溶融亜鉛中における鋼の液体金属ぜい化 割れに関する研究

正員 菊池昌利* 家沢 徹**

Liquid Metal Embrittlement Cracking of Steels in Molten Zinc

by Masatoshi Kikuchi, *Member* Tohru Iezawa

Summary

It is known as "Liquid Metal Embrittlement (LME)" that elongation and reduction of area can be markedly reduced when a solid metal is coated with a certain liquid metal and then immediately [deformed in tension. There are several reports on the LME cracking of steel structures by molten zinc occurred while hot dip zinc galvanizing.

In this study, first of all, LME of SM 50 A and STK 55 steels contacting with molten zinc was examined by both tensile and bending tests using a special testing apparatus. The elongation and the reduction of area in molten zinc were reduced to 0.21 and 0.17~0.20 at the same temperature in air, respectively. However, the tensile strength was almost the same as that of in the air. LME of welded steel joints was also examined in molten zinc. In the second place, the thermal strain variations of a steel pipe which was dipping into molten zinc were measured by using capsule type high temperature strain gages, and the data obtained were converted into thermal stresses. On the other hand, the temperature distributions of the steel pipe which was dipping into molten zinc were analyzed sequentially by using heat equation, and quasi-static thermal stresses were analyzed sequentially by using "Finite Element Method (FEM)". The thermal stresses measured by using capsule type high temperature strain gages were similar to the analyzed stresses by FEM. The higher the dipping speed in molten zinc becomes, the smaller the thermal stresses are, which occur in the steel pipe while dipping. Therefore, quick dipping is one of the useful countermeasures to prevent the crack occurrence in the steel members which are galvanized.

1 緒 言

ある種の液体金属中において特定の固体金属にある大きさの引張応力が働くとぜい性き裂が発生する現象は液体金属ぜい化と呼ばれており、常温の水銀中における固体亜鉛、銀、およびアルミニウムのぜい化について Old¹⁾, Kamdar²⁾, Preece³⁾, および Westwood⁴⁾ らによって報告されている。溶融亜鉛中における鋼のぜい化に関する報告例は少ないが、Rädeker⁵⁾, 菊池^{6)~8)} などの報告がある。本研究では初めに2種類の鋼材およびその溶接継手について溶融亜鉛中で引張試験と曲げ試験を行い、溶融亜鉛による鋼に対する液体金属ぜい化の影響を調べた。ところで、溶融亜鉛めっき時に被めっき材あるいは鋼製溶融亜鉛槽にき裂が発生した例がいくつか報

告されているが^{9)~11)}、その原因究明についてはほとんど報告されていない。そこで、本研究では鋼管材を用い、溶融亜鉛めっき時の応力状態を調べるため、その外面の3点についてひずみゲージにより溶融亜鉛中へ浸せきする場合の熱ひずみ測定を行った。また、熱伝導方程式により準静的解析を行い温度変化を求め、有限要素法により鋼管の熱応力を計算した結果、実験値と比較的よく一致することがわかったので、鋼管全体の熱応力変化を有限要素解析結果から推定できることがわかった。この結果、溶融亜鉛めっき施工上の知見を得た。すなわち、溶融亜鉛めっき時に被めっき部材にある大きさの引張熱応力が発生し、液体金属ぜい化割れを発生することがあるが、発生する引張熱応力を低減することにより、き裂発生を防止することができる。

* (株)巴組鐵工所

** (株)巴組技研

Fig. 1 Shapes and dimensions of tensile testing and bending test specimens. (a) and (c) : As received, (b) and (d) : Butt welded joint

2 実験方法

2.1 引張試験および曲げ試験

実験に供した材料は市販の SM 50 A および STK 55 鋼であり、材料の化学成分と機械的性質を Table 1 に示す。引張試験片と曲げ試験片の形状寸法は Fig. 1 に示すようにすべて板厚は 9mm のものを用いた。溶接継手試験片である Fig. 1 (b), (d) については Table 1 で * 印を付けた材料を使用した。すべての試験片の長さ方向は圧延方向に一致させて採取した。溶接継手試験片の溶接条件は、Table 2 に示すように CO₂ 半自動溶接法を

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of materials used

Material	Chemical composition (%)					Mechanical properties		
	C	Si	Mn	P	S	σ_s (kg/mm ²)	σ_b (kg/mm ²)	ϕ (%)
SM50A	0.16	0.33	1.32	0.019	0.006	40	55	25
SM50A*	0.17	0.39	1.33	0.020	0.013	37	55	26
STK55	0.18	0.21	1.15	0.021	0.012	50	62	25
STK55*	0.12	0.36	1.36	0.019	0.002	50	60	33

Table 2 Welding condition of the specimens

Welding process	Wire, electrode		Welding current (A)	Arc voltage (V)	Flow amount of CO ₂ gas (l/min.)
	Brand name	Diameter (mm)			
Semi-automatic CO ₂ arc welding	YM-26	1.6	220~290	30~32	25

用いた。溶融亜鉛中での試験に先立ち、各試験片を10% 硫酸で 30 分間酸洗した後水洗し、40% 塩化亜鉛アンモン (3NH₄Cl·ZnCl₂) 溶液でフラックス処理した。引張試験と曲げ試験装置は Fig. 2 に示したもので、油圧シリンダーを用いて荷重を加えた。荷重はロードセル、変位は変位計を使用して測定し、ストレインメータの読みをデジタルプリンタにより記録した。試験装置に試験片を取付けて 460°C 溶融亜鉛へ浸せきし、試験片温度が一定になる浸せき 2 分後に負荷を開始した。引張試験においては 460°C における引張特性を調べるために試験片をテフロンテープで二重に被覆した試験片についても実験した。この場合は試験片の昇温に約 3.5 分要するため亜鉛へ浸せきして 5 分後に負荷を開始した。曲げ試験は母材および突合せ溶接継手材について各 7 本の試験片を準備し、溶融亜鉛中へ浸せきしてから 2 分後にそれぞれについて、曲げ角度 5° から 35° まで 5° 刻みに 7 種類の曲げ角度で試験を行った。

2.2 鋼管材溶融亜鉛めっき時の熱ひずみ測定

実験に供した鋼管は STK 55 の φ660.4 mm×18 mm、長さ 3500 mm のもので、20°C の鋼管を Fig. 3 に示すように亜鉛液面に対して 15° 傾けて 460°C の溶融亜鉛へ浸せきし、その時に発生する熱ひずみを測定した。ひずみ

Fig. 2 Schematic illustration of the tensile testing and bending test apparatus

Fig. 3 Schematic illustration of dipping posture of the steel pipe into molten zinc. Numbers in the circles represent the dipped positions used for analysis

測定位置は Fig. 3 に示すように鋼管の片端から 1075 mm の位置の鋼管の上, 横, 下の 3 点で各点の外面に 45° おきに 3 軸方向にひずみゲージを溶接した。使用したひずみゲージはカプセル型高温ゲージ KHC-20-G5-L200 (共和電業製)¹²⁾であり, 先に報告した¹³⁾ようにゲージを鋼管表面に点溶接した後その表面をシリコンラバーで約 2 mm の厚さに被覆し, その上を厚さ 0.18 mm のテフロンテープで二重に被覆し, 更にテフロンテープの表面を厚さ 0.1 mm のステンレス板で覆い, その周辺部を点溶接して固定した。ゲージのゼロドリフトを防ぐためゲージを溶接し, 被覆の完了した鋼管を 1 回溶融亜鉛めっきし, 熱サイクルを施した。熱ひずみ測定実験では溶融亜鉛中への鋼管の浸せき速度を $V=400\text{ mm/min}$ および 1600 mm/min について行った。測定ひずみは 3 秒間隔でデジタルプリンタにより記録した。浸せき実験終了後ひずみゲージ部を 100 mm 角に切断し, 再び溶融亜鉛中へ浸せきして動的見かけのひずみ¹³⁾を測定し, この値を測定ひずみから差し引いて真の熱ひずみの変化を求めた。

3 実験結果および考察

3.1 引張試験および曲げ試験

SM 50 A と STK 55 鋼の引張試験による応力-変位曲線をそれぞれ Fig. 4 と Fig. 5 に示す。図からわかるように 460°C においては両材料とも降伏応力, 引張強さが常温の値よりも低下する。溶融亜鉛中での引張強さは同温度の空気中における引張強さにほぼ等しいが, 溶融亜鉛中における伸びは著しく低下することがわかる。また, 溶融亜鉛めっき後, 室温における曲線を見るとめっき後には, めっき前に比べて引張強さと伸びが向上していることがわかる。溶融亜鉛中と亜鉛めっき後の機械的性質をまとめると, それぞれ Table 3, Table 4 のようになる。溶融亜鉛中での引張強さは SM 50 A, STK 55 鋼それぞれ 44.7 kgf/mm^2 , 46.1 kgf/mm^2 となり室温における引張強さに対してそれぞれ 0.81, 0.74 と低下する

Table 3 Mechanical properties of materials tested in molten zinc at 460°C

Material	Tensile strength $\sigma_{\text{avg}}(\text{kgf/mm}^2)$	Elongation $\Phi_{\text{Z}}(\%)$	Ratio of elongation Φ_{Z}/Φ	Ratio of elongation $\Phi_{\text{Z}}/\Phi_{\text{H}}$	Reduction of area $\Psi_{\text{Z}}(\%)$	Ratio of reduction of area Ψ_{Z}/Ψ	Ratio of reduction of area $\Psi_{\text{Z}}/\Psi_{\text{H}}$
SM50A	44.7	8.5	0.34	0.21	12.3	0.18	0.17
STK55	46.1	7.7	0.27	0.21	13.3	0.22	0.20

Table 4 Mechanical properties of materials tested after hot dip zinc galvanized

Material	Yield point $\sigma_{\text{avg}}(\text{kgf/mm}^2)$	Tensile strength $\sigma_{\text{avg}}(\text{kgf/mm}^2)$	Elongation $\Phi_{\text{e}}(\%)$	Reduction of area $\Phi_{\text{e}}(\%)$	Ratio of yield point $\sigma_{\text{avg}}/\sigma_{\text{s}}$	Ratio of tensile strength $\sigma_{\text{avg}}/\sigma_{\text{s}}$	Ratio of elongation Φ_{e}/Φ	Ratio of reduction of area Φ_{e}/Φ
SM50A	41.0	57.0	35	66	1.03	1.04	1.40	0.99
STK55	51.0	65.0	27	61	1.02	1.05	1.08	1.02

Fig. 4 Stress-elongation curves of SM 50 A steel

Fig. 5 Stress-elongation curves of STK 55 steel

が STK 55 の方が低下率大きい。溶融亜鉛中での伸びはそれぞれ 8.5%, 7.7% であり, 室温における伸びに対してそれぞれ 0.34, 0.27 と低下し, 460°C の高温における伸びに対しては両鋼とも 0.21 と更に減少する。溶融亜鉛中における絞りは SM 50 A と STK 55 のそれぞれについて 12.3%, 13.3% となり, 室温における絞りに対してはそれぞれ 0.18, 0.22 となり, 460°C における値に対して 0.17 および 0.20 と著しく減少している。これらから溶融亜鉛中での鋼のぜい化は顕著なものであることがわかる。また, 溶融亜鉛めっき後室温においては, めっき前の値に対して降伏応力, 引張強さ, および伸びが上昇した。しかし, 絞りに有意差が見られなかった。

突合せ溶接継手の溶融亜鉛中における引張試験結果を Table 5 に示す。ここで用いた試験片の形状寸法は Fig. 1(b) のものであるが, 母材の試験片についても同一材料, 同一寸法のものを用いた。ここでは引張強さについてのみ比較した。室温では CO_2 半自動溶接継手の方が母材よりも強かったが, 溶融亜鉛中では有意差がなかった。したがって, 母材では $\sigma_{\text{ZB}}/\sigma_{\text{B}}=0.81\sim0.82$ となったが, 溶接継手は $\sigma_{\text{ZB}}/\sigma_{\text{B}}=0.76\sim0.78$ とやや低下した。

曲げ試験結果を Table 6 に示す。

Table 5 Tensile strengths of the base plate and the welded joints in the air at room temperature and in molten zinc at 460°C

Material	Kind of specimens	Tensile strength		σ_{Zn} / σ_a
		Room temp. σ_b (kgf/mm ²)	Molten zinc σ_{Zn} (kgf/mm ²)	
SM50A	Base plate	54.1	44.2	0.82
	CO ₂ arc welding	56.7	44.4	0.78
STK55	Base plate	60.1	48.4	0.81
	CO ₂ arc welding	63.8	48.2	0.76

Table 6 Results of bending test of the base plate and the butt welded joint in molten zinc

Type of specimen	Material	Bend angle						
		5°	10°	15°	20°	25°	30°	35°
Base plate	SM50A	○	○	○	○	○	○	●
	STK55	○	○	○	○	○	○	●
Butt welded joint	SM50A	○	○	●	●	●	●	●
	STK55	○	○	○	○	●	●	●

○: No crack, ●: Crack

SM 50 A, STK 55 とともに母材は熔融亜鉛中において曲げ角度 35° でき裂が発生する。しかし、突合せ溶接継手材は SM 50 A が 15°, STK 55 が 25° と母材よりも小さい曲げ角度でき裂が発生し、熔融亜鉛中での曲げ変形に対する性能が低下することがわかった。曲げ試験片の破壊状況写真を Fig. 6 に示す。溶接継手材のき裂は溶接金属の中央から発生し、柱状晶の中心部を通して進展している。これは熔融金属の最終凝固部に不純物が集まり延性が低下している箇所液体金属ぜい化が起こったためであると考えられる。これらの材料は室温ではいずれも 180° 曲げ試験に合格しており、熔融亜鉛による液体金属

(a)

(b)

Fig. 6 Photographs of ruptured specimens by bending tests in molten zinc. (a): Base plate, (b): Butt welded joint

ぜい化の影響が明らかである。

3.2 熱ひずみ測定結果

鋼管の上端部すなわち Fig. 3 の U 部に溶接したひずみゲージにより測定し、動の見かけのひずみを補正したひずみ量を (1), (2) 式により応力に換算した結果を Fig. 7 に実線で示す。

$$\begin{cases} \sigma_x = \frac{E}{1-\nu^2} (\epsilon_x + \nu \epsilon_y) & (1) \\ \sigma_y = \frac{E}{1-\nu^2} (\epsilon_y + \nu \epsilon_x) & (2) \end{cases}$$

ここで σ_x, ϵ_x は鋼管の長さ方向の応力およびひずみ, σ_y, ϵ_y は円周方向の応力およびひずみで, E は縦弾性係数で $E = 2.0 \times 10^4$ kgf/mm², ν はポアソン比で $\nu = 0.3$

 Fig. 7 Thermal stress variations in the steel pipe which was dipping into molten zinc at the constant speed V . (a): $V = 400$ mm/min., (b): $V = 1600$ mm/min.

として計算した。Fig. 7(a)は鋼管の浸せき速度 $V=400$ mm/min, Fig. 7(b)は $V=1600$ mm/min の場合である。これらを見ると浸せき過程において応力は引張から圧縮へ、またはその反対に変化し、 V が大きくなると応力は小さくなることがわかる。

3.3 鋼管材の熱応力解析

鋼管材 ($\phi 660.4 \times 18$, 長さ 3500) を熔融亜鉛中へ浸せきする場合の熱応力、変形量を有限要素法を用いて解析した。まず鋼管材の板についての温度解析から行った。板を両面のみから加熱されるものとしたとき熱伝導方程式 (3) が成立する^{14)~16)}。

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \kappa \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \quad (3)$$

ただし

$$\kappa = \lambda / c\rho \quad (4)$$

ここで、 T は温度、 t は時間、 κ は温度伝導率、 z は板厚方向の座標、 λ は熱伝導率、 c は比熱、 ρ は密度である。

(3) 式の T を t と z の関数で

$$T(z, t) = F(t) \cdot Z(z) \quad (5)$$

とおくと

$$\kappa \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \kappa \frac{\partial}{\partial z} \left(F \frac{dZ}{dz} \right) = \kappa F \frac{d^2 Z}{dz^2} \quad (6)$$

となり (6), (3) 式より

$$\frac{1}{F} \frac{dF}{dt} = \frac{\kappa}{Z} \frac{d^2 Z}{dz^2} \quad (7)$$

となる。(7) 式の左辺は t のみの関数、右辺は z のみの関数であり、この式が常に成立するためには両辺の値は定数でなければならないから、この値を $-\alpha^2 \kappa$ とおくと

$$\frac{dF}{dt} = -\alpha^2 \kappa F, \quad \frac{d^2 Z}{dz^2} = -\alpha^2 Z \quad (8)$$

(8) 式よりそれぞれ (9), (10) 式が得られる。

$$F = Ce^{-\alpha^2 \kappa t} \quad (9)$$

$$Z = A_1 \sin \alpha z + B_1 \cos \alpha z \quad (10)$$

(9), (10) 式を (5) 式に代入すると

$$T = e^{-\alpha^2 \kappa t} (A_2 \sin \alpha z + B_2 \cos \alpha z) \quad (11)$$

が得られるが、 $z=0$ に対する温度分布が対称であることから

$$T = e^{-\alpha^2 \kappa t} B_2 \cos \alpha z + C_0 \quad (12)$$

となる。ただし、 C_0 は $\alpha=0$ に対応するものである。

ここで、境界条件式は

$$\frac{\partial T}{\partial z} = \pm h(T_0 - T) \quad (13)$$

となる。ただし、 T_0 は熔融亜鉛との境界における鋼板の温度、すなわち熔融亜鉛の温度であり、 h は相対熱伝達率である。(12), (13) 式より

$$h(T_0 - C_0) + B_2 e^{-\alpha^2 \kappa t} \{\alpha \sin(\alpha B/2)\} = 0 \quad (14)$$

となる。この式が t の値にかかわらず成立するためには、

$$T_0 = C_0, \quad \alpha \sin(\alpha B/2) = h \cos(\alpha B/2) \quad (15)$$

が成立しなければならない。ただし、 B は板厚である。

(15) の後の式は

$$hB/2 = (\alpha B/2) \tan(\alpha B/2) \quad (16)$$

となり、 $\alpha B/2 = \delta$ とおくと (16) 式は

$$hB = 2\delta \tan \delta \quad (17)$$

一方、(3) 式の解として無限級数を考え

$$T(z, t) = \sum_{n=1}^{\infty} C_n T_n(z, t) \quad (18)$$

とおくと、(12) 式を用いて

$$T(z, t) = T_0 - \sum_{n=1}^{\infty} C_n e^{-\alpha_n^2 \kappa t} \cos \alpha_n z \quad (19)$$

となる。ただし、 $\alpha_n = 2\delta_n/B = 2n\pi/B$, ($n=1, 2, \dots$) である。そこで、(19) 式は

$$T(z, t) = T_0 - \sum_{n=1}^{\infty} C_n e^{-4\kappa \delta_n^2 t/B^2} \cos \frac{2\delta_n z}{B} \quad (20)$$

となる。初期条件 $t=0$ のとき $T=T_0$ とすると (20) 式より

$$T_0 = \sum_{n=1}^{\infty} C_n \cos \frac{2\delta_n z}{B} \quad (21)$$

となり、フーリエ $\cos$ 係数を求めると

$$\begin{aligned} C_n &= \frac{4}{B} \int_0^{B/2} T_0 \cos \frac{2\delta_n z}{B} dz \\ &= \frac{4}{B} C_n \int_0^{B/2} \cos^2 \frac{2\delta_n z}{B} dz \end{aligned} \quad (22)$$

が得られ、(22) 式より

$$C_n = \frac{2T_0 \sin \delta_n}{\delta_n + \sin \delta_n \cos \delta_n} \quad (23)$$

が得られる。(23) 式を (20) 式に代入すると

$$\begin{aligned} T(z, t) &= T_0 \left\{ 1 - 2 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\sin \delta_n \cdot e^{-4\kappa \delta_n^2 t/B^2}}{\delta_n} \right. \\ &\quad \left. \times \frac{\cos(2\delta_n z/B)}{\sin \delta_n \cos \delta_n} \right\} \end{aligned} \quad (24)$$

となる。したがって、初期温度 T_1 の鋼板温度は、

$$\begin{aligned} T(z, t) &= (T_0 - T_1) \left\{ 1 - 2 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\sin \delta_n \cdot e^{-4\kappa \delta_n^2 t/B^2}}{\delta_n} \right. \\ &\quad \left. \times \frac{\cos(2\delta_n z/B)}{\sin \delta_n \cos \delta_n} \right\} + T_1 \end{aligned} \quad (25)$$

となる。ただし、 δ_n は (17) 式より求めた $\delta_1, \delta_2, \dots$ である。(25) 式より鋼板の厚さ方向 z に対する時間 t における温度を求めることができる。

一方、鋼管材を Fig. 8 に示すように四辺形要素に分割した。各要素の温度としては鋼管材の板の内外面から熔融亜鉛によって加熱されるものとし、(25) 式を用いて要素四辺形の重心点における板厚方向に対する平均温度 $\bar{T}$ を求めた。

Fig. 8 Element distribution in the steel pipe

$$\bar{T} = \frac{\sum_{n=1}^N T(z_n, t)}{N} \quad (26)$$

(26) 式より求められた $\bar{T}$ を用いて有限要素解析を行った。鋼管を斜めにして溶融亜鉛中へ $V=V_1$ なる速度で浸せきするとき、鋼管の最下端部が亜鉛液面に到達した瞬間を $t=0$ とし、 $t=t_1, t_2, \dots$ における各要素の温度分布を求め、時系列的に解析した。 $t=t_1$ における各要素の温度は、要素が亜鉛液面より上にある場合は $\bar{T}=T_1$ とし、要素四辺形の重心点が亜鉛液面下にある場合は、亜鉛液面から要素四辺形重心点までの距離を H_i としたとき、 $t=H_i/V_1$ を (26) 式に代入して求めた。使用したのは NASTRAN PROGRAM であり、鋼管材は軸対称であるので、半分の 230 要素について弾性解析を行った。

数値計算には $B=18\text{mm}$, $T_0=460^\circ\text{C}$, $T_1=20^\circ\text{C}$, $\lambda=45$

$\text{kcal/mh}^\circ\text{C}$, $c=0.12\text{kcal/kg}^\circ\text{C}$, $\rho=7.86 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$, および $h=50\text{kcal/m}^2\text{h}^\circ\text{C}$ とした。ここで、(13) 式の h の値は鋼板にアルメルクロメル熱電対を取付け、溶融亜鉛中へ浸せきして温度変化を測定し、(25) 式を用いて決定したものである。有限要素解析では鋼管の浸せき速度 $V=400\text{mm/min}$ および $V=1600\text{mm/min}$ の場合についてそれぞれ Fig. 3 に示した ①～⑨ および ①～⑫ の各位置まで鋼管が溶融亜鉛中へ浸せきされた場合と $V=5500\text{mm/min}$ の場合について同様に解析した。

熱ひずみ測定箇所の有限要素解析による熱応力変化は Fig. 7 (a), (b) にそれぞれ点線で示した。この結果を見ると実験結果と有限要素解析結果はかなり良く一致している。

これまでに、溶融亜鉛中で鋼にある大きさの引張応力が働くとぜい性き裂が発生することおよび鋼管材を溶融

Fig. 9 Thermal stress distribution in the steel pipe which was dipping into molten zinc at a speed of 400 mm/min.

(a) : Dipped position ②, (b) : Dipped position ④, and (c) : Dipped position ⑥

Fig. 10 Thermal stress distribution in the steel pipe which was dipping into molten zinc at a speed of 1600 mm/min.

(a) : Dipped position ②, (b) : Dipped position ④, and (c) : Dipped position ⑥

亜鉛めっきするときに発生する熱応力は有限要素解析により求められることがわかったので、鋼管材を熔融亜鉛めっきする場合に鋼管外面に発生する引張熱応力分布の変化について有限要素解析結果をまとめた。鋼管の浸せき速度 $V=400$ mm/min の場合を Fig. 9(a)~(c) に示す。(a) は Fig. 3 における $V=400$ mm/min の浸せき位置②の場合の引張応力分布であり、(b), (c) はそれぞれ④, ⑥の浸せき位置における引張応力分布である。図から引張応力の高い部分は亜鉛液面近傍に分布していることがわかる。ただし、⑥の浸せき位置の場合は鋼管端部下側の引張応力も大きくなっている。有限要素解析は①~⑨のすべての浸せき位置について行っており、その中で最大引張応力は浸せき位置②において発生する $\sigma_{t\max}=33.7$ kgf/mm² である。したがって、STK 55 材の場合には 460℃ 熔融亜鉛中における降伏応力に到達していないので破壊することはないと考えられる。実験においてもき裂は発生しなかった。②から④および④から⑥の位置まで浸せきするのに要する時間はそれぞれ約 52 秒間であるが、この図から応力分布の推移状況がわかる。また、Fig. 10 (a)~(c) は鋼管の浸せき速度 $V=1600$ mm/min の場合の鋼管外面における引張応力分布の変化を表わしている。有限要素解析は Fig. 3 に示す①~⑨の各浸せき位置に対して行ったが、

Fig. 10 (a), (b), および (c) はそれぞれ浸せき位置②, ④, および⑥における引張応力分布である。 $V=1600$ mm/min の場合、最大引張熱応力は②と③の浸せき位置において発生する $\sigma_{t\max}=12.4$ kgf/mm² であった。引張応力が最も高いのは亜鉛液面付近であることは、浸せき速度を速くしてもほとんど変わらないが、熱応力はかなり小さくなっていることがわかる。そこで、同様にして $V=5500$ mm/min の場合について有限要素解析を行った結果、引張熱応力は更に低下し、最大引張応力は $\sigma_{t\max}=4.1$ kgf/mm² となり、 $V=1600$ mm/min の場合の 33% に低下した。以上のことから熔融亜鉛めっき時には被めっき材の浸せき速度を速くするに従い、熱応力が減少することがわかる。これに対し浸せき速度が遅い場合には引張熱応力が大きくなり、液体金属ぜい化割れ発生限度に到達することがある。また、一般の被めっき材は鋼管に他の部品が溶接されている場合があり、熔融亜鉛めっき時に応力集中部に発生する引張熱応力が液体金属ぜい化割れを起こす限界に到達することがあり得る。したがって、この引張熱応力を低減するためには熔融亜鉛めっき時に浸せき速度を速めることが有効な方法である。

4 結 論

熔融亜鉛中における鋼のぜい化現象を調べるため、市販の SM 50 A と STK 55 鋼の母材と溶接継手材について、熔融亜鉛中における引張試験と曲げ試験を行った。また、STK 55 鋼 $\phi 660.4\text{mm} \times 18\text{mm}$ 、長さ 3500mm の鋼管を 460°C 熔融亜鉛中へ浸せきする場合の熱ひずみ測定と有限要素解析を行い、熔融亜鉛めっき時に発生する割れの防止対策としての知見を得た。主な結論を以下に示す。

(1) SM 50 A と STK 55 鋼の熔融亜鉛中における引張試験による応力-変位曲線は、同温度の空気中における応力-変位曲線とほぼ一致するが、熔融亜鉛中では空气中に比べ約 1/3 の変位で破断する。

(2) 熔融亜鉛中における伸びと絞りそれぞれ 7.7~8.5%、12.3~13.3% であり、これらは同温度空気中における伸びと絞りに比較してそれぞれ 0.21、0.17~0.20 となり著しいぜい化の特徴を示している。

(3) 熔融亜鉛めっき後室温においては、めっき前のものに対し、降伏点、引張強さ、および伸びが若干向上したが、絞りには有意差が見られなかった。

(4) 余盛を削除した突合せ溶接継手の熔融亜鉛中における引張強さは、母材に対し有意差は見られない。しかし室温においては溶接継手材の方が引張強さが高い。

(5) 熔融亜鉛中において板厚 9mm の母材は両鋼種共に曲げ角度 35° でき裂が発生する。一方、余盛削除した突合せ溶接継手は SM 50 A が 15° で、STK 55 が 25° でそれぞれき裂が発生し、溶接継手の方が曲げ性能が低いことがわかる。

(6) 鋼管を熔融亜鉛へ浸せきする場合に発生する熱応力は、熱伝導方程式を用いて準静的に温度分布を求め、この結果を用いて有限要素解析を時系列的に行って求めた結果とカプセル型高温ゲージを用いてひずみ測定を行い、熱応力に換算した結果とはよく一致する。

(7) 鋼管 $\phi 660.4\text{mm} \times 18\text{mm}$ 、長さ 3500mm、20°C の鋼管を 15° 傾けて 460°C の熔融亜鉛へ浸せきする場合、浸せき速度 $V=400\text{mm/min}$ では 33.7kgf/mm^2 、 $V=1600\text{mm/min}$ では 12.4kgf/mm^2 、 $V=5500\text{mm/min}$ では 4.1kgf/mm^2 の最大引張応力が鋼管外面に発生する。この応力は浸せき速度が速いほど小さくなり、反対に遅い場合には割れ発生限界に達することがあり得る。

(8) 鋼管を熔融亜鉛中へ浸せきする過程において

は、亜鉛液面に位置する付近に大きい引張応力が発生する。したがって、鋼管全体が浸せきされる過程において、すべての箇所に順次引張応力が働く。

(9) 熔融亜鉛めっきされる部材に発生する熱応力解析に有限要素法は有効な手段である。

参 考 文 献

- Old, C. F.: The Liquid Metal Embrittlement of Zinc and Aluminum, ICF 4, Vol.2 (1977), 331~340.
- Kamdar, M. H.: Mechanism of Embrittlement and Brittle Fracture in Liquid Metal Environments, ICF 4, Vol.1 (1977), 387~398.
- Preece, C. M.: Adsorption-Induced Embrittlement of Metals, Research and Development Vol.23, No.10 (1972), 30~34.
- Westwood, A. R. C., C. M. Preece, and M. H. Kamdar: Adsorption-Induced Brittle Fracture in Liquid-Metal Environments, Fracture, Vol.3 (1968), 589~644.
- Rädeker, W.: Die Erzeugung von Spannungsrissen in Stahl durch flüssiges Zink, Stahl und Eisen, Vol.73, No.10 (1953), 654~658.
- 菊池昌利: 液体亜鉛による鋼のぜい化について, 材料, Vol.29, No.317 (1980), 181~186.
- Kikuchi, M.: Liquid Metal Embrittlement of Steels by Molten Zinc, Proceedings of 23rd Japan Congress on Materials Research(1980), 143~148.
- 菊池昌利, 家沢 徹: 熔融亜鉛中における鋼の溶接部強度, 材料, Vol.30, No.329 (1981), 187~193.
- 稲垣博巳, 石崎敏三: はんだ脆性について, 溶接学会誌, Vol.42, No.12 (1973), 86~98.
- 稲垣博巳: はんだぜい性, ぶれいず, No.49. (1980), 27~35.
- Wiegand, H.: The Effect of Hot Galvanizing on the Mechanical Properties of Steel Sections, 6th I. C. on Hot Dip Galvanizing(1961), 69~76.
- 金井健二: カプセル型高温ひずみゲージ, 非破壊検査, Vol.29, No.1 (1980), 11~14.
- 菊池昌利: 熔融亜鉛中における鋼平板のひずみ測定と熱ひずみ計算, 非破壊検査, Vol.29, No.8 (1980), 544~549.
- Gatewood, B. E.: Thermal Stresses, McGraw Hill, N. Y. (1957), 65~67.
- 竹内洋一郎: 熱応力, 第2版, 日新出版(1975), 22~23.
- 菊池昌利, 家沢 徹: 熔融亜鉛めっき時における鋼管の変形挙動, 第24回材料研究連合講演会 (1980), 185~186.