

溶融亜鉛めっき槽の不安定破壊強度と腐食特性に関する一考察

矢島 浩* ・ 佐藤 進* ・ 高 允宝*
堤 満康** ・ 山本 元道*** ・ 鈴木 清****

A Study on Unstable Fracture Strength and
Characteristics of Corrosion for Hot Dip Galvanizing Bath

YAJIMA Hiroshi, SATOH Susumu, KHO Yunbo,
TSUTSUMI Mitsuyasu, YAMAMOTO Motomichi and SUZUKI Kiyoshi

To found a life estimation technique for the hot dip galvanizing bath increasing demand in recent years, the causes of failure of a newly built galvanizing bath, which fractured unstably at the welded joint of the bottom plate and the side wall during start-up operation, were studied.

Furthermore, for the purposes of shortening the term and decreasing in the cost to build the hot dip galvanizing bath, it was also studied from a view point of the characteristic of corrosion in liquid zinc to clarify a welding process and a welding material which have higher building efficiency than the shielded metal arc welding used at present.

Main conclusions obtained are as follows:

(1) It was concluded that the unstable fracture during start-up operation was caused by using JIS SS400 with 0.26% Si content as the bottom plate and by making the welded joint of the bottom plate contact with liquid lead and liquid zinc poured from a spare bath in a short time (about an hour) without sufficient preheating.

Thus, a steel plate with low Si content like NAGP should be used for the bottom plate and, after sufficient preheating and covering the bottom plate of the galvanizing bath with liquid lead completely, liquid zinc should be poured little by little spending a long time.

(2) From a view point of the characteristic of corrosion, the welding process and the welding material having higher building efficiency were the gas shielded arc welding using low Si F3-1 and the submerged arc welding using low Si F4-1, F5-1 and F7-1. It is believed that they are able to apply to build the hot dip galvanizing bath instead of the shielded metal arc welding.

Moreover, It was revealed that the characteristic of corrosion in liquid zinc is depended on the chemical composition, especially Si component, and that Si content more than 0.20~0.47% causes severe corrosion. It was also revealed that the quantity of long-time corrosion in liquid zinc can be estimated by a parabolic law.

* 工学部 機械工学科 教授

** 工学部 機械工学科 助教授

*** 広島大学 工学部

****株式会社 ダイクレ 技術本部

2000年11月30日受付

1. まえがき

溶融亜鉛めっきは、船舶・海洋構造物をはじめ、橋梁・鉄塔など多くの陸上鋼構造物の防食対策として広く利用されている。

近年、鋼構造物のメンテナンスフリー化に向けて、亜鉛めっきの需要は増大しつつある。さらに、鋼構造物の大型化に伴い、必然的に大型のめっき槽が使用されるようになってきた。

溶融亜鉛めっきは、約430～470°Cの溶融亜鉛の中に被めっき物を浸漬させて亜鉛めっきを行う方法である。したがって、めっき槽は溶融亜鉛により、腐食、液体金属脆化およびクリープ変形・破断などの損傷を受けやすく、特に、溶接部においてこれらの損傷が著しい^{1),2)}。また、損傷例も多数報告されている^{3)～6)}。さらに近年、国内において1～3年間に1件の頻度で、突然めっき槽が破損する事故が発生しているが、そのメカニズムは必ずしも明確ではない。

一方、これまでの実績から、溶融亜鉛に耐え得るめっき槽建造用溶接材料は、低Si系の被覆アーク溶接棒しかない。したがって、めっき槽の建造に際しては、板厚40～70mmの鋼板の溶接を被覆アーク溶接で行っているのが現状であり、建造期間の短縮は不可能であるといえる。

溶融亜鉛めっき槽の大型化・需要増加への対応には、建造期間の短縮と建造コスト低減の実現や、めっき槽が受ける各損傷メカニズムの把握に基づいた、めっき槽の寿命予測技術の確立が不可欠である。

本報では、稼動立ち上げ時に底板と側壁との溶接継手部で不安定破壊した、新しいめっき槽の損傷原因について検討・考察した結果を報告する。また、めっき槽建造溶接の高効率化を目指し、被覆アーク溶接法に代わるガスシールドアーク溶接法やサブマージアーク溶接法について、めっき槽建造への実用化の可能性を、溶着金属の腐食特性から検討した結果について報告する。

2. 溶融亜鉛めっき槽の腐食・損傷状況

供用を終えて新しいめっき槽と交換された23基のめっき槽について調査した、腐食量と供用期間との関係を、Fig. 1に示す⁷⁾。調査対象めっき槽の板厚は、40～60mmであった。

Fig. 1から明らかのように、供用年数は概ね1～4年間で、最長でも6.5年間であった。しかしながら、供用年数にかかわらず板厚が略4～8mm減厚(初期板厚に対しては、約8～23%減厚)した時点で、新しいめっき槽と交換されている。

供用開始1年程度で、めっき槽底部に発生した亀裂の例を、Fig. 2に示す⁷⁾。

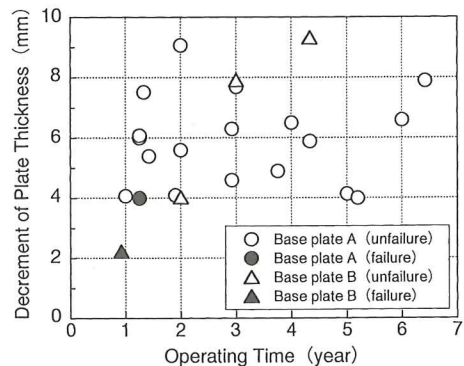


Fig. 1 Relation between decrement of plate thickness and operating time in galvanizing baths



Fig. 2 Example of crack in galvanizing bath

3. 溶融亜鉛めっき槽底部溶接継手部の不安定破壊に関する考察

稼動立ち上げ時に底板と側壁との溶接継手部で不安定破壊した、新しいめっき槽の損傷原因について検討・考察した。

3.1 損傷の状況

新しいめっき槽内に、鉛と亜鉛のインゴットを並べて予熱が開始された。

予熱開始から約2時間45分経過した後、近くの予備槽からポンプにより溶融鉛と溶融亜鉛が注入された。

約1時間で新しいめっき槽内はほぼ満タン状態

になった(めっき槽上端より約200mm下がった位置まで注入された)。

予熱は続けられ、予熱開始から約15時間経過した時点で、底部から溶融金属が流れ出したことにより、新しいめっき槽の損傷が確認された。幸い人身事故はなかった。

めっき槽底部の損傷状況模式図を、Fig. 3およびFig. 4に示す。また、亀裂発生部近傍の破断面をFig. 5に示す。

さらに、非貫通部の亀裂の状況を、底部の断面写真によりFig. 6に示す。

亀裂の起点は、底板と側壁との溶接の、めっき槽内面底板側熱影響部であり、底板の熱影響部を伝播した不安定破壊であった。また、この不安定破壊により一挙に貫通したのではなく、一旦停止後、2次的に発生した不安定破壊によって貫通していた。

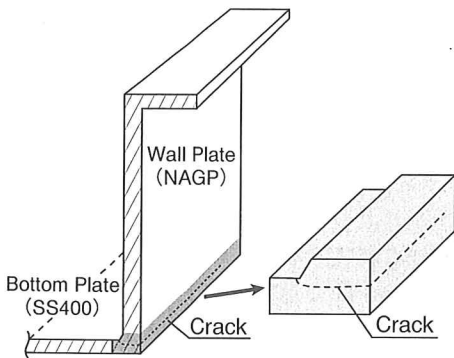


Fig. 3 Damaged part of galvanizing bath

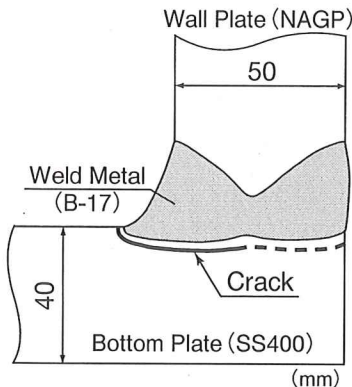


Fig. 4 Cross section of damaged part (welded joint) of galvanizing bath

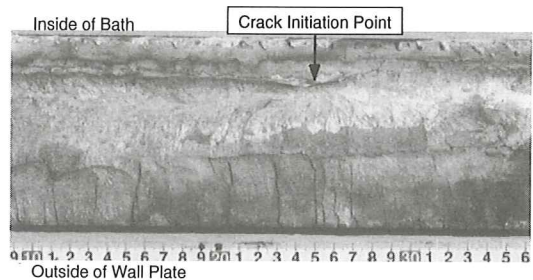


Fig. 5 Unstable fracture surface of crack initiation part

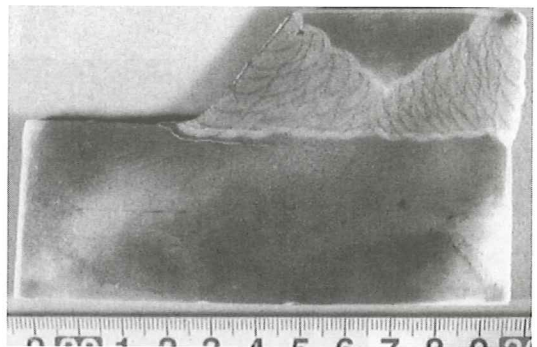


Fig. 6 Cross section of damaged part (welded joint)

Table 1 Chemical composition of materials for galvanizing bath (mass%)

	C	Si	Mn	P	S
Wall Plate (NAGP)	0.18	0.02	0.61	0.008	0.005
Bottom Plate (SS400)	0.094	0.26	1.24	0.012	0.008
Weld Metal (B-17)	0.11	0.11	0.64	0.018	0.004

側壁には極低 Si 系の溶融亜鉛めっき槽用鋼材である NAGP 鋼が用いられていたが、底板は JIS 一般構造用圧延鋼材 (SS400) であった。なお、底板と側壁との溶接は、B-17 による被覆アーク溶接であった。それら使用されていた材料の化学成分を、Table 1 に示す。

主亀裂起点部断面の走査型電子顕微鏡による観察および成分 (亜鉛) 分析を行った結果の例を、Fig. 7 に示す。Fig. 7 から明らかなように、主亀裂起点部近傍の微小亀裂内に亜鉛が検出され、しかも亜鉛は微小亀裂の表面に付着していることが明らかになった。

したがって、主亀裂起点部においては底板 (SS400) 溶接熱影響部表面が溶融亜鉛と接触し、結晶粒界が侵されて亜鉛脆化割れにより、鋭い応力集中部が形成された可能性が大きいと考えられる。

先に Table 1 に示したように、底板に Si 含有量が 0.26% の SS400 が使用されていたために、溶接熱影響部は溶融亜鉛にかなり敏感に反応したものと推察される。

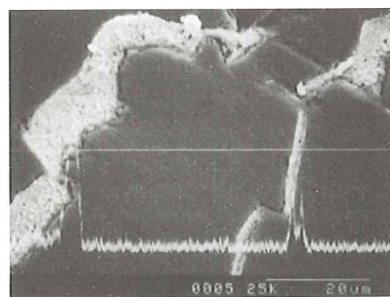
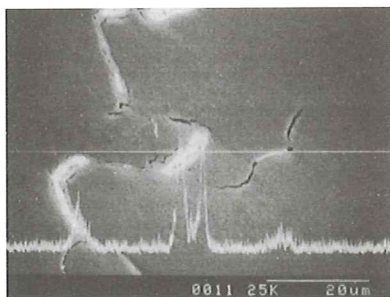


Fig. 7 Results of Zn analysis with EPMA at crack initiation point

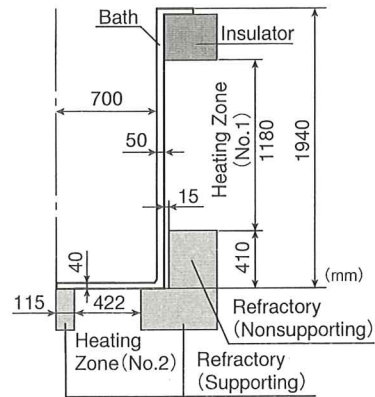


Fig. 8 Cross section of galvanizing bath and equipment

3.2 温度・応力解析

損傷しためっき槽断面の模式図を Fig. 8 に示す。また、Fig. 9(a)~Fig. 9(c) に示した 3 段階に分けて解析した。

解析モデルを Fig. 10・Fig. 11 に示す。すなわち、2次元モデルを用いた。対称性を考慮して 1/2モデルとした。Fig. 10 に示したように、解析モデルは、めっき槽、炉材、空気および溶融亜鉛で構成されている。

また、Fig. 11 に示したように、損傷部の温度および応力の評価には、めっき槽内面底板側溶接止端部に最も近い要素の値を用いた。熱伝導解析には、熱伝導 4 節点四辺形平面要素、熱伝達リンク 4 節点四辺形平面要素、熱伝達 2 節点辺要素を用いた。応力解析には、4 節点四辺形平面ひずみ要

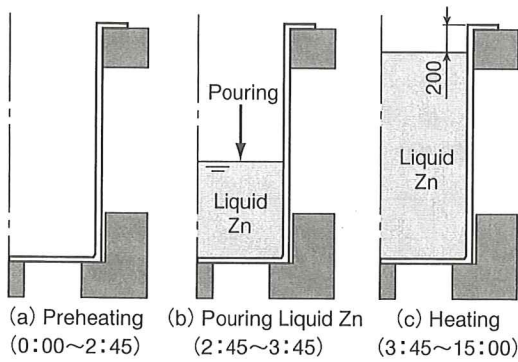


Fig. 9 Plan at start of operating galvanizing bath

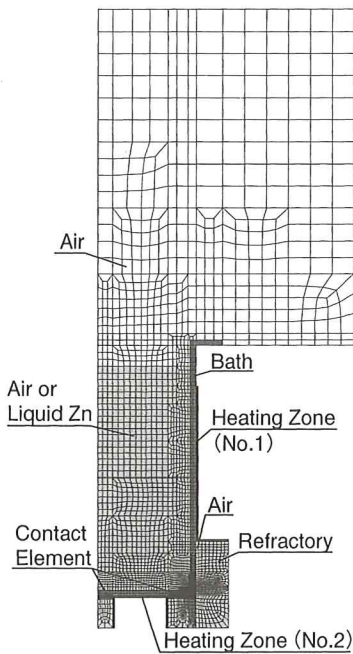


Fig. 10 FEM model for analysis

素および3次元接触要素を用いた。また、材料定数の温度依存性（非線形性）を考慮した。

Fig. 8 に示したように、めっき槽は底部が炉材によりサポートされており、側部の炉材との間には約15mmのすきまが設けられていた。そこで、Fig. 10 に示したように、めっき槽底板と底部の炉材との間には接触要素を導入し、めっき槽側壁と側部の炉材との間には15mmの間隔を設けた。なお、接

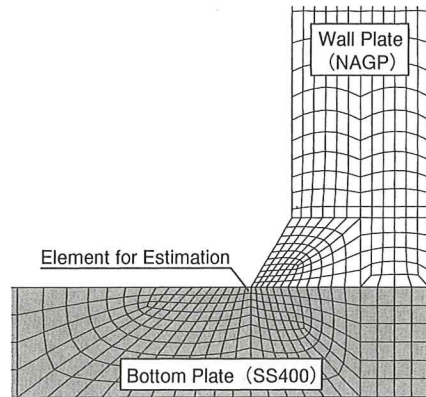


Fig. 11 FEM model at welded joint (crack initiation point)

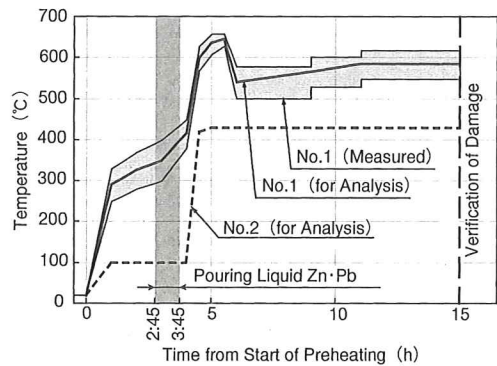


Fig. 12 Temperature in No. 1 and No. 2 combustion chamber

触要素は垂直反力のみを受け持ち摩擦力はないものとした。

めっき槽は、第1煙道および第2煙道から高温の燃焼ガスによって加熱される。第1煙道および第2煙道内の雰囲気温度の実測値、および解析に用いた入力値を Fig. 12 に示す。解析に用いた第1煙道内の雰囲気温度の入力値は、実測値の平均値とした。また、第2煙道内の雰囲気温度は計測されていなかったため、復旧後に計測された第1煙道内と第2煙道内との雰囲気温度の比から推定した値を入力値とした。

解析の手順は、まず、熱伝導解析を行い、各時刻での温度分布を求めた。次に、得られた温度分

布を用いて応力解析を行い、各時刻での応力を求めた。なお、解析には汎用コード FINAS を用いた。

Fig. 13 および、時間軸 (横軸) を拡大した Fig. 14 に、損傷部の温度、最大主応力および水平方向

応力の予熱開始からの時間変化を示す。また、Fig. 15 および、時間軸 (横軸) を拡大した Fig. 16 に、損傷部 (Fig. 13・Fig. 14 と同じ位置) の温度、Von Mises の相当応力および静水圧応力の予熱開始からの時間変化を示す。

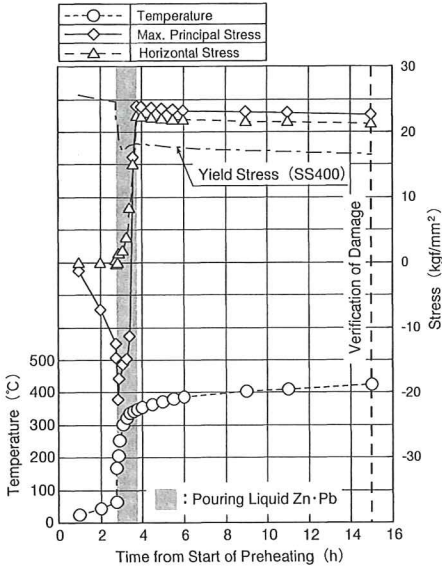


Fig. 13 Calculated temperature and stress at crack initiation point

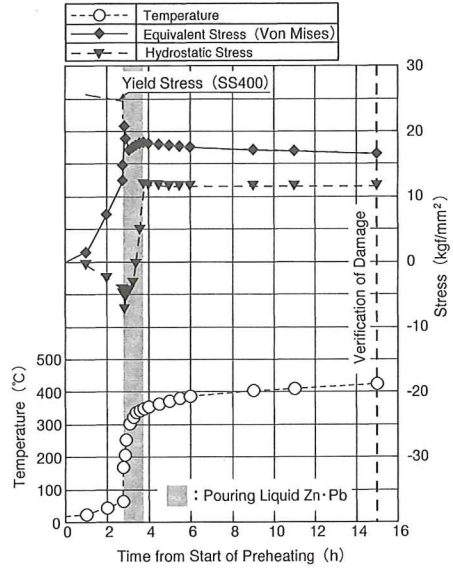


Fig. 15 Calculated temperature and stress at crack initiation point

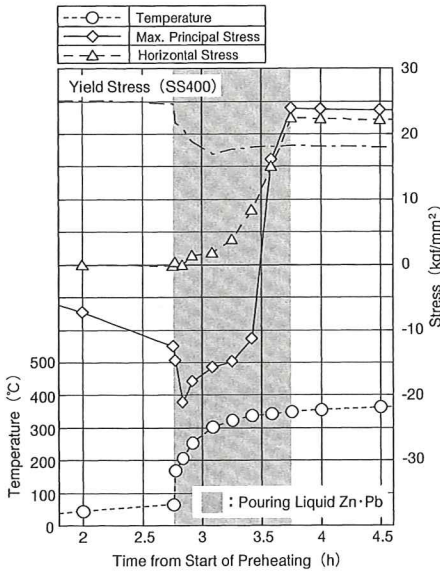


Fig. 14 Calculated temperature and stress at crack initiation point

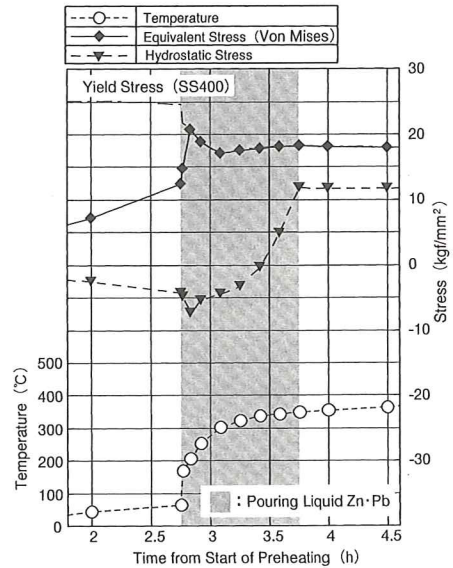


Fig. 16 Calculated temperature and stress at crack initiation point

さらに、溶融亜鉛の注入時間を6時間にした場合の解析結果を、Fig. 17 に示す。なお、Fig. 17 には、比較のために、Fig. 13 に示した1時間で注入した場合の解析結果も示した。

Fig. 13～Fig. 16 から明らかなように、予備槽からポンプによって溶融鉛と溶融亜鉛を注入開始した時点の損傷部（亀裂起点部）の温度は、約60～65℃であったとみなされる。

また、Fig. 13～Fig. 16 から明らかなように、予備槽からポンプによって溶融鉛と溶融亜鉛を注入開始約40分後から、損傷部の応力は急激に上昇している。損傷部の応力の急激な上昇の主因は、予備槽から注入した溶融鉛と溶融亜鉛による静圧力であると考えられる。

Fig. 17 から、溶融鉛と溶融亜鉛の注入を6時間かけてゆっくりと行えば、応力の急激な上昇は避けられることが明らかである。

したがって、もっと長時間かけてゆっくり注入し、損傷部（底板と側壁との溶接継手部）の温度が十分高くなって、破壊靱性値も十分高くなってから、応力が上昇するようにすべきであったと考

えられる。

3.3 損傷原因の推察

稼動立ち上げ時に、底板と側壁との溶接継手部の底板側熱影響部で不安定破壊した新しいめっき槽の、損傷原因について上述の如く検討した。推察される損傷原因の概略は、下記の如くである。

- ①底板に Si 含有量が0.26%の SS400が使用されていたこと。(Si 含有量の少ない NAGP のような鋼材を使用すべきであったこと。)
- ②予備槽からポンプによって溶融鉛と溶融亜鉛を注入する時期が早すぎたこと。(十分予熱して、めっき槽の温度がもっと高温になってから注入すべきであったこと。)
- ③めっき槽底部が溶融鉛で覆われてから、溶融亜鉛を注入すべきであったこと。(SS400 底板に、溶融亜鉛が接触しないようにすべきであったこと。)
- ④約1時間で溶融鉛・溶融亜鉛が注入されたが、もっと長時間かけて、ゆっくり注入すべきであったこと。(急激な応力上昇を回避すべきであったこと。)

4. 溶融亜鉛めっき槽溶接部の腐食特性

溶融亜鉛による腐食に耐える溶接材料は、現在、低 Si 系の被覆アーク溶接棒 (D4301, たとえば B-17 など) しかない。したがって、めっき槽の建造に際しては、板厚40～70mmの鋼板の溶接を被覆アーク溶接で行っているのが現状であり、建造期間の短縮は不可能であるといえる。

そこで、溶接の高効率化を目指し、被覆アーク溶接法に代わるガスシールドアーク溶接法に加えて、溶接施工効率に優れたサブマージアーク溶接法について、めっき槽建造への実用化の可能性を、溶着金属の腐食特性から検討した。

4.1 供試材および試験片製作要領

供試しためっき槽用鋼板母材 (BM1: 板厚60mm, BM2: 50mm, 共に NAGP), 被覆アーク溶接材料

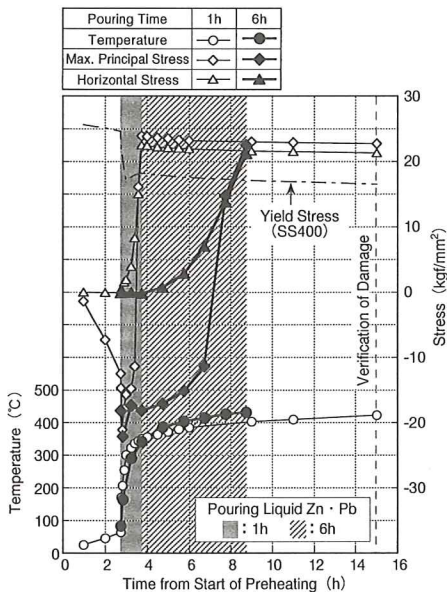


Fig. 17 Influence of pouring time on stress at crack initiation point

Table 2 Chemical composition of materials used (mass%)

		C	Si	Mn	P	S	Note		
Base Metal	BM1	0.17	0.01	0.54	0.009	0.006	—		
	BM2	0.18	0.02	0.59	0.007	0.004	—		
Deposited Metal	SMAW	E1-1	0.07	0.09	0.34	0.024	0.008	D4301	
		MAG	F1-1	0.04	0.65	1.62	0.017	0.006	YFW-C50DR
			F2-1	0.07	0.58	1.22	0.015	0.017	YGW11
	F3-1	0.08	0.14	0.77	0.008	0.013	YGW17		
	SAW	F4-1	0.07	0.08	0.82	0.014	0.007	FS-BN1	
			~0.08	~0.11	~0.94			YS-S1	
		F5-1	0.06	0.10	0.23	0.012 ~0.013	0.011	FS-FG3 YS-S1	
		F6-1	0.03	0.47 ~0.50	0.74	0.011	0.010 ~0.011	FS-FP1 YS-S1	
	F7-1	0.09	0.14 ~0.15	1.04 ~1.08	0.020 ~0.021	0.007	FS-BN1 YS-S1		

(SMAW : E1-1), ガスシールドアーク溶接材料 (MAG : F1-1, F2-1, F3-1) およびサブマージアーク溶接材料 (SAW : F4-1, F5-1, F6-1, F7-1) の化学成分を, Table 2 に示す⁸⁾。E1-1 は, めっき槽の製作に使用された実績のある Si 含有量の少ない溶接材料である。また, F1-1 は, フラックス入りワイヤである。さらに, F2-1 と F3-1 は, マグ溶接用ソリッドワイヤで, Si 含有量が多いものと少ないものである。また, F4-1, F7-1 は, ボンドフラックス用のサブマージアーク溶接材料で, F7-1 は, 大入熱単層溶接用である。F5-1, F6-1 は, 溶融フラックス用のサブマージアーク溶接材料で, F6-1 は, 高速溶接およびすみ肉溶接用である。

溶着金属および HAZ 試験片は, Fig. 18 に示すように, 供試鋼板に断面台形の溝を加工した開先部に, Table 3 に示す溶接条件で多層盛溶接し, 試験片を採取した⁸⁾。また, 溶接のまま (As Weld) と溶接後熱処理 (PWHT : $625 \pm 25^\circ\text{C}$ で 2.5h 保持, BM2 は 2 h 保持) を施したものの 2 種類から試験片を採取した。

Table 3 Welding conditions

Welding Method	Welding Consumables	Shielding Gases	Welding Current (A)	Welding Voltage (V)	Welding Speed (m/s)	Heat Input (kJ/m)
SMAW	E1-1	—	270~280	30	3.75×10^{-3}	2160~2240
MAG	F1-1	CO ₂ 100%	210~220	30	$(4.33 \sim 4.55) \times 10^{-3}$	1380~1520
	F2-1		230~260	26~30	$(3.75 \sim 4.50) \times 10^{-3}$	1330~2080
	F3-1	Ar+20%CO ₂	220~240	29~30	4.55×10^{-3}	1400~1580
SAW	F4-1~F7-1	—	650	32	7.0×10^{-3}	2970

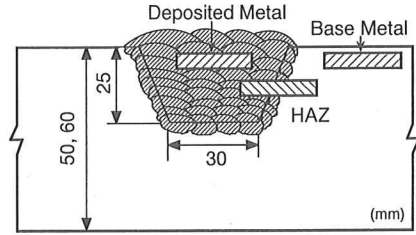


Fig. 18 Locations of test specimens in multi-pass deposited metal

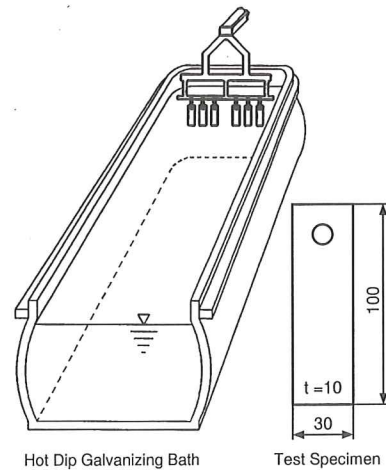


Fig. 19 Procedure of corrosion test

4.2 試験方法および試験結果

腐食試験は, 実用性を考えて実際に稼動中のめっき槽を使用して行った。供試試験片寸法は, 幅30mm, 長さ100mm, 厚さ10mmとした。試験は, Fig. 19 に示すように, ハンガーに試験片を吊り下げて稼動中の実機槽に浸漬して行った⁸⁾。

溶融亜鉛浴の温度は 450°C , 浸漬時間は, 供試材により異なるが, 概ね短時間 (8, 24, 48, 72h) と長時間 (200, 1000, 2000, 3000h) の 2 種類とした。

浸漬した試験片は, 所定時間経過した後めっき槽から取り出し, 付着した亜鉛を除去後重量を測定し, 試験開始前の重量との差異を

求めて、これを試験開始前の試験片の表面積で除して単位面積当たりの腐食量とした。

72h 浸漬した PWHT 材の外観写真を、Fig. 20 に示す。これより、溶接材料の種類によって腐食量の差異が著しいことがわかる。Fig. 20 から、F1-1、F2-1 は、BM1、E1-1、F3-1 と比較し

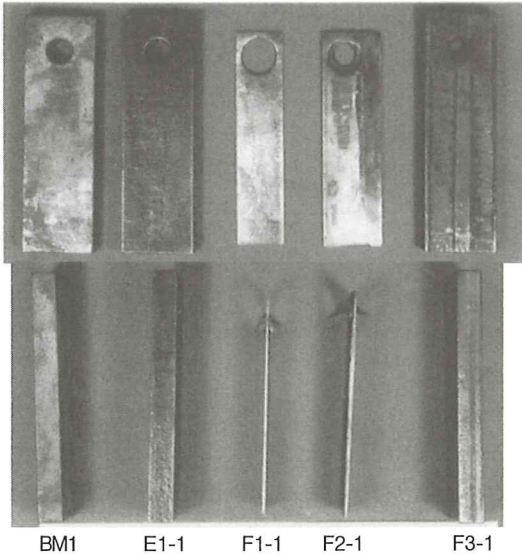


Fig. 20 Shapes of tested specimens (After 72h, PWHT, Base metal and deposited metal)

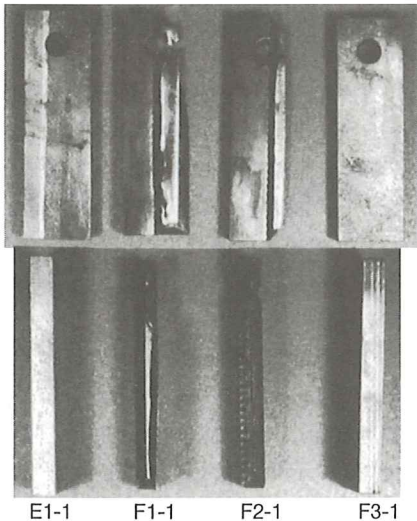


Fig. 21 Shapes of tested specimens (After 72h, PWHT, HAZ)

て著しく腐食されている様子がわかる。また、Fig. 21 は、HAZ を含む試験片の腐食試験結果で、上の写真の左側が母材で右側が溶着金属である。Fig. 21 より、右側の溶着金属の腐食が激しいことがわかる。また、腐食は、HAZ が選択的に腐食されずに溶着金属が腐食されていることがわかる。

PWHT 材溶着金属の、各浸漬時間における腐食量の測定結果を、Fig. 22 に示す。Fig. 22 より、同一溶接方法でも、腐食の激しいグループと穏やかなグループに分類できる。すなわち、F1-1、F2-1、F6-1 は、E1-1、F3-1、F4-1、F5-1、F7-1 に比べて腐食が顕著である。また、腐食速度（単位時間当たりの腐食量）は、浸漬開始初期は速いが次第に遅滞する傾向が認められる。

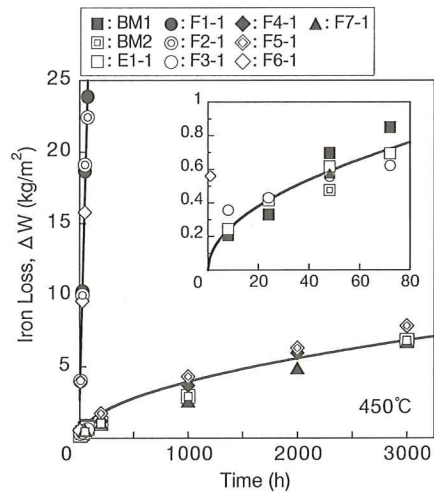


Fig. 22 Relation between iron loss and dipping time (PWHT, Base metal and deposited metal)

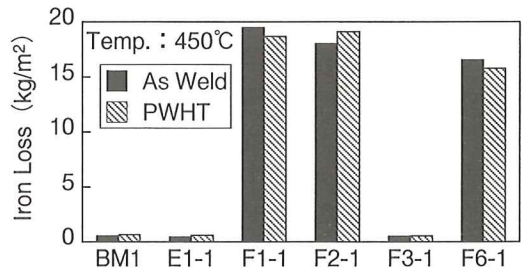


Fig. 23 Comparison of iron loss among BM1 and various deposited metal (After 48h)

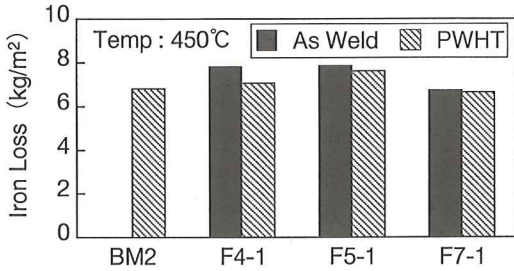


Fig. 24 Comparison of iron loss among BM2 and various deposited metal (After 3000h)

溶着金属の As Weld 材および PWHT 材について、短時間浸漬グループの48h 浸漬後の腐食量を Fig. 23 に示す。Fig. 23 から、As Weld 材と PWHT 材の差異は小さいが、材料によって腐食量が大きく異なることがわかる。長時間浸漬グループの3000h 浸漬後の腐食量を、Fig. 24 に示す。Fig. 24 から、3000h でも As Weld 材と PWHT 材の差異は小さいことがわかる。

4.3 腐食特性および腐食量に及ぼす Si の影響

従来より、短時間の腐食試験では、鋼の腐食量と浸漬時間との関係は、放物線則を用いた下記の速度方程式に従うとされている^{9),10)}。

$$\Delta W = a \times \sqrt{t} \quad \dots\dots\dots(1)$$

- ここで、 ΔW : 腐食量 (Iron loss) (kg/m²)
- a : 速度定数 (Iron loss constant) (kg/(m²· \sqrt{s}))
- t : 浸漬時間 (Time) (s)

PWHT 材の腐食の激しいグループ (F1-1, F2-1, F6-1) と穏やかなグループ (BM1, BM2, E1-1, F3-1, F4-1, F5-1, F7-1) について、腐食量を時間の平方根で整理した結果を、Fig. 25 に示す。また、Fig. 25 中の直線は、それぞれのグループについて(1)式で回帰したものである。すなわち、腐食の激しいグループの速度定数 (F1-1 : 409×10^{-4} , F2-1 : 400×10^{-4} , F6-1 : 318×10^{-4}) の最も大きな値、すなわち 409×10^{-4} と、腐食の穏やかなグループの速度定数 (BM1 : 15.0×10^{-4} , BM2 : 17.5×10^{-4} , E1-1 : $14.2 \times$

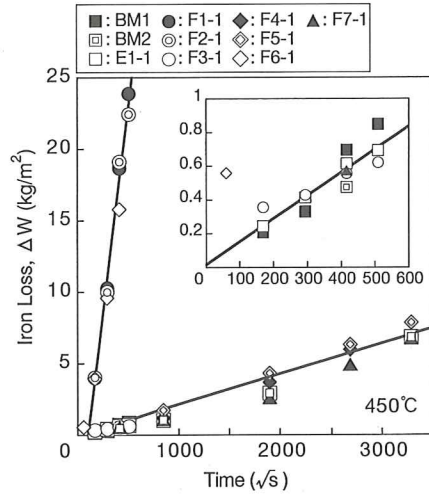


Fig. 25 Relation between iron loss and dipping time (PWHT, Base metal and deposited metal)

10^{-4} , F3-1 : 14.2×10^{-4} , F4-1 : 20.8×10^{-4} , F5-1 : 23.0×10^{-4} , F7-1 : 16.8×10^{-4}) の最も大きな値、すなわち 23.0×10^{-4} を用いて引いた線である。

Fig. 25 から明らかなように、図中の直線は試験結果と比較的良好一致を示している。これより、腐食量と \sqrt{t} との間には良好な直線関係があり、450°Cで行った本試験結果も放物線則に従うことが明らかになった。

一方、Hershman⁹⁾や Horstmann¹⁰⁾の腐食試験は、1~5 h ときわめて短時間である。本研究では最大3000h まで腐食試験を実施しており、短時間はもとより、長時間の腐食挙動も放物線則で整理できることが判明した。したがって、長時間の腐食挙動についてもかなりの精度で予測することが可能であるといえる。

従来より、熔融亜鉛による腐食にもっとも大きな影響を及ぼすと言われている元素、Si に注目して、速度定数 (a) と Si 含有量との関係を調べた結果を、Fig. 26 に示す。なお、Fig. 26 中には、Hershman ら^{9),10)}の母材の腐食試験結果も示してある。Fig. 26 より、Si 含有量が0.20~0.47%の間のデータがないので断言は難しいが、材料が変化し

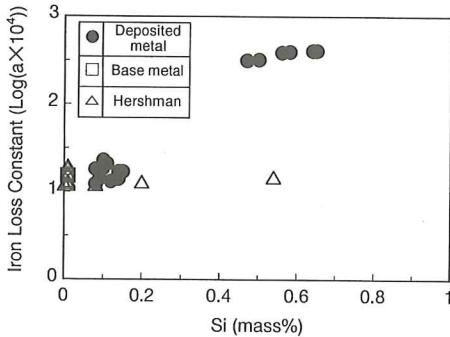


Fig. 26 Relation between iron loss and constant and Si content

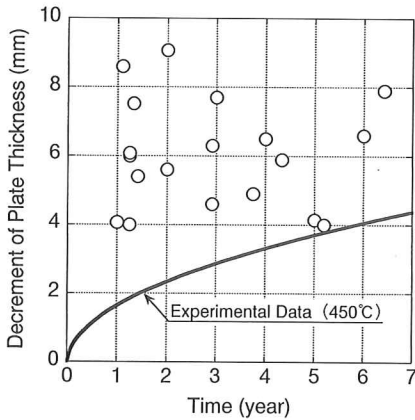


Fig. 27 Relation between decrement of plate thickness and time

でも Si 含有量によってほぼ一定の速度定数 (a) が得られることがわかる。

新しいめっき槽と交換された、槽材料の化学成分の公称値が同じで製造ロットが異なるめっき槽 19 基についての、側壁の腐食量測定結果を Fig. 27 に示す⁸⁾。Fig. 27 は、縦軸に腐食量を横軸に供用期間を示している。図中の実線は、上述の 450°C での長時間腐食試験結果の、腐食の穏やかなグループの腐食速度定数の最大値、すなわち 23.0×10^{-4} を用いて、全表面が一樣に腐食すると仮定して求めた腐食量と時間との関係を示したものである。

Fig. 27 から明らかなように、実機槽での側壁の腐食状況と、上述の長時間腐食試験結果との間に相関性が認められたといえよう。

5. おわりに

近年、需要が増加している溶融亜鉛めっき槽の寿命予測技術確立の基礎にするために、稼動立ち上げ時に底板と側壁との溶接継手部で不安定破壊した、新しいめっき槽の損傷原因について検討・考察した結果を報告した。

さらに、溶融亜鉛めっき槽の建造期間短縮と建造コストの低減を目的として、実績のある被覆アーク溶接法に代わる施工効率の良い溶接方法および溶接材料について、腐食特性の観点から検討した結果を報告した。

結論の概略は以下の如くである。

- (1) 稼動立ち上げ時の損傷の原因は、めっき槽底板に Si 含有量が 0.26% の SS400 が使用され、十分予熱せずに予備槽から溶融鉛と溶融亜鉛が短時間 (約 1 時間) で注入され、底板溶接部が溶融亜鉛と接触したためであると推察された。すなわち、Si 含有量の少ない NAGP のような鋼板を使用し、十分予熱して、めっき槽底部が溶融鉛で覆われてから、長時間かけて溶融亜鉛をゆっくり注入すべきであったと言える。
- (2) 腐食特性の観点から検討した施工効率の良い溶接方法および溶接材料としては、低 Si の F3-1 を用いたガスシールドアーク溶接法、および低 Si の F4-1, F5-1, F7-1 を用いたサブマージアーク溶接法が、被覆アーク溶接法に代わる溶融亜鉛めっき槽建造に適用可能であると考えられる。

なお、溶融亜鉛による腐食は、材料の化学成分、特に Si 含有量に依存し、ある値 (0.20~0.47%) 以上で腐食が急激に増大することが明らかになった。さらに、溶融亜鉛による長時間腐食は、放物線則によって予測が可能であることが明らかになった。

終わりに臨み、稼動中の実機槽での腐食試験に御協力いただいた、ダイクレ興産(株)奥崎和宏部長に厚く御礼申し上げます。さらに、本研究の遂行

に多大な御支援をいただいた，広島大学 工学部 篠崎賢二助教授，新日本製鐵(株) 粟飯原周二主幹研究員，日鐵溶接工業(株) 元松隆一課長研究員(研究当時)，山根国秀課長研究員(研究当時)，(株)ダイクレ 佐々木哲郎課長(研究当時)，(株)菱友システム技術(研究当時 広島大学 工学部) 佐村善明君に感謝の意を表します。

参考文献

- 1) 鈴木 清，奥崎和宏，粟飯原周二，矢島 浩，篠崎賢二：鋼製溶融亜鉛めっき槽の損傷，鉛と亜鉛，第202号(1998)，pp.11-21.
- 2) 鈴木 清，矢島 浩，篠崎賢二，頓田裕基：鋼製溶融亜鉛めっき槽の使用状況，鉛と亜鉛，第211号(1999)，pp.1-4.
- 3) R. Haarmann: Problems in practical hot dip galvanizing, Proc. 8th Inter. Conf. on Hot Dip Galvanizing, London (1967).
- 4) K. Remmer: The galvanizing pot and its life, Proc. 9th Inter. Conf. on Hot Dip Galvanizing, Düsseldorf (1970).
- 5) H. Wiegand: The effect of hot galvanizing on the mechanical properties of steel sections, Proc. 6th Inter. Conf. on Hot Dip Galvanizing, Interlaken (1961).
- 6) Chr. Pavlidis, R. Schulz, M. Fricke: Zum Problem der Rißentstehung an Feuerverzinkungs-kesseln, Ind Anz, Vol. 101, No. 85 (1979).
- 7) 鈴木 清，粟飯原周二，市川和利，矢島 浩，篠崎賢二，山本元道：溶融亜鉛めっき槽用鋼板溶接継手部の強度・信頼性(その1)－溶接部の高温強度と溶融亜鉛脆化特性－，西部造船会会報，第98号(1999)，pp.269-277.
- 8) 鈴木 清，奥崎和宏，粟飯原周二，市川和利，矢島 浩，篠崎賢二，山本元道：溶融亜鉛めっき槽用鋼板溶接継手部の強度・信頼性(その2)－溶接部の長期腐食特性－，西部造船会会報，第99号(2000)，pp.351-358.
- 9) A.A. Hershman: 溶融亜鉛メッキにおける合金生成：概括，鉛と亜鉛，第20号(1967)，pp.56-75.
- 10) D. Horstmann, F.K. Peters: 鉄と亜鉛間の諸反応(第9回国際溶融亜鉛めっき会議論文)，鉛と亜鉛，第38号(1970)，pp.44-74.