

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2007-118077
(P2007-118077A)

(43) 公開日 平成19年5月17日(2007.5.17)

(51) Int. Cl.	F I	テーマコード (参考)
B23K 35/30 (2006.01)	B23K 35/30 320B	4E084
B23K 35/368 (2006.01)	B23K 35/368 B	4K027
C22C 18/04 (2006.01)	C22C 18/04	
C22C 18/00 (2006.01)	C22C 18/00	
C23C 2/06 (2006.01)	C23C 2/06	

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 18 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2006-136897 (P2006-136897)	(71) 出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22) 出願日	平成18年5月16日(2006.5.16)	(74) 代理人	100105441 弁理士 田中 久喬
(31) 優先権主張番号	特願2005-282712 (P2005-282712)	(74) 代理人	100107892 弁理士 内藤 俊太
(32) 優先日	平成17年9月28日(2005.9.28)	(72) 発明者	児玉 真二 富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
(33) 優先権主張国	日本国(JP)	(72) 発明者	濱谷 秀樹 富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内

最終頁に続く

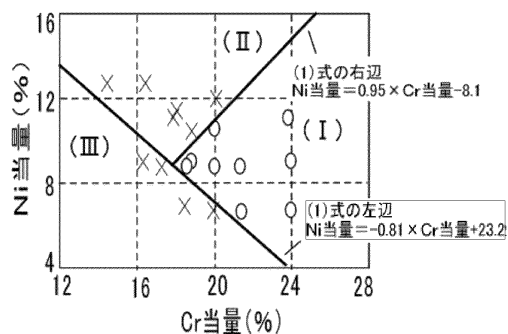
(54) 【発明の名称】 溶接部の耐食性および耐亜鉛脆化割れ性に優れた亜鉛めっき鋼板の溶接継手

(57) 【要約】

【課題】 ステンレス系溶接溶接材料を用いて亜鉛系合金めっき鋼板を溶接する際に、ステンレス系成分の溶接金属の液体金属脆化割れを抑制し、従来に比べ耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた溶接部が得られる亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手を提供する。

【解決手段】 ステンレス系成分の溶接金属からなる溶接部を有する亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手において、前記溶接金属が、質量%で、C:0.01~0.1%、Si:0.1~1%、Mn:0.5~2.5%、Ni:5~11%、Cr:17~25%を含有し、かつ、 $-0.81 \times Cr \text{ 当量} + 23.2 \leq Ni \text{ 当量} \leq 0.95 \times Cr \text{ 当量} - 8.1$ の関係を満足し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなることを特徴とする溶接部の耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手。

【選択図】 図3



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

ステンレス系成分の溶接金属からなる溶接部を有する亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手において、前記溶接金属が、質量%で、

C : 0.01 ~ 0.1 %、

Si : 0.1 ~ 1 %、

Mn : 0.5 ~ 2.5 %、

Ni : 5 ~ 11 %、

Cr : 17 ~ 25 %

を含有し、かつ、下記(1) ~ (3)式を満足し、残部がFeおよび不可避的不純物からなることを特徴とする溶接部の耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手。

$0.81 \times \text{Cr 当量} + 23.2 \text{ Ni 当量} - 0.95 \times \text{Cr 当量} - 8.1 \dots (1)$

$\text{Ni 当量} = \text{Ni} + 30 \times \text{C} + 0.5 \times \text{Mn} + 30 \times \text{N} \dots (2)$

$\text{Cr 当量} = \text{Cr} + \text{Mo} + 1.5 \times \text{Si} \dots (3)$

但し、上記Ni、C、Mn、N、Cr、Mo、Siは、それぞれステンレス系溶接金属中に含有する各成分元素の含有量(質量%)を示す。

【請求項 2】

前記溶接金属は、さらに、

Mo : 0.5 ~ 2 %、

N : 0.05 ~ 0.15 %

を含有することを特徴とする請求項1記載の溶接部の耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手。

【請求項 3】

金属成分として、全ワイヤ質量に対する質量%で、

C : 0.01 ~ 0.05 %、

Si : 0.1 ~ 1 %、

Mn : 0.5 ~ 3 %、

Ni : 7 ~ 12 %、

Cr : 24 ~ 30 %

を含有し、さらに、

Mo : 2 % 以下

および

N : 0.17 % 以下

の1種または2種を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる、ソリッドワイヤ、または、フラックス入りワイヤを用いて前記溶接金属の成分組成を調整することを特徴とする請求項1または請求項2記載の耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手。

【請求項 4】

前記フラックス入りワイヤが、スラグ成分として、全ワイヤ質量に対する質量%で、

TiO₂ : 0.5 ~ 2.5 %、

SiO₂ : 1.5 ~ 3.5 %、

ZrO₂ : 0.5 ~ 2.5 %

を含有し、スラグ成分の合計量が6.5 ~ 9.5 %であることを特徴とする請求項3記載の溶接部の耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手。

【請求項 5】

前記亜鉛系合金めっき鋼板の表面に施された亜鉛系合金めっきは、質量%で、

Al : 2 ~ 19 %、

Mg : 1 ~ 10 %、

10

20

30

40

50

Si : 0 . 0 1 ~ 2 %

を含有し、残部がZnおよび不可避免的不純物であることを特徴とする請求項1~4の何れかに記載の溶接部の耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手の溶接継手。

【請求項6】

前記亜鉛系合金めっき鋼板の板厚が3mm以上であり、前記溶接継手形状が隅肉溶接継手であることを特徴とする請求項1~5の何れかに記載の溶接部の耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手の溶接継手。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

10

【0001】

本発明は、主に、建材、自動車部材として使用される亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手に関し、特に、ステンレス系溶接材料を用いて溶接部を形成した耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた溶接継手に関する。

【背景技術】

【0002】

亜鉛系合金めっき鋼板は、建築や自動車などの分野において構造部材の耐食性向上の観点から幅広く用いられている。従来、溶接構造物の耐食性向上は、非めっき材を溶接加工後に、亜鉛系合金浴に浸漬し亜鉛系合金を鋼材および溶接部表面に付着させ、溶接構造物全体の耐食性を確保する方法が用いられていた。しかし、この方法では、溶接した後にめ 20
つき付着をするため生産性が劣るとともに、めっき浴等の付加的な設備が必要となるため製造コストを増加させる原因になっていた。このような背景から、耐食性に優れた構造部材を高い生産性で製造するための方法として、予めめっきが施された亜鉛めっき鋼板を溶接することにより溶接構造物を製造する方法が適用させるようになってきた。また、最近、構造部材の耐食性をより向上させるために、従来の亜鉛めっき鋼板に比べて、更に耐食性を高めたZn-Al-Mg-Si系合金めっきなどの亜鉛系合金めっきを鋼板表面に施した亜鉛系合金めっき鋼板を溶接して溶接構造物を製造するようになった(例えば特許文献1、参照)。

20

【0003】

しかし、上記亜鉛めっき鋼板または亜鉛系合金めっき鋼板を溶接して溶接構造物を製造 30
する場合には、めっき鋼板及び溶接材料が溶融凝固して形成された溶接金属及び溶接熱影響部(以下、溶接金属及び溶接熱影響部を溶接部と総称することもある。)ではめっき層が蒸発離散するため、溶接部の耐食性が劣化するという問題があった。

30

【0004】

このため、従来、亜鉛系合金めっき鋼板を溶接して溶接構造物を製造する場合は、溶接部の耐食性を確保するために、溶接部にジंकリッチペイント等の防食塗料を塗装することが行なわれていた。しかし、この方法は、溶接後に塗装の作業が必要となるため溶接構造物の生産性の低下をもたらすという問題があった。また、溶接部表面に塗装した防食塗料は永年の使用環境において剥離し、特に塗装が困難である狭隘な個所の耐食性は不十分であった。 40

40

【0005】

また、亜鉛系合金めっき鋼板を溶接して溶接構造物を製造する場合の特有な問題として、亜鉛系合金めっき鋼板を溶接する際に、溶接金属及び溶接熱影響部で溶融めっきに起因する液体金属脆化割れが発生しやすいことが知られている。

【0006】

この亜鉛系合金めっき鋼板を溶接する際に生じる液体金属脆化割れは、鋼板表面に施された亜鉛系合金めっき中の低融点成分が、溶接時の熱応力および組織脆化の影響を受けた溶接部に作用し、特に、板厚が厚い条件(3mm以上程度)または拘束力が高くなる継手で溶接する場合に発生しやすくなる。この溶接部の液体金属脆化割れは、特に、溶接金属または溶接熱影響部の熱収縮による引張応力が働いた状態で、その表面に溶融状態で残存 50

50

した亜鉛系合金めっき成分が結晶粒界に浸入し、脆化させることが主な原因であると考えられている。

【0007】

一方、従来から、耐食性が要求されるステンレス鋼製溶接構造物の溶接には、ステンレス系溶接材料が用いられ、ステンレス鋼材同士またはステンレス鋼材と普通鋼材の接合部に形成された、ステンレス系成分の溶接金属では、高温割れが発生しやすいことが知られている。

【0008】

このステンレス系成分の溶接金属における高温割れは、溶接後の溶融金属の凝固時にPやS等が低融点化合物を形成し、溶接金属の最終凝固位置に偏析することが原因と考えられ、特にオーステナイト系ステンレスの溶接材料を用いて生成された溶接金属で高温割れ感受性は高くなる。

10

【0009】

従来、このステンレス系成分の溶接金属に特有な高温割れを防止するための方法として、例えば、ステンレス鋼と普通鋼を溶接する場合には、Niを約12%、Crを約24%含有する309系ステンレス溶接材料を用いて溶接し、溶接金属中にフェライト相を5%程度含有させる方法が知られている。また、高Cr系ステンレス鋼材を溶接する際に、オーステナイト・フェライト系2相ステンレス鋼溶接材料(329系ステンレス溶接材料)を用いてフェライト相が30%以上含有する溶接金属を形成し、フェライト含有量に応じて溶接材料中の水素含有量を制限することで溶接後の遅れ割れを防止する方法も知られている(例えば特許文献2、参照)。

20

【0010】

また、ステンレス鋼板と亜鉛めっき鋼板の異材の組み合わせで溶接する場合には、溶接部に形成されたステンレス系成分の溶接金属において、液体金属脆化(亜鉛脆化割れ)が顕著に発生することも良く知られている。このため、従来は、このような溶接を行う場合には、予め、溶接部の亜鉛系のめっき・塗料・粉末を除去することが常識とされ、まして、ステンレス系溶接材料を用いて亜鉛めっき鋼板同士を溶接することは従来試みられていなかった。

【0011】

従来、板厚2mm程度のステンレス鋼とめっき鋼板とを突合せ溶接する際に比較的高Niのフィラーワイヤを用いて溶接し、ステンレス系成分の溶接金属のNi当量を所定の値以上とし、オーステナイトを分散させ、延性に乏しいマルテンサイトの生成を抑制することによって、溶接後の曲げ加工時の割れを防止する耐食性に優れた鋼製ドアの製造方法が知られている(例えば特許文献3、参照)。

30

【0012】

この方法では、鋼製ドアを用途とし、2mm程度の板厚が薄く、溶接部の拘束力が低い条件で、亜鉛めっきの融点が高い合金化溶融亜鉛めっき鋼板(溶融亜鉛めっき処理後、さらに、鋼板中の鉄とめっき層中の亜鉛との合金化処理を行ったもの)を溶接する場合であるため、ステンレス系成分の溶接金属の液体金属脆化割れは発生しない。

【0013】

しかし、この方法を用いて、板厚が3mm以上、または、隅肉溶接などの溶接部の拘束力が高い条件で、合金化処理をしない亜鉛系合金めっき鋼板を溶接する場合には、ステンレス系成分の溶接金属で発生しやすい液体金属脆化割れを抑制することは不可能である。

40

【0014】

このように亜鉛系合金めっき鋼板同士を溶接して溶接構造物を製造する場合に、問題となる溶接部の耐食性の向上するために、ステンレス溶接材料を用いて溶接部にステンレス系成分の溶接金属を形成する方法は、ステンレス系成分の溶接金属の高温割れ感受性増加と、亜鉛めっき成分に起因する液体金属脆化割れ発生に従来常識から、従来適用する試みはなかった。亜鉛系合金めっき鋼板同士を溶接する際に発生する溶接部の液体金属脆化割れは、ステンレス溶接材料を用いてステンレス鋼材を溶接する場合の溶接金属で発生する

50

高温割れとは発生メカニズムが異なるため、従来のステンレス系成分の溶接金属の高温割れ抑制に効果がある309系または329系ステンレス溶接材料を適用しても液体金属脆化割れを防止することはできない。

【0015】

このように、ステンレス系溶接材料を用いて亜鉛系合金めっき鋼板を溶接し、溶接部にステンレス系成分の溶接金属を形成し、かつ溶接金属の液体金属脆化割れ発生を抑制することにより、溶接部の耐食性に優れた溶接構造物を高生産性で製造するための方法が望まれていた。

【0016】

【特許文献1】特開2000-64061号公報

10

【特許文献2】特開2001-9589号公報

【特許文献3】特開平9-267177号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0017】

上記従来技術の現状を踏まえ、本発明は、ステンレス系溶接溶接材料を用いて亜鉛系合金めっき鋼板を溶接する際に、ステンレス系成分の溶接金属の液体金属脆化割れを抑制し、従来に比べ耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた溶接部が得られる亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

20

【0018】

本発明者らは、ステンレス系溶接材料を用いて亜鉛系合金めっき鋼板を溶接することにより溶接部の耐食性を向上させるとともに、この際に問題となるステンレス系成分の溶接金属と亜鉛系合金めっきに起因する液体脆化割れの発生を抑制するために、鋭意検討した。その結果、ステンレス系成分の溶接金属の液体脆化割れ発生は、溶接金属の凝固形態および組織に依存し、Ni当量およびCr当量の関係を基に成分組成を調整することにより、溶接金属中のマルテンサイトを抑制しつつフェライトの生成を促進させることによって液体金属脆化割れを抑制できることを知見した。

本発明は、この知見を基になされたものであり、その要旨とするところは以下の通りである。

30

【0019】

(1) ステンレス系成分の溶接金属からなる溶接部を有する亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手において、前記溶接金属が、質量%で、

C: 0.01 ~ 0.1%、

Si: 0.1 ~ 1%、

Mn: 0.5 ~ 2.5%、

Ni: 5 ~ 11%、

Cr: 17 ~ 25%

を含有し、かつ、下記(1) ~ (3)式を満足し、残部がFeおよび不可避的不純物からなることを特徴とする溶接部の耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手。

$-0.81 \times \text{Cr当量} + 23.2 \text{ Ni当量} - 0.95 \times \text{Cr当量} - 8.1 \dots (1)$

$\text{Ni当量} = \text{Ni} + 30 \times \text{C} + 0.5 \times \text{Mn} + 30 \times \text{N} \dots (2)$

$\text{Cr当量} = \text{Cr} + \text{Mo} + 1.5 \times \text{Si} \dots (3)$

但し、上記Ni、C、Mn、N、Cr、Mo、Siは、それぞれステンレス系溶接金属中に含有する各成分元素の含有量(質量%)を示す。

40

【0020】

(2) 前記溶接金属は、さらに、

Mo: 0.5 ~ 2%、

N: 0.05 ~ 0.15%

50

を含有することを特徴とする上記(1)項記載の溶接部の耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手。

【0021】

(3) 金属成分として、全ワイヤ質量に対する質量%で、

C : 0.01 ~ 0.05 %、

Si : 0.1 ~ 1 %、

Mn : 0.5 ~ 3 %、

Ni : 7 ~ 12 %、

Cr : 24 ~ 30 %

を含有し、さらに、

Mo : 2 % 以下

および

N : 0.17 % 以下

の1種または2種を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる、ソリッドワイヤ、または、フラックス入りワイヤを用いて前記溶接金属の成分組成を調整することを特徴とする上記(1)または(2)項記載の耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手。

【0022】

(4) 前記フラックス入りワイヤが、スラグ成分として、全ワイヤ質量に対する質量%で、

TiO₂ : 0.5 ~ 2.5 %、

SiO₂ : 1.5 ~ 3.5 %、

ZrO₂ : 0.5 ~ 2.5 %

を含有し、スラグ成分の合計量が6.5 ~ 9.5 %であることを特徴とする上記(3)項記載の溶接部の耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手。

【0023】

(5) 前記亜鉛系合金めっき鋼板の表面に施された亜鉛系合金めっきは、質量%で、

Al : 2 ~ 19 %、

Mg : 1 ~ 10 %、

Si : 0.01 ~ 2 %

を含有し、残部がZnおよび不可避免的不純物であることを特徴とする上記(1)または(2)項記載の溶接部の耐食性および耐液体金属脆化割れ性に優れた亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手の溶接継手。

【発明の効果】

【0024】

本発明によれば、ステンレス系溶接材料を用いて亜鉛系合金めっき鋼板を溶接する際に、ステンレス系成分の溶接金属の液体金属脆化割れを抑制することができ、従来に比べ耐食性に優れ、かつ割れ欠陥のない溶接金属を有する溶接継手を提供することができる。

したがって、本発明の亜鉛系合金めっき鋼板の溶接継手を建築や自動車分野などの溶接構造部材に適用することにより、耐久性や安全性を従来に比べ向上できるため、本発明の産業上にもたらす貢献は多大なものである。

【発明を実施するための最良の形態】

【0025】

以下に本発明の詳細を説明する。

【0026】

従来知見による常識から、ステンレス系溶接ワイヤを用いて亜鉛系合金めっき鋼板をアーク溶接する場合には、溶接金属がステンレス系成分組成となり脆化割れ感受性が高まるため、溶融亜鉛系合金めっきに起因する溶接金属の液体金属脆化割れの発生はより顕著となることが予想される。したがって、従来、ステンレス系溶接ワイヤを用いて亜鉛系合金

10

20

30

40

50

めっき鋼板をアーク溶接する試みはされていなかった。

【0027】

本発明者らは、ステンレス系溶接材料を用いて亜鉛系合金めっき鋼板を溶接することにより、溶接部の耐食性を向上させるとともに、この際に問題となるステンレス系成分の溶接金属と亜鉛系合金めっきに起因する液体脆化割れの発生を抑制するために、鋭意検討した。その結果、ステンレス系成分の溶接金属の液体脆化割れ発生は、溶接金属の凝固形態および組織に依存し、Ni当量およびCr当量の関係を基に成分組成を調整することにより、溶接金属中のマルテンサイトを抑制しつつフェライトの生成を促進させることによって液体金属脆化割れを抑制できることを知見した。

【0028】

なお、上記亜鉛系合金めっき鋼板とは、亜鉛めっき鋼板の他、亜鉛めっき中に耐食性向上のためにAl、Mg、Siなどを添加したZn-Al系合金めっき、Zn-Al-Mg系合金めっき、Zn-Al-Mg-Si系合金めっきが表面に施されためっき鋼板の総称を意味するものとする。

【0029】

本発明者らは、まずステンレス系成分の溶接金属における液体金属脆化割れ発生の原因を調査することを目的とし、成分組成の異なるステンレス系溶接ワイヤを用いて亜鉛系合金めっき鋼板を溶接し、溶接部に形成された溶接金属の成分組成と液体金属脆化割れの発生形態の関係を詳細に調査検討した。

【0030】

ステンレス系溶接材料は、C：0.04%、Si：0.2%、Mn：2.1%をベースにNi：5~12%、Cr：16~36%、Mo：0~3%で変化させた。亜鉛系合金めっき鋼板はC：0.08%、Si：0.02%、Mn：1.2%のSS400母材鋼板（板厚6mm）の表面に、Zn-11%Al-3%Mg-0.2%Si合金めっきを付着させたものを使用した。溶接方法は炭酸ガスアーク溶接とし、溶接電流100~150A、アーク電圧18~20V、溶接速度40cm/minにて図1に示すようにビード・オン・プレート溶接した。

【0031】

ビード・オン・プレート溶接は鋼板1の表面に溶接ビード2を置く方法で、実際の継手を用いずに溶接性を評価する最も基本的な評価法である。通常溶接継手では、継手形状の違いにより溶接部に働く拘束力が異なる。例えば、完全溶け込み条件で実施する突合せ溶接継手に比べ、部分溶け込み条件で実施する隅肉溶接継手の方が溶接部の周囲（未溶融母材部）からの拘束力が高いため、割れが発生し易いと考えられる。そこで、溶接部に働く拘束力の高い隅肉溶接継手に近い条件で、溶接部の割れを評価するために、比較的板厚の厚い鋼板母材（ここでは6mm厚）を用いることによって溶接金属の溶接線方向の収縮（縦収縮）に対する母材からの拘束応力を高めた条件で、ビード・オン・プレート溶接を行い、割れの評価を行った。

【0032】

図2に溶接金属における液体金属脆化割れの発生形態を示す。

【0033】

図2に示すように、鋼板1の表面に形成した溶接ビード2の液体金属脆化割れ3はビード止端部を起点に溶接線に対してほぼ垂直方向に発生する。一般に溶接後の溶接金属の冷却過程における収縮は、溶接線方向の収縮（縦収縮）と溶接線と垂直方向の収縮（横収縮）に分けられるが、ステンレス系成分の溶接金属における液体金属脆化割れの発生は、溶接金属の縦収縮の際にその周囲（未溶融母材部）から拘束される結果、縦収縮方向（溶接線方向）と垂直方向に割れが発生したことが主な原因であると考えられる。

【0034】

なお、市販の309系溶接材料で溶接評価したところ、亜鉛系合金めっき鋼板試験片では割れが発生するのに対し、めっきを除去した鋼板試験片では割れが発生しておらず、このことから本評価が液体金属脆化割れの評価であるといえる。

10

20

30

40

50

【0035】

図3にビード・オン・プレート溶接試験結果を基に、溶接金属の成分から求められたCr当量及びNi当量と液体金属脆化割れの発生状況との関係性を評価した結果を示す。

【0036】

溶接金属の液体金属脆化割れの発生状況は、カラーチェック法を用いて確認し、溶接金属に割れが肉眼で確認できた場合を×(割れ発生有)、割れを確認できなかった場合を(割れ発生無)とした。

【0037】

一般に、ステンレス鋼の組織を制御するための合金元素は、Cr、Si、Moなどのフェライト相を形成する成分元素と、Ni、C、N、Mnなどのオーステナイト相を形成する成分元素の大きく2種類に分類される。

10

【0038】

上記オーステナイト相を形成する成分元素およびフェライト相を形成する成分元素の当該組織生成に対する各成分の寄与度を考慮し、下記(2)式で定義されるNi当量および下記(3)式で定義されるCr当量を算出し、これら指標として、従来から知られているデロングの状態図を基に、溶接金属のNi当量およびCr当量と溶接金属組織、さらに、溶接金属のNi当量およびCr当量と溶接金属の液体金属脆化割れの発生との関係性を検討した。

【0039】

Ni当量が下記(1)式の左辺を下回る条件、つまり、 $Ni当量 < -0.81 \times Cr当量 + 23.2$ の条件の場合(図中の領域(III):低Ni当量、低Cr当量)は、溶接金属中にマルテンサイトが多く生成され、溶接金属の硬度が上昇し、延性が低下した結果、溶接金属に割れが発生した。

20

【0040】

Ni当量が下記(1)式の右辺を上回る条件、つまり、 $Ni当量 > 0.95 \times Cr当量 - 8.1$ の条件の場合(図中の領域(II):高Ni当量、低Cr当量)は、マルテンサイトの生成が抑制され、溶接金属の延性は確保されたが、低Cr当量のため溶接金属中のフェライト量が減少し、かつ高Ni当量のためオーステナイト結晶粒の成長により粗大なオーステナイトが増えたため、溶融亜鉛めっきが粗大なオーステナイト粒界へ容易に浸入して液体金属脆化割れが発生した。

30

【0041】

なお、領域(II)は特許文献3で開示されるステンレス鋼とめっき鋼板との突合せ溶接継手を曲げ加工する際に発生する溶接部の割れを防止できるとされる領域である。しかし、本発明者らのステンレス系溶接ワイヤを用いて亜鉛系合金めっき鋼板を溶接した試験評価結果では、ステンレス系溶接金属で液体金属脆化割れが発生している。これは、特許文献3で開示されるステンレス鋼とめっき鋼板との突合せ溶接継手を曲げ加工する際に発生する割れの発生メカニズムと、本発明が前提とするステンレス系溶接金属の液体金属脆化割れの発生メカニズムが異なることを示唆している。

一方、Ni当量が下記(1)式の関係($-0.81 \times Cr当量 + 23.2 < Ni当量 < 0.95 \times Cr当量 - 8.1$)を満足する条件の場合(図中の領域(I):高Cr当量、中Ni当量)は、溶接金属中のマルテンサイトの生成が抑制され、溶接金属の延性が確保され、かつフェライト相を15%以上生成され、溶融亜鉛めっきの浸入が阻害された結果、液体金属脆化割れが抑制された。

40

$$-0.81 \times Cr当量 + 23.2 < Ni当量 < 0.95 \times Cr当量 - 8.1 \dots (1)$$

$$Ni当量 = Ni + 30 \times C + 0.5 \times Mn + 30 \times N \dots (2)$$

$$Cr当量 = Cr + Mo + 1.5 \times Si \dots (3)$$

但し、上記Ni、C、Mn、N、Cr、Mo、Siは、それぞれステンレス系溶接金属中の成分含有量(質量%)を示す。

【0042】

以上の通り、本発明は、ステンレス系成分の溶接金属からなる溶接部を有する亜鉛系合

50

金めっき鋼板の溶接継手において、上記(1)式の関係为满足するような成分組成の溶接金属を形成することによって、ステンレス系成分の溶接金属における液体金属脆化割れの発生を防止することが可能となる。

本発明では、各種溶接方法に応じて亜鉛系合金めっき鋼板母材および溶接ワイヤ、溶接用フラックスの組み合わせを適宜選択することにより、溶接金属を上記(1)式の関係为满足する成分組成とし、溶接金属の液体金属脆化割れを防止することができる。

【0043】

本発明では、溶接金属の成分組成が上記(1)式の関係为满足させことによる溶接金属の液体金属脆化割れ防止を確実なものとするとともに、溶接金属の強度確保、脆化抑制、高温割れやブローホール等の溶接欠陥抑制などにより、良好な品質の溶接金属を形成するために、溶接金属の成分組成を以下のように規定する。

10

【0044】

なお、以下に示す「%」は、特に説明がない限り、「質量%」を意味するものとする。

【0045】

C : Cは溶接金属のオーステナイト相を安定化させる元素であり、その作用効果を得るために0.01%以上含有する。しかし、0.1%を超える過度な添加は溶接金属の高温割れを助長すると共に、フェライト含有量を低下させ、液体金属脆化割れを発生させる恐れがあるため、溶接金属中のCの含有量は0.1%以下とした。

【0046】

Si : Siは、フェライト生成元素として作用すると共に、溶接金属の脱酸元素として使用され、その作用効果を得るために溶接金属中に0.1%以上含有する必要がある。しかし、1%を超える過度な添加は溶接金属中に金属間化合物を生成し、溶接金属の靱性を低下させる恐れがあるため、Siの含有量の上限は1%とした。

20

【0047】

Mn : Mnは溶接金属の脱酸作用と共に、高温割れに悪影響を及ぼす不可避的不純物成分であるSと結合してSを無害化する効果があり、この作用効果を与えるため溶接金属中に0.5%以上含有する。しかし、その含有量が2.5%を超えると溶接金属のオーステナイト相を安定化によりフェライト含有量を低下させ液体金属脆化割れを発生させる恐れがあるため、Mnの含有量の上限を2.5%とした。

【0048】

Ni : Niは溶接金属の耐食性を確保するために必要であると共に溶接金属のオーステナイト相を安定化し、溶接金属のオーステナイト相とフェライト相のバランスを調整し、溶接金属の靱性を確保する重要な元素である。この作用効果を得るためには、溶接金属中のNi含有量を5%以上とする。一方、溶接金属中のNi含有量が11%を超える場合は、溶接金属のフェライト含有量を低下させ、液体金属脆化割れを助長するため、Ni含有量の上限を11%とした。

30

【0049】

Cr : Crは溶接金属の耐食性を確保するために必要であると共に溶接金属の主要なフェライト生成元素として作用し、溶接金属の液体金属脆化割れ防止に有効な元素である。耐食性確保の観点では13%以上の添加量で良いが、液体金属脆化割れ防止のためには17%以上のCr含有量を必要とする。一方、溶接金属中のCr含有量が25%を超える場合には溶接金属中に金属間化合物を生成し、靱性を低下させるため、Cr含有量の上限を25%とした。

40

【0050】

本発明では、溶接金属の耐食性をより向上させるために、上記溶接金属の基本成分に加えて、さらに、MoやNを含有することも有効である。

【0051】

Mo : Moはフェライト生成元素として作用すると共に、Crに加えて溶接金属に添加することにより塩化物環境下での耐食性を向上させることができる。この作用効果を与えるため溶接金属中に0.2%以上含有することが望ましい。しかし、過度なMoの添加は溶

50

接金属の強度増加により、液体金属脆化割れの原因となり、溶接金属中のMo含有量が2%を超えると、液体金属脆化割れの発生が問題となるため、Mo含有量の上限を2%とすることが望ましい。

【0052】

N(窒素)：Nは溶接時に大気から0.01%~0.03%程度不可避免的に混入する元素である一方、溶接金属のオーステナイトを安定化し、耐孔食性の向上に有効な元素である。この作用効果を与えるため溶接金属中に0.05%以上含有することが望ましい。しかし、過度なN含有量の添加はフェライト含有量低下による液体金属脆化割れの原因となり、溶接金属中のN含有量が0.15%を超えると、液体金属脆化割れの発生が問題となるため、Nの含有量の上限を0.15%とすることが望ましい。

10

【0053】

以上が本発明の溶接金属に含有する主要成分であるが、本発明の目的とする溶接金属特性を阻害しない範囲で、溶接金属中にその他の成分元素をさらに含有させることも可能である。

【0054】

例えば、その他の成分として、Nb、V、Ti、Al等の元素は亜鉛系合金めっき鋼板母材の強度確保や脱酸のために微量添加することができる。これらの成分元素は、溶接時の母材希釈で溶接金属に混入する場合があるが、過度な溶接金属への混入は金属間化合物を生成し溶接金属の靱性を低下させるため、いずれも上限を0.1%とすることが望ましい。

20

【0055】

なお、亜鉛系合金めっき鋼板の母材は、主として、低合金鋼の構造用鋼を対象とし、溶接金属の成分組成を調整は、合金成分としてNi、C、Mn、N、Cr、Mo、Siを含有し、残部はFeおよび不純物元素からなる溶接材料の成分組成により行うことが望ましい。なお、溶接時の母材成分の溶解による溶接金属への希釈率が10~40%であることを考慮して、溶接材料の成分組成のNi当量、Cr当量が高めになるように成分調整することが望ましい。

【0056】

本発明の上記ステンレス系成分の溶接金属を形成するために用いられるステンレス系溶接ワイヤは、ソリッドワイヤおよびフラックス入りワイヤのいずれも適用することができる。

30

【0057】

ソリッドワイヤはステンレス線材そのものからなるのに対し、フラックス入りワイヤはステンレス外皮の内部に合金成分調整用の金属粉およびアーク安定用のスラグ成分を内包する。

【0058】

このため、フラックス入りワイヤは合金元素によりソリッドワイヤと同様に溶接金属の組織及び特性を制御することに加えて、ワイヤ中に含有するスラグ成分の作用によりソリッドワイヤに比べて溶接作業性を改善し、かつ良好な溶接ビード形状および外観を確保することが可能となる。また、フラックス入りワイヤを用いて溶接することにより、ワイヤ中のフラックスが溶接時に凝固スラグとなり溶接金属表面を覆うことによって酸化を防止する作用がある。この結果、溶接時にフラックス入りワイヤを用いることによって、溶接金属の色調を亜鉛系合金めっきと同様の金属光沢とすることが可能となり、意匠性の優れた溶接継ぎ手を提供することができるため好ましい。

40

【0059】

一方、ソリッドワイヤは溶接時に凝固スラグが生成されないため、TIGアーク溶接やプラズマアーク溶接におけるフィラーワイヤとして適用することができる。

以下に、ソリッドワイヤ、および、フラックス入りワイヤ中に含有する金属成分の好ましい成分組成範囲について説明する。

【0060】

50

C : Cはオーステナイト相を安定化させる元素であり、その作用効果を得るために溶接ワイヤ中に0.01%以上含有することが好ましい。しかし、0.05%を超える過度な添加は溶接金属強度を増加させ、亜鉛めっき鋼板の溶接止端部における液体金属脆化割れを発生させる恐れがあるため、溶接ワイヤ中のCの含有量は0.05%以下とするのが好ましい。

【0061】

Si : Siは、溶接金属の脱酸元素として使用され、その作用効果を得るために溶接ワイヤ中に0.1%以上含有するのが好ましい。しかし、1%を超える過度な添加は溶接金属中に金属間化合物を生成し、溶接金属の靱性を低下させる恐れがあるため、Siの含有量の下限は1%とするのが好ましい。

10

【0062】

Mn : Mnは溶接金属の脱酸作用と共に、高温割れに悪影響を及ぼす不可避的不純物成分であるSと結合してSを無害化する効果があり、この作用効果を得るため溶接ワイヤ中に0.5%以上含有するのが好ましい。しかし、その含有量が3%を超えると溶接金属の耐食性を低下させるため、Mnの含有量の上限を3%とするのが好ましい。

【0063】

Ni : Niは溶接金属のオーステナイト相を安定化し、溶接金属のオーステナイト相とフェライト相のバランスを調整する重要な元素である。この作用効果を得るためには、溶接ワイヤ中のNi含有量を7%以上とするのが好ましい。一方、溶接ワイヤ中のNi含有量が12%を超える場合は、溶接金属の靱性低下を招く恐れがあるため、Ni含有量の上限を12%とするのが好ましい。

20

【0064】

Cr : Crは溶接金属の主要なフェライト生成元素として作用し、溶接金属の液体金属脆化割れ防止に有効な元素であり、この効果を十分に得るために溶接ワイヤ中のCr含有量を24%以上とするのが好ましい。一方、溶接ワイヤ中のCr含有量が30%を超える場合には溶接金属中に金属間化合物を生成し、靱性を低下させるため、Cr含有量の上限を30%とするのが好ましい。

【0065】

Mo : Moは溶接金属の耐食性を向上させる元素である。しかし、本発明では、Moの添加は溶接金属の強度増加により、溶接止端部の液体金属脆化割れの原因となり、溶接ワイヤ中のMo含有量が2%を超えると、液体金属脆化割れの発生が問題となるため、Mo含有量の上限を2%とするのが好ましい。

30

【0066】

N (窒素) : Nは溶接金属のオーステナイトを安定化し、耐食性の向上に有効な元素である。しかし、本発明では、N含有量の増加は溶接金属強度増加による液体金属脆化割れの原因となり、溶接ワイヤ中のN含有量が0.17%を超えると、液体金属脆化割れの発生が問題となるため、Nの含有量の上限を0.17%とするのが好ましい。

【0067】

フラックス入りワイヤについては、上記金属成分の他に、スラグ成分の成分組成範囲を以下に規定することが好ましい。

40

【0068】

TiO₂ : TiO₂は緻密な剥離性の良いスラグを形成し、アークの安定性をもたらすが、0.5%未満ではその効果が発揮できず、2.5%を超えるとスラグの流動性の低下により溶接部の形状に凹凸が発生し、意匠性を低下させる。従ってTiO₂は0.5~2.5%とするのが好ましい。原材料としてはルチール、チタンスラグ、イルミナイト、さらにはチタン酸カリ、チタン酸ソーダ等のチタン酸塩等が単独あるいは複合で用いられる。

【0069】

SiO₂ : SiO₂は被包性の良いスラグを形成するのに必要な成分であるが、1.5%未満ではその効果が発揮できずスラグ被包性は劣化し、溶接金属の酸化抑制作用が低下

50

による意匠性の劣化が目立つため、その含有量を1.5%以上とするのが好ましい。一方、その含有量が3.5%を超えるとスラグの焼付きを生じ剥離性が劣化し、スパッタも増加する。従ってSiO₂は1.5~3.5%とするのが好ましい。なお、SiO₂の原材料としては珪砂、珪石の他、珪灰石、ジルコンサンド、カリ長石等の原料の副成分も利用できる。

ZrO₂ : ZrO₂はスラグに流動性を与え、0.5%未満ではその効果が不十分であり、逆に2.5%を超えた場合スラグが硬くなり剥離性が劣化し、スパッタも増加する。従ってZrO₂は0.5~2.5%とするのが好ましい。原材料としては酸化ジルコニウム、ジルコンフラワー、ジルコンサンド等を用いる。

【0070】

フラックス中のスラグ成分が合計で6.5%未満では、スラグの被包性が不十分となり、9.5%を超えるとスパッタが増加し、スラグインクルージョンが発生しやすくなる。従ってフラックス中のスラグ成分の合計はワイヤ全重量の6.5~9.5%とするのがよりこのましい。

【0071】

本発明に適用されるめっき鋼板は、亜鉛めっき鋼板の他、Zn-Al系合金めっき、Zn-Al-Mg系合金めっき、Zn-Al-Mg-Si系合金めっきが表面に施されためっき鋼板を対象とし、めっき付着量は耐食性確保の観点から片面当たり50g/m²以上程度、及び、溶接作業性の観点から片面当たり150g/m²以下程度が望ましい。

【0072】

なお、より高耐食の溶接継手を得るためには、耐食性に優れたAl:2~19%、Mg:1~10%、Si:0.01~2%、残部ZnからなるZn-Al-Mg-Si系合金めっき鋼板を使用することが望ましい。

【0073】

本発明において、亜鉛系合金めっき鋼板の母材は、主として、低合金鋼の構造用鋼を対象とする。溶接時の母材成分の希釈により、本発明で規定する溶接金属の成分組成の範囲から外れるものでない限り、亜鉛系合金めっき鋼板の母材成分を特に規定する必要はない。この限りにおいて、本発明は、溶接亜鉛系めっき鋼板母材とステンレス系の鋼板の異材同士の溶接継手に適用することも可能である。

【0074】

また、本発明は、溶接継手の形態が隅肉継手、重ね隅肉継手、突合せ継手等、いずれの継手に対しても適用可能である。上述したように亜鉛系合金めっき鋼板を溶接する場合の溶接金属の液体金属脆化割れの発生は、溶接部に拘束力が作用している場合に特に顕著に発生する。したがって、本発明は、特に拘束力が高い条件である、板厚3mm以上の亜鉛系合金めっき鋼板を隅肉溶接した隅肉溶接継手に適用することによって、溶接金属の液体金属脆化割れを抑制する効果が顕著となる。

【0075】

また、溶接方法はMIGアーク溶接、MAGアーク溶接、炭酸ガスアーク溶接のいずれも適用可能である。溶接条件については、特に限定する必要はないが、溶接時の母材溶融により溶接金属の成分組成が影響されるため、下記(1)式で定義される母材希釈率が10~40%を目安とし、溶接入熱を10kJ/cm以下程度に抑えることにより過度な溶け込みによる母材希釈の増加を防ぐことが望ましい。

母材希釈率 = (母材の各溶融成分) / (母材の各溶融成分 + 溶接材料の各溶融成分) × 100 (%) . . . (1)

なお、溶接入熱を10kJ/cm以下程度に低下にするためには溶接電流、溶接電圧、溶接速度を調整することで行うことができる。

【0076】

なお、アーク溶接を主体に本発明の作用を述べたが、テーラードブランク部材等のレーザ溶接に対しても、ステンレス系溶接ワイヤをフィラーワイヤとして用いることにより本発明を適用することが可能である。

10

20

30

40

50

【実施例】

【0077】

本発明の効果について以下の実施例に基づいて具体的に説明する。

使用した溶接材料は、表1に示す合金成分を含有するソリッドワイヤ((S1)、(S2)、(S11)、(S12))およびフラックス入りワイヤ((F3)~(F10))とした。

【0078】

フラックス入りワイヤはスラグ成分としてTiO₂:1.7%、SiO₂:2.5%、ZrO₂:1.6%をワイヤ全重量に対して含有するフラックス入りワイヤである。なお、(S12)は普通鋼用溶接ワイヤである。

【0079】

表2に使用した亜鉛系合金めっき鋼板の成分組成およびめっき付着量を示す。表2中で、めっき鋼板Aは板厚6mmの590MPa級のZnめっき鋼板であり、めっき鋼板Bは板厚3mmの400MPa級のZn-Al-Mg-Si合金めっき鋼板である。

【0080】

これらの溶接材料および亜鉛系合金めっき鋼板を用いて図4に示す隅肉溶接継手を作製し、ステンレス系溶接金属の液体金属脆化割れおよび耐食性を評価した。

【0081】

図4に示す試験体は、水平に配置した亜鉛系合金めっき鋼板1の上に同種のめっき鋼板4を垂直に配置し、ステンレス系溶接ワイヤを用いて、先ず、隅肉溶接5を行い、溶接部が十分冷却された後に、隅肉溶接6を行うことで作製した。隅肉溶接5および6は同様の溶込み形状を示しており、母材の希釈率は何れも同等と見なすことができる。

【0082】

隅肉溶接5の溶接条件は、溶接電流200~220A、アーク電圧25~28V、溶接速度40~50cm/minとし、シールドガスにアルゴン+2%酸素混合ガス(ソリッドワイヤの場合)、アルゴン+20~50%炭酸ガス(フラックス入りワイヤの場合)ないし、炭酸ガス(フラックス入りワイヤの場合)を用いた。本溶接条件において、溶接時の母材希釈率は、シールドガスの種類によって概ね決まり、シールドガスにアルゴンと2%酸素の混合ガスを用いた場合では溶接時の母材希釈率が15%程度、アルゴンと20~50%炭酸ガスとの混合ガスを用いた場合では混合ガス中の炭酸ガス混合比率の増加とともに溶接時の母材希釈率は20~35%程度の範囲で変化した。

【0083】

溶接金属の液体金属脆化割れの観察は、隅肉溶接部5および6をカラーチェック(浸透探傷法)で評価し、肉眼で割れの発生しなかった場合を良好と判断した。

【0084】

耐食性の評価はJASOに規定される複合サイクル腐食試験(塩水噴霧(5%NaCl)を35で2時間、乾燥(湿度30%)を60で4時間、湿潤(湿度95%)を50で2時間を1サイクルとする)にて行った。概ね20サイクル毎に120サイクルにわたって溶接部の赤錆発生状況を評価した。なお、赤錆発生時期が20サイクル以上の場合を耐食性良好と判断している。

【0085】

表3に溶接試験体における溶接金属の成分組成、Cr当量及びNi当量並びに(1)式との関係と、溶接金属の液体金属脆化割れおよび耐食性の評価結果を示す。

【0086】

No.1~No.8は本発明で規定される溶接金属組成およびNi当量の上下限を満足しており、何れも液体金属脆化割れは発生せず、耐食性も良好であった。ソリッドワイヤを用いたNo.1および2は溶接時にスパッタが多少発生したが、フラックス入りワイヤを用いたNo.3~No.8は溶接時のスパッタも少なく溶接作業性も良好であった。

【0087】

なお、No.7はMo、Nを添加した場合であるが、耐食性の評価において40サイク

10

20

30

40

50

ルで溶接金属周辺のめっき部に赤錆が発生したものの、溶接金属は120サイクル以上の高耐食性を示した。また、No. 3およびNo. 8は高耐食めっきであるZn-Al-Mg-Si合金めっきを用いた場合であり、溶接金属周辺のめっき部を含めて極めて優れた耐食性を示した。

【0088】

一方、No. 9~No. 15は本発明の規定範囲から外れた比較例を示す。No. 9~No. 12はいずれも(1)式の右辺(Ni当量の上限)を満たしておらず、脆化割れが発生した。No. 11はMo、N量が本発明の規定を超え、Ni当量の上限を満たしておらず、脆化割れが発生した。

【0089】

なお、No. 9~No. 12は特許文献3で開示されたNi当量の下限(Ni当量 - $0.7 \times Cr$ 当量 + 20の関係)を満足するが、本発明におけるNi当量の上限を満たしておらず、溶接金属に十分なフェライトを生成することができず、溶接金属に液体脆化割れが発生した。

【0090】

No. 13は(1)式の左辺(Ni当量の下限)を満たしておらず、脆化割れが発生した。No. 4、No. 5、No. 13は同一の溶接ワイヤを用いているが、シールドガスに炭酸ガスを用いたNo. 13は溶接部の溶け込みが増加した結果、母材の希釈が多くなり溶接金属の成分組成が本発明の規定範囲から外れたと考えられる。

【0091】

No. 14、No. 15は普通鋼用の溶接ワイヤを用いた場合であり、当然ながら溶接金属にCr、Niを含有しないため耐食性が低下しており早期に赤錆が発生した。なお、溶接金属はフェライト主体の通常軟鋼の溶接金属成分であるため、本発明の請求項を満足しないにも係らず脆化割れは発生しなかった。

【0092】

なお、No. 3~No. 11およびNo. 13は溶接材料にフラックス入りワイヤを用いた場合であり、溶接時の凝固スラグが溶接金属の表面を多い酸化を抑制するため、溶接金属の金属光沢を確保することが可能であった。

【0093】

【表1】

溶接材料	合金成分(ワイヤ全質量に対する金属成分比率:%)							スラグ成分(ワイヤ全質量に対するスラグ成分比率:%)			備考
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	N	TiO ₂	SiO ₂	ZrO ₂	
(S1)	0.01	0.3	1.5	8.6	26.8	0	0.007	-	-	-	ソリッドワイヤ
(S2)	0.01	0.2	1.7	7.2	28.5	0	0.006	-	-	-	ソリッドワイヤ
(F3)	0.02	0.4	1.3	8.6	26.7	0	0.015	1.7	2.5	1.6	フラックス入りワイヤ
(F4)	0.01	0.3	1.5	8.6	24.9	0	0.015	1.7	2.5	1.6	フラックス入りワイヤ
(F5)	0.02	0.3	1.6	8.6	32.5	0	0.016	1.7	2.5	1.6	フラックス入りワイヤ
(F6)	0.02	0.2	1.6	8.5	28.1	1.7	0.15	1.7	2.5	1.6	フラックス入りワイヤ
(F7)	0.01	0.2	2.1	10.2	29.2	0	0.015	1.7	2.5	1.6	フラックス入りワイヤ
(F8)	0.01	0.2	1.5	11.2	20.1	0	0.02	1.7	2.5	1.6	フラックス入りワイヤ
(F9)	0.02	0.3	1.5	12.2	24.3	0	0.02	1.7	2.5	1.6	フラックス入りワイヤ
(F10)	0.01	0.2	1.5	9.8	24.2	3.1	0.2	1.7	2.5	1.6	フラックス入りワイヤ
(S11)	0.01	0.2	2.1	12.2	24.2	0	0.007	-	-	-	ソリッドワイヤ
(S12)	0.07	0.6	1.8	0	0	0	0.007	-	-	-	ソリッドワイヤ

10

20

30

40

50

【 0 0 9 4 】

【 表 2 】

めっき 鋼板	母材成分(質量%)			めっき成分(質量%)				めっき付着量 片面(g/m ²)
	C	Si	Mn	Zn	Al	Mg	Si	
A	0.15	0.02	1.5	100	-	-	-	130
B	0.08	0.02	1.1	85.8	11	3	0.2	90

【 0 0 9 5 】

【表 3】

No.	めっき 鋼板	溶接 材料	シールドガス 種類	溶接金属組成							Ni 当量 (2)式また は(4)式	Cr 当量 (3)式また は(5)式	Ni 当量上限 (1)式右辺	Ni 当量下限 (1)式左辺	溶接金属の 脆化割れ	耐食性 赤錆発生時期	意匠性 溶接金属 の光沢	区分
				C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	N								
1	A	(S1)	Ar+2%O ₂	0.03	0.26	1.5	7.3	22.8	0.0	0.01	9.3	13.9	4.4	割れ無し	良好(40 秒未満)	酸化黒色	発 明 例 比 較 例	
2	A	(S2)	Ar+2%O ₂	0.03	0.17	1.7	6.1	24.2	0.0	0.01	8.0	15.2	3.4	割れ無し	良好(40 秒未満)	酸化黒色		
3	B	(F3)	CO ₂	0.04	0.29	1.2	6.0	18.7	0.0	0.02	8.4	10.1	7.7	割れ無し	良好(120 秒未満以上)	金属光沢		
4	A	(F4)	80%Ar+20%CO ₂	0.04	0.24	1.5	6.9	19.9	0.0	0.02	9.4	11.2	6.8	割れ無し	良好(40 秒未満)	金属光沢		
5	A	(F4)	50%Ar+50%CO ₂	0.05	0.23	1.5	6.5	18.7	0.0	0.02	9.2	10.0	7.8	割れ無し	良好(40 秒未満)	金属光沢		
6	A	(F5)	CO ₂	0.06	0.22	1.6	6.0	22.8	0.0	0.02	9.2	13.8	4.5	割れ無し	良好(40 秒未満)	金属光沢		
7	A	(F6)	CO ₂	0.06	0.15	1.6	6.0	19.7	1.2	0.11	11.8	11.9	6.1	割れ無し	良好(40 秒未満)	金属光沢		
8	B	(F7)	CO ₂	0.03	0.15	1.8	7.4	21.3	0.0	0.01	9.6	12.4	5.8	割れ無し	良好(120 秒未満以上)	金属光沢		
9	B	(F8)	CO ₂	0.02	0.16	1.4	9.0	16.1	0.0	0.02	10.9	7.4	10.0	割れ発生	良好(120 秒未満以上)	金属光沢		
10	A	(F9)	80%Ar+20%CO ₂	0.04	0.26	1.5	10.4	20.7	0.0	0.02	12.8	11.9	6.2	割れ発生	良好(40 秒未満)	金属光沢		
11	A	(F10)	CO ₂	0.05	0.15	1.5	6.9	17.2	2.2	0.17	14.3	10.5	7.3	割れ発生	良好(40 秒未満)	金属光沢		
12	A	(S11)	Ar+2%O ₂	0.05	0.15	1.9	8.5	16.9	0.0	0.01	11.4	8.2	9.3	割れ発生	良好(40 秒未満)	酸化黒色		
13	B	(F4)	CO ₂	0.03	0.22	1.4	6.0	17.4	0.0	0.02	8.2	8.8	8.8	割れ発生	良好(120 秒未満以上)	金属光沢		
14	A	(S12)	CO ₂	0.09	0.43	1.7	0.0	0.0	0.0	0.02	4.3	-7.5	22.7	割れ無し	不良(5 秒未満)	酸化黒色		
15	B	(S12)	80%Ar+20%CO ₂	0.07	0.46	1.6	0.0	0.0	0.0	0.02	3.6	-7.5	22.6	割れ無し	不良(5 秒未満)	酸化黒色		

【図面の簡単な説明】

【0096】

【図 1】ビード・オン・プレート溶接による溶接試験体を示す図である。

10

20

30

40

50

【図2】溶接金属の液体金属脆化割れ発生状況を示す図である。

【図3】溶接金属成分組成と液体金属脆化割れ発生状況の関係を示す図である。

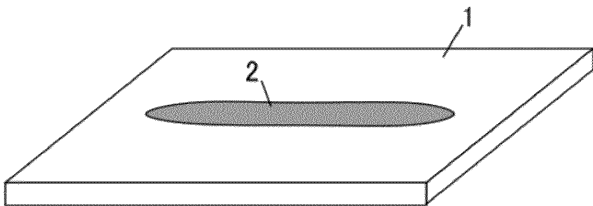
【図4】本発明の実施例で使用した隅肉溶接継手を示す図である。

【符号の説明】

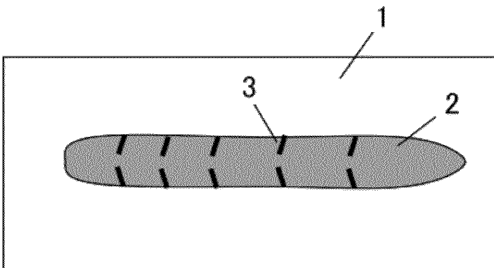
【0097】

- 1：亜鉛系合金めっき鋼板
- 2：ビード・オン・プレートによる溶接ビード
- 3：液体金属脆化割れ
- 4：亜鉛系合金めっき鋼板
- 5：隅肉溶接（第一溶接）
- 6：隅肉溶接（第二溶接）

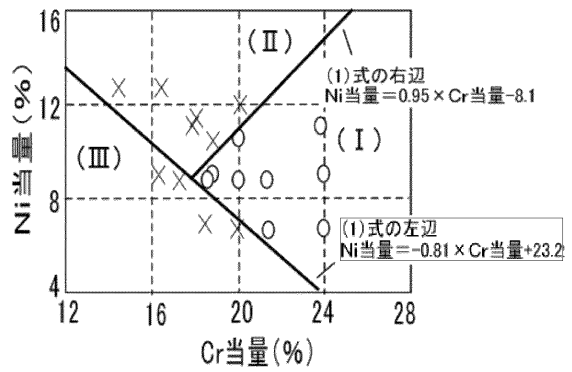
【図1】



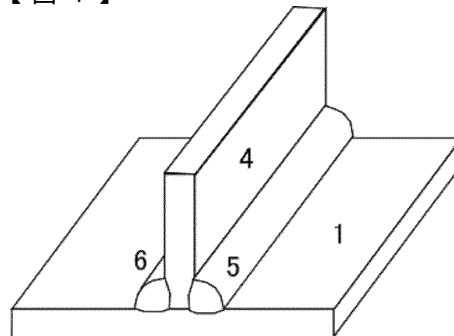
【図2】



【図3】



【図4】



フロントページの続き

(51) Int.Cl.		F I		テーマコード(参考)
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T	
C 2 2 C 38/04	(2006.01)	C 2 2 C 38/04		

(72)発明者 水橋 伸雄
富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72)発明者 浅井 謙一
東京都千代田区大手町 2 - 6 - 3 新日本製鐵株式会社内

(72)発明者 水本 学
富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

F ターム(参考) 4E084 AA02 AA03 AA04 BA03 BA04 BA05 BA06 BA08 BA09 BA29
CA08 CA12 DA10 GA02 GA13 HA01 HA06 HA10 HA11
4K027 AA05 AA23 AB05 AB13 AB44 AE03