以上である組織を有する熱延鋼板とする熱間圧延工程と、

20

得られた前記熱延鋼板を酸洗する酸洗工程と、

前記酸洗工程後に30%以上80%以下の冷間圧下率で冷間圧延を施すことで冷延鋼板を得る冷間圧延工程と、

前記冷延鋼板に連続焼鈍を施す連続焼鈍工程と、

前記連続焼鈍工程後、得られた冷延焼鈍鋼板に対して、750~550の温度域の平均冷却速度を3/s以上、50/s以下として、550以下まで冷却を施す第1冷却工程と、

前記第1冷却工程後に亜鉛めっき処理を施す亜鉛めっき工程と、

前記亜鉛めっき工程後のめっき鋼板を100以下まで冷却する第2冷却工程と、

30

前記第2冷却工程後のめっき鋼板に対して150以上450以下の温度域で10秒以上72時間以下の保持を行う再加熱工程と、を含み、

前記連続焼鈍工程では、

500~700における平均加熱速度を3/s以上とし、

780以上940未満で、下記式(1)におけるDが $1.0 \times 10^{-6}$ 以上 $8.0 \times 10^{-6}$ 以下を満たし、

780以上、(Ac<sub>3</sub>点-20)以下の最高到達温度まで加熱し、

780以上の温度域における焼鈍炉内の水素濃度を1vol%以上20vol%以下とし、

あるいはさらに以下の(a)および/または(b)を満たす、

40

鋼板と、該鋼板の上に形成された亜鉛めっき層と、を備え、

前記鋼板が、鋼板表面から板厚1/4位置の組織として、

フェライトの面積率が20%以上70%以下であり、

マルテンサイトの面積率が30%以上80%以下であり、

フェライトおよびマルテンサイト以外の面積率が10%以下である組織を有し、

前記フェライトは、

Mn濃度が前記鋼板のMn含有量の0.80倍以上0.95倍以下である低Mnフェライトと、

Mn濃度が前記鋼板のMn含有量の1.05倍以上2.5倍以下である高Mnフェライトと、を有し、

50

前記低Mnフェライトのフェライト全体に占める比率が、面積率で30%以上70%以下であり、かつ

前記高Mnフェライトのフェライト全体に占める比率が、面積率で30%以上70%以下であり、

前記マルテンサイトの平均結晶粒径が10μm以下であり、

鋼中の拡散性水素量が0.30質量ppm以下である、亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(a) 前記冷間圧延工程後、かつ前記連続焼鈍工程の前の前記冷延鋼板の片面または両面において、金属めっきを施し金属めっき層を形成する金属めっき工程を含む。

(b) 前記亜鉛めっき工程後、かつ前記第2冷却工程前のめっき鋼板に、480~560の温度域で5~60sの合金化処理を施す合金化処理工程を含む。

10

【数1】

$$D = \sum_{i=0}^{15} ((0.486 \times \exp(-33200/(T_i + 268))) \times t_i)^{1/2} \quad \dots \text{式 (1)}$$

ここで、式(1)において、

$t_i$ :  $T_i$  以上  $T_i + 10$  未満の温度域の滞留時間 (s)、

$T_i$  ( ):  $780 + i \times 10$  ( $i$ : 0 ~ 15の整数)、であり、

前記最高到達温度を超えとなる温度域での滞留時間  $t_i$  (s) は0sである。

20

【請求項7】

前記連続焼鈍工程における連続焼鈍を、露点: -30以上の雰囲気下で行う、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1~4のいずれかに記載の亜鉛めっき鋼板に、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む、部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車用鋼板としての用途に用いる、延性に優れる高強度亜鉛めっき鋼板、高強度部材およびそれらの製造方法に関するものである。

30

【背景技術】

【0002】

近年、地球環境保全の見地から、自動車の燃費向上が重要な課題となっている。これに伴い、車体材料の高強度化により薄肉化を図り、車体そのものを軽量化しようとする動きが活発となってきている。しかしながら、鋼板の高強度化は延性の低下、即ち成形加工性の低下を招く。このため、高強度と高加工性を併せ持つ材料の開発が望まれているのが現状である。さらには、最近の自動車への耐食性向上の要求の高まりも加味して、溶融亜鉛めっきを施した高張力鋼板の開発が多く行われてきている。

40

【0003】

このような要求に対して、これまでにフェライト、マルテンサイトの二相鋼(DP鋼)や残留オーステナイトの変態誘起塑性を利用したTRIP鋼など、種々の複合組織型高強度鋼板が開発されてきた。例えば、特許文献1では、フェライトとマルテンサイトのDP組織で高い加工性を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。さらに、特許文献2では、多量のSiを添加することにより、残留を確保し、高延性を達成する加工性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板が提案されている。

【0004】

しかし、これらDP鋼やTRIP鋼は均一変形特性に優れるものの、局所変形特性に劣るとい問題がある。局所変形特性は、均一変形の最終段階でネッキングが生じ、局所的

50

に変形が進行するようになって破断に至るまでの変形特性であり、局所変形特性が低くなると、伸びフランジ性や曲げ性の低下に繋がる。特に、高強度鋼板においては、伸びフランジ成形や曲げ成形は重要な成形方法であり、均一変形特性と合わせて局所変形特性を高めることが重要となる。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【文献】特開2010-106323号公報

【文献】特開平11-279691号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

本発明の目的は、優れた均一変形特性および局所変形特性を有し、かつ引張強度TSが980MPa以上である亜鉛めっき鋼板、部材およびそれらの製造方法を提供することにある。

【0007】

ここで、引張強度TSは、JIS Z2241(2011)の規定に準拠し、歪速度 $10^{-3}/s$ で引張試験を行うことで得られる引張強度のことを指す。

優れた均一変形特性とは、JIS Z2241(2011)の規定に準拠し、歪速度 $10^{-3}/s$ で引張試験を行うことで得られる全伸び $T.E1$ と上記の引張強度TSの積 $TS \times T.E1$ が $17000MPa \cdot \%$ 以上であることを指す。

優れた局所変形特性とは、JIS Z2241(2011)の規定に準拠し、歪速度 $10^{-3}/s$ で引張試験を行い、以下の式(2)から算出される極限変形能 $l$ が0.70以上であることを指す。

$$l = - \{ \ln(W/W0) + \ln(T/T0) \} \cdots (2)$$

ここで、 $l$ は極限変形能、 $W$ は引張試験後の引張試験片の破断面における板幅(mm)、 $W0$ は引張試験前の引張試験片の板幅(mm)、 $T$ は引張試験後の引張試験片の破断面における板厚(mm)、 $T0$ は引張試験前の引張試験片の板厚(mm)である。

【課題を解決するための手段】

【0008】

本発明者らは、連続焼鈍ラインや連続溶融亜鉛めっきラインを用いて、延性に優れる複合組織型高強度鋼板を製造するために、鋼板の成分組成およびマイクロ組織の観点から鋭意研究を重ねた。

その結果、複合組織型高強度鋼板のマイクロ組織において、Mn濃度の低い低Mnフェライトと合わせて、Mn濃度の高い高Mnフェライトを含めるようにし、さらに鋼中の拡散性水素量を低減することで、均一変形特性および局所変形特性を共に高めることが可能になることが分かった。

フェライトは、マルテンサイトなどの硬質相に比べて、CやMn濃度が低く軟質な相であり、均一変形特性の向上に有効な相である。しかしながら、フェライトは、マルテンサイトなどの硬質相との硬度差が大きいことから、その界面においてボイドが生成やすくなり、生成したボイドの連結により局所変形特性の低下を招く要因となる。このような課題に対し、本発明者らは、Mn濃度が鋼板のMn濃度(Mn含有量)の1.05倍以上2.5倍以下である高Mnフェライトを特定量含むようにすることで、高い均一変形特性を維持しつつ、局所変形特性の大幅な改善が可能になることを見出した。高Mnフェライトを含めることによる局所変形特性の改善について、そのメカニズムは明確ではないが、フェライトとマルテンサイトの界面におけるボイド生成に対して高Mnフェライトの生成が有効に働いている可能性が考えられる。さらに、鋼中の拡散性水素量を低減することが延性の向上に有効に働き、特に局所変形特性が大きく向上することも知見した。

【0009】

本発明は、上記した知見に基づいて構成されたものである。

10

20

30

40

50

[ 1 ] 鋼板と、該鋼板の上に形成された亜鉛めっき層と、を備える亜鉛めっき鋼板であり、前記鋼板は、

質量%で、

C : 0 . 0 8 % 以上 0 . 3 % 以下、

Si : 0 . 5 % 以上 3 . 0 % 以下、

Mn : 2 . 0 % 以上 3 . 5 % 以下、

P : 0 . 1 % 以下、

S : 0 . 0 1 % 以下、

Al : 0 . 0 1 % 以上 0 . 1 % 以下、

N : 0 . 0 1 5 % 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を有し、

フェライトの面積率が 2 0 % 以上 7 0 % 以下であり、

マルテンサイトの面積率が 3 0 % 以上 8 0 % 以下である組織を有し、

前記フェライトは、

Mn 濃度が前記鋼板の Mn 含有量の 0 . 8 0 倍以上 0 . 9 5 倍以下である低 Mn フェライトと、

Mn 濃度が前記鋼板の Mn 含有量の 1 . 0 5 倍以上 2 . 5 倍以下である高 Mn フェライトと、を有し、

前記低 Mn フェライトのフェライト全体に占める比率が、面積率で 2 0 % 以上 8 0 % 以下であり、かつ

前記高 Mn フェライトのフェライト全体に占める比率が、面積率で 2 0 % 以上 8 0 % 以下であり、

前記マルテンサイトの平均結晶粒径が 1 0 μ m 以下であり、

鋼中の拡散性水素量が 0 . 3 0 質量 ppm 以下である、亜鉛めっき鋼板。

[ 2 ] 前記成分組成として、

質量%で、

Ti : 0 . 2 % 以下、

Nb : 0 . 2 % 以下から選ばれる 1 種または 2 種を含有する、前記 [ 1 ] に記載の亜鉛めっき鋼板。

[ 3 ] 前記成分組成として、

質量%で、

Cr : 1 . 0 % 以下、

Mo : 1 . 0 % 以下、

V : 1 . 0 % 以下から選ばれる 1 種または 2 種以上を含有する、前記 [ 1 ] または [ 2 ] に記載の亜鉛めっき鋼板。

[ 4 ] 前記成分組成として、

質量%で、

B : 0 . 0 0 5 % 以下を含有する、前記 [ 1 ] ~ [ 3 ] のいずれかに記載の亜鉛めっき鋼板。

[ 5 ] 前記成分組成として、

質量%で、

Ca : 0 . 0 0 5 % 以下、

Sb : 0 . 0 3 % 以下から選ばれる 1 種または 2 種を含有する、前記 [ 1 ] ~ [ 4 ] のいずれかに記載の亜鉛めっき鋼板。

[ 6 ] 前記鋼板は、鋼板表面から板厚方向に 2 0 0 μ m 以下の領域を表層とした際、

前記表層に、板厚 1 / 4 位置のビッカース硬さに対して、ビッカース硬さが 8 5 % 以下である表層軟質層を有し、

前記鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの 1 / 4 位置および板厚方向深さの 1 / 2 位置の夫々における板面の 5 0 μ m × 5 0 μ m の領域において、3 0 0 点以上のナノ硬度を測定したとき、

10

20

30

40

50

前記鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度が7.0 GPa以上の測定数割合が、前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の全測定数に対して0.10以下であり、

さらに、前記鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度の標準偏差が1.8 GPa以下であり、

さらに、前記鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/2位置の板面のナノ硬度の標準偏差が2.2 GPa以下である、前記[1]～[5]のいずれかに記載の亜鉛めっき鋼板。

[7] 前記亜鉛めっき鋼板の片面または両面において、前記鋼板と前記亜鉛めっき層の間に形成された金属めっき層を有する、前記[1]～[6]のいずれかに記載の亜鉛めっき鋼板。

10

[8] 前記亜鉛めっき層は、

Fe含有量が質量%で8～15%であり、片面あたりのめっき付着量が20～120 g/m<sup>2</sup>である、前記[1]～[7]のいずれかに記載の亜鉛めっき鋼板。

[9] 前記[1]～[8]のいずれかに記載の亜鉛めっき鋼板を用いてなる、部材。

[10] 前記[1]～[5]のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施し、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%以上である組織を有する熱延鋼板とする熱間圧延工程と、

得られた前記熱延鋼板を酸洗する酸洗工程と、

前記酸洗工程後に30%以上80%以下の冷間圧下率で冷間圧延を施すことで冷延鋼板を得る冷間圧延工程と、

20

前記冷延鋼板に連続焼鈍を施す連続焼鈍工程と、

前記連続焼鈍工程後、得られた冷延焼鈍鋼板に対して、750～550の温度域の平均冷却速度を3/s以上、50/s以下として、550以下まで冷却を施す第1冷却工程と、

前記第1冷却工程後に亜鉛めっき処理を施す亜鉛めっき工程と、

前記亜鉛めっき工程後のめっき鋼板を100以下まで冷却する第2冷却工程と、

前記第2冷却工程後のめっき鋼板に対して150以上450以下の温度域で10秒以上72時間以下の保持を行う再加熱工程と、を含み、

前記連続焼鈍工程では、

30

500～700における平均加熱速度を3/s以上とし、

780以上940未満で、下記式(1)におけるDが $1.0 \times 10^{-6}$ 以上 $8.0 \times 10^{-6}$ 以下を満たし、

780以上、(Ac<sub>3</sub>点-20)以下の最高到達温度まで加熱し、

780以上の温度域における焼鈍炉内の水素濃度を1vol%以上20vol%以下とする、亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【数1】

$$D = \sum_{i=0}^{15} ((0.486 \times \exp(-33200/(T_i + 268))) \times t_i)^{1/2} \quad \dots \text{式 (1)}$$

40

ここで、式(1)において、

$t_i$ :  $T_i$  以上  $T_i + 10$  未満の温度域の滞留時間(s)、

$T_i$ ( ):  $780 + i \times 10$  ( $i$ : 0～15の整数)、であり、

前記最高到達温度超えとなる温度域での滞留時間  $t_i$ (s) は0sである。

[11] 前記連続焼鈍工程における連続焼鈍を、露点: -30以上の雰囲気下で行う、前記[10]に記載の亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[12] 前記冷間圧延工程後、かつ前記連続焼鈍工程の前の前記冷延鋼板の片面または両

50

面において、金属めっきを施し金属めっき層を形成する金属めっき工程を含む、前記 [ 1 0 ] または [ 1 1 ] に記載の亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[ 1 3 ] 前記亜鉛めっき工程後、かつ前記第 2 冷却工程前のめっき鋼板に、480 ~ 560 の温度域で 5 ~ 60 s の合金化処理を施す合金化処理工程を含む、前記 [ 1 0 ] ~ [ 1 2 ] のいずれかに記載の亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[ 1 4 ] 前記 [ 1 ] ~ [ 8 ] のいずれかに記載の亜鉛めっき鋼板に、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む、部材の製造方法。

【発明の効果】

【0010】

本発明によれば、優れた均一変形特性および局所変形特性を有し、かつ引張強度 T S が 980 M P a 以上である亜鉛めっき鋼板、部材およびそれらの製造方法が提供される。本発明の亜鉛めっき鋼板は、自動車部品用素材として好適に用いることができる。

10

【図面の簡単な説明】

【0011】

【図 1】( a ) は実施例 ( 実施例 2 ) の U 曲げ + 密着曲げ試験における、U 曲げ加工 ( 一次曲げ加工 ) を説明するための図である。( b ) は実施例 ( 実施例 2 ) の U 曲げ + 密着曲げ試験における、密着曲げ加工 ( 二次曲げ加工 ) を説明するための図である。

【図 2】( a ) は実施例 ( 実施例 2 ) の V 曲げ + 直交 V D A 曲げ試験における、V 曲げ加工 ( 一次曲げ加工 ) を説明するための図である。( b ) は実施例 ( 実施例 2 ) の V 曲げ + 直交 V D A 曲げ試験における、直交 V D A 曲げ加工 ( 二次曲げ加工 ) を説明するための図である。

20

【図 3】( a ) は実施例 ( 実施例 2 ) 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。( b ) は図 3 ( a ) に示す試験用部材の斜視図である。( c ) は実施例 ( 実施例 2 ) 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】

【0012】

以下、本発明を具体的に説明する。

【0013】

[ 亜鉛めっき鋼板 ]

30

本発明の亜鉛めっき鋼板は、鋼板と、該鋼板の上に形成された亜鉛めっき層と、を備える亜鉛めっき鋼板であり、上記鋼板は、質量%で、C : 0 . 0 8 % 以上 0 . 3 % 以下、S i : 0 . 5 % 以上 3 . 0 % 以下、M n : 2 . 0 % 以上 3 . 5 % 以下、P : 0 . 1 % 以下、S : 0 . 0 1 % 以下、A l : 0 . 0 1 % 以上 0 . 1 % 以下、N : 0 . 0 1 5 % 以下を含有し、残部が F e および不可避的不純物からなる成分組成を有し、フェライトの面積率が 2 0 % 以上 7 0 % 以下であり、マルテンサイトの面積率が 3 0 % 以上 8 0 % 以下である組織を有し、上記フェライトは、M n 濃度が鋼板の M n 濃度 ( M n 含有量 ) の 0 . 8 0 倍以上 0 . 9 5 倍以下である低 M n フェライトと、M n 濃度が鋼板の M n 濃度 ( M n 含有量 ) の 1 . 0 5 倍以上 2 . 5 倍以下である高 M n フェライトと、を有し、上記低 M n フェライトのフェライト全体に占める比率が、面積率で 2 0 % 以上 8 0 % 以下であり、かつ高 M n フェライトのフェライト全体に占める比率が、面積率でそれぞれ 2 0 % 以上 8 0 % 以下であり、マルテンサイトの平均結晶粒径が 1 0 μ m 以下であり、鋼中の拡散性水素量が 0 . 3 0 質量 p p m 以下であることを特徴とする。

40

【0014】

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

【0015】

C : 0 . 0 8 % 以上 0 . 3 % 以下

C は、マルテンサイトを生成させ所望の強度を確保するために必須の元素であり、そのためには、C 含有量は 0 . 0 8 % 以上とすることが必要である。一方、C 含有量が 0 . 3

50

%を超えると、溶接性の低下を招く。そのため、C含有量は0.08%以上0.3%以下とする。C含有量は、好ましくは0.10%以上である。また、C含有量は、好ましくは0.25%以下であり、さらに好ましくは0.20%以下である。

**【0016】**

Si：0.5%以上3.0%以下

Siは、鋼の強化に有効な元素であり、高Mnフェライトの生成に対しても有用な元素である。このような効果は、Si含有量が0.5%以上であることで得られる。一方、Si含有量が3.0%を超えると、熱間圧延時に生成するSi系スケールに起因した表面性状の低下が生じる。そのため、Si含有量は0.5%以上3.0%以下とする。Si含有量は、好ましくは0.7%以上である。また、Si含有量は、好ましくは2.0%以下である。

10

**【0017】**

Mn：2.0%以上3.5%以下

Mnは、鋼の強化に有効な元素であり、高Mnフェライトの生成のためにも必要な元素である。所望の効果を確認するために、Mn含有量は2.0%以上とする必要である。一方、Mn含有量が3.5%を超えると溶接性や成形性の低下を招く。そのため、Mn含有量は2.0%以上3.5%以下とする。Mn含有量は、好ましくは2.2%以上である。また、Mn含有量は、好ましくは3.0%以下である。

**【0018】**

P：0.1%以下

Pは、鋼の強化に有効な元素であるが、P含有量が0.1%を超えると、加工性や靱性の低下を招く。そのため、P含有量は0.1%以下とする。P含有量は、好ましくは0.05%以下であり、さらに好ましくは0.02%以下である。一方、P含有量の下限は特に限定されないが、製造コストの面から0.003%以上とすることが好ましい。

20

**【0019】**

S：0.01%以下

Sは、MnSなどの介在物となって成形性の低下を招くので極力低い方がよく、S含有量は0.01%以下とする。S含有量は、好ましくは0.005%以下であり、さらに好ましくは0.003%以下である。一方、S含有量の下限は特に限定されないが、製造コストの面から、0.0003%以上とすることが好ましい。

30

**【0020】**

Al：0.01%以上0.1%以下

Alは脱酸剤として作用し、鋼の清浄度に有効な元素であり、脱酸工程で添加することが好ましい。ここに、Al含有量が0.01%に満たないと、その添加効果に乏しくなるので、Al含有量の下限は0.01%とする。Al含有量は、好ましくは0.02%以上である。一方で、Alの過剰な添加は製鋼時におけるスラブ品質を劣化させる。そのため、Al含有量は0.1%以下とする。Al含有量は、好ましくは0.06%以下である。

**【0021】**

N：0.015%以下

N含有量が0.015%を超えると、鋼板内部に粗大なAlNが増加し、疲労特性が低下する。そのため、N含有量は0.015%以下とする。N含有量は、好ましくは0.010%以下である。一方、N含有量の下限は特に限定されないが、N含有量は0.001%以上とすることが好ましい。

40

**【0022】**

本発明の鋼板は、上記の成分を有し、残部がFe（鉄）および不可避免的不純物を含む成分組成を有する。特に、本発明の一実施形態に係る鋼板は、上記の成分を含有し、残部はFe（鉄）および不可避免的不純物からなる成分組成を有することが好ましい。

**【0023】**

本発明の鋼板は、所望の特性に応じて、任意元素として、以下の(A)、(B)、(C

50

)、(D)から選ばれる1種または2種以上適宜含有することができる。

(A)質量%で、Ti:0.2%以下、Nb:0.2%以下から選ばれる1種または2種、

(B)質量%で、Cr:1.0%以下、Mo:1.0%以下、V:1.0%以下から選ばれる1種または2種以上、

(C)質量%で、B:0.005%以下、

(D)質量%で、Ca:0.005%以下、Sb:0.03%以下から選ばれる1種または2種

#### 【0024】

Ti:0.2%以下、Nb:0.2%以下から選ばれる1種または2種

Ti、Nbは、析出強化により鋼を高強度化する目的で添加する。所望の強度を確保するために、Ti、Nbを含有する場合、Ti含有量、Nb含有量は、夫々0.01%以上とすることが好ましい。一方、Ti、Nb夫々の元素を0.2%を超えて含有すると効果が飽和するだけでなく成形性の低下につながる。そのため、Ti、Nbを含有する場合、Ti含有量、Nb含有量は、夫々0.2%以下とする。Ti含有量、Nb含有量は、夫々好ましくは、0.03%以上である。また、Ti含有量、Nb含有量は、夫々好ましくは0.1%以下である。

10

#### 【0025】

Cr:1.0%以下、Mo:1.0%以下、V:1.0%以下から選ばれる1種または2種以上

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。その効果は、Cr含有量は0.05%以上とすることで得られ、Mo含有量は0.05%以上とすることで得られ、V含有量は0.01%以上とすることで得られる。よって、Cr含有量は0.05%以上、Mo含有量は0.05%以上、V含有量は0.01%以上とすることが好ましい。Cr含有量は、好ましくは0.1%以上である。Mo含有量は、好ましくは0.1%以上である。V含有量は、好ましくは0.02%以上である。

20

しかしながら、Cr含有量、Mo含有量、V含有量夫々が1.0%を超えると、成形性が低下する。そのため、Cr、Mo、Vを含有する場合、Cr含有量、Mo含有量、V含有量は、夫々1.0%以下とする。また、Cr含有量は、好ましくは0.5%以下である。また、Mo含有量は、好ましくは0.5%以下である。また、V含有量は、好ましくは0.5%以下である。

30

#### 【0026】

B:0.005%以下

Bは焼入れ性を向上する作用を有する元素であり、必要に応じて含有することができる。このような作用は、B含有量が0.0003%以上であることで得られる。よって、B含有量は0.0003%以上であることが好ましい。B含有量は、より好ましくは0.001%以上である。

しかしながら、0.005%を超えてBを含有するとその効果が飽和してコストアップになるので、Bを含有する場合、B含有量は0.005%以下とする。B含有量は、好ましくは0.003%以下である。

#### 【0027】

Ca:0.005%以下、Sb:0.03%以下から選ばれる1種または2種

Caは、硫化物の形状を球状化し成形性への硫化物の悪影響を改善するために有効な元素であり、必要に応じて含有することができる。この効果は、Ca含有量を0.001%以上とすることで得られる。しかしながら、0.005%を超えてCaを含有すると、介在物等の増加を引き起こし、表面および内部欠陥などを引き起こす。そのため、Caを含有する場合、Ca含有量は0.005%以下とする。

40

Sbは、鋼板表層部に生じる脱炭層を抑制し、疲労特性を向上させる効果を有する。このような効果の発現のために、Sb含有量を0.003%以上とすることが好ましい。しかしながら、Sb含有量が0.03%を超えると、鋼板製造時に圧延荷重の増大を招き、生産性の低下が懸念される。したがって、Sbを含有する場合には、Sb含有量を0.0

50

3%以下とする。

Sb含有量は、好ましくは0.005%以上である。また、Sb含有量は、好ましくは0.02%以下である。

【0028】

上記の任意元素を前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。

【0029】

次に、本発明の亜鉛めっき鋼板の鋼板の組織について説明する。

【0030】

マルテンサイトの面積率：30%以上80%以下

マルテンサイトは鋼の高強度化に働き、所望の強度を得るために、面積率で30%以上とする必要がある。一方で、マルテンサイトが面積率で80%を超えると、成形性が低下する。そのため、マルテンサイトの面積率は30%以上80%以下とする。マルテンサイトは、好ましくは40%以上である。また、マルテンサイトは、好ましくは70%以下である。

【0031】

マルテンサイトの平均結晶粒径：10 $\mu$ m以下

また、マルテンサイトの微細化は、局所変形特性の向上に有効である。このような効果は、マルテンサイトの平均結晶粒径が10 $\mu$ m以下で得られるため、マルテンサイトの平均結晶粒径は10 $\mu$ m以下とする。マルテンサイトの平均結晶粒径は、好ましくは7 $\mu$ m以下である。下限は特に限定されないが、マルテンサイトの平均結晶粒径は、好ましくは1 $\mu$ m以上であり、より好ましくは2 $\mu$ m以上である。

本発明において、マルテンサイトは、焼入れままのフレッシュマルテンサイトおよび焼戻しされた焼戻しマルテンサイトのどちらでも構わず、両者が混在していても問題ない。

【0032】

フェライトの面積率：20%以上70%以下

良好な均一伸び特性を確保するためには、フェライトの面積率の合計を20%以上とすることが必要である。一方、フェライトの面積率が70%を超えると所望の強度を得ることが困難になる。そのため、フェライトの面積率は20%以上70%以下とする。フェライトは、好ましくは30%以上である。また、フェライトは、好ましくは60%以下である。なお、ここでいうフェライトとは、後述する高Mnフェライトと低Mnフェライトとを含む全てのフェライト（フェライト全体）のことを指し、フェライト全体には、高Mnフェライトと低Mnフェライトのいずれにも該当しないものも含まれる。

【0033】

低Mnフェライトの面積率のフェライト全体の面積率に占める比率：20%以上80%以下

高Mnフェライトの面積率のフェライト全体の面積率に占める比率：20%以上80%以下

本発明において、低Mnフェライトとは、Mn濃度が、鋼板のMn濃度（Mn含有量）の0.80倍以上0.95倍以下であるフェライトのことを指す。

また、本発明において、低Mnフェライトとは、Mn濃度が、鋼板のMn濃度（Mn含有量）の1.05倍以上2.5倍以下であるフェライトのことを指す。

低Mnフェライトと高Mnフェライトをフェライト全体に占める比率をそれぞれ20~80%の範囲で混在させることで均一変形特性と局所変形特性が共に高くなる。低Mnフェライトまたは高Mnフェライトのフェライト全体に示す比率が20%未満または80%を超えると、上記の効果が得られないことから、面積率で、低Mnフェライトおよび高Mnフェライトのフェライト全体に占める割合を、夫々20~80%とする。好ましくは、この割合は30%以上である。また、好ましくは、この割合は70%以下である。

【0034】

組織（鋼板断面組織）の測定方法としては、まず、1質量%ニタール溶液で組織を現

10

20

30

40

50

出し、板厚 1 / 4 位置（表面から板厚の 4 分の 1 に相当する深さの位置）を、走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて倍率 3000 倍で観察し、撮影した組織写真からマルテンサイト、フェライト、パーライト、ベイナイトの面積率を定量化する。

また、その他の組織として、残留オーステナイトの体積率は、鋼板を板厚方向の 1 / 4 面まで研磨し、この板厚 1 / 4 面の回折 X 線強度により求める。入射 X 線には  $\text{CoK}$  線を使用し、残留オーステナイト相の  $\{111\}$ 、 $\{200\}$ 、 $\{220\}$ 、 $\{311\}$  面とフェライト相の  $\{110\}$ 、 $\{200\}$ 、 $\{211\}$  面のピークの積分強度の全ての組み合わせについて強度比を求め、これらの平均値を残留オーステナイトの体積率（面積率）（%）とする。

マルテンサイトの平均結晶粒径は、SEM を用いて倍率 3000 倍で観察し、撮影した組織写真を用い、 $5000 \sim 10000 \mu\text{m}^2$  の視野におけるマルテンサイトの面積と個数を求め、面積を個数で割ってマルテンサイト結晶粒 1 つ当たりの面積を求め、そのマルテンサイトを正方形近似した 1 辺を平均結晶粒径とする。

#### 【0035】

低 Mn フェライトと高 Mn フェライトのフェライト全体に占める割合は、以下のように求められる。

まず、鋼板の圧延方向と平行な板厚断面を観察面として試料を採取し、観察面を機械研磨により鏡面に仕上げた後、板厚 1 / 8 ~ 3 / 8 位置の範囲において、FE-EPMA 分析により  $5000 \sim 10000 \mu\text{m}^2$  の視野における Mn 濃度の分布を  $0.1 \mu\text{m}$  の間隔で測定する。その中からフェライトの位置に相当する測定点を抽出し、さらにその濃度が鋼の Mn 濃度（Mn 含有量）の  $0.80$  倍以上  $0.95$  倍以下、または  $1.05$  倍以上  $2.5$  倍以下の測定点を抽出する。そして、フェライト全体の測定点の数に対して、鋼の Mn 濃度の  $0.80$  倍以上  $0.95$  倍以下の測定点の数および  $1.05$  倍以上  $2.5$  倍以下の測定点の数の割合を、夫々、低 Mn フェライトの面積率および高 Mn フェライトの面積率のフェライト全体の面積率に占める割合として求める。

Mn の FE-EPMA 分析を行った箇所におけるフェライトの存在位置の同定については、特に手法は限定されないが、FE-EPMA での C 濃度分布の測定などにより同定できる。

通常、FE-EPMA 分析による C 濃度の測定は、測定時に試料表面の分析箇所に蓄積する炭化水素による汚染（カーボンコンタミネーション）の影響を受け定量評価が困難であるが、「鉄と鋼、103（2017）、p622」に開示されている方法によりカーボンコンタミネーションを避けて C 濃度の定量分析が可能となる。フェライト中には C はほとんど固溶できないことから、C 濃度の低い箇所（C 濃度が  $0.15$  質量% 以下である箇所）がフェライトとなる。

#### 【0036】

本発明では上記相構成を満足していれば、上記以外の相として、ベイナイト、残留オーステナイト、パーライトなどの相を面積率で  $10\%$  以下で含んでも構わない。

#### 【0037】

鋼中の拡散性水素量： $0.30$  質量 ppm 以下

上記鋼板は、以下に記載の方法で測定して得られる鋼中の拡散性水素量が  $0.30$  質量 ppm（mass ppm）以下である。鋼中の拡散性水素は、耐水素脆性を劣化させるだけでなく、鋼中の拡散性水素量が  $0.30$  質量 ppm を超えて過剰になれば延性も低下し、特に局所変形特性が大きく低下する。そのため、本発明では、鋼中の拡散性水素量を  $0.30$  質量 ppm 以下とすることし、好ましくは  $0.20$  質量 ppm 以下である。下限は特に限定しないが、少ないほど好ましい。

鋼中の拡散性水素量については、以下の方法で測定する。まず、めっき鋼板から  $5 \times 30 \text{mm}$  の試験片を切り出す。次いで、ルータを使って試験片表面のめっきを除去して石英管に入れる。次いで、石英管中を Ar で置換した後、 $200 / \text{hr}$  で昇温し、 $250$  までに発生した水素をガスクロマトグラフにより測定する。このように、昇温分析法にて放出水素量を測定し、室温から  $210$  未満の温度域で検出された水素量の累積値を拡

10

20

30

40

50

散性水素量とする。なお、室温は0～50℃としてよい。

ここで、水素量の測定は、鋼板の製造完了後に行うことが好ましい。なお、水素量の測定は、鋼板の製造完了後1週間以内に行うことがより好ましい。

#### 【0038】

##### 表層軟質層

本発明の一実施形態に伴う亜鉛めっき鋼板の鋼板（以下、素地鋼板とも記す）では、素地鋼板表面に表層軟質層（亜鉛めっきの素地（下地）に位置する。）を有することが好ましい。プレス成形時および車体衝突時に表層軟質層が曲げ割れ進展の抑制に寄与するため、耐曲げ破断特性がさらに向上する。なお、表層軟質層とは、脱炭層を意味し、板厚1/4位置の断面のビッカース硬さに対して、85%以下のビッカース硬さの表層領域のこと

10

である。  
ここで、表層軟質層は、素地鋼板表面から板厚方向に200μm以下の領域で形成されている。表層軟質層の厚みは、150μm以下が好ましく、120μm以下が更に好ましく、100μm以下が最も好ましい。表層軟質層の厚みの下限については、特に定めないが、表層軟質層の形成される領域は、素地鋼板表面から板厚方向に、好ましくは7μm以上である。

ビッカース硬さは、JIS Z 2244-1(2020)に基づいて、荷重を10gfとして測定する。

#### 【0039】

##### 表層軟質層のナノ硬度

素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置および板厚方向深さの1/2位置の夫々における板面の50μm×50μmの領域において、300点以上のナノ硬度を測定したとき、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度が7.0GPa以上の測定数割合が、表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の全測定数に対して0.10以下

20

本発明において、プレス成形時の優れた曲げ性と衝突時の優れた曲げ破断特性を得るためには、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置における板面の50μm×50μmの領域において、300点以上のナノ硬度を測定したとき、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度が7.0GPa以上の測定数割合が、表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の全測定数に対して0.10以下であることが好ましい。ナノ硬度が7.0GPa以上の割合が0.10以下の場合、硬質な組織（マルテンサイトなど）、介在物などの割合が小さいことを意味し、硬質な組織（マルテンサイトなど）、介在物などのプレス成形時および衝突時のポイドの生成や連結、さらには亀裂の進展をより抑制することが可能となり、優れたR/tおよびSFmaxが得られる。

30

素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度が7.0GPa以上の割合は、全測定数に対して0.09以下であることが好ましく、0.08以下であることがより好ましい。下限は特に限定されないが、0.01以上としてよい。

#### 【0040】

鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度の標準偏差が1.8GPa以下であり、さらに、鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/2位置の板面のナノ硬度の標準偏差が2.2GPa以下

40

本発明において、プレス成形時の優れた曲げ性と衝突時の優れた曲げ破断特性を得るためには、鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度の標準偏差が1.8GPa以下であり、さらに、鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/2位置の板面のナノ硬度の標準偏差が2.2GPa以下であることが好ましい。鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度の標準偏差が1.8GPa以下であり、さらに、鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/2位置の板面のナノ硬度の標準偏差が2.2GPa以下の場合、ミクロ領域における組織硬度差が小さいことを意味し、プレス成形時および衝突時のポイドの生成や連結、さらには亀裂の進展

50

をより抑制することが可能となり、優れた  $R/t$  および  $S F_{max}$  が得られる。

また、鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの  $1/4$  位置の板面のナノ硬度の標準偏差のより好ましい範囲は、 $1.7 \text{ GPa}$  以下である。鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの  $1/4$  位置の板面のナノ硬度の標準偏差は、さらに好ましくは、 $1.6 \text{ GPa}$  以下である。下限は特に限定されないが、鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの  $1/4$  位置の板面のナノ硬度の標準偏差は、 $0.1 \text{ GPa}$  以上としてよく、 $0.3 \text{ GPa}$  以上としてもよい。

鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの  $1/2$  位置の板面のナノ硬度の標準偏差のより好ましい範囲は、 $2.1 \text{ GPa}$  以下である。鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの  $1/2$  位置の板面のナノ硬度の標準偏差は、さらに好ましくは、 $2.0 \text{ GPa}$  以下である。下限は特に限定されないが、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの  $1/2$  位置の板面のナノ硬度の標準偏差は、 $0.1 \text{ GPa}$  以上としてよく、 $0.3 \text{ GPa}$  以上としてもよい。

10

#### 【0041】

ここで、板厚方向深さの  $1/4$  位置、 $1/2$  位置の板面のナノ硬度とは、以下の方法により測定される硬度である。

まず、めっき層を剥離する。その後、鋼板（素地鋼板）の表面から表層軟質層の板厚方向深さの  $1/4$  の位置 -  $5 \mu\text{m}$  の位置まで機械研磨を実施し、素地鋼板の表面から表層軟質層の板厚方向深さの  $1/4$  位置までダイヤモンドおよびアルミナでのバフ研磨を実施し、さらにコロイダルシリカ研磨を実施する。Hysitron社のtribo-950を用い、バーコピッチ形状のダイヤモンド圧子により、荷重： $500 \mu\text{N}$ 、測定領域： $50 \mu\text{m} \times 50 \mu\text{m}$ 、打点間隔： $2 \mu\text{m}$  の条件でナノ硬度を測定する。

20

また、表層軟質層の板厚方向深さの  $1/2$  位置まで機械研磨を実施し、ダイヤモンドおよびアルミナでのバフ研磨を実施し、さらにコロイダルシリカ研磨を実施する。そして、Hysitron社のtribo-950を用い、バーコピッチ形状のダイヤモンド圧子により、荷重： $500 \mu\text{N}$ 、測定領域： $50 \mu\text{m} \times 50 \mu\text{m}$ 、打点間隔： $2 \mu\text{m}$  の条件でナノ硬度を測定する。

#### 【0042】

金属めっき層（第一めっき層）

さらに、本発明の一実施形態に伴う亜鉛めっき鋼板は、鋼板（素地鋼板）の片面または両面の表面上において、金属めっき層（第一めっき層、プレめっき層）（なお、金属めっき層（第一めっき層）は、溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層の亜鉛めっき層を除く）を有することが好ましい。金属めっき層は金属電気めっき層とすることが好ましく、以下では、金属電気めっき層を例に説明する。

30

金属電気めっき層が鋼板表面に形成されることで、プレス成形時および車体衝突時に最表層の前記金属電気めっき層が曲げ割れ発生の抑制に寄与するため、耐曲げ破断特性がさらに向上する。

本発明では、露点を  $-20$  超えとすることで、軟質層の厚みをより大きくすることができ、軸圧壊特性を非常に優れたものとするのが可能になる。この点、本発明では、金属めっき層を有することで、露点を  $-20$  以下で、軟質層厚みが小さくても、軟質層厚みが大きい場合と同等の軸圧壊特性を得られる。

40

#### 【0043】

金属電気めっき層の金属種としては、Cr、Mn、Fe、Co、Ni、Cu、Ga、Ge、As、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Sn、Sb、Os、Ir、Pt、Au、Hg、Ti、Pb、Biのいずれでもかまわないが、Feであることがより好ましい。以下では、Fe系電気めっき層を例に説明するが、他の金属種でも以下のFeにおける条件を同様に採用し得る。

#### 【0044】

Fe系電気めっき層の付着量は、 $0 \text{ g/m}^2$  超とし、好ましくは  $2.0 \text{ g/m}^2$  以上とする。Fe系電気めっき層の片面あたりの付着量の上限は特に限定されないが、コストの

50

観点から、Fe系電気めっき層の片面あたりの付着量を $60\text{ g/m}^2$ 以下とすることが好ましい。Fe系電気めっき層の付着量は、好ましくは $50\text{ g/m}^2$ 以下であり、より好ましくは $40\text{ g/m}^2$ 以下であり、さらに好ましくは $30\text{ g/m}^2$ 以下とする。

【0045】

Fe系電気めっき層の付着量は、以下のとおり測定する。Fe系電気めっき鋼板から $10 \times 15\text{ mm}$ サイズのサンプルを採取して樹脂に埋め込み、断面埋め込みサンプルとする。同断面の任意の3か所を走査型電子顕微鏡(Scanning Electron Microscope; SEM)を用いて加速電圧 $15\text{ kV}$ で、Fe系めっき層の厚みに応じて倍率 $2000 \sim 10000$ 倍で観察し、3視野の厚みの平均値に鉄の比重を乗じることによって、Fe系めっき層の片面あたりの付着量に換算する。

10

【0046】

Fe系電気めっき層としては、純Feの他、Fe-B合金、Fe-C合金、Fe-P合金、Fe-N合金、Fe-O合金、Fe-Ni合金、Fe-Mn合金、Fe-Mo合金、Fe-W合金等の合金めっき層が使用できる。Fe系電気めっき層の成分組成は特に限定されないが、B、C、P、N、O、Ni、Mn、Mo、Zn、W、Pb、Sn、Cr、V及びCoからなる群から選ばれる1または2以上の元素を合計で10質量%以下含み、残部はFe及び不可避免的不純物からなる成分組成とすることが好ましい。Fe以外の元素の量を合計で10質量%以下とすることで、電解効率の低下を防ぎ、低コストでFe系電気めっき層を形成することができる。Fe-C合金の場合、Cの含有量は $0.08$ 質量%以下とすることが好ましい。

20

【0047】

亜鉛めっき層(第二めっき層)

片面あたりのめっき付着量が $20 \sim 120\text{ g/m}^2$

亜鉛めっき層は、片面あたりのめっき付着量が $20\text{ g/m}^2$ 以上であることが好ましい。また、亜鉛めっき層の片面あたりのめっき付着量は、 $120\text{ g/m}^2$ 以下であることが好ましい。付着量が $20\text{ g/m}^2$ 未満では耐食性の確保が困難になる場合がある。そのため、亜鉛めっき層の片面あたりのめっき付着量は $20\text{ g/m}^2$ 以上とすることが好ましい。一方、 $120\text{ g/m}^2$ を超えると耐めっき剥離性が劣化する場合がある。そのため、亜鉛めっき層の片面あたりのめっき付着量は $120\text{ g/m}^2$ 以下とすることが好ましい。

【0048】

亜鉛めっき層(第二めっき層)のFe含有量が質量%で $8 \sim 15\%$

また、亜鉛めっき層は、Feを質量%で $8\%$ 以上含むことが好ましい。また、亜鉛めっき層は、Feを質量%で $15\%$ 以下含むことが好ましい。亜鉛めっき層中のFe含有量が、質量%で $8\%$ 以上であると、Fe-Znの合金層が十分に得られているといえる。好ましくは $9\%$ 以上であり、より好ましくは $10\%$ 以上である。一方、Fe含有量が $15\%$ を超えるとめっき密着性が悪くなり、プレス時にパウダリングと呼ばれる不具合を引き起こす場合がある。そのため、上記Fe含有量は $15\%$ 以下とすることが好ましい。より好ましくは $14\%$ 以下であり、さらに好ましくは $13\%$ 以下である。

30

【0049】

本発明の亜鉛めっき鋼板の板厚は、特に限定されないが、 $0.8\text{ mm}$ 以上であることが好ましく、 $1.0\text{ mm}$ 以上であることがより好ましい。また、板厚は、 $3.2\text{ mm}$ 以下であることが好ましく、 $2.6\text{ mm}$ 以下であることがより好ましい。

40

【0050】

[亜鉛めっき鋼板の製造方法]

次に、本発明の亜鉛めっき鋼板の製造方法を説明する。

上記の成分組成に調整した鋼を転炉などで溶製し、連続鋳造法等でスラブとする。このスラブに熱間圧延を施して熱延鋼板とした後、酸洗し、冷間圧延を施し製造した冷延鋼板に連続溶融亜鉛めっきライン(CGL)にて焼鈍およびめっき処理を施す。

具体的には、本発明の亜鉛めっき鋼板の製造方法では、上記の成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施し、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が $80\%$ 以上である組

50

織を有する熱延鋼板とする熱間圧延工程と、得られた熱延鋼板を酸洗する酸洗工程と、酸洗工程後に30%以上80%以下の冷間圧下率で冷間圧延を施すことで冷延鋼板を得る冷間圧延工程と、冷延鋼板に連続焼鈍を施す連続焼鈍工程と、連続焼鈍工程後、得られた冷延焼鈍鋼板に対して、750～550の温度域の平均冷却速度を3/s以上、50/s以下として、550以下まで冷却を施す第1冷却工程と、第1冷却工程後に亜鉛めっき処理を施す亜鉛めっき工程と、亜鉛めっき工程後のめっき鋼板を100以下まで冷却する第2冷却工程と、第2冷却工程後のめっき鋼板に対して150以上450以下の温度域で10秒以上72時間以下の保持を行う再加熱工程と、を含み、連続焼鈍工程では、500～700における平均加熱速度を3/s以上とし、780以上、940未満で、下記式(1)におけるDが $1.0 \times 10^{-6}$ 以上 $8.0 \times 10^{-6}$ 以下を満たし、780以上、(Ac<sub>3</sub>点-20)以下の最高到達温度まで加熱し、780以上の温度域における焼鈍炉内の水素濃度を1vol%以上20vol%以下とする。

10

【数2】

$$D = \sum_{i=0}^{15} ((0.486 \times \exp(-33200/(T_i + 268)) \times t_i))^{1/2} \quad \dots \text{式(1)}$$

ここで、式(1)において、

20

$t_i$ :  $T_i$  以上  $T_i + 10$  未満の温度域の滞留時間(s)、  
 $T_i$  ( ):  $780 + i \times 10$  (  $i$ : 0～15の整数)、であり、  
 最高到達温度を超えとなる温度域での滞留時間  $t_i$  (s) は0sである。

【0051】

以下、各条件について説明する。なお、以下の説明において、温度は特に断らない限り鋼板表面温度とする。鋼板表面温度は放射温度計等を用いて測定し得る。また、平均冷却速度は、(冷却前の表面温度 - 冷却後の表面温度) / 冷却時間とする。また、平均加熱速度は、(加熱後の表面温度 - 加熱前の表面温度) / 加熱時間とする。

【0052】

鋼スラブの製造

30

上記鋼スラブ製造のための、溶製方法は特に限定されず、転炉、電気炉等、公知の溶製方法を採用することができる。また、真空脱ガス炉にて2次精錬を行ってもよい。その後、生産性や品質上の問題から連続鋳造法によりスラブ(鋼素材)とするのが好ましい。また、造塊-分塊圧延法、薄スラブ連鋳法等、公知の鋳造方法でスラブとしてもよい。

【0053】

熱間圧延

熱延鋼板の組織：ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%以上

本発明では、熱間圧延を行い、得られる熱延鋼板の組織において、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%以上であるようにする。

熱延組織において、ベイナイトやマルテンサイト以外の相として、フェライトやパーライト等が存在すると、熱延段階でのMn濃度の分布が不均一となりやすい。そのような熱延鋼板を用いた場合、最終焼鈍工程において、Mn濃度の高い箇所から優先的にオーステナイト化が起こり、マルテンサイトの粒径が粗大になるとともに、焼鈍時の過度なMnの分配により所望量の高Mnフェライトが得られなくなる。そのため、熱延鋼板の組織において、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計を80%以上とする。

40

【0054】

熱間圧延条件は、熱延鋼板の組織がベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%以上となれば特に限定はされないが、スラブ加熱温度、仕上げ圧延温度、800～600の温度域での平均冷却速度、巻取り温度として、例えば、以下のような条件を適用できる。

50

## 【 0 0 5 5 】

## スラブ加熱

鋼スラブを熱間圧延するには、スラブを加熱後圧延する方法、連続鋳造後のスラブを加熱することなく直接圧延する方法、連続鋳造後のスラブに短時間加熱処理を施して圧延する方法等を適用できる。スラブ加熱温度は 1 1 0 0 以上とすればよい。また、スラブ加熱温度は 1 3 2 0 以下とすればよい。

## 【 0 0 5 6 】

仕上げ圧延温度：8 0 0 以上

8 0 0 ~ 6 0 0 の温度域での平均冷却速度：3 0 / s 以上

仕上げ圧延終了温度が 8 0 0 未満あるいは 8 0 0 ~ 6 0 0 の温度域での平均冷却速度 3 0 / s 未満では、圧延中あるいは冷却中に過度にフェライトが生成して、熱延板組織として、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計を 8 0 % 以上とすることが困難となる。よって、仕上げ圧延温度を 8 0 0 以上とし、8 0 0 ~ 6 0 0 の温度域での平均冷却速度を 3 0 / s 以上とすることが好ましい。上限については、設備コストの観点から 2 0 0 / s 以下が好ましい。

10

## 【 0 0 5 7 】

巻取り温度：3 0 0 以上 5 5 0 以下

巻取温度が 3 0 0 未満であると、熱延鋼板の形状が悪くなり、その後の圧延、焼鈍時の通板性に影響が出るため、3 0 0 以上とすることが好ましい。

一方、巻取り温度が 5 5 0 を超えると、巻取り後にフェライトやパーライトが生成し、熱延板組織をベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が 8 0 % 以上とすることが困難となる。よって、巻取温度は 5 5 0 以下とすることが好ましい。

20

## 【 0 0 5 8 】

## 酸洗

得られた熱延鋼板には酸洗を施す。酸洗の条件は特に限定されない。

## 【 0 0 5 9 】

## 冷間圧延

冷間圧下率：3 0 % 以上 8 0 % 以下

冷間圧延条件は、焼鈍時に再結晶フェライトを生成させ加工性を確保するために、冷間圧下率（累積圧下率）を 3 0 % 以上とする必要がある。一方、冷間圧下率が 8 0 % を超えると圧延の負荷が過度に増大し生産性を阻害する。よって、冷間圧下率は 3 0 % 以上 8 0 % 以下とする。冷間圧下率は、好ましくは 4 0 % 以上である。また、冷間圧下率は、好ましくは 7 0 % 以下である。

30

## 【 0 0 6 0 】

（金属めっき（金属電気めっき、第一めっき）工程）

本発明の一実施形態においては、冷間圧延工程後、かつ連続焼鈍工程の前の鋼板の片面もしくは両面において、金属めっきを施し、金属めっき層（第一めっき層）を形成する第一めっき工程を含んでいてもよい。

例えば、上記のようにして得られた冷延鋼板の表面に金属電気めっき処理を施して、焼鈍前金属電気めっき層が少なくとも片面に形成された焼鈍前金属電気めっき鋼板としてもよい。なお、ここでいう金属めっきは、亜鉛めっき（第二めっき）を除く。

40

金属電気めっき処理方法は特に限定されないが、前述したように鋼板（素地鋼板）上に形成させる金属めっき層としては、金属電気めっき層とすることが好ましいため、金属電気めっき処理を施すことが好ましい。

例えば、F e 系電気めっき浴では硫酸浴、塩酸浴あるいは両者の混合などが適用できる。また、焼鈍前金属電気めっき層の付着量は、通電時間等によって調整することができる。なお、焼鈍前金属電気めっき鋼板とは、金属電気めっき層が連続焼鈍工程を経ていないことを意味し、金属電気めっき処理前の熱延鋼板、熱延後酸洗処理板または冷延鋼板について予め焼鈍された態様を除外するものではない。

## 【 0 0 6 1 】

50

ここで、電気めっき層の金属種としては、Cr、Mn、Fe、Co、Ni、Cu、Ga、Ge、As、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Sn、Sb、Os、Ir、Pt、Au、Hg、Ti、Pb、Biのいずれでもかまわないが、Feであることがより好ましいため、Fe系電気めっきの製造方法を以下に述べる。

【0062】

通電開始前のFe系電気めっき浴中のFeイオン含有量は、 $Fe^{2+}$ として0.5 mol/L以上とすることが好ましい。Fe系電気めっき浴中のFeイオン含有量が、 $Fe^{2+}$ として0.5 mol/L以上であれば、十分なFe付着量を得ることができる。また、十分なFe付着量を得るために、通電開始前のFe系電気めっき浴中のFeイオン含有量は、2.0 mol/L以下とすることが好ましい。

10

【0063】

また、Fe系電気めっき浴中にはFeイオン、並びにB、C、P、N、O、Ni、Mn、Mo、Zn、W、Pb、Sn、Cr、V及びCoからなる群から選ばれる少なくとも一種の元素を含有することができる。Fe系電気めっき浴中でのこれらの元素の合計含有量は、焼鈍前Fe系電気めっき層中でこれらの元素の合計含有量が10質量%以下となるようにすることが好ましい。なお、金属元素は金属イオンとして含有すればよく、非金属元素はホウ酸、リン酸、硝酸、有機酸等の一部として含有することができる。また、硫酸鉄めっき液中には、硫酸ナトリウム、硫酸カリウム等の伝導度補助剤や、キレート剤、pH緩衝剤が含まれていてもよい。

【0064】

20

Fe系電気めっき浴のその他の条件についても特に限定しない。Fe系電気めっき液の温度は、定温保持性を考えると、30以上とすることが好ましく、85以下が好ましい。Fe系電気めっき浴のpHも特に規定しないが、水素発生による電流効率の低下を防ぐ観点から1.0以上とすることが好ましく、また、Fe系電気めっき浴の電気伝導度を考慮すると、3.0以下が好ましい。電流密度は、生産性の観点から10 A/dm<sup>2</sup>以上とすることが好ましく、Fe系電気めっき層の付着量制御を容易にする観点から150 A/dm<sup>2</sup>以下とすることが好ましい。通板速度は、生産性の観点から5 mpm以上とすることが好ましく、付着量を安定的に制御する観点から150 mpm以下とすることが好ましい。

【0065】

30

なお、Fe系電気めっき処理を施す前の処理として、鋼板表面を清浄化するための脱脂処理及び水洗、さらには、鋼板表面を活性化するための酸洗処理及び水洗を施すことができる。これらの前処理に引き続いてFe系電気めっき処理を実施する。脱脂処理及び水洗の方法は特に限定されず、通常の方法を用いることができる。酸洗処理においては、硫酸、塩酸、硝酸、及びこれらの混合物等各種の酸が使用できる。中でも、硫酸、塩酸あるいはこれらの混合が好ましい。酸の濃度は特に規定しないが、酸化皮膜の除去能力、及び過酸洗による肌荒れ（表面欠陥）防止等を考慮すると、1~20 mass%程度が好ましい。また、酸洗処理液には、消泡剤、酸洗促進剤、酸洗抑制剤等を含有してもよい。

【0066】

連続焼鈍

40

500~700における平均加熱速度：3 /s以上

上記冷間圧延後、得られた冷延鋼板に連続焼鈍を施す。

連続焼鈍において、500~700における平均加熱速度が3 /s未満では、フェライトの再結晶や粒成長が過度に生じ、組織が粗大化することでマルテンサイトの平均結晶粒径を10 μm以下にすることができなくなる。

よって、500~700における平均加熱速度を3 /s以上とする。平均加熱速度は、好ましくは5 /s以上である。上限は特に限定されないが、平均加熱速度は100 /s以下とすることが好ましく、50 /s以下であることがより好ましい。

【0067】

最高到達温度：780 以上、(Ac<sub>3</sub>点 - 20 ) 以下

50

連続焼鈍における最高到達温度が780 未満では、オーステナイトの生成が不十分となり、焼鈍後に所望のマルテンサイト量が得られない、一方、(Ac<sub>3</sub>点 - 20 )を超えると過度にオーステナイトが生成して所望のフェライト量が得られない。よって、最高到達温度は、780 以上、(Ac<sub>3</sub>点 - 20 )以下とする。

ここで、Ac<sub>3</sub>点は、以下の式(3)より求められる。

$$Ac_3( ) = 910 - 203 \times [\%C]^{1/2} - 15.2 \times [\%Ni] + 44.7 \times [\%Si] + 104 \times [\%V] + 31.5 \times [\%Mo] \quad \dots \text{式(3)}$$

式(3)において、[%C]、[%Ni]、[%Si]、[%V]、[%Mo]は、夫々、順に鋼板のC含有量、Ni含有量、Si含有量、V含有量、Mo含有量(質量%)のことを指し、含有しない元素については、零(0質量%)とする。

【0068】

D:  $1.0 \times 10^{-6}$ 以上  $8.0 \times 10^{-6}$ 以下

【数3】

$$D = \sum_{i=0}^{15} ((0.486 \times \exp(-33200/(T_i + 268))) \times t_i)^{1/2} \quad \dots \text{式(1)}$$

ここで、式(1)において、

$t_i$ :  $T_i$  以上  $T_i + 10$  未満の温度域の滞留時間(s)、

$T_i( )$ :  $780 + i \times 10$  ( $i: 0 \sim 15$ の整数)、であり、

上記最高到達温度超えとなる温度域での滞留時間 $t_i$ (s)は0sである。

式(1)で表されるDが $1.0 \times 10^{-6}$ 未満では二相域焼鈍時のフェライトからオーステナイトへのMnの濃化が不十分となり、所望のMn濃度の低Mnフェライトおよび高Mnフェライトが得られない。

一方、Dが $8.0 \times 10^{-6}$ を超えると、二相域焼鈍時のオーステナイトへのMnの濃化が過度になり、高Mnフェライトの生成が不十分となる。従って、Dは $1.0 \times 10^{-6}$ 以上  $8.0 \times 10^{-6}$ 以下とする。Dは、好ましくは $1.5 \times 10^{-6}$ 以上である。また、Dは、好ましくは $6.0 \times 10^{-6}$ 以下である。

【0069】

780 以上の温度域における焼鈍炉内の水素濃度: 1vol%以上20vol%以下

780 以上の温度域における焼鈍炉内の水素濃度が1vol%未満であると、めっき性が低下しめっきが生じる。一方、この水素濃度が20vol%を超えると、鋼中の拡散性水素濃度が増加し、耐水素脆性の劣化および鋼の延性の低下が生じる。そのため、780 以上の温度域における焼鈍炉内の水素濃度は1vol%以上20vol%以下とする。この水素濃度は、好ましくは3vol%以上である。また、この水素濃度は、好ましくは15vol%以下である。

【0070】

連続焼鈍工程の雰囲気(焼鈍雰囲気)の露点: -30 以上

本発明の一実施形態においては、連続焼鈍工程の雰囲気(焼鈍雰囲気)の露点を-30 以上とすることが好ましい。連続焼鈍工程における焼鈍雰囲気の露点を-30 以上にして焼鈍を行うことで、脱炭反応が促進され、表層軟質層をより深く形成できる。連続焼鈍工程の焼鈍雰囲気の露点は、より好ましくは-25 以上であり、さらに好ましくは-20 超えであり、さらにより好ましくは-15 以上であり、さらにより好ましくは-5 以上である。連続焼鈍工程の焼鈍雰囲気の露点の上限は特に定めないが、Fe系電気めっき層表面の酸化を好適に防ぎ、亜鉛めっき層を設ける際のめっき密着性を良好にするため、連続焼鈍工程の焼鈍雰囲気の露点は30 以下とすることが好ましい。

【0071】

第1冷却

10

20

30

40

50

連続焼鈍後の平均冷却速度：750～550 の温度域を3 / s以上50 / s以下  
 連続焼鈍後に得られた冷延焼鈍鋼板に冷却処理を行う。ここで、高Mnフェライトは、  
 二相域焼鈍でMnが濃化したオーステナイトからの変態により生じる。冷却時にフェライ  
 トが生成する750～550 の温度域における平均冷却速度が50 / sを超えると、  
 フェライト変態が抑制され、高Mnフェライトが得られない。一方、冷却速度が3 / s  
 未満では、冷却時にパーライトが生成して所望の量のマルテンサイトが得られない。その  
 ため、焼鈍後の750～550 の温度域の平均冷却速度は3 / s以上50 / s以下  
 とする。焼鈍後の750～550 の温度域の平均冷却速度は、好ましくは5 / s以上  
 である。また、焼鈍後の750～550 の温度域の平均冷却速度は、好ましくは30  
 / s以下である。

10

## 【0072】

また、この焼鈍後の冷却（第1冷却）における冷却停止温度は、550 を超えると過  
 度にパーライトが生成し、所望の組織が得られなくなるため、550 以下とする。

## 【0073】

## 亜鉛めっき処理

本発明では、上記の第1冷却工程後、亜鉛めっき処理を行う。亜鉛めっき処理としては  
 、熔融亜鉛めっき処理を採用することができる。熔融亜鉛めっき処理の条件は特に限定さ  
 れない。

## 【0074】

## 亜鉛めっき処理後の合金化処理

温度域：480～560 、処理時間：5～60 s

亜鉛めっき処理後には、合金化処理を施してもよい。

亜鉛めっき後、合金化処理を施す場合、合金化処理を行う温度が480 未満、あるい  
 は時間が5 s未満では、めっきの合金化が十分進まない。一方、合金化処理を行う温度が  
 560 超、あるいは時間が60 s超であると、過度に合金化が進みめっきのパウダリン  
 グ性が低下する。そのため、合金化処理を施す場合、合金化処理条件は480～560  
 で5～60 sとする。

合金化処理を行う温度域は、好ましくは500 以上である。また、合金化処理を行う温  
 度域は、好ましくは540 以下である。また、合金化処理を行う時間は、好ましくは1  
 0 s以上である。また、合金化処理を行う時間は、好ましくは40 s以下である。

20

30

## 【0075】

上記の亜鉛めっき処理、合金化処理を行うことで得られる亜鉛めっき鋼板では、めっき  
 の付着量やめっき層中のFe含有量については特に限定するものではないが、例えば、め  
 っきの付着量は片面あたり20 g / m<sup>2</sup>以上とすることができる。また、めっきの付着量  
 は片面あたり120 g / m<sup>2</sup>以下とすることができる。また、Fe含有量は、質量%で8  
 %以上とすることができる。また、Fe含有量は、質量%15%以下とすることができる。

## 【0076】

## 第2冷却

100 以下まで冷却

上記のめっき処理または合金化処理を行った後（亜鉛めっき工程後または合金化処理工  
 程後）、めっき鋼板を100 以下の冷却停止温度まで冷却する。

冷却停止温度が100 超であると、冷却停止時に十分な量のマルテンサイトが生成せず  
 、多量のオーステナイトが残存することで、その後の再加熱による効果が十分得られない  
 。そのため、合金化処理後の冷却における冷却停止温度は100 以下とする。この冷却  
 停止温度は、好ましくは50 以下である。

40

## 【0077】

## 再加熱処理

150 以上450 以下の温度域で10秒以上72時間以下の保持

上記のめっき処理または合金化処理を行っためっき鋼板を100 以下まで冷却した後  
 （第2冷却工程後）、再加熱を行い、150 以上450 以下の温度域で10秒以上7

50

2 時間以下の保持を行う。これにより、マルテンサイトが焼戻され、軟質化することで、フェライトとマルテンサイトの硬度差が低減し、局所変形特性が向上する。さらに、あわせて鋼中の拡散性水素量を低減することもできる。

再加熱温度（焼戻し温度）が 150 未満である場合、または保持時間が 10 秒未満となる場合、マルテンサイトの焼戻しや鋼中拡散性水素量の低減が不十分となる。一方、再加熱温度（焼戻し温度）が 450 超である場合、または保持時間が 72 時間超となる場合、マルテンサイトが過度に焼戻され、所望の強度が得られなくなる。そのため、再加熱処理では、150 以上 450 以下の温度域で 10 秒以上 72 時間以下保持する。

【0078】

以上のようにして、本発明の亜鉛めっき鋼板が得られる。

10

【0079】

[ 部材 ]

次に、本発明の部材について、説明する。

本発明の一実施形態に従う部材は、前述の亜鉛めっき鋼板を用いてなる（素材とする）部材である。例えば、素材である亜鉛めっき鋼板に、成形加工または接合加工の少なくとも一方を施して部材とする。

ここで、上記の亜鉛めっき鋼板は、優れた均一変形特性および局所変形特性を有し、かつ引張強度 TS が 980 MPa 以上である。そのため、本発明の一実施形態に従う部材は、優れた均一変形特性および局所変形特性を有し、かつ引張強度 TS が 980 MPa 以上である。したがって、本発明の一実施形態に従う部材は、自動車部品用素材として特に好適である。

20

【0080】

[ 部材の製造方法 ]

つぎに、本発明の一実施形態に従う部材の製造方法について、説明する。

本発明の一実施形態に従う部材の製造方法は、上記の亜鉛めっき鋼板に、成形加工、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。

ここで、成形加工方法は、特に限定されず、例えば、プレス加工等の一般的な加工方法を用いることができる。また、接合加工方法も、特に限定されず、例えば、スポット溶接、レーザー溶接、アーク溶接等の一般的な溶接や、リベット接合、かしめ接合等を用いることができる。なお、成形条件および接合条件については特に限定されず、常法に従えばよい。

30

【実施例】

【0081】

（亜鉛めっき鋼板）

< 実施例 1 >

表 1 に示す成分組成を有し、残部が Fe および不可避免的な不純物からなる鋼を転炉にて溶製し、連続鋳造法にて鋼スラブとした。得られた鋼スラブに対して、表 2 に示す条件で板厚 3.0 mm まで熱間圧延した。次いで、得られた熱延鋼板に対して、酸洗を施した後、板厚 1.4 mm に冷間圧延し、冷延鋼板を製造し焼鈍に供した。焼鈍は連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）にて行った。CGL の通板条件を表 2 に示す。溶融亜鉛めっき処理の条件は、浴温 475 のめっき浴に鋼板を浸漬した後、引き上げ、ガスワイピングによりめっきの付着量を種々調整し、その後、合金化処理を行った。なお、一部の鋼板については合金化処理を行わずに溶融亜鉛めっき鋼板とした。第 1 冷却工程における冷却停止温度は、500 とした。

40

【0082】

【 表 1 】

鋼種	成分組成(質量%)														備考	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cr	Mo	V	B	Ca		Sb
A	0.11	0.9	2.7	0.016	0.002	0.035	0.003									発明鋼
B	0.14	1.5	2.3	0.002	0.003	0.029	0.006	0.03								発明鋼
C	0.23	1.2	2.1	0.008	0.001	0.025	0.005		0.04							発明鋼
D	0.09	0.6	2.4	0.019	0.004	0.032	0.003			0.4						発明鋼
E	0.12	1.7	2.9	0.030	0.003	0.043	0.002				0.3					発明鋼
F	0.15	1.4	2.4	0.045	0.002	0.023	0.004					0.2				発明鋼
G	0.17	0.7	2.6	0.015	0.001	0.038	0.005	0.02					0.003			発明鋼
H	0.27	1.8	2.1	0.021	0.002	0.044	0.005							0.003		発明鋼
I	0.13	1.0	2.3	0.016	0.003	0.025	0.004								0.02	発明鋼
J	0.06	0.9	2.3	0.035	0.003	0.035	0.005									比較鋼
K	0.15	0.3	2.5	0.021	0.002	0.045	0.003									比較鋼
L	0.15	1.2	1.6	0.025	0.003	0.034	0.003									比較鋼

・残部はFeおよび不可避免的不純物である。  
 ・空欄は意図的な添加をしていないことを示す。

【 0 0 8 3 】

10

20

30

40

50

【表 2】

No.	鋼種	線間圧延			熱延組織	冷間圧延	連続焼鈍				第1冷却	めっき (亜鉛めっき)	合金化処理		第2冷却	再加熱		
		加熱 温度 (°C)	仕上げ 圧延 温度 (°C)	800~ 600°Cの 平均冷却 速度 (°C/s)			巻取り 温度 (°C)	マルテンサイトと ベイナイトの 合計面積率 (%)	冷間 圧下率 (%)	500~700°C における 平均加熱 速度 (°C/s)			A <sub>c3</sub> 点 (°C)	最高 到達 温度 (°C/s)		D (*)	炉内 水素 濃度 (vol%)	合金化 温度 (°C)
1	A	1250	910	60	500	100	50	7	883	820	1.8×10 <sup>-6</sup>	10	GA	520	10	50	250	60s
2	A	1220	900	20	530	55	35	10	883	810	1.5×10 <sup>-6</sup>	12	GA	520	10	50	200	150s
3	A	1150	900	70	450	100	20	10	883	790	1.3×10 <sup>-6</sup>	12	GA	520	10	50	250	100s
4	A	1200	900	50	420	100	50	20	883	780	0.8×10 <sup>-6</sup>	12	GA	520	10	50	250	60s
5	A	1280	890	50	450	96	50	15	883	810	2.5×10 <sup>-6</sup>	10	GA	520	10	50	230	100s
6	B	1200	910	50	520	82	60	20	901	800	2.1×10 <sup>-6</sup>	12	GA	540	30	70	300	40s
7	B	1180	910	80	600	65	40	15	901	820	4.2×10 <sup>-6</sup>	10	GA	540	30	80	300	40s
8	B	1240	910	50	470	90	40	2	901	830	4.7×10 <sup>-6</sup>	10	GA	540	30	40	300	40s
9	B	1200	910	30	350	87	40	30	901	820	8.5×10 <sup>-6</sup>	12	GA	540	30	30	300	40s
10	B	1200	910	30	520	85	50	10	901	810	3.2×10 <sup>-6</sup>	25	GA	540	30	30	300	40s
11	B	1200	910	30	520	87	50	10	901	810	2.5×10 <sup>-6</sup>	10	GA	540	30	30	300	40s
12	C	1300	880	80	500	88	50	15	866	800	2.2×10 <sup>-6</sup>	8	GI	無し	無し	50	400	40s
13	C	1250	870	50	520	95	60	10	866	760	1.1×10 <sup>-6</sup>	8	GI	無し	無し	50	250	60s
14	C	1200	880	60	410	92	50	8	866	800	0.7×10 <sup>-6</sup>	10	GI	無し	無し	50	250	60s
15	D	1140	900	50	380	100	50	12	876	790	1.9×10 <sup>-6</sup>	10	GA	510	40	40	150	50h
16	D	1190	890	40	440	100	50	10	876	800	2.5×10 <sup>-6</sup>	13	GA	510	40	150	200	120s
17	D	1200	920	60	480	100	40	15	876	790	0.6×10 <sup>-6</sup>	10	GA	510	40	60	200	120s
18	E	1280	930	50	500	97	50	10	925	830	3.3×10 <sup>-6</sup>	17	GA	550	25	40	270	100s
19	E	1250	930	50	490	95	50	10	925	840	8.8×10 <sup>-6</sup>	14	GA	550	25	40	250	120s
20	F	1200	930	40	530	90	60	12	915	810	3.0×10 <sup>-6</sup>	8	GA	540	30	50	200	100s
21	F	1200	930	40	530	90	60	12	915	790	0.7×10 <sup>-6</sup>	8	GA	540	30	50	200	100s
22	G	1180	930	30	500	100	50	8	858	790	1.8×10 <sup>-6</sup>	10	GA	550	20	40	380	30s
23	G	1180	890	30	500	100	50	8	858	785	0.8×10 <sup>-6</sup>	10	GA	550	20	40	240	100s
24	H	1230	900	40	480	83	55	10	885	820	5.3×10 <sup>-6</sup>	5	GA	550	25	50	180	150s
25	H	1230	900	50	480	85	55	10	885	780	0.9×10 <sup>-6</sup>	5	GA	550	25	50	180	150s
26	I	1200	880	40	520	95	50	12	882	790	2.2×10 <sup>-6</sup>	16	GA	520	15	60	250	80s
27	J	1240	900	60	530	81	60	10	901	830	1.8×10 <sup>-6</sup>	12	GA	510	20	60	200	90s
28	K	1200	880	50	500	100	50	8	845	785	1.5×10 <sup>-6</sup>	10	GA	510	20	50	230	60s
29	L	1220	920	50	480	82	60	12	885	810	2.2×10 <sup>-6</sup>	10	GA	540	25	40	200	90s

(\*) D = Σ ((0.486 × exp(-33200/(Tn+268))) × tn)<sup>1/2</sup>

【0084】

上記のように得られた亜鉛めっき鋼板について、引張特性、鋼板組織を以下の要領で測定した。引張特性は、鋼板の圧延方向と直角方向から採取したJIS 5号試験片(JIS Z 2201)を用いて、JIS Z 2241(2011)の規定に準拠し、歪速度10<sup>-3</sup>/sで引張試験を行い、引張強度(TS)、全伸び(T.E1)、極限変形能を測定した。極限変形能 l は、引張試験後の引張試験片の破断面における板幅Wと板厚Tを計測し、引張試験前の引張試験片の板幅W0と板厚T0を計測するとともに以下の式(2)により算出した。

$$l = - \{ \ln(W/W0) + \ln(T/T0) \} \dots (2)$$

10

20

30

40

50

ここで、 $l$  は極限変形能、 $W$  は引張試験後の引張試験片の破断面における板幅 (mm)、 $W_0$  は引張試験前の引張試験片の板幅 (mm)、 $T$  は引張試験後の引張試験片の破断面における板厚 (mm)、 $T_0$  は引張試験前の引張試験片の板厚 (mm) である。

【0085】

組織 (鋼板断面組織) の測定方法としては、まず、1 質量% ナイタル溶液で組織を現出し、板厚  $1/4$  位置 (表面から板厚の  $4$  分の  $1$  に相当する深さの位置) を、走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて倍率  $3000$  倍で観察し、撮影した組織写真からマルテンサイト、フェライト、パーライト、ベイナイトの面積率を定量化した。

また、残留オーステナイトの体積率は、鋼板を板厚方向の  $1/4$  面まで研磨し、この板厚  $1/4$  面の回折 X 線強度により求めた。入射 X 線には  $\text{Co K}$  線を使用し、残留オーステナイト相の  $\{111\}$ 、 $\{200\}$ 、 $\{220\}$ 、 $\{311\}$  面とフェライト相の  $\{110\}$ 、 $\{200\}$ 、 $\{211\}$  面のピークの積分強度の全ての組み合わせについて強度比を求め、これらの平均値を残留オーステナイトの体積率 (面積率) (%) とした。

マルテンサイトの平均結晶粒径は、SEM を用いて倍率  $3000$  倍で観察し、撮影した組織写真を用い、 $5000 \sim 10000 \mu\text{m}^2$  の視野におけるマルテンサイトの面積と個数を求め、面積を個数で割ってマルテンサイト結晶粒 1 つ当たりの面積を求め、そのマルテンサイトを正方形近似した 1 辺を平均結晶粒径とした。

【0086】

低 Mn フェライトと高 Mn フェライトの面積率のフェライト全体の面積率に占める割合は以下のように求めた。

まず、鋼板の圧延方向と平行な板厚断面を観察面として試料を採取し、観察面を機械研磨により鏡面に仕上げた後、板厚  $1/4$  位置において FE-EPMA 分析により  $5000 \sim 10000 \mu\text{m}^2$  の視野における Mn 濃度の分布を  $0.1 \mu\text{m}$  の間隔で測定した。

その中からフェライトの位置に相当する測定点を抽出し、さらにその濃度が鋼の Mn 濃度の  $0.80$  倍以上  $0.95$  倍以下、または  $1.05$  倍以上  $2.5$  倍以下の測定点を抽出した。そして、フェライト全体の測定点の数に対して、鋼の Mn 濃度の  $0.80$  倍以上  $0.95$  倍以下の測定点の数および  $1.05$  倍以上  $2.5$  倍以下の測定点の数の割合を、夫々、低 Mn フェライトおよび高 Mn フェライトの面積率がフェライト全体の面積率に占める割合として求めた。Mn の FE-EPMA 分析を行った箇所におけるフェライトの存在位置の同定については、FE-EPMA での C 濃度分布の測定により同定した。

【0087】

鋼中の拡散性水素量については、以下の方法で測定した。まず、めっき鋼板から  $5 \times 30 \text{ mm}$  の試験片を切り出した。次いで、ルータを使って試験片表面のめっきを除去して石英管中に入れた。次いで、石英管中を Ar で置換した後、 $200 \text{ }^\circ\text{C}/\text{hr}$  で昇温し、 $250 \text{ }^\circ\text{C}$  までに発生した水素をガスクロマトグラフにより測定した。このように、昇温分析法にて放出水素量を測定し、室温 ( $25 \text{ }^\circ\text{C}$ ) から  $210 \text{ }^\circ\text{C}$  未満の温度域で検出された水素量の累積値を拡散性水素量とした。

ここで、水素量の測定は、鋼板の製造完了後 (1 週間後) に行った。

【0088】

結果を表 3 に示す。

【0089】

10

20

30

40

50

【 表 3 】

No.	鋼種	組織					引張り特性			Fe含有量 (質量%)	めっき 付着量 (g/m <sup>2</sup> )	鋼中拡散性 水素量 (質量ppm)	その他の相 (*1)	マルテン サイトの 平均結晶粒径 (μm)	マルテン サイト 面積率 (%)	低Mnフェライトの フェライト全体の 面積率に占める 割合(%)	高Mnフェライトの フェライト全体の 面積率に占める 割合(%)	Fe含有量 (質量%)	TS (MPa)	T.EI (%)	TS×T.EI (MPa·%)	極限 変形能 ε <sub>l</sub>	備考
		フェライト 面積率 (%)	低Mnフェライトの フェライト全体の 面積率に占める 割合(%)	高Mnフェライトの フェライト全体の 面積率に占める 割合(%)	マルテン サイト 面積率 (%)	その他の相 (*1)	TS (MPa)	T.EI (%)	TS×T.EI (MPa·%)														
1	A	50	40	45	45	6	45	0.18	45	10	0.18	B	6	45	0.18	45	10	1070	16	17120	0.81	発明例	
2	A	63	70	12	12	14	37	0.21	45	10	0.21	-	14	45	0.21	45	10	982	13	12766	0.63	比較例	
3	A	55	45	42	40	12	40	0.16	45	10	0.16	B	12	45	0.16	45	10	1010	15	15150	0.68	比較例	
4	A	57	15	38	38	5	38	0.20	45	10	0.20	B	5	45	0.20	45	10	985	12	11820	0.65	比較例	
5	A	38	55	16	58	7	58	0.22	45	10	0.22	B	7	45	0.22	45	10	1210	10	12100	0.58	比較例	
6	B	46	34	54	46	5	46	0.16	35	13	0.16	B,γ <sub>R</sub>	5	35	0.16	35	13	1085	17	18445	0.94	発明例	
7	B	58	68	18	35	12	35	0.18	35	13	0.18	γ <sub>R</sub>	12	35	0.18	35	13	990	12	11880	0.64	比較例	
8	B	43	51	46	48	14	48	0.19	35	13	0.19	B,γ <sub>R</sub>	14	35	0.19	35	13	1118	17	19006	0.69	比較例	
9	B	48	80	10	43	5	43	0.15	35	13	0.15	B,γ <sub>R</sub>	5	35	0.15	35	13	1043	13	13559	0.57	比較例	
10	B	43	53	44	48	6	48	0.35	35	13	0.35	B,γ <sub>R</sub>	6	35	0.35	35	13	1115	16	17840	0.51	比較例	
11	B	58	41	53	20	8	20	0.13	35	13	0.13	P,B	8	35	0.13	35	13	683	27	18441	0.96	比較例	
12	C	53	45	47	42	6	42	0.21	50	-	0.21	B	6	50	0.21	50	-	1027	19	19513	0.81	発明例	
13	C	65	36	25	25	6	25	0.18	50	-	0.18	B	6	50	0.18	50	-	733	23	16859	0.66	比較例	
14	C	55	12	14	38	5	38	0.20	50	-	0.20	B	5	50	0.20	50	-	984	12	11808	0.63	比較例	
15	D	40	53	34	56	7	56	0.22	70	8	0.22	B	7	70	0.22	70	8	1218	15	18270	0.74	発明例	
16	D	38	55	30	57	7	57	0.37	70	8	0.37	B	7	70	0.37	70	8	1229	13	15977	0.52	比較例	
17	D	43	15	8	53	6	53	0.18	70	8	0.18	B	6	70	0.18	70	8	1183	11	13013	0.62	比較例	
18	E	45	42	48	55	5	55	0.23	48	11	0.23	-	5	48	0.23	48	11	1206	16	19296	0.82	発明例	
19	E	38	83	5	58	7	58	0.26	48	11	0.26	B	7	48	0.26	48	11	1239	12	14868	0.63	比較例	
20	F	50	46	43	46	5	46	0.14	37	10	0.14	B	5	37	0.14	37	10	1089	17	18513	0.80	発明例	
21	F	55	16	13	36	4	36	0.11	37	10	0.11	B,γ <sub>R</sub>	4	37	0.11	37	10	998	14	13972	0.65	比較例	
22	G	45	55	35	45	7	45	0.18	50	9	0.18	B,γ <sub>R</sub>	7	50	0.18	50	9	1074	16	17184	0.73	発明例	
23	G	50	10	15	46	6	46	0.15	50	9	0.15	B	6	50	0.15	50	9	1089	13	14157	0.59	比較例	
24	H	42	44	52	40	6	40	0.19	55	10	0.19	B,γ <sub>R</sub>	6	55	0.19	55	10	994	19	18886	0.91	参考例	
25	H	53	17	25	42	5	42	0.16	55	10	0.16	B,γ <sub>R</sub>	5	55	0.16	55	10	1027	15	15405	0.68	比較例	
26	I	50	45	40	45	6	45	0.17	45	11	0.17	B	6	45	0.17	45	11	1074	16	17184	0.78	発明例	
27	J	65	47	44	23	4	23	0.13	46	10	0.13	B	4	46	0.13	46	10	721	25	18025	0.76	比較例	
28	K	15	58	26	70	8	70	0.24	50	10	0.24	B	8	50	0.24	50	10	1310	9	11790	0.69	比較例	
29	L	55	40	43	20	5	20	0.12	45	10	0.12	P,B	5	45	0.12	45	10	635	25	15875	0.94	比較例	

(\*1) B: ベイナイト、γ<sub>R</sub>: 残留オーステナイト、P: パーライト

【 0 0 9 0 】

本発明例はいずれも、引張強度が980MPa以上の高強度で、延性の指標であるTS×T.EIが17000MPa・%以上、極限変形能ε<sub>l</sub>が0.70以上の優れた変形特性を示す。

【 0 0 9 1 】

< 実施例 2 >

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を転炉にて溶製し、連続鋳造法にて鋼スラブとした。得られた鋼スラブに対して、表4に示す条件で板厚3.0mmまで熱間圧延した。次いで、得られた熱延鋼板に対して、酸洗を施した後、

10

20

30

40

50

板厚 1.4 mm に冷間圧延し、冷延鋼板を製造し焼鈍に供した。焼鈍は連続溶融亜鉛めっきライン (CGL) にて行った。CGL の通板条件を表 4 に示す。溶融亜鉛めっき処理の条件は、浴温 475 のめっき浴に鋼板を浸漬した後、引き上げ、ガスワイピングによりめっきの付着量を種々調整し、その後、合金化処理を行った。なお、一部の鋼板については合金化処理を行わずに溶融亜鉛めっき鋼板とした。第 1 冷却工程における冷却停止温度は、500 とした。

【0092】

上記のように得られた亜鉛めっき鋼板について、引張特性 (引張強度 (TS)、全伸び (TEL)、極限変形能)、鋼板組織、鋼中拡散性水素量を実施例 1 と同様にして測定した。

10

【0093】

また、以下の要領により、U 曲げ + 密着曲げ試験、V 曲げ + 直交 VDA 曲げ試験および軸圧壊試験を行った。そして、以下の基準により、U 曲げ + 密着曲げ試験での限界スペーサー厚さ (ST)、V 曲げ + 直交 VDA 曲げ試験で測定される荷重最大時のストローク (SFmax)、および、軸圧壊試験での破断 (外観割れ) 有無を評価した。

【0094】

・ ST

○ : 4.0 mm ST

【0095】

・ SFmax

○ : 26.5 mm SFmax

20

【0096】

・ 軸圧壊破断 (外観割れ) 有無

○ : 軸圧壊試験後のサンプルに外観割れが観察されなかった。

○ : 軸圧壊試験後のサンプルに外観割れが 1 箇所以下観察された。

【0097】

U 曲げ + 密着曲げ試験

U 曲げ + 密着曲げ試験は以下のようにして行った。

得られた亜鉛めっき鋼板から、60 mm × 30 mm の試験片を剪断・端面研削加工により採取した。ここで、60 mm の辺は幅 (C) 方向に平行する。曲率半径/板厚 : 4.2 で圧延 (L) 方向を軸に幅 (C) 方向に U 曲げ加工 (一次曲げ加工) を施し、試験片を準備した。U 曲げ加工 (一次曲げ加工) では、図 1 (a) に示すように、ロール A 1 の上に載せた鋼板に対して、パンチ B 1 を押し込んで試験片 T 1 を得た。次に、図 1 (b) に示すように、下金型 A 2 の上に載せた試験片 T 1 に対して、上金型 B 2 で押し潰す密着曲げ (二次曲げ加工) を施した。図 1 (a) において、D 1 は幅 (C) 方向、D 2 は圧延 (L) 方向を示している。なお、試験片の間には、後述するスペーサー S を挿入している。

30

【0098】

U 曲げ + 密着曲げ試験における U 曲げの条件は、以下のとおりである。

試験方法 : ロール支持、パンチ押し込み

パンチ先端 R : 5.0 mm

ロールとパンチのクリアランス : 板厚 + 0.1 mm

ストローク速度 : 10 mm/min

曲げ方向 : 圧延直角 (C) 方向

40

U 曲げ + 密着曲げ試験における密着曲げの条件は、以下のとおりである。

スペーサー厚さ : 0.5 mm ピッチで変化

試験方法 : ダイ支持、パンチ押し込み

成型荷重 : 10 ton

試験速度 : 10 mm/min

保持時間 : 5 s

曲げ方向 : 圧延直角 (C) 方向

50

## 【 0 0 9 9 】

上記U曲げ+密着曲げ試験を3回実施し、3回とも割れが発生しなかったときの限界スペーサー厚さ(S T)を評価した。また、ライカ製実体顕微鏡を用いて、25倍の倍率で長さが200 $\mu$ m以上のき裂を割れと判断した。なお、S Tは、衝突時の耐破断特性(軸圧壊試験における縦壁部の耐破断特性)を評価する指標となるものである。結果を表5に示す。

## 【 0 1 0 0 】

## V曲げ+直交V D A曲げ試験

V曲げ+直交V D A曲げ試験は以下のようにして行う。

得られた亜鉛めっき鋼板から、60mm $\times$ 65mmの試験片を剪断・端面研削加工により採取した。ここで、60mmの辺は圧延(L)方向に平行する。曲率半径/板厚:4.2で幅(C)方向を軸に圧延(L)方向に90 $^{\circ}$ 曲げ加工(一次曲げ加工)を施し、試験片を準備した。90 $^{\circ}$ 曲げ加工(一次曲げ加工)では、図2(a)に示すように、V溝を有するダイA3の上に載せた鋼板に対して、パンチB3を押し込んで試験片T1を得た。次に、図2(b)に示すように、支持ロールA4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B4を押し込んで直交曲げ(二次曲げ加工)を施した。図2(a)及び図2(b)において、D1は幅(C)方向、D2は圧延(L)方向を示している。

10

## 【 0 1 0 1 】

V曲げ+直交V D A曲げ試験におけるV曲げの条件は、以下のとおりである。

20

試験方法:ダイ支持、パンチ押し込み

成型荷重:10ton

試験速度:30mm/min

保持時間:5s

曲げ方向:圧延(L)方向

## 【 0 1 0 2 】

V曲げ+直交V D A曲げ試験におけるV D A曲げの条件は、以下のとおりである。

試験方法:ロール支持、パンチ押し込み

ロール径:30mm

パンチ先端R:0.4mm

ロール間距離:(板厚 $\times$ 2)+0.5mm

ストローク速度:20mm/min

試験片サイズ:60mm $\times$ 60mm

曲げ方向:圧延直角(C)方向

30

## 【 0 1 0 3 】

上記V D A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。前記V曲げ+直交V D A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S F m a x (mm)とした。なお、S F m a xは、衝突時の耐破断特性(軸圧壊試験における曲げ稜線部の耐破断特性)を評価する指標となるものである。結果を表5に示す。

40

## 【 0 1 0 4 】

## 軸圧壊試験

得られた亜鉛めっき鋼板から、160mm $\times$ 200mmの試験片を剪断加工により採取した。ここで、160mmの辺は圧延(L)方向に平行する。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3(a)及び図3(b)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鋼板を、80mm $\times$ 200mmの大きさに別途切り出した。次に、その切り出した後の鋼板20と、ハット型部材10とをスポット溶接し、図3(a)及び図3(b)に示すような試験用部材30を作製した。図3(a)は、ハット型部材10と鋼板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。

50

図3(b)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3(b)に示すように、鋼板の端部と溶接部が10mm、溶接部間が4.5mmの間隔となるようにした。次に、図3(c)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ト60を衝突速度10mm/minで等速衝突させ、軸圧壊試験用のサンプルを70mm圧壊した。図3(c)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。結果を表5に示す。

【0105】

ナノ硬度測定

プレス成形時の優れた曲げ性と衝突時の優れた曲げ破断特性を得るためには、素地表層から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置における板面の50μm×50μmの領域において、300点以上のナノ硬度を測定したとき、板厚方向深さの1/4位置の全測定数に対して、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度が7.0GPa以上の測定数の割合が0.10以下であることがより好ましい。ナノ硬度が7.0GPa以上の割合が0.10以下の場合、硬質な組織(マルテンサイトなど)、介在物などの割合が小さいことを意味するため、硬質な組織(マルテンサイトなど)、介在物などのプレス成形時および衝突時のボイドの生成・連結および亀裂の進展をより抑制することが可能となり、優れたSTおよびSFmaxが得られた。

10

【0106】

めっき剥離後、鋼板(素地鋼板)の表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置 - 5μmまで機械研磨し、素地鋼板の表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置までダイヤモンドおよびアルミナでのバフ研磨後、コロイダルシリカ研磨を実施した。Hysitron社のtribo-950を用い、パーコピッチ形状のダイヤモンド圧子により、

20

荷重：500μN

測定領域：50μm×50μm

打点間隔：2μm

の条件で計512点のナノ硬度を測定した。

【0107】

次いで、上記表層軟質層の板厚方向深さの1/2位置まで機械研磨、ダイヤモンドおよびアルミナでのバフ研磨およびコロイダルシリカ研磨を実施した。Hysitron社のtribo-950を用い、パーコピッチ形状のダイヤモンド圧子により、

30

荷重：500μN

測定領域：50μm×50μm

打点間隔：2μm

の条件で計512点のナノ硬度を測定した。

【0108】

40

50

【表 4】

No.	鋼種	熱間圧延			熱延組織	冷間圧延	めっき (金属めっき)	連続焼鈍					第1冷却 (750℃~ 550℃の 平均 冷却速度 (℃/s))	めっき (亜鉛めっき)	合金化処理		第2冷却	再加熱	
		加熱 温度 (℃)	仕上げ 圧延 温度 (℃)	800℃の 平均冷却 速度 (℃/s)				巻取り 温度 (℃)	マルテンサイト とベイナイトの 合計面積率 (%)	冷間 圧下率 (%)	有 無 [めっき種]	500~700℃ における 平均加熱 速度 (℃/s)			A <sub>e3</sub> 点 (℃)	最高 到達 温度 (℃/s)			D (*)
30	A	1250	910	60	500	100	50	無	7	883	820	2.0×10 <sup>-6</sup>	10	-17	520	10	50	250	60s
31	A	1250	910	60	500	100	50	無	7	883	822	2.0×10 <sup>-6</sup>	10	8	520	10	50	250	60s
32	A	1250	910	60	500	100	50	有(Fe)	7	883	824	2.1×10 <sup>-6</sup>	10	-17	520	10	50	250	60s
33	A	1250	910	60	500	100	50	有(Fe)	7	883	825	2.4×10 <sup>-6</sup>	10	8	520	10	50	250	60s
34	A	1250	910	60	500	100	50	有(Ni)	7	883	825	2.3×10 <sup>-6</sup>	10	8	520	10	50	250	60s
35	A	1250	910	60	500	100	50	無	7	883	820	2.0×10 <sup>-6</sup>	10	8	520	10	50	250	60s
36	A	1250	910	60	500	100	50	有(Fe)	7	883	818	2.5×10 <sup>-6</sup>	10	-17	無し	無し	50	250	60s
37	A	1250	910	60	500	100	50	有(Fe)	7	883	815	2.5×10 <sup>-6</sup>	10	8	無し	無し	50	250	60s
38	B	1200	910	50	520	82	60	無	20	901	800	2.1×10 <sup>-6</sup>	12	-10	540	30	70	300	40s
39	B	1200	910	50	520	82	60	無	20	901	801	2.3×10 <sup>-6</sup>	12	10	540	30	70	300	40s
40	B	1200	910	50	520	82	60	有(Fe)	20	901	803	1.8×10 <sup>-6</sup>	12	-10	540	30	70	300	40s
41	B	1200	910	50	520	82	60	有(Fe)	20	901	805	1.8×10 <sup>-6</sup>	12	10	540	30	70	300	40s
42	B	1200	910	50	520	82	60	有(Ni)	20	901	806	2.1×10 <sup>-6</sup>	12	10	540	30	70	300	40s
43	B	1200	910	50	520	82	60	無	20	901	800	2.1×10 <sup>-6</sup>	12	10	540	30	70	300	40s
44	B	1200	910	50	520	82	60	有(Fe)	20	901	798	1.3×10 <sup>-6</sup>	12	-10	無し	無し	70	300	40s
45	B	1200	910	50	520	82	60	有(Fe)	20	901	796	1.3×10 <sup>-6</sup>	12	10	無し	無し	70	300	40s
46	G	1180	930	30	500	100	50	無	8	858	790	1.5×10 <sup>-6</sup>	10	-22	550	20	40	380	30s
47	G	1180	930	30	500	100	50	無	8	858	792	1.5×10 <sup>-6</sup>	10	5	550	20	41	381	30s
48	G	1180	930	30	500	100	50	有(Fe)	8	858	793	1.8×10 <sup>-6</sup>	10	-22	550	20	42	382	30s
49	G	1180	930	30	500	100	50	有(Fe)	8	858	795	1.8×10 <sup>-6</sup>	10	5	550	20	43	383	30s
50	G	1180	930	30	500	100	50	有(Ni)	8	858	795	1.8×10 <sup>-6</sup>	10	5	550	20	44	384	30s
51	G	1180	930	30	500	100	50	無	8	858	790	1.5×10 <sup>-6</sup>	10	5	無し	無し	45	385	30s
52	G	1180	930	30	500	100	50	有(Fe)	8	858	788	1.5×10 <sup>-6</sup>	10	-22	無し	無し	46	386	30s
53	G	1180	930	30	500	100	50	有(Fe)	8	858	786	1.5×10 <sup>-6</sup>	10	5	無し	無し	47	387	30s

(\*) D=Σ((0.486×exp(-33200/(Tm+268))×tm))<sup>1/2</sup>

【 0 1 0 9 】

10

20

30

40

50

【表 5】

No.	銅種	組織				銅中 拡散性 水素量 (質量ppm)		表面 (地鉄とめっき層の間)		面鉄めっき層		板面ナノ硬さHn			引張り特性				U曲げ+ 密着 曲げ ST (mm)	V曲げ+ 曲げ SFmax (mm)	軸圧壊 特性	備考	
		フェライト 面積率 (%)	低Mnフェライトの フェライト全体の 面積率に占める 割合(%)	高Mnフェライトの フェライト全体の 面積率に占める 割合(%)	マルテン サイト 面積率 (%)	マルテン サイトの 平均結晶粒径 (μm)	その他 の相 (%)	軟質層 厚さ (μm)	金属 めっき 付着量 (g/m <sup>2</sup> )	Fe含有量 (質量%)	Hn 7.0GPa 以上割合 (%)	Hn 1/4位置 標準偏差 (GPa)(*)3	Hn 1/2位置 標準偏差 (GPa)(*)4	TS (MPa)	TEI (%)	TS×TEI (MPa·%)	極限 変形能 ε1						
30	A	50	44	45	45	6	B	0.18	10	45	10	0.13	2.0	2.3	1070	16	17120	0.81	3.5	27.0	○	発明例	
31	A	48	45	45	47	6	B	0.18	38	45	10	0.09	1.3	1.3	1074	17	18255	0.81	2.5	26.1	◎	発明例	
32	A	46	48	45	49	6	B	0.18	14	45	10	0.08	1.5	1.7	1079	16	17264	0.81	3.0	27.5	◎	発明例	
33	A	45	54	45	50	6	B	0.18	48	45	10	0.02	0.7	0.9	1082	17	18394	0.81	1.5	28.9	◎	発明例	
34	A	45	50	45	50	6	B	0.18	50	45	10	0.03	0.8	1.0	1082	17	18394	0.81	2.0	28.8	◎	発明例	
35	A	50	44	42	45	6	B	0.18	39	45	10	0.06	1.4	1.5	1070	17	18190	0.81	2.5	27.9	◎	発明例	
36	A	52	51	40	43	6	B	0.18	15	45	10	0.03	1.5	1.8	1064	16	17024	0.81	3.0	27.4	◎	発明例	
37	A	53	51	40	42	6	B,γ <sub>R</sub>	0.18	51	10.0	45	0.03	0.7	0.9	1060	17	18020	0.81	2.0	28.7	◎	発明例	
38	B	46	48	40	46	5	B,γ <sub>R</sub>	0.16	16	—	35	13	0.14	1.9	2.3	1085	17	18445	0.94	3.5	27.4	○	発明例
39	B	45	55	40	47	5	B,γ <sub>R</sub>	0.16	46	—	35	13	0.04	1.2	1.5	1088	16	19584	0.94	2.0	28.3	◎	発明例
40	B	44	40	45	48	5	B,γ <sub>R</sub>	0.16	18	12.0	35	13	0.08	1.6	1.8	1090	17	18530	0.94	2.5	27.8	◎	発明例
41	B	43	42	45	49	5	B,γ <sub>R</sub>	0.16	52	12.0	35	13	0.02	0.6	0.8	1092	18	19656	0.94	1.5	29.2	◎	発明例
42	B	43	45	41	49	5	B,γ <sub>R</sub>	0.16	49	12.0	35	13	0.03	0.7	0.8	1093	18	19674	0.94	1.0	29.1	◎	発明例
43	B	46	45	40	46	5	B,γ <sub>R</sub>	0.16	42	—	35	13	0.05	1.4	1.5	1085	18	19530	0.94	2.0	27.3	◎	発明例
44	B	48	37	35	44	5	B,γ <sub>R</sub>	0.16	19	12.0	35	13	0.08	1.6	1.9	1080	17	18360	0.94	2.5	27.7	◎	発明例
45	B	49	37	36	43	5	B,γ <sub>R</sub>	0.18	53	12.0	35	13	0.03	0.5	0.7	1078	18	19404	0.94	1.5	29.0	◎	発明例
46	G	45	42	35	45	7	B,γ <sub>R</sub>	0.18	9	—	50	9	0.15	2.1	2.4	1074	16	17184	0.73	3.5	26.8	○	発明例
47	G	43	42	35	47	7	B,γ <sub>R</sub>	0.18	35	—	50	9	0.05	1.4	1.6	1078	17	18326	0.73	2.5	27.6	◎	発明例
48	G	42	45	40	48	7	B,γ <sub>R</sub>	0.18	11	10.0	50	9	0.09	1.7	1.9	1080	16	17280	0.73	3.0	27.2	◎	発明例
49	G	40	45	38	50	7	B,γ <sub>R</sub>	0.18	40	10.0	50	9	0.04	0.7	1.0	1083	17	18411	0.73	2.0	28.4	◎	発明例
50	G	40	46	38	50	7	B,γ <sub>R</sub>	0.18	42	10.0	50	9	0.03	0.8	1.1	1082	17	18394	0.73	2.0	28.5	◎	発明例
51	G	45	41	42	45	7	B,γ <sub>R</sub>	0.18	36	—	50	9	0.06	1.5	1.7	1074	17	18258	0.73	2.5	27.6	◎	発明例
52	G	47	40	41	43	7	B,γ <sub>R</sub>	0.18	12	10.0	50	9	0.09	1.7	2.0	1070	16	17120	0.73	3.0	27.3	◎	発明例
53	G	48	38	38	41	7	B,γ <sub>R</sub>	0.18	43	10.0	50	9	0.04	0.6	0.9	1067	17	18139	0.73	2.0	28.6	◎	発明例

(\*)1) B: ベイナイト、γ<sub>R</sub>: 残留オーステナイト  
 (\*2) 素地銅線表面から軟質軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度の測定値に対する割合  
 (\*3) 素地銅線表面から軟質軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度の標準偏差σ(GPa)  
 (\*4) 素地銅線表面から軟質軟質層の板厚方向深さの1/2位置の板面のナノ硬度の標準偏差σ(GPa)

10

20

30

40

【0110】

本発明例はいずれも、引張強度が980MPa以上の高強度で、延性の指標であるTS×TEIが17000MPa・%以上、極限変形能ε1が0.70以上の優れた変形特性を示した。

【0111】

また、表5に示すように、本発明例ではいずれも、U曲げ+密着曲げ曲げ試験での限界スパーサー厚さ(ST)、および、V曲げ+直交VDA曲げ試験で測定される荷重最大時のストローク(SFmax)の全てが合格であり、軸圧壊試験での破断(外観割れ)はなかった。

50

なお、露点が - 30 以上 - 20 以下の範囲である No. 46、48、52のうち、No. 46は、軟質層厚さが14 μm以下となり、軸圧壊試験での破断（外観割れ）の判定は「」であった。一方、軟質層厚さが14 μm以下でも金属めっき層を有するNo. 48、52は、軸圧壊試験での破断（外観割れ）の判定は「」であった。

#### 【0112】

また、表5に示すように、製造条件において金属めっき工程における金属めっき処理を行うこと、および/または連続焼鈍工程における雰囲気露点：-5 以上とすることにより、鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度が7.0 GPa以上の測定数割合が、表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の全測定数に対して0.10以下であり、さらに、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度の標準偏差が1.8 GPa以下であり、さらに、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/2位置の板面のナノ硬度の標準偏差が2.2 GPa以下である亜鉛めっき鋼板を得ることができ、軸圧壊試験での破断（外観割れ）の判定を「」にすると共に、STおよびSFmaxの双方を優れたものとすることができた。

10

#### 【0113】

（部材）

本発明例の亜鉛めっき鋼板を用いて、成形加工を施して得た部材、接合加工を施して得た部材、さらに成形加工および接合加工を施して得た部材は、本発明例の亜鉛めっき鋼板が優れた均一変形特性および局所変形特性を有し、かつ引張強度TSが980 MPa以上であることから、本発明例の亜鉛めっき鋼板と同様に、優れた均一変形特性および局所変形特性を有し、かつ引張強度TSが980 MPa以上であることがわかった。

20

#### 【符号の説明】

#### 【0114】

- 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 インパクト
- A1 ダイ
- A2 支持ロール
- A3 ダイ
- A4 支持ロール
- B1 パンチ
- B2 パンチ
- B3 パンチ
- B4 パンチ
- D1 幅（C）方向
- D2 圧延（L）方向
- D3 圧壊方向
- S スペーサー
- T1 試験片

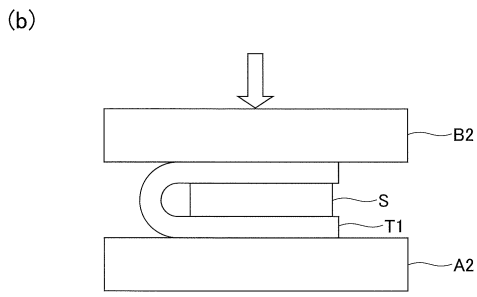
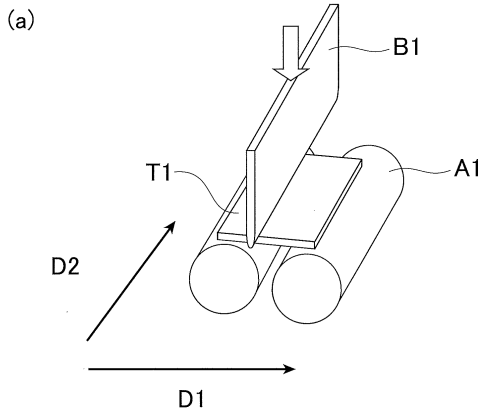
30

40

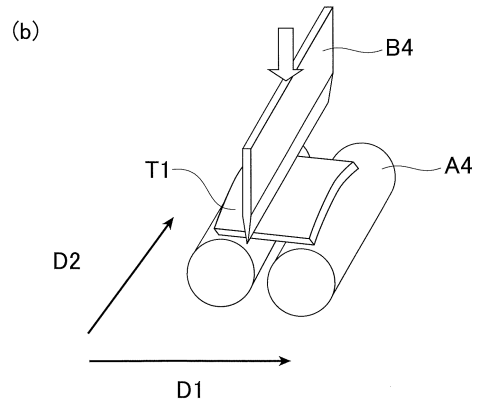
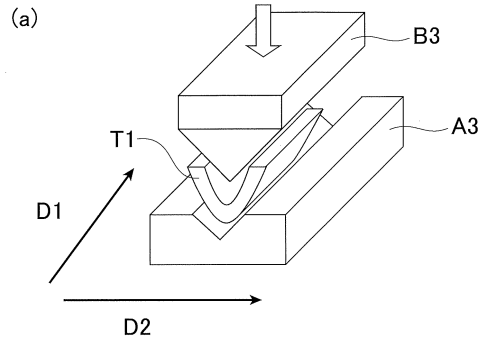
50

【図面】

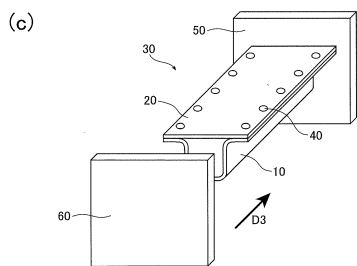
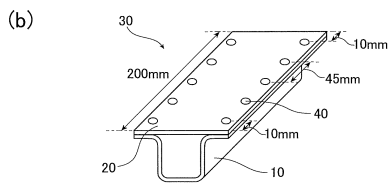
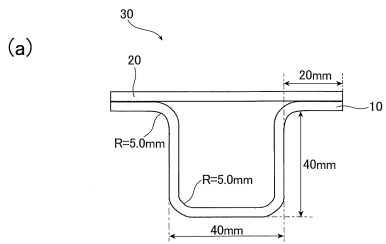
【図 1】



【図 2】



【図 3】



10

20

30

40

50

## フロントページの続き

## (51)国際特許分類

F I

C 2 2 F 1/00 (2006.01)

C 2 2 C 38/06

C 2 2 F 1/16 (2006.01)

C 2 2 C 18/00

C 2 2 F 1/00 6 2 7

C 2 2 F 1/16 B

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

(72)発明者 寺嶋 聖太郎

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

審査官 河口 展明

## (56)参考文献

国際公開第2021/024748(WO, A1)

国際公開第2015/141097(WO, A1)

国際公開第2017/168958(WO, A1)

国際公開第2021/140663(WO, A1)

特開2020-111770(JP, A)

特開2007-092132(JP, A)

## (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)

C 2 2 C 38/00 - 38/60

C 2 1 D 9/46