

(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2016-130355

(P2016-130355A)

(43) 公開日 平成28年7月21日 (2016.7.21)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 1 T 4 K O 2 7
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/60	4 K O 3 7
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	J
C 2 3 C 2/40 (2006.01)	C 2 3 C 2/40	

審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 27 頁)

(21) 出願番号	特願2015-159212 (P2015-159212)	(71) 出願人	000001199
(22) 出願日	平成27年8月11日 (2015.8.11)		株式会社神戸製鋼所
(31) 優先権主張番号	特願2015-3671 (P2015-3671)		兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号
(32) 優先日	平成27年1月9日 (2015.1.9)	(74) 代理人	100075409
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)		弁理士 植木 久一
		(74) 代理人	100129757
			弁理士 植木 久彦
		(74) 代理人	100115082
			弁理士 菅河 忠志
		(74) 代理人	100125243
			弁理士 伊藤 浩彰
		(74) 代理人	100125173
			弁理士 竹岡 明美

最終頁に続く

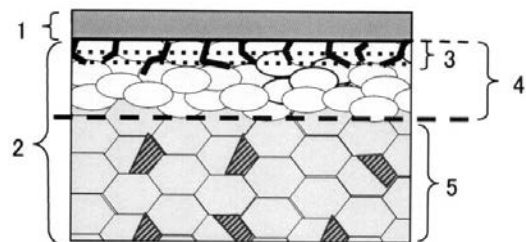
(54) 【発明の名称】 めっき性、加工性、および耐遅れ破壊特性に優れた高強度めっき鋼板、並びにその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 めっき性；強度と延性のバランス、曲げ性および穴抜け性の加工性；並びに耐遅れ破壊特性に優れた980MPa以上の溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板を提供する。

【解決手段】 本発明の高強度めっき鋼板は、素地鋼板の表面にめっき層を有するめっき鋼板であって、所定の鋼中成分を含有し、素地鋼板とめっき層との界面から素地鋼板側に向って順に、前記素地鋼板の板厚を t としたとき、ビッカース硬さが、前記素地鋼板の $t/4$ 部におけるビッカース硬さの90%以下を満足する軟質層と；マルテンサイトおよびベイナイトと、フェライトとを所定範囲で含有する硬質層と；を有し、且つ、軟質層の平均深さ D が20 μm 以上、および内部酸化層の平均深さ d が4 μm 以上、 D 未満を満足する。

【選択図】 図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

素地鋼板の表面に、溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層を有するめっき鋼板であって、

(1) 前記素地鋼板は、質量%で、

C : 0.05～0.25%、

Si : 0.25～3%、

Mn : 1.5～4%、

P : 0%超0.1%以下、

S : 0%超0.05%以下、

Al : 0.005～1%、および

N : 0%超0.01%以下を含有し、

残部が鉄および不可避不純物からなり、

(2) 前記素地鋼板と前記めっき層との界面から素地鋼板側に向って順に、

Si および Mn よりなる群から選択される少なくとも一種の酸化物を含む内部酸化層と

、
前記内部酸化層を含む層であって、且つ、前記素地鋼板の板厚を t としたとき、ビッカース硬さが、前記素地鋼板の $t/4$ 部におけるビッカース硬さの90%以下を満足する軟質層と、

マルテンサイトおよびベイナイト：60面積%以上95面積%未満と、ポリゴナルフェライト：5面積%超40面積%以下と、を含む硬質層と、
を有し、且つ、

前記軟質層の平均深さ D が $20\text{ }\mu\text{m}$ 以上、および

前記内部酸化層の平均深さ d が $4\text{ }\mu\text{m}$ 以上、前記 D 未満を満足し、引張強度が 980MPa 以上である高強度めっき鋼板。

【請求項 2】

前記素地鋼板が、更に、質量%で、

Cr : 0%超1%以下、

Mo : 0%超1%以下、および

B : 0%超0.01%以下よりなる群から選択される少なくとも一種を含有する請求項 1 に記載の高強度めっき鋼板。

【請求項 3】

前記素地鋼板が、更に、質量%で、

Ti : 0%超0.2%以下、

Nb : 0%超0.2%以下、および

V : 0%超0.2%以下よりなる群から選択される少なくとも一種を含有する請求項 1 または 2 に記載の高強度めっき鋼板。

【請求項 4】

前記素地鋼板が、更に、質量%で、

Cu : 0%超1%以下、および

Ni : 0%超1%以下よりなる群から選択される少なくとも一種を含有する請求項 1 ～ 3 のいずれかに記載の高強度めっき鋼板。

【請求項 5】

前記内部酸化層の平均深さ d と前記軟質層の平均深さ D は、 $D > 2d$ の関係を満足する請求項 1 ～ 4 のいずれかに記載の高強度めっき鋼板。

【請求項 6】

請求項 1 ～ 5 のいずれかに記載の高強度めっき鋼板を製造する方法であって、

前記素地鋼板の鋼中成分を満足する鋼板を、 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上の温度で巻取る熱延工程と、内部酸化層の平均深さ d が $4\text{ }\mu\text{m}$ 以上残るように酸洗・冷間圧延する工程と、

酸化帯にて、0.9～1.4の空気比で酸化する工程と、

還元帯にて、(Ac₁点+50℃)～(Ac₃点+20℃)の範囲で保持して均熱する工程と、

均熱後、冷却停止温度までの範囲を5℃/秒以上の平均冷却速度で冷却する工程と、
を、この順序で含む高強度めっき鋼板の製造方法。

【請求項7】

請求項1～5のいずれかに記載の高強度めっき鋼板を製造する方法であって、
前記素地鋼板の鋼中成分を満足する鋼板を、500℃以上の温度で巻取る熱延工程と、
500℃以上の温度で80分以上保温する工程と、
内部酸化層の平均深さdが4μm以上残るように酸洗・冷間圧延する工程と、
酸化帯にて、0.9～1.4の空気比で酸化する工程と、

還元帯にて、(Ac₁点+50℃)～(Ac₃点+20℃)の範囲で保持して均熱する工程と、

均熱後、冷却停止温度までの範囲を5℃/秒以上の平均冷却速度で冷却する工程と、
を、この順序で含む高強度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、引張強度が980MPa以上であり、めっき性；強度と延性のバランス、曲げ性、穴拡げ性を含む加工性；および耐遅れ破壊特性に優れた高強度めっき鋼板、並びにその製造方法に関する。本発明のめっき鋼板は、溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板の両方を含む。

【背景技術】

【0002】

自動車や輸送機などの分野で汎用される溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、高強度化に加え、強度と延性のバランス、曲げ性および穴拡げ性（伸びフランジ性）などの加工性、更には耐遅れ破壊特性に優れていることが要求される。

【0003】

高強度化と加工性の確保のためには、鋼中にSiやMnなどの強化元素を多く添加することが有効である。しかし、SiやMnは易酸化性元素であり、表面に形成されるSi酸化物、Mn酸化物、SiとMnの複合酸化物などによって溶融亜鉛めっきの濡れ性が著しく劣化し、不めっきなどの問題が生じる。

【0004】

そこで、SiやMnを多く含むめっき鋼板において、加工性などを高めるための技術が種々提案されている。

【0005】

例えば特許文献1には、引張強度が590MPa以上で曲げ性および加工部の耐食性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。詳細には特許文献1では、鋼板とめっき層との界面から鋼板側に形成される内部酸化層に起因する曲げ割れの発生やめっき被膜の損傷を抑制できるように、内部酸化層の成長に対して脱炭層の成長を著しく速めている。更に、脱炭により形成されたフェライト領域における内部酸化層の厚さが薄くなるように制御された表面近傍組織が開示されている。

【0006】

また、特許文献2には、疲労耐久性、耐水素脆化（耐遅れ破壊特性と同義）、曲げ性に優れた引張強さが770MPa以上の溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。詳細には特許文献2では、鋼板部を、めっき層との界面に直接接する軟質層と、フェライトを面積率最大の組織とする軟質層とを有する構成としている。更に、前記軟質層の厚さDと、鋼板表層部に存在するSi、Mnの1種以上を含む酸化物の、めっき/地鉄界面からの深さdとが、 $d/4 \leq D \leq 2d$ を満たす溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。

【0007】

特許文献3には、優れた曲げ性を有する引張最大強度700MPa以上の高強度冷延鋼

10

20

30

40

50

板が開示されている。詳細には特許文献 3 には、脱炭処理を施すことで鋼板表層を軟化することが出来、引張最大強度が 700 MPa 以上の高強度冷延鋼板であっても、あたかも低強度の鋼板であるかのような優れた曲げ性を得ることができると記載されている。

【0008】

特許文献 4 には、延性および強度を損なうことなく、耐遅れ破壊特性が優れ、しかも薄板でも耐遅れ破壊特性の異方性が少ない高強度溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。詳細には特許文献 4 には、母材鋼板の表層部を起点とする遅れ破壊を防ぐために、母材鋼板の表層部を硬質組織の少ない脱炭層とし、かつその脱炭層中に、水素のトラップサイトとして働く微細な酸化物を高密度で分散させることが記載されている。

【0009】

特許文献 5 には、優れた成形性と耐水素脆化特性とが得られる引張最大強度 900 MPa 以上の高強度鋼板が開示されている。詳細には特許文献 5 には、鋼板表層に鋼板内部よりも軟質な脱炭層（軟化層）を有しているので、あたかも、低強度の鋼板であるかのような優れた耐水素脆化特性（耐遅れ破壊特性）が得られると記載されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0010】

【特許文献 1】特開 2011-231367 号公報

【特許文献 2】特許第 4943558 号公報

【特許文献 3】特許第 5454746 号公報

【特許文献 4】特許第 5352793 号公報

【特許文献 5】特開 2011-111675 号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0011】

上記のとおり、これまでも、Si および Mn を多く含むめっき鋼板の加工性などを向上させる技術は種々提案されている。しかし、当該めっき鋼板に要求される多様な特性、すなわち、980 MPa 以上の高強度；めっき性；強度と延性のバランス、曲げ性および穴拡げ性の加工性；並びに耐遅れ破壊特性も全て兼ね備えた技術の提供が望まれている。

【0012】

本発明は上記事情に鑑みてなされたものであり、その目的は、めっき性；強度と延性のバランス、曲げ性および穴拡げ性の加工性；並びに耐遅れ破壊特性に優れた 980 MPa 以上の溶融亜鉛めっき鋼板および合金化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にある。

【課題を解決するための手段】

【0013】

上記課題を解決することのできた本発明に係る、引張強度が 980 MPa 以上の高強度めっき鋼板は、素地鋼板の表面に、溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層を有するめっき鋼板であって、(1) 前記素地鋼板は、質量％で、C：0.05～0.25％、Si：0.25～3％、Mn：1.5～4％、P：0％超 0.1％以下、S：0％超 0.05％以下、Al：0.005～1％、および N：0％超 0.01％以下を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなり、(2) 前記素地鋼板と前記めっき層との界面から素地鋼板側に向って順に、Si および Mn よりなる群から選択される少なくとも一種の酸化物を含む内部酸化層と；前記内部酸化層を含む層であって、且つ、前記素地鋼板の板厚を t としたとき、ビッカース硬さが、前記素地鋼板の $t/4$ 部におけるビッカース硬さの 90％以下を満足する軟質層と；マルテンサイトおよびベイナイト：60 面積％以上 95 面積％未満と、ポリゴナルフェライト：5 面積％超 40 面積％以下と、を含む硬質層と；を有し、且つ、前記軟質層の平均深さ D が 20 μm 以上、および前記内部酸化層の平均深さ d が 4 μm 以上、前記 D 未満を満足し、引張強度が 980 MPa 以上であるところに要旨を有する。

10

20

30

40

50

【0014】

本発明の好ましい実施形態において、上記素地鋼板は、更に、質量％で、Cr：0％超1％以下、Mo：0％超1％以下、およびB：0％超0.01％以下よりなる群から選択される少なくとも一種を含有する。

【0015】

本発明の好ましい実施形態において、上記素地鋼板は、更に、質量％で、Ti：0％超0.2％以下、Nb：0％超0.2％以下、およびV：0％超0.2％以下よりなる群から選択される少なくとも一種を含有する。

【0016】

本発明の好ましい実施形態において、上記素地鋼板は、更に、質量％で、Cu：0％超1％以下、およびNi：0％超1％以下よりなる群から選択される少なくとも一種を含有する。

10

【0017】

本発明の好ましい実施形態において、前記内部酸化層の平均深さdと前記軟質層の平均深さDは、 $D > 2d$ の関係を満足する。

【0018】

また、上記課題を解決し得た本発明の製造方法は、上記のいずれかに記載の高強度めっき鋼板を製造する方法であって、前述した鋼中成分を満足する熱延鋼板を、600℃以上の温度で巻取る熱延工程と；内部酸化層の平均深さdが4μm以上残るように酸洗・冷間圧延する工程と；酸化帯にて、0.9～1.4の空気比で酸化する工程と；還元帯にて、 $(Ac_1点 + 50℃) \sim (Ac_3点 + 20℃)$ の範囲で保持して均熱する工程と；均熱後、冷却停止温度までの範囲を5℃/秒以上の平均冷却速度で冷却する工程と；を、この順序で含むところに要旨を有する。

20

【0019】

また、上記課題を解決し得た本発明の他の製造方法は、上記のいずれかに記載の高強度めっき鋼板を製造する方法であって、前述した鋼中成分を満足する熱延鋼板を、500℃以上の温度で巻取る熱延工程と；500℃以上の温度で80分以上保温する工程と；内部酸化層の平均深さdが4μm以上残るように酸洗・冷間圧延する工程と；酸化帯にて、0.9～1.4の空気比で酸化する工程と；還元帯にて、 $(Ac_1点 + 50℃) \sim (Ac_3点 + 20℃)$ の範囲で保持して均熱する工程と；均熱後、冷却停止温度までの範囲を5℃/秒以上の平均冷却速度で冷却する工程と；を、この順序で含むところに要旨を有する。

30

【発明の効果】

【0020】

本発明のめっき鋼板は、めっき層と素地鋼板との界面から素地鋼板側にかけて、SiおよびMnよりなる群から選択される少なくとも一種の酸化物を含む内部酸化層と、当該内部酸化層の領域を含む軟質層と、当該軟質層以外の硬質層（母相組織として、マルテンサイトおよびベイナイト：60面積％以上95面積％未満と、ポリゴナルフェライト：5面積％超40面積％以下と、を含む）とを有するように構成されており、特に、内部酸化層の平均深さdを4μm以上に厚く制御して水素トラップサイトとして活用しているため、水素脆化を有効に抑制し得、強度と延性のバランス、曲げ性および穴抜け性などの加工性；耐遅れ破壊特性の全てに優れた引張強度980MPa以上の高強度めっき鋼板が得られる。好ましくは、内部酸化層の平均深さdと、当該内部酸化層の領域を含む軟質層の平均深さDとの関係を適切に制御しているため、特に曲げ性および耐遅れ破壊特性が一層高められる。

40

【図面の簡単な説明】

【0021】

【図1】図1は、本発明のめっき鋼板において、めっき層と素地鋼板との界面から素地鋼板側にかけての層構成を模式的に説明する図である。

【図2】図2は、本発明のめっき鋼板における内部酸化層の平均深さdを測定するための説明図である。

50

【図 3】図 3 は、軟質層の平均深さ D を決定するために用いた、ビッカース硬さの測定位置を説明する図である。

【発明を実施するための形態】

【0022】

本発明者らは、Si および Mn を多く含む素地鋼板において、980 MPa 以上の高強度を有し、且つ、めっき性、加工性、および耐遅れ破壊特性、更には耐衝撃吸収性のすべてに優れた高強度めっき鋼板を提供するため、特に、めっき層と素地鋼板との界面から素地鋼板側にかけての層構成に着目して検討を重ねてきた。その結果、後記する図 1 の模式図に示すように、(ア)めっき層と素地鋼板との界面から素地鋼板側にかけての層構成を、Si および Mn よりなる群から選択される少なくとも一種の酸化物を含む内部酸化層を含む軟質層と；当該軟質層以外の層であって、マルテンサイトおよびベイナイト：60 面積%以上 95 面積%未満と、ポリゴナルフェライト：5 面積%超 40 面積%以下と、を含む硬質層と；を有するように構成すると共に、(イ)内部酸化層の平均深さ d を $4\text{ }\mu\text{m}$ 以上に厚く制御すると、当該内部酸化層が水素トラップサイトとして機能し得、水素脆化を有効に抑制できるため、所期の目的を達成できること、(ウ)好ましくは、上記内部酸化層の平均深さ d と、上記内部酸化層の領域を含む軟質層の平均深さ D との関係を適切に制御すれば、特に曲げ性および耐遅れ破壊特性が一層高められることを見出し、本発明を完成した。

【0023】

本明細書において、めっき鋼板とは溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板の両方を含む。また、本明細書において素地鋼板とは溶融亜鉛めっき層および合金化溶融亜鉛めっき層が形成される前の鋼板を意味し、上記めっき鋼板とは区別される。

【0024】

また本明細書において高強度とは、引張強度が 980 MPa 以上のものを意味する。

【0025】

また本明細書において、加工性に優れたとは、強度と延性のバランス、曲げ性および穴拡げ性に優れることを意味する。詳細は後記する実施例に記載の方法で、これらの特性を測定したとき、実施例の合格基準を満足するものを「加工性に優れる」と呼ぶ。

【0026】

上述したように本発明のめっき鋼板は、素地鋼板の表面に、溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層（以下、めっき層で代表させる場合がある。）を有している。そして本発明の特徴部分は、素地鋼板とめっき層の界面から素地鋼板側に向って順に、下記（A）～（C）の層構成を有する点にある。

（A）内部酸化層：Si および Mn よりなる群から選択される少なくとも一種の酸化物を含む層である。内部酸化層の平均深さ d は、 $4\text{ }\mu\text{m}$ 以上、後記する（B）に記載の軟質層の平均深さ D 未満である。

（B）軟質層：上記内部酸化層を含み、上記素地鋼板の板厚を t としたとき、ビッカース硬さが、上記素地鋼板の t / 4 部におけるビッカース硬さの 90 % 以下を満足する。軟質層の平均深さ D は、 $20\text{ }\mu\text{m}$ 以上である。

（C）硬質層：マルテンサイトおよびベイナイト：60 面積%以上 95 面積%未満と、ポリゴナルフェライト：5 面積%超 40 面積%以下と、を含む組織で構成される。

【0027】

以下、図 1 を参照しながら、本発明を特徴付ける上記（A）～（C）の層構成について、順次、詳述する。図 1 に示すように、本発明のめっき鋼板における素地鋼板 2 側の層構成は、めっき層 1 と素地鋼板 2 の界面から素地鋼板 2 側に向って、（B）の軟質層 4 と、軟質層 4 より素地鋼板 2 側の内部に（C）の硬質層 5 とを有する。上記（B）の軟質層 4 は、（A）の内部酸化層 3 を含む。また上記軟質層 4 と上記硬質層 5 は連続的に存在する。

【0028】

（A）内部酸化層について

まず、めっき層 1 と素地鋼板 2 の界面に直接接する部分は、平均深さ d が $4\text{ }\mu\text{m}$ 以上の内部酸化層 3 を有する。ここで、平均深さとは、上記界面からの平均深さを意味し、その詳細な測定方法は、後記する実施例の欄において図 2 を用いて説明する。

【0029】

上記内部酸化層 3 は、Si および Mn の少なくとも一種を含む酸化物と、Si と Mn が酸化物を形成することにより周囲に固溶 Si や固溶 Mn の少ない Si および Mn の空乏層とからなる。

【0030】

本発明では、上記内部酸化層 3 の平均深さ d を $4\text{ }\mu\text{m}$ 以上に厚く制御したところに最大の特徴がある。これにより、当該内部酸化層を水素トラップサイトとして活用でき、水素脆化を抑制できると共に、曲げ性、穴抜け性、耐遅れ破壊特性が向上する。

【0031】

なお、本発明のように Si および Mn といった易酸化性元素を多く含む素地鋼板では、焼鈍時（後記する連続溶融亜鉛めっきラインにおける酸化・還元工程）に、素地鋼板表面に Si 酸化物、Mn 酸化物、Si と Mn の複合酸化物を有する酸化膜が形成され易く、めっき性を阻害する。そこで、その対策として、酸化雰囲気中で素地鋼板表面を酸化させ Fe 酸化膜を生成させた後、水素を含む雰囲気中で焼鈍（還元焼鈍）する方法が知られている。さらに、炉内雰囲気を制御することで易酸化性元素を素地鋼板表層内部に酸化物として固定させ、素地鋼板表層に固溶している易酸化性元素を低減させることで、易酸化性元素の素地鋼板表面への酸化膜の形成を防止する方法も知られている。

【0032】

しかしながら、本発明者らの検討結果によれば、Si および Mn を多く含む素地鋼板をめっきするために汎用される酸化還元法において、還元時の水素雰囲気中で水素が素地鋼板に侵入して水素脆化による曲げ性と穴抜け性の劣化が発生すること；これらの劣化を改善するためには、Si および Mn よりなる群から選択される少なくとも一種の酸化物の活用が有効であることが分かった。詳細には、上記酸化物は、還元時における素地鋼板内部への水素侵入を防ぎ、曲げ性と穴抜け性と耐遅れ破壊特性を改善し得る水素トラップサイトとして有用であり、その効果を有効に発揮させるためには、上記酸化物を含む内部酸化層の平均深さ d を $4\text{ }\mu\text{m}$ 以上と厚く形成することが不可欠であることが判明した。

【0033】

本発明において、内部酸化層の平均深さ d の上限は、少なくとも、後記する (B) の軟質層の平均深さ D 未満である。上記 d の上限は、 $30\text{ }\mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。内部酸化層を厚くするには、熱延巻取り後の高温域での長時間保持が必要であるが、生産性および設備上の制約により、おおむね、上記の好ましい値になるからである。上記 d は、 $18\text{ }\mu\text{m}$ 以下であることがより好ましく、 $16\text{ }\mu\text{m}$ 以下であることが更に好ましい。なお、上記 d は、 $6\text{ }\mu\text{m}$ 以上であることが好ましく、 $8\text{ }\mu\text{m}$ 以上であることがより好ましい。

【0034】

更に本発明では、上記内部酸化層の平均深さ d を、後記する (B) の軟質層の平均深さ D との関係で、 $D > 2d$ の関係式を満足するように制御することが好ましく、これにより、曲げ性および耐遅れ破壊特性、特に曲げ性が一層向上する。これに対し、前述した特許文献 2 では、本発明に記載の内部酸化層の平均深さ d および軟質層の平均深さ D に、ほぼ対応する酸化物の存在深さ d および軟質層の厚さ D について、 $d/4 \leq D \leq 2d$ を満たす溶融亜鉛めっき鋼板が開示されており、本発明で規定する上記関係式 ($D > 2d$) とは、制御の方向性が全く相違する。また、上記特許文献 2 では、基本的に前述した $d/4 \leq D \leq 2d$ の関係を満足しつつ酸化物の存在深さ d の範囲を制御することが記載されているのであって、本発明のように内部酸化層の平均深さ d を $4\text{ }\mu\text{m}$ 以上に厚く制御するとの基本思想は全くない。勿論、これにより、水素トラップサイトとしての作用が有効に発揮され、曲げ性、穴抜け性、耐遅れ破壊特性が向上するという本発明の効果も記載されていない。

【0035】

なお、本発明において、上記内部酸化層の平均深さ d を $4\mu\text{m}$ 以上に制御するためには、連続溶融亜鉛めっきラインに通板する前の冷延鋼板における内部酸化層の平均深さを $4\mu\text{m}$ 以上に制御することが必要である。詳細は、製造方法の欄で後述する。すなわち、後記する実施例に示すように、酸洗、冷間圧延後の内部酸化層は、めっきライン通板後の最終的に得られるめっき鋼板中の内部酸化層に引き継がれる。

【0036】

(B) 軟質層について

本発明において軟質層4は、図1に示すように、上記(A)の内部酸化層3の領域を含む層であって、且つ、ビッカース硬さが、素地鋼板2の $t/4$ 部におけるビッカース硬さの90%以下を満足するものである。上記ビッカース硬さの詳細な測定方法は、後記する実施例の欄で説明する。

10

【0037】

上記軟質層は、後記する(C)の硬質層よりビッカース硬さが低い軟質の組織であり、変形能に優れるため、特に曲げ性が向上する。すなわち、曲げ加工時には、素地鋼板表層部が割れの起点となるが、本発明のように素地鋼板表層に所定の軟質層を形成させることにより、特に曲げ性が改善される。更に上記軟質層の形成により、上記(A)内の酸化物が曲げ加工時における割れの起点となることを防止でき、前述した水素トラップサイトとしてのメリットのみを享受することができる。その結果、曲げ性のみならず耐遅れ破壊特性も一層向上する。

【0038】

20

このような軟質層形成による効果を有効に発揮させるためには、上記軟質層の平均深さ D を $20\mu\text{m}$ 以上とする。上記 D は、 $22\mu\text{m}$ 以上であることが好ましく、 $24\mu\text{m}$ 以上であることがより好ましい。一方、上記軟質層の平均深さ D が厚すぎると、めっき鋼板自体の強度が低下するため、その上限を $100\mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。上記 D は、 $60\mu\text{m}$ 以下であることがより好ましい。

【0039】

(C) 硬質層について

本発明において硬質層は、図1に示すように、上記(B)の軟質層4の素地鋼板2側に形成され、且つ、マルテンサイトおよびベイナイト：60面積%以上95面積%未満と、ポリゴナルフェライト：5面積%超40面積%以下と、を含む組織で構成される。上記硬質層5のマルテンサイトは焼き戻しされていても良い。ベイナイトとマルテンサイトの合計面積率が多い程（すなわち、フェライトの面積率が少ない程）強度が向上し、ベイナイトとマルテンサイトの合計面積率が少ない程（すなわち、フェライトの面積率が多い程）延性が向上する傾向にある。また、フェライトの面積率が少なくなると強度と伸びのバランスが悪くなる。よって、これら組織の好ましい面積比率は、所望とする特性との関係を考慮して適宜設定することが推奨される。例えば強度向上の観点から、ベイナイトとマルテンサイトの合計面積率は80面積%以上、フェライトの合計面積率は20面積%以下であることが好ましい。また、強度と伸びのバランス向上を考慮すれば、ベイナイトとマルテンサイトの合計面積率は70面積%以下、フェライトの合計面積率は30面積%以上であることが好ましい。

30

40

【0040】

硬質層は、上記組織のほか、本発明の作用を損なわない範囲で、製造上不可避免的に混入し得る組織、例えば、残留オーステナイト(γ)、パーライトなどを含んでもいても良い。上記組織は、最大でも15面積%以下であり、少ない程良い。なお上記組織は、後記する表3では、「その他」と記載している。

【0041】

なお、本発明における硬質層は、上記のようにベイナイトおよびマルテンサイトを合計面積で60面積%以上95面積%未満の範囲で含んでいれば良く、ベイナイトとマルテンサイトのそれぞれの比率は何ら限定されない。本発明では、上記要件を満足する限り、硬質層形成による上記効果が発揮されるためである。よって、上記硬質層は、上記要件を満

50

足する限り、ベイナイト>マルテンサイト、ベイナイト=マルテンサイト、ベイナイト<マルテンサイトのいずれの関係も満足し得る。また、ベイナイトのみから構成され、マルテンサイトを全く含まない態様；逆にマルテンサイトのみから構成され、ベイナイトを全く含まない態様の両方が、本発明の範囲に包含される。上記観点から、後記する実施例では、ベイナイトとマルテンサイトを区別して観察せず、合計面積のみを測定し、その結果を表3に示している。

【0042】

以上、本発明を最も特徴付けるめっき層と素地鋼板の界面から素地鋼板側に向けての層構成について説明した。

【0043】

次に、本発明に用いられる鋼中成分について説明する。

【0044】

本発明のめっき鋼板は、C：0.05～0.25%、Si：0.25～3%、Mn：1.5～4%、P：0%超0.1%以下、S：0%超0.05%以下、Al：0.005～1%、およびN：0%超0.01%以下を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる。

【0045】

C：0.05～0.25%

Cは、焼入れ性を向上させ、またマルテンサイトの硬質化効果により、鋼の高強度化に重要な元素である。このような効果を有効に発揮させるため、C量の下限を0.05%以上とする。C量の好ましい下限は0.08%以上であり、より好ましくは0.10%以上である。しかし、Cを過剰に添加すると、軟質相と硬質相の硬度差が大きくなり、加工性および耐遅れ破壊特性が低下するため、C量の上限を0.25%とする。C量の好ましい上限は0.2%以下であり、より好ましくは0.18%以下である。

【0046】

Si：0.25～3%

Siは固溶強化により鋼の強度を高め、加工性向上にも有効な元素である。また、内部酸化層を生成し、水素脆化の抑制作用も有する。このような効果を有効に発揮させるため、Si量の下限を0.25%以上とする。Si量の好ましい下限は0.3%以上であり、より好ましくは0.5%以上、更に好ましくは0.7%以上である。しかし、Siはフェライト生成元素であり、Siを過剰に添加すると、フェライトの生成を抑制できず、軟質相と硬質相の硬度差が大きくなり、加工性が低下する。更には、めっき性も悪くなるため、Si量の上限を3%とする。Si量の好ましい上限は2.5%以下であり、より好ましくは2.0%以下である。

【0047】

Mn：1.5～4%

Mnは、焼入れ性向上元素であり、フェライトおよびベイナイトを抑制し、マルテンサイトを生成させて高強度化に寄与する。このような効果を有効に発揮させるため、Mn量の下限を1.5%以上とする。Mn量の好ましい下限は1.8%以上であり、より好ましくは2.0%以上である。しかし、Mnを過剰に添加すると、めっき性が低下し、また偏析も著しくなる。更に、Pの粒界偏析を助長する虞がある。そのため、Mn量の上限を4%とする。Mn量の好ましい上限は3.5%以下である。

【0048】

P：0%超0.1%以下

Pは、固溶強化元素として鋼の強化に有用な元素である。このような効果を有効に発揮させるため、P量の下限を0%超とする。しかし、過剰に添加すると、加工性のほか、溶接性、靱性を劣化させる虞があるため、その上限を0.1%以下とする。P量は少ない方が良く、好ましくは0.03%以下、より好ましくは0.015%以下である。

【0049】

S：0%超0.05%以下

10

20

30

40

50

Sは、不可避免的に含有する元素であり、MnSなどの硫化物を形成し、割れの起点なり、加工性を劣化させる虞がある。そのため、S量の上限を0.05%以下とする。S量は少ない方が良く、好ましくは0.01%以下、より好ましくは0.008%以下である。

【0050】

Al：0.005～1%

Alは、脱酸剤として作用する。またAlはNと結合してAlNとなり、オーステナイト粒径の微細化により加工性および耐遅れ破壊特性も向上する。このような作用を有効に発揮させるため、Al量の下限を0.005%以上とする。Al量の好ましい下限は0.01%以上であり、より好ましくは0.02%以上である。しかし、Alを過剰に添加すると、アルミナなどの介在物が増加して加工性が劣化するほか、靱性も劣化するようになる。そのため、Al量の上限を1%とする。Al量の好ましい上限は0.8%以下であり、より好ましくは0.6%以下である。

10

【0051】

N：0%超0.01%以下

Nは、不可避免的に含有する元素であるが、過剰に含まれると加工性が劣化する。また、鋼中にB（ホウ素）を添加した場合には、BN析出物が生成し、Bによる焼入れ性向上作用を阻害するため、Nはできるだけ低減する方が良い。そのため、N量の上限を0.01%以下とする。N量の好ましい上限は0.008%以下であり、より好ましくは0.005%以下である。

【0052】

20

本発明のめっき鋼板は上記成分を含有し、残部は鉄および不可避不純物である。

【0053】

更に本発明では、以下の選択元素を含有することができる。

【0054】

Cr：0%超1%以下、Mo：0%超1%以下、およびB：0%超0.01%以下よりなる群から選択される少なくとも一種

これらの元素は、鋼板の強度上昇に有効な元素である。これらの元素は単独で添加しても良いし、二種以上を併用しても良い。

【0055】

詳細には、Crは焼入れ性を向上させ、強度上昇に寄与する。更にCrは、セメンタイトの生成や成長を抑制し、曲げ性の改善に寄与する。このような作用を有効に発揮させるため、Cr量の好ましい下限を0.01%以上とする。しかし、Crを過剰に添加するとめっき性が低下する。またCr炭化物が過剰に生成し、加工性が低下する。よって、Cr量の好ましい上限を1%以下とする。より好ましくは0.7%以下であり、更に好ましくは0.4%以下である。

30

【0056】

Moは高強度化に有効であり、そのため、Mo量の好ましい下限を0.01%以上とする。但し、Moを過剰に添加しても上記作用が飽和し、コスト高となる。そのため、Moの好ましい上限を1%以下とする。より好ましくは0.5%以下であり、更に好ましくは0.3%以下である。

40

【0057】

BはMnと同様、焼入れ性向上元素であり、フェライトおよびベイナイトを抑制し、マルテンサイトを生成させ、高強度化に寄与する元素である。このような効果を有効に発揮させるため、B量の好ましい下限を0.0002%以上とする。より好ましくは0.0010%以上である。しかし、B量が過剰になると、熱間加工性が劣化するため、B量の好ましい上限を0.01%以下とする。より好ましくは0.0070%以下であり、更に好ましくは0.0050%以下である。

【0058】

Ti：0%超0.2%以下、Nb：0%超0.2%以下、およびV：0%超0.2%以下よりなる群から選択される少なくとも一種

50

これらの元素は、組織微細化による加工性および耐遅れ破壊特性向上に有効な元素である。これらの元素は単独で添加しても良いし、二種以上を併用しても良い。

【0059】

上記作用を有効に発揮させるため、Ti、Nb、Vのそれぞれの好ましい下限を、0.01%以上とする。しかし、各元素の含有量が過剰になると、フェライトが生成し、加工性が劣化するため、各元素の好ましい上限を0.2%以下とする。いずれの元素も、より好ましくは0.15%以下であり、更に好ましくは0.10%以下である。

【0060】

Cu：0%超1%以下、およびNi：0%超1%以下よりなる群から選択される少なくとも一種

10

CuおよびNiは、高強度化に有効な元素である。これらの元素は単独で添加しても良いし、併用しても良い。

【0061】

上記作用を有効に発揮させるため、Cu、Niのそれぞれの好ましい下限を、0.01%以上とする。しかし、各元素の含有量が過剰になると熱間加工性が低下するため、各元素の好ましい上限を1%以下とする。いずれの元素も、より好ましくは0.8%以下であり、更に好ましくは0.5%以下である。

【0062】

以上、本発明の鋼中成分について説明した。

【0063】

20

次に、本発明のめっき鋼板を製造する方法について説明する。本発明の製造方法は、熱延巻取り後に、保温せずに直ちに酸洗する第一の方法と、熱延巻取り後に保温してから酸洗する第二の方法を含む。保温の有無により、第一の方法（保温なし）と第二の方法（保温あり）とは、熱延巻取温度の下限が相違するが、それ以外の工程は同じである。以下、詳述する。

【0064】

〔第一の製造方法（保温なし）〕

本発明に係る第一の製造方法は、熱延工程と、酸洗、冷延工程と、連続溶融Znめっきライン（CGL（Continuous Galvanizing Line））での酸化工程、還元工程、およびめっき工程とに大別される。そして本発明の特徴部分は、上記鋼中成分を満足する鋼板を、600℃以上の温度で巻取ることにより内部酸化層を形成した熱延鋼板を得る熱延工程と；内部酸化層の平均深さdが4μm以上残るように酸洗・冷間圧延する工程と；酸化帯にて、0.9～1.4の空気比で酸化する工程と；還元帯にて、（Ac₁点+50℃）～（Ac₃点+20℃）の範囲で保持して均熱する工程と；均熱後、冷却停止温度までの範囲を5℃/秒以上の平均冷却速度で冷却する工程と；を、この順序で含むところにある。

30

【0065】

以下、工程順に説明する。

【0066】

まず、上記鋼中成分を満足する熱延鋼板を準備する。熱間圧延は常法に従って行えばよく、例えば、オーステナイト粒の粗大化を防止するために、加熱温度は1150～1300℃程度とすることが好ましい。また、仕上げ圧延温度は、おおむね、850～950℃に制御することが好ましい。

40

【0067】

そして本発明では、熱間圧延後の巻取温度を600℃以上に制御することが重要である。これにより、素地鋼板表面に内部酸化層を形成させ、かつ脱炭により軟質層も形成するので、めっき後の鋼板に所望とする内部酸化層と軟質層を得ることができるようになる。巻取温度が600℃未満の場合、内部酸化層および軟質層が十分に生成されない。また、熱延鋼板の強度が高くなり、冷延性が低下する。好ましい巻取温度は、620℃以上であり、より好ましくは640℃以上である。但し、巻取温度が高くなり過ぎると、黒皮スケ

50

ールが成長し過ぎて、酸洗で溶解できないため、その上限を750℃以下とすることが好ましい。

【0068】

次に、このようにして得られた熱延鋼板を、内部酸化層の平均深さdが4μm以上残るように酸洗・冷間圧延を行なう。これにより、内部酸化層のみならず軟質層も残るため、めっき後に所望とする軟質層も生成させやすくなる。酸洗条件の制御によって内部酸化層の厚さを制御することは公知であり、具体的には、使用する酸洗液の種類や濃度などに応じて、所望とする内部酸化層の厚さを確保できるように、酸洗の温度や時間などを適切に制御すれば良い。

【0069】

例えば酸洗液としては、塩酸、硫酸、硝酸などの鉱酸を用いることができる。

【0070】

また、一般に酸洗液の濃度や温度が高く、酸洗時間が長いと、内部酸化層が溶解して薄くなる傾向にある。逆に酸洗液の濃度や温度が低く、酸洗時間が短いと、酸洗による黒皮スケール層の除去が不十分になる。よって、例えば塩酸を用いる場合、濃度を約3~20%、温度を60~90℃、時間を約35~200秒に制御することが推奨される。

【0071】

なお、酸洗槽の数は特に限定されず、複数の酸洗槽を使用してもよい。また、酸洗液中には、例えばアミンなどの酸洗抑制剤、すなわちインヒビターや、酸洗促進剤などを添加してもよい。

【0072】

酸洗後、内部酸化層の平均深さdが4μm以上残るように冷延を行なう。冷延条件は、冷延率が約20~70%の範囲に制御することが好ましい。

【0073】

次に、酸化および還元を行なう。

【0074】

詳細には、まず、酸化帯にて、0.9~1.4の空気比で酸化する。空気比とは、供給される燃焼ガスを完全燃焼させるために理論上必要となる空気量に対して、実際に供給される空気量の比を意味する。空気比が1より高いと酸素が過剰状態となり、空気比が1より低いと酸素が不足状態となる。後述する実施例では、燃焼ガスとしてCOガスを使用している。

【0075】

空気比が上記範囲となる雰囲気中で酸化することにより、脱炭が促進されるため、所望とする軟質層が形成され、曲げ性が改善される。また、表面にFe酸化膜を生成させることができ、めっき性に有害な複合酸化膜などの生成を抑制できる。空気比が0.9未満では、脱炭が不十分となり、十分な軟質層が形成されないため、曲げ性が劣化する。また、上記Fe酸化膜の生成が不十分となり、上記複合酸化膜などの生成を抑制できずにめっき性が劣化する。上記空気比は、0.9以上に制御する必要がある、1.0以上に制御することが好ましい。一方、空気比が1.4超と高くなると、Fe酸化膜が過剰に生成し、次の還元炉で十分に還元できず、めっき性が阻害される。上記空気比は、1.4以下に制御する必要がある、1.2以下に制御することが好ましい。

【0076】

上記酸化帯では、特に空気比を制御することが重要であり、それ以外の条件は、通常用いられる方法を採用することができる。例えば、上記酸化温度の好ましい下限は500℃以上であり、より好ましくは750℃以上である。また、上記酸化温度の上限は900℃以下であり、より好ましくは850℃以下である。

【0077】

次いで、還元帯にて、酸化膜を水素雰囲気中で還元する。本発明では、ベイナイトおよびマルテンサイトと、フェライトとを所定範囲で含む硬質層を得るため、(Ac₁点+50℃)~(Ac₃点+20℃)の範囲で保持して均熱処理する。均熱温度が(Ac₁点+50

10

20

30

40

50

℃)を下回るとフェライトが過剰になり、一方、(Ac₃点+20℃)を超えるとフェライトが不足する。好ましい均熱温度は、(Ac₁点+100℃)以上、Ac₃点℃以下である。

【0078】

なお、本発明においてAc₁点は、下式(i)に基づいて算出される。式中[]は各元素の含有量(質量%)を表す。この式は、「レスリー鉄鋼材料学」(丸善株式会社発行、William C. Leslie著、p273)に記載されている。

$$Ac_1(℃) = 723 - 10.7 \times [Mn] - 16.9 \times [Ni] + 29.1 \times [Si] + 16.9 \times [Cr] + 290 \times [As] + 6.38 \times [W] \cdots (i)$$

【0079】

また、本発明においてAc₃点は、下式(ii)に基づいて算出される。式中[]は各元素の含有量(質量%)を表す。この式は、「レスリー鉄鋼材料学」(丸善株式会社発行、William C. Leslie著、p273)に記載されている。

$$Ac_3(℃) = 910 - 203 \times [C]^{1/2} - 15.2 \times [Ni] + 44.7 \times [Si] + 104 \times [V] + 31.5 \times [Mo] + 13.1 \times [W] - \{30 \times [Mn] + 11 \times [Cr] + 20 \times [Cu] - 700 \times [P] - 400 \times [Al] - 120 \times [As] - 400 \times [Ti]\} \cdots (ii)$$

【0080】

本発明では、上記均熱温度での保持時間を10秒以上とすることが好ましい。保持時間が10秒を下回ると還元が不十分となり、めっき性が阻害される。より好ましくは30秒以上であり、更に好ましくは50秒以上である。なお、均熱処理時の保持時間は上記観点からは特に限定されないが、生産性などを考慮すると、好ましくは100秒程度以下、より好ましくは80秒程度以下に制御する。

【0081】

上記還元炉では、特に均熱温度および上記均熱温度での保持時間を制御することが重要であり、それ以外の条件は、通常用いられる方法を採用することができる。例えば、還元帯の雰囲気は水素と窒素を含み、水素濃度は約5~25体積%の範囲に制御することが好ましい。また、露点は-30~-60℃に制御することが好ましい。

【0082】

次いで、冷却する。具体的には均熱後、冷却停止温度までの範囲を5℃/秒以上の平均冷却速度で冷却する。これにより、フェライトの面積率を所定範囲に制御することができる。好ましくは8℃/秒以上、より好ましくは10℃/秒以上である。平均冷却速度の上限は特に限定されないが、素地鋼板温度の制御のし易さや、設備コストなどを考慮すると、おおむね、100℃/秒以下に制御することが好ましい。より好ましい平均冷却速度は50℃/秒以下であり、更に好ましくは30℃/秒以下である。

【0083】

なお、上記冷却停止温度は、フェライトが生成しない温度域まであれば良く、例えば550℃以下まで冷却することが好ましい。冷却停止温度の好ましい下限は、例えば400℃以上、より好ましくは430℃以上、更に好ましくは460℃以上である。

【0084】

本発明では、少なくとも上記冷却停止温度までの平均冷却速度を適切に制御することが重要であって、その後の冷却方法は上記に限定されない。例えば、冷却後、溶融亜鉛めっきする際のめっき浴温度まで加熱する場合は、上述した好ましい冷却停止温度を下回って冷却しても良い(例えば後記する表2のNo. 26を参照)。或いは、所定温度まで冷却した後、水冷しても良い。

【0085】

その後、常法に従って、溶融亜鉛めっきを行なう。溶融亜鉛めっきの方法は特に限定されず、例えば、上記めっき浴温度の好ましい下限は400℃以上であり、より好ましくは440℃以上である。また、上記めっき浴温度の好ましい上限は500℃以下であり、より好ましくは470℃以下である。めっき浴の組成は特に限定されず、公知の溶融亜鉛め

10

20

30

40

50

つき浴を用いればよい。また、溶融亜鉛めっき後の冷却条件も特に限定されず、例えば、常温までの平均冷却速度を、好ましくは約 $1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上、より好ましくは $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上に制御することが好ましい。上記平均冷却速度の上限は特に規定されないが、素地鋼板温度の制御のし易さや、設備コストなどを考慮すると、約 $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下に制御するのが好ましい。上記平均冷却速度は、好ましくは $40^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下、より好ましくは $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下である。

【0086】

更に、必要に応じて、常法により合金化処理を施しても良く、これにより、合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られる。合金化処理の条件も特に限定されず、例えば上記条件で溶融亜鉛めっきを行なった後、 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ 程度、特に $530\sim 580^{\circ}\text{C}$ 程度で、 $5\sim 30$ 秒程度、特に $10\sim 25$ 秒程度保持して行うことが好ましい。上記範囲を下回ると、合金化が不十分である。一方、上記範囲を超えると合金化が過度に進行し、めっき鋼板のプレス成型時にめっき剥離が発生する虞がある。更にフェライトも生成し易くなる。合金化処理は、例えば、加熱炉、直火、または赤外線加熱炉などを用いて行えばよい。加熱手段も特に限定されず、例えば、ガス加熱、インダクションヒーター加熱すなわち高周波誘導加熱装置による加熱など慣用の手段を採用できる。

【0087】

合金化処理の後、常法に従って冷却することにより合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られる。常温までの平均冷却速度は、約 $1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上に制御することが好ましい。

【0088】

[第二の製造方法（保温あり）]

本発明に係る第二の製造方法は、上記鋼中成分を満足する熱延鋼板を、 500°C 以上の温度で巻取る熱延工程と； 500°C 以上の温度で80分以上保温する工程と；内部酸化層の平均深さ d が $4\mu\text{m}$ 以上残るように酸洗・冷間圧延する工程と；酸化帯にて、 $0.9\sim 1.4$ の空気比で酸化する工程と；還元帯にて、 $(Ac_1\text{点}+50^{\circ}\text{C})\sim (Ac_3\text{点}+20^{\circ}\text{C})$ の範囲で保持して均熱する工程と；均熱後、冷却停止温度までの範囲を $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の平均冷却速度で冷却する工程と；を、この順序で含むところに特徴がある。前述した第一の製造方法と対比すると、上記第二の製造方法では、熱延後巻取温度の下限を 500°C 以上にしたこと、熱延工程の後に保温工程を設けたことの二点でのみ上記第一の製造方法と相違する。よって、以下では、当該相違点のみ説明する。上記第一の製造方法と一致する工程は、上記第一の製造方法を参照すればよい。

【0089】

上記のように保温工程を設けた理由は、保温により酸化できる温度域での長時間保持が可能となり、所望の内部酸化層と軟質層が得られる巻取温度範囲の下限を広げられるためである。また、素地鋼板の表層と内部の温度差を少なくして素地鋼板の均一性も高められるという利点もある。

【0090】

まず、上記第二の製造方法では、熱間圧延後の巻取温度を 500°C 以上に制御する。上記第二の製造方法では、以下に詳述するように、その後に保温工程を設けたため、前述した第一の製造方法における巻取温度の下限である 600°C よりも、低く設定することができ、好ましい巻取温度は 540°C 以上であり、より好ましくは 570°C 以上である。なお、巻取温度の好ましい上限は前述した第一の製造方法と同じであり、 750°C 以下とすることが好ましい。

【0091】

次に、このようにして得られた熱延鋼板を 500°C 以上の温度で80分以上保温する。これにより、所望の内部酸化層を得ることができる。保温による上記効果が有効に発揮されるよう、上記熱延鋼板を、例えば断熱性のある装置に入れて保温することが好ましい。本発明に用いられる上記装置は、断熱性の素材で構成されていれば特に限定されず、このような素材として、例えば、セラミックファイバーなどが好ましく用いられる。

【0092】

上記効果を有効に発揮させるためには、500℃以上の温度で80分以上保温することが必要である。好ましい温度は540℃以上であり、より好ましくは560℃以上である。また、好ましい時間は100分以上であり、より好ましくは120分以上である。なお、上記温度および時間の上限は、酸洗性や生産性を考慮すると、おおむね、700℃以下、500分以下に制御することが好ましい。

【0093】

以上、本発明に係る第一および第二の製造方法について説明した。

【0094】

上記製造方法によって得られる本発明のめっき鋼板には、更に各種塗装や塗装下地処理、例えば、リン酸塩処理などの化成処理；有機皮膜処理、例えば、フィルムラミネートなどの有機皮膜の形成などを行なってもよい。

10

【0095】

各種塗装に用いる塗料には、公知の樹脂、例えばエポキシ樹脂、フッ素樹脂、シリコンアクリル樹脂、ポリウレタン樹脂、アクリル樹脂、ポリエステル樹脂、フェノール樹脂、アルキッド樹脂、メラミン樹脂などを使用できる。耐食性の観点から、エポキシ樹脂、フッ素樹脂、シリコンアクリル樹脂が好ましい。前記樹脂とともに、硬化剤を使用しても良い。また塗料は、公知の添加剤、例えば、着色用顔料、カップリング剤、レベリング剤、増感剤、酸化防止剤、紫外線安定剤、難燃剤などを含有していても良い。

【0096】

本発明において塗料形態に特に限定はなく、あらゆる形態の塗料、例えば、溶剤系塗料、水系塗料、水分散型塗料、粉体塗料、電着塗料などを使用できる。また塗装方法も特に限定されず、ディッピング法、ロールコーター法、スプレー法、カーテンフローコーター法、電着塗装法などを使用できる。めっき層、有機皮膜、化成処理皮膜、塗膜などの被覆層の厚みは、用途に応じて適宜設定すれば良い。

20

【0097】

本発明の高強度めっき鋼板は、超高強度で、しかも加工性（曲げ性および穴抜き性）、耐遅れ破壊特性に優れているため、自動車用強度部品、例えば、フロントやリア部のサイドメンバ、クラッシュボックスなどの衝突部品をはじめ、センターピラーレインフォースなどのピラー類、ルーフレールレインフォース、サイドシル、フロアメンバ、キック部などの車体構成部品に使用できる。

30

【0098】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明は下記実施例によって制限されず、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で変更を加えて実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

【実施例】

【0099】

下記表1に示す成分組成で残部は、鉄および不可避不純物のスラブを1250℃に加熱し、仕上げ圧延温度900℃で2.4mmまで熱間圧延した後、表2に示す温度で巻き取った。

【0100】

一部の例No. 27～29、38～40、42については、その後、セラミックファイバーの断熱装置に入れて、表2に示す条件で保温した。500℃以上の保温時間は、コイル外周部に取り付けた熱電対を用いて測定した。

40

【0101】

次に、このようにして得られた熱延鋼板を、以下の条件で酸洗した後、冷延率50%で冷間圧延した。冷延後の板厚は1.2mmである。

酸洗液：10%塩酸、温度：82℃、酸洗時間：表2のとおり。

【0102】

次に、連続溶融Znめっきラインにて、表2に示す条件で焼鈍（酸化、還元）および冷却を行なった。ここで、連続溶融Znめっきラインに設置された酸化炉の温度は800℃

50

、還元炉における水素濃度は20体積%で残部は窒素および不可避不純物、露点：-45℃に制御した。また、表2に示す均熱温度での保持時間はすべて、50秒とした。

【0103】

その後、下記No. 26を除いて、460℃の亜鉛めっき浴に浸漬した後、室温まで平均冷却速度10℃/秒で冷却し、溶融亜鉛めっき鋼板(GI)を得た(No. 25)。合金化溶融亜鉛めっき鋼板(GA)については、上記の亜鉛めっき浴に浸漬して溶融亜鉛めっきを施した後、500℃に加熱し、この温度で20秒間保持して合金化処理を行ってから、室温まで平均冷却速度10℃/秒で冷却した(No. 1~24、27~42)。

【0104】

なお、No. 26では、表2に記載の冷却停止温度250℃まで冷却した後、460℃まで加熱してから亜鉛めっき浴に浸漬し、上記と同様にしてGA鋼板を得た。

【0105】

このようにして得られためっき鋼板、すなわちGIまたはGAについて、以下の特性を評価した。なお、内部酸化層の平均深さは、以下に示すように、めっき鋼板のみならず、参考のため、酸洗、冷間圧延後の素地鋼板についても同様に測定した。これは、熱間圧延後の巻取温度や酸洗条件などの制御により、焼鈍前の冷延鋼板において、既に、所望とする内部酸化層の平均深さが得られていることを確認するためである。

【0106】

(1) めっき鋼板における内部酸化層の平均深さdの測定

めっき鋼板の板幅をWとしたとき、W/4部からサイズ50mm×50mmの試験片を採取した後、グロー放電発光分析法[Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy]にて、めっき層表面からのO量、Fe量、およびZn量をそれぞれ分析し、定量した。詳細には、堀場製作所製GD-PROFILER 2型GDA750のGD-OES装置を用いて、上記試験片の表面を、Arグロー放電領域内で高周波スパッタリングし、スパッタされるO、Fe、Znの各元素のArプラズマ内における発光線を連続的に分光することによって、素地鋼板の深さ方向における各元素量プロファイル測定した。スパッタ条件は以下のとおりであり、測定領域は、めっき層表面から深さ50μmまでとした。

【0107】

(スパッタリング条件)

パルススパッタ周波数：50Hz

アノード径(分析面積)：直径6mm

放電電力：30W

Arガス圧：2.5hPa

【0108】

分析結果を図2に示す。図2に示すように、めっき層表面からのZn量とFe量が等しくなる位置をめっき層と素地鋼板の界面とした。また、めっき層表面から深さ40~50μmでの各測定位置におけるO量の平均値をバルクのO量平均値とし、それより0.02%高い範囲、すなわち、O量 $\geq$ (バルクのO量平均値+0.02%)を内部酸化層と定義し、その最大深さを内部酸化層深さとした。同様の試験を、3つの試験片を用いて実施し、その平均を内部酸化層の平均深さdとした。

【0109】

(2) 酸洗・冷間圧延後の内部酸化層深さの測定(参考)

酸洗・冷間圧延後の素地鋼板を用いたこと以外は上記(1)と同様にして、内部酸化層の平均深さを算出した。

【0110】

(3) 軟質層の平均深さDの測定

めっき鋼板の板幅W方向に対して垂直な断面であるW/4部を露出させ、サイズ20mm×20mmの試験片を採取した後、樹脂に埋め込み、めっき層と素地鋼板の界面から素地鋼板の板厚t内部に向かってビッカース硬さを測定した。測定はビッカース硬度計を用

10

20

30

40

50

い、荷重 3 g f にて行った。詳細には図 3 に示すように、めっき層 1 と素地鋼板 2 の界面から板厚内部深さ 10 μ m の測定位置から、板厚内部に向かって 5 μ m ピッチごとに測定を行い、深さ 100 μ m までビッカース硬さを測定した。測定点同士の間隔；すなわち図 3 中、×と×の距離は、最低でも 15 μ m 以上とした。各深さで $n = 1$ ずつビッカース硬さを測定し、板厚内部方向の硬さ分布を調査した。更に、素地鋼板の $t / 4$ 部におけるビッカース硬さを、ビッカース硬度計を用いて荷重 1 k g f にて測定した ($n = 1$)。素地鋼板の $t / 4$ 部と比較してビッカース硬さが 90 % 以下の領域を軟質層とし、その深さを計算した。同様の処理を、同じ試験片で 10 箇所実施し、その平均を軟質層の平均深さ D とした。

【0111】

10

(4) めっき鋼板の組織分率の測定方法

めっき鋼板の板幅 W 方向に対して垂直な断面である $W / 4$ 部を露出させ、この断面を研磨し、更に電解研磨した後、ナイタルで腐食させたものを SEM (Scanning Electron Microscope) 観察した。観察位置は素地鋼板の板厚を t としたとき $t / 4$ 位置とし、観察倍率は 2000 倍、観察領域は 40 μ m $\times$ 40 μ m とした。SEM で撮影した金属組織写真を画像解析し、マルテンサイトとベイナイト (両者は区別せず)、およびフェライトの面積率を夫々測定した。表 3 中、 α = フェライト、 $(B + M) =$ (ベイナイト + マルテンサイト) を意味する。また、表 3 中、「その他」の組織の面積分率は、100 面積 % から、マルテンサイトとベイナイト、およびフェライトの各面積率を引いて算出した。観察は任意に 3 視野について行い、平均値を算出した。

20

【0112】

(5) 引張試験の測定方法

めっき鋼板の圧延方向に垂直な方向と試験片の長手方向が平行になるように JIS 13 号 B 引張試験片を採取し、JIS Z 2241 に従って C 方向の引張強度 (TS)、降伏応力 (YS)、および伸び (EL) を測定した。TS および YS より、降伏比 YR (YS / TS) を算出した。

【0113】

本実施例では、引張強度 TS が 980 MPa 以上のものを高強度 (合格) と評価した。

【0114】

また、上記のようにして得られた引張強度と伸びから $TS \times EL$ を算出した。本実施例では、 $TS \times EL$ が 14000 以上のものを強度と延性のバランスに優れる (合格) と評価した。

30

【0115】

(6) 曲げ加工試験

めっき鋼板の圧延方向に垂直な方向と試験片の長手方向が平行になるようにめっき鋼板から切り出した 20 mm $\times$ 70 mm の試験片を用意し、曲げ稜線が長手方向となるように 90° V 曲げ試験を行った。曲げ半径 R を適宜変化させて試験を実施し、試験片に割れが発生することなく曲げ加工できる最小曲げ半径 R_{min} を求めた。

【0116】

R_{min} を素地鋼板の板厚 t で割った R_{min} / t に基づき、引張強度 TS 毎に、曲げ性を評価した。詳細は以下のとおりである。なお、TS が合格基準である 980 MPa 以上を満たさないものについては、曲げ性の評価は行っていない (表 3 中、— と表記)。
TS が 980 MPa 以上、1080 MPa 未満の場合、 $R_{min} / t < 1.5$ を合格
TS が 1080 MPa 以上、1180 MPa 未満の場合、 $R_{min} / t < 2.5$ を合格
TS が 1180 MPa 以上の場合、 $R_{min} / t < 3.2$ を合格

40

【0117】

(7) 耐遅れ破壊特性試験

めっき鋼板の板幅 W 方向に対して垂直な断面である $W / 4$ 部を露出させ、150 mm (W) $\times$ 30 mm (L) の試験片を切り出し、最小曲げ半径にて U 曲げ加工を行った後、ボルトで締め付け、U 曲げ加工試験片の外側表面に 1000 MPa の引張応力を負荷した。

50

引張応力の測定は、U曲げ加工試験片の外側に歪ゲージを貼り付け、歪を引張応力に換算して行った。その後、U曲げ加工試験片のエッジ部をマスキングし、電気化学的に水素をチャージさせた。水素チャージは、試験片を、 $0.1\text{ M-H}_2\text{SO}_4$ ($\text{pH}=3$) と 0.01 M-KSCN の混合溶液中に浸漬し、室温且つ $100\text{ }\mu\text{A/mm}^2$ の定電流の条件で行なった。

【0118】

上記水素チャージ試験の結果、24時間割れない場合を合格、すなわち耐遅れ破壊特性に優れると評価した。

【0119】

(8) 穴拡げ試験

日本鉄鋼連盟規格 J F S T 1 0 0 1 に準じて穴拡げ試験を実施し、 λ を測定した。詳細には、めっき鋼板に直径 10 mm の穴を打ち抜いた後、周囲を拘束した状態で 60° 円錐のポンチを穴に押し込み、亀裂発生限界における穴の直径を測定した。下記式から限界穴拡げ率 λ (%) を求め、 λ が 20% 以上を合格、すなわち穴拡げ性に優れると評価した。

限界穴拡げ率 λ (%) = $\{ (D_f - D_0) / D_0 \} \times 100$

式中、 D_f は亀裂発生限界における穴の直径 (mm)、 D_0 は初期穴の直径 (mm)

【0120】

(9) めっき外観

めっき鋼板の外観を目視で観察し、不めっきの発生の有無に基づいてめっき性を評価した。

【0121】

これらの結果を表2および表3に記載する。

【0122】

10

20

【表 1 A】

No.	鋼種	成分(質量%)															Ac ₃	Ac ₁
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	B	Ti	Nb	V	Cu	Ni	(°C)	(°C)
1	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
2	B	0.13	1.21	2.32	0.012	0.001	0.040	0.0045	0.25								843	738
3	C	0.16	1.58	2.12	0.010	0.001	0.040	0.0048		0.14							863	746
4	D	0.15	1.87	2.22	0.008	0.002	0.040	0.0044			0.0032						870	754
5	E	0.13	0.87	2.45	0.009	0.002	0.040	0.0039				0.04					840	722
6	F	0.09	0.64	3.32	0.012	0.002	0.040	0.0038					0.08				803	706
7	G	0.14	1.55	2.34	0.012	0.001	0.040	0.0045						0.03			861	743
8	H	0.19	1.43	1.87	0.011	0.001	0.040	0.0042							0.17		850	745
9	I	0.15	1.12	2.08	0.012	0.002	0.040	0.0047								0.16	841	731
10	J	0.15	0.55	2.50	0.009	0.001	0.037	0.0036	0.15	0.05	0.0032	0.02					810	715
11	K	0.10	1.50	2.45	0.010	0.001	0.042	0.0039	0.32	0.07	0.0030	0.02	0.02				870	746
12	L	0.12	0.76	2.45	0.010	0.001	0.520	0.0039	0.08		0.0017	0.02					1022	720
13	M	0.26	1.32	1.79	0.012	0.002	0.040	0.0035									836	742
14	N	0.17	0.10	2.33	0.011	0.002	0.040	0.0044									785	701
15	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
16	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
17	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
18	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
19	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
20	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727

【 0 1 2 3 】

10

20

30

【表 1 B】

No.	鋼種	成分(質量%)															Ac ₃	Ac ₁
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	B	Ti	Nb	V	Cu	Ni	(°C)	(°C)
21	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
22	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
23	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
24	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
25	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
26	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
27	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
28	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
29	A	0.12	1.10	2.65	0.011	0.002	0.042	0.0037									834	727
30	O	0.15	0.33	2.70	0.014	0.002	0.039	0.0035									791	704
31	P	0.15	0.26	2.45	0.009	0.002	0.041	0.0043	0.15								792	707
32	Q	0.15	0.34	2.43	0.010	0.002	0.038	0.0045	0.10	0.09	0.0028	0.02					807	709
33	R	0.13	0.45	2.47	0.010	0.002	0.038	0.0032	0.15			0.04					819	712
34	S	0.12	0.32	2.45	0.011	0.002	0.040	0.0028	0.15				0.05				803	709
35	T	0.11	0.36	2.41	0.012	0.002	0.044	0.0034	0.15			0.02	0.03				819	710
36	U	0.15	0.49	2.51	0.013	0.002	0.042	0.0027	0.15					0.06			808	713
37	V	0.15	0.34	2.49	0.015	0.002	0.034	0.0036	0.15	0.11	0.0031	0.02	0.03				807	709
38	O	0.15	0.33	2.70	0.014	0.002	0.039	0.0035									791	704
39	Q	0.15	0.34	2.43	0.010	0.002	0.038	0.0045	0.10	0.09	0.0028	0.02					807	709
40	V	0.15	0.34	2.49	0.015	0.002	0.034	0.0036	0.15	0.11	0.0031	0.02	0.03				834	709
41	W	0.16	0.27	2.55	0.015	0.002	0.038	0.0038									790	704
42	W	0.16	0.27	2.55	0.015	0.002	0.038	0.0038									790	704

【 0 1 2 4 】

10

20

30

【表 2 A】

No.	鋼種	熱延後の 巻取温度 (°C)	保温の 有無	500°C以 上の保温 時間(分)	酸洗 時間 (秒)	酸洗・冷間圧延 後の内部酸化 層の平均深さ (μm)	酸化炉 空気比	Ac ₁ +50 (°C)	Ac ₃ +20 (°C)	均熱 温度 (°C)	平均冷 却速度 (°C/ 秒)	冷却停止 温度 (°C)	めっき後の内 部酸化層の 平均深さd (μm)	めっき後の軟 質層深さD (μm)	D/2d
1	A	670	無し	—	45	12	1.1	777	854	820	10	450	12	29	1.21
2	B	670	無し	—	45	13	1.1	788	863	820	10	450	14	30	1.07
3	C	670	無し	—	45	12	1.1	796	883	820	10	450	12	30	1.25
4	D	670	無し	—	45	12	1.1	804	890	820	10	450	13	31	1.19
5	E	670	無し	—	45	10	1.1	772	860	820	10	450	11	33	1.50
6	F	670	無し	—	45	9	1.1	756	823	820	10	450	10	29	1.45
7	G	670	無し	—	45	13	1.1	793	881	820	10	450	13	29	1.12
8	H	670	無し	—	45	12	1.1	795	870	820	10	450	13	27	1.04
9	I	670	無し	—	45	11	1.1	781	861	820	10	450	12	29	1.21
10	J	670	無し	—	45	8	1.1	765	830	820	10	450	9	28	1.56
11	K	670	無し	—	45	12	1.1	796	890	820	10	450	12	28	1.17
12	L	670	無し	—	45	12	1.1	770	1042	820	10	450	12	28	1.17
13	M	670	無し	—	45	13	1.1	792	856	820	10	450	13	37	1.42
14	N	670	無し	—	45	2	1.1	751	805	800	10	450	2	20	5.00
15	A	580	無し	—	45	2	1.1	777	854	820	10	450	2	17	4.25
16	A	720	無し	—	45	15	1.1	777	854	820	10	450	15	36	1.20
17	A	670	無し	—	45	12	1.1	777	854	900	10	450	12	28	1.17
18	A	670	無し	—	45	12	1.1	777	854	840	10	450	12	29	1.21
19	A	670	無し	—	45	12	1.1	777	854	770	10	450	12	27	1.13
20	A	670	無し	—	45	12	0.8	777	854	820	10	450	12	15	0.63

【 0 1 2 5 】

【表 2 B】

No.	鋼種	熱延後の 巻取温度 (°C)	保温の 有無	500°C以 上の保温 時間(分)	酸洗 時間 (秒)	酸洗・冷間圧延 後の内部酸化 層の平均深さ (μm)	酸化炉 空気比	Ac ₁ +50 (°C)	Ac ₃ +20 (°C)	均熱 温度 (°C)	平均冷 却速度 (°C/ 秒)	冷却停止 温度 (°C)	めっき後の内 部酸化層の 平均深さd (μm)	めっき後の軟 質層深さD (μm)	D/2d
21	A	670	無し	—	45	12	0.9	777	854	820	10	450	12	22	0.92
22	A	580	無し	—	45	1	0.7	777	854	820	10	450	1	7	3.50
23	A	580	無し	—	45	1	1.3	777	854	820	10	450	2	28	7.00
24	A	670	無し	—	45	12	1.1	777	854	820	2	450	12	29	1.21
25	A	670	無し	—	45	12	1.1	777	854	820	10	450	12	29	1.21
26	A	670	無し	—	45	12	1.1	777	854	820	10	250	12	29	1.21
27	A	570	有り	180	45	14	1.1	777	854	820	10	450	14	34	1.21
28	A	470	有り	180	45	2	1.1	777	854	820	10	450	3	15	2.50
29	A	570	有り	60	45	2	1.1	777	854	820	10	450	2	17	4.25
30	O	690	無し	—	45	6	1.1	754	811	790	6	450	6	27	2.25
31	P	690	無し	—	45	4	1.1	757	812	790	4	450	4	26	3.25
32	Q	690	無し	—	45	6	1.1	759	827	790	6	450	6	28	2.33
33	R	690	無し	—	45	6	1.1	762	839	790	6	450	6	29	2.42
34	S	690	無し	—	45	5	1.1	759	823	790	5	450	5	27	2.70
35	T	690	無し	—	45	5	1.1	760	839	790	5	450	5	26	2.60
36	U	690	無し	—	45	7	1.1	763	828	790	7	450	7	27	1.93
37	V	690	無し	—	45	6	1.1	759	827	790	6	450	6	26	2.17
38	O	690	有り	180	45	10	1.1	754	811	790	10	450	10	32	1.60
39	Q	690	有り	180	45	11	1.1	759	827	790	11	450	11	32	1.45
40	V	690	有り	180	45	10	1.1	759	854	790	10	450	10	31	1.55
41	W	690	無し	—	45	4	1.1	754	810	790	10	450	4	25	3.13
42	W	690	有り	180	45	8	1.1	754	810	790	10	450	8	30	1.88

【 0 1 2 6 】

10

20

30

【表 3 A】

No.	鋼種	硬質層の組織 (面積%)			YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	YR (%)	λ (%)	曲げ性		TS×EL	耐遅れ破 壊特性	不めっき	めっきの 種類
		α	B+M	その他						Rmin/t	評価				
1	A	25	74	1	765	1212	13.0	63	24	2.08	合格	15756	合格	無し	GA
2	B	31	69	0	776	1234	13.1	63	25	2.08	合格	16165	合格	無し	GA
3	C	34	65	1	775	1256	12.9	62	22	2.08	合格	16202	合格	無し	GA
4	D	27	71	2	805	1279	12.3	63	23	1.67	合格	15732	合格	無し	GA
5	E	22	75	3	754	1197	13.3	63	26	2.08	合格	15920	合格	無し	GA
6	F	16	83	1	812	1276	11.5	64	29	2.08	合格	14674	合格	無し	GA
7	G	37	62	1	799	1267	12.9	63	26	1.67	合格	16344	合格	無し	GA
8	H	26	74	0	800	1287	12.5	62	22	1.67	合格	16088	合格	無し	GA
9	I	19	79	2	665	1078	14.4	62	32	1.25	合格	15523	合格	無し	GA
10	J	12	86	2	845	1301	11.4	65	26	2.08	合格	14831	合格	無し	GA
11	K	35	63	2	795	1243	13.0	64	28	1.67	合格	16159	合格	無し	GA
12	L	35	63	2	765	1223	13.6	63	22	2.08	合格	16633	合格	無し	GA
13	M	16	82	2	912	1454	10.6	63	15	3.75	不合格	15412	不合格	無し	GA
14	N	8	92	0	768	1185	11.6	65	18	3.75	不合格	13746	不合格	無し	GA
15	A	23	76	1	767	1224	12.7	63	17	3.33	不合格	15545	不合格	有り	GA
16	A	24	75	1	745	1209	12.9	62	27	1.67	合格	15596	合格	無し	GA
17	A	0	99	1	879	1276	10.7	69	35	1.67	合格	13653	合格	無し	GA
18	A	9	90	1	823	1254	11.7	66	30	1.67	合格	14672	合格	無し	GA
19	A	72	27	1	545	968	19.4	56	17	0.83	-	18779	合格	無し	GA
20	A	24	75	1	778	1218	12.8	64	18	3.33	不合格	15590	不合格	有り	GA

【 0 1 2 7 】

10

20

30

【表 3 B】

No.	鋼種	硬質層の組織 (面積%)			YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	YR (%)	λ (%)	曲げ性		TS×EL	耐遅れ破 壊特性	不めつき	めっきの 種類
		α	B+M	その他						Rmin/t	評価				
21	A	24	75	1	769	1216	12.9	63	22	2.50	合格	15686	合格	無し	GA
22	A	24	75	1	776	1226	12.8	63	17	3.75	不合格	15693	不合格	有り	GA
23	A	24	75	1	761	1211	13.1	63	18	2.92	合格	15864	不合格	有り	GA
24	A	45	52	3	675	1155	15.2	58	18	2.50	不合格	17556	合格	無し	GA
25	A	25	74	1	781	1199	13.0	65	27	2.08	合格	15587	合格	無し	GI
26	A	25	74	1	802	1209	13.1	66	34	2.08	合格	15838	合格	無し	GA
27	A	24	75	1	743	1193	13.2	62	30	1.67	合格	15748	合格	無し	GA
28	A	23	76	1	751	1208	13.2	62	17	3.33	不合格	15946	不合格	有り	GA
29	A	24	75	1	791	1221	13.1	65	18	3.33	不合格	15995	不合格	有り	GA
30	O	11	89	0	812	1230	11.5	66	21	2.92	合格	14145	合格	無し	GA
31	P	13	87	0	800	1213	11.7	66	22	2.92	合格	14192	合格	無し	GA
32	Q	19	81	0	823	1243	12.1	66	23	2.92	合格	15040	合格	無し	GA
33	R	31	69	0	756	1181	12.8	64	25	2.92	合格	15117	合格	無し	GA
34	S	19	81	0	712	1123	13.2	63	28	2.08	合格	14824	合格	無し	GA
35	T	29	71	0	690	1087	14.5	63	29	2.08	合格	15762	合格	無し	GA
36	U	23	77	0	799	1254	11.8	64	23	2.50	合格	14797	合格	無し	GA
37	V	18	82	0	812	1247	11.4	65	24	2.92	合格	14216	合格	無し	GA
38	O	14	86	0	786	1217	11.9	65	29	2.08	合格	14482	合格	無し	GA
39	Q	22	78	0	802	1229	11.8	65	28	2.08	合格	14502	合格	無し	GA
40	V	20	80	0	795	1221	12.1	65	30	2.08	合格	14774	合格	無し	GA
41	W	10	90	0	799	1211	11.6	66	21	2.92	合格	14048	合格	無し	GA
42	W	12	88	0	772	1201	11.7	64	24	2.08	合格	14052	合格	無し	GA

【0128】

表より、以下のように考察することができる。

【0129】

まず、No. 1～12、16、18、21、25、26、27、30～42は本発明の要件を満足する例であり、強度、加工性〔強度と延性のバランス（TS×EL）、曲げ性および穴拡げ性（ λ ）〕、耐遅れ破壊特性、めっき性の全てが良好であった。特に内部酸化層の平均深さdと軟質層の平均深さDが、 $D > 2d$ （すなわち、表2中、「 $D/2d$ 」の値が1超）の関係を満足するNo. 1（ $D/2d = 1.21$ ）は、上記関係を満足しないNo. 21（ $D/2d = 0.92$ ）に比べ、曲げ性が向上した。

【0130】

これに対し、No. 13はC量が多い表1の鋼種Mを用いた例であり、曲げ性、 λ 、および耐遅れ破壊特性が低下した。

【0131】

No. 14はSi量が少ない表1の鋼種Nを用いた例であり、内部酸化層が十分に生成されず、曲げ性、 λ 、強度と延性のバランス、および耐遅れ破壊特性が低下した。

【0132】

No. 15は、鋼中成分が本発明の要件を満足する表1の鋼種Aを用いたが、熱延時の

巻取温度が低い例であり、酸洗・冷延後の内部酸化層の平均深さが浅いため、めっき後の内部酸化層の平均深さd、軟質層の平均深さDも浅くなった。その結果、曲げ性、λ、耐遅れ破壊特性、およびめっき性が低下した。

【0133】

No. 17は、鋼中成分が本発明の要件を満足する表1の鋼種Aを用いたが、均熱温度が高い例であり、フェライトが全く生成されないため、強度と延性のバランスが低下した。

【0134】

No. 19は、鋼中成分が本発明の要件を満足する表1の鋼種Aを用いたが、均熱温度が低い例であり、フェライトが過剰に生成して(B+M)の合計量も少なくなり、所望とする硬質層が得られなかった。そのため、TSが低くなり、λも低下した。

10

【0135】

No. 20は、鋼中成分が本発明の要件を満足する表1の鋼種Aを用いたが、酸化炉での空気比が低い例であり、鉄酸化膜が十分生成されず、めっき性が低下した。また、軟質層も十分に生成されないため、曲げ性、λ、耐遅れ破壊特性も低下した。

【0136】

No. 22は、鋼中成分が本発明の要件を満足する表1の鋼種Aを用いたが、熱延時の巻取温度が低く、且つ、酸化炉での空気比が低い例であり、酸洗・冷延後の内部酸化層の平均深さが浅いため、めっき後の内部酸化層の平均深さd、軟質層の平均深さDも浅くなった。その結果、λ、曲げ性、耐遅れ破壊特性、およびめっき性が低下した。

20

【0137】

No. 23は、鋼中成分が本発明の要件を満足する表1の鋼種Aを用いたが、熱延時の巻取温度が低い例であり、酸洗・冷延後の内部酸化層の平均深さが浅いため、めっき後の内部酸化層の平均深さdも浅くなった。その結果、λ、耐遅れ破壊特性、およびめっき性が低下した。

【0138】

No. 24は、鋼中成分が本発明の要件を満足する表1の鋼種Aを用いたが、均熱後の平均冷却速度が遅い例であり、冷却中にフェライトが過剰に生成して(B+M)の合計量も少なくなり、所望とする硬質層が得られなかった。その結果、λ、曲げ性が低下した。

【0139】

No. 28は、鋼中成分が本発明の要件を満足する表1の鋼種Aを用いたが、熱延時の巻取温度が低い例であり、酸洗・冷延後の内部酸化層の平均深さが浅いため、めっき後の内部酸化層の平均深さd、軟質層の平均深さDも浅くなった。その結果、曲げ性、λ、耐遅れ破壊特性、およびめっき性が低下した。

30

【0140】

No. 29は、鋼中成分が本発明の要件を満足する表1の鋼種Aを用いたが、保温時間が不十分な例であり、酸洗・冷延後の内部酸化層の平均深さが浅いため、めっき後の内部酸化層の平均深さd、軟質層の平均深さDも浅くなった。その結果、曲げ性、λ、耐遅れ破壊特性、およびめっき性が低下した。

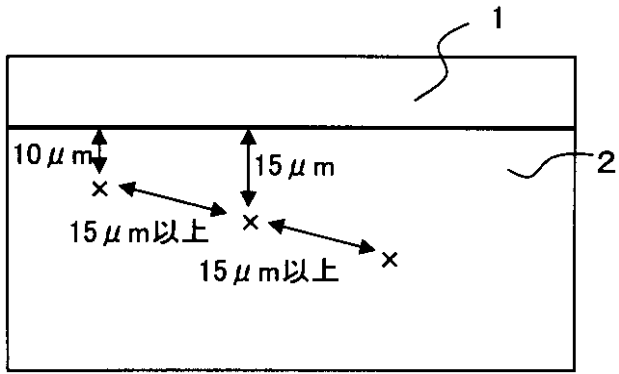
【符号の説明】

40

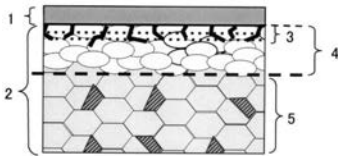
【0141】

- 1 めっき層
- 2 素地鋼板
- 3 内部酸化層
- 4 軟質層
- 5 硬質層

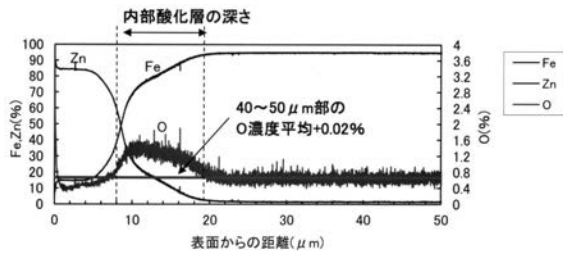
【図 3】



【図 1】



【図 2】



フロントページの続き

(72)発明者 池田 宗朗

兵庫県加古川市金沢町 1 番地 株式会社神戸製鋼所 加古川製鉄所内

(72)発明者 二村 裕一

兵庫県加古川市金沢町 1 番地 株式会社神戸製鋼所 加古川製鉄所内

(72)発明者 中屋 道治

兵庫県加古川市金沢町 1 番地 株式会社神戸製鋼所 加古川製鉄所内

F ターム(参考) 4K027 AA02 AA05 AA23 AB43 AC12

4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA11 EA13 EA15 EA16 EA17 EA18

EA19 EA20 EA23 EA25 EA27 EA28 EA31 EA32 EB05 EB07

EB08 EB09 EB11 FA02 FA03 FC04 FE01 FE02 FE03 FH01

FJ02 FK02 FK03 FM04 GA02 GA03 GA05 GA08