

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2011-1631
(P2011-1631A)

(43) 公開日 平成23年1月6日(2011.1.6)

(51) Int.Cl.			F I	テーマコード (参考)
C23C	2/02	(2006.01)	C23C 2/02	4K027
C23G	1/08	(2006.01)	C23G 1/08	4K037
C23C	2/28	(2006.01)	C23C 2/28	4K053
C23C	2/06	(2006.01)	C23C 2/06	
C22C	38/00	(2006.01)	C22C 38/00 301T	

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 22 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2010-112392 (P2010-112392)
 (22) 出願日 平成22年5月14日 (2010.5.14)
 (31) 優先権主張番号 特願2009-122198 (P2009-122198)
 (32) 優先日 平成21年5月20日 (2009.5.20)
 (33) 優先権主張国 日本国 (JP)

(71) 出願人 000006655
 新日本製鐵株式会社
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
 (74) 代理人 100105441
 弁理士 田中 久喬
 (74) 代理人 100107892
 弁理士 内藤 俊太
 (72) 発明者 佐藤 寛哲
 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 新
 日本製鐵株式会社内
 (72) 発明者 上村 賢一
 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 新
 日本製鐵株式会社内

最終頁に続く

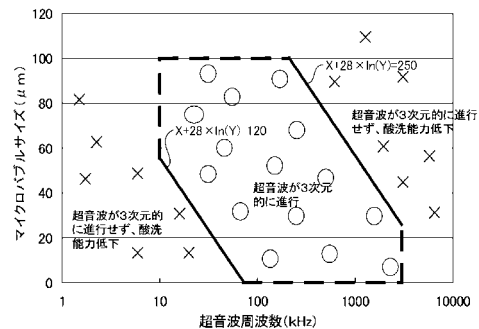
(54) 【発明の名称】 表面性状に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】めっき厚みにバラツキが少なく、プレス加工後にも美しい表面外観を呈する表面外観に優れたプレス加工用合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を提供すること。

【解決手段】C:0.0005~0.01%、Si:1.0%以下、Mn:0.01~1.5%、P:0.005~0.08%、S:0.02%以下、Al:0.01~0.10%、Ni:0.1%以下、Cu:0.1%以下、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成のスラブを得る工程と、熱間圧延して熱延コイルを得る工程と、0.01~100μmの平均気泡径を有するマイクロバブルを供給すると共に10kHz~3MHzの超音波を印加した状態で鋼板表面を酸洗する工程と、50%以上95%以下の冷延率で冷間圧延して所定の厚さの冷延コイルとする工程と、前記コイルを再結晶温度以上の温度で焼鈍するとともに、その後コイル表面に溶融めっきを施す工程とを有することを特徴とする。

【選択図】図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、

C : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 %、

S i : 1 . 0 % 以下、

M n : 0 . 0 1 ~ 1 . 5 %、

P : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 8 %、

S : 0 . 0 2 % 以下、

A l : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 %、

N i : 0 . 1 % 以下、

C u : 0 . 1 % 以下

残部が F e および不可避的不純物からなる成分組成の溶鋼を連続鑄造してスラブを得る工程と、前記スラブを 1 1 0 0 ~ 1 3 0 0 で加熱する工程と、前記加熱スラブを仕上げ温度 8 0 0 以上 1 0 5 0 以下、巻取り温度 5 0 0 以上 8 0 0 以下の条件で熱間圧延して熱延コイルを得る工程と、0 . 0 1 ~ 1 0 0 μ m の平均気泡径を有するマイクロバブルと 1 0 k H z ~ 3 M H z の超音波を、マイクロバブルの平均気泡径を X (μ m)、超音波の周波数を Y (k H z) としたときに、 $X + 2 8 \times \ln (Y)$ が 1 2 0 以上 2 5 0 以下を満たすように印加した状態で鋼板表面を酸洗する工程と、5 0 % 以上 9 5 % 以下の冷延率で冷間圧延して所定の厚さの冷延コイルとする工程と、前記コイルを再結晶温度以上の温度で焼鈍するとともに、その後コイル表面に溶融めっきを施す工程とを有することを特徴とするめっき厚みばらつきが 5 0 % 以内の表面性状に優れたプレス用高強度合金化溶融めっき鋼板の製造方法。

【請求項 2】

質量%で、

C : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 %、

S i : 1 . 0 % 以下、

M n : 0 . 0 1 ~ 1 . 5 %、

P : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 8 %、

S : 0 . 0 2 % 以下、

A l : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 %、

N i : 0 . 1 % 以下、

C u : 0 . 1 % 以下

残部が F e および不可避的不純物からなる成分組成の溶鋼を連続鑄造してスラブを得る工程と、前記スラブを 1 1 0 0 ~ 1 3 0 0 で加熱する工程と、前記加熱スラブを仕上げ温度 8 0 0 以上 1 0 5 0 以下、巻取り温度 5 0 0 以上 8 0 0 以下の条件で熱間圧延して熱延コイルを得る工程と、0 . 0 5 ~ 5 0 μ m の平均粒子径を有する微粒子を含有する洗浄液に、0 . 0 1 ~ 1 0 0 μ m の平均気泡径を有するマイクロバブルと 1 0 k H z ~ 3 M H z の超音波を、マイクロバブルの平均気泡径を X (μ m)、超音波の周波数を Y (k H z) としたときに、 $X + 2 8 \times \ln (Y)$ が 1 2 0 以上 2 5 0 以下を満たすように印加した状態で鋼板表面を酸洗する工程と、5 0 % 以上 9 5 % 以下の冷延率で冷間圧延して所定の厚さの冷延コイルとする工程と、前記コイルを再結晶温度以上の温度で焼鈍するとともに、その後コイル表面に溶融めっきを施す工程とを有することを特徴とするめっき厚みばらつきが 5 0 % 以内の表面性状に優れたプレス用高強度合金化溶融めっき鋼板の製造方法。

【請求項 3】

質量%で、

C : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 %、

S i : 1 . 0 % 以下、

M n : 0 . 0 1 ~ 1 . 5 %、

P : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 8 %、

10

20

30

40

50

S : 0 . 0 2 % 以下、
 Al : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 %、
 Ni : 0 . 1 % 以下、
 Cu : 0 . 1 % 以下
 を含有し、加えて

B : 0 . 0 0 5 0 % 以下、
 Nb : 0 . 1 % 以下、
 Ti : 0 . 1 % 以下

の 1 種または 2 種以上を含有し、残部が Fe および不可避的不純物からなる成分組成の溶鋼を連続鑄造してスラブを得る工程と、前記スラブを 1 1 0 0 ~ 1 3 0 0 で加熱する工程と、前記加熱スラブを仕上げ温度 8 0 0 以上 1 0 5 0 以下、巻取り温度 5 0 0 以上 8 0 0 以下の条件で熱間圧延して熱延コイルを得る工程と、0 . 0 1 ~ 1 0 0 μ m の平均気泡径を有するマイクロバブルと 1 0 k H z ~ 3 M H z の超音波を、マイクロバブルの平均気泡径を X (μ m)、超音波の周波数を Y (k H z) としたときに、 $X + 2.8 \times \ln(Y)$ が 1 2 0 以上 2 5 0 以下を満たすように印加した状態で鋼板表面を酸洗する工程と、5 0 % 以上 9 5 % 以下の冷延率で冷間圧延して所定の厚さの冷延コイルとする工程と、前記コイルを再結晶温度以上の温度で焼鈍するとともに、その後コイル表面に溶融めっきを施す工程とを有することを特徴とするめっき厚みばらつきが 5 0 % 以内の表面性状に優れたプレス用高強度合金化溶融めっき鋼板の製造方法。

10

【請求項 4】

20

質量 % で、

C : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 %、
 Si : 1 . 0 % 以下、
 Mn : 0 . 0 1 ~ 1 . 5 %、
 P : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 8 %、
 S : 0 . 0 2 % 以下、
 Al : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 %、
 Ni : 0 . 1 % 以下、
 Cu : 0 . 1 % 以下
 を含有し、加えて

30

B : 0 . 0 0 5 0 % 以下、
 Nb : 0 . 1 % 以下、
 Ti : 0 . 1 % 以下

の 1 種または 2 種以上を含有し、残部が Fe および不可避的不純物からなる成分組成の溶鋼を連続鑄造してスラブを得る工程と、前記スラブを 1 1 0 0 ~ 1 3 0 0 で加熱する工程と、前記加熱スラブを仕上げ温度 8 0 0 以上 1 0 5 0 以下、巻取り温度 5 0 0 以上 8 0 0 以下の条件で熱間圧延して熱延コイルを得る工程と、0 . 0 5 ~ 5 0 μ m の平均粒子径を有する微粒子を含有する洗浄液に、0 . 0 1 ~ 1 0 0 μ m の平均気泡径を有するマイクロバブルと 1 0 k H z ~ 3 M H z の超音波を、マイクロバブルの平均気泡径を X (μ m)、超音波の周波数を Y (k H z) としたときに、 $X + 2.8 \times \ln(Y)$ が 1 2 0 以上 2 5 0 以下を満たすように印加した状態で鋼板表面を酸洗する工程と、5 0 % 以上 9 5 % 以下の冷延率で冷間圧延して所定の厚さの冷延コイルとする工程と、前記コイルを再結晶温度以上の温度で焼鈍するとともに、その後コイル表面に溶融めっきを施す工程とを有することを特徴とするめっき厚みばらつきが 5 0 % 以内の表面性状に優れたプレス用高強度合金化溶融めっき鋼板の製造方法。

40

【請求項 5】

6 0 k H z 以下の周波数と 8 0 k H z 以上の周波数を 1 種類ずつ以上含む 2 種類以上の周波数の超音波を印加することを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれかに記載のめっき厚みばらつきが 5 0 % 以内の表面性状に優れたプレス用高強度合金化溶融めっき鋼板の製造方法

50

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、主に自動車分野に適用されるプレス加工用合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法に関し、特に、表面外観に優れたプレス加工用合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、地球の温暖化を防止する観点から、二酸化炭素排出規制策として、新たな自動車燃費改善目標が設定され、低燃費車優遇税制が導入されるなど、自動車の燃費向上が求められている。自動車の燃費向上には、自動車車体の軽量化が有効な手段であり、こうした軽量化の観点から自動車車体用鋼板の薄肉化が要望されている。一方、自動車車体の安全性確保の観点から、自動車車体用鋼板の高強度化も要望されている。

10

【0003】

このような鋼板の薄肉化および高強度化の要望を満たし、複雑な形状にプレスされる自動車車体用鋼板としては、表面耐食性および電着塗装性に優れ、かつ表面外観に優れたプレス成形性の良い合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板が求められている。

【0004】

一般に、高張力鋼板（ハイテン）においては、鋼板の強度を向上させるため、鋼中に、Si、Mn、P等の固溶強化元素を含有させることが行われている。

20

【0005】

上述したSi、Mn、P等の元素を含有する成分組成で製造された溶融めっき鋼板はプレス加工後、表面に線状や筋状などの表面欠陥がしばしば見られ、塗装後にも痕跡を残すことがあり、外観上好ましくなく、問題となっている。

【0006】

この表面欠陥の低減策については、主として熱間圧延前の鋼片（スラブ）の研削やめっき前に熱延鋼板又は冷延鋼板を研削することによって表面欠陥を低減する技術等がこれまで種々提案されている。

【0007】

たとえば、極低炭Ti添加鋼板を用いた、めっき表面の模様性欠陥の少ない合金化亜鉛めっき鋼板の製造方法として、鋳片溶削や鋼板研削による鉄歩留口スの少ない製造方法として、連続鋳造時に鋳型内電磁攪拌を実施し、鋳片の成分偏析を防止して、模様状欠陥を防止するために実施していた鋳片溶削量、鋼板研削量を大幅に低減することを特徴とする方法（例えば、特許文献1参照）や、高Si系鋼板または高P系鋼板を基材とする外観およびめっき密着性と加工性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法として、被めっき鋼板の表面を研削してRa：0.3～0.6とし、溶融亜鉛めっき浴に浸漬した後、加熱合金化処理を行う加工性の優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が提案されている（例えば、特許文献2参照）。

30

【0008】

さらに、鋼板の高強度化のため、Pを添加したP添加鋼が用いられているが、Pは非常に偏析しやすい元素であり、スラブ表面に偏析したPが熱間圧延、冷間圧延によって長手方向に圧延されてコイル表面にPの濃化層が形成され、このPの濃化層においてめっき時に合金化が遅れ、合金化溶融亜鉛めっき鋼板において線状の疵が発生する原因となることが知られていて、P含有量が0.03%以上の合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造において、鋼板表面の不均一性を解消するために鋼板中P量に応じた研削量で鋼板表面研削を行い、合金化処理を誘導加熱方式の合金化炉で行う方法も提案されている（例えば、特許文献3参照）。

40

【0009】

これらの従来技術では、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の線状の模様状欠陥を防止するため、例えばP含有量が0.03%以上の極低炭Ti添加鋼板を用いる場合には、連続鋳造鋳

50

片段階で表面を3mm以上スカーフ除去し、さらにめっき前の鋼板段階で表面を5μm以上研削していた。これにより、めっき後の模様状欠陥発生を防止して表面品質を確保していた。P含有量が少ない極低炭Ti添加鋼板を用いる場合であっても、鍍片段階で表面を3mm以上スカーフ(溶削)し、重研削ブラシにて鋼板表面を2μm以上研削しているのが現状である。

【0010】

一方、熱延後のスケール除去のための酸洗技術についても種々提案されている。例えば特許文献4～6では、酸洗能力を向上させる方法として20～100kHzの超音波を印加する方法がある。また、特許文献7では、酸洗効率を向上させるために、超音波振動子を鋼板に近接する方法が提案されている。しかし、これらの技術は、洗浄能力の均一性や細部の洗浄能力が高くなく、上述した研削の効果はなかった。さらに熱延鋼板の幅以上の超音波振動子が必要であったり、鋼板と近接させる必要があった。

10

【先行技術文献】

【特許文献】

【0011】

【特許文献1】特開2004-149866号公報

【特許文献2】特開2004-169160号公報

【特許文献3】特許第2576329号公報

【特許文献4】特開平4-341588号公報

【特許文献5】特開2003-313688号公報

20

【特許文献6】特開平5-125573号公報

【特許文献7】特開2000-256886号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0012】

本発明は、鋼板成分として、加工性を向上させるために、極低炭素鋼を基本成分とし、強化元素であるPを含有する高張力鋼板を用いた合金化溶融めっき鋼板において、めっき厚みにバラツキが少なく、プレス加工後にも美しい表面外観を呈する表面外観に優れたプレス加工用合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を提供するもので、また、めっき厚みのバラツキを少なくするための熱延鋼板の研削量を低減させ、かつ、研削量を最適化する表面外観に優れたプレス加工用合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を提供することを課題とするものである。

30

【課題を解決するための手段】

【0013】

本発明者は、極低炭素鋼を基本成分とし、強化元素であるPを含有する高張力合金化溶融めっき鋼板の線状模様の表面欠陥を発生させるP濃度ムラの発生原因について鋭意研究した。その結果、溶融めっき鋼板を合金化する際に、Pが鋼板表層に存在するとPが存在する部分では合金化処理で合金化速度を遅らせ、その結果、P濃度の高低が混在する部位では、合金化速度に差異が生じ、めっき厚みにばらつきが生じ、外観上白っぽく、又は黒っぽく縦長の模様の表面欠陥を発生する。そして、このような表面欠陥のある合金化溶融めっき鋼板をプレス加工すると凸部が削れるために模様はより顕著となり、プレス加工製品の外観が損なわれることが判明した。更に熱延板で、スケールと地鉄との界面にP、Ni、Cuが同一箇所濃化していると、酸洗工程でこの部分が残存し、結果としてPの濃化が大きくなる。そして、このようなP、Ni、Cu濃化部とそうでない箇所が混在すると、Pの濃度ムラとなり、結果としてめっき後の合金化処理時にめっき厚みにバラツキが生じ、プレス加工後に線状模様となる表面欠陥が生じることを知見した。

40

【0014】

したがって、めっき後の合金化処理時に線状模様となる表面欠陥が生じないようにするには、熱延鋼板のスケールと地鉄界面に濃化したこれらの元素を取り除けば、表面性状に有害なP濃化部は除去され無害化されることとなる。通常の熱延工程の後には、鋼板表面

50

に生成したスケールを除去するために酸洗を施す。しかしながら、NiやCu等の元素は酸に対して溶けにくいいため、通常の酸洗では残存してしまう。そこで本発明者は、種々酸洗方法を検討した結果、特定の大きさの平均気泡径を有するマイクロバブルと特定の周波数の超音波を併用することにより、これらの元素を酸洗で取り除くことが可能であることを知見した。

【0015】

本発明は、これらの知見に基づいて完成したもので、その発明の要旨は次の通りである。

【0016】

(1) 質量%で、
 C : 0.0005 ~ 0.01%、
 Si : 1.0%以下、
 Mn : 0.01 ~ 1.5%、
 P : 0.005 ~ 0.08%、
 S : 0.02%以下、
 Al : 0.01 ~ 0.10%、
 Ni : 0.1%以下、
 Cu : 0.1%以下

残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成の溶鋼を連続鑄造してスラブを得る工程と、前記スラブを1100 ~ 1300 で加熱する工程と、前記加熱スラブを仕上げ温度800 以上1050 以下、巻取り温度500 以上800 以下の条件で熱間圧延して熱延コイルを得る工程と、0.01 ~ 100 μmの平均気泡径を有するマイクロバブルと10kHz ~ 3MHzの超音波を、マイクロバブルの平均気泡径をX (μm)、超音波の周波数をY (kHz)としたときに、 $X + 28 \times \ln(Y)$ が120以上250以下を満たすように印加した状態で鋼板表面を酸洗する工程と、50%以上95%以下の冷延率で冷間圧延して所定の厚さの冷延コイルとする工程と、前記コイルを再結晶温度以上の温度で焼鈍するとともに、その後コイル表面に溶融めっきを施す工程とを有することを特徴とするめっき厚みばらつきが50%以内の表面性状に優れたプレス用高強度合金化溶融めっき鋼板の製造方法。

【0017】

(2) 質量%で、
 C : 0.0005 ~ 0.01%、
 Si : 1.0%以下、
 Mn : 0.01 ~ 1.5%、
 P : 0.005 ~ 0.08%、
 S : 0.02%以下、
 Al : 0.01 ~ 0.10%、
 Ni : 0.1%以下、
 Cu : 0.1%以下

残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成の溶鋼を連続鑄造してスラブを得る工程と、前記スラブを1100 ~ 1300 で加熱する工程と、前記加熱スラブを仕上げ温度800 以上1050 以下、巻取り温度500 以上800 以下の条件で熱間圧延して熱延コイルを得る工程と、0.05 ~ 50 μmの平均粒子径を有する微粒子を含有する洗浄液に、0.01 ~ 100 μmの平均気泡径を有するマイクロバブルと10kHz ~ 3MHzの超音波を、マイクロバブルの平均気泡径をX (μm)、超音波の周波数をY (kHz)としたときに、 $X + 28 \times \ln(Y)$ が120以上250以下を満たすように印加した状態で鋼板表面を酸洗する工程と、50%以上95%以下の冷延率で冷間圧延して所定の厚さの冷延コイルとする工程と、前記コイルを再結晶温度以上の温度で焼鈍するとともに、その後コイル表面に溶融めっきを施す工程とを有することを特徴とするめっき厚みばらつきが50%以内の表面性状に優れたプレス用高強度合金化溶融めっき鋼板の製造

10

20

30

40

50

方法。

【0018】

(3) 質量%で、

C : 0.0005 ~ 0.01%、

Si : 1.0%以下、

Mn : 0.01 ~ 1.5%、

P : 0.005 ~ 0.08%、

S : 0.02%以下、

Al : 0.01 ~ 0.10%、

Ni : 0.1%以下、

Cu : 0.1%以下

を含有し、加えて

B : 0.0050%以下、

Nb : 0.1%以下、

Ti : 0.1%以下

の1種または2種以上を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成の溶鋼を連続鑄造してスラブを得る工程と、前記スラブを1100~1300で加熱する工程と、前記加熱スラブを仕上げ温度800以上1050以下、巻取り温度500以上800以下の条件で熱間圧延して熱延コイルを得る工程と、0.01~100 μ mの平均気泡径を有するマイクロバブルと10kHz~3MHzの超音波を、マイクロバブルの平均気泡径をX(μ m)、超音波の周波数をY(kHz)としたときに、 $X + 28 \times \ln(Y)$ が120以上250以下を満たすように印加した状態で鋼板表面を酸洗する工程と、50%以上95%以下の冷延率で冷間圧延して所定の厚さの冷延コイルとする工程と、前記コイルを再結晶温度以上の温度で焼鈍するとともに、その後コイル表面に溶融めっきを施す工程とを有することを特徴とするめっき厚みばらつきが50%以内の表面性状に優れたプレス用高強度合金化溶融めっき鋼板の製造方法。

【0019】

(4) 質量%で、

C : 0.0005 ~ 0.01%、

Si : 1.0%以下、

Mn : 0.01 ~ 1.5%、

P : 0.005 ~ 0.08%、

S : 0.02%以下、

Al : 0.01 ~ 0.10%、

Ni : 0.1%以下、

Cu : 0.1%以下

を含有し、加えて

B : 0.0050%以下、

Nb : 0.1%以下、

Ti : 0.1%以下

の1種または2種以上を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成の溶鋼を連続鑄造してスラブを得る工程と、前記スラブを1100~1300で加熱する工程と、前記加熱スラブを仕上げ温度800以上1050以下、巻取り温度500以上800以下の条件で熱間圧延して熱延コイルを得る工程と、0.05~50 μ mの平均粒子径を有する微粒子を含有する洗浄液に、0.01~100 μ mの平均気泡径を有するマイクロバブルと10kHz~3MHzの超音波を、マイクロバブルの平均気泡径をX(μ m)、超音波の周波数をY(kHz)としたときに、 $X + 28 \times \ln(Y)$ が120以上250以下を満たすように印加した状態で鋼板表面を酸洗する工程と、50%以上95%以下の冷延率で冷間圧延して所定の厚さの冷延コイルとする工程と、前記コイルを再結晶温度以上の温度で焼鈍するとともに、その後コイル表面に溶融めっきを施す工程とを

10

20

30

40

50

有することを特徴とするめっき厚みばらつきが50%以内の表面性状に優れたプレス用高強度合金化溶融めっき鋼板の製造方法。

【0020】

(5) 60kHz以下の周波数と80kHz以上の周波数を1種類ずつ以上含む2種類以上の周波数の超音波を印加することを特徴とする(1)~(4)のいずれかに記載のめっき厚みばらつきが50%以内の表面性状に優れたプレス用高強度合金化溶融めっき鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0021】

本発明の高張力鋼板を用いたプレス加工用合金化溶融めっき鋼板では、線状模様等の表面欠陥のないめっき層を有して、めっき厚みばらつきを50%以内としてあるため、合金化溶融めっき鋼板をプレス加工しても美しい外観表面を保持することができる。また、溶融めっき前等での表層の研削量を低減できるので、鋼材のロスを少なくすることができる等の顕著な効果を奏するものである。

10

【図面の簡単な説明】

【0022】

【図1】超音波周波数とマイクロバブルサイズが超音波進行方向に及ぼす影響を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0023】

以下、本発明を詳細に説明する。

20

【0024】

自動車の燃費向上には、自動車車体の軽量化および自動車車体の安全性確保の観点から自動車車体用鋼板の薄肉化および高強度化が要望され、表面外観に優れたプレス成形性の良い高張力合金化溶融亜鉛めっき鋼板が求められている。

【0025】

鋼板を高強度化するためにPを含有した高張力鋼板が被めっき鋼板として用いられているが、Pは非常に偏析されやすい元素であり、スラブ表面に偏析したPが熱間圧延、冷間圧延によって長手方向に圧延されて鋼板表面にPの濃化部が形成され、合金化溶融亜鉛めっきを施すと、P濃化部で合金化の程度に不均一が生じ、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の表面に凹凸が生じ、線状模様の表面欠陥が発生する。さらに、プレス加工をすると凸部が削れるために模様はより顕著となる。

30

【0026】

本発明者は、極低炭素鋼を基本成分とし、強化元素であるPを含有する高張力熱延鋼板を用いた合金化溶融亜鉛めっき鋼板において、めっき表面欠陥の原因となる熱延鋼板表面のPの濃化ムラの発生原因について鋭意研究した結果、熱延板で、スケールと地鉄との界面にP、Ni、Cuが同一箇所に濃化していると、酸洗工程でこの部分が残存し、結果としてPの濃化が大きくなる。その結果、めっき後の合金化処理時にめっき厚みにバラツキが生じ、線状模様となる表面欠陥が生じることを知見した。

40

【0027】

合金化溶融亜鉛めっき鋼板の表面に線状模様となる表面欠陥が発生する原因となるP、Ni、Cuの濃化機構については、次に説明するような濃化機構が考えられる。

【0028】

一般に、合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、連続鑄造したスラブを加熱炉で加熱し、脱スケール後に熱間圧延し、熱延コイルとして巻き取られ、そして、この熱延鋼板に、必要に応じて冷間圧延、焼鈍を施して、合金化溶融亜鉛めっき処理を施すことによって製造されている。

【0029】

スラブの加熱工程において、加熱炉でP、Ni、Cuを含有する連続鑄造スラブを1100~1300で加熱すると、Feは酸化されてスケールとなるが、鋼成分であるNi

50

、CuはFeよりも酸化され難いので、Ni、Cuは酸化されずにスケールと地鉄界面に濃化する。特に、スケール生成に伴いNi、Cu濃化部は地鉄側凸部に多く発生する。

【0030】

次いで、脱スケール(デスク) - 熱間圧延工程において、脱スケールにより1次スケールは除去されるが、地鉄表面に濃化したNi、Cuは除去されないでスラブ表面に残存する。このスラブを熱間圧延するとNi、Cu濃化部は長手方向に圧延されてNi、Cu濃化部の厚さは薄くなるが、その一方で、熱間圧延中の酸化により2次スケールが生成し、それに伴ってNi、Cuが地鉄表面に更に濃化する。

【0031】

巻取り工程においては、Pがスケールと地鉄界面や粒界に濃化する。このPがNi、Cuと同位置に混在すると酸洗で除去されず残存する。

10

【0032】

この鋼板を冷延、焼鈍後に合金化溶融亜鉛めっき処理を施すと、線状模様の表面欠陥の発生部位は、P、Ni、Cuが混在して濃化している部位であることが分かった。このことから、線状模様の表面欠陥の発生は、Pの濃化の有無に係わらず、表層でのNi、Cu、Pが混在して濃化していることに原因があるものと判断できる。

【0033】

そこで、本発明では、スラブ表面に偏析したPの濃化部を低減することについて、研究した結果、酸洗工程において、特定の大きさの平均気泡径を有するマイクロバブルと特定の周波数の超音波を併用することにより、これらの元素を酸洗で取り除くことが可能で無害化できることを知見した。マイクロバブルとは、マイクロ(μm)オーダーの空気が入っている泡であり、ビールの泡や魚用のぶくぶく泡とは比べ物にならない小さな泡で、浮遊速度が極めて遅く、溶液中での寿命が長い、水平方向への拡散性も優れているといった特性を有する。

20

【0034】

本発明は、これらの知見に基づいて完成したものである。

【0035】

まず、本発明で鋼板の成分を限定した理由について説明する(なお、ここで記載の%は、特別の断りがなければ質量%を意味する)。

【0036】

自動車用鋼板としては、高張力化と共に、深絞り性等のプレス成形性を満足するものでなければならない。本発明では、鋼板成分として、加工性を向上させるために、極低炭素鋼を基本成分とし、強化元素であるSi、Mn、P等を添加した高張力鋼板を用いるものである。以下に各成分の添加理由および各成分の成分範囲を限定した理由を説明する。

30

【0037】

(C: 0.0005 ~ 0.01%)

Cは、プレス加工性に関する伸び及びr値を低減させる元素であり、少ないほうが好ましいが、0.0005%未満に低減させるためには製鋼プロセスからしてコストがかかり操業上現実的でない。一方、0.01%を超えると加工性を害することとなるので、上限を0.01%とした。好ましくは、上限は0.008%である。

40

【0038】

(Si: 1.0%以下)

Siは、鋼の強度を改善する元素であるが、Siが多くなると鋼板表面にSi酸化物が形成され溶融めっきの際に不めっきやめっき密着性を低下させることとなるので、Siの上限を1.0%とした。また、強度確保の観点から0.1%以上の含有量とすることが好ましい。

【0039】

(Mn: 0.01 ~ 1.5%)

Mnは、鋼の強度を改善する元素であり、他の強化元素と組み合わせて使用するが、0.01%未満では精錬コストが高くなるため、下限を0.01%とする。一方、1.5%

50

を超えて含有すると鋼板が硬化して加工性を低下させることとなり、また鋼板の表面にMn酸化物が生成し、溶融めっき性が損なわれるので、Mnの上限を1.5%とした。

【0040】

(P: 0.005 ~ 0.08%)

Pは、鋼の強度を改善する能力の大きな元素であり、加工性に対する悪影響もSi、Mn等に比較して少なく、鋼の強化には有用であるが、0.005%未満ではその効果が得られない。一方、Pは溶融亜鉛めっきの合金化反応を遅くさせる元素であり、めっき表面に線状模様を発生させ表面性状を劣化させたり、スポット溶接性にも悪影響を与える元素であるので、その上限を0.08%とした。

【0041】

(S: 0.02%以下)

Sは、鋼中に不可避免的に含有される不純物であり、深絞り性の観点からも少ないほうが好ましいが、0.02%以下であれば、実質的な悪影響はなく、許容できる範囲である。

【0042】

(Al: 0.01 ~ 0.1%)

Alは、鋼の脱酸元素として含有される元素であって、0.01%未満では十分な脱酸効果が得られない。しかし、0.1%を超えると加工性の低下を招くので、上限を0.1%とした。

【0043】

(Ni: 0.1%以下)

Niは鋼組成を製鋼にて調整する際、除去しにくい元素であるが、0.1%を超えると溶融めっき鋼板で模様が発生し易くなるため上限を0.1%に抑制する。また多量に添加する際は、高価なNiをあえて添加する必要がありコスト上昇を招くので、上限を0.1%とする。なお、下限は特に限定するものではないが、0.004%とすることが好ましい。

【0044】

(Cu: 0.1%以下)

CuもNiと同様に鋼組成を製鋼にて調整する際、除去しにくい元素であるが、0.1%を超えると溶融めっき鋼板で模様が発生し易くなるため、また、粒界脆化やコスト上昇にもつながるため、上限を0.1%とする。なお、下限は特に限定するものではないが、0.004%とすることが好ましい。

【0045】

本発明の鋼板で必要に応じて添加する成分について以下に説明する。

【0046】

(B: 0.005%以下)

Bは、Nとの親和力が強く、凝固時または熱間圧延時に窒化物を形成し、鋼中に固溶しているNを低減して加工性を高める効果がある。しかしながら含有量が0.005%を超えると溶接時に溶接部及びその熱影響部が硬質化し靱性が劣化する。また、熱延板での強度も高くなり、冷間圧延時の負荷が高くなる。更に、再結晶温度が高くなることにより、加工性の指標であるr値の面内異方性が大きくなりプレス成形性が劣化する。よってB含有量は0.005%以下とする。なお、Bを添加する場合には0.0001%以上添加することが加工性改善のためには好ましい。

【0047】

(Nb: 0.1%以下)

Nbは、C及びNとの親和力が強く、凝固時または熱間圧延時に炭窒化物を形成し、鋼中に固溶しているC及びNを低減して加工性を高める効果がある。しかしながら含有量が0.1%を超えると再結晶温度が高くなることにより、加工性の指標であるr値の面内異方性が大きくなりプレス成形性が劣化する。また、溶接部の靱性も劣化する。よって、Nb含有量は0.1%以下とする。なお、Nbを添加する場合には0.005%以上添加することが加工性改善のためには好ましい。

10

20

30

40

50

【0048】

(Ti: 0.1%以下)

Tiは、鋼中のNをTiNとして固定し、固溶N量を低減することにより、加工性を改善する元素であり、0.1%を超えて添加してもその効果は飽和し、むしろTiCを形成して加工性を劣化させる。なお、Tiを添加する場合には0.005%以上添加することが加工性改善のためには好ましい。

【0049】

次に製造方法について説明する。

【0050】

スラブを1100~1300で加熱する理由は、1100未満では、熱延での負荷が高くなり、また所望する熱延仕上げ温度を確保できない。一方で、1300を超える加熱はエネルギーを過剰に使用しコスト増を招く。

10

【0051】

熱間圧延で仕上げ温度が800未満となると、混粒組織となり、材質バラツキ原因となる。一方で1050以上の仕上げ温度にするためには、加熱温度を高温にする必要があり、コスト増につながる。また、強度低下原因ともなる。よって、熱延仕上げ温度は800以上1050以下に限定した。

【0052】

巻取り温度は500未満だと形状不良の原因となる。一方で、800を超えて巻き取るとスケール疵が生成し易くなる。また冷延焼鈍後の強度低下につながる。したがって、本発明では、巻取り温度を500以上800以下と限定した。

20

【0053】

スラブを熱間圧延、冷間圧延とすると、表面に偏析したP及び表面に濃化したNi、Cuが熱間圧延、冷間圧延によって長手方向に圧延されて鋼板表面にP、Ni、Cuが混在した濃化部が形成される。この濃化部に存在するPはめっきの合金化処理時に合金化反応を遅らせて、線状模様の表面欠陥が発生する。本発明では、酸洗工程において、特定の大きさの平均気泡径を有するマイクロバブルと特定の周波数の超音波を併用することにより、これらの元素を酸洗で取り除くことが可能で無害化できることを知見した。具体的には、0.01~100 μ mの平均気泡径を有するマイクロバブルを供給すると共に10kHz~3MHzの超音波を印加した状態で鋼板表面を酸洗することを特徴とする。超音波の周波数が10kHz未満の場合、除去能力が低下し、また、鋼板と酸洗液の反応により、鋼板表面から500 μ m以上の気泡が発生し、この大きな気泡によって超音波伝播が阻害され、溶解性向上効果が低下させるため、下限は10kHzとした。一方、3MHz超の周波数を使用した場合、超音波の直進性が強くなり洗浄の均一性が低下する場合があるため、上限を3MHzとした。マイクロバブルの大きさは0.01~100 μ mであり、液中濃度としては数千個/ml~数百個/mlが好ましい。

30

【0054】

マイクロバブル発生の基本機構は、気泡のせん断、気泡の微細孔通過、気体の加圧溶解、超音波、電気分解、化学反応等があるが、本洗浄方法ではマイクロバブルのサイズと濃度が重要であり、マイクロバブル発生方法には依存しない。例えば、せん断方式でマイクロバブルを発生した後に、洗浄液を所定サイズの微細孔を持つフィルターに通すことにより、マイクロバブルの気泡径を制御し、洗浄に使用する。その際、パーティクルカウンターや気泡径分布計測装置等によりマイクロバブルの濃度を計測する。0.01 μ m未満のマイクロバブルを使用した場合、バブル発生装置が大型になり、気泡径を整えてのバブルの供給が難しく、また、酸洗能力も低下するため下限を0.01 μ mとした。一方、100 μ m超のマイクロバブルを使用した場合、バブル浮上速度が増加し、洗浄液中でのバブルの寿命が短くなる。加えて、超音波の伝播がマイクロバブルにより阻害され、酸洗能力が低下してしまうために、上限を100 μ mとした。また、マイクロバブルの平均気泡径と超音波の周波数が特定の関係内であると、超音波が3次元的に進行し、均一かつ広範囲に酸洗能力が向上することを知見した。

40

50

【0055】

図1は、実験によって得られた結果である。マイクロバブルの平均気泡径（マイクロバブルサイズ）を X （ μm ）、超音波周波数を Y （ kHz ）としたときに、 X が $100\mu\text{m}$ 以下、 Y が $10\text{kHz} \sim 3\text{MHz}$ の範囲で、 $X + 28 \times \ln(Y)$ が 120 以上 250 以下であると超音波が3次元的に進行したが、 120 未満あるいは 250 超の場合は1次元的にしか進行しなかった。よって、マイクロバブルの平均気泡径を X （ μm ）、超音波の周波数を Y （ kHz ）としたときに、好ましくは、 $X + 28 \times \ln(Y)$ が 120 以上 250 以下を満たすようにマイクロバブルと超音波を印加することが望ましい。

【0056】

更には、 $X + 28 \times \ln(Y)$ が 120 以上 250 以下を満たす範囲において、低周波側と高周波側の2種類以上の周波数を印加することが望ましい。その理由は以下のような作用によるものと推定している。スケールでの酸洗実験をした場合、超音波の波長と除去し易いスケールの厚みとは、特定の関係にあり、波長が大きくなるほど、すなわち周波数が低くなるほど、除去し易いスケールの厚みは大きくなる。例えば、 38kHz では $10 \sim 30\mu\text{m}$ 程度の厚さのスケール除去に優れていたのに対し、 100kHz では $1 \sim 5\mu\text{m}$ 程度の厚さのスケール除去に優れていた。すなわち、低い周波数の超音波は比較的大きい物に対して、一方、高い周波数の超音波は比較的小さな物に対して有効であった。このことから、厚みが不均一である物の除去に対しては複数の周波数の超音波を印加することが有効であることがわかる。また、超音波の発生装置から発生する超音波は、対象物まで到達するまでに減衰しないのが好ましいが、一般的に高い周波数の超音波は減衰し易く、低い周波数は減衰し難く、遠くの距離まで大きな減衰をせずに届く。従って、同じ発信強度であれば、低い周波数の超音波では問題ないが、高い周波数の超音波では減衰のために鋼板表面まで届かないといった問題が生じる場合がある。特に、超音波発信器から鋼板までの距離が大きい場合や、マイクロバブルで超音波を散乱させる場合、すなわち実質的な超音波伝達距離が大きくなる場合には、高い周波数の超音波の減衰が顕著に現れる。

【0057】

しかしながら、マイクロバブルが含まれる酸洗実験において、高い周波数の超音波と同時に低い周波数の超音波も印加すると、高い周波数の超音波によると思われるサイズのスケールも効率よく除去できた。この現象は、高い周波数の超音波と低い周波数の超音波の組み合わせにすると、減衰し難い低い周波数の超音波に高い周波数の超音波が重畳して、高い周波数の超音波も減衰せずに鋼板まで到達したものと推測される。このように、低い周波数の超音波と高い周波数の超音波を重畳して印加することにより、スケールの下地鉄表面に濃化した不均一な P 、 Ni 、 Cu にも超音波が効果的に作用して、除去を容易にするものと考えられる。なお、これらの効果を得るためには $10\text{kHz} \sim 3\text{MHz}$ の範囲で、低周波側は 60kHz 以下が好ましく、高周波側は 80kHz 以上が好ましい。これらを1種類ずつ以上含む2種類以上の周波数を印加することにより上述の効果が得られる。

【0058】

更には、 $0.05 \sim 50\mu\text{m}$ の平均粒子径を有する微粒子、例えば、酸化物や炭化物等の無機系物質や合成樹脂等の有機系高分子物質を加えることも有効である。この場合の液中の濃度としては好ましく数万個/ ml ～数百個/ ml である。 $0.05\mu\text{m}$ 未満の微粒子を使用した場合、粒子が表面に衝突する衝撃力が弱くなり、酸洗能力向上が期待できない。 $50\mu\text{m}$ 超の微粒子を使用した場合、超音波の伝播及びマイクロバブルの表面への移動を阻害するため酸洗能力低下につながる。よって上限を $0.05\mu\text{m}$ 、下限を $50\mu\text{m}$ とした。

【0059】

本発明では、熱延コイルを 50% 以上 95% 以下の冷延率で冷間圧延して所定の厚さの冷延コイルとする。冷延率を 50% 以上としたのは、 r 値を確保して加工性を確保するためである。また、 50% 未満であると熱延で長くする必要があり、設備的にもコスト増加につながる。一方、冷延率 95% を超えるには、高荷重に耐える冷延機を必要としコスト

10

20

30

40

50

増加につながる。したがって、本発明では、冷延率を50%以上、95%以下とした。

【0060】

また、冷延コイルを再結晶温度以上の温度で焼鈍することによって圧延によって生じた歪が除去され、軟質化して加工性を向上させることができる。焼鈍後に鋼板表面に溶融めっきを施し、合金化処理を行なって合金化溶融亜鉛めっき鋼板とする。この焼鈍と溶融めっき工程は、連続焼鈍炉を用いて行なうことが好ましい。

【0061】

合金化溶融亜鉛めっき鋼板のめっき厚みにバラツキがあると、合金化溶融めっき鋼板のプレス加工時にめっきが厚い箇所が削れて表面に模様が発生する欠陥が生じる。本発明では、プレス加工による模様発生を防止するために、めっき厚みばらつきを50%以内とした。めっき厚みバラツキは、合金化溶融めっき鋼板の断面を研磨し、めっき厚みを測定して、(最高厚み - 最低厚み) ÷ 最高厚み × 100 (%) で求めた。この際、圧延方向と垂直方向に10点以上測定することが好ましい。

10

【実施例】

【0062】

以下実施例に基づいて本発明を詳細に説明する。

【0063】

連続鋳造により表1に示す鋼組成の供試材鋳片(スラブ)を製造した。このスラブを表2に示す条件で加熱、熱延を行ない熱延鋼板とし、その後、熱延鋼板の表面を表3に示す条件で酸洗を実施した。この際、表3に記載のように、マイクロバブルの供給と超音波の印加を行ない、鋼No. T、X、Y、Zについては更に微粒子の供給も行なった。また、鋼No. P、Zについては2種以上の超音波周波数を用いた例である。即ち、鋼No. Pでは40、450及び955kHzの3種類を、鋼No. Zでは31及び120kHzの2種類の超音波周波数を用いた。なお、マイクロバブルの発生にはせん断方式の発生装置を用いた。この装置は、水と空気を超高速で回転させることでマイクロバブルを発生させる方式であり、ポンプ内のプロペラを回転させることにより、回転している箇所で空洞となる部分を形成させ、その空洞となった部分が回転することにより切断され、マイクロバブルを発生させるものである。今回のポンプは圧力0.18MPa、流量40L/minのものを使用した。この鋼板を表4に示す厚みに冷間圧延して所定の厚さの冷延鋼板とした後、表4の条件で連続焼鈍炉での焼鈍を行ない、溶融亜鉛めっき浴に浸漬して溶融めっきをし、合金化処理を行なって、合金化溶融めっき鋼板を得た。なお、下記表1に示す鋼組成における残部はFeおよび不可避免的不純物である。また、下記表1における下線は、本発明の範囲外であることを示す。次に、上述の方法で作製した発明例および比較例の各合金化溶融めっき鋼板について、引張り特性、深絞り加工の指標であるr値、表面性状を評価した。以下、その評価方法について説明する。

20

30

【0064】

引張り特性は、各溶融めっき鋼板から採取したJIS5号試験片を使用して引張り試験を行ない、その伸びE1により評価した。そして、伸びE1が25%以上のものを合格とした。r値の評価は、各溶融めっき鋼板から圧延方向に平行方向、45°方向、直角方向の3方向について夫々JIS5号引張り試験片を採取し、各試験片のr値を測定した。そして、圧延方向に平行なr値を r_0 、45°方向のr値を r_{45} 、直角方向のr値を r_{90} としたとき、下記(C)式により求められる各方向のr値の平均値 r_{ave} により評価した。なお、本実施例においては r_{ave} が1.2以上のものを合格とした。

40

$$r_{ave} = (r_0 + 2 \times r_{45} + r_{90}) / 4 \quad \dots (C)$$

【0065】

表面性状の評価は上述の方法によるめっき厚みのバラツキ調査および表面模様有無で行った。めっき厚み調査は、圧延方向に垂直な方向の15点を測定し、最高厚みと最低厚みから(最高厚み - 最低厚み) ÷ 最高厚み × 100 (%) の式で厚みバラツキとした。表面模様有無判定は、合金化溶融めっき鋼板の表面に砥石をかけた後に実施した。この砥石かけはプレス加工での摩擦を想定したものであり、この方法により実際のプレス加工におい

50

て模様が発生するか否かおおよそ判定が可能である。この方法により模様が発生しなかった合金化溶融めっき鋼板は、模様が発生した合金化溶融めっき鋼板を×とした。

以上の結果を下記表に示す。表5は機械特性である引張強さ、伸び、 r 値を示す。表6はめっき厚のばらつき、模様有無を示す。

【0066】

表5、表6に示すように、発明例の鋼No. A、鋼No. B、鋼No. D、鋼No. E、鋼No. F、鋼No. H、鋼No. K、鋼No. L、鋼No. N、鋼No. P、鋼No. V、鋼No. W、鋼No. X、鋼No. Y、鋼No. Zのめっき鋼板は、いずれも優れた加工性と有するとともに、めっき厚のばらつきも少なく、表面の模様発生もなかった。

【0067】

これに対して、それ以外の鋼のめっき鋼板は、本発明の範囲から外れた比較例である。すなわち、鋼No. Cは、超音波の周波数が本発明の下限以下で、かつ、マイクロバブルの平均気泡径を X (μm)、超音波の周波数を Y (kHz)としたときの $X + 28 \times \ln(Y)$ が本発明の下限以下であったため、めっき厚のばらつきが50%を超え、模様が発生した。鋼No. Gは、 $X + 28 \times \ln(Y)$ が本発明の下限以下であったため、めっき厚のばらつきが50%を超え、模様が発生した。鋼No. Hは、マイクロバブルの平均気泡径を X (μm)、超音波の周波数を Y (kHz)としたときの $X + 28 \times \ln(Y)$ が本発明の下限以下であったため、めっき厚のばらつきが50%を超え、模様が発生した。鋼No. Jは、マイクロバブルの平均気泡径を X (μm)、超音波の周波数を Y (kHz)としたときの $X + 28 \times \ln(Y)$ が本発明の上限以上であったため、めっき厚のばらつきが50%を超え、模様が発生した。鋼No. Iは、マイクロバブルの平均気泡径が本発明の下限以下であったため、めっき厚のばらつきが50%を超え、模様が発生した。鋼No. Mは、超音波の周波数が本発明の上限以上で、かつ、マイクロバブルの平均気泡径を X (μm)、超音波の周波数を Y (kHz)としたときの $X + 28 \times \ln(Y)$ が本発明の上限以上であったため、めっき厚のばらつきが50%を超え、模様が発生した。鋼No. Oは、マイクロバブルの平均気泡径が本発明の上限以上で、かつ、超音波の周波数が本発明の下限以下であったため、めっき厚のばらつきが50%を超え、模様が発生した。

【0068】

鋼No. QはP含有量が本発明の上限を超えている比較例である。この溶融めっき鋼板は、合金化速度が遅くなった結果、表面性状にバラツキを生じ、一部が模様のように認められた。鋼No. Rは、マイクロバブルの平均気泡径が本発明の上限以上で、かつ、マイクロバブルの平均気泡径を X (μm)、超音波の周波数を Y (kHz)としたときの $X + 28 \times \ln(Y)$ が本発明の上限以上であったため、めっき厚のばらつきが50%を超え、模様が発生した。更に、Mn含有量が本発明の上限を超えているため、 r 値が1.1と低値であった。鋼No. Sは、マイクロバブルの平均気泡径を X (μm)、超音波の周波数を Y (kHz)としたときの $X + 28 \times \ln(Y)$ が本発明の下限以下であったため、めっき厚のばらつきが50%を超え、模様が発生した。更に、C含有量が本発明の上限を超えていたため、 r 値が0.9と加工性に劣っていた。

【0069】

鋼No. Tは、マイクロバブルの平均気泡径が本発明の上限以上で、かつ、マイクロバブルの平均気泡径を X (μm)、超音波の周波数を Y (kHz)としたときの $X + 28 \times \ln(Y)$ が本発明の上限以上で、かつ、微粒子のサイズが本発明の上限以上であったため、めっき厚のばらつきが50%を超え、模様が発生した。更に、Ti含有量が本発明の上限を超えていたため、 r 値が0.9と加工性に劣っていた。鋼No. Uは、マイクロバブルの平均気泡径を X (μm)、超音波の周波数を Y (kHz)としたときの $X + 28 \times \ln(Y)$ が本発明の上限以上であり、かつ、Ni含有量が本発明の上限を超えているため、めっき厚のばらつきが50%を超え、模様が発生した。鋼No. VはCu含有量が本発明の上限を超えている比較例である。この溶融めっき鋼板は、表面めっき性状がばらつき、模様が認められた。鋼No. WはNb含有量が本発明の上限を超えている比較例である。この溶融めっき鋼板は、 r 値が0.9と加工性に劣っていた。

10

20

30

40

50

【 0 0 7 0 】

【 表 1 】

鋼No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Cu	Nb	Ti	B
A	0.0014	0.011	0.15	0.014	0.005	0.04	0.006	0.015	0.012		0.0005
B	0.0008	0.005	0.11	0.011	0.004	0.03	0.008	0.012	0.011	0.06	0.0004
C	0.0005	0.010	0.19	0.009	0.012	0.05	0.022	0.040			
D	0.0021	0.010	0.13	0.005	0.006	0.04	0.045	0.012	0.014	0.03	
E	0.0006	0.022	0.17	0.007	0.024	0.06	0.028	0.006			
F	0.0055	0.038	0.64	0.044	0.020	0.03	0.016	0.005	0.019	0.01	0.0014
G	0.0023	0.007	0.55	0.024	0.0055	0.04	0.012	0.014	0.012		0.0012
H	0.0041	0.037	0.64	0.043	0.022	0.08	0.035	0.024	0.025		0.0023
I	0.0034	0.430	0.41	0.019	0.012	0.04	0.025	0.012			
J	0.0049	0.033	0.44	0.044	0.021	0.07	0.040	0.040		0.029	0.0016
K	0.0019	0.007	0.29	0.017	0.013	0.06	0.015	0.011	0.015	0.021	0.0012
L	0.0024	0.263	0.11	0.076	0.018	0.05	0.021	0.016	0.021	0.012	
M	0.0034	0.021	0.82	0.015	0.016	0.02	0.016	0.025		0.025	
N	0.0025	0.640	1.25	0.031	0.003	0.05	0.011	0.009	0.030	0.023	0.0013
O	0.0028	0.030	1.21	0.066	0.016	0.05	0.025	0.007		0.093	0.0035
P	0.0037	0.930	1.52	0.082	0.016	0.07	0.018	0.007		0.081	
Q	0.0031	0.019	0.12	<u>0.222</u>	0.005	0.04	0.038	0.021			
R	0.0021	0.014	<u>2.70</u>	0.011	0.016	0.04	0.022	0.031	0.04		
S	<u>0.035</u>	0.035	0.39	0.030	0.012	0.06	0.015	0.022		0.04	0.0045
T	0.011	0.384	0.11	0.012	0.015	0.06	0.025	0.019		<u>0.32</u>	
U	0.0029	0.600	1.10	0.040	0.013	0.05	<u>0.325</u>	0.011	0.015		0.0008
V	0.0023	0.364	1.39	0.08	0.018	0.05	0.033	<u>0.623</u>			
W	0.0016	0.550	1.26	0.057	0.009	0.04	0.023	0.014	<u>0.63</u>	0.03	0.0013
X	0.0025	0.721	1.12	0.029	0.013	0.05	0.021	0.017	0.021	0.065	
Y	0.0021	0.013	0.58	0.025	0.0084	0.04	0.023	0.016	0.016		0.0012
Z	0.0015	0.015	0.14	0.007	0.015	0.05	0.019	0.017			

10

20

30

40

50

【 0 0 7 1 】

【 表 2 】

鋼No.	熱延			
	加熱温度 °C	仕上温度 °C	巻取温度 °C	熱延板厚み mm
A	1220	900	660	3.3
B	1130	930	650	4.6
C	1170	1010	660	4.9
D	1140	1040	650	5.2
E	1130	910	650	4.4
F	1250	860	660	3.5
G	1280	920	770	3.6
H	1260	860	660	4.6
I	1190	860	650	4.1
J	1280	990	660	5.2
K	1290	1020	780	4.3
L	1260	920	750	4.4
M	1220	860	600	4.2
N	1240	980	760	3.5
O	1170	1030	660	3.7
P	1150	1010	680	4.8
Q	1200	900	550	4.7
R	1280	970	670	4.4
S	1220	920	660	4.9
T	1230	820	670	5.8
U	1290	920	770	5.4
V	1280	980	750	4.6
W	1260	910	660	4.8
X	1240	990	600	3.8
Y	1250	1020	760	3.9
Z	1240	1000	795	3.9

10

20

30

【 0 0 7 2 】

【表 3】

鋼No.	マイクロバブルサイズ X(μm)	超音波周波数 Y(kHz)	$X \cdot 28 \times \ln(Y)$	微粒子サイズ (μm)	備考
A	94	30	189		発明例
B	47	107	178		発明例
C	44	3	75		比較例
D	30	47	138		発明例
E	91	250	246		発明例
F	12	2140	227		発明例
G	5	22	92		比較例
H	21	550	198		発明例
I	0.005	500	174		比較例
J	92	1000	285		比較例
K	55	77	142		発明例
L	40	350	204		発明例
M	20	5000	258		比較例
N	75	72	195		発明例
O	132	3	163		比較例
P	40	40,450,955	143,211,232		発明例
Q	53	250	208		比較例
R	171	1000	364		比較例
S	26	10	90		比較例
T	180	25	270	150	比較例
U	60	3000	284		比較例
V	100	62	216		比較例
W	60	660	247		比較例
X	73	182	219	5	発明例
Y	18	132	155	30	発明例
Z	71	31,120	167,205	45	発明例

【 0 0 7 3 】

10

20

30

【表 4】

鋼 No.	冷延		焼鈍・溶融めっき		
	冷延板厚み mm	冷延圧下率 %	焼鈍温度 ℃	めっき付着量 g/m ²	合金化温度 ℃
A	0.77	77	820	27	520
B	0.73	84	840	35	535
C	0.77	84	830	47	525
D	0.78	85	810	44	535
E	0.79	82	830	45	520
F	0.70	80	800	38	535
G	0.81	78	810	54	520
H	1.10	76	790	20	530
I	0.82	80	800	44	515
J	0.76	85	780	27	535
K	0.67	84	790	44	515
L	0.75	83	775	36	510
M	0.76	82	780	52	525
N	0.81	77	790	49	535
O	0.77	79	800	9	535
P	0.83	83	795	38	525
Q	0.69	85	820	58	500
R	0.73	83	800	113	515
S	0.77	84	800	28	540
T	0.75	87	795	27	530
U	0.81	85	830	43	520
V	0.83	82	825	35	500
W	0.84	83	780	24	524
X	0.79	79	820	54	535
Y	0.81	79	840	32	530
Z	0.67	83	850	60	515

10

20

30

40

【 0 0 7 4 】

【表 5】

鋼No.	引張強さ TS (MPa)	伸び El (%)	r値	
A	339	46	1.8	発明例
B	328	47	1.9	発明例
C	336	46	1.7	比較例
D	328	47	1.8	発明例
E	335	46	1.8	発明例
F	391	41	1.5	発明例
G	367	44	1.6	比較例
H	392	41	1.5	発明例
I	406	41	1.5	比較例
J	382	42	1.7	比較例
K	346	45	1.6	発明例
L	422	39	1.4	発明例
M	375	43	1.6	比較例
N	479	34	1.6	発明例
O	441	37	1.3	比較例
P	576	26	1.2	発明例
Q	525	30	1.2	比較例
R	464	35	<u>1.1</u>	比較例
S	494	32	<u>0.9</u>	比較例
T	389	42	<u>0.9</u>	比較例
U	482	34	1.2	比較例
V	497	33	1.2	比較例
W	489	28	<u>0.9</u>	比較例
X	468	35	1.3	発明例
Y	365	43	1.6	発明例
Z	329	47	1.8	発明例

10

20

30

40

【 0 0 7 5 】

【表 6】

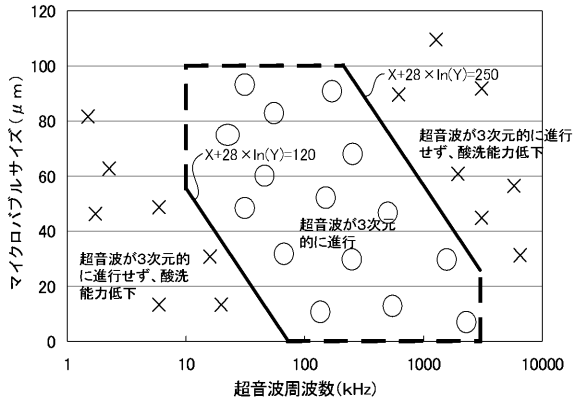
鋼No.	めっき厚ばらつき (%)	模様有無 ○:無、×:有	備考
A	24	○	発明例
B	35	○	発明例
C	64	×	比較例
D	29	○	発明例
E	41	○	発明例
F	24	○	発明例
G	88	×	比較例
H	29	○	発明例
I	52	×	比較例
J	72	×	比較例
K	38	○	発明例
L	35	○	発明例
M	89	×	比較例
N	37	○	発明例
O	77	×	比較例
P	22	○	発明例
Q	63	×	比較例
R	72	×	比較例
S	69	×	比較例
T	76	×	比較例
U	85	×	比較例
V	65	×	比較例
W	27	○	比較例
X	18	○	発明例
Y	22	○	発明例
Z	14	○	発明例

10

20

30

【 図 1 】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.			F I		テーマコード(参考)
C 2 2 C 38/16	(2006.01)		C 2 2 C 38/16		
C 2 1 D 9/46	(2006.01)		C 2 1 D 9/46	J	

(72)発明者 西本 工

東京都千代田区大手町二丁目6番3号 新日本製鐵株式会社内

(72)発明者 真木 純

東京都千代田区大手町二丁目6番3号 新日本製鐵株式会社内

Fターム(参考) 4K027 AA05 AA23 AB02 AB14 AB28 AB42 AC02 AC12 AC15 AC18
 AC73 AE24
 4K037 EA01 EA02 EA04 EA13 EA15 EA19 EA20 EA23 EA25 EA27
 EA31 EB03 EB06 EB08 EB09 EC01 FA02 FA03 FC03 FC04
 FC05 FE01 FE02 FE03 FJ05 GA05 GA08 HA05
 4K053 PA02 PA12 SA18 SA19 TA02 TA06 TA09 YA30 ZA10