



溶融亜鉛めつき時における鋼の液体金属ぜい化

菊池昌利*

Liquid Metal Embrittlement of Steels during Hot Dip Galvanizing

Masatoshi KIKUCHI

1. 結 言

ある種の固体金属が特定の液体金属に接するとぜい化することは「液体金属ぜい化」と呼ばれ、固体の Zn, Ag および Al などが Hg 中でぜい化することはよく知られている^{1)~4)}。またろう付の際、母材に応力がはたらいっていると粒界にろうが侵入してき裂が発生するいわゆる「はんだぜい性」⁵⁾ もこの一つである。しかし、この液体金属ぜい化は以上のように特定の金属についてその現象が報告されているものの、ぜい化の全ぼうを明らかにする詳細な研究は未だ行われていないのが現状である。

ところで、鋼の防食用に溶融亜鉛めつきが広く用いられている。溶融亜鉛めつきを行う場合、鋼製の亜鉛槽、めつき用治具および目的の被めつき鋼材は 440~460°C の溶融亜鉛に接触するが、このときある大きさの引張応力がはたらいた場合、ぜい性き裂が発生することがある⁶⁾。鋼の液体金属ぜい化に関する研究は比較的少なく^{7)~10)}、特に溶融亜鉛による鋼のぜい化に関するものとしては、RÄDEKER¹¹⁾ による報告などが主なものであろう。本解説では、はじめに溶融亜鉛中における母材と溶接継手部のぜい化特性について述べ、また液体金属ぜい化の機構について従来の考え方を簡単に紹介する。つぎに、液体金属ぜい化を破壊力学的に取り扱うことを試み、切り欠き付鋼板について亜鉛めつき時のき裂発生条件をめつき時の熱応力に起因する見かけの応力拡大係数 (K) と見かけの破壊じん性値 (K_I) とによつて評価し、実験によりき裂発生を確認した例について述べる。

実際の大型溶接鋼構造物に対しては、溶接継手部の溶融亜鉛中におけるき裂発生限界の公称引張応力 (σ_{20}) を試験片によつて求めておき、つぎに溶接鋼構造物を溶融亜鉛中へ浸せきするとき、部材内部に発生する熱応力分布とその変化を有限要素解析によつて求め、めつき時にき裂が発生する条件を導いた。これらの条件下で実物大試験体によるめつき試験を行い、き裂の発生を確認した。これらの結果により、割れ防止の一つの対策を講じ

ることができたと考えている。

2. 溶融亜鉛中における鋼のぜい化現象

2.1 母材のぜい化

まず母材の引張試験によるぜい化特性について述べる。使用した4種の鋼の化学成分と機械的性質を Table 1 に¹²⁾¹³⁾、試験片形状寸法を Fig. 1 に示した。試験片の表面処理条件は 10% H₂SO₄ で 30 min 酸洗後に水洗したものと、#120 グラインダで板幅方向に表面あらし 12 S 程度に仕上げたものと2種類である。SM50A 鋼の室温、460°C 溶融亜鉛中、および 460°C 空気中における引張試験による荷重-変位曲線を Fig. 2 に示す。

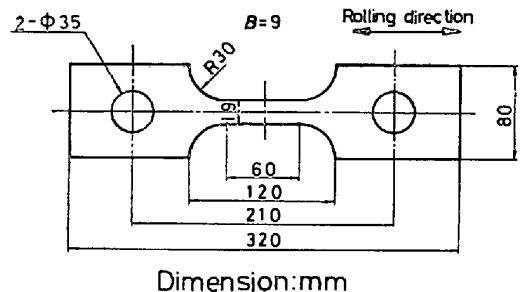


Fig. 1. Tensile test specimen.

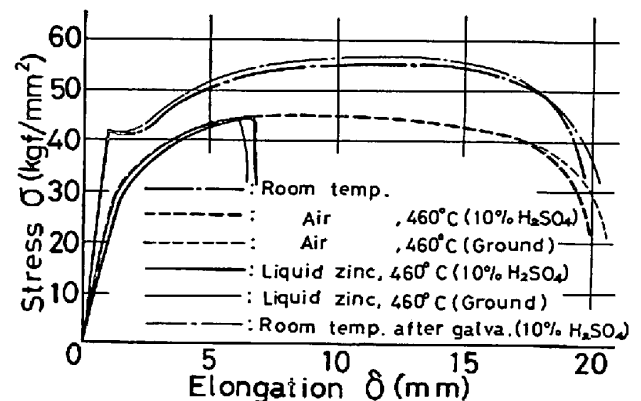


Fig. 2. Stress-elongation curves of SM50A steel.

昭和 57 年 4 月 26 日受付 (Received Apr. 26, 1982)

* (株)巴組鉄工所 工博 (Tomoegumi Iron Works, Ltd., 3-4-5 Toyosu Koto-ku 135)

Table 1. Chemical compositions and mechanical properties of steels.

Steel	Chemical composition (%)					Mechanical properties			
	C	Si	Mn	P	S	Yield point σ_s (kgf/mm ²)	Tensile strength σ_B (kgf/mm ²)	Elongation δ (%)	Reduction of area φ (%)
SS41	0.13	0.18	0.64	0.017	0.014	32	42	32	66
SB42	0.17	0.26	0.69	0.023	0.021	32	44	30	59
SM50A	0.16	0.33	1.32	0.019	0.006	40	55	25	67
STK55	0.18	0.21	1.15	0.021	0.012	50	62	25	60

Table 2. Mechanical properties of steels in molten zinc at 460°C.

Steel	Surface treatment	Tensile strength σ_{zB} (kgf/mm ²)	Elongation δ_z (%)	δ_z/δ_H	Reduction of area φ_z (%)	φ_z/φ_H
SS41	10% H ₂ SO ₄ 30 min	33.1	13.7	0.24	13	0.16
	Ground	34.1	15.6	0.25	17	0.21
SB42	10% H ₂ SO ₄ 30 min	34.7	5.6	0.11	10	0.14
	Ground	37.6	10.3	0.22	13	0.17
SM50A	10% H ₂ SO ₄ 30 min	44.7	8.5	0.21	12	0.17
	Ground	43.6	8.9	0.24	12	0.17
STK55	10% H ₂ SO ₄ 30 min	46.1	7.7	0.21	13	0.19
	Ground	47.6	14.8	0.41	22	0.32

δ_H : Elongation in 460°C air, φ_H : Reduction of area in 460°C air.

Table 3. Mechanical properties of steels after galvanized.
(Surface treatment : 10% H₂SO₄, 30 min)

Steel	Yield point σ_{GS} (kgf/mm ²)	Tensile strength σ_{GB} (kgf/mm ²)	Elongation δ_G (%)	Reduction of area φ_G (%)	σ_{GS}/σ_s	σ_{GB}/σ_B	δ_G/δ	φ_G/φ
SS41	33.5	45.0	41	67	1.05	1.07	1.28	1.01
SB42	33.0	49.0	36	56	1.07	1.11	1.20	0.95
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

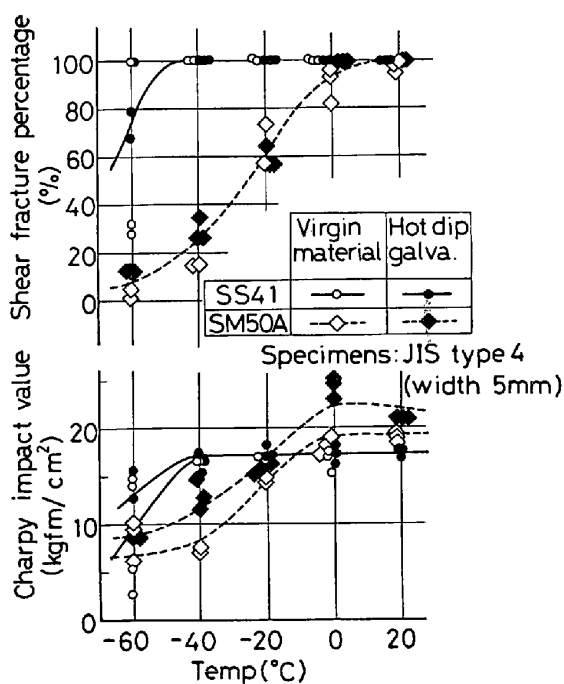


Fig. 3. Transition curves of SS41 and SM50A steel.



Photo. 1. Fractograph of liquid metal embrittlement cracking of SM50A steel.

Table 6. Results of tensile tests of the cruciform fillet welded joints in 460°C molten zinc.

Position of fracture	Material	Welding process	σ_{zB} (kgf/mm ²)
Base plate (B=9 mm)	SM50A	Manual arc	37.0
	SM50A	CO ₂ arc	37.3
Fillet weld (B=12 mm)	STK55	Manual arc	—
	STK55	CO ₂ arc	44.7
Fillet weld (B=12 mm)	SM50A	Manual arc	38.6
	SM50A	CO ₂ arc	52.0
Fillet weld (B=12 mm)	STK55	Manual arc	38.6
	STK55	CO ₂ arc	52.4

B: Thickness of base plate.

ので、Fig. 4 に示したように溶接脚長を 5 mm に一定とし、板厚 9 mm のものは母材部で破断するようにし、板厚 12 mm のものはすみ肉溶接部で破断するようにしたものである。板厚 9 mm の母材破断の場合は当然溶接方法による影響はあらわれていないが、板厚 12 mm のすみ肉溶接部破断の場合は溶け込み量の多い CO₂ 半自動溶接継手の方が引張強さは高くなった。

溶接継手部の溶融亜鉛めつき前・後における硬さおよび衝撃試験結果には特に差はみられない。

3. 液体金属ぜい化の考え方

液体金属ぜい化の機構についてはいろいろな報告があるが^{7)16)~18)}、未だ不明な点が多く定説はないと言つてよい。たとえば、ぜい化を起こす液体金属と固体金属との関係についても、相互の溶解度が非常に小さい場合にき裂を生じやすいと言われているが、例外もいくつかある¹⁹⁾。また、相互に金属間化合物を作らない場合にぜい化することが多いとも言われているが、Fe-Zn や Mg-Zn のような例外がある²¹⁾。現在までのところでは、液体金属ぜい化を起こすかどうかは実験で確認する以外に方法がないのが実状である。

EBORALL と GREGORY¹⁶⁾ は鉛を含むβ黄銅とすず青銅の高温ぜい性による粒界き裂を SMITH の理論²⁰⁾²¹⁾と GRIFFITH²²⁾ の理論とを用いて説明している。Fig. 6 に示す概念図から $2\gamma_{SL} \leq \gamma_b$ となるときには二面角は 0° となり、液体金属は応力がなくても粒界侵入するが、 $2\gamma_{SL} > \gamma_b$ のときは $\theta > 0^\circ$ となり、応力が存在しなければ粒界侵入がないことを説明している。

しかし、一方では Hg 中における Al 合金の液体金属ぜい化き裂の進展速度が 50~500 cm/s であるという報告もあり¹⁷⁾、EBORALL らの考え方がこのような高速進展に適用できるかどうかの疑問は残る。いずれにしても、液体金属ぜい化を起こす金属の組合せについてのデータも十分ではなく、これが明らかにされないかぎりぜい化の機構についても十分な説明はなされないであろう。

4. 破壊力学的アプローチ

溶融亜鉛中における鋼のぜい化について破壊力学的に取り扱った報告はほとんど見当らなく、ここでは著者の研究²³⁾²⁴⁾を紹介することにする。Fig. 7 に示すような三点曲げ試験片を用い、460°C 溶融亜鉛中において切り欠き先端部にはたらく見かけの応力拡大係数 K が種々のレベルになるまで負荷した後除荷するいわゆる除荷法による試験を行い、これを低温でぜい性破壊させ、それぞれの試験片の切り欠き先端部に溶融亜鉛中でき裂が発生していたかどうかを調べ、き裂の発生していた試験片に

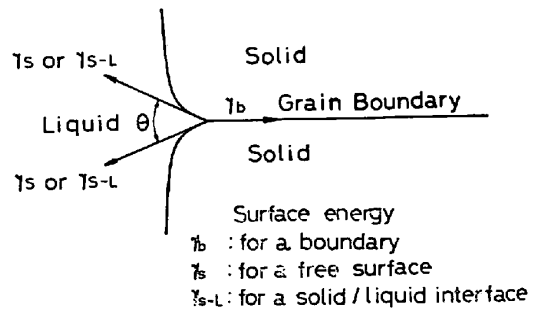


Fig. 6. Equilibrium at the intersection of a grain boundary and two interphase boundaries.

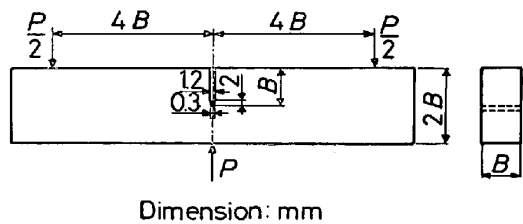


Fig. 7. Shape and dimension of 3 point bend specimen.

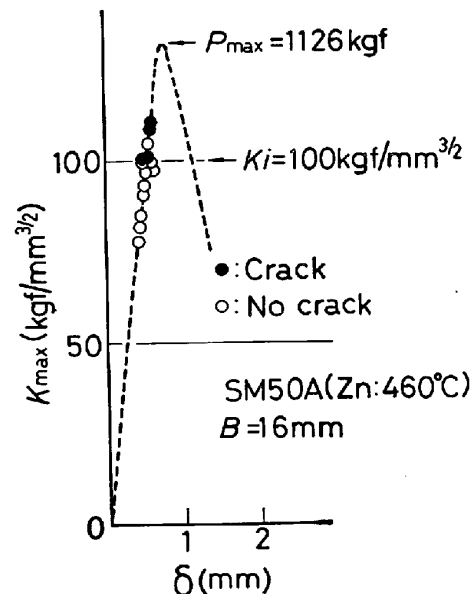


Fig. 8. Results of fracture toughness tests.

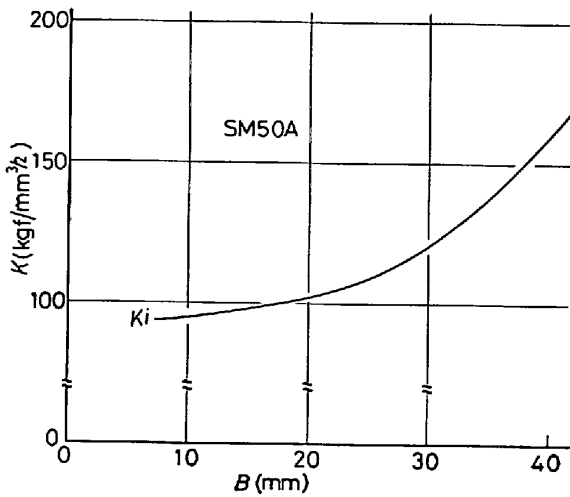


Fig. 9. The relation between K and B for SM50A steel in molten zinc.

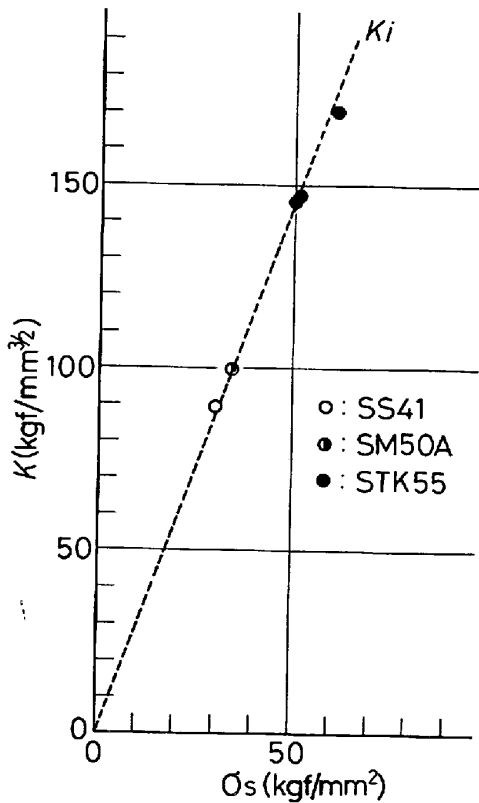


Fig. 10. The relation between K_i and σ_s for 16 mm thick SS41, SM50A, and STK55 steels in molten zinc.

加えられた K の最小値を見かけの破壊じん性値 (K_i) と呼ぶことにした。例えば板厚 16 mm の SM50A 鋼についての実験結果を示すと Fig. 8 のようになり、 $K_i = 100 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ となる。このようにして SM50A 鋼の板厚と K_i との関係を求めると Fig. 9 になり、板厚が増加すると K_i も増加することが示された。これは通常の破壊じん性試験結果とは反対の傾向である。また、室

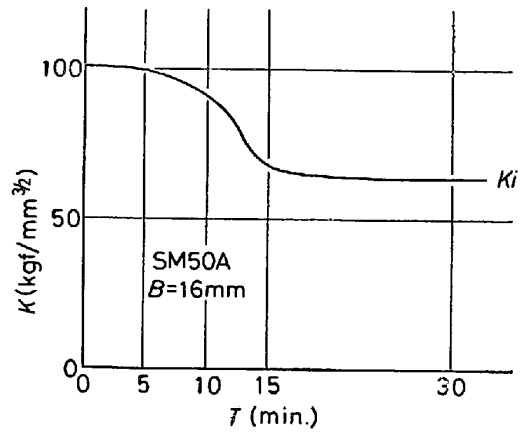


Fig. 11. The relation between K_i and T for 16mm thick SM50A steel in molten zinc.

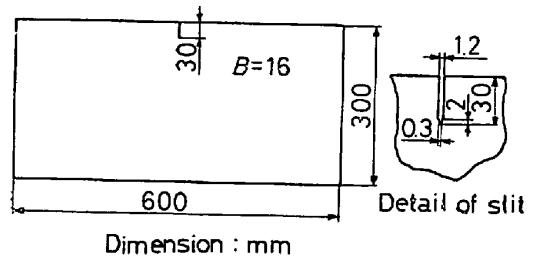


Fig. 12. Notched rectangular plate model.

温における降伏応力 σ_s と K_i との関係を求めたところ Fig. 10 のようになり、公称引張強さが 55 kgf/mm^2 級の鋼までは σ_s と K_i とがほぼ比例関係にあることがわかった。これも通常は高強度鋼になるほど K_{IC} が低下することに対して反対の結果となつている。また、 K_i の時間依存性については Fig. 11 のような結果となり、初期の 15 min 程度までは時間の影響を受けて K_i は著しく低下し、それ以降 30 min 程度までは約 65% に低下したまま安定している。

さて、Fig. 12 に示すような鋼板の切り欠き部が上になるようにたてに熔融亜鉛中へ浸せきするとき、板に発生する熱応力によつて切り欠き先端部にはたらく見かけの応力拡大係数 K が変化する。このとき熔融亜鉛中で K が K_i 以上になると、切り欠き先端部にき裂が発生すると考えられる。そこでこの K の変化を理論解析により調べ、切り欠き先端部にき裂が発生する条件を求めた。

まず板の両面から加熱される場合の板の温度は、非定常熱伝導方程式を解いて

$$T(z, t) = (T_0 - T_1) \left\{ 1 - 2 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\sin \delta_n \cdot e^{-4\pi\delta_n^2 t/B^2}}{\delta_n} \times \cos(2\delta_n z/B) + \sin \delta_n \cos \delta_n \right\} + T_1 \dots \dots \dots (1)$$

で与えられる²⁵⁾。ただし、 δ_n は $Bh = 2\delta \tan \delta$ より求められる $\delta_1, \delta_2, \dots$ である。ここで、 z は板厚方向の座標、 t は時間、 T_0 は熔融亜鉛の温度、 T_1 は板の初期温度、

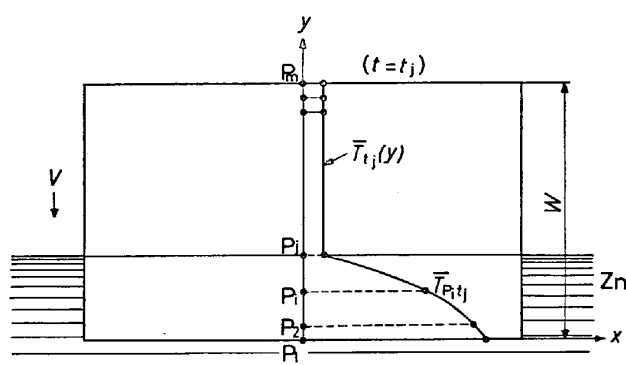


Fig. 13. Temperature variation of plate model.

κ は温度伝導率, B は板厚である。ここで, Fig. 13 のようにして溶融亜鉛中へ浸せきされる鋼板各点の板厚方向の平均温度 \bar{T} の分布は(1)式より求められ, 時間 $t = t_j$ における y 方向の \bar{T} の分布をフーリエ展開すると(2)式のようにあらわされる。

$$T_{t_j}(y) = \frac{1}{2} a_0 + \sum_{n=1}^N \left(a_n \cos \frac{n\pi y}{W} + b_n \sin \frac{n\pi y}{W} \right)$$

$$a_n = \frac{1}{W} \int_{-W}^W \bar{T}_{t_j}(y) \cos \frac{n\pi y}{W} dy \quad (n=0, 1, 2, \dots, N)$$

$$b_n = \frac{1}{W} \int_{-W}^W \bar{T}_{t_j}(y) \sin \frac{n\pi y}{W} dy \quad (n=1, 2, \dots, N)$$

.....(2)

(2)式を用いて Fig. 13 の x 方向の熱応力分布を求めると

$$\sigma_x(y, t_j) = -\alpha E \left\{ \bar{T}_{t_j}(y) - \frac{1}{W} \int_0^W \bar{T}_{t_j}(y) dy - \frac{12(y-W/2)}{W^3} \int_0^W \bar{T}_{t_j}(y) \left(y - \frac{W}{2} \right) dy \right\}$$

.....(3)

となる。ここで E は板の縦弾性係数, α は線膨張係数である。また半無限板の片側に長さ a のき裂がある場合の応力拡大係数は PARIS らの式²⁶⁾により

$$K = 1.12 \frac{2\sqrt{a}}{\sqrt{\pi}} \int_0^a \sigma_x(y) \frac{1}{\sqrt{a^2 - x^2}} dx \dots (4)$$

となるから, (3), (4)式より Fig. 13 に示す鋼板の切り欠き先端部に発生する K の変化を算出できる。いま, $B=16 \text{ mm}$, $W=300 \text{ mm}$, $a=30 \text{ mm}$, $T_0=460^\circ\text{C}$, $T_1=20^\circ\text{C}$, $\kappa=0.04771/\text{m}^2/\text{h}$, $E=2.02 \times 10^4 \text{ kgf/mm}^2$, $\alpha=12.23 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ として浸せき速度 $V=400, 600$ および 800 mm/min についての解析結果を Fig. 14 に示す。図から $V=400$ および 600 mm/min の場合, 切り欠き先端部が Zn 中へ浸つた後 K が K_1 をこえる時間がそれぞれ 5 s および 12.5 s あり, 切り欠き先端部にき裂が発生する可能性がある。一方, $V=800 \text{ mm/min}$ の場合

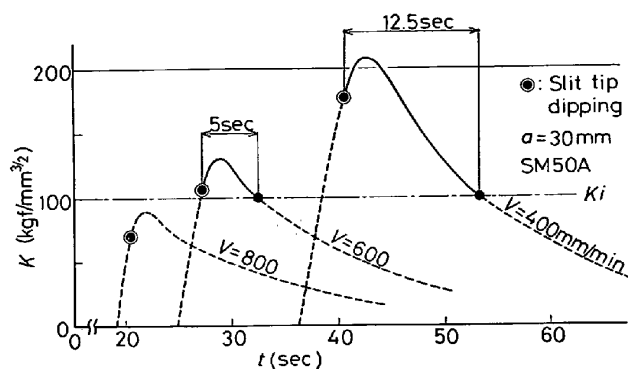


Fig. 14. $K-t$ curves of slit tip of rectangular plate model.

には常に K が K_1 より小さく, き裂発生の可能性がないことを示している。

実験の結果 $V=400 \text{ mm/min}$ の場合切り欠きコーナー部からき裂が発生し, $V=800 \text{ mm/min}$ の場合はき裂の発生はなく, 解析と実験結果とがよく一致することを示している。

5. 溶融亜鉛めつき時における鋼管の熱変形と熱応力

5.1 鋼管の熱変形と熱応力分布

溶融亜鉛めつきを施すと被めつき材に残留変形が発生することはよく知られているが, めつき中にどのような変形をするかについてはほとんど研究されていなかった。著者は実験と有限要素解析とにより, この変形について研究した²⁷⁾。実験では, $\phi 660.4 \times 18$, 長さ 3500 mm の鋼管を亜鉛液面に対して 15° 傾けながら一定速度で浸せきする場合の鋼管直径変化を石英ガラス棒に連結した変位計により測定し, 有限要素解析結果と比較したところ, よく一致することがわかつたので, 鋼管全体の変形状態を有限要素解析により求めて検討を行った。解析の方法は鋼管を Fig. 15 に示すように平行四辺形板に要素分割した。ここで板厚方向には分割していない。この鋼管を亜鉛液面に対して 15° 傾けて溶融亜鉛中へ浸せきする場合, 時間 t ごとの各要素の重心位置における板厚方向の平均温度を(1)式より求め, NASTRAN PROGRAM により有限要素解析を時系列的に行つた。基本的にはさきに述べた切り欠き付鋼板の場合と同様に, 浸せき速度の影響が大きいと考えられるため, 浸せき速度 $V=400$ および 1600 mm/min の二つについて解析した結果をそれぞれ Fig. 16, 17 に示す。Fig. 17 は鋼管の変形状態と鋼管外面の引張熱応力分布とをあらわしている。変形状態をわかりやすくするために変形量を 10 倍に拡大してあるが, これを見ると溶融亜鉛中であまり複雑な変形をしていることがわかる。また, 大きい引張応力が亜鉛液面近傍に位置する部位に発生している。鋼管断面も浸せきされるに従つて縦長円

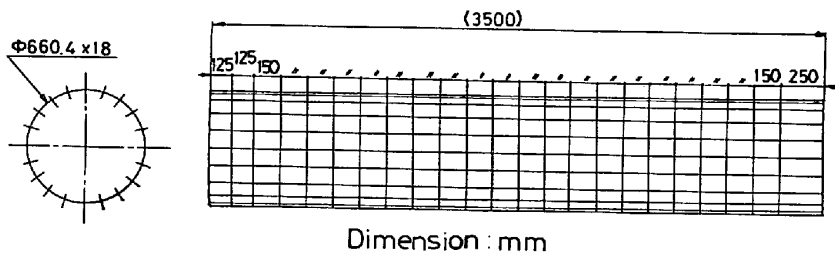
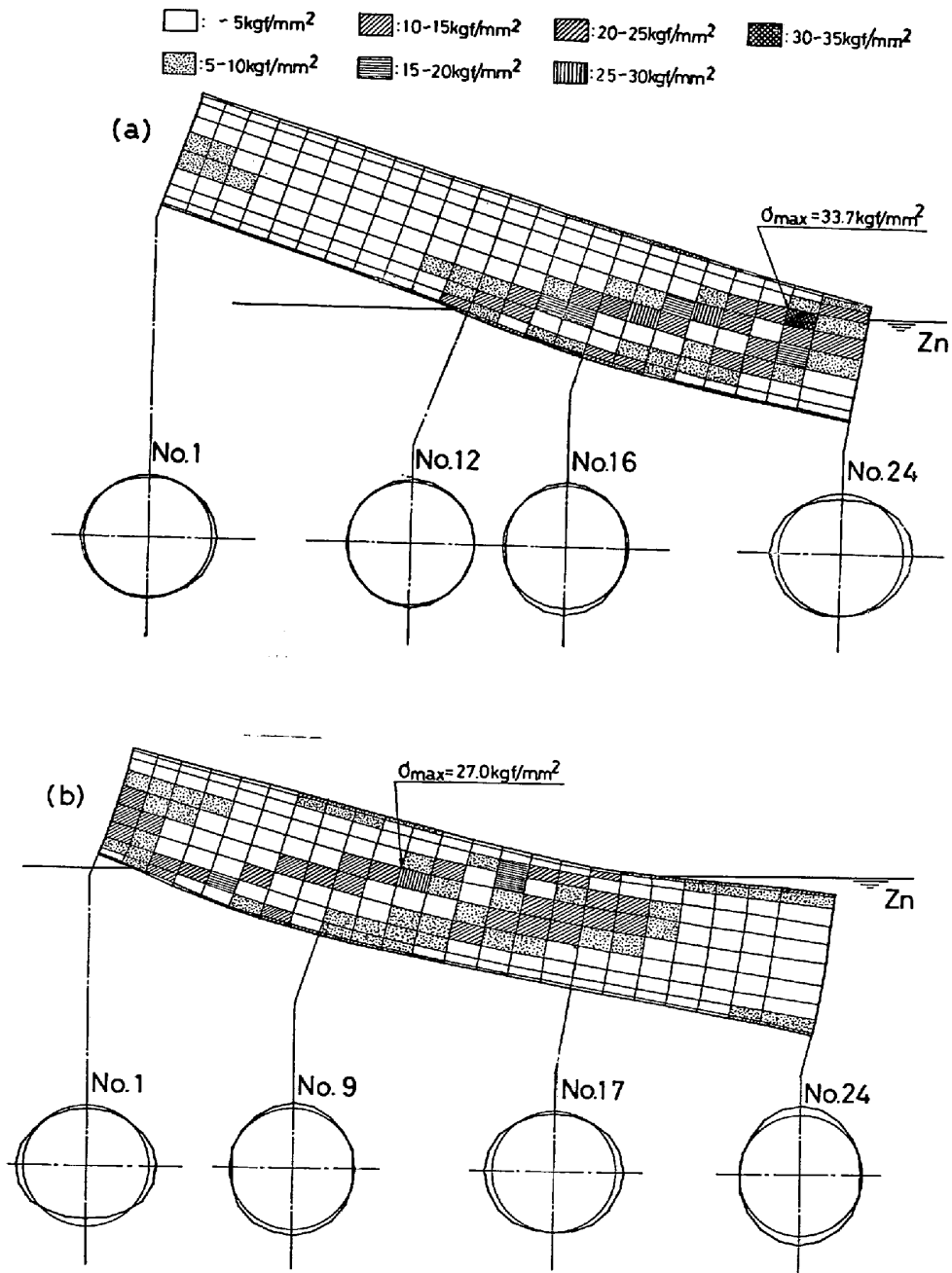


Fig. 15. Element distribution in the steel pipe.



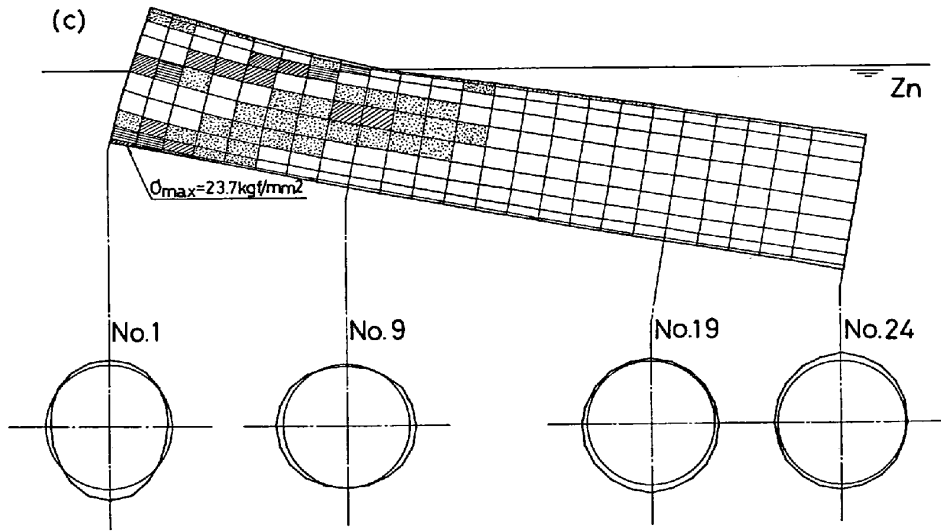


Fig. 16. The results of FEM analyzed deformations and thermal tensile stress distribution of the steel pipe. ($V=400$ mm/min)

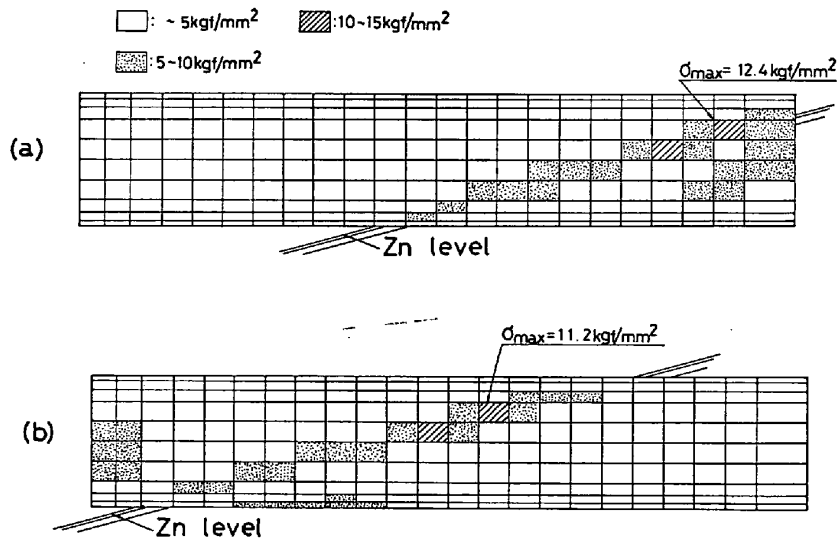


Fig. 17. The results of FEM analyzed thermal tensile stress distribution of the steel pipe. ($V=1600$ mm/min)

形、横長円形の変形をくり返ししながら熱膨張し、最後には円形になる。 $V=400$ mm/min の場合、最大引張応力は 33.7 kgf/mm^2 とかなり大きい値となる。Fig. 17 は $V=1600$ mm/min の場合であり、変形量は極めて小さいので、引張熱応力分布だけを示してある。引張応力は最大でも 12.4 kgf/mm^2 とかなり小さくなっている。このように浸せき速度が鋼管の変形に与える影響はかなり大きく、浸せき過程において一時的にでも浸せき動作を停止したりすると、熱応力が降伏点をこえ、残留変形を発生させることになる。

5.2 板付鋼管亜鉛めつき時の熱応力による液体金属ぜい化割れ

5.2.1 溶接継手部におけるき裂発生応力

Fig. 4 の溶接トウ部の応力集中は Fig. 18 に示すモデルにおける応力集中係数 K_t として(5)、(6)式のようにあらわすことができる²⁸⁾。

$$K_t = 1 + \frac{1 - \exp\{-0.90\sqrt{(B+2h)/2h}(\pi - \theta)\}}{1 - \exp\{-0.45\sqrt{(B+2h)/2h}\}} \times (\alpha_1 - 1) \dots \dots \dots (5)$$

$$\alpha_1 = 1 + \left\{ \frac{1}{2.8(2h+B)/B-2} \times \frac{h}{\rho} \right\}^{0.65} \dots \dots \dots (6)$$

いま、Fig. 4 に示す板厚 9 mm の十字すみ肉溶接継手引張試験において、一定の K_t を有する試験片を用い、溶融亜鉛中で除荷法による引張試験を行い、き裂発生応力を σ_{zc} としたとき、いくつかの K_t を有する試験片

について σ_{zc} を求めた。Fig. 19 はその結果であり $K_t \leq 2.5$ では K_t の増加とともに σ_{zc} が直線的に減少することがわかった。

5.2.2 板付鋼管めつき時の熱応力

Fig. 20 に示すように中央部に十字形に貫通する板を有する鋼管を亜鉛液面に対して 10° 傾けて浸せきする場合

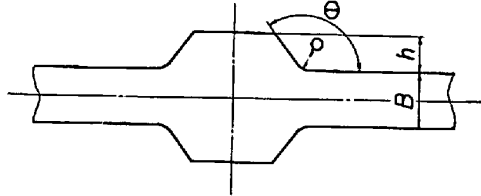


Fig. 18. Shape of the stress-concentrating part.

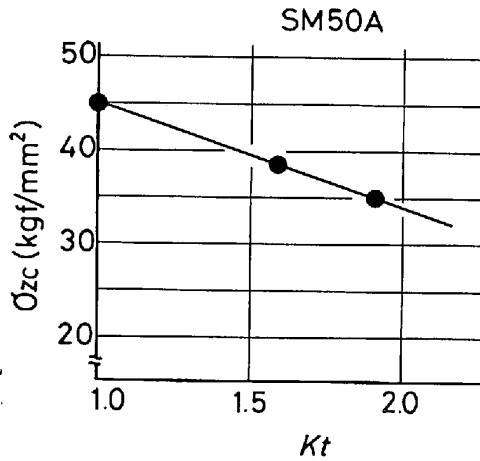


Fig. 19. Relation between stress-concentration factor (K_t) and crack initiating stress (σ_{zc}) in molten zinc.

合に鋼管部材の外面上に発生する熱応力を 5.1 と同じ手法により解析した結果、浸せき速度 $V=800$ mm/min の場合、Fig. 21 に示すような浸せき位置では板隅部において $\sigma=34.9$ kgf/mm² の引張熱応力が発生することがわかった²⁹⁾。また $V=5500$ mm/min の場合には同一箇所に最大でも $\sigma=3.2$ kgf/mm² の応力しか発生しないことがわかった。

つぎに Fig. 20 に示す試験体を SM50A 鋼を用いて実際に製作した。解析で $V=800$ mm/min のとき $\sigma=34.9$ kgf/mm² の応力が発生した箇所の K_t を測定した²⁹⁾ ところ、 $K_t=2.0$ であった。Fig. 19 によると $K_t=2.0$ では $\sigma_{zc}=34$ kgf/mm² であるから、この初温 20°C の試験体を $V=800$ mm/min の速度で 460°C の熔融亜鉛中へ浸せきすると溶接ビードのトゥ部にき裂が発生することが予測される。実験の結果 Photo. 2 のようにき裂が発生した。なお、 $V=5500$ mm/min の場合にはき裂の発生はなかった。

6. む す び

熔融亜鉛と接触中の鋼に引張応力がはたらくと液体金属ぜい化現象が起こることは知られていたが、これに関する研究は従来あまり活発でなかった。したがって耐ぜい化度を向上させる鋼材の研究も従来ほとんど行われていなかったようである。本解説は、溶接鋼構造物が大形化するに従い熔融亜鉛めつき時に発生する熱応力の大きさも無視できなくなることから、解析と実験によりめつき時における液体金属ぜい化割れ発生防止のための対応策も含めて述べたものである。しかし、これをさらに完全なものにするためには、熔融亜鉛中でぜい化しにくい鋼材の開発が望まれるところであり、また構造物を設計

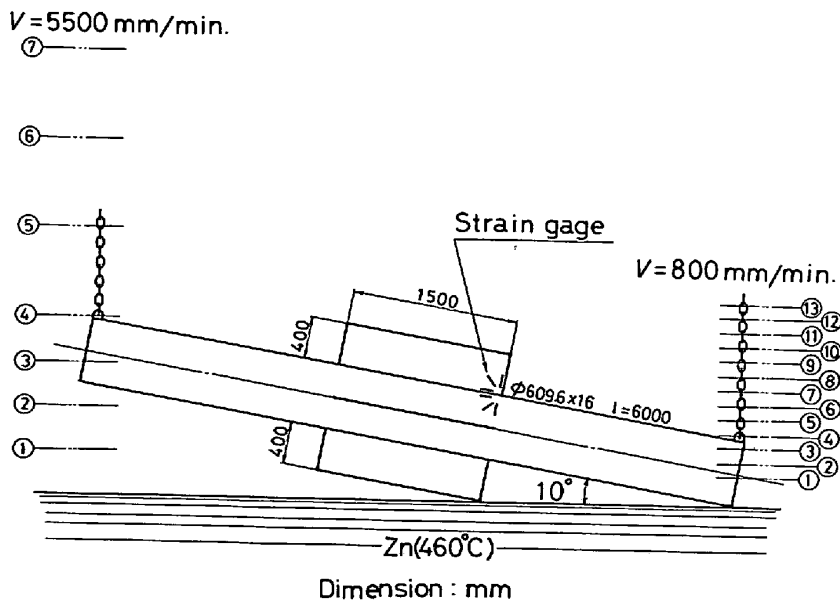


Fig. 20. Schematic illustration of dipping of the steel pipe welded with steel plates into molten zinc.

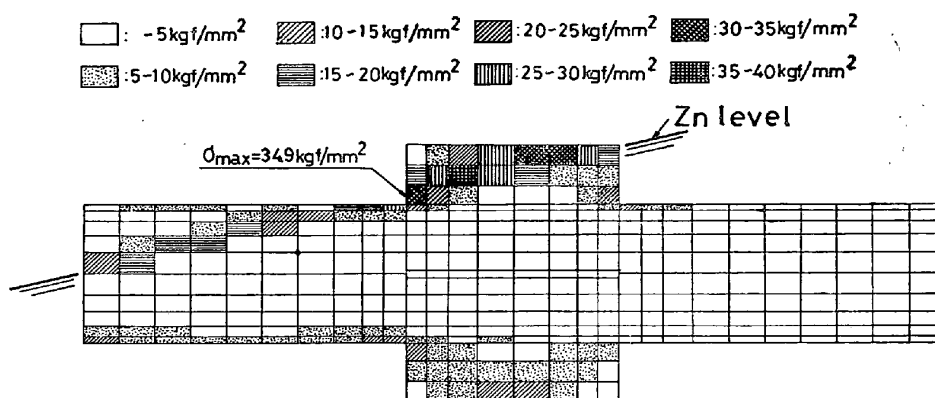


Fig. 21. Results of thermal tensile stress distribution obtained by FEM. ($V=800$ mm/min)



Photo. 2. The crack initiated at the toe of the corner part of the plate welded steel pipe.

する側においてもめつき時の熱応力が減少するような検討も、さらにつみ重ねる必要がある。例えば、溶融亜鉛中に沈みやすい構造にすることや板厚差の大きい部材を組み合わせた溶接構造を避ける等々である。いずれにしても各分野において、この液体金属ぜい化について十分な認識をもつて対処することが肝要である。おわりに一連の研究にあたり終始御指導を賜った東京工業大学の中澤一教授ならびに本解説をまとめるにあたり御指導いただいた(株)巴組鉄工所の金沢正午博士に心から感謝いたします。

文 献

- 1) C. M. PREECE: Research and Development, 23 (1972) 10, p. 30
- 2) M. H. KAMDAR: ICF4, 1(1977), p. 387
- 3) C. F. OLD: ICF4, 2(1977), p. 331
- 4) A. R. C. WESTWOOD, C. M. PREECE, and M. H. KAMDAR: Fracture, 3(1968), p. 589

- 5) 稲垣博巳, 石崎敬三: 溶接学会誌, 42 (1973) 12, p. 1252
- 6) H. WIEGAND: 6th I. C. on Hot Dip Galvanizing, (1961), p. 69
- 7) 中島守夫: 鉄と鋼, 46 (1960) 9, p. 967
- 8) 中島守夫: 鉄と鋼, 47 (1961) 1, p. 22
- 9) 中島守夫: 鉄と鋼, 47 (1961) 2, p. 42
- 10) 大竹 正, 石崎敬三, 江口直記: 日本金属学会誌, 21 (1957) 11, p. 640
- 11) W. RÄDEKER: Stahl u. Eisen, 73 (1953) 10, p. 654
- 12) 菊池昌利: 材料, 29 (1980) 317, p. 181
- 13) M. KIKUCHI: Proc. 23rd Japan Congr. Mater. Res., (1980), p. 143
- 14) 菊池昌利, 家沢 徹: 材料, 30 (1981) 329, p. 187
- 15) 菊池昌利, 家沢 徹: 日本造船学会論文集(1981) p. 298
- 16) R. EBORALL and P. GREGORY: J. Inst. Metals, 84 (1955) 56, p. 88
- 17) A. R. C. WESTWOOD, C. M. PREECE, and M. H. KAMDAR: Fracture, 3 (1968), p. 589
- 18) S. J. MATTHEWS, and W. F. SAVAGE: Welding J., 50 (1971) 4, p. 174
- 19) 稲垣博巳: ぶれいず, 49 (1980), p. 27
- 20) C. S. SMITH: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng., 175 (1948), p. 15
- 21) C. S. SMITH: Trans. ASM, 45 (1953), p. 533
- 22) A. A. GRIFFITH: Phil. Trans. Roy. Soc., 221 (1920) [A], p. 163
- 23) M. KIKUCHI: Proc. of 24th Japan Congr. on Mater. Res., (1981), p. 162
- 24) 菊池昌利: 材料, 30 (1981) 329, p. 194
- 25) 川下研介: 熱伝導論 (1966), p. 108 [オーム社]
- 26) P. C. PARIS, and G. C. SIH: ASTM STP, 381 (1965), p. 30
- 27) 菊池昌利, 家沢 徹: 材料, 30 (1981) 333, p. 562
- 28) 西田正孝: 応力集中 (1969), p. 632 [森北出版]
- 29) 菊池昌利, 家沢 徹: 材料, 31 (1982) 342, p. 271