

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第3898923号

(P3898923)

(45) 発行日 平成19年3月28日(2007.3.28)

(24) 登録日 平成19年1月5日(2007.1.5)

(51) Int. Cl.	F I	
C 2 3 C 2/06 (2006.01)	C 2 3 C 2/06	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	J
C 2 2 C 18/00 (2006.01)	C 2 2 C 18/00	
C 2 2 C 18/02 (2006.01)	C 2 2 C 18/02	
C 2 2 C 18/04 (2006.01)	C 2 2 C 18/04	

請求項の数 14 (全 19 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2001-304034 (P2001-304034)	(73) 特許権者	000006655
(22) 出願日	平成13年9月28日(2001.9.28)		新日本製鐵株式会社
(65) 公開番号	特開2003-55751 (P2003-55751A)		東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(43) 公開日	平成15年2月26日(2003.2.26)	(74) 代理人	100087398
審査請求日	平成15年8月15日(2003.8.15)		弁理士 水野 勝文
(31) 優先権主張番号	特願2001-170857 (P2001-170857)	(74) 代理人	100067541
(32) 優先日	平成13年6月6日(2001.6.6)		弁理士 岸田 正行
(33) 優先権主張国	日本国(JP)	(74) 代理人	100108361
			弁理士 小花 弘路
		(74) 代理人	100113398
			弁理士 寺崎 直
		(72) 発明者	藤田 展弘
			富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社
			技術開発本 部内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0.0001 ~ 0.3%、

Si : 0.01 ~ 2.5%、

Mn : 0.01 ~ 3%、

Al : 0.31 ~ 4%

を含有し、残部Fe及び不可避不純物からなる冷延鋼板の表面に、質量%で、

Al : 0.001 ~ 0.5%、

Mn : 0.001 ~ 2%、

を含有し、残部がZn及び不可避不純物からなるめっき層を有する溶融Znめっき冷延鋼板であって、

鋼のSi含有率：X（質量%）、鋼のMn含有率：Y（質量%）、鋼のAl含有率：Z（質量%）、めっき層のAl含有率：A（質量%）、めっき層のMn含有率：B（質量%）が、下記（I）式を満たし、前記冷延鋼板のミクロ組織が、体積分率で70～97%のフェライトを主相としその平均粒径が20μm以下であり、第2相として体積分率で3～30%のオーステナイト及び/またはマルテンサイトからなり、第2相の平均粒径が10μm以下であり、該第2相の平均粒径が前記フェライトの平均粒径の0.01～0.7倍であることを特徴とする高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

10

20

3 - ( X + Y / 1 0 + Z / 3 ) - 1 2 . 5 × ( A - B ) 0 . . . ( I )

【請求項 2】

さらにめっき層中に質量%で、Fe : 5 ~ 20%を含有することを特徴とする請求項 1 記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融 Zn めっき冷延鋼板。

【請求項 3】

さらにめっき層中に質量%で、

Ca : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

Mg : 0 . 0 0 1 ~ 3 %、

Si : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

Mo : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

W : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

Zr : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

Cs : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

Rb : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

K : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

Ag : 0 . 0 0 1 ~ 5 %、

Na : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %、

Cd : 0 . 0 0 1 ~ 3 %、

Cu : 0 . 0 0 1 ~ 3 %、

Ni : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 %、

Co : 0 . 0 0 1 ~ 1 %、

La : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

Tl : 0 . 0 0 1 ~ 8 %、

Nd : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

Y : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

In : 0 . 0 0 1 ~ 5 %、

Be : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

Cr : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %、

Pb : 0 . 0 0 1 ~ 1 %、

Hf : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

Tc : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

Ti : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

Ge : 0 . 0 0 1 ~ 5 %、

Ta : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

V : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 2 %、

B : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融 Zn めっき冷延鋼板。

【請求項 4】

冷延鋼板のミクロ組織が、体積分率で 50 ~ 95%のフェライトを主相としその平均粒径が 20 μm以下であり、第 2 相として体積分率で 3 ~ 30%のオーステナイト及び/またはマルテンサイトを含有し、それらの平均粒径が 10 μm以下であり、さらに体積分率で 2 ~ 47%のベイナイトからなることを特徴とする請求項 1 ~ 3 の何れか 1 項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融 Zn めっき冷延鋼板。

【請求項 5】

鋼が、さらに質量%で、

Mo : 0 . 0 0 1 ~ 5 %、

を含有することを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれか 1 項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融 Zn めっき冷延鋼板。

【請求項 6】

10

20

30

40

50

鋼が、さらに質量%で、

Cr : 0 . 0 0 1 ~ 2 5 %、

Ni : 0 . 0 0 1 ~ 1 0 %、

Cu : 0 . 0 0 1 ~ 5 %、

Co : 0 . 0 0 1 ~ 5 %

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1~5のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

【請求項7】

鋼が、さらに質量%で、

Nb、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0 . 0 0 1 ~ 1 %

含有することを特徴とする請求項1~6のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

【請求項8】

鋼が、さらに質量%で、

Zr、Hf、Taの1種または2種以上を合計で0 . 0 0 1 ~ 1 . 0 %

含有することを特徴とする請求項1~7のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

【請求項9】

鋼が、さらに質量%で、W : 0 . 0 0 1 ~ 5 %を含有することを特徴とする請求項1~8のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

【請求項10】

鋼が、さらに質量%で、

P : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 1 %

S : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 1 %

を含有することを特徴とする請求項1~9のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

【請求項11】

鋼が、さらに質量%で、

Y、希土類元素(Rem)の1種以上を0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 1 %

を含有することを特徴とする請求項1~10のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

【請求項12】

鋼のSi量が0 . 0 0 1 ~ 2 . 5 %であることを特徴とする請求項1~11のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

【請求項13】

請求項1~12のいずれか1項に記載の高強度Zn亜鉛めっき冷延鋼板の製造方法であって、請求項1~12の何れか1項に記載の鋼成分からなる鑄造スラブを鑄造まもしくは一旦冷却した後に再度加熱し、熱延後巻取った熱延鋼板を酸洗後冷延し、その後、 $0.1 \times (Ac_3 - Ac_1) + Ac_1$  ( ) 以上  $Ac_3 + 50$  ( ) 以下の温度域で10秒~30分焼鈍した後に、 $0.1 \sim 1$  / 秒の冷却速度で650~700 の温度域に冷却し、引き続いて $1 \sim 100$  / 秒の冷却速度でめっき浴温度~めっき浴温度+100 ( ) にまで冷却した後、Znめっき浴温度~Znめっき浴温度+100 ( ) の温度域で後続のめっき浸漬時間を含めて1秒~3000秒保持し、Znめっき浴に浸漬して、その後室温まで冷却することを特徴とする高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板の製造方法。

【請求項14】

Znめっき浴に浸漬した後、更に300~550 で合金化処理を施し、その後室温まで冷却することを特徴とする請求項13記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れ

10

20

30

40

50

た高強度溶融Znめっき冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、建材、家電製品、自動車などに適する延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板及びその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】

溶融Znめっきは鋼板の防食を目的として施され、建材、家電製品、自動車など広範囲に使用されている。その製造法としては、連続ラインに於いて、脱脂洗浄後、非酸化性雰囲気にて加熱し、 $H_2$ 及び $N_2$ を含む還元雰囲気にて焼鈍後、めっき浴温度近傍まで冷却し、溶融亜鉛浴に浸漬後、冷却、もしくは再加熱してFe-Zn合金相を生成させた後に冷却、というゼンジマー法があり、鋼板の処理に多用されている。

【0003】

めっき前の焼鈍については、脱脂洗浄後、非酸化性雰囲気中での加熱を経ず直ちに $H_2$ 及び $N_2$ を含む還元雰囲気にて焼鈍を行う、全還元炉方式も行われる場合がある。また、鋼板を脱脂、酸洗した後、塩化アンモニウムなどを用いてフラックス処理を行って、めっき浴に浸漬、その後冷却、というフラックス法も行われている。

【0004】

これらのめっき処理で用いられるめっき浴中には溶融Znの脱酸のために少量のAlが添加されている。ゼンジマー法においてZnめっき浴は質量%で0.1%程度のAlを含有している。この浴中のAlはFeとの親和力がFe-Znよりも強いため、鋼をめっき浴に浸漬した際、鋼表面にFe-Al合金相すなわちAlの濃化層が生成し、Fe-Znの反応を抑制することが知られている。Alの濃化層が存在するために、得られためっき層中のAl含有率は通常、めっき浴中のAl含有率より高くなる。

【0005】

近年、特に自動車車体において燃費向上を目的とした車体軽量化の観点から、延性の高い高強度鋼板の需要が高まりつつある。一方、高強度鋼板には種々の合金が添加されているうえ、組織制御による高強度化と高延性化を両立させる観点から熱処理方法にも大きな制約がある。

【0006】

しかし、めっきの観点からすると鋼中の合金成分、中でもSiやAlの含有量が高くなったり、熱処理条件に大きな制約があったりすると、通常Alを含有しためっき浴を用いたのでは、めっき濡れ性が大きく低下し、不めっきが発生するため外観品質が悪化したり、めっきが塗付できたとしても、高延性であるがゆえに高加工した場合の密着性が劣化してしまう。

【0007】

この問題を解決する手段として、特開平3-28359号公報、特開平3-64437号公報等に見られるように、特定のめっきを付与することでめっき性の改善を行っているが、この方法では、溶融めっきライン焼鈍炉前段に新たにめっき設備を設けるか、もしくは、あらかじめ電気めっきラインにおいてめっき処理を行わなければならない、大幅なコストアップとなるという問題点がある。

【0008】

また、高強度鋼板のめっき製造性改善を目的として、特開平5-230608号公報によりZn-Al-Mn-Fe系めっき層を有する溶融Znめっき鋼板が開示されている。しかし、この発明は特に製造性には十分な考慮が払われているが、高強度かつ高延性材での高加工時のめっき密着性については配慮された発明ではない。

【0009】

また、衝突エネルギー吸収能を高めることを目的として、特開平11-189839号公報にフェライトを主相とし、その平均粒径が $10\mu m$ 以下であり、第2相として体積分率

10

20

30

40

50

で3～50%のオーステナイトまたは3～30%のマルテンサイトからなり、第2相の平均粒径が5μm以下であり、選択的にベイナイトを含有する鋼板が開示されている。しかし、この発明はめっき濡れ性を考慮するものではなく、高強度化に伴う薄肉化に耐食性の点で対応しうる発明ではない。

【0010】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、上記課題を解決し、めっきや高加工時のめっき密着性を改善した延性の優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板及びその製造方法を提供することを目的とする。

【0011】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、種々検討を行った結果、まずめっき層に特定の元素を適正濃度含有させることで、高強度鋼板の溶融Znめっき濡れ性が向上することを見いだした。また、この効果は、めっき層中Al濃度を低減することで強められること、さらに、鋼のSi含有率：X（質量%）、鋼のMn含有率：Y（質量%）、鋼のAl含有率：Z（質量%）、めっき層のAl含有率：A（質量%）、めっき層のMn含有率：B（質量%）が、

$$3 - (X + Y / 10 + Z / 3) - 12.5 \times (A - B) \geq 0$$

を満たす鋼およびめっき組成とすることにより、極めて良好なめっきが合金元素を比較的多量に含む高強度鋼板についても得られることを見いだした。さらに、合金元素を選択・適量添加することに加えて鋼板のミクロ組織を規定することで熱処理条件を緩和しても延性の高い鋼板の製造が可能であることを見出した。

【0012】

本発明は、上記知見に基づいて完成されたもので、その要旨とするところは以下の通りである。

(1) 質量%で、

C : 0.0001～0.3%、

Si : 0.01～2.5%、

Mn : 0.01～3%、

Al : 0.31～4%

を含有し、残部Fe及び不可避不純物からなる冷延鋼板の表面に、質量%で、

Al : 0.001～0.5%、

Mn : 0.001～2%、

を含有し、残部がZn及び不可避不純物からなるめっき層を有する溶融Znめっき冷延鋼板であって、

鋼のSi含有率：X（質量%）、鋼のMn含有率：Y（質量%）、鋼のAl含有率：Z（質量%）、めっき層のAl含有率：A（質量%）、めっき層のMn含有率：B（質量%）が、下記(I)式を満たし、前記冷延鋼板のミクロ組織が、体積分率で70～97%のフェライトを主相としその平均粒径が20μm以下であり、第2相として体積分率で3～30%のオーステナイト及び/またはマルテンサイトからなり、第2相の平均粒径が10μm以下であり、該第2相の平均粒径が前記フェライトの平均粒径の0.01～0.7倍であることを特徴とする高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

$$3 - (X + Y / 10 + Z / 3) - 12.5 \times (A - B) \geq 0 \cdots (I)$$

(2) さらにめっき層中にFe：5～20%を含有することを特徴とする(1)記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

(3) さらにめっき層中に、質量%で、

Ca : 0.001～0.1%

Mg : 0.001～3%

Si : 0.001～0.1%

Mo : 0.001～0.1%

W : 0.001～0.1%

10

20

30

40

50

Z r : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %  
 C s : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、  
 R b : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、  
 K : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、  
 A g : 0 . 0 0 1 ~ 5 %、  
 N a : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %、  
 C d : 0 . 0 0 1 ~ 3 %、  
 C u : 0 . 0 0 1 ~ 3 %、  
 N i : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 %、  
 C o : 0 . 0 0 1 ~ 1 %、  
 L a : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、  
 T l : 0 . 0 0 1 ~ 8 %、  
 N d : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、  
 Y : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、  
 I n : 0 . 0 0 1 ~ 5 %、  
 B e : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、  
 C r : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %、  
 P b : 0 . 0 0 1 ~ 1 %、  
 H f : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、  
 T c : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、  
 T i : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、  
 G e : 0 . 0 0 1 ~ 5 %、  
 T a : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、  
 V : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 2 %、  
 B : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、

10

20

の1種または2種以上を含有することを特徴とする(1)又は(2)に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

(4) 鋼板のミクロ組織が、体積分率で50~95%のフェライトを主相としその平均粒径が20μm以下であり、第2相として体積分率で3~30%のオーステナイト及び/またはマルテンサイトを含有し、それらの平均粒径が10μm以下であり、さらに体積分率で2~47%のベイナイトからなることを特徴とする(1)~(3)の何れか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

30

(5) 鋼が、さらに質量%で、

M o : 0 . 0 0 1 ~ 5 %、

を含有することを特徴とする(1)~(4)のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

(6) 鋼が、さらに質量%で、

C r : 0 . 0 0 1 ~ 2 5 %、

N i : 0 . 0 0 1 ~ 1 0 %、

C u : 0 . 0 0 1 ~ 5 %、

C o : 0 . 0 0 1 ~ 5 %

40

の1種または2種以上を含有することを特徴とする(1)~(5)のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

(7) 鋼が、さらに質量%で、Nb、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.001~1%含有することを特徴とする(1)~(6)のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板。

(8) 鋼が、さらに質量%で、Zr、Hf、Taの1種または2種以上を合計で0.001~1.0%含有することを特徴とする(1)~(7)のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融亜鉛めっき冷延鋼板。

(9) 鋼が、さらに質量%で、W : 0 . 0 0 1 ~ 5 %を含有することを特徴とする(1

50

) ~ ( 8 ) のいずれか 1 項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融 Zn めっき冷延鋼板。

( 1 0 ) 鋼が、さらに質量%で、

P : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 1 %

S : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 1 %

を含有することを特徴とする ( 1 ) ~ ( 9 ) のいずれか 1 項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融 Zn めっき冷延鋼板。

( 1 1 ) 鋼が、質量%で、Y、希土類元素 ( R e m ) の 1 種以上を 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 1 % 含有することを特徴とする ( 1 ) ~ ( 1 0 ) のいずれか 1 項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融 Zn めっき冷延鋼板。

10

( 1 2 ) 鋼の Si 量が 0 . 0 0 1 ~ 2 . 5 % であることを特徴とする ( 1 ) ~ ( 1 1 ) のいずれか 1 項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融 Zn めっき冷延鋼板。

( 1 3 ) ( 1 ) ~ ( 1 2 ) のいずれか 1 項に記載の高強度溶融 Zn めっき冷延鋼板の製造方法であって、( 1 ) ~ ( 1 2 ) の何れか 1 項に記載の鋼成分からなる鑄造スラブを鑄造ままもしくは一旦冷却した後に再度加熱し、熱延後巻取った熱延鋼板を酸洗後冷延し、その後、 $0.1 \times (Ac_3 \sim Ac_1) + Ac_1$  ( ) 以上  $Ac_3 + 50$  ( ) 以下の温度域で 10 秒 ~ 30 分焼鈍した後に、 $0.1 \sim 1$  / 秒の冷却速度で  $650 \sim 700$  の温度域に冷却し、引き続いて  $1 \sim 100$  / 秒の冷却速度でめっき浴温度 ~ めっき浴温度 +  $100$  ( ) にまで冷却した後、Zn めっき浴温度 ~ Zn めっき浴温度 +  $100$  ( ) の温度域で後続のめっき浸漬時間を含めて 1 秒 ~ 3000 秒保持し、Zn めっき浴に浸漬して、その後室温まで冷却することを特徴とする高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融 Zn めっき冷延鋼板の製造方法。

20

( 1 4 ) Zn めっき浴に浸漬した後、更に  $300 \sim 550$  で合金化処理を施し、その後室温まで冷却することを特徴とする ( 1 3 ) 記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融 Zn めっき冷延鋼板の製造方法。

【 0 0 1 3 】

なお、本明細書中、鋼やめっき層の C、Si、Mn、Al など各化学組成成分の含有量について特に断りなく単に「%」と表示している場合は、「質量%」を意味する。

【 0 0 1 4 】

30

【 発明の実施の形態 】

以下、本発明を詳細に説明する。

【 0 0 1 5 】

本発明者らは、質量%で、C :  $0.0001 \sim 0.3$  %、Si :  $0.001 \sim 2.5$  %、Mn :  $0.01 \sim 3$  %、Al :  $0.001 \sim 4$  % を含有し、残部 Fe 及び不可避不純物からなる鋼板を  $0.1 \times (Ac_3 \sim Ac_1) + Ac_1$  ( ) 以上  $Ac_3 + 50$  ( ) 以下で 10 秒 ~ 30 分焼鈍し、 $0.1 \sim 10$  / 秒の冷却速度で  $650 \sim 700$  の温度域に冷却し、引き続いて  $1 \sim 100$  / 秒の冷却速度でめっき浴温度 (  $450 \sim 470$  ) ~ めっき浴温度 +  $100$  ( ) にまで冷却した後、 $450 \sim 470$  の Zn めっき浴に 3 秒間浸漬を行い、さらに  $500 \sim 550$  で  $10 \sim 60$  秒加熱を行った。その後、めっき鋼板表面の不めっき部面積を測定することでめっき性を、引張り試験にて機械的性質をそれぞれ評価した。さらに、めっき密着性を評価するため、20% の引張り歪みを与えた後  $60^\circ$  曲げ - 曲げ戻し加工を施した後、ビニールテープを曲げ加工部に密着させはがし、めっきの剥離面積を画像解析量により定量化することで評価した。このような試験の結果から、鋼中 Si 含有率 : X ( 質量% )、鋼中 Mn 含有率 : Y ( 質量% )、鋼中 Al 含有率 : Z ( 質量% )、めっき層中 Al 含有率 : A ( 質量% )、めっき層中 Mn 含有率 : B ( 質量% ) として、整理したところ、下記 ( I ) 式を満たす組成で、不めっきがなくかつ引張り・曲げ加工後のめっきの鋼板との密着性が良好な高強度溶融めっき鋼板が見出し本発明を完成させた。

40

【 0 0 1 6 】

50

3 - ( X + Y / 10 + Z / 3 ) - 12.5 × ( A - B ) 0 . . . ( I )

( I ) 式はめっき濡れ性に及ぼす鋼板およびめっき成分の影響を整理した重回帰分析により新たに見出した式である。

【 0 0 1 7 】

不めっきの発生が抑制される理由の詳細については不明であるが、めっき浴中に添加された A l と鋼板表面に生成した S i O<sub>2</sub> との濡れ性が悪いため不めっきが発生すると考えられる。すなわち、Z n 浴に添加した A l の悪影響を除去する元素を添加することで不めっきの発生を抑制することが可能となる。本発明者らが鋭意検討した結果、めっき浴中に M n を適正な濃度範囲で添加することで表記目的を達成出来ることが判明した。M n は Z n 浴中に添加している A l より優先的に酸化皮膜を形成し、鋼板表面に生成している S i 系の酸化皮膜との反応性を高めるものと推定される。

10

【 0 0 1 8 】

めっき付着量については、特に制約は設けないが、耐食性の観点から片面付着量で 5 g / m<sup>2</sup> 以上であることが望ましい。本発明の溶融 Z n めっき鋼板上に塗装性、溶接性を改善する目的で上層めっきを施すことや、各種の処理、例えば、クロメート処理、りん酸塩処理、潤滑性向上処理、溶接性向上処理等を施しても、本発明を逸脱するものではない。

【 0 0 1 9 】

めっき層中 A l 量を 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 % の範囲としたのは、0 . 0 0 1 % 未満では、ドロス発生が顕著で良好な外観が得られないこと、0 . 5 % を超えて A l を添加すると合金化反応を著しく抑制してしまい、合金化溶融 Z n めっき層を形成することが困難となるためである。

20

【 0 0 2 0 】

めっき層中 M n 量を 0 . 0 0 1 ~ 2 % の範囲内としたのは、この範囲において不めっきが発生せず、良好な外観のめっきが得られるためである。M n 量が上限の 2 % を超えるとめっき浴中にて M n - Z n 化合物が析出し、めっき層中に取り込まれることで外観が著しく低下する。

【 0 0 2 1 】

また、特にスポット溶接性や塗装性が望まれる場合には、合金化処理によってこれらの特性を高める事ができる。前記 ( 1 4 ) に係る発明に記載の合金化処理を施すことで、めっき層中に F e が取り込まれ、塗装性やスポット溶接性に優れた高強度溶融 Z n めっき鋼板を得ることができる。合金化処理後の F e 量が 5 % 未満ではスポット溶接性が不十分となる。一方、F e 量が 2 0 % を超えるとめっき層自体の密着性を損ない、加工の際めっき層が破壊・脱落し金型に付着することで、成形時の疵の原因となる。したがって、合金化処理を行う場合のめっき層中 F e 量の範囲は 5 ~ 2 0 % とする。

30

【 0 0 2 2 】

前述のとおり、不めっきの発生が抑制される理由の詳細については不明であるが、めっき浴中に添加された A l と鋼板表面に生成した S i O<sub>2</sub> との濡れ性が悪いため不めっきが発生すると考えられる。すなわち、Z n 浴に添加した A l の悪影響を除去する元素を添加することで不めっきの発生を抑制することが可能となる。本発明者らが鋭意検討した結果、上述したとおり M n を適正な濃度範囲で添加することで表記目的を達成出来る。M n は Z n 浴中に添加している A l より優先的に酸化皮膜を形成し、鋼板表面に生成している S i 系の酸化皮膜との反応性を高めるものと推定される。

40

【 0 0 2 3 】

さらにめっき層中に C a 、 M g 、 S i 、 M o 、 W 、 Z r 、 C s 、 R b 、 K 、 A g 、 N a 、 C d 、 C u 、 N i 、 C o 、 L a 、 T l 、 N d 、 Y 、 I n 、 B e 、 C r 、 P b 、 H f 、 T c 、 T i 、 G e 、 T a 、 V 、 B の 1 種または 2 種以上を下記に説明する範囲内で含有することで、不めっきが抑制されることを見出した。

【 0 0 2 4 】

めっき付着量については、特に制約は設けないが、耐食性の観点から片面付着量で 5 g / m<sup>2</sup> 以上であることが望ましい。本発明の溶融 Z n めっき鋼板上に塗装性、溶接性を改善

50

する目的で上層めっきを施すことや、各種の処理、例えば、クロメート処理、りん酸塩処理、潤滑性向上処理、溶接性向上処理等を施しても、本発明を逸脱するものではない。

【0025】

めっき層中Ca量を0.001~0.1%、Mg量を0.001~3%、Si量を0.001~0.1質量%、Mo量を0.001~0.1質量%、W量を0.001~0.1質量%、Zr量を0.001~0.1質量%、Cs量を0.001~0.1質量%、Rb量を0.001~0.1質量%、K量を0.001~0.1質量%、Ag量を0.001~5質量%、Na量を0.001~0.05質量%、Cd量を0.001~3質量%、Cu量を0.001~3質量%、Ni量を0.001~0.5質量%、Co量を0.001~1質量%、La量を0.001~0.1質量%、Ti量を0.001~8質量%、Nd量を0.001~0.1質量%、Y量を0.001~0.1質量%、In量を0.001~5質量%、Be量を0.001~0.1質量%、Cr量を0.001~0.05質量%、Pb量を0.001~1質量%、Hf量を0.001~0.1質量%、Tc量を0.001~0.1質量%、Ta量を0.001~0.1質量%、V量を0.001~0.2質量%、B量を0.001~0.1質量%の範囲内としたのは、それぞれこの範囲においてめっきが抑制され、良好な外観のめっきが得られるためである。各元素の含有量が上限を越えるとそれぞれの元素を含有するドロスの生成により、めっき外観が著しく低下する。

10

【0026】

次に、本発明における鋼板成分の限定理由について述べる。

20

【0027】

Cは、良好な強度延性バランスを確保するための第2相の体積分率を十分確保する目的で添加する元素である。特に第2相がオーステナイトである場合には、体積分率のみならずその安定性向上にも寄与して延性を大きく向上させる。強度および各第2相の体積分率を確保するために下限を0.0001%とし、溶接性を保持可能な上限として0.3%とした。

【0028】

Siは、主相であるフェライト生成を促進させることおよび強度延性バランスを劣化させる炭化物の生成を抑制する目的で添加する元素であり、その下限を0.01%とした。また、過剰添加は溶接性およびめっき濡れ性に悪影響を及ぼすため、上限を2.5%とした。また、特に強度よりも外観が問題となる場合には、製造操業上問題とならない0.001%まで低減させてもよいこととした。

30

【0029】

Mnは、めっき濡れ性および密着性の制御に加えて、高強度化と延性劣化の1つの原因である炭化物析出やパーライト生成を抑制する目的で添加し、0.01%以上とした。一方では、第2相がオーステナイトの場合に延性向上に寄与するベイナイト変態を遅滞させることや溶接性を劣化させることから3%を上限とした。

【0030】

Alは、めっき濡れ性および密着性の制御に加えて、延性向上特に第2相がオーステナイトの場合に延性向上に寄与するベイナイト変態を促進させる効果があり、強度延性バランスを向上させる。このため、0.001%以上の添加とした。一方過剰添加は溶接性およびめっき濡れ性を損なうため4%を上限とした。なお、Al量の下限は、本発明の実施例の表1の鋼種D6の0.31%に基づき、0.31%以上とした。

40

【0031】

Moは、強度延性バランスを劣化させる炭化物やパーライトの生成を抑制する目的で添加できる元素であり、緩和した熱処理条件下において良好な強度延性バランスを得るために重要な添加元素である。その下限は0.001%が望ましい。また、過剰添加は、延性劣化を招くことから、上限は5%が望ましい。

【0032】

さらに、本発明が対象とする鋼は、強度のさらなる向上を目的としてCr、Ni、Cu、

50

Coの1種または2種以上を含有できる。

【0033】

Crは、強化目的および炭化物生成の抑制の目的から添加する元素で、0.001%以上とし、25%を超える量の添加では、加工性に悪影響を及ぼすため、これを上限とすることが好ましい。

【0034】

Niは、めっき性向上および強化目的で0.001%以上とし、10%を超える量の添加では、加工性に悪影響を及ぼすため、これを上限とすることが好ましい。

【0035】

Cuは、強化目的で0.001%以上の添加とし、5%を超える量の添加では、加工性に悪影響を及ぼす傾向があるため、下限は0.001%、上限は5%が好ましい。

10

【0036】

Coは、めっき性制御、ベイナイト変態制御による強度延性バランスの向上のため、0.001%以上の添加とした。一方、添加の上限は特に設けないが、高価な元素であるため多量添加は経済性を損なうため、5%以下にすることが望ましい。

【0037】

さらに、本発明が対象とする鋼は、強度のさらなる向上を目的として強炭化物形成元素であるNb, Ti, Vの1種または2種以上を含有できる。これらの元素は、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成して、鋼板の強化のは極めて有効であるため、必要に応じて1種または2種以上を0.001%以上添加することが好ましい。一方で、延性劣化やオーステナイト中へのCの濃化を阻害することから、合計添加量の上限としては1%が好ましい。

20

【0038】

Bもまた、必要に応じて添加できる。Bは、粒界の強化や鋼材の高強度化に0.0001%以上の添加で有効ではあるが、その添加量が0.1%を超えるとその効果が飽和するばかりでなく、必要以上に鋼板強度を上昇させ、加工性が低下するため、上限は0.1%とすることが好ましい。

【0039】

強度のさらなる向上を目的として強炭化物形成元素であるZr, Hf, Taの1種または2種以上を含有できる。

30

【0040】

これらの元素は、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成して、鋼板の強化に極めて有効であるため、必要に応じて1種または2種以上を0.001質量%以上の添加とした。一方で、延性劣化やオーステナイト中へのCの濃化を阻害することから、合計添加量の上限として1.0質量%とした。

【0041】

W量を0.001~5質量%の範囲としたのは、0.001質量%以上で強化効果が現れること、5質量%を上限としたのは、これを超える量の添加では、加工性に悪影響を及ぼすためである。

【0042】

P量を0.0001~0.05質量%の範囲としたのは、0.0001質量%以上で強化効果が現れることや極低化は経済的にも不利であることからこれを下限とした。また、0.1質量%を上限としたのは、これを超える量の添加では、溶接性や鋳造時や熱延時の製造性に悪影響を及ぼすためである。

40

【0043】

S量を0.0001~0.01質量%の範囲としたのは、極低化は経済的にも不利であることから、0.0001質量%を下限とし、また、0.1質量%を上限としたのは、これを超える量の添加では、溶接性や鋳造時や熱延時の製造性に悪影響を及ぼすためである。

【0044】

Y、希土類元素(REM)量を0.0001~0.1質量%の範囲としたのは、0.0001

50

質量%以上で濡れ性を改善でき、また、0.1質量%を上限としたのは、これを超える量の添加では、溶接性や鋳造時や熱延時の製造性に悪影響を及ぼすためである。

【0045】

その他の不可避的不純物として、Snなどがあるが、Sn 0.01%以下の範囲であることが好ましい。

【0046】

次に、基材鋼板のミクロ組織について述べる。延性を十分に確保するためには主相をフェライトとするのが必要である。しかし、さらに高強度化を指向する場合にはベイナイトを体積分率で2%以上含んでも良いが、延性を確保する観点からベイナイトを含まない場合はフェライトを体積分率で70%以上、ベイナイトを含む場合は体積分率で50%以上含むこととした。

10

【0047】

フェライトの体積分率の増加は延性を高めるが強度低下に結びつくため、上限はベイナイトを含有しない場合は体積分率で97%、ベイナイトを含有する場合は体積分率で95%とする。また、高強度と高延性を両立させるため、オーステナイト及び/又はマルテンサイトを含む複合組織とする。高強度と高延性のために、オーステナイト及び/又はマルテンサイトは、体積分率で合計3%以上とした。体積分率が合計30%を超えると脆化傾向を示すため、これを上限とした。

【0048】

めっき性を確保し得る熱処理条件での製造性や高加工時のめっきの密着性を保つためと、鋼板自体の延性を十分に確保するために、フェライトの平均粒径を20μm以下とし、第2相であるオーステナイト及び/又はマルテンサイトの平均粒径を10μm以下と規定する。

20

【0049】

さらに、めっき密着性と延性のバランスを良好にするためには、第2相をオーステナイト及び/又はマルテンサイトとし、主相であるフェライトの平均粒径に対して0.7以下の比率を確保することが望ましい。一方、第2相であるオーステナイト及び/又はマルテンサイトの平均粒径はフェライトの平均粒径の0.01倍未満とすることは実製造上困難であるため、0.01倍以上であることが好ましい。

【0050】

ベイナイトを含む場合における体積分率等について説明すると次のとおりである。ベイナイトは体積分率で2%以上含有することにより高強度化に役立つ上、オーステナイトと共存するとオーステナイトの安定化に寄与して結果として高n値化に役立つ。また、この相は基本的に微細であり、高加工時のめっき密着性にも寄与する。特に第2相がオーステナイトの場合には、ベイナイトの体積分率を2%以上とすると、さらにめっき密着性と延性のバランスが向上する。一方で、過剰に生成すると延性低下を招くことからベイナイトは体積分率で47%以下とする。

30

【0051】

上記の他にミクロ組織の残部組織として、炭化物、窒化物、硫化物、酸化物の1又は2種以上を含有する場合も本発明の鋼板の範疇であるが、これらの1種又は2種以上は体積分率で1%以下であることが好ましい。なお、上記ミクロ組織の、フェライト、ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイトおよび残部組織の同定、存在位置の観察および平均粒径(平均円相当径)と占積率の測定は、ナイタル試薬および特開昭59-219473号公報に開示された試薬により鋼板圧延方向断面または圧延方向と直角な断面を腐食して500倍~1000倍の光学顕微鏡観察により定量化が可能である。

40

【0052】

平均粒径は、上記の方法により20視野観察以上した結果に基づいて、JISにより求めた値と定義する。

【0053】

このような組織を有する高強度溶融Znめっき鋼板の製造方法について以下に説明する

50

## 【0054】

熱延後冷延・焼鈍して本発明の鋼板を製造する場合には、前記(1)～(12)に係る発明の鋼板成分と同一の成分に調整されたスラブを鑄造ままもしくは一旦冷却した後再加熱して熱延を行い、その後酸洗し、冷延後焼鈍することで最終製品とする。スラブの冷却条件は特に限定することなく、本発明の効果を得ることができる。再加熱温度は熱延完了温度を確保するため、 $A r_3$  変態温度以上で行うのが好ましい。この時、熱延完了温度は鋼の化学成分によって決まる  $A r_3$  変態温度以上で行うのが一般的であるが、 $A r_3$  変態温度から 10 程度低温までであれば最終的な鋼板の特性を劣化を避けることができる。また、冷却後の巻取温度は鋼の化学成分によって決まるベイナイト変態開始温度以上とする

10

## 【0055】

冷延後焼鈍する際に、焼鈍温度が鋼の化学成分によって決まる温度  $A c_1$  及び  $A c_3$  温度(例えば「鉄鋼材料学」: W. C. Leslie 著、幸田成康監訳、丸善 P 273)で、表現される  $0.1 \times (A c_3 - A c_1) + A c_1$  ( ) 未満の場合には、焼鈍温度で得られるオーステナイト量が少ないので、最終的な鋼板中にオーステナイトまたはマルテンサイトを残すことができないうためにこれを焼鈍温度の下限とした。また、焼鈍温度が  $A c_3 + 50$  ( ) を超えても何ら鋼板の特性を改善することができず製造コストの上昇を招くために、焼鈍温度の上限を  $A c_3 + 50$  ( ) とした。この温度での焼鈍時間は鋼板の温度均一化に加えて、主相および第2相の粒径を制御する目的とオーステナイトの確保のために10秒以上が必要である。鋼板成分にも依存するが、この温度域で3分～10分保持することがフェライトおよび第2相の粒径を  $20 \mu m$  および  $10 \mu m$  以下とし、粒径の比を  $0.01 \sim 0.7$  とするためには望ましい。しかし、30分超では、鋼板成分によっては粒の粗大化を招く。また、コストの上昇を招くのでこれを上限とした。

20

## 【0056】

その後の一次冷却はオーステナイトからフェライトへの変態を促して、未変態のオーステナイト中にCを濃化させてオーステナイトの安定化をはかるのに重要である。また、生成するフェライトの粒径を制御する目的からも、ここでの冷却速度を制御する必要がある。この冷却速度が  $0.1$  /秒未満にすることは粗大化してしまうことに加え、必要な生産ライン長を長くしたり、生産速度を極めて遅くするといった製造上のデメリットを生じるために、この冷却速度の下限を  $0.1$  /秒とした。一方、冷却速度が  $10$  /秒超の場合にはフェライト変態が十分に起こらず、最終的な鋼板中のオーステナイト確保が困難となったり、マルテンサイトなどの硬質相が多量になってしまうため、これを上限とした。なお、一次冷却の冷却速度の上限は、実施例の表4のNo. 1等の1次冷却速度  $1$  /秒に基づいて  $1$  /秒とした。

30

## 【0057】

この一次冷却が  $650$  未満まで行われると、冷却中にパーライトが生成し、オーステナイト安定化元素であるCを浪費し、最終的に十分な量のオーステナイトが得られないために、これを下限とした。しかしながら、冷却が  $700$  超までしか行われなかった場合にはフェライト変態の進行が十分ではないのでこれを上限とした。

40

## 【0058】

引き続き行われる二次冷却の急速冷却は、冷却中にパーライト変態や鉄炭化物の析出などが起こらないような冷却速度として最低  $1$  /秒以上が必要となる。但しこの冷却速度を  $100$  /秒超にすることは設備能力上困難であることから、 $1 \sim 100$  /秒を冷却速度の範囲とした。

## 【0059】

50

この二次冷却の冷却停止温度がZnめっき浴温度よりも低いと操業上問題となり、めっき浴温度 + 100 ( ) を超えると炭化物析出が短時間で生じるため得られるオーステナイトやマルテンサイトの量が確保できなくなる。このため、2次冷却の停止温度をZnめっき浴温度 ~ Znめっき浴温度 + 100 ( ) とした。その後、操業上の通板の安定性確保やできるだけベイナイトの生成を促進すること、さらにはめっきの濡れ性を十分確保する目的から、この温度域で、後続のめっき浸漬時間も合わせて1秒以上保持することが望ましい。またこの保持時間が長時間になると生産性上好ましくないうえ、炭化物が生成してしまうことから合金化処理を含まずに3000秒以内とすることが望ましい。めっき浴温度は、一般に鋼板等のZnめっき処理で行われる温度でよく、好ましくは、450 ~ 470 程度である。

10

## 【0060】

鋼板中に残留しているオーステナイトは、その一部をベイナイトへ変態させオーステナイト中の炭素濃度を更に高めることにより、室温で安定にすることができる。合金化処理を併せてベイナイト変態を促進するためには、300 ~ 550 の温度域に15秒から20分保持することが望ましい。300 未満ではベイナイト変態が起こりにくく、550 を超えると炭化物が生じて十分なオーステナイトを残すことが困難となるため、合金化処理温度の下限は300 、上限は550 が好適である。

## 【0061】

マルテンサイトを生成させるには、オーステナイトの場合とは異なりベイナイト変態を生じさせる必要がない。一方では、炭化物やパーライトの生成はオーステナイトと同様、抑制する必要があるため、2次冷却後の十分な合金化処理を行うため400 ~ 550 の温度域で合金化処理することが好ましい。

20

## 【0062】

## 【実施例】

以下、実施例によって本発明をさらに詳細に説明する。

## 【0063】

表1に示すような組成の鋼板を、1200 に加熱し、Ar3 変態温度以上で熱延を完了し、冷却後各鋼の化学成分で決まるベイナイト変態開始温度以上で巻き取った鋼帯を酸洗後、冷延して1.0mm厚とした。

## 【0064】

その後、各鋼の成分(質量%)から下記式にしたがってAc<sub>1</sub> とAc<sub>3</sub> 変態温度を計算により求めた。

30

## 【0065】

$$Ac_1 = 723 - 10.7 \times Mn\% + 29.1 \times Si\%、$$

$$Ac_3 = 910 - 203 \times (C\%)^{1/2} + 44.7 \times Si\% + 31.5 \times Mo\% - 30 \times Mn\% - 11 \times Cr\% + 400 \times Al\%、$$

これらのAc<sub>1</sub> およびAc<sub>3</sub> 変態温度から計算される焼鈍温度に10% H<sub>2</sub> - N<sub>2</sub> 雰囲気中で昇温・保定したのち、0.1 ~ 10 /秒の冷却速度で680 まで冷却し、引き続いて1 ~ 20 /秒の冷却速度でめっき浴温度にまで冷却し、浴組成を種々変化させた460 のZnめっき浴に3秒間浸漬することでめっきを行った。

40

## 【0066】

また、一部の鋼板については、Fe - Zn合金化処理として、Znめっき後の鋼板を300 ~ 550 の温度域で15秒 ~ 20分保持し、めっき層中のFe含有率が5 ~ 20質量%となるよう調節した。めっき表面外観のドロス巻き込み状況の目視観察およびめっき部面積の測定によりめっき性を評価した。作製しためっきはめっき層をインヒビターを含有した5%塩酸溶液で溶解し化学分析に供し組成を求めた。

## 【0067】

これらのZnめっき処理を施した鋼板からJIS5号引張り試験片を採取して、機械的性質を測定した。さらに、引張り歪み20%を与えた後に60°曲げ - 曲げ戻し試験による高加工後のめっき密着性を評価した。めっきの密着性は曲げ - 曲げ戻し後にビニールテープ

50

を曲げ部分に付着させ、再びはがすことで、単位長さあたりの剥離率を測定して比較評価した。製造条件を表3に示す。

【0068】

表2に示すように、本発明鋼のD1～D12(No.1、2、5、12、13、20、22～24、32、36、39、42)は、まずめっきがなく、強度・伸びバランスに優れるうえ、20%加工後の曲げ-曲げ戻しを行ってもめっき剥離率が1%以下と低い。また、めっき層中の成分に第4元素(表2中の「めっき層中の他の元素」)が添加されている場合には、式(I)の値が比較的低い場合においても良好なめっき性を示すことがわかる。

【0069】

一方、比較鋼であるC1～C5(No.44～48)では、試料作成時の熱延において、割れが多発し、製造性が劣悪であった。得られた熱延板は研削して割れを取り除いた後、冷延焼鈍して材質試験に用いたが、高加工後のめっき密着性については劣悪であるかまたは20%の加工を加えることができないもの(C2およびC4)もあった。

【0070】

また、(I)式を満たさないNo.3、21、46、48はめっきの濡れ性が劣化したり、高加工後のめっき密着性については劣悪である。また鋼板のミクロ組織の規定を満たさない場合にも高加工後のめっき密着性については劣悪である。

【0071】

また、No.3は、2次冷却速度が遅いため、マルテンサイト及びオーステナイトが生成せずパーライトが生成し、高加工後のめっき密着性については劣悪である。

【0072】

【表1】

10

20

表1 化学成分と製造性およびめっき濡れ性

鋼種	C	Si	Mn	Al	Mo	Cr	Ni	Cu	Co	Nb	Ti	V	B	Zr	Hf	Ta	W	P	S	Y	REM	
D1	0.15	0.45	0.95	1.12														0.02	0.005			発明鋼
D2	0.16	0.48	0.98	0.95	0.15													0.01	0.006			
D3	0.13	1.21	1.01	0.48	0.12													0.01	0.007			
D4	0.09	0.49	1.11	1.51	0.19													0.02	0.001			
D5	0.06	0.89	1.21	0.62	0.09	0.09												0.03	0.004			
D6	0.11	1.23	1.49	0.31			0.74	0.42				0.005						0.01	0.003			
D7	0.22	1.31	1.09	0.75	0.23				0.08									0.01	0.004			
D8	0.07	0.91	1.56	0.03						0.01	0.01							0.02	0.004			
D9	0.05	0.91	1.68	0.03	0.55	1.65							0.0026					0.01	0.002			
D10	0.18	0.11	1.1	0.87	0.08									0.01			0.05	0.02	0.03		0.0007	
D11	0.17	0.21	0.9	1.2	0.38	0.1									0.01	0.02		0.03	0.02			
D12	0.21	0.11	1.05	0.78													0.25	0.01	0.03	0.009		
C1	<u>0.42</u>	0.32	2.81	<u>4.56</u>																		比較鋼
C2	0.27	1.22	1.97	0.03	<u>6.52</u>																	
C3	0.05	<u>7.41</u>	0.6	0.05				<u>8.54</u>														
C4	0.08	0.21	0.4	0.06						<u>3.22</u>												
C5	0.15	<u>3.61</u>	1.32	0.02									<u>0.5</u>									

表中の下線は本発明の範囲外の条件。  
鋼種D8及びD9は参考例である。

【 0 0 7 3 】

【 図 2 】

表2 めっき層中のAl, MnおよびFe濃度とめっき性

鋼種	No	めっき層中のAl%	めっき層中のMn%	めっき層中のFe%	(1)式の値	めっき層中の元素	他中の地	合金化の有無	加工前鋼板の不めっきの有無	機械的性質										20%引張り加工後の曲げ戻し後のめっき率/%	フェライトと第2相平均粒径の比
										TS/MPa	El/%	フェライトの体積分率/%	オーステナイトの体積分率/%	マルテンサイトの体積分率/%	ベイナイトの体積分率/%	残留組織/%	フェライトの平均粒径/ $\mu\text{m}$	オーステナイトの平均粒径/ $\mu\text{m}$	マルテンサイトの平均粒径/ $\mu\text{m}$		
D1	1	0.1	0.8	10	10.1			有り	無し	575	39	91.6	4.9	0	3.5	***	12.5	2.2	0.176	0	発明鋼
D1	2	0.1	0.8		10.1			無し	無し	585	42	90.8	5.3	0	3.9	***	12.2	2.5	0.205	0.1	発明鋼
D1	3	0.18	0		10.17			無し	微小	580	41	91.2	5.1	0	3.7	***	11.8	2.3	0.195	12	比較鋼
D1	4	0.1	0.8	11	10.1			有り	無し	530	31	85	0	0	0	0	13.5			4	比較鋼
D2	5	0.03	0.1	8	2.98			有り	無し	605	36	90.5	5.6	0	3.9	***	10.1	2.3	0.228	0	発明鋼
D2	6	0.04	0.02	10	1.855	Mo:0.01		有り	無し	605	36	90.5	5.6	0	3.9	***	10.1	2.3	0.228	0	発明鋼
D2	7	0.04	0.01	9	1.73	Ge:0.9, Mg:0.005		有り	無し	605	36	90.5	5.6	0	3.9	***	10.1	2.3	0.228	0	発明鋼
D2	8	0.04	0.01	9	1.73	Ag:0.5, Ni:0.1		有り	無し	605	36	90.5	5.6	0	3.9	***	10.1	2.3	0.228	0	発明鋼
D2	9	0.03	0.01	9	1.855	Na:0.01, Ca:0.01		有り	無し	605	36	90.5	5.6	0	3.9	***	10.1	2.3	0.228	0	発明鋼
D2	10	0.04	0.01	9	1.73	Pb:0.4		有り	無し	605	36	90.5	5.6	0	3.9	***	10.1	2.3	0.228	0	発明鋼
D2	11	0.03	0.05	8	2.355	Tc:0.02		有り	無し	605	36	90.5	5.6	0	3.9	***	10.1	2.3	0.228	0	発明鋼
D2	12	0.03	0.1		2.98			無し	無し	615	37	89.5	6.2	0	4.3	***	10.2	2.5	0.245	0.1	発明鋼
D3	13	0.04	0.2	10	3.53			有り	無し	610	36	89.8	6.4	0	3.8	***	8.9	2.6	0.292	0	発明鋼
D3	14	0.3	0.4	8	2.779	Si:0.01		有り	無し	610	36	89.8	6.4	0	3.8	***	8.9	2.6	0.292	0	発明鋼
D3	15	0.3	0.2	10	0.279	Ti:0.08		有り	微小	610	36	89.8	6.4	0	3.8	***	8.9	2.6	0.292	0	発明鋼
D3	16	0.1	0.2	9	2.779	Nd:0.04		有り	無し	610	36	89.8	6.4	0	3.8	***	8.9	2.6	0.292	0.1	発明鋼
D3	17	0.15	0.2	9	2.154	Be:0.01		有り	無し	610	36	89.8	6.4	0	3.8	***	8.9	2.6	0.292	0	発明鋼
D3	18	0.2	0.2	10	1.529	In:0.7		有り	無し	610	36	89.8	6.4	0	3.8	***	8.9	2.6	0.292	0	発明鋼
D3	19	0.4	0.3	10	0.279	K:0.04		有り	無し	610	36	89.8	6.4	0	3.8	***	8.9	2.6	0.292	0	発明鋼
D3	20	0.04	0.2		3.53			無し	無し	620	36	88.8	6.7	0	4.5	***	8.7	2.7	0.310	0.2	発明鋼
D3	21	0.3	0	8	2.22			有り	多発	615	36	89.5	6.4	0	4.1	***	8.5	2.6	0.306	46	比較鋼
D4	22	0.02	0.05	9	2.27			有り	無し	565	40	93.7	3.5	0	2.8	***	11.5	2.3	0.200	0	発明鋼
D5	23	1	1	15	1.78			有り	無し	635	33	88.8	0	8.1	3.1	***	7.5	3.4	0.453	0.3	発明鋼
D6	24	0.15	0.1	10	0.89			有り	微小	680	33	85.4	8.1	0	6.5	***	5.3	1.9	0.358	0.5	発明鋼
D6	25	0.15	0.2	10	2.143	Cs:0.01		有り	無し	680	33	85.4	8.1	0	6.5	***	5.3	1.9	0.358	0	発明鋼
D6	26	0.15	0.25	10	2.768	Rb:0.01		有り	無し	680	33	85.4	8.1	0	6.5	***	5.3	1.9	0.358	0	発明鋼
D6	27	0.2	0.1	10	0.268	Cd:0.01		有り	微小	680	33	85.4	8.1	0	6.5	***	5.3	1.9	0.358	0.1	発明鋼
D6	28	0.2	0.1	10	0.268	Cr:0.03		有り	微小	680	33	85.4	8.1	0	6.5	***	5.3	1.9	0.358	0.1	発明鋼
D6	29	0.15	0.05	10	0.268	Cu:0.5, Ni:0.2		有り	無し	680	33	85.4	8.1	0	6.5	***	5.3	1.9	0.358	0	発明鋼
D6	30	0.25	0.15	9	0.268	Ti:0.05		有り	無し	680	33	85.4	8.1	0	6.5	***	5.3	1.9	0.358	0	発明鋼

表中の下線は本発明の範囲外の条件。  
 \*主相がフェライトとベイナイトの混合しており相の定量的同定が困難である。一方では、破断伸びが20%以下と低延性であり、高加工後のめっき密着性の評価が不可能である。  
 \*\*合金化処理のない場合にめっき相中にFeはほとんどなく含まれない。  
 \*\*\*各層の体積分率の合計100%となるが、炭化物、酸化物、硫化物、硫化物および酸化物等の光学顕微鏡レベルでは観察同定困難な相については主相の体積分率に加えた。

【 0 0 7 4 】  
 【 表 3 】

表2(続き)

鋼種 No	めっき層中の Al%	めっき層中の Mn%	めっき層中の Fe%	(I)式の値	めっき層中の元素	合金化の他	合金化の有無	加工前めっきのなきの有無	機械的性質					ミクロ組織					20%引張り加工後の60°曲げ戻し後のめっき剥離率/%			
									TS/MPa	El/%	フェライトの体積分率/%	オーステナイトの体積分率/%	マルテンサイトの体積分率/%	ベイナイトの体積分率/%	残留組織/%	フェライトの平均粒径/ $\mu\text{m}$	オーステナイトの平均粒径/ $\mu\text{m}$	マルテンサイトの平均粒径/ $\mu\text{m}$			フェライトと第2相の平均粒径の比	
D6	31	0.1	10	1.518	V:0.05		有り	無し	680	33	85.4	8.1	0	6.5	***	5.3	1.9	0.358	0	発明鋼		
D7	32	0.04	15	6.97			有り	微小	810	32	82.5	9.7	0	7.8	***	4.6	1.8	0.391	0.4	発明鋼		
D7	33	0.04	15	6.97			無し	微小	890	18	主相はフェライトとベイナイトの混合*										比較鋼	
D8	34	0.4	0.8	6.24			無し	微小	795	30	83.5	0	11.2	5.3	***	3.9		2	0.513	0.5	参考例	
D9	35	0.5	0.8	5.7			無し	微小	845	27	89.5	0	10.5	0	***	3.5		1.8	0.514	0.7	参考例	
D10	36	0.5	0.7	4.99	La:0.005		有り	無し	620	33	92.5	4	0	3.5	***	11	2.8	0.255	0	発明鋼		
D10	37	0.5	0.4	1.24	Zr:0.01, W:0.01		有り	微小	620	33	92.5	4	0	3.5	***	11	2.8	0.255	0	発明鋼		
D10	38	0.4	0.25	9	K:0.04		有り	無し	620	33	92.5	4	0	3.5	***	11	2.8	0.255	0	発明鋼		
D11	39	0.3	0.2	1.05	Hf:0.01		無し	無し	670	31	89.3	0	9.2	1.5		7		2.2	0.314	0	発明鋼	
D11	40	0.3	0.15	0.425	Mo:0.01, Ta:0.02		無し	無し	670	31	89.3	0	9.2	1.5		7		2.2	0.314	0	発明鋼	
D11	41	0.25	0.1	0.425	Co:0.2, B:0.005		無し	微小	670	31	89.3	0	9.2	1.5		7		2.2	0.314	0.1	発明鋼	
D12	42	0.05	0.02	11	Y:0.01		有り	無し	620	37	88.5	7.5	0	4		8.5	2.5	0.294	0	発明鋼		
D12	43	0.1	0.01	11	Mo:0.02, K:0.02		有り	無し	620	37	88.5	7.5	0	4		8.5	2.5	0.294	0	発明鋼		
C1	44	0.4	0.8	10	5.81		有り	微小	775	22	77	0	0	23	***	3.4			75	比較鋼		
C2	45	0.04	0.5	7.23			無し	微小	995	12	主相はフェライトとベイナイトの混合*										比較鋼	
C3	46	0.01	0.01	-4.48			無し	めっき濡れず													比較鋼	
C4	47	0.01	0.01	12	2.75		有り	無し	895	13	主相はフェライトとベイナイトの混合*											比較鋼
C5	48	0.01	0.01	-0.75			有り	めっき濡れず														比較鋼

表中の下線は本発明の範囲外の条件。

\*主相がフェライトとベイナイトの混合しており相の定量的同定が困難である。一方では、破断伸びが20%以下と低延性であり、高加工後のめっき密着性の評価が不可能である。

\*\*合金化処理のない場合にはめっき相中にFeはほとんどふくまれない。

\*\*\*各層の体積分率の合計100%となるが、炭化物、酸化物、硫化物等の光学顕微鏡レベルでは観察同定困難な相については主相の体積分率に加えた。

【 0 0 7 5 】

【 表 4 】

表3 製造条件と高加工後のめっき密着性

鋼種 No	焼鈍条件: °C×分	1次冷却 速度: °C/s	1次冷却 停止温 度: °C	2次冷却 速度: °C/s	2次冷却 停止温 度: °C	めっき処理を含めた 停留条件	合金化 処理温 度:°C	合金化 処理時 間:秒	20%引張り加工後の 60°曲げ-曲げ戻し後の めっき剥離率/%	
D1	1 800°C×3分	1	680	10	465	465~460°Cで18s	515	25	0	発明鋼
D1	2 800°C×3分	1	680	10	465	465~460°Cで23s	無し	無し	0.1	発明鋼
D1	3 800°C×3分	1	680	0.5	465	465~460°Cで23s	無し	無し	12	比較鋼
D1	4 800°C×3分	1	680	10	465	465~460°Cで18s	600	25	4	比較鋼
D2	5 800°C×3分	1	680	10	470	470~460°Cで15s	520	25	0	発明鋼
D2	12 800°C×3分	1	680	10	470	470~460°Cで25s	無し	無し	0.1	発明鋼
D3	13 810°C×3分	1	680	5	470	470~460°Cで18s	510	25	0~0.1	発明鋼
D3	20 810°C×3分	1	680	5	470	470~460°Cで33s	無し	無し	0.2	発明鋼
D3	21 810°C×3分	1	680	5	470	470~460°Cで25s	510	25	46	比較鋼
D4	22 830°C×3分	0.5	680	3	475	475~460°Cで20s	515	25	0	発明鋼
D5	23 830°C×3分	0.5	680	7	475	475~460°Cで5s	520	25	0.3	発明鋼
D6	24 830°C×3分	0.3	650	8	480	480~460°Cで20s	520	25	0~0.5	発明鋼
D7	32 800°C×3分	1	680	10	470	470~460°Cで25s	520	25	0.4	発明鋼
D7	33 1200°C×0.5分70	70	680	70	470	470~460°Cで25s	無し	無し	20%引張り加工不可	比較鋼
D8	34 860°C×3分	1	680	10	480	480~460°Cで5s	無し	無し	0.5	参考例
D9	35 860°C×3分	0.5	650	3	480	480~460°Cで5s	無し	無し	0.7	参考例
D10	36 840°C×3分	1	680	10	460	460°Cで20s	510	25	0	発明鋼
D11	39 850°C×3分	1	680	30	460	460°Cで5s	無し	無し	0	発明鋼
D12	42 830°C×3分	1	680	10	460	460°Cで20s	510	25	0~0.1	発明鋼
C1	44 850°C×3分	5	680	30	470	470~460°Cで15s	510	25	20%引張り加工不可	比較鋼
C2	45 850°C×3分	1	690	10	470	470~460°Cで5s	無し	無し	20%引張り加工不可	比較鋼
C3	46 1000°C×3分	5	680	10	470	470~460°Cで15s	無し	無し	引張り試験前に不めっき	比較鋼
C4	47 850°C×3分	5	680	30	470	470~460°Cで15s	510	25	20%引張り加工不可	比較鋼
C5	48 950°C×3分	1	680	30	470	470~460°Cで15s	510	25	引張り試験前に不めっき	比較鋼

表中の下欄は本発明の範囲外の条件。

1次冷却速度:焼鈍後に、650~700°Cまでの冷却速度

2次冷却速度:650~700°Cからめっき浴温度~めっき浴温度+100(°C)までの冷却速度

【0076】

【発明の効果】

本発明により、不めっきや高加工時のめっき密着性を改善した延性の優れた高強度溶融Znめっき冷延鋼板を得ることができる。

## フロントページの続き

(51) Int.Cl.		F I	
<b>C 2 2 C 38/00 (2006.01)</b>		C 2 2 C 38/00	3 0 1 T
<b>C 2 2 C 38/58 (2006.01)</b>		C 2 2 C 38/58	
<b>C 2 3 C 2/28 (2006.01)</b>		C 2 3 C 2/28	
<b>C 2 3 C 2/40 (2006.01)</b>		C 2 3 C 2/40	

(72)発明者 東 昌史			
富津市新富 2 0 - 1	新日本製鐵株式会社	技術開発本	部内
(72)発明者 高橋 学			
富津市新富 2 0 - 1	新日本製鐵株式会社	技術開発本	部内
(72)発明者 森本 康秀			
富津市新富 2 0 - 1	新日本製鐵株式会社	技術開発本	部内
(72)発明者 黒崎 将夫			
富津市新富 2 0 - 1	新日本製鐵株式会社	技術開発本	部内
(72)発明者 宮坂 明博			
富津市新富 2 0 - 1	新日本製鐵株式会社	技術開発本	部内

審査官 松本 要

(56)参考文献	特開 2 0 0 0 - 2 1 2 6 8 6 ( J P , A )
	特開平 0 6 - 0 7 3 4 9 7 ( J P , A )
	特開平 1 1 - 1 3 1 1 4 5 ( J P , A )
	特開平 0 5 - 2 3 0 6 0 8 ( J P , A )
	特開平 0 9 - 0 8 7 7 9 8 ( J P , A )
	特開平 0 4 - 1 5 7 1 4 4 ( J P , A )
	特開 2 0 0 0 - 0 8 0 4 3 7 ( J P , A )

(58)調査した分野(Int.Cl. , DB名)

C23C 2/00- 2/40  
 C21D 9/46  
 C22C 18/00  
 C22C 18/02  
 C22C 18/04  
 C22C 38/00  
 C22C 38/58