

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B1)

(11)特許番号  
特許第7635892号  
(P7635892)

(45)発行日 令和7年2月26日(2025.2.26)

(24)登録日 令和7年2月17日(2025.2.17)

(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 1 D	9/46	J	
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 2 C	38/06		
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C	38/60		
C 2 3 C 2/06 (2006.01)	C 2 3 C	2/06		
請求項の数 16 (全36頁) 最終頁に続く				

(21)出願番号	特願2024-534743(P2024-534743)	(73)特許権者	000001258
(86)(22)出願日	令和6年1月23日(2024.1.23)		J F E スチール株式会社
(86)国際出願番号	PCT/JP2024/001775		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
審査請求日	令和6年6月11日(2024.6.11)	(74)代理人	100184859
(31)優先権主張番号	特願2023-164731(P2023-164731)		弁理士 磯村 哲朗
(32)優先日	令和5年9月27日(2023.9.27)	(74)代理人	100123386
(33)優先権主張国・地域又は機関	日本国(JP)		弁理士 熊坂 晃
早期審査対象出願		(74)代理人	100196667
			弁理士 坂井 哲也
		(74)代理人	100130834
			弁理士 森 和弘
		(72)発明者	星野 克弥
			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	小野 義彦
			最終頁に続く

(54)【発明の名称】 溶融亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0 . 0 6 % 以上 0 . 3 0 % 以下、

S i : 0 . 0 1 % 以上 3 . 0 0 % 未満、

M n : 1 . 5 % 以上 3 . 5 % 以下、

P : 0 . 1 % 以下 ( 0 % を含まない )、

S : 0 . 0 0 3 % 以下 ( 0 % を含まない )、

s o l . A l : 0 . 1 % 以下 ( 0 % を含まない )、

N : 0 . 0 0 7 % 以下 ( 0 % を含まない )、

O : 0 . 0 0 3 % 以下 ( 0 % を含まない ) を含有し、

残部が F e および不可避の不純物からなる成分組成を有する母材鋼板と、

該母材鋼板の表面に形成された、片面あたりのめっき付着量が 2 0 g / m <sup>2</sup> 以上 1 2 0 g / m <sup>2</sup> 以下である亜鉛系めっき層と、を備え、

前記母材鋼板は、昇温分析で測定した際に、2 0 0 以上 3 5 0 以下で放出する水素の合計が 0 . 2 0 質量 p p m 以下であり、

鋼板表面の 1 m × 1 m の範囲において、不めっき欠陥が 3 個未満であり、

引張強度が 7 8 0 M P a 以上である、溶融亜鉛系めっき鋼板。

【請求項2】

前記母材鋼板は、前記成分組成として、さらに、質量%で、以下の A 群 ~ H 群のうちか

ら選んだ1群以上を含有する、請求項1に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

**A群**

Nb：0.05%以下(0%を含まない)、

Ti：0.08%以下(0%を含まない)、

V：0.2%以下(0%を含まない)、

W：0.15%以下(0%を含まない)、

Zr：0.15%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

**B群**

Cr：1%以下(0%を含まない)、

Ni：1%以下(0%を含まない)、

Cu：1%以下(0%を含まない)、

Mo：1%以下(0%を含まない)、

Co：1%以下(0%を含まない)、

B：0.005%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

**C群**

Ca：0.005%以下(0%を含まない)、

Mg：0.005%以下(0%を含まない)、

REM：0.005%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

**D群**

Sn：0.2%以下(0%を含まない)、

Sb：0.2%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

**E群**

Ta：0.10%以下(0%を含まない)

**F群**

Te：0.10%以下(0%を含まない)、

As：0.10%以下(0%を含まない)、

Hf：0.10%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

**G群**

Bi：0.20%以下(0%を含まない)、

Pb：0.20%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

**H群**

Zn：0.10%以下(0%を含まない)、

Ge：0.10%以下(0%を含まない)、

Sr：0.10%以下(0%を含まない)、

Cs：0.10%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

**【請求項3】**

前記母材鋼板の表面から1/4厚の位置を中心とした1/8厚～3/8厚の範囲における鋼組織は、面積%で、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイトの合計面積率が30%以上であり、引張強度が780MPa以上である、請求項1又は2に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

**【請求項4】**

前記母材鋼板の表面から1/4厚の位置を中心とした1/8厚～3/8厚の範囲における鋼組織は、面積%で、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイトの合計面積率が50%以上であり、引張強度が980MPa以上である、請求項1又は2に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

**【請求項5】**

前記母材鋼板の表面から1/4厚の位置を中心とした1/8厚～3/8厚の範囲における鋼組織は、面積%で、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイトの合計面積率が70%以上であり、引張強度が1180MPa以上である、請求項1又は2に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

10

20

30

40

50

## 【請求項 6】

前記母材鋼板の表面から 1 / 4 厚の位置を中心とした 1 / 8 厚 ~ 3 / 8 厚の範囲における鋼組織は、面積 % で、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイトの合計面積率が 85 % 以上であり、引張強度が 1310 MPa 以上である、請求項 1 又は 2 に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

## 【請求項 7】

前記母材鋼板の表面から 1 / 4 厚の位置を中心とした 1 / 8 厚 ~ 3 / 8 厚の範囲における鋼組織は、面積 % で、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイトの合計面積率が 90 % 以上であり、引張強度が 1470 MPa 以上である、請求項 1 又は 2 に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

10

## 【請求項 8】

前記亜鉛系めっき層が合金化溶融亜鉛めっき層である、請求項 1 又は 2 に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

## 【請求項 9】

請求項 1 又は 2 に記載の成分組成を有する母材鋼板の表面に焼鈍および溶融亜鉛系めっき処理を行う溶融亜鉛系めっき鋼板を製造する方法であって、

母材鋼板を露点 - 55 以上 + 30 以下、水素濃度 5.0 体積 % 以上 2.5 体積 % 以下の雰囲気中、650 以上 950 以下の保持温度で 20 s 以上 150 s 以下の時間保持する第一焼鈍工程と、

該第一焼鈍工程を経た母材鋼板を、露点 - 50 以上 + 30 以下、水素濃度 0.2 体積 % 以上 5.0 体積 % 未満の雰囲気中、700 以上 950 以下の保持温度で 30 s 以上 300 s 以下の時間保持する第二焼鈍工程と、

20

該第二焼鈍工程を経た母材鋼板を、露点 - 20 以下、水素濃度 0.2 体積 % 以上 5.0 体積 % 未満の雰囲気中、前記第二焼鈍工程の 700 以上 950 以下の保持温度から 650 以下の鋼板温度まで平均冷却速度 5 / s 以上で冷却する第一冷却工程と、

該第一冷却工程を経た母材鋼板を、露点 - 20 以下、水素濃度 5.0 体積 % 以上 2.5 体積 % 以下の雰囲気中、前記第一冷却工程の冷却が終了する際の 650 以下の鋼板温度から 550 以下の鋼板温度まで平均冷却速度 10 / s 以上で冷却する第二冷却工程と、

該第二冷却工程後の母材鋼板に対して、溶融亜鉛系めっき処理を行い、前記母材鋼板の表面に亜鉛系めっき層を形成させる溶融亜鉛系めっき工程と、

30

を含む、

前記母材鋼板と、該母材鋼板の表面に形成された、片面あたりのめっき付着量が 20 g / m<sup>2</sup> 以上 120 g / m<sup>2</sup> 以下である前記亜鉛系めっき層と、を備え、前記母材鋼板は、昇温分析で測定した際に、200 以上 350 以下で放出する水素の合計が 0.20 質量 ppm 以下であり、鋼板表面の 1 m × 1 m の範囲において、不めっき欠陥が 3 個未満であり、引張強度が 780 MPa 以上である、溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

## 【請求項 10】

前記第一焼鈍工程前の母材鋼板に、O<sub>2</sub> を 1000 体積 ppm 以上含む雰囲気中において 400 以上 900 以下の温度で酸化処理を施す酸化処理工程を含む、請求項 9 に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

40

## 【請求項 11】

前記溶融亜鉛系めっき処理を施した後、5 s 以上 600 s 以下の時間、200 以上 450 以下で、かつ水素濃度 1.5 体積 % 以下の雰囲気中で保持した後に冷却する再加熱処理工程を含む、請求項 9 に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

## 【請求項 12】

前記溶融亜鉛系めっき処理を施した後、5 s 以上 600 s 以下の時間、200 以上 450 以下で、かつ水素濃度 1.5 体積 % 以下の雰囲気中で保持した後に冷却する再加熱処理工程を含む、請求項 10 に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

## 【請求項 13】

前記溶融亜鉛系めっき工程後、前記母材鋼板および前記亜鉛系めっき層を合金化処理す

50

る合金化処理工程を含む、請求項 9 に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

【請求項 14】

前記溶融亜鉛系めっき工程後、前記母材鋼板および前記亜鉛系めっき層を合金化処理する合金化処理工程を含む、請求項 10 に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

【請求項 15】

前記溶融亜鉛系めっき工程後、前記母材鋼板および前記亜鉛系めっき層を合金化処理する合金化処理工程を含む、請求項 11 に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

【請求項 16】

前記溶融亜鉛系めっき工程後、前記母材鋼板および前記亜鉛系めっき層を合金化処理する合金化処理工程を含む、請求項 12 に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、溶融亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、自動車、家電、建材等の分野において、素材鋼板に防錆性を付与した表面処理鋼板、なかでも防錆性に優れた溶融亜鉛系めっき鋼板（合金化溶融亜鉛系めっき鋼板を含む）が広く使用されている。また、自動車の燃費向上および自動車の衝突安全性向上の観点から、車体材料の高強度化によって薄肉化を図り、車体そのものを軽量化かつ高強度化するために、高強度鋼板の車体材料への適用が進んでいる。

20

一般に、溶融亜鉛系めっき鋼板は、熱延鋼板や冷延鋼板を母材として用い、この母材鋼板を CGL の焼鈍炉で再結晶焼鈍した後、溶融亜鉛系めっきを施すことにより製造される。また、合金化溶融亜鉛系めっき鋼板は、溶融亜鉛系めっき後、さらに合金化処理を施すことにより製造される。

【0003】

焼鈍では、水素を含む還元雰囲気中に鋼板を保持する必要があるが、このとき、炉内の水素が鋼板中に侵入し、その後、鋼板に冷却処理および溶融めっき処理が施されることで、水素は鋼中拡散性水素として鋼板中に残留する。めっきは水素を透過しないため、鋼中拡散性水素はめっき後に鋼板から放出されることはなく、鋼中拡散性水素量が多い場合には耐遅れ破壊特性が低下するという課題があった。とりわけ、引張強度が 780 MPa 以上である高強度鋼板においては、鋼中拡散性水素が焼鈍後に残存しやすく、耐遅れ破壊特性が顕著に低下するという課題があった。これは、引張強度が 780 MPa 以上の高強度鋼板においては、所定の強度を得るために、マルテンサイトやベイナイト等の硬質組織を形成させる必要があるが、そのためには焼鈍工程でオーステナイト相を生成させる必要があるが、オーステナイト相はフェライト相と比べて水素を多量に吸収しやすく、しかも水素の拡散速度が遅いので焼鈍工程で一旦水素が吸収されると冷却工程においては放出されにくいという性質による。このような耐遅れ破壊に対する基準は、近年厳格化される傾向にある。

30

【0004】

従来、鋼板中の水素量を低減した鋼板としては、例えば以下のような提案がなされている。

40

特許文献 1 には、鋼板を 200 まで昇温した際に放出される水素量が 0.35 質量 ppm 以下である耐遅れ破壊特性と穴広げ性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。

特許文献 2 には、鋼板を 210 まで昇温した際に放出される水素量が 0.25 質量 ppm 以下であるめっき性と曲げ性に優れた高強度亜鉛めっき鋼板が開示されている。

特許文献 3 には、鋼板を 210 まで昇温した際に放出される水素量が 0.25 質量 ppm 以下であるめっき性と曲げ性に優れた引張強さが 1100 MPa 以上である高強度亜鉛めっき鋼板が開示されている。

50

また、鋼板中の水素量を低減した鋼板を製造する技術として、例えば、以下のような提案がなされている。

特許文献 4 には、熱延鋼板を還元処理した後、 $H_2$  濃度 8 ~ 20 % の雰囲気中において 450 ~ 550 で脱水素処理を行い、しかる後、溶融亜鉛めっきを行う技術が示されている。

また、特許文献 5 には、熱延鋼板を 650 ~ 950 の範囲で還元焼鈍した後、溶融亜鉛めっきを行う方法において、焼鈍炉内の焼鈍温度と水素濃度の関係が下記式 (1) を満たすように制御することで鋼板中の水素量を低減する技術が示されている。

$$1 \quad H - 0.05 \times RT + 57.5 \quad \dots (1)$$

ここで、H は炉内水素濃度 (%) であり、RT は焼鈍温度 ( ) である。

【0005】

また、特許文献 6 には、Si、Mn、Al を含有する鋼板を還元焼鈍した後、溶融亜鉛めっきを行う方法において、還元焼鈍時炉内の水素濃度が 10 体積% 以上で、650 以上 750 未満の炉内雰囲気ガスのうち、水素分圧と水蒸気分圧の関係が下記式 (2) を満たし、同様に 750 以上 950 以下の炉内雰囲気ガスのうち、水素分圧と水蒸気分圧の関係が下記式 (3) を満たすように制御することで、良好な表面品質を得る技術が示されている。

$$\log(P_{H_2O}/P_{H_2}) - 1.55 \quad \dots (2)$$

$$- 0.91 \quad \log(P_{H_2O}/P_{H_2}) - 0.635 \quad \dots (3)$$

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

【文献】国際公開第 2019/189067 号

【文献】国際公開第 2019/189849 号

【文献】国際公開第 2019/189841 号

【文献】特開昭 54-130443 号公報

【文献】特許第 3266008 号公報

【文献】特許第 5811841 号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

しかし、特許文献 1、2、3 に示される技術では、厳格化された耐遅れ破壊に対する基準に対して、特に焼鈍工程でオーステナイト相を生成させる必要があるが、高強度鋼板については十分に耐遅れ破壊特性を改善できなかった。

さらに、特許文献 4、5 に示される技術は、いずれも熱延鋼板のプリスター（めっき膨れ）を抑制するためのものであり、焼鈍工程でオーステナイト相を有する高強度鋼板の耐遅れ破壊特性を改善するためには、雰囲気中の水素量をさらに低減することで、鋼中水素を低減する必要がある。しかしながら、雰囲気中の水素量をさらに低減すると、高強度鋼板が含有する Si や Mn などの易酸化性元素の選択酸化が促進されることによりめっき性が阻害され、良好な表面品質を得ることはできない。したがって、特許文献 4、5 に記載の水素を炉内で一律に低減する方法では、良好な表面品質と耐遅れ破壊特性の改善は困難である。

また、特許文献 6 に示される技術は、焼鈍温度別に水蒸気分圧と水素分圧の比を変化させることで、Si、Mn、Al 含有鋼のめっき性を改善し、良好な表面品質を得ようとするものである。しかしながら、炉内の水素濃度を 10 % 以上に制御することが必要であり、鋼中に含有する水素濃度を低減することは考慮されておらず、このため、高強度鋼板の耐遅れ破壊特性の改善は困難である。

【0008】

したがって本発明の目的は、以上のような従来技術の課題を解決し、高強度を有し、めっきのない美しい表面外観を有するとともに、耐遅れ破壊特性に優れた溶融亜鉛系めっ

10

20

30

40

50

き鋼板を製造することができる製造方法を提供することにある。

【0009】

ここで、高強度とは、JIS Z2241(2011)に準拠して引張試験を行い、鋼板の引張強度TSが780MPa以上であることを指す。

不めっきのない美しい表面外観とは、溶融亜鉛系めっき鋼板のめっき外観を目視観察し、模様や凹凸が認められるものについては、SEM観察を実施し、鋼板の1m×1mの範囲において、不めっき欠陥が3個未満であることを指す。

耐遅れ破壊特性に優れるとは、長軸長さ100mm、短軸長さ20mmの短冊状の試験片を鋼板から採取し、この試験片の長軸・短軸の中心位置に直径15mm、クリアランス14.0%で打抜き穴を形成し、引張試験(引張速度10mm/分)に供し、引張試験の

10

負荷時間は最大100時間とし、100時間負荷後に亀裂が生じなかった最大応力を限界応力とし、限界応力/降伏応力が1.00以上であることを指す。

【課題を解決するための手段】

【0010】

本発明者らは、上記課題を解決すべく検討を重ねた結果、鋼板を昇温した際に200未満で放出される水素は、鋼板を製造した後の保持によって大気中に放出されるが、鋼板を昇温した際に200以上350以下で放出される水素(以下、準拡散性水素と言う)は、鋼板を製造した後の保持によって大気中には放出されず、特にプレス加工などによって加工を受けると拡散性水素に変質し、耐遅れ破壊特性に大きく影響することを新たに明らかにした。さらに、鋼板(母材鋼板)に対して焼鈍および冷却を施した後、溶融亜鉛系めっきを行う溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法において、焼鈍および冷却の雰囲気最適化することにより、めっき外観と耐遅れ破壊特性に優れた溶融亜鉛系めっき鋼板を製造できることを見出した。

20

【0011】

本発明は、このような知見に基づきなされたもので、その要旨は以下のとおりである。

[1] 質量%で、

C: 0.06%以上0.30%以下、

Si: 0.01%以上3.00%未満、

Mn: 1.5%以上3.5%以下、

P: 0.1%以下(0%を含まない)、

S: 0.003%以下(0%を含まない)、

sol. Al: 0.1%以下(0%を含まない)、

N: 0.007%以下(0%を含まない)、

O: 0.003%以下(0%を含まない)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する母材鋼板と、

該母材鋼板の表面に形成された、片面あたりのめっき付着量が20g/m<sup>2</sup>以上120g/m<sup>2</sup>以下である亜鉛系めっき層と、を備え、

前記母材鋼板は、昇温分析で測定した際に、200以上350以下で放出する水素の合計が0.20質量ppm以下であり、

40

鋼板表面の1m×1mの範囲において、不めっき欠陥が3個未満であり、

引張強度が780MPa以上である、溶融亜鉛系めっき鋼板。

[2] 前記母材鋼板は、前記成分組成として、さらに、質量%で、以下のA群～D群のうちから選んだ1群以上を含有する、[1]に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

A群

Nb: 0.05%以下(0%を含まない)、

Ti: 0.08%以下(0%を含まない)、

V: 0.2%以下(0%を含まない)、

W: 0.15%以下(0%を含まない)、

50

Zr : 0.15%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

B群

Cr : 1%以下(0%を含まない)、

Ni : 1%以下(0%を含まない)、

Cu : 1%以下(0%を含まない)、

Mo : 1%以下(0%を含まない)、

Co : 1%以下(0%を含まない)、

B : 0.005%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

C群 :

Ca : 0.005%以下(0%を含まない)、

Mg : 0.005%以下(0%を含まない)、

REM : 0.005%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

D群 :

Sn : 0.2%以下(0%を含まない)、

Sb : 0.2%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

[3] 前記母材鋼板は、前記成分組成として、さらに、質量%で、以下のE群~H群のうちから選んだ1群以上を含有する、[1]又は[2]に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

E群

Ta : 0.10%以下(0%を含まない)

F群

Te : 0.10%以下(0%を含まない)、

As : 0.10%以下(0%を含まない)、

Hf : 0.10%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

G群

Bi : 0.20%以下(0%を含まない)、

Pb : 0.20%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

H群

Zn : 0.10%以下(0%を含まない)、

Ge : 0.10%以下(0%を含まない)、

Sr : 0.10%以下(0%を含まない)、

Cs : 0.10%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

[4] 前記母材鋼板の表面から1/4厚の位置を中心とした1/8厚~3/8厚の範囲における鋼組織は、面積%で、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイトの合計面積率が30%以上であり、引張強度が780MPa以上である、[1]~[3]のいずれかに記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

[5] 前記母材鋼板の表面から1/4厚の位置を中心とした1/8厚~3/8厚の範囲における鋼組織は、面積%で、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイトの合計面積率が50%以上であり、引張強度が980MPa以上である、[1]~[3]のいずれかに記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

[6] 前記母材鋼板の表面から1/4厚の位置を中心とした1/8厚~3/8厚の範囲における鋼組織は、面積%で、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイトの合計面積率が70%以上であり、引張強度が1180MPa以上である、[1]~[3]のいずれかに記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

[7] 前記母材鋼板の表面から1/4厚の位置を中心とした1/8厚~3/8厚の範囲における鋼組織は、面積%で、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイトの合計面積率が85%以上であり、引張強度が1310MPa以上である、[1]~[3]のいずれかに記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

[8] 前記母材鋼板の表面から1/4厚の位置を中心とした1/8厚~3/8厚の範囲における鋼組織は、面積%で、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイトの合計面積率が90%以上であり、引張強度が1470MPa以上である、[1]~[3]の

10

20

30

40

50

いずれかに記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

[ 9 ] 前記亜鉛系めっき層が合金化溶融亜鉛めっき層である、[ 1 ] ~ [ 8 ] のいずれかに記載の溶融亜鉛系めっき鋼板。

[ 10 ] [ 1 ] ~ [ 3 ] のいずれかに記載の成分組成を有する母材鋼板の表面に焼鈍および溶融亜鉛系めっき処理を行う溶融亜鉛系めっき鋼板を製造する方法であって、

母材鋼板を露点 - 55 以上 + 30 以下、水素濃度 5 . 0 体積% 以上 25 体積% 以下の雰囲気中、650 以上 950 以下の保持温度で 20 s 以上 150 s 以下の時間保持する第一焼鈍工程と、

該第一焼鈍工程を経た母材鋼板を、露点 - 50 以上 + 30 以下、水素濃度 0 . 2 体積% 以上 5 . 0 体積% 未満の雰囲気中、700 以上 950 以下の保持温度で 30 s 以上 300 s 以下の時間保持する第二焼鈍工程と、

該第二焼鈍工程を経た母材鋼板を、露点 - 20 以下、水素濃度 0 . 2 体積% 以上 5 . 0 体積% 未満の雰囲気中、前記第二焼鈍工程の 700 以上 950 以下の保持温度から 650 以下の鋼板温度まで平均冷却速度 5 / s 以上で冷却する第一冷却工程と、

該第一冷却工程を経た母材鋼板を、露点 - 20 以下、水素濃度 5 . 0 体積% 以上 25 体積% 以下の雰囲気中、前記第一冷却工程の冷却が終了する際の 650 以下の鋼板温度から 550 以下の鋼板温度まで平均冷却速度 10 / s 以上で冷却する第二冷却工程と、

該第二冷却工程後の母材鋼板に対して、溶融亜鉛系めっき処理を行い、前記母材鋼板の表面に亜鉛系めっき層を形成させる溶融亜鉛系めっき工程と、

を含む、溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

[ 11 ] 前記第一焼鈍工程前の母材鋼板に、O<sub>2</sub> を 1000 体積 ppm 以上含む雰囲気中において 400 以上 900 以下の温度で酸化処理を施す酸化処理工程を含む、[ 10 ] に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

[ 12 ] 前記溶融亜鉛系めっきを施した後、5 s 以上 600 s 以下の時間、200 以上 450 以下で、かつ水素濃度 15 体積% 以下の雰囲気中で保持した後に冷却する再加熱処理工程を含む、[ 10 ] 又は [ 11 ] に記載の溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

[ 13 ] 前記溶融亜鉛系めっき工程後、前記母材鋼板および前記亜鉛系めっき層を合金化処理する合金化処理工程を含む、[ 9 ] ~ [ 12 ] のいずれかに記載の溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0012】

本発明によれば、高強度を有し、めっきのない美しい表面外観を有するとともに、耐遅れ破壊特性に優れた溶融亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法が提供される。

【発明を実施するための形態】

【0013】

以下、本発明の溶融亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法の一実施形態として、溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法、溶融亜鉛系めっき鋼板の順に説明する。

【0014】

< 溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法 >

本発明の溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法は、後述する特定の成分組成を有する母材鋼板の表面に溶融亜鉛系めっき処理を行う溶融亜鉛系めっき鋼板を製造する方法であって、母材鋼板を露点 - 55 以上 + 30 以下、水素濃度 5 . 0 体積% 以上 25 体積% 以下の雰囲気中、650 以上 950 以下の保持温度で 20 s 以上 150 s 以下の時間保持する第一焼鈍工程と、該第一焼鈍工程を経た母材鋼板を、露点 - 50 以上 + 30 以下、水素濃度 0 . 2 体積% 以上 5 . 0 体積% 未満の雰囲気中、700 以上 950 以下の保持温度で 30 s 以上 300 s 以下の時間保持する第二焼鈍工程と、該第二焼鈍工程を経た母材鋼板を、露点 - 20 以下、水素濃度 0 . 2 体積% 以上 5 . 0 体積% 未満の雰囲気中、第二焼鈍工程の最終保持温度 ( 700 以上 950 以下の保持温度 ) から 650 以下の鋼板温度まで平均冷却速度 5 / s 以上で冷却する第一冷却工程と、該第一冷却工程を経た母材鋼板を、露点 - 20 以下、水素濃度 5 . 0 体積% 以上 25 体積% 以下の雰囲気

10

20

30

40

50

気中、第一冷却工程の最終保持温度（冷却が終了する際の650 以下の鋼板）から550 以下の鋼板温度まで平均冷却速度10 / s以上で冷却する第二冷却工程と、該第二冷却工程後の母材鋼板に対して、熔融亜鉛系めっき処理を行い、母材鋼板の表面に亜鉛系めっき層を形成させる熔融亜鉛系めっき工程と、を含む。

【0015】

後述する酸化処理、焼鈍および焼鈍後の冷却において規定される温度は、いずれも「鋼板温度」であり、より具体的には鋼板の表面温度である。また、後述する非酸化性雰囲気とは、鉄が酸化しない雰囲気であることを指し、SiやMn等の易酸化性の添加元素の選択酸化が生じることが許容され得る雰囲気である。また、還元雰囲気とは、酸化鉄が鉄に還元され得る雰囲気を指す。

10

【0016】

また、本発明が適用される熔融亜鉛系めっき鋼板の種類としては、亜鉛を主成分とするめっき層を有するめっき鋼板であれば特に限定されず、熔融亜鉛めっきを施した鋼板（熔融亜鉛めっき鋼板（GI））のみならず、熔融亜鉛系めっき後に合金化処理を施した鋼板（合金化熔融亜鉛めっき鋼板（GA））を含む。また、熔融亜鉛系めっき鋼板の種類としては、熔融亜鉛めっき鋼板（GI）および合金化熔融亜鉛めっき鋼板（GA）以外に、熔融亜鉛-アルミニウム合金めっき鋼板、熔融亜鉛-アルミニウム-シリコン合金めっき鋼板、熔融亜鉛-アルミニウム-マグネシウム合金めっき鋼板などが含まれ、またそれぞれの詳細なめっき組成も制限はない。

【0017】

なお、以下の説明において、鋼板（下地鋼板、母材鋼板とも記す。）の成分組成の各元素の含有量、めっき浴の成分組成の元素の含有量およびめっき層の合金化度の単位として記載した「%」はいずれも「質量%」であり、また、焼鈍および冷却時の雰囲気の水素濃度の単位として記載した「%」はいずれも「体積%」である。また、鋼板が「高強度」であるとは、JIS Z2241（2011）に準拠して測定した鋼板の引張強度TSが780MPa以上であることを意味する。

20

【0018】

本発明の製造方法は、鋼板を焼鈍した後冷却し、熔融亜鉛系めっきを行う熔融亜鉛系めっき鋼板の製造方法である。焼鈍は、非酸化性雰囲気下で行うことができる。

焼鈍は、第一焼鈍工程と第二焼鈍工程とを有し、第一焼鈍工程では高水素濃度且つ所定の露点の還元雰囲気中で鋼板を焼鈍することにより、鋼板表層に存在する自然酸化鉄を還元する。続く第二焼鈍工程では、低水素濃度且つ所定の露点の非酸化雰囲気中で鋼板を焼鈍し、鋼中に固溶した水素を鋼板から放出させる。

30

更に、冷却も、非酸化性雰囲気下で行うことができる。冷却も、第一冷却工程と第二冷却工程とを有し、後述の第二冷却工程に比べて比較的冷却時の温度の高い第一冷却工程では、低水素且つ所定の露点の雰囲気中で鋼板を焼鈍し、鋼中に固溶した水素をさらに放出させる。第一冷却工程に比べて比較的冷却時の温度の低い第二冷却工程では、高水素且つ所定の露点の雰囲気中で冷却することにより鋼板の酸化を抑制する。所定の温度まで冷却された後、熔融亜鉛系めっき浴に浸漬され、熔融亜鉛系めっきが施される。本発明の製造方法は、熔融亜鉛系めっき後に合金化処理を行い、合金化熔融亜鉛系めっき鋼板を製造する場合を含む。このようにして得られた、熔融亜鉛系めっき鋼板（合金化熔融亜鉛系めっき鋼板を含む）は、昇温分析で測定した際の200 以上350 以下で放出する水素の合計が0.20質量%以下に制御することができ、美しい表面外観と良好な耐遅れ破壊特性を有する。

40

【0019】

さらに、焼鈍を行う前に、所定の酸化雰囲気中で鋼板表層に酸化鉄を生成させる酸化処理を行うことで、さらに美しい表面外観を得ることができる。また、めっき後の鋼板を所定の水素濃度を有する雰囲気において再加熱することによって、さらに高いレベルに耐遅れ破壊特性を改善することができる。

なお、熔融亜鉛系めっき鋼板の母材となる鋼板（母材鋼板）の組織およびその成分組成

50

については、後に詳述する。

本発明において、酸化処理とそれに続く非酸化性雰囲気における焼鈍は、通常、入側から順に酸化帯（酸化処理のための帯域）、還元帯（第一焼鈍工程のための帯域）、均熱帯（第二焼鈍工程のための帯域）、冷却帯1（第一冷却工程のための帯域）、冷却帯2（第二冷却工程のための帯域）を有する連続焼鈍炉で行われる。

ここで、酸化処理は、必須工程では無く、必要に応じて適宜行うことができる。

#### 【0020】

以下、本発明の製造方法について、酸化処理、焼鈍（第一焼鈍工程、第二焼鈍工程）、冷却（第一冷却工程、第二冷却工程）、溶融亜鉛系めっき、再加熱処理の順に説明する。

#### 【0021】

##### ・酸化処理工程

酸化処理では、 $O_2$ を1000体積ppm以上含む雰囲気中で鋼板温度を400以上900以下に制御することで、鋼板（母材鋼板）表層に酸化鉄を形成する。酸化処理の雰囲気は、 $O_2$ 以外に $N_2$ 、 $CO$ 、 $CO_2$ 、 $H_2O$ 、 $NO_x$ のうちの1種または2種以上を含んでもよい。 $N_2$ は不活性ガス、 $CO$ は酸化と還元の調整用のガス、 $CO_2$ は不活性ガス、 $H_2O$ は酸化と還元の調整用のガスとして含有させることができる。また、 $CO$ 、 $CO_2$ 、 $H_2O$ および $NO_x$ は燃料ガス、焼鈍する鋼板成分由来のガスや大気中の不純物ガス、もしくは燃料の燃焼ガスとして含有させることができる。

#### 【0022】

本発明では、この酸化処理で鋼板を酸化させ、続く焼鈍（第一焼鈍工程）で還元して鋼板表層に還元鉄層を形成することで、 $Si$ や $Mn$ が鋼板表層へ拡散して酸化するのを防ぎ、これによりめっき性をさらに向上させることができる。第二焼鈍工程で低水素雰囲気とする本発明においては、 $O_2$ を1000体積ppm以上含む雰囲気中での酸化処理により、優れた表面品質と優れた耐遅れ破壊特性を高位に改善して両立する。さらに、その改善効果は、 $Si$ を0.1%以上、 $Mn$ を1.5%以上含有する鋼において特に顕著である。

酸化処理を行う雰囲気中の $O_2$ 濃度を1000体積ppm以上とすることで、鋼板の酸化が促進される。 $O_2$ 濃度が1000体積ppm未満では、鋼板の酸化が不十分となり、 $Si$ や $Mn$ の酸化物が形成されてめっき性が低下する場合がある。

$O_2$ 濃度の上限値は特に限定されないが、過酸化による搬送ロールへのピックアップ等の不具合を回避するため、50000体積ppm以下とすることが好ましく、10000体積ppm以下とすることがより好ましい。

酸化処理の雰囲気は、その他に使用するガスによって $N_2$ 、 $CO$ 、 $CO_2$ 、 $H_2O$ 、 $NO_x$ 等を含むことがあり、それらの比率は特に限定されない。なお、酸化処理によって、さらに美しい表面外観を得ることができるものの、酸化処理が無くても耐遅れ破壊特性に優れた溶融亜鉛系めっき鋼板を得ることが可能であるため、この工程は必須要件では無い。

#### 【0023】

酸化処理では、鋼板温度を400以上とすることで、鋼板の酸化が促進される。鋼板温度が400未満では酸化量が不十分となり、 $Si$ や $Mn$ の酸化物が形成されてめっき性改善効果が低下する場合がある。

一方、鋼板温度が900を超えると、鋼板の酸化量が過剰となり、続く還元焼鈍（第一焼鈍工程）で還元が完了せず、残存した酸化鉄がめっき性を阻害する場合がある。このため、酸化処理は400以上900以下で実施することが好ましい。ここで、酸化処理を400以上900以下で実施するとは、酸化処理温度が少なくとも400～900の範囲内にあり、且つ900を超えないことを意味する。すなわち、本発明では、 $O_2$ を1000体積ppm以上含む雰囲気中において400以上900以下の温度での酸化処理が行われれば、400未満での酸化処理も行われてもよい（例えば、300～700の昇温過程で酸化処理が行われる場合など）。

この酸化処理は処理時間1～30sの範囲で実施することが好ましい。すなわち、十分な酸化量を確保してめっき性を改善する観点から、処理時間は1s以上とすることが好ましく、2s以上とすることがより好ましく、3s以上とすることがさらに好ましい。一方

10

20

30

40

50

、過剰な酸化を防止してピックアップを抑制する観点からは、処理時間は30 s以下とすることが好ましく、20 s以下とすることがより好ましく、15 s以下とすることがさらに好ましい。

#### 【0024】

また、この酸化処理工程は、鋼板（母材鋼板）を焼鈍する温度に加熱する工程を含むことができる。例えば、鋼板を加熱する工程の途中に、雰囲気制御可能な均熱チャンバーを設け、所定の雰囲気にて一定の温度で保持することで鋼板表面を酸化することが可能である。また、直火バーナーを備えた直火方式の加熱炉で、鋼板を昇温しながら炉内雰囲気を制御し鋼板表面を酸化することも可能である。昇温と酸化処理を同時に行うことで、炉をコンパクトにできるとともに生産速度を向上できるという産業上の利点が見られる。鋼板を昇温しながら、表面を酸化する場合、鋼板温度が400 に達した後、50 以上の昇温範囲（昇温する温度幅）にわたって酸化雰囲気とすることで十分な酸化量を得ることができる。鋼板が酸化雰囲気に曝される昇温範囲が50 未満では、酸化量が不十分となり、SiやMnの酸化物が形成されめっき性改善効果が低下する可能性がある。なお、鋼板を昇温しながら、表面を酸化する場合、酸化する温度範囲における昇温速度は、適度な酸化量を確保する観点から3～25 /sとすることが好ましい。

#### 【0025】

ここで、酸化処理を行う直火バーナーは、製鉄所の副生ガスであるコークス炉ガス（COG）等の燃料と空気を混ぜて燃焼させたバーナー火炎を直接鋼板表面に当てて鋼板を加熱するバーナーを用いることができる。このような直火バーナーによる加熱は、輻射方式の加熱手段よりも鋼板の昇温速度が速いため、加熱炉の炉長を短くし、鋼板の搬送速度を速くできるという利点がある。さらに、直火バーナーは空気比を0.95以上とし、燃料に対する空気の割合を高くすると、未燃の酸素が火炎中に残存し、その酸素で鋼板の酸化を促進することが可能となる。そのため、空気比を調整すれば、雰囲気中の酸素濃度を制御することが可能である。直火バーナーの燃料としては、COGの他に、液化天然ガス（LNG）、アンモニアガス、水素ガス等を用いることができる。

#### 【0026】

##### ・第一焼鈍工程

第一焼鈍工程では、鋼板（母材鋼板）を露点-55 以上+30 以下、水素濃度5.0 %以上25 %以下の酸化鉄が還元される雰囲気中、650 以上950 以下の保持温度で20 s以上150 s以下の時間保持する。

鋼板表層に存在する自然酸化鉄を、第一焼鈍工程において還元雰囲気中で還元し、めっき性を確保する。続く低水素濃度雰囲気による第二焼鈍工程では還元はほとんど進行しないため、この第一焼鈍工程で酸化鉄の還元を完了することが好ましい。この第一焼鈍工程は、良好なめっき外観を得るために必須となる工程である。

また、酸化処理を行った場合、意図的に形成された酸化鉄を、この還元焼鈍の第一焼鈍工程において還元雰囲気中で還元し、鋼板表層に還元鉄層を形成することで、SiやMnが鋼板表層に拡散して酸化するのを防ぎ、外観をさらに美しくすることができる。酸化処理を行った場合でも同様に、続く低水素濃度雰囲気による第二焼鈍工程では還元はほとんど進行しないため、この第一焼鈍工程で酸化鉄の還元をすることが好ましい。

#### 【0027】

第一焼鈍工程での鋼板の焼鈍温度が650 未満では還元が不十分となり、酸化鉄がロールピックアップとなって鋼板の欠陥の原因になるとともに、続く第二焼鈍工程では酸化鉄は実質的に還元されないため、不めっきの原因となる。

一方、鋼板の焼鈍温度が950 を超えると、炉体寿命を大幅に低下させる。このため、鋼板の焼鈍温度は650 以上950 以下とする。母材鋼板が冷延鋼板の場合、再結晶させて所定の強度と延性を確保するという観点からは、焼鈍温度は750 以上とすることが好ましい。

また、引張強度が780 MPa以上の高強度鋼板を得るためには、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留（残留オーステナイト）の合計面積率を所定量確保する必要がある、

焼鈍温度は780 以上とすることが好ましい。

第一焼鈍工程における焼鈍温度の高温化は、SiやMnの選択酸化の促進、鋼中水素量の増大を招く。本発明においては、第一焼鈍工程と第二焼鈍工程での雰囲気や保持時間を制御することにより、選択酸化の促進、鋼中水素量の増大などの影響を低減することができるため、優れた表面品質と優れた耐遅れ破壊特性を具備できる。

第一焼鈍工程の雰囲気の露点は、-55 未満とするには露点を低下させるための特殊な設備が必要となり、コストが増加するが、+30 以下で鋼板表層の酸化鉄を還元することができ、所定の焼鈍時間の範囲においてはSiやMnの選択酸化も抑制できる。露点が+30 を超えると炉内の露点分布が大きくなって露点制御が困難となるとともに、炉体への影響が懸念される。このため、露点は-55 以上+30 以下とする。

10

露点は、-50 以上とすることが好ましく、-45 以上とすることがより好ましい。また、露点は、15 以下とすることが好ましく、5 以下とすることがより好ましい。

#### 【0028】

第一焼鈍工程においては、水素濃度が高いほど酸化鉄の還元は早く完了し、SiやMnの選択酸化も抑制されるが、水素濃度が高いほど鋼中に水素が固溶しやすく、耐遅れ破壊特性が低下する。この点、水素濃度が5.0%未満では、還元が不十分となる。一方、水素濃度が25%を超えると、還元の効果飽和するとともに、鋼中に水素が多量に固溶し、続く第二焼鈍工程で鋼中水素量を十分低減することが困難となる。このため、第一焼鈍工程の水素濃度は5.0%以上25%以下とする。また、酸化処理をした場合は、還元を十分に行うために水素濃度は8.0%以上であることが好ましい。一方、製造コストと鋼中水素低減の観点から、水素濃度は22%以下であることが好ましく、18%以下であることがより好ましい。

20

#### 【0029】

第一焼鈍工程における650 以上950 以下での保持時間が20s未満では還元が十分に完了しない。一方、保持時間が150sを超えると、引張強度が780MPa以上である高強度鋼板を得るために必要なマルテンサイトやベイナイトの面積率を十分に確保できない場合がある。また、還元は保持時間150s以下で十分完了するため、保持時間が150sを超えるといたずらに生産性を低下させる。また、SiやMnの選択酸化が進行して表面品質やめっき密着性が劣化する。なお、鋼中水素量は保持時間20s程度で飽和し、保持時間の影響は大きくない。このため、第一焼鈍工程における650 以上950 以下での保持時間は20s以上150s以下とする。

30

保持時間は、30s以上とすることが好ましく、40s以上とすることがより好ましい。また、保持時間は、130s以下とすることが好ましく、90s以下とすることがより好ましい。

#### 【0030】

##### ・第二焼鈍工程

焼鈍の第二焼鈍工程では、第一焼鈍工程を経た鋼板(母材鋼板)を、露点-50 以上+30 以下、水素濃度0.2%以上5.0%未満の雰囲気中、700 以上950 以下の保持温度で30s以上300s以下の時間保持する。この第二焼鈍工程では、第一焼鈍工程で還元が完了した鋼板を低水素雰囲気に維持することで、鋼板から水素を放出させる。

40

第二焼鈍工程での鋼板の焼鈍温度(保持温度、均熱温度)が700 未満では脱水素が促進されない。一方、焼鈍温度が950 を超えると炉体への影響が大きい。このため、鋼板の焼鈍温度は700 以上950 以下とする。鋼中水素量を低減する観点から第二焼鈍工程の焼鈍温度は860 以下とすることが好ましく、830 以下とすることがさらに好ましい。また、引張強度が780MPa以上の高強度鋼板を得るためには、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留 の合計面積率を所定量確保する必要があり、第二焼鈍工程での焼鈍温度は780 以上とすることが好ましい。

#### 【0031】

第二焼鈍工程では、露点が低いほど炉体への影響は小さいが、露点-50 未満とする

50

には露点を制御するための特殊な設備が必要となり、コストが増加する。一方、露点が + 30 を超えると、第一焼鈍工程で形成した還元 Fe が再酸化しめっき性を阻害する場合があります。また露点制御も困難で、炉体への影響が懸念される。このため、露点は - 50 以上 + 30 以下とする。また、制御性の観点から、露点は + 20 以下が好ましく、 + 10 以下がより好ましい。

露点は、 - 45 以上とすることが好ましく、 - 40 以上とすることがより好ましい。

また、第二焼鈍工程では、水素濃度が低いほど第一焼鈍工程で鋼板中に固溶した水素が多く放出されるが、炉内の水素濃度を均一に 0.2% 未満に制御するのは困難であり、水素濃度が低い部分で鋼板が再酸化する懸念があるため、水素濃度は 0.2% 以上とする。一方、水素濃度が 5.0% 以上では、鋼中水素量を十分に低減できないので、水素濃度は 5.0% 未満とする。また、上記の観点から水素濃度は 1.0% 以上であることが好ましく、 2.0% 以上であることがより好ましい。同じく水素濃度は 4.0% 以下であることがより好ましい。

10

#### 【0032】

第二焼鈍工程における 700 以上 950 以下での保持時間が 30 s 未満の場合、水素放出が十分に完了しない。一方、水素放出は保持時間 300 s 以下で十分完了するため、保持時間が 300 s を超えると却って生産性を低下させる。また、Si や Mn の選択酸化が進行して表面品質やめっき密着性が劣化する。このため、第二焼鈍工程における 700 以上 950 以下での保持時間は 30 s 以上 300 s 以下とする。鋼中水素を十分放出させるという観点からは、第二焼鈍工程における 700 以上 950 以下での保持時間は 50 s 以上とすることが好ましい。

20

保持時間は、250 s 以下とすることが好ましく、200 s 以下とすることがより好ましい。

本発明では、鋼板表面に自然に存在する酸化鉄または酸化処理で生成させた酸化鉄を焼鈍の第一焼鈍工程で還元するために高濃度の水素が必要であり、その分、鋼中に水素が多く固溶するため、還元と脱水素のバランスが重要であり、そのために焼鈍を行う第一焼鈍工程と第二焼鈍工程の条件を上述したように最適化する必要がある。

#### 【0033】

第一焼鈍工程と第二焼鈍工程で水素濃度を変化させる方法は特に規定しないが、炉を分割し、シールロールを介して接続された炉を使用し、それぞれの炉に投入するガスの水素濃度、露点を制御することにより、第一焼鈍工程と第二焼鈍工程の雰囲気個別に容易に制御することが可能である。本発明においては、分離された 2 つ以上の異なる雰囲気を制御可能な連続焼鈍炉を用いて鋼板を焼鈍することが好ましい。

30

#### 【0034】

##### ・第一冷却工程

焼鈍（第二焼鈍工程）が完了した鋼板（母材鋼板）を、露点 - 20 以下、水素濃度 0.2% 以上 5.0% 未満の雰囲気中、第二焼鈍工程が終了する際の保持温度、すなわち第二焼鈍工程の最終保持温度（700 以上 950 以下の保持温度）から 650 以下の鋼板温度までの温度域を平均冷却速度 5 / s 以上で冷却する。

第二焼鈍工程の最終保持温度から 650 以下の鋼板温度までの温度域を平均冷却速度 5 / s 以上で冷却することにより、所望の鋼板強度が得られ、また、雰囲気中の水素が冷却中に鋼板に侵入することを抑制することができる。平均冷却速度が 5 / s 未満では、鋼板強度が低下しやすい。このため、平均冷却速度は 5 / s 以上とする。平均冷却速度は 8 / s 以上であることが好ましい。

40

平均冷却速度は、高い冷却速度を実現するためには特殊な設備が必要となるため、40 / s 以下とすることが好ましく、30 / s 以下とすることがより好ましい。

上記の鋼板温度（第一冷却工程の冷却終了温度）は、600 以上とすることが好ましい。上記の鋼板温度が 600 未満では、水素低減効果が飽和するとともに、冷却速度を大きくすることが難しくなり、所望のミクロ組織と強度を確保することが困難になる場合が

50



外れる時の温度を指す。

また、上記の平均冷却速度（ / s ）は、第二冷却工程の冷却開始温度（第一冷却工程における冷却終了温度）（ ）と第二冷却工程の冷却終了温度（ 5 5 0 以下）との差を、冷却時間（ s ）で割ることにより得られる。

#### 【 0 0 3 7 】

第二冷却工程は、第一冷却工程と比較すると冷却時の温度が低いため、第一冷却工程よりも高い濃度の水素が雰囲気中存在しても、水素が鋼板中に侵入しにくく、比較的安定な準拡散性水素にもなりにくい。一方、低温域の第二冷却工程の方が、第一冷却工程と比較して、冷却速度が低下した場合の強度低下への影響が大きい。従って、冷却帯の雰囲気の水素濃度は 5 . 0 % 以上 2 5 % 以下とする。水素濃度が 5 . 0 % 未満では十分な冷却速度を確保できないおそれがあるため、鋼板強度が低下しやすい。一方、水素濃度が 2 5 % を超えると、冷却効果が飽和するとともに、冷却中に鋼板中に水素が浸入しやすく、比較的安定な準拡散性水素も増加し、耐遅れ破壊特性が低下しやすい。水素濃度は 8 . 0 % 以上であることが好ましく、 1 0 % 以上であることがより好ましい。また、水素濃度は 2 0 % 以下であることが好ましく、 1 5 % 以下であることがより好ましい。

10

また、露点を - 2 0 以下とすることで、低温で鋼板が再酸化してめっき性が低下することを抑制することができる。すなわち、露点が - 2 0 を超えると、低温で鋼板が再酸化してめっき性が低下しやすい。よって、第二冷却工程における露点は、 - 2 0 以下とする。

下限は特に限定されないが、 - 5 5 未満とするには露点を低下させるための特殊な設備が必要となり、コストが増加するため、第二冷却工程における露点は、 - 5 5 以上とすることが好ましい。

20

#### 【 0 0 3 8 】

##### ・ 溶融亜鉛系めっき工程

溶融亜鉛系めっき処理の条件は特に限定されず、一般的な条件で行えばよい。すなわち、好ましくは上述したような条件で第二冷却工程で母材鋼板を冷却した後、必要に応じてめっき浴温度程度まで加熱した母材鋼板を溶融亜鉛系めっき浴中に浸漬してめっきする。G A や G I の場合には、めっき浴は Z n と A l および不可避的不純物からなり、その成分は特に規定しないが、浴中 A l 濃度は 0 . 0 5 % 以上 0 . 2 5 0 % 以下であることが好ましい。浴中 A l 濃度が 0 . 0 5 % 未満ではボトムドロスの発生が増加し、ドロスが鋼板に付着して欠陥になりやすい。一方、 0 . 1 9 0 % を超えるとトップドロスが增加し、やはりドロスが鋼板に付着して欠陥になりやすく、また、A l の添加によるコストアップにつながる。また、溶融亜鉛系めっき浴温度は 4 4 0 ~ 5 0 0 であることが好ましい。

30

#### 【 0 0 3 9 】

##### ・ 合金化処理工程

また、溶融亜鉛系めっき工程における上記の溶融亜鉛系めっき処理の後、次いで合金化処理を行うこともでき、合金化処理を行う場合の合金化処理の条件も特に限定されない。合金化処理の条件としては、上記の溶融亜鉛系めっき処理を施した後、亜鉛系めっき層を有する鋼板（溶融亜鉛系めっき鋼板）を 4 3 0 以上の合金化温度に加熱して合金化処理を施すことが好ましい。上記の合金化温度は、 6 0 0 以下とすることが好ましい。合金化温度が 4 3 0 未満では、F e - Z n 合金化速度が遅くなり、合金化が困難となる場合がある。一方、合金化温度が 6 0 0 を超えると、F e - Z n 合金化が過剰となり、めっき外観およびめっき密着性が劣化する場合があることに加えて、未変態オーステナイトがパーライトへ変態し、所望の引張強度を得られなくなる場合がある。なお、合金化温度は、より好ましくは 4 5 0 以上である。また、合金化温度は、より好ましくは 5 7 0 以下である。

40

#### 【 0 0 4 0 】

##### ・ 再加熱処理工程

溶融亜鉛系めっき工程における処理、あるいはさらに合金化処理工程における処理を施し、必要に応じて冷却を施した後の鋼板（溶融亜鉛系めっき鋼板）を、さらに必要に応じ

50

て調質圧延と加熱処理を行った後、雰囲気：水素濃度が15体積%以下、再加熱温度：200以上450以下、再加熱時間：5s以上600s以下の条件で、再加熱してもよい。

再加熱の保持中に鋼中の拡散性水素の放出を促進する観点からは、雰囲気の水素濃度を低くすることが有利である。そのため、水素濃度は15%以下であることが好ましく、5%以下であることがより好ましい。なお、水素濃度の下限は特に限定されない。ただし、水素は大気中にも不可避免的に含まれるものである。そのため、水素濃度は、例えば、0.00001体積%以上であってもよい。再加熱の保持中の雰囲気の水素(H<sub>2</sub>)以外の残部ガスは、特に限定されない。一例としては、残部ガスは、N<sub>2</sub>、O<sub>2</sub>、H<sub>2</sub>O、CO<sub>2</sub>、Arおよび不可避免的不純物、並びにこれらの組み合わせである。なお、これらの比率も、特に限定されない。なお、この再加熱は大気中で行ってもよい。

10

鋼中水素のうち準拡散性水素の低減効果を十分に得るためには、再加熱温度は200以上であることが好ましい。一方、再加熱温度が450超になると、めっき層が再溶解し外観の劣化を招くおそれがある。よって、再加熱温度は200以上450以下であることが好ましい。また、再加熱温度は、より好ましくは250以上である。再加熱温度は、より好ましくは400以下である。ここで、再加熱温度は、再加熱時の最高到達温度である。また、再加熱の保持では、200以上450以下の範囲内であれば、温度が一定であっても、変動してもよい。

再加熱時間が5s未満では、鋼中の水素濃度の低減効果が十分に得られない場合がある。そのため、再加熱時間は5s以上が好ましい。再加熱時間は、より好ましくは10s以上、更に好ましくは30s以上である。一方、生産性の観点から、再加熱時間は600s以下であることが好ましい。再加熱時間は、溶融亜鉛系めっき処理後、あるいはさらに合金化処理後の冷却停止温度以上でかつ、200以上450以下の温度域での保持時間である。

20

#### 【0041】

また、雰囲気：水素濃度が15体積%以下、再加熱温度：200以上450以下、再加熱時間：5s以上600s以下の条件で再加熱した後は、溶融亜鉛系めっき鋼板を冷却することができる。

なお、上記の調質圧延は、再加熱処理の前および/または後に実施してもよい。調質圧延を施す場合は、再加熱処理工程の前後のどちらか、もしくはその両方でも構わないが、0.05%以上1.0%以下の伸長率とするのが好ましい。

30

#### 【0042】

上記した以外の条件については特に限定されず、常法に従えばよい。

#### 【0043】

<溶融亜鉛系めっき鋼板>

次に、高強度溶融亜鉛系めっき鋼板について説明する。

本発明の溶融亜鉛系めっき鋼板は、質量%で、C：0.06%以上0.30%以下、Si：0.01%以上3.00%未満、Mn：1.5%以上3.5%以下、P：0.1%以下(0%を含まない)、S：0.003%以下(0%を含まない)、sol.Al：0.1%以下(0%を含まない)、N：0.007%以下(0%を含まない)、O：0.003%以下(0%を含まない)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する母材鋼板と、該母材鋼板の表面に形成された、片面あたりのめっき付着量が20g/m<sup>2</sup>以上120g/m<sup>2</sup>以下である亜鉛系めっき層と、を有し、母材鋼板は、昇温分析で測定した際に、200以上350以下で放出する水素の合計が0.20質量ppm以下であり、鋼板表面の1m×1mの範囲において、不めっき欠陥が3個未満であり、引張強度が780MPa以上である。

40

#### 【0044】

溶融亜鉛系めっき処理による母材鋼板の亜鉛系めっき層の片面あたりのめっき付着量は、20g/m<sup>2</sup>以上120g/m<sup>2</sup>以下であってよい。亜鉛系めっき層の片面あたりのめっき付着量が20g/m<sup>2</sup>未満では、耐食性が低下しやすいだけでなく、めっき付着量の

50

制御も容易ではなく、一方、片面当たりのめっき付着量が $120\text{ g/m}^2$ を超えるとめっき密着性が低下しやすい。よって、母材鋼板の表面に形成された亜鉛系めっき層は、片面あたりのめっき付着量が $20\text{ g/m}^2$ 以上 $120\text{ g/m}^2$ 以下であることが好ましい。亜鉛系めっき層のめっき付着量を調整する方法も特に制限はないが、一般的にはガスワイピングが使用され、ガスワイピングのガス圧、ワイピングノズル/鋼板間距離等により調整される。

溶融亜鉛系めっき処理後に合金化処理を行う場合、合金化処理後の亜鉛系めっき層の合金化度は特に制限はないが、 $7\sim 15\%$ の合金化度であることが好ましい。合金化度が $7\%$ 未満では相が残存してプレス成形性が低下しやすく、一方、 $15\%$ を超えるとめっき密着性が低下しやすい。

#### 【0045】

母材鋼板は、冷延鋼板または熱延鋼板のいずれでもよい。また、耐遅れ破壊特性は、高強度鋼板において問題となる特性であり、鋼板は、引張強度 $TS$ が $780\text{ MPa}$ 以上であり、好ましくは $980\text{ MPa}$ 以上であり、より好ましくは $1180\text{ MPa}$ 以上であり、さらに好ましくは $1310\text{ MPa}$ 以上であり、さらにより好ましくは $1470\text{ MPa}$ 以上である高強度鋼板であることが好ましい。

#### 【0046】

母材鋼板に含まれる、昇温分析で測定した際に、 $200$ 以上 $350$ 以下で放出する水素(準拡散性水素)の合計が $0.20$ 質量ppm以下であることが必要である。これは、昇温分析で測定した際に、 $200$ 未満で放出する拡散性水素は、高強度溶融亜鉛系めっき鋼板を製造した後に、2週間程度放置することで大気中に放出され耐遅れ破壊特性に対して無害化できるのに対して、 $200$ 以上 $350$ 以下で放出する準拡散性水素は製造直後の段階で測定した値が室温放置によって減少することが少なく、耐遅れ破壊特性に大きく影響するからである。この準拡散性水素の値は少なければ少ないほどよく、好ましくは $0.15$ 質量ppm以下、さらに好ましくは $0.10$ 質量ppm以下である。

#### 【0047】

また、本発明の溶融亜鉛系めっき鋼板は、鋼板表面の $1\text{ m}\times 1\text{ m}$ の範囲において、不めっき欠陥が3個未満であり、不めっきのない美しい表面外観を有する。不めっき欠陥は、溶融亜鉛系めっき鋼板のめっき外観を目視観察することでも評価することができ、詳細な方法は後述の実施例で記載する通りである。

#### 【0048】

また、鋼板の板厚は特に限定されないが、 $0.5\text{ mm}$ 以上であることが好ましい。また、鋼板の板厚は $3.2\text{ mm}$ 以下であることが好ましい。

#### 【0049】

##### ・成分組成

以下、母材鋼板の好ましい成分組成について説明する。

本発明で対象とする母材鋼板は、成分組成として、 $C: 0.06\%$ 以上 $0.30\%$ 以下、 $Si: 0.01\%$ 以上 $3.00\%$ 未満、 $Mn: 1.5\%$ 以上 $3.5\%$ 以下、 $P: 0.1\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、 $S: 0.003\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、 $sol. Al: 0.1\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、 $N: 0.007\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、 $O: 0.003\%$ 以下( $0\%$ を含まない)を含有し、あるいはさらに、下記A、B、C、D、E、F、G、H群から選ばれる1群以上を含有する。上記各元素を含有させる理由は、以下の通りである。

##### A群

$Nb: 0.05\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、 $Ti: 0.08\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、 $V: 0.2\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、 $W: 0.15\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、 $Zr: 0.15\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

##### B群

$Cr: 1\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、 $Ni: 1\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、 $Cu: 1\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、 $Mo: 1\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、 $Co: 1\%$ 以下( $0\%$ を

10

20

30

40

50

含まない)、B: 0.005%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上  
C群

Ca: 0.005%以下(0%を含まない)、Mg: 0.005%以下(0%を含まない)、REM: 0.005%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

D群

Sn: 0.2%以下(0%を含まない)、Sb: 0.2%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

E群

Ta: 0.10%以下(0%を含まない)

F群

Te: 0.10%以下(0%を含まない)、As: 0.10%以下(0%を含まない)、Hf: 0.10%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

G群

Bi: 0.20%以下(0%を含まない)、Pb: 0.20%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

H群

Zn: 0.10%以下(0%を含まない)、Ge: 0.10%以下(0%を含まない)、Sr: 0.10%以下(0%を含まない)、Cs: 0.10%以下(0%を含まない)、のうちから選ばれる1種以上

#### 【0050】

・C: 0.06%以上0.30%以下

Cは、鋼組織としてマルテンサイトなどを形成することで加工性を向上させる効果があるが、良好な溶接性を得るため、C含有量は0.30%以下とすることが好ましく、0.25%以下とすることがより好ましい。一方、良好な加工性を得るために、C含有量は0.06%以上とし、0.09%以上とすることが好ましい。

#### 【0051】

・Si: 0.01%以上3.00%未満

Siは、加工性を大きく損なうことなく、固溶により鋼の強度を高める効果(固溶強化能)が大きいため、鋼板の高強度化を達成するのに有効な元素である。一方で、Siは溶接部における耐抵抗溶接割れ特性に悪影響を及ぼす元素でもある。鋼板の高強度化を図るために、Si含有量は0.01%以上とする。

一方、Si含有量が3.00%以上となると、熱間圧延性および冷間圧延性が大きく低下し、生産性に悪影響を及ぼしたり、鋼板自体の延性の低下を招いたりするおそれがある。このため、Si含有量は3.00%未満とする。また、上記の観点から、Si含有量は2.50%以下であることが好ましく、2.00%以下であることがより好ましい。

#### 【0052】

・Mn: 1.5%以上3.5%以下

Mnは、鋼を固溶強化して高強度化するとともに、焼入性を高め、残留、ベイナイトおよびマルテンサイトの生成を促進する効果を有する元素である。このような効果は、Mnを1.5%以上含有することで発現する。このため、Mn含有量は1.5%以上とし、1.8%以上とすることが好ましい。

一方、Mn含有量が3.5%以下であれば、コストの上昇を招かずに上記効果が得られる。このため、Mn含有量は3.5%以下し、3.3%以下とすることが好ましい。

#### 【0053】

・P: 0.1%以下(0%を含まない)

P含有量を抑えることで、溶接性の低下を防ぐことができ、さらにPが粒界に偏析することを防止し、延性、曲げ性および靱性が劣化することを防ぐことができる。また、Pを多量に含有すると、フェライト変態を促進することで結晶粒径も大きくなってしまう。このため、P含有量は0.1%以下とする。P含有量の下限は特に限定されないが、生産技術上の制約からP含有量は0.001%以上とすることが好ましい。

10

20

30

40

50

## 【 0 0 5 4 】

・ S : 0 . 0 0 3 % 以下 ( 0 % を含まない )

S 含有量は極力低減することが好ましい。S 含有量を抑えることで、溶接性の低下を防ぐとともに、熱間圧延時の延性の低下を防いで熱間割れを抑制し、表面性状を著しく向上することができる。さらに、S 含有量を抑えることで、不純物元素として粗大な硫化物を形成することによる鋼板の耐遅れ破壊特性、延性、曲げ性、伸びフランジ性の低下を防ぐことができる。S による問題は S 含有量が 0 . 0 0 3 % を超えると顕著となるので、S 含有量は 0 . 0 0 3 % 以下とし、0 . 0 0 2 % 以下とすることが好ましい。耐遅れ破壊特性を改善する観点からは S 含有量は 0 . 0 0 1 % 以下とすることが好ましく、0 . 0 0 0 3 % 以下とすることがさらに好ましい。

S 含有量の下限は特に限定されないが、生産技術上の制約から S 含有量は 0 . 0 0 0 1 % 以上とすることが好ましい。

10

## 【 0 0 5 5 】

・ s o l . A l : 0 . 1 % 以下 ( 0 % を含まない )

s o l . A l 含有量が 0 . 1 % を超えるとコストアップになる。したがって、s o l . A l 含有量は 0 . 1 % 以下とする。

一方、s o l . A l 含有量の下限は特に限定されないが、同様に不純物レベルの A l を除去することもコストアップに繋がるため、s o l . A l 含有量は 0 . 0 0 1 % 以下とすることが好ましい。また、A l は熱力学的に非常に酸化しやすいため、S i および M n に先だって酸化し、S i および M n の鋼板最表層での酸化を抑制し、S i および M n の鋼板内部での酸化を促進する効果がある。この効果は、s o l . A l 含有量が 0 . 0 1 % 以上で得られる。よって、s o l . A l 含有量は 0 . 0 1 % 以上とすることが好ましい。

20

## 【 0 0 5 6 】

・ N : 0 . 0 0 7 % 以下 ( 0 % を含まない )

N 含有量を 0 . 0 0 7 % 以下とすることにより、高温下において N が T i , N b , V と粗大な窒化物を形成される。これにより、T i , N b , V 添加による鋼板の高強度化の効果が損なわれることを防ぐことができる。また、N 含有量を 0 . 0 0 7 % 以下とすることで、韌性の低下も防ぐことができる。さらに、N 含有量を 0 . 0 0 7 % 以下とすることで、熱間圧延中にスラブ割れや表面疵が発生することを防ぐことができる。このため、N 含有量は 0 . 0 0 7 % 以下とし、0 . 0 0 5 % 以下とすることが好ましく、0 . 0 0 3 % 以下とすることがより好ましく、0 . 0 0 2 % 以下とすることがさらに好ましい。N 含有量の下限は特に限定されないが、生産技術上の制約から 0 . 0 0 0 5 % 以上とすることが好ましい。

30

## 【 0 0 5 7 】

・ O : 0 . 0 0 3 % 以下 ( 0 % を含まない )

O は、鋼中で  $A l_2 O_3$ 、 $S i O_2$ 、 $C a O$ 、 $M g O$ 、 $( A l , C a ) - O$ 、 $( S i , M n ) - O$  等の酸化物系介在物を形成する元素であり、これらの生成を通じて耐遅れ破壊特性を劣化させる。このような耐遅れ破壊特性への悪影響を小さくするため、O 含有量は 0 . 0 0 3 % 以下とする。耐遅れ破壊特性改善の観点から、O 含有量は 0 . 0 0 3 0 % 未満とすることがより好ましい。なお、O 含有量の下限は特に限定されないが、工業的に実施可能な下限を考慮し、O 含有量は 0 . 0 0 0 5 % 以上とすることが好ましい。

40

## 【 0 0 5 8 】

・ A 群 [ N b : 0 . 0 5 % 以下 ( 0 % を含まない )、T i : 0 . 0 8 % 以下 ( 0 % を含まない )、V : 0 . 2 % 以下 ( 0 % を含まない )、W : 0 . 1 5 % 以下 ( 0 % を含まない )、および Z r : 0 . 1 5 % 以下 ( 0 % を含まない ) のうちから選ばれる 1 種以上の元素 ]

N b、T i、V、W、および Z r は、いずれも母材鋼板の強度を高めるのに有効な元素であり、必要に応じて含有させることができる。これら A 群のうち、N b は、微量の含有で微細組織を得ることができ、韌性を損なわずに高強度化を図ることのできる元素である。

## 【 0 0 5 9 】

・ N b : 0 . 0 5 % 以下 ( 0 % を含まない )

50

Nbは、0.005%以上含有することで強度向上の効果が得られるが、コストアップを防ぐ観点から、Nbを含有する場合、Nb含有量は0.05%以下とする。

【0060】

・Ti：0.08%以下（0%を含まない）

Tiは鋼の析出強化に有効な元素である。Tiの下限は特に限定されないが、強度調整の効果を得るためには、0.005%以上とすることが好ましい。しかし、Tiを過度に添加すると、硬質相が過大となり、成形性が低下するため、Tiを含有する場合、Ti含有量は0.08%以下とすることが好ましく、0.05%以下とする。

【0061】

・V：0.2%以下（0%を含まない）

Vは、0.005%以上含有することで強度向上の効果が得られるが、コストアップを防ぐ観点から、Vを含有する場合、V含有量は0.2%以下とする。

【0062】

・W：0.15%以下（0%を含まない）

Wは、0.005%以上含有することで強度向上の効果が得られるが、コストアップを防ぐ観点から、Wを含有する場合、W含有量は0.15%以下とする。

【0063】

・Zr：0.15%以下（0%を含まない）

Zrは、0.0005%以上含有することで強度向上の効果が得られるが、コストアップを防ぐ観点から、Zrを含有する場合、Zr含有量は0.15%以下とする。

【0064】

・B群 [Cr：1%以下（0%を含まない）、Ni：1%以下（0%を含まない）、Cu：1%以下（0%を含まない）、Mo：1%以下（0%を含まない）、Co：1%以下（0%を含まない）、およびB：0.005%以下（0%を含まない）から選ばれる1種以上の元素]

Cr、Ni、Cu、Mo、Co、およびBは、いずれも鋼板の焼入れ性を向上させる元素である。

【0065】

・Cr：1%以下（0%を含まない）

Crは、0.005%以上含有することで焼き入れ性が向上し、強度と延性のバランスを向上させることができるが、コストアップを防ぐ観点から、Crを含有する場合、Cr含有量は1%以下とする。

【0066】

・Ni：1%以下（0%を含まない）

Niは、0.005%以上含有することで残留相の形成を促進することができるが、コストアップを防ぐ観点から、Niを含有する場合、Ni含有量は1%以下とする。

【0067】

・Cu：1%以下（0%を含まない）

Cuは、0.005%以上含有することで残留相の形成を促進することができるが、コストアップを防ぐ観点から、Cuを含有する場合、Cu含有量は1%以下とする。

【0068】

・Mo：1%以下（0%を含まない）

Moは、0.005%以上含有することで強度調整の効果が得られ、特にMo量が0.05%以上でその効果が高まるが、コストアップを防ぐ観点から、Moを含有する場合、Mo含有量は1%以下とする。

【0069】

・Co：1%以下（0%を含まない）

Coは、0.001%以上含有することで、鋼板の極限変形能を向上し、伸びフランジ性の向上効果が得られる。特に、Co含有量が0.005%以上でその効果が高まるが、コストアップを防ぐ観点から、Coを含有する場合、Co含有量は1%以下とする。

10

20

30

40

50

## 【0070】

・B：0.005%以下（0%を含まない）

Bは、鋼の焼入れ性を向上させるのに有効な元素である。焼入れ性を向上するためには、B含有量は0.0003%以上とすることが好ましく、0.0005%以上とすることがより好ましい。しかし、Bを過度に含有すると成形性が低下するため、Bを含有する場合、B含有量は0.005%以下とする。

## 【0071】

・C群〔Ca：0.005%以下（0%を含まない）、Mg：0.005%以下（0%を含まない）、およびREM：0.005%以下（0%を含まない）から選ばれる1種以上の元素〕

Ca、Mg、およびREM（希土類元素）は、いずれも硫化物の形態制御のために用いられる元素である。

## 【0072】

・Ca：0.005%以下（0%を含まない）

Caは、0.0005%以上含有することで硫化物の形態を制御し、延性、韌性を向上させることができるが、良好な延性を得る観点から、Caを含有する場合、Ca含有量は0.005%以下とする。

## 【0073】

・Mg：0.005%以下（0%を含まない）

Mgは、0.0005%以上含有することで硫化物の形態を制御し、延性、韌性を向上させることができるが、コストアップを防ぐ観点から、Mgを含有する場合、Mg含有量は0.005%以下とする。

## 【0074】

・REM：0.005%以下（0%を含まない）

REMは、0.0005%以上含有することで硫化物の形態を制御し、延性、韌性を向上させることができるが、良好な韌性を得る観点から、REMを含有する場合、REM含有量は0.005%以下とする。

本発明でいうREMとは、原子番号21番のスキャンジウム（Sc）と原子番号39番のイットリウム（Y）、および原子番号57番のランタン（La）から71番のルテチウム（Lu）までのランタノイドを指す。本発明におけるREM含有量とは、上述のREMから選択された1種または2種以上の元素の総含有量である。REMとしては、特に限定されないが、Laおよび/またはCeであることが好ましい。

## 【0075】

・D群〔Sn：0.2%以下（0%を含まない）、およびSb：0.2%以下（0%を含まない）から選ばれる1種以上の元素〕

SbやSnは脱炭や脱窒、脱硼などを抑制して、鋼板の強度低下抑制に有効な元素であるため、Sb、Snを含有する場合には、それぞれ0%超とする。

## 【0076】

・Sn：0.2%以下（0%を含まない）

Snは、脱窒、脱硼等を抑制して鋼の強度低下抑制に有効な元素であり、このような効果を得るには0.002%以上含有することが好ましい。

一方、良好な耐衝撃性を得るために、Snを含有する場合、Sn含有量は0.2%以下とする。

## 【0077】

・Sb：0.2%以下（0%を含まない）

Sbは、鋼板表面の窒化、酸化、あるいは酸化により生じる鋼板表面の数十マイクロン領域の脱炭を抑制する観点から含有させることができる。Sbは、鋼板表面の窒化および酸化を抑制することで、鋼板表面においてマルテンサイトの生成量が減少するのを防止し、鋼板の疲労特性および表面品質を改善する。このような効果を得るために、Sb含有量は0.001%以上とすることが好ましい。一方、良好な韌性を得るためには、Sb含有量

10

20

30

40

50

は 0.2% 以下とする。

【0078】

・ E 群 [ Ta : 0.10% 以下 (0% を含まない) ]

Ta は、A 群の元素と同様に、母材鋼板の強度を高めるのに有効な元素であり、必要に応じて含有させることができる。Ta は、0.005% 以上含有することで強度向上の効果が得られるが、コストアップを防ぐ観点から、Ta を含有する場合、Ta 含有量は 0.10% 以下とする。

【0079】

・ F 群 [ Te : 0.10% 以下 (0% を含まない)、As : 0.10% 以下 (0% を含まない)、および Hf : 0.10% 以下 (0% を含まない) から選ばれる 1 種以上の元素 ]

Te、As、および Hf は、C 群の元素と同様に、いずれも硫化物の形態制御のために用いられる元素である。

【0080】

・ Te : 0.10% 以下 (0% を含まない)

Te は、0.001% 以上含有することで硫化物の形態を制御し、延性、靱性を向上させることができるが、コストアップを防ぐ観点から、Te を含有する場合、Te 含有量は 0.10% 以下とする。

【0081】

・ As : 0.10% 以下 (0% を含まない)

As は、0.001% 以上含有することで硫化物の形態を制御し、延性、靱性を向上させることができるが、コストアップを防ぐ観点から、As を含有する場合、As 含有量は 0.10% 以下とする。

【0082】

・ Hf : 0.10% 以下 (0% を含まない)

Hf は、0.01% 以上含有することで硫化物の形態を制御し、延性、靱性を向上させることができるが、コストアップを防ぐ観点から、Hf を含有する場合、Hf 含有量は 0.10% 以下とする。

【0083】

・ G 群 [ Bi : 0.20% 以下 (0% を含まない)、および Pb : 0.20% 以下 (0% を含まない)、のうちから選ばれる 1 種以上の元素 ]

Bi、および Pb は、いずれも粒界偏析を抑制し、延性、靱性を向上させる元素である。Bi、Pb を含有する場合には、それぞれ 0% 超とする。

【0084】

・ Bi : 0.20% 以下 (0% を含まない)

Bi は、0.001% 以上含有することで粒界偏析を抑制し、延性、靱性を向上させることができる。また、Bi には、切削性を向上させて切断端面の平滑度を向上させる効果があり、切断面の耐遅れ破壊特性を向上させる作用がある。Bi を含有する場合、コストアップを防ぐ観点から、Bi 含有量は 0.10% 以下とする。

【0085】

・ Pb : 0.20% 以下 (0% を含まない)

Pb は、0.001% 以上含有することで粒界偏析を抑制し、延性、靱性を向上させることができる。また、Pb には、切削性を向上させて切断端面の平滑度を向上させる効果があり、切断面の耐遅れ破壊特性を向上させる作用がある。Pb を含有する場合、コストアップを防ぐ観点から、Pb 含有量は 0.10% 以下とする。

【0086】

・ H 群 [ Zn : 0.10% 以下 (0% を含まない)、Ge : 0.10% 以下 (0% を含まない)、Sr : 0.10% 以下 (0% を含まない)、Cs : 0.10% 以下 (0% を含まない)、のうちから選ばれる 1 種以上の元素 ]

Zn、Ge、Sr、および Cs は、いずれも機械的特性や表面品質に大きくは影響せず、強度を上昇させる元素であり、Zn、Ge、Sr、Cs を含有する場合には、それぞ

10

20

30

40

50

れ0%超とする。

【0087】

・Zn：0.10%以下（0%を含まない）

Znは0.001%以上含有していても、機械的特性や表面品質に大きく影響しない。コストアップを防ぐ観点から、Znを含有する場合、Zn含有量は0.10%以下とする。

【0088】

・Ge：0.10%以下（0%を含まない）

Geは0.001%以上含有していても、機械的特性や表面品質に大きく影響しない。コストアップを防ぐ観点から、Geを含有する場合、Ge含有量は0.10%以下とする。

【0089】

・Sr：0.10%以下（0%を含まない）

Srは0.001%以上含有していても、機械的特性や表面品質に大きく影響しない。コストアップを防ぐ観点から、Srを含有する場合、Sr含有量は0.10%以下とする。

【0090】

・Cs：0.10%以下（0%を含まない）

Csは0.001%以上含有していても、機械的特性や表面品質に大きく影響しない。コストアップを防ぐ観点から、Csを含有する場合、Cs含有量は0.10%以下とする。

【0091】

鋼板（母材鋼板）において、上述した成分組成以外の残部はFeおよび不可避の不純物である。

【0092】

・鋼組織

母材鋼板（下地鋼板）の組織についても、特に制限されるものではないが、780MPa以上の引張強度を確保するためには、以下のような鋼板組織（母材鋼板の表面から1/4厚の位置を中心とした1/8厚～3/8厚の範囲における鋼組織）とすることが好ましい。

すなわち、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイト（残留）の合計面積率を30%以上とすることが好ましく、これにより、引張強度が780MPa以上である母材鋼板が得られる。

【0093】

また、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留の合計面積率を50%以上とすることにより、引張強度が980MPa以上である母材鋼板が得られ、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留の合計面積率を70%以上とすることにより、引張強度が1180MPa以上である母材鋼板が得られる。

【0094】

さらに、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留の合計面積率を85%以上とすることにより、引張強度が1310MPa以上である母材鋼板が得られ、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留の合計面積率を90%以上とすることにより、引張強度が1470MPa以上である母材鋼板が得られる。また、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留の合計面積率が50%以上、とりわけ90%以上である鋼では、水素の拡散速度が著しく低下し、水素が鋼中に残存しやすかったが、前述した本発明の製造方法を採用することで、本発明の母材鋼板では、準拡散性水素を低減することが可能となる。

【0095】

所望の引張強度TSを確保するために、上記のマルテンサイト、ベイナイトおよび残留の合計面積率を得るという観点からは、特に、C含有量、Si含有量、Mn含有量と、焼鈍温度を適正に制御することが望ましい。例えば、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留の合計面積率を90%以上とするためには、C含有量は0.17%以上、Si含有量は0.1%以上、Mn含有量は2.3%以上とし、焼鈍温度（特に、第二焼鈍工程の焼鈍温度（保持温度））を820以上とすることが好ましい。

【0096】

10

20

30

40

50

ここで、各組織のサイズおよび存在量は特に限定されないが、本発明の一実施形態として、以下のようなサイズ、存在量が例示できる。なお、アスペクト比は長軸と長軸に垂直な方向である短軸の長さの比、厚さは短軸の長さ、円相当径は各組織の個々の面積を円の面積としたときの直径を表す。なお、マルテンサイトには焼戻しマルテンサイトとフレッシュマルテンサイトの両者が存在する。焼戻しマルテンサイトは延びフランジ性を向上させる作用があり、フレッシュマルテンサイトは延性を向上させる作用がある。

【0097】

・焼戻しマルテンサイト

アスペクト比 8、円相当径 30 μm

組織内部の炭化物の分布密度：0.10 ~ 1.2 個 / μm<sup>2</sup>

10

・フレッシュマルテンサイトおよび残留

塊状：アスペクト比 8、円相当径：3 ~ 30 μm

粒状：アスペクト比 8、円相当径：0.40 μm以上、3 μm未満

プレート状もしくはフィルム状：アスペクト比8超、厚さ：0.10 ~ 8 μm

・ベイナイト

フィルム状もしくはプレート状：アスペクト比8超、厚さ 8 μm

塊状：アスペクト比 8、円相当径 30 μm

組織内部の炭化物の分布密度：いずれの形態においても0.10 ~ 6 個 / μm<sup>2</sup>

・炭化物

粒状：アスペクト比 8、円相当径：0.01 μm以上、0.40 μm未満

20

フィルム状：アスペクト比8超、円相当径：0.01 μm以上、0.10 μm未満

【0098】

以上、本発明の溶融亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法の一実施形態として、溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法、溶融亜鉛系めっき鋼板について説明した。

本発明によれば、鋼板を焼鈍・冷却した後に、溶融亜鉛系めっきを施す溶融亜鉛系めっき鋼板の製造方法において、上記焼鈍を水素濃度の高い第一焼鈍工程と水素濃度の低い第二焼鈍工程にて、上記冷却を水素濃度の低い第一工程と水素濃度の高い第二工程にて、それぞれ特定の条件で行うことにより、めっきのない美しい表面外観を有するとともに、昇温分析の際に200 ~ 350 で放出される準拡散性水素を0.20質量ppm以下に抑制することができ、より高いレベルで耐遅れ破壊特性に優れた溶融亜鉛系めっき鋼板を製造することができる。また、本発明において、上記焼鈍の前に酸化処理を行い、さらに上記焼鈍をより限定された条件で実施することと、めっき後に特定の雰囲気において圧再加熱処理を行うことにより、さらに高いレベルでめっき外観性と耐遅れ破壊特性に優れた溶融亜鉛系めっき鋼板を製造することができる。

30

【実施例】

【0099】

表1に示す成分組成を有する鋼を溶製して得た鋳片を熱間圧延した後、酸洗、冷間圧延することにより板厚1.2mmの冷延鋼板とし、この冷延鋼板を溶融亜鉛系めっき鋼板の母材鋼板とした。

【0100】

40

【表 1】

鋼記号	成分組成(質量%)																				区分																				
	C	Si	Mn	P	S	seAl	N	O	Nb	Ti	V	W	Zr	Ta	Cr	Ni	Cu	Mo	Co	B		Ca	Mg	Te	As	Hf	REM	Sn	Sb	Bi	Pb	Zn	Ce	Sr	Cs						
A	0.063	0.05	2.40	0.01	0.0020	0.031	0.003	0.001	0.020	0.01	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-			
B	0.130	1.50	1.60	0.01	0.0020	0.032	0.005	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-			
C	0.096	0.22	2.48	0.01	0.0010	0.034	0.004	0.001	0.018	0.01	-	-	-	-	0.60	-	-	-	-	0.001	-	-	-	-	-	-	-	0.007	-	-	-	-	-	-	-	-	-				
D	0.101	0.72	2.47	0.02	0.0010	0.035	0.005	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.001	-	-	-	-	-	-	-	0.012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-			
E	0.095	2.63	2.02	0.01	0.0010	0.029	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-			
F	0.120	0.45	2.43	0.02	0.0010	0.024	0.003	0.001	-	-	-	-	-	-	0.90	-	-	-	0.11	-	-	-	-	-	-	-	-	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-			
G	0.134	0.19	3.41	0.02	0.0010	0.040	0.005	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.12	-	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-			
H	0.138	1.15	3.20	0.02	0.0020	0.037	0.004	0.001	0.030	0.01	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-		
I	0.193	1.18	3.08	0.01	0.0020	0.035	0.004	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-		
J	0.267	0.23	2.47	0.01	0.0010	0.033	0.005	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.81	-	0.004	0.004	0.004	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-		
K	0.119	0.42	2.48	0.02	0.0010	0.037	0.004	0.001	-	-	-	-	-	-	0.51	-	-	0.82	-	0.001	-	-	-	-	-	-	-	0.183	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
L	0.123	0.43	2.53	0.02	0.0026	0.031	0.003	0.001	-	-	-	-	-	-	0.48	0.81	0.82	-	-	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-		
M	0.118	0.45	2.45	0.09	0.0010	0.032	0.004	0.001	0.030	0.07	0.18	0.13	-	-	0.46	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.042	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
N	0.122	0.44	2.46	0.02	0.0010	0.039	0.006	0.001	0.048	0.02	-	-	-	-	0.50	-	-	-	-	0.003	-	-	-	-	-	-	-	0.079	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
O	0.121	0.48	2.39	0.02	0.0030	0.031	0.005	0.001	-	-	-	-	-	-	0.08	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
P	0.119	0.49	2.41	0.01	0.0020	0.032	0.004	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
Q	0.124	0.46	2.43	0.02	0.0030	0.034	0.004	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
R	0.125	0.45	2.47	0.02	0.0020	0.030	0.003	0.002	-	-	-	-	-	-	0.02	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
S	0.112	0.46	2.45	0.02	0.0010	0.032	0.003	0.003	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
T	0.183	1.22	2.80	0.01	0.0010	0.030	0.003	0.001	-	-	-	-	-	-	0.02	-	-	-	-	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
U	0.220	0.41	2.75	0.01	0.0010	0.031	0.002	0.001	0.010	0.02	-	-	-	-	0.60	0.15	0.12	-	-	0.002	-	-	-	-	-	-	-	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
V	0.121	0.48	0.49	0.01	0.0002	0.030	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

\*上記成分組成以外の残部はFeおよび不可避の不純物である。

10

20

30

40

【0101】

オールリアントチューブ(ART)型焼鈍炉を有する連続式溶融亜鉛めっき設備(CGL)において、鋼板を表2(表2-1、表2-2)、表3、および表5に示す条件で焼鈍した後、溶融亜鉛めっき(めっき組成: Zn-0.2mass%Al)を施し、ガスワイピングで片面当たりのめっき目付量を30~70g/m<sup>2</sup>に調整し、次いで、No.95を除き、合金化処理を行った。

また、めっきおよび合金化処理後に再加熱処理を実施した例を表3に示す。

上記実施例とは別に、直火バーナーを有する直火型焼鈍炉(DF型焼鈍炉)を有するCGLにおいて、鋼板を表4に示す条件で酸化処理および焼鈍した後、溶融亜鉛めっき(

50

めっき組成：Zn - 0.2 mass% Al) を施し、ガスワイピングで片面当たりのめっき目付量を  $30 \sim 70 \text{ g/m}^2$  に調整し、次いで、合金化処理を行った。

なお、No. 125 (表4) は、一定温度で酸化処理を行った実施例であり、酸化処理の保持時間 (処理時間) は 8 s とした。表4中のNo. 125 以外の実施例 (No. 123、124、126 ~ 148) は、酸化処理を昇温中に行ったものであり、この酸化処理の昇温速度は  $5 \sim 20 \text{ /s}$  の範囲とした。

#### 【0102】

このようにして得られた溶融亜鉛系めっき鋼板について、鋼板中の拡散性水素量の測定と、めっき外観および耐遅れ破壊特性の評価とを、以下のような測定方法および評価方法で行った。その結果を、製造条件とともに表2 ~ 5 に示す。

10

ここで、表4の実施例の酸化処理において、「酸化開始温度」は DFF 型焼鈍炉の加熱帯における酸化帯の入側板温、「酸化終了温度」は同じく酸化帯の出側板温、酸素濃度は酸化帯の酸素濃度であり、したがって、酸化開始温度 ~ 酸化終了温度の範囲が酸化処理温度である。また、「酸化温度域」とは酸化帯で鋼板が昇温する温度幅 (酸化開始温度から酸化終了温度までの温度幅) のことであり、「鋼板最高到達温度」とは DFF 型焼鈍炉の加熱帯での最高到達温度である。したがって、「酸化終了温度」よりも「鋼板最高到達温度」が高い場合は、酸化帯の次の帯域 (酸化帯ではない帯域) でも非酸化性の雰囲気ですらに加熱され、上記酸化帯の次の帯域での最高到達温度が「鋼板最高到達温度」である。

一次冷却終了温度 (第一冷却工程での最終保持温度 (鋼板温度)) は、No. 1 ~ 148 は、 $650$  とし、表5に示すNo. 149 ~ 151 は、 $600 \sim 640$  の間で変化させた。

20

#### 【0103】

30

40

50

【表 2 - 1】

No.	焼鈍										冷却										合金化処理	TS (MPa)	マルテンサイト、ベイナイト、残留アの合計面積率 (%)	めっき外観	厚さ分析本線の放出される準拡散性水素濃度 (質量ppm) 評価値	前選れ磁導特性	区分
	第一焼鈍工程					第二焼鈍工程					第一冷却工程					第二冷却工程											
	焼鈍温度 (°C)	保熱時間 (h)	露点 (°C)	水素濃度 (体積%)	焼鈍速度 (°C/h)	保熱時間 (h)	露点 (°C)	水素濃度 (体積%)	焼鈍速度 (°C/h)	冷却速度 (°C/s)*1	露点 (°C)	水素濃度 (体積%)	冷却速度 (°C/s)*2	露点 (°C)	水素濃度 (体積%)	冷却速度 (°C/s)*2	露点 (°C)	水素濃度 (体積%)									
1	F 800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1210	74	○	0.08	◎	発明例						
2	F 860	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1216	75	○	0.06	◎	発明例						
3	F 910	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1234	76	○	0.06	◎	発明例						
4	F 940	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1280	79	○	0.07	◎	発明例						
5	F 740	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1182	71	○	0.06	◎	発明例						
6	F 660	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1162	69	○	0.07	◎	発明例						
7	F 640	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1052	58	△	0.08	◎	比較例						
8	F 800	35	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1205	73	○	0.06	◎	発明例						
9	F 800	22	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1209	74	○	0.09	◎	発明例						
10	F 800	18	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1182	69	△	0.06	◎	比較例						
11	F 800	100	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1230	76	○	0.08	◎	発明例						
12	F 800	146	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1232	76	○	0.06	◎	発明例						
13	F 800	155	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1256	79	△	0.07	◎	比較例						
14	F 800	50	15	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1203	73	○	0.09	◎	発明例						
15	F 800	50	29	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1215	75	○	0.08	◎	発明例						
16	F 800	50	-20	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1216	75	○	0.07	◎	発明例						
17	F 800	50	-45	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1219	75	○	0.07	◎	発明例						
18	F 800	50	-54	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1215	75	○	0.08	◎	発明例						
19	F 800	50	0	6.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1219	75	○	0.05	◎+	発明例						
20	F 800	50	0	4.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1214	74	△	0.03	◎+	比較例						
21	F 800	50	0	15	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1211	74	○	0.13	○	発明例						
22	F 800	50	0	23	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1210	74	○	0.18	△	発明例						
23	F 800	50	0	28	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1209	74	○	0.28	x	比較例						
24	F 800	50	0	8.0	890	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1220	75	○	0.08	◎	発明例						
25	F 800	50	0	8.0	940	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1281	81	○	0.06	◎	発明例						
26	F 800	50	0	8.0	750	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1185	71	○	0.12	○	発明例						
27	F 800	50	0	8.0	710	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1159	69	○	0.19	△	発明例						
28	F 800	50	0	8.0	680	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1063	59	○	0.26	x	比較例						
29	F 800	50	0	8.0	820	230	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1225	76	○	0.07	◎	発明例						
30	F 800	50	0	8.0	820	290	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1254	79	○	0.09	◎	発明例						
31	F 800	50	0	8.0	820	310	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1264	80	x	0.08	◎	比較例						
32	F 800	50	0	8.0	820	60	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1184	71	○	0.11	△	発明例						
33	F 800	50	0	8.0	820	32	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1163	69	○	0.16	△	発明例						
34	F 800	50	0	8.0	820	25	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1081	61	○	0.23	x	比較例						
35	F 800	50	0	8.0	820	150	19	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1215	75	○	0.09	◎	発明例						
36	F 800	50	0	8.0	820	150	28	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1208	74	○	0.08	◎	発明例						
37	F 800	50	0	8.0	820	150	31	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1213	74	x	0.07	◎	比較例						
38	F 800	50	0	8.0	820	150	-5	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1225	76	○	0.06	◎	発明例						
39	F 800	50	0	8.0	820	150	-19	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1224	75	○	0.07	◎	発明例						
40	F 800	50	0	8.0	820	150	-48	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1215	75	○	0.09	◎	発明例						
41	F 800	50	0	8.0	820	150	10	2.1	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1211	74	○	0.06	◎	発明例						
42	F 800	50	0	8.0	820	150	10	1.6	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1213	74	○	0.05	◎+	発明例						
43	F 800	50	0	8.0	820	150	10	1.1	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1217	75	○	0.04	◎+	発明例						
44	F 800	50	0	8.0	820	150	10	0.6	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1210	74	○	0.02	◎+	発明例						
45	F 800	50	0	8.0	820	150	10	0.2	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1209	74	○	0.01	◎+	発明例						
46	F 800	50	0	8.0	820	150	10	0.1	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1216	75	x	0.01	◎+	比較例						
47	F 800	50	0	8.0	820	150	10	3.9	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1208	74	○	0.14	○	発明例						
48	F 800	50	0	8.0	820	150	10	4.4	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1205	73	○	0.17	△	発明例						
49	F 800	50	0	8.0	820	150	10	4.9	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1201	73	○	0.18	△	発明例						
50	F 800	50	0	8.0	820	150	10	5.1	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1216	75	○	0.29	x	比較例						

\*1 焼鈍での最終保熱温度から650°C以下までの温度域での平均冷却速度  
 \*2 第一冷却工程での冷却終了温度(露点温度)から550°C以下までの温度域での平均冷却速度

【 0 1 0 4 】

【表 2 - 2】

No.	試験										冷却				TS (MPa)	マルテンサイト、 ベイナイト、 合計量降率 (%)	めっき 外観	昇温分解した膜の 200~350℃で 放出される 揮発性水素濃度 (質量ppm) 評価	耐湿れ、 耐塩特性	区分				
	第一試験工程					第二試験工程					第一冷却工程										第二冷却工程			
	試験 温度 (℃)	保持 時間 (h)	露点 (℃)	水素 濃度 (体積%)	試験 温度 (℃)	保持 時間 (h)	露点 (℃)	水素 濃度 (体積%)	冷却 速度 (℃/h)*1	露点 (℃)	水素 濃度 (体積%)	冷却 速度 (℃/h)*2	露点 (℃)	水素 濃度 (体積%)							冷却 速度 (℃/h)*2	露点 (℃)	水素 濃度 (体積%)	
51	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	851	37	◎	劣明例				
52	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	8	-40	2.0	15	-40	12	有	838	35	◎	劣明例				
53	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	6	-40	2.0	15	-40	12	有	812	33	◎	劣明例				
54	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	5	-40	2.0	15	-40	12	有	785	30	◎	劣明例				
55	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	4	-40	2.0	15	-40	12	有	765	28	◎	劣明例				
56	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-31	2.0	15	-40	12	有	852	37	◎	劣明例				
57	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-22	2.0	15	-40	12	有	849	37	◎	劣明例				
58	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-13	2.0	15	-40	12	有	861	38	◎	劣明例				
59	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-48	2.0	15	-40	12	有	852	37	◎	劣明例				
60	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	1.1	15	-40	12	有	850	37	◎	劣明例				
61	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	0.6	15	-40	12	有	851	37	◎	劣明例				
62	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	0.3	15	-40	12	有	847	37	◎	劣明例				
63	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	0.2	15	-40	12	有	837	36	◎	劣明例				
64	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	0.1	15	-40	12	有	865	38	◎	劣明例				
65	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.3	15	-40	12	有	857	38	◎	劣明例				
66	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	3.8	15	-40	12	有	849	37	◎	劣明例				
67	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	4.9	15	-40	12	有	854	37	◎	劣明例				
68	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	5.2	15	-40	12	有	856	38	◎	劣明例				
69	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	13	-40	12	有	861	38	◎	劣明例				
70	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	11	-40	12	有	796	31	◎	劣明例				
71	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	9	-40	12	有	771	29	◎	劣明例				
72	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-32	12	有	850	37	◎	劣明例				
73	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-22	12	有	847	37	◎	劣明例				
74	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-16	12	有	849	37	◎	劣明例				
75	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-49	10	有	853	37	◎	劣明例				
76	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-48	8	有	856	38	◎	劣明例				
77	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-49	5	有	861	38	◎	劣明例				
78	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-49	4	有	852	37	◎	劣明例				
79	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-49	14	有	854	37	◎	劣明例				
80	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	19	有	859	38	◎	劣明例				
81	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	24	有	854	37	◎	劣明例				
82	A	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	25	有	847	37	◎	劣明例				
83	B	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	849	37	◎	劣明例				
84	C	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1015	54	◎	劣明例				
85	D	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1006	53	◎	劣明例				
86	E	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1009	53	◎	劣明例				
87	G	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1214	74	◎	劣明例				
88	H	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1326	86	◎	劣明例				
89	I	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1560	100	◎	劣明例				
90	J	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1481	100	◎	劣明例				
91	K	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1216	75	◎	劣明例				
92	L	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1235	77	◎	劣明例				
93	M	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1241	77	◎	劣明例				
94	N	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1239	77	◎	劣明例				
95	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1215	75	◎	劣明例				
96	O	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1230	76	◎	劣明例				
97	P	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1241	77	◎	劣明例				
98	Q	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1234	76	◎	劣明例				
99	R	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1239	77	◎	劣明例				
100	S	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1251	78	◎	劣明例				
101	V	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	有	1241	77	◎	劣明例				

\*1 焼酎での最終保持温度から650℃以下までの温度域での平均冷却速度

\*2 第一冷却工程での冷却終了温度(露点温度)から550℃以下までの温度域での平均冷却速度

【 0 1 0 5 】

【表 3】

No.	鋼種	焼鈍						冷却						再加熱処理		合金化処理	TS (MPa)	マルテンサイト、ベノナイト、炭素、合計面積率 (%)	めっき外観	昇温分析した際の200~350℃で放出される揮散性水素濃度 (質量ppm) 評価	耐遅れ破壊特性	区分			
		第一焼鈍工程		第二焼鈍工程		第一冷却工程		第二冷却工程		水素濃度 (体積%)	露点 (℃)	冷却速度 (℃/s) *1	水素濃度 (体積%)	露点 (℃)	冷却速度 (℃/s) *2								水素濃度 (体積%)	露点 (℃)	最高到達温度 (℃)
102	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	300	30	有	1226	76	○	◎+	◎	発明例
103	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	2.0	300	30	有	1216	75	○	◎+	◎	発明例
104	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	5.0	300	30	有	1223	75	○	◎+	◎	発明例
105	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	10.0	300	30	有	1224	75	○	◎+	◎	発明例
106	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	15.0	300	30	有	1219	75	○	◎+	◎	発明例
107	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	17.0	300	30	有	1215	75	○	◎+	◎	発明例
108	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	350	30	有	1216	75	○	◎+	◎	発明例
109	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	410	30	有	1219	75	○	◎+	◎	発明例
110	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	450	30	有	1210	74	○	◎+	◎	発明例
111	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	250	30	有	1230	76	○	◎+	◎	発明例
112	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	200	30	有	1234	76	○	◎+	◎	発明例
113	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	190	30	有	1226	76	○	◎+	◎	発明例
114	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	300	110	有	1227	76	○	◎+	◎	発明例
115	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	300	350	有	1219	75	○	◎+	◎	発明例
116	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	300	560	有	1214	74	○	◎+	◎	発明例
117	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	300	20	有	1218	75	○	◎+	◎	発明例
118	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	300	8	有	1226	76	○	◎+	◎	発明例
119	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	300	5	有	1217	75	○	◎+	◎	発明例
120	F	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	300	3	有	1219	75	○	◎+	◎	発明例
121	T	800	50	0	8.0	820	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	300	30	有	1260	79	○	◎+	◎	発明例
122	U	900	50	0	8.0	930	150	10	3.0	10	-40	2.0	15	-40	12	0.0	300	30	有	1710	100	○	◎+	◎	発明例

\*1 焼鈍での最終保持温度から650℃以下までの温度域での平均冷却速度

\*2 第一冷却工程での冷却終了温度(鋼板温度)から550℃以下までの温度域での平均冷却速度

【 0 1 0 6 】

10

20

30

40

50



【表 5】

No.	焼鈍				冷却				合金化 処理	TS (MPa)	マルテンサイト、 ベイナイト、 残留イオンの 合計面積率 (%)	めっき 外観	昇温分析した際の 200~350℃で 放出される 準拡散性水素量 (質量ppm) 評価	耐遅れ 破壊特性	区分							
	第一焼鈍工程		第二焼鈍工程		第一冷却工程		第二冷却工程															
	焼鈍 温度 (℃)	保熱 時間 (s)	露点 (℃)	水素 濃度 (体積%)	冷却 速度 (℃/s)*1	冷却終了 温度 (℃)	露点 (℃)	水素 濃度 (体積%)								冷却 速度 (℃/s)*2	露点 (℃)	水素 濃度 (体積%)				
149	F	800	50	0	8.0	0	820	150	10	3.0	10	640	-40	2.0	15	-40	12	76	○	0.08	◎	発明例
150	F	800	50	0	8.0	0	820	150	10	3.0	10	630	-40	2.0	15	-40	12	75	○	0.07	◎	発明例
151	F	800	50	0	8.0	0	820	150	10	3.0	10	600	-40	2.0	15	-40	12	77	○	0.07	◎	発明例

\*1 焼鈍での最終保熱温度から650℃以下までの温度域での平均冷却速度

\*2 第一冷却工程での冷却終了温度(鋼板温度)から550℃以下までの温度域での平均冷却速度

10

20

30

40

【0108】

・鋼板中の準拡散性水素量の測定（水素分析方法）

溶融亜鉛系めっき鋼板の幅中央部から、長軸長さ30mm、短軸長さ5mmの短冊状の試験片を採取し、その試験片の亜鉛めっき層をリユーターで除去し、直ちに、昇温脱離分析装置を用いて分析開始温度25、分析終了温度400、昇温速度200/時間の条件で水素分析し、各温度において試験片表面から放出される水素量である放出水素量（質量ppm/min）を測定した。

そして、200から350までの放出水素量の合計を鋼中拡散性水素量として算出した。ここで、鋼中拡散性水素量が0.05質量ppm以下のものを優秀“+”、0.05

50

質量 ppm 超 0.10 質量 ppm 以下のものを優良 “ ”、0.10 質量 ppm 超 0.15 質量 ppm 以下のものを良好 “○”、0.15 質量 ppm 超 0.20 質量 ppm 以下のものを可 “ ” とした。経験上、鋼中拡散性水素量が 0.20 質量 ppm を超えると、耐遅れ破壊特性が低下することが多いことから、0.20 質量 ppm 超のものを不良 “x” とした。

#### 【0109】

##### ・めっき外観の評価

溶融亜鉛系めっき鋼板のめっき外観を目視観察し、模様や凹凸が認められないものを優良 “ ” とした。模様や凹凸が認められるものについては、該当箇所を倍率：50 倍での SEM 観察結果から、鋼板上の面積で 1.0 mm × 1.0 mm 以上にわたり、亜鉛めっきによって被覆されていない箇所を不めっき欠陥、10 倍の 3D 形状測定結果から、鋼板上の面積で 0.5 mm × 0.5 mm 以上にわたり、周囲の平均高さに対して、最大値で 5 μm 以上の凹凸がある場合を押し疵と判断した。

不めっき欠陥については、より具体的に、SEM により、加速電圧 15 kV で倍率 50 倍の反射電子像を観察し、亜鉛めっきが被覆された領域よりも暗いコントラストで観察される、亜鉛めっきが被覆されていない箇所の面積が 1.0 mm × 1.0 mm 以上の領域のことを指す。

模様や凹凸が認められるものでも、不めっき欠陥がないものを良好 “+”、鋼板表面の 1 m × 1 m の範囲において、不めっき欠陥が 3 個以上あるものを不良 “x” とした。また、不めっき欠陥はないが、ロールへのピックアップによる押し疵やその兆候として通板方向に対して V マーク状に生じるウロコ模様が生じたものや、鋼板表面の 1 m × 1 m の範囲において、不めっき欠陥が 3 個未満であるものについては、良好 ( + ) ではないものの合格 “○” とした。

#### 【0110】

##### ・引張試験

溶融亜鉛系めっき鋼板の圧延直角方向から（板幅方向が引張方向になるように）、JIS Z 2241 5 号試験片を採取し、この試験片について JIS Z 2241 (2011) に準拠した引張試験を行い、引張強度 (TS) を測定した。

#### 【0111】

##### ・母材鋼板組織の観察および測定

母材鋼板組織中のマルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイト（残留）の合計面積率を、以下のようにして測定した。

鋼板の圧延方向に平行であり且つ板厚方向に平行である断面（L 断面）が観察面となるよう試料を切り出し、この試料の観察面にダイヤモンドペーストによる研磨を施した後、アルミナを用いて仕上げ研磨を施した。次いで、試料の観察面を 3 vol % ナイタルでエッチングし、組織を現出させた。この試料観察面における板厚の 1 / 4 位置を観察位置とし、SEM により倍率：3000 倍で 5 視野観察した。この観察により、母材鋼板の表面から 1 / 4 厚の位置を中心とした 1 / 8 厚 ~ 3 / 8 厚の範囲における鋼組織を観察していることとした。

得られた組織画像からマルテンサイト、ベイナイトおよび残留 の合計面積を求め、この合計面積を測定面積で除した面積率を 5 視野分算出し、それらの値を平均したものをマルテンサイト、ベイナイトおよび残留 の合計面積率とした。マルテンサイト、ベイナイト、残留 ならびにその他のミクロ組織の判別は、以下のように行った。

##### ・マルテンサイト

マルテンサイトには、焼戻しマルテンサイトとフレッシュマルテンサイトの 2 種類がある。

##### ・焼戻しマルテンサイト

焼戻しマルテンサイトは、SEM 写真で灰色もしくは黒色に近い濃い灰色の領域である。焼戻しマルテンサイトは、旧 粒界やフェライト等の他の組織との界面を境界とした塊状の形態を呈する。ただし、焼戻しマルテンサイトは、内部にベイナイト等の他の組織を内包して凹形状を呈する場合がある。焼戻しマルテンサイトは内部に炭化物を多く含むが

10

20

30

40

50

、面方位に依存して炭化物が少量の場合もある。

・フレッシュマルテンサイト

フレッシュマルテンサイトは、SEM写真で灰色もしくは白色の領域である。フレッシュマルテンサイトは塊状、粒状、プレート状、フィルム状であり、炭化物を含まない。

・ベイナイト

ベイナイトは、SEM写真で濃い灰色の領域である。ベイナイトは、フィルム状、プレート状、これらの隣接領域の一部または全部が連結した塊状のいずれかの形態を呈し、内部に炭化物を僅かに含む。ベイナイトは、生成後に焼戻し処理が施されて炭化物が粗大化したものも含む。

・残留オーステナイト（残留）

残留は、上記のフレッシュマルテンサイトと同一の色と形態を呈する領域である。なお、SEMでは残留とフレッシュマルテンサイトは識別できない。

【0112】

鋼板の強度を確保するために、上記のマルテンサイト、ベイナイトおよび残留の合計面積率を制御する必要があるが、残部としては以下に示す組織を含んでよい。ただし、これに限定されるものではない。

・フェライト

フェライトは、SEM写真で黒色の領域である。フェライトは、塊状の形態を呈し、炭化物を殆ど含まない。ベイニティックフェライトは、内部に炭化物を殆ど含まず、フェライトと類似の機械的性質を有するので、フェライトに属する。フェライトは、内部に粒状および塊状のフレッシュマルテンサイトのいずれかもしくは両者、粒状および塊状の残留のいずれかもしくは両者を内包する場合がある。フェライト中に内包されたフレッシュマルテンサイトおよび残留は、フェライトの面積率には含めず、フレッシュマルテンサイトまたは残留の面積率として取り扱う。

・炭化物

炭化物は、SEM写真で白色の領域である。炭化物は、粒状やフィルム状の形態を呈する。炭化物は、主にフェライト、マルテンサイト、ベイナイトの内部に微細に生成するが、これらの面積率は小さく無視できるので、炭化物の面積率は各組織の面積率から除外せず、各組織の面積率に含める。

・上記以外の組織

上記以外に、TiN等の窒化物、(Nb, Ti)(C, N)等の炭窒化物、MnS、CaS等の硫化物、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、SiO<sub>2</sub>等の酸化物も合計面積率で数%程度含む場合がある。これらの面積率は小さく無視できるので、これらの面積率はこれらを含む各組織の面積率に含める。さらにパーライトを含む場合もある。パーライトの場合には、パーライトの面積率を個別に算出する。

【0113】

・耐遅れ破壊特性の評価

溶融亜鉛系めっき鋼板の圧延直角方向に、長軸長さ100mm、短軸長さ20mmの短冊状の試験片を採取し、この試験片の長軸・短軸の中心位置に直径15mm、クリアランス14.0%で打抜き穴を形成した。クリアランスは従来12.5%程度としていたが、近年の耐遅れ破壊特性に関する品質厳格化の傾向から、従来と比較して厳しい条件を採用した。この試験片を引張試験に供し、打抜き穴からの遅れ破壊発生の有無により耐遅れ破壊特性を評価した。経時変化による鋼中の拡散性水素の放出を防ぐために、溶融亜鉛系めっき鋼板から短冊状の試験片を採取してから遅れ破壊の引張試験（引張速度10mm/分）を開始するまでの時間を10分以内とした。引張試験の負荷時間は最大100時間とし、100時間負荷後に亀裂（ここで、亀裂とは引張応力負荷時の破断を意味する）が生じなかった最大応力を限界応力とし、限界応力と降伏応力の比で耐遅れ破壊特性を評価した。耐遅れ破壊特性の評価基準としては、限界応力/降伏応力が1.10以上の場合を優良“

”、1.10未満1.05以上の場合を良好“○”、1.05未満1.00以上の場合を良好( )ではないものの合格“ ”とし、1.00未満の場合を不良“×”とした。なお、遅

10

20

30

40

50

れ破壊試験で評価される耐遅れ破壊特性は、一般的に強度の高い鋼板のほうが低く（不利に）なる。

【 0 1 1 4 】

表 1 ~ 5 によれば、本発明例の溶融亜鉛系めっき鋼板は、高強度であり、不めっきのない美しい表面外観を有するとともに、優れた耐遅れ破壊特性を有している。

10

20

30

40

50

## 【要約】

不めっきのない美しい表面外観を有するとともに、耐遅れ破壊特性に優れた高強度溶融亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法の提供。

質量%で、C：0.06%以上0.30%以下、Si：0.01%以上3.00%未満、Mn：1.5%以上3.5%以下、P：0.1%以下(0%を含まない)、S：0.003%以下(0%を含まない)、sol. Al：0.1%以下(0%を含まない)、N：0.007%以下(0%を含まない)、O：0.003%以下(0%を含まない)を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有する母材鋼板と、該母材鋼板の表面に形成された、片面あたりのめっき付着量が20～120g/m<sup>2</sup>である亜鉛系めっき層と、を備え、昇温分析で測定した際に、200以上350以下で放出する水素の合計が0.20質量ppm以下である、溶融亜鉛系めっき鋼板。

10

20

30

40

50

---

フロントページの続き

(51)国際特許分類

C 2 3 C 2/28 (2006.01)

F I

C 2 3 C 2/28

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 河野 一夫

(56)参考文献

国際公開第2022/270053(WO, A1)

国際公開第2021/106936(WO, A1)

国際公開第2021/251276(WO, A1)

韓国公開特許第10-2022-0072920(KR, A)

(58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)

C 2 2 C 38/00

C 2 1 D 9/46

C 2 2 C 38/06

C 2 2 C 38/60

C 2 3 C 2/06

C 2 3 C 2/28