

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5391607号
(P5391607)

(45) 発行日 平成26年1月15日(2014.1.15)

(24) 登録日 平成25年10月25日(2013.10.25)

(51) Int.Cl.		F I	
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 1 T
C 2 2 C 38/16	(2006.01)	C 2 2 C 38/16	
C 2 2 C 38/60	(2006.01)	C 2 2 C 38/60	
C 2 1 D 9/46	(2006.01)	C 2 1 D 9/46	J
C 2 3 C 2/06	(2006.01)	C 2 3 C 2/06	

請求項の数 5 (全 16 頁)

(21) 出願番号 特願2008-201736 (P2008-201736)
 (22) 出願日 平成20年8月5日(2008.8.5)
 (65) 公開番号 特開2010-37596 (P2010-37596A)
 (43) 公開日 平成22年2月18日(2010.2.18)
 審査請求日 平成23年1月28日(2011.1.28)

(73) 特許権者 000001258
 J F E スチール株式会社
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
 (74) 代理人 100126701
 弁理士 井上 茂
 (74) 代理人 100130834
 弁理士 森 和弘
 (72) 発明者 齋藤 勇人
 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 吉田 裕美
 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

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 外観に優れた高強度溶融亜鉛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】

熱間圧延工程、該熱間圧延工程後に行われる冷間圧延工程、及び該冷間圧延工程後に行われる焼鈍工程を有する製造方法で製造された高強度溶融亜鉛めっき鋼板であって、

鋼成分として、質量%で、C : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 4 0 %、Si : 0 . 1 ~ 1 . 0 %、Mn : 1 . 0 ~ 2 . 5 %、P : 0 . 0 1 ~ 0 . 2 0 %、S : 0 . 0 1 5 % 以下、Al : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 %、N : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 7 0 %、Ti : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 8 0 %、B : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 2 0 %、Cu : 0 . 0 5 ~ 0 . 5 0 %、Ni : 0 . 0 3 ~ 0 . 5 0 % を含み、さらに下記の式(1)および式(2)を満足し、残部がFeおよび不可避の不純物からなり、フェライト単相組織を有する鋼板表面に、溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層を有し、引張強さ(TS)が440MPa以上を有し、

10

前記熱間圧延工程は、粗圧延を3パス以上で行い、かつ、圧延前にデスクーリングを実施することを少なくとも3回行い、さらに仕上げ圧延前に衝突圧1.0MPa以上のデスクーリングを行うプロセスを含み、

前記焼鈍工程は、水素濃度7.0%以上、還元雰囲気中、700 以上850 以下、30s以上の条件で均熱するプロセスを含むことを特徴とする外観に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

$$[Ti] (47.9 / 14) \times [N] + (47.9 / 12) \times [C] \quad (1)$$

$$[Ni] 0.4 \times [Cu] \quad (2)$$

20

但し、[元素]は、元素の含有量(質量%)である。

【請求項2】

鋼成分として、さらにSb:0.0030~0.0150%、Sn:0.0020~0.0150%のいずれか1種以上を含むことを特徴とする、請求項1記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項3】

鋼成分として、さらにNb:0.01~0.08%、V:0.01~0.08%、Mo:0.01~0.10%のいずれか1種以上を含み、Nb又はVを含む場合は下記の式(3)を満足することを特徴とする、請求項1または請求項2記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

$$[\text{Ti}] + [\text{Nb}] + [\text{V}] \leq 0.08 \quad (3)$$

但し、[元素]は、元素の含有量(質量%)である。

【請求項4】

請求項1、請求項2または請求項3記載の組成からなる鋼スラブを、熱間圧延工程において、1100℃以上に加熱し、粗圧延を3パス以上でおこない、かつ、圧延前にデスケーリングを実施することを少なくとも3回おこない、さらに仕上げ圧延前に衝突圧1.0MPa以上のデスケーリングをおこない、仕上げ圧延をAr₃点以上950℃以下で終了したのち、550℃以上680℃以下にて巻取り、酸洗後に、50%以上80%以下の圧下率で冷間圧延をおこない、その後焼鈍工程において、水素濃度7.0%以上の還元雰囲気中で700℃以上850℃以下にて30s以上均熱したのち、溶融亜鉛めっきを施すことを特徴とするフェライト単相組織かつ引張強さ(TS)が440MPa以上である、外観に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項5】

請求項1、請求項2または請求項3記載の組成からなる鋼スラブを、熱間圧延工程において、1100℃以上に加熱し、粗圧延を3パス以上でおこない、かつ、圧延前にデスケーリングを実施することを、少なくとも3回おこない、さらに仕上げ圧延前に、衝突圧1.0MPa以上のデスケーリングをおこない、仕上げ圧延をAr₃点以上950℃以下で終了したのち、550℃以上、680℃以下にて巻取り、酸洗後に、50%以上80%以下の圧下率で冷間圧延をおこない、その後焼鈍工程において、水素濃度7.0%以上の還元雰囲気中で700℃以上850℃以下にて30s以上均熱したのち、溶融亜鉛めっきを施し、合金化処理をおこなうことを特徴とするフェライト単相組織かつ引張強さ(TS)が440MPa以上である、外観に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車の内板および外板として好適な外観に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、CO₂排出規制が厳格化し、自動車の軽量化による燃費向上の必要性が大きくなっており、自動車部品への高強度鋼板の適用による薄肉化が進められている。適用範囲が広がるにつれ、高強度溶融亜鉛めっき鋼板においても成形性と表面品質への要求が厳しくなっている。このため、成形性および耐食性の観点から、CおよびNを析出固定した、いわゆるIF鋼に固溶強化元素を添加した高強度の溶融亜鉛めっき鋼板が多く用いられている(特許文献1)。溶融亜鉛めっき鋼板の表面品質が劣化する要因としては、地鉄表面でのFe-Si酸化物やSiO₂などのSi酸化物の析出により、めっきムラや不メッキが発生することや、熱間圧延時に生成したスケールが酸洗および冷延後に残存することで、めっきムラとなるスケール性の表面欠陥が知られている。また、焼鈍中に不均一な窒化がおこる場合、プレス成形時に不均一な変形を起こし、製品表面に凹凸などが生じスジ状の欠陥となることがある。

10

20

30

40

50

【0003】

これらの問題を解決するものとして、表面性状とプレス成形性に優れたセミ極低炭素鋼板およびその製造方法が開示されている（特許文献2）。また、熱延時に効果的にデスケーリングする技術として、表面性状の良い熱延鋼板の製造方法が開示されている（特許文献3）。また焼鈍時の窒化を抑制する技術として、鋼板の焼鈍過程における侵窒防止法が開示されている（特許文献4）。

【特許文献1】特開2007-169739号公報

【特許文献2】特許第4044795号公報

【特許文献3】特開平6-269840号公報

【特許文献4】特開昭48-48318号公報

10

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

特許文献1の技術は、めっき鋼板の外観品質の向上に知見を与えるものではない。

【0005】

特許文献2の技術では、比較的C量が多く、CおよびNを合金析出物として固定するために、炭窒化物生成元素であるNbおよびTiを多量に添加する必要があるため、このため、焼鈍中での窒化によりプレス成形後にスジ状の欠陥が発生する可能性が高い。またスケール性の表面欠陥について知見を与えるものではない。

【0006】

20

特許文献3の技術では、仕上げ圧延機入側での再加熱が必須であり、エネルギーコストの増加を招いてしまう。また、粗圧延時にスケールの噛み込みが発生し、欠陥原因が存在する場合には、再加熱の効果は限定的である。

【0007】

特許文献4の技術は、低炭素鋼のバッチ焼鈍時の窒化防止技術であり、極低炭素かつ高強度鋼板の連続焼鈍時の窒化の挙動について知見を与えるものではない。

【0008】

このようにIF鋼をベースとした高強度の溶融亜鉛めっき鋼板においては、Si酸化物に起因するめっきムラや不メッキ、スケール性のめっきムラ、焼鈍時の窒化によるプレス成形後のスジ状欠陥を完全に防止することが出来ず、十分な外観品質を達成できないという問題があった。

30

【0009】

本発明の課題は、上記従来技術の問題点を解消し、Si酸化物に起因するめっきムラや不メッキ、スケール性のめっきムラがなく、焼鈍時の窒化によるプレス成形後のスジ状欠陥が発生しない、外観に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0010】

発明者らは、上記の問題を解決するため、鋼成分および製造条件について検討をおこない、以下の知見を得ることにより本発明に至った。

40

【0011】

Si酸化物起因のめっきムラに対しては、鋼成分としてCu、Ni添加により熱延加熱時の地鉄表層でのSi濃化およびSi酸化物生成の抑制するとともに、生成したSi酸化物を粗圧延および仕上げ圧延時のデスケーリング強化で除去することで防止することができる。

【0012】

スケール性のめっきムラに対しては粗圧延および仕上げ圧延でのデスケーリング強化をおこない、さらに焼鈍炉の水素濃度を制御することにより、抑制することが可能である。

【0013】

焼鈍時の窒化によるプレス成形後のスジ状欠陥に対しては、焼鈍炉内の水素濃度が高い場合には、窒化はより発生しやすくなるものの、鋼成分として、CuおよびNiを同時に添加

50

することにより、水素濃度が高い場合でも表層の窒化を抑制でき、さらに熱延でのデスクレーリング強化により、鋼板の表面状態が均一になり、若干の窒化が発生する場合においても、窒化が均一に起こることで、プレス成形後にスジ状の欠陥とならない。

【0014】

上記課題を解決する本発明の手段は、下記の通りである。

[1] 鋼成分として、質量%で、C:0.0005~0.0040%、Si:0.1~1.0%、Mn:1.0~2.5%、P:0.01~0.20%、S:0.015%以下、Al:0.01~0.10%、N:0.0005~0.0070%、Ti:0.010~0.080%、B:0.0005~0.0020%、Cu:0.05~0.50%、Ni:0.03~0.50%を含み、さらに下記の式(1)および式(2)を満足し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、フェライト単相組織を有する鋼板表面に、熔融亜鉛めっき層または合金化熔融亜鉛めっき層を有し、引張強さ(TS)が440MPa以上を有する外観に優れた高強度熔融亜鉛めっき鋼板である。

$$[\text{Ti}] \quad (47.9/14) \times [\text{N}] + (47.9/12) \times [\text{C}] \quad \dots (1)$$

$$[\text{Ni}] \quad 0.4 \times [\text{Cu}] \quad \dots (2)$$

但し、[元素]は、元素の含有量(質量%)である。

【0015】

[2] 鋼成分として、さらにSb:0.0030~0.0150%、Sn:0.0020~0.0150%のいずれか1種以上を含むことを特徴とする、[1]記載の高強度熔融亜鉛めっき鋼板である。

【0016】

[3] 鋼成分として、さらにNb:0.01~0.08%、V:0.01~0.08%、Mo:0.01~0.10%のいずれか1種以上を含み、NbまたはVを含む場合は下記の式(3)を満足することを特徴とする、[1]または[2]記載の高強度熔融亜鉛めっき鋼板である。

$$[\text{Ti}] + [\text{Nb}] + [\text{V}] \quad 0.08 \quad \dots (3)$$

但し、[元素]は、元素の含有量(質量%)である。

【0017】

[4] [1]、[2]または[3]記載の組成からなる鋼スラブを、熱間圧延工程において、1100 以上に加熱し、粗圧延を3パス以上でおこない、かつ、圧延前にデスクレーリングを実施することを少なくとも3回おこない、さらに仕上げ圧延前に衝突圧1.0MPa以上のデスクレーリングをおこない、仕上げ圧延をAr₃点以上950 以下で終了したのち、550 以上680 以下にて巻取り、酸洗後に、50%以上80%以下の圧下率で冷間圧延をおこない、その後焼鈍工程において、水素濃度7.0%以上の還元雰囲気中で700 以上850 以下にて30s以上均熱したのち、熔融亜鉛めっきを施すことを特徴とするフェライト単相組織かつ引張強さ(TS)が440MPa以上である、外観に優れた高強度熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

【0018】

[5] [1]、[2]または[3]記載の組成からなる鋼スラブを、熱間圧延工程において、1100 以上に加熱し、粗圧延を3パス以上でおこない、かつ、圧延前にデスクレーリングを実施することを、少なくとも3回おこない、さらに仕上げ圧延前に、衝突圧1.0MPa以上のデスクレーリングをおこない、仕上げ圧延をAr₃点以上950 以下で終了したのち、550 以上、680 以下にて巻取り、酸洗後に、50%以上80%以下の圧下率で冷間圧延をおこない、その後焼鈍工程において、水素濃度7.0%以上の還元雰囲気中で700 以上850 以下にて30s以上均熱したのち、熔融亜鉛めっきを施し、合金化処理をおこなうことを特徴とするフェライト単相組織かつ引張強さ(TS)が440MPa以上である、外観に優れた高強度熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

【発明の効果】

【0019】

本発明の高強度熔融亜鉛めっき鋼板は、めっきムラや不メッキが無く、さらにプレス成形後においてもスジ状の表面欠陥が発生せず優れた外観が得られる。本発明の高強度熔融亜鉛めっき鋼板は、自動車の内板や外板の部材に使用される鋼板として有用である。

【発明を実施するための最良の形態】

【0020】

10

20

30

40

50

本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板について、鋼成分の限定理由を説明する、なお鋼成分に関する「%」表示は、特に断りがない限り、質量%を意味する。

【0021】

C: 0.0005 ~ 0.0040%

Cは低いほうが成形性に有利であり、またC量に応じて炭化物として固定するTi等の合金添加量も増えるため、上限を0.0040%とする。好ましくは、0.0030%以下である。下限は低いほうが良いが、C量を極端に低くする場合には、製鋼コストが上昇するため、下限を0.0005%とする。

【0022】

Si: 0.1 ~ 1.0%

Siは、固溶強化元素として有効であり、比較的成形性を落とさずに強度を上昇させることができる。この効果を得るために下限を0.1%とする。過剰に添加された場合には、熱延加熱時の表面濃化やSi酸化物の生成が著しく多くなり、CuおよびNi添加や熱延でのデスクレーリングによってもSi酸化物が十分に除去されず、めっきムラや不メッキが発生してしまうため、上限を1.0%とする。外観品質の観点から、好ましくは0.7%以下である。

【0023】

Mn: 1.0 ~ 2.5%

Mnは、固溶強化元素として有効であり、高強度化のため、下限を1.0%とする。好ましくは、1.5%以上である。過剰に添加された場合には、成形性や耐2次加工脆性が低下するため、上限を2.5%とする。好ましくは、2.2%以下である。

【0024】

P: 0.01 ~ 0.20%

Pは固溶強化元素として有効であり、r値を上昇させる効果もある。この効果を得るためには、0.01%以上添加する必要がある。好ましくは、0.03%以上である。過剰に添加された場合には、粒界への偏析が著しくなり、粒界を脆化させたり、中央偏析しやすくなるため、上限を0.20%とする。好ましくは、0.10%以下である。

【0025】

S: 0.015%以下

Sの含有量が多い場合には、MnSなどの硫化物が多く生成し、伸びフランジ性に代表される局部延性が低下するため上限を0.015%とする。好ましくは、0.010%以下である。Sには、スケール剥離性を向上させる効果もあるので、0.005%以上とするのが好ましい。

【0026】

Al: 0.01 ~ 0.10%

Alは脱酸に必要な元素であり、この効果を得るためには0.01%以上の添加が必要であるが、0.10%を超えて添加しても効果が飽和するので、上限を0.10%とする。

【0027】

N: 0.0005 ~ 0.0070%

NはCと同様、低いほうが成形性に有利であり、またN量に応じて窒化物として固定するTi等の合金添加量も増えるため、上限を0.0070%とする。下限は低いほうが良いが、N量を極端に低くする場合には、製鋼コストが上昇するため、下限を0.0005%とする。

【0028】

Ti: 0.010 ~ 0.080%、 $[Ti] = (47.9/14) \times [N] + (47.9/12) \times [C]$

Tiは固溶CおよびNをTiC、TiNとして固定することで成形性が向上するために添加する。この効果を得るためには、0.010%以上の添加が必要であり、さらにCおよびNを十分に固定するためには、CおよびN量に応じて添加量を変化させる必要があり、下記の式(1)を満足する必要がある。

$[Ti] = (47.9/14) \times [N] + (47.9/12) \times [C] \quad \dots (1)$

但し、[元素]は、元素の含有量(質量%)である。

過剰に添加しても、C、Nの固定効果が飽和するだけでなく、焼鈍中に窒化が起こりやすくなり、プレス成形後にスジ状の欠陥が発生するため、上限を0.080%とする。

10

20

30

40

50

【 0 0 2 9 】

Cu:0.05 ~ 0.50%

Cuは本発明で重要な元素である。極低炭素高強度鋼板において、Niと同時に添加することにより、水素濃度が高い雰囲気でも焼鈍時の窒化を抑制し、プレス成形後のスジ状の欠陥発生を抑制することができる。これはCuとNiの両方が表面に濃化することにより焼鈍時の窒化が効果的に抑制されるものと考えられる。また、熱延の加熱時にSiの表面濃化やSi酸化物の生成を抑制する効果があり、さらにCuは固溶強化元素としても有効であり、これらの効果を得るためには0.05%以上の添加が必要である。過剰添加した場合にはコストアップを招くだけでなく、熱間圧延時に表面ワレが発生して表面品質が低下するため上限を0.50%とする。

10

【 0 0 3 0 】

Ni:0.03 ~ 0.50%、 $[Ni] = 0.4 \times [Cu]$

Niは本発明で重要な元素である。極低炭素高強度鋼板において、Cuと同時に添加することにより、水素濃度が高い雰囲気でも焼鈍時の窒化を抑制し、プレス成形後のスジ状の欠陥発生を抑制することができる。これはCuとNiの両方が表面に濃化することにより焼鈍時の窒化が効果的に抑制されるものと考えられる。また、熱延の加熱時にSiの表面濃化やSi酸化物の生成を抑制する効果や、固溶強化元素としての効果、さらにNiはCu起因の熱延時の表面ワレを抑制する効果があり、これらの効果を得るためには0.03%以上の添加が必要であるととも、下記の式(2)を満足するようにCuの添加量に応じて変化させる必要がある。

20

 $[Ni] = 0.4 \times [Cu] \dots (2)$

0.50%を超えて添加してもこれらの効果が飽和してしまい、またコストアップとなるので、上限を0.50%とする。

【 0 0 3 1 】

B:0.0005 ~ 0.0020%

Bは、耐2次加工脆性を向上させ、組織を細粒化して高強度化する効果がある。この効果を得るため下限を0.0005%とする。0.0020%を超えて添加した場合は成形性の低下が著しいため0.0020%を上限とする。

【 0 0 3 2 】

上記の鋼成分の他に、以下の理由からSb:0.0030 ~ 0.0150%、Sn:0.0020 ~ 0.0150%、Nb:0.01 ~ 0.08%、V:0.01 ~ 0.08%、Mo:0.01 ~ 0.10%のいずれか1種以上を添加しても良い。

30

【 0 0 3 3 】

Sb:0.0030 ~ 0.0150%

Sbは表面濃化により窒化を抑制する元素であり、0.0030%以上添加することにより、さらに焼鈍中の窒化に起因するプレス成形後のスジ状の欠陥の発生を抑制することが出来る。0.0150%以上添加しても効果が飽和するだけでなくコストアップを招くので、上限を0.0150%とする。

【 0 0 3 4 】

Sn:0.0020 ~ 0.0150%

SnもSbと同様に表面濃化により窒化を抑制する元素であり、0.0020%以上添加することにより、さらに焼鈍中の窒化に起因するプレス成形後のスジ状の欠陥の発生を抑制することが出来る。0.0150%以上添加しても効果が飽和するだけでなくコストアップを招くので、上限を0.0150%とする。

40

【 0 0 3 5 】

Nb:0.01 ~ 0.08%

NbはTiと同様に固溶C、Nを固定し成形性を向上させる効果があり、さらに細粒化により強度向上させる効果もある。この効果を得るためには0.01%以上の添加が必要である。過剰に添加しても、これらの効果が飽和するだけでなく、焼鈍中に窒化が起りやすくなり、プレス成形後にスジ状の欠陥が発生するため、上限を0.08%とする。

50

【0036】

V : 0.01 ~ 0.08%

VはTiと同様に固溶C、Nを固定し成形性を向上させる効果があり、さらに細粒化により強度向上させる効果もある。この効果を得るためには0.01%以上の添加が必要である。過剰に添加しても、これらの効果が飽和するだけでなく、焼鈍中に窒化が起りやすくなり、プレス成形後にスジ状の欠陥が発生するため、上限を0.08%とする。

【0037】

[Ti]+[Nb]+[V] 0.08 ... (3)

Tiに加え、NbおよびVの1種以上を添加する場合には、焼鈍中の窒化を抑制するために添加量の総和を上記の式(3)を満足するように規制する必要がある。これは、窒化物形成元素が存在すると窒化が起りやすくなるためである。

10

【0038】

Mo : 0.01 ~ 0.10%

Moは固溶強化元素として有効であり、また耐2次加工脆性を向上させる効果もある。この効果を得るためには0.01%以上の添加が必要である。0.10%以上添加してもこれらの効果が飽和するだけでなく、コストアップとなるので、上限を0.10%とする。

【0039】

次に鋼板組織、引張強さ(TS)について説明する。

【0040】

本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の鋼板組織はフェライト単相である。フェライト単相とすることで、優れた伸びや深絞り性などが得られる。

20

【0041】

上記した組成と組織を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、引張強さ(TS)が440MPa以上である。TSが440MPa以上の高強度鋼板であれば、従来270MPa級や340MPa級の鋼板が使われていた部品に適用することで素材の薄肉化ができ、部品の軽量化に寄与できる。また、フェライト単相組織で過剰に高強度化すると、成形性の低下が著しいため、TSは490MPa以下とすることが好ましい。上記の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、溶融亜鉛めっき後、合金化処理後に、Si酸化物に起因するめっきムラや不メッキ、スケール性のめっきムラの発生がなく良好な外観を有し、プレス成形後においてもスジ状の表面欠陥が発生せず、良好な外観が得られる。

30

【0042】

次に本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造法について説明する。

【0043】

本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、上記組成を有する鋼スラブを、熱間圧延工程で加熱後、粗圧延、仕上げ圧延を施し、その後、酸洗工程で熱延板表層のスケールを除去した後、冷間圧延工程、焼鈍工程を行い、焼鈍工程後、溶融亜鉛めっき、またはさらに合金化処理を施すことにより製造される。

【0044】

鋼スラブの製造方法は特に限定されない。

【0045】

[熱間圧延工程]

スラブを加熱後、粗圧延、仕上げ圧延し、圧延したコイルを巻取る。熱間圧延工程条件の限定理由を説明する。

40

【0046】

スラブ加熱温度 : 1100 以上

スラブ加熱温度は、1100 未満になると圧延負荷が増大し、生産性が低下するため、1100 以上とする。加熱温度が高温になり、一次スケールが増大するとスケールが残存しやすくなり、めっき後の外観品質が低下するため、1220 以下が好ましい。

【0047】

粗圧延のパス数およびデスケーリング方法

50

鋼板から1次スケールを取り除くとともに、圧延中に生成した2次スケールを除去し、スケール性の表面欠陥を防止するとともに、Si酸化物を除去する効果を得るため、粗圧延を3パス以上でおこない、かつ、圧延前にデスケーリングを少なくとも3回おこなう。粗圧延を5パス以上でおこない、パス前でのデスケーリングをおこなうことがより好ましい。

【0048】

仕上げ圧延前に、衝突圧1.0MPa以上のデスケーリングをおこない、その後仕上げ圧延をする。鋼板の地鉄表層のSi酸化物を除去し、めっきムラをなくすためには、仕上げ圧延前に、1.0MPa以上の衝突圧でデスケーリングを行うことが必要である。表面品質をさらに向上させる観点からは、衝突圧は1.5MPa以上であることが好ましい。

10

【0049】

仕上げ圧延終了温度：Ar₃点以上950 以下

仕上げ圧延終了温度がAr₃点未満になると熱延板に加工組織が残存し、焼鈍後の成形性が低下してしまう。950 を超えると、熱延板の組織が粗大化し、焼鈍後の強度が低下する。よって、仕上げ圧延終了温度は、Ar₃点以上950 以下とする。

巻取り温度：550 以上680 以下

TiやNbやVを添加している場合には、それらの炭化物や窒化物を形成して、固溶Cおよび固溶Nを固定し、成形性を向上するため550 以上で巻き取る必要がある。680 を超えると、FeやTiなどを含む燐化物生成し、強度や成形性が低下するため680 以下とする必要がある。

20

【0050】

熱間圧延工程後、酸性工程を行い、熱延板表層のスケールを除去する。酸洗工程は特に限定されない。常法でよい。

【0051】

[冷間圧延工程]

冷圧率：50%以上80%以下

酸洗工程後、冷間圧延を行う。焼鈍後の粒径を細粒化し所定の強度を得るためには冷圧率は50%以上とする必要がある。さらに深絞り性が要求される場合には、冷圧率は60%以上が好ましい。冷圧率が80%を超えると冷圧負荷が大きく生産性が低下するため、上限を80%とする。

30

【0052】

[焼鈍工程]

焼鈍温度：700 以上850 以下、保持時間30s以上

組織を再結晶させ、成形性を向上させるため焼鈍温度を700 以上かつ保持時間を30s以上とする。焼鈍温度が850 を超えると粒径が粗大となり強度が低下するため、850 を上限とする。また、保持時間が長時間になった場合、粒径が粗大となり強度が低下するため、また、生産性が低下するため、保持時間は300s以下とすることが好ましい。

【0053】

水素濃度：7.0%以上

酸洗および冷延後に一部残存したスケールを完全に還元することで、めっきムラや不メッキを発生させないためには、焼鈍均熱中の水素濃度を7.0%以上とする必要がある。スケール性の欠陥を防止する観点からは、水素濃度を8.0%以上とすることが好ましい。一方、水素濃度が高いほど焼鈍時の窒化が起こりやすくなるため、水素濃度は15.0%以下とすることが好ましい。なお、%は容積%を意味する。

40

【0054】

[めっき工程]

焼鈍後の鋼板に熔融亜鉛めっきを施し、またはさらに合金化処理を施すことで、本発明の高強度熔融亜鉛めっき鋼板を得る。めっきを施す際には、亜鉛浴の浴温を440~480 とし、めっき浸漬する際の鋼板温度をめっき浴温以上、めっき浴温+30 以下とすることが好ましい。また、合金化処理を行なう場合は、480~540 の温度域で1秒以上保持するこ

50

とが好ましい。

【実施例 1】

【0055】

次に本発明の実施例を説明する。表1に示す成分の鋼を溶製して鑄造し、230mm厚のスラブを製造した。該スラブを1200℃にて1時間加熱し、熱間圧延をおこなう際に粗圧延を7パスとし、各粗圧延パス前にデスクーリングを行い、デスクーリングを合計で7回おこなった。続いて仕上げ圧延おこなうに先立ち、スケールブレーカ(FSB)で衝突圧1.5MPaにてデスクーリングをおこない、890℃で仕上げ圧延を終了して、厚さを3.2mmに仕上げ、640℃まで冷却し、同温度にて巻取った。次に前記で作製した熱延板を酸洗し、冷圧率62.5%にて冷間圧延し、厚さ1.2mmに仕上げた後、CGLにて、水素濃度8.0容積%の雰囲気中で、焼鈍温度820℃にて90s均熱後、溶融亜鉛めっき(片面あたりのめっき付着量48g/m²)および合金化をおこない、伸長率0.7%の調質圧延をおこない、溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。

10

【0056】

製造した溶融亜鉛めっき鋼板からJIS5号引張試験片を圧延直角方向から採取し、引張試験に供し、また目視にて外観品質を評価した。外観品質は、めっきむらの有無を調査し、めっきむらがないものをめっき外観が良好(記号○)、めっきむらがあるものをめっき外観が不良(記号×)とした。さらにプレス成形後の外観品質を評価するため、圧延直角方向を長手に300×700mmの短冊状のサンプルを切り出し、引張試験機にて10%の引張加工を加え、砥石にて鋼板表面を研磨してスジ状の欠陥の有無を調査した。スジ状の欠陥がないものを成形後の外観が良好(記号○)、スジ状の欠陥があるものを成形後の外観が不良(記号×)とした。また、鋼板組織は、圧延方向に平行な板厚方向断面について、機械研磨および腐食(腐食液:ナイタール)を行ったのち、光学顕微鏡でミクロ組織を観察した。なお、得られた鋼板のミクロ組織は、全てフェライト単相組織であった。引張特性、めっき外観および成形後の外観評価の結果を表2に示す。

20

【0057】

【 表 1 】

(質量%)

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Cu	Ni	B	その他	備考
1	0.0025	0.20	2.0	0.075	0.006	0.05	0.0015	0.035	0.10	0.05	0.0010		発明例
2	0.0015	0.50	2.0	0.050	0.006	0.05	0.0015	0.035	0.10	0.05	0.0010	Sb:0.007	発明例
3	0.0025	0.20	2.2	0.075	0.006	0.05	0.0015	0.035	0.20	0.10	0.0020	Sb:0.005, Sn:0.003	発明例
4	0.0030	0.20	2.2	0.050	0.006	0.05	0.0015	0.035	0.10	0.10	0.0007	Nb:0.03	発明例
5	0.0025	1.00	1.5	0.030	0.006	0.05	0.0015	0.035	0.10	0.05	0.0010	V:0.04, Mo:0.10	発明例
6	0.0025	1.6	1.5	0.030	0.006	0.05	0.0015	0.035	0.10	0.05	0.0010		比較例
7	0.0025	0.20	2.0	0.075	0.006	0.05	0.0015	0.035	0.01	0.01	0.0010		比較例
8	0.0025	0.20	2.0	0.075	0.006	0.05	0.0015	0.035	0.20	0.01	0.0010		比較例
9	0.0025	0.20	2.0	0.075	0.006	0.05	0.0015	0.035	0.02	0.25	0.0010		比較例
10	0.0025	0.20	2.0	0.060	0.006	0.05	0.0015	0.15	0.20	0.15	0.0010		比較例

【 0 0 5 8 】

10

20

30

40

【表 2】

No.	YS	TS	EI	めっき外観	成形後の外観	備考
1	310	450	37	○	○	発明例
2	320	470	35	○	○	発明例
3	318	466	36	○	○	発明例
4	315	463	35	○	○	発明例
5	340	490	34	○	○	発明例
6	380	540	31	×	×	比較例
7	290	433	38	×	×	比較例
8	309	445	36	×	×	比較例
9	311	446	36	×	×	比較例
10	330	465	30	○	×	比較例

10

20

30

【0059】

本発明範囲内である鋼1～鋼5では、TS 440MPaと高強度かつ外観品質に優れている。鋼6はSi量が範囲外のため、めっきムラが発生し、めっき外観が劣位であり、さらに成形後の外観も劣位である。

40

【0060】

鋼7はCuおよびNiが発明範囲外であり、めっき外観および成形後の外観が劣位である。また、CuおよびNi添加による固溶強化が利用できないため強度が低い。鋼8、鋼9はそれぞれNi、Cuが発明範囲外であり、鋼7と同様に外観品質が劣位であり、外観品質の向上にはCuとNiの同時添加が必要であることが分かる。鋼10はTi量が発明範囲外であり、めっき外観は良好であるものの、成形後にスジ状の欠陥が発生し、成形後の外観が劣位である。

【実施例 2】

50

【 0 0 6 1 】

表 1 の鋼 No. 1 を用いて、表 3 に示す条件にて熔融亜鉛めっき鋼板を製造した。なお、調質圧延の伸長率は 0.7% とした。鋼板の引張特性、めっき外観および成形後の外観評価は上記実施例 1 と同様の方法にておこなった。その評価結果を表 4 に示す。

【 0 0 6 2 】

【 表 3 】

鋼板 記号	スラブ加熱 温度 (°C)	粗圧延 パス数	デスケーリン 回数	FSB衝突圧 (MPa)	FT(°C)	CT(°C)	冷圧率 (%)	水素濃度 (容積%)	焼鈍温度 (°C)	焼鈍時間 (s)	合金化 有無
A	1200	7	7	1.5	890	640	62.5	8.0	820	90	あり
B	1200	5	3	1.0	890	600	62.5	11.5	850	30	なし
C	1220	3	3	1.8	890	680	62.5	7.0	820	90	なし
D	1200	9	9	3.0	890	620	75.0	10.5	810	120	あり
E	1200	5	1	1.5	890	640	62.5	8.0	820	90	あり
F	1200	7	5	0.8	890	400	62.5	8.0	820	15	あり
G	1140	7	7	1.5	900	760	62.5	8.0	820	90	あり
H	1260	3	3	1.5	970	640	62.5	6.0	820	90	なし
I	1200	7	7	1.5	890	640	62.5	6.0	680	120	あり
J	1200	7	7	0.5	890	640	62.5	8.0	900	60	あり
K	1200	7	7	1.5	890	640	35.0	8.0	820	160	あり

【 0 0 6 3 】

10

20

30

40

50

【表 4】

鋼板 記号	YS(MPa)	TS(MPa)	EI(%)	めっき 外観	成形後の 外観	備考
A	310	450	37	○	○	発明例
B	315	452	37	○	○	発明例
C	306	442	38	○	○	発明例
D	313	465	36	○	○	発明例
E	308	449	36	×	×	比較例
F	330	495	31	×	×	比較例
G	290	420	36	×	×	比較例
H	304	432	36	×	×	比較例
I	410	503	30	×	×	比較例
J	271	430	38	×	×	比較例
K	298	432	36	○	○	比較例

10

20

30

【0064】

本発明法の製造条件で製造された鋼板A、B、C、DはTSが440MPa以上の高強度で、かつ外観品質に優れている。しかし、本発明法の製造条件の範囲外で製造された鋼板は引張特性、外観品質を両立していない。すなわち、鋼板Eは、粗圧延でのデスクレーン回数が範囲外であるため、めっき外観および成形後の外観が劣っている。鋼板Fは、FSB衝突圧が範囲外であるため、めっき外観および成形後の外観が劣っており、巻取温度が範囲外であり（400 と低い）、また焼鈍均熱時間が範囲外であるため（15秒と短い）、伸びが低い。鋼板Gは、巻取温度が範囲外であるため（760 と高い）、引張強度が低い。鋼板Hは、仕上温度が高く、範囲外であるため、引張強度が低く、また水素濃度が低いため、めっき外観および成形後の外観が劣っている。鋼板Iは、水素濃度が低いため、めっき外観および成形後の外観が劣っており、焼鈍温度が低いため、高強度が得られているものの、伸びが低い。鋼板Jは、FSB衝突圧が範囲外であるため、めっき外観および成形後の外観が

40

50

劣っており、焼鈍温度が高いため、引張強度が低い。鋼板Kは、冷延率が低いため、引張強度が低い。

【産業上の利用可能性】

【0065】

本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、めっきムラや不メッキが無く、さらにプレス成形後においてもスジ状の表面欠陥が発生しないので、自動車の内板や外板の部材として好適である。

本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法は、上記の高強度溶融亜鉛めっき鋼板を製造する方法として利用することができる。

フロントページの続き

- (72)発明者 横田 毅
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内
- (72)発明者 田中 靖
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内

審査官 伊藤 真明

- (56)参考文献 特開平10-183253(JP,A)
特開2001-342541(JP,A)
特開平09-184045(JP,A)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
- | | |
|------|---------------|
| C22C | 38/00 - 38/60 |
| C21D | 9/46 - 9/48 |