

(19) 日本国特許庁(JP)

再公表特許(A1)

(11) 国際公開番号

W02016/072478

発行日 平成29年8月31日 (2017.8.31)

(43) 国際公開日 平成28年5月12日 (2016.5.12)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C23C 2/06 (2006.01)	C23C 2/06	4K027
C23C 2/40 (2006.01)	C23C 2/40	4K037
C22C 38/00 (2006.01)	C22C 38/00 301T	
C22C 38/06 (2006.01)	C22C 38/06	
C22C 38/58 (2006.01)	C22C 38/58	

審査請求 有 予備審査請求 未請求 (全 55 頁) 最終頁に続く

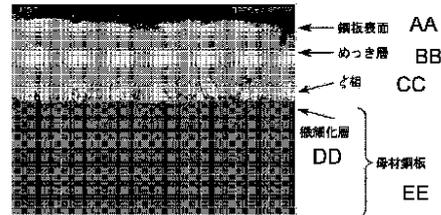
出願番号 特願2016-557817 (P2016-557817)	(71) 出願人 000006655 新日鐵住金株式会社 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(21) 国際出願番号 PCT/JP2015/081236	
(22) 国際出願日 平成27年11月5日 (2015.11.5)	
(31) 優先権主張番号 特願2014-225398 (P2014-225398)	(74) 代理人 100064908 弁理士 志賀 正武
(32) 優先日 平成26年11月5日 (2014.11.5)	(74) 代理人 100175802 弁理士 寺本 光生
(33) 優先権主張国 日本国 (JP)	(74) 代理人 100106909 弁理士 棚井 澄雄
	(74) 代理人 100134359 弁理士 勝俣 智夫
	(74) 代理人 100188592 弁理士 山口 洋

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶融亜鉛めっき鋼板

(57) 【要約】

母材鋼板と前記母材鋼板の少なくとも一方の表面に形成された溶融亜鉛めっき層とからなり、前記溶融亜鉛めっき層は、前記鋼板の表面に、Fe含有量が0%超~5%以下であり、Al含有量が0%超~1.0%以下であり、相からなる柱状晶を含み、さらに、前記溶融亜鉛めっき層と母材鋼板との全界面のうち20%以上が相に被覆され、前記溶融亜鉛めっき層において、結晶粒のうち粗大な酸化物が存在する結晶粒と母材鋼板との成す界面が、前記相と母材鋼板との全界面に対して50%以下であり、前記母材鋼板が、特定の化学成分を有し、前記母材鋼板と前記溶融亜鉛めっき層との界面に直接接する微細化層を有し、前記微細化層の平均厚さが0.1~5.0μm、前記微細化層内におけるフェライト相の平均粒径が0.1~3.0μmであり、前記微細化層中にSiおよびMnの1種または2種以上の酸化物を含有し、前記酸化物の最大径が0.01~0.4μmである溶融亜鉛めっき鋼板。



AA Surface of steel sheet
 BB Plating layer
 CC ζ phase
 DD Refined layer
 EE Base steel sheet

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

母材鋼板と前記母材鋼板の少なくとも一方の表面に形成された溶融亜鉛めっき層とからなり、

前記溶融亜鉛めっき層は、前記鋼板の表面に、Fe含有量が0%超～5%以下であり、Al含有量が0%超～1.0%以下であり、相からなる柱状晶を含み、さらに、前記溶融亜鉛めっき層と母材鋼板との全界面のうち20%以上が相に被覆され、前記溶融亜鉛めっき層において、結晶粒のうち粗大な酸化物が存在する結晶粒と母材鋼板との成す界面が、前記相と母材鋼板との全界面に対して50%以下であり、前記母材鋼板が、質量%で、

C : 0.040～0.400%、
 Si : 0.05～2.50%、
 Mn : 0.50～3.50%、
 P : 0.0001～0.1000%、
 S : 0.0001～0.0100%、
 Al : 0.001～1.500%、
 N : 0.0001～0.0100%、
 O : 0.0001～0.0100%、

残部がFeおよび不可避不純物からなる化学成分を有し、

前記母材鋼板と前記溶融亜鉛めっき層との界面に直接接する微細化層を有し、前記微細化層の平均厚さが0.1～5.0 μ m、前記微細化層内におけるフェライト相の平均粒径が0.1～3.0 μ mであり、前記微細化層中にSiおよびMnの1種または2種以上の酸化物を含有し、前記酸化物の最大径が0.01～0.4 μ mである溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項 2】

前記溶融亜鉛めっき層について、前記母材鋼板の片面におけるめっき付着量が10g/m²以上、100g/m²以下である請求項1に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項 3】

前記母材鋼板が、質量%で、さらに、

Ti : 0.001～0.150%、
 Nb : 0.001～0.100%、
 V : 0.001～0.300%、

のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する請求項1または請求項2に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項 4】

前記母材鋼板が、質量%で、さらに、

Cr : 0.01～2.00%、
 Ni : 0.01～2.00%、
 Cu : 0.01～2.00%、
 Mo : 0.01～2.00%、
 B : 0.0001～0.0100%、
 W : 0.01～2.00%、

のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する請求項1～請求項3のいずれか一項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項 5】

前記母材鋼板が、質量%で、さらに、

Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上を合計で0.0001～0.0100%含有する請求項1～請求項4のいずれか一項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

10

20

30

40

50

【0001】

本発明は、めっき密着性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板に関するものである。

本願は、2014年11月05日に、日本に出願された特願2014-225398号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

【背景技術】

【0002】

主に自動車の骨格部材に使用される鋼板について、高強度化の要求が高まってきている。これら高強度鋼板においては、高い強度と優れた成形性を得るため、強度向上に寄与するSiやMnに代表される合金元素を添加することが一般的である。しかし、SiやMnに代表される合金元素はめっき密着性を低下させる作用も有する。

10

また、自動車用鋼板については、一般に屋外で使用されるため、優れた耐食性が要求されるのが通常である。

【0003】

ところで、自動車の外板などの用途においては、プレス加工により板の周辺部に苛酷な曲げ加工（ヘム曲げ）を施すのが通常である。また自動車外板のみならず、その他の用途においても、プレス加工により苛酷な曲げ加工や、穴広げ加工などを施して使用することが多い。そして、従来の溶融亜鉛めっき鋼板に苛酷な曲げ加工や穴広げ加工などを施した場合、その加工部分で、めっき層が母材鋼板から剥離してしまうことがあった。このようにめっき層が剥離すれば、その個所の耐食性が失われて、母材鋼板に早期に腐食、発錆が生じてしまう問題がある。まためっき層の剥離には至らないまでも、めっき層と母材鋼板との密着性が失われて、その部分にわずかでも空隙が生じれば、その空隙に外気や水分が浸入して、めっき層による防食機能が失われる。その結果、前記同様に母材鋼板に早期に腐食、発錆が生じてしまう。

20

これらのような問題から、苛酷な曲げ加工などを施して使用される高強度鋼板としては、母材鋼板に対するめっき層の密着性が優れた溶融亜鉛めっき層を備えためっき鋼板が強く望まれている。

【0004】

めっき層の密着性を高めるため、例えば特許文献1～3に代表されるように、鋼板の内部に酸化物を生成させ、めっき剥離の原因となる地鉄とめっき層との界面の酸化物を減らす方法が提案されている。しかしながら、このような酸化物を鋼板表層で生成させる場合、鋼板表層の炭素が酸素と結びついてガス化する。その結果、炭素が鋼板から離脱するため、この炭素が離脱した領域の強度が著しく低下する場合がある。鋼板表層の強度が低下した場合、表層部の特性に強く依存する耐疲労特性は劣化し、疲労強度が大きく低下する懸念がある。

30

【0005】

あるいは、めっき層の密着性を高めるため、特許文献4では、一般的な焼鈍工程の前に新たな焼鈍工程および酸洗工程を追加して施すことで、母材鋼板表面を改質し、めっき密着性を高める方法が提案されている。しかしながら、特許文献4に記載の方法では、一般的な高強度めっき鋼板の製造方法に対し、工程が増えるため、コストの面で課題がある。

【0006】

さらに、特許文献5においては、母材鋼板の表層部から炭素を除去し、めっきの密着性を高める方法が提案されている。しかしながら、特許文献5に記載の方法では、炭素を除去した領域の強度が著しく低下する。このため、特許文献5に記載の方法は、表層部の特性に強く依存する耐疲労特性が劣化し、疲労強度が大きく低下する懸念がある。

40

【0007】

また、特許文献6,7では、めっき層中のMn、AlおよびSi量を好適な範囲に制御し、めっき密着性を向上した鋼板が提案されている。特許文献6,7に記載の鋼板では、製造時にめっき層中の元素量を高い精度で制御する必要があり、操業上の負荷が大きく、コスト面で課題がある。

【0008】

50

めっき密着性を高める手法として、特許文献 8 では、鋼板のミクロ組織がフェライトのみからなる高強度鋼板が提案されている。しかしながら、特許文献 8 に記載の鋼板では、ミクロ組織が軟質なフェライトのみであるため、十分に高い強度が得られない。

【0009】

ここで、溶融亜鉛めっき処理後に合金化処理を施した合金化溶融亜鉛めっき鋼板が幅広く用いられている。合金化処理は、めっき層を Zn の融点以上の温度に加熱し、多量の Fe 原子を母材鋼板中からめっき層中に拡散させ、めっき層を Zn - Fe 合金主体の層とする処理である。例えば、特許文献 9、10、11 には、めっき密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板が提案されている。しかしながら、めっき層を十分に合金化するには、鋼板を高温に加熱する必要がある。鋼板を高温に加熱すると、鋼板内部のミクロ組織が変質し、特に粗大な鉄系炭化物が生成しやすく、鋼板の特性が損なわれることがあるため、好ましくない。

10

【0010】

特許文献 12 には、素地鋼板が Si、Mn、Al からなる群より選択された 1 種以上を含む溶融亜鉛めっき鋼板が記載されている。特許文献 12 には、製造工程において、素地鋼板のめっき浴侵入温度を制御することが記載されている。また、特許文献 12 には、素地鋼板とめっき層との界面に形成されている合金層における断面の面積率を規定した、めっき密着性およびスポット溶接性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。

【0011】

特許文献 12 には、表面に Si、Mn 酸化物が存在している鋼板を、溶融亜鉛めっき浴に侵入させると、亜鉛めっきが施されない未めっきが多量発生することが述べられている。しかし、特許文献 12 には、Si、Mn 酸化物をめっき開始までに低減させる技術は開示されていない。また、特許文献 12 では、素地鋼板のめっき浴侵入温度を、溶融亜鉛めっき浴温度より高くする。溶融亜鉛めっき浴中の Al 含有量にもよるが、最低でも素地鋼板のめっき浴侵入温度を、溶融亜鉛めっき浴温度より 4 超高くし、最高で 28 高くしている。このため、特許文献 12 では、浴温の安定性ひいては製品の特性の均一性が不十分となる場合があった。

20

【先行技術文献】

【特許文献】

【0012】

【特許文献 1】日本国特開 2008 - 019465 号公報

【特許文献 2】日本国特開 2005 - 060742 号公報

【特許文献 3】日本国特開平 9 - 176815 号公報

【特許文献 4】日本国特開 2001 - 026853 号公報

【特許文献 5】日本国特開 2002 - 088459 号公報

【特許文献 6】日本国特開 2003 - 055751 号公報

【特許文献 7】日本国特開 2003 - 096541 号公報

【特許文献 8】日本国特開 2005 - 200750 号公報

【特許文献 9】日本国特開平 11 - 140587 号公報

【特許文献 10】日本国特開 2001 - 303226 号公報

【特許文献 11】日本国特開 2005 - 060743 号公報

【特許文献 12】日本国特表 2013 - 541645 号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0013】

以上のような現状に鑑み、本発明は、強度、延性、穴拡げ性、めっき密着性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の提供を課題とする。

【課題を解決するための手段】

【0014】

本発明者らは、めっき密着性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板を得るために鋭意検討を重ね

30

40

50

た。その結果、本発明者らは、めっき層中に 相 ($FeZn_{13}$) を生成させ、破壊の起点である粗大な酸化物をその内部に取り込むことでめっき剥離を抑制することを見出した。このことにより、めっき層の合金化処理を施すことなく、めっき密着性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板が得られる。

【0015】

本発明は、かかる知見に基づいて完成させたものであり、その態様は以下の通りである。

【0016】

(1) 母材鋼板と前記母材鋼板の少なくとも一方の表面に形成された溶融亜鉛めっき層とからなり、

前記溶融亜鉛めっき層は、前記鋼板の表面に、Fe含有量が0%超～5%以下であり、Al含有量が0%超～1.0%以下であり、相からなる柱状晶を含み、さらに、前記溶融亜鉛めっき層と母材鋼板との全界面のうち20%以上が相に被覆され、前記溶融亜鉛めっき層において、結晶粒のうち粗大な酸化物が存在する結晶粒と母材鋼板との成す界面が、前記相と母材鋼板との全界面に対して50%以下であり、前記母材鋼板が、質量%で、

C : 0.040～0.400%、
Si : 0.05～2.50%、
Mn : 0.50～3.50%、
P : 0.0001～0.1000%、
S : 0.0001～0.0100%、
Al : 0.001～1.500%、
N : 0.0001～0.0100%、
O : 0.0001～0.0100%、

残部がFeおよび不可避不純物からなる化学成分を有し、

前記母材鋼板と前記溶融亜鉛めっき層との界面に直接接する微細化層を有し、前記微細化層の平均厚さが0.1～5.0 μ m、前記微細化層内におけるフェライト相の平均粒径が0.1～3.0 μ mであり、前記微細化層中にSiおよびMnの1種または2種以上の酸化物を含有し、前記酸化物の最大径が0.01～0.4 μ mである溶融亜鉛めっき鋼板。

(2) 前記溶融亜鉛めっき層について、前記母材鋼板の片面におけるめっき付着量が10g/m²以上、100g/m²以下である(1)に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

(3) 前記母材鋼板が、質量%で、さらに、

Ti : 0.001～0.150%、
Nb : 0.001～0.100%、
V : 0.001～0.300%、

のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する(1)または(2)に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

(4) 前記母材鋼板が、質量%で、さらに、

Cr : 0.01～2.00%、
Ni : 0.01～2.00%、
Cu : 0.01～2.00%、
Mo : 0.01～2.00%、
B : 0.0001～0.0100%、
W : 0.01～2.00%、

のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する(1)～(3)のいずれかに記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

(5) 前記母材鋼板が、質量%で、さらに、

Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上を合計で0.0001～0.0100%含有する(1)～(4)のいずれかに記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

【発明の効果】

【0017】

本発明の上記態様によれば、強度、延性、穴拡げ性、めっき密着性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板を提供できる。

【図面の簡単な説明】

【0018】

【図1】本実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板の断面のうち、溶融亜鉛めっき層/母材鋼板界面を含む近傍の断面の走査型電子顕微鏡(SEM)写真である。

【図2】本実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板の断面の電界放射型走査型電子顕微鏡(FE-SEM)写真である。

10

【発明を実施するための形態】

【0019】

本発明の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板は、母材鋼板(以下、単に鋼板とも記す。)と鋼板の少なくとも一方の表面に形成された溶融亜鉛めっき層(以下、単にめっき層とも記す。)とからなる。

めっき層は、Fe含有量が0%超~5%以下であり、Al含有量が0%超~1.0%以下であり、相からなる柱状晶を含む。めっき層は、めっき層と母材鋼板との全界面のうち20%以上が相に被覆され、相と母材鋼板との界面のうち粗大な酸化物が存在する結晶粒と母材鋼板との成す界面の割合が50%以下である。

【0020】

20

まず、本発明の実施形態の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板を構成する亜鉛めっき層について説明する。なお、以下の説明における[%]は[質量%]である。

【0021】

(めっき層)

本発明の実施形態においては、溶融亜鉛めっき層は、Fe含有量が0%超~5.0%以下であり、Al含有量が0%超~1.0%以下である。さらに、溶融亜鉛めっき層はAg、B、Be、Bi、Ca、Cd、Co、Cr、Cs、Cu、Ge、Hf、I、K、La、Li、Mg、Mn、Mo、Na、Nb、Ni、Pb、Rb、Sb、Si、Sn、Sr、Ta、Ti、V、W、Zr、REMの1種または2種以上を含有、あるいは混入するものであってもよい。このように、溶融亜鉛めっき層が、上記の元素の1種または2種以上を含有、あるいは混入するものであっても、本発明の効果は損なわれず、その含有量によっては耐食性や加工性が改善される等好ましい場合もある。

30

また、本実施形態においては、溶融亜鉛めっき層は相からなる柱状晶を含み、めっき層と母材鋼板との全界面のうち20%以上が相に被覆されていることを特徴とする。

さらに、母材鋼板の片面における溶融亜鉛めっき層の付着量は 10 g/m^2 以上、 100 g/m^2 以下であることが好ましい。

【0022】

〔溶融亜鉛めっき層におけるFe含有量：0%超~5.0%以下〕

溶融亜鉛めっき層におけるFe含有量が高まるとめっき密着性が劣化することから、Fe含有量を5.0%以下とする必要がある。めっき密着性を更に高めるため、めっき層中のFe含有量は4.0%以下とすることが好ましく、3%以下とすることが更に好ましい。めっき層中のFe含有量の下限は0%超とする。Fe含有量が0.5%未満では、密着性を改善するために必要な相が十分に得られないことがある。このため、めっき層中のFe含有量は0.5%以上とすることが好ましく、1.0%以上とすることが更に好ましい。

40

【0023】

〔溶融亜鉛めっき層におけるAl含有量：0%超~1.0%以下〕

溶融亜鉛めっき層におけるAl含有量が高まるとめっき密着性が劣化することから、Al含有量を1.0%以下とする必要がある。めっき密着性を更に高めるため、めっき層中のAl含有量は0.8%以下とすることが好ましく、0.5%以下とすることが更に好ま

50

しい。めっき層中のAl含有量の下限は0%超とする。Al含有量を0.01%未満とするためには、めっき浴中のAl濃度を極端に下げることがある。めっき浴中のAl濃度を極端に下げると、めっき層の合金化が過度に進むことでめっき層中のFe含有量が増えてめっき密着性が劣化する。このことから、めっき層中のAl含有量は0.01%以上とすることが好ましい。この観点から、めっき層中のAl含有量は0.05%以上とすることがより好ましい。

【0024】

さらに、溶融亜鉛めっき層はAg、B、Be、Bi、Ca、Cd、Co、Cr、Cs、Cu、Ge、Hf、I、K、La、Li、Mg、Mn、Mo、Na、Nb、Ni、Pb、Rb、Sb、Si、Sn、Sr、Ta、Ti、V、W、Zr、REMの1種または2種以上を含有、あるいは混入するものであってもよい。溶融亜鉛めっき層が、上記の元素の1種または2種以上を含有、あるいは混入するものであっても、本発明の効果は損なわれず、その含有量によっては耐食性や加工性が改善される等好ましい場合もある。

10

【0025】

「相」

図1に、本実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板の断面の走査型電子顕微鏡(SEM)写真を示す。図1に示すとおり、本発明の溶融亜鉛めっき層は、FeとZnの合金である相($FeZn_{1.3}$)からなる柱状晶を含む。特にめっき層と母材鋼板との全ての界面のうち、相が母材鋼板と接している界面の割合が20%以上であることを特徴とする。これにより、剥離の起点として働きうるSiおよび/またはMnを含む長径0.2 μ m以上の粗大な酸化物が、母材鋼板表面から相内部に取り込まれる。これによって粗大な酸化物が破壊の起点として働きづらくなり、めっき層の密着性が向上する。この観点から、相と母材鋼板の界面がめっき層と母材鋼板との全ての界面に対して占める割合は25%以上であることが好ましく、30%以上であることがより好ましい。なお、相と母材鋼板の界面がめっき層と母材鋼板との全ての界面に占める割合の上限は特に定めず、100%であっても構わない。なお、Siおよび/またはMnを含む酸化物の長径が0.2 μ m以上であると、酸化物を起点とする割れが顕著となり、長径が0.2 μ m未満であると、割れの起点として働きにくくなる。これは、溶融亜鉛めっき鋼板の変形時における応力集中の度合いが、酸化物の大きさによって変化するためである。具体的には、酸化物が大きい(長径が長い)ほど、変形時に応力が集中しやすくなり、めっき層が剥離しやすくなる。

20

30

【0026】

一方、Siおよび/またはMnを含む粗大酸化物が相に取り込まれず、相と母材鋼板の界面に粗大酸化物が存在すると、相によるめっき密着性の向上効果が十分に得られず、好ましくない。このことから、相の結晶(結晶粒)のうち粗大酸化物が存在する結晶粒(粗大酸化物含有結晶粒)と母材鋼板との界面の割合を、相と母材鋼板との全ての界面に対して50%以下とする。粗大酸化物含有結晶粒と母材鋼板との界面の割合が50%以下である場合、相に取り込まれずに存在するSiおよび/またはMnを含む粗大酸化物が十分に少なくなる。なお、粗大酸化物含有結晶粒と母材鋼板との界面の割合は、相と母材鋼板との全ての界面に対して35%以下であることが好ましい。相と母材鋼板との界面には、長径0.2 μ m以上の粗大酸化物が少ないほど好ましい。相と母材鋼板との全ての界面のうち、粗大酸化物含有結晶粒が母材鋼板と成す界面の割合が0%であることが最も好ましい。

40

【0027】

また、溶融亜鉛めっき層は1相($FeZn_7$)を含んでも構わない。しかしながら、1相の分率を高めるには、母材鋼板をめっき浴に浸漬後、母材鋼板を加熱してめっき層の合金化を進める必要があり、加熱によって母材鋼板の引張特性が劣化する。この観点から、1相の分率は小さいことが好ましい。特にめっき層と母材鋼板との全ての界面のうち、1相が母材鋼板と接している界面の割合を20%以下とすることが好ましい。

【0028】

本発明における相と母材鋼板の界面がめっき層と母材鋼板との全ての界面に占める割

50

合および、1相と母材鋼板の界面がめっき層と母材鋼板との全ての界面に占める割合は、以下の要領で求めることができる。

すなわち、溶融亜鉛めっき鋼板から、母材鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取する。観察面を鏡面研磨し、電界放射型走査型電子顕微鏡 (FE-SEM: Field Emission Scanning Electron Microscope) を用いて、観察しためっき層と母材鋼板との界面の長さの合計 L が $200\ \mu\text{m}$ 以上となるまで観察する。界面の長さの合計 L が $200\ \mu\text{m}$ 以上となるまで観察するとは、1つの板厚断面内を L が $200\ \mu\text{m}$ 以上となるまで観察してもよいし、複数の板厚断面内を L が $200\ \mu\text{m}$ 以上となるまで観察してもよい。

【0029】

前記 L を観察した視野と同じ視野において、柱状を呈する結晶粒は相または1相であり、相および1相と母材鋼板の界面の長さの合計 L_1 を測定する。続いて、前記 L_1 を観察した視野と同じ視野において、FE-SEMを用いたEBSD (Electron Back-Scattering Diffraction) 法による高分解能結晶方位解析を行い、1相の同定を行い、1相と母材鋼板の界面の長さの合計 L_2 を求める。

$(L_1 - L_2) / L$ をもって相と母材鋼板の界面がめっき層と母材鋼板との全ての界面に占める割合とみなす。

同様に、 L_2 / L をもって1相と母材鋼板の界面がめっき層と母材鋼板との全ての界面に占める割合とみなす。

なお、相と1相との分離は、上記EBSD法以外の手法により行っても構わない。例えば、電界放射型電子プローブ微小分析器 (FE-EPMA: Field Emission Electron Probe MicroAnalyser) により、めっき層中のZn元素マッピングを行い、Zn量の違いから相と1相の判別を行っても構わない。

【0030】

また、相の結晶 (結晶粒) のうち、粗大酸化物が存在する結晶粒 (粗大酸化物含有結晶粒) と母材鋼板との界面の割合は、以下の要領で求める。すなわち、 L を観察した視野と同じ視野において、相と母材鋼板の界面を観察し、相と母材鋼板との界面に長径 $0.2\ \mu\text{m}$ 以上の粗大酸化物がある結晶粒 (粗大酸化物含有結晶粒) を求める。めっき層の相と母材鋼板との界面に存在する酸化物は、SEMの反射電子 (BSE) 像において周囲と比較して暗く見える。このため、めっき層の相と母材鋼板との界面に酸化物が存在しているか否かは、 L を観察した視野と同じ視野でのSEMの反射電子 (BSE) 像を観察し、周囲との明るさの差によって判別する。また、判別した各酸化物について、観察面上での長径を測定し、長径が $0.2\ \mu\text{m}$ 以上のものを粗大酸化物と判別する。そして、粗大酸化物含有結晶粒と母材鋼板との界面の長さを求め、その界面の長さの合計 L^{**} を得る。 $L^{**} / (L_1 - L_2)$ を求めることによって、相と母材鋼板との全ての界面のうち、粗大酸化物含有結晶粒が母材鋼板と成す界面の割合が得られる。

【0031】

なお、相を鮮明に現出するために、試料の観察面を鏡面研磨した後に、ナイトール等の腐食液を用いて観察面の腐食を施しても構わない。

【0032】

[溶融亜鉛めっきの付着量: $10 \sim 100\ \text{g} / \text{m}^2$]

溶融亜鉛めっき層の母材鋼板片面への付着量が少ないと十分な耐食性が得られないおそれがある。このことから、めっき層の母材鋼板片面への付着量は $10\ \text{g} / \text{m}^2$ 以上とすることが好ましい。耐食性の観点から、付着量は $20\ \text{g} / \text{m}^2$ 以上がより好ましく、 $30\ \text{g} / \text{m}^2$ 以上がさらに好ましい。一方、めっき層の付着量が多いと、スポット溶接を行った際の電極損耗が激しくなり、連続して溶接を行った際に溶融ナゲット径の減少や溶接継手強度の劣化が起こるおそれがある。このため、めっき層の付着量を $100\ \text{g} / \text{m}^2$ 以下とすることが好ましい。連続溶接性の観点から、付着量は $93\ \text{g} / \text{m}^2$ 以下であることがよ

10

20

30

40

50

り好ましく、 85 g/m^2 以下であることがさらに好ましい。

【0033】

本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、上記めっき層を備え、母材鋼板が以下に示す微細化層を有する。

微細化層とは、最表層に存在するフェライト相の平均粒径が、その下層におけるフェライト相の平均粒径の $1/2$ 以下となっている領域である。微細化層におけるフェライト相の平均粒径が、その下層におけるフェライト相の平均粒径の $1/2$ 超となる境界を、微細化層とその下層との境界と定義する。

【0034】

微細化層は、母材鋼板と溶融亜鉛めっき層との界面に直接接する。微細化層の平均厚さは $0.1 \sim 5.0 \mu\text{m}$ である。微細化層内におけるフェライト相の平均粒径は $0.1 \sim 3.0 \mu\text{m}$ である。微細化層中に、SiおよびMnの1種または2種以上の酸化物を含有し、酸化物の最大径が $0.01 \sim 0.4 \mu\text{m}$ である。

【0035】

微細化層の平均厚さが $0.1 \mu\text{m}$ 以上であると、溶融亜鉛めっき鋼板を加工する際に、クラックの発生や伸展が抑制される。このため、微細化層の平均厚さは $0.1 \mu\text{m}$ 以上とし、 $1.0 \mu\text{m}$ 以上とすることが好ましい。また、平均厚さが $5.0 \mu\text{m}$ 以下の微細化層は、めっき浴中での過度な合金化を抑制しながら形成できる。したがって、めっき層中のFe含有量が過度に大きいことによるめっき密着性の低下を防止できる。このことから、微細化層の平均厚さは $5.0 \mu\text{m}$ 以下とし、 $3.0 \mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。

【0036】

微細化層内のフェライト相の平均粒径を $0.1 \mu\text{m}$ 以上とすることで、溶融亜鉛めっき鋼板を加工する際に、クラックの発生や伸展が抑制される。このため、微細化層内のフェライト相の平均粒径は $0.1 \mu\text{m}$ 以上とし、 $1.0 \mu\text{m}$ 以上とすることが好ましい。また、微細化層内のフェライト相の平均粒径を $3.0 \mu\text{m}$ 超とすると、クラックの発生や伸展を抑制する効果が限定的になる。そのため、微細化層内のフェライト相の平均粒径は $3.0 \mu\text{m}$ 以下とし、 $2.0 \mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。

【0037】

微細化層中に含有するSiおよびMnの1種または2種以上の酸化物としては、例えば、 SiO_2 、 Mn_2SiO_4 、 MnSiO_3 、 Fe_2SiO_4 、 FeSiO_3 、 MnO の中から選ばれる1種または2種以上が挙げられる。

微細化層中に含有するSiおよびMnの1種または2種以上の酸化物の最大径が $0.01 \mu\text{m}$ 以上であると、微細化層を形成するとともに、相の生成が十分に促進されためっき層を形成できる。上記の酸化物の最大径は、 $0.05 \mu\text{m}$ 以上であることが好ましい。また、上記の酸化物の最大径が $0.4 \mu\text{m}$ 以下である微細化層は、めっき層の過度な合金化を抑制しながら形成できる。上記の酸化物の最大径は、 $0.2 \mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。

【0038】

微細化層の平均厚さおよび微細化層内におけるフェライト相の平均粒径は、以下に示す方法により測定する。溶融亜鉛めっき鋼板から、母材鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取する。試料の観察面をCP (Cross section polisher) 装置により加工し、FE-SEM (Field Emission Scanning Electron Microscopy) での反射電子像を5000倍で観察し、測定する。

【0039】

微細化層中に含有するSiおよびMnの1種または2種以上の酸化物の最大径は、以下に示す方法により測定する。溶融亜鉛めっき鋼板から、母材鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取する。試料の観察面をFIB (Focused Ion Beam) 加工して薄膜試料を作製する。その後、薄膜試料をFE-TEM (Field Emission Transmission Electron Microsc

10

20

30

40

50

opy)を用いて30000倍で観察する。各薄膜試料について5視野観察し、全視野で計測された酸化物の直径の最大値を、当該薄膜試料における酸化物の最大径とする。

【0040】

下記に本実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板を構成する母材鋼板の化学成分(組成)について説明する。なお、以下の説明における[%]は[質量%]である。

【0041】

[C:0.040~0.400%]

Cは、母材鋼板の強度を高めるために添加される元素である。しかしながら、Cの含有量が0.400%を超えると、スポット溶接性が劣化し、好ましくないため、C含有量は0.400%以下とする。なお、スポット溶接性の観点から、Cの含有量は0.300%以下であることが好ましく、0.220%以下であることがより好ましい。一方、Cの含有量が0.040%未満であると、強度が低下し、十分な引張最大強度を確保することが困難となるため、C含有量は0.040%以上とする。なお、強度をより一層高めるためには、Cの含有量は0.055%以上であることが好ましく、0.070%以上であることがより好ましい。

10

【0042】

[Si:0.05~2.50%]

Siは、母材鋼板における鉄系炭化物の生成を抑制し、強度と成形性を高める元素である。しかしながら、Siは鋼材を脆化させる元素でもあり、その含有量が2.50%を超えると、鑄造したスラブが割れるなどのトラブルが起こりやすくなる。このため、Siの含有量は2.50%以下とする。さらに、Siは焼鈍工程において母材鋼板の表面に酸化物を形成し、めっきの密着性を著しく損なう。この観点から、Siの含有量は2.00%以下であることが好ましく、1.60%以下であることがより好ましい。一方、Siの含有量が0.05%未満では、溶融亜鉛めっき鋼板のめっき工程において、粗大な鉄系炭化物が多量に生成され、強度および成形性が劣化する。このため、Siの含有量は0.05%以上とする。なお、鉄系炭化物の生成を抑制する観点から、Siの含有量は0.10%以上であることが好ましく、0.25%以上がより好ましい。

20

【0043】

[Mn:0.50~3.50%]

Mnは、母材鋼板の焼入れ性を高めることで強度を高めるために添加される。しかしながら、Mnの含有量が3.50%を超えると、母材鋼板の板厚中央部に粗大なMn濃化部が生じて、脆化が起こりやすくなり、鑄造したスラブが割れるなどのトラブルが起こりやすくなる。そのため、Mnの含有量は3.50%以下とする。また、Mnの含有量が増大するとスポット溶接性も劣化する。このことから、Mnの含有量は3.00%以下であることが好ましく、2.80%以下であることがより好ましい。一方、Mnの含有量が0.50%未満であると、焼鈍後の冷却中に軟質な組織が多量に形成されるため、十分に高い引張最大強度を確保することが難しくなる。したがって、Mnの含有量は0.50%以上とする。強度をより高めるためには、Mnの含有量は0.80%以上であることが好ましく、1.00%以上であることがより好ましい。

30

【0044】

[P:0.0001~0.1000%]

Pは、鋼材を脆化させる元素であり、さらにPの含有量が0.1000%を超えると、鑄造したスラブが割れるなどのトラブルが起こりやすくなる。このため、Pの含有量は0.1000%以下とする。また、Pはスポット溶接によって生じる溶融部を脆化させる元素でもあり、十分な溶接継手強度を得るためには、Pの含有量は0.0400%以下とすることが好ましく、0.0200%以下とすることがより好ましい。一方、Pの含有量を0.0001%未満とすることは、製造コストの大幅な増加を伴う。このことから、Pの含有量は、0.0001%以上とし、好ましくは0.0010%以上とする。

40

【0045】

[S:0.0001~0.0100%]

50

Sは、Mnと結びついて粗大なMnSを形成し、延性、伸びフランジ性および曲げ性といった成形性を低下させる元素である。このため、Sの含有量を0.0100%以下とする。またSは、スポット溶接性を劣化させる元素でもある。このため、S含有量は0.0060%以下とすることが好ましく、0.0035%以下とすることがより好ましい。一方、Sの含有量を0.0001%未満とすることは、製造コストの大幅な増加を伴う。このため、Sの含有量は、0.0001%以上とし、0.0005%以上とすることが好ましく、0.0010%以上とすることがより好ましい。

【0046】

{Al: 0.001 ~ 1.500%}

Alは、鋼材を脆化させる元素である。Alの含有量が1.500%を超えると、 castingしたスラブが割れるなどのトラブルが起こりやすくなるため、Alの含有量は1.500%以下とする。また、Alの含有量が増えるとスポット溶接性が悪化するため、Alの含有量は1.200%以下とすることが好ましく、1.000%以下とすることがより好ましい。一方、Alの含有量の下限は特に定めずとも本発明の効果は発揮されるが、Alは原料中に微量に存在する不可避不純物であり、その含有量を0.001%未満とするには製造コストの大幅な増加が伴う。このため、Al含有量は0.001%以上とする。またAlは、脱酸材としても有効な元素であるが、脱酸の効果を、より十分に得るためには、Alの含有量は0.010%以上とすることが好ましい。

10

【0047】

{N: 0.0001 ~ 0.0100%}

Nは、粗大な窒化物を形成し、延性、伸びフランジ性および曲げ性といった成形性を劣化させる元素であることから、その添加量を抑えることが好ましい。Nの含有量が0.0100%を超えると、成形性の劣化が顕著となることから、N含有量の上限を0.0100%とする。またNの過剰な添加は、溶接時のブローホール発生の原因になることから、含有量は少ない方が良い。これらの観点から、N含有量は0.0070%以下であることが好ましく、0.0050%以下であることがより好ましい。一方、Nの含有量の下限は、特に定めなくても本発明の効果は発揮されるが、Nの含有量を0.0001%未満にすることは、製造コストの大幅な増加を招く。このことから、N含有量の下限は0.0001%以上とする。N含有量は0.0003%以上であることが好ましく、0.0005%以上であることがより好ましい。

20

30

【0048】

{O: 0.0001 ~ 0.0100%}

Oは、酸化物を形成し、延性、伸びフランジ性および曲げ性といった成形性を劣化させることから、含有量を抑えることが好ましい。Oの含有量が0.0100%を超えると、成形性の劣化が顕著となることから、O含有量の上限を0.0100%とする。さらにOの含有量は0.0050%以下であることが好ましく、0.0030%以下であることがより好ましい。Oの含有量の下限は、特に定めなくても本発明の効果は発揮されるが、Oの含有量を0.0001%未満とすることは、製造コストの大幅な増加を伴う。このため、0.0001%を下限とする。O含有量は0.0003%以上であることが好ましく、0.0005%以上であることがより好ましい。

40

【0049】

{Si + 0.7Al > 0.30}

SiおよびAlはベイナイト変態に伴う炭化物の生成を抑制する元素である。残留オーステナイトを得るためには、Siおよび/またはAlを一定量以上添加することが好ましい。この観点からSiの添加量とAlの添加量が下記式2を満たすことが好ましい。下記式2の左辺(Si + 0.7Al)の値は0.45以上であることがより好ましく、0.70以上であることが更に好ましい。

$Si + 0.7Al > 0.30 \dots (式2)$

但し、式2のSiおよびAlはそれぞれの元素の添加量[質量%]とする。

【0050】

50

更に、本発明の実施形態にかかる溶融垂鉛めっき鋼板の母材鋼板には、必要に応じて以下の元素が添加されていても良い。

具体的には、上記化学成分に加え、Ti：0.001～0.150%、Nb：0.001～0.100%、V：0.001～0.300%、のうちから選ばれた1種または2種以上を含有してもよい。

【0051】

{Ti：0.001～0.150%}

Tiは、析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化、および再結晶の抑制を通じた転位強化によって、母材鋼板の強度上昇に寄与する元素である。しかし、Tiの含有量が0.150%を超えると、炭窒化物の析出が多くなって成形性が劣化するため、Tiの含有量は0.150%以下であることが好ましい。また、成形性の観点から、Tiの含有量は0.080%以下であることがより好ましい。一方、Tiの含有量の下限は、特に定めなくても本発明の効果は発揮される。Ti添加による強度上昇効果を十分に得るためには、Tiの含有量は0.001%以上であることが好ましい。母材鋼板のより一層の高強度化のためには、Tiの含有量は0.010%以上であることがより好ましい。

10

【0052】

{Nb：0.001～0.100%}

Nbは、析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化および再結晶の抑制を通じた転位強化により、母材鋼板の強度上昇に寄与する元素である。しかし、Nbの含有量が0.100%を超えると、炭窒化物の析出が多くなって成形性が劣化するため、Nbの含有量は0.100%以下であることがより好ましい。成形性の観点から、Nbの含有量は0.060%以下であることがより好ましい。一方、Nbの含有量の下限は、特に定めなくても本発明の効果は発揮される。Nb添加による強度上昇効果を十分に得るには、Nbの含有量は0.001%以上であることが好ましい。母材鋼板のより一層の高強度化のためには、Nbの含有量は0.005%以上であることがより好ましい。

20

【0053】

{V：0.001～0.300%}

Vは、析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化および再結晶の抑制を通じた転位強化により、母材鋼板の強度上昇に寄与する元素である。しかし、Vの含有量が0.300%を超えると、炭窒化物の析出が多くなって成形性が劣化する。このため、Vの含有量は0.300%以下であることが好ましく、0.200%以下であることがさらに好ましい。一方、Vの含有量の下限は、特に定めなくても本発明の効果は発揮される。Vの添加による強度上昇効果を十分に得るためには、Vの含有量は0.001%以上であることが好ましく、0.010%以上であることがさらに好ましい。

30

【0054】

また、本実施形態に係る母材鋼板においては、さらに、Cr：0.01～2.00%、Ni：0.01～2.00%、Cu：0.01～2.00%、Mo：0.01～2.00%、B：0.0001～0.0100%、W：0.01～2.00%、のうちから選ばれた1種または2種以上を含有してもよい。

【0055】

{Cr：0.01～2.00%}

Crは、高温での相変態を抑制し、高強度化に有効な元素であり、Cおよび/又はMnの一部に代えて添加してもよい。しかし、Crの含有量が2.00%を超えると、熱間での加工性が損なわれて生産性が低下する。このことから、Crの含有量は2.00%以下とすることが好ましく、1.20%以下であることがさらに好ましい。一方、Crの含有量の下限は、特に定めなくても本発明の効果は発揮される。Cr添加による高強度化の効果を十分に得るためには、Crの含有量は0.01%以上であることが好ましく、0.10%以上であることがさらに好ましい。

40

【0056】

{Ni：0.01～2.00%}

50

Niは、高温での相変態を抑制し、高強度化に有効な元素であり、Cおよび/又はMnの一部に代えて添加してもよい。しかし、Niの含有量が2.00%を超えると、溶接性が損なわれる。このことから、Niの含有量は2.00%以下とすることが好ましく、1.20%以下であることがさらに好ましい。一方、Niの含有量の下限は、特に定めなくても本発明の効果は発揮される。Ni添加による高強度化の効果を十分に得るには、Niの含有量は0.01%以上であることが好ましく、0.10%以上であることがさらに好ましい。

【0057】

[Cu: 0.01~2.00%]

Cuは、微細な粒子として鋼中に存在することにより強度を高める元素であり、Cおよび/又はMnの一部に替えて添加することができる。しかし、Cuの含有量が2.00%を超えると、溶接性が損なわれる。このことから、Cuの含有量は2.00%以下とすることが好ましく、1.20%以下であることがさらに好ましい。一方、Cuの含有量の下限は、特に定めなくても本発明の効果は発揮される。Cu添加による高強度化の効果を十分に得るには、Cuの含有量は0.01%以上であることが好ましく、0.10%以上であることがさらに好ましい。

10

【0058】

[Mo: 0.01~2.00%]

Moは、高温での相変態を抑制し、高強度化に有効な元素であり、Cおよび/又はMnの一部に代えて添加してもよい。しかし、Moの含有量が2.00%を超えると、熱間での加工性が損なわれて生産性が低下する。このことから、Moの含有量は2.00%以下とすることが好ましく、1.20%以下であることがさらに好ましい。一方、Moの含有量の下限は、特に定めなくても本発明の効果は発揮される。Mo添加による高強度化の効果を十分に得るためには、Moの含有量は0.01%以上であることが好ましく、0.05%以上であることがさらに好ましい。

20

【0059】

[B: 0.0001~0.0100%]

Bは、高温での相変態を抑制し、高強度化に有効な元素であり、Cおよび/又はMnの一部に代えて添加してもよい。しかし、Bの含有量が0.0100%を超えると、熱間での加工性が損なわれて生産性が低下することから、Bの含有量は0.0100%以下とすることが好ましい。生産性の観点からは、Bの含有量は0.0050%以下であることがより好ましい。一方、Bの含有量の下限は、特に定めなくても本発明の効果は発揮される。Bの添加による高強度化の効果を十分に得るには、Bの含有量を0.0001%以上とすることが好ましい。さらなる高強度化のためには、Bの含有量が0.0005%以上であることがより好ましい。

30

【0060】

[W: 0.01~2.00%]

Wは、高温での相変態を抑制し、高強度化に有効な元素であり、Cおよび/又はMnの一部に代えて添加してもよい。しかし、Wの含有量が2.00%を超えると、熱間での加工性が損なわれて生産性が低下する。このことから、Wの含有量は2.00%以下が好ましく、1.20%以下であることがさらに好ましい。一方、Wの含有量の下限は、特に定めることなく本発明の効果は発揮される。Wによる高強度化を十分に得るためには、Wの含有量は0.01%以上であることが好ましく、0.10%以上であることがさらに好ましい。

40

【0061】

さらに本発明の実施形態の溶融亜鉛めっき鋼板における母材鋼板には、その他の元素として、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上が合計で0.0001~0.0100%含有されていてもよい。これらの元素の添加理由は次の通りである。

なお、REMとは、Rare Earth Metalの略であり、ランタノイド系列に属する元素をさす。本発明の実施形態において、REMやCeはミッシュメタルにて添

50

加されることが多く、LaやCeの他にランタノイド系列の元素を複合で含有する場合がある。不可避不純物として、これらLaやCe以外のランタノイド系列の元素を含んだとしても本発明の効果は発揮される。また、金属LaやCeを添加したとしても本発明の効果は発揮される。

【0062】

Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMは、成形性の改善に有効な元素であり、1種又は2種以上を添加することができる。しかし、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上の含有量の合計が0.0100%を超えると、延性を損なうおそれがある。このため、各元素の含有量の合計は0.0100%以下であることが好ましく、0.0070%以下であることがさらに好ましい。一方、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上の含有量の下限は、特に定めなくても本発明の効果は発揮される。母材鋼板の成形性を改善する効果を十分に得るためには、これら各元素の含有量の合計は0.0001%以上であることが好ましい。成形性の観点からは、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMの1種または2種以上の含有量の合計が0.0010%以上であることがさらに好ましい。

10

【0063】

本実施形態に係るめっき鋼板の母材鋼板における化学成分において、以上説明した各元素の残部は、Feおよび不可避不純物である。なお、前述のTi、Nb、V、Cr、Ni、Cu、Mo、B、Wについては、いずれもそれぞれの前記下限値未満の微量を不純物として含有していることは許容される。また、Ca、Ce、Mg、Zr、La、REMについても、その合計量の下限値未満の極微量を不純物として含有していることは許容される。

20

【0064】

(ミクロ組織)

本発明の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板のミクロ組織については特に限定しないが、下記の構成を有するミクロ組織とすることが好ましい。

【0065】

本発明の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板は、粒状フェライト、針状フェライト、未再結晶フェライト、パーライト、ベイナイト、ベイニティックフェライト、マルテンサイト、焼戻マルテンサイト、残留オーステナイト、粗大セメンタイトの1種または2種以上からなるミクロ組織を有してよい。母材鋼板は、溶融亜鉛めっき鋼板の用途に応じた特性を得るため、各相、各組織の体積分率の内訳、組織サイズ、配置を適宜選択することができる。

30

【0066】

「残留オーステナイト」

残留オーステナイトは、強度-延性バランスを大きく高める組織である。母材鋼板の表面から1/4厚を中心とした1/8厚~3/8厚の範囲における残留オーステナイトの体積分率が1%未満では、強度-延性バランスを高める効果が小さい。このため、残留オーステナイトの体積分率を1%以上とすることが好ましい。強度-延性バランスを高めるため、残留オーステナイトの体積分率は3%以上とすることが好ましく、5%以上とすることが更に好ましい。一方、大量の残留オーステナイトを得るには、添加するC量を大幅に増やす必要があり、その結果、多量のCによって溶接性を著しく損なう懸念がある。このため、残留オーステナイトの体積分率を25%以下とすることが好ましい。また、残留オーステナイトは変形に伴って硬質なマルテンサイトに変態し、そのマルテンサイトが破壊の起点として働くことにより、伸びフランジ性が劣化する。このことから、残留オーステナイトの体積分率は20%以下とすることが更に好ましい。

40

【0067】

本発明の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板に含まれる各組織の体積分率は、例えば、以下に示す方法により測定できる。

【0068】

50

本実施形態の溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板組織に含まれるフェライト、ベイニティックフェライト、ベイナイト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、パーライトおよび粗大セメンタイトの体積分率は、以下に示す方法により算出する。母材鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として、試料を採取する。試料の観察面を研磨、ナイターエッチングする。観察面の板厚の1/4を中心とした1/8厚～3/8厚の範囲を電界放射型走査型電子顕微鏡(FE-SEM: Field Emission Scanning Electron Microscope)で観察して面積分率を測定し、それを持って体積分率と見なす。

【0069】

本実施形態の溶融亜鉛めっき鋼板の母材鋼板組織に含まれる残留オーステナイトの体積分率は、X線回折法により評価する。板厚の表面から1/8厚～3/8厚の範囲において、板面に平行な面を鏡面に仕上げ、X線回折法によってFCC鉄の面積分率を測定し、それをもって残留オーステナイトの体積分率とする。

10

【0070】

また、本実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板において、母材鋼板の板厚は特に限定しないが、溶融亜鉛めっき鋼板の平坦性、冷却時の制御性の観点から、母材鋼板の板厚は0.6mm以上、5.0mm未満の範囲が好適である。

【0071】

(溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法)

次に、本発明の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板を製造する方法について詳細に説明する。

20

【0072】

本実施形態に係るめっき鋼板の製造方法は、焼鈍工程と、めっき工程と、めっき後冷却工程とを備える。焼鈍工程は、母材鋼板を、600～750間の平均加熱速度を1.0/秒以上として、750以上まで加熱する。めっき工程は、めっき浴温度を450～470、めっき浴進入時の鋼板温度を440～480、めっき浴中における有効Al量を0.050～0.180質量%とする条件で母材鋼板を亜鉛めっき浴に浸漬することにより、鋼板表面に溶融亜鉛めっきを施してめっき層を形成する。めっき後冷却工程は、めっき工程後に、350までの冷却過程が後述する下記式(1)を満たす。

【0073】

30

本発明の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板を製造するには、まず母材鋼板を製造する。

母材鋼板は、特性に応じた合金元素を添加したスラブを鑄造し、熱間圧延を施し、冷間圧延を施すことで製造される。

以下、各製造工程について詳細に説明する。

【0074】

「鑄造工程」

まず、熱間圧延に供するスラブを鑄造する。スラブの化学成分(組成)は上述の成分であることが好ましい。熱間圧延に供するスラブは、連続鑄造スラブや薄スラブキャスターなどで製造したものを用いることができる。

40

【0075】

「熱延工程」

熱延工程においては、鑄造に起因する結晶方位の異方性を抑制するため、スラブの加熱温度を1080以上とすることが好ましい。スラブの加熱温度は、より好ましくは、1150以上とする。一方、スラブの加熱温度の上限は、特に定めない。1300を超えてスラブを加熱するには、多量のエネルギーを投入する必要があり、製造コストの大幅な増加を招く。このことから、スラブの加熱温度は1300以下とすることが好ましい。

【0076】

スラブを加熱した後、熱間圧延を行う。熱間圧延の完了温度(圧延完了温度)が850

50

未満では、圧延反力が高まり、指定の板厚を安定して得ることが困難となる。このため、熱間圧延の完了温度は850以上とすることが好ましく、より好ましくは875以上とする。一方、熱間圧延の完了温度を980超とするには、スラブの加熱終了から熱間圧延の完了までの工程において鋼板を加熱する装置が必要となり、高いコストが必要となる。このため、熱間圧延の完了温度を980以下とすることが好ましく、960以下とすることがより好ましい。

【0077】

次に、熱間圧延した後の熱延鋼板をコイルとして巻き取る。なお、熱間圧延から巻き取りまでの冷却過程における平均冷却速度は、10 / 秒以上とすることが好ましい。これは、より低温で変態を進めることで、熱延鋼板の粒径を微細にし、冷延および焼鈍後の母材鋼板の有効結晶粒径を微細にするためである。

10

【0078】

熱延鋼板の巻き取り温度は、350以上750以下とすることが好ましい。これは、熱延鋼板のミクロ組織に、パーライトおよび/または長径が1 μ m以上の粗大セメンタイトを分散して生成させ、冷間圧延により導入されるひずみを局在化させ、焼鈍工程においてさまざまな結晶方位のオーステナイトに逆変態させるためである。このことで、焼鈍後の母材鋼板の有効結晶粒を微細化する。巻き取り温度が350未満であると、パーライトおよび/または粗大セメンタイトが生成しない場合があり、好ましくない。また、熱延鋼板の強度を下げ、冷間圧延を容易に行うため、巻き取り温度を450以上に高めることが更に好ましい。一方、巻き取り温度が750を超えると、パーライトとフェライトがそれぞれ圧延方向に長い帯状に生成し、フェライト部分から冷間圧延および焼鈍後に生成する母材鋼板の有効結晶粒が圧延方向に伸長した粗大なものとなる傾向にあり、好ましくない。また、焼鈍後の母材鋼板の有効結晶粒径を微細にするため、巻き取り温度を680以下に下げることが更に好ましい。

20

【0079】

次に、このようにして製造した熱延鋼板の酸洗を行う。酸洗は、熱延鋼板の表面の酸化物を除去するものであることから、母材鋼板のめっき性向上のために重要である。酸洗は、一回でも良いし、複数回に分けて行っても良い。

【0080】

「冷延工程」

30

次に、酸洗後の熱延鋼板に冷間圧延を行って冷延鋼板を得る。

冷間圧延では、圧下率の合計が85%を超えると、鋼板の延性が失われ、冷間圧延中に鋼板が破断する危険性が高まる。このため、圧下率の合計を85%以下とすることが好ましい。この観点から、圧下率の合計は75%以下とすることがより好ましく、70%以下とすることが更に好ましい。冷間圧延工程における圧下率の合計の下限は特に定めない。圧下率の合計が0.05%未満では、母材鋼板の形状が不均質となり、めっきが均一に付着せず、外観が損なわれる。このため、0.05%以上とすることが好ましく、0.10%以上とすることが更に好ましい。なお、冷間圧延は複数のパスで行うことが好ましいが、冷間圧延のパス数や各パスへの圧下率の配分は問わない。

【0081】

40

また、冷間圧延における圧下率の合計が10%超、20%未満の範囲においては、その後の焼鈍工程において再結晶が十分に進まず、多量の転位を含んで展性を失った粗大な結晶粒が表層近くに残り、曲げ性や耐疲労特性が劣化する場合がある。これを避けるには、圧下率の合計を小さくし、結晶粒への転位の蓄積を軽微にして結晶粒の展性を残すことが有効である。あるいは、圧下率の合計を大きくし、焼鈍工程において再結晶を十分に進行させ、加工組織を内部に転位の蓄積が少ない再結晶粒にすることが有効である。結晶粒への転位の蓄積を軽微にする観点からは、冷延工程における圧下率の合計は10%以下とすることが好ましく、5.0%以下とすることが更に好ましい。一方、焼鈍工程における再結晶を十分に進めるには、圧下率の合計を20%以上とすることが好ましく、30%以上とすることが更に好ましい。

50

【 0 0 8 2 】

「 焼 鈍 工 程 」

本発明の実施形態においては、冷延鋼板に焼鈍を施す。本発明の実施形態においては、予熱帯と還元帯とめっき帯とを有する連続焼鈍めっきラインを用いることが好ましい。そして、焼鈍工程を行いながら予熱帯と還元帯とを通過させ、めっき帯に到着するまでに焼鈍工程を終了し、めっき帯においてめっき工程を行うことが好ましい。

【 0 0 8 3 】

上述のように、焼鈍工程及びめっき工程に連続焼鈍めっきラインを用いた場合には、例えば、以下に示す方法を用いることが好ましい。

焼鈍工程における加熱速度は、予熱帯における処理時間を介して、鋼板表層部における脱炭の進行と関係する。焼鈍工程における加熱速度が遅いと、予熱帯での酸化雰囲気下に長時間さらされるため、鋼板表層部における脱炭が進行する。また、過度に加熱速度が遅いと、鋼板の酸化が進み、鋼板内部に粗大な酸化物が生成する場合がある。特に、600～750における加熱速度は重要であり、鋼板表層部の過度の脱炭および酸化を避けるため、この間の平均加熱速度を1.0 / 秒以上とする。鋼板表層部の脱炭を避けるため、600～750間の平均加熱速度は1.5 / 秒以上とすることが好ましく、2.0 / 秒以上とすることがより好ましい。600～750における平均加熱速度は、予熱帯における処理時間を確保して、相の生成を促進するために、50 / 秒以下とすることが好ましい。平均加熱速度が50 / 秒以下であると、めっき層と母材鋼板との全界面のうち、相と母材鋼板との界面の占める割合のより一層大きいめっき層が得られる。相の生成を十分に促進するには、平均加熱速度が10 / 秒以下であることがより好ましい。

【 0 0 8 4 】

予熱帯においては、鋼板表層部に適当な厚さのFe酸化被膜を形成するための酸化処理を行う。この際、予熱バーナーに用いる空気と燃料ガスの混合ガスにおいて、以下に示す空気比が0.7以上とされた予熱帯において、400～800の鋼板温度に加熱しながら通板させる。

「空気比」とは、単位体積の混合ガスに含まれる空気の体積と、単位体積の混合ガスに含まれる燃料ガスを完全燃焼させるために理論上必要となる空気の体積との比であり、下記の式で示される。

$$\text{空気比} = \left[\text{単位体積の混合ガスに含まれる空気の体積 (m }^3 \text{)} \right] / \left[\text{単位体積の混合ガスに含まれる燃料ガスを完全燃焼させるために理論上必要となる空気の体積 (m }^3 \text{)} \right]$$

本実施形態では、予熱帯を通過する母材鋼板に上記の条件で予熱を行うことで、母材鋼板の表層に0.01～5.0 μmのFe酸化被膜を形成する。鋼板表層部に生成されたFe酸化被膜(酸化物)は、還元帯において還元され、めっき密着性に優れた表面となる。

【 0 0 8 5 】

上記の空気比が1.2を超えて大きすぎる場合には、鋼板表層部に過剰なFe酸化被膜が生成され、還元後の脱炭層が肥大化する。したがって、上記の空気比は1.2以下であることが好ましく、1.1以下であることがより好ましい。上記空気比が0.7未満と小さすぎる場合には、所定の酸化物が得られない。よって、上記空気比は0.7以上とし、0.8以上であることが好ましい。

また、予熱帯を通板させる鋼板温度が400未満だと、十分な酸化被膜を形成することができない。したがって、予熱帯を通板させる鋼板温度(予熱完了温度)は400以上とし、600以上とすることが好ましい。一方、予熱帯を通板させる鋼板温度が800を超える高温では、次の還元帯で還元できない、粗大なSiおよび/またはMnを含む酸化物が鋼板表面に生成する。過度に酸化被膜が成長するため、脱炭層の厚さを所定の範囲に収めることが困難となる。したがって、予熱帯を通板させる鋼板温度は800以下とし、750以下とすることが好ましい。

【 0 0 8 6 】

焼鈍工程における最高加熱温度は、鋼板の成形性に関わるミクロ組織の分率を所定の範

囲に制御するため、重要な因子である。最高加熱温度が低いと、鋼中に粗大な鉄系炭化物が溶け残り、成形性が劣化する。鉄系炭化物を十分に固溶させ、成形性を高めるには、最高加熱温度は750以上とする。特に、残留オーステナイトを得るには、最高加熱温度は(Ac1+50)以上とすることが好ましい。最高加熱温度の上限は特に定めないが、めっき密着性の観点からは、母材鋼板表面の酸化物を少なくするため、950以下とすることが好ましく、900以下とすることがより好ましい。

【0087】

鋼板のAc1点は、それぞれオーステナイト逆変態の開始点である。具体的には、Ac1点は、熱間圧延後の鋼板から小片を切り出し、10/秒で1200まで加熱し、その間の体積膨張を測定することで得られる。

10

【0088】

焼鈍工程における最高加熱温度(750以上)は、還元帯において到達する。この還元帯では、予熱帯で生成した鋼板表面の薄いFe酸化被膜を還元し、めっき密着性を高める。このため、還元帯の雰囲気において、水蒸気分圧P(H₂O)と水素分圧P(H₂)の比、P(H₂O)/P(H₂)は0.0001~2.00とする。P(H₂O)/P(H₂)が0.0001未満では、めっき剥離の起点となるSiおよび/またはMn酸化物が最表面層に形成されてしまう。一方、P(H₂O)/P(H₂)が2.00を超えると、鋼板表層における微細化が過度に進行し、めっき層の合金化が過度に進むため、めっき密着性が劣化する。さらに、P(H₂O)/P(H₂)が3.00を超えると、脱炭が過度に進行して、母材鋼板表層の硬質相が著しく減少する。以上の観点から、P(H₂O)/P(H₂)は0.002~1.50の範囲とすることが好ましく、0.005~1.20の範囲とすることがより好ましい。

20

【0089】

上記のとおり、還元帯におけるP(H₂O)/P(H₂)が0.0001~2.00であると、めっき剥離の起点となるSiおよび/またはMn酸化物が最表面層に形成せず、鋼板表層の内部に最大径が0.01~0.4μmであるSiおよび/またはMnの微細な酸化物が形成される。Siおよび/またはMnの微細な酸化物は、焼鈍中におけるFe再結晶の成長を抑制する。また、還元雰囲気中の水蒸気が母材表層を脱炭させるため、焼鈍後の母材表層はフェライトになる。その結果、焼鈍後の母材の表層には、平均厚さが0.1~5.0μmであって、フェライト相の平均粒径が0.1~3.0μmであり、最大径が0.01~0.4μmであるSiおよび/またはMnの酸化物を含有する微細化層が形成される。

30

【0090】

焼鈍工程のうち、最高加熱温度に到達後からめっき浴に至るまでのめっき前の冷却(めっき前冷却工程)における製造条件は、特に定めることなく本発明の効果は発揮される。一方、残留オーステナイトを得るには、パーライトおよびセメンタイトの生成を抑制するため、めっき前冷却工程においては、750から700までの平均冷却速度を1.0/秒以上とすることが好ましく、更に、700から500までの平均冷却速度を5.0/秒以上とすることが好ましい。平均冷却速度の上限は特に設けないが、過度に大きな平均冷却速度を得るには、特殊な冷却設備やめっき工程に干渉しない冷媒が必要となるため、好ましくない。この観点から、上記温度域での平均冷却速度は100/秒以下とすることが好ましく、70/秒以下とすることがより好ましい。

40

【0091】

めっき前冷却工程に引き続き、焼戻しマルテンサイトを得るため、鋼板温度が500に到達してからめっき浴に至るまでの間に、マルテンサイト変態処理として鋼板を所定の温度域に一定時間停留させても構わない。マルテンサイト変態処理温度は、マルテンサイト変態開始温度Ms点を上限とし、上限を(Ms点-20)とすることがより好ましい。マルテンサイト変態処理は、50を下限とすることが好ましく、下限を100とすることがより好ましい。また、マルテンサイト変態処理時間は、1秒~100秒間とすることが好ましく、10秒~60秒間とすることがより好ましい。なお、マルテンサイト変

50

態処理で得られるマルテンサイトは、めっき工程にて高温のめっき浴に侵入することにより焼戻しマルテンサイトに変化する。

【0092】

なお、Ms点は次の式により計算する。

$$Ms \text{ 点 } [] = 541 - 474C / (1 - VF) - 15Si - 35Mn - 17Cr - 17Ni + 19Al$$

【0093】

上記式において、VFはフェライトの体積分率を示し、C、Si、Mn、Cr、Ni、Alはそれぞれの元素の添加量[質量%]である。

なお、製造中にフェライトの体積分率を直接測定することは困難である。このため、本発明においてMs点を決定するにあたっては、連続焼鈍ラインに通板させる前の冷延鋼板の小片を切り出し、その小片を連続焼鈍ラインに通板させた場合と同じ温度履歴で焼鈍して、小片のフェライトの体積の変化を測定し、その結果を用いて算出した数値をフェライトの体積分率VFとしている。

10

【0094】

さらにめっき前冷却工程の後に、残留オーステナイトを得るため、ベイナイト変態処理として鋼板を250 ~ 500 の温度域に一定時間停留させても構わない。ベイナイト変態処理温度が500 を超えると、パーライトおよび/または粗大なセメンタイトの生成が進み、残留オーステナイトが得られない。このため、ベイナイト変態処理温度は500 以下とすることが好ましい。ベイナイト変態に伴うオーステナイトへの炭素の濃縮を促進するため、ベイナイト変態処理温度は485 以下とすることがより好ましく、470 以下とすることがさらに好ましい。一方、ベイナイト変態処理温度が250 を下回ると、ベイナイト変態が十分に進まず、残留オーステナイトが得られない。このため、ベイナイト変態処理温度は250 以上とすることが好ましい。ベイナイト変態を効率的に進めるため、ベイナイト変態処理温度は300 以上とすることがより好ましく、340 以上とすることが更に好ましい。

20

また、ベイナイト変態処理時間は、ベイナイト変態を十分に進めて残留オーステナイトを得るため、15秒以上とすることが好ましく、25秒以上とすることがより好ましい。また、ベイナイト変態処理時間は、パーライトおよび/または粗大なセメンタイトの生成を抑制するため、500秒以下とすることが好ましく、より好ましくは300秒以下とする。

30

なお、めっき前冷却工程後に、ベイナイト変態処理とマルテンサイト変態処理の両者を行う場合は、施工順についてはベイナイト変態処理前にマルテンサイト変態処理を行うこととする。

【0095】

「めっき工程」

次に、このようにして得られた母材鋼板をめっき浴に浸漬する。

めっき浴は、亜鉛を主体とし、めっき浴中の全Al量から全Fe量を引いた値である有効Al量が0.050 ~ 0.180質量%である組成を有する。めっき浴中の有効Al量が0.050%を下回ると、めっき層中へのFeの侵入が過度に進み、めっき密着性が損なわれるため、0.050%以上とする必要がある。この観点から、めっき浴中の有効Al量は0.065%以上であることが好ましく、0.070%以上であることが更に好ましい。一方、めっき浴中の有効Al量が0.180%を超えると、母材鋼板とめっき層の境界にAl系の酸化物が生成し、同境界におけるFeおよびZn原子の移動が阻害され、

40

相の生成が抑制され、めっき密着性が著しく損なわれる。この観点から、めっき浴中の有効Al量は0.180%以下とする必要があり、0.150%以下とすることが好ましく、0.135%以下とすることが更に好ましい。

【0096】

めっき浴は、Ag、B、Be、Bi、Ca、Cd、Co、Cr、Cs、Cu、Ge、Hf、I、K、La、Li、Mg、Mn、Mo、Na、Nb、Ni、Pb、Rb、Sb、S

50

i、Sn、Sr、Ta、Ti、V、W、Zr、REMの1種または2種以上の元素が混入されているものであってもよく、各元素の含有量によっては、熔融亜鉛めっき層の耐食性や加工性が改善される等好ましい場合もある。

【0097】

また、めっき浴の温度は450～470とする。めっき浴温度が450未満では、めっき浴の粘度が過大に高まり、めっき層の厚さを制御することが困難となり、熔融亜鉛めっき鋼板の外観を損なう。したがって、めっき浴の温度は450以上とし、455以上とすることが好ましい。一方、めっき浴温度が470を超えると多量のヒュームが発生し、安全に製造することが困難となる。このため、めっき浴温度は470以下とし、465以下とすることが好ましい。

10

【0098】

また、母材鋼板がめっき浴に進入する際の鋼板温度が440を下回ると、めっき浴温度を450以上で安定させるために、めっき浴に多量の熱量を与える必要が生じるため、実用上不適である。一方、母材鋼板がめっき浴に進入する際の鋼板温度が480を上回ると、めっき浴温度を470以下に安定させるために、めっき浴から多量の熱量を抜熱する設備を導入する必要があり、製造コストの点で不適である。よって、めっき浴の浴温を安定させるため、母材鋼板のめっき浴進入時の温度を440以上、480以下とする。また、相の生成挙動を適正に制御するには、母材鋼板のめっき浴進入時の温度は450以上、470以下に制限することが更に好ましい。

20

【0099】

めっき浴の温度は、450～470の範囲内の温度で安定していることが好ましい。めっき浴の温度が不安定であると、めっき層中の相が不均一となり、めっき層の外観および密着性の不均一を招く。めっき浴の温度を安定させるためには、めっき浴進入時の鋼板温度とめっき浴の温度とを略一致させることが好ましい。具体的には、実製造設備の温度制御性の限界から、めっき浴進入時の鋼板温度をめっき浴温度の ± 4 以内とすることが好ましく、めっき浴温度の ± 2 以内とすることがより好ましい。

【0100】

なお、めっき浴浸漬後、適正なめっき付着量とするため、鋼板表面に窒素を主体とする高圧ガスを吹き付け、表層の過剰な亜鉛を除去することが好ましい。

【0101】

30

「めっき後冷却工程」

めっき浴工程後、室温に至るまでのめっき後冷却工程において、350までの冷却過程が下記式(1)を満たすように冷却処理を制御する。このことにより、めっき層中に適量の相が得られる。

なお、式(1)における $T(t)$ []は鋼板温度であり、 t [秒]は鋼板がめっき浴から出た時点とを起点とする経過時間であり、 t^1 [秒]は鋼板がめっき浴から出た時点とを起点として鋼板温度が350に至るまでの経過時間であり、 W^*_{A1} [質量%]はめっき浴中の有効A1量である。また、 μ は定数項であり、それぞれ、 2.62×10^7 、 9.13×10^3 、 1.0×10^{-1} である。

【0102】

40

【数 1】

$$0.40 \leq \left[\int_{t_0}^{t_1} \varepsilon \cdot \exp \left\{ - \frac{\theta \cdot \left(\frac{W_{Al}^*}{\mu} \right)^{0.2}}{T(t)} \right\} \cdot t dt \right]^{0.5} \leq 2.20 \quad \dots \text{式 (1)}$$

10

【0103】

上記式(1)は相の生成挙動と関係する式であり、上記式(1)の値が大きいほど、めっき層中の相の生成が進むことを表す。鋼板温度が高く、処理時間が長いほど、上記式(1)の値は大きくなる。また、めっき浴中の有効Al量が大きくなると、上記式(1)の値は小さくなり、相の生成は阻害される。なお、鋼板温度が350以下の温度範囲では、母材鋼板からめっき層へのFe原子の拡散がほとんど進まず、相の生成がほぼ停止する。このため、上記式(1)は鋼板温度が350以上の範囲において計算する。

【0104】

20

めっき浴に浸漬した後のめっき後冷却工程において、上記式(1)の値が0.40を下回るとめっき層中に十分な相が得られず、めっき密着性が損なわれる。上記式(1)の値が0.40以上であると、相の生成が十分に促進されて、熔融亜鉛めっき層と母材鋼板との全界面のうち前記相と母材鋼板との界面の占める割合が20%以上となる。また、上記式(1)の値が0.40以上であると、相と母材鋼板との界面のうち粗大な酸化物が存在する結晶粒と母材鋼板との成す界面の割合が50%以下となる。したがって、十分なめっき密着性を得るためには、上記式(1)の値が0.40以上となるように、冷却処理を制御する必要がある。めっき密着性をより高めるには、上記式(1)の値が0.50以上となるように冷却処理を施すことが好ましく、0.60以上とすることが更に好ましい。一方、冷却処理における上記式(1)の値が過度に大きくなると、めっき層の合金化が進み、めっき層中のFe含有量が過度に大きくなり、めっき密着性が損なわれる。この観点から、上記式(1)の値を2.20以下となるように冷却処理を制御する必要がある。めっき密着性を高めるため、冷却処理は上記式(1)の値が2.00以下となるように制御することが好ましく、1.80以下となるように制御することが更に好ましい。

30

【0105】

ここで、めっき浴より取り出した後、鋼板の温度を上昇させると、上記式(1)の値が著しく増大してめっき密着性が劣化する。また、鋼板のミクロ組織が変質し、所定の残留オーステナイトが得られずに強度が低下する。さらに、粗大な炭化物が生成して成形性が劣化する懸念がある。このため、めっき浴より取り出した後の鋼板温度は、めっき浴浸漬前の鋼板温度とめっき浴温度のうち、高いほうの温度を上回ってはならない。

40

一方、一般的な熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法に見られるように、めっき浴に浸漬した後に急冷を施すと、上記式(1)の値が著しく小さくなる。その結果、十分な相が得られず、めっき密着性が劣化する。上記式(1)の値を所定の範囲に留めるために、例えば、めっき浴から取り出した後に一定時間の等温保持処理を行い、その後に急冷しても構わない。

また、上記式(1)の値が所定の範囲に留まるならば、その他の任意の温度制御を行っても構わない。つまり、上記式(1)の値が本発明の範囲内となる温度制御であれば、いかなる冷却制御形態を採用してもよい。例えば、上記等温保持処理後に急冷する冷却形態でもよく、また略一定速の緩冷却を行う冷却形態でもよい。

【0106】

50

また、上記式(1)を満たす冷却処理により、めっき層中に十分な量の相が得られた後、残留オーステナイトを得るため、250 ~ 350 の温度範囲で15秒 ~ 500秒以下の停留を施すベイナイト変態処理を行っても構わない。ベイナイト変態処理温度が250未満では、マルテンサイトが生成して残留オーステナイトは十分に得られない。このため、ベイナイト変態処理温度は250以上とすることが好ましく、300以上とすることがより好ましい。一方でベイナイト変態処理温度が350を超えると、母材鋼板からめっき層へのFe原子の拡散が過度に進行し、めっき密着性が劣化する。このため、ベイナイト変態処理温度は350以下とすることが好ましく、340以下とすることがより好ましい。

ベイナイト変態処理時間が15秒以上であると、ベイナイト変態処理を行うことの効果が十分に得られる。ベイナイト変態処理時間は25秒以上であることがより好ましい。ベイナイト変態処理時間が500秒以下であると、ベイナイト変態処理を効率よく行うことができる。ベイナイト変態処理時間は300秒以下であることがより好ましい。

【0107】

また、残留オーステナイトを更に安定化するために、250以下まで冷却した後、再加熱処理を施しても構わない。再加熱処理の処理温度および処理時間は目標とする特性に応じて適宜設定して構わない。ただし、再加熱処理温度が250未満では十分な効果が得られない。このため、再加熱処理温度は250以上とすることが好ましく、280以上とすることがより好ましい。再加熱処理温度が350を上回ると、母材鋼板からめっき層へのFe原子の拡散が過度に進行し、めっき密着性が劣化する。このため、再加熱処理温度は350以下とすることが好ましく、340以下とすることがより好ましい。

また、再加熱処理時間が1000秒を超えると処理効果が飽和するため、処理時間は1000秒以下とすることが好ましい。

【0108】

以上説明した製造方法によって本実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板を製造することができるが、本発明は、上記の実施形態に限定されるものではない。

【0109】

例えば、上述した実施形態の製造方法では、めっき工程後に、350までの冷却過程が上記式(1)を満たす「めっき後冷却工程」を行う場合を例に挙げて説明したが、めっき後冷却工程は、350までの冷却過程が上記式(1)を満たしていなくてもよい。この場合、350までの冷却過程が上記式(1)を満たしている場合と同様の溶融亜鉛めっき鋼板を製造するために、めっき浴浸漬時間を適切に制御する必要がある。

【0110】

これは、めっき浴浸漬時間を長くすることにより、めっき浴中での相の生成が促進されるとともに、めっき層の形成される母材鋼板の表面に存在するSiおよび/またはMn酸化物とめっき浴中のAlとの反応が促進されるためである。上記酸化物とめっき浴中のAlとの反応によって、母材鋼板の表面に存在する上記酸化物の一部が還元され、母材鋼板の表面に存在するSiおよび/またはMn酸化物の数および量が低減される。

【0111】

めっき浴浸漬時間を長くすることにより上記効果を得るには、めっき浴浸漬時間を3秒以上とする必要があるが、好ましくは5秒以上、より好ましくは7秒以上、さらに好ましくは10秒以上とする。めっき浴浸漬時間を10秒以上にするこゝで、350までの冷却過程が上記式(1)を満たす「めっき後冷却工程」を行った場合と同様の溶融亜鉛めっき鋼板が得られる。その結果、溶融亜鉛めっき層と母材鋼板との全界面のうち相と母材鋼板との界面の占める割合が20%以上で、相と母材鋼板との界面のうち粗大な酸化物が存在する結晶粒と母材鋼板との成す界面の割合が50%以下のめっき層が得られる。

【0112】

溶融亜鉛めっき鋼板を製造する際に、めっき浴浸漬時間を10秒以上とする方法を用いる場合、めっき後冷却工程は、350までの冷却過程が上記式(1)を満たしていなく

10

20

30

40

50

てもよい。したがって、上述した「めっき後冷却工程」を実行しにくい溶融亜鉛めっき鋼板の製造ラインであっても、容易に本実施形態の溶融亜鉛めっき鋼板を製造できる。

【0113】

めっき浴浸漬時間は、めっき浴中のAl含有量などに応じて、適宜決定できる。めっき浴浸漬時間は、良好な生産性を確保するために、20秒以下であることが好ましく、15秒以下であることが、より好ましい。

【0114】

例えば、本発明の実施形態においては、上述した方法により得られた溶融亜鉛めっき鋼板の亜鉛めっき層の表面に、リン酸化物および/またはリンを含む複合酸化物からなる皮膜を付与しても構わない。

リン酸化物および/またはリンを含む複合酸化物からなる皮膜は、溶融亜鉛めっき鋼板を加工する際に潤滑剤として機能させることができ、母材鋼板の表面に形成した亜鉛めっき層を保護することができる。

【0115】

さらに、本実施形態においては、室温まで冷却した溶融亜鉛めっき鋼板に対して、形状矯正のために圧下率3.00%以下で冷間圧延を施しても構わない。

【0116】

なお、上述してきた本発明の実施形態にかかる溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法は、母材鋼板の板厚が0.6mm以上、5.0mm未満である溶融亜鉛めっき鋼板の製造に適用されることが好ましい。母材鋼板の板厚が0.6mm未満であると、母材鋼板の形状を平坦に保つことが困難となり、適当ではない場合がある。また、母材鋼板の板厚が5.0mm以上であると、焼鈍工程およびめっき工程における冷却の制御が困難となる場合がある。

【実施例】

【0117】

本発明の実施例について説明する。なお、本実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例である。本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得る。

【0118】

「実施例1」

表1~4に示すA~Bの化学成分(組成)を有するスラブを鑄造し、表5、6、17に示す熱延工程条件(スラブ加熱温度、圧延完了温度)で熱間圧延し、表5、6、17に示す熱延工程条件(熱延完了から巻取りまでの平均冷却速度、巻取温度)で冷却し、熱延鋼板を得た。

その後、熱延鋼板に酸洗を施して、表5、6、17に示す冷延工程条件(圧下率)の冷間圧延を施し、冷延鋼板を得た。

【0119】

次いで、得られた冷延鋼板を表7~9、18に示す焼鈍工程における加熱工程条件(予熱帯における空気比、予熱帯での予熱完了温度、還元雰囲気中の H_2O と H_2 との分圧比($P(H_2O)/P(H_2)$)、600~750の温度域での平均加熱速度、最高加熱温度 T_m)で焼鈍を施した。なお、実験例1~96の予熱完了温度は、645~718の範囲とした。

引き続き、表7~9、18に示すめっき前冷却工程条件(冷却速度1(750~700の温度域での平均冷却速度)、冷却速度2(700~500の温度域での平均冷却速度)、ベイナイト変態処理1条件(処理温度、処理時間)、マルテンサイト変態処理(処理温度、処理時間))で冷却処理を施した。なお、ベイナイト変態処理1、マルテンサイト変態処理を施さなかった鋼板については当該処理の条件欄は空欄とした。

【0120】

次いで、表10~12、19に示すめっき工程条件(有効Al量、めっき浴温度(浴温)、鋼板の進入温度、浸漬時間)で亜鉛めっき浴に浸漬し、めっきを施した。

10

20

30

40

50

めっき工程後、表 10 ~ 12、19 に示すめっき後冷却工程条件（式（1）、ベイナイト変態処理 2 条件（処理温度、処理時間）、再加熱処理条件（処理温度、処理時間））で冷却処理を施した。なお、ベイナイト変態処理 2、再加熱処理を施さなかった鋼板については当該処理の条件欄は空欄とした。

さらに、表 10 ~ 12、19 に示す条件（圧下率）で冷間圧延を施し、実験例 1 ~ 103 のめっき鋼板を得た（ただし、一部の実験例においては、実験を中断したものもある）。

【0121】

得られためっき鋼板（実験例 1 ~ 103）において、母材鋼板のミクロ組織およびめっき層の観察を行った。表 13、14、20 に母材鋼板のミクロ組織およびめっき層の観察結果を示す。

10

【0122】

まず、めっき鋼板から母材鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取した。試料の観察面について、電界放射型走査型電子顕微鏡（FE-SEM）による組織観察および EBSD 法による高分解能結晶方位解析を行い、板厚の 1/4 を中心とした 1/8 厚 ~ 3/8 厚の範囲におけるミクロ組織を観察し、構成組織を同定した。表 13、14、20 において、F は粒状フェライト、WF は針状フェライト、NRF は未再結晶フェライト、P はパーライト、は粗大セメンタイト、BF はベイニティックフェライト、B はベイナイト、M はマルテンサイト、tM は焼戻マルテンサイト、は残留オーステナイトがそれぞれ観察されたことを表す。

20

【0123】

また、めっき鋼板から 25 mm x 25 mm の小片を試験片として採取した。試験片の板厚の表面から 1/8 厚 ~ 3/8 厚の範囲において、板面に平行な面を鏡面に仕上げ、X 線回折法によって残留オーステナイトの体積分率（分率）を測定した。

【0124】

さらに、めっき鋼板から、母材鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取した。試料の観察面について、電界放射型走査型電子顕微鏡（FE-SEM）による観察を行い、めっき層と母材鋼板の界面を観察した。その結果から上述した方法により、相と母材鋼板の界面がめっき層と母材鋼板の界面全体に占める割合（境界面占有率）、1 相と母材鋼板の界面がめっき層と母材鋼板の界面全体に占める割合（境界面占有率）、相と母材鋼板との全ての界面のうち、粗大酸化物が存在する結晶粒と母材鋼板との成す界面の割合（酸化物の存在する境界面の割合）を求めた。

30

【0125】

めっきの付着量は、インヒビター入りの塩酸を用いてめっき層を溶融し、溶融前後の重量を比較して求めた。

【0126】

さらに、めっき鋼板から、母材鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取し、上述した測定方法を用いて、母材鋼板と溶融亜鉛めっき層との界面に直接接する微細化層の平均厚さ（微細化層の平均厚さ）と、微細化層内におけるフェライト相の平均粒径（フェライト相の平均粒径）と、微細化層中の Si および Mn の 1 種または 2 種以上の酸化物の最大径（酸化物の最大径）を求めた。その結果を表 13、14、20 に示す。

40

【0127】

次いで、めっき鋼板の特性を調べるため、引張試験、穴拡げ試験、曲げ試験、密着性評価試験、スポット溶接試験、腐食試験、チップング性試験、パウダリング性試験を行った。表 15、16、21 に、各実験例における特性を示す。

【0128】

引張試験は、めっき鋼板から JIS Z 2201 に記載の 5 号試験片を作成し、JIS Z 2241 に記載の方法で行い、降伏強度 YS、引張最大強度 TS、全伸び El を求めた。なお、引張特性は、引張最大強度 TS が 420 MPa 以上の場合を良好なものとして評価した。

50

穴拡げ試験は、JIS Z 2256に記載の方法で行った。成形性のうち、延性（全伸び）E1および穴拡げ性は、引張最大強度TSに伴って変化するが、下記式（3）を満たす場合に強度、延性および穴拡げ性を良好とする。

$$TS^{1.5} \times E1 \times 10^{-5} \geq 2.0 \times 10^6 \quad \dots \text{式(3)}$$

【0129】

めっき密着性は、5%の単軸引張りずみを与えためっき鋼板に対し、デュボン衝撃試験を施した。衝撃試験後のめっき鋼板に粘着テープを貼り、その後引き剥がし、めっきが剥離しなかった場合を合格（○）とし、めっきが剥離した場合を不合格（×）とした。デュボン衝撃試験は、先端の曲率半径を1/2インチとする撃ち型を使用し、3kgの錘を1mの高さから落下させて行った。

10

【0130】

スポット溶接性は連続打点試験を行って評価した。溶融部の直径が板厚の平方根の5.3～5.7倍となる溶接条件において、1000回のスポット溶接を連続して行い、溶融部の直径を1点目 d_1 と1000点目 d_{1000} とで比較し、 d_{1000}/d_1 が0.90以上である場合を合格（○）、0.90未満の場合を不合格（×）とした。

【0131】

耐食性の評価には、めっき鋼板を150×70mmに切り出した試験片を用いた。試験片に、りん酸亜鉛系のディップ型化成処理を施し、続いてカチオン電着塗装20μmを施し、さらに中塗35μm、上塗35μmを施した後、裏面と端部を絶縁テープでシールした。耐食性試験には、SST6hr 乾燥4hr 湿潤4hr 冷凍4hrを1サイクルとするCCTを使用した。塗装後耐食性の評価は、塗装面にカッターで母材鋼板まで達するクロスカットを施し、CCT60サイクル後のふくれ幅を測定した。膨れ幅3.0mm以下の場合を合格（○）とし、3.0mm超の場合を不合格（×）とした。

20

【0132】

チッピング性は、めっき鋼板を70mm×150mmに切出した試験片を用いて評価した。まず、試験片に対して、自動車用の脱脂、化成皮膜の形成、3コート塗装の各工程を行った。次に、試験片を-20℃に冷却保持した状態で、エア圧2kgf/cm²で碎石（0.3～0.5g）10個を垂直に照射した。碎石の照射は、各試験片につき5回ずつ繰り返し実施した。その後、各試験片について、合計50個のチッピング痕を観察し、その剥離界面の位置によって以下の基準で評価した。剥離界面がめっき層より上（めっき層-化成皮膜の界面、または電着塗装-中塗塗装の界面）であるものを（○）とし、めっき層-地鉄での界面剥離が1つでもあるものを（×）とした。

30

【0133】

パウダリング性は、めっき層の加工性を評価するため、V曲げ加工（JIS Z 2248）を使用して評価した。めっき鋼板を50×90mmに切断し、1R-90°V字金型プレスで成型体を形成し、試験体とした。各試験体の谷部において、テープ剥離を実施した。具体的には、試験体の曲げ加工部上に巾24mmのセロハンテープを押し当てて引き離し、セロハンテープの長さ90mmの部分を目視で判断した。評価基準は以下の通りとした。めっき層の剥離が加工部面積に対して5%未満のものを（○）とし、めっき層の剥離が加工部面積に対して5%超のものを（×）とした。

40

【0134】

【表 1】

	化学成分 (質量%) 残部 : F e および不可避免の不純物								備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	
A	0.096	0.56	2.57	0.010	0.0020	0.031	0.0038	0.0011	実施例
B	0.081	0.61	1.91	0.013	0.0024	0.121	0.0042	0.0025	実施例
C	0.231	1.50	2.43	0.008	0.0024	0.058	0.0081	0.0019	実施例
D	0.249	0.41	2.02	0.004	0.0014	0.016	0.0030	0.0024	実施例
E	0.144	0.62	1.80	0.008	0.0007	0.069	0.0071	0.0014	実施例
F	0.165	0.78	1.84	0.016	0.0042	0.022	0.0046	0.0014	実施例
G	0.196	0.06	2.05	0.008	0.0016	1.034	0.0031	0.0009	実施例
H	0.110	1.12	1.70	0.018	0.0036	0.024	0.0044	0.0023	実施例
I	0.175	0.78	1.70	0.009	0.0022	0.057	0.0024	0.0006	実施例
J	0.133	0.60	3.35	0.020	0.0011	0.023	0.0044	0.0023	実施例
K	0.176	0.44	2.35	0.004	0.0008	0.072	0.0046	0.0019	実施例
L	0.138	0.64	1.66	0.019	0.0007	0.016	0.0042	0.0010	実施例
M	0.136	0.74	1.66	0.016	0.0012	0.051	0.0004	0.0024	実施例
N	0.339	0.50	1.78	0.014	0.0035	0.037	0.0026	0.0007	実施例
O	0.154	0.75	3.35	0.019	0.0023	0.077	0.0008	0.0026	実施例
P	0.093	0.68	1.60	0.017	0.0016	0.070	0.0016	0.0029	実施例
Q	0.151	0.89	2.11	0.008	0.0037	0.052	0.0025	0.0024	実施例
R	0.197	0.49	1.49	0.010	0.0002	0.056	0.0047	0.0025	実施例
S	0.100	1.84	1.90	0.004	0.0006	0.046	0.0039	0.0024	実施例
T	0.209	0.14	3.05	0.013	0.0010	1.168	0.0025	0.0005	実施例
U	0.182	0.73	2.63	0.032	0.0033	0.029	0.0020	0.0027	実施例
V	0.109	1.06	2.90	0.013	0.0003	0.072	0.0024	0.0022	実施例
W	0.138	0.37	0.85	0.011	0.0036	0.310	0.0020	0.0027	実施例
X	0.130	1.00	1.41	0.014	0.0038	0.027	0.0017	0.0024	実施例
Y	0.147	0.60	2.53	0.004	0.0069	0.046	0.0017	0.0006	実施例
Z	0.187	0.79	1.72	0.008	0.0015	0.055	0.0040	0.0031	実施例

10

20

30

40

【 0 1 3 5 】

【表 2】

	化学成分 (質量%) 残部 : F e および不可避免の不純物								備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	
AA	0.107	0.58	1.11	0.010	0.0037	0.025	0.0024	0.0022	実施例
AB	0.045	0.62	1.79	0.005	0.0035	0.049	0.0011	0.0010	実施例
AC	0.139	0.15	2.71	0.009	0.0006	0.048	0.0040	0.0012	実施例
AD	0.090	2.22	2.09	0.010	0.0033	0.019	0.0019	0.0011	実施例
AE	0.132	0.60	2.72	0.017	0.0015	0.021	0.0067	0.0010	実施例
AF	0.162	0.48	1.15	0.017	0.0008	0.112	0.0043	0.0005	実施例
AG	0.102	0.04	2.13	0.011	0.0029	0.068	0.0042	0.0023	実施例
AH	0.081	0.66	1.55	0.012	0.0022	0.020	0.0038	0.0012	実施例
AI	0.062	0.80	2.22	0.018	0.0023	0.062	0.0032	0.0026	実施例
AJ	0.130	0.13	3.24	0.006	0.0020	0.009	0.0046	0.0015	実施例
AK	0.184	0.48	2.25	0.003	0.0037	0.056	0.0032	0.0029	実施例
AL	0.068	0.88	2.71	0.016	0.0042	0.070	0.0024	0.0005	実施例
AM	0.134	0.38	1.31	0.009	0.0040	0.023	0.0004	0.0009	実施例
AN	0.188	0.68	1.99	0.019	0.0052	0.024	0.0039	0.0006	実施例
AO	0.093	0.17	1.96	0.015	0.0031	0.209	0.0011	0.0008	実施例
AP	0.100	0.22	1.65	0.024	0.0032	0.044	0.0043	0.0030	実施例
AQ	0.063	0.82	2.60	0.010	0.0028	0.020	0.0030	0.0010	実施例
AR	0.088	0.43	1.75	0.016	0.0002	0.032	0.0018	0.0025	実施例
AS	0.158	1.40	1.84	0.018	0.0046	0.058	0.0046	0.0005	実施例
AT	0.108	0.55	1.21	0.014	0.0031	0.720	0.0031	0.0028	実施例
AU	0.141	0.35	2.47	0.045	0.0005	0.060	0.0025	0.0007	実施例
AV	0.109	1.01	1.44	0.016	0.0040	0.024	0.0026	0.0025	実施例
AW	0.107	0.95	0.64	0.012	0.0009	0.017	0.0038	0.0016	実施例
AX	0.138	0.45	1.53	0.014	0.0044	0.057	0.0033	0.0024	実施例
AY	0.144	0.77	1.50	0.013	0.0075	0.087	0.0018	0.0021	実施例
AZ	0.130	0.74	3.11	0.017	0.0023	0.044	0.0044	0.0009	実施例
BA	0.011	0.55	2.86	0.010	0.0026	0.022	0.0030	0.0012	比較例
BB	0.409	0.68	1.98	0.018	0.0023	0.036	0.0046	0.0018	比較例
BC	0.174	3.25	1.90	0.020	0.0034	0.036	0.0037	0.0033	比較例
BD	0.148	0.54	0.31	0.009	0.0022	0.033	0.0028	0.0025	比較例
BE	0.126	0.68	3.77	0.019	0.0032	0.008	0.0052	0.0013	比較例
BF	0.100	0.53	1.96	0.137	0.0009	0.032	0.0037	0.0015	比較例
BG	0.099	0.78	1.82	0.013	0.0140	0.021	0.0040	0.0019	比較例
BH	0.145	0.97	1.95	0.010	0.0012	2.071	0.0007	0.0025	比較例
BI	0.095	0.60	2.50	0.009	0.0008	0.038	0.0216	0.0007	比較例
BJ	0.165	0.71	1.76	0.008	0.0031	0.028	0.0036	0.0121	比較例

10

20

30

40

【 表 3 】

	化学成分 (質量%) 残部: Feおよび不可避の不純物														備考		
	Ti	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	B	W	Ca	Ce	Mg	Zr	La		REM	Si + 0.7Al
A																0.58	実施例
B																0.69	実施例
C																1.54	実施例
D																0.42	実施例
E	0.068															0.67	実施例
F		0.018														0.80	実施例
G			0.179													0.78	実施例
H				1.02												1.14	実施例
I					0.72											0.82	実施例
J						0.67										0.61	実施例
K							0.20									0.49	実施例
L								0.0010								0.65	実施例
M									0.14							0.78	実施例
N										0.0031						0.52	実施例
O											0.0008					0.80	実施例
P												0.0034				0.73	実施例
Q													0.0021			0.92	実施例
R														0.0012		0.53	実施例
S															0.0018	1.87	実施例
T	0.009	0.028														0.96	実施例
U					0.79	0.56										0.75	実施例
V	0.017										0.0025					1.11	実施例
W	0.009	0.041		0.63		0.03	0.0037									0.59	実施例
X	0.017			0.30												1.02	実施例
Y		0.026							0.0017	0.0018						0.63	実施例
Z	0.009	0.006	0.033			0.14	0.0004		0.0004							0.83	実施例

【 0 1 3 7 】

10

20

30

40

50

【 表 4 】

化学成分 (質量%) 残部: Feおよび不可避の不純物														備考			
	Ti	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	B	W	Ca	Ce	Mg	Zr		La	REM	Si + 0.7Al
A A	0.098															0.59	実施例
A B	0.028															0.66	実施例
A C		0.067														0.18	実施例
A D		0.019														2.23	実施例
A E	0.059	0.012														0.62	実施例
A F	0.015	0.035														0.56	実施例
A G	0.070		0.105													0.09	実施例
A H		0.037		0.42												0.67	実施例
A I	0.065				0.40											0.84	実施例
A J		0.058				0.14										0.14	実施例
A K	0.046	0.013					0.31									0.52	実施例
A L	0.033	0.003						0.0016								0.93	実施例
A M	0.034								0.08							0.39	実施例
A N		0.046								0.0016						0.70	実施例
A O	0.055										0.0030					0.32	実施例
A P		0.027										0.0027				0.25	実施例
A Q	0.061	0.008											0.0006			0.83	実施例
A R	0.008	0.034												0.0021		0.45	実施例
A S															0.0036	1.44	実施例
A T		0.044														1.06	実施例
A U	0.047				0.69	0.24										0.39	実施例
A V		0.055						0.0040								1.02	実施例
A W	0.052			0.80			0.09	0.0006								0.96	実施例
A X		0.042		0.13									0.0036			0.49	実施例
A Y	0.005	0.051									0.0027	0.0006				0.83	実施例
A Z	0.056	0.045	0.015	0.09	0.13	0.04	0.03	0.0004				0.0008				0.77	実施例
B A																0.56	比較例
B B																0.70	比較例
B C																3.28	比較例
B D																0.57	比較例
B E																0.68	比較例
B F																0.55	比較例
B G																0.79	比較例
B H																2.42	比較例
B I																0.62	比較例
B J																0.73	比較例

【 0 1 3 8 】

10

20

30

40

【表 5】

実験例	化学成分	熱延工程				冷延工程	備考
		スラブ加熱温度	圧延完了温度	平均冷却速度	巻取温度	圧下率	
		°C	°C	°C/秒	°C	%	
1	A	1220	954	23	597	50	実施例
2	A	1230	913	17	559	50	実施例
3	A	1235	906	14	601	50	比較例
4	B	1190	934	29	583	64	実施例
5	B	1220	911	15	604	29	実施例
6	B	1220	928	16	607	0.00	比較例
7	C	1190	888	27	584	42	実施例
8	C	1235	934	65	570	42	実施例
9	C	1195	873	13	600	42	比較例
10	D	1240	914	44	600	52	実施例
11	D	1240	892	13	608	72	実施例
12	D	1215	944	35	587	34	実施例
13	E	1210	918	12	660	43	実施例
14	F	1240	868	28	558	32	実施例
15	G	1205	900	57	560	50	実施例
16	H	1225	947	14	650	55	実施例
17	I	1200	949	24	562	44	実施例
18	J	1210	921	63	587	42	実施例
19	J	1250	896	49	573	0.22	実施例
20	J	1200	927	16	583	55	実施例
21	K	1235	911	23	554	46	実施例
22	L	1210	927	19	610	50	実施例
23	M	1250	908	20	573	31	実施例
24	N	1235	917	21	573	57	実施例
25	N	1210	904	63	553	0.14	実施例
26	N	1245	941	61	572	55	比較例
27	O	1235	896	17	542	39	実施例
28	P	1185	961	13	668	44	実施例
29	Q	1180	938	36	563	46	実施例
30	R	1185	915	31	574	64	実施例
31	S	1215	888	28	496	68	実施例
32	S	1210	876	54	554	70	実施例
33	S	1190	898	30	565	55	比較例
34	T	1195	899	18	614	65	実施例
35	T	1210	894	56	566	89	比較例
36	U	1190	907	57	385	59	実施例
37	V	1205	915	12	657	53	実施例
38	W	1225	905	46	566	41	実施例
39	X	1235	872	24	589	53	実施例
40	X	1230	940	27	543	57	比較例
41	Y	1195	897	16	544	37	実施例
42	Z	1185	924	22	579	42	実施例
43	Z	1245	952	28	591	57	比較例
44	AA	1185	934	21	607	51	実施例
45	AA	1185	927	21	589	71	実施例
46	AA	1210	911	17	553	24	実施例
47	AB	1230	949	29	600	57	実施例
48	AB	1220	923	16	596	7.4	実施例

【表 6】

実験例	化学成分	熱延工程				冷延工程	備考
		スラブ加熱温度	圧延完了温度	平均冷却速度	巻取温度	圧下率	
		℃	℃	℃/秒	℃	%	
49	AB	1205	921	15	614	67	実施例
50	AC	1210	929	16	581	46	実施例
51	AC	1255	899	19	579	65	実施例
53	AD	1225	940	29	594	59	実施例
54	AD	1250	904	47	610	0.09	実施例
55	AD	1235	893	17	542	58	実施例
56	AE	1200	900	21	579	55	実施例
57	AF	1230	921	67	582	52	実施例
58	AG	1205	891	28	556	50	実施例
59	AH	1185	902	19	593	44	実施例
60	AH	1230	889	31	561	46	実施例
61	AH	1240	936	62	588	50	実施例
62	AI	1215	894	22	555	49	実施例
63	AJ	1205	906	46	596	56	実施例
64	AK	1230	901	56	582	43	実施例
65	AK	1235	899	20	597	3.4	実施例
66	AK	1230	887	56	589	80	比較例
67	AL	1195	927	23	525	58	実施例
68	AL	1250	904	32	563	68	比較例
69	AM	1245	890	28	559	59	実施例
70	AN	1215	911	31	604	47	実施例
71	AO	1250	967	63	578	67	実施例
72	AP	1250	916	21	556	67	実施例
73	AQ	1225	906	19	606	31	実施例
74	AR	1225	892	45	561	45	実施例
75	AS	1230	952	17	592	52	実施例
76	AS	1255	880	48	387	50	実施例
77	AS	1235	906	17	630	9.1	比較例
78	AT	1190	947	17	670	42	実施例
79	AU	1205	943	33	580	59	実施例
80	AV	1205	892	18	593	34	実施例
81	AW	1210	898	19	585	47	実施例
82	AW	1210	929	40	710	50	実施例
83	AW	1200	870	18	597	50	比較例
84	AX	1250	869	27	556	57	実施例
85	AY	1220	951	31	604	56	実施例
86	AZ	1230	897	15	587	32	実施例
87	BA	1230	914	31	600	59	比較例
88	BB	1210	934	49	600	62	比較例
89	BC	鋳片冷却中に割れ発生、実験中止					比較例
90	BD	1210	904	19	546	50	比較例
91	BE	鋳片加熱中に割れ発生、実験中止					比較例
92	BF	鋳片加熱中に割れ発生、実験中止					比較例
93	BG	1240	927	28	605	64	比較例
94	BH	鋳片冷却中に割れ発生、実験中止					比較例
95	BI	1255	911	16	561	53	比較例
96	BJ	1185	889	29	573	53	比較例

【表 7】

実験例	化学成分	焼鈍工程												備考
		加熱工程						めっき前冷却工程						
		平均加熱速度	最高加熱温度 T _m	Ac1	T _m -Ac1	予熱帯	還元帯	冷却速度 1	冷却速度 2	ベイナイト変態処理1		マルテンサイト変態処理		
						空気比	P(H ₂ O) /P(H ₂)			処理温度	処理時間	処理温度	処理時間	
°C/秒	°C	°C	°C			°C/秒	°C/秒	°C	秒	°C	秒			
1	A	2.9	813	715	98	0.9	0.85	2.0	33.9					実施例
2	A	1.4	773	715	58	1.0	0.57	1.2	9.4	464	49			実施例
3	A	4.1	861	715	146	1.0	0.76	2.3	23.3	469	33			比較例
4	B	2.4	875	721	154	0.9	0.71	1.3	23.0	405	115			実施例
5	B	1.9	776	721	55	1.0	0.006	1.7	23.3	450	57			実施例
6	B	鋼板の形状不良により焼鈍処理を行えず、実験中止												比較例
7	C	2.4	807	751	56	1.1	0.63	2.2	13.5	473	52			実施例
8	C	2.0	783	751	32	0.9	0.64	1.5	43.9					実施例
9	C	4.3	815	751	64	0.4	0.54	3.0	11.4					比較例
10	D	4.4	875	717	158	0.9	0.84	2.4	12.7	451	59			実施例
11	D	2.7	804	717	87	0.9	0.08	2.0	4.0	448	66			実施例
12	D	5.1	831	717	114	1.0	0.78	3.3	33.3	367	238	156	15	実施例
13	E	3.5	838	717	121	1.0	0.60	2.2	30.3	460	28			実施例
14	F	1.6	844	731	113	0.9	0.47	1.0	9.4	486	43			実施例
15	G	3.4	868	765	103	0.9	0.47	1.9	15.2	433	39			実施例
16	H	2.2	766	749	17	0.8	0.64	2.0	10.9	439	42			実施例
17	I	6.0	875	714	161	1.0	0.59	3.3	12.6	465	125			実施例
18	J	2.8	785	716	69	0.9	0.70	2.2	11.8	430	58			実施例
19	J	1.4	760	716	44	0.9	1.18	1.3	8.8			234	31	実施例
20	J	1.6	849	716	133	0.9	0.89	1.1	7.4	371	231			実施例
21	K	2.9	849	712	137	1.1	0.72	2.0	19.3	327	86			実施例
22	L	1.4	877	715	162	0.9	0.50	1.8	6.2	413	35			実施例
23	M	2.7	769	734	35	0.9	0.44	2.4	54.4					実施例
24	N	1.5	875	716	159	0.8	0.60	0.4	7.6					実施例
25	N	2.4	781	716	65	1.1	0.58	2.0	15.0	446	176			実施例
26	N	2.0	873	716	157	0.9	0.80	1.1	10.3	423	29			比較例
27	O	2.0	774	716	58	1.1	0.77	1.9	18.5					実施例
28	P	4.6	803	723	80	1.0	0.77	3.4	24.3					実施例
29	Q	3.5	900	737	163	1.0	0.75	1.7	16.9	380	87			実施例
30	R	3.1	789	733	56	1.1	1.00	2.5	18.7	447	29			実施例
31	S	2.8	893	766	127	0.9	0.62	1.4	7.6					実施例
32	S	1.8	779	766	13	0.7	0.74	1.5	9.2					実施例

10

20

30

40

【 0 1 4 1 】

【表 8】

実験例	化学成分	焼鈍工程												備考
		加熱工程						めっき前冷却工程						
		平均加熱速度	最高加熱温度 T _m	Ac1	T _m -Ac1	予熱帯	還元帯	冷却速度 1	冷却速度 2	ベイナイト 変態処理 1		マルテンサイト 変態処理		
						空気比	P(H ₂ O) /P(H ₂)			処理 温度	処理 時間	処理 温度	処理 時間	
°C/秒	°C	°C	°C			°C/秒	°C/秒	°C	秒	°C	秒			
33	S	0.3	847	766	81	0.9	0.73	1.4	29.7	461	32			比較例
34	T	4.2	834	762	72	0.9	0.79	2.7	26.7	472	27			実施例
35	T	冷間圧延により板が破断したため実験中止											比較例	
36	U	3.3	844	710	134	1.0	0.57	2.0	10.5					実施例
37	V	2.3	823	731	92	0.8	0.86	1.5	12.6	444	301			実施例
38	W	1.3	814	761	53	0.8	0.73	1.3	8.9	389	22			実施例
39	X	3.6	824	739	85	1.0	0.73	2.4	14.8	476	28			実施例
40	X	3.8	839	739	100	0.9	2.35	2.0	10.4	461	35			比較例
41	Y	2.6	774	718	56	1.0	0.51	2.3	8.7					実施例
42	Z	2.5	843	724	119	1.0	0.49	1.5	12.1	491	60			実施例
43	Z	2.3	821	724	97	1.5	0.55	1.5	10.3	448	57			比較例
44	AA	3.7	830	735	95	0.9	0.50	2.4	55.0					実施例
45	AA	1.4	776	735	41	0.9	0.67	1.2	11.9					実施例
46	AA	2.9	881	735	146	0.9	0.60	1.6	12.7					実施例
47	AB	4.0	867	723	144	1.0	0.91	2.2	3.0					実施例
48	AB	2.3	839	723	116	1.0	0.78	1.4	50.0					実施例
49	AB	1.6	810	723	87	1.1	0.68	1.2	26.7					実施例
50	AC	2.6	842	710	132	1.1	0.89	1.6	15.3					実施例
51	AC	4.9	814	710	104	0.8	0.70	3.4	13.1	478	44			実施例
53	AD	4.9	823	775	48	0.9	0.39	3.3	12.6					実施例
54	AD	1.3	808	775	33	0.9	0.79	0.7	16.0					実施例
55	AD	1.2	830	775	55	1.0	0.48	1.0	12.1					実施例
56	AE	2.3	833	720	113	0.9	0.80	1.5	7.9					実施例
57	AF	6.5	891	722	169	1.1	0.75	3.4	15.3					実施例
58	AG	2.8	816	709	107	0.8	0.60	2.0	15.0					実施例
59	AH	1.0	759	727	32	1.0	0.68	1.0	34.4					実施例
60	AH	1.9	891	727	164	1.2	0.56	1.0	16.7					実施例
61	AH	1.5	833	727	106	0.9	0.61	0.5	20.0					実施例
62	AI	2.4	784	722	62	1.0	0.86	1.3	28.9	445	29			実施例
63	AJ	3.5	777	698	79	1.1	0.67	3.0	21.2					実施例
64	AK	1.6	760	707	53	0.9	0.72	1.5	11.3					実施例

10

20

30

40

【 0 1 4 2 】

【表 9】

実験例	化学成分	焼鈍工程												備考
		加熱工程						めっき前冷却工程						
		平均加熱速度	最高加熱温度 T _m	Ac1	T _m -Ac1	予熱帯	還元帯	冷却速度 1	冷却速度 2	ベイナイト変態処理1		マルテンサイト変態処理		
						空気比	P(H ₂ O)/P(H ₂)			処理温度	処理時間	処理温度	処理時間	
°C/秒	°C	°C	°C			°C/秒	°C/秒	°C	秒	°C	秒			
65	AK	2.5	899	707	192	1.0	1.55	1.2	18.6	475	41			実施例
66	AK	1.6	843	707	136	0.9	0.75	1.0	20.7					比較例
67	AL	2.6	772	725	47	1.0	0.43	1.4	21.4					実施例
68	AL	2.1	778	725	53	1.1	0.75	2.2	11.8					比較例
69	AM	3.4	806	726	80	1.0	0.62	2.5	24.3					実施例
70	AN	2.4	887	730	157	1.0	0.85	1.3	4.2					実施例
71	AO	2.6	836	720	116	1.1	0.82	1.6	27.2					実施例
72	AP	3.9	772	714	58	0.9	0.23	3.4	18.7					実施例
73	AQ	2.7	808	710	98	1.0	0.49	1.9	26.7					実施例
74	AR	2.4	812	712	100	0.9	0.67	1.7	10.5					実施例
75	AS	1.8	801	758	43	1.0	0.54	1.7	10.3			315	58	実施例
76	AS	3.2	882	758	124	1.0	0.13	1.7	13.3	405	217			実施例
77	AS	1.2	785	758	27	1.1	0.51	1.0	33.9					比較例
78	AT	3.4	827	768	59	1.0	0.76	2.2	30.3	470	21			実施例
79	AU	3.7	887	702	185	0.8	0.71	1.9	24.0					実施例
80	AV	3.7	894	739	155	1.0	0.75	1.9	55.0					実施例
81	AW	2.5	790	756	34	0.9	0.96	2.0	8.9					実施例
82	AW	2.3	912	756	156	0.9	1.25	1.1	10.8					実施例
83	AW	1.4	782	756	26	0.9	0.0000	1.1	19.7					比較例
84	AX	3.8	772	731	41	0.8	0.90	3.3	23.8					実施例
85	AY	3.4	807	727	80	0.8	0.05	2.4	55.6					実施例
86	AZ	1.1	776	714	62	1.0	0.58	0.7	7.6					実施例
87	BA	3.8	839	702	137	1.0	0.77	2.4	16.9					比較例
88	BB	3.0	775	721	54	0.9	0.71	2.6	18.6					比較例
89	BC	鑄片冷却中に割れ発生、実験中止												比較例
90	BD	2.2	808	740	68	0.8	0.63	1.6	26.7					比較例
91	BE	鑄片加熱中に割れ発生、実験中止												比較例
92	BF	鑄片加熱中に割れ発生、実験中止												比較例
93	BG	3.5	831	722	109	0.9	0.85	2.3	12.6					比較例
94	BH	鑄片冷却中に割れ発生、実験中止												比較例
95	BI	4.6	804	713	91	0.8	0.63	3.4	15.3					比較例
96	BJ	3.7	809	733	76	0.8	0.76	2.7	10.3					比較例

10

20

30

40

【 0 1 4 3 】

【表 10】

実験例	化学成分	めっき工程				めっき後冷却工程				冷間圧延	備考	
		めっき浴				式(1)	ベイナイト変態処理2		再加熱処理			圧下率
		有効Al量	浴温	鋼板の進入温度	浸漬時間		処理温度	処理時間	処理温度	処理時間		
1	A	0.104	459	459	3.0	0.62	338	57			0.16	実施例
2	A	0.144	465	445	10.7	0.42					0.20	実施例
3	A	0.112	456	456	3.0	0.33					0.23	比較例
4	B	0.098	463	454	5.8	0.65					0.11	実施例
5	B	0.099	460	445	5.4	0.57					0.12	実施例
6	B											比較例
7	C	0.087	463	464	10.0	0.81					0.00	実施例
8	C	0.102	461	446	9.1	0.51	328	113			0.00	実施例
9	C	0.096	461	457	3.2	0.61	327	151			0.23	比較例
10	D	0.106	452	463	11.3	0.45					0.21	実施例
11	D	0.058	461	455	4.4	1.50					0.17	実施例
12	D	0.098	462	469	7.9	0.62					0.16	実施例
13	E	0.090	457	460	5.9	0.68					0.09	実施例
14	F	0.086	458	459	5.3	0.90					0.17	実施例
15	G	0.088	455	462	4.1	0.68					0.20	実施例
16	H	0.108	462	457	8.6	0.59					0.05	実施例
17	I	0.097	460	469	3.7	0.63					0.15	実施例
18	J	0.090	459	464	10.2	0.71					0.00	実施例
19	J	0.101	463	470	5.8	0.71					0.13	実施例
20	J	0.102	455	454	3.9	0.68	275	25			0.18	実施例
21	K	0.092	458	456	7.5	0.67					0.12	実施例
22	L	0.105	464	466	8.2	0.77			331	27	0.08	実施例
23	M	0.106	460	459	4.2	0.47			305	54	0.18	実施例
24	N	0.091	454	454	8.6	0.82					0.11	実施例
25	N	0.097	459	444	8.6	0.54					0.26	実施例
26	N	0.080	464	473	10.4	2.40					0.09	比較例
27	O	0.095	461	460	5.7	0.60	314	17			0.18	実施例
28	P	0.107	460	460	5.9	0.46	341	27	264	16	0.19	実施例
29	Q	0.114	464	471	4.5	0.70					0.07	実施例
30	R	0.100	458	464	9.7	0.54					0.12	実施例
31	S	0.100	462	457	5.6	0.69	290	51			0.22	実施例
32	S	0.079	458	476	8.8	1.77					0.05	実施例

10

20

30

40

【 0 1 4 4 】

【表 1 1】

実験例	化学成分	めっき工程				めっき後冷却工程				冷間圧延	備考	
		めっき浴				式(1)	ベイナイト変態処理2		再加熱処理			圧下率
		有効Al量	浴温	鋼板の進入温度	浸漬時間		処理温度	処理時間	処理温度	処理時間		
33	S	0.088	459	461	5.4	1.04					0.18	比較例
34	T	0.097	459	457	11.2	0.87					0.07	実施例
35	T											比較例
36	U	0.086	460	465	7.7	1.19	326	264			0.25	実施例
37	V	0.103	460	456	11.2	0.69					0.09	実施例
38	W	0.090	458	463	9.5	1.24			293	160	0.05	実施例
39	X	0.090	467	456	4.6	0.98					0.17	実施例
40	X	0.093	456	462	4.3	0.87					0.05	比較例
41	Y	0.100	458	460	5.5	0.90	334	48			0.18	実施例
42	Z	0.093	460	465	4.3	1.03					0.14	実施例
43	Z	0.097	462	469	9.6	1.00					0.26	比較例
44	AA	0.102	462	456	12.1	0.80					0.00	実施例
45	AA	0.092	463	457	11.8	1.42					0.12	実施例
46	AA	0.088	464	468	4.1	1.24					0.05	実施例
47	AB	0.117	461	462	6.0	0.65					0.61	実施例
48	AB	0.069	459	472	7.5	2.07					0.12	実施例
49	AB	0.102	457	452	3.0	1.05					0.08	実施例
50	AC	0.102	457	451	6.2	0.72					0.13	実施例
51	AC	0.119	462	470	11.9	0.65					0.07	実施例
53	AD	0.104	463	460	4.8	0.63					0.26	実施例
54	AD	0.162	468	464	4.3	0.49					0.14	実施例
55	AD	0.110	463	459	7.9	0.77	308	23			0.18	実施例
56	AE	0.084	460	453	8.9	1.11					0.12	実施例
57	AF	0.105	459	454	12.4	0.55					0.15	実施例
58	AG	0.111	461	457	6.5	0.57					0.04	実施例
59	AH	0.086	461	466	3.5	1.21					0.70	実施例
60	AH	0.088	467	470	3.7	1.41					0.17	実施例
61	AH	0.093	459	462	12.9	0.99					0.22	実施例
62	AI	0.103	455	451	3.5	0.75					0.09	実施例
63	AJ	0.087	462	470	12.7	1.03					0.25	実施例
64	AK	0.091	462	464	4.5	0.88					0.00	実施例

10

20

30

40

【表 1 2】

実験例	化学成分	めっき工程				めっき後冷却工程				冷間圧延	備考	
		めっき浴				式(1)	ベイナイト変態処理2		再加熱処理			圧下率
		有効Al量	浴温	鋼板の進入温度	浸漬時間		処理温度	処理時間	処理温度	処理時間		
65	AK	0.092	459	449	11.8	0.64					0.10	実施例
66	AK	0.035	461	454	12.7	4.72					0.10	比較例
67	AL	0.089	460	466	7.4	0.76					0.07	実施例
68	AL	0.107	460	462	5.9	2.50					0.09	比較例
69	AM	0.096	462	459	5.2	0.58					0.24	実施例
70	AN	0.088	462	471	3.7	1.09					0.18	実施例
71	AO	0.114	460	472	9.4	0.65					0.14	実施例
72	AP	0.097	458	459	3.3	0.55					0.24	実施例
73	AQ	0.106	462	459	10.7	0.76					0.16	実施例
74	AR	0.096	456	466	5.3	0.71					0.21	実施例
75	AS	0.089	458	465	12.9	0.85					0.11	実施例
76	AS	0.086	461	443	3.0	0.67					0.07	実施例
77	AS	0.229	464	467	5.0	0.12					0.08	比較例
78	AT	0.099	466	456	11.1	0.72					0.12	実施例
79	AU	0.118	457	457	4.7	0.47					0.18	実施例
80	AV	0.112	462	466	10.9	0.61					0.22	実施例
81	AW	0.091	456	458	4.1	1.06					1.24	実施例
82	AW	0.100	457	478	7.6	0.97	308	40			0.06	実施例
83	AW	0.086	458	451	4.4	1.13					0.08	比較例
84	AX	0.097	460	463	3.6	0.78					0.27	実施例
85	AY	0.098	460	463	10.3	0.76					0.13	実施例
86	AZ	0.103	457	458	12.6	0.90					0.12	実施例
87	BA	0.105	464	473	10.8	0.89					0.28	比較例
88	BB	0.104	462	455	5.0	0.72					0.28	比較例
89	BC											比較例
90	BD	0.100	459	460	5.8	1.01					0.29	比較例
91	BE											比較例
92	BF											比較例
93	BG	0.118	457	459	10.2	0.62					0.28	比較例
94	BH											比較例
95	BI	0.104	458	457	11.9	0.62					0.29	比較例
96	BJ	0.099	458	454	6.2	0.75					0.28	比較例

10

20

30

40

【表 1 3】

実験例	化学成分	ミクロ組織		めっき層					母材鋼材			備考	
		構成組織	γ分率	含有量		ζ相		δ 1相	めっき付着量	微細化層の平均厚さ	フェライト相の平均粒径		酸化物の最大径
				Fe	Al	境界面占有率	酸化物の存在する境界面の割合	境界面占有率					
1	A	F, BF, M, γ	3	1.7	0.34	62	0	0	61	3.1	0.8	0.03	実施例
2	A	F, BF, B, M, γ	5	0.8	0.31	22	0	0	58	2.7	0.4	0.1	実施例
3	A	F, BF, B, M, γ	2	0.3	0.23	3	0	0	64	2.6	0.5	0.04	比較例
4	B	F, BF, B, γ	6	1.2	0.31	37	0	0	72	3.3	1.2	0.02	実施例
5	B	F, BF, B, M, γ	2	1.8	0.18	60	31	0	58	1.0	1.4	0.4	実施例
6	B	鋼板の形状不良により焼鈍処理を行えず、実験中止										比較例	
7	C	F, BF, γ	8	2.2	0.18	71	0	0	48	2.0	2.4	0.03	実施例
8	C	F, WF, BF, M	0	1.4	0.31	52	0	0	75	1.9	1.6	0.02	実施例
9	C	F, BF, M, γ	4	0.4	0.20	16	0	0	77	1.0	1.0	0.2	比較例
10	D	WF, BF, B, M, γ	3	1.0	0.27	29	0	0	37	3.4	0.4	0.03	実施例
11	D	F, P, B	0	4.2	0.11	100	17	0	36	0.7	1.1	0.3	実施例
12	D	F, BF, B, tM, γ	3	1.6	0.28	52	0	0	38	3.2	2.3	0.02	実施例
13	E	F, BF, B, M, γ	5	1.9	0.27	64	0	0	63	2.8	0.4	0.1	実施例
14	F	F, BF, B, M, γ	4	2.2	0.19	89	0	0	61	2.3	0.4	0.04	実施例
15	G	F, BF, γ	8	3.4	0.23	94	0	0	35	4.0	0.7	0.02	実施例
16	H	F, M	0	1.2	0.17	34	0	0	72	2.4	0.6	0.1	実施例
17	I	F, BF, M, γ	10	1.4	0.20	34	0	0	76	1.9	0.4	0.03	実施例
18	J	F, BF, B, M, γ	4	1.7	0.22	45	0	0	45	2.4	0.3	0.04	実施例
19	J	F, tM	0	1.6	0.35	56	0	0	47	4.5	0.6	0.1	実施例
20	J	BF, B, tM, M, γ	2	1.6	0.28	40	0	0	60	3.2	0.3	0.04	実施例
21	K	F, B, tM, M, γ	3	1.9	0.28	56	0	0	61	3.2	0.3	0.1	実施例
22	L	F, BF, tM, γ	5	2.1	0.20	64	0	0	64	2.5	0.4	0.03	実施例
23	M	F, tM	0	1.3	0.36	44	7	0	75	1.8	0.7	0.3	実施例
24	N	F, WF, B, M	0	2.2	0.20	75	0	0	50	2.9	0.5	0.1	実施例
25	N	F, BF, B, γ	11	1.5	0.19	48	0	0	74	3.0	0.8	0.03	実施例
26	N	F, WF, B, M, γ	7	5.9	0.26	55	0	45	33	3.1	0.9	0.04	比較例
27	O	F, M, γ	11	1.6	0.29	60	0	0	50	2.5	0.3	0.03	実施例
28	P	F, tM, γ	4	0.7	0.34	25	0	0	76	2.6	1.4	0.02	実施例
29	Q	F, BF, γ	11	1.5	0.23	44	0	0	59	3.0	0.3	0.1	実施例
30	R	F, BF, M, γ	5	1.2	0.33	59	0	0	63	3.0	0.3	0.1	実施例
31	S	F, BF, M, γ	4	1.1	0.21	31	0	0	72	2.0	2.4	0.02	実施例
32	S	F, M	0	2.8	0.24	84	0	5	47	1.5	0.6	0.1	実施例
33	S	F, BF, M, γ	5	1.6	0.20	48	0	0	50	1.8	1.3	0.6	比較例
34	T	F, BF, M, γ	5	3.2	0.17	90	0	10	35	4.1	0.4	0.03	実施例
35	T	冷間圧延により板が破断したため実験中止										比較例	
36	U	F, BF, M, γ	4	2.7	0.17	65	3	0	62	2.4	0.5	0.3	実施例
37	V	F, BF, γ	6	1.4	0.18	39	0	0	74	2.9	1.5	0.02	実施例
38	W	F, NRF, B, BF, tM, γ	4	3.3	0.17	55	0	0	51	3.0	0.4	0.1	実施例
39	X	F, BF, M, γ	3	1.5	0.19	50	0	0	60	3.0	0.4	0.03	実施例
40	X	F, BF, M, γ	3	6.1	0.26	43	0	35	73	8.1	0.8	0.02	比較例
41	Y	F, B, M, γ	3	2.4	0.28	82	0	0	51	2.0	0.3	0.03	実施例
42	Z	F, BF, M, γ	6	1.9	0.28	35	0	0	75	2.4	0.4	0.02	実施例
43	Z	F, BF, M, γ	5	9.1	0.33	0	0	40	50	12.8	0.4	0.02	比較例
44	AA	F, NRF, BF, B	0	1.9	0.22	59	5	0	62	3.0	0.4	0.2	実施例
45	AA	F, B	0	3.6	0.29	75	0	14	73	2.8	1.8	0.02	実施例
46	AA	F, WF, B	0	2.8	0.20	86	0	0	72	2.0	0.6	0.03	実施例
47	AB	F, P	0	1.5	0.36	48	0	0	49	4.7	0.7	0.1	実施例
48	AB	F, NRF, B	0	4.7	0.17	88	0	12	34	3.4	0.8	0.1	実施例

10

20

30

40

【表 1 4】

実験例	化学成分	ミクロ組織			めっき層				母材鋼材			備考	
		構成組織	γ分率	含有量		ζ相		δ 1相	めっき付着量	微細化層の平均厚さ	フェライト相の平均粒径		酸化物の最大径
				Fe	Al	境界面占有率	酸化物の存在する境界面の割合	境界面占有率					
				%	%	%	%	%					
49	AB	F, NRF, B	0	2.8	0.17	90	0	0	58	3.4	0.5	0.1	実施例
50	AC	F, B, θ	0	2.6	0.28	100	0	0	73	3.5	2.4	0.03	実施例
51	AC	F, NRF, B	0	2.3	0.37	77	0	0	71	2.4	1.9	0.03	実施例
53	AD	F, BF, M	0	1.3	0.20	28	32	0	33	0.6	0.8	0.4	実施例
54	AD	F, NRF, P	0	1.1	0.41	46	0	0	34	2.3	0.6	0.1	実施例
55	AD	F, BF, M, γ	1	2.1	0.23	51	0	0	60	1.7	1.5	0.02	実施例
56	AE	F, B	0	2.9	0.19	55	0	0	75	2.6	0.7	0.1	実施例
57	AF	F, BF, B	0	1.4	0.23	39	0	0	49	3.2	0.7	0.04	実施例
58	AG	F, NRF, B	0	2.2	0.37	50	0	0	36	2.5	0.6	0.03	実施例
59	AH	F, NRF, B	0	2.9	0.16	60	0	0	32	2.2	1.7	0.01	実施例
60	AH	F, BF, B	0	2.7	0.27	95	0	0	37	1.0	0.8	0.03	実施例
61	AH	F, NRF, B	0	2.2	0.29	43	0	0	45	1.4	0.5	0.1	実施例
62	AI	F, NRF, BF, M, γ	1	1.6	0.27	54	0	0	47	3.1	1.3	0.02	実施例
63	AJ	F, NRF, B	0	4.1	0.33	97	0	3	63	2.1	0.7	0.1	実施例
64	AK	F, NRF, B	0	1.9	0.17	58	0	0	47	1.3	0.5	0.1	実施例
65	AK	BF, B, M, γ	2	1.4	0.19	31	0	0	63	4.7	2.3	0.03	実施例
66	AK	F, B	0	6.1	0.08	66	0	34	35	2.2	0.5	0.1	比較例
67	AL	F, NRF, B	0	2.3	0.29	75	3	0	75	0.8	0.8	0.2	実施例
68	AL	F, NRF, B	0	7.3	0.22	36	0	64	47	2.2	0.6	0.03	比較例
69	AM	F, NRF, B	0	1.3	0.23	65	0	0	46	3.5	0.5	0.04	実施例
70	AN	F, B, P	0	2.5	0.15	89	0	0	48	2.1	0.6	0.03	実施例
71	AO	F, B, M	0	1.9	0.20	70	0	0	51	3.0	1.6	0.03	実施例
72	AP	F, NRF, B	0	1.8	0.28	67	5	0	58	0.8	0.8	0.3	実施例
73	AQ	F, NRF, B	0	1.4	0.18	48	0	0	73	1.5	1.7	0.02	実施例
74	AR	F, NRF, B	0	1.9	0.30	50	0	0	36	2.4	0.4	0.04	実施例
75	AS	F, BF, tM	0	1.7	0.34	50	0	0	74	2.6	0.6	0.04	実施例
76	AS	F, BF, γ	13	1.3	0.28	37	0	0	50	0.5	0.7	0.1	実施例
77	AS	F, NRF, B	0	0.4	1.03	5	0	0	62	1.3	0.4	0.04	比較例
78	AT	F, BF, γ	8	1.6	0.35	56	0	0	46	3.1	2.3	0.01	実施例
79	AU	F, B	0	1.3	0.20	34	0	0	51	1.7	0.4	0.1	実施例
80	AV	F, BF, B, M	0	1.6	0.24	36	0	0	72	1.3	0.3	0.1	実施例
81	AW	F, NRF, B	0	2.4	0.23	73	0	0	72	1.6	0.8	0.1	実施例
82	AW	F, WF, BF, B, γ	4	1.9	0.31	53	0	0	49	2.8	1.3	0.02	実施例
83	AW	F, NRF, B	0	0.1	0.30	13	30	0	48	<0.1	(3.6)	(<0.01)	比較例
84	AX	F, NRF, B	0	2.1	0.31	86	0	0	46	2.9	0.6	0.03	実施例
85	AY	F, NRF, B	0	1.7	0.29	61	15	0	50	0.7	0.6	0.3	実施例
86	AZ	F, NRF, B, M	0	2.0	0.31	79	0	0	37	1.5	1.5	0.04	実施例
87	BA	F	0	2.0	0.21	53	0	0	63	3.0	0.5	0.03	比較例
88	BB	F, B, M	0	1.9	0.26	63	0	0	36	2.2	0.6	0.03	比較例
89	BC	鋳片冷却中に割れ発生、実験中止										比較例	
90	BD	F, P, θ	0	2.7	0.21	83	0		59	2.8	0.9	0.1	比較例
91	BE	鋳片加熱中に割れ発生、実験中止										比較例	
92	BF	鋳片加熱中に割れ発生、実験中止										比較例	
93	BG	F, BF, B, M	0	1.6	0.21	54	0		47	4.0	0.8	0.1	比較例
94	BH	鋳片冷却中に割れ発生、実験中止										比較例	
95	BI	F, BF, B, M	0	1.8	0.20	52	0		35	2.1	0.5	0.04	比較例
96	BJ	F, BF, B, M	0	1.9	0.33	68	0		74	1.5	0.7	0.1	比較例

【表 15】

実験例	化学成分	板厚 t mm	引張特性		穴拡げ 性 λ %	$TS^{1.5} \times EI$ $\times \lambda^{0.5}$	めっき 密着性	スポット 溶接性	耐食性	チップ リング性	パウダ リング 性	備考
			引張 最大強度 TS	全伸び EI								
			MPa	%								
1	A	1.7	861	24	34	3.5E+06	○	○	○	○	○	実施例
2	A	1.2	765	29	35	3.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
3	A	1.8	694	35	29	3.4E+06	×	○	○	○	○	比較例
4	B	1.4	558	37	57	3.7E+06	○	○	○	○	○	実施例
5	B	2.0	597	33	45	3.2E+06	○	○	○	○	○	実施例
6	B	鋼板の形状不良により焼鈍処理を行えず、実験中止										比較例
7	C	1.4	1017	21	29	3.7E+06	○	○	○	○	○	実施例
8	C	1.4	981	17	33	3.0E+06	○	○	○	○	○	実施例
9	C	1.4	1010	18	28	3.1E+06	×	○	×	○	○	比較例
10	D	1.3	738	27	37	3.3E+06	○	○	○	○	○	実施例
11	D	0.5	624	27	39	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
12	D	2.3	853	23	41	3.7E+06	○	○	○	○	○	実施例
13	E	1.7	804	22	54	3.7E+06	○	○	○	○	○	実施例
14	F	1.7	748	25	41	3.3E+06	○	○	○	○	○	実施例
15	G	1.2	741	31	34	3.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
16	H	1.4	814	25	25	2.9E+06	○	○	○	○	○	実施例
17	I	1.4	950	23	28	3.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
18	J	1.9	1042	17	35	3.4E+06	○	○	○	○	○	実施例
19	J	2.3	1128	13	27	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
20	J	1.0	981	17	46	3.5E+06	○	○	○	○	○	実施例
21	K	1.3	1090	17	26	3.1E+06	○	○	○	○	○	実施例
22	L	1.2	847	24	33	3.4E+06	○	○	○	○	○	実施例
23	M	2.0	941	14	48	2.8E+06	○	○	○	○	○	実施例
24	N	1.2	727	21	39	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
25	N	2.2	948	22	27	3.3E+06	○	○	○	○	○	実施例
26	N	1.0	885	23	25	3.0E+06	×	○	○	×	×	比較例
27	O	2.0	918	22	38	3.8E+06	○	○	○	○	○	実施例
28	P	1.8	582	27	53	2.8E+06	○	○	○	○	○	実施例
29	Q	2.0	823	27	29	3.4E+06	○	○	○	○	○	実施例
30	R	1.3	804	26	30	3.2E+06	○	○	○	○	○	実施例
31	S	1.2	755	26	35	3.2E+06	○	○	○	○	○	実施例
32	S	0.6	830	20	31	2.7E+06	○	○	○	○	○	実施例
33	S	1.0	692	27	27	2.6E+06	×	○	○	○	×	比較例
34	T	1.4	819	23	45	3.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
35	T	冷間圧延により板が破断したため実験中止										比較例
36	U	1.4	1109	19	24	3.4E+06	○	○	○	○	○	実施例
37	V	1.4	791	22	45	3.3E+06	○	○	○	○	○	実施例
38	W	1.6	692	26	38	2.9E+06	○	○	○	○	○	実施例
39	X	1.7	639	32	49	3.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
40	X	1.0	558	33	37	2.6E+06	×	○	○	×	×	比較例
41	Y	1.7	845	23	35	3.3E+06	○	○	○	○	○	実施例
42	Z	1.9	1010	20	30	3.5E+06	○	○	○	○	○	実施例
43	Z	1.0	731	19	26	1.9E+06	○	○	○	×	×	比較例
44	AA	1.6	720	23	35	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
45	AA	1.0	793	18	45	2.7E+06	○	○	○	○	○	実施例
46	AA	2.2	627	29	40	2.9E+06	○	○	○	○	○	実施例
47	AB	1.6	509	33	49	2.7E+06	○	○	○	○	○	実施例
48	AB	2.0	573	25	61	2.7E+06	○	○	○	○	○	実施例

【表 16】

実験例	化学成分	板厚 t mm	引張特性		穴拡げ 性 λ %	$TS^{1.5} \times EI$ $\times \lambda^{0.5}$	めっき 密着性	スポット 溶接性	耐食性	チップ リング性	パウダ リング 性	備考
			引張 最大強度 TS	全伸び EI								
			MPa	%								
49	AB	1.0	555	24	50	2.2E+06	○	○	○	○	○	実施例
50	AC	1.7	739	19	30	2.1E+06	○	○	○	○	○	実施例
51	AC	0.7	802	17	35	2.3E+06	○	○	○	○	○	実施例
53	AD	1.4	695	21	45	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
54	AD	3.2	720	19	59	2.8E+06	○	○	○	○	○	実施例
55	AD	1.0	643	29	42	3.1E+06	○	○	○	○	○	実施例
56	AE	1.9	836	19	34	2.7E+06	○	○	○	○	○	実施例
57	AF	1.5	759	22	39	2.9E+06	○	○	○	○	○	実施例
58	AG	1.3	722	25	32	2.7E+06	○	○	○	○	○	実施例
59	AH	1.7	651	26	35	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
60	AH	2.7	586	32	35	2.7E+06	○	○	○	○	○	実施例
61	AH	2.0	655	25	39	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
62	AI	1.3	598	33	35	2.9E+06	○	○	○	○	○	実施例
63	AJ	1.8	693	26	29	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
64	AK	2.0	791	21	32	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
65	AK	2.0	843	19	41	3.0E+06	○	○	○	○	○	実施例
66	AK	1.0	781	18	39	2.5E+06	×	○	○	×	×	比較例
67	AL	1.2	709	19	51	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
68	AL	1.2	729	19	43	2.5E+06	×	○	○	×	×	比較例
69	AM	1.4	624	23	51	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
70	AN	1.3	672	21	45	2.5E+06	○	○	○	○	○	実施例
71	AO	1.3	713	25	29	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
72	AP	1.4	595	31	31	2.5E+06	○	○	○	○	○	実施例
73	AQ	1.8	768	23	29	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
74	AR	2.0	734	24	30	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
75	AS	1.8	836	23	27	2.9E+06	○	○	○	○	○	実施例
76	AS	1.4	781	28	35	3.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
77	AS	2.0	687	23	43	2.7E+06	×	○	○	○	○	比較例
78	AT	1.4	721	28	33	3.1E+06	○	○	○	○	○	実施例
79	AU	1.3	819	22	25	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
80	AV	1.2	764	24	26	2.6E+06	○	○	○	○	○	実施例
81	AW	1.7	639	24	47	2.7E+06	○	○	○	○	○	実施例
82	AW	1.4	584	39	37	3.3E+06	○	○	○	○	○	実施例
83	AW	1.4	618	26	40	2.5E+06	×	○	○	○	○	比較例
84	AX	1.7	591	29	43	2.7E+06	○	○	○	○	○	実施例
85	AY	1.4	651	23	53	2.8E+06	○	○	○	○	○	実施例
86	AZ	1.2	953	15	33	2.5E+06	○	○	○	○	○	実施例
87	BA	1.3	362	32	65	1.8E+06	○	○	○	○	○	比較例
88	BB	1.3	1426	4	2	3.0E+05	○	×	○	○	○	比較例
89	BC	鋳片冷却中に割れ発生、実験中止										比較例
90	BD	1.0	451	26	51	1.8E+06	○	○	○	○	○	比較例
91	BE	鋳片加熱中に割れ発生、実験中止										比較例
92	BF	鋳片加熱中に割れ発生、実験中止										比較例
93	BG	1.2	653	23	16	1.5E+06	○	○	○	○	○	比較例
94	BH	鋳片冷却中に割れ発生、実験中止										比較例
95	BI	1.7	745	16	18	1.4E+06	○	○	○	○	○	比較例
96	BJ	1.9	802	15	7	9.0E+05	○	○	○	○	○	比較例

【表 17】

実験例	化学成分	熱延工程				冷延工程	備考
		スラブ加熱温度	圧延完了温度	平均冷却速度	巻取温度	圧下率	
		°C	°C	°C/秒	°C	%	
97	A	1200	902	21	601	50	実施例
98	A	1185	905	22	593	50	実施例
99	A	1180	888	25	597	50	比較例
100	B	1220	903	15	608	60	実施例
101	B	1225	940	29	559	60	実施例
102	C	1195	895	28	606	60	実施例
103	C	1205	914	16	598	60	実施例

【 0 1 5 1 】

【 表 1 8 】

実験例	化学成分	焼鈍工程											備考		
		加熱工程						めっき前冷却工程							
		平均加熱速度 °C/秒	最高加熱温度 T _m °C	Ac1 °C	T _m -Ac1 °C	予熱帯 空気比	完了温度 °C	還元帯 P(H ₂ O) /P(H ₂)	冷却速度 1 °C/秒	冷却速度 2 °C/秒	ベイナイト 変態処理1 処理温度 °C	処理時間 秒		マルテンサイト 変態処理 処理温度 °C	処理時間 秒
97	A	2.1	808	715	93	0.9	779	0.15	2.2	30.1	475	54			実施例
98	A	1.9	812	715	97	1.0	717	0.20	2.3	12.9	470	51			実施例
99	A	3.1	861	715	146	1.0	825	0.20	2.1	19.8	477	48			比較例
100	B	2.0	860	721	139	0.9	653	0.004	1.8	19.5	465	64			実施例
101	B	2.3	854	721	133	1.0	641	0.03	1.7	20.4	459	65			実施例
102	C	12.1	812	751	61	1.1	743	0.31	2.0	15.5	465	66			実施例
103	C	12.5	810	751	59	0.9	702	0.12	1.9	23.0	468	50			実施例

【 0 1 5 2 】

10

20

30

40

【表 19】

実験例	化学成分	めっき工程				めっき後冷却工程						冷間圧延		備考
		めっき浴				式(1)	ベイナイト変態処理2		再加熱処理		圧下率			
		有効A1量	浴温	鋼板の進入温度	浸漬時間		処理温度	処理時間	処理温度	処理時間				
											質量%	°C	°C	
97	A	0.099	459	458	10.9	0.60						0.08	実施例	
98	A	0.135	460	456	6.8	0.53						0.10	実施例	
99	A	0.106	458	458	10.0	0.68						0.10	比較例	
100	B	0.100	463	458	10.7	0.68						0.11	実施例	
101	B	0.103	461	457	12.5	0.63						0.12	実施例	
102	C	0.087	463	461	10.1	0.78						0.09	実施例	
103	C	0.099	461	457	6.5	0.56						0.10	実施例	

10

20

30

【0153】

40

【 表 2 0 】

実験例	化学成分	三口組織		めつき層					母材鋼材			備考		
		構成組織	γ分率	含有量	ζ相		δ1相	めつき 附着量	微細化 層の平均 厚さ	フェラ イト相 の平均 粒径	酸化物 の最大 径			
			%	Fe	A I	境界面 占有率	酸化物の 存在する 境界面の 割合	境界面 占有率	%	g/m ²	μm	μm	μm	
97	A	F, BF, M, γ	3	1.5	0.25	68	33	0	0	61	3.4	0.8	0.4	実施例
98	A	F, BF, B, M, γ	6	1.0	0.26	49	21	0	0	58	2.7	0.4	0.3	実施例
99	A	F, BF, B, M, γ	3	1.3	0.30	60	68	0	0	64	2.8	0.6	0.3	比較例
100	B	F, BF, B, γ	5	1.5	0.28	51	43	0	0	72	2.6	0.4	0.2	実施例
101	B	F, BF, B, M, γ	4	1.4	0.18	60	18	0	0	58	0.7	1.4	0.4	実施例
102	C	F, BF, γ	10	2.0	0.24	64	5	0	0	48	2.5	0.4	0.2	実施例
103	C	F, WF, BF, M, γ	6	2.3	0.20	86	10	0	0	75	2.1	0.6	0.2	実施例

【 0 1 5 4 】

10

20

30

40

【表 2 1】

実験例	化学成分	板厚 t		引張特性		穴拡張性 λ	TS ^{1.5} × EI × λ ^{0.5}	めつき密着性	スポット溶接性	耐食性	チップング性	パウダリング性	備考
		mm	MPa	引張最大強度 TS	全伸び EI								
97	A	0.8	825	26	31	3.4E+06	○	○	○	○	○	○	実施例
98	A	1.2	844	28	27	3.6E+06	○	○	○	○	○	○	実施例
99	A	1.0	752	26	33	3.1E+06	×	○	○	○	○	○	比較例
100	B	1.2	592	35	56	3.8E+06	○	○	○	○	○	○	実施例
101	B	0.8	565	36	61	3.8E+06	○	○	○	○	○	○	実施例
102	C	0.8	952	24	32	4.0E+06	○	○	○	○	○	○	実施例
103	C	1.0	1015	19	28	3.3E+06	○	○	○	○	○	○	実施例

10

20

30

40

【0155】

実験例 87 は、C の含有量が小さく、硬質相の体積分率が小さくなり、十分な引張強度が得られず、 $TS^{1.5} \times EI \times \lambda^{0.5}$ が低下した例である。

実験例 88 は、C の含有量が大きく、スポット溶接性および成形性が劣化し、 $TS^{1.5} \times EI \times \lambda^{0.5}$ が低下した例である。

【0156】

実験例 89 は、Si の含有量が大きく、鑄造工程において、スラブが冷却中に割れたため、実験を中断した例である。

50

【 0 1 5 7 】

実験例 9 0 は、Mn の含有量が小さく、焼鈍工程およびめっき工程において多量のパーライトおよび粗大セメンタイトが生成し、鋼板の引張強度および成形性が十分に得られず、 $TS^{1.5} \times El \times 10^{-5}$ が低下した例である。

実験例 9 1 は、Mn の含有量が大きく、熱延工程において、スラブが加熱中に割れたため、実験を中断した例である。

【 0 1 5 8 】

実験例 9 2 は、P の含有量が大きく、熱延工程においてスラブが加熱中に割れたため、実験を中断した例である。

【 0 1 5 9 】

実験例 9 3 は、S の含有量が大きく、多量の粗大硫化物が生成したため、延性および穴拡げ性耐疲労特性が劣化し、 $TS^{1.5} \times El \times 10^{-5}$ が低下した例である。

10

【 0 1 6 0 】

実験例 9 4 は、Al の含有量が大きく、鑄造工程において、スラブが冷却中に割れたため、実験を中断した例である。

【 0 1 6 1 】

実験例 9 5 は、N の含有量が大きく、多量の粗大窒化物が生成したため、延性および穴拡げ性が劣化し、 $TS^{1.5} \times El \times 10^{-5}$ が低下した例である。

【 0 1 6 2 】

実験例 9 6 は、O の含有量が大きく、多量の粗大酸化物が生成したため、延性および穴拡げ性が劣化し、 $TS^{1.5} \times El \times 10^{-5}$ が低下した例である。

20

【 0 1 6 3 】

実験例 6 は、熱延鋼板に冷間圧延を施さなかった例であり、板の平坦度が悪く、焼鈍処理を行えず、実験を中止した例である。

実験例 3 5 は、冷間圧延における圧下率が過度に大きく、鋼板が破断したため、実験を中止した例である。

【 0 1 6 4 】

実験例 3 3 は、焼鈍工程における加熱速度が小さく、母材鋼板における酸化物の成長が過度に進み、母材鋼板の表面に破壊の起点となる粗大な酸化物が生じたため、めっき密着性およびパウダリング性が劣化した例である。

30

実験例 C 9 9 は、予熱完了温度が高く、めっき前の鋼板表面に Si および Mn を含む粗大な酸化物が多数生成したため、粗大な酸化物が存在する結晶粒と母材鋼板との成す界面が、相と母材鋼板との全界面に対して 50% を超えた例であり、めっき密着性が劣位である。

【 0 1 6 5 】

実験例 9 は、焼鈍工程の余熱帯における空気比が小さく、相の境界面占有率が低く、鋼板の一部でめっきが生じ、外観、めっき密着性および耐食性が劣化した例である。

実験例 4 3 は、焼鈍工程の余熱帯における空気比が大きく、鋼板表面における脱炭が過度に進行したため、微細化層の平均厚さが厚くなり、 $TS^{1.5} \times El \times 10^{-5}$ が低下し、十分な特性が得られなかった例である。

40

【 0 1 6 6 】

実験例 8 3 は、焼鈍工程の還元帯における水蒸気分圧 $P(H_2O)$ と水素分圧 $P(H_2)$ の比、 $P(H_2O)/P(H_2)$ が小さく、表層の粒径が微細化せず、めっき層において相の生成が進まなかったため、めっき密着性が劣化した例である。実験例 8 3 は、微細化層が形成されておらず、母材鋼板の表面におけるフェライト相の平均粒径は $3.6 \mu m$ であり、表面から深さ $0.5 \mu m$ までの範囲における鋼板内部の酸化物の最大径は $0.01 \mu m$ 未満であった。

実験例 4 0 は、焼鈍工程の還元帯における水蒸気分圧 $P(H_2O)$ と水素分圧 $P(H_2)$ の比、 $P(H_2O)/P(H_2)$ が大きく、母材鋼板の表層の微細化層が過度に厚くなり、めっき層の合金化が過度に進行したため、めっき密着性、パウダリング性およびチッ

50

ピング性が劣化した例である。

【0167】

実験例66は、めっき工程のめっき浴中における有効Al量が過度に小さく、式1の値が過大となり、めっき層中のFe%が過度に高まり、十分なめっき密着性が得られなかった例である。

実験例77は、めっき工程のめっき浴中における有効Al量が過度に大きく、式1の値が過小となり、めっき層と母材鋼板の界面に相が十分に生成せず、十分なめっき密着性が得られなかった例である。

【0168】

実験例3は、めっき工程における式1の値が過小であり、めっき層と母材鋼板の界面に相が十分に生成せず、十分なめっき密着性が得られなかった例である。

実験例26は、めっき工程における式1の値が過大であり、めっき層中のFe%が過度に高まり、十分なめっき密着性が得られなかった例である。

【0169】

実験例68は、めっき浴浸漬直後に再加熱を施した例であり、めっき層中のFe%が過度に高まり、十分なめっき密着性が得られなかった例である。

【0170】

上記以外の実験例は、強度、延性、穴拡げ性、めっき密着性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られた例である。

【0171】

特に、実験例1、2、4、5、7、10、12～15、17、18、25、27～31、34、36～39、41、42、55、62、65、76、78、82、97、98、100～103は、残留オーステナイトを含み、優れた成形性とめっき密着性を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られた例である。

【0172】

「実施例2」

「実施例1」で得た実験例1のめっき鋼板から試験片を採取した。次いで、試験片の母材鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面としてイオンリング加工により研磨し、電界放射型走査型電子顕微鏡(FE-SEM)で、加速電圧5kVの条件で反射電子(BSE)像を得た。その結果を図2に示す。

図2に示すように、実験例1のめっき鋼板には、相からなる柱状晶を含むめっき層が形成されていた。また、実験例1のめっき鋼板の母材鋼板には、めっき層との界面に直接接する微細化層が形成されていた。図2に示すように、実験例1のめっき鋼板の微細化層中には、酸化物(周囲と比較して暗く見える部分)が含まれていた。

【0173】

「実施例3」

「実施例1」で得た実験例1のめっき鋼板と同様にして冷延鋼板を製造し、実験例1のめっき鋼板と同様にして焼鈍工程を行い、焼鈍板を得た。焼鈍板を、表22に示すめっき工程条件(有効Al量、めっき浴温度(浴温)、鋼板の進入温度、浸漬時間)で亜鉛めっき浴に浸漬してめっきを施した。

めっき工程後、表22に示すめっき後冷却工程条件(式(1))で冷却処理を施した。さらに、表22に示す条件(圧下率)で冷間圧延を施し、実験例104～111のめっき鋼板を得た。

【0174】

得られためっき鋼板について「実施例1」と同様にして、母材鋼板のめっき層の観察を行った。その結果を表22に示す。

また、得られためっき鋼板について「実施例1」と同様にして、残留オーステナイトの体積分率(分率)を測定した。

また、得られためっき鋼板について「実施例1」と同様にして、めっきの付着量を求めた。その結果を表22に示す。

10

20

30

40

50

さらに、めっき鋼板について「実施例 1」と同様にして、微細化層の平均厚さと、フェライト相の平均粒径と、酸化物の最大径とを求めた。その結果を表 2 2 に示す。

また、得られためっき鋼板について「実施例 1」と同様にして、引張試験、穴拡げ試験、曲げ試験、密着性評価試験、スポット溶接試験、腐食試験を行った。その結果を表 2 2 に示す。

また、実験例 1 の結果についても、表 2 2 に併せて示す。

【 0 1 7 5 】

【表 2 2】

実験例	めっき工程				めっき後冷却工程	冷間圧延	めっき層						ミクロ組織	母材鋼板				特性				備考		
	めっき浴		有効Al質量%	浴温			進入温度	浸漬時間	Fe含有量	Al含有量	境界面占有率	と酸化物存在境界面割合		δ境界面占有率	めっき付着量	γ分率	微細化層の平均厚さ	フェライト相の平均粒径	酸化物の最大径	TS ^{1.5} × E _{λ^{0.5}}	めっき密着性		スポット溶解性	耐食性
	質量%	°C																						
1	A	0.104	459	459	3	0.62	0.16	0.34	62	0	0	61	3	3.1	0.8	0.03	3.5E+06	○	○	○	実施例			
104	A	0.104	459	459	3	0.09	0.34	3	0	0	60	3	2.8	1.5	0.1	0.1	3.4E+06	×	×	○	比較例			
105	A	0.104	459	459	10	1.11	0.31	50	0	0	64	3	3.4	1.4	0.1	0.1	3.4E+06	○	○	○	実施例			
106	A	0.104	459	459	20	1.70	0.30	68	0	0	70	3	3.4	1.1	0.1	0.1	3.4E+06	○	○	○	実施例			
107	A	0.104	459	459	70	2.11	0.32	100	0	0	80	2	4.0	0.9	0.1	0.1	3.4E+06	○	○	○	実施例			
108	A	0.136	463	463	30	0.89	0.43	70	0	0	70	3	2.4	1.2	0.04	0.04	3.4E+06	○	○	○	実施例			
109	A	0.136	463	463	70	1.05	0.44	80	0	0	75	3	3.0	1.1	0.04	0.04	3.5E+06	○	○	○	実施例			
110	A	0.17	469	469	70	0.57	0.56	70	0	0	69	2	3.0	1.2	0.1	0.1	3.5E+06	○	○	○	実施例			
111	A	0.17	469	469	100	0.82	0.56	100	0	0	75	3	2.5	1.5	0.1	0.1	3.5E+06	○	○	○	実施例			

10

20

30

40

表 2 2 に示すように、本発明の実施例である実験例 1 0 5 ~ 1 1 1 は、良好なめっき密着性を有し、スポット溶接性および耐食性も優れていた。

これに対し、表 2 2 に示すように、実験例 1 0 4 は、めっき層と母材鋼板との全界面のうち、相と母材鋼板との界面の占める割合（境界面占有率）が 2 0 % 未満であるので、めっき密着性およびスポット溶接性が不十分であった。

【 0 1 7 7 】

以上、本発明の各実施形態について詳細に説明したが、上記実施形態は、何れも本発明を実施するにあたっての具体化の例を示したものに過ぎない。本発明は、これらの実施形態によって技術的範囲が限定的に解釈されてはならないものである。すなわち、本発明は、その技術思想またはその主要な特徴から逸脱することなく、さまざまな形で実施することができる。

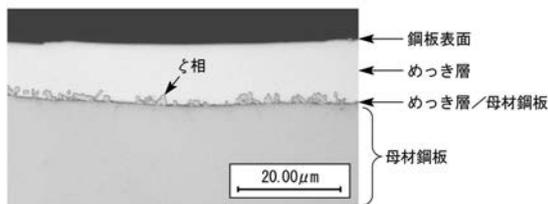
10

【 産業上の利用可能性 】

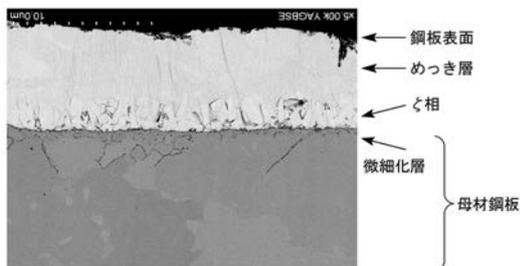
【 0 1 7 8 】

本発明は、めっき密着性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板に有効な技術である。そして、本発明によれば、成形後のめっき密着性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板を提供できる。

【 図 1 】



【 図 2 】



【 国際調査報告 】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT		International application No. PCT/JP2015/081236												
A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER C23C2/06(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/02(2006.01)i, C23C2/26(2006.01)i According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC														
B. FIELDS SEARCHED Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C23C2/06, C21D9/46, C22C38/00, C22C38/06, C22C38/58, C23C2/02, C23C2/26 Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2016 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2016 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2016 Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)														
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT <table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <thead> <tr> <th style="width: 10%;">Category*</th> <th style="width: 70%;">Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages</th> <th style="width: 20%;">Relevant to claim No.</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td style="text-align: center;">A</td> <td>JP 2013-541645 A (Posco), 14 November 2013 (14.11.2013), & US 2012/0100391 A1 & WO 2012/053694 A1 & KR 10-2012-0041544 A & EP 2631319 A1 & CN 103328676 A</td> <td style="text-align: center;">1-5</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">A</td> <td>JP 2002-167656 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 11 June 2002 (11.06.2002), (Family: none)</td> <td style="text-align: center;">1-5</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">A</td> <td>JP 9-157821 A (NKK Corp.), 17 June 1997 (17.06.1997), (Family: none)</td> <td style="text-align: center;">1-5</td> </tr> </tbody> </table>			Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.	A	JP 2013-541645 A (Posco), 14 November 2013 (14.11.2013), & US 2012/0100391 A1 & WO 2012/053694 A1 & KR 10-2012-0041544 A & EP 2631319 A1 & CN 103328676 A	1-5	A	JP 2002-167656 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 11 June 2002 (11.06.2002), (Family: none)	1-5	A	JP 9-157821 A (NKK Corp.), 17 June 1997 (17.06.1997), (Family: none)	1-5
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.												
A	JP 2013-541645 A (Posco), 14 November 2013 (14.11.2013), & US 2012/0100391 A1 & WO 2012/053694 A1 & KR 10-2012-0041544 A & EP 2631319 A1 & CN 103328676 A	1-5												
A	JP 2002-167656 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 11 June 2002 (11.06.2002), (Family: none)	1-5												
A	JP 9-157821 A (NKK Corp.), 17 June 1997 (17.06.1997), (Family: none)	1-5												
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> See patent family annex.														
<table style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <tr> <td style="width: 50%; vertical-align: top;"> * Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed </td> <td style="width: 50%; vertical-align: top;"> "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family </td> </tr> </table>			* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family										
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family													
Date of the actual completion of the international search 13 January 2016 (13.01.16)		Date of mailing of the international search report 26 January 2016 (26.01.16)												
Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan		Authorized officer Telephone No.												

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/081236

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 9-157819 A (NKK Corp.), 17 June 1997 (17.06.1997), (Family: none)	1-5
A	JP 51-12575 B1 (Nippon Steel Corp.), 20 April 1976 (20.04.1976), (Family: none)	1-5

国際調査報告		国際出願番号 PCT/J P 2 0 1 5 / 0 8 1 2 3 6													
A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC)) Int.Cl. C23C2/06(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/02(2006.01)i, C23C2/26(2006.01)i															
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC)) Int.Cl. C23C2/06, C21D9/46, C22C38/00, C22C38/06, C22C38/58, C23C2/02, C23C2/26															
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922-1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971-2016年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996-2016年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994-2016年</td> </tr> </table>				日本国実用新案公報	1922-1996年	日本国公開実用新案公報	1971-2016年	日本国実用新案登録公報	1996-2016年	日本国登録実用新案公報	1994-2016年				
日本国実用新案公報	1922-1996年														
日本国公開実用新案公報	1971-2016年														
日本国実用新案登録公報	1996-2016年														
日本国登録実用新案公報	1994-2016年														
国際調査で使用了電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)															
C. 関連すると認められる文献															
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号													
A	JP 2013-541645 A (ポスコ) 2013.11.14, & US 2012/0100391 A1 & WO 2012/053694 A1 & KR 10-2012-0041544 A & EP 2631319 A1 & CN 103328676 A	1-5													
A	JP 2002-167656 A (住友金属工業株式会社) 2002.06.11, (ファミリーなし)	1-5													
A	JP 9-157821 A (日本鋼管株式会社) 1997.06.17, (ファミリーなし)	1-5													
A	JP 9-157819 A (日本鋼管株式会社) 1997.06.17, (ファミリーなし)	1-5													
A	JP 51-12575 B1 (新日本製鐵株式会社) 1976.04.20, (ファミリーなし)	1-5													
<table border="0"> <tr> <td>☞ C欄の続きにも文献が列挙されている。</td> <td>☞ パテントファミリーに関する別紙を参照。</td> </tr> </table>				☞ C欄の続きにも文献が列挙されている。	☞ パテントファミリーに関する別紙を参照。										
☞ C欄の続きにも文献が列挙されている。	☞ パテントファミリーに関する別紙を参照。														
<table border="0"> <tr> <td>* 引用文献のカテゴリー</td> <td>の日の後に公表された文献</td> </tr> <tr> <td>「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの</td> <td>「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの</td> </tr> <tr> <td>「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの</td> <td>「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの</td> </tr> <tr> <td>「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)</td> <td>「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの</td> </tr> <tr> <td>「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献</td> <td>「&」 同一パテントファミリー文献</td> </tr> <tr> <td>「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願</td> <td></td> </tr> </table>				* 引用文献のカテゴリー	の日の後に公表された文献	「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの	「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの	「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの	「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの	「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)	「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの	「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」 同一パテントファミリー文献	「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	
* 引用文献のカテゴリー	の日の後に公表された文献														
「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの	「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの														
「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの	「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの														
「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)	「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの														
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」 同一パテントファミリー文献														
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願															
国際調査を完了した日 13.01.2016		国際調査報告の発送日 26.01.2016													
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/J P) 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		特許庁審査官 (権限のある職員) 瀧口 博史 電話番号 03-3581-1101 内線 3425	4E 3032												

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 18/00 (2006.01)	C 2 2 C	18/00	
C 2 2 C 18/04 (2006.01)	C 2 2 C	18/04	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D	9/46	J

(81) 指定国 AP(BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), EA(AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), EP(AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OA(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG), AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US

- (72) 発明者 川田 裕之
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72) 発明者 安井 健志
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72) 発明者 植田 浩平
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72) 発明者 丸山 直紀
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72) 発明者 山口 裕司
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72) 発明者 内田 智史
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72) 発明者 駒見 亮介
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72) 発明者 荒井 隼人
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72) 発明者 中村 登代充
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内

F ターム (参考) 4K027 AA02 AA05 AA23 AB02 AB05 AB07 AB36 AB44 AC12 AE23
4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09 EA11 EA13 EA14 EA15 EA16
EA17 EA18 EA19 EA20 EA22 EA23 EA25 EA27 EA28 EA31
EA32 EA33 EA35 EA36 EB05 EB07 EB08 EB09 EB11 EB12
FA02 FA03 FC04 FD03 FD04 FE01 FE02 FE03 FG00 FG01
FH01 FJ01 FJ02 FJ05 FJ06 FK02 FK03 FK08 GA05 JA06

(注) この公表は、国際事務局 (W I P O) により国際公開された公報を基に作成したものである。なおこの公表に係る日本語特許出願 (日本語実用新案登録出願) の国際公開の効果は、特許法第 184 条の 10 第 1 項 (実用新案法第 48 条の 13 第 2 項) により生ずるものであり、本掲載とは関係ありません。