参考文献

- 1) B. Crossland, J. A. Cave, S. K. Banerjee and H. K. Wylie; Explosive Cladding of Large and Relatively Thick Flyer Plates, Report No. 851, Dept. of Mech. & Ind. Eng., Queen's Univ. Belfast (1975)
- 2) R. A. Patterson; Explosive Bonding: Aluminum-Magnesium Alloys Bonded to Austenitic Stainless Steel, High Energy Rate Fabrication (PVP-Vol. 70) Winter Annu. Meet. ASME (1982), 15-27
- 3) 石井, 恩沢, 生沼, 村越; 爆発圧接境界の溶融層の研究 (第1報), 本誌, 38-6 (1969), 601-607
- 4) 石井, 恩沢, 生沼; 爆発圧接境界の溶融層の研究 (第2報), 本誌, 38-12 (1969), 1371-1378
- 5) 福井, 難波, 杉山; アルミニウムと異種金属の爆発圧接材の Transition Piece への適用性について (第1報), 本誌, 39-12 (1970), 1315-1321
- 6) H. K. Bal Krishna, V. C. Venkatesh and P. K. Philip; Influence of Collision Parameters on the Morphology of Interface in Aluminum-Steel Explosion Welds, Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals, Plenum Press (1980), 975-958
- 7) 福井; アルミニウム合金溶接部の共晶融解と微小割れに関する研究, 本誌, 38-6 (1969), 572-581
- 8) T. Isobe, M. Kubota and S. Kitaoka; Study of the Conditions for Preventing Hot Tearing of Aluminum Alloy Casting, 鋳物, 53-4 (1981), 153-160
- 9) 安藤, 大久保, 荒; Al-5% Mg 合金鋳物の電子ビーム溶接に関する研究, 溶接学会論文集, 1-3 (1983), 336-343
- 10) Metals Handbook, ASW, (1948), 27

溶融亜鉛中における溶接継手強度に及ぼす溶接諸因子の影響*

—溶融亜鉛めっき時における溶接継手の液体金属ぜい化(第1報)—

小南 鮮寿**, 矢野 和敏**, 石本 憲司***, 寺崎 俊夫****, 迎 静雄****

Effect of Welding Factors on the Strength of Welding Joint in the Molten Zinc*

—Liquid Metal Embrittlement of Welded Joint of Steel during Hot Dip Galvanizing (Report 1)—

by Yoshitoshi Kominami**, Kazutoshi Yano**, Kenji Ishimoto***, Toshio Terasaki****
and Shizuo Mukae****

It is now questionable that the Liquid-Metal-Embrittlement-cracking (LME-cracking) rises in HAZ of welds of steel structure during hot dip galvanizing. Because of preventing the cracking, it is necessary to study the effect of welding factors on the critical stress of steel in molten zinc (σ_{cr}).

In this report, the tensile tests were carried out in molten zinc by using the welding joint specimen with U notch in HAZ, and σ_{cr} for each materials used was investigated. The results are as follows.

- (1) σ_{cr} decreased as the stress concentration (Kt) was large, but it was approximately constant over $Kt = 3$.
- (2) As the heat input was large, grain size at coarse-grained region was large, maximum vickers hardness in HAZ was lower and σ_{cr} increased.
- (3) σ_{cr} was linearly arranged by using maximum vickers hardness in HAZ.

1. 緒 言

鉄塔構造物では防食方法として従来から溶融亜鉛め

っき(以後, めっきと呼ぶ)が用いられているが, メンテナンスフリーの利点を考慮して最近では橋梁の分野でも使用されるようになった。これらめっき構造物の増加と共に被めっき材が大型化し, 構造が複雑化してきたためめっき施工中に生じる液体金属ぜい化(Liquid Metal Embrittlement, 略して LME)が問題視されるようになってきた。

LME の現象は古くから知られており, その発生原因

*原稿受付 昭和59年5月1日(昭和58年度5月, 溶接冶金研究委員会にて発表)

** 日本鉄塔工業(株) Japan Steel Tower Co., Ltd.

***正 員 日本鉄塔工業(株) Member, Japan Steel Tower Co., Ltd.

****正 員 九州工業大学 Member, Kyushu Institute of Technology

Table 1 Chemical compositions of materials used

Materials	h	Chemical compositions (wt%)													
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	B	Pcm
STK55	S1	18	0.10	0.26	1.41	0.019	0.004		0.01	0.02					0.18
	S2	18	0.10	0.18	1.41	0.028	0.003				0.070	0.02			0.18
	S3	18	0.11	0.26	1.42	0.017	0.005	0.02			0.072				0.20
	S4	18	0.11	0.28	1.30	0.013	0.005				0.040		0.06		0.18
	S5	18	0.14	0.29	1.40	0.013	0.003	0.02			0.033				0.22
	S6	20	0.15	0.23	1.40	0.019	0.006				0.032	0.032			0.23
	S7	18	0.16	0.46	1.48	0.018	0.005	0.13	0.09		0.008				0.26
SM50A	16	0.17	0.42	1.35	0.020	0.010									0.26
HT80	25	0.12	0.24	0.88	0.014	0.004	0.18		0.82	0.31	0.030			0.001	0.25
Cr-Mo	19	0.38	0.20	0.76	0.003	0.020		0.02	0.94	0.17					0.48

h : Plate thickness (mm)

Pcm = C+Si/30+(Mn+Cu+Cr)/20+Ni/60+Mo/15+V/10+5B Ito-Bessyo's carbon equivalent

は液体金属による固体金属の界面エネルギーの低下であると言われている。LME の生じる組合せの一例として鉄と溶融亜鉛が挙げられる¹⁾。

溶接鋼構造物の溶融亜鉛による液体金属ぜい化割れ(めっき割れ)が生じる位置は溶接熱影響部(HAZ)に多いと言われている^{1,2)}。割れが生じるための条件として次式が考えられる。

$$\sigma_{cr} \leq \sigma$$

左辺は溶融亜鉛中での鋼の限界応力値を示し, 材料の化学組成や溶接条件などの影響を受ける。右辺は割れに作用する応力項で, 溶接残留応力と構造物をめっき浴へ浸漬するときに生じる熱応力が考えられる。したがって, めっき割れ防止方法とは σ_{cr} を増大させること, あるいは σ を小さくすることである。

本報では σ_{cr} に及ぼす溶接諸因子の影響を検討した。なお溶融亜鉛中の限界応力と化学組成, 結晶粒径あるいは硬さなどの因子との関係を調べた研究が, 既に再現熱サイクル装置を用いて鋼に HAZ を再現させた状態でなされている³⁻⁵⁾。しかし実際の溶接継手を作成して溶融亜鉛中の限界応力と上記因子との関係を系統だてて調べた例は見当たらないようである。本報では送電線用鋼管鉄塔に用いられている STK 55 を主に使用し, MAG 溶接してその溶接部より U ノッチ付引張試験片を作成して, 溶融亜鉛中の σ_{cr} と応力集中率, 溶接入熱, 硬さとの関係を調べた。まためっき施工における段階でのめっき割れ防止方法を示した。

2. 実験方法

2.1 供試材の化学組成

Table 1 に供試材の化学組成を示す。STK 55 については炭素量あるいは主要 5 元素以外の添加元素に注目して 7 種類選んだ (S1~S7)。また鉄塔使用材として STK 55 と同様に使用ひん度の高い SM 50 A および HAZ の最高硬さ (H_F)_{max} を変化させるための Cr-Mo 鋼, HT 80 鋼も用いた。

2.2 溶接条件および試験片形状

Fig. 1 Schematic diagram for welding procedure

Table 2 Welding conditions

Welding method	Wire	Wire size	Shield gas	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min.)	Heat input (kJ/cm)
MAG	E70S-4, 6	1.2	80%Ar	200	22	35	7.5
		1.6	20%CO ₂	300	33	35	17
		1.6	20%CO ₂	450	36	25	39

Fig. 2 Dimensions of tensile test specimen in molten zinc bath

Fig. 1 に示すように, 溶接速度が一定となるように台車にトーチを取り付けて, 550×280×(板厚) mm の試験材中央を MAG 溶接によりビードオンプレートした。溶接方向は圧延方向に直角とし, 溶接始末端のビード形状不良部を取り除くため, 両端にタブ板を置いて溶接した。溶接条件を Table 2 に示す。シールドガスは 80% Ar-20% CO₂ で 20 l/min. の流量とし, 通常は入熱 17 kJ/cm とした。めっき割れ限界応力に及ぼす入熱の影響

Fig. 3 Schematic diagram for tensile test apparatus in molten zinc bath

を調べるため、7.5 kJ/cm および 39 kJ/cm も用いた。心線は E70 S-4,6 相当 (AWS) で、39 kJ/cm のみ 1.6φ それ以外は 1.2φ のソリッドワイヤを用いた。

Fig. 2 に示す板状引張試験片を Fig. 1 の板より採取した。ビード余盛は削除し、ビードと反対側より減厚し、さらに両面を平面研削仕上げして 6 mm の板厚とした。

2.3 ノッチ形状

めっき割れ発生応力に及ぼす応力集中度の影響を調べるために、Fig. 2 の試験片の HAZ 粗粒域にノッチ先端がくるように放電加工によりノッチを入れた。

形状は先端半径 0.2, 0.5 あるいは 2.0 mm、深さはすべて 2.0 mm の U ノッチとした。これらの応力集中度 (K_t) は西田の「応力集中」⁶⁾ の片側ノッチをもつ帯板の引張力をうける場合に相当すると考えられ、それぞれ $K_t=4.3, 3.2$ あるいは 1.95 となった。U ノッチの半径、深さを拡大投影機で観察し、 K_t に換算してそれぞれ 5% 以内の試験片のみ供試した。なおノッチ内部をサンドペーパーで研磨した。

2.4 硬さおよび結晶粒径の測定

Fig. 1 に示す試験材の溶接部における硬さ測定には試験材中央より採取した試験片を用いた。測定にはマイクロビッカース硬度計を用い、1 kgf、30 秒負荷で溶接金属から母材へ 0.5 mm 間隔で測定した。

HAZ 粗粒域の結晶粒径の測定にはボンドの近傍の位置について linear intercept 法⁷⁾ にならって行った。測定距離は約 1 mm で 400 倍の写真上で測定した。腐食液はピクリン酸飽和水溶液を用いた。

2.5 めっき浴中引張試験方法

Fig. 3 にめっき浴中引張試験機の模式図を示す。荷重はロードセルで、引張中の変位は変位計で測定した。あらかじめアルカリ脱脂 (有効アルカリ 18% 60℃ 30 分) し、塩酸酸洗 (室温、13% 60 分) し、水洗した試験片を

Fig. 4 Fracture surface of tensile test specimen
(a) LME-cracking initiation at A
(b) no LME-cracking at B

装置のチャック部にピンにより取り付け、温度 $450 \pm 3^\circ\text{C}$ の現場めっき浴へ浸漬した。試験片温度が十分に 450°C になる浸漬 1 分後試験を開始した。

めっき割れ感受性は引張試験中の歪速度の影響を非常に受けやすい^{5,8)} ため、本報では 6 mm/min. の速度で荷重を負荷し、所定の荷重に達したのち保持することによりこの影響を小さくしようとした。保持時間は実部材の実績より最大 400 秒とし、破断しなかった場合はめっき浴から装置を引上げ、空气中でノッチ部から破断させ、その破面を走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察し、めっき割れ特有の粒界割れが存在する^{1,2,8)} かどうかを調べた。Fig. 4(a) にめっき割れが発生したと判断した破面、Fig. 4(b) に割れなしと判断した破面を示す。前者はノッチ先端部に明らかに粒界破面を呈しているが、後者はめっき後空气中で引張って破断したことを示す延性破面を示す。このようにして負荷荷重を変化させて粒界割れが生じない上限の応力をめっき割れ発生応力 (σ_{cr}) とした。

3. 結果および考察

3.1 応力集中度の影響

Fig. 5 に STK 55-S3 のめっき割れ発生応力に及ぼす応力集中度の影響を示す。入熱は 17 kJ/cm で HAZ にノッチを入れた。図中、●印はめっき浴中で所定の荷重を負荷し、保持中に破断した場合で、数字は破断までの時間 (sec) を示す。○印は保持中に破断しなかったが、ノッチ先端部に粒界破面が存在し、めっき割れが発生したと判断した場合で、○印は粒界破面が存在せず割れな

Fig. 5 Effect of stress concentration factor, K_t on critical stress for LME-cracking, σ_{cr} (STK55-S3)

Fig. 6 Comparison of critical stress for LME-cracking, σ_{cr} on notch positions (STK-55-S3)

Fig. 7 Microstructures of STK55-S3
(a) weld metal (b) HAZ (c) base metal

Fig. 8 Distribution of the micro vickers hardness, H_v (STK55-S3)

しと判断した場合を示す。図より K_t の増加と共に σ_{cr} は低下した。 $1 \leq K_t \leq 2$ において、 σ_{cr} の低下量は約 10 kgf/mm^2 であったが、 $K_t > 2$ では低下量は小さくなり、 $2 \leq K_t \leq 3$ においては約 2 kgf/mm^2 であった。そこで本報では σ_{cr} の低下量が小さくなり、しかも健全な溶接継手の余盛部の応力集中率の上限⁹⁾と考えられる $K_t = 3.2$ (半径 0.5 mm 、深さ 2.0 mm の U ノッチ) で以下の試験を行った。

3.2 ノッチ位置の影響

Fig. 6 に STK 55-S3 の溶接金属、HAZ あるいは母材にノッチを入れたときのめっき割れ発生応力の比較を示す。入熱は 17 kJ/cm 、 $K_t = 3.2$ とした。溶接継手において HAZ のめっき割れ感受性が高いことが知られて

いるが、図より溶接金属、母材の σ_{cr} は 30 kgf/mm^2 以上であるのに比べ、HAZ は 24.5 kgf/mm^2 と低かった。それぞれのミクロ組織を Fig. 7 に示す。溶接金属では粒界に初析フェライト、粒内にアシキュラーフェライトが存在している。HAZ では溶接金属と同サイズくらいの結晶粒径となっている。母材はフェライト・パーライト組織である。Fig. 8 に溶接部の硬さ分布を示す。HAZ の最高硬さ $(H_v)_{\max} = 278$ であり、溶接金属は平均 $H_v = 234$ 、母材は平均 $H_v = 190$ であった。HAZ のめっき割れ感受性が高い原因として、結晶粒径、硬さ、ミク

Fig. 9 Effect of heat input, Q on critical stress for LME-cracking, σ_{cr} (STK55-S3)

Fig. 10 Effect of heat input, Q on maximum vickers hardness, $(H_v)_{max}$ in HAZ and grain size, γ at coarse-grained region (STK55-S3)

ロ組織などが考えられる。

3.3 入熱の影響

試験材への溶接入熱を7.5, 17および39 kJ/cmと変化させたときの σ_{cr} に及ぼす影響をFig. 9に示す。ノッチ位置はHAZで、 $K_t=3.2$ とした。入熱39 kJ/cmのとき $\sigma_{cr}=29.8$ kgf/mm²となり、7.5 kJ/cmに比べ約8 kgf/mm²上昇した。Fig. 10に入熱変化によるHAZの $(H_v)_{max}$ および粗粒域の結晶粒径の変化を示す。入熱を7.5 kJ/cmから39 kJ/cmに上昇させると、硬さは $H_v=150$ 低下し、粒径は約2倍に成長した。HAZ粗粒域のマイクロ組織をFig. 11に示す。7.5 kJ/cmではマルテンサイトが多く見られているが、39 kJ/cmではそれぞれが見られず粒界には初析フェライト、粒内にはフェライトおよび中間組織が存在している。以上よりHAZ

Fig. 11 Microstructures in HAZ (STK55-S3)
(a) heat input 7.5 kJ/cm (b) 39 kJ/cm

の σ_{cr} について、結晶粒径の影響は小さく、硬さあるいはマイクロ組織の影響が大きいと考えられる。

3.4 硬さの影響

入熱17 kJ/cmで溶接したHAZに $K_t=3.2$ のUノッチを設けた試験片によってTable 1の鋼材の σ_{cr} を調べた。STK 55の結果をFig. 12(a)に、他の材料の結果を(b)に示す。炭素量の増加がめっき割れ感受性を高めるという報告⁵⁾より、前者は炭素量の少から多へと順に並べた。しかし σ_{cr} をうまく整理できず、S1, S4およびS6は σ_{cr} が約35 kgf/mm²であるのに対し、その他はそれ以下で低くなった。

ここで本報で示した $K_t=3.2$ の全データ(Fig. 6, Fig. 9, およびFig. 12)の σ_{cr} を応答変数とし、それぞれの化学組成(C, Si, Mn, P, S, C², C·Mn), 結晶粒径, HAZの $(H_v)_{max}$ を独立変数として重回帰分析を行った。その結果、 σ_{cr} に最も相関の強い独立変数として $(H_v)_{max}$ を選択し、他は有意な独立変数として選ばれなかった。Fig. 13に σ_{cr} とHAZの $(H_v)_{max}$ の関係を示す。図中実線は σ_{cr} と $(H_v)_{max}$ の関係の回帰方程式で $\sigma_{cr}=48.1-0.0724 (H_v)_{max}$, 偏差4.9 kgf/mm²を示す。これより σ_{cr} がAs weldにおけるHAZの $(H_v)_{max}$ で一次的に整理できた。しかし、本研究では明らかに出不きないが、図中のバラツキを小さくするめっき割れの機構に関連した因子があると思われる。

4. めっき割れ防止方法の一考察

めっき施工以前の段階でのめっき割れ防止方法を以下に示す。

1) σ_{cr} の低い材料を使用しているときにはFig. 5によりできるだけ K_t を小さくする必要があり、止端半径に注目するならば、それが大きくなる溶接棒の使用、

Fig. 12 Comparison of critical stress for LME-cracking, σ_{cr} of materials used

Fig. 13 Relation between critical stress for LME-cracking, σ_{cr} and maximum vickers hardness, $(Hv)_{max}$ in HAZ

グラインダー処理あるいは TIG 再溶融が有効と考えられる。

2) HAZ の $(Hv)_{max}$ が大きい場合, 入熱をより大きくして冷却中の 800—500℃ の冷却時間を長くして, 硬さを低くする。

3) STK 55 を 17 kJ/cm で溶接した HAZ に対する σ_{cr} に注目すると, 35 kgf/mm² 以上の強度の高い材料と 30 kgf/mm² 以下の強度の低い材料に分けられる。そのため σ_{cr} を推定する方法が必要であり, その一次近似として HAZ の $(Hv)_{max}$ を用いることができる。本実験範囲内では $(Hv)_{max} < 260$ の材料は σ_{cr} が高くなり, このような材料の使用が望ましい。

5. 結 言

MAG 溶接をした溶接材より U ノッチ付試験片を作成し, めっき浴中で引張試験して, その材料のめっき割れの発生応力 (σ_{cr}) を調べた。得られた結果を以下に示す。

1) U ノッチの先端半径を小さくして応力集中率 (K_t) を増加させるに従い, σ_{cr} は低下した。特に $1 \leq K_t \leq 2$ で低下率は大きくなった。

2) 入熱を上昇させることにより, 結晶粒径は大きくなったが HAZ の $(Hv)_{max}$ は低下し, σ_{cr} は上昇した。

3) 材料の σ_{cr} を HAZ の $(Hv)_{max}$ によって, 一次的に整理することができた。

4) 以上の結果より, めっき施工前のめっき割れ防止方法を挙げた。

参 考 文 献

- 1) 稲垣, 石崎; はんだ脆性について, 本誌, 42-12 (1973) 1252-1264
- 2) 菊池, 家沢; 溶融亜鉛中における鋼の溶接部強度, 材料, 30-329 (1981) 187-193
- 3) 武田, 栗飯原, 山戸, 植藤; 低融点金属による鋼のわれに関する研究 (第 1, 2 報), 鉄と鋼, 68-12 (1982), s1264-s1265
- 4) 生駒, 畠山, 小指, 新倉, 山本; 鋼材の溶融亜鉛による脆化に関する検討 (第 1, 2 報), 鉄と鋼, 69-5 (1983), s679-s680
- 5) 平林, 赤尾, 平; 鋼材の溶融亜鉛脆化に関する研究 (第 1, 2 報), 溶接学会全国大会概要, 第 32 集 (1983) 34-37
- 6) 西田; 応力集中, 森北出版, 570-571
- 7) 井川, 新, 大重; 溶接熱影響部の結晶粒粗大化に関する研究 (第 1 報), 本誌, 42-2 (1973) 134-145
- 8) 菊田, 荒木, 米田ら; 亜鉛による鋼の溶融金属脆化に関する研究, 溶接学会全国大会概要, 第 30 集 (1982) 6-7
- 9) 寺崎, 秋山, 横島, 磯谷, 堅田; 余盛形状と応力集中率, 本誌, 51-9 (1982) 790-796