

(19)日本国特許庁(JP)

(12)公表特許公報(A)

(11)公表番号

特表2023-549372

(P2023-549372A)

(43)公表日 令和5年11月24日(2023.11.24)

(51)国際特許分類	F I	テーマコード(参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 T	4 K 0 3 7
C 2 2 C 38/32 (2006.01)	C 2 2 C 38/32	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 J	

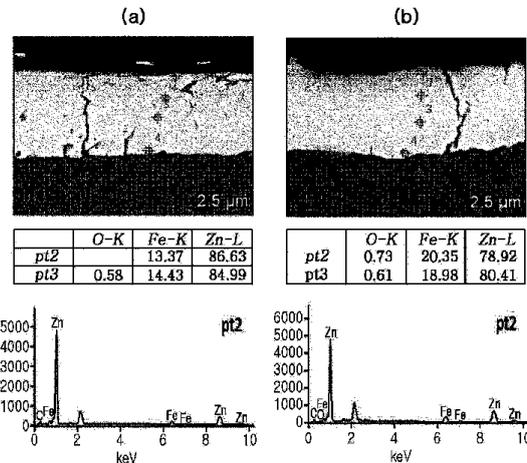
審査請求 有 予備審査請求 未請求 (全22頁)

(21)出願番号	特願2023-528330(P2023-528330)	(71)出願人	522492576 ポスコ カンパニー リミテッド 大韓民国 キョンサンブク - ド ポハン - シ ナム - グ ドンヘアン - ロ 6 2 6 1
(86)(22)出願日	令和3年11月3日(2021.11.3)	(74)代理人	100083806 弁理士 三好 秀和
(85)翻訳文提出日	令和5年5月11日(2023.5.11)	(74)代理人	100111235 弁理士 原 裕子
(86)国際出願番号	PCT/KR2021/015783	(74)代理人	100195257 弁理士 大淵 一志
(87)国際公開番号	WO2022/103058	(72)発明者	キム、 サン - ヒョン 大韓民国 5 7 8 0 7 チョルラナム - ド クァンヤン - シ ポップサラン - ギル 2 0 - 2 6 クァンヤン アイアン アンド スティール ワークス 気付
(87)国際公開日	令和4年5月19日(2022.5.19)		
(31)優先権主張番号	10-2020-0150900		
(32)優先日	令和2年11月12日(2020.11.12)		
(33)優先権主張国・地域又は機関	韓国(KR)		
(81)指定国・地域	AP(BW,GH,GM,KE,LR,LS,MW,MZ,NA ,RW,SD,SL,ST,SZ,TZ,UG,ZM,ZW),EA(AM,AZ,BY,KG,KZ,RU,TJ,TM),EP(AL,A T,BE,BG,CH,CY,CZ,DE,DK,EE,ES,FI,FR ,GB,GR,HR,HU,IE,IS,IT,LT,LU,LV,MC, 最終頁に続く		最終頁に続く

(54)【発明の名称】 耐パウダリング性に優れた焼付硬化型溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造方法

(57)【要約】

耐パウダリング性に優れた焼付硬化型溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造方法が提供される。本発明の焼付硬化型溶融亜鉛めっき鋼板は、重量%で、炭素(C)：0.0001~0.005%、マンガン(Mn)：0.1~1.2%、シリコン(Si)：0.02%以下(0%を除く)、リン(P)：0.01~0.04%、硫黄(S)：0.01%以下(0%を除く)、窒素(N)：0.01%以下(0%を除く)、アルミニウム(sol.Al)：0.01~0.06%、ニオブ(Nb)：0.003~0.015%、ボロン(B)：0.0005~0.0035%、クロム(Cr)：0.01~0.1%、モリブデン(Mo)：0.005~0.05%、チタン(Ti)：0.003%以下(0%を除く)、残部Fe及び不可避不純物を含み、下記関係式1-2を満たし、その微細組織がフェライト単相であり、下記関係式3を満たす。



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

重量%で、炭素 (C) : 0.0001 ~ 0.005 %、マンガン (Mn) : 0.1 ~ 1.2 %、シリコン (Si) : 0.02 % 以下 (0 % を除く)、リン (P) : 0.01 ~ 0.04 %、硫黄 (S) : 0.01 % 以下 (0 % を除く)、窒素 (N) : 0.01 % 以下 (0 % を除く)、アルミニウム (sol. Al) : 0.01 ~ 0.06 %、ニオブ (Nb) : 0.003 ~ 0.015 %、ボロン (B) : 0.0005 ~ 0.0035 %、クロム (Cr) : 0.01 ~ 0.1 %、モリブデン (Mo) : 0.005 ~ 0.05 %、チタン (Ti) : 0.003 % 以下 (0 % を除く)、残部 Fe 及び不可避不純物を含み、下記関係式 1 - 2 を満たし、その微細組織がフェライト単相であり、下記関係式 3 を満たす、耐パウダリング性に優れた焼付硬化型合金化溶融亜鉛めっき鋼板。 10

[関係式 1]

$$[Nb] / ((93 / 12) \times [C]) < 0.55$$

[関係式 2]

$$[Mn] / ((55 / 28) \times [Si]) > 10$$

[関係式 3]

$$[TS] \times [El.] \times [Upper - BH] > 500,000 (MPa \times \%)$$

但し、[Upper - BH] は : 2 % pre - strain 後、170 で 20 分間焼付 (baking) した時の Upper Yield Stress。 20

【請求項 2】

重量%で、炭素 (C) : 0.0001 ~ 0.005 %、マンガン (Mn) : 0.1 ~ 1.2 %、シリコン (Si) : 0.02 % 以下 (0 % を除く)、リン (P) : 0.01 ~ 0.04 %、硫黄 (S) : 0.01 % 以下 (0 % を除く)、窒素 (N) : 0.01 % 以下 (0 % を除く)、アルミニウム (sol. Al) : 0.01 ~ 0.06 %、ニオブ (Nb) : 0.003 ~ 0.015 %、ボロン (B) : 0.0005 ~ 0.0035 %、クロム (Cr) : 0.01 ~ 0.1 %、モリブデン (Mo) : 0.005 ~ 0.05 %、チタン (Ti) : 0.003 % 以下 (0 % を除く)、残部 Fe 及び不可避不純物を含み、下記関係式 1 - 2 を満たす鋼スラブを 1000 ~ 1250 の温度で再加熱する段階と、 30

前記再加熱された鋼スラブを 900 ~ 1100 の範囲の温度に熱間圧延する段階と、

前記熱間圧延された鋼板を 500 ~ 700 の範囲の温度まで平均冷却速度 10 ~ 70 / sec で冷却した後、巻き取る段階と、 30

前記巻き取られた熱延鋼板を 70 ~ 90 % の圧下率で冷間圧延した後、740 ~ 850 の温度範囲で連続焼鈍する段階と、

前記連続焼鈍された冷延鋼板を溶融亜鉛系めっき浴に浸漬した後、450 ~ 540 の温度範囲で合金化することにより溶融亜鉛系めっき鋼板を製造する段階と、

前記製造された溶融亜鉛めっき鋼板を 0.5 ~ 2.0 % の圧下率の範囲で調質圧延を行う段階と、を含み、下記関係式 4 を満たす、耐パウダリング性に優れた焼付硬化型合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[関係式 1]

$$[Nb] / ((93 / 12) \times [C]) < 0.55$$

[関係式 2]

$$[Mn] / ((55 / 28) \times [Si]) > 10$$

[関係式 4]

$$Powdering = [- 14.2 + 0.0362 \times (GA) - 0.970 \times (CGLSPM El.)] < 3$$

但し、(GA) は溶融亜鉛めっきの合金化温度、(CGLSPM El.) は連続溶融亜鉛めっきラインの調質圧伸び率である。 40

【請求項 3】

前記調質圧延された溶融亜鉛めっき鋼板は、下記関係式 3 を満たすことを特徴とする、請求項 2 に記載の耐パウダリング性に優れた焼付硬化型合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造 50

方法。

[関係式 3]

[T S] × [E l .] × [U p p e r - B H] > 5 0 0 , 0 0 0 (M P a × %)

但し、[U p p e r - B H] は : 2 % p r e - s t r a i n 後、1 7 0 で 2 0 分間焼付 (b a k i n g) した時の U p p e r Y i e l d S t r e s s 。

【 発明の詳細な説明 】

【 技術分野 】

【 0 0 0 1 】

本発明は、耐パウダリング性に優れた焼付硬化型溶融亜鉛めっき鋼板の製造に関し、より詳細には、C 含量が 0 . 0 0 5 重量 % 以下のレベルであり、P 含量が 4 0 0 p p m 以下に制御された焼付硬化型溶融亜鉛めっき鋼板において、溶融亜鉛めっきラインの主な工程因子である焼鈍温度、溶融亜鉛めっきの合金化温度、S P M (s k i n p a s s m i l l 、調質圧延) 伸び率などを制御することにより、優れた耐パウダリング性を有することができる焼付硬化型溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造方法に関する。

【 背景技術 】

【 0 0 0 2 】

最近、自動車分野では、ヨーロッパをはじめとする先進国において、燃費規制及び性能向上を理由として車体の重量を軽量化しようとする研究が活発に行われており、鉄鋼分野の場合、このような自動車メーカーの軽量化への要求に対応するために、同等級での高強度化、及び鋼板の厚さを競争素材 (M g 、 A l 、 C F R P など) に比べてさらに減少させるなどの努力をしている。また、自動車の外板パネル用素材として適用するためには、一定レベル以上の焼付硬化性を有することが求められる。焼付硬化現象は、プレス部品の加工中に生成された転位に塗装焼付時に活性化された固溶炭素及び窒素が固着して降伏強度が増加する現象であり、焼付硬化性に優れた鋼は塗装焼付の前に成形が容易であり、最終製品において耐 Dent 性が向上する特性を有するため、自動車の外板パネル用素材としては非常に理想的である。さらに、自動車の外板パネル用素材として適用するためには、一定以上の期間にわたって時効 (A g i n g) に対しての保証ができるように一定レベルの耐時効性も有することが求められる。

【 0 0 0 3 】

一般に、焼付硬化性を有する冷延鋼板の製造方法としては、低炭素 P 添加 A l - k i l l e d 鋼を単に低温で巻取り、すなわち、熱延巻取り温度が 4 0 0 ~ 5 0 0 の温度範囲の低温巻取りを用い、箱焼鈍法により焼付硬化量が約 4 0 ~ 5 0 M P a のレベルである鋼が主に使用された。これは、箱焼鈍により成形性と焼付硬化性の両立がより容易であるためであった。連続焼鈍法による P 添加 A l - K i l l e d 鋼の場合、比較的速い冷却速度を利用するため、焼付硬化性の確保が容易であるのに対し、急速加熱、短時間の焼鈍により成形性が悪化するという問題点があり、加工性が要求されない自動車の外板のみに制限されている。最近、製鋼技術の飛躍的な発達に支えられ、鋼中に適正な固溶元素量の制御が可能であり、T i 又は N b などの強力な炭窒化物形成元素を添加した A l - K i l l e d 鋼板の使用により成形性に優れた焼付硬化型冷延鋼板が製造され、耐 Dent 性が必要な自動車の外板材用としての使用が増加する傾向にある。

【 0 0 0 4 】

一方、ナノサイズの C u S / M n S 析出物を活用して結晶粒の微細な M A F E (M i c r o A l l o y F r e e f o r E x p o s e d) コンセプトの焼付硬化型溶融亜鉛めっき鋼板を製造する技術も提示されているが、5 0 0 p p m レベルの高い P 含量により表面品質に劣るといった問題点がある。また、P の添加により合金化が遅延され、溶融亜鉛めっきの合金化温度を高めて作業を行う必要があり、これにより、めっき層に硬度が高い脆性の相の増加に伴ってプレス部品の成形時に圧縮応力によってめっき層がパウダー状に脱落するパウダリングの問題点が発生する可能性がある。このようなパウダリング欠陥は、めっき層の剥離による耐食性を劣化させ、剥離したパウダーが金型に焼着して鋼板に Dent などの欠陥を誘発する可能性がある。

10

20

30

40

50

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【特許文献1】韓国公開特許KR2014-0048668(2014.04.24公開)

【特許文献2】韓国公開特許KR2011-0005414(2011.01.18公開)

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

本発明は、C含量が0.005重量以下のレベルであり、P含量が400ppm以下に制御された焼付硬化型溶融亜鉛めっき鋼板において、鋼の成分を厳しく制御し、溶融亜鉛めっきラインの主要工程条件を制御することにより、耐パウダリング性に優れた焼付硬化型溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造方法を提供することを目的とする。

【0007】

また、本発明において達成しようとする技術的課題は、上記で言及した技術的課題に限定されず、言及されていないさらに他の技術的課題は、以下の記載から本発明が属する技術分野において通常の知識を有する者に明確に理解されることができる。

【課題を解決するための手段】

【0008】

したがって、本発明の一側面は、

重量%で、炭素(C):0.0001~0.005%、マンガン(Mn):0.1~1.2%、シリコン(Si):0.02%以下(0%を除く)、リン(P):0.01~0.04%、硫黄(S):0.01%以下(0%を除く)、窒素(N):0.01%以下(0%を除く)、アルミニウム(sol.Al):0.01~0.06%、ニオブ(Nb):0.003~0.015%、ボロン(B):0.0005~0.0035%、クロム(Cr):0.01~0.1%、モリブデン(Mo):0.005~0.05%、残部Fe及び不可避不純物を含み、下記関係式1-2を満たし、その微細組織がフェライト単相であり、下記関係式3を満たす耐パウダリング性に優れた焼付硬化型合金化溶融亜鉛めっき鋼板に関するものである。

【0009】

[関係式1]

$$[Nb] / ((93 / 12) \times [C]) < 0.55$$

【0010】

[関係式2]

$$[Mn] / ((55 / 28) \times [Si]) > 10$$

【0011】

[関係式3]

$$[TS] \times [El.] \times [Upper - BH] > 500,000 \text{ (MPa} \times \%)$$

但し、[Upper - BH]は:2% pre-strain後、170 で20分間焼付(baking)した時のUpper Yield Stress。

【0012】

また、本発明の他の側面は、

重量%で、炭素(C):0.0001~0.005%、マンガン(Mn):0.1~1.2%、シリコン(Si):0.02%以下(0%を除く)、リン(P):0.01~0.04%、硫黄(S):0.01%以下(0%を除く)、窒素(N):0.01%以下(0%を除く)、アルミニウム(sol.Al):0.01~0.06%、ニオブ(Nb):0.003~0.015%、ボロン(B):0.0005~0.0035%、クロム(Cr):0.01~0.1%、モリブデン(Mo):0.005~0.05%、残部Fe及び不可避不純物を含み、下記関係式1-2を満たす鋼スラブを1000~1250の

10

20

30

40

50

温度で再加熱する段階と、

上記再加熱された鋼スラブを 900 ~ 1100 の範囲の温度に熱間圧延する段階と、
上記熱間圧延された鋼板を 500 ~ 700 の範囲の温度まで平均冷却速度 10 ~ 70 / sec で冷却した後、巻き取る段階と、

上記巻き取られた熱延鋼板を 70 ~ 90 % の圧下率で冷間圧延した後、740 ~ 850 の温度範囲で連続焼鈍する段階と、

上記連続焼鈍された冷延鋼板を溶融亜鉛めっき浴に浸漬した後、450 ~ 540 の温度範囲で合金化することにより溶融亜鉛めっき鋼板を製造する段階と、

上記製造された溶融亜鉛めっき鋼板を 0.5 ~ 2.0 % の圧下率の範囲で調質圧延を行う段階と、を含み、下記関係式 4 を満たす耐パウダリング性に優れた焼付硬化型溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法に関するものである。

10

【0013】

[関係式 1]

$$[Nb] / ((93 / 12) \times [C]) < 0.55$$

【0014】

[関係式 2]

$$[Mn] / ((55 / 28) \times [Si]) > 1.0$$

【0015】

[関係式 4]

$$Powdering = [-14.2 + 0.0362 \times (GA) - 0.970 \times (CGLSPMEl.)] < 3$$

20

但し、(GA) は溶融亜鉛めっきの合金化温度、(CGLSPMEl.) は連続溶融亜鉛めっきラインの調質圧伸び率である。

【0016】

上記調質圧延された溶融亜鉛めっき鋼板は、下記関係式 3 を満たすことができる。

【0017】

[関係式 3]

$$[TS] \times [El.] \times [Upper - BH] > 500,000 \text{ (MPa} \times \%)$$

但し、[Upper - BH] は : 2 % pre-strain 後、170 で 20 分間焼付 (baking) した時の Upper Yield Stress。

30

【発明の効果】

【0018】

上述のような構成の本発明によれば、添加する合金元素の組成及び製造方法を適切に制御することにより、焼付硬化性を評価する Upper BH (Baking Hardening) 値と基本的な引張試験の強度、伸び率の総合指標である $TS \times El. \times Upper - BH$ 値が 500,000 (MPa \times %) 以上を有し、耐パウダリング性が 3 以下であり、優れた焼付硬化特性を有する溶融亜鉛めっき鋼板を効果的に提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【0019】

40

【図 1】それぞれ本実施例において、発明例 1 と比較例 4 の溶融亜鉛めっき鋼板の溶融亜鉛めっき後の合金化めっき層の BSE イメージ ($\times 7000$) 及び EDS 成分分析の結果を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0020】

以下、本発明について説明する。

【0021】

本発明者らは、鋼の組成成分、焼鈍及び操業の条件が特定の関係を満たすときに目標とする物性を確保できることを実験を通じて確認し、本発明を完成するに至った。具体的に、本発明は、素地鋼板上に溶融亜鉛めっき層が形成された焼付硬化型溶融亜鉛めっき鋼板

50

に関するものであって、上記素地鋼板は、重量%で、炭素(C)：0.0001～0.005%、マンガン(Mn)：0.1～1.2%、シリコン(Si)：0.02%以下(0%を除く)、リン(P)：0.01～0.04%、硫黄(S)：0.01%以下(0%を除く)、窒素(N)：0.01%以下(0%を除く)、アルミニウム(sol. Al)：0.01～0.06%、ニオブ(Nb)：0.003～0.015%、ボロン(B)：0.0005～0.0035%、クロム(Cr)：0.01～0.1%、モリブデン(Mo)：0.005～0.05%、残部Fe及び不可避不純物を含み、下記関係式1-2を満たし、その微細組織がフェライト単相であり、下記関係式3を満たす。

【0022】

以下では、まず、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板をなす素地鋼板の鋼の組成成分及びその含量の制限理由について説明する。一方、ここで「%」とは、特に断りのない限り「重量%」を意味する。

10

【0023】

・炭素(C)：0.0001～0.005%

炭素は、侵入型固溶元素であって、鋼の強度向上に最も効果的かつ重要な元素である。極低炭素鋼において、冷延及び焼鈍過程で鋼板の内部に固溶し、調質圧延により形成された転位と相互作用(Locking)して焼付硬化能を発揮するため、基本的にC含量が高いほど焼付硬化能は向上する。しかし、多すぎる固溶炭素が材料内に存在すると、部品の成形時に表面にオレンジピール(Orange Peel)という欠陥を引き起こす時効不良を招く。本発明によれば、その含量が0.005%を超える場合、成形性の観点から不利であり、常温耐時効性に大きく劣り、部品への適用に限界があるため、その範囲を0.0001～0.005%に限定する。好ましくは、C含量を0.0005～0.004%の範囲に管理する。

20

【0024】

・マンガン(Mn)：0.1～1.2%

マンガンは固溶強化元素であって、強度上昇に寄与するだけでなく、鋼中のSをMnSとして析出させる役割をする。上記Mnの含量が0.1%未満の場合、MnSを効果的に析出させることができず、絞り性が低下する。一方、1.2%を超える場合、強度が増加してもMn含量が過剰に固溶し、この場合にもやはり絞り性が低下するという問題があるため、上記Mnの含量は0.1～1.2%に制限することが好ましい。好ましくは、Mnの含量を0.2～1.0%の範囲に管理する。

30

【0025】

・シリコン(Si)：0.02%以下(0%を除く)

シリコンは固溶強化により鋼板の強度上昇に寄与するが、0.02%以上添加されると、表面欠陥を引き起こすという問題点がある。特に、後述する関係式2の[Mn]/[Si]の原子比が10を超える場合、表面品質に優れた溶融亜鉛めっき鋼板を製造することができる。

【0026】

・リン(P)：0.01～0.04%

リンは極低炭素鋼において固溶強化の効果に最も優れており、絞り性を大きく損なうことなく、鋼の強度確保に効果的な元素である。特に、上記Pは、結晶粒界に容易に偏析して焼鈍時に結晶粒の成長を阻害し、結晶粒が微細化することにより常温耐時効性の向上に役立つ。しかし、上記Pの含量が0.01%未満の場合、目的とする強度の確保が不可能である。一方、0.04%を超える場合、表層部のP偏析により溶融亜鉛めっき後の表面にナイフ傷のような線状の欠陥を引き起こす。また、高いP含量は、溶融亜鉛めっきの合金化を遅らせるため、合金化温度を高くしなければならず、これによりめっき層に脆性的なFe-Zn金属間化合物()が増加してパウダリング性に劣るといった問題点がある。好ましくは、Pの含量を0.015～0.04%の範囲に制御する。

40

【0027】

本発明では、核心元素であるP含量を制御し、焼付硬化性及び耐パウダリング性を確保

50

するために他の合金元素及び工程の製造条件を最適化した。

【0028】

- ・硫黄 (S) : 0.01% 以下 (0% を除く)

硫黄は鋼中に不可避に含まれる不純物であって、できるだけその含量を低く管理することが好ましい。特に、鋼中の硫黄は赤熱脆性を発生させる可能性を高めるため、その含量を0.01%以下に管理する。

【0029】

- ・窒素 (N) : 0.01% 以下 (0% を除く)

窒素は鋼中に不可避に含まれる不純物であって、できるだけその含量を低く管理することが重要であるが、このためには、鋼の精錬コストが急激に上昇するという問題があるため、操業条件が可能な範囲である0.01%以下に管理する。

10

【0030】

- ・アルミニウム (sol. Al) : 0.01 ~ 0.06%

酸可溶アルミニウムは粒度微細化及び脱酸のために添加される元素であって、その含量が0.01%未満の場合は、通常安定した状態でアルミニウムキルド (Al-killed) 鋼を製造することができない。一方、その含量が0.06%を超える場合、結晶粒微細化効果により強度上昇には有利であるものの、製鋼の連続操業時に介在物が過剰に形成され、めっき鋼板の表面不良が発生する可能性が高くなるだけでなく、製造コストの急激な上昇を招くという問題がある。したがって、本発明では、酸可溶アルミニウムの含量を0.01~0.06%に制御する。

20

【0031】

- ・ニオブ (Nb) : 0.003 ~ 0.015%

ニオブは、熱間圧延中に鋼中の炭素と結合して NbC として析出することで固溶炭素を減少させ、焼付硬化能及び耐時効性に影響を及ぼす。NbC として析出する鋼中の C 含量が増加するほど、固溶する C 含量が低くなり、耐時効特性の観点からは有利であっても焼付硬化性は減少する。適切なレベルの固溶炭素の制御は、常温耐時効性を確保することを前提にして優れた焼付硬化性を得ることができ、このような固溶炭素を制御する重要な元素はニオブである。

【0032】

ニオブの含量が0.003%未満の場合には、NbC として析出する炭素がほとんどなく、鋼中の C のほとんどは固溶炭素として残存するため、焼付硬化性には有利であるものの、常温耐時効性には劣るという問題が発生し、部品への適用には限界がある。また、その含量が0.015%を超える場合、逆に鋼中の C は、ほとんどが NbC として析出し、固溶 C 含量が絶対的に不足するため、常温耐時効性には有利であっても、GA 鋼板で要求される 30MPa 以上の Upper BH 値を確保することはできない。したがって、本発明では、Nb 含量を0.003~0.015%に管理することが好ましい。より好ましくは、Nb 含量を0.0035~0.010%の範囲に制御する。

30

【0033】

また、後述する関係式 1 にて述べたように、 $[Nb] / [C]$ の原子比が0.55未満の場合、耐時効性を阻害することなく焼付硬化性に優れることができる。

40

【0034】

- ・ボロン (B) : 0.0005 ~ 0.0035%

ボロンは、P 成分を多量に含有した極低炭素鋼において、粒界脆化による 2 次加工脆性を防止するために添加される元素である。通常、B はその他の元素に比べて粒界偏析の傾向が高く、粒界への P 偏析をボロンの添加により抑制させることで、2 次加工脆性を防止する役割をする。また、ボロンが上記発明の範囲で添加される場合、焼付 (baking) 時に転位との相互作用を増加させて焼付硬化性の確保が可能であり得る。但し、0.0035%を超える場合には、溶融亜鉛めっき鋼板におけるめっき層の剥離が発生するおそれがあり、その含量を0.0005~0.0035%に制限することが好ましい。より好ましくは、B 含量を0.0005~0.003%の範囲に管理する。

50

【0035】

・クロム (Cr) : 0.01 ~ 0.1%

クロムは、鋼の硬化能を向上させ、高強度を確保するために添加される成分であり、マルテンサイトの形成に非常に重要な役割を果たす元素であるが、本発明の焼付硬化型鋼板の場合は、フェライト安定化元素として、P含量の制御による強度確保のために強度を上昇させる目的で添加する。本発明の範囲を超えて添加する場合、裸板耐食性の問題が生じる可能性があり、合金鉄コストが過度に増加し得るという問題があるため、本発明の範囲レベルで添加する。より好ましくは、Cr含量を0.02 ~ 0.08%の範囲に制御する。

【0036】

・モリブデン (Mo) : 0.005 ~ 0.05%

モリブデンもクロムと同様に、鋼の硬化能を向上させる元素であり、0.005 ~ 0.05%程度の添加により高い硬化能効果が得られる元素である。本発明の焼付硬化型鋼板の場合は、フェライト安定化元素であり、本発明の範囲だけモリブデンを添加すると、圧延中にMo - P compoundを形成することによりP偏析帯を減少させ、溶融垂鉛めっき鋼板の表面品質を良好にすることができる。上記範囲以上に添加される場合、合金鉄コストを過度に増加させるため、本発明の範囲レベルで添加する。より好ましくは、Mo含量を0.01 ~ 0.04%の範囲に管理する。

【0037】

・関係式1及び関係式2

本発明では、下記関係式1により定義される原子比は0.55未満に制御されることが要求される。もし、上記[Nb]と[C]の原子比が0.55以上の場合、NbCとして析出する量が増加し、固溶C含量が絶対的に不足するため、GA鋼板において要求される30MPa以上のUpper BH値の確保が難しくなる可能性がある。

【0038】

また、本発明では、下記関係式2により定義される[Mn]と[Si]の原子比は10を超えることが要求される。もし、上記原子比が10以下の場合、焼鈍時に表面Mn - Si複合酸化物の形成により鋼板の表面品質が劣るおそれがある。

【0039】

[関係式1]

$$[Nb] / ((93 / 12) \times [C]) < 0.55$$

【0040】

[関係式2]

$$[Mn] / ((55 / 28) \times [Si]) > 10$$

【0041】

その他、本発明の残りの成分は鉄(Fe)である。但し、通常の製造過程では、原料又は周囲環境から意図しない不純物が不可避に混入することがあるため、これを排除することはできない。これらの不純物は、通常の製造過程における技術者であれば誰でも分かるものであるため、本明細書では特にその全ての内容を言及しない。

【0042】

一方、本発明の溶融垂鉛めっき鋼板をなす素地鋼板は、その微細組織がフェライト単相であり、下記関係式3を満たす。

【0043】

[関係式3]

$$[TS] \times [El.] \times [Upper - BH] > 500,000 \text{ (MPa} \times \%)$$

但し、[Upper - BH]は：2% pre-strain後、170 で20分間焼付(baking)した時のUpper Yield Stress。

【0044】

上記関係式3は、焼付硬化能の指標である[Upper - BH]値と基本的な引張物性である引張強度、伸び率との総合指標に関連した式である。もし関係式3が500,00

10

20

30

40

50

0 (MPa × %) 以下の場合、通常要求される引張強度と伸び率、U - B H 値が下限値を超えるため、物性に劣ることがある。

【0045】

次に、本発明の耐パウダリング性及び焼付硬化性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について詳細に説明する。

【0046】

本発明の溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法は、上記鋼の組成成分及び下記関係式 1 - 2 を満たす鋼スラブを 1000 ~ 1250 の温度で再加熱する段階と、上記再加熱された鋼スラブを 900 ~ 1100 の範囲の温度に熱間圧延する段階と、上記熱間圧延された鋼板を 500 ~ 700 の範囲の温度まで平均冷却速度 10 ~ 70 / sec で冷却した後、巻き取る段階と、上記巻き取られた熱延鋼板を 70 ~ 90 % の圧下率で冷間圧延した後、740 ~ 850 の温度範囲で連続焼鈍する段階と、上記連続焼鈍された冷延鋼板を溶融亜鉛系めっき浴に浸漬した後、450 ~ 540 の温度範囲で合金化することにより溶融亜鉛系めっき鋼板を製造する段階と、上記製造された溶融亜鉛めっき鋼板を 0.5 ~ 2.0 % の圧下率の範囲で調質圧延を行う段階と、を含み、下記関係式 4 を満たす。

【0047】

まず、上述した成分系を有する鋼スラブを 1000 ~ 1250 の温度で再加熱する。本工程は、後続する熱間圧延工程を円滑に行い、目標とする鋼板の物性を十分に得るために行われる。このとき、上記再加熱温度が 1000 未満であると、スラブ介在物等が十分に再溶解されず、熱間圧延の後に材質ばらつきが発生及び表面欠陥の原因となることがあり、1250 を超えると、オーステナイト結晶粒の異常粒成長により強度が低下するため、上記再加熱温度は 1000 ~ 1250 に制限することが好ましい。

【0048】

次いで、本発明では、上記再加熱された鋼スラブを 900 ~ 1100 の範囲の温度に熱間圧延する。このとき、もし 1100 より高い温度で熱間圧延を開始すると、熱延鋼板の温度が高くなって結晶粒サイズが粗大になり、熱延鋼板の表面品質が悪くなる。また、熱間圧延を 900 より低い温度で終了すると、過度な再結晶の遅延により延伸された結晶粒の発達及び高降伏比が得られるため、冷間圧延性に劣り、せん断加工性も悪くなる。

【0049】

そして、本発明では、上記熱間圧延された鋼板を 500 ~ 700 の範囲の温度まで平均冷却速度 10 ~ 70 / sec で冷却した後、巻き取る。

【0050】

このとき、500 未満に冷却して巻き取ると、低すぎる巻取り温度により鋼板形状が劣り、微細な結晶粒の形成により延性の劣化が予想される。一方、700 を超えて冷却した後巻き取られると、粗大なフェライト結晶粒が形成され、粗大な炭化物と窒化物が形成されやすくなるため、鋼の材質が悪くなるおそれがある。

【0051】

また、上記冷却時の平均冷却速度が 10 / sec 未満であると、粗大なフェライト結晶粒が形成され、微細組織が不均一となり、平均冷却速度が 70 / sec を超えると、これもやはり板形状の歪み等が発生するだけでなく、板の厚さ方向への微細組織も不均一となり、鋼のせん断加工性に劣るおそれがある。

【0052】

次いで、本発明では、上記巻き取られた熱延鋼板を 70 ~ 90 % の圧下率で冷間圧延した後、740 ~ 850 の温度範囲で連続焼鈍する。

【0053】

本発明では、上記巻き取られた熱延鋼板に対する冷間圧延時、冷間圧下率は 70 ~ 90 % の範囲とすることが好ましい。もし、冷間圧下率が 70 % 未満の場合、目標とする厚さの確保が難しく、鋼板の形状矯正が難しくなる可能性がある。一方、冷間圧下率が 90 % を超える場合、鋼板のエッジ (edge) 部においてクラックが発生することがあり、冷

10

20

30

40

50

間圧延の負荷が生じる可能性がある。

【0054】

一方、このとき、主に5～6個のスタンドで構成される圧延機を用いて圧延するにあたり、最初のスタンド圧下率を20～40%に設定して冷延鋼板を製造する。これは、最初のスタンド圧下率が20%未満である場合、低い圧下率により熱延鋼板の形状制御に限界があり、40%を超える場合には、初期スタンド圧下率の増加による設備の負荷があるためである。初期スタンド圧下率は25～35%であることがさらに好ましい。

【0055】

そして、上記冷間圧延された冷延鋼板をめっきラインが含まれた連続焼鈍ラインで連続焼鈍し、このとき、焼鈍温度を740～850の範囲に管理することが好ましい。もし、上記焼鈍温度が740未満であると、冷間圧延時の組織において十分なフェライト再結晶が完了せず、混粒組織が発生し、850を超えると、過度な高温焼鈍による現場設備のトラブルが発生する可能性が非常に高くなり、結晶粒も粗大になりすぎるため、本発明で要求する特性が確保できない。連続焼鈍の後には、通常の作業条件で冷却される。

10

【0056】

続いて、本発明では、上記連続焼鈍された冷延鋼板を溶融亜鉛系めっき浴に浸漬した後、450～540の温度範囲で合金化することにより溶融亜鉛系めっき鋼板を製造する。

【0057】

溶融亜鉛めっき材の場合は、融解亜鉛めっき浴温度である440～480の範囲の通常の条件で行うことができる。

20

【0058】

そして、上記溶融亜鉛めっき後450～540の温度範囲で合金化を行うことが好ましい。もし、合金化温度が450より低い場合、焼鈍鋼板の全幅において非めっき部位が発生する可能性があり、合金化温度が540を超える場合、過度な合金化による脆性的なFe-Zn金属間化合物()の影響によりパウダリング特性に劣るようになる。

【0059】

また、本発明では、上記溶融亜鉛めっき後の調質圧延を0.5～2.0%の範囲で行う。もし調質圧伸び率が0.5%以下である場合、十分な転位が形成されず、板形状の観点からも不利であり、めっきの表面欠陥が発生するおそれがある。一方、2%を超える場合、高い荷重により設備負荷が発生する可能性があり、板破断などの副作用が発生することがある。

30

【0060】

一方、本発明では、耐パウダリング性に優れた焼付硬化型溶融亜鉛めっき鋼板を製造するために、下記関係式4を満たすように溶融亜鉛めっきの合金化温度(GA)と連続溶融亜鉛めっきラインの調質圧伸び率(CGL SPM EL.)を制御することが好ましい。下記関係式3は、各変数と耐パウダリング性との回帰関係式であり、それによって定義される値が3未満を満たす場合、めっき品質に優れることができる。

【0061】

[関係式4]

40

$$\text{Powdering} = [-14.2 + 0.0362 \times (\text{GA}) - 0.970 \times (\text{CGL SPM EL.})] < 3$$

但し、(GA)は溶融亜鉛めっきの合金化温度、(CGL SPM EL.)は連続溶融亜鉛めっきラインの調質圧伸び率である。

【実施例】

【0062】

以下、実施例を挙げて本発明についてより具体的に説明する。

【0063】

(実施例)

下記表1のような合金添加元素の化学成分を示す鋼スラブを設けた。次いで、上記鋼ス

50

ラブを通常の焼付硬化型冷延鋼板を製造する工程を用いて焼付硬化型冷延鋼板を製造した。具体的に、鋼スラブの再加熱温度は約 1100、熱間圧延仕上げ温度は Ar3 温度以上の 900 ~ 940、続いて、30 ~ 50 / sec の冷却速度で熱延鋼板を冷却した後、580 ~ 620 で巻き取った。続いて、塩酸を用いて熱延板を酸洗した後 75 ~ 80 % の冷間圧延率で冷間圧延して冷延鋼板を製造した。

【0064】

上記冷間圧延が完了した冷延鋼板は、下記表 2 のような焼鈍温度で焼鈍した後、通常の場合で冷却した。次いで、溶融亜鉛めっき鋼板を製造するために上記冷延鋼板を通常の場合である 460 内外の温度に保持されている溶融亜鉛めっきポットに浸漬して溶融亜鉛めっきを行い、続いて下記表 2 のように、合金化温度を異ならせながら合金化処理を行った。そして、溶融亜鉛めっきが完了しためっき鋼板については、下記表 2 のような条件で調質圧延率を付与して最終の溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。

10

【0065】

上記製造されたそれぞれの溶融亜鉛めっき鋼板に対して、JIS 規格を用いて圧延直角方向に引張試験を行い、めっき鋼板の降伏強度 (Y P)、引張強度 (T S) 及び伸び率 (E l .) を測定し、その結果を下記表 2 に示した。また、同じ規格に対して 2 % p r e - s t r a i n 後、170 で 20 分間焼付 (b a k i n g) した時の U p p e r Y i e l d S t r e s s [U - B H] を測定し、その結果を下記表 2 に示した。

【0066】

また、上述した本発明の関係式 3 - 4 を満たすか否かを確認し、満たしている場合を 20 で、満たしていない場合を x で記入した。

20

【0067】

30

40

50

【表 1】

区分	鋼の組成成分(重量%)											関係式 1	関係式 2
	C	Si	Mn	P	S	S.Al	Cr	Mo	Nb	B	N		
発明鋼 1	0.002 7	0.012	0.577	0.03	0.007 6	0.029	0.024	0.02	0.006	0.000 9	0.002 3	0.287	24.48
発明鋼 2	0.002	0.014	0.816	0.029 5	0.005 8	0.031 5	0.048	0.021	0.007	0.001	0.001 8	0.452	29.67
発明鋼 3	0.002 2	0.013	0.796	0.028 7	0.007	0.034 8	0.054	0.02	0.007	0.001	0.002	0.411	31.17
発明鋼 4	0.001 9	0.009	0.782	0.028 9	0.007	0.037 2	0.056	0.016	0.005 5	0.000 9	0.002 1	0.374	44.23
発明鋼 5	0.001 9	0.009	0.782	0.028 9	0.007	0.037 2	0.056	0.016	0.005 5	0.000 9	0.002 1	0.374	44.23
発明鋼 6	0.002 3	0.011	0.804	0.029 2	0.007 2	0.036 5	0.052	0.028	0.006	0.001	0.002 2	0.337	37.21
比較鋼 1	0.001 9	0.06	0.658	0.032 2	0.004	0.036	0.053	0.015	0.006	-	0.001 6	0.407	5.58
比較鋼 2	0.001 3	0.06	0.557	0.027 2	0.006	0.033	0.028	0.015	0.009	0.001	0.001 8	0.893	4.73
比較鋼 3	0.001 3	0.06	0.65	0.025 1	0.008 4	0.035	0.02	-	0.009	0.003	0.002	0.893	5.52
比較鋼 4	0.001 5	0.014	0.827	0.028 3	0.005 3	0.029	0.054	0.018	0.008	0.001	0.002 4	0.688	30.07
比較鋼 5	0.001 4	0.01	0.496	0.027 6	0.006 2	0.032 7	0.048	0.013	0.006	0.000 9	0.001 7	0.553	25.25
比較鋼 6	0.001 7	0.014	0.827	0.028 3	0.005 3	0.029	0.054	0.018	0.008	0.001	0.002 4	0.607	30.07
比較鋼 7	0.002 1	0.011	0.556	0.027 4	0.007 5	0.031	0.025	0.02	0.009	0.001	0.002 2	0.553	25.73
比較鋼 8	0.002	0.06	0.632	0.331	0.005	0.035	0.052	0.016	0.007	0.001	0.002	0.452	5.36

* 表 1 において、残余成分は Fe 及び不可避不純物である。

【 0 0 6 8 】

10

20

30

40

50

【表 2】

区分	製造条件			関係式 4	機械的特性				関係式 3	備考
	SS(°C)	GA(°C)	SPM El(%)		YP(MPa)	TS(MPa)	EL(%)	U-BH (MPa)		
発明鋼1	778	500	1.6	○	232	369	39	42	○	発明例1
	766	500	1.8	○	230	355	39	47	○	発明例2
	785	528	1.6	×	224	348	40	39	○	比較例1
	791	500	2.3	○	246	358	38	36	×	比較例2
	804	500	2.4	○	248	360	37	36	×	比較例3
	790	536	1.6	×	223	345	40	42	○	比較例4
発明鋼2	805	500	1.7	○	223	353	40	44	○	発明例3
	803	532	1.6	×	237	358	39	45	○	比較例5
	800	504	2.2	○	247	358	37	36	×	比較例6
	805	504	2.4	○	249	362	38	35	×	比較例7
発明鋼3	806	498	1.6	○	227	361	39	54	○	発明例4
発明鋼4	805	499	1.6	○	226	352	40	52	○	発明例5
発明鋼5	796	498	2	○	238	355	40	49	○	発明例6
発明鋼6	799	499	1.8	○	235	359	39	56	○	発明例7
比較鋼1	777	552	1.6	×	236	356	40	53	○	比較例8
比較鋼2	770	532	1.58	×	226	359	40	34	×	比較例9
比較鋼3	800	533	1.59	×	221	353	40	37	○	比較例10
比較鋼4	800	499	1.8	○	234	365	40	36	○	比較例11
比較鋼5	770	531	1.61	×	211	347	40	27	×	比較例12
比較鋼6	767	500	2.0	○	244	368	38	34	×	比較例13
比較鋼7	812	500	1.6	○	212	339	40	35	×	比較例14
比較鋼8	785	529	1.6	×	240	359	40	41	○	比較例15

10

20

30

* 表 2 において、SS は連続焼鈍温度、GA は合金化温度、そして SPM El . は調質圧伸び率を示す。また、関係式 3 は $[TS] \times [El.] \times [Upper - BH] > 500,000 (MPa \times \%)$ を、そして関係式 4 は $Powdering = [-14.2 + 0.0362 \times (GA) - 0.970 \times (CGL - SPM El.)] < 3$ を意味する。
【0069】

上記表 1 - 2 に示すように、本発明の元素含量の範囲、工程条件及び関係式 1 - 4 を満たす発明例 1 - 7 はいずれも表面品質に優れながら耐パウダリング特性にも優れた基本的な引張物性が確保される焼付硬化型溶融亜鉛めっき鋼板の製造が可能であることを示している。

40

【0070】

これに対し、鋼の組成成分は本発明の範囲内であるものの、めっき鋼板の製造工程条件が本発明の範囲を外れている比較例 1 - 7 はいずれも耐パウダリング性及び機械的特性が良くなかった。具体的に、比較例 1、比較例 4 及び比較例 5 は、関係式 4 を満たしていない場合であって、合金化温度が相対的に高く、合金化めっき層に脆性の相の形成により耐パウダリング性に劣っていた。また、比較例 2 - 3 及び比較例 6 - 7 は、SPM 伸び率が 2% 以上と高い場合、過度な可動転位の形成による硬化によって降伏強度は上昇したものの、伸び率は減少しており、十分な BH 上昇が発生せず、Upper - BH 値が劣っていた。

【0071】

50

また、比較例 8、比較例 9、比較例 10 及び比較例 12 は、高い GA 温度のため、合金化めっき層において脆性的な相の形成により基本的に耐パウダリング性が発明例に比べて劣っていた。

【0072】

また、比較例 9 - 14 は Nb / C の原子比が高く、関係式 1 を満たしておらず、鋼中の固溶 C の不足により、U - BH 値が劣り、比較例 9 及び比較例 13 は関係式 3 も満たしていなかった。

【0073】

そして、比較例 8 及び比較例 10 は、B、Mo が本発明の成分範囲ではなく、比較例 8 は関係式 2 の [Mn]、[Si] 式を満たしていないため、表面品質が悪くなった。

10

【0074】

なお、比較例 15 は、めっき鋼板の製造条件は、本発明の範囲内であるものの、鋼の組成成分において関係式 2 を満たさない鋼板を用いた場合であって、焼鈍時に Mn - Si 複合酸化物の形成によりめっきの表面品質が悪くなった。

【0075】

一方、図 1 はそれぞれ、上記発明例 1 と比較例 4 の熔融亜鉛めっき鋼板の熔融亜鉛めっき後の合金化めっき層の BSE イメージ (×7000) 及び EDS 成分分析の結果を示す図である。

【0076】

発明例 1 と比較例 4 を比較すると、基本的な組成は同一であるが、GA 温度差により合金化めっき層において Fe 含量が異なる。合金化めっき層の中間部分をポイント EDS 分析した pt 2、3 の結果を確認してみると、発明例 1 の場合は Fe 含量が 13 ~ 14 % のレベルであり、比較例 4 の場合は Fe 含量が 19 ~ 20 % のレベルである。通常、Fe 含量が 7 ~ 12 % の場合、FeZn₇ の金属間化合物が形成され、Fe 含量が 17 ~ 20 % の場合、Fe₅Zn₂₁ の金属間化合物が形成される。よりの硬度が高く、合金化めっき層において相が厚くなるほど耐パウダリング性に劣るため、めっき剥離が増加する。すなわち、比較例 4 の場合、発明例 1 に比べて合金化めっき層の相が厚く形成されるため、耐パウダリング性に劣ることが分かる。

20

【0077】

上述したように、本発明の詳細な説明では、本発明の好ましい実施例について説明したが、本発明が属する技術分野において通常の知識を有する者であれば、本発明の範疇から逸脱しない範囲内で、様々な変形が可能であることは言うまでもない。よって、本発明の権利範囲は、説明された実施例に限定して定められてはならず、後述する特許請求の範囲だけでなく、それと均等なものによって定められるべきである。

30

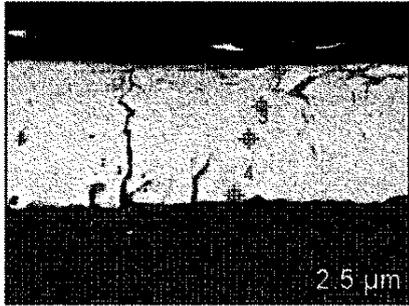
40

50

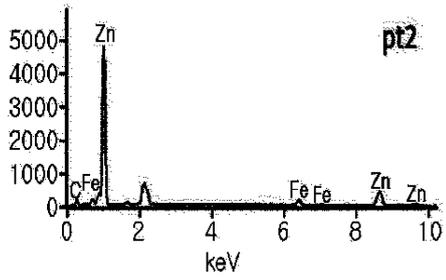
【 図 面 】

【 図 1 (a) 】

(a)

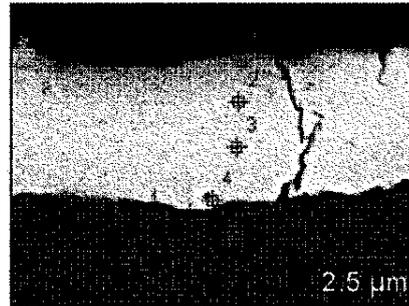


	O-K	Fe-K	Zn-L
pt2		13.37	86.63
pt3	0.58	14.43	84.99

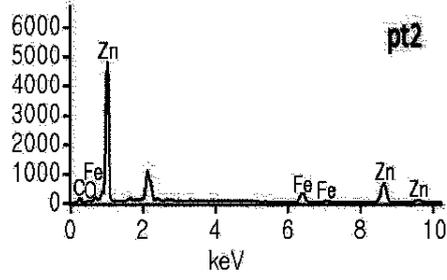


【 図 1 (b) 】

(b)



	O-K	Fe-K	Zn-L
pt2	0.73	20.35	78.92
pt3	0.61	18.98	80.41



10

20

30

40

50

【手続補正書】

【提出日】令和5年5月11日(2023.5.11)

【手続補正1】

【補正対象書類名】特許請求の範囲

【補正対象項目名】全文

【補正方法】変更

【補正の内容】

【特許請求の範囲】

【請求項1】

重量%で、炭素(C)：0.0001～0.005%、マンガン(Mn)：0.1～1.2%、シリコン(Si)：0.02%以下(0%を除く)、リン(P)：0.01～0.04%、硫黄(S)：0.01%以下(0%を除く)、窒素(N)：0.01%以下(0%を除く)、アルミニウム(sol.Al)：0.01～0.06%、ニオブ(Nb)：0.003～0.015%、ボロン(B)：0.0005～0.0035%、クロム(Cr)：0.01～0.1%、モリブデン(Mo)：0.005～0.05%、残部Fe及び不可避不純物を含み、下記関係式1-2を満たし、その微細組織がフェライト単相であり、下記関係式3を満たす、耐パウダリング性に優れた焼付硬化型合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

[関係式1]

$$[Nb] / ((93 / 12) \times [C]) < 0.55$$

[関係式2]

$$[Mn] / ((55 / 28) \times [Si]) > 10$$

[関係式3]

$$[TS] \times [El.] \times [Upper - BH] > 500,000 \text{ (MPa} \times \%)$$

但し、[Upper - BH]は：2% pre-strain後、170 で20分間焼付(baking)した時のUpper Yield Stress。

【請求項2】

重量%で、炭素(C)：0.0001～0.005%、マンガン(Mn)：0.1～1.2%、シリコン(Si)：0.02%以下(0%を除く)、リン(P)：0.01～0.04%、硫黄(S)：0.01%以下(0%を除く)、窒素(N)：0.01%以下(0%を除く)、アルミニウム(sol.Al)：0.01～0.06%、ニオブ(Nb)：0.003～0.015%、ボロン(B)：0.0005～0.0035%、クロム(Cr)：0.01～0.1%、モリブデン(Mo)：0.005～0.05%、残部Fe及び不可避不純物を含み、下記関係式1-2を満たす鋼スラブを1000～1250の温度で再加熱する段階と、

前記再加熱された鋼スラブを900～1100の範囲の温度に熱間圧延する段階と、

前記熱間圧延された鋼板を500～700の範囲の温度まで平均冷却速度10～70/secで冷却した後、巻き取る段階と、

前記巻き取られた熱延鋼板を70～90%の圧下率で冷間圧延した後、740～850の温度範囲で連続焼鈍する段階と、

前記連続焼鈍された冷延鋼板を溶融亜鉛系めっき浴に浸漬した後、450～540の温度範囲で合金化することにより溶融亜鉛系めっき鋼板を製造する段階と、

前記製造された溶融亜鉛めっき鋼板を0.5～2.0%の圧下率の範囲で調質圧延を行う段階と、を含み、下記関係式4を満たす、耐パウダリング性に優れた焼付硬化型合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[関係式1]

$$[Nb] / ((93 / 12) \times [C]) < 0.55$$

[関係式2]

$$[Mn] / ((55 / 28) \times [Si]) > 10$$

[関係式4]

$Powdering = [- 14 . 2 + 0 . 0362 \times (GA) - 0 . 970 \times (CGLSPM El .)] < 3$

但し、(GA)は溶融亜鉛めっきの合金化温度、(CGLSPM El .)は連続溶融亜鉛めっきラインの調質圧伸び率である。

【請求項3】

前記調質圧延された溶融亜鉛めっき鋼板は、下記関係式3を満たすことを特徴とする、請求項2に記載の耐パウダリング性に優れた焼付硬化型合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[関係式3]

$[TS] \times [El .] \times [Upper - BH] > 500,000 (MPa \times \%)$ 10

但し、[Upper - BH]は：2% pre - strain後、170 で20分間焼付 (baking) した時のUpper Yield Stress。

20

30

40

50

【 国際調査報告 】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/KR2021/015783

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
C22C 38/32(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C22C 38/22(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C23C 2/06(2006.01)i		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C 38/32(2006.01); C21D 8/02(2006.01); C21D 9/46(2006.01); C22C 38/00(2006.01); C22C 38/28(2006.01); C22C 38/58(2006.01); C23C 2/06(2006.01)		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Korean utility models and applications for utility models: IPC as above Japanese utility models and applications for utility models: IPC as above		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) eKOMPASS (KIPO internal) & keywords: 소부경화(bake-hardening), 용융아연도금(hot dip), 내파우더링성(powdering resistance), 조질압연(skin pass), 소둔(annealing)		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	KR 10-2013-0081707 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 17 July 2013 (2013-07-17) See paragraphs [0090], [0094] and [0119]-[0120], claims 1-2 and 6 and table 3.	1-3
A	JP 2003-268490 A (JFE STEEL K.K.) 25 September 2003 (2003-09-25) See paragraphs [0034] and [0040] and claims 2-5.	1-3
A	KR 10-2014-0048668 A (POSCO) 24 April 2014 (2014-04-24) See claims 1-2 and 5.	1-3
A	JP 2008-308732 A (SUMITOMO METAL IND., LTD.) 25 December 2008 (2008-12-25) See paragraphs [0013]-[0017] and claim 1.	1-3
A	JP 10-195540 A (SUMITOMO METAL IND., LTD.) 28 July 1998 (1998-07-28) See claims 1-2.	1-3
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family	
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance		
"D" document cited by the applicant in the international application		
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date		
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)		
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means		
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed		
Date of the actual completion of the international search 20 January 2022	Date of mailing of the international search report 20 January 2022	
Name and mailing address of the ISA/KR Korean Intellectual Property Office Government Complex-Daejeon Building 4, 189 Cheongsaro, Seo-gu, Daejeon 35208 Facsimile No. +82-42-481-8578	Authorized officer Telephone No.	

Form PCT/ISA/210 (second sheet) (July 2019)

10

20

30

40

50

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/KR2021/015783

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
KR 10-2013-0081707	A	17 July 2013	BR 112013012558	A2			30 August 2016
			BR 112013012558	B1			05 June 2018
			CN 103221567	A			24 July 2013
			CN 103221567	B			30 September 2015
			JP 5073870	B2			14 November 2012
			JP WO2012-070271	A1			19 May 2014
			KR 10-1523860	B1			28 May 2015
			MX 2013005311	A			13 June 2013
			TW 201235482	A			01 September 2012
			TW 1449798	B			21 August 2014
			US 2013-0248060	A1			26 September 2013
			US 9090960	B2			28 July 2015
			WO 2012-070271	A1			31 May 2012
			JP 2003-268490	A	25 September 2003	None	
KR 10-2014-0048668	A	24 April 2014	KR 10-1449135	B1	08 October 2014		
JP 2008-308732	A	25 December 2008	JP 5070947	B2	14 November 2012		
JP 10-195540	A	28 July 1998	None				

10

20

30

40

50

국제조사보고서

국제출원번호
PCT/KR2021/015783

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))
C22C 38/32(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C22C 38/22(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C23C 2/06(2006.01)i

B. 조사된 분야
 조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재)
 C22C 38/32(2006.01); C21D 8/02(2006.01); C21D 9/46(2006.01); C22C 38/00(2006.01); C22C 38/28(2006.01); C22C 38/58(2006.01); C23C 2/06(2006.01)

조사된 기술분야에 속하는 최소문헌 이외의 문헌
 한국등록실용신안공보 및 한국공개실용신안공보: 조사된 최소문헌란에 기재된 IPC
 일본등록실용신안공보 및 일본공개실용신안공보: 조사된 최소문헌란에 기재된 IPC
 국제조사에 이용된 전산 데이터베이스(데이터베이스의 명칭 및 검색어(해당하는 경우))
eKOMPASS(특허청 내부 검색시스템) & 키워드: 소부경화(bake-hardening), 용융아연도금(hot dip), 내과우더링성(powdering resistance), 조결압연(skin pass), 소둔(annealing)

C. 관련 문헌

카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
X	KR 10-2013-0081707 A (신닛테츠스미킨 카부시카이샤) 2013.07.17 단락 [0090], [0094], [0119]-[0120], 청구항 1-2, 6 및 표 3	1-3
A	JP 2003-268490 A (JFE STEEL K.K.) 2003.09.25 단락 [0034], [0040] 및 청구항 2-5	1-3
A	KR 10-2014-0048668 A (주식회사 포스코) 2014.04.24 청구항 1-2, 5	1-3
A	JP 2008-308732 A (SUMITOMO METAL IND., LTD.) 2008.12.25 단락 [0013]-[0017] 및 청구항 1	1-3
A	JP 10-195540 A (SUMITOMO METAL IND., LTD.) 1998.07.28 청구항 1-2	1-3

추가 문헌이 C(계속)에 기재되어 있습니다. 대응특허에 관한 별지를 참조하십시오.

* 인용된 문헌의 특별 카테고리:
 "A" 특별히 관련이 없는 것으로 보이는 일반적인 기술수준을 정의한 문헌
 "D" 본 국제출원에서 출원인이 인용한 문헌
 "E" 국제출원일보다 빠른 출원일 또는 우선일을 가지는 국제출원일 이후에 공개된 선출원 또는 특허 문헌
 "L" 우선권 주장에 의문을 제기하는 문헌 또는 다른 인용문헌의 공개일 또는 다른 특별한 이유(이유를 명시)를 밝히기 위하여 인용된 문헌
 "O" 구두 개시, 사용, 전시 또는 기타 수단을 언급하고 있는 문헌
 "P" 우선일 이후에 공개되었으나 국제출원일 이전에 공개된 문헌
 "T" 국제출원일 또는 우선일 후에 공개된 문헌으로, 출원과 상충하지 않으며 발명의 기초가 되는 원리나 이론을 이해하기 위해 인용된 문헌
 "X" 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌 하나만으로 청구된 발명의 신규성 또는 진보성이 없는 것으로 본다.
 "Y" 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌이 하나 이상의 다른 문헌과 조합하는 경우로 그 조합이 당업자에게 자명한 경우 청구된 발명은 진보성이 없는 것으로 본다.
 "&" 동일한 대응특허문헌에 속하는 문헌

국제조사의 실제 완료일: **2022년01월20일(20.01.2022)** 국제조사보고서 발송일: **2022년01월20일(20.01.2022)**

ISA/KR의 명칭 및 우편주소: **대한민국 특허청 (35208) 대전광역시 서구 청사로 189, 4동 (문산동, 정부대전청사)**
 팩스 번호 **+82-42-481-8578**
 심사관: **방승훈**
 전화번호 **+82-42-481-5560**

서식 PCT/ISA/210 (두 번째 용지) (2019년 7월)

10

20

30

40

50

국제조사보고서
대응특허에 관한 정보

국제출원번호
PCT/KR2021/015783

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
KR 10-2013-0081707 A	2013/07/17	BR 112013012558 A2	2016/08/30
		BR 112013012558 B1	2018/06/05
		CN 103221567 A	2013/07/24
		CN 103221567 B	2015/09/30
		JP 5073870 B2	2012/11/14
		JP WO2012-070271 A1	2014/05/19
		KR 10-1523860 B1	2015/05/28
		MX 2013005311 A	2013/06/13
		TW 201235482 A	2012/09/01
		TW I449798 B	2014/08/21
		US 2013-0248060 A1	2013/09/26
		US 9090960 B2	2015/07/28
		WO 2012-070271 A1	2012/05/31
JP 2003-268490 A	2003/09/25	없음	
KR 10-2014-0048668 A	2014/04/24	KR 10-1449135 B1	2014/10/08
JP 2008-308732 A	2008/12/25	JP 5070947 B2	2012/11/14
JP 10-195540 A	1998/07/28	없음	

10

20

30

40

서식 PCT/ISA/210 (대응특허 추가용지) (2019년 7월)

50

フロントページの続き

MK,MT,NL,NO,PL,PT,RO,RS,SE,SI,SK,SM,TR),OA(BF,BJ,CF,CG,CI,CM,GA,GN,GQ,GW,KM,ML,MR,NE,SN,TD,TG),AE,AG,AL,AM,AO,AT,AU,AZ,BA,BB,BG,BH,BN,BR,BW,BY,BZ,CA,CH,CL,CN,CO,CR,CU,CZ,DE,DJ,DK,DM,DO,DZ,EC,EE,EG,ES,FI,GB,GD,GE,GH,GM,GT,HN,HR,HU,ID,IL,IN,IR,IS,IT,JO,JP,KE,KG,KH,KN,KP,KW,KZ,LA,LC,LK,LR,LS,LU,LY,MA,MD,ME,MG,MK,MN,MW,MY,MZ,NA,NG,NI,NO,NZ,OM,PA,PE,PG,PH,PL,PT,QA,RO,RS,RU,RW,SA,SC,SD,SE,SG,SK,SL,ST,SV,SY,TH,TJ,TM,TN,TR,TT,TZ,UA,UG,US,UZ,VC,VN,WS,ZA,ZM,ZW

(72)発明者 ハン、 ソン - ホ

大韓民国 57807 チョルラナム - ド クァンヤン - シ ポッポサラン - ギル 20 - 26 クァンヤン アイアン アンド スティール ワークス 気付

(72)発明者 キム、 チョン - ウォン

大韓民国 57807 チョルラナム - ド クァンヤン - シ ポッポサラン - ギル 20 - 26 クァンヤン アイアン アンド スティール ワークス 気付

(72)発明者 ハ、 ユ - ミ

大韓民国 57807 チョルラナム - ド クァンヤン - シ ポッポサラン - ギル 20 - 26 クァンヤン アイアン アンド スティール ワークス 気付

F ターム (参考) 4K037 EA01 EA02 EA04 EA11 EA15 EA17 EA18 EA19 EA23 EA25
EA27 EB01 EB02 EB06 EB08 FA02 FA03 FC04 FC05 FD03 FD04
FE01 FE02 FE03 FG00 FH01 FJ05 FM02 GA05 HA01 JA02