

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B1)

(11) 特許番号

特許第6057028号
(P6057028)

(45) 発行日 平成29年1月11日(2017.1.11)

(24) 登録日 平成28年12月16日(2016.12.16)

(51) Int.Cl.	F I	
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T
C 2 2 C 38/14 (2006.01)	C 2 2 C 38/14	
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	J
C 2 3 C 2/28 (2006.01)	C 2 3 C 2/28	

請求項の数 6 (全 17 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2016-529492 (P2016-529492)	(73) 特許権者	000001258
(86) (22) 出願日	平成28年1月21日 (2016.1.21)		J F E スチール株式会社
(86) 国際出願番号	PCT/JP2016/000303		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
審査請求日	平成28年5月23日 (2016.5.23)	(74) 代理人	100126701
(31) 優先権主張番号	特願2015-26123 (P2015-26123)		弁理士 井上 茂
(32) 優先日	平成27年2月13日 (2015.2.13)	(74) 代理人	100130834
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		弁理士 森 和弘
早期審査対象出願		(72) 発明者	長谷川 寛
			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	船川 義正
			東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
			F E スチール株式会社内
		審査官	鈴木 毅
			最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度溶融亜鉛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 : 0.07 ~ 0.25%、Si : 0.01 ~ 3.00%、Mn : 1.5 ~ 4.0%、P : 0.100%以下、S : 0.02%以下、Al : 0.01 ~ 1.50%、N : 0.001 ~ 0.008%、Ti : 0.003 ~ 0.200%、B : 0.0003 ~ 0.0050%を含み、かつ Ti > 4N を満足し、残部が Fe および不可避的不純物からなる成分組成を有し、

板厚方向において地鉄鋼板表面から 1 / 4 位置断面における面積率で、フェライト相が 3% 以下 (0% を含む)、ベイナイト相が 20% 以下 (0% を含む)、マルテンサイト相が 82% 以上、残留オーステナイト相が 3% 未満 (0% を含む) であり、前記マルテンサイト相の平均結晶粒径が 20 μm 以下であり、前記マルテンサイト相のビッカース硬度のバラツキが標準偏差で 20 以下である高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項2】

さらに、質量%で、Cr : 0.01 ~ 2.00%、Mo : 0.01 ~ 2.00%、V : 0.01 ~ 2.00%、Ni : 0.01 ~ 2.00%、Cu : 0.01 ~ 2.00% から選ばれる少なくとも一種の元素を含有する請求項1に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項3】

さらに、質量%で、Nb : 0.003 ~ 0.200% を含有する請求項1または2に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項4】

さらに、質量%で、Ca：0.001～0.005%、REM：0.001～0.005%から選ばれる少なくとも一種の元素を含有する請求項1～3のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項5】

請求項1～4のいずれかに記載の成分組成を有するスラブに、仕上げ圧延終了後、600～700 での滞留時間の総計が10秒以下となるように冷却し、巻取り温度600未満で巻取る熱間圧延工程と、

圧下率20%超で冷間圧延する冷間圧延工程と、

平均加熱速度15 / s以下で焼鈍温度750～950 まで加熱し、該焼鈍温度で30秒以上保持する焼鈍工程と、

平均冷却速度3 / s以上で冷却する一次冷却工程と、

亜鉛めっきを施す亜鉛めっき工程と、

平均冷却速度1 / s以上でMs点以上まで冷却した後、平均冷却速度100 / s以上で100 以下まで冷却を施す二次冷却工程と、を有し、上記各工程を記載の順序で行う、板厚方向において地鉄鋼板表面から1/4位置断面における面積率で、フェライト相が3%以下(0%を含む)、ベイナイト相が20%以下(0%を含む)、マルテンサイト相が82%以上、残留オーステナイト相が3%未満(0%を含む)であり、前記マルテンサイト相の平均結晶粒径が20 μm以下であり、前記マルテンサイト相のビッカース硬度のバラツキが標準偏差で20以下である高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項6】

前記亜鉛めっき工程において、亜鉛めっきを施した後、更に、460～600 に加熱して亜鉛めっきの合金化処理を施す請求項5に記載の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、高強度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】

【0002】

地球環境保全の観点から、CO₂排出量を削減すべく、自動車車体の強度を維持しつつ、その軽量化を図り、自動車の燃費を改善することが自動車業界においては常に重要な課題となっている。自動車車体の強度を維持しつつその軽量化を図る上では、自動車部品用素材となる鋼板の高強度化により鋼板を薄肉化することが有効である。一方、鋼板を素材とする自動車部品の多くはプレス加工やバーリング加工等によって成形される。このため、自動車部品用素材として用いられる溶融亜鉛めっき鋼板には所望の強度を有することに加えて、優れた成形性が要求される。

【0003】

近年、自動車車体の骨格用素材として高強度溶融亜鉛めっき鋼板の適用が拡大しつつある。高強度溶融亜鉛めっき鋼板の成形にあたっては曲げ主体の加工が施されることが多く、優れた曲げ加工性が必要とされている。このような背景の中、曲げ加工性に優れた様々な高強度溶融亜鉛めっき鋼板が開発されている。特許文献1及び特許文献2ではフレという観点から曲げ加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板に関する技術が開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0004】

【特許文献1】特開2012-12703号公報

【特許文献2】特開2010-70843号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

10

20

30

40

50

【0005】

しかしながら、特許文献1及び特許文献2に記載の技術はいずれもワレという観点における曲げ加工性を単純に向上させただけであり、成形後の形状やシワ等の外観等が考慮されていない。高強度溶融亜鉛めっき鋼板の曲げ加工においては合金元素の偏析等に起因して曲げ稜線にスジ状の起伏が現れ、塗装性や外観等が損なわれるという問題がある。この問題は特に合金元素含有量の多い高強度溶融亜鉛めっき鋼板に多く認められる。

【0006】

本発明は以上の事情に鑑みて完成したものである。曲げ加工性に優れた高強度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本発明が解決すべき課題とする。

【課題を解決するための手段】

10

【0007】

本発明者らは、上記した課題を達成するため、鋼板の成分組成、組織および製造方法等多くの観点から鋭意研究を重ねた結果、以下のことを見出した。

【0008】

即ち、C量を0.07～0.25質量%とし、その他の合金元素を適正に調整した上で、鋼板組織の各相の面積率、マルテンサイト相の平均結晶粒径、ピッカース硬度のパラツキ等を適切に組み合わせることで、高強度かつ優れた曲げ加工性を両立できる。本発明は、このような知見に基づきなされたもので、その要旨は以下の通りである。

【0009】

[1]質量%で、C：0.07～0.25%、Si：0.01～3.00%、Mn：1.5～4.0%、P：0.100%以下、S：0.02%以下、Al：0.01～1.50%、N：0.001～0.008%、Ti：0.003～0.200%、B：0.0003～0.0050%を含み、かつTi>4Nを満足し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、板厚方向において地鉄鋼板表面から1/4位置断面における面積率で、フェライト相が70%以下(0%を含む)、ベイナイト相が20%以下(0%を含む)、マルテンサイト相が25%以上、残留オーステナイト相が3%未満(0%を含む)であり、前記マルテンサイト相の平均結晶粒径が20μm以下であり、前記マルテンサイト相のピッカース硬度のパラツキが標準偏差で20以下である高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

20

【0010】

[2]さらに、質量%で、Cr：0.01～2.00%、Mo：0.01～2.00%、V：0.01～2.00%、Ni：0.01～2.00%、Cu：0.01～2.00%から選ばれる少なくとも一種の元素を含有する[1]に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

30

【0011】

[3]さらに、質量%で、Nb：0.003～0.200%を含有する[1]または[2]に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【0012】

[4]さらに、質量%で、Ca：0.001～0.005%、REM：0.001～0.005%から選ばれる少なくとも一種の元素を含有する[1]～[3]のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

40

【0013】

[5][1]～[4]のいずれかに記載の成分組成を有するスラブに、仕上げ圧延終了後、600～700での滞留時間の総計が10秒以下となるように冷却し、巻取り温度600未満で巻取る熱間圧延工程と、圧下率20%超で冷間圧延する冷間圧延工程と、平均加熱速度15/s以下で焼鈍温度750～950まで加熱し、該焼鈍温度で30秒以上保持する焼鈍工程と、平均冷却速度3/s以上で冷却する一次冷却工程と、亜鉛めっきを施す亜鉛めっき工程と、平均冷却速度1/s以上でMs点以上まで冷却した後、平均冷却速度100/s以上で100以下まで冷却を施す二次冷却工程と、を有し、上記各工程を記載の順序で行う高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

50

【0014】

[6]前記亜鉛めっき工程において、亜鉛めっきを施した後、更に、460～600に加熱して亜鉛めっきの合金化処理を施す[5]に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0015】

なお、本発明において、「高強度溶融亜鉛めっき鋼板」は、引張強さ(TS)980MPa以上であり、溶融亜鉛めっき鋼板のみならず、合金化溶融亜鉛めっき鋼板をも含む。また、溶融亜鉛めっき鋼板と合金化溶融亜鉛めっき鋼板とで区別して説明することが必要となる場合は、これらの鋼板を区別して記載する。

【発明の効果】

10

【0016】

本発明によれば、曲げ加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができる。本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は曲げ加工後において良好な外観を実現できる。本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は自動車部品用素材として好適である。

【発明を実施するための形態】

【0017】

以下に、本発明の実施形態を詳細に説明する。なお、成分元素の含有量を表す「%」は、特に断らない限り「質量%」を意味する。

【0018】

1)成分組成

20

C:0.07～0.25%

Cは、マルテンサイト相を生成させてTSを上昇させるために必要な元素である。C量が0.07%未満ではマルテンサイト相の強度が低く、TSについて980MPa以上を得ることができない。一方、C量が0.25%を超えると曲げ加工性が劣化する。したがって、C量は0.07～0.25%とする。TSについて1180MPa以上を得る観点から、C量は好ましくは0.08以上であり、より好ましくは0.10%以上である。一方、C量の上限側は0.23%以下が好ましい。

【0019】

Si:0.01～3.00%

Siは、鋼を固溶強化してTSを上昇させるのに有効な元素である。こうした効果を得るにはSi量を0.01%以上とする必要がある。一方、Siの含有量が増えると、鋼が脆化して曲げ加工性が劣化する。本発明ではSi量3.00%まで許容できる。したがって、Si量は0.01～3.00%とする。Si量は好ましくは0.01～1.80%、より好ましくは0.01～1.00%、さらに好ましくは0.01～0.70%である。

30

【0020】

Mn:1.5～4.0%

Mnは、鋼を固溶強化してTSを上昇させたり、フェライト変態やベイナイト変態を抑制してマルテンサイト相を生成させ、TSを上昇させる元素である。こうした効果を十分に得るには、Mn量を1.5%以上にする必要がある。一方、Mn量が4.0%を超えると、鋼が脆化して曲げ加工性が劣化する。したがって、Mn量は1.5～4.0%とする。Mn量について、下限側は好ましくは1.8%以上である。上限側は好ましくは3.8%以下であり、より好ましくは3.5%以下である。

40

【0021】

P:0.100%以下

粒界偏析により鋼が脆化して曲げ加工性が劣化するため、P量は極力低減することが望ましい。しかし、製造コストの面などからP量は0.100%以下とする。好ましくは、0.050%以下、より好ましくは0.025%以下、さらに好ましくは0.015%以下である。Pを全く含有しなくても原理上問題ないため下限は特に規定しないが、0.001%未満では生産能率の低下を招くため、P量は0.001%以上が好ましい。

【0022】

50

S : 0.02%以下

SはMnSなどの介在物として存在して曲げ加工性を劣化させるため、その量は極力低減することが好ましく、本発明ではS量は0.02%まで許容できる。よって、S量は0.02%以下である。Sを全く含有しなくても原理上問題ないため下限は特に規定しないが、0.0005%未満では生産能率の低下を招くため、S量は0.0005%以上が好ましい。

【0023】

Al : 0.01 ~ 1.50%

Alは、脱酸剤として作用し、脱酸工程で含有させることが好ましい。こうした効果を得るには、Al量を0.01%以上にする必要がある。一方、Al量が1.50%を超えると、焼鈍時にフェライト相の過剰生成を招き、TSが低下する。したがって、Al量は0.01 ~ 1.50%とする。Al量は好ましくは0.01 ~ 0.70%であり、より好ましくは0.01 ~ 0.10%である。

10

【0024】

N : 0.001 ~ 0.008%

Nが0.008%を超えるとTiNが粗大化し、これを核としたフェライト相生成が助長されて、本発明の鋼板組織が得られない。一方、0.001%未満ではAlNやTiN等の窒化物が微細化してフェライト相やマルテンサイト相の結晶粒成長の抑制効果が低下し、該結晶粒が粗大化して本発明の鋼板組織が得られない。したがって、N量は0.001 ~ 0.008%とする。

20

【0025】

Ti : 0.003 ~ 0.200%

Tiは、焼鈍時にフェライト相の再結晶を抑制し、最終組織におけるマルテンサイト相の結晶粒を微細化するのに有効な元素である。また、Nを固定してBNの生成を抑制し、Bの効果を引き出すのに有効な元素である。こうした効果を得るには、Ti量を0.003%以上にする必要がある。一方、Ti量が0.200%を超えると、粗大な炭窒化物(TiCN、TiCを含む。)を生成して、鋼中の固溶C量が低下し、TSが低下する。したがって、Ti量は0.003 ~ 0.200%とする。Ti量について、下限側は好ましくは0.010%以上である。上限側は好ましくは0.080%以下であり、より好ましくは0.060%以下である。

30

【0026】

B : 0.0003 ~ 0.0050%

Bは、粒界からのフェライト相およびベイナイト相の核生成を均一に抑制し、硬度パラッキの小さいマルテンサイト相を得るのに有効な元素である。こうした効果を十分に得るには、B量を0.0003%以上にする必要がある。一方、B量が0.0050%を超えると、介在物が増大して曲げ性を劣化させる。したがって、B量は0.0003 ~ 0.0050%とする。B量について、下限側は好ましくは0.0005%以上である。上限側は好ましくは0.0035%以下であり、より好ましくは0.0020%以下である。

【0027】

Ti > 4N

TiはNを固定し、BNの生成を抑制してBの効果を引き出すのに有効な元素である。このような効果を十分得るにはTiとNの含有量がTi > 4Nを満たす必要がある。

40

【0028】

残部はFeおよび不可避的不純物であるが、必要に応じて以下の元素の一種以上を適宜含有させることができる。また、本発明では、Zr、Mg、La、Ce、Sn、Sb等の不純物元素を合計で0.002%まで含んでも構わない。

【0029】

Cr : 0.01 ~ 2.00%、Mo : 0.01 ~ 2.00%、V : 0.01 ~ 2.00%、Ni : 0.01 ~ 2.00%、Cu : 0.01 ~ 2.00%から選ばれる少なくとも一種の元素

50

Cr、Mo、V、Ni、Cuはマルテンサイト相などの低温変態相を生成させ、高強度化に有効な元素である。こうした効果を得る観点から、Cr、Mo、V、Ni、Cuから選ばれる少なくとも一種の元素の含有量はそれぞれ0.01%以上が好ましい。一方、Cr、Mo、V、Ni、Cuのそれぞれの含有量が2.00%を超えると、その効果が飽和し、コストアップを招く。したがって、これらの元素を含有する場合、Cr、Mo、V、Ni、Cuの含有量はそれぞれ0.01~2.00%が好ましい。より好ましくはCrは0.01~1.50%、Moは0.01~0.80%、Vは0.01~0.80%、Niは0.01~1.50%、Cuは0.01~0.50%である。

【0030】

Nb：0.003~0.200%

Nbは焼鈍時にフェライト相の再結晶を抑制し、最終組織におけるマルテンサイト相の結晶粒を微細化するのに有効な元素である。こうした効果を得る観点からNb含有量は0.003%以上が好ましい。一方、0.200%を超えると粗大な炭窒化物(NbCN、NbCを含む)を生成して、鋼中の固溶C量が低下し、TSが低下するおそれがある。したがって、Nbを含有する場合は、Nb量は0.003~0.200%が好ましい。Nb量はより好ましくは0.005~0.080%であり、さらに好ましくは0.005~0.060%である。

【0031】

Ca：0.001~0.005%、REM：0.001~0.005%から選ばれる少なくとも一種の元素

Ca、REMは、いずれも硫化物の形態制御により曲げ加工性を改善させるのに有効な元素である。こうした効果を得る観点から、Ca、REMから選ばれる少なくとも一種の元素の含有量を0.001%以上とすることが好ましい。一方、Ca、REMのそれぞれの含有量が0.005%を超えると、介在物が増大して曲げ加工性が劣化するおそれがある。したがって、これらの元素を含有する場合は、Ca、REMの含有量は0.001%~0.005%が好ましい。

【0032】

2) 鋼板組織

フェライト相の面積率：70%以下(0%を含む)

フェライト相の面積率が70%を超えると980MPa以上のTSと曲げ加工性の両立が困難となる。したがって、フェライト相の面積率は70%以下とする。TS：1180MPa以上を得るためにフェライト相の面積率は好ましくは60%以下であり、より好ましくは20%以下、さらに好ましくは8%以下である。

【0033】

ベイナイト相の面積率：20%以下(0%を含む)

ベイナイト相の面積率が20%を超えると、曲げ加工性が劣化する。したがって、ベイナイト相の面積率は20%以下とする。なお、本発明におけるベイナイト相は上部ベイナイト相と下部ベイナイト相からなる。特に下部ベイナイト相については1%以下とすることが曲げ加工性(特に外観)の観点から好ましい。

【0034】

マルテンサイト相の面積率：25%以上

マルテンサイト相の面積率が25%未満では980MPa以上のTSと曲げ加工性の両立が困難となる。したがって、マルテンサイト相の面積率は25%以上とする。1180MPa以上のTSを得る観点から、マルテンサイト相の面積率は好ましくは40%以上であり、より好ましくは80%以上、さらに好ましくは90%以上である。なお、本発明において、マルテンサイト相とは炭化物を有しないマルテンサイト相であり、オートテンパードマルテンサイト相や焼戻しマルテンサイト相等炭化物を有するマルテンサイト相は含まない。

【0035】

残留オーステナイト相の面積率：3%未満(0%を含む)

10

20

30

40

50

残留オーステナイト相は曲げ加工時に硬質なマルテンサイト相になることで曲げ加工性を劣化させる。したがって、残留オーステナイト相の面積率は3%未満とする。残留オーステナイト相の面積率は好ましくは2%未満であり、より好ましくは1%未満である。

【0036】

なお、残留オーステナイト相は後述の方法により体積率を求める。そして、該体積率の値は面積率の値として扱う。

【0037】

マルテンサイト相の平均結晶粒径：20 μm 以下

マルテンサイト相の平均結晶粒径が20 μm を超えると曲げ加工性が劣化する。したがって、マルテンサイト相の平均結晶粒径は20 μm 以下とする。マルテンサイト相の平均結晶粒径は好ましくは15 μm 以下である。

【0038】

マルテンサイト相のピッカース硬度のバラツキの標準偏差：20以下

マルテンサイト相のピッカース硬度のバラツキの標準偏差が20を超えると曲げ加工性（特に外観）が劣化する。したがって、マルテンサイト相のピッカース硬度のバラツキの標準偏差は20以下とする。該標準偏差は好ましくは15以下である。

【0039】

なお、本発明におけるマルテンサイト相のピッカース硬度は300～600であることが好ましい。

【0040】

本発明の鋼板組織はマルテンサイト相単相であってもよい。一方、本発明の鋼板組織はフェライト相、マルテンサイト相、ベイナイト相、残留オーステナイト相以外の他の相として上記炭化物を有するマルテンサイト相、パーライト相を含む場合もある。しかし、他の相について本発明では面積率の合計で10%未満が好ましく、5%未満がより好ましい。

【0041】

ここで、鋼板組織におけるフェライト相、マルテンサイト相、ベイナイト相等の面積率とは組織観察における観察面積に占める各相の面積の割合のことである。各相の面積率は、亜鉛めっき層（合金化した場合は合金化亜鉛めっき層）を除いた地鉄鋼板よりサンプルを切出し、圧延方向に平行な板厚断面を研磨後、3%ナイトールで腐食し、板厚方向において地鉄鋼板表面から1/4位置をSEM（走査型電子顕微鏡）で1500倍の倍率でそれぞれ3視野撮影し、得られた画像データから解析ソフト（例えばMedia Cybernetics社製のImage-Pro）を用いて各相の面積率を求め、前記3視野の平均面積率を各相の面積率とすることで求めることができる。前記画像データにおいて、フェライト相は黒色、マルテンサイト相は炭化物を含まない白色、焼戻しマルテンサイト相およびオートテンパードマルテンサイト相は方位の揃っていない炭化物を含む明灰色、下部ベイナイト相は方位の揃った炭化物を含む明灰色、上部ベイナイト相は炭化物または島状白色組織を含む黒色、パーライト相は白色と黒色の層状、として区別できる。ただし、画像データからマルテンサイト相と残留オーステナイト相を区別することは困難なため、後述するX線回折法により求めた残留オーステナイト相の体積率の値を白色組織の面積率の値から差し引いた値をマルテンサイト相の面積率とする。

【0042】

マルテンサイト相の平均結晶粒径は、面積率を求めた上記画像データについて、前記3視野のマルテンサイト相の面積の合計をマルテンサイト相の個数で割って平均面積を求め、その1/2乗を平均粒径とする。なお、残留オーステナイト相を含む場合は、マルテンサイト相と残留オーステナイト相を区別せず、すべてマルテンサイト相として平均結晶粒径を求める。

【0043】

板厚方向において地鉄鋼板表面から1/4位置断面における残留オーステナイト相の体積率は以下のように求める。即ち、地鉄鋼板の板厚方向において表面から1/4位置まで

10

20

30

40

50

研削後、化学研磨によりさらに0.1mm研磨した面について、X線回折装置でMoのK線を用い、fcc鉄（オーステナイト）の（200）面、（220）面、（311）面と、bcc鉄（フェライト）の（200）面、（211）面、（220）面の積分反射強度を測定する。そして、bcc鉄（フェライト）の各面からの積分反射強度に対するfcc鉄（オーステナイト）各面からの積分反射強度の強度比から求めた体積率を、残留オーステナイト相の体積率とする。

【0044】

マルテンサイト相のビッカース硬度は以下のように測定する。圧延方向に対して平行方向の断面を有し幅が10mm、長さ（圧延方向）が15mmの試験片を採取し、該断面について地鉄鋼板の板厚方向においての表面から板厚1/4位置においてマルテンサイト相をランダムに選出しビッカース硬度測定を行う。荷重は20gで20点測定する。

10

【0045】

次に、測定したビッカース硬度の最大値と最小値を除いた18点について、下記の数1に示す式より標準偏差を求める。

【0046】

【数1】

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum (x - \bar{x})^2}{(n-1)}}$$

σ :標準偏差

n:打点数(本発明では18)

x:個々のビッカース硬度

\bar{x} :ビッカース硬度の平均値

20

【0047】

3) 製造条件

本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、例えば、上記の成分組成を有するスラブに、仕上げ圧延終了後、600～700での滞留時間の総計が10秒以下となるように冷却し、巻取り温度600未満で巻取る熱間圧延工程と、圧下率20%超で冷間圧延する冷間圧延工程と、平均加熱速度15/s以下で焼鈍温度750～950まで加熱し、該焼鈍温度で30秒以上保持する焼鈍工程と、平均冷却速度3/s以上で冷却する一次冷却工程と、亜鉛めっきを施す亜鉛めっき工程と、平均冷却速度1/s以上でMs点以上まで冷却した後、平均冷却速度100/s以上で100以下まで冷却を施す二次冷却工程と、を有し、上記各工程を記載の順序で行う高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法により製造できる。なお、必要に応じて、亜鉛めっきの合金化処理を施してもよい。熱間圧延では600～700における滞留時間を10秒以下とし、さらに600未満で巻取ることによってBの固溶状態を維持する。焼鈍では15以下で加熱して750～950で保持することでオーステナイト相すなわち最終組織におけるマルテンサイト相を微細化する。続く冷却では、固溶Bと3/s以上の冷却によりフェライト相生成を抑えて微細粒を維持し、Ms点以下を100/s以上の冷却とすることでマルテンサイト相の硬さを均一化することができ、優れた曲げ性および曲げ外観が得られる。以下、詳しく説明する。

30

40

【0048】

3-1) 熱間圧延工程

600～700での滞留時間の総計：10秒以下

仕上げ圧延後、600～700の温度域における鋼板の滞留時間が10秒を超えるとB炭化物等のBを含む化合物が生成して、鋼中の固溶B量が低下し、焼鈍時のBの効果、すなわち微細組織におけるベイナイト相面積率を抑制する効果が減退して本発明の鋼板組織

50

が得られなくなる。したがって、600～700 での滞留時間の総計は10秒以下とする。600～700 での滞留時間の総計は好ましくは8秒以下である。なお、温度は鋼板表面の温度である。

【0049】

巻取り温度：600 未満

巻取り温度が600 以上ではB炭化物等のBを含む化合物が生成して、鋼中の固溶B量が低下し、焼鈍時のBの効果が減退して本発明の鋼板組織が得られなくなる。したがって、巻取り温度は600 未満とする。下限は特に規定しないが、温度制御性の観点からは巻取り温度は400 以上程度が好ましい。

【0050】

スラブは、マクロ偏析を防止するため、連続鑄造法で製造するのが好ましいが、造塊法、薄スラブ鑄造法により製造することもできる。スラブを熱間圧延するには、スラブをいったん室温まで冷却し、その後再加熱して熱間圧延を行ってもよいし、スラブを室温まで冷却せずに加熱炉に装入して熱間圧延を行うこともできる。あるいはわずかの保熱を行った後に直ちに熱間圧延する省エネルギープロセスも適用できる。スラブを加熱する場合は、炭化物を溶解させたり、圧延荷重の増大を防止するため、1100 以上に加熱することが好ましい。また、スケールロスの増大を防止するため、スラブの加熱温度は1300 以下とすることが好ましい。なお、スラブ温度はスラブ表面の温度である。

【0051】

スラブを熱間圧延する際は、スラブの加熱温度を低くしても圧延時のトラブルを防止する観点から、粗圧延後の粗バーを加熱することもできる。また、粗バー同士を接合し、仕上げ圧延を連続的に行う、いわゆる連続圧延プロセスを適用できる。仕上げ圧延を A_{r3} 変態点未満で終了すると異方性を増大させ、冷間圧延・焼鈍後の加工性を低下させる場合があるので、 A_{r3} 変態点以上の仕上げ温度で行うことが好ましい。また、圧延荷重の低減や形状・材質の均一化のために、仕上げ圧延の全パスあるいは一部のパスで摩擦係数が0.10～0.25となる潤滑圧延を行うことが好ましい。

【0052】

また、巻取り後の鋼板は、通常、スケールを酸洗などにより除去した後、冷間圧延、焼鈍、溶融亜鉛めっき等が施される。

【0053】

3-2) 冷間圧延工程

冷間圧延の圧下率：20%超

圧下率が20%以下では焼鈍時に再結晶が起こらず伸展組織が残存し、本発明の鋼板組織が得られない。したがって、冷間圧延の圧下率は20%超とする。冷間圧延の圧下率は好ましくは30%以上である。なお、上限は特に規定しないが、形状の安定性等の観点から圧下率90%以下程度が好ましい。

【0054】

3-3) 焼鈍工程

焼鈍温度までの平均加熱速度：15 /s以下で750～950 まで加熱

平均加熱速度が15 /sを超えると大きな圧延ひずみが蓄積した未再結晶組織から急激に逆変態が進行し、粒成長して粗大なオーステナイト相、すなわち最終組織における粗大なマルテンサイト相が生成しやすくなり、本発明の鋼板組織が得られなくなる。したがって、平均加熱速度は15 /s以下とする。平均加熱速度は好ましくは8 /s以下である。下限は特に規定しないが1 /s未満になると粗粒を生じる場合があるため、1 /s以上が好ましい。なお、平均加熱速度は加熱開始から焼鈍温度までの鋼板の温度差を要した時間で除した値である。本発明において、加熱速度及び冷却速度の単位における「s」は「秒」を意味する。

【0055】

750 未満までの加熱ではオーステナイト相、すなわち最終組織におけるマルテンサイト相が十分生成せず、本発明の鋼板組織が得られない。一方、950 を超えて加熱す

10

20

30

40

50

るとオーステナイト粒が粗大化して本発明の鋼板組織が得られない。したがって、焼鈍温度は750～950の範囲内とする。

【0056】

焼鈍温度での保持時間：30秒以上

焼鈍温度である750～950での保持時間が30秒未満ではオーステナイト相の生成が不十分なり、本発明の鋼板組織が得られない。したがって、焼鈍温度での保持時間は30秒以上とする。上限は特に規定しないが、生産能率等の観点からは保持時間1000秒以下程度が好ましい。

【0057】

3-4) 一次冷却工程(焼鈍終了時から溶融亜鉛めっき浴浸漬までの冷却工程)

10

平均冷却速度：3 / s 以上

焼鈍工程後の平均冷却速度が3 / s 未満では冷却中や保持中にフェライト相や上部ベイナイト相が過剰に生成して本発明の鋼板組織が得られない。したがって、平均冷却速度は3 / s 以上とする。平均冷却速度は好ましくは5 / s 以上である。一方、平均冷却速度の上限側は50 / s 以下とすることが好ましく、より好ましくは40 / s 以下である。該平均冷却速度は鋼板の焼鈍温度と亜鉛めっき浴温度との温度差を焼鈍終了時から亜鉛めっき浴浸漬時まで必要とした時間で除した値である。なお、上記冷却速度を満たしている限り、該冷却工程中において、Ms～550の範囲においては冷却加熱保持等を行ってもかまわない。

【0058】

20

3-5) 亜鉛めっき工程

一次冷却工程により焼鈍温度から冷却された鋼板に溶融亜鉛めっきを施す。溶融亜鉛めっき処理の条件は特に限定されない。例えば、上記処理を受けた鋼板を440以上500以下の亜鉛めっき浴中に浸漬し、その後、ガスワイピングなどによってめっき付着量を調整して溶融亜鉛めっき処理を行うことが好ましい。溶融亜鉛めっき処理ではAl量が0.08～0.25質量%である亜鉛めっき浴を用いることが好ましい。さらに亜鉛めっき層を合金化する際は460以上600以下の温度域に1秒以上40秒以下保持して合金化することが好ましい。

【0059】

3-6) 二次冷却工程(亜鉛めっき後冷却工程)

30

平均冷却速度：1 / s 以上でMs点以上まで冷却

Ms点以上の温度域において、平均冷却速度1 / s 以上の緩冷却を行う。該緩冷却の平均冷却速度が1 / s 未満では冷却中に上部ベイナイト相や下部ベイナイト相が生成して本発明の鋼板組織が得られない。したがって、緩冷却の平均冷却速度は1 / s 以上とする。該平均冷却速度は亜鉛めっき後の鋼板温度と冷却終了時の鋼板温度との差を冷却に要した時間で除した値である。緩冷却速度が速過ぎると温度バラツキを生じやすくなり、硬度バラツキを招く場合があるため、好ましくは50 / s 以下である。

【0060】

冷却終了温度：Ms点以上

緩冷却終了温度がMs点未満になるとオートテンパードマルテンサイト相や下部ベイナイト相が生成して、本発明の鋼板組織が得られない。したがって、緩冷却終了温度はMs点以上とする。緩冷却終了温度は好ましくはMs点～500とする。本発明において、Ms点は線膨張変化により求める。

40

【0061】

平均冷却速度：100 / s 以上で100 以下まで冷却

緩冷却後、平均冷却速度：100 / s 以上で100 以下まで急冷却する。100 以下までの平均冷却速度が100 / s 未満ではオートテンパードマルテンサイト相や下部ベイナイト相が生成して、本発明の鋼板組織が得られない。したがって、100 以下までの平均冷却速度は100 / s 以上とする。該平均冷却速度は上記緩冷却の冷却終了時の鋼板温度と二次冷却終了時の鋼板温度との差を要した時間で除した値である。

50

【0062】

二次冷却終了温度：100 以下
二次冷却終了温度が100 を超えるとオートテンパードマルテンサイト相や下部ベイナイト相が生成して、本発明の鋼板組織が得られない。したがって、急冷却終了温度は100 以下とする。

【0063】

3 - 7) 他の工程について

本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板には樹脂や油脂コーティングなどの各種塗装処理を施すこともできる。また、亜鉛めっき層の合金化処理を施した後の鋼板には、形状矯正や表面粗度の調整などを目的に調質圧延を行うことができる。

10

【0064】

4) 他の条件等

本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の板厚は特に限定されないが0.4 ~ 3.0 mm が好ましい。また、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板のTSは980 MPa 以上であるが、鋼板のTSを1180 MPa 以上とすることが好ましい。

【0065】

本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の用途は特に限定されない。自動車の軽量化及び自動車車体の高性能化に寄与できるため、自動車部品用途が好ましい。

【実施例】

【0066】

以下に本発明の実施例を説明する。本発明の技術的範囲は以下の実施例に限定されない。

20

【0067】

表1に示す成分組成を有する鋼(残部はFeおよび不可避免的不純物)を使用し、表2に示す条件により溶融亜鉛めっき鋼板を作製した。詳しくは、表1に示す成分組成の鋼を真空溶解炉により溶製し、圧延して鋼スラブとした。これらの鋼スラブを1200 に加熱後粗圧延、仕上げ圧延、冷却、巻取りをして、熱延鋼板とした。次いで、板厚1.4 mm まで冷間圧延して冷延鋼板を製造し、焼鈍に供した。焼鈍は連続溶融亜鉛めっきラインを模擬した赤外線イメージ炉にて表2に示す条件で行い、溶融亜鉛めっき鋼板(GI)および合金化溶融亜鉛めっき鋼板(GA)(鋼板No.1~31)を作製した。溶融亜鉛めっき鋼板は、460 のめっき浴中に鋼板を浸漬し、付着量35~45 g/m²のめっき層を形成させて作製した。合金化溶融亜鉛めっき鋼板は前記手順によりめっき層形成後460~600 の範囲内で合金化処理を行うことで作製した。以後、GI及びGAを溶融亜鉛めっき鋼板と呼ぶものとする。

30

【0068】

得られた溶融亜鉛めっき鋼板に伸長率0.2%のスキンプラス圧延を施した後、以下の試験方法にしたがい、引張特性及び曲げ加工性を求めた。また、前述の方法により鋼板組織及びマルテンサイト相のビッカース硬度のパラッキの標準偏差を調べた。結果は表3に示した。なお、発明例において測定されたマルテンサイト相のビッカース硬度は300~600の範囲内であった。

40

【0069】

<引張特性試験>

作製した溶融亜鉛めっき鋼板より圧延方向に対して直角方向にJIS5号引張試験片(JIS Z2201)を採取し、歪速度が10⁻³/sとするJIS Z2241の規定に準拠した引張試験を行い、TSを求めた。TSが980 MPa以上のものを合格とし、TSが1180 MPa以上のものをより良好と評価した。

【0070】

<曲げ加工性試験>

圧延方向に対して平行方向を曲げ試験軸方向とする、幅が35 mm、長さが100 mmの短冊形の試験片を、作製した溶融亜鉛めっき鋼板より採取し、曲げ試験を行った。ストロ

50

ーク速度が10 mm/s、押込み荷重が10 ton、押付け保持時間5秒、曲げ半径Rが2.0 mmで90°V曲げ試験を行い、曲げ頂点の稜線部を10倍の拡大鏡で観察し、ワレおよびスジ状起伏について次のように5段階で評価し、それぞれ3以上を合格とした。また、3以上の評点の場合は、評点が上がることにより良好と評価した。

【0071】

ワレの評価は、5 mm以上の亀裂が認められたものを「1」、1 mm以上5 mm未満の亀裂が認められたものを「2」、0.5 mm以上1 mm未満の亀裂が認められたものを「3」、0.2 mm以上0.5 mm未満の亀裂が認められたものを「4」、0.2 mm未満の亀裂が認められたもの又は亀裂なしのものを「5」とした。

【0072】

スジ状の起伏の評価は、顕著に認められたものを「1」、普通に認められたものを「2」、認められるが軽微なものを「3」、わずかに認められるものを「4」、全く認められないものを「5」とした。

【0073】

【 表 1 】

鋼	成分組成(質量%)												備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	B	Ti-4N	その他		
A	0.12	0.55	2.9	0.015	0.003	0.033	0.004	0.018	0.0018	0.002	-	発明範囲内	
B	0.15	0.02	3.1	0.009	0.002	0.028	0.003	0.020	0.0007	0.008	-	発明範囲内	
C	0.22	0.04	2.3	0.011	0.005	0.019	0.003	0.014	0.0010	0.002	-	発明範囲内	
D	0.08	0.27	2.5	0.023	0.002	0.025	0.001	0.019	0.0032	0.015	Cr:0.50, Nb:0.030	発明範囲内	
E	0.13	0.12	1.9	0.016	0.001	0.033	0.002	0.021	0.0021	0.013	Cr:1.20, Mo:0.20	発明範囲内	
F	0.16	0.01	2.8	0.003	0.005	0.036	0.003	0.020	0.0018	0.008	V:0.10	発明範囲内	
G	0.11	0.31	3.0	0.007	0.003	0.039	0.004	0.018	0.0009	0.002	Ni:0.10	発明範囲内	
H	0.21	0.15	2.5	0.006	0.003	0.029	0.004	0.019	0.0010	0.003	Cu:0.11	発明範囲内	
I	0.18	0.02	2.7	0.012	0.002	0.031	0.005	0.021	0.0015	0.001	Ca:0.001	発明範囲内	
J	0.12	0.44	2.8	0.015	0.001	0.047	0.001	0.011	0.0011	0.007	REM:0.002	発明範囲内	
K	0.05	0.25	2.6	0.016	0.003	0.013	0.003	0.021	0.0015	0.009	-	発明範囲外	
L	0.26	0.02	2.8	0.015	0.003	0.032	0.002	0.020	0.0009	0.012	-	発明範囲外	
M	0.18	3.35	3.4	0.009	0.002	0.039	0.003	0.016	0.0014	0.004	-	発明範囲外	
N	0.18	0.04	1.4	0.011	0.001	0.009	0.003	0.018	0.0016	0.006	-	発明範囲外	
O	0.19	0.11	2.5	0.012	0.003	0.024	0.004	0.001	0.0015	-0.015	-	発明範囲外	
P	0.15	0.02	2.6	0.007	0.001	0.035	0.003	0.019	0.0002	0.007	-	発明範囲外	
Q	0.14	0.03	2.7	0.011	0.001	0.030	0.005	0.008	0.0010	-0.012	-	発明範囲外	
R	0.13	0.30	2.6	0.012	0.002	0.033	0.003	0.015	0.0074	0.003	-	発明範囲外	
S	0.11	0.25	4.3	0.010	0.001	0.030	0.003	0.019	0.0016	0.007	-	発明範囲外	
T	0.11	0.25	3.5	0.012	0.002	0.025	0.003	0.017	0.0012	0.005	-	発明範囲内	

【 0 0 7 4 】

10

20

30

40

【 表 2 】

鋼板 No.	鋼	熱間圧延条件		冷間圧延条件		焼鈍条件			一次冷却条件		合金化条件		二次冷却条件				*めっき状態	總冷却終了時 Ms点 (°C)	備考
		600~700°C における 滞留時間 (秒)	巻取り 温度 (°C)	圧下率 (%)	平均 加熱 速度 (°C/s)	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍 保持 時間 (秒)	平均 冷却 速度 (°C/s)	合金化処理温 度 (°C)	保持時間(秒)	總冷却 終了 温度 (°C)	急冷却 速度 (°C/s)	急冷却 終了 温度 (°C)	急冷却 終了 温度 (°C)					
1		5	550	50	5	850	150	6	—	5	440	200	50	386	乘明例				
2	A	5	550	50	5	740	150	6	—	5	440	200	50	211	比較例				
3		5	550	50	5	850	150	6	—	5	440	200	300	比較例					
4		5	550	50	5	980	150	6	—	5	440	200	50	386	比較例				
5		6	550	50	2	780	500	8	8	500	3	370	500	50	358	乘明例			
6	B	6	550	50	2	780	10	8	510	3	370	500	50	335	比較例				
7		6	550	50	2	780	500	8	510	3	300	500	50	355	比較例				
8		6	550	50	2	780	500	8	510	3	370	50	50	355	比較例				
9		2	500	50	3	900	300	20	20	500	50	400	500	50	381	乘明例			
10	C	2	500	50	17	900	300	20	500	50	400	500	50	381	比較例				
11		2	500	50	3	900	300	20	500	50	400	500	220	381	比較例				
12		1	450	50	4	830	120	6	—	—	10	450	500	50	409	乘明例			
13	D	12	550	50	4	830	120	30	—	—	10	450	500	50	388	比較例			
14		5	550	50	4	850	300	30	510	20	2	500	500	50	403	乘明例			
15	E	5	550	50	4	850	300	1	510	20	2	500	500	50	298	比較例			
16		1	500	50	4	850	180	5	500	15	10	400	500	50	382	乘明例			
17	F	1	500	50	4	850	180	5	500	15	0.1	400	500	50	368	比較例			
18		2	500	50	4	850	100	5	520	20	10	400	500	50	388	乘明例			
19	H	2	500	50	4	850	300	10	510	15	5	400	500	50	375	乘明例			
20		2	500	50	4	850	300	10	490	30	5	400	500	50	379	乘明例			
21	J	2	500	50	4	850	300	10	530	15	5	520	500	50	391	乘明例			
22		2	500	50	4	850	300	10	510	15	5	450	500	50	394	比較例			
23	L	1	500	50	4	850	300	10	500	15	5	450	500	50	347	比較例			
24		1	500	50	4	850	300	10	580	25	5	450	500	50	314	比較例			
25	N	2	500	50	4	850	300	10	500	15	5	450	500	50	375	比較例			
26		2	500	50	4	850	300	10	500	20	5	450	500	50	337	比較例			
27	P	2	500	50	4	850	300	10	500	20	5	450	500	50	355	比較例			
28		2	500	50	4	850	300	10	500	20	5	450	500	50	364	比較例			
29	R	2	500	50	4	850	300	10	510	20	5	450	500	50	365	比較例			
30		2	500	50	4	850	300	10	510	20	5	450	500	50	338	比較例			
31	T	2	500	50	4	850	300	10	510	20	5	450	500	50	367	乘明例			
		2	500	50	4	850	300	10	510	20	5	450	500	50	367	乘明例			

*めっき状態: GI: 溶融亜鉛めっき鋼板, GA: 合金化溶融亜鉛めっき鋼板

【 0 0 7 5 】

【表 3】

鋼板 No.	*鋼板組織								**機械特性		曲げ加工性		備考
	V(F) (%)	V(M) (%)	V (ATM) (%)	V(UB) (%)	V(LB) (%)	V(γ) (%)	その他 (%)	d(M) (μ m)	マルテンサイト相の 硬度の標準偏差 σ	TS (MPa)	ワレ	スジ状 起伏	
1	0	97	0	3	0	0	0	12	8	1315	5	4	発明例
2	77	18	0	0	0	5	0	1	-	881	4	3	比較例
3	0	2	76	0	21	1	0	11	21	1208	3	2	比較例
4	0	99	0	1	0	0	0	32	7	1319	2	5	比較例
5	3	89	0	8	0	0	0	6	9	1438	5	5	発明例
6	20	54	0	22	0	4	0	4	11	1304	1	4	比較例
7	4	3	71	0	22	0	0	6	25	1325	1	1	比較例
8	4	2	65	0	29	0	0	6	26	1352	1	1	比較例
9	0	100	0	0	0	0	0	14	13	1855	4	5	発明例
10	0	100	0	0	0	0	0	21	15	1829	2	4	比較例
11	0	6	83	0	10	1	0	17	23	1666	2	1	比較例
12	3	82	0	15	0	0	0	5	10	1197	5	5	発明例
13	39	58	0	3	0	0	0	4	22	1084	4	2	比較例
14	0	100	0	0	0	0	0	7	6	1343	5	5	発明例
15	41	30	0	28	0	1	0	1	-	1020	2	3	比較例
16	0	98	0	2	0	0	0	6	9	1488	5	5	発明例
17	0	57	0	43	0	0	0	6	13	1469	1	3	比較例
18	0	100	0	0	0	0	0	10	8	1265	5	5	発明例
19	0	99	0	0	0	1	0	9	15	1754	4	4	発明例
20	0	100	0	0	0	0	0	10	11	1692	5	5	発明例
21	0	100	0	0	0	0	0	11	10	1303	5	5	発明例
22	11	23	0	63	0	3	0	1	-	713	4	4	比較例
23	0	99	0	0	0	1	0	10	19	2037	1	3	比較例
24	0	99	0	0	0	1	0	9	15	1705	2	4	比較例
25	16	39	0	45	0	0	0	5	18	1043	2	4	比較例
26	7	53	0	40	0	0	0	6	18	1272	2	4	比較例
27	14	48	0	38	0	0	0	5	15	1212	2	3	比較例
28	12	53	0	35	0	0	0	5	14	1207	2	3	比較例
29	0	99	0	1	0	0	0	11	10	1360	2	4	比較例
30	0	99	0	1	0	0	0	10	9	1322	2	4	比較例
31	0	99	0	1	0	0	0	11	9	1310	3	4	発明例

*V(F):フェライトの面積率、V(M):マルテンサイトの面積率、V(ATM):オートテンパードマルテンサイトの面積率、V(UB):上部ベイナイトの面積率

V(LB):下部ベイナイトの面積率、V(γ):残留オーステナイトの体積率、その他:前記以外の相の面積率、d(M):マルテンサイトの平均結晶粒径

**マルテンサイトの硬度の標準偏差で「-」は極微細粒のため測定不能

【0076】

発明例では、曲げ加工性に優れながら、980MPa以上、特に1180MPa以上のTSが得られることが確認できる。したがって、発明例によれば、曲げ加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られ、自動車の軽量化に寄与し、自動車車体の高性能化に大きく寄与するという優れた効果を奏する。

【産業上の利用可能性】

【0077】

本発明によれば、曲げ加工性に優れながらTSが980MPa以上、特に1180MPa以上の強度の溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができる。本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板を自動車部品用途に使用すると、自動車の軽量化に寄与し、自動車車体の高性能化に大きく寄与することができる。

【要約】

質量%で、C:0.07~0.25%、Si:0.01~3.00%、Mn:1.5~4.0%、P:0.100%以下、S:0.02%以下、Al:0.01~1.50%、N:0.001~0.008%、Ti:0.003~0.200%、B:0.0003~0.0050%を含み、かつTi>4Nを満足し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、板厚方向において地鉄鋼板表面から1/4位置断面における面積率で、フェライト相が70%以下(0%を含む)、ベイナイト相が20%以下(0%を含む)

10

20

30

40

50

)、マルテンサイト相が25%以上、残留オーステナイト相が3%未満(0%を含む)であり、前記マルテンサイト相の平均結晶粒径が20 μ m以下であり、前記マルテンサイト相のビッカース硬度のバラツキが標準偏差で20以下である高強度溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法。

 フロントページの続き

(51) Int.Cl.			F I	
C 2 3 C	2/40	(2006.01)	C 2 3 C	2/40
C 2 3 C	2/06	(2006.01)	C 2 3 C	2/06

(56) 参考文献 特開 2 0 1 1 - 1 5 3 3 6 1 (J P , A)
 特開 2 0 1 1 - 1 1 1 6 7 0 (J P , A)
 特開 2 0 0 9 - 2 0 9 3 8 4 (J P , A)
 国際公開第 2 0 1 1 / 1 2 9 4 5 2 (W O , A 1)
 特開 2 0 1 0 - 2 1 5 9 5 8 (J P , A)
 国際公開第 2 0 1 5 / 1 6 2 8 4 9 (W O , A 1)

(58) 調査した分野(Int.Cl. , DB名)

C 2 2 C	3 8 / 0 0	-	3 8 / 6 0
C 2 1 D	8 / 0 0	-	8 / 0 4
C 2 1 D	9 / 4 6	-	9 / 4 8
C 2 3 C	2 / 0 6	-	2 / 4 0