

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4313912号  
(P4313912)

(45) 発行日 平成21年8月12日(2009.8.12)

(24) 登録日 平成21年5月22日(2009.5.22)

(51) Int.Cl.		F I	
<b>C 2 1 D 9/48</b>	<b>(2006.01)</b>	C 2 1 D 9/48	J
<b>C 2 1 D 8/04</b>	<b>(2006.01)</b>	C 2 1 D 8/04	A
<b>C 2 2 C 38/00</b>	<b>(2006.01)</b>	C 2 2 C 38/00	3 O 1 T
<b>C 2 2 C 38/12</b>	<b>(2006.01)</b>	C 2 2 C 38/12	
<b>C 2 2 C 38/16</b>	<b>(2006.01)</b>	C 2 2 C 38/16	

請求項の数 4 (全 13 頁)

(21) 出願番号	特願平11-316440	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成11年11月8日(1999.11.8)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2001-131643(P2001-131643A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	平成13年5月15日(2001.5.15)	(74) 代理人	100147485
審査請求日	平成14年4月25日(2002.4.25)		弁理士 杉村 憲司
審判番号	不服2007-2229(P2007-2229/J1)	(74) 代理人	100072051
審判請求日	平成19年1月18日(2007.1.18)		弁理士 杉村 興作
		(74) 代理人	100114292
			弁理士 来間 清志
		(74) 代理人	100107227
			弁理士 藤谷 史朗
		(74) 代理人	100134005
			弁理士 澤田 達也

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 深絞り性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

C : 0.0005 ~ 0.008 wt %、

Si : 0.1 ~ 1.5 wt %、

Mn : 0.5 ~ 3.0 wt %、

P : 0.02 ~ 0.2 wt %、

S : 0.02wt % 以下、

Al : 0.005 ~ 0.20wt %、

N : 0.01wt % 以下、

Nb : 0.001 ~ 0.2 wt % および

B : 0.0005 ~ 0.008 wt %

で、かつ次式

$$Mn / 55 \quad Si / 28 + 10 \times ( P / 31 ) \quad 0.07$$
$$0.3 \times ( C / 12 ) \quad Nb / 93 \quad 3.0 \times ( C / 12 )$$

の関係を満足する範囲で含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になる鋼スラブを、950~1300 に加熱 - 均熱後、650~1000 の温度で熱間圧延を終了し、ついで400~850 で巻取り、酸洗後、50~95%の圧下率で冷間圧延を施したのち、連続焼鈍により700~950 で再結晶焼鈍後、0.3~5.0%の調質圧延を施したのち、酸洗と溶融亜鉛めっき処理を施すことを特徴とする、深絞り性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

## 【請求項2】

請求項1において、鋼スラブが、さらに

Mo : 0.02 ~ 2.0 wt %

を含有する組成になることを特徴とする、深絞り性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

## 【請求項3】

請求項1または2において、鋼スラブが、さらに

Ti : 0.002 ~ 0.05wt %

を

$Ti / 48 \leq 1.5 \times (N / 14 + S / 32)$

を満足する範囲で含有する組成になることを特徴とする、深絞り性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

## 【請求項4】

請求項1, 2または3において、鋼スラブが、さらに

Cu : 0.02 ~ 2.0 wt % および

Ni : 0.02 ~ 2.0 wt %

のうちから選んだ1種または2種を含有する組成になることを特徴とする、深絞り性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】

## 【0001】

## 【発明の属する技術分野】

本発明は、自動車の車体用鋼板等のように、曲げ加工やプレス成形加工、絞り加工などが施される用途に用いて好適な高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法に関するものである。

## 【0002】

## 【従来の技術】

近年、環境問題による自動車の排気ガス規制などから、燃費向上のために車体の軽量化に対する要請が高まっている。また、自動車の安全性向上も重要な課題となっている。

そこで、かような問題の対応策の一つとして、引張り強さが400 MPa程度以上で、しかも優れたプレス成形性を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板が要求されている。

## 【0003】

しかしながら、一般に冷延鋼板は、高強度化に伴って深絞り性すなわちランクフォード値（ $r$ 値）やTS - EIバランスが劣化し、まためっき特性などの表面特性も劣化する傾向にある。

従って、自動車用鋼板として供するためには、高強度化と共に、深絞り性およびめっき特性を向上させることが重要になる。

## 【0004】

これまで、高強度化に伴う深絞り性の改善のために、各種の方法が提案されている。

例えば、特開昭63 - 100158号公報には、Cを低減した極低炭素鋼をベースとして、加工性、時効性を改善するために炭窒化物形成成分であるTi, Nbなどを添加し、さらに加工性を害さないSi, Mn, Pで主に高強度化を図ることによって、成形性を向上させた高強度冷延鋼板が提案されている。

しかしながら、Siは、 $r$ 値やEIなどを劣化させることなく高強度化を図る上では有用な成分ではあるが、一方で多量のSiを含有させると表面特性の劣化が避け難く、めっき特性が著しく劣化するという問題があった。

## 【0005】

また、特開平5 - 339641号公報には、極低炭素鋼にNbを添加し、さらに高強度化を図るためにSi, Mn, Pを適量添加した鋼を、フェライト域にて潤滑熱延を行うことによって $r$ 値を向上させた、高強度冷延鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が開示されている。

この技術によれば、引張り強さが400 MPa程度以上で、しかも高い $r$ 値を有する深絞り用高強度鋼板の製造が可能とはなるものの、熱間圧延時に潤滑圧延を施さなければならない

10

20

30

40

50

ため、圧延時のスリップや噛み込み不良等の問題が発生する。また、上述したSi添加に伴うめっき特性の劣化に関しては、なんら言及されておらず、めっき特性に関する記述さえもない。

【0006】

このため、合金化溶融亜鉛めっき用の鋼板を高強度化する場合には、特開平5-255807号公報に開示されているように、Siを0.03wt%以下に制限し、強化成分として主にP、Mnを用いる方法が一般的であった。

しかしながら、多量のPの添加は、溶融亜鉛めっき鋼板の合金化を遅延させるだけでなく、特に極低碳素鋼においては、耐2次加工脆性が劣化するという問題があった。また、Mnも、めっき特性への影響は少ないとはいえ、Siが0.1wt%以下に制限された状態では、Mn量が1wt%以上になるとめっき特性が劣化し始めるだけでなく、多量に含有させると変態点が低下して熱延板が硬質化したり、焼鈍時に再結晶しない等の材質劣化につながる不都合が発生するという問題があった。

このように、PやMnだけで、深絞り性とめっき特性の両者を維持しつつ高強度化を図るには限界があった。

【0007】

その他にも、溶融亜鉛めっき鋼板のめっき特性を改善する技術については、いくつか開示されている。

例えば特公平7-9055号公報には、P添加鋼板を焼鈍後、酸洗処理した後に、亜鉛めっきを施すことによって、P添加鋼の合金化速度を向上させ、もってめっき密着性および耐パ

ウダリング性等を改善することが示されている。

しかしながら、この技術でも、上述したSi添加鋼におけるめっき特性の改善については何ら考慮が払われてない。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、上記の実情に鑑み開発されたもので、引張り強さが400MPa程度以上で、優れた深絞り性を有し、まためっき特性にも優れた、高強度溶融亜鉛めっき鋼板の有利な製造方法を提案することを目的とする。

【0009】

【課題を解決するための手段】

さて、発明者らは、上記の目的を達成すべく鋭意研究を重ねた結果、強化成分としてSi、Mn、Pを活用し、さらに炭化物形成元素としてNbを添加した鋼を用いた場合、深絞り性とめっき特性とを両立させるためには、連続焼鈍設備にて再結晶焼鈍と調質圧延を行った後に、溶融亜鉛めっき設備にて酸洗とめっき処理を行うことが、極めて有効であることの知見を得た。

本発明は、上記の知見に立脚するものである。

【0010】

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

- 1. C : 0.0005 ~ 0.008 wt %、
  - Si : 0.1 ~ 1.5 wt %、
  - Mn : 0.5 ~ 3.0 wt %、
  - P : 0.02 ~ 0.2 wt %、
  - S : 0.02wt % 以下、
  - Al : 0.005 ~ 0.20wt %、
  - N : 0.01wt % 以下、
  - Nb : 0.001 ~ 0.2 wt % および
  - B : 0.0005 ~ 0.008 wt %
- で、かつ次式

10

20

30

40

50

Mn / 55 Si / 28 + 10 × ( P / 31 ) 0.07  
 0.3 × ( C / 12 ) Nb / 93 3.0 × ( C / 12 )

の関係を満足する範囲で含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になる鋼スラブを、950～1300 に加熱 - 均熱後、650～1000 の温度で熱間圧延を終了し、ついで400～850 で巻取り、酸洗後、50～95%の圧下率で冷間圧延を施したのち、連続焼鈍により700～950 で再結晶焼鈍後、0.3～5.0%の調質圧延を施したのち、酸洗と溶融亜鉛めっき処理を施すことを特徴とする、深絞り性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【 0 0 1 1 】

2 . 上記 1 において、鋼スラブが、さらに

10

Mo : 0.02 ~ 2.0 wt %

を含有する組成になることを特徴とする、深絞り性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【 0 0 1 2 】

3 . 上記 1 または 2 において、鋼スラブが、さらに

Ti : 0.002 ~ 0.05wt %

を

Ti / 48 1.5 × ( N / 14 + S / 32 )

を満足する範囲で含有する組成になることを特徴とする、深絞り性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

20

【 0 0 1 3 】

4 . 上記 1 , 2 または 3 において、鋼スラブが、さらに

Cu : 0.02 ~ 2.0 wt % および

Ni : 0.02 ~ 2.0 wt %

のうちから選んだ 1 種または 2 種を含有する組成になることを特徴とする、深絞り性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【 0 0 1 4 】

【 発明の実施の形態 】

以下、本発明の基礎となった研究結果についてを述べる。

実験 1

30

C : 0.002 wt % , Si : 0.1 ~ 1.5 wt % , Mn : 0.5 ~ 3.0 wt % , P : 0.02 ~ 0.2wt % , S : 0.005 wt % , Al : 0.03wt % , N : 0.002 wt % , Nb : 0.015 wt % および B : 0.002 wt % を含有し、残部は実質的にFeの組成になるシートバーを、1250 に加熱 - 均熱後、仕上温度が900 となるように3パス圧延を行って板厚 : 3.5mmの熱延板としたのち、600 で1時間のコイル巻取り処理を施した。

ついで、酸洗後、80%の圧下率で冷間圧延を施したのち、850 , 40 s の再結晶焼鈍を施した。さらに、圧下率 : 0.8 % の調質圧延を施し、酸洗後、700 で40 s の焼鈍を行ったのち、450 ~ 500 の温度域まで急冷し、ついでAlを0.13wt%含有する溶融亜鉛めっき浴に浸漬してめっき処理を施したのち、450 ~ 550 の温度で合金化処理(めっき層中のFe含有率 : 約10wt%)を施した。

40

【 0 0 1 5 】

図 1 に、r 値に及ぼす鋼組成、特にSi , MnおよびPの影響について調べた結果を整理して示す。

なお、r 値は、 $r_L$  ( 圧延方向 )、 $r_D$  ( 圧延方向に対し45° )、 $r_C$  ( 圧延方向に対し90° ) の3方向の平均値

$$r \text{ 値} = ( r_L + 2 r_D + r_C ) / 4$$

として求めた。

図 1 より明らかなように、鋼組成を  $( Si / 28 ) + 10 \times ( P / 31 )$  ( Mn / 55 ) かつ  $( Si / 28 ) + 10 \times ( P / 31 ) 0.07$  を満足する範囲に調整することにより、高い r 値が得られることが分かる。

50

## 【 0 0 1 6 】

## 実験 2

次に、C : 0.002 wt% , Si : 0.5 wt% , Mn : 1.5 wt% , P : 0.08wt% , S : 0.005 wt% , Al : 0.03wt% , N : 0.002 wt% , Nb : 0.015 wt% および B : 0.002 wt% を含有し、残部は実質的にFeの組成になる鋼 A と、C : 0.002 wt% , Si : 0.5wt% , Mn : 1.5 wt% , P : 0.08wt% , S : 0.005 wt% , Al : 0.03wt% , N : 0.002 wt% , Ti : 0.035 wt% および B : 0.002 wt% を含有し、残部は実質的にFeの組成になる鋼 B のシートバーをそれぞれ、1250 に加熱 - 均熱後、仕上温度が900 となるように3パス圧延を行って板厚 : 3.5 mm の熱延板としたのち、600 で1時間のコイル巻取り処理を施した。

ついで、酸洗後、80% の圧下率で冷間圧延を施したのち、850 で40 s の再結晶焼鈍を施した。さらに、圧下率 : 0.8 % の調質圧延を施し、酸洗後、700 で40 s の焼鈍を行ったのち、450 ~ 500 の温度域まで急冷し、ついでAlを0.13wt%含有する熔融亜鉛めっき浴に浸漬してめっき処理を施したのち、450 ~ 550 の温度で合金化処理 (めっき層中のFe含有率 : 約10%wt%) を施した。

なお、比較のため、850 で40 s の再結晶焼鈍を施したのち、直ちにめっき処理を施した材料も作成した。

かくして得られた材料のめっき特性について調べたところ、再結晶焼鈍後、調質圧延と酸洗を行った後にめっき処理を施すことによって、めっき特性が改善されると共に、Nb添加鋼とすることによって、Ti添加鋼よりも優れためっき特性を示すことが判明し、実用上問題のない優れためっき特性が得られた。

## 【 0 0 1 7 】

ここに、 $r$  値に及ぼす鋼組成の影響については、次のように考えられる。

すなわち、本発明鋼のように、固溶強化元素としてSi, Mn, Pを含有する場合には、その含有量により変態温度が大きく変化し、Si、P添加により変態点は上昇し、Mn添加により変態点は低下する。このような変態点の変動は、熱延板の組織および冷延後の再結晶焼鈍時の組織に大きく影響を及ぼし、その結果深絞り性を支配する{111}再結晶集合組織の形成に影響を与える。

例えば、 $(Si/28) + 10 \times (P/31) < (Mn/55)$  のときには、変態点が低くなりすぎて、熱延板が加工組織を示すようになると共に、再結晶焼鈍が変態点以上の焼鈍になり、その結果{111}集合組織の発達が阻害されて、 $r$  値が劣化したものと考えられる。一方、 $(Si/28) + 10 \times (P/31) > 0.07$  のときには、Si、Pが多量に固溶するため、再結晶焼鈍時に{111}再結晶集合の組織の発達が抑制されるため、 $r$  値が劣化したものと考えられる。

## 【 0 0 1 8 】

また、Nb添加鋼の方が、Ti添加鋼に比べてめっき特性に優れていた理由は、再結晶焼鈍時に形成される表層酸化層の種類および形態が異なるため、その後の調質圧延および酸洗時における除去のされ方に差異が生じたことによるものと考えられるが、詳細はまだ明らかではない。

## 【 0 0 1 9 】

次に、本発明において、鋼素材の成分組成範囲を前記の範囲に限定した理由について説明する。

C : 0.0005 ~ 0.008 wt%

Cは、少ないほど深絞り性が向上するので有利であるが、0.008 wt%以下ではさほど悪影響を及ぼさない。一方、0.0005wt%よりも少なくとも深絞り性のそれ以上の向上は見られず、製鋼コストの上昇を招くだけなので、C量は0.0005 ~ 0.008 wt%の範囲に限定した。

## 【 0 0 2 0 】

Si : 0.1 ~ 1.5 wt%

Siは、深絞り性をあまり劣化させずに高強度化する作用があり、所望の強度に応じて必要量添加される。しかしながら、含有量が0.1wt%未満ではその添加効果に乏しく、一方

10

20

30

40

50

.5wt%を超えると、深絞り性が劣化するだけでなく、めっき特性も劣化するので、Si量は0.1~1.5 wt%の範囲に限定した。

【0021】

Mn : 0.5 ~ 3.0 wt%

Mnは、鋼を強化する作用があり、所望の強度に応じて必要量添加されるが、含有量が0.5 wt%未満では強度改善効果に乏しく、一方3.0wt%を超えると深絞り性の劣化を招くので、Mn量は0.5~3.0 wt%の範囲に限定した。

【0022】

P : 0.02~0.2 wt%

Pは、深絞り性をあまり劣化させずに高強度化する作用があり、所望の強度に応じて必要量添加される。しかしながら、含有量が0.02wt%未満ではその添加効果に乏しく、一方0.2wt%を超えると深絞り性の劣化を招くので、P量は0.02~0.2 wt%の範囲に限定した。

【0023】

S : 0.02wt%以下

Sは、少ないほど深絞り性が向上するので極力低減することが望ましいが、含有量が0.02 wt%以下ではさほど悪影響を及ぼさないので、S量は0.02wt%以下に限定した。

【0024】

Al : 0.005 ~ 0.20wt%

Alは、脱酸により、炭窒化物形成元素の歩留りを向上させる有用元素であるが、含有量が0.005wt%に満たないとその添加効果に乏しく、一方0.20wt%を超えて添加してもより一層の脱酸効果は得られないので、Al量は0.005~0.20wt%の範囲に限定した。

【0025】

N : 0.01wt%以下

Nは、少ないほど深絞り性が向上するので極力低減することが望ましいが、含有量が0.01 wt%以下ではさほど悪影響を及ぼさないので、N量は0.01wt%以下に限定した。

【0026】

Nb : 0.001 ~ 0.2 wt%

Nbは、本発明において重要な元素であり、鋼中の固溶CをNbCとして析出固定して低減し、再結晶焼鈍時に{111}再結晶集合組織を発達させて深絞り性を向上させる効果がある。しかしながら、含有量が0.001wt%に満たないとその添加効果に乏しく、一方0.2wt%を超えると逆に深絞り性を劣化させる。

【0027】

B : 0.0005~0.008 wt%

Bは、粒界に偏析することによって、耐2次加工脆性を改善する効果がある。しかしながら、含有量が0.0005wt%未満ではその添加効果に乏しく、一方0.008wt%を超えるとその効果は飽和に達し、むしろ深絞り性の劣化につながるので、B量は0.0005~0.008 wt%の範囲に限定した。

【0028】

$Mn / 55 \quad Si / 28 + 10 \times ( P / 31 ) \quad 0.07$

Si, MnおよびP含有量が、 $Mn / 55 > Si / 28 + 10 \times ( P / 31 )$ では、変態点が低すぎ、また $Si / 28 + 10 \times ( P / 31 ) > 0.07$ では、Si, P含有量が多すぎ、いずれにしても{111}再結晶集合組織が発達せず、優れた深絞り性が得られないため、Si, MnおよびP量は、上記した各成分範囲内であつ、 $Mn / 55 \quad Si / 28 + 10 \times ( P / 31 ) \quad 0.07$ を満足する範囲で含有させるものとした。

【0029】

$0.3 \times ( C / 12 ) \quad Nb / 93 \quad 3.0 \times ( C / 12 )$

さらに、Nb量が、 $0.3 \times ( C / 12 ) > Nb / 93$ では、鋼中に多量の固溶Cが残留するため、再結晶焼鈍時に{111}再結晶集合組織が発達せず、r値が劣化する。一方、 $Nb / 93 > 3.0 \times ( C / 12 )$ では、固溶Nbが多量に残留し、熱延板焼鈍時にNbがPとの化合物を形成してr値を劣化させる。従つて、Nb量は、0.001~0.2 wt%であつ、 $0.3 \times ( C / 12 ) \quad Nb$

10

20

30

40

50

/93  $3.0 \times (C/12)$  を満足する範囲において含有させるものとした。

【0030】

以上、必須成分について説明したが、本発明では、その他にも必要に応じて、以下の元素を適宜含有させることができる。

Mo : 0.02 ~ 2.0 wt %

Moは、めっき特性を劣化させることなしに高強度化を達成できるだけでなく、耐2次加工脆性の改善にも有効である。しかしながら、含有量が0.02wt%未満ではその添加効果に乏しく、一方2.0wt%を超えて添加すると深絞り性の劣化を招くので、Mo量は0.02~2.0 wt%の範囲に限定した。

【0031】

Ti : 0.002 ~ 0.05wt% かつ  $Ti/48 = 1.5 \times (N/14 + S/32)$

Tiは、鋼中の固溶N、SをTiN、TiSとして析出固定して低減し、深絞り性を向上させる有用元素である。しかしながら、含有量が0.002wt%未満ではその添加効果に乏しく、一方0.05wt%を超えたり、 $Ti/48 > 1.5 \times (N/14 + S/32)$  になると、熱延板焼鈍時にTiとPの化合物を形成されるため、冷延-焼鈍時に{111}再結晶集合組織の発達が阻害されてr値の劣化を招く。従って、Ti量は0.002~0.05wt%でかつ $Ti/48 = 1.5 \times (N/14 + S/32)$  を満足する範囲に限定した。

【0032】

Cu : 0.02 ~ 2.0 wt % , Ni : 0.02 ~ 2.0 wt %

CuおよびNiはいずれも、めっき特性を劣化させずに高強度化できる効果を有する。しかしながら、含有量が0.02wt%未満では添加の効果がなく、一方2.0wt%を超えて添加すると深絞り性が劣化するので、いずれも0.02~2.0wt%の範囲に限定した。

【0033】

次に、本発明の各製造工程について説明する。

熱間圧延工程

950~1300 でスラブを加熱-均熱後、650~1000 で熱間圧延を終了したのち、400~850 で巻取る必要がある。

スラブを加熱-均熱処理する場合、処理温度は低い方が固溶C、Nを炭窒化物として析出固定させる上で有利である。従って、スラブの加熱-均熱温度(SRT)は1300以下に限定した。なお、より一層の加工性向上のためには、1250以下とすることが望ましい。しかしながら、処理温度を950よりも低くしても、それ以上の加工性の改善効果は見られず、むしろ熱間圧延時における圧延負荷の増大に伴う圧延トラブルの発生が懸念されるので、処理温度の下限は950とした。

【0034】

熱間圧延によって熱延板の結晶粒を微細化するためには、熱間圧延時におけるトータル圧下率は70%以上とすることが好ましい。なお熱間圧延仕上温度(FDT)は、 $Ar_3$ 変態点以上の域あるいは $Ar_3$ 変態点以下の域でもよいが、熱延仕上温度があまりに高いと、熱延板の結晶粒が粗大になり、深絞り性が劣化する。また低すぎると、熱間圧延時の圧延負荷の増大につながるので、FDTは650~1000に限定した。

【0035】

さらに、熱間圧延後のコイル巻取り温度(CT)は、高温ほど前述の炭窒化物の粗大化に有利なだけでなく、熱延板表層部に多量の酸化物が形成されてSiの表面濃化を防止するため、めっき特性の改善に有利である。ここに、巻取り温度が400未満ではその効果がなく、一方850を超えると結晶粒が粗大化しすぎ、逆にr値が低下するので、CTは400~850の範囲に限定した。より好ましくは600~850である。

なお、本発明鋼のスラブは、連続鋳造されたものを一旦、 $Ar_3$ 変態点以下まで冷却したものを再加熱しても良いし、また $Ar_3$ 変態点まで冷却せずにそのまま加熱あるいは保熱されたものを使用しても良いのはいうまでもない。

【0036】

冷間圧延工程

10

20

30

40

50

この工程は、高い $r$ 値を得るために必要であり、そのためには冷延圧下率を50%以上とする必要がある。というのは圧下率が50%に満たないと、優れた深絞り性が得られないからである。しかしながら、圧下率があまりに大きいと逆に $r$ 値が低下するので、圧下率の上限は95%とした。

【0037】

#### 連続焼鈍工程

冷間圧延工程を経た冷延鋼板は、再結晶焼鈍および調質圧延を施す必要がある。再結晶焼鈍および調質圧延は、連続焼鈍ラインで行い、焼鈍温度は700~950で行う必要がある。というのは、焼鈍温度が700未満では、再結晶が完了せしないため、優れた深絞り性が得られず、一方950よりも高い温度域にて焼鈍すると、焼鈍域焼鈍になり、深絞り性が劣化するからである。

10

また、調質圧延は、焼鈍後の鋼板表層部にひずみを付与することにより、その後の酸洗で表層の濃化したSiを有効に除去するために行うものである。この時の圧下率が0.3%未満では効果がなく、一方5.0%を超えるとEIの劣化につながるため、調質圧延における圧下率は0.3~5.0%に限定した。

【0038】

#### 連続溶融亜鉛めっき工程

連続焼鈍工程を経た冷延板は、酸洗および溶融亜鉛めっきを施す必要がある。酸洗は、通常、連続溶融亜鉛めっきラインにおいて行うが、別ラインで行ってもよい。また、任意の酸洗液を任意の温度で使用してもかまわないが、塩酸で表層のSi濃化層を除去するのが好ましい。酸洗後、めっき前の焼鈍は、焼鈍温度を550~950程度とするのが好ましい。というのは、焼鈍温度が550未満ではめっき特性に悪影響を及ぼし、一方950よりも高い温度域にて焼鈍すると、焼鈍域焼鈍になり、深絞り性が劣化するからである。

20

なお、かような焼鈍後は、380~530の温度域に急冷するのが好ましい。急冷停止温度が380未満ではめっきが発生し、一方530を超えではめっき表面にむらが発生するため好ましくない。

【0039】

急冷後、引き続き溶融亜鉛めっき浴に浸漬して、めっきを施す。この時、めっき浴のAl濃度は0.12~0.145wt%程度とすることが好ましい。というのは、浴中のAl含有量が0.12wt%未満では合金化が進み過ぎてめっき密着性(耐パウダリング性)が劣化し、一方0.145wt%を超えではめっきが発生するからである。

30

また、上記のめっきに引き続き加熱による合金化処理を施す場合には、めっき層中のFe含有率が9~12%となるように実施するのが好ましい。

【0040】

亜鉛めっき後の鋼帯には、形状矯正、表面粗度等の調整のために、10%以下の調質圧延を加えてもよい。

また、本発明鋼板では、亜鉛めっき後、特殊な処理を施して、化成処理性、溶接性、プレス成形性および耐食性等の一層の改善を図ることもできる。

【0041】

#### 【実施例】

40

表1に示す成分組成になる鋼スラブを、表2に示す熱延条件にて板厚:3.5mmの熱延鋼帯とし、酸洗後、冷間圧延にて板厚:0.7mmの冷延鋼帯とした。ついで、連続焼鈍ラインにて、再結晶焼鈍と調質圧延を施したのち、連続溶融亜鉛めっきラインに導いて、酸洗と焼鈍および合金化溶融亜鉛めっきを施した。

なお、めっき浴温は460~480、浸入板温はめっき浴温以上、(浴温+10)以下とし、また合金化の条件は480~540の温度範囲で15~28sの加熱保持とした。

【0042】

かくして得られためっき鋼帯に0.7%の調質圧延を施したのち、得られた溶融亜鉛めっき鋼板の材料特性およびめっき特性について調べた結果を、表2に併記する。

なお、引張特性はJIS5号引張試験片を使用して測定した。

50



また、 $r$  値は、15% 引張予ひずみを与えたのち、3 点法にて測定し、L 方向（圧延方向）、D 方向（圧延方向に対し  $45^\circ$  方向）および C 方向（圧延方向に対し  $90^\circ$  方向）の平均値  $r = (r_L + 2r_D + r_C) / 4$

として求めた。

さらに、めっき特性は、不めっきの発生状況を目視にて判定した。印は、実用上問題のないめっき特性を表す。

【 0 0 4 3 】

【 表 1 】

鋼記号	組成成分 (wt%)											W	X	Y	Z	備考	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	B	その他							
A	0.0018	0.67	1.52	0.052	0.006	0.036	0.0021	0.021	0.0019	—	—	1.47	0.04	1.51	—	—	適合例
B	0.0015	0.51	1.49	0.083	0.006	0.034	0.0018	0.013	0.0021	Mo:0.11	—	1.66	0.04	1.12	—	—	—
C	0.0019	0.48	1.52	0.050	0.005	0.037	0.0017	0.014	0.0022	—	—	1.20	0.03	0.95	—	—	—
D	0.0022	0.72	1.23	0.073	0.005	0.033	0.0018	0.017	0.0021	Mo:0.15, Ti:0.012	—	2.20	0.05	1.00	0.88	—	—
E	0.0015	0.52	1.49	0.050	0.006	0.035	0.0020	0.022	0.0020	Cu:0.2, Ni:0.1	—	1.28	0.03	1.89	—	—	—
F	0.0016	1.62	1.17	0.085	0.006	0.035	0.0018	0.015	0.0021	—	—	4.01	0.09	1.21	—	—	比較例
G	0.0016	0.29	2.23	0.024	0.006	0.038	0.0016	0.018	0.0019	—	—	0.45	0.02	1.45	—	—	—
H	0.0033	0.54	1.48	0.055	0.007	0.037	0.0019	—	0.0003	Ti:0.058	—	1.38	0.04	—	3.41	—	—
I	0.0110	0.50	1.25	0.044	0.008	0.032	0.0022	0.013	0.0004	—	—	1.41	0.03	0.16	—	—	—
J	0.0021	0.52	1.49	0.051	0.007	0.036	0.0021	0.057	0.0021	—	—	1.29	0.04	3.50	—	—	—

$$W = \{Si/28 + 10 \times (P/31)\} / (Mn/55)$$

$$X = Si/28 + 10 \times (P/31)$$

$$Y = (Nb/93) / (C/12)$$

$$Z = (Ti/48) / (N/14 + S/32)$$

【0044】

【表2】

10

20

30

40

No.	鋼 記号	熱延条件			冷延 圧下率 (%)	連続焼鈍		連続溶融亜鉛めっき		材料特性					備考
		SRT (°C)	FDT (°C)	CT (°C)		焼鈍温度 (°C)	調質圧延 (%)	酸洗	焼鈍温度 (°C)	Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	EI (%)	r 値	めっき性	
1	A	1150	900	750	80	880	0.8	有	700	266	445	39.2	2.2	○	適合例
2	"	1150	900	550	80	880	—	—	700	265	442	39.3	2.0	×	比較例
3	B	1150	900	700	80	880	0.8	有	700	265	445	39.4	2.1	○	適合例
3	"	1150	900	550	80	880	0.8	—	700	266	446	39.5	2.1	×	比較例
4	C	1150	900	730	80	880	0.8	有	700	265	446	39.2	2.1	○	適合例
4	"	1150	900	550	80	880	—	有	700	266	446	39.1	1.9	△	比較例
5	D	1150	900	760	80	880	0.8	有	700	262	445	39.8	2.3	○	適合例
6	E	1150	900	720	80	880	0.8	有	700	265	451	38.8	2.1	○	適合例
7	F	1150	900	550	80	880	—	—	700	264	520	30.5	1.2	×	比較例
8	G	1150	900	720	80	880	0.8	有	700	285	445	35.0	1.1	○	比較例
9	H	1150	900	550	80	880	0.8	有	700	292	448	36.2	1.2	×	比較例
10	I	1150	900	550	80	880	—	—	700	302	447	33.0	1.1	×	比較例
11	J	1150	900	720	80	880	0.8	有	700	282	451	35.0	1.5	○	比較例

## 【0045】

表2に示したとおり、本発明に従って得られた溶融亜鉛めっき鋼板はいずれも、引張り強さが400MPa以上と高く、また比較材に比べて、深絞り性は勿論のこと、めっき特性にも優れていた。

## 【0046】

## 【発明の効果】

10

20

30

40

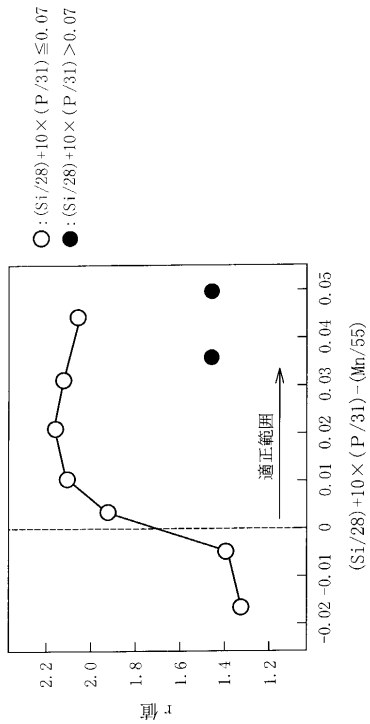
50

かくして、本発明に従い、鋼組成を調整した上で、連続焼鈍設備にて再結晶焼鈍と調質圧延を行ったのち、溶融亜鉛めっき設備にて酸洗とめっき処理を行うことにより、従来よりも格段に優れた深絞り性およびめっき特性を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 r 値に及ぼす鋼組成の影響を示したグラフである。

【図1】



## フロントページの続き

- (72)発明者 松岡 才二  
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社 水島製鉄所内
- (72)発明者 坂田 敬  
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社 水島製鉄所内
- (72)発明者 古君 修  
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社 技術研究所内
- (72)発明者 石井 和秀  
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社 技術研究所内

## 合議体

- 審判長 山田 靖  
審判官 大橋 賢一  
審判官 山本 一正

- (56)参考文献 特開平7-173575(JP,A)  
特開平7-300623(JP,A)  
特開平9-165625(JP,A)  
特開平7-268584(JP,A)  
特開平9-316619(JP,A)  
特公平4-9849(JP,B2)  
特開平6-264206(JP,A)  
特許第2942032(JP,B2)

## (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

- C21D 9/46-9/48  
C21D 8/00-8/04  
C22C 38/00-38/60