

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7610161号
(P7610161)

(45)発行日 令和7年1月8日(2025.1.8)

(24)登録日 令和6年12月24日(2024.12.24)

(51)国際特許分類		F I	
C 2 3 C	2/06 (2006.01)	C 2 3 C	2/06
C 2 3 C	2/02 (2006.01)	C 2 3 C	2/02
C 2 3 C	2/40 (2006.01)	C 2 3 C	2/40
C 2 2 C	38/00 (2006.01)	C 2 2 C	38/00 3 0 1 T
C 2 2 C	38/60 (2006.01)	C 2 2 C	38/60
請求項の数 5 (全30頁) 最終頁に続く			
(21)出願番号	特願2023-520590(P2023-520590)	(73)特許権者	000006655
(86)(22)出願日	令和3年5月10日(2021.5.10)		日本製鉄株式会社
(86)国際出願番号	PCT/JP2021/017739		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(87)国際公開番号	WO2022/239071	(74)代理人	100099759
(87)国際公開日	令和4年11月17日(2022.11.17)		弁理士 青木 篤
審査請求日	令和5年10月20日(2023.10.20)	(74)代理人	100123582
			弁理士 三橋 真二
		(74)代理人	100187702
			弁理士 福地 律生
		(74)代理人	100162204
			弁理士 齋藤 学
		(74)代理人	100195213
			弁理士 木村 健治
		(72)発明者	真木 純
			東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
			最終頁に続く

(54)【発明の名称】 亜鉛系めっき鋼板

(57)【特許請求の範囲】
【請求項1】

質量%で、
C：0.05～0.30%、
Si：0.01～3.00%、
Mn：0.80～3.00%、
Al：0.010～2.000%、
P：0.100%以下、
S：0.100%以下、
N：0.0300%以下、
O：0.010%以下、
B：0～0.0100%、
Ti：0～0.100%、
Nb：0～0.100%、
V：0～0.10%、
Cr：0～1.00%、
Ni：0～0.10%、
Cu：0～0.10%、
Mo：0～0.50%、
W：0～0.50%、

Ca : 0 ~ 0 . 1 0 0 %、
 Mg : 0 ~ 0 . 1 0 0 %、
 Zr : 0 ~ 0 . 1 0 0 %、
 Hf : 0 ~ 0 . 1 0 0 %、及び
 REM : 0 ~ 0 . 1 0 0 %

を含有し、残部がFe及び不純物からなる成分組成を有し、板厚が0 . 1 0 ~ 0 . 9 5 mmである鋼板と、前記鋼板の少なくとも片面に形成された亜鉛系めっき層とを含み、

引張強度が550 ~ 1500 MPaであり、

前記鋼板の片面あたりの内部酸化層の厚さ：A (μm)、前記鋼板の片面あたりの脱炭層の厚さ：B (μm)、及び前記鋼板の板厚：t (μm)とした場合に、

A / B : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 であり、

B / t : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 2 0 0 であり、

前記鋼板の板幅が1500 ~ 3000 mmであり、前記内部酸化層の厚さにおける幅方向の標準偏差：a (μm) 及び前記脱炭層の厚さにおける幅方向の標準偏差：b (μm) とした場合に、

A : 1 . 0 μm 以上であり、

B : 1 0 μm 以上であり、

a / A : 0 . 1 5 以下であり、

b / B : 0 . 2 0 以下である、亜鉛系めっき鋼板。

【請求項2】

質量%で、Si + Mn : 5 . 0 0 % 以下であり、Si / Mn : 1 . 5 0 以下である、請求項1に記載の亜鉛系めっき鋼板。

【請求項3】

前記鋼板が、質量%で、

B : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 1 0 0 %、

Ti : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 %、

Nb : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 %、

Cr : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、

Mo : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 %、及び

W : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 %

のうちの1種又は2種以上を含有する成分組成を有する、請求項1又は2に記載の亜鉛系めっき鋼板。

【請求項4】

前記鋼板が、質量%で、

V : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 %、

Ni : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 %、

Cu : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 %、

Ca : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 %、

Mg : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 %、

Zr : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 %、

Hf : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 %、及び

REM : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 %

のうちの1種又は2種以上を含有する成分組成を有する、請求項1 ~ 3のいずれか1項に記載の亜鉛系めっき鋼板。

【請求項5】

前記亜鉛系めっき鋼板が合金化溶融亜鉛めっき鋼板であり、前記亜鉛系めっき層の成分組成が、Fe : 5 ~ 15 %、及びAl : 0 . 0 1 ~ 1 %を含み、残部がZn及び不純物からなり、前記亜鉛系めっき層の片面あたりの付着量が10 ~ 100 g / m²である、請求項1 ~ 4のいずれか1項に記載の亜鉛系めっき鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、亜鉛系めっき鋼板に関する。より具体的には、本発明は、外観性状に優れた薄手かつ高強度な亜鉛系めっき鋼板に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、自動車、家電製品、建材等の様々な分野で使用される鋼板について高強度化が進められている。例えば、自動車分野においては、燃費向上のために車体の軽量化を目的として、高強度鋼板の使用が増加している。このような高強度鋼板は、典型的に、鋼の強度を向上させるためにC、Si及びMn等の元素を含有する。

10

【0003】

自動車用部材のうち、ドア、ボンネット又はルーフなどの部材は、ピラー等の骨格部材に比べて非常に大きい面積を有するため、これらの部材に用いられる高強度鋼板は、軽量化の観点から一般的に板厚が薄くなり、板幅が非常に大きいものになる。また、このような部材は、自動車の外装の大部分を占めるため、高強度化だけでなく、優れた外観を有することが要求される。

【0004】

他方、特に自動車用部材に使用される場合は、高強度鋼板は、耐食性の向上等の観点から、熔融亜鉛めっき層又は合金化熔融亜鉛めっき層などのめっき層が表面上に形成される。一般的には、このようなめっき層を形成する前に、鋼板（典型的には冷延鋼板）は、鋼板の歪除去及び/又は加工性向上のために一定以上の温度で焼鈍されることが多い。

20

【0005】

これに関連して、鋼板成分としてC、Si及びMn等を含有し、主に自動車用部材として好適に使用される熔融亜鉛めっき鋼板又は合金化熔融亜鉛めっき鋼板並びにその製造方法が開示されている（例えば、特許文献1～4）。また、特許文献1～4には、特許文献1～4に記載の各めっき鋼板を製造するために、めっき工程の前に焼鈍工程を行う又は行ってもよいことが教示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

30

【文献】国際公開第2014/054141号

【文献】特開2014-058741号公報

【文献】国際公開第2013/157222号

【文献】特開2010-065269号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

高強度鋼板に典型的に含まれる元素のうち酸素との親和性の強い元素であるSiやMnは、焼鈍工程において雰囲気中の酸素と結合し、鋼板の表面近傍に酸化物を含む層を形成することがある。このような層の形態としては、鋼板の外部（表面）にSiやMnを含む酸化物が膜として形成される形態（外部酸化）と、鋼板の内部（表層）に酸化物が形成される形態（内部酸化）とが挙げられる。

40

【0008】

外部酸化層が形成された鋼板の表面上に亜鉛系めっき層（例えば熔融亜鉛めっき層又は合金化熔融亜鉛めっき層）を形成する場合、酸化物が膜として鋼板の表面上に存在しているため、鋼成分（例えばFe）とめっき成分（例えばZn）との相互拡散が阻害される。その結果、鋼とめっき層との反応に悪影響を及ぼし、めっき性が不十分となる（例えば不めっき部が増加する）場合がある。そうすると、めっき鋼板の外観性状、防錆性能が悪化するおそれがある。また、これら酸化物は、めっき層を合金化する際のFe-Zn反応速度にも影響し、その結果、めっき性が不十分となる（例えば合金化ムラが発生する）場合

50

がある。このような場合も、めっき鋼板の外観性状が悪化するおそれがある。よって、めっき性を向上させて良好な外観性状のめっき鋼板を得る観点からは、外部酸化層が形成された鋼板よりも、酸化物が内部に存在する内部酸化層が形成された鋼板の方が好ましい。

【 0 0 0 9 】

一方、内部酸化層が形成されるような焼鈍条件では、内部酸化層が形成されるだけでなく、鋼板の表面近傍で脱炭という現象が発生する。脱炭とは、鋼板の表面近傍の炭素が焼鈍雰囲気中の酸素と結合して CO_2 となって系外へ放出されることをいい、炭素が不足する領域は脱炭層と称される。鋼中の炭素は当該鋼の強度に寄与する元素であるため、脱炭層が厚くなると鋼板表面近傍の強度が低下する。このような脱炭層の存在による鋼板表面の強度低下は、亜鉛系めっき鋼板の板厚が厚い場合には、その影響度は比較的小さいため特に問題とはならない。しかし、板厚が非常に薄い亜鉛系めっき鋼板の場合、この脱炭による強度低下の影響は無視できないものとなる。

10

【 0 0 1 0 】

本発明は、このような実情に鑑み、鋼板の板厚が薄い亜鉛系めっき鋼板において、十分な強度及びめっき性を両立することが可能な亜鉛系めっき鋼板を提供することを課題とするものである。

【課題を解決するための手段】

【 0 0 1 1 】

本発明者らは、鋼板の板厚が $0.10 \sim 0.95 \text{ mm}$ の亜鉛系めっき鋼板において、鋼板表面の内部酸化層の厚さと脱炭層の厚さとの比、及び、脱炭層の厚さと鋼板の板厚との比を厳密に制御することで、高強度化と高いめっき性の両方を達成することができることを見出した。

20

【 0 0 1 2 】

本発明は、上記知見を基になされたものであり、その主旨は以下のとおりである。

(1)

質量%で、

C : $0.05 \sim 0.30 \%$ 、

Si : $0.01 \sim 3.00 \%$ 、

Mn : $0.80 \sim 3.00 \%$ 、

Al : $0.010 \sim 2.000 \%$ 、

30

P : 0.100% 以下、

S : 0.100% 以下、

N : 0.0300% 以下、

O : 0.010% 以下、

B : $0 \sim 0.0100 \%$ 、

Ti : $0 \sim 0.100 \%$ 、

Nb : $0 \sim 0.100 \%$ 、

V : $0 \sim 0.10 \%$ 、

Cr : $0 \sim 1.00 \%$ 、

Ni : $0 \sim 0.10 \%$ 、

40

Cu : $0 \sim 0.10 \%$ 、

Mo : $0 \sim 0.50 \%$ 、

W : $0 \sim 0.50 \%$ 、

Ca : $0 \sim 0.100 \%$ 、

Mg : $0 \sim 0.100 \%$ 、

Zr : $0 \sim 0.100 \%$ 、

Hf : $0 \sim 0.100 \%$ 、及び

REM : $0 \sim 0.100 \%$

を含有し、残部がFe及び不純物からなる成分組成を有し、板厚が $0.10 \sim 0.95 \text{ mm}$ である鋼板と、前記鋼板の少なくとも片面に形成された亜鉛系めっき層とを含み、

50

引張強度が $550 \sim 1500 \text{ MPa}$ であり、

前記鋼板の片面あたりの内部酸化層の厚さ： $A (\mu\text{m})$ 、前記鋼板の片面あたりの脱炭層の厚さ： $B (\mu\text{m})$ 、及び前記鋼板の板厚： $t (\mu\text{m})$ とした場合に、

$A/B : 0.01 \sim 0.50$ であり、

$B/t : 0.001 \sim 0.200$ である、亜鉛系めっき鋼板。

(2)

前記鋼板の板幅が $1500 \sim 3000 \text{ mm}$ であり、前記内部酸化層の厚さにおける幅方向の標準偏差： $a (\mu\text{m})$ 及び前記脱炭層の厚さにおける幅方向の標準偏差： $b (\mu\text{m})$ とした場合に、

$A : 1.0 \mu\text{m}$ 以上であり、

10

$B : 10 \mu\text{m}$ 以上であり、

$a/A : 0.15$ 以下であり、

$b/B : 0.20$ 以下である、(1)に記載の亜鉛系めっき鋼板。

(3)

質量%で、 $\text{Si} + \text{Mn} : 5.00\%$ 以下であり、 $\text{Si}/\text{Mn} : 1.50$ 以下である、(

1)又は(2)に記載の亜鉛系めっき鋼板。

(4)

前記鋼板が、質量%で、

$B : 0.0001 \sim 0.0100\%$ 、

$\text{Ti} : 0.001 \sim 0.100\%$ 、

20

$\text{Nb} : 0.001 \sim 0.100\%$ 、

$\text{Cr} : 0.01 \sim 1.00\%$ 、

$\text{Mo} : 0.01 \sim 0.50\%$ 、及び

$\text{W} : 0.01 \sim 0.50\%$

うちの1種又は2種以上を含有する成分組成を有する、(1)～(3)のいずれか1つに記載の亜鉛系めっき鋼板。

(5)

前記鋼板が、質量%で、

$\text{V} : 0.01 \sim 0.10\%$ 、

$\text{Ni} : 0.01 \sim 0.10\%$ 、

30

$\text{Cu} : 0.01 \sim 0.10\%$ 、

$\text{Ca} : 0.001 \sim 0.100\%$ 、

$\text{Mg} : 0.001 \sim 0.100\%$ 、

$\text{Zr} : 0.001 \sim 0.100\%$ 、

$\text{Hf} : 0.001 \sim 0.100\%$ 、及び

$\text{REM} : 0.001 \sim 0.100\%$

うちの1種又は2種以上を含有する成分組成を有する、(1)～(4)のいずれか1つに記載の亜鉛系めっき鋼板。

(6)

前記亜鉛系めっき鋼板が合金化溶融亜鉛めっき鋼板であり、前記亜鉛系めっき層の成分組成が、 $\text{Fe} : 5 \sim 15\%$ 、及び $\text{Al} : 0.01 \sim 1\%$ を含み、残部が Zn 及び不純物からなり、前記亜鉛系めっき層の片面あたりの付着量が $10 \sim 100 \text{ g/m}^2$ である、(1)～(5)のいずれか1つに記載の亜鉛系めっき鋼板。

40

【発明の効果】

【0013】

本発明によれば、板厚が $0.10 \sim 0.95 \text{ mm}$ の亜鉛系めっき鋼板において、十分な強度及びめっき性を両立することが可能な亜鉛系めっき鋼板を提供することができ、外観性状に優れた薄手かつ高強度な亜鉛系めっき鋼板を得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【0014】

50

【図 1】本発明における内部酸化層の厚さの測定方法を説明するための図である。

【図 2】本発明における脱炭層の厚さの測定方法を説明するための図である。

【発明を実施するための形態】

【0015】

例えば自動車用部材に用いられる亜鉛系めっき鋼板は、一般的に、C、Si及びMn等の所定の成分組成を有する鋼片を熱間圧延及び冷間圧延して、次いで焼鈍を行った後、亜鉛系めっき処理、さらに必要に応じて合金化処理を行うことで製造される。亜鉛系めっき処理の前の焼鈍において、亜鉛系めっき層を不めっき部なく形成するため及び/又は合金化ムラ（合金化処理後の外観のムラ）を低減するために、焼鈍条件を適切に制御して、鋼板の表層（すなわち内部）にSi、Mn及びAl等の酸化物を含む内部酸化層を形成することが好ましい。当該酸化物を鋼板の内部に形成することにより、亜鉛系めっき処理において、鋼成分（例えばFe）とめっき成分（例えばZn）との相互拡散が良好に起こり、亜鉛系めっき層が不めっき部なく良好に形成され、合金化した際の合金化ムラを低減することが可能となり、めっき性が向上する。その結果、外観性状に優れた亜鉛系めっき鋼板を得ることができる。よって、亜鉛系めっき鋼板において、十分なめっき性を担保するためには、焼鈍条件を制御して、鋼板の表層に内部酸化層を形成することが有効である。

10

【0016】

一方で、内部酸化層が形成される焼鈍条件で焼鈍を行うと、通常、鋼板の表面近傍には脱炭層が形成される。脱炭層では、鋼板の強度に大きく寄与する炭素が不足するため、脱炭層の存在により鋼板の表面近傍では強度が低下する。板厚が比較的厚い部材に亜鉛系めっき鋼板を用いる場合は、脱炭層による強度低下の影響も大きくない。しかし、板厚が薄い部材、例えばドア、ボンネット又はルーフなどの自動車用部材に用いられる亜鉛系めっき鋼板では、脱炭層による強度低下の影響が大きく、脱炭層の厚さ制御が極めて重要となる。よって、1mmを下回る0.10～0.95mmの板厚を有する亜鉛系めっき鋼板において、良好なめっき性（外観性状）を得る観点から内部酸化層を形成することと、強度確保の観点から脱炭層の厚さを薄くすることとの両立を図ることが好ましい。

20

【0017】

そこで、本発明者らは、0.10～0.95mmの板厚を有する亜鉛系めっき鋼板において、高強度化と高いめっき性の両方を達成するために様々な検討を行った結果、鋼にC、Mn、Si及びAlを所定量以上添加し、さらに、鋼板表面の内部酸化層の厚さと脱炭層の厚さとの比、及び、脱炭層の厚さと鋼板の板厚との比を厳密に制御することが有効であることを見出した。より具体的には、本発明者らは、鋼板の片面あたりの内部酸化層の厚さ： A （ μm ）、鋼板の片面あたりの脱炭層の厚さ： B （ μm ）、及び鋼板の板厚 t （ μm ）とした場合に、 A/B を0.01～0.50の範囲とし、 B/t を0.001～0.200の範囲にすることが、めっき性及び強度の確保のために重要であることを見出した。

30

【0018】

<亜鉛系めっき鋼板>

以下、本発明に係る亜鉛系めっき鋼板（以下、単に「めっき鋼板」という場合がある）について詳しく説明する。

40

【0019】

本発明に係る亜鉛系めっき鋼板は、鋼板と、当該鋼板の少なくとも片面に形成された亜鉛系めっき層とを有する。よって、亜鉛系めっき層は、鋼板の片面に形成されていてもよく、両面に形成されていてもよい。また、本発明においては、亜鉛系めっき層は鋼板上に形成されていればよく、鋼板と亜鉛系めっき層との間に他のめっき層が設けられていてもよい。亜鉛系めっき層とは、後述するように、亜鉛を含むめっき層のことをいい、例えば溶融亜鉛めっき層及び合金化溶融亜鉛めっき層をいう。

【0020】

[鋼板]

（成分組成）

50

本発明における鋼板に含まれる成分組成について説明する。元素の含有量に関する「％」は、特に断りが無い限り、「質量％」を意味する。成分組成における数値範囲において、「～」を用いて表される数値範囲は、特に指定しない限り、「～」の前後に記載される数値を下限値及び上限値として含む範囲を意味する。

【0021】

(C: 0.05 ~ 0.30%)

C(炭素)は、亜鉛系めっき鋼板の強度を確保する上で重要な元素である。C含有量が不足すると、十分な強度を確保することができないおそれがある。したがって、C含有量は0.05%以上、好ましくは0.07%以上、より好ましくは0.08%以上、さらに好ましくは0.10%以上である。一方、C含有量が過剰であると、強度が過剰に高くなり、溶接性が低下するおそれがある。したがって、C含有量は0.30%以下、好ましくは0.25%以下、より好ましくは0.20%以下である。

10

【0022】

(Si: 0.01 ~ 3.00%)

Si(ケイ素)は、鋼板の強度を向上させるのに有効な元素である。また、Siは焼鈍中に酸素と結合して内部酸化物を形成する元素の1つである。その一方で、Siはめっき性、合金化速度へ影響を及ぼす元素でもある。Si含有量が不足すると、内部酸化が十分生成できないおそれがある。したがって、Si含有量は0.01%以上、好ましくは0.03%以上又は0.05%以上、より好ましくは0.10%以上又は0.30%以上である。一方、Si含有量が過剰であると、表面性状の劣化を引き起こし外観不良に繋がるおそれがある。またSi系の酸化皮膜(外部酸化層)が鋼板表面に生成されるおそれがある。したがって、Si含有量は3.00%以下、好ましくは2.50%以下、より好ましくは2.00%以下である。

20

【0023】

(Mn: 0.80 ~ 3.00%)

Mn(マンガン)は、硬質組織を得ることで鋼板の強度を向上させるのに有効な元素である。また、Mnは焼鈍中に酸素と結合して内部酸化物を形成する元素の1つでもある。Mn含有量が不足すると、十分な強度を確保することができないおそれがある。したがって、Mn含有量は0.80%以上、好ましくは1.00%以上、より好ましくは1.20%以上である。一方、Mnを過剰に添加すると、Mn偏析によって金属組織が不均一になり、加工性が低下するおそれがある。したがって、Mn含有量は3.00%以下、好ましくは2.80%以下、より好ましくは2.50%以下である。

30

【0024】

(Si + Mn: 5.00%以下、及びSi / Mn: 1.50以下)

本発明における鋼板の成分組成において、外部酸化層の形成をより抑制して内部酸化層の形成を促進する観点から、Si含有量とMn含有量の和(Si + Mn)を5.00%以下にすることが好ましく、4.80%以下にすることがより好ましく、4.50%以下にすることがさらに好ましい。Si + Mnの下限は特に限定されないが、例えばSi + Mnは0.81%以上、0.90%以上、1.00%以上又は1.20%以上であってもよい。また、亜鉛系めっき鋼板の外観性状をより良好にする観点から、Mn含有量に対するSi含有量の比(Si / Mn)を1.50以下にすることが好ましく、1.20以下にすることがより好ましい。Si及びMnは鋼の強度の向上に寄与する一方で、過剰に含有されると外観性状を悪化する場合があり、そして、この外観性状への影響は、Mnに比べてSiの方が顕著である。したがって、強度の観点及び内部酸化物を形成する観点から、Si及びMnを所定量以上含ませ、かつ、Si / Mnを低くすることで、外観性状をより良好に保つことができる。Si / Mnの下限は特に限定されないが、例えばSi / Mnは0.01以上、0.03以上又は0.10以上であってもよい。Siに代替しうる元素としてAlがあるが、Siの代替としてAlを添加した場合、上記の和及び比にAl含有量を考慮する必要はない。

40

【0025】

50

(A l : 0 . 0 1 0 ~ 2 . 0 0 0 %)

A l (アルミニウム) は、脱酸元素として作用する元素である。A l 含有量が 0 . 0 1 0 % 未満であると、十分に脱酸の効果を得ることができない場合がある。したがって、A l 含有量は 0 . 0 1 0 % 以上、好ましくは 0 . 1 0 0 % 以上、より好ましくは 0 . 2 0 0 % 以上である。一方、A l を過剰に含有すると加工性の低下や表面性状の劣化を引き起こすおそれがある。したがって、A l 含有量は 2 . 0 0 0 % 以下、好ましくは 1 . 5 0 0 % 以下、より好ましくは 1 . 0 0 0 % 以下である。

【 0 0 2 6 】

(P : 0 . 1 0 0 % 以下)

P (リン) は、一般に鋼に含有される不純物である。P 含有量が 0 . 1 0 0 % 超では溶接性が低下するおそれがある。したがって、P 含有量は 0 . 1 0 0 % 以下、好ましくは 0 . 0 8 0 % 以下、より好ましくは 0 . 0 5 0 % 以下、さらに好ましくは 0 . 0 2 0 % 以下である。P 含有量の下限は特に限定されないが、製造コストの観点から、P 含有量は 0 % 超又は 0 . 0 0 1 % 以上であってもよい。

10

【 0 0 2 7 】

(S : 0 . 1 0 0 % 以下)

S (硫黄) は、一般に鋼に含有される不純物である。S 含有量が 0 . 1 0 0 % 超では溶接性が低下し、さらに、M n S の析出量が増加して曲げ性等の加工性が低下するおそれがある。したがって、S 含有量は 0 . 1 0 0 % 以下、好ましくは 0 . 0 8 0 % 以下、より好ましくは 0 . 0 5 0 % 以下、さらに好ましくは 0 . 0 2 0 % 以下である。S 含有量の下限は特に限定されないが、脱硫コストの観点から、S 含有量は 0 % 超又は 0 . 0 0 1 % 以上であってもよい。

20

【 0 0 2 8 】

(N : 0 . 0 3 0 0 % 以下)

N (窒素) は、一般に鋼に含有される不純物である。N 含有量が 0 . 0 3 0 0 % 超では溶接性が低下するおそれがある。したがって、N 含有量は 0 . 0 3 0 0 % 以下、好ましくは 0 . 0 2 0 0 % 以下、より好ましくは 0 . 0 1 0 0 % 以下、さらに好ましくは 0 . 0 0 5 0 % 以下である。N 含有量の下限は特に限定されないが、製造コストの観点から N 含有量は 0 % 超又は 0 . 0 0 1 0 % 以上であってもよい。

【 0 0 2 9 】

30

(O : 0 . 0 1 0 % 以下)

O (酸素) は、一般に鋼に含有される不純物である。O 含有量が 0 . 0 1 0 % 超では延性の劣化を招くおそれがある。したがって、O 含有量は 0 . 0 1 0 % 以下、好ましくは 0 . 0 0 8 % 以下、より好ましくは 0 . 0 0 6 % 以下、さらに好ましくは 0 . 0 0 5 % 以下である。O 含有量の下限は特に限定されないが、製造コストの観点から O 含有量は 0 % 超又は 0 . 0 0 1 % 以上であってもよい。

【 0 0 3 0 】

本発明における鋼板は上記で説明した元素の他に、以下で説明する任意元素を必要に応じて含有してもよい。

【 0 0 3 1 】

40

(B : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %)

B (ホウ素) は、焼入れ性を高めて強度の向上に寄与し、また粒界に偏析して粒界を強化して靱性を向上させる元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。したがって、B 含有量は 0 % 以上、好ましくは 0 . 0 0 0 1 % 以上、より好ましくは 0 . 0 0 1 0 % 以上、さらに好ましくは 0 . 0 0 2 0 % 以上である。一方、十分な靱性及び溶接性を確保する観点から、B 含有量は 0 . 0 1 0 0 % 以下、好ましくは 0 . 0 0 9 0 % 以下、より好ましくは 0 . 0 0 8 0 % 以下である。

【 0 0 3 2 】

(T i : 0 ~ 0 . 1 0 0 %)

T i (チタン) は、T i C として鋼の冷却中に析出し、強度の向上に寄与する元素であ

50

るため、必要に応じて含有していてもよい。したがって、Ti含有量は0%以上、好ましくは0.001%以上、より好ましくは0.010%以上、さらに好ましくは0.020%以上である。一方、過剰に含有すると粗大なTiNが生成して靱性が損なわれるおそれがあるため、Ti含有量は0.100%以下、好ましくは0.090%以下、より好ましくは0.080%以下である。

【0033】

(Nb: 0 ~ 0.100%)

Nb(ニオブ)は、NbCを鋼中で形成するとともに結晶粒を微細化する効果があり強度の向上に寄与する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。したがって、Nb含有量は0%以上、好ましくは0.001%以上、より好ましくは0.010%以上、さらに好ましくは0.020%以上である。一方、十分な靱性及び溶接性を確保する観点から、Nb含有量は、0.100%以下、好ましくは0.090%以下、より好ましくは0.080%以下である。

10

【0034】

(V: 0 ~ 0.10%)

V(バナジウム)は、VCを形成して強度の向上に寄与する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。したがって、V含有量は0%以上、好ましくは0.01%以上、より好ましくは0.02%以上、さらに好ましくは0.03%以上である。一方、十分な靱性及び溶接性を確保する観点から、V含有量は、0.10%以下、好ましくは0.09%以下、より好ましくは0.08%以下である。

20

【0035】

(Cr: 0 ~ 1.00%)

Cr(クロム)は、鋼の強度や耐食性の向上に寄与する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。したがって、Cr含有量は0%以上、好ましくは0.01%以上、より好ましくは0.05%以上、さらに好ましくは0.10%以上である。一方、過剰に含有するとCr炭化物が多量に形成し、逆に焼入れ性が損なわれるおそれがあるため、Cr含有量は1.00%以下、好ましくは0.90%以下、より好ましくは0.80%以下、さらに好ましくは0.60%以下である。

【0036】

(Ni: 0 ~ 0.10%)

Ni(ニッケル)は、鋼の強度や耐食性の向上に寄与する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。したがって、Ni含有量は0%以上、好ましくは0.01%以上、より好ましくは0.02%以上である。一方、製造コスト等の観点から、Ni含有量は0.10%以下、好ましくは0.08%以下である。

30

【0037】

(Cu: 0 ~ 0.10%)

Cu(銅)は、鋼の強度や耐食性の向上に寄与する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。したがって、Cu含有量は0%以上、好ましくは0.01%以上、より好ましくは0.02%以上である。一方、靱性低下や casting 後のスラブの割れや溶接性の低下を抑制する観点から、Cu含有量は0.10%以下、好ましくは0.08%以下である。

40

【0038】

(Mo: 0 ~ 0.50%)

Mo(モリブデン)は、鋼の強度や耐食性の向上に寄与する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。したがって、Mo含有量は0%以上、好ましくは0.01%以上、より好ましくは0.10%以上である。一方、十分な靱性及び溶接性を確保する観点から、Mo含有量は0.50%以下、好ましくは0.40%以下、より好ましくは0.30%以下である。

【0039】

(W: 0 ~ 0.50%)

W(タングステン)は、鋼の強度を高めるのに有効であるため、必要に応じて含有して

50

いてもよい。したがって、W含有量は0%以上、好ましくは0.01%以上、より好ましくは0.05%以上、さらに好ましくは0.10%以上である。一方、靱性と溶接性の低下を抑制する観点から、W含有量は0.50%以下、好ましくは0.40%以下、より好ましくは0.30%以下である。

【0040】

(Ca: 0 ~ 0.100%)

Ca (カルシウム) は、介在物制御、特に介在物の微細分散化に寄与し、靱性を高める作用を有する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。したがって、Ca含有量は0%以上、好ましくは0.001%以上、より好ましくは0.005%以上、さらに好ましくは0.010%以上、さらにより好ましくは0.020%以上である。一方、過剰に含有すると表面性状の劣化が顕在化する場合があるため、Ca含有量は0.100%以下、好ましくは0.080%以下、より好ましくは0.050%以下である。

10

【0041】

(Mg: 0 ~ 0.100%)

Mg (マグネシウム) は、介在物制御、特に介在物の微細分散化に寄与し、靱性を高める作用を有する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。したがって、Mg含有量は0%以上、好ましくは0.001%以上、より好ましくは0.003%以上、さらに好ましくは0.010%以上である。一方、過剰に含有すると表面性状の劣化が顕在化する場合があるため、Mg含有量は0.100%以下、好ましくは0.090%以下、より好ましくは0.080%以下である。

20

【0042】

(Zr: 0 ~ 0.100%)

Zr (ジルコニウム) は、介在物制御、特に介在物の微細分散化に寄与し、靱性を高める作用を有する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。したがって、Zr含有量は0%以上、好ましくは0.001%以上、より好ましくは0.005%以上、さらに好ましくは0.010%以上である。一方、過剰に含有すると表面性状の劣化が顕在化する場合があるため、Zr含有量は0.100%以下、好ましくは0.050%以下、より好ましくは0.030%以下である。

【0043】

(Hf: 0 ~ 0.100%)

Hf (ハフニウム) は、介在物制御、特に介在物の微細分散化に寄与し、靱性を高める作用を有する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。したがって、Hf含有量は0%以上、好ましくは0.001%以上、より好ましくは0.005%以上、さらに好ましくは0.010%以上である。一方、過剰に含有すると表面性状の劣化が顕在化する場合があるため、Hf含有量は0.100%以下、好ましくは0.050%以下、より好ましくは0.030%以下である。

30

【0044】

(REM: 0 ~ 0.100%)

REM (希土類元素) は、介在物制御、特に介在物の微細分散化に寄与し、靱性を高める作用を有する元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。したがって、REM含有量は0%以上、好ましくは0.001%以上、より好ましくは0.005%以上、さらに好ましくは0.010%以上である。一方、過剰に含有すると表面性状の劣化が顕在化する場合があるため、REM含有量は0.100%以下、好ましくは0.050%以下、より好ましくは0.030%以下である。なお、REMとは、Rare Earth Metalの略であり、ランタノイド系列に属する元素をいう。REMは通常ミッシュメタルとして添加される。

40

【0045】

本発明において、鋼板は、上記任意元素のうち、B: 0.0001 ~ 0.0100%、Ti: 0.001 ~ 0.100%、Nb: 0.001 ~ 0.100%、Cr: 0.01 ~ 1.00%、Mo: 0.01 ~ 0.50%、及びW: 0.01 ~ 0.50%のうちの1種

50

又は2種以上を含有してもよい。代替的に又は追加的に、鋼板は、V：0.01～0.10%、Ni：0.01～0.10%、Cu：0.01～0.10%、Ca：0.001～0.100%、Mg：0.001～0.100%、Zr：0.001～0.100%、Hf：0.001～0.100%、及びREM：0.001～0.100%のうちの1種又は2種以上を含有してもよい。

【0046】

本発明における鋼板において、上記成分組成以外の残部は、Fe及び不純物からなる。ここで、不純物とは、鋼板を工業的に製造する際に、鉱石やスクラップ等のような原料を始めとして、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本発明に係る亜鉛系めっき鋼板の特性に悪影響を与えない範囲で含有することが許容されるものを意味する。

10

【0047】

鋼板における成分組成の分析は、当業者に公知の任意の化学分析によって行えばよく、例えば、誘導結合プラズマ質量分析法（ICP-MS法）により行われる。ただし、C及びSについては燃焼-赤外線吸収法を用い、Nについては不活性ガス融解-熱伝導度法を用いて測定してもよい。これらの分析は、鋼板をJIS G0417：1999に準拠した方法で採取したサンプルで行うとよい。

【0048】

（鋼板の板厚及び板幅）

本発明は、0.10～0.95mmの板厚を有する鋼板を用いた亜鉛系めっき鋼板を対象とする。より具体的には、例えば、自動車のドア、ボンネット又はルーフなどの部材に好適に使用できる、0.10～0.95mmの板厚を有する鋼板を用いた亜鉛系めっき鋼板を対象とする。鋼板の板厚は、強度を確保する観点から、好ましくは0.20mm以上であり、より好ましくは0.30mm以上であるとよい。軽量化の意味合いからは板厚は薄い方が好ましく、好ましくは0.70mm以下、より好ましくは0.60mm以下、さらに好ましくは0.50mm以下とすることが望ましい。また、本発明に係る亜鉛系めっき鋼板は、特にドア、ボンネット又はルーフなどの自動車用部材に使用されるのに好適に使用されるため、当該亜鉛系めっき鋼板（すなわち鋼板）の板幅は、典型的に1000mm以上であり、場合により1500mm以上である。鋼板の板厚は、マイクロメーター等を用いて求めればよい。めっき鋼板からめっき層を除いた鋼板の板厚を測る際は、めっき層を除去してマイクロメーター等で測定するか、又は断面観察から求めてもよい。鋼板の板幅はメジャーや巻き尺などで直接測定すればよい。

20

30

【0049】

（内部酸化層）

本発明に係る亜鉛系めっき鋼板は、鋼板の表層（鋼板の内部）に酸化物を含む内部酸化層を有する。当該内部酸化層の酸化物は、酸素に加え、上述した鋼板中に含まれる元素のうち1種又は2種以上を含むものであって、典型的に、Si、O、Fe、及びMn、さらに場合によりAlを含む成分組成を有する。典型的には酸化物は Mn_2SiO_4 や SiO_2 、 MnO 等の組成を有する。本発明に係る亜鉛系めっき鋼板においては、外部酸化層、すなわち鋼板の表面上に膜状に酸化物の層が形成されるのではなく、内部酸化層、すなわち鋼板の内部に酸化物が存在する層が形成されるため、めっき層を形成した場合に鋼成分（例えばFe）とめっき成分（例えばZn）との相互拡散が良好に起こり、鋼板上に亜鉛系めっきが良好に形成され、不めっき部等が形成されず外観性状に優れる亜鉛系めっき鋼板を得ることができる。また、合金化処理を行った場合に、合金化ムラを抑制でき、外観性状に優れる亜鉛系めっき鋼板を得ることができる。なお、めっき性確保のためには内部酸化層は一定量が形成されればよく、むしろ、内部酸化層を厚く形成すると強度低下の要因になる脱炭層も厚くなるため、内部酸化層を過剰に形成することは好ましくない。例えば、内部酸化層の片面あたりの厚さは、鋼板の板厚の0.01～0.20倍程度であってもよい。本発明における鋼板の片面あたりの内部酸化層の厚さ：A（ μm ）は、特に限定されないが、例えば1.0 μm 以上、2.0 μm 以上、3.0 μm 以上又は5.0 μm 以上であってもよい。Aの上限は特に限定されないが、脱炭層の過剰な形成を抑制する観点か

40

50

ら、例えば、 $50.0\text{ }\mu\text{m}$ 以下、 $40.0\text{ }\mu\text{m}$ 以下、 $30.0\text{ }\mu\text{m}$ 以下又は $20.0\text{ }\mu\text{m}$ 以下であってよい。

【0050】

(脱炭層)

本発明に係る亜鉛系めっき鋼板は、鋼板の表面近傍に脱炭層を有する。脱炭層は、鋼板の主要部（例えば板厚中心部）の炭素濃度に比べて低い炭素濃度を有する。本発明において、脱炭層とは、鋼板と亜鉛系めっき層との界面から鋼板側に存在する領域であって、母材中に比べて炭素濃度が低くなっている領域のことをいう。また、本発明に係る亜鉛系めっき鋼板においては、後述するように、鋼板の板厚及び内部酸化層の厚さに対する脱炭層の厚さが制御されるため、脱炭層の存在による亜鉛系めっき鋼板の強度低下を抑制でき、めっき性を確保しながら高強度化を達成することができる。本発明における脱炭層の厚さ： $B\text{ (}\mu\text{m)}$ は、より高い強度を確保するという観点からは小さい方が好ましい。しかしながら、脱炭層は内部酸化層と共に幾らか形成されるため、特に限定されないが、 B は実質的に $10\text{ }\mu\text{m}$ 以上であり、例えば、 $15\text{ }\mu\text{m}$ 以上、 $20\text{ }\mu\text{m}$ 以上、 $25\text{ }\mu\text{m}$ 以上、 $30\text{ }\mu\text{m}$ 以上又は $40\text{ }\mu\text{m}$ 以上であってもよい。 B の上限は、より高く、特により高くかつより均一な強度を確保するという観点からは、 $200\text{ }\mu\text{m}$ 以下が好ましく、 $150\text{ }\mu\text{m}$ 以下又は $120\text{ }\mu\text{m}$ 以下がより好ましく、 $100\text{ }\mu\text{m}$ 以下又は $90\text{ }\mu\text{m}$ 以下がさらに好ましい。

10

【0051】

($A/B: 0.01 \sim 0.50$)

20

本発明に係る亜鉛系めっき鋼板において、高いめっき性を得るために内部酸化層の形成を促進する必要がある一方で、高強度を得るためには脱炭層の形成を抑制する必要がある。したがって、内部酸化層の片面あたりの厚さ $A\text{ (}\mu\text{m)}$ をある程度確保しつつ、脱炭層の片面あたりの厚さ $B\text{ (}\mu\text{m)}$ の厚さを小さくすることが好ましい。よって、本発明において、 A/B の下限を 0.01 とする。 A/B が 0.01 以上であることで、高強度化及び高いめっき性の両方を達成することができる。 A/B が 0.01 未満となると、内部酸化層の形成が十分でなくめっき性が低下する、及び/又は、脱炭層が厚くなり強度が不十分となるおそれがある。 A/B の下限は、好ましくは 0.03 又は 0.05 、より好ましくは 0.10 又は 0.15 、さらに好ましくは 0.20 である。一方、通常、内部酸化が起こるような条件においては脱炭層の厚さ B は内部酸化層の厚さ A より厚くなるため、 A/B の上限は実質的に 0.50 となる。 A/B の上限は 0.50 未満、 0.45 、 0.40 又は 0.30 であってもよい。なお、脱炭層は、強度確保の観点からは薄いほうが好ましいが、めっき性の確保のために内部酸化層を形成した際に幾らかは形成されるため、本発明において脱炭層の片面あたりの厚さ B は 0 にはならない。なお、 A は鋼板の片面あたりの内部酸化層の厚さを意味する。

30

【0052】

($B/t: 0.001 \sim 0.200$)

さらに、本発明に係る亜鉛系めっき鋼板において、脱炭層の形成を抑制して高強度化を達成するために、鋼板の板厚 $t\text{ (}\mu\text{m)}$ に対して脱炭層の片面あたりの厚さ $B\text{ (}\mu\text{m)}$ を小さくすることが好ましい。特に、本発明の鋼板の板厚は $0.10 \sim 0.95\text{ mm}$ ($100 \sim 950\text{ }\mu\text{m}$)と非常に薄いため、このような制御が極めて重要となる。よって、本発明において、 B/t の上限を 0.200 とする。 B/t が 0.200 以下であることで、脱炭層の存在による強度低下の影響を抑制でき、十分な強度を有する亜鉛系めっき鋼板を得ることができる。 B/t が 0.200 を超えると、鋼板の板厚に対して脱炭層が厚くなり強度が不十分となるおそれがある。 B/t の上限は、 0.190 、 0.180 、 0.160 、 0.140 、 0.120 又は 0.100 であってもよい。一方、本発明においては、めっき性確保のために内部酸化層をある程度の厚さで形成する必要があるため、脱炭層も幾らかは形成される。よって、 B/t の下限は実質的に 0.001 となる。 B/t の下限は、 0.010 、 0.020 、 0.030 、 0.040 又は 0.050 であってもよい。なお、 B は鋼板の片面あたりの脱炭層の厚さを意味する。すなわち B が鋼板強度に影響

40

50

するときには鋼板の両側が影響を受けることになる。

【0053】

(板幅が1500～3000mmの場合の好ましい実施形態)

ドア、ボンネット又はルーフなどの自動車用部材に亜鉛系めっき鋼板を用いる場合、これらの部材は非常に大きい面積を有するため、当該亜鉛系めっき鋼板は、典型的に1500mm以上の幅を有する場合がある。本発明に係る好ましい実施形態によれば、上で説明したように鋼板表面の内部酸化層の厚さと脱炭層の厚さとの比及び脱炭層の厚さと鋼板の板厚との比を所定の範囲内に制御することに加えて、鋼板の幅方向における内部酸化層及び脱炭層の厚さのばらつきを厳密に制御することで、このような板幅が大きい、したがって面積の大きい亜鉛系めっき鋼板においても、鋼板全体で良好な特性を確実に達成することができる。より具体的には、0.10～0.95mmの板厚を有しかつ1500～3000mmの大きな板幅を有する亜鉛系めっき鋼板において、鋼板の片面あたりの内部酸化層の厚さ： A (μm)、鋼板の片面あたりの脱炭層の厚さ： B (μm)、内部酸化層の厚さにおける幅方向の標準偏差： a (μm)、及び脱炭層の厚さにおける幅方向の標準偏差： b (μm)とした場合に、 A ： $1.0\mu\text{m}$ 以上、 B ： $10\mu\text{m}$ 以上、 a/A ： 0.15 以下、及び b/B ： 0.20 以下に制御することで、鋼板全体で高強度化と高いめっき性の両方を確実に達成することができる。とりわけ、本発明に係る好ましい実施形態によれば、上記の構成により、鋼板の成形前だけでなく成形後すなわち歪を付与した後においても、高いめっき性を維持して外観を改善することができる。以下、本発明に係る好ましい実施形態についてより詳しく説明する。

10

20

【0054】

(鋼板の板幅)

鋼板の板幅は、1500～3000mmであればよく、例えば、1600mm以上、1800mm以上、又は2000mm以上であってもよい。先に述べたとおり、鋼板の板幅はメジャーや巻き尺などで直接測定すればよい。

【0055】

(A ： $1.0\mu\text{m}$ 以上及び a/A ： 0.15 以下)

本発明に係る好ましい実施形態では、鋼板の片面あたりの内部酸化層の厚さ： A (μm)及び内部酸化層の厚さにおける幅方向の標準偏差： a (μm)とした場合、 A は $1.0\mu\text{m}$ 以上であり、 a/A は 0.15 以下である。 a/A が 0.15 以下であることで、1500～3000mmの板幅を有する鋼板の幅方向の内部酸化層の厚さのばらつきを抑制することができ、鋼板全体で内部酸化層の厚さを十分に均一に制御でき、その結果、本発明に係る亜鉛系めっき鋼板が全体として高くかつ均一なめっき性を有することが可能となる。一方、 a/A の値が大きすぎると、鋼板全体の内部酸化層の厚さが十分に均一ではなく、幅方向でめっき性が均一とならず、亜鉛系めっき鋼板が全体として高くかつ均一なめっき性を有することができなくなるおそれがある。 a/A は、好ましくは 0.14 以下又は 0.12 以下であり、より好ましくは 0.10 以下、さらに好ましくは 0.08 以下である。 a/A の下限は特に限定されないが、製造上幾らか内部酸化層の厚さのばらつきは起こるため、 a/A は0超又は 0.01 以上であってもよい。

30

【0056】

(B ： $10\mu\text{m}$ 以上及び b/B ： 0.20 以下)

本発明に係る好ましい実施形態では、鋼板の片面あたりの脱炭層の厚さ： B (μm)及び脱炭層の厚さにおける幅方向の標準偏差： b (μm)とした場合、 B は $10\mu\text{m}$ 以上であり、 b/B は 0.20 以下である。 b/B が 0.20 以下であることで、1500～3000mmの板幅を有する鋼板の幅方向の脱炭層の厚さのばらつきを抑制することができる。幅方向の脱炭層の均一性は、外板パネルが若干の歪を付与されたときの外観に大きく影響する。すなわち、鋼板の板厚が薄く、鋼板強度が高く、かつ脱炭層厚さが相対的に厚くなるような条件において局部的な強度ムラが生じた場合に外から付与された歪が脱炭層の厚い部位つまり強度の低い部位に集中して鋼板表面の局部的な凹凸を惹き起こす場合がある。このような場合、成形前には良好な外観を有していても歪を付与した後にL方向(

40

50

圧延方向)の外観ムラを生じることがある。 b/B を小さくすることで、局部的な材質ムラを抑制し、成形後においても高いめっき性を維持して均一な外観を確保することができる。 b/B は、好ましくは0.15以下であり、より好ましくは0.12以下、さらに好ましくは0.10以下である。 b/B の下限は特に限定されないが、製造上幾らか脱炭層の厚さのばらつきは起こるため、 b/B は0超又は0.01以上であってもよい。

【0057】

(内部酸化層の厚さ： $A(\mu m)$ の測定及びその厚さのばらつき： $a(\mu m)$ の算出)

内部酸化層の厚さ： $A(\mu m)$ の測定及びその厚さのばらつき： $a(\mu m)$ の算出は以下のように行う。測定対象の亜鉛系めっき鋼板の亜鉛系めっき層をインヒビターを添加した塩酸等の溶液で化学的に溶解、除去した後、グロー放電発光表面分析装置(GDS)で鋼板の板厚方向の組成を分析し、内部酸化層の厚さを評価する。具体的には、鋼板表面から鋼板の板厚方向に向かって一定時間スパッタリングした後のスパッタ深さを粗度計、レーザー顕微鏡等の手法で計測し、時間当たりのスパッタ速度を算出する。ここで、 Mn が内部酸化すると、 Mn の濃度プロファイルは一旦鋼素地の Mn 信号強度よりも低下した後徐々に増加し鋼素地の Mn 信号強度に到る。本発明においては、鋼素地の Mn 信号強度の0.9倍の Mn 信号強度に達した位置を内部酸化位置と定義し、この内部酸化位置に到達したスパッタ時間をスパッタ速度より厚さに換算したものを内部酸化層の厚さとする。すなわち、本発明において、内部酸化層とは、グロー放電発光表面分析装置(GDS)による測定で Mn 濃度が鋼素地の Mn 濃度の0.9倍以下となる領域をいうものである。図1に Mn 等のGDSプロファイルの一例を示す。以上の操作を3箇所以上で行い、各箇所

10

20

30

で求めた内部酸化層の厚さを平均化することで、本発明における内部酸化層の片面あたりの厚さ $A(\mu m)$ を得る。とりわけ、板幅が1500~3000mmの鋼板の場合には、鋼板の幅方向において、一方の端部、中央部、及び一方の端部と反対側の他方の端部の3箇所、一方の端部と中央部の間において等間隔で3箇所、及び中央部と他方の端部の間において等間隔で3箇所の合計9箇所、表裏で計18箇所で行い、各箇所

【0058】

(脱炭層の厚さ： $B(\mu m)$ の測定及びその厚さのばらつき： $b(\mu m)$ の算出)

脱炭層の厚さ： $B(\mu m)$ の測定及びその厚さのばらつき： $b(\mu m)$ の算出は以下のように行う。測定対象の亜鉛系めっき鋼板の亜鉛系めっき層をインヒビターを添加した塩酸等の溶液中で化学的に溶解、除去した後、鋼板の断面硬度分布を測定することで脱炭層の厚さを評価する。具体的には、鋼板を2%ナイトールで腐食させることで鋼板組織を観察し、脱炭層厚の当たりをつける。その後表面(鋼板とめっき層の界面)から板厚方向に向かって、断面のビッカース硬度を5 μm ごとに測定する。測定長は100~150 μm 程度あれば判断可能であることが多い。硬度分布が鋼板硬度に到達した位置までを脱炭層の厚さと定義する。すなわち、本発明において、「脱炭層の厚さ」とは、ビッカース硬度による鋼板表面からの硬度分布が鋼板硬度に到達するまでの距離をいうものである。なお本実施形態における「鋼板硬度」とは、鋼板断面の厚さ方向中心部のうち任意の10箇所において測定した硬度の平均値である。脱炭層の厚さの実例の測定例を図2に示す。ビッカース硬度の荷重は特に定めないが、5 μm おきに測定することから大きすぎない荷重であることが望ましい。図2は25gfの荷重にて測定したものである。以上の操作を3箇所以上で行い、各箇所

40

50

で求めた脱炭層の厚さを平均化することで、本発明における脱炭層の片面あたりの厚さ $B(\mu m)$ を得る。とりわけ、板幅が1500~3000mmの鋼板の場合には、鋼板の幅方向において、一方の端部、中央部、及び一方の端部と反対側の他方の端部の3箇所、一方の端部と中央部の間において等間隔で3箇所、中央部と他方の端

部の間において等間隔で3箇所の合計9箇所、表裏で計18箇所で行い、各箇所求めた脱炭層の厚さを平均化することで、本発明における脱炭層の片面あたりの厚さ $B(\mu\text{m})$ を得る。また、本発明における脱炭層の厚さにおける幅方向の標準偏差： $b(\mu\text{m})$ は、上記のように求めた18箇所の脱炭層の厚さの標準偏差とする。

【0059】

(引張強度)

本発明に係る亜鉛系めっき鋼板は、550～1500MPaの引張強度を有する。引張強度が550MPa以上であることで、強度を十分に確保でき、例えば自動車用部材に用いる場合に薄肉化による軽量化を達成することができる。引張強度は、好ましくは580MPa以上又は600MPa以上、より好ましくは620MPa以上、さらに好ましくは650MPa以上、最も好ましくは700MPa以上である。一方、引張強度が高くなると加工性が低下するおそれがあるため、引張強度は1500MPa以下とし、1400MPa以下又は1300MPa以下であってもよい。引張試験は、JIS5号引張試験片を用いたJIS-Z2241:2011に規定される方法で行い、引張試験のクロスヘッド試験速度は、30mm/分とする。とりわけ、板幅が1500～3000mmの鋼板の場合には、引張試験は、鋼板の幅方向において、一方の端部、中央部、及び一方の端部と反対側の他方の端部の3箇所、一方の端部と中央部の間において等間隔で3箇所、中央部と他方の端部の間において等間隔で3箇所の合計9箇所で行い、各箇所求めた引張強度の平均値を本発明に係る引張強度とする。

【0060】

[亜鉛系めっき層]

本発明における亜鉛系めっき層は、鋼板上の少なくとも片面に形成される。「亜鉛系めっき層」とは、典型的に主成分(すなわち50%超)がZnで構成されるめっき層のことをいうが、めっき後に熱処理(例えば合金化処理)等を行うことで鋼中の成分が拡散し、結果的にZnが50%以下になったものも包含する。亜鉛系めっき層は、種々の方法で形成することができるが、熔融亜鉛めっきを行うことが好ましい。また、溶接性及び/又は塗装性を向上させる観点から、熔融亜鉛めっき後に合金化処理することがより好ましい。よって、本発明に係る亜鉛系めっき鋼板は、熔融亜鉛めっき鋼板であることが好ましく、合金化熔融亜鉛めっき鋼板であることがより好ましい。本発明においては、鋼板の表層に外部酸化層ではなく内部酸化層が形成されているため、亜鉛系めっき層を、例えば不めっき部を抑制した状態で形成することができ、合金化処理した場合は合金化ムラを抑制した状態で形成することができる。

【0061】

(亜鉛系めっき層の成分組成)

本発明における亜鉛系めっき層に含まれる好ましい成分組成について説明するが、亜鉛系めっき層はZnを含むめっき層であれば、当該成分組成は特に限定されない。典型的に、亜鉛系めっき層は50質量%以上のZnを含む。以下、元素の含有量に関する「%」は、特に断りがない限り、「質量%」を意味する。成分組成における数値範囲において、「～」を用いて表される数値範囲は、特に指定しない限り、「～」の前後に記載される数値を下限値及び上限値として含む範囲を意味する。

【0062】

(Fe: 0～15%)

Feは、鋼板上にZnを含むめっき層を形成した後にめっき鋼板を熱処理した場合に鋼板から拡散することでめっき層中に含まれ得る。したがって、Fe含有量の下限は0%であってもよい。合金化熔融亜鉛めっき層を形成するために合金化処理を行った場合は、鋼中のFeがめっき層中に拡散するため、この場合は、Fe含有量の下限値は1%、好ましくは3%、より好ましくは5%であってもよい。一方、Fe含有量の上限値は15%であるとよく、12%であると好ましく、10%であるとより好ましい。よって、例えば、亜鉛系めっき層が合金化熔融亜鉛めっき層である場合は、めっき層中のFe含有量は5～15%であってもよい。

【 0 0 6 3 】

(A 1 : 0 ~ 3 0 %)

A 1 は、Z n と共に含まれる又は合金化することでめっき層の耐食性を向上させる元素であるため、必要に応じて含有していてもよい。したがって、例えば電気亜鉛めっきでめっき層を形成するような場合には A 1 含有量は 0 % であってもよい。Z n と A 1 とを含むめっき層を形成するために、好ましくは、A 1 含有量は 0 . 0 1 % 以上であるとよく、例えば、0 . 1 % 以上、又は 0 . 5 % 以上であってもよい。一方、3 0 % 超では耐食性を向上させる効果が飽和するため、A 1 含有量は、3 0 % 以下であるとよく、例えば、2 0 % 以下、1 0 % 以下、5 % 以下又は 1 % 以下であってもよい。めっき浴に A 1 を含まない場合でも、合金化溶解亜鉛めっき層を形成するために合金化処理を行った場合は、鋼中の A 1 がめっき層中に拡散する。よって、この場合は、例えば A 1 含有量は 0 . 0 1 ~ 1 % であってもよい。

10

【 0 0 6 4 】

亜鉛系めっき層の基本の成分組成は上記のとおりである。さらに、亜鉛系めっき層、特に合金化溶解亜鉛めっき層は、任意選択で、上述した鋼中に含まれる元素又はそれ以外の元素を含有してもよい。これらの任意元素は、特に限定されないが、めっき層を構成する基本成分の作用及び機能を十分に発揮させる観点から、合計含有量を 5 % 以下とすることが好ましく、2 % 以下とすることがより好ましい。

【 0 0 6 5 】

本発明における亜鉛系めっき層において、上記成分組成以外の残部は、Z n 及び不純物からなる。ここで、亜鉛系めっき層における不純物とは、めっき層を製造する際に、原料を始めとして、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、めっき層に対して意図的に添加した成分ではないものを意味する。めっき層においては、不純物として、上で説明した基本成分及び任意添加成分以外の元素が、本発明の効果を妨げない範囲内で微量に含まれていてもよい。

20

【 0 0 6 6 】

(片面あたりの付着量)

本発明における亜鉛系めっき層の付着量は特に限定されないが、例えば 1 0 ~ 1 0 0 g / m² であることができる。片面あたりのめっき付着量は耐食性に大きく影響する。付着量の下限値は、耐食性の観点から、好ましくは 1 5 g / m²、より好ましくは 2 0 g / m²、さらに好ましくは 3 0 g / m² であるとよい。一方、片面あたりの付着量の上限値は、成形性、溶接性、及び経済性の観点から、好ましくは 9 0 g / m²、より好ましくは 7 0 g / m²、さらに好ましくは 6 0 g / m² であるとよい。

30

【 0 0 6 7 】

亜鉛系めっき層の成分組成及び付着量は、誘導結合プラズマ (I C P) 発光分光分析により行うことができる。具体的には、亜鉛系めっき層の成分組成及び付着量は、亜鉛系めっき層を有する亜鉛系めっき鋼板から当該めっき層のみを溶解し、得られた溶液を I C P 分析することで求めることができる。なお、本発明におけるめっき付着量は、片面あたりの量であるため、鋼板の両面に亜鉛系めっき層が形成されている場合は、両面のめっき付着量が同一であるとして算出する。

40

【 0 0 6 8 】

< 亜鉛系めっき鋼板の製造方法 >

以下において、本発明に係る亜鉛系めっき鋼板の好ましい製造方法について説明する。以下の説明は、本発明に係る亜鉛系めっき鋼板を製造するための特徴的な方法の例示を意図するものであって、当該亜鉛系めっき鋼板を以下に説明するような製造方法によって製造されるものに限定することを意図するものではない。

【 0 0 6 9 】

[鋼板の作製]

本発明における鋼板は、成分組成を調整した溶鋼を鑄造して鋼片を形成する鑄造工程、鋼片を熱間圧延して熱延鋼板を得る熱延工程、熱延工程で形成した表面酸化物 (スケール

50

）及び好ましくは内部酸化層を除去する酸洗工程、冷間圧延して冷延鋼板を得る冷延工程、冷延鋼板を研削する研削工程、及び冷延鋼板を焼鈍する焼鈍工程を行うことで得ることができる。

【 0 0 7 0 】

（ 鋳造工程 ）

鋳造工程の条件は特に限定されない。例えば、高炉や電炉等による溶製に引き続き、各種の二次製錬を行い、次いで、通常の連続鋳造、インゴット法による鋳造、又は薄スラブ鋳造などの方法で鋳造すればよい。原料にはスクラップを使用することも可能であるが、スクラップの使用量は、得られる鋼板の各元素の含有量が上記の範囲を満たすように調整する。

10

【 0 0 7 1 】

（ 熱延工程 ）

上記のように鋳造した鋼片を熱間圧延して熱延鋼板を得ることができる。熱延工程は、鋳造した鋼片を直接又は一旦冷却した後に再加熱して熱間圧延することにより行われる。再加熱を行う場合には、鋼片の加熱温度は、例えば 1 1 0 0 ～ 1 2 5 0 であればよい。熱延工程においては、通常、粗圧延と仕上圧延とが行われる。各圧延の温度や圧下率は、所望の金属組織や板厚に応じて適宜決定すればよく、例えば仕上圧延温度を 8 0 0 ～ 1 0 5 0 、仕上圧延の圧下率を 5 0 ～ 8 0 % としてもよい。本発明においては、鋼板の板厚を最終的に 0 . 1 0 ～ 0 . 9 5 mm に薄くするため、冷延工程での負荷が大きい。このため、熱間圧延の圧下率を高め設定して熱延時に板厚をできるだけ小さくすることが好ましく、具体的には熱延後の板厚を 2 . 5 mm 以下にすることが好ましい。しかしながら、熱延において鋼板の表面近傍に生成する内部酸化層及び脱炭層の厚さはほぼ一定であるため、熱延後の板厚を薄くすると、熱延における内部酸化及び脱炭の影響は相対的に大きなものとなる。一方で、例えば、熱延工程において生成した内部酸化層及び脱炭層がその後の酸洗工程及び研削工程によっても十分に除去されずに比較的多く残存してしまうと、焼鈍工程での内部酸化層及び脱炭層が良好に生成しないか又は不均一に生成してしまうこととなり望ましくない。そこで、熱延工程での内部酸化層及び脱炭層の形成を抑制して熱延での内部酸化及び脱炭の影響を小さくするために、捲取温度を 6 0 0 以下にすることが好ましく、5 5 0 以下とすることがより好ましい。とりわけ、板幅が 1 5 0 0 ～ 3 0 0 0 mm の幅広の鋼板を製造する際には、これに加えて、以下で詳しく説明するように、熱延潤滑油として潤滑性に優れた熱延潤滑油を使用すること、並びに熱延及び捲取後の熱延コイルを当該熱延コイルの内径の穴が横になった状態（穴横）で保管することにより、熱延工程における内部酸化層の形成を均一化することが好ましい。

20

30

【 0 0 7 2 】

（ 熱延潤滑油 ）

熱延潤滑条件が適切でないと、熱延時の鋼板表面の歪分布が不均一となる場合がある。このような場合には、熱延時の板幅方向における内部酸化ムラが大きくなり、その後の焼鈍工程での均一な内部酸化層及び脱炭層の形成にとっても不利である。そこで、熱延ロールのための熱延潤滑油としては、潤滑性に優れた熱延潤滑油を使用することが好ましく、例えば C a スルホネート含有潤滑油を使用することが好ましい。このような熱延潤滑油を使用することで、熱延時の鋼板表面の歪分布を均一化することができる。このため、熱延時の幅方向における内部酸化ムラを顕著に低減することが可能となる。

40

【 0 0 7 3 】

（ 熱延コイルの穴横保管 ）

熱延及び捲取後の熱延コイルは、その後の酸洗工程及び冷延工程に供されるまで一時保管される。一般的には熱延コイルの内径の穴が縦になった状態（穴縦）又は熱延コイルの内径の穴が横になった状態（穴横）で保管されることになる。しかしながら、熱延コイルを穴縦保管とすると、板幅方向の温度ばらつきが大きくなり、板幅方向における内部酸化ムラを生じる場合がある。このような場合には、その後の焼鈍工程での均一な内部酸化層及び脱炭層の形成にとって不利となる。そこで、このような内部酸化ムラを抑制又は低減

50

するためには、熱延コイルを穴横保管とすることが好ましい。

【 0 0 7 4 】

(酸洗工程)

熱延工程で熱延鋼板の表面に形成した表面スケールを除去するために酸洗工程が行われる。酸洗工程では、通常は塩酸系の溶液が用いられ、本発明においても同様の条件が適用できる。また酸洗で、熱延工程の際に生成した内部酸化層まで除去することが望ましい。

【 0 0 7 5 】

(冷延工程)

熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板を得ることができる。冷間圧延の圧下率は、所望の金属組織や板厚に応じて適宜決定すればよく、例えば 3 0 ~ 9 0 % であればよい。本発明においては、熱延工程の圧下率と冷延工程の圧下率とを適宜調整して最終的な所望の板厚を得ればよいが、本発明における鋼板の板厚は 1 m m 未満と薄いため、冷延工程での破断を防止するために、例えば、熱間圧延の圧下率を冷間圧延の圧下率より大きくしておくとうい。

【 0 0 7 6 】

(研削工程)

鋼板表面に残存する異物を除去し、さらには熱延時に鋼板の表面及び表層に形成されたスケール及び内部酸化層を除去するとともに、表面性状を均一化したり、次の焼鈍工程における内部酸化層の形成を促進させたりするために、研削工程を実施することが好ましい。より具体的には、研削工程を実施して熱延時に形成された内部酸化層を十分に除去しつつ、さらに鋼板の表面に歪を付与することで、焼鈍雰囲気中の鋼板表面から内部への酸素の拡散が促進され、また当該酸素との反応も活性化されるため、焼鈍工程における内部酸化層の形成を促進させることが可能となる。研削工程は、特に限定されないが、例えば重研削ブラシを用いて鋼板の表面を研削することにより実施することができる。重研削ブラシの本数、回転数及び材質等を適切に選択することで所望の表面粗度及び研削量を達成することができる。とりわけ板幅が 1 5 0 0 ~ 3 0 0 0 m m の幅広の鋼板を製造する場合には、複数の重研削ブラシによる研削工程を実施することで、幅方向の鋼板全体にわたって表面粗度を均一化し、歪も鋼板全体にわたって均一に付与することができる。このため、幅広の鋼板であっても、鋼板のあらゆる位置で焼鈍雰囲気中の酸素との反応が活性化し、鋼板の内部酸化層及び脱炭層の厚さのばらつきを均一に制御することが可能となる。とりわけ、板幅が 1 5 0 0 ~ 3 0 0 0 m m の鋼板を製造する場合には、鋼板の上下に配置される一対の重研削ブラシの本数は、3 本 (3 対) 以上であることが好ましい。なぜならば、比較的多くの重研削ブラシを使用して少しずつ研削することが、幅方向の鋼板全体にわたる表面粗度の均一化や歪の均一な付与にとって有利だからである。研削量は全ての重研削ブラシの合計で片面あたり 2 g / m² 以上であることが好ましい。研削工程は後述する焼鈍、めっきラインの前段で付与することも可能である。

【 0 0 7 7 】

(焼鈍工程)

次いで、得られた冷延鋼板に焼鈍を行う。焼鈍は、7 5 0 以上の温度で行うと好ましく、7 8 0 以上の温度で行うのがより好ましい。焼鈍温度の上限は、外部酸化層の形成を抑制する観点から、9 2 0 以下であるとよい。焼鈍温度までの昇温速度は、特に限定されなく、例えば 1 ~ 1 0 / 秒で行えばよい。また、内部酸化層を十分に形成し、外部酸化層の形成を抑制する観点から、当該焼鈍温度での保持時間は 5 ~ 3 0 0 秒程度、好ましくは 5 0 ~ 1 0 0 秒とすればよい。焼鈍時間が長すぎると、脱炭層が内部酸化層に対して過剰に生成して B / t 値が高くなり、十分な強度が得られない場合がある。焼鈍工程における雰囲気は内部酸化層と脱炭層を制御するうえで重要な因子となる。焼鈍の初期を高酸素ポテンシャルとして、その後、酸素ポテンシャルを小さくすることも可能であり、あるいは焼鈍全体で酸素ポテンシャルを高くすることも可能である。酸素ポテンシャルは、焼鈍炉内の水蒸気分圧 P_{H₂O} を水素分圧 P_{H₂} で除した値の常用対数 1 0 g (P_{H₂O} / P_{H₂}) で表すことができ、本発明における内部酸化層及び脱炭層を得るために、例えば、上記

式で求められる値を $-3.0 \sim -1.0$ に制御することができる。酸素ポテンシャルを高くする手法としては、燃焼雰囲気を使用する、酸素を微量添加する、露点を上昇させる、あるいはこれらを複合させる方法を採用することができる。露点を制御する場合、露点は、 -20 以上であるとしてよく、好ましくは -10 以上である。露点が低すぎると、鋼板の表面上に外部酸化層が形成されるおそれがある。露点の上限は特に設けないが、常温よりも高くするためには結露を抑制する工夫が必要となる。焼鈍時の雰囲気は、好ましくは還元雰囲気、より好ましくは窒素及び水素を含む還元雰囲気、例えば水素 5 % 以下の還元雰囲気（例えば、水素 5 % 及び窒素 95 %）で行うとよい。なお、焼鈍工程は、後述する亜鉛系めっき層の形成と連続して行うことができる。

【0078】

（内部酸化層厚と脱炭層厚及びそれらのばらつきの制御）

内部酸化層及び脱炭層の生成は、上記のとおり、主として、熱延工程、研削工程及び焼鈍工程における各条件に依存する。しかしながら、これに加えて、内部酸化層厚は鋼中の Si 量にも依存し、また、脱炭層厚は鋼中の Si 量、Mn 量、及び C 量にも依存する。鋼中の Si 量を増大すると内部酸化層厚、脱炭層厚がともに大きくなり、鋼中の Mn 量を増大すると脱炭層厚は小さくなる。同様に、鋼中の C 量を増大させても脱炭層厚は小さくなる。このため、 A/B を大きくするには C 量、Mn 量を増大させることが効果的である。また、上記のとおり、熱延後の板厚を 2.5 mm 以下まで薄くする場合、熱延における内部酸化及び脱炭の影響は相対的に大きなものとなる。このため、熱延工程において鋼板を比較的低温下で捲取することで熱延時の内部酸化及び脱炭を抑制してそれらの影響を小さくすることが重要となる。それに加え焼鈍工程の前に、熱延時に形成された内部酸化層を酸洗工程及び研削工程によって十分に除去することが重要となる。また、研削工程は、熱延時に形成された内部酸化層等の除去だけでなく、鋼板への歪の付与も行うものである。鋼板へ歪を付与することによってその後の焼鈍工程における内部酸化層の形成が促進されるため、研削工程は非常に重要な工程である。加えて、とりわけ 1500 mm 以上の幅広の鋼板を製造する場合には、幅方向における内部酸化層厚及び脱炭層厚のばらつき a/A 及び b/B を制御する観点から、熱延潤滑油、熱延コイルの保管方法、及び研削工程の各条件も適切に選択することが必要となる。したがって、 A 、 B 、 A/B 、 B/t 、 a/A 及び b/B の値を適切なものとするためには、単に焼鈍工程において内部酸化層及び脱炭層の形成を制御するだけでは十分ではなく、鋼中の Si 量、Mn 量、及び C 量に加えて、熱延工程及び研削工程の各条件も適切に制御することが必要となる。これらの各条件の相互の影響は複雑であるために一概に述べることはできないが、各条件をある程度固定することによって A 、 B 、 A/B 、 B/t 、 a/A 及び b/B を適切に制御することが可能である。いずれにしても、鋼板組成、熱延条件、研削条件及び焼鈍条件を単に組み合わせただけでは、本発明に係る内部酸化層及び脱炭層の特徴を満足させることはできず、これらの特徴を所望の範囲に制御するように、鋼板組成、熱延条件、研削条件及び焼鈍条件を適切に組み合わせることが重要となる。

【0079】

〔亜鉛系めっき層の形成〕

亜鉛系めっき層の形成は、電気亜鉛めっきでも溶融亜鉛めっきでも行うことができるが、好ましくは溶融亜鉛めっき処理で行う。溶融亜鉛めっき処理の場合、めっき処理の条件は、所望のめっき層の成分組成、厚さ及び付着量等を考慮して適宜設定すればよく、例えば、焼鈍後の冷却を $430 \sim 500$ で停止し、冷延鋼板を溶融亜鉛のめっき浴に $1 \sim 5$ 秒間浸漬すればよい。めっき付着量は、例えば $10 \sim 100 \text{ g/m}^2$ であればよい。

【0080】

上記亜鉛系めっき層の形成後、溶接性及び b/B 又は塗装性を向上させるために、合金化処理を行うことが好ましい。合金化処理条件は、通常の範囲内とすればよく、例えば $450 \sim 600$ の温度で合金化処理を行えばよい。

【実施例】

【0081】

10

20

30

40

50

以下、実施例によって本発明をより詳細に説明するが、本発明はこれらの実施例に何ら限定されるものではない。

【0082】

(例A：亜鉛系めっき鋼板の製造)

本例では、板厚が0.10～0.95mm(100～950 μ m)でかつ板幅が1000mmの鋼板に亜鉛系めっきを施した亜鉛系めっき鋼板を製造した。まず、成分組成を調整した溶鋼を鑄造して鋼片を形成し、鋼片を一旦冷却した後に再加熱して50%以上の圧下率にて熱間圧延し、得られた熱延鋼板を捲取った。全ての例において、再加熱時の鋼片の加熱温度を1200、仕上圧延温度950とした。熱延後の板厚及び捲取温度は表1に記載のとおりであった。その後、塩酸を用いて酸洗を行い、表面スケールが0.2 μ m以下になるまで除去した。酸洗後、表1に記載の冷延圧下率で冷間圧延を行った。各冷延鋼板からJIS G0417：1999に準拠した方法でサンプルを採取し、鋼板の成分組成を分析した。また、冷延鋼板の任意の部分5箇所についてマイクロメーターで鋼板の板厚を測定し、それらを平均して板厚tを算出した。各例の鋼板の成分組成及び板厚を表1及び2に示す。

10

【0083】

次いで、各冷延鋼板に対し、重研削ブラシを用いて表面を研削した後、連続めっきラインにより焼鈍及び溶融亜鉛めっきを行い、No.26を除きさらに合金化処理を行った。表1において、溶融亜鉛めっき後に合金化処理を行ったものは「合金化」、溶融亜鉛めっき後に合金化処理を行っていないものは「溶融亜鉛」と示した。焼鈍における温度、露点及び保持時間は表1に記載のとおりとし、焼鈍温度までの昇温速度は10/秒とした。また、焼鈍雰囲気については、No.1～19、21、22及び24～27について、水素5%及び窒素95%の還元雰囲気、式： $10g(P_{H_2O}/P_{H_2})$ で求まる酸素ポテンシャルを-3.0～-1.0になるように露点を制御して行った。No.20及びNo.23は露点を制御して低酸素ポテンシャルで焼鈍を行った。溶融亜鉛めっきについては、焼鈍後の冷却を480で停止し、冷延鋼板を溶融亜鉛のめっき浴に3秒間浸漬し、めっき付着量を片面あたり50g/m²程度になるように調整した。例No.101～125、127及び128については、溶融亜鉛めっき後に550で合金化処理を行った。なお、全ての例において、めっき層は、Fe：5～15%及びAl：0.01～1%を含んでいた。

20

30

【0084】

(内部酸化層の厚さAの測定)

各例のめっき層をインヒビターを添加した塩酸溶液で化学的に溶解、除去した後、高周波タイプGDSを用いて鋼板の板厚方向の組成を分析し、内部酸化層の厚さを評価した。具体的には、鋼板表面から鋼板の板厚方向に向かって一定時間スパッタリングした後のスパッタ深さをレーザー顕微鏡で計測し、時間当たりのスパッタ速度を算出した。鋼素地のMn信号強度の0.9倍のMn信号強度に達した位置を特定し、この位置に到達したスパッタ時間をスパッタ速度より深さに換算したものを内部酸化層の厚さとした。以上の操作を3箇所で行い、各箇所求めた厚さを平均化することで、内部酸化層の厚さA(μ m)(片面あたり)を得た。

40

【0085】

(脱炭層の厚さBの測定)

各例のめっき層をインヒビターを添加した塩酸溶液で化学的に溶解、除去した後、鋼板の断面硬度分布を測定することで脱炭層の厚さを評価した。具体的には、鋼板を2%ナイトールで腐食させることで鋼板組織を観察し、脱炭層厚のあたりをつけ、その後、鋼板表面(鋼板とめっき層の界面)から板厚方向に向かって、断面のビッカース硬度を5 μ mごとに測定した。測定長は100 μ mまでとした。硬度分布が鋼板硬度に到達した位置を特定し、その位置を脱炭層の厚さとみなした。3箇所ですり測定を行いその3つのデータより脱炭層の厚さを判定し、本発明における脱炭層の厚さB(μ m)(片面あたり)を得た。ビッカース硬度の測定時の荷重は25gfとした。

50

【 0 0 8 6 】

(引張強度の評価)

引張試験は、J I S 5 号引張試験片を用いた J I S - Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に規定される方法で行った。引張試験のクロスヘッド試験速度は、3 0 m m / 分とした。得られた結果を表 2 に示す。

【 0 0 8 7 】

(めっき性の評価)

めっき性の評価については、各例の亜鉛系めっき鋼板の外観を評価することで行った。具体的には、合金化溶融亜鉛めっき鋼板 (表 1 の「合金化」) の例については、合金化処理後の外観を目視観察し、合金化ムラが全く視認されないものを、ほぼ視認されないものを○、視認されるものあるいは不めっきが視認されるものを×とし、溶融亜鉛めっき鋼板 (表 1 の「溶融亜鉛」) の例については、めっき後の外観を目視観察し、不めっき部が視認されないものを、視認されるものを×とした。得られた結果を表 2 に示す。

10

【 0 0 8 8 】

本例では、引張強度が 5 5 0 ~ 1 5 0 0 M P a であり、めっき性の評価が 又は○である場合を、十分な強度及びめっき性を有する亜鉛系めっき鋼板として評価した。

【 0 0 8 9 】

20

30

40

50

【表 1】

例No.	鋼板の成分組成[質量%]:残部Fe及び不純物										製造条件							めっき 付着量 [g/m ²]	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	その他	Si+Mn	Si/Mn	熱延後 板厚 [mm]	捲取 温度 [℃]	冷延 圧下率 [%]	研削 (重研削 フラグ)	焼鈍 温度 [℃]	露点 [℃]		保持 時間 [秒]
101	0.08	0.33	1.50	0.011	0.002	0.024	0.0032	0.004	—	1.83	0.22	2.0	560	80	有	800	-5	70	49
102	0.12	0.35	1.51	0.010	0.003	0.031	0.0033	0.005	Ti:0.030	1.86	0.23	2.0	600	80	有	800	-5	70	50
103	0.19	0.35	1.48	0.090	0.002	0.025	0.0028	0.003	Nb:0.020, B:0.0021	1.83	0.24	1.8	570	72	有	780	-5	65	47
104	0.37	0.36	1.45	0.010	0.001	0.029	0.0035	0.003	—	1.81	0.25	1.6	580	0	有	780	-5	65	48
105	0.11	0.34	1.47	0.011	0.001	0.030	0.0033	0.003	—	1.81	0.23	2.0	580	80	有	800	-5	70	48
106	0.08	0.89	1.55	0.013	0.001	0.033	0.0030	0.004	Cr-0.31, Mo-0.10	2.44	0.57	2.0	560	80	有	780	-5	70	47
107	0.07	1.55	1.53	0.012	0.002	0.031	0.0027	0.004	Cu-0.03, Ni-0.02	3.08	1.01	2.3	580	80	有	800	-5	70	48
108	0.18	2.21	2.70	0.001	0.001	0.030	0.0035	0.003	Mg-0.010	4.91	0.82	2.2	580	77	有	780	-5	65	48
109	0.03	0.31	0.95	0.002	0.003	0.021	0.0024	0.002	—	1.26	0.33	2.2	570	82	有	800	-5	70	47
110	0.07	3.15	2.55	0.015	0.002	0.038	0.0036	0.004	—	5.70	1.24	2.2	590	82	有	780	-5	70	46
111	0.07	2.51	1.49	0.001	0.002	0.027	0.0027	0.003	—	4.00	1.68	2.2	580	82	有	780	-5	70	50
112	0.10	0.03	1.71	0.013	0.004	0.350	0.0031	0.004	V-0.02	1.74	0.02	2.0	560	80	有	800	-5	70	48
113	0.05	0.30	0.65	0.008	0.003	0.024	0.0026	0.003	—	0.95	0.46	2.0	580	80	有	800	-5	70	51
114	0.10	0.02	1.33	0.014	0.005	0.022	0.0028	0.003	W-0.02	1.35	0.02	2.5	600	64	有	800	-5	70	50
115	0.11	0.35	1.45	0.010	0.003	0.200	0.0030	0.003	Ca-0.010	1.80	0.24	2.3	570	70	有	800	-5	70	49
116	0.11	0.35	1.45	0.010	0.003	0.200	0.0030	0.003	Zr-0.020	1.80	0.24	1.8	550	83	有	800	-5	70	47
117	0.11	0.35	1.45	0.010	0.003	0.200	0.0030	0.003	Hf-0.010	1.80	0.24	1.7	580	85	有	800	-5	70	49
118	0.11	0.35	1.45	0.010	0.003	0.200	0.0030	0.003	REM-0.010	1.80	0.24	2.3	580	80	有	800	-5	70	50
119	0.09	0.02	1.30	0.008	0.003	2.200	0.0028	0.004	—	1.32	0.02	2.0	570	80	有	800	-5	70	48
120	0.08	0.89	1.55	0.013	0.001	0.033	0.0030	0.004	Cr-0.31, Mo-0.10	2.44	0.57	1.8	560	78	有	800	-50	70	47
121	0.08	0.89	1.55	0.013	0.001	0.033	0.0030	0.004	Cr-0.31, Mo-0.10	2.44	0.57	2.0	560	80	有	800	-20	70	50
122	0.08	0.89	1.55	0.013	0.001	0.033	0.0030	0.004	Cr-0.31, Mo-0.10	2.44	0.57	2.0	580	80	有	800	5	100	49
123	0.11	0.35	1.51	0.011	0.003	0.500	0.0029	0.003	—	1.86	0.23	2.0	590	80	有	800	-50	70	50
124	0.11	0.35	1.51	0.011	0.003	0.500	0.0029	0.003	—	1.86	0.23	2.0	590	80	有	800	-20	130	48
125	0.11	0.15	1.51	0.011	0.003	1.500	0.0029	0.003	—	1.66	0.10	2.0	550	80	有	800	-5	70	49
126	0.08	0.89	1.55	0.013	0.001	0.033	0.0030	0.004	Cr-0.31, Mo-0.10	2.44	0.57	2.0	570	80	有	800	-5	70	溶融亜鉛
127	0.08	0.33	1.50	0.011	0.002	0.024	0.0032	0.004	—	1.83	0.22	2.0	570	80	有	800	-5	500	47
128	0.21	0.35	2.70	0.010	0.003	0.025	0.0030	0.004	—	3.05	0.13	2.8	570	64	有	800	-5	70	合金化

表1

【 0 0 9 0 】

10

20

30

40

50

【表 2】

表2

例No.	特性					評価		備考
	内部酸化層厚さA [μm]	脱炭層厚さB [μm]	板厚t [μm]	A/B	B/t	引張強度 [MPa]	めっき性	
101	5.0	45	400	0.11	0.113	612	◎	実施例
102	4.5	40	400	0.11	0.100	630	◎	実施例
103	5.0	35	500	0.14	0.070	1475	◎	実施例
104	5.0	25	1600	0.20	0.016	2410	—	比較例
105	4.5	40	400	0.11	0.100	624	◎	実施例
106	7.0	55	400	0.13	0.138	685	◎	実施例
107	4.0	55	450	0.07	0.122	713	◎	実施例
108	6.0	60	500	0.10	0.120	1406	◎	実施例
109	3.5	50	400	0.07	0.125	420	◎	比較例
110	3.5	45	400	0.08	0.113	919	×	比較例
111	2.5	75	400	0.03	0.188	821	○	実施例
112	2.0	50	400	0.04	0.125	640	◎	実施例
113	3.0	50	400	0.06	0.125	455	◎	比較例
114	2.0	45	900	0.04	0.050	618	◎	実施例
115	6.0	40	700	0.15	0.057	632	◎	実施例
116	5.5	45	300	0.12	0.150	625	◎	実施例
117	6.0	40	250	0.15	0.160	615	◎	実施例
118	6.0	40	450	0.15	0.089	627	◎	実施例
119	2.5	45	400	0.06	0.113	665	×	比較例
120	0.0	0	400	—	0.000	752	×	比較例
121	2.0	20	400	0.10	0.050	723	◎	実施例
122	12.0	60	400	0.20	0.150	669	◎	実施例
123	0.0	0	400	—	0.000	711	×	比較例
124	2.0	30	400	0.07	0.075	688	◎	実施例
125	5.0	40	400	0.13	0.100	746	◎	実施例
126	6.0	40	400	0.15	0.100	640	◎	実施例
127	12.0	85	400	0.14	0.213	533	◎	比較例
128	5.0	30	1000	0.17	0.030	1220	—	比較例

【0091】

表1及び2を参照すると、例No. 104ではC含有量が過剰であったために鋼板の強度が高くなりすぎて冷間圧延を行うことができず、適切な板厚を得ることができなかった。例No. 109ではC含有量が低かったために引張強度が低下した。例No. 110ではSi含有量が過剰であったために表面性状の劣化を引き起こし、結果としてめっき性が低下した。例No. 113ではMn含有量が低かったために引張強度が低下した。例No. 119ではAl含有量が過剰であったために表面性状の劣化を引き起こし、結果としてめっき性が低下した。例No. 120及び123では、焼鈍時の露点が低かったために、内部酸化層及び脱炭層が形成されず、十分なめっき性を得られなかった。例No. 127では、焼鈍時間が長かったために、脱炭層が内部酸化層に対して過剰に生成してB/tが高くなり、結果として引張強度が低下した。例No. 128では熱延後の板厚が厚かったために冷延工程での負荷が大きくなり、適切な板厚を得ることができなかった。これとは対照的に、本発明に係る全ての実施例において、鋼板の成分組成、鋼板表面の内部酸化層の厚さと脱炭層の厚さとの比(A/B)、及び脱炭層の厚さと鋼板の板厚との比(B/t)を適切に制御することにより、十分な強度及びめっき性を達成することができた。とりわけ、Si含有量とMn含有量の和(Si+Mn)を5.00%以下及びMn含有量に対するSi含有量の比(Si/Mn)を1.50以下に制御した例No. 101~103、

105～108、112、114～118、121、122及び124～126では、極めて高いめっき性を達成することができた。

【0092】

(例B：幅広の亜鉛系めっき鋼板の製造)

本例では、板厚が0.10～0.95mm(100～950μm)でかつ板幅が1500～3000mmの鋼板に亜鉛系めっきを施した亜鉛系めっき鋼板を製造した。まず、成分組成を調整した溶鋼を鑄造して鋼片を形成し、鋼片を一旦冷却した後に再加熱して、熱延潤滑油としてCaスルホネート含有潤滑油を使用して50%以上の圧下率にて熱間圧延し、得られた熱延鋼板を捲取り、得られた熱延コイルを表3に示す保管方法により保管した。全ての例において、再加熱時の鋼片の加熱温度を1200、仕上圧延温度850とした。Caスルホネート含有潤滑油の使用の有無、熱延後の板厚及び捲取温度は表3に記載のとおりであった。その後、熱延コイルに対して塩酸を用いて酸洗を行い、表面スケールが0.2μm以下になるまで除去した。酸洗後、表3に記載の冷延圧下率で冷間圧延を行った。各冷延鋼板からJIS G0417:1999に準拠した方法でサンプルを採取し、鋼板の成分組成を分析した。また、冷延鋼板の任意の部分5箇所についてマイクロメーターで鋼板の板厚を測定し、それらを平均して板厚を算出した。更に板幅を巻き尺を用いて測定した。各例の鋼板の成分組成、板厚及び板幅を表3及び4に示す。

10

【0093】

次いで、各冷延鋼板に対し、連続めっきラインの前面に備えられた研削ゾーンにて表3に示す本数の重研削ブラシ(鋼板の上下に配置される一対の重研削ブラシを1本とした場合の本数)を用いて表面を全ての重研削ブラシの合計で片面あたり2g/m²以上研削した後、焼鈍及び溶融亜鉛めっきを行い、No.21を除きさらに合金化処理を行った。表3において、溶融亜鉛めっき後に合金化処理を行ったものは「合金化」、溶融亜鉛めっき後に合金化処理を行っていないものは「溶融亜鉛」と示した。焼鈍における温度、露点及び保持時間は表3に記載のとおりとし、焼鈍温度までの昇温速度は10/秒とした。また、焼鈍雰囲気については、水素3%及び窒素97%の還元雰囲気、式： $\log(P_{H_2O}/P_{H_2})$ で求まる酸素ポテンシャルを-3.0～-1.0になるように露点を制御した。溶融亜鉛めっきについては、焼鈍後の冷却を480で停止し、冷延鋼板を溶融亜鉛のめっき浴に3秒間浸漬し、めっき付着量を片面あたり50g/m²程度になるように調整した。例No.201～220及び222～225については、溶融亜鉛めっき後に550で合金化処理を行った。なお、全ての例において、めっき層は、Fe:5～15%及びAl:0.01～1%を含んでいた。

20

30

【0094】

(内部酸化層の厚さAの測定及びその厚さのばらつきa(μm)の算出)

各例のめっき層をインヒビターを添加した塩酸溶液で化学的に溶解、除去した後、高周波タイプGDSを用いて鋼板の板厚方向の組成を分析し、内部酸化層の厚さを評価した。具体的には、鋼板表面から鋼板の板厚方向に向かって一定時間スパッタリングした後のスパッタ深さをレーザー顕微鏡で計測し、時間当たりのスパッタ速度を算出した。鋼素地のMn信号強度の0.9倍のMn信号強度に達した位置を特定し、この位置に到達したスパッタ時間をスパッタ速度より深さに換算したものを内部酸化層の厚さとした。以上の操作を鋼板の幅方向9点(センター、両エッジより100mm位置、エッジとセンターを4分割した3点ずつ)、両面で計18箇所で行い、各箇所求めた厚さを平均化することで、内部酸化層の厚さA(μm)(片面あたり)を得、また標準偏差を計算することで内部酸化層の厚さにおける幅方向の標準偏差a(μm)を得た。

40

【0095】

(脱炭層の厚さBの測定及びその厚さのばらつきb(μm)の算出)

各例のめっき層をインヒビターを添加した塩酸溶液で化学的に溶解、除去した後、鋼板の断面硬度分布を測定することで脱炭層の厚さを評価した。具体的には、鋼板を2%ナイトールで腐食させることで鋼板組織を観察し、脱炭層厚のあたりをつけ、その後、鋼板表面(鋼板とめっき層の界面)から板厚方向に向かって、断面のビッカース硬度を5μmご

50

とに測定した。測定長は100 μm までとした。硬度分布が鋼板硬度に到達した位置を特定し、その位置を脱炭層の厚さとみなした。内部酸化層と同様に9点、両面で計18箇所
で測定を行い平均値と標準偏差を計算して本発明における脱炭層の厚さB (μm) (片面
あたり)、脱炭層の厚さにおける幅方向の標準偏差b (μm)を得た。ビッカース硬度の
測定時の荷重は25 gfとした。

【0096】

(引張強度の評価)

引張試験は、JIS 5号引張試験片を用いたJIS - Z 2241 : 2011に規定され
る方法で行った。引張試験のクロスヘッド試験速度は、30 mm / 分とした。得られた結
果を表4に示す。また、引張試験は内部酸化層と同様に9点で測定を行い、平均値を本発
明に係る引張強度とした。

10

【0097】

(めっき性の評価)

めっき性の評価については、例Aの場合と同じ基準で行った。

【0098】

(5%歪付与後のめっき性の評価)

めっき性の評価が または○であったものについて、更に引張試験片を採取したのと同
じ位置で試料を採取し、引張により5%の歪を付与した後の外観を評価した。引張前は外
観ムラが認められなくても引張後に外観ムラが発生する場合があります、全ての試料で外観ム
ラが発生しないものを○、外観ムラが発生したものを×とした。

20

【0099】

本例では、例Aの場合と同様に、引張強度が550 ~ 1500 MPaであり、めっき性
の評価(5%歪付与後のめっき性の評価を除く)が 又は○である場合を、十分な強度及
びめっき性を有する亜鉛系めっき鋼板として評価した。

【0100】

30

40

50

表3

表3	例No.	銅板の成分組成[質量%]:残留Fe及び不純物										製造条件										めっき 付着量 [g/m ²]	
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	その他	Si+Mn	Sr/Mn	Ca+ルホ ネート含有 潤滑油	熱延後 板厚 [mm]	捲取 温度 [°C]	熱延コイル 保管方法	冷延 圧下率 [%]	重研削 プラン数 [本]	焼鈍 温度 [°C]	露点 [°C]	保持 時間 [秒]		
	201	0.03	0.45	1.35	0.015	0.003	0.021	0.0027	0.003	—	1.80	0.33	有	2.00	560	穴横	80	4	811	-7	70	合金化	48
	202	0.09	0.45	1.54	0.012	0.003	0.025	0.003	0.003	—	1.99	0.29	有	1.80	550	穴横	78	4	785	-7	70	合金化	48
	203	0.21	0.42	1.10	0.011	0.003	0.023	0.003	0.002	Ni:0.05,Cu:0.02	1.52	0.38	有	1.80	580	穴横	78	4	780	-7	70	合金化	48
	204	0.10	0.04	1.53	0.011	0.002	0.310	0.002	0.003	Ti:0.02,W:0.02	1.57	0.03	有	2.00	580	穴横	80	4	780	-7	70	合金化	47
	205	0.07	0.86	1.25	0.009	0.002	0.026	0.003	0.003	Nb:0.02	2.11	0.69	有	2.00	590	穴横	80	4	790	-7	70	合金化	49
	206	0.08	2.54	1.64	0.008	0.002	0.025	0.003	0.003	B:0.0015	4.18	1.55	有	2.00	580	穴横	80	4	780	-7	70	合金化	50
	207	0.09	3.22	3.11	0.008	0.002	0.029	0.003	0.003	—	6.33	1.04	有	1.80	600	穴横	78	4	780	-7	70	合金化	48
	208	0.08	0.45	0.74	0.012	0.003	0.027	0.003	0.004	—	1.19	0.61	有	1.80	580	穴横	78	4	790	-7	70	合金化	46
	209	0.09	0.45	2.30	0.010	0.002	0.031	0.003	0.003	V:0.02,Ca:0.01	2.75	0.20	有	1.80	590	穴横	78	4	790	-7	70	合金化	47
	210	0.10	0.13	1.28	0.010	0.002	1.130	0.003	0.003	Cr:0.34,Mn:0.08	1.41	0.10	有	1.80	570	穴横	78	4	780	-7	70	合金化	48
	211	0.09	0.13	1.30	0.010	0.002	2.250	0.003	0.002	—	1.43	0.10	有	2.00	580	穴横	80	4	780	-7	70	合金化	46
	212	0.09	0.45	1.54	0.012	0.003	0.025	0.003	0.003	—	1.99	0.29	有	2.40	570	穴横	71	4	780	-7	90	合金化	47
	213	0.10	0.04	1.53	0.011	0.002	0.310	0.002	0.003	Ti:0.02,W:0.02	1.57	0.03	有	2.00	600	穴横	80	1	780	-7	70	合金化	46
	214	0.10	0.04	1.53	0.011	0.002	0.310	0.002	0.003	Ti:0.02,W:0.02	1.57	0.03	有	1.80	580	穴横	78	2	780	-7	70	合金化	46
	215	0.10	0.04	1.53	0.011	0.002	0.310	0.002	0.003	Ti:0.02,W:0.02	1.57	0.03	有	1.80	570	穴横	78	3	780	-7	70	合金化	46
	216	0.09	0.45	1.53	0.012	0.002	0.023	0.003	0.003	Mg:0.01,Zr:0.02	1.98	0.29	有	1.80	570	穴横	78	4	780	-7	70	合金化	48
	217	0.10	0.04	1.53	0.011	0.002	0.310	0.002	0.003	Ti:0.02,W:0.02	1.57	0.03	有	1.80	570	穴横	78	4	780	0	70	合金化	48
	218	0.10	0.04	1.53	0.011	0.002	0.310	0.002	0.003	Ti:0.02,W:0.02	1.57	0.03	有	1.80	580	穴横	78	4	780	-7	100	合金化	48
	219	0.10	0.04	1.51	0.011	0.002	0.310	0.002	0.003	Hf:0.01	1.55	0.03	有	2.00	580	穴横	80	4	790	-7	70	合金化	49
	220	0.10	0.04	1.53	0.010	0.003	0.300	0.003	0.003	REM:0.03	1.57	0.03	有	2.00	590	穴横	80	4	790	-7	70	合金化	49
	221	0.09	0.45	1.54	0.012	0.003	0.025	0.003	0.003	—	1.99	0.29	有	2.00	580	穴横	80	4	785	-7	70	溶融亜鉛	50
	222	0.10	2.44	2.85	0.013	0.002	0.025	0.002	0.004	—	5.29	0.86	有	2.00	580	穴横	80	4	780	-5	70	合金化	48
	223	0.09	0.45	1.54	0.012	0.003	0.025	0.003	0.003	—	1.99	0.29	無	2.00	570	穴横	80	4	780	-7	70	合金化	48
	224	0.09	0.45	1.54	0.012	0.003	0.025	0.003	0.003	—	1.99	0.29	有	2.00	570	穴横	80	4	780	-7	70	合金化	49
	225	0.09	0.45	1.54	0.012	0.003	0.025	0.003	0.003	—	1.99	0.29	有	2.00	620	穴横	80	4	780	-7	70	合金化	49

【表 4】

例No.	特性							評価				備考		
	内部酸化層厚さA [μm]	脱炭層厚さB [μm]	内部酸化層 標準偏差a [μm]	脱炭層 標準偏差b [μm]	板厚 [μm]	板幅 [mm]	A/B	B/t	a/A	b/B	引張強度 [MPa]		めっき性	5%歪付と後 めっき性
201	3.1	22	0.20	3.10	400	1850	0.14	0.055	0.06	0.14	420	◎	○	比較例
202	2.5	58	0.25	10.10	400	1850	0.04	0.145	0.10	0.17	575	◎	○	実施例
203	3.0	42	0.33	6.90	400	1850	0.07	0.105	0.11	0.16	1199	◎	○	実施例
204	2.5	63	0.19	8.50	400	1850	0.04	0.158	0.08	0.13	625	◎	○	実施例
205	3.5	69	0.45	7.60	400	1850	0.05	0.173	0.13	0.11	688	◎	○	実施例
206	5.1	77	0.54	11.00	400	1850	0.07	0.193	0.11	0.14	842	○	○	実施例
207	6.5	78	0.81	10.50	400	1850	0.08	0.195	0.12	0.13	1155	×	—	比較例
208	2.7	47	0.31	6.70	400	1850	0.06	0.118	0.11	0.14	494	◎	○	比較例
209	3.1	50	0.40	8.10	400	1850	0.06	0.125	0.13	0.16	685	◎	○	実施例
210	2.1	47	0.23	5.40	400	1850	0.04	0.118	0.11	0.11	723	◎	○	実施例
211	2.1	45	0.29	6.00	400	1850	0.05	0.113	0.14	0.13	635	×	—	比較例
212	3.0	65	0.37	11.00	700	1850	0.05	0.093	0.12	0.17	580	◎	○	実施例
213	2.3	55	0.50	11.30	400	1850	0.04	0.138	0.22	0.21	630	○	×	実施例
214	2.7	60	0.40	12.60	400	1850	0.05	0.150	0.15	0.21	624	○	×	実施例
215	3.0	63	0.26	9.40	400	1850	0.05	0.158	0.09	0.15	629	○	○	実施例
216	2.8	65	0.38	9.10	400	2160	0.04	0.163	0.14	0.14	630	◎	○	実施例
217	3.0	65	0.37	8.50	400	1850	0.05	0.163	0.12	0.13	620	◎	○	実施例
218	3.3	72	0.45	9.00	400	1850	0.05	0.180	0.14	0.13	610	◎	○	実施例
219	3.5	67	0.49	7.50	400	1530	0.05	0.168	0.14	0.11	640	◎	○	実施例
220	2.9	65	0.37	8.20	400	1530	0.04	0.163	0.13	0.13	638	◎	○	実施例
221	2.8	60	0.27	9.80	400	1850	0.05	0.150	0.10	0.16	581	◎	○	実施例
222	5.9	71	0.46	9.80	400	1850	0.08	0.178	0.08	0.14	954	○	○	実施例
223	2.5	55	0.50	12.00	400	1850	0.05	0.138	0.20	0.22	575	◎	×	実施例
224	2.5	53	0.33	13.00	400	1850	0.05	0.133	0.13	0.25	575	◎	×	実施例
225	2.5	83	0.55	13.50	400	1850	0.03	0.208	0.22	0.16	540	◎	×	比較例

表4

【0102】

表3及び4を参照すると、例No. 201ではC含有量が低かったために引張強度が低下した。例No. 207ではSi含有量が高かったために表面性状の劣化を引き起こし、結果としてめっき性が低下した。例No. 208ではMn含有量が低かったために引張強度が低下した。例No. 211ではAl含有量が高かったために表面性状の劣化を引き起こし、結果としてめっき性が低下した。例No. 225では、捲取温度が高かったために熱延工程での脱炭層の形成を十分に抑制できず、結果としてB/tが高くなり、引張強度が低下した。

【0103】

10

20

30

40

50

これとは対照的に、本発明に係る全ての実施例において、鋼板の成分組成、鋼板表面の内部酸化層の厚さと脱炭層の厚さとの比 (A/B)、及び脱炭層の厚さと鋼板の板厚との比 (B/t) を適切に制御することにより、十分な強度及びめっき性を達成することができた。とりわけ、鋼板の成分組成、 A/B 及び B/t に加えて、鋼板表面の内部酸化層の厚さ (A)、脱炭層の厚さ (B) 並びにそれらの幅方向のばらつき (a/A 及び b/B) を適切に制御した例 No. 202 ~ 206、209、210、212 及び 215 ~ 222 では、5%の歪を付与した後においても外観ムラが発生しておらず、したがって鋼板全体で十分かつ均一な強度及びめっき性を達成することができた。他の実施例、すなわち例 No. 213、214、223 及び 224 では、十分な強度及びめっき性を達成することはできなかったものの、5%の歪を付与した後に外観ムラの発生が観察された。具体的には、例 No. 213 及び 214 では、重研削ブラシの本数が少なかったために幅方向の鋼板全体にわたる表面粗度の均一化や歪の均一な付与が十分でなかったと考えられ、その結果として所望の a/A 及び b/B が得られず、5%の歪を付与した後に外観ムラが生じた。例 No. 223 では、熱延工程において適切な熱延潤滑油を使用しなかったために a/A 及び b/B が高くなり、結果として5%の歪を付与した後に外観ムラが生じた。例 No. 224 では、熱延及び捲取後の熱延コイルの保管方法が適切でなかったために b/B が高くなり、結果として5%の歪を付与した後に外観ムラが生じた。

【産業上の利用可能性】

【0104】

本発明に係る亜鉛系めっき鋼板は十分なめっき性及び強度を有するため、外観性状に優れた高強度亜鉛系めっき鋼板を提供することが可能となり、当該亜鉛系めっき鋼板は自動車、家電製品、建材等の用途、特に自動車用に好適に用いることができる。したがって、本発明は産業上の価値が極めて高い発明といえるものである。

10

20

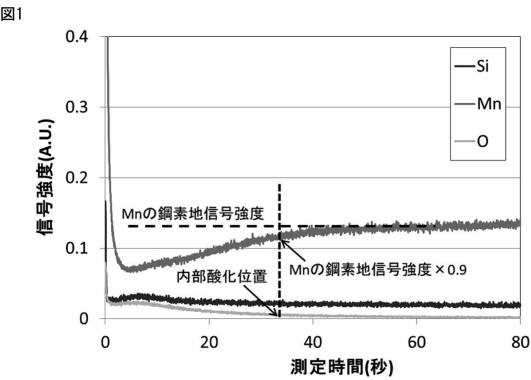
30

40

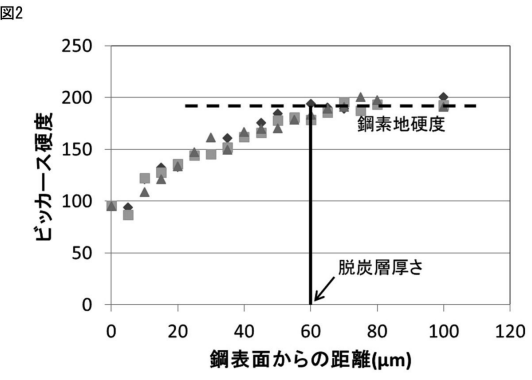
50

【 図 面 】

【 図 1 】



【 図 2 】



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 C	18/04	(2006.01)	C 2 2 C	18/04	
C 2 2 C	18/00	(2006.01)	C 2 2 C	18/00	
C 2 1 D	9/46	(2006.01)	C 2 1 D	9/46	J
C 2 1 D	1/26	(2006.01)	C 2 1 D	1/26	N

日本製鉄株式会社内

(72)発明者 松田 敬太郎
東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 日本製鉄株式会社内

(72)発明者 川田 裕之
東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 日本製鉄株式会社内

審査官 伊藤 真明

(56)参考文献 国際公開第 2 0 1 9 / 1 1 6 5 3 1 (W O , A 1)
国際公開第 2 0 1 9 / 0 2 6 1 0 6 (W O , A 1)
特開 2 0 1 1 - 1 1 7 0 4 1 (J P , A)
特開 2 0 1 7 - 2 1 4 6 1 7 (J P , A)
特開 2 0 1 2 - 0 1 2 6 5 5 (J P , A)
特開 2 0 1 9 - 1 5 1 8 8 3 (J P , A)
国際公開第 2 0 1 9 / 0 2 6 1 1 3 (W O , A 1)

(58)調査した分野 (Int.Cl. , D B 名)
C 2 3 C 2 / 0 0 - 2 / 4 0
C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0
C 2 2 C 1 8 / 0 0 - 1 8 / 0 4
C 2 1 D 9 / 4 6 - 9 / 4 8
C 2 1 D 1 / 0 2 - 1 / 8 4