溶融亜鉛中における鋼溶接部の時間依存性破壊の検討*

菊田米男**, 荒木孝雄**, 米田理史**, 内川 啓***

Study on Time Dependence Fracture of Weldment of Steel in Molten Zinc

by Yoneo Kikuta**, Takao Araki**, Masafumi Yoneda** and Kei Uchikawa***

The liquid metal embrittlement cracking (LMEC) of heat affected zone (HAZ) of steel in hot dip galvanizing was investigated. The experiment was conducted using synthetic HAZ of JIS G 3444 STK55 and Sustained Load Test (SLT) at 370°C–470°C heating range in liquid (molten) and solid Zinc.

The results obtained are as follows.

- (1) LMEC behavior is of thermal activated process and LMEC sensitivity is affected by hardness of HAZ.
- (2) The coarse grain region in HAZ showed the highest LMEC sensitivity.
- (3) The interfacial energy of steel is reduced by the existence of Zinc.
- (4) The reaction rate process of LMEC of steel is controlled by grain boundary diffusion of Zinc.
- (5) The nucleation and the propagation of LMEC in steel are likely to have a close relation to the reduction of interfacial energy due to the grain boundary diffusion of Zinc.

Key Words: Liquid metal embrittlement cracking, Heat affected Zone of steel, Time dependence fracture, Hot dip galvanizing, Synthetic welding thermal cycle, Thermal activation process, LMEC sensitivity in HAZ, Activation energy, Interfacial energy, Intergranular (IG) fracture

1. 緒 言

溶融亜鉛めっき（以下亜鉛めっきと略す）は、古くから知られている鋼の防錆処理方法であるが、従前は、大型構造物の付帯施設に用いられるのが主な用途であり、比較的大型の構造物としては、送電用鉄塔に用いられていたが、これも、構造は、等辺山形鋼をボルトジョイントとしたものであった。しかし、近年、橋梁、鉄骨などで、メンテナンス塗装のコストの増加により、メンテナンスフリーの検討がなされ、これらの溶接構造物に亜鉛めっきが採用されることも希ではなくなっている。また、送電用鉄塔においても、送電電圧の上昇により、電線支持物としての鉄塔も大型化し、その構造も主柱材に鋼管を用いた溶接構造物となってきた。

ところが、これら大型溶接鋼構造物に亜鉛めっきを施した場合、溶接熱影響部（以下 HAZ と略す）に粒界割れを生じることがあり、溶融亜鉛による溶融金属脆化割れ (Liquid Metal Embrittlement Cracking; 以下 LME

C と略す) と呼ばれており、製作過程における障害となっている。

この LMEC に関する研究は、現象的には古くから検討され、主なものとしては、Radecker ら¹⁾、Rostoker ら²⁾ の研究がある。また最近では、LMEC 防止の立場から菊池ら³⁾、耐 LMEC 鋼開発の観点より武田ら⁴⁾、生駒ら⁵⁾ および小関ら⁶⁾ の報告がある。

しかしながら、HAZ における LMEC 発生のメカニズムならびに、HAZ の金属学的因子の影響については、菊田ら⁷⁾ の報告があるものの十分明らかにされていないのが現状である。

そこで、本研究は、送電用鋼管鉄塔の主柱材として亜鉛めっき施工の頻度の高い市販の STK 55 材の母材および再現 HAZ 材を用い、溶融亜鉛中で定荷重引張試験 (Sustained Load Test; 以下 SLT と略す) を実施するとともに、溶融亜鉛中と同様の破壊現象が生じることが知られている亜鉛の溶融点以下の温度域⁸⁾においても電着亜鉛めっき材を用いて SLT を行なうことにより、鋼の HAZ における LMEC による破壊挙動の検討ならびに破壊の反応速度論的検討を行なった。併せて、破壊における表面エネルギーの検討も行ない、LMEC 発生・伝播の機構についても考察した。

*原稿受付 昭和60年2月28日 昭和60年度秋季全国大会論文発表講演

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka University

***正 員 安治川鉄工建設(株) Member, Ajikawa Iron Works & Construction Co. Ltd.

Table 1 Chemical compositions of materials used (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	Nb	Ceq.
Steel 55A	0.18	0.51	1.37	0.020	0.007	Tr.	0.01	0.01	0.072	0.001	0.045	0.024	0.45

Fig. 1 Synthetic welding thermal cycle**Table 2** Mechanical properties (MPa), Vicker's hardness and grain size of materials used

Material	R. T. (25°C)		430°C		Hv (9.8N)	Grain size (μm)
	Y. P.	T. S.	Y. P.	T. S.		
55A Cycle A	697	889	563	651	311	170
55A Cycle B	595	847	521	629	254	16
55A Basemetal	512	667	442	564	219	11

2. 供試材料ならびに実験方法

供試材料は、市販の STK 55 材（以下 55 A と略す）であり、化学組成を Table 1 に示す。

実験には、55 A に Fig. 1 に示す再現溶接熱サイクル（以下熱サイクルと略す）を付加した再現 HAZ 材および母材を用いた。熱サイクルの付加は、高周波誘導加熱により行なった。Table 2 は、再現 HAZ 材および母材の室温と亜鉛めっき温度域である 430℃ での降伏応力、引張強さを示し、各材料のビッカース硬さ（以下 H_V と略す）、平均結晶粒径をも併記した。熱サイクル付加後の、Cycle A, B および母材の組織を Fig. 2 に示す。

試験片形状は、Fig. 3 に示すように、平行部径 6 mm の丸棒平滑試験片とし、再現熱サイクルを付加した後、所定の形状に仕上げた。

SLT は、カンチレバータイプの装置を用い、試験片

に取付けた銅製容器内で赤外線加熱炉により亜鉛を溶融させた。Fig. 4 は、試験装置の概略を示す。なお、55 A Cycle A についてのみ亜鉛電着材の亜鉛溶融点以下の S LT を実施した。

試験温度は、亜鉛溶融点以上では、430℃、450℃、470℃とし、溶融点以下は、370℃、400℃とした。破断時間は、所定の試験温度に亜鉛浴温が達した後、破断に到るまでとした。

実験に際しては、試験片に対して通常の亜鉛めっき工程で行なう前処理（脱脂→酸洗→フラックス処理）を施した。

破断後の試験片に対しては、光学顕微鏡により破断経路、走査型顕微鏡（以下 SEM と略す）により破面の観察を行なった。また、最大粒径割れ長さの測定は、10 倍の写真面上において行なった。破面上の元素分析は、X 線マイクロアナライザー（EDX）を用いた。

3. 実験結果

3.1 破断経路

Fig. 5 は、破断経路の一例として、450℃、344 MPa、621秒で破断した 55 A Cycle A 材を示す。Fig. 5(a) の上部が主破断面であるが亜鉛の付着により破壊形態は明瞭ではない。Fig. 5(b) は、Fig. 5(a) の矢印部の拡大であり、主破断面以外にも最終破断に到らないものの破壊が進行しており、その形態は、旧オーステナイト粒界を通る粒界破壊であることを示している。また、Fig. 5(b) 中の粒界割れ内部には、EDX による分析により亜鉛の侵入が認められた。

3.2 破面観察

Fig. 6 は、各供試材の破断面の SEM 観察の結果を示した。Fig. 6 において (a) (b) (c) は、溶融点以上での破断であり破断後は、亜鉛に被れているので 10% HN

Fig. 2 Microstructures of materials used

Fig. 3 Dimensions of specimen (mm)

Fig. 4 Schematic representation of apparatus for test

Fig. 5 Fracture path of 55A CycleA specimen in molten Zn

O₃ により亜鉛を除去後観察に供した。Fig. 6 に示す破面は、いずれも粒界破壊を呈し、(a) (b) (d) は、旧オーステナイト粒界、(c) はフェライト粒界での破壊を示した。

亜鉛溶融点以上の破断においては、破断面は、溶融亜鉛が凝固・付着し、主破断面上における亜鉛の侵入状態は、観察不可能であった。そこで、亜鉛溶融点以下での破断面上において、亜鉛の存在を観察した。

Fig. 7 は、370℃、565 MPa、349 秒破断の破面であり試験片表面の亜鉛電着層 (写真中 Zn) より離れた粒界

Fig. 6 Fractographs of each material in molten Zn ((a) (b) (c)) and in solid Zn ((d))

Material : 55A CycleA,
Test temp. : 370 °C
Applied stress: 565 MPa
Fracture time : 349 sec.

Fig. 7 Observation of Zn grain boundary diffusion phenomena

面でも亜鉛の存在が確認された。写真中矢印部の EDX 分析を最下段に示す。これは、最終破断より以前に亜鉛が鋼の粒界へ侵入 (拡散) していることを示している。

Fig. 8 LMEC curve of each material in molten Zn ((a) (b) (c)) and in solid Zn ((d))

3.3 付加応力-破断時間曲線

破断経路・破面観察の結果より、SLT による破断は、LMEC の特徴である粒界破壊を示した。

そこで、各供試材の付加応力-破断時間曲線（以下 LMEC 曲線と略す）を求めた。

Fig. 8(a)~(d) は、LMEC 曲線を示し、いずれも、試験温度ごとに破断応力と破断時間の対数が直線関係を示す結果が得られた。

次に、Fig. 8 の (a) と (b) を比較すると、Table 2 に示したように、Cycle A は、Cycle B に比べて室温、430℃ともに降伏応力、引張強さが高いにもかかわらず、溶融亜鉛中では、Cycle A が低い応力で破断することが得られた。Fig. 8(c) は、母材の LMEC 曲線であり、Cycle A、Cycle B に比べ試験温度ごとの直線の傾きは小さく LMEC に対する感受性が低いものと推察される。

Fig. 8(d) は、Cycle A の亜鉛溶融点以下での LMEC 曲線であり、破断におよぼす応力と時間の関係は、溶融点以上の結果と同様であった。これらの結果は、亜鉛が溶融点前後の温度域では、鋼とくに HAZ を著しく脆化させ、LMEC を誘起することを示している。

以上のように、SLT による LMEC 破断の挙動は、付加応力、試験温度に破断時間が依存する熱活性化過程タイプの破壊であることが得られた。

3.4 最大粒界割れ長さの測定

Fig. 9(a) は、破断面のマクロ写真を示す。写真に示すように、破断面は、LMEC による粒界破壊部分 (IG) と急速破断の延性破壊部分 (DR) とからなり、粒界破壊部分は、試験条件・破断時間により、その大きさが変化することが認められた。そこで、Fig. 9(b) に示す最大粒界割れ長さ (l_f) を測定した。

Fig. 10 は、一例として、Cycle A の l_f と破断時間の関係を示した。 l_f は、破断時間が長くなるに従って増加する傾向であり、LMEC 曲線と同様に熱活性化過程を示し、Fig. 7 に示したように、亜鉛の粒界侵入 (拡散) により破断が生起されることを示している。

4. 考 察

4.1 再現 HAZ の溶融亜鉛中での破壊挙動と LMEC 感受性

前述のように再現 HAZ 材の溶融亜鉛中での破壊は、破壊形態が、Fig. 5, Fig. 6, Fig. 7 より亜鉛の粒界拡散による粒界破壊であり、Fig. 8(a)~(d) により、破断時間が、付加応力、試験温度により決定される熱活性化過程であることが得られた。

また、LMEC 曲線を比較することにより、Cycle A (実 HAZ 粗粒域相当) は、Cycle B (同細粒域相当) に比して LMEC に対する感受性が高いと考えられ、これ

Fig. 9 Fracture surface of specimen (a), and schematic view of measurement of l_F

Fig. 10 Relation between l_F and fracture time of 55A Cycle A

Fig. 11 Relation between $\sigma_F/\sigma_y:RT$ and fracture time at 450 °C

は、実構造物の LMEC が HAZ 粗粒域に発生することと一致する。そこで、LMEC 感受性の検討を行なった。

Fig. 11 は、450 °C における破断応力と室温の降伏応力との比と破断時間の関係を示した。図に示すように $\sigma_F/\sigma_y:RT$ (脆化比) により LMEC 感受性を評価すると、母材→Cycle B→Cycle A の順に感受性が高くなっており、供試材のビッカース硬さ (以下 H_V と略す) により整理しうることが知られた。Fig. 12 は、破断時間 1000 秒での各試験温度における LMEC 感受性 (脆化比) と H_V の

Fig. 12 Effect of Vicker's hardness on $\sigma_F/\sigma_y:RT$ at each test temperature

Fig. 13 Relation between fracture stress in molten Zn and grain size ($d^{-1/2}$) at fracture time of 1000 sec.

関係であり、 H_V の増加に従って LMEC 感受性は、高くなることが得られた。これは、LMEC 感受性が、 H_V により影響を受けることを示すと考えられる。

4.2 溶融亜鉛中での鋼の LMEC に対する表面エネルギーの検討

一般に、液体 (溶融も含む) 金属による固体金属の脆化において、破断応力は、固体金属の結晶粒径 (d) の平方根の逆数 ($d^{-1/2}$) と直線関係があることが知られており、Rostoker ら²⁾ は、室温の水銀による 70/30 黄銅について、Nichols ら³⁾ は、水銀の Al-4.5% Mg について、また市之瀬ら¹⁰⁾ は、Al の Hg-3% Zn について上記関係が成り立つことを報告している。

Fig. 13 は、本研究で得られた各試験温度における破断時間 1000 秒における破断応力 (σ_F) と結晶粒径 ($d^{-1/2}$) の関係を示す。Fig. 13 に示すように、 $\sigma_F-d^{-1/2}$ が直線関係にあることより、この関係は、(1) 式の Petch-Stroh の関係²⁾ が成り立つ。

$$\sigma_F = \sigma_0 + K \cdot d^{-1/2} \quad \dots (1)$$

液体 (溶融) 金属脆化は、粒界破壊を示すことが、大きな特徴であるが、この粒界破壊の進行の先端では、Stroh の脆性破壊の条件を満たすことが知られており²⁾,

(1)式の比例定数；Kは，(2)式で表わすことができる。

$$K = (6 \cdot \pi \cdot G \cdot \gamma / (1 - \nu))^{1/2} \quad \cdots \cdots (2)$$

G；剛性率， ν ；ポアソン比

γ ；表面エネルギー

(2)式において液体金属脆化の場合，Nichols，Rostoker²⁾の仮定によれば，表面エネルギー γ は，液体の存在による粒界での固体-液体の界面エネルギーに相当する。

そこで本研究においては，Fig. 7 に示したように，鋼の粒界への亜鉛の拡散が生じていることより，(2)式の γ は，鋼の粒界における亜鉛-Feの界面エネルギーに相当すると考えられる。亜鉛-Feの界面エネルギーを $\gamma_{\text{Fe/Zn}}$ とすると次式のように表わすことができる。

$$\gamma_{\text{Fe/Zn}} = (1 - \nu) \cdot K^2 / 6 \cdot \pi \cdot G \quad \cdots \cdots (3)$$

Fig. 13 中の直線の傾きが(1)式におけるKとなり，15.1(MPa/mm^{-1/2})が得られた。このKの値より，(3)式を用いて $\gamma_{\text{Fe/Zn}}$ を求めると $\gamma_{\text{Fe/Zn}} = 10.8 \times 10^{-6}$ J/cm²が得られた。

一方，液体金属による脆化環境下でないFe固体中の界面エネルギーは， 1.6×10^{-4} J/cm²であることが知られており¹¹⁾，この値と本研究で得た $\gamma_{\text{Fe/Zn}}$ を比較すると， $\gamma_{\text{Fe/Zn}}$ は1/15に低下している。このような検討の結果，溶融亜鉛によるLMECにおいても，一般の液体金属脆化と同様に，表面(界面)エネルギーの低下が生じていることが明らかとなった。

4.3 LMECの反応速度論的検討

実験結果より，鋼のLMECは，熱活性化過程タイプの破壊であることが得られた。そこで，本節は，これらの破壊の反応速度論的検討を行った。

一般に，ある反応系が，速度過程にあった場合，(4)式により，活性化エネルギーを求めることができる。

$$k = A \exp(-Q/R \cdot T) \quad \cdots \cdots (4)$$

k；反応速度，Q；活性化エネルギー

R；ガス定数，T；絶対温度

そこで，Fig. 8(a)～(b)における，破断応力392 MPa(亜鉛溶融点以下では，491 MPa)のときの破断時間を求め，その時間の逆数を各試験温度(絶対温度)の逆数に対して自然対数にてプロットすることによりアレニウスプロットが得られ，直線の傾きより活性化エネルギーを求めることができる。これより求めた活性化エネルギーを， Q_i とし，Fig. 14 に， Q_i を得たアレニウスプロットを示す。

また，一般に，鋼中への embritter (脆化源)の拡散は，脆化割れが生じる場合，割れの最大長さと破断に至るまでの時間より得られることが知られている⁸⁾。(5)式)

Fig. 14 Arrhenius plot of $\ln(1/t)$

Fig. 15 Arrhenius plot of $\ln(1_F^2/2t)$

$$D = l_F^2 / 2 \cdot t = D_0 \exp(-Q_i / R \cdot T) \quad \cdots \cdots (5)$$

D；拡散係数， l_F ；最大割れ長さ

t；破断時間， D_0 ；振動数因子

Q_i ； l_F より得られる活性化エネルギー

(5)式における l_F を，本研究で得られた最大粒界割れ長さに対応させることにより，活性化エネルギーを求めることができる。 l_F -tの関係は，Fig. 10 ように得られており，すべての供試材に対して， l_F^2 -tの関係より，付加応力一定下(亜鉛溶融点以上は，392 MPa，溶融点以下は，491 MPa)の $\ln(1_F^2/2t)$ を得ることができる。Fig. 15 は， $\ln(1_F^2/2t)$ より得た Cycle A のアレニウスプロットを示し，図中の直線の傾きより Q_i を得ることができる。

Table 3 は，本研究で得られた各供試材 Q_i ， Q_i を示す。Table 3 において，亜鉛溶融点以上における Q_i ， Q_i の値は，母材>Cycle B>Cycle A となっており，Fig. 11 に示したLMEC感受性とよい対応を示した。一方，亜鉛溶融点以上で， Q_i ， Q_i を比較するといずれの供試材においても $Q_i > Q_i$ でありその差は，いずれもほぼ1.6 eV程度であった。

この Q_i ， Q_i 間の差は，Fe-Liq. Zn系の反応をZnの拡散で考えると，Fe中へのZnの拡散のみならず，

Table 3 Estimation values of activation energy (eV)

	Test region	Qt	Ql
55A Basemetal	>Melting point	4.58	2.92
55A Cycle B		4.34	2.81
55A Cycle A		4.16	2.51
55A Cycle A	<Melting point	3.37	2.49

Material : 55A Cycle A
 Test temp. : 400 °C
 Applied stress: 411 MPa
 Fracture time : 7400 sec.

Fig. 16 Observation of Fe-Zn interface

Fe-Zn 金属間化合物の形成およびこの金属間化合物中の Zn の拡散反応が存在することより生じるものと考えられる。

そこで、Table 3 に示す Cycle A の亜鉛溶融点上下での Q_l , Q_i を比較すると、 Q_i はほぼ等しいにもかかわらず Q_l には 0.79 eV の差を生じており先に示した溶融点以上の反応挙動とは明らかに異なった反応挙動となっている。また、溶融点以下では、($Q_l - Q_i$) は 0.88 eV であり、 Q_l , Q_i の差は、溶融点以上の場合に比して約 0.7 eV 低い値となっている。

Fig. 16 は、400℃、411 MPa、7400 秒破断の試験片の Fe-Zn 界面の顕微鏡観察および X 線分析結果を示す。Fig. 16 に示すように亜鉛溶融点以下では、Fe-Zn 金属間化合物は、存在していない。一方、Horstmann¹²⁾ によ

ば、溶融亜鉛めっきにおける Fe-Zn 金属間化合物の生成のための活性化エネルギーは、0.62 eV と報告されており、亜鉛溶融点の上下での ($Q_l - Q_i$) にほぼ一致する。

以上のように、各供試材の溶融亜鉛中ならびに溶融点以下での亜鉛中においての Q_l , Q_i を検討することにより破断時間からのみにより得られた活性化エネルギー； Q_i は、Fe-Zn 反応系において種々の亜鉛の拡散過程の影響をうけると考えられ、LMEC においては、破断に到るための見かけ上の活性化エネルギーと考えられる。

一方、 Q_l は、亜鉛が鋼の粒界を拡散するために必要なエネルギーポテンシャルを示しており、LMEC の反応速度過程を支配するものと考えられる。

5. 結 論

鋼の溶接部の LMEC について、再現 HAZ 材を用いて検討を行ない、次の結論を得た。

(1) 再現 HAZ 材の LMEC 挙動は、熱履歴にかかわらず、熱活性化過程であり、破断の感受性は、硬さの影響を受ける。

(2) 再現 HAZ 材の、LMEC 挙動により、HAZ 粗粒域に相当する Cycle A が、最も LMEC 感受性が高く、これは、実構造物の LMEC の発生位置と一致する。

(3) 溶融亜鉛中では、鋼の粒界での Fe-Zn 界面エネルギーは、Fe 固体中の界面エネルギーに比して 1/15 に低下する。

(4) 鋼の LMEC の反応速度過程は、活性化エネルギーの検討により、鋼中への亜鉛の粒界拡散により支配される。

(5) (3), (4)より、鋼の LMEC の発生、伝播機構は、亜鉛の鋼粒界への拡散により生じる Fe-Zn 界面エネルギーの低下であると考えられる。

終りに臨み、本研究遂行に御協力下さった上田敏澄工学士（当時大阪大学学生）ならびに森末康弘工学士（安治川鉄工建設株）に対し感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) W. Rädker : Die Erzeugung von Spannungsrissen in Stahl durch flüssiges Zink, Stahl u. Eisen, 73 (1953), 654~658
- 2) W. Rostoker : Embrittlement by Liquid Metals, Reinhold publishing (1960)
- 3) 菊池, 家沢 : 溶融亜鉛中における鋼の液体金属脆化割れに関する研究, 日本造船学会論文集, 14 (1981), 309-316
- 4) 武田, 金谷ら : 鋼管鉄塔用 60kgf/mm² 鋼の開発と耐溶融亜鉛ぜい化の検討, 鉄と鋼, 70 (1984), 596-602
- 5) 生駒, 小島ら : 耐溶融亜鉛ぜい化に優れた送電向け鋼管鉄塔用 60 kgf/mm² 鋼材の開発, 鉄と鋼, 70 (1984), 1445-1451
- 6) 小関, 杉江ら : 溶接熱影響部の溶融亜鉛割れに及ぼす合金元素の影響, 鉄と鋼, 70 (1984), S.1382

- 7) 菊田, 荒木ら: 亜鉛による鋼の溶融金属脆化に関する研究, 本会概要, 30 (1982), 105
- 8) J. C. Lynn et al: Solid Metal-Induced Embrittlement of Steel, Mat. Soci. & Eng., 18 (1975), 51~62
- 9) H. Nichols et al: Mercury Embrittlement of an Al-4½ Pct Mg Alloy Trans. Met. Soci. of AIME, 230 (1964), 251
- 10) Ichinose: Trans. Jap. Inst. Met, 9 (1968), 35
- 11) J. W. Taylor: J. Inst. Metals, 86 (1958), 192~203
- 12) D. Horstmann: The reactions between iron and zinc, (社)・西ドイツ溶融亜鉛めっき協会 (1974)

溶接熱影響部における金属組織の再熱割れ 感受性に及ぼす影響について*

中村 満**, 圓城敏男***, 菊地靖志***

Influence of Microstructure in the Heat-Affected-Zone on the Reheat Cracking Susceptibility

by Mitsuru Nakamura**, Toshio Enjo*** and Yasushi Kikuchi***

Influence of microstructure in the Heat-Affected-Zone on the reheat cracking susceptibility was studied. The reheat cracking tests on H.T. 80 steel were carried out by means of ring type specimens and three point bending test. Influence of microstructure of synthetic H.A.Z. at high temperature on the reheat treatment process were investigated by high temperature hardness measurements, X-ray analysis and scanning electron microscopic observations. The results are summarized as follows. 1) The reheat cracking's critical stress of Martensite structure specimens (Water Quenched) were generally double than that of Bainite and Ferrite structure specimens (Air Cooled). But, the reheat cracking susceptibility of A.C. specimens were little by the difference of forms in microstructure. 2) The reheat cracking susceptibility were estimated by the relation of the deformability of a material and the precipitate of alloying carbides. Accordingly, alloying carbides of A.C. specimens precipitated to M_3C type carbides during cooling process of synthetic H.A.Z., but that of W.Q. specimens precipitated to M_3C type carbides as well as A.C. specimens and M_2C type carbides during reheat treatment process. W.Q. specimens of the lower reheat cracking susceptibility are affected mainly by the precipitate of M_2C type carbides in the matrix. 3) It is seemed that the precipitation of M_2C and M_3C type carbides during reheat treatment process from W.Q. specimens decreased the alloying elements concentration in the matrix, and showed a good deformability of a material. As a consequence, the reheat cracking susceptibility of W.Q. specimens were lower than that of A.C. specimens.

Key Words: Reheat cracking susceptibility, Deformability, Martensite structure (W.Q.), M_2C type carbides, Bainite and Ferrite structure (A.C.), M_3C type carbides

1. 緒 言

溶接部の再熱割れ発生のメカニズムについては、再熱過程での旧オーステナイト粒界への P, Sb などの粒界偏析による脆化脱¹⁾と二次硬化元素の析出による粒内強化が起こり、相対的に粒界の強度が低下するという説²⁾と

に大別される。また、この不純物元素の粒界偏析と二次硬化元素の析出による影響の相互作用についても検討され^{3,4)}、二次硬化元素の影響が高いと言われているが、いまだ不明の点も多いようである。一方、溶接熱影響部(HAZ)の組織の相異が再熱割れ感受性に与える影響については二、三報告^{1,5)}がある。しかし、例えばマルテンサイト組織あるいはベイナイト組織のいずれの組織の場合、再熱割れ感受性が高いかについてはいまだ明らかでない。

*原稿受付 昭和60年2月27日 昭和60年度 秋季全国大会論文発表講演
 **正 員 岩手県工業試験場 Member, Industrial Research Institute of Iwata Pref.
 ***正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute of Osaka University