

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第6940691号
(P6940691)

(45) 発行日 令和3年9月29日(2021.9.29)

(24) 登録日 令和3年9月6日(2021.9.6)

(51) Int.Cl.	F 1
C 22 C 38/00	(2006.01) C 22 C 38/00 3 O 1 T
C 22 C 38/06	(2006.01) C 22 C 38/06
C 22 C 38/14	(2006.01) C 22 C 38/14
C 21 D 9/46	(2006.01) C 21 D 9/46 J

請求項の数 15 (全 13 頁)

(21) 出願番号	特願2020-513591 (P2020-513591)	(73) 特許権者	592000691 ポスコ P O S C O 大韓民国 キョンサンプクード ポハン シ ナムーグ ドンヘアン一口 6261 (コエドンードン)
(86) (22) 出願日	平成30年9月13日 (2018.9.13)	(74) 代理人	100083806 弁理士 三好 秀和
(65) 公表番号	特表2020-532655 (P2020-532655A)	(74) 代理人	100095500 弁理士 伊藤 正和
(43) 公表日	令和2年11月12日 (2020.11.12)	(74) 代理人	100111235 弁理士 原 裕子
(86) 國際出願番号	PCT/KR2018/010750		
(87) 國際公開番号	W02019/054769		
(87) 國際公開日	平成31年3月21日 (2019.3.21)		
審査請求日	令和2年3月5日 (2020.3.5)		
(31) 優先権主張番号	10-2017-0117329		
(32) 優先日	平成29年9月13日 (2017.9.13)		
(33) 優先権主張国・地域又は機関	韓国 (KR)		
(31) 優先権主張番号	10-2017-0117343		
(32) 優先日	平成29年9月13日 (2017.9.13)		
(33) 優先権主張国・地域又は機関	韓国 (KR)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】塗装後の写像性に優れた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 : 0.001 ~ 0.03%、Si : 0.001 ~ 0.35%、Mn : 0.05 ~ 2.2%、P : 0.003 ~ 0.1%、S : 0.001 ~ 0.025%、Al : 0.01 ~ 0.1%、Nb : 0.001 ~ 0.007%、残部Fe及び不可避不純物からなり、

鋼板の微細組織は、主組織がフェライト相からなり、前記フェライト相は、面積分率で95%以上であり、

鋼板表層部における{001}<110>集合組織(R-cube texture)が面積分率で5%以下である、塗装後の写像性に優れた鋼板。

10

【請求項 2】

前記鋼板は、Nb : 0.005 ~ 0.03%及びTi : 0.005 ~ 0.10%からなる群より選択された1種以上を含む、請求項1に記載の塗装後の写像性に優れた鋼板。

【請求項 3】

前記鋼板表層部の平均結晶粒サイズは30 μm以下である、請求項1に記載の塗装後の写像性に優れた鋼板。

【請求項 4】

前記鋼板表層部における結晶粒サイズの標準偏差が8以下である、請求項1に記載の塗装後の写像性に優れた鋼板。

【請求項 5】

20

前記鋼板表層部における結晶粒サイズ $30\text{ }\mu\text{m}$ 以上の結晶粒の面積分率に対する結晶粒サイズ $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下の結晶粒の面積分率の割合(結晶粒サイズ $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下の結晶粒の面積分率 / 結晶粒サイズ $30\text{ }\mu\text{m}$ 以上の結晶粒の面積分率)が0.5以上である、請求項1に記載の塗装後の写像性に優れた鋼板。

【請求項6】

前記鋼板表層部の縦横比(Aspect Ratio)が0.3以下である結晶粒が占める面積分率が15%以下である、請求項1に記載の塗装後の写像性に優れた鋼板。

【請求項7】

前記鋼板は、表面にめっき層をさらに含み、前記めっき層は、Al系めっき層、Zn系めっき層、Zn-Al-Mg系合金めっき層のうちいずれかである、請求項1に記載の塗装後の写像性に優れた鋼板。10

【請求項8】

質量%で、C:0.001~0.03%、Si:0.001~0.35%、Mn:0.05~2.2%、P:0.003~0.1%、S:0.001~0.025%、Al:0.01~0.1%、N:0.001~0.007%、残部Fe及び不可避不純物からなる鋼スラブを加熱する段階と、

前記加熱された鋼スラブを熱間圧延して熱延鋼板を製造する段階と、

前記熱延鋼板を巻取る段階と、

前記熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板を製造する段階と、を含み、

前記熱間圧延の際に圧延油を400~1000cc/分の速度で噴射して行い、20

微細組織は、主組織がフェライト相からなり、前記フェライト相は、面積分率で95%以上であり、鋼板表層部における{001}<110>集合組織(R-cube texture)が面積分率で5%以下である鋼板を得る、塗装後の写像性に優れた鋼板の製造方法。

【請求項9】

前記鋼スラブは、Nb:0.005~0.03%及びTi:0.005~0.10%からなる群より選択された1種以上を含む、請求項8に記載の塗装後の写像性に優れた鋼板の製造方法。

【請求項10】

前記加熱は、1100~1300の温度範囲で100~300分間行う、請求項8に記載の塗装後の写像性に優れた鋼板の製造方法。30

【請求項11】

前記熱間圧延後に、10~100/秒の冷却速度で冷却する、請求項8に記載の塗装後の写像性に優れた鋼板の製造方法。

【請求項12】

前記熱間圧延後に、500~750の範囲で巻取る、請求項8に記載の塗装後の写像性に優れた鋼板の製造方法。

【請求項13】

前記冷間圧延は、60~90%の圧下率で行う、請求項8に記載の塗装後の写像性に優れた鋼板の製造方法。40

【請求項14】

前記冷間圧延後にめっき層を形成する段階をさらに含み、前記めっき層は、Al系めっき層、Zn系めっき層、及びZn-Al-Mg系合金めっき層のうちいずれかである、請求項8に記載の塗装後の写像性に優れた鋼板の製造方法。

【請求項15】

前記めっき層を形成する段階は、電気めっき、溶融めっき、及び真空蒸着のうちいずれかの方法で行う、請求項14に記載の塗装後の写像性に優れた鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車、家電製品などの外板材などに用いられる鋼板に関し、塗装後の優れた写像性を有する鋼板及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

一般に、鉄鋼工程で製造された薄板の冷延鋼板は、加工性に優れ、他の材料に比べて比較的安価であるため、自動車、家電製品などの外板材などで広く用いられている。かかる冷延鋼板は、耐腐食性の向上及び優れた外観の確保のために、大部分が塗装工程を経て塗装された状態で用いられている。そのため、塗装後の優れた外観を確保すべく、塗装溶液や塗装方法などの技術に対する研究が集中的に行われてきた。

【0003】

しかし、塗装された鋼板であっても、鋼板の外観品質は鋼板自体の表面品質による影響を受ける。非特許文献1によると、鋼板の表面粗度 (Roughness average, Ra) が低いほど鋼板の中波長粗度 (Waviness curve average, Wca) が低くなり、鋼板のWcaが低くなるほど、塗装後の外観が良くなり、特にEDT、ショットブラスト (Shot blast) のような確率論的 (stochastic) ロール加工方法において、かかる傾向が顕著に現れる。上記非特許文献1では、素材表面の粗度と写像性の関係についていくつか言及しているが、素材の組織 (grain) と写像性の関係までは開示されていないという限界がある。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0004】

【非特許文献1】 Assessment of steel surface roughness and waviness in relation with paint appearance. (Int. J. Mach. Tools Manufact. Vol. 38. Nos 5 - 6, PP. 647 - 656. 1998)

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0005】

本発明の課題は、鋼板の微細組織を制御して、塗装後の優れた写像性を確保することができる鋼板及びその製造方法を提供することである。

【0006】

一方、本発明の課題は、上述した内容に限定されない。本発明の課題は、本明細書の内容全般から理解されることが可能、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、本発明の追加的な課題を明確に理解するものである。

【課題を解決するための手段】

【0007】

本発明の一実施形態は、重量%で、C : 0.001 ~ 0.03%、Si : 0.001 ~ 0.35%、Mn : 0.05 ~ 2.2%、P : 0.003 ~ 0.1%、S : 0.001 ~ 0.025%、Al : 0.01 ~ 0.1%、N : 0.001 ~ 0.007%、残部Fe及び不可避不純物を含み、鋼板の微細組織は、主組織がフェライト相からなり、鋼板表層部における {001} <110> 集合組織 (R-cube texture) が面積分率で5%以下である塗装後の写像性に優れた鋼板を提供する。

【0008】

本発明の他の一実施形態は、重量%で、C : 0.001 ~ 0.03%、Si : 0.001 ~ 0.35%、Mn : 0.05 ~ 2.2%、P : 0.003 ~ 0.1%、S : 0.001 ~ 0.025%、Al : 0.01 ~ 0.1%、N : 0.001 ~ 0.007%、残部Fe及び不可避不純物を含む鋼スラブを加熱する段階と、上記加熱された鋼スラブを熱間圧延して熱延鋼板を製造する段階と、上記熱延鋼板を巻取る段階と、上記熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板を製造する段階と、を含み、上記熱間圧延の際に圧延油を400 ~ 1000 ccc / 分の速度で噴射して行う、塗装後の写像性に優れた鋼板の製造方法を提供する。

10

20

30

40

50

【発明の効果】**【0009】**

本発明の鋼板によると、通常の塗装又は薄膜の塗装を行っても、鋼板表面の性状が良く、写像性に優れた効果を得ることができる。また、鋼板の微細組織の微細化、均一化のために加工性を向上させるとともに、加工不良によるコストを削減することができるという効果がある。

【図面の簡単な説明】**【0010】**

【図1】(a)及び(b)はそれぞれ、本発明の実施例のうち、比較例1及び発明例1に対する塗装後の写像性を肉眼で比較した写真である。

10

【図2】本発明の実施例のうち、発明例及び比較例の表層部の結晶粒サイズとR-cub集合組織の割合の関係を示したグラフである。

【図3】本発明の実施例のうち、発明例及び比較例のWa分布を示したグラフである。

【図4】(a)及び(b)はそれぞれ、本発明の実施例のうち、比較例1及び発明例1のEBSD(Electron Backscatter Diffraction)結果を示したものである。

【発明を実施するための形態】**【0011】**

以下、本発明の鋼板について詳細に説明する。

【0012】

20

先ず、本発明の鋼板組成について詳細に説明する。本発明の鋼板は、重量%（以下、「%」と記載する）で、C:0.001~0.03%、Si:0.001~0.35%、Mn:0.05~2.2%、P:0.003~0.1%、S:0.001~0.025%、Al:0.01~0.1%、N:0.001~0.007%を含むことが好ましい。

【0013】

C:0.001~0.03%

上記炭素(C)の含有量が0.001%未満の場合には、熱延板の結晶粒が粗大となって強度が低くなり、面内異方性が高くなるのに対し、0.03%を超えると、鋼中の固溶Cの量が多くなって耐時効性の確保が難しくなり、固溶強化により強度は増加するものの延性が大きく低下する。したがって、上記Cは、0.001~0.03%含まれることが好ましい。より好ましくは、0.002~0.015%に制限することが有利である。

30

【0014】

Si:0.001~0.35%

上記シリコン(Si)は、鋼中の固溶強化元素であって、強度の確保に有利であるが、その含有量が0.001%未満の場合には、強度向上の効果がほとんどなく、Siの含有量が0.35%を超えると、熱間圧延中の表面スケール欠陥を誘発するだけでなく、フェライト安定域が広くなり、熱間圧延の際に2相域圧延が発生するため、不均一な微細組織を有するようになる。したがって、その含有量を0.001~0.35%にすることが好ましい。より好ましくは、0.01~0.3%含まれることが好ましい。

【0015】

40

Mn:0.05~2.2%

マンガン(Mn)は、上記Siと同様に、鋼を固溶強化させるのに効果的な元素である。かかる効果を得るためにには、0.05%以上含有されることが好ましい。0.05%未満の場合には、強度向上の効果が小さく、高温延性が低下する。これに対し、Mnの含有量が2.2%を超えると、塑性異方性が増加し、焼鈍中の表層部の酸化物が増加して、めつき特性が低下する。したがって、上記Mnの含有量は、0.05~2.2%にすることが好ましい。より好ましくは、0.1~0.8%含まれることが好ましい。

【0016】

S:0.001~0.025%

上記硫黄(S)は、鋼中に存在する不純物であって、その含有量が0.025%を超える

50

ると、Mnなどと結合して非金属介在物を形成する。その結果、鋼の切断加工の際に、微細な亀裂が発生しやすくなり、成形性にも不利である。しかし、その含有量を0.001%未満にして鋼を製造すると、製鋼操業の際の時間が過度にかかり、生産性が低下するという問題がある。したがって、上記Sの含有量は、0.001~0.025%に制限することが好ましい。

【0017】

A1 : 0.01 ~ 0.1%

上記アルミニウム(A1)は、脱酸剤として添加する成分であり、鋼中窒素と結合してA1N析出物を形成して耐時効特性が向上する。その含有量が0.01%未満の場合には、上述の効果を十分に得ることができない。これに対し、その含有量が0.1%を超えると、A1N析出物の形成が原因となって、連続鋳造の際のスラブに欠陥が発生しやすくなる。したがって、その含有量を0.01~0.1%に制限することが好ましい。

10

【0018】

N : 0.001 ~ 0.007%

上記窒素(N)は、製鋼中不可避に添加される元素であるが、固溶強化の効果が大きく、Ti、Alなどと結合して粗大な析出物を形成する。その含有量が0.007%を超えると、固溶Nの増加により耐時効特性が悪化し、その含有量を0.001%未満にして鋼を製造すると、製鋼操業の際に生産性が低下するという問題がある。したがって、本発明では、0.001~0.007%に制限することが好ましい。

【0019】

P : 0.003 ~ 0.1%

鋼中リン(P)は、強度上昇のために添加される代表的な固溶強化元素であるが、粒界偏析による脆性を起こし、耐衝撃性を劣化させる。上述の強化効果を得るためにには、少なくとも0.003%以上含有される必要があるが、その含有量が0.1%を超えると、伸び率が急激に減少するとともに、鋼の脆性が大きく増加する。しかし、その含有量を0.003%未満に制御すると、製造コストが過度にかかり、経済的に不利である。したがって、その含有量を0.003~0.1%に制限することが好ましい。

20

【0020】

上記組成に加えて、ニオブ(Nb) : 0.005 ~ 0.03%及びチタン(Ti) : 0.005 ~ 0.10%からなる群より選択された1種以上をさらに含むことができる。

30

【0021】

上記Nbは、炭素を析出し、固溶炭素による時効を防止する役割を果たす。上記Nb量が0.005%未満の場合には、固溶炭素の量が多いため時効現象を防止することが難しく、Nb量が0.03%を超えると、強度が高くなるため、フェライト鋼板の熱間加工性が劣化し、最終製品の強度が増加して成形に不利になる。したがって、上記Nbは0.005 ~ 0.03%含むことが好ましい。

【0022】

上記Tiは、非時効性の確保及び成形性の向上を目的に添加する。尚、Tiは、強力な窒化物及び炭化物生成元素であって、鋼中に添加され、TiN及びTiC析出物を析出させることで、固溶状態の窒素及び炭素を析出して非時効性を確保する。Tiの添加量が0.005%未満の場合には、TiC析出物の析出量が少なすぎるため、上述の効果を得ることが難しくなり、Tiが0.10%を超えると、粗大なTiNの形成により、TiC析出物のサイズも増加して成形性が劣化し、結果として、めっき特性が大幅に低下する可能性がある。したがって、上記Tiの含有量は、0.005 ~ 0.10%であることが好ましく、0.005 ~ 0.06%であることがより好ましい。

40

【0023】

本発明の残りの成分は鉄(Fe)及び不可避不純物を含む。但し、通常の鉄鋼製造過程では、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可能性があり、これを排除することはできない。

【0024】

50

本発明の鋼板は、フェライト相を主組織とすることが好ましい。すなわち、本発明の鋼板は、フェライト相を面積分率で95%以上を含み、フェライト単相組織であることが好ましい。

【0025】

本発明の鋼板表層部の平均結晶粒サイズは $30\text{ }\mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。ここで、鋼板の表層部は、鋼板表面から鋼板厚さの1/16までを意味することが好ましい。より好ましくは、厚さの1/32までであることが好ましい。上記鋼板表層部の平均結晶粒サイズが $30\text{ }\mu\text{m}$ を超えて粗大であると、加工の際に組織の不均一性が増大し、成形性が低下する可能性がある。また、長波長粗度($W_{c,a}$ 又は W_{a})が増加し、塗装後の写像性が劣化する可能性がある。一方、上記平均結晶粒サイズは、小さいほど写像性に有利であるが、平均結晶粒サイズを小さくするためには、合金成分を過度に添加したり、又は押下量を大きくする必要がある。尚、平均結晶粒サイズにより、強度及び延性が大きく変化する可能性があるため、上記結晶粒の平均は $1\text{ }\mu\text{m}$ 以上であることが好ましい。

【0026】

上記鋼板表層部における結晶粒サイズ $30\text{ }\mu\text{m}$ 以上の結晶粒の面積分率に対する結晶粒サイズ $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下の結晶粒の面積分率の割合(結晶粒サイズ $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下の結晶粒の面積分率 / 結晶粒サイズ $30\text{ }\mu\text{m}$ 以上の結晶粒の面積分率)は0.5以上であることが好ましい。鋼板表層部における結晶粒サイズ $30\text{ }\mu\text{m}$ 以上の面積分率に対する結晶粒サイズ $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下の面積分率の割合が0.5未満の場合には、組織の不均一性により、成形性が劣化し、且つ写像性が劣化する可能性がある。

【0027】

上記鋼板表層部における結晶粒サイズの標準偏差は、8以下であることが好ましい。上記標準偏差が8を超えると、組織の不均一性により、成形性及び写像性が劣化するおそれがある。

【0028】

上記鋼板表層部において、縦横比(Aspect Ratio、短径 / 長径)が0.3以下である結晶粒が占める面積分率は15%以下であることが好ましい。上記縦横比が0.3以下である結晶粒が15%を超えると、表層部の微細組織の不均一により、写像性が劣化する可能性がある。

【0029】

上記鋼板表層部は、{001}<110>集合組織(Rotated-Cube texture)が面積分率で5.0%以下であることが好ましい。上記集合組織の面積分率を分析する方法の一例として、後方散乱電子回折(Electron Backscatter Diffraction、EBSD)を挙げることができる。

【0030】

上記{001}<110>集合組織(Rotated-Cube texture、R-cube集合組織)は、主に冷間圧延中に形成される最も安定した集合組織であって、塑性異方性指数(r)の値が集合組織のうち最も低い値を示し、エネルギー的に安定して焼鈍の際に再結晶が発生しないという特徴がある。

【0031】

鋼板の集合組織として<111>集合組織(-fiber texture、-ファイバー組織、圧延方向の垂直方向が<111>面に平行な結晶粒)を形成することによって、塑性異方性指数値を増加させて絞り成形に優れるようにする。尚、写像性の場合には、鋼板表層部におけるR-cube集合組織の存在が重要である。したがって、本発明では、表層部におけるR-cube集合組織が面積分率で5.0%を超えると、圧延、通板、張力などにより、鋼板表面にR-cubeのクラスター(cluster)が現れ、表面テクスチャ(texture)の屈曲が肉眼で認識されて、写像性が劣化するようになる。

【0032】

本発明の表層部における{001}<110>集合組織の平均結晶粒サイズは、鋼板全

10

20

30

40

50

体の平均結晶粒サイズよりは小さいことが好ましい。より好ましくは $20 \mu\text{m}$ 以下である。 $\{001\} < 110>$ 集合組織の平均結晶粒サイズが鋼板全体の平均結晶粒サイズよりも大きくなると、表面凹凸が発生し、写像性が劣化する可能性がある。

【0033】

本発明の鋼板は、長波長粗度 (W_a) が $0.5 \mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。尚、 $0.45 \mu\text{m}$ 以下であることがより好ましい。

【0034】

一方、本発明の鋼板は、めっき層を含むめっき鋼板であることができる。上記めっき鋼板の種類は限定せず、A1系めっき鋼板、Zn系めっき (GI、GA) 鋼板、Zn-A1-Mg系合金めっき鋼板であることができ、方法の側面でも、EGめっきや溶融めっきなどが適用されることがある。

10

【0035】

以下、本発明の鋼板を製造する方法に関する一例について詳細に説明する。本発明の鋼板を製造するためには、上記鋼の合金組成を満たす鋼スラブを加熱し、加熱された鋼スラブを熱間圧延して製造することができる。さらに、上記熱間圧延された鋼板を冷間圧延することができる。上記各工程について詳細に説明する。

【0036】

上述した鋼の合金組成を満たす鋼スラブを準備し、これを加熱する。上記鋼スラブの加熱は、本発明が属する技術分野において通常行われる方法による。好ましい一例として、上記加熱は、鋼スラブ組織の均一化のために、 $1100 \sim 1300$ の雰囲気で $100 \sim 300$ 分間行なうことが好ましい。上記加熱温度が 1100 未満になると、十分な組織均一化が行われず、粗大な炭化物及び窒化物などが再固溶されないため、鋼の成形性に不利である。これに対し、 1300 を超えると、結晶粒成長による不均一な微細組織が形成される。上記加熱時間が 100 分未満の場合には、スラブ深層部まで均一な温度で加熱されず、 300 分を超えると、過度な結晶粒成長が発生する可能性があるため、経済的に好ましくない。

20

【0037】

上記加熱された鋼スラブを熱間圧延する。

上記熱間圧延は、 $850 \sim 1150$ の温度範囲で行なうことが好ましい。上記圧延温度が 1150 よりも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り、結晶粒サイズが粗大となり、熱延鋼板の表面品質が劣化するようになる。これに対し、 850 よりも低い温度で熱間圧延を終了すると、過度な再結晶の遅延によって延伸された結晶粒が発達し、異方性が激しくなって成形性が悪くなり、表層部が2相域 (フェライト + オーステナイト) 圧延になって不均一な微細組織が発達するようになる。

30

【0038】

上記熱間圧延の際に、鋼表面に圧延油を $400 \sim 1000 \text{ ccc}/\text{分}$ で噴射して油圧延を行なうことが好ましい。上記油圧延を行うことにより、圧延ロールの表面に油膜が形成され、圧延荷重の低下及び摩擦係数の減少によって鋼板の表面品質が向上し、表層部のせん断変形量が減少し、表層部から深層部まで均一な微細組織を形成させるのに有利である。上記圧延油噴射量が $400 \text{ ccc}/\text{分}$ 未満で油圧延されると、上述の効果を期待することが難しく、 $1000 \text{ ccc}/\text{分}$ を超えると、圧延中のスリップ現象が原因となって表面に欠陥が発生し、通板性が劣化するため、経済的にも不利である。

40

【0039】

通常、熱間圧延温度が下がるほど、結晶粒が微細化し、均一な微細組織を有するようになる。しかし、温度がさらに下がると、圧延ロールと熱間圧延板材の摩擦が増加し、表層部におけるせん断変形が増加して厚さ方向に均一な組織を有することができなくなる。また、圧延温度が相変態温度以下に下がると、2相域圧延になって表層部の微細組織は、さらに不均一になる。したがって、適正な油圧延を行うと、圧延温度が下がっても、表層部におけるせん断変形が緩和され、表層部の相変態温度も下がるようになる。結果として、上記のように油圧延を行うと、せん断変形が発生する温度範囲が狭くなり、適正圧延温度

50

で組織が微細であり、且つ均一な状態で形成されるようになる。

【0040】

次に、上記圧延された鋼板を冷却する。上記冷却は、熱間圧延された鋼板を500～750の温度まで平均冷却速度10～100／秒で冷却することが好ましい。続いて、上記500～750まで冷却した後、巻取りを行う。好ましくは600～700の温度まで冷却してから巻取る。上記冷却を500未満まで冷却してから巻取ると、鋼中の低温フェライト相が不要に形成され、熱延鋼板の強度が上昇して冷間圧延の際に圧延負荷が増加し、通板性が劣化する。これに対し、750を超えて冷却されて巻取られると、フェライト結晶粒が形成され、不均一な微細組織を有するようになるため、好ましくない。尚、上記冷却の際ににおける平均速度が10／秒未満の場合には、基地組織の結晶粒が粗大となり、微細組織が不均一になる。これに対し、平均冷却速度が100／秒を超えると、低温フェライト相が形成されやすくなり、圧延板の形状が劣化する。
10

【0041】

上記巻取られた鋼板は、本発明の技術分野において通常行われる方法で常温まで冷却される。一例として、空冷又は水冷を介して0.001～100／秒の冷却速度で冷却する。冷却速度が0.001／秒未満の場合には、遅い冷却速度が原因となって結晶粒成長が発生し、製造の際に生産性を低下させる。これに対し、100／秒を超えると、コイル全体の均一な冷却が難しくなり、コイルの位置ごとに不均一な微細組織が形成される可能性がある。
20

【0042】

上記熱間圧延された鋼板を冷間圧延することができる。上記冷間圧延は、熱延鋼板を酸洗処理して表面に付着したスケールを除去した後、60～90%の圧下率で行うことが好ましい。上記圧下率が60%未満の場合には、焼鈍中の再結晶が形成されるのに十分な変形エネルギーを得ることができず、不均一な微細組織を有するようになり、成形性も劣化する。冷間圧下率の上限は、制限する必要がないが、90%を超えると、冷間圧延の際に圧延板の形状の品質が劣化するため、90%以下とすることが好ましい。

上記冷間圧延後、700～900の温度で焼鈍熱処理を行うことができる。

【0043】

一方、上記冷間圧延後にめっきを行うことで、めっき鋼板を製造することができる。上記めっきの種類は、特に限定されるものではなく、本発明が属する技術分野において用いられることができるめっきを適用することができる。A1系めっきや、溶融亜鉛(GI)、合金化溶融亜鉛(GA)のようなZn系めっき、及びZn-A1-Mg系合金めっきが適用されることが可能、方法的には、電気めっき、溶融めっき、及び真空蒸着などが適用されることがある。好ましい一例として、溶融めっきを用いた亜鉛めっき鋼板が適用されることがある。焼鈍を経た鋼板は、Znめっき浴に浸漬して通過させた後、5～50／秒で冷却する。その後、調質圧延を介して、粗度、形状矯正、降伏点延伸の改善を図ることができる。
30

【実施例】

【0044】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明する。但し、下記実施例は、本発明を例示して、より詳細に説明するためのものにすぎず、本発明の権利範囲を限定するためのものではない点に留意する必要がある。本発明の権利範囲は、特許請求の範囲に記載された事項と、それから合理的に類推される事項によって決定されるものであるからである。
40

【0045】

(実施例)

下記表1の組成を有する鋼スラブを製造し、下記表2の工程条件で冷延鋼板を製造した。このように製造された冷延鋼板に対して分析した結果を下記表3に示した。上記表1の組成の単位は重量%であり、残りはFe及び不可避不純物を含む。下記表2の工程で製造された熱延鋼板のサイズは、厚さ3.2mm、長さ及び幅1200mmであり、圧延速度は700～800mpmの条件で一定に製造した。
50

【0046】

【表1】

区分	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti
鋼種1	0.002	0.010	0.08	0.009	0.003	0.03	0.003	0.009	0.029
鋼種2	0.003	0.002	0.07	0.009	0.004	0.03	0.003	0.001	0.046
鋼種3	0.002	0.028	0.14	0.018	0.01	0.03	0.003	0.003	0.001

【0047】

上記表1において、鋼種2のNb、鋼種3のNb、及びTiは、特に管理されたものではなく、不可避に含まれる微量を示したものである。

【0048】

【表2】

区分	鋼種	スラブ加熱温度(℃)	スラブ加熱時間(分)	熱間圧延温度(℃)	圧延油噴射量(cc/分)	巻取温度(℃)	冷間圧下率(%)
発明例1	鋼種1	1176	171	920	600	720	78
比較例1	鋼種1	1180	150	890	-	720	78
発明例2	鋼種1	1192	177	923	800	720	78
比較例2	鋼種1	1178	145	880	1200	720	78
発明例3	鋼種1	1182	184	920	650	720	78
比較例3	鋼種1	1185	158	885	-	720	78
発明例4	鋼種2	1177	179	920	850	700	79
比較例4	鋼種2	1178	149	890	-	700	79
発明例5	鋼種2	1184	173	923	600	700	79
比較例5	鋼種2	1182	149	880	250	700	79
発明例6	鋼種2	1182	169	920	750	700	79
比較例6	鋼種2	1178	157	885	300	700	79
発明例7	鋼種3	1180	166	920	650	620	80
比較例7	鋼種3	1177	148	890	300	620	80
発明例8	鋼種3	1178	178	923	700	620	80
比較例8	鋼種3	1181	148	880	350	620	80
発明例9	鋼種3	1171	172	920	850	620	80
比較例9	鋼種3	1175	156	885	-	620	80

【0049】

上記表2のように製造された発明例及び比較例について、各試験片の表層部における集合組織は、その中でも、R-cube集合組織に対して後方散乱電子回折(Electron Backscatter Diffraction、EBSD)で、{001}<110>集合組織(Rotated-cube texture、R-cube集合組織)の面積分率を計算した。

【0050】

また、表層部の平均結晶粒サイズ、結晶粒サイズ30μm以上の結晶粒の面積分率に対する結晶粒サイズ10μm以下の結晶粒の面積分率の割合(結晶粒サイズ10μm以下の結晶粒の面積分率/結晶粒サイズ30μm以上の結晶粒の面積分率)についても計算した。また、鋼板表層部における結晶粒の縦横比(Aspect Ratio、短径/長径)が0.30以下である結晶粒が占める面積分率も計算した。

【0051】

また、それぞれの試験片に対する加工(約5%程度の2軸引張加工)後の表面Wa値に対しても測定し、その結果を導出した。

【0052】

10

20

30

40

50

上記導出された結果を下記表 3 に示した。

【0053】

【表 3】

区分	表層部 R-cube 集合組織の面 積分率(%)	表層部の結晶粒 平均サイズ(μm)	表層部における 10μm 以下の結晶粒 /30μm 以上の結晶粒 の面積比	表層部における縦 横比 0.3 以下であ る結晶粒の面積分 率(%)	Wa(μm)
発明例 1	4.5	20.3	0.70	11.0	0.30
発明例 2	4.6	19.4	0.60	10.2	0.27
発明例 3	4.7	20.6	0.63	13.8	0.36
発明例 4	4.6	20.2	0.93	12.7	0.27
発明例 5	4.5	25.3	0.96	15.0	0.41
発明例 6	4.9	23.5	0.61	13.6	0.26
発明例 7	4.7	17.8	0.54	9.7	0.41
発明例 8	4.5	17.5	0.78	9.8	0.24
発明例 9	4.2	18.0	0.84	11.5	0.23
比較例 1	6.1	33.2	0.25	17.1	0.56
比較例 2	5.9	35.0	0.53	17.7	0.49
比較例 3	4.7	32.0	0.28	17.4	0.63
比較例 4	6.3	30.4	0.39	14.9	0.61
比較例 5	6.5	36.1	0.41	14.4	0.54
比較例 6	5.9	31.4	0.18	16.0	0.55
比較例 7	6.5	23.9	0.33	17.3	0.60
比較例 8	7.5	22.6	0.14	15.4	0.50
比較例 9	6.2	22.4	0.24	17.5	0.59

【0054】

一方、図 1 の (a) 及び (b) はそれぞれ、上記比較例 1 及び発明例 1 の冷延鋼板の塗装前に約 5 % 程度の 2 軸引張加工をした後に、塗装を行った後、表面の肉眼比較のために、グリッド及び光源を用いて鮮明度を比較した結果である。図 1 の結果から、発明例 1 は、比較例 1 に比べて鮮明度がはっきりしていることが分かる。図 2 は本発明の実施例のうち発明例及び比較例の表層部の結晶粒サイズと R - c u b e 集合組織の分率の関係を示したグラフである。発明例はすべて、表層部に均一な結晶を確保し、R - c u b e 集合組織も本発明の範囲を満たすことが確認できる。

【0055】

図 3 は、上記発明例及び比較例の冷延鋼板に対して Wa 平均とその偏差を示したグラフである。上記 Wa の測定は、2 軸引張状態で約 5 % の加工後に、表面の中波長粗度計を用いて測定した。図 3 に示すように、比較例に比べて、発明例は Wa 値が低く、写像性に優れることが確認できる。

【0056】

一方、図 4 の (a) 及び (b) はそれぞれ、比較例 1 及び発明例 1 の E B S D 分析を介して、表層部の R - c u b e 集合組織の面積分率を計算したものである。比較例 1 の場合には 6 . 1 % であるのに対し、発明例 1 の場合には 4 . 5 % 含むことが確認できる。

【0057】

上記表 3 及び図面の結果から、本発明の条件を満たす場合には、優れた写像性を確保することができることが分かる。

10

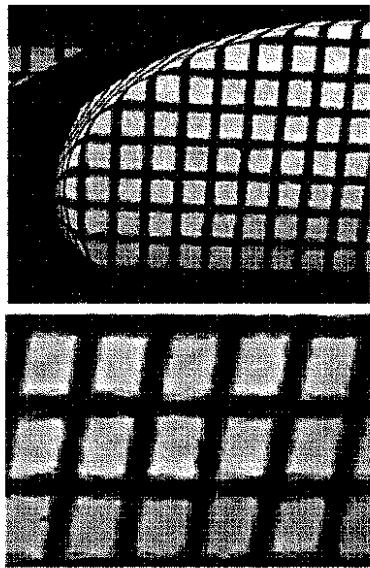
20

30

40

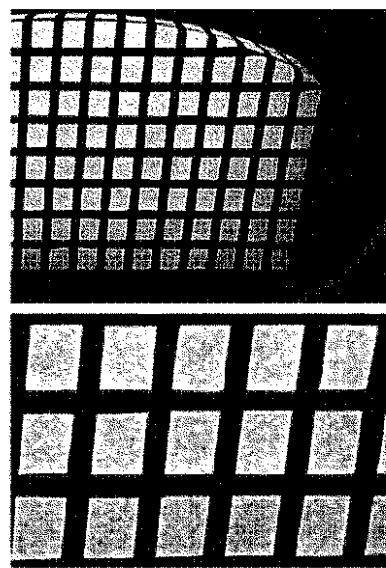
【図1(a)】

(a)

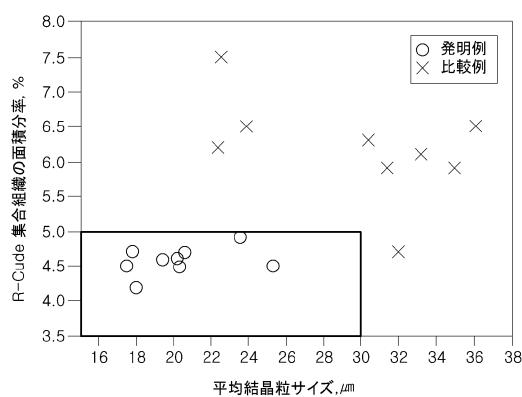


【図1(b)】

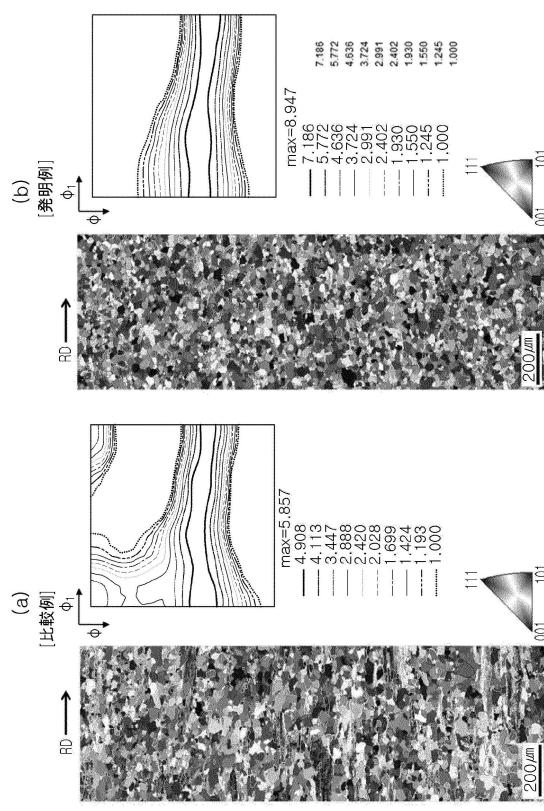
(b)



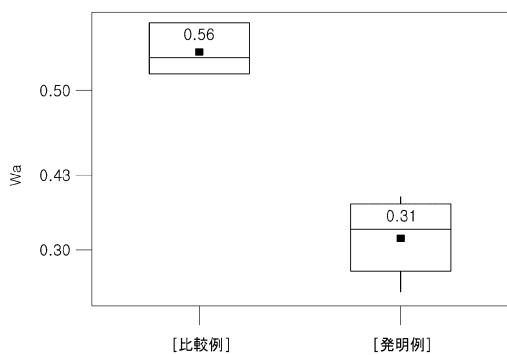
【図2】



【図4】



【図3】



フロントページの続き

(31)優先権主張番号 10-2017-0178933

(32)優先日 平成29年12月24日(2017.12.24)

(33)優先権主張国・地域又は機関

韓国(KR)

(72)発明者 ベク、ドゥ-ジン

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 パク、スル-ギ

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、チュン-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 キム、ジョン-ギ

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、ソン-イル

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 フアン、ヒヨン-ソク

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 イ、ジェ-ウン

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 キム、ジョン-ウン

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 ホン、チョ-ロン

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

審査官 河野 一夫

(56)参考文献 特開平10-046305 (JP, A)

特開2000-234142 (JP, A)

特開2016-132801 (JP, A)

特開2009-191338 (JP, A)

特開2008-056995 (JP, A)

韓国公開特許第10-2013-0504347 (KR, A)

特開2008-231447 (JP, A)

米国特許出願公開第2003/0116238 (US, A1)

特許第4264212 (JP, B2)

特開2006-199997 (JP, A)

特開2011-021224 (JP, A)

特開2011-246767 (JP, A)

特開平11-293344 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 22 C 38 / 00
C 22 C 38 / 06
C 22 C 38 / 14
C 21 D 9 / 46