

明 細 書

発明の名称： アーク溶接構造部材の製造法

技術分野

[0001] 本発明は、接合する一方または双方の部材に溶融 $Zn-AI-Mg$ 系めっき鋼板部材を用いて構成した耐溶融金属脆化割れ性に優れるアーク溶接構造部材の製造法に関する。

背景技術

[0002] 溶融亜鉛系めっき鋼板は耐食性が良好であるため建築部材や自動車部材をはじめとする広範な用途に使用されている。なかでも溶融 $Zn-AI-Mg$ 系めっき鋼板は長期間にわたり優れた耐食性を維持することから、従来の溶融亜鉛めっき鋼板に代わる材料として需要が増加している。

[0003] 溶融 $Zn-AI-Mg$ 系めっき鋼板のめっき層は特許文献 1、2 に記載されるように、 $Zn/AI/Zn_2Mg$ 三元共晶のマトリクス中に初晶 AI 相または初晶 AI 相と Zn 単相が分散した金属組織を有しており、 AI および Mg により耐食性が向上している。そのめっき層の表面には、特に Mg を含む緻密で安定な腐食生成物が均一に生成するため、溶融亜鉛めっき鋼板に比べてめっき層の耐食性が格段に向上している。

[0004] 溶融 $Zn-AI-Mg$ 系めっき鋼板を用いて建築部材、自動車部材等を組み立てる場合、ガスシールドアーク溶接法が適用されることが多い。溶融 $Zn-AI-Mg$ 系めっき鋼板にアーク溶接を施すと溶融亜鉛めっき鋼板と比べ溶融金属脆化割れが生じやすいという問題がある。これは Mg の含有によってめっき層の液相線温度が低下していることが原因であるとされている（特許文献 3、4）。

[0005] めっき鋼板にアーク溶接を施すと、めっき層の金属はアークが通過した周囲の母材（めっき原板）表面上で溶融する。 $Zn-AI-Mg$ 系めっき鋼板の場合、当該めっき層の合金は Zn の融点（約 $420^{\circ}C$ ）に比較して液相線温度が低く、比較的長時間にわたって溶融状態を維持する。 $Zn-6$ 質量%

A l - 3 質量% M g 合金の例では凝固終了温度が約 3 3 5 °C である。母材表面上で溶融した Z n - A l - M g 系めっき層由来の溶融金属は、A l 成分が下地の F e と早期に反応して F e - A l 合金層となって消費されるに伴い A l 濃度を減じていき、最終的に Z n - M g 二元系に近い組成となるが、Z n - 3 質量% M g 合金でも凝固終了温度は 3 6 0 °C と Z n の融点 4 2 0 °C より低い。したがって、Z n - A l - M g 系めっき鋼板の場合、亜鉛めっき鋼板と比べ、アーク溶接時に溶融しためっき層の金属が液相状態を維持したまま母材表面上に滞留する時間が長くなる。

[0006] アーク溶接直後の冷却時に引張応力状態となっている母材の表面が、溶融しためっき金属に長時間曝されると、その溶融金属は母材の結晶粒界に侵入し溶融金属脆化割れを引き起こす要因となる。溶融金属脆化割れが発生すると、それが腐食の基点となり耐食性が低下する。また強度や疲労特性が低下して問題となることもある。

[0007] アーク溶接時の溶融 Z n - A l - M g 系めっき鋼板の溶融金属脆化割れを抑制する方法としては、例えばアーク溶接前にめっき層を切削除去する手法が提案されている。また、特許文献 4 には B 添加によりフェライト結晶粒界を強化した鋼板をめっき原板に適用することで耐溶融金属脆化割れ性を付与する手法が開示されている。特許文献 5 には溶接ワイヤの外皮中に T i O₂ および F e O を添加したフラックスを充填してアーク溶接時に Z n、A l、M g を酸化させることで溶融金属脆化割れを抑制する手法が開示されている。

先行技術文献

特許文献

- [0008] 特許文献1：特許第 3 1 4 9 1 2 9 号公報
特許文献2：特許第 3 1 7 9 4 0 1 号公報
特許文献3：特許第 4 4 7 5 7 8 7 号公報
特許文献4：特許第 3 7 1 5 2 2 0 号公報
特許文献5：特開 2 0 0 5 - 2 3 0 9 1 2 号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0009] 上記のめっき層を切削除去する手法や特殊な溶接ワイヤーを使用する手法は多大なコスト増を伴う。めっき原板にB添加鋼を用いる手法は鋼種選択の自由度を狭める。また、これらの手法を採用しても部品形状や溶接条件によっては溶融金属脆化割れを十分に防止できない場合があり、Zn-AI-Mg系めっき鋼板を用いたアーク溶接構造物の抜本的な溶融金属脆化割れ防止対策とはなっていない。
- [0010] 一方、近年自動車の軽量化のために引張強さ590MPa以上の高張力鋼板がめっき原板に用いられるようになってきた。このような高張力鋼板を用いた溶融Zn-AI-Mg系めっき鋼板では溶接熱影響部の引張応力が増大するので溶融金属脆化割れが起こりやすくなり、適用可能な部品形状や用途が限定される。
- [0011] 本発明はこのような現状に鑑み、めっき原板の鋼種による制約や、大幅なコスト増を伴うことなく、Zn-AI-Mg系めっき鋼板部材を用いたアーク溶接構造部材において優れた耐溶融金属脆化割れ性を有するもの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

- [0012] 発明者らの検討によれば、ガスシールドアーク溶接時に溶接ビード近傍ではめっき層が蒸発により一旦消失するが、アークが通り過ぎた後、ビードから少し離れた位置で溶融状態となっているめっき層金属が直ちに上記の消失した箇所に濡れ拡がるという現象が起きることが確かめられている。この濡れ拡がりを抑制して、上記の蒸発消失した状態を維持したまま冷却が完了すれば、溶接ビードに近い位置で母材中へのめっき層成分の侵入が回避され、溶融金属脆化割れは効果的に防止できると考えられる。発明者らの詳細な研究の結果、シールドガス中に通常20体積%程度配合されているCO₂の濃度を低減することにより、Zn-AI-Mg系めっき鋼板部材における上記の濡れ拡がりが顕著に抑制されることがわかった。そのCO₂濃度の許容上限は溶接入熱の関数として管理することができる。さらに、使用するZn-AI

—Mg系めっき鋼板部材の板厚が薄い場合には、CO₂濃度上限の許容度が拡大することがわかった。本発明はこのような知見に基づいて完成したものである。

[0013] すなわち上記目的は、ガスシールドアーク溶接にて鋼材同士を接合して溶接構造部材を製造するに際し、少なくとも接合する一方の部材を溶融Zn—Al—Mg系めっき鋼板部材とし、シールドガスとして、Arガス、HeガスまたはAr+He混合ガスをベースとし、CO₂濃度が下記(1)式で表される溶接入熱Q(J/cm)との関係において下記(2)式を満たすガスを使用するアーク溶接構造部材の製造法によって達成される。

$$Q = (I \times V) / v \quad \dots (1)$$

$$0 \leq C_{CO_2} \leq 2900 Q^{-0.68} \quad \dots (2)$$

ただし、Iは溶接電流(A)、Vはアーク電圧(V)、vは溶接速度(cm/sec)、C_{CO₂}はシールドガス中のCO₂濃度(体積%)である。

[0014] ここで、「溶融Zn—Al—Mg系めっき鋼板部材」は、溶融Zn—Al—Mg系めっき鋼板からなる部材、またはそれを素材として成形加工した部材である。前記溶接入熱Qは例えば2000～12000 J/cmの範囲とすることができる。

[0015] また、前記溶融Zn—Al—Mg系めっき鋼板部材が板厚2.6mm以下(例えば1.0～2.6mm)のめっき原板を用いたものである場合は上記(2)式に代えて下記(3)式を適用することができる。

$$0 \leq C_{CO_2} \leq 205 Q^{-0.32} \quad \dots (3)$$

また、このように板厚が薄い場合には、前記溶接入熱Qは例えば2000～4500 J/cmの範囲とすることがより好ましい。

[0016] 前記溶融Zn—Al—Mg系めっき鋼板は、例えば質量%で、Al:1.0～22.0%、Mg:0.05～10.0%、Ti:0～0.10%、B:0～0.05%、Si:0～2.0%、Fe:0～2.5%、残部Znおよび不可避免の不純物からなるめっき層を有するものが好適な対象となる。その片面当たりのめっき付着量は例えば20～250 g/m²である。

発明の効果

[0017] 本発明によれば、本来的に溶融金属脆化割れが生じやすい溶融 $Zn-AI-Mg$ 系めっき鋼板部材を用いたアーク溶接構造物において、優れた耐溶融金属脆化割れ性を呈するものを特段のコスト増を伴うことなく安定して実現することが可能となった。溶接入熱に応じてシールドガス中の CO_2 濃度の許容上限が明確化されたので、 CO_2 を配合することによるメリット（アークにより生成する CO の還元作用を利用した溶接ビード周辺の酸化抑制など）を最大限に活かすことができる。めっき原板の鋼種にも特に制約はなく、溶融金属脆化割れ対策として特殊な元素を添加した鋼種を採用する必要はない。高張力鋼板を適用しても優れた耐溶融金属脆化割れ性が得られる。また、部品形状に対する自由度も大きい。したがって本発明は、今後ニーズの増大が予想される高張力鋼板を用いた自動車用アーク溶接構造部材をはじめ、種々の広範な用途において、 $Zn-AI-Mg$ 系めっき鋼板アーク溶接構造部材の普及に寄与するものである。

図面の簡単な説明

[0018] [図1]ガスシールドアーク溶接中のトーチおよび母材の断面を模式的に示した図。

[図2]重ねすみ肉溶接継手の溶接部断面構造を模式的に示した図。

[図3]溶融 $Zn-AI-Mg$ 系めっき鋼板のアーク溶接時において、アークが通り過ぎた直後の高温の溶接部近傍の断面状態を模式的に示した図。

[図4]図3の状態から冷却された従来の $Zn-AI-Mg$ 系めっき鋼板アーク溶接構造部材の断面構造を模式的に示した図。

[図5]図3の状態から冷却されて得られた本発明に従う $Zn-AI-Mg$ 系めっき鋼板アーク溶接構造部材の断面構造を模式的に示した図。

[図6] $Zn-AI-Mg$ 系めっき鋼板を用いたアーク溶接構造部材のめっき層蒸発領域長さに及ぼす溶接入熱およびシールドガス中 CO_2 濃度の影響を示したグラフ。

[図7]耐溶融金属脆化割れ性を調べるための溶接実験方法を示した図。

[図8] Zn-Al-Mg系めっき鋼板を用いたアーク溶接構造部材のめっき層蒸発領域長さに及ぼす溶接入熱およびシールドガス中CO₂濃度の影響を示したグラフ（板厚が薄い場合）。

発明を実施するための形態

[0019] 図1に、ガスシールドアーク溶接中のトーチおよび母材の断面を模式的に示す。溶接トーチ31は母材1の表面上にアーク35を形成しながら矢印の方向に進行している。溶接トーチ31の中心部に位置する電極33と溶接ワイヤ32の周囲からシールドガス34が吹き出し、アーク35および高温に曝される母材1の表面を大気から保護している。アーク35からの入熱により溶融した母材1の一部は溶接トーチ31が通り過ぎたのち急速に凝固して、溶接金属からなる溶接ビード2を形成する。シールドガス34は、非酸化性のガスであることが必要である。一般的にはArなどの不活性ガスをベースガスとして、これにCO₂を20体積%程度混合したAr+CO₂混合ガスが採用される。シールドガス34中のCO₂はプラズマ状態のアーク35によって一部がCOとO₂に乖離すると考えられており、そのCOが還元作用を発揮して溶接ビードおよびその周辺の酸化が抑制される。それにより溶接部での耐食性低下が軽減されることが考えられる。

[0020] 図2に、重ねすみ肉溶接継手の溶接部断面構造を模式的に例示する。自動車シャシなどにはアーク溶接によるこの種の溶接継手が多用されている。鋼板部材である母材1、母材1'が重ねられて配置され、母材1の表面と母材1'の端面に溶接ビード2が形成され、両部材が接合されている。図中の破線は溶接前の母材1の表面位置および母材1'の端面位置を表している。母材表面と溶接ビードの交点を「ビード止端部」と呼ぶ。図中には母材1についてのビード止端部を符号3で示してある。

[0021] 図3～図5は、図2に示したビード止端部3の近傍に相当する部位の断面構造を拡大して模式的に示したものである。

図3に、Zn-Al-Mg系めっき鋼板のガスシールドアーク溶接時において、アークが通り過ぎた直後の高温の溶接部近傍の断面状態を模式的に示

す。母材 1 の表面は、溶接前の段階で Fe-A l 系合金層 6 を介して均一なめっき層 7 に覆われていたが、アークの通過によってビード止端部 3 の近くではめっき層の金属が蒸発して消失している（めっき層蒸発領域 9）。それよりビード止端部 3 からの距離が大きい部分では、元のめっき層 7 が溶融して Zn-A l-M g 系溶融金属 8 となるが、蒸発による消失には至っていない。ビード止端部 3 からの距離がさらに大きくなると、元のめっき層 7 が溶融せずに存在している。なお、図 3 中、Zn-A l-M g 系溶融金属 8 およびめっき層 7 の厚さは誇張して描いてある。

[0022] 図 4 に、図 3 の状態から冷却されて得られた従来の Zn-A l-M g 系めっき鋼板アーク溶接構造部材の断面構造を模式的に示す。この場合、溶接時にめっき層が一旦消失して形成した「めっき層蒸発領域」（図 3 の符号 9）に Zn-A l-M g 系溶融金属（図 3 の符号 8）が濡れ拡がり、母材 1 の表面はビード止端部 3 までの全体が Zn-A l-M g 系合金層 5 に覆われる。Zn-A l-M g 系溶融金属（図 3 の符号 8）が凝固して形成した Zn-A l-M g 系合金層 5 の部分を溶融凝固領域 10 と呼び、元のめっき層 7 が残存して形成した Zn-A l-M g 系合金層 5 の部分をめっき層未溶融領域 11 と呼ぶ。従来の Zn-A l-M g 系めっき鋼板アーク溶接構造部材では通常この図のように、ビード止端部 3 直近は溶融凝固領域 10 となる。この場合、前述のように Zn-A l-M g 系溶融金属 8 は液相線温度が低いために、冷却後に溶融凝固領域 10 となる母材 1 の表面部分は溶接後の冷却過程で Zn-A l-M g 系溶融金属と接触する時間が比較的長くなる。母材 1 のビード止端部に近い部分には溶接後の冷却で引張応力が生じているので、その結晶粒界中に Zn-A l-M g 系溶融金属の成分が侵入しやすい。粒界に侵入した当該成分が溶融金属脆化割れを引き起こす要因となる。

[0023] 図 5 に、図 3 の状態から冷却されて得られた本発明に従う Zn-A l-M g 系めっき鋼板アーク溶接構造部材の断面構造を模式的に示す。本発明では、シールドガスとして CO₂ 濃度を減じたガスまたは CO₂ 無添加のガスを使用する。このため溶接時にめっき層が消失した「めっき層蒸発領域」（図 3

の符号 9) の母材 1 表面は、シールドガスによる還元作用が弱いために酸化され、迅速に薄い酸化皮膜に覆われると考えられる。この酸化皮膜が $Zn-AI-Mg$ 系溶融金属 (図 3 の符号 8) との濡れを阻害することにより、当該 $Zn-AI-Mg$ 系溶融金属の濡れ拡がりが抑止されるものと推察される。その結果、冷却後にはめっき層蒸発領域 9 が残存する。すなわち、ビード止端部 3 近傍の母材 1 表面は $Zn-AI-Mg$ 系溶融金属と接触することなく冷却を終えることとなり、その部分での母材 1 中への溶融金属成分の侵入が回避される。そのため母材 1 の鋼種に依存することなく、優れた耐溶融金属脆化割れ性が付与される。なお、 $Zn-AI-Mg$ 系溶融金属 (図 3 の符号 8) の高さ位置がビード止端部 3 より上方となるような溶接姿勢においても、上記の濡れ阻害作用によって当該 $Zn-AI-Mg$ 系溶融金属の濡れ拡がりは顕著に抑制される。

[0024] 本発明ではシールドガスとして CO_2 濃度を減じたガスまたは CO_2 無添加のガスを使用するため、溶接ビードおよびその周辺は従来より酸化されやすい雰囲気となる。しかし、接合する部材として溶融 $Zn-AI-Mg$ 系めっき鋼板部材を適用することにより、めっき層表面だけでなく溶接部近傍で鋼素地が露出した部分の耐食性も改善される。すなわち、 Zn による防食効果に加え、 $Zn-AI-Mg$ 系めっき金属に由来する腐食生成物が優れた保護性を発揮することにより長期間の耐食性は改善され、 CO_2 濃度を減じたガスまたは CO_2 無添加のガスを使用することによる耐食性低下は通常の使用において顕在化しない。

[0025] 冷却後に残っためっき層蒸発領域 9 のビード止端部 3 からの長さを、本明細書では「めっき層蒸発領域長さ」と呼び、図 5 中に符号 L で表示した。 $Zn-AI-Mg$ 系めっき鋼板アーク溶接構造部材で問題となる溶融金属脆化割れは、そのほとんどがビード止端部 3 のごく近傍、具体的にはビード止端部から 0.3 mm 未満の範囲で発生することが確認されている。種々検討の結果、上述のめっき層蒸発領域長さが 0.3 mm 以上であれば耐溶融金属脆化割れ性は大幅に向上し、0.4 mm 以上であればさらに好ましい。このめっき層

蒸発領域長さがあまり長くなると、めっき層が存在しないことによる耐食性低下が問題となるが、発明者らの検討によると、めっき層蒸発領域長さが2.0 mm以下であれば周囲のZn-Al-Mg系めっき層による犠牲防食作用が十分に得られ、この部分での耐食性低下は問題とならないレベルとなることがわかった。シールドガス組成を後述のように調整することによってめっき層蒸発領域長さを0.3～2.0 mmの範囲にコントロールすることができる。

[0026] [ガスシールドアーク溶接条件]

本発明に従うアーク溶接においては、シールドガスのCO₂濃度を溶接入熱に応じて制限することが重要である。シールドガス中に混合されるCO₂は前述のようにプラズマアークに触れて一部がCOとO₂に乖離し、そのCOの還元作用によって溶接ビード近傍の母材表面が活性化される。従来一般的なガスシールドアーク溶接では溶接ビード部およびその周辺の酸化を抑制する等の理由からCO₂を20体積%程度混合したシールドガスを使用するのが通常である。しかし、本発明ではその還元作用を抑制させるか、あるいは全く利用しないことにより、溶接部近傍のめっき層が蒸発消失した母材表面が過度に活性化されることを防止し、周囲の母材表面に存在するZn-Al-Mg系溶融金属がビード止端部に濡れ拡がることを抑止する。詳細な検討の結果、上記の(2)式を満たすようにシールドガス中のCO₂濃度を制限したとき、濡れ拡がりの抑止効果が現れ、上述のめっき層蒸発領域長さを0.3～2.0 mmの範囲にコントロールすることが可能となる。

[0027] すなわち本明細書では、Arガス、HeガスまたはAr+He混合ガスをベースとするシールドガスを用いたガスシールドアーク溶接にて鋼材同士を接合して溶接構造部材を製造するに際し、少なくとも接合する一方の部材を溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板部材とし、下記(1)式で表される溶接入熱Q(J/cm)に応じてシールドガス中のCO₂濃度を下記(2)式を満たすように調整するシールドガス中のCO₂濃度調整方法を開示する。

$$Q = (I \times V) / v \quad \cdots (1)$$

$$0 \leq C_{CO_2} \leq 2900 Q^{-0.68} \dots (2)$$

ただし、 I は溶接電流（A）、 V はアーク電圧（V）、 v は溶接速度（cm/sec）、 C_{CO_2} はシールドガス中の CO_2 濃度（体積%）である。

[0028] 接合する部材の少なくとも一方に板厚2.6mm以下のめっき原板を用いた溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板部材を適用する場合は、上記（2）式に代えて、より許容上限の広い上記（3）式を適用しても、上述のめっき層蒸発領域長さを0.3～2.0mmの範囲にコントロールすることができる。

[0029] この場合、Arガス、HeガスまたはAr+He混合ガスをベースとするシールドガスを用いたガスシールドアーク溶接にて鋼材同士を接合して溶接構造部材を製造するに際し、少なくとも接合する一方の部材に板厚2.6mm以下のめっき原板を用いた溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板部材を適用し、前記（1）式で表される溶接入熱 Q （J/cm）に応じてシールドガス中の CO_2 濃度を下記（3）式を満たすように調整するシールドガス中の CO_2 濃度調整方法を開示する。

$$0 \leq C_{CO_2} \leq 205 Q^{-0.32} \dots (3)$$

ただし、 C_{CO_2} はシールドガス中の CO_2 濃度（体積%）である。

[0030] シールドガス中の CO_2 濃度は上記（2）式、板厚条件によっては上記（3）式を満たす範囲で調整すればよいが、アークを安定化させる観点からは5体積%以上の CO_2 濃度を確保することがより効果的である。アークが安定化すると溶け込み深さを増大させる上で有利となる。すなわち、上記（2）式に代えて下記（2）' 式を、また上記（3）式に代えて下記（3）' 式を適用することができる。

$$5. \quad 0 \leq C_{CO_2} \leq 2900 Q^{-0.68} \dots (2)'$$

$$5. \quad 0 \leq C_{CO_2} \leq 205 Q^{-0.32} \dots (3)'$$

また特に、接合する一方の部材に板厚2.6mm以下のめっき原板を用いた溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板部材を適用する場合には、前記（1）式で表される溶接入熱 Q （J/cm）に応じてシールドガス中の CO_2 濃度を下記（4）式を満たすように調整するシールドガス中の CO_2 濃度調整方法に従

うと、 CO_2 によるアークの安定化効果を最大限に発揮させながら $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系溶融金属のビード止端部への濡れ拡り防止を図ることができる。

$$2900Q^{-0.68} < C_{\text{CO}_2} \leq 205Q^{-0.32} \quad \dots (4)$$

シールドガスのベースガスは、従来と同様に Ar ガスとすることができる。 He ガスや、 $\text{Ar}+\text{He}$ 混合ガスとしてもよい。それらのベースガスの純度は従来と同等レベルとすればよい。

[0031] 溶接入熱は板厚等に応じて最適な値に設定すればよい。溶接入熱が過小であると溶け込みが不十分となって溶接ビードが不連続となる場合がある。逆に溶接入熱が過大であるとスパッタが発生しやすくなる。通常 $2000 \sim 12000 \text{ J/cm}$ の範囲で溶接入熱の適正值を見出すことができる。ただし、接合する部材の少なくとも一方に板厚 2.6 mm 以下のめっき原板を用いた溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系めっき鋼板部材を適用する場合は、溶接入熱を $2000 \sim 4500 \text{ J/cm}$ の範囲で設定することがより好ましい。その他の溶接条件については、例えばシールドガス流量は $10 \sim 30 \text{ L/min}$ の範囲で調整すればよい。溶接装置は従来一般的なものを使用することができる。

[0032] 溶接入熱およびシールドガス中の CO_2 濃度と、めっき層蒸発領域長さの関係を調べた実験例を紹介する。

〔実験例1〕

表1に示す溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系めっき鋼板を水平に置き、水平移動する溶接トーチから発生するアークにより鋼板表面に溶接ビードを形成させた（ビードオンプレート）。溶接条件は表1中に記載してある。溶接ビードおよびその近傍の母材を含むビード方向に垂直な断面について、鏡面研磨および硝酸濃度 0.2 体積％ナイトール液でのエッチングを施したのち、走査型電子顕微鏡観察を行い、ビード止端部近傍を観察することにより図5に符号Lで示しためっき層蒸発領域長さを測定した。

[0033]

[表1]

表1

溶融Zn-Al-Mg系 合金めっき鋼板	めっき層組成	Al:6.1質量%、Mg:3.1質量%、残りZn
	めっき原板鋼種	低炭素Alキルド鋼
	サイズ	板厚3.2、板幅100、長さ150(mm)
	めっき付着量	片面当り90g/m ²
溶接ワイヤ		YGW12、直径1.2mm
シールドガス組成		Ar、CO ₂ 、Ar-2～17体積%CO ₂
シールドガス流量		20L/min
溶接電流		75～300A
アーク電圧		12～30V
溶接速度		0.4m/min
ビード長さ		100mm

[0034] 図6にその結果を示す。図6中にはめっき層蒸発領域長さが0.3mm以上となる場合を○印、0.3mm未満となる場合を×印でそれぞれプロットしてある。溶接入熱 Q (J/cm) とシールドガス中のCO₂濃度 C_{CO_2} (体積%) の関係が $C_{CO_2} = 2900Q^{-0.68}$ となる曲線を境に、めっき層蒸発領域長さが0.3mm以上となるかどうか明確に分かれている。上述のようにZn-Al-Mg系めっき鋼板を用いたアーク溶接構造部材で問題となる溶融金属脆化割れは、そのほとんどがビード止端部から0.3mm未満の領域で発生することから、この曲線の境界を越えないように、溶接入熱に応じてシールドガス中のCO₂濃度をコントロールすることにより、耐溶融金属脆化割れ性を大幅に向上させることができる。なお、上述のようにアークを安定化させる観点からはシールドガス中のCO₂濃度を5.0体積%以上とすることがより好ましいが、その場合でも溶接入熱 Q は例えば2000～11500J/cmといった広い範囲で設定可能であり、種々の板厚に対応することができる。

[0035] [実験例2]

表1-2に示す溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板（めっき原板の板厚2.6mm）を水平に置き、水平移動する溶接トーチから発生するアークにより鋼板表面に溶接ビードを形成させた（ビードオンプレート）。溶接条件は表

1-2中に記載してある。上述の実験例1と同様の手法でビード止端部近傍を観察することにより図5に符号Lで示しためっき層蒸発領域長さを測定した。

[0036] [表1-2]

表1-2

溶融Zn-Al-Mg系 合金めっき鋼板	めっき層組成	Al:6.1質量%、Mg:3.1質量%、残りZn
	めっき原板鋼種	低炭素Alキルド鋼
	サイズ	板厚2.6、板幅100、長さ150(mm)
	めっき付着量	片面当り90g/m ²
溶接ワイヤ		YGW12、直径1.2mm
シールドガス組成		Ar、CO ₂ 、Ar-2~17体積%CO ₂
シールドガス流量		20L/min
溶接電流		75~300A
アーク電圧		12~30V
溶接速度		0.4m/min
ビード長さ		100mm

[0037] 図8にその結果を示す。図8中にはめっき層蒸発領域長さが0.3mm以上となる場合を○印、0.3mm未満となる場合を×印でそれぞれプロットしてある。溶接入熱 Q (J/cm) とシールドガス中のCO₂濃度 C_{CO_2} (体積%) の関係が $C_{CO_2} = 205 Q^{-0.32}$ となる曲線を境に、めっき層蒸発領域長さが0.3mm以上となるかどうか明確に分かれている。すなわち、めっき原板の板厚が2.6mm以下であるZn-Al-Mg系めっき鋼板を適用する場合は、板厚3.2mmの例である図6の場合よりもシールドガス中のCO₂濃度の許容上限が大幅に緩和される。板厚が薄くなると溶接後の冷却速度が速くなるため、アーク通過後に溶融状態となっためっき層の金属がめっき層蒸発領域へと濡れ拡がる前に凝固しやすくなるが、めっき原板(図5の母材1に相当)の板厚が3mm前後のときに、めっき層蒸発領域長さ0.3mmを基準とした場合のCO₂濃度の許容上限は大きく変動するものと考えられる。

[0038] [溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板部材]

本発明では、アーク溶接で接合する双方の部材のうち、少なくとも一方に溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板部材を適用する。

その溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板部材のめっき原板としては、用途

に応じて種々の鋼種が採用できる。高張力鋼板を使用することもできる。前記（２）式を適用する場合、めっき原板の板厚は１．０～６．０ mmとすることができ、２．０～５．０ mmの範囲に管理してもよい。なお、めっき原板の板厚が２．６ mm以下（例えば１．０～２．６ mm）であれば前記（２）式に代えて（３）式を適用することができる。

[0039] 具体的な溶融Zn-AI-Mg系めっき層の組成としては、質量％で、Al：１．０～２２．０％、Mg：０．０５～１０．０％、Ti：０～０．１０％、B：０～０．０５％、Si：０～２．０％、Fe：０～２．５％、残部Znおよび不可避免的不純物からなるものを挙げることができる。めっき層組成は溶融めっき浴組成をほぼ反映したものとなる。溶融めっきの方法は特に限定されないが、一般的にはインライン焼鈍型の溶融めっき設備を使用することがコスト的に有利となる。以下、めっき層の成分元素について説明する。めっき層成分元素の「％」は特に断らない限り「質量％」を意味する。

[0040] Alは、めっき鋼板の耐食性向上に有効であり、また、めっき浴においてMg酸化物系ドロスの発生を抑制する。これらの作用を十分に発揮させるためには１．０％以上のAl含有量を確保する必要がある、４．０％以上のAl含有量を確保することがより好ましい。一方、Al含有量が多くなるとめっき層の下地に脆いFe-Al合金層が成長しやすくなり、Fe-Al合金層の過剰な成長はめっき密着性の低下を招く要因となる。種々検討の結果、Al含有量は２２．０％以下とすることがより好ましく、１５．０％以下、あるいはさらに１０．０％以下に管理しても構わない。

[0041] Mgは、めっき層表面に均一な腐食生成物を生成させてめっき鋼板の耐食性を著しく高める作用を呈する。Mg含有量は０．０５％以上とすることがより効果的であり、１．０％以上とすることがさらに好ましい。一方、めっき浴中のMg含有量が多くなるとMg酸化物系ドロスが発生し易くなり、めっき層の品質低下を招く要因となる。Mg含有量は１０．０％以下の範囲とすることが望ましい。

[0042] 溶融めっき浴中にTi、Bを含有させると、溶融めっき時における製造条

件の自由度が拡大する等のメリットがある。このため、必要に応じてTi、Bの1種または2種を添加することができる。その添加量はTiの場合0.0005%以上、Bの場合0.0001%以上とすることがより効果的である。ただし、めっき層中のTiやBの含有量が過剰になると析出物の生成に起因しためっき層表面の外観不良を引き起こす要因となる。これらの元素を添加する場合は、Ti：0.10%以下、B：0.05%以下の範囲とすることが望ましい。

[0043] 溶融めっき浴中にSiを含有させると、めっき原板表面とめっき層の界面に生成するFe-Al合金層の過剰な成長が抑制され、溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板の加工性を向上させる上で有利となる。したがって、必要に応じてSiを含有させることができる。その場合、Si含有量を0.005%以上とすることがより効果的である。ただし、過剰のSi含有は溶融めっき浴中のドロス量を増大させる要因となるので、Si含有量は2.0%以下とすることが望ましい。

[0044] 溶融めっき浴中には、鋼板を浸漬・通過させる関係上、Feが混入しやすい。Zn-Al-Mg系めっき層中のFe含有量は2.5%以下とすることが好ましい。

[0045] 溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板部材のめっき付着量が少ないと、めっき面の耐食性および犠牲防食作用を長期にわたって維持するうえで不利となる。種々検討の結果、本発明に従ってビード止端部近傍に生じた「めっき層蒸発領域」を残存させる場合、片面当たりのZn-Al-Mg系めっき付着量は20g/m²以上とすることがより効果的である。一方、めっき付着量が多くなると溶接時にブローホールが発生しやすくなる。ブローホールが発生すると溶接強度が低下する。このため片面当たりのめっき付着量は250g/m²以下とすることが望ましい。

[0046] [溶接相手部材]

上記の溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板部材とアーク溶接により接合する相手部材は、上記と同様の溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板部材であつ

ても構わないし、それ以外の鋼材であっても構わない。

実施例

[0047] 《実施例 1》

表 2 に示す組成を有する板厚 3.2 mm、板幅 1000 mm の冷延鋼帯をめっき基板とし、これを溶融めっきラインに通板して種々のめっき層組成を有する溶融 Zn-Al-Mg 系めっき鋼板を製造した。各溶融 Zn-Al-Mg 系めっき鋼板を用いて、以下に示す試験方法によりガスシールドアーク溶接を行い、耐溶融金属脆化割れ性に及ぼすシールドガス組成の影響を調査した。めっき層組成、めっき付着量、シールドガス組成は後述表 4 中に示してある。本発明例に適用したシールドガスの組成は、CO₂: 0~16 体積%、残部: Ar、He の 1 種以上からなる（後述実施例 2、3 において同じ）。

[0048] [表2]

表2

鋼 No.	化学組成(質量%)						備 考
	C	Si	Mn	Al	Ti	Nb	
A	0.22	0.006	0.8	0.04	—	—	490MPa級高張力鋼
B	0.11	0.10	1.8	0.04	—	—	590MPa級高張力鋼
C	0.11	0.4	2.0	0.4	0.04	0.02	980MPa級高張力鋼

[0049] [耐溶融金属脆化割れ性の試験方法]

図 7 に示すように、100 mm×75 mm の試験片 14（溶融 Zn-Al-Mg 系めっき鋼板部材）の中央部に直径 20 mm、長さ 25 mm の棒鋼のボス（突起）15 を垂直に立て、表 3 に示す溶接条件でガスシールドアーク溶接を行って試験片 14 とボス 15 を接合した。具体的には溶接開始点 S から時計回りにボス 15 の周囲を 1 周して、溶接開始点 S を過ぎた後もさらにビードを重ねて溶接を進め、溶接ビード 16 の重なり部分 17 が生成した後の溶接終了点 E まで溶接を行った。溶接中、試験片 14 は平板上に拘束された状態とした。この試験は実験的に溶接割れが生じやすい状況としたものである。

[0050]

[表3]

表3

溶接ワイヤ	YGW12、直径1.2mm
シールドガス組成	本発明例：ベースガス：Ar、He、Ar－He混合ガス、 CO ₂ ：0～16体積％ 比較例：Ar－5.5～20.0体積％CO ₂
シールドガス流量	20L／min
溶接電流	100～250A
アーク電圧	14～32V
溶接速度	0.4m／min
溶接入熱	2100～12000J／cm

[0051] 溶接後、ボス15の中心軸を通り、且つビード重なり部分17を通る切断面20について、ビード重なり部分17近傍の試験片14部分を走査型電子顕微鏡で観察することにより、試験片14に観測される最も深い割れの深さ（最大割れ深さ）を測定した。この割れは「溶融金属脆化割れ」とであると判断される。結果を表4に示す。

[0052]

[表4]

表4 (板厚3.2mm)

No.	鋼	Zn-Al-Mg系めっき層組成(残部:Zn) (質量%)						めっき 付着量 (g/m ²)	シールドガス組成 (体積%)			溶接 入熱 Q (J/cm)	2900 × Q ^{0.68}	最大 割れ 深さ (mm)	区 分
		Al	Mg	Si	Ti	B	Fe		Ar	He	CO ₂				
1	A	4.1	0.05	-	-	-	-	44	100.0	0.0	0.0	2100	15.97	0	本 発 明 例
2	B	6.2	2.9	0.5	0.05	0.02	-	92	42.0	50.0	8.0	2100	15.97	0	
3	C	21.2	9.6	0.5	0.03	0.01	0.7	195	0.0	84.0	16.0	2100	15.97	0	
4	A	4.1	0.05	0.3	-	-	0.5	44	0.0	100.0	0.0	3100	12.25	0	
5	B	6.2	2.9	1.5	-	-	0.4	92	47.0	47.0	6.0	3100	12.25	0	
6	C	21.2	9.6	-	-	-	0.5	195	0.0	88.5	11.5	3100	12.25	0	
7	A	4.5	1.1	0.5	-	-	-	35	100.0	0.0	0.0	6000	7.82	0	
8	A	6.1	3.1	-	-	-	-	88	76.5	20.0	3.5	6000	7.82	0	
9	B	14.5	7.7	-	-	-	1.2	129	49.6	45.2	5.2	6000	7.82	0	
10	C	17.8	8.1	0.3	-	-	1.6	165	0.0	93.0	7.0	6000	7.82	0	
11	C	21.6	9.2	0.5	-	-	-	240	94.5	0.0	5.5	6000	7.82	0	
12	A	4.5	1.1	0.5	-	0.04	0.6	35	75.0	25.0	0.0	8000	6.43	0	
13	A	6.1	3.1	0.5	0.04	0.01	-	88	44.5	50.0	5.5	8000	6.43	0	
14	B	10.9	2.9	0.2	-	-	-	91	94.0	0.0	6.0	8000	6.43	0	
15	B	14.5	7.7	1.3	-	-	2.0	129	19.8	75.2	5.0	9000	5.94	0	
16	C	17.8	8.1	1.9	-	-	2.3	165	0.0	94.5	5.5	9000	5.94	0	
17	C	21.6	9.2	0.5	-	-	0.3	240	74.0	26.0	0.0	10000	5.53	0	
18	A	4.4	0.07	0.7	-	-	0.5	41	94.8	0.0	5.2	10000	5.53	0	
19	B	6.0	3.1	0.7	0.09	0.02	-	62	67.0	33.0	0.0	12000	4.88	0	
20	C	15.5	5.0	-	0.05	-	-	115	20.0	78.0	2.0	12000	4.88	0	
21	C	21.3	9.1	-	-	-	-	189	0.0	95.4	4.6	12000	4.88	0	
22	A	4.2	1.6	-	-	-	-	34	80.0	0.0	20.0	2100	15.97	0.5	比 較 例
23	B	6.2	2.9	-	-	-	0.5	92	0.0	86.0	14.0	3100	12.25	2.0	
24	C	20.5	9.5	-	-	-	0.4	180	44.0	44.0	12.0	4000	10.30	3.2	
25	A	4.5	1.1	-	-	-	0.5	45	87.0	0.0	13.0	4000	10.30	0.9	
26	B	11.2	2.9	1.3	-	-	-	62	45.0	46.0	9.0	6000	7.82	1.5	
27	C	21.0	9.9	-	0.05	0.01	0.5	240	0.0	80.0	20.0	6000	7.82	3.2	
28	A	4.4	1.2	0.5	-	-	-	60	82.0	10.0	8.0	8000	6.43	0.7	
29	A	6.3	3.0	0.6	0.05	0.01	-	89	50.0	42.0	8.0	8500	6.17	2.0	
30	C	17.5	7.1	-	-	-	-	160	0.0	92.5	7.5	10000	5.53	3.2	
31	A	5.5	0.9	-	-	-	-	76	93.0	0.0	7.0	11000	5.18	1.3	
32	B	10.1	6.9	1.9	-	-	-	155	93.5	0.0	6.5	11500	5.02	3.2	
33	C	21.6	8.3	-	-	-	-	234	0.0	94.5	5.5	12000	4.88	3.2	
34	A	1.1	0.05	-	-	-	-	35	100.0	0.0	0.0	2100	15.97	0	本 発 明 例
35	A	1.2	0.05	0.3	-	-	0.5	45	75.0	25.0	0.0	3100	12.25	0	
36	B	1.0	1.0	-	-	-	-	64	95.0	0.0	5.0	4000	10.30	0	
37	B	1.1	1.0	0.1	-	0.05	0.4	76	65.0	29.0	6.0	6000	7.82	0	
38	C	1.2	0.5	0.1	0.03	0.05	0.02	95	94.8	0.0	5.2	8000	6.43	0	
39	A	1.2	0.06	-	-	-	-	34	80.0	0.0	20.0	2100	15.97	0.7	比 較 例
40	B	1.3	0.5	0.1	-	-	-	47	86.0	0.0	14.0	4000	10.30	1.2	
41	C	1.0	1.2	0.2	0.02	-	0.01	78	50.0	41.0	9.0	10000	5.53	2.8	

[0053] 表4に示されるように、シールドガス中のCO₂濃度が本発明の規定を超える比較例のものにおいて、溶融金属脆化割れが観測された。これらはいずれ

も試験片 14 におけるめっき層蒸発領域長さ L（前述図 3 参照）が 0.3 mm 未満であり、最も深い熔融金属脆化割れはほとんどの試料において止端部からの距離が 0.3 mm 以内の部位に生じていた。これに対し、シールドガス中の CO_2 濃度を前記（2）式を満たす範囲で制限した本発明例のものには熔融金属脆化割れは観測されなかった。本発明例のものにおけるめっき層蒸発領域長さ L は、いずれも 0.3 mm 以上であった。

[0054] 《実施例 2》

表 2 に示す組成を有する板厚 4.5 mm の冷延鋼帯をめっき原板とし、これを熔融めっきラインに通板して種々のめっき層組成を有する熔融 Zn-Al-Mg 系めっき鋼板を製造した。各熔融 Zn-Al-Mg 系めっき鋼板を用いて、実施例 1 と同様の評価手法で耐熔融金属脆化割れ性に及ぼすシールドガス組成の影響を調査した。その結果を表 5 に示す。めっき層組成、めっき付着量、シールドガス組成は表 5 中に示してある。本発明例に適用したシールドガスの組成は、 CO_2 : 0~7 体積%、残部 : Ar、He の 1 種以上からなる。

[0055]

[表5]

表5 (板厚4.5mm)

No.	鋼	Zn-Al-Mg系めっき層組成(残部:Zn) (質量%)						めっき 付着量 (g/m ²)	シールドガス組成 (体積%)			溶接 入熱 Q (J/cm)	2900 ×Q ^{0.68}	最大 割れ 深さ (mm)	区 分
		Al	Mg	Si	Ti	B	Fe		Ar	He	CO ₂				
51	A	4.5	1.1	0.5	-	-	-	35	100.0	0.0	0.0	6000	7.82	0	本 発 明 例
52	A	6.1	3.1	-	-	-	-	88	76.5	20.0	3.5	6000	7.82	0	
53	B	14.5	7.7	-	-	-	1.2	129	49.6	45.2	5.2	6000	7.82	0	
54	C	17.8	8.1	0.3	-	-	1.6	165	0.0	93.0	7.0	6000	7.82	0	
55	C	21.6	9.2	0.5	-	-	-	240	94.5	0.0	5.5	6000	7.82	0	
56	A	4.5	1.1	0.5	-	0.04	0.6	35	75.0	25.0	0.0	8000	6.43	0	
57	A	6.1	3.1	0.5	0.04	0.01	-	88	44.5	50.0	5.5	8000	6.43	0	
58	B	10.9	2.9	0.2	-	-	-	91	94.0	0.0	6.0	8000	6.43	0	
59	B	14.5	7.7	1.3	-	-	2.0	129	19.8	75.2	5.0	9000	5.94	0	
60	C	17.8	8.1	1.9	-	-	2.3	165	0.0	94.5	5.5	9000	5.94	0	
61	C	21.6	9.2	0.5	-	-	0.3	240	74.0	26.0	0.0	10000	5.53	0	
62	A	4.4	0.07	0.7	-	-	0.5	41	94.8	0.0	5.2	10000	5.53	0	
63	B	6.0	3.1	0.7	0.09	0.02	-	62	67.0	33.0	0.0	12000	4.88	0	
64	C	15.5	5.0	-	0.05	-	-	115	20.0	78.0	2.0	12000	4.88	0	
65	C	21.3	9.1	-	-	-	-	189	0.0	95.4	4.6	12000	4.88	0	
66	B	1.1	1.0	0.1	-	0.05	0.4	76	65.0	29.0	6.0	6000	7.82	0	
67	C	1.2	0.5	0.1	0.03	0.05	0.02	95	94.8	0.0	5.2	8000	6.43	0	

[0056] 4.5mmのめっき原板を用いた溶融Zn-AI-Mg系めっき鋼板においても、シールドガス中のCO₂濃度を前記(2)式を満たす範囲に制限することによって溶融金属脆化割れを防止することができた。

[0057] 《実施例3》

表2に示す組成を有する板厚6.0mmの冷延鋼帯をめっき原板とし、これを溶融めっきラインに通板して種々のめっき層組成を有する溶融Zn-AI-Mg系めっき鋼板を製造した。各溶融Zn-AI-Mg系めっき鋼板を用いて、実施例1と同様の評価手法で耐溶融金属脆化割れ性に及ぼすシールドガス組成の影響を調査した。その結果を表6に示す。めっき層組成、めっき付着量、シールドガス組成は表6中に示してある。本発明例に適用したシールドガスの組成は、CO₂:0~6体積%、残部:Ar、Heの1種以上からなる。

[0058]

[表6]

表6 (板厚6.0mm)

No.	鋼	Zn-Al-Mg系めっき層組成(残部:Zn) (質量%)						めっき 付着量 (g/m ²)	シールドガス組成 (体積%)			溶接 入熱 Q (J/cm)	2900 ×Q ^{-0.68}	最大 割れ 深さ (mm)	区 分
		Al	Mg	Si	Ti	B	Fe		Ar	He	CO ₂				
71	A	4.5	1.1	0.5	—	0.04	0.6	35	75.0	25.0	0.0	8000	6.43	0	本 発 明 例
72	A	6.1	3.1	0.5	0.04	0.01	—	88	44.5	50.0	5.5	8000	6.43	0	
73	B	10.9	2.9	0.2	—	—	—	91	94.0	0.0	6.0	8000	6.43	0	
74	B	14.5	7.7	1.3	—	—	2.0	129	19.8	75.2	5.0	9000	5.94	0	
75	C	17.8	8.1	1.9	—	—	2.3	165	0.0	94.5	5.5	9000	5.94	0	
76	C	21.6	9.2	0.5	—	—	0.3	240	74.0	26.0	0.0	10000	5.53	0	
77	A	4.4	0.07	0.7	—	—	0.5	41	94.8	0.0	5.2	10000	5.53	0	
78	B	6.0	3.1	0.7	0.09	0.02	—	62	67.0	33.0	0.0	12000	4.88	0	
79	C	15.5	5.0	—	0.05	—	—	115	20.0	78.0	2.0	12000	4.88	0	
80	C	21.3	9.1	—	—	—	—	189	0.0	95.4	4.6	12000	4.88	0	
81	C	1.2	0.5	0.1	0.03	0.05	0.02	95	94.8	0.0	5.2	8000	6.43	0	

[0059] 6.0mmのめっき原板を用いた溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板においても、シールドガス中のCO₂濃度を前記(2)式を満たす範囲に制限することによって溶融金属脆化割れを防止することができた。

[0060] 《実施例4》

表2に示す組成を有する板厚2.6mmの冷延鋼帯をめっき原板とし、これを溶融めっきラインに通板して種々のめっき層組成を有する溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板を製造した。各溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板を用いて、実施例1と同様の評価手法で耐溶融金属脆化割れ性に及ぼすシールドガス組成の影響を調査した。その結果を表7に示す。めっき層組成、めっき付着量、シールドガス組成は表7中に示してある。本発明例に適用したシールドガスの組成は、CO₂: 0~17体積%、残部: Ar、Heの1種以上からなる。

[0061]

[表7]

表7 (板厚2.6mm)															
No.	鋼	Zn-Al-Mg系めっき層組成(残部:Zn) (質量%)						めっき 付着量 (g/m ²)	シールドガス組成 (体積%)			溶接 入熱 Q (J/cm)	205 ×Q ^{-0.32}	最大 割れ 深さ (mm)	区 分
		Al	Mg	Si	Ti	B	Fe		Ar	He	CO ₂				
91	A	4.1	0.05	-	-	-	-	44	100.0	0.0	0.0	2100	17.73	0	本 発 明 例
92	B	6.2	2.9	0.5	0.05	0.02	-	92	33.0	50.0	17.0	2100	17.73	0	
93	C	21.2	9.6	0.5	0.03	0.01	0.7	195	0.0	83.0	17.0	2100	17.73	0	
94	A	4.1	0.05	0.3	-	-	0.5	44	0.0	100.0	0.0	3100	15.65	0	
95	B	6.2	2.9	1.5	-	-	0.4	92	40.0	47.0	13.0	3100	15.65	0	
96	C	21.2	9.6	-	-	-	0.5	195	0.0	85.0	15.0	3100	15.65	0	
97	A	4.5	1.1	0.5	-	-	-	35	100.0	0.0	0.0	4500	13.89	0	
98	A	6.1	3.1	-	-	-	-	88	70.0	20.0	10.0	4500	13.89	0	
99	B	14.5	7.7	-	-	-	1.2	129	44.8	45.2	10.0	4500	13.89	0	
100	C	17.8	8.1	0.3	-	-	1.6	165	0.0	90.0	10.0	4500	13.89	0	
101	A	1.1	0.05	-	-	-	-	35	100.0	0.0	0.0	2100	17.73	0	
102	A	1.2	0.05	0.3	-	-	0.5	45	60.0	25.0	15.0	3100	15.65	0	
103	B	1.0	1.0	-	-	-	-	64	88.0	0.0	12.0	4000	14.42	0	

[0062] めっき原板の板厚が2.6mmの溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板を用いた場合には、許容上限が前記(2)式よりも広い前記(3)式を満たす範囲において溶融金属脆化割れを防止可能であることが確認された。

[0063] 《実施例5》

表2に示す組成を有する板厚1.6mmの冷延鋼帯をめっき原板とし、これを溶融めっきラインに通板して種々のめっき層組成を有する溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板を製造した。各溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板を用いて、実施例1と同様の評価手法で耐溶融金属脆化割れ性に及ぼすシールドガス組成の影響を調査した。その結果を表8に示す。めっき層組成、めっき付着量、シールドガス組成は表8中に示してある。本発明例に適用したシールドガスの組成は、CO₂:0~17体積%、残部:Ar、Heの1種以上からなる。

[0064]

[表8]

表8 (板厚1.6mm)

No.	鋼	Zn-Al-Mg系めっき層組成(残部:Zn) (質量%)						めっき 付着量 (g/m ²)	シールドガス組成 (体積%)			溶接 入熱 Q (J/cm)	205 × Q ^{-0.32}	最大 割れ 深さ (mm)	区 分
		Al	Mg	Si	Ti	B	Fe		Ar	He	CO ₂				
111	A	4.1	0.05	-	-	-	-	44	100.0	0.0	0.0	2100	17.73	0	本 発 明 例
112	B	6.2	2.9	0.5	0.05	0.02	-	92	33.0	50.0	17.0	2100	17.73	0	
113	C	21.2	9.6	0.5	0.03	0.01	0.7	195	0.0	83.0	17.0	2100	17.73	0	
114	A	4.1	0.05	0.3	-	-	0.5	44	0.0	100.0	0.0	3100	15.65	0	
115	B	6.2	2.9	1.5	-	-	0.4	92	40.0	47.0	13.0	3100	15.65	0	
116	C	21.2	9.6	-	-	-	0.5	195	0.0	85.0	15.0	3100	15.65	0	
117	A	4.5	1.1	0.5	-	-	-	35	100.0	0.0	0.0	4500	13.89	0	
118	A	6.1	3.1	-	-	-	-	88	70.0	20.0	10.0	4500	13.89	0	
119	B	14.5	7.7	-	-	-	1.2	129	44.8	45.2	10.0	4500	13.89	0	
120	C	17.8	8.1	0.3	-	-	1.6	165	0.0	90.0	10.0	4500	13.89	0	
121	A	1.1	0.05	-	-	-	-	35	100.0	0.0	0.0	2100	17.73	0	
122	A	1.2	0.05	0.3	-	-	0.5	45	60.0	25.0	15.0	3100	15.65	0	
123	B	1.0	1.0	-	-	-	-	64	88.0	0.0	12.0	4000	14.42	0	

[0065] めっき原板の板厚が1.6mmの溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板を用いた場合も、前記(3)式を満たす範囲において溶融金属脆化割れを防止可能であることが確認された。

符号の説明

- [0066] 1、1' 母材
- 2 溶接ビード
- 3 ビード止端部
- 5 Zn-Al-Mg系合金層
- 6 Fe-Al系合金層
- 7 めっき層
- 8 Zn-Al-Mg系溶融金属
- 9 めっき層蒸発領域
- 10 溶融凝固領域
- 11 めっき層未溶融領域
- 14 試験片
- 15 ボス

- 1 6 溶接ビード
- 1 7 ビード重なり部分
- 3 1 溶接トーチ
- 3 2 溶接ワイヤ
- 3 3 電極
- 3 4 シールドガス
- 3 5 アーク

請求の範囲

[請求項1] ガスシールドアーク溶接にて鋼材同士を接合して溶接構造部材を製造するに際し、少なくとも接合する一方の部材を溶融 $Zn-Al-Mg$ 系めっき鋼板部材とし、シールドガスとして、 Ar ガス、 He ガスまたは $Ar+He$ 混合ガスをベースとし、 CO_2 濃度が下記 (1) 式で表される溶接入熱 Q (J/cm) との関係において下記 (2) 式を満たすガスを使用するアーク溶接構造部材の製造法。

$$Q = (I \times V) / v \quad \dots (1)$$

$$0 \leq C_{CO_2} \leq 2900 Q^{-0.68} \quad \dots (2)$$

ただし、 I は溶接電流 (A)、 V はアーク電圧 (V)、 v は溶接速度 (cm/sec)、 C_{CO_2} はシールドガス中の CO_2 濃度 (体積%) である。

[請求項2] 前記溶接入熱 Q を $2000 \sim 12000 J/cm$ の範囲とする請求項1に記載のアーク溶接構造部材の製造法。

[請求項3] ガスシールドアーク溶接にて鋼材同士を接合して溶接構造部材を製造するに際し、少なくとも接合する一方の部材に板厚 $2.6 mm$ 以下のめっき原板を用いた溶融 $Zn-Al-Mg$ 系めっき鋼板部材を適用し、シールドガスとして、 Ar ガス、 He ガスまたは $Ar+He$ 混合ガスをベースとし、 CO_2 濃度が下記 (1) 式で表される溶接入熱 Q (J/cm) との関係において下記 (3) 式を満たすガスを使用するアーク溶接構造部材の製造法。

$$Q = (I \times V) / v \quad \dots (1)$$

$$0 \leq C_{CO_2} \leq 205 Q^{-0.32} \quad \dots (3)$$

ただし、 I は溶接電流 (A)、 V はアーク電圧 (V)、 v は溶接速度 (cm/sec)、 C_{CO_2} はシールドガス中の CO_2 濃度 (体積%) である。

[請求項4] 前記溶接入熱 Q を $2000 \sim 4500 J/cm$ の範囲とする請求項3に記載のアーク溶接構造部材の製造法。

[請求項5] 前記溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板は、質量%で、Al : 1.0～22.0%、Mg : 0.05～10.0%、Ti : 0～0.10%、B : 0～0.05%、Si : 0～2.0%、Fe : 0～2.5%、残部Znおよび不可避免的不純物からなるめっき層を有するものである請求項1～4のいずれかに記載のアーク溶接構造部材の製造法。

[請求項6] 前記溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板は、片面当たりのめっき付着量が20～250 g/m²である請求項1～5のいずれかに記載のアーク溶接構造部材の製造法。