

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B1)

(11)特許番号
特許第7328608号
(P7328608)

(45)発行日 令和5年8月17日(2023.8.17)

(24)登録日 令和5年8月8日(2023.8.8)

(51)国際特許分類		F I		
C 2 3 C	2/06 (2006.01)	C 2 3 C	2/06	
B 2 3 K	9/23 (2006.01)	B 2 3 K	9/23	K
B 2 3 K	26/322 (2014.01)	B 2 3 K	26/322	
C 2 2 C	18/04 (2006.01)	C 2 2 C	18/04	
C 2 2 C	21/10 (2006.01)	C 2 2 C	21/10	
請求項の数 13 (全29頁) 最終頁に続く				
(21)出願番号	特願2023-535054(P2023-535054)	(73)特許権者	000006655	
(86)(22)出願日	令和5年1月26日(2023.1.26)		日本製鉄株式会社	
(86)国際出願番号	PCT/JP2023/002441		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号	
審査請求日	令和5年6月8日(2023.6.8)	(74)代理人	100101557	
(31)優先権主張番号	特願2022-13460(P2022-13460)		弁理士 萩原 康司	
(32)優先日	令和4年1月31日(2022.1.31)	(74)代理人	100096389	
(33)優先権主張国・地域又は機関	日本国(JP)		弁理士 金本 哲男	
早期審査対象出願		(74)代理人	100167634	
			弁理士 扇田 尚紀	
		(74)代理人	100187849	
			弁理士 齊藤 隆史	
		(74)代理人	100212059	
			弁理士 三根 卓也	
		(72)発明者	浦中 将明	
			東京都千代田区丸の内二丁目6番1号	
			最終頁に続く	

(54)【発明の名称】 溶接継手

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

第1鋼板と第2鋼板とが、アーク溶接又はレーザー溶接により溶接された溶接継手であって、

前記第1鋼板及び前記第2鋼板と、

前記アーク溶接又はレーザー溶接により形成される溶接ビード部と、

を有しており、

前記第1鋼板及び前記第2鋼板において、前記溶接による熱影響が無い部位を非熱影響部としたときに、前記第1鋼板又は前記第2鋼板の少なくとも何れかは、前記非熱影響部において、地鉄の表面の少なくとも一部に位置するめっき層と、当該めっき層上に位置する酸化物層と、を有しており、

前記めっき層は、質量%で、

Al：1.00～80.00%、

Mg：1.00～20.00%、

Fe：0.01～15.00%、

Si：0～10.00%、

Ca：0～4.00%、

を含有し、更に、選択的に、

Sb：0～0.500%、

Pb：0～0.500%、

C u : 0 ~ 1 . 0 0 0 % 、
 S n : 0 ~ 1 . 0 0 0 % 、
 I n : 0 ~ 1 . 0 0 0 % 、
 B i : 0 ~ 1 . 0 0 0 % 、
 T i : 0 ~ 1 . 0 0 0 % 、
 C r : 0 ~ 1 . 0 0 0 % 、
 N b : 0 ~ 1 . 0 0 0 % 、
 Z r : 0 ~ 1 . 0 0 0 % 、
 N i : 0 ~ 1 . 0 0 0 % 、
 M n : 0 ~ 1 . 0 0 0 % 、
 V : 0 ~ 1 . 0 0 0 % 、
 M o : 0 ~ 1 . 0 0 0 % 、
 A g : 0 ~ 1 . 0 0 0 % 、
 L i : 0 ~ 1 . 0 0 0 % 、
 L a : 0 ~ 0 . 5 0 0 % 、
 C e : 0 ~ 0 . 5 0 0 % 、
 B : 0 ~ 0 . 5 0 0 % 、
 Y : 0 ~ 0 . 5 0 0 % 、
 S r : 0 ~ 0 . 5 0 0 % 、

10

を合計で 0 ~ 5 . 0 0 0 % 含有し、残部は、5 . 0 0 質量 % 以上の Z n と、不純物と、からなり、

20

J I S Z 3 0 0 1 (2 0 1 8) で規定される止端から前記溶接ビード部の延伸方向に
 対して直交し、かつ前記止端から離隔する方向に 1 mm の位置から、前記止端から前記延
 伸方向に対して直交し、かつ前記止端から離隔する方向に 2 mm の位置までの領域におい
 て、前記領域における前記めっき層は、円相当径が 0 . 5 μ m 以上である金属 Z n 含有相
 として、 η -Z n 相、M g Z n₂ 相、M g₂ Z n₃ 相、又は、M g Z n 相の少なくとも何れ
 かを有しており、かつ、

前記領域を前記延伸方向に対して直交する方向に切断した断面を電子顕微鏡により観察
 したときに、前記金属 Z n 含有相のそれぞれを、前記地鉄と前記めっき層との界面に投影
 したときの前記延伸方向に対して直交する方向の長さの総和 L_t が、前記界面の長さ L_e
 に対して、1 0 % 以上である、溶接継手。

30

【請求項 2】

前記界面の長さ L_e に対する前記総和 L_t の割合は、2 0 % 以上である、請求項 1 に記
 載の溶接継手。

【請求項 3】

前記酸化物層の最表面から深さ 5 nm の位置を、X 線光電子分光法 (X P S) にて観察
 したときに、A l - O 結合、M g - O 結合、及び、Z n - O 結合にそれぞれ帰属するピー
 クの強度から算出される強度比 ([A l - O] + [M g - O]) / [Z n - O] の値は、
 5 . 0 以上である、請求項 1 に記載の溶接継手。

【請求項 4】

前記酸化物層の最表面から深さ 5 nm の位置を、X 線光電子分光法 (X P S) にて観察し
 たときに、A l - O 結合、M g - O 結合、及び、Z n - O 結合にそれぞれ帰属するピー
 クの強度から算出される強度比 ([A l - O] + [M g - O]) / [Z n - O] の値は、5
 . 0 以上である、請求項 2 に記載の溶接継手。

40

【請求項 5】

前記強度比 ([A l - O] + [M g - O]) / [Z n - O] の値は、1 0 . 0 以上であ
 る、請求項 3 に記載の溶接継手。

【請求項 6】

前記強度比 ([A l - O] + [M g - O]) / [Z n - O] の値は、1 0 . 0 以上である
 、請求項 4 に記載の溶接継手。

50

【請求項 7】

前記非熱影響部における前記めっき層は、
Al：18.00～60.00質量%、
Mg：5.00～15.00質量%、
を少なくとも含有する、請求項1に記載の溶接継手。

【請求項 8】

前記非熱影響部における前記めっき層は、
Al：18.00～60.00質量%、
Mg：5.00～15.00質量%、
を少なくとも含有する、請求項2に記載の溶接継手。

10

【請求項 9】

前記非熱影響部における前記めっき層は、
Al：18.00～60.00質量%、
Mg：5.00～15.00質量%、
を少なくとも含有する、請求項3に記載の溶接継手。

【請求項 10】

前記非熱影響部における前記めっき層は、
Al：18.00～60.00質量%、
Mg：5.00～15.00質量%、
を少なくとも含有する、請求項4に記載の溶接継手。

20

【請求項 11】

前記非熱影響部における前記めっき層は、
Al：18.00～60.00質量%、
Mg：5.00～15.00質量%、
を少なくとも含有する、請求項5に記載の溶接継手。

【請求項 12】

前記非熱影響部における前記めっき層は、
Al：18.00～60.00質量%、
Mg：5.00～15.00質量%、
を少なくとも含有する、請求項6に記載の溶接継手。

30

【請求項 13】

前記非熱影響部における前記めっき層は、
Al：35.00～60.00質量%、
Mg：7.00～15.00質量%、
を少なくとも含有しており、かつ、
前記めっき層中に、 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相が存在しており、
前記 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相におけるMg含有量[Mg]、Zn含有量[Zn]、
及び、Al含有量[Al]（各単位：原子%）は、 $0.50 \leq [Mg] / ([Zn] + [Al]) \leq 0.83$ の関係を満足する、請求項1～12の何れか1項に記載の溶接継手。

【発明の詳細な説明】

40

【技術分野】

【0001】

本発明は、溶接継手に関する。

【背景技術】

【0002】

自動車の足回り部材をはじめとする自動車部材や各種の建材部材は、複数の鋼材を溶接した溶接継手を用いて製造されることが多い。これら自動車部材及び建材部材は、様々な環境に曝露された上で使用されることから、製造された溶接継手は、優れた耐食性を有していることが望まれる。そこで、かかる溶接継手の素材として、合金化溶融亜鉛めっき鋼板等をはじめとする各種の亜鉛系めっき鋼板が用いられている。

50

【0003】

ここで、亜鉛めっき鋼板を溶接して溶接継手を製造する場合に特有な問題として、JIS Z 3001 (2018) で規定される「止端」の近傍における、溶接時のめっき中の Zn 蒸発による耐食性の低下がある。

【0004】

上記のようなブローホール形成の問題を解決するために、従来、様々な提案がなされている。例えば以下の特許文献1では、鋼板と、鋼板の表面に配され、Zn-Al-Mg合金層を含むめっき層と、を有し、Zn-Al-Mg合金層の断面において、MnZn₂相の面積分率が45～75%、MgZn₂相及びAl相の合計の面積分率が70%以上、かつ、Zn-Al-MgZn₂三元共晶組織の面積分率が0～5%であり、めっき層が所定の化学組成を有するめっき鋼材が提案されている。

10

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【文献】国際公開第2018/139620号

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

ここで、上記特許文献1で提案されているめっき鋼材を用いることで、ブローホール形成の問題を解決することは可能である。しかしながら、本発明者らが鋭意検討した結果、上記特許文献1で提案されている技術には、未だ改良の余地があり、亜鉛めっき鋼板を素材とする溶接継手における止端近傍部の耐食性に関して、更なる改善が期待できることを知見した。

20

【0007】

そこで、本発明は、上記問題に鑑みてなされたものであり、本発明の目的とするところは、止端近傍部における耐食性をより向上させることが可能な、溶接継手を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0008】

上記課題を解決するために、本発明者らが鋭意検討した結果、溶接に伴う止端近傍部の耐食性の低下は、Znの蒸発に伴うブローホール形成のみならず、溶接時にめっき中のZnが蒸発したり酸化したりすることによって、めっき中に金属Znとして機能する相が残存しないことが原因であることに想到した。そのため、溶接を施された後でも、止端近傍部に金属Znを残存させることができれば、金属Znの有する犠牲防食性により、止端近傍部の耐食性をより向上させることが可能である旨を知見した。

30

【0009】

かかる知見に基づき、本発明者らが更なる検討を行い、素材としてのめっき鋼板の改良と、適切な溶接条件を検討することで、アーク溶接やレーザー溶接等の溶接後であっても、止端近傍部のめっき中に金属Znとして機能する相を残存させることが可能な技術を見出すことができた。

40

かかる知見に基づき完成された本発明の要旨は、以下の通りである。

【0010】

(1) 第1鋼板と第2鋼板とが、アーク溶接又はレーザー溶接により溶接された溶接継手であって、前記第1鋼板及び前記第2鋼板と、前記アーク溶接又はレーザー溶接により形成される溶接ビード部と、を有しており、前記第1鋼板及び前記第2鋼板において、前記溶接による熱影響が無い部位を非熱影響部としたときに、前記第1鋼板又は前記第2鋼板の少なくとも何れかは、前記非熱影響部において、地鉄の表面の少なくとも一部に位置するめっき層と、当該めっき層上に位置する酸化物層と、を有しており、前記めっき層は、質量%で、Al: 1.00～80.00%、Mg: 1.00～20.00%、Fe: 0.01～15.00%、Si: 0～10.00%、Ca: 0～4.00%、を含有し、更に

50

、選択的に、Sb：0～0.500%、Pb：0～0.500%、Cu：0～1.000%、Sn：0～1.000%、In：0～1.000%、Bi：0～1.000%、Ti：0～1.000%、Cr：0～1.000%、Nb：0～1.000%、Zr：0～1.000%、Ni：0～1.000%、Mn：0～1.000%、V：0～1.000%、Mo：0～1.000%、Ag：0～1.000%、Li：0～1.000%、La：0～0.500%、Ce：0～0.500%、B：0～0.500%、Y：0～0.500%、Sr：0～0.500%、を合計で0～5.000%含有し、残部は、5.00質量%以上のZnと不純物からなり、JIS Z3001（2018）で規定される止端から前記溶接ビード部の延伸方向に対して直交し、かつ前記止端から離隔する方向に1mmの位置から、前記止端から前記延伸方向に対して直交し、かつ前記止端から離隔する方向に2mmの位置までの領域において、前記領域における前記めっき層は、円相当径が0.5μm以上である金属Zn含有相として、η-Zn相、MgZn₂相、Mg₂Zn₃相、又は、MgZn相の少なくとも何れかを有しており、かつ、前記領域を前記延伸方向に対して直交する方向に切断した断面を電子顕微鏡により観察したときに、前記金属Zn含有相のそれぞれを、前記地鉄と前記めっき層との界面に投影したときの前記延伸方向に対して直交する方向の長さの総和L_tが、前記界面の長さL_eに対して、10%以上である、溶接継手。

10

（2）前記界面の長さL_eに対する前記総和L_tの割合は、20%以上である、（1）に記載の溶接継手。

（3）前記酸化物層の最表面から深さ5nmの位置を、X線光電子分光法（XPS）にて観察したときに、Al-O結合、Mg-O結合、及び、Zn-O結合にそれぞれ帰属するピークの強度から算出される強度比（[Al-O] + [Mg-O]）／[Zn-O]の値は、5.0以上である、（1）又は（2）に記載の溶接継手。

20

（4）前記強度比（[Al-O] + [Mg-O]）／[Zn-O]の値は、10.0以上である、（3）に記載の溶接継手。

（5）前記非熱影響部における前記めっき層は、Al：18.00～60.00質量%、Mg：5.00～15.00質量%、を少なくとも含有する、（1）～（4）の何れか1つに記載の溶接継手。

（6）前記非熱影響部における前記めっき層は、Al：35.00～60.00質量%、Mg：7.00～15.00質量%、を少なくとも含有しており、かつ、前記めっき層中に、Mg₃₂（Al，Zn）₄₉相が存在しており、前記Mg₃₂（Al，Zn）₄₉相におけるMg含有量[Mg]、Zn含有量[Zn]、及び、Al含有量[Al]（各単位：原子%）は、0.50 ≤ [Mg]／（[Zn] + [Al]） ≤ 0.83の関係を満足する、（1）～（5）の何れか1つに記載の溶接継手。

30

【発明の効果】

【0011】

以上説明したように本発明によれば、めっき鋼板を素材とする溶接継手において、止端近傍部における耐食性をより向上させることが可能となる。

【図面の簡単な説明】

【0012】

40

【図1A】本発明の実施形態に係る溶接継手の構造の一例を模式的に示した説明図である。

【図1B】他の実施形態に係る溶接継手の構造の一例を模式的に示した説明図である。

【図1C】他の実施形態に係る溶接継手の構造の一例を模式的に示した説明図である。

【図2】図1Aに示した実施形態に係る溶接継手について説明するための説明図である。

【図3】同実施形態に係る溶接継手について説明するための説明図である。

【図4】同実施形態に係る溶接継手について説明するための説明図である。

【図5】XPS測定結果におけるピークの強度について説明するための説明図である。

【図6】同実施形態に係る溶接継手について説明するための説明図である。

【発明を実施するための形態】

【0013】

50

以下に添付図面を参照しながら、本発明の好適な実施の形態について詳細に説明する。なお、本明細書及び図面において、実質的に同一の機能構成を有する構成要素については、同一の符号を付することにより重複説明を省略する。

【0014】

(溶接継手について)

まず、図1Aを参照しながら、本発明の実施形態に係る溶接継手の全体的な構成について説明する。図1Aは、本実施形態に係る溶接継手の構造の一例を模式的に示した説明図である。

【0015】

なお、以下では、便宜的に、図1Aに示したような座標系を用いて、適宜説明を行うものとする。また、図1Aでは、2つの鋼板をアーク溶接により溶接した溶接継手を例に挙げて図示を行っている。2つの鋼板をレーザー溶接により溶接した溶接継手においても、溶接ビード部の詳細な形状等は異なるものの、図1Aと同様の構成を有している。

【0016】

図1Aは、第1鋼板と、第2鋼板と、をアーク溶接により重ね隅肉溶接することで得られた溶接継手の全体的な構成を、模式的に示したものであり、溶接ビード部の延伸方向に対して垂直な溶接継手の断面を示している。図1Aに模式的に示したように、本実施形態に係る溶接継手1は、第1鋼板10と、第2鋼板20と、溶接ビード部30と、を有している。

【0017】

ここで、溶接継手1を構成する第1鋼板10及び第2鋼板20の少なくとも一方の素材として、各種のめっき鋼板を用いることが好ましく、溶接継手1を構成する第1鋼板10及び第2鋼板20の双方の素材として、以下で詳述するようなめっき層を有するめっき鋼板を用いることが、より好ましい。

【0018】

また、溶接ビード部30は、アーク溶接によって形成される部位であり、溶接の際に必要な応じて用いられる溶接ワイヤと、素材としての第1鋼板10及び第2鋼板20との間で、構成元素の相互拡散が生じる。溶接ビード部30は、かかる拡散元素が酸化されることで形成される。従って、図1Aでは、溶接ビード部30と、第1鋼板10又は第2鋼板20と、の接合界面は、図示の便宜上平面として(直線を用いて)示されているが、実際の接合界面は複雑な曲面となっている。また、かかる溶接ビード部30は、図中のY軸方向に沿って延伸しており、かかる溶接ビード部30によって、第1鋼板10と第2鋼板20とが接合されている。

【0019】

なお、かかる溶接ビード部30を構成する成分は、用いられる溶接ワイヤの種別や、素材としての第1鋼板10、第2鋼板20の化学組成等に応じて変化するため、全ての可能性を網羅するような成分を一義的に定めることは困難である。しかしながら、かかる溶接ビード部30は、素材としてのめっき鋼板を構成する各種元素のうち、酸化されやすい元素の酸化物を主成分とすることが一般的である。このような酸化されやすい元素としては、例えば、AlやMg等を挙げることができる。

【0020】

また、着目する溶接継手1における溶接ビード部30に該当する部位を特定する場合には、例えば以下のようにして測定を実施すればよい。すなわち、溶接ビード部30を有する試料を用意し、溶接方向(図1AにおけるY軸方向)と直行する面(図1AにおけるX-Z平面)で当該試料を切断し、溶接ビード部30の断面(図1AにおけるX-Z断面)を観察できるよう当該試料を樹脂埋め込み研磨する。研磨した後、走査型電子顕微鏡(Scanning Electron Microscope: SEM)を用いて溶接ビード部30の断面を観察し、SEM-EDS(Energy Dispersive x-ray Spectroscopy: エネルギー分散型X線分析装置)を用いて各種元素(Zn、Al、Mg、Fe、Cr、Ni、Ti等)の元素分布像を得ることで、溶接ビード部上に

10

20

30

40

50

存在するスラグ層の特定が可能である。このように特定されたスラグ層の部位よりも鋼板側に位置する部位が、溶接ビード部となる。

【0021】

なお、溶接時に生成する酸化物は、スケールとスラグの2種類に大別される。スケールは、酸素を除外したときの質量%で、50%以上のFeを含有し、残部が、酸化されやすい元素及び不純物からなるものである。また、スラグは、酸素を除外したときの質量%で、酸化されやすい元素を50%以上含有し、残部が、50質量%未満のFeと不純物からなるものである。ここで、「酸化されやすい元素」とは、エリングラム図においてFeよりも酸化し易いとされている金属元素であり、かつ、めっき層に添加され得る金属元素である。かかる酸化されやすい金属元素の具体例として、Ca、In、Bi、Cr、Zr、Li、La、Ce、Sr、Y、Si、Mn、Al、Tiが挙げられる。

10

【0022】

ここで、JIS Z3001(2018)において、母材の表面と溶接ビードの表面とが交わる点は、「止端」と規定されている。図1Aに示したような溶接継手1においては、溶接ビード部30の表面と、第1鋼板10又は第2鋼板20の表面と、が交わる点が、かかる「止端」に対応している。本実施形態に係る溶接継手1は、かかる止端Tの近傍部における耐食性に着目したものとなっている。

【0023】

また、かかる「止端T」は、図1Aのような重ね隅肉溶接継手においてのみ規定されるわけではなく、図1Bに示したような突き合わせ溶接継手や、図1Cに示したようなT字溶接継手等においても、同様に規定される。

20

【0024】

<非熱影響部について>

続いて、図2を参照しながら、本実施形態に係る溶接継手1のうち、溶接による熱影響が無い部位の構成について、詳細に説明する。図2は、溶接ビード部30の延伸方向に対して垂直な溶接継手1の断面を模式的に示す図である。

【0025】

以下の説明において、溶接継手1のうち溶接による熱影響が無い部位を、「非熱影響部」と称することとする。図2に示したような溶接継手1では、例えば図中の破線で囲ったような、止端Tの近傍から十分に離隔した領域R1が、かかる非熱影響部に対応する。このような非熱影響部の位置は、例えば、図2に示したような止端Tから、溶接ビード部30の延伸方向(図2におけるY軸方向)に対して直交し、かつ止端Tから離隔する方向(図2におけるX軸方向)に、例えば3mm以上離隔した領域と考えることができる。

30

【0026】

図3は、非熱影響部R1における板厚方向に平行な断面の一部を模式的に示す図である。第1鋼板10又は第2鋼板20の少なくとも何れかにおける非熱影響部R1は、図3に模式的に示したように、地鉄101と、地鉄101の表面の少なくとも一部に位置するめっき層103と、かかるめっき層103上に位置する酸化物層105と、を有している。なお、本実施形態に係る溶接継手1において、上記のようなめっき層103及び酸化物層105は、地鉄101のうち一方の表面上に存在していてもよいが、地鉄101の両方の表面上に存在していることがより好ましい。

40

以下、これら地鉄101、めっき層103及び酸化物層105のそれぞれについて、詳細に説明する。

【0027】

<<地鉄101について>>

本実施形態に係る溶接継手1において、素材であるめっき鋼板の母材に対応する地鉄101は、特に限定されるものではない。溶接継手1に求められる機械的強度(例えば、引張強度)等に応じて、各種の鋼板が地鉄101として用いられ得る。このような鋼板として、例えば、各種のAlキルド鋼、Ti、Nb等を含有させた極低炭素鋼、極低炭素鋼にP、Si、Mn等の強化元素を更に含有させた高強度鋼等のような種々の鋼板を挙げるこ

50

とができる。

【0028】

また、地鉄101の厚みについては、特に限定されるものではなく、溶接継手1に求められる機械的強度等に応じて、適宜設定される。

【0029】

《めっき層103について》

めっき層103は、図3に模式的に示したように、地鉄101の表面の少なくとも一部に設けられ、地鉄101の表面の全体にわたって設けられることがより好ましい。かかるめっき層103は、溶接継手1の素材であるめっき鋼板が有しているめっき層に由来している。

以下では、まず、かかるめっき層103の化学組成について、詳細に説明する。

【0030】

◇めっき層103の化学組成について

本実施形態に係るめっき層103の化学組成は、質量%で、Al:1.00~80.00%、Mg:1.00~20.00%、Fe:0.01~15.00%、Si:0~10.00%、Ca:0~4.00%、を含有し、残部は、5.00質量%以上のZnと不純物からなる。つまり、本実施形態に係るめっき層103の化学組成において、Al、Mg、Fe、Si、Caの含有量が上記の範囲内で、かつ、これら含有量の合計が100質量%未満であり、残部は、5.00質量%以上のZnと、不純物と、である。

【0031】

以下、これら成分とその含有量について、詳細に説明する。

【0032】

[Al:1.00~80.00質量%]

Alは、本実施形態に係るめっき層103の主相(Zn-Al-Mg系合金相)を構成するために必要な元素である。Alは、非熱影響部の耐食性を確保するうえで、所定以上の含有量で含有される。めっき層103におけるAl含有量が1.00質量%未満である場合には、上記のような非熱影響部の耐食性を担保することができない。そのため、本実施形態に係るめっき層103において、Al含有量は、1.00質量%以上である。Al含有量は、好ましくは18.00質量%以上であり、より好ましくは35.00質量%以上である。Al含有量が、上記のような範囲となることで、非熱影響部の耐食性を担保することが可能となる。

【0033】

一方、めっき層103におけるAl含有量が80.00質量%超となる場合には、腐食環境に置かれた場合にカソードとして機能するAl相が過剰に増加して、地鉄の腐食が進行しやすくなるため、非熱影響部の耐食性を担保することができない。そのため、本実施形態に係るめっき層103において、Al含有量は、80.00質量%以下である。Al含有量は、好ましくは60.00質量%以下であり、より好ましくは50.00質量%以下である。

【0034】

[Mg:1.00~20.00質量%]

Mgは、本実施形態に係るめっき層103の主相(Zn-Al-Mg系合金相)を構成するために必要な元素である。Mgは、非熱影響部の耐食性を確保するうえで、所定以上の含有量で含有される。そのため、本実施形態に係るめっき層103において、Mg含有量は、1.00質量%以上である。Mg含有量は、好ましくは5.00質量%以上であり、より好ましくは7.00質量%以上である。Mg含有量が、上記のような範囲となることで、非熱影響部の耐食性を担保することが可能となる。

【0035】

一方、めっき層103におけるMg含有量が20.00質量%超となる場合には、腐食環境に置かれた場合にめっき層のアノード溶解が進みやすくなるため、非熱影響部の耐食性を担保することができない。そのため、本実施形態に係るめっき層103において、M

10

20

30

40

50

g含有量は、20.00質量%以下である。Mg含有量は、好ましくは15.00質量%以下であり、より好ましくは13.00質量%以下である。Mg含有量が、上記のような範囲となることで、非熱影響部の耐食性を確実に担保することが可能となる。

【0036】

[Fe: 0.01~15.00質量%]

めっき層103には、母材である地鉄101から、地鉄101を構成する元素が混入することがある。特に、溶融めっき法によりめっき層103が形成される場合に、地鉄101とめっき層103との間での固液反応による元素の相互拡散によって、地鉄101を構成する元素がめっき層103へ混入し易くなる。このような元素の混入により、めっき層103中には、所定量のFeが含有され、その含有量は、0.01質量%以上となること
10
が一般的である。上記相互拡散が促進されれば、地鉄101とめっき層103との密着性が向上する。地鉄101とめっき層103との密着性の向上という観点からは、めっき層103中のFe含有量は、0.20質量%以上であることが好ましい。

【0037】

また、本発明の効果を損なわない範囲内で、めっき層103を製造する際に用いられるめっき浴中に意図的にFeを添加してもよい。ただし、めっき層103中のFe含有量が15.00質量%以上となる場合には、めっき浴中にFeとAlの高融点な金属間化合物が形成し、かかる高融点の金属間化合物がドロスとしてめっき層に付着して外観品位を著しく低下させるため、好ましくない。かかる観点から、めっき浴中のFe含有量が調整されることにより、めっき層103中のFe含有量は、15.00質量%以下とする。め
20
っき層103中のFe含有量は、より好ましくは10.00質量%以下である。

【0038】

[Si: 0~10.00質量%]

Siは、めっき層と地鉄の界面に形成するFe-Al系金属間化合物の過剰な成長を抑制し、めっき層と地鉄の密着性を向上させることが可能な元素である。Fe-Al系金属間化合物の過剰な成長を抑制するために、Siの含有量は、0.05質量%以上が好ましく、0.20質量%以上がより好ましい。一方、Siの含有量が10.00質量%を超える場合には、Mgと高融点の金属間化合物を過剰に形成し、Zn蒸発抑制効果を有するAl-Mg酸化膜の形成を阻害するため、溶接時のZn蒸発を抑制することが困難となる。

【0039】

一方、めっき層103を製造するためのめっき浴中のSi含有量が多すぎる場合、めっき浴の粘性が必要以上に増加してめっき操作性が低下する可能性がある。そのため、めっき操作性の観点からめっき浴中のSi含有量が調整されることにより、めっき層103中のSi含有量は、10.00質量%以下となる。めっき層103中のSi含有量は、好ま
30
しくは5.00質量%以下であり、より好ましくは2.00質量%以下である。

【0040】

[Ca: 0~4.00質量%]

Caは、めっき層103中に含有されると、Al及びZnと金属間化合物相を形成する。更に、めっき層103中にCaと共にSiが含有される場合、CaはSiと金属間化合物を形成する。これらの金属間化合物は、融点が高く、安定な構造であるため、めっき鋼板の溶接時のZn蒸発に起因するブローホールの形成と、LMEとを、抑制することが可能となる。かかる溶接時のブローホール形成及びLMEの抑制効果は、Ca含有量を0.01質量%以上とすることで、発現される。めっき層103中におけるCa含有量は、より好ましくは0.10質量%以上である。

【0041】

一方、めっき層103中のCa含有量が4.00質量%を超える場合には、非熱影響部の耐食性が低下する。かかる観点から、めっき層103中のCa含有量は、4.00質量%以下である。めっき層103中のCa含有量は、好ましくは2.50質量%以下であり、より好ましくは1.50質量%以下である。

【0042】

10

20

30

40

50

めっき層103において、上記Al、Mg、Fe、Si、Caの残部は、5.00質量%以上のZnと、不純物である。

Znは、本実施形態に係るめっき層103の主相（Zn-Al-Mg系合金相）を構成するために必要な元素であり、非熱影響部の耐食性を向上させるために重要な元素である。かかる非熱影響部の耐食性の向上効果は、Znの含有量が5.00質量%以上となることで発現するため、Znの含有量は、5.00質量%以上とする。

【0043】

また、本実施形態に係るめっき層103は、残部のZnの一部に換えて、更に選択的に、Sb：0～0.500%、Pb：0～0.500%、Cu：0～1.000%、Sn：0～1.000%、In：0～1.000%、Bi：0～1.000%、Ti：0～1.000%、Cr：0～1.000%、Nb：0～1.000%、Zr：0～1.000%、Ni：0～1.000%、Mn：0～1.000%、V：0～1.000%、Mo：0～1.000%、Ag：0～1.000%、Li：0～1.000%、La：0～0.500%、Ce：0～0.500%、B：0～0.500%、Y：0～0.500%、Sr：0～0.500%を、合計で0～5.000%含有していてもよい。つまり、本実施形態に係るめっき層103は、任意添加元素として、Sb、Pb、Cu、Sn、In、Bi、Ti、Cr、Nb、Zr、Ni、Mn、V、Mo、Ag、Li、La、Ce、B、Y、Srの少なくとも何れかの元素を、上記の含有量の範囲内、かつ、合計含有量が5.00質量%以下で含有してもよい。なお、本実施形態に係るめっき層103が、上記のような任意添加元素を含有しない場合も考えうるため、それぞれの任意添加元素の含有量の下限は、0質量%である。

【0044】

上記の任意添加元素の合計含有量を5.000質量%以下とすることで、以下で詳述するような各任意添加元素の添加により発現される効果を、互いに損なうことなく享受することが可能となる。上記の任意添加元素の合計含有量は、好ましくは1.000質量%以下であり、より好ましくは0.200質量%以下である。

以下、各任意添加元素の含有量について、詳細に説明する。

【0045】

[Sb：0～0.500質量%]

[Pb：0～0.500質量%]

[Sr：0～0.500質量%]

Sb、Pb、Srの少なくとも何れかがめっき層103中に含有されると、めっき層103の表面にスパングルが形成されて、金属光沢の向上を図ることが可能となる。そのため、めっき鋼板の意匠性向上という観点から、Sb、Pb、Srの少なくとも何れかがめっき層103中に含有されることが好ましい。かかる意匠性向上効果は、Sb、Pb、Srの少なくとも何れかの含有量が0.050質量%以上となった場合に発現される。そのため、Sb、Pb、Srの少なくとも何れかをめっき層103に含有させる場合には、これら元素の含有量は、それぞれ独立に、0.050質量%以上とされることが好ましい。

【0046】

一方、Sb、Pb、Srの含有量の何れかが0.500質量%を超えるようなめっき層103を形成する場合には、めっき層103を形成するために用いるめっき浴中のドロス生成量が多くなり、めっき性状の良好なめっき鋼板を製造できない。そのため、めっき層103中のSb、Pb、Srの含有量は、それぞれ独立に、0.500質量%以下とする。Sb、Pb、Srの含有量は、それぞれ独立に、好ましくは0.200質量%以下である。

【0047】

[Cu：0～1.000質量%]

[Ti：0～1.000質量%]

[Cr：0～1.000質量%]

[Nb：0～1.000質量%]

[Ni : 0 ~ 1.000 質量%]

[Mn : 0 ~ 1.000 質量%]

[V : 0 ~ 1.000 質量%]

Cu、Ti、Cr、Nb、Ni、Mn、Vの少なくとも何れかがめっき層103中に含有されると、かかるめっき鋼板を溶接した際に、これら元素が、溶接によって生成されるAl-Fe合金相に取り込まれ、形成される溶接ビード部30の耐食性を向上させることが可能となる。かかる溶接部耐食性の向上効果は、めっき層103中のCu、Ti、Cr、Nb、Ni、Mn、Vの何れかの含有量が0.005 質量%以上となった場合に発現される。そのため、Cu、Ti、Cr、Nb、Ni、Mn、Vの少なくとも何れかをめっき層103中に含有させる場合には、これら元素の含有量は、それぞれ独立に、0.005 質量%以上とされることが好ましい。

10

【0048】

一方、Cu、Ti、Cr、Nb、Ni、Mn、Vの含有量の何れかが1.000 質量%を超えるようなめっき層103を形成する場合には、めっき層103を形成するためのめっき浴中でこれら元素が様々な金属間化合物を形成しやすくなる。そのため、めっき浴の粘性の上昇を招いて、めっき性状の良好なめっき鋼板を製造できない。よって、めっき層103中のCu、Ti、Cr、Nb、Ni、Mn、Vの含有量は、それぞれ独立に、1.000 質量%以下とされる。Cu、Ti、Cr、Nb、Ni、Mn、Vの含有量は、それぞれ独立に、好ましくは0.200 質量%以下である。

【0049】

[Sn : 0 ~ 1.000 質量%]

[In : 0 ~ 1.000 質量%]

[Bi : 0 ~ 1.000 質量%]

Sn、In、Biは、Zn、Al、Mgを含むめっき層103が腐食環境に置かれた場合に、Mg溶出速度を上昇させる元素である。Mgの溶出速度が上昇すると、地鉄が露出した部分にMgイオンが供給され、防食性が向上する。かかる観点から、Sn、In、Biを含有させる場合には、Sn、In、Biの含有量は、それぞれ独立に、0.0050 質量%以上とされる。一方で、過剰なSn、In、Bi添加は、Mg溶出速度を過剰に促進し、非熱影響部の耐食性が低下する可能性がある。かかるMg溶出速度の上昇は、Sn、In、Biの含有量の何れかが1.000 質量%を超えると顕著となるため、Sn、In、Biの含有量は、それぞれ独立に、1.000 質量%以下である。Sn、In、Biの含有量は、それぞれ独立に、好ましくは0.200 質量%以下である。

20

30

【0050】

[Zr : 0 ~ 1.000 質量%]

Zrがめっき層103中に含有されると、めっき操作性を向上させることが可能となる。かかるめっき操作性の向上効果は、Zrの含有量が0.010 質量%以上となった場合に発現される。そのため、Zrを含有させる場合には、その含有量は、0.010 質量%以上とすることが好ましい。

【0051】

一方、Zrの含有量が1.000 質量%を超えるようなめっき層103を形成する場合には、めっき層103の形成に用いるめっき浴中に多量のドロスが発生しやすい。そのため、Zrの含有量は、1.000 質量%以下である。Zrの含有量は、好ましくは0.100 質量%以下である。

40

【0052】

[Mo : 0 ~ 1.000 質量%]

Moがめっき層103中に含有されると、耐食性を向上させることが可能となる。かかる耐食性の向上効果は、Moの含有量が0.010 質量%以上となった場合に発現される。そのため、Moを含有させる場合には、その含有量は、0.010 質量%以上とすることが好ましい。

【0053】

50

一方、Moの含有量が1.000質量%を超えるようなめっき層103を形成する場合には、めっき層103の形成に用いるめっき浴中に多量のドロスが発生しやすい。そのため、Moの含有量は、1.000質量%以下である。Moの含有量は、好ましくは0.050質量%以下である。

【0054】

[Ag: 0~1.000質量%]

Agがめっき層103中に含有されると、めっき操作性を向上させることが可能となる。かかるめっき操作性の向上効果は、Agの含有量が0.010質量%以上となった場合に発現される。そのため、Agを含有させる場合には、その含有量は、0.010質量%以上とすることが好ましい。

【0055】

一方、Agの含有量が1.000質量%を超えるようなめっき層103を形成する場合には、めっき層103の形成に用いるめっき浴中に多量のドロスが発生しやすい。そのため、Agの含有量は、1.000質量%以下である。Agの含有量は、好ましくは0.050質量%以下である。

【0056】

[Li: 0~1.000質量%]

Liがめっき層103中に含有されると、めっき操作性を向上させることが可能となる。かかるめっき操作性の向上効果は、Liの含有量が0.010質量%以上となった場合に発現させることができる。そのため、Liを含有させる場合には、その含有量は、0.010質量%以上とすることが好ましい。

【0057】

一方、Liの含有量が1.000質量%を超えるようなめっき層103を形成する場合には、めっき層103の形成に用いるめっき浴中に多量のドロスが発生しやすい。そのため、Liの含有量は、1.000質量%以下である。Liの含有量は、好ましくは0.050質量%以下である。

【0058】

[La: 0~0.500質量%]

[Ce: 0~0.500質量%]

[Y: 0~0.500質量%]

La、Ce、Yは、Caとほぼ同等の効果を発現する元素であり、溶接時のブローホール形成を抑制する。これは、各元素の原子半径がCaの原子半径と近いことに起因する。これらの元素がめっき層103中に含有されると、Ca位置に置換する。そのため、これらの元素は、EDSにおいてCaと同位置に検出される。また、これらの元素が酸化物となった場合においても、これら元素の酸化物はCaOと同位置で検出される。

【0059】

かかる溶接時のブローホール形成の抑制効果は、これら元素の含有量を、それぞれ独立に、0.010質量%以上とすることで発現される。そのため、めっき層103におけるLa、Ce、Yの含有量はより好ましくは、それぞれ独立に、0.050質量%以上である。

【0060】

一方、めっき層103を製造するためのめっき浴中のLa、Ce、Y含有量が多すぎる場合、めっき浴の粘性が必要以上に増加してめっき操作性が低下する可能性がある。そのため、めっき操作性の観点からめっき浴中のLa、Ce、Y含有量が調整されることにより、La、Ce、Yの含有量は、それぞれ独立に、0.500質量%以下となる。La、Ce、Yの含有量は、それぞれ独立に、好ましくは0.100質量%以下である。

【0061】

[B: 0~0.500質量%]

Bは、めっき層103中に含有されると、LMEをより一層抑制する効果がある。これは、Bがめっき層103中に含有されると、Zn、Al、Mg、Caの少なくとも何れか

10

20

30

40

50

と化合して、様々な金属間化合物相を形成するためと推察される。また、めっき層 103 中に B が存在することで、B はめっき層 103 から地鉄 101 へと拡散し、粒界強化によって地鉄 101 の LME をより一層抑制する効果があると考えられる。更に、B に関して形成される各種の金属間化合物は、融点が極めて高いために、溶接時における Zn 蒸発の抑制にも作用していると推察される。これらの改善効果は、B を 0.050 質量%以上含有させることで発現される。そのため、めっき層 103 中における B の含有量は、より好ましくは 0.050 質量%以上である。

【0062】

一方、めっき層 103 中に B を含有させるために、めっき浴中に過剰に B を含有させると、めっき融点の急激な上昇を引き起こしてめっき操作性が低下し、めっき性状に優れるめっき鋼板を製造することができない。かかるめっき操作性の低下は、B の含有量が 0.500 質量%を超える場合に顕著となるため、B の含有量は 0.500 質量%以下とする。B の含有量は、好ましくは 0.10 質量%以下である。

【0063】

〔化学成分の計測方法〕

上記のめっき層 103 の化学成分は、ICP-AES (Inductively Coupled Plasma Atomic Emission Spectrometry) 又は ICP-MS (Inductively Coupled Plasma Mass Spectrometry) を使用して、計測することが可能である。なお、0.1 質量%単位までの化学成分の分析を行う場合には、ICP-AES を用いることとし、0.1 質量%未満の微量な化学成分の分析を行う場合には、ICP-MS を用いることとする。非熱影響部の着目する部位を、インヒビターを加えた 10% HCl 水溶液に対して 1 分程度浸漬し、めっき層部分を剥離し、このめっき層を溶解した溶液を準備する。得られた溶液を、ICP-AES 又は ICP-MS によって分析して、めっき層の全体平均としての化学成分を得ることができる。

【0064】

◇めっき層 103 のより好ましい化学組成について

本実施形態に係るめっき層 103 は、上記のような化学組成を有しているが、より好ましい化学組成は、以下の通りである。

すなわち、本実施形態に係るめっき層 103 は、化学組成として、18.00~60.00 質量%の Al と、5.00~15.00 質量%の Mg と、を少なくとも含有し、必要に応じて更に上記のような任意添加元素を更に含有することが、より好ましい。

【0065】

また、本実施形態に係るめっき層 103 は、化学組成として、35.00~60.00 質量%の Al と、7.00~15.00 質量%の Mg と、を少なくとも含有し、必要に応じて更に上記のような任意添加元素を更に含有した上で、更に、めっき層 103 中に、Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ 相が存在していることが、更に一層好ましい。

【0066】

ここで、Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ 相は、Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ 相の粒内に含まれる Mg 含有量 [Mg]、Zn 含有量 [Zn] 及び Al 含有量 [Al] が、原子%で、 $0.5 \leq [\text{Mg}] / ([\text{Zn}] + [\text{Al}]) \leq 0.83$ を満足する相として定義される。すなわち、Mg 原子と、Zn 原子及び Al 原子の合計と、の比である Mg : (Zn + Al) が、3 : 6 ~ 5 : 6 となる結晶相又は準結晶相として定義される。Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ 相の化学成分は、TEM-EDX (Transmission Electron Microscope-Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) を用いて測定することが好ましい。Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ 相は結晶相に加えて準結晶相の両方として検出される場合がある。結晶相の場合は、TEM 観察における電子線回折像から、その結晶構造が Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ 相であることを同定することが可能である。なお、Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ 相が準結晶相である場合は、TEM による電子線回折像を撮影し、電子線回折像に 5 回対称の結晶構造が観察されるか否かで

確認することができる。5回対称の結晶構造は、ペンローズパターン（Penrose pattern）と呼ばれる電子線回折像を得ることで判別することができる。

【0067】

Mg₃₂(Al, Zn)₄₉相はめっき鋼板に対して犠牲防食性を発現することで、地鉄が露出したカット部や溶接部からの地鉄腐食を抑制し、耐赤錆性を向上させる効果がある。これに加え、Mg₃₂(Al, Zn)₄₉相そのものの耐食性も優れ、Mg₃₂(Al, Zn)₄₉相は腐食環境にあっても腐食速度が遅いため、塗膜下腐食を抑制し、塗膜膨れ幅という観点からも塗装後耐食性を向上させる効果も併せ持つ。

【0068】

◇めっき層103の付着量について

以上説明したようなめっき層103の付着量については、特に規定するものではないが、例えば、地鉄101の片面当たり、15～250 g/m²程度であることが好ましい。めっき層103の付着量が上記のような範囲内となることで、本実施形態に係る溶接継手1の非熱影響部は、十分な耐食性を示すことが可能となる。

【0069】

なお、かかるめっき層103の付着量は、以下のように測定される。まず、めっき鋼板から30 mm×30 mmの大きさにサンプルを切り出し、予めそのサンプルの質量を測定しておく。なお、このサンプルの一方の面にはテープシールを貼り、この一方の面側のめっき層は次工程で溶解しないようにする。その上で、インヒビター添加した10% HCl水溶液にかかるサンプルを浸漬してめっき層を酸洗剥離し、酸洗後のサンプルの質量を測定する。酸洗前後のサンプルの質量変化から、片面当たりのめっき層103の付着量を決定することが可能である。

【0070】

≪酸化物層105について≫

続いて、本実施形態に係る溶接継手1の非熱影響部が有している酸化物層105について、詳細に説明する。

図3に模式的に示したように、上記で説明したようなめっき層103の表面には、酸化物層105が位置している。かかる酸化物層105は、溶接継手1の素材であるめっき鋼板が有している酸化物層に由来している。

【0071】

かかる酸化物層105は、めっき層103を構成する元素のうち酸化されやすいものが、めっき鋼板の製造時に実施されるめっき層を凝固させるための冷却処理において、熱処理雰囲気中の酸素と反応することで形成される。

【0072】

かかる酸化物層105は、上記のように、主にめっき層103を構成する元素の酸化物で構成されることから、その化学組成は、めっき層103に含有される元素に応じて変化する。かかる酸化物層105は、Zn酸化物、Mg酸化物及びAl酸化物を合計で50質量%以上含有し、更に、これらZn、Mg、Alの水酸化物や、めっき層103におけるその他の構成元素の酸化物又は水酸化物の少なくとも何れかや、不純物等を含有する層であると推察される。

【0073】

ここで、本実施形態に係る酸化物層105は、素材となるめっき鋼板の製造時に以下で詳述するような特定の熱処理工程を経ることで、以下のような特定の状態で存在する。以下、かかる状態について、図4及び図5を参照しながら、詳細に説明する。図4は、酸化物層の板厚方向に平行な断面の一部を模式的に示す図である。図5は、XPS測定結果におけるピークの強度について説明するための説明図である。

【0074】

素材となるめっき鋼板の製造時に以下で詳述するような特定の熱処理工程を経て製造されることで、本実施形態に係る酸化物層105では、Znの酸化物又は水酸化物の少なくとも何れかの存在量よりも、Alの酸化物又は水酸化物の少なくとも何れかの存在量とM

10

20

30

40

50

g の酸化物又は水酸化物の少なくとも何れかの存在量の合計の方が多い、緻密な状態の皮膜となっている。以下、より具体的に説明する。

【0075】

いま、図4に模式的に示したように、酸化物層105の最表面から深さ5nmの位置（図4における「位置A」）に着目する。本実施形態に係る酸化物層105では、かかる位置をX線光電子分光法（XPS）にて観察したときに、Al-O結合、Mg-O結合、及び、Zn-O結合にそれぞれ帰属するピークの強度から算出される強度比（ $[Al-O] + [Mg-O] / [Zn-O]$ ）の値が、5.0以上となっていることが好ましい。

【0076】

ここで、酸化物層105の最表面には、油脂等の汚れが付着している可能性がある。そのため、上記のようなXPSの測定は、このような汚れ等が存在しない状態で実施することが望まれる。かかる観点から、エタノール中での超音波洗浄等の処理を酸化物層105の表面に施すことで汚れ等を除去し、かかる処理により得られる表面を、上記のようにXPSの測定を行う際の「酸化物層105の最表面」とする。

【0077】

その上で、上記のようにして得られた最表面から5nmの深さまで、Arイオンエッチングにより酸化物層105を除去し、得られた酸化物層105の表面を、XPSにより測定する。ここで、XPSの測定条件は、例えば以下のようにすればよい。

X線源：mono-Al K α (1486.6 eV)

X線径：50～200 μ m

測定領域：100～700 μ m×100～700 μ m

真空度： $1 \times 10^{-10} \sim 1 \times 10^{-11}$ torr (1 torrは、133.32 Paである。)

加速電圧：1～10 kV

【0078】

本実施形態では、得られたXPSの測定結果において、Al-O結合、Mg-O結合、及び、Zn-O結合にそれぞれ帰属するピークに着目する。上記のような結合は、Al、Mg、Znの酸化物及び水酸化物に特徴的な結合である。これらの結合に帰属されるピークの強度が、Al、Mg、Znの酸化物又は水酸化物の少なくとも何れかの存在量に対して、正の相関があると考えることができる。

【0079】

ここで、Al-O結合に帰属するピークは、Al 2p $3/2$ に着目したXPSスペクトルにおいて、72～76 eVの範囲内に観測されるピークである。Mg-O結合に帰属するピークは、Mg 2p $3/2$ に着目したXPSスペクトルにおいて、48～52 eVの範囲内に観測されるピークである。Zn-O結合に帰属するピークは、Zn 2p $3/2$ に着目したXPSスペクトルにおいて、1018～1024 eVの範囲内に観測されるピークである。

【0080】

また、各結合に帰属するピークの強度は、図5に模式的に示したようなXPSスペクトルにおいて、着目するピークのベースラインを考慮した上で、着目するピークの強度 I_p からベースラインの強度 I_b を減じたもの（すなわち、「 $I_p - I_b$ 」）とする。

【0081】

より詳細な強度比の算出方法は、以下の通りである。

すなわち、上記のようにして得られた、最表面から深さ5nmの位置に対応する面（図4における「位置C」の面）の任意の場所において、上記のようにしてXPSを測定して、強度比（ $[Al-O] + [Mg-O] / [Zn-O]$ ）の値を算出する。このような測定・算出処理を、「位置A」に対応する面上の任意の5箇所それぞれ実施し、得られた5つの強度比の平均値を、本実施形態に係る酸化物層105における、強度比（ $[Al-O] + [Mg-O] / [Zn-O]$ ）の値とする。

【0082】

10

20

30

40

50

本実施形態に係る酸化物層 105 では、上記強度比の値が 5.0 以上となるような緻密な皮膜が形成されることで、溶接時における Zn の蒸発を抑制でき、Zn 蒸発に起因するブローホール形成を抑制することができる。上記強度比の値が 5.0 未満である場合には、酸化物層 105 に求められる緻密さが不十分となる可能性がある。上記強度比の値は、より好ましくは 10.0 以上である。一方、強度比 $([Al-O] + [Mg-O]) / [Zn-O]$ の値の上限値は、特に規定するものではないが、100.0 程度が実質的な上限となる。

【0083】

以上説明したような酸化物層 105 の厚み（より詳細には、平均厚み）については、特に規定するものではないが、例えば、地鉄 101 の片面当たり、0.05～2.00 μm 程度であることが好ましい。酸化物層 105 の厚みが上記のような範囲内となることで、本実施形態に係る非熱影響部は、溶接時の Zn 蒸発によるブローホール形成を、十分に抑制することが可能となる。また、上記のような厚みの酸化物層 105 は、素材となるめっき鋼板の製造時に、鋼板の通板速度を適切な範囲に制御しながら、以下で詳述するような熱処理工程を経ることで、実現される。

【0084】

なお、かかる酸化物層 105 の厚みは、XPS を用いて測定することができる。めっき鋼板の表面から 1～3 nm ピッチで深さ方向へ XPS 測定を行い、酸素の最大強度が最表面の最大強度の 1/20 になるまでの深さを、酸化物層の厚みと定義する。なお、XPS の測定条件については、上記と同様の条件を用いればよい。

【0085】

以上、図 2～図 5 を参照しながら、本実施形態に係る溶接継手 1 における非熱影響部について、詳細に説明した。

なお、本実施形態に係る溶接継手 1 の非熱影響部は、上記の酸化物層 105 上に、更に 1 層又は 2 層以上の各種の皮膜を有していてもよい。このような皮膜として、例えば、クロメート皮膜、リン酸塩皮膜、クロメートフリー皮膜、有機樹脂皮膜等が挙げられる。

【0086】

<止端近傍部について>

次に、図 2 及び図 6 を参照しながら、本実施形態に係る溶接継手 1 における、止端近傍部の特徴について説明する。

本実施形態に係る溶接継手 1 は、上記のようなめっき層及び酸化物層を有するめっき鋼板を、第 1 鋼板 10 又は第 2 鋼板 20 の少なくとも何れかの素材として用いることで、溶接後であっても、止端近傍部に存在するめっき層中に、金属 Zn として機能する相を残存させることができる。これにより、本実施形態に係る溶接継手 1 では、止端近傍部の耐食性を向上させることができる。

【0087】

より詳細には、図 2 に模式的に示したように、止端から溶接ビード部 30 の延伸方向（図 2 における Y 軸方向）に対して直交する方向（図 2 における X 軸方向）に 1 mm の位置（図 2 における位置 A）から、止端から延伸方向に対して直交する方向に 2 mm の位置（図 2 における位置 B）までの領域（図 2 における領域 R2）に着目する。かかる領域 R2 に存在するめっき層 103 は、円相当径が 0.5 μm 以上である金属 Zn 含有相として、η-Zn 相、MgZn₂ 相、Mg₂Zn₃ 相、又は、MgZn 相の少なくとも何れかを有している。η-Zn 相、MgZn₂ 相、Mg₂Zn₃ 相、MgZn 相は、Zn の酸化物ではなく、Zn 単体、又は、Zn と他の金属との合金で構成される相である。これらの金属相が円相当径 0.5 μm 以上の状態で存在することで、これら金属相は金属 Zn として機能して、金属 Zn の犠牲防食能を発現させることが可能となる。

【0088】

ここで、円相当径 0.5 μm 以上の金属 Zn 含有相の有無は、かかる領域 R2 の断面を SEM により観察することで、確認することができる。また、着目する金属 Zn 含有相が、η-Zn 相、MgZn₂ 相、Mg₂Zn₃ 相、MgZn 相の何れかであるかは、例えば断

10

20

30

40

50

面SEM-EPMA (Electron Probe Micro Analyzer: 電子プローブマイクロアナライザ) 装置を用いて、点分析により視野中の分析対象となる相の組成 (単位: 原子%) を求め、かかる組成に応じて下記のように特定することができる。

【0089】

- ・ η -Zn相: Zn 98%以上、他元素合計で2%以下
- ・MgZn₂相: Zn 60%以上70%以下、Mg 30%以上40%未満
- ・Mg₂Zn₃相: Zn 55%以上60%未満、Mg 40%以上45%未満
- ・MgZn相: Zn 45%以上55%未満、Mg 45%以上55%以下

【0090】

なお、金属Zn含有相の円相当径の上限値は、特に規定するものではないが、実質的には200.0 μ m程度が上限となる。

【0091】

また、図6に模式的に示したような、上記領域R2の断面に着目する。図6は、本実施形態に係る溶接継手について説明するための説明図であり、領域R2を、溶接ビード部30の延伸方向 (図6におけるY軸方向) に対して直交する方向 (図6におけるX軸方向) に切断した断面 (図6におけるXZ断面) を電子顕微鏡 (SEM) により観察したときの様子を模式的に示したものである。

【0092】

図6に示したような上記領域R2の断面において、地鉄101とめっき層103との界面の長さ (より詳細には、X軸方向の長さ) を L_e とする。また、めっき層103における金属Zn含有相111それぞれを、かかる界面に投影したときのX軸方向の長さ (投影長さ) を、それぞれ L_i (i : 1以上の整数) とする。図6に示した例では、めっき層103に6個の金属Zn含有相111が存在しているため、この投影長さとしては、 $L_1 \sim L_6$ の6個を想定することができる。本実施形態に係る溶接継手1の止端近傍部では、かかる金属Zn含有相111の投影長さ L_i の総和 $L_t = \sum L_i$ (図6の例では、 $L_t = L_1 + L_2 + L_3 + L_4 + L_5 + L_6$) は、上記界面の長さ L_e に対して、10%以上となっている。すなわち、 $(L_t / L_e) \times 100 \geq 10\%$ の関係が成立している。

【0093】

ここで、上記の金属Zn含有相111としては、 η -Zn相、MgZn₂相、Mg₂Zn₃相、MgZn相に代表されるMg-Zn相以外の相も含まれうる。ただし、本実施形態に係る溶接継手1では、めっき層103の化学組成が上記のような構成であることから、金属Zn含有相111は、ほぼ η -Zn相、MgZn₂相、Mg₂Zn₃相、MgZn相で構成されるようになる。そのため、上記の金属Zn含有相111の投影長さの総和 L_t は、実質的には、 η -Zn相、MgZn₂相、Mg₂Zn₃相、及び、MgZn相の投影長さの合計と考えることができる。

【0094】

上記のような関係が成立することで、本実施形態に係る溶接継手1の止端近傍部では、金属Znとして機能する相が十分に残存することとなり、止端近傍部の耐食性をより向上させることが可能となる。すなわち、上記のような割合 (L_t / L_e) は、領域R2における、金属Zn含有相111の平均的な存在割合の指標と捉えることもできる。本実施形態に係る溶接継手1の止端近傍部において、上記割合 (L_t / L_e) は、好ましくは20%以上であり、より好ましくは35%以上である。一方、上記割合 (L_t / L_e) の上限は特に規定するものではなく、値が大きければ大きいほど良いが、実質的には100%が上限となる。また、図6に示したような領域R2の断面において、金属Zn含有相111の残部は、Fe-Al系金属間化合物相113と不純物となっている。

【0095】

ここで、上記のような割合 (L_t / L_e) は、具体的には以下のようにすることで算出することが可能である。すなわち、500~2500倍の倍率にて、任意の80~160 μ m $\times$ 80~160 μ mの大きさの視野5箇所をそれぞれ観察する。各視野において、断面SEM-EDSマッピングにより、Zn及びMgの分布を測定して、 η -Zn相、Mg

10

20

30

40

50

Zn₂相、Mg₂Zn₃相、MgZn相の分布を特定し、得られた結果から、各視野における割合 (L_t/L_e) を算出する。各視野から得られた割合を、視野数 (5 視野) で平均することで得られた値を、本実施形態における割合 (L_t/L_e) とする。

【0096】

以上、図2及び図6を参照しながら、本実施形態に係る溶接継手1における止端近傍部の特徴について、詳細に説明した。

【0097】

以上、図1A～図6を参照しながら、本実施形態に係る溶接継手1について、詳細に説明した。以上説明したような本実施形態に係る溶接継手1は、例えば、自動車の足回り部品として、好適に用いることが可能である。

【0098】

(素材となるめっき鋼板の製造方法について)

次に、以上説明したような、溶接継手1の素材となるめっき鋼板の製造方法の一例を説明する。

本実施形態に係る溶接継手1の素材となるめっき鋼板は、上記のような地鉄101からなる鋼板を母材として、かかる地鉄101の表面にめっき層103及び酸化物層105を形成することで製造される。

【0099】

ここで、めっき層103の形成には、溶融めっき法その他、溶射法、コールドスプレー法、スパッタリング法、蒸着法、電気めっき法等を適用できる。ただし、自動車等で一般的に使われる程度の厚さのめっき層を形成するには、溶融めっき法がコスト面で最も好ましい。

【0100】

その後、得られためっき鋼板 (地鉄101及びめっき層103からなるめっき鋼板) に対して、以下で説明するような特定の熱処理工程を施すことで、めっき層103の表面に酸化物層105を形成する。これにより、本実施形態に係る溶接継手1の素材として用いられるめっき鋼板を製造することができる。

【0101】

以下では、溶融めっき法を用いて、本実施形態に係るめっき鋼板を得る製造方法の一例について、詳細に説明する。

かかるめっき鋼板の製造工程では、まず、母材として用いる地鉄101からなる鋼板を、ゼンジミア法により圧延して所望の板厚とした後、コイル状に巻き取って、溶融めっきラインに設置する。

【0102】

溶融めっきラインでは、鋼板をコイルから繰り出しながら連続的に通板させる。その際、ライン上に設けられた焼鈍設備により、鋼板を、例えば、酸素濃度が20ppm以下の酸化が生じづらい環境下、N₂-5% H₂ガス雰囲気にて、800℃で加熱還元処理する。その後、後段のめっき浴の浴温+20℃前後までN₂ガスで空冷して、めっき浴に浸漬させる。

【0103】

ここで、めっき浴中には、前述のような化学成分を有する、溶融状態にあるめっき合金を準備しておく。めっき浴の温度は、めっき合金の融点以上 (例えば、460～600℃程度) としておく。めっき合金の材料作製の際は、合金材料として純金属 (純度99%以上) を用いて調合することが好ましい。まず、上記のようなめっき層の組成となるように合金金属の所定量を混合して、真空又は不活性ガス置換状態で高周波誘導炉やアーク炉などを使用して、完全に溶解させて合金とする。更に、所定の成分 (上記めっき層の組成) で混合された当該合金を大気中で溶解して、得られた溶融物をめっき浴として利用する。

【0104】

なお、以上述べたようなめっき合金の作製には、特に純金属を使用する制約はなく、既存のZn合金、Mg合金、Al合金を溶解して使用してもよい。この際、不純物が少ない

10

20

30

40

50

所定の組成合金さえ用いれば、問題はない。

【0105】

銅板を、上記のようなめっき浴中に浸漬させた後、所定の速度で引き上げる。この際に、形成されるめっき層103が所望の厚みとなるように、例えばN₂ワイピングガスによりめっき付着量を制御する。ここで、浴温以外の条件については、一般的なめっき作業条件を適用すればよく、特別な設備や条件は要しない。

【0106】

続いて、銅板上に位置する熔融状態にあるめっき合金に対して、以下のような第1冷却工程及び第2冷却工程を実施して、熔融状態にあるめっき合金をめっき層103とするとともに、めっき層103の表面に酸化物層105を形成させる。以下、第1冷却工程及び第2冷却工程について、詳細に説明する。

10

【0107】

第1冷却工程は、めっき合金の温度が、浴温以下250℃以上の範囲内である際に実施される冷却工程であり、上記のような温度範囲内にあるめっき銅板を、露点-20℃以下の雰囲気下において、平均冷却速度10℃/秒以上で急冷する。なお、めっき工程において熔融めっき法を採用した場合、かかる第1冷却工程は、銅板がめっき浴から出た直後から実施される。これにより、銅板の表面に位置しているめっき合金が固化して、めっき層が形成される。

【0108】

その後、めっき合金（めっき層）の温度が250未満50℃以上の範囲内である際に、第2冷却工程を実施する。この第2冷却工程は、250℃未満50℃以上の温度範囲内にあるめっき銅板を、露点0℃以上の雰囲気下において、平均冷却速度10℃/秒未満で徐冷する工程である。これにより、めっき層の表面に形成される酸化物の状態を制御して、所望の酸化物層を形成する。

20

【0109】

上記のように、浴温以下250℃以上の温度範囲では急冷し、250℃未満50℃以上の温度範囲では徐冷するという、2段階の冷却工程を経ることで、めっき層103の表面には、XPSの測定結果において特定の条件を満足するような、緻密な酸化物層105が形成される。

【0110】

ここで、第1冷却工程を終了してから第2冷却工程を開始するまでの間隔は、3秒以内とすることが好ましく、第1冷却工程を終了した後、直ちに第2冷却工程を開始することが好ましい。第1冷却工程を終了してから第2冷却工程を開始するまでの間隔が3秒を超える場合には、意図しない冷却過程が生じ、所望の酸化物層105を実現することができない。

30

【0111】

ここで、上記第1冷却工程において、露点の下限値は特に規定するものではないが、例えば-90℃程度が実質的な下限となる。また、平均冷却速度は、より好ましくは40℃/秒以上である。なお、平均冷却速度の上限値は、特に規定するものではないが、例えば90℃/秒程度が実質的な上限となる。

40

【0112】

また、上記第2冷却工程において、露点の上限値は特に規定するものではないが、例えば20℃程度が実質的な上限となる。また、平均冷却速度は、より好ましくは4℃/秒以下である。

【0113】

なお、上記のような第1冷却工程又は第2冷却工程の何れか一方を実施しない場合には、所望の酸化物層105を実現することはできない。上記のような第1冷却工程及び第2冷却工程の双方を施すことで、本実施形態に係る酸化物層105を実現することができる。

【0114】

また、上記の第2冷却工程の後に、一般的に合金化熔融亜鉛めっき銅板の製造で施され

50

ることが多い合金化熱処理工程（例えば、到達板温 480～550℃程度の加熱を伴う熱処理工程）を施した場合、第1冷却工程及び第2冷却工程により制御した酸化物の生成状態が崩れ、酸化物が過剰に成長してしまう結果、本実施形態で着目するようなZnの蒸発抑制効果を得ることができない。かかる観点から、第2冷却工程後の熱処理工程は、実施しないことが重要である。

【0115】

ここで、上記のような冷却処理においては、N₂ガス冷却、ミスト冷却、水没等といった一般的に知られた方法を適用できる。また、冷却ガスには、N₂ガス以外にも、Heガス、水素ガスなど抜熱効果の高いガスを使用しても良い。

【0116】

なお、めっき層の温度の実測方法としては、例えば、接触式の熱電対（K-type）を用いればよい。接触式の熱電対を母材となる鋼板に取り付けることで、めっき層全体の平均温度を常にモニタリングできる。また、機械的に、各種速度や厚みの制御を行い、鋼板の予熱温度や溶融めっき浴の温度等といった各種操業条件を統一すれば、かかる製造条件におけるその時点でのめっき層全体の温度を、ほぼ正確にモニタリングすることが可能となる。これにより、第1冷却工程及び第2冷却工程での冷却処理を、精密に制御することが可能となる。なお、接触式ほど、正確ではないが、めっき層の表面温度は、非接触式の放射温度計によって測定してもよい。

【0117】

また、熱伝導解析を行うシミュレーションによって、めっき層の表面温度とめっき層全体の平均温度との関係を求めておいてもよい。具体的には、鋼板の予熱温度や溶融めっき浴の温度、めっき浴からの鋼板の引き上げ速度、鋼板の板厚、めっき層の層厚、めっき層と製造設備との熱交換熱量、めっき層の放熱量等といった各種の製造条件に基づいて、めっき層の表面温度及びめっき層全体の平均温度を求める。その後、得られた結果を利用して、めっき層の表面温度とめっき層全体の平均温度との関係を求めればよい。これにより、めっき鋼板の製造時にめっき層の表面温度を実測することで、その製造条件におけるその時点でのめっき層全体の平均温度を推定することが可能となる。その結果、第1冷却工程及び第2冷却工程での冷却処理を、精密に制御することが可能となる。

【0118】

以上、本実施形態に係るめっき鋼板の製造方法の一例について、具体的に説明した。

【0119】

なお、本実施形態に係るめっき鋼板の製造方法では、上記の第2冷却工程の後に、更に1層又は2層以上の各種の皮膜を形成する処理を実施してもよい。このような処理として、例えば、クロメート処理、リン酸塩処理、クロメートフリー処理、有機樹脂皮膜形成処理等が挙げられる。

【0120】

クロメート処理には、電解によってクロメート皮膜を形成する電解クロメート処理、素材との反応を利用して皮膜を形成させ、その後余分な処理液を洗い流す反応型クロメート処理、処理液を塗布して水洗することなく乾燥させて皮膜を形成する塗布型クロメート処理等があり、いずれのクロメート処理を採用してもよい。

【0121】

電解クロメート処理としては、例えば、クロム酸、シリカゾル、樹脂（リン酸樹脂、アクリル樹脂、ビニルエステル樹脂、酢酸ビニルアクリルエマルション、カルボキシ化スチレンブタジエンラテックス、ジイソプロパノールアミン変性エポキシ樹脂等）、及び、硬質シリカを使用する電解クロメート処理を例示することができる。

【0122】

リン酸塩処理としては、例えば、リン酸亜鉛処理、リン酸亜鉛カルシウム処理、リン酸マンガン処理等を例示することができる。

【0123】

クロメートフリー処理は、特に、環境に負荷を与えることがないために、好適である。

10

20

30

40

50

かかるクロメートフリー処理には、電解によってクロメートフリー皮膜を形成する電解クロメートフリー処理、素材との反応を利用して皮膜を形成させ、その後余分な処理液を洗い流す反応型クロメートフリー処理、処理液を塗布して水洗することなく乾燥させて皮膜を形成する塗布型クロメートフリー処理等があり、いずれのクロメートフリー処理を採用してもよい。

【0124】

また、有機樹脂皮膜形成処理に用いる有機樹脂は、特定の樹脂に限定されるものではなく、例えば、ポリエステル樹脂、ポリウレタン樹脂、エポキシ樹脂、アクリル樹脂、ポリオレフィン樹脂、これら樹脂の変性体等、各種の樹脂を用いることが可能である。ここで、変性体とは、これら樹脂の構造中に含まれる反応性官能基に対し、かかる官能基と反応しうる官能基を構造中に含む他の化合物（例えば、モノマーや架橋剤等）を反応させた樹脂のことをいう。

10

【0125】

有機樹脂として、上記のようなもの1種を単独で用いてもよいし、2種以上の有機樹脂（変性していないもの）を混合して用いてもよい。また、少なくとも1種の有機樹脂の存在下で、少なくとも1種のその他の有機樹脂を変性することによって得られる有機樹脂を、1種又は2種以上混合して用いてもよい。また、水に溶解又は分散することで、水系化した有機樹脂を用いてもよい。更に、かかる有機樹脂皮膜中には、各種の着色顔料や防錆顔料を含有させてもよい。

【0126】

20

（溶接継手の製造方法について）

本実施形態に係る溶接継手は、上記のようにして製造しためっき鋼板を、溶接継手を製造する際の第1鋼板又は第2鋼板の少なくとも何れかの素材としたうえで、かかる第1鋼板及び第2鋼板を溶接継手に求める形状となるように配置し、第1鋼板及び第2鋼板を溶接することで製造される。

【0127】

ここで、第1鋼板及び第2鋼板の溶接には、アーク溶接法、又は、レーザー溶接法を用いることが可能である。この際に、各溶接法において、以下で説明するような溶接条件で溶接を行うことで、上記のような止端近傍部の状態を実現することが可能となる。

【0128】

30

より詳細には、アーク溶接により溶接継手を製造する場合には、例えば以下のような溶接条件により、第1鋼板及び第2鋼板を溶接すればよい。

溶接電流：250 A、溶接電圧：26.4 V、溶接速度：100 cm/分

溶接ガス：20% CO₂ + Ar、ガス流量：20 L/分

溶接ワイヤ：YGW16 日鉄溶接工業株式会社製 φ1.2 mm

（C：0.1質量%、Si：0.80質量%、Mn：1.5質量%、P：0.015質量%、S：0.008質量%、Cu：0.36質量%）

溶接トーチの傾斜角：45°

【0129】

また、レーザー溶接により溶接継手を製造する場合には、例えば以下のような溶接条件により、第1鋼板及び第2鋼板を溶接すればよい。

40

出力：7 kW、溶接速度：400 cm/分、前進・後進角：0°

【0130】

以上、本実施形態に係る溶接継手の製造方法の一例について、説明した。

【実施例】

【0131】

以下、実施例及び比較例を示しながら、本発明に係る溶接継手について、具体的に説明する。なお、以下に示す実施例は、本発明に係る溶接継手の一例に過ぎず、本発明に係る溶接継手が下記に示す例に限定されるものではない。

【0132】

50

以下に示す実施例及び比較例では、母材となる鋼板として、板厚 3.2 mm の熱延鋼板（0.05 質量% C - 0.007 質量% Si - 0.25 質量% Mn、日本製鉄株式会社製）を用いた。かかる熱延鋼板を、100 mm × 200 mm の大きさに切断して、試験片とした。

【0133】

以下の表 1 に示すような組成のめっき層を実現するためのめっき浴をそれぞれ準備し、自社製のバッチ式の溶融めっき試験装置にそれぞれ設置して、上記試験片にめっきを施した。ここで、試験片の中心部にスポット溶接した熱電対を用いて、試験片の温度を測定した。また、めっき浴に浸漬させる試験片に対して、めっき浴浸漬前に、酸素濃度 20 ppm 以下の炉内において、N₂-5% H₂ ガス雰囲気にて、800℃ でめっき原板表面を加熱還元処理した。加熱還元処理後は試験片を N₂ ガスで空冷し、試験片の温度が浴温 + 20℃ に到達した後に、溶融めっき試験装置のめっき浴に試験片を約 3 秒浸漬した。

10

【0134】

めっき浴浸漬後、引上速度 20 ~ 200 mm/秒 で試験片を上げた。引上げ時、N₂ ワイピングガスにより、所望のめっき付着量となるように制御した。以下の実施例及び比較例では、試験片の片面あたりの乾燥後のめっき層の付着量が 15 ~ 250 g/m² となるように、めっき付着量を制御した。めっき浴から試験片を上げた後、以下の表 1 に示す条件で、めっき浴温から室温まで試験片を冷却した。以下に示す実施例及び比較例では、第 1 冷却工程の終了後、第 2 冷却工程を直ちに開始した（すなわち、第 1 冷却工程終了後から、第 2 冷却工程開始までの間隔は、0.2 秒以下にした）。

20

【0135】

ここで、上記のようにめっきした試験片から 30 mm × 30 mm の大きさに鋼板を切り出し、インヒビター添加した 10% HCl 水溶液に当該めっき鋼板を浸漬してめっき層を酸洗剥離した後、水溶液中に溶出した元素を ICP 分析することでめっき層の組成を測定した。

【0136】

また、得られためっき層について、TEM による電子線回折像を撮影し、電子線回折像に 5 回対称の結晶構造が観察されるか否かに基づき、Mg₃2 (Al, Zn)₄₉ 相の有無を確認した。

【0137】

更に、得られた酸化物層について、上記の方法に即して XPS スペクトルを測定し、強度比（[Al-O] + [Mg-O]）/ [Zn-O] の値を算出した。得られた強度比について、以下の基準に基づき評価を行った。

30

《評価基準》

評点「A」：強度比の値が 10.0 以上

「B」：強度比の値が 5.0 以上 10.0 未満

「C」：強度比の値が 5.0 未満

【0138】

また、得られた試験片から、150 mm × 50 mm の大きさに切り出した鋼板を第 1 鋼板とし、150 mm × 30 mm の大きさに切り出した鋼板を第 2 鋼板とした。これら鋼板の長辺側を重ね合わせて、アーク溶接により溶接して（重ね隅肉溶接）、溶接継手とした。

40

【0139】

ここで、アーク溶接における溶接条件は、以下の通りである。

溶接電流：250 A、溶接電圧：26.4 V、溶接速度：100 cm/分

溶接ガス：20% CO₂ + Ar、ガス流量：20 L/分

溶接ワイヤ：YGW16 日鉄溶接工業株式会社製 φ1.2 mm

（C：0.1 質量%、Si：0.80 質量%、Mn：1.5 質量%、P：0.015 質量%、S：0.008 質量%、Cu：0.36 質量%）

溶接トーチの傾斜角：45°

重ね代：10 mm

50

銅板サイズ：上板側（第1銅板）150×50mm、下板側（第2銅板）150×30mm

板隙：0mm

【0140】

また、レーザー溶接における溶接条件は、以下の通りである。

出力：7kW、溶接速度：400cm/分、前進・後進角：0°

銅板サイズ：上板側（第1銅板）150×50mm、下板側（第2銅板）150×30mm

重ね代：10mm

板隙：0mm

【0141】

＜止端近傍部における金属Zn含有相の状態＞

上記のようにして得られた溶接継手について、先だって説明した方法により、止端近傍部（図2における領域R2）の観察を行い、金属Zn含有相を構成する金属相を特定するとともに、図6に示したような割合（ L_t/L_e ）を算出した。得られた結果を、以下の表1の「投影率」という欄にまとめて示した。

【0142】

＜溶接ビード部の耐食性＞

上記のようにして得られた溶接継手に対して、自動車用リン酸化成処理（Znリン酸処理、SD5350システム：日本ペイント・インダストリアルコーディング社製規格）、及び、電着塗装（PN110パワーニクスグレー：日本ペイント・インダストリアルコーディング社製規格）を施した。この際、電着膜厚は20μmとした。電着塗装後のサンプルをJASO（M609-91）に従った複合サイクル腐食試験に供して、止端における赤錆発生タイミングを評価した。評価基準は、以下の通りである。得られた結果を、以下の表1にまとめて示した。

＜評価基準＞

評点「AAA」：赤錆発生タイミングが60サイクル超

「AA」：赤錆発生タイミングが30サイクル超60サイクル以下

「A」：赤錆発生タイミングが15サイクル超30サイクル以下

「B」：赤錆発生タイミングが15サイクル以下

【0143】

10

20

30

40

50

【表 1】

No	区分	めっき鋼板 製造条件				非晶影響部のめっき層組成 (mass%)								非晶影響部				止端近傍部		耐食性	
		溶温 (°C)	第1冷却工程 露点 (°C/s)	第1冷却工程 冷却速度 (°C/分)	第2冷却工程 露点 (°C)	Zn	Al	Mg	Si	Ca	Fe	他	付着量 (g/m ²)	酸化物質 XPS強度比	めっき層 Mg ₅₀ (Al,Zn) ₅₀ 相 有無	金銀Zn含有相					
																相	種類	投影率 (%)			
1	実施例	450	15	-40	5	0	79,900	1.0	1.0	0.0	0.0	0.1	—	45	B	無	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	10	A	
2	実施例	450	15	-40	5	0	79,900	1.8	1.5	0.0	0.0	0.1	0.080	Sb	15	B	無	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	14	A
3	実施例	450	15	-40	5	0	95,199	2.2	2.5	0.0	0.0	0.1	0.001	Li	45	B	無	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	19	A
4	実施例	420	15	-40	5	0	94,900	3.0	2.0	0.0	0.0	0.1	—	—	50	B	無	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	25	A
5	実施例	430	15	-40	5	0	90,900	6.0	3.0	0.0	0.0	0.1	—	—	45	B	無	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	29	A
6	実施例	450	15	-40	5	0	85,320	11.0	3.4	0.2	0.0	0.1	0.030	Sr	45	B	無	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	33	A
7	実施例	500	15	-40	5	0	82,300	11.5	6.0	0.0	0.1	0.1	—	—	45	B	無	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	34	A
8	実施例	500	15	-40	5	0	75,280	18.0	6.5	0.0	0.1	0.1	0.020	Pb	45	A	無	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	41	AA
9	実施例	500	15	-40	5	0	73,090	19.6	7.0	0.0	0.1	0.2	0.010	Sn	60	A	無	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	40	AA
10	実施例	500	15	-40	5	0	72,600	20.0	7.2	0.0	0.1	0.1	—	—	45	A	無	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	40	AA
11	実施例	540	15	-40	5	0	70,997	25.4	3.4	0.0	0.1	0.1	0.003	B	45	B	無	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	42	A
12	実施例	540	15	-40	5	0	59,880	25.1	14.0	0.0	0.8	0.2	0.020	Nb	45	A	無	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	42	A
13	実施例	570	15	-40	5	0	60,490	29.9	8.0	0.0	0.1	1.5	0.010	Co	45	A	無	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	44	AA
14	実施例	540	15	-40	5	10	57,897	30.1	9.0	0.0	0.6	2.4	0.003	V	250	A	無	MgZn ₁₅ 相	—	44	AA
15	実施例	570	15	-40	5	10	40,799	35.0	20.0	0.0	2.6	1.6	0.001	Ni	45	A	有	MgZn ₁₅ 相	—	46	AA
16	実施例	560	15	-40	5	0	53,490	35.7	7.0	0.2	0.2	3.4	0.010	Ti	55	A	有	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	77	AAA
17	実施例	560	15	-40	5	0	49,290	35.8	9.2	0.4	0.5	4.8	0.010	Zr	45	A	有	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	78	AAA
18	実施例	570	15	-40	5	0	42,200	40.0	11.2	0.5	1.0	5.1	—	—	180	A	有	MgZn ₁₅ 相	—	75	AAA
19	実施例	580	15	-40	5	0	35,098	40.3	15.6	1.0	2.5	5.5	0.002	In	45	A	有	MgZn ₁₅ 相	MgZn ₁₅ 相	82	AAA
20	実施例	580	15	-40	5	0	36,400	45.0	11.9	0.6	1.0	5.1	—	—	45	A	有	MgZn ₁₅ 相	MgZn ₁₅ 相	100	AAA
21	実施例	580	15	-40	5	0	79,900	1.0	1.0	0.0	0.0	7.1	0.005	Bi	120	A	無	MgZn ₁₅ 相	—	38	AA
22	実施例	640	15	-40	5	0	30,099	47.0	15.0	0.8	4.0	3.1	0.001	Ag	45	A	有	MgZn ₁₅ 相	MgZn ₁₅ 相	95	AAA
23	実施例	600	15	-40	5	0	35,400	50.4	8.6	0.8	0.2	4.5	0.100	Cu	110	A	有	MgZn ₁₅ 相	—	78	AAA
24	実施例	600	15	-40	5	0	31,080	54.1	8.0	1.2	0.2	5.4	0.020	Y	90	A	有	MgZn ₁₅ 相	—	75	AAA
25	実施例	620	15	-40	5	0	29,400	58.0	6.8	1.5	0.1	4.2	—	—	45	A	無	MgZn ₁₅ 相	—	36	AA
26	実施例	650	15	-40	5	0	24,750	60.4	7.3	2.0	0.1	5.4	0.050	Cr	45	A	有	MgZn ₁₅ 相	—	67	AAA
27	実施例	660	15	-40	5	0	10,580	65.8	11.0	6.0	0.1	6.5	0.020	Mn	80	A	有	MgZn ₁₅ 相	—	35	AAA
28	実施例	660	15	-40	5	0	8,800	70.4	1.4	10.0	0.7	8.7	—	—	45	B	無	η-Zn相	MgZn ₁₅ 相	30	A
29	実施例	670	15	-40	5	0	6,180	74.9	2.4	9.0	0.7	6.8	0.020	La : Ce = 1 : 1	45	B	無	MgZn ₁₅ 相	MgZn ₁₅ 相	21	A
30	実施例	670	15	-40	5	0	6,190	75.5	3.2	7.4	0.6	7.1	0.010	Mo	25	B	無	MgZn ₁₅ 相	—	20	A
31	実施例	680	15	-40	5	0	79,900	1.0	1.0	0.0	0.0	7.1	0.005	Bi	120	A	無	MgZn ₁₅ 相	—	38	AA
32	比較例	450	15	-40	5	0	97,500	0.5	1.5	0.0	0.0	0.1	—	—	45	C	無	—	—	0	B
33	比較例	680	15	-40	5	0	2,900	81.0	7.2	0.0	0.1	8.8	—	—	55	C	無	—	—	8	B
34	比較例	570	15	-40	5	0	53,300	40.0	0.6	0.0	1.0	5.1	—	—	45	C	無	—	—	2	B
35	比較例	580	15	-40	5	0	70,400	2.0	21.5	0.0	1.0	5.1	—	—	45	C	無	MgZn ₁₅ 相	—	11	B
36	比較例	700	15	-40	5	0	5,500	70.0	8.6	11.2	0.2	4.5	—	—	65	C	無	—	—	4	B
37	比較例	670	15	-40	5	0	11,000	74.9	2.8	0.0	4.5	6.8	—	—	45	C	無	—	—	6	B
38	比較例	600	15	-40	5	0	30,800	50.4	8.6	0.0	0.2	4.5	5.500	Cr	45	C	有	—	—	5	B
39	比較例	670	15	-40	5	0	87,900	2.5	2.8	0.0	0.0	6.8	—	—	45	C	無	—	—	7	B
40	比較例	500	15	-40	5	0	94,300	4.2	1.3	0.0	0.1	0.1	—	—	45	C	無	—	—	5	B
41	比較例	570	15	-40	15	0	88,800	3.0	2.1	0.0	1.0	5.1	—	—	45	C	無	—	—	7	B
42	比較例	500	15	-40	5	-40	96,700	1.0	2.1	0.0	0.1	0.1	—	—	45	C	無	—	—	6	B

【0144】

上記表1から明らかなように、本発明の実施例に該当する例では、止端近傍部において優れた耐食性を示しているのに対し、本発明の比較例に該当する例では、止端近傍部の耐食性について、十分な性能を発現できていないことがわかる。

【0145】

以上、添付図面を参照しながら本発明の好適な実施形態について詳細に説明したが、本発明はかかる例に限定されない。本発明の属する技術の分野における通常の知識を有する者であれば、特許請求の範囲に記載された技術的思想の範疇内において、各種の変更例又は修正例に想到し得ることは明らかであり、これらについても、当然に本発明の技術的範

図に属するものと了解される。

【符号の説明】

【 0 1 4 6 】

1	溶接継手	
1 0	第 1 鋼板	
2 0	第 2 鋼板	
3 0	溶接ビード部	
1 0 1	地鉄	
1 0 3	めっき層	
1 0 5	酸化物層	10
1 1 1	金属 Z n 含有相	
1 1 3	F e - A l 系金属間化合物相	
T	止端	

20

30

40

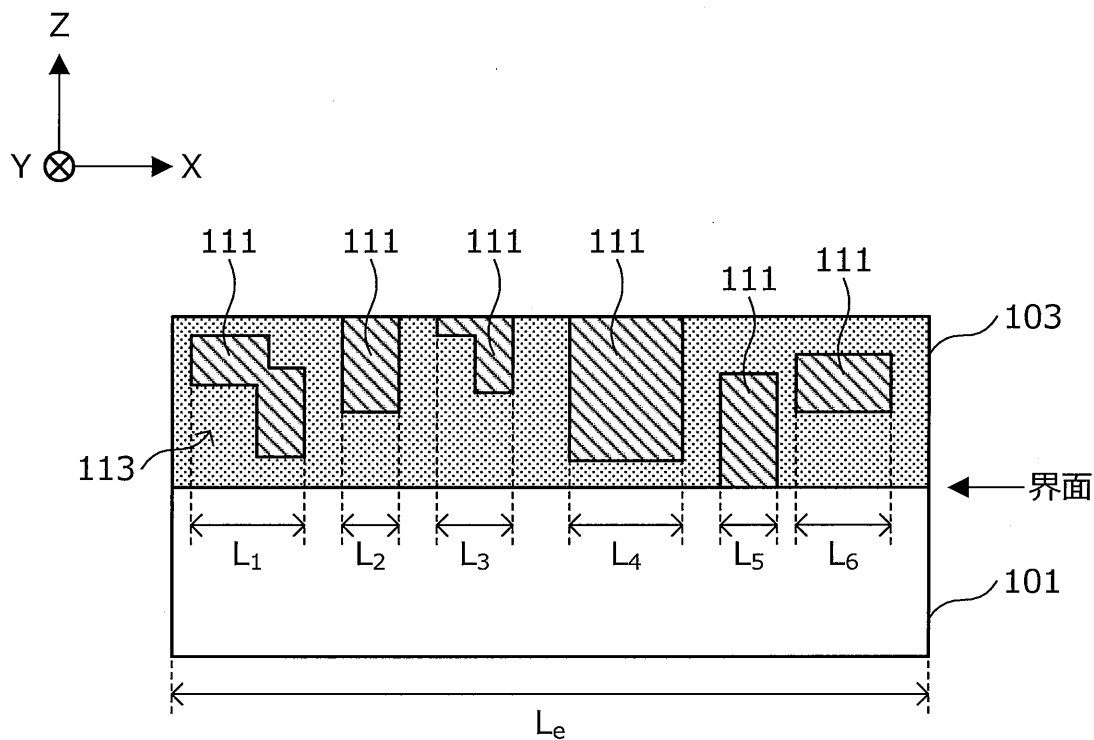
50

【要約】

【課題】止端近傍部における耐食性をより向上させる。

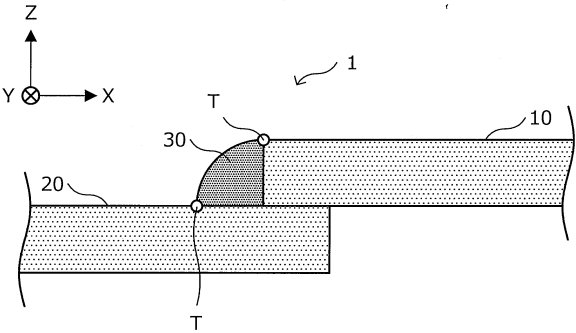
【解決手段】本発明の溶接継手は、第1鋼板及び第2鋼板と、アーク溶接又はレーザー溶接で形成される溶接ビード部と、を有しており、第1鋼板又は第2鋼板の少なくとも何れかは、非熱影響部において、所定の成分からなるめっき層と、めっき層上に位置する酸化物層とを有しており、止端から溶接ビード部の延伸方向に対して直交し、かつ止端から離隔する方向に1mmの位置から、止端から延伸方向に対して直交し、かつ止端から離隔する方向に2mmの位置までの領域において、めっき層は、円相当径が $0.5\mu\text{m}$ 以上である金属Zn含有相として、 $\eta\text{-Zn}$ 相、 MgZn_2 相、 Mg_2Zn_3 相、又は、 MgZn 相の少なくとも何れかを有しており、金属Zn含有相のそれぞれを、地鉄とめっき層との界面に投影したときの延伸方向に対して直交する方向の長さの総和 L_t が、界面の長さ L_e に対して10%以上である。

【選択図】図6

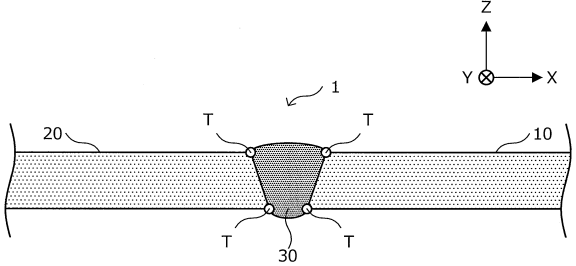


【図面】

【図 1 A】

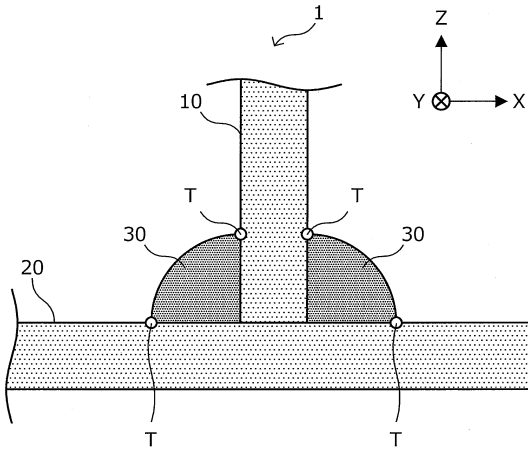


【図 1 B】

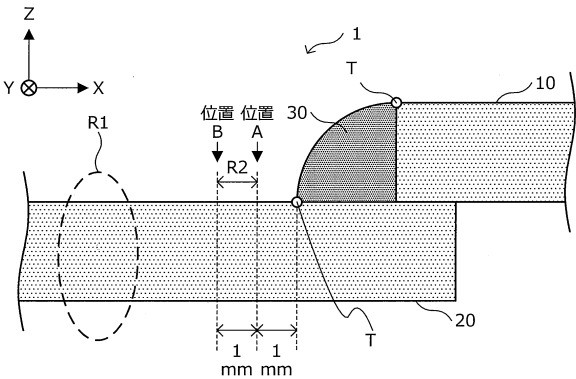


10

【図 1 C】



【図 2】



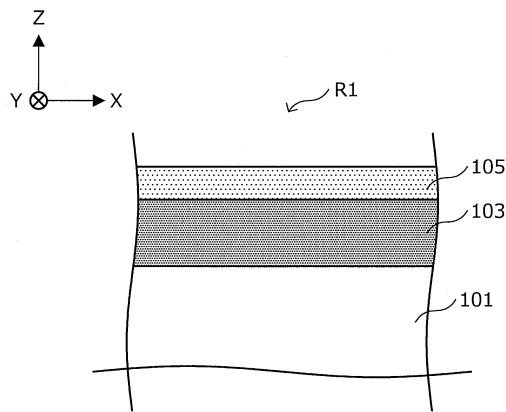
20

30

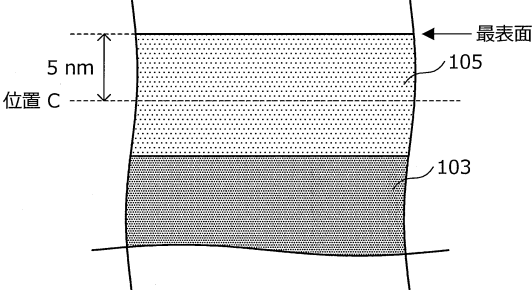
40

50

【図 3】

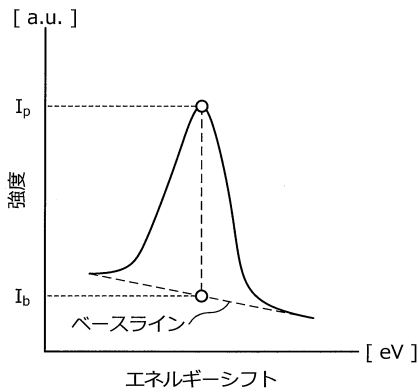


【図 4】

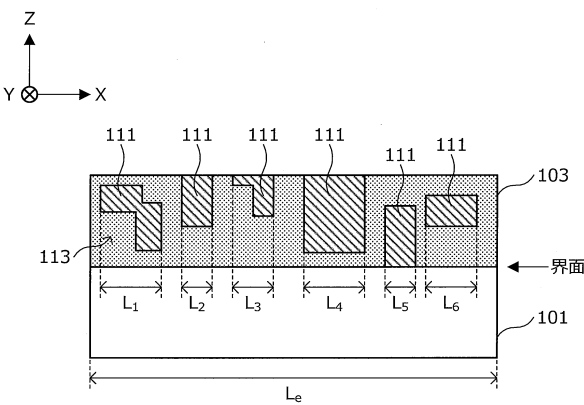


10

【図 5】



【図 6】



20

30

40

50

フロントページの続き

(51)国際特許分類

F I

C 2 3 C 2/12 (2006.01)

C 2 3 C 2/12

C 2 3 C 2/26 (2006.01)

C 2 3 C 2/26

日本製鉄株式会社内

(72)発明者 光延 卓哉

東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内

(72)発明者 松葉 正寛

東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内

(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 日本製鉄株式会社内

審査官 池ノ谷 秀行

(56)参考文献 特開2011-208264 (JP, A)

特開2015-3340 (JP, A)

特開2014-131809 (JP, A)

韓国登録特許第10-2402239 (KR, B1)

(58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)

C 2 3 C 2/06

B 2 3 K 9/23

B 2 3 K 26/322

C 2 2 C 18/04

C 2 2 C 21/10

C 2 3 C 2/12

C 2 3 C 2/26