



Title	鋼の溶融亜鉛めっきによる溶融金属脆化割れに関する研究
Author(s)	内川, 啓
Citation	大阪大学, 1986, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/34988
rights	© 1986 ISIJ
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

The University of Osaka

鋼の溶融亜鉛めっきによる 溶融金属脆化割れに関する研究

昭和 60 年 12 月

内川 啓

目 次

緒 論	1
第 1 章 溶接構造物における溶融亜鉛による溶融金属脆化割れ (L M E C)	
の現象的把握	3
第 1 節 緒 言	3
第 2 節 本研究に関する現在までの研究例と問題点	3
第 3 節 溶融亜鉛めっきによる L M E C 発生例とその特徴	4
第 4 節 鋼の溶融亜鉛めっきによる L M E C に対する検討因子の考え方	9
第 5 節 結 言	11
第 2 章 鋼構造物の溶融亜鉛めっき時の応力状態と L M E C	
第 1 節 緒 言	12
第 2 節 供試体ならびに実験方法	12
2 - 1 供 試 体	12
2 - 2 実験方法	13
第 3 節 溶融亜鉛めっき時の鋼構造物の応力状態	17
3 - 1 溶融亜鉛めっきによる残留応力の変化	17
3 - 2 溶融亜鉛めっきによる熱応力	20
3 - 3 溶融亜鉛めっき中の鋼構造物の応力状態	21
第 4 節 初期残留応力が L M E C におよぼす影響	22
第 5 節 結 言	26
第 3 章 鋼の再現溶接部の溶融亜鉛中での破壊挙動とその破壊過程の検討	
第 1 節 緒 言	27
第 2 節 供 試 材 料	27
第 3 節 実 験 方 法	30
3 - 1 試験片形状	30
3 - 2 定荷重引張試験	32
第 4 節 鋼の再現溶接部の亜鉛環境下での破壊挙動	33
第 5 節 亜鉛環境下における鋼溶接部の破壊過程ならびに粒界破壊の 応力・時間依存性の検討	39

5 - 1 亜鉛環境下における鋼の破壊過程	39
5 - 2 鋼の再現溶接部の亜鉛環境下における粒界破壊の応力・時間依存性.....	41
第6節 鋼溶接部の硬さがLMEC感受性に及ぼす影響	44
第7節 結 言	50
 第4章 溶接構造用鋼およびその溶接継手のLMEC特性	51
第1節 緒 言	51
第2節 供試材料ならびに実験方法	51
2 - 1 供 試 材 料	51
2 - 2 実 験 方 法	53
第3節 溶接構造用鋼およびその溶接継手の溶融亜鉛中での破壊挙動	57
第4節 溶接構造用鋼およびその溶接継手のLMEC特性.....	60
4 - 1 軟鋼のLMEC特性	60
4 - 2 非調質高張力鋼（SM50、STK55）のLMEC特性	63
4 - 3 調質高張力鋼（HT80）のLMEC特性	67
第5節 溶接構造用鋼およびその溶接継手のLMEC感受性の検討	71
第6節 結 言	73
 第5章 溶融亜鉛めっきによる溶接鋼構造物のLMECにおよぼす施工条件の影響 と防止条件の選定	74
第1節 緒 言	74
第2節 供試材料ならびに実験方法	74
2 - 1 供試材料	74
2 - 2 実験方法	77
第3節 鋼構造物のLMEC防止施工条件の評価に対する斜めY形溶接割れ 試験片の適用性	79
第4節 溶融亜鉛めっきによる大型送電用鋼管鉄塔のLMEC防止施工条件 の選定	85
4 - 1 溶接鋼構造物のLMEC防止施工条件	85
4 - 2 大型送電用鋼管鉄塔の溶融亜鉛めっきによるLMEC防止施工条件の選定...	87
第5節 結 言	93
 総 括	94

謝　　辞	97
参考文献	98
本論文に関する著者の発表論文	101

緒論

溶融亜鉛めっき (Hot Dip Galvanizing; 以下亜鉛めっき) は、古くから用いられている鋼の防錆処理方法であるが、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 H A Z) 粗粒域に粒界割れを生じることがある。

この現象は、亜鉛めっき工程における溶融亜鉛浴への浸漬中に生じることから液体金属による固体金属の脆化¹⁾ (液体金属脆化) の一種と考えられており、溶融亜鉛による溶融金属脆化割れ (Liquid Metal Embrittlement Cracking; 以下 L M E C) と呼ばれている。

一方、送電用鉄塔は、立地条件が山間部に多く、メンテナンス塗装が困難であり、また錆の発生が碍子を汚染し電気的障害を誘起する所以があるので、これらの問題点を解決するため全部材が亜鉛めっきを施される²⁾。従前は、送電電圧が低いこともあって、その構造は等辺山形鋼をボルト接合したものであったが、近年、送電電圧が上昇 (現在主要幹線は 500 kV にて送電、1000 kV も計画中) するに伴い、大型化の傾向にあり、構造も鋼管を用いた溶接構造物となってきており、重量では一基 200 ~ 300 ton、使用鋼管のサイズでは、板厚 14 mm 以上の鋼管を用いるものも珍らしくなく、このような大型送電用鋼管鉄塔において、主として鋼管板厚の大きい下部構造材に L M E C が発生³⁾し、製作過程における大きな障害となっている。

この溶融亜鉛により鋼に溶融金属脆化割れが発生することは、Rostocker ら⁴⁾ および Shunk ら⁵⁾ により指摘されている。また Rädeker ら⁶⁾ は、溶融亜鉛中では鋼がくり返し曲げによる強度低下を生じ、また溶融亜鉛中の鋼の破壊が温度および時間に依存するとしている。菊池 ら^{7) 8)} は、送電用鋼管鉄塔の L M E C 防止の立場より、溶融亜鉛浴への浸漬途上に発生する熱応力を抑えることが L M E C に有効であり、その手段として浸漬速度を速めることを推奨している。また、石本 ら⁹⁾ は、熱応力評価の試験方法を提唱している。武田 ら¹⁰⁾、生駒 ら¹¹⁾、小関 ら¹²⁾ は、耐 L M E C 60 kgf/mm² 級高張力鋼開発の観点より、鋼の L M E C 評価試験方法を立案実施し、鋼の合金成分と L M E C 感受性の検討を行なっている。

しかしながら、鋼の H A Z に発生する L M E C の発生過程ならびに H A Z の金属学的因子が L M E C に及ぼす影響については、十分に解明されていないのが現状である。

そこで、本研究では大型送電用鋼管鉄塔に発生する L M E C を主なる対象として、L M E C の現象的把握を行なうとともにその発生過程および金属学的因子が L M E C に及ぼす影響について検討することとした。

さらに、自拘束型試験片として斜め Y 形溶接割れ試験片を用いることにより鋼構造物の施工条件が L M E C に及ぼす影響を明らかにするとともに、大型送電用鋼管鉄塔の L M E C 防止施工条件の検討を行なった。

本論文は、5 章から構成される。まず、第 1 章においては、現在までの本研究に関する他の研究者の研究例とその問題点について述べた。次いで、著者が経験した、溶融亜鉛めっきにより発生した

大型送電用鋼管鉄塔部材のLMECの特徴を述べ、現行の送電用鋼管鉄塔の溶接施工条件の見直しを提起し、送電用鋼管鉄塔の亜鉛めっきによるLMEMC防止施工条件の検討因子として、溶接部の硬さ、結晶粒径および力学的因子として溶接部の残留応力、亜鉛めっき時に発生する熱応力を取りあげることにした。

次に、第2章では、第1章で示した送電用鋼管鉄塔に発生するLMEMCに対する検討因子のうち、残留応力および熱応力について、亜鉛めっきによる残留応力の変動ならびに熱応力の発生状態を検討し、亜鉛めっきによるLMEMCに対しては、亜鉛めっき前の残留応力のみを考慮すればLMEMC防止施工条件を選定し得ることを示した。

第3章では、再現溶接部材を用い、溶融亜鉛中の定荷重引張試験を行ない、溶融亜鉛中の鋼の破壊現象が温度・時間に依存することを明らかにした。次いで、溶融亜鉛中の鋼溶接部の破壊過程の考察を行ない、LMEMCの破壊過程は、鋼の粒界への亜鉛の粒界拡散による熱活性化過程であることを推察した。また、硬さ、旧オーステナイト結晶粒径がLMEMC感受性におよぼす影響を検討した結果、LMEMC感受性は、主として硬さに支配され、硬さが低くなるとLMEMC感受性が低下することを明らかにした。

第4章では、第3章にて再現溶接部材を用いて得た、鋼の溶融亜鉛中の破壊挙動ならびに硬さがLMEMC感受性におよぼす影響の検討結果に基づき、市販の溶接構造用鋼およびその溶接継手を溶融亜鉛中にて定荷重引張試験を行ない、各供試材のLMEMC挙動を検討し、溶接構造用鋼およびその溶接継手も、溶融亜鉛中にて時間依存性の粒界破壊が生じることを明らかにした。また、これら供試材のLMEMC感受性は、再現溶接部材と同様に主として硬さの影響を受けHAZの最高硬さ(Hv max.)を用いてLMEMC感受性を整理できることを示した。

最後に第5章では、第1章で示したような、大型送電用鋼管鉄塔部材に発生するLMEMCを防止する溶接施工条件を選定するため、第2、3、4章で検討した鋼溶接部のLMEMCに影響を及ぼす因子である残留応力ならびにHAZの硬さを容易に変化し得る自拘束型試験片として斜めY形溶接割れ試験片を用いることを提案し、LMEMCへの当該試験方法の適用を検討することにより、斜めY形溶接割れ試験片が、LMEMCの評価に妥当であることを示した。

次いで、斜めY形溶接割れ試験片に発生するLMEMCが、実際の溶接部に発生するLMEMCと同様に、硬さおよび残留応力の発生要因である継手拘束度の影響を受け、これらの2つの因子により、LMEMC発生領域が示されることを明らかにした。また、得られたLMEMC発生領域より、大型送電用鋼管鉄塔の溶接施工において、Hv max. \leq 260とすれば、LMEMCの発生を防止し得ることを示し、大型送電用鋼管鉄塔において、Hv max. \leq 260を得るための予熱温度を炭素当量(Ceq)とHv max.の関係で示すことにより、大型送電用鋼管鉄塔のLMEMCの防止施工条件を選定した。

併せて、Ceq \geq 0.40の鋼材は、亜鉛めっきを施される大型送電用鋼管鉄塔への使用は、好ましくないことをも提起するとともに、本研究で得たLMEMC防止施工条件の実施工への適用実績をも示した。

第1章 溶接構造物における溶融亜鉛による溶融金属脆化 割れ（LMEC）の現象的把握

第1節 緒 言

溶接鋼構造物に亜鉛めっきを施した場合、LMECが発生することが知られており、とくに大型送電用鋼管鉄塔では顕著である。しかし、その発生要因についての検討は、数例の研究報告として発表されているのみである⁷⁾⁸⁾⁹⁾。

また、いずれの研究例も、要因の分析を行なってはいるものの検討因子を絞り込み、その検討因子により、溶接鋼構造物に発生するLMECの防止方法を確立するまでには至っていない。

そこで、本章においては、まず、鋼の溶融亜鉛によるLMECの現在までの研究例を挙げ、それらの研究例とその問題点を検討した。

次に、著者が経験した、大型送電用鋼管鉄塔の溶融亜鉛中での破壊事例を挙げ、その発生例よりLMECの特徴を検討した後、本研究におけるLMECに対する主要な検討因子を選定することにした。

第2節 本研究に関する現在までの研究例と問題点

1) Rädeker の研究⁶⁾

Rädeker らは、溶融亜鉛めっき工場で使用される溶融亜鉛槽に使用する鋼材の検討のため、種々の鋼材を溶融亜鉛中でくり返し曲げ試験することにより炭素鋼が大気中に比して非常にすくない繰返し数で粒界破壊を生じることを確認し、次いで実用鋼の大気中と溶融亜鉛中での引張試験結果を比較し、伸びが大気中に比して溶融亜鉛中では著しく低下することを示し、これらの現象が溶融亜鉛による鋼の脆化現象であることを指摘している。また、亜鉛めっき槽の寿命の検討として溶融亜鉛中のクリープラプチャー試験を行ない、この脆化現象が、時間依存性の破壊であることを示しているが、溶接部に発生するLMECに対しては何ら検討を行なっていない。

2) 菊池の研究⁷⁾⁸⁾¹³⁾¹⁴⁾

菊池らは、市販鋼を用いて溶融亜鉛中での引張試験を行ない、絞りの低下が著しいことを確認した後、钢管構造物の熱応力解析ならびに当該構造物のすみ肉溶接止端部における応力集中の検討を行ない、亜鉛めっき時に発生する熱応力は、溶融亜鉛槽への浸漬速度が小さい程大きく、この熱応力が応力集中部に作用することによりLMECが発生するとしている。

しかし、LMEC発生部であるHAZの金属学的特性、および溶接施工条件がLMECに及ぼす影響については、何ら検討を加えていない。

3) 石本の研究¹⁵⁾¹⁶⁾¹⁷⁾

石本らは、実溶接継手から採取した切欠付試験片を溶融亜鉛中で引張試験を行ない、溶接入熱量、

H A Z の硬さ、H A Z 粗粒域での旧オーステナイト粒径が溶融亜鉛中での鋼溶接部の破断応力に及ぼす影響を検討するとともに実構造物の熱応力の解析、評価試験方法の提案を行なっている。その結果、硬さ上昇により L M E C 限界応力は低下するが、硬さ以外の因子については、影響を示唆したのみであり、熱応力解析では、菊池らと同様の結論を示すに留まっている。また、評価試験方法において、割れ発生応力を用いて L M E C 感受性を評価しているものの当該評価試験方法により、L M E C 防止施工条件を決定するには至っていない。

4) 武田の研究^{10)18)~22)}

武田らは、L M E C 評価試験方法として溶融亜鉛中での切欠付丸棒引張試験方法および自拘束型試験方法として拘束継手試験方法を提案し、鋼の合金元素が L M E C 感受性 (S_{LM}^{400}) に及ぼす影響を検討するとともに、H A Z の旧オーステナイト粒径、硬さが S_{LM}^{400} に及ぼす影響を検討した後、P の粒界偏析により S_{LM}^{400} が上昇し、L M E C 感受性が低下することを示している。しかし同時に P の粒界偏析は、鋼の靭性を低下させることも示した。また、L M E C 発生機構としては、亜鉛の鋼粒界への拡散に基づく機構を提示している。しかし、その研究の重点は、耐 L M E C 鋼の開発においており溶接施工条件が L M E C に及ぼす影響ならびに防止施工条件の選定には至っていない。

5) Lynn の研究²³⁾

Lynn らは、種々の低融点金属による、鋼の固体金属脆化の研究の一環として、固体亜鉛による、鋼の脆化現象を検討している。検討内容は、主として破壊機構であり、鋼の金属学的因子の影響の検討は行なっていない。そして、破壊機構としては、鋼粒界への亜鉛の粒界拡散および割れの表面における亜鉛の表面拡散を挙げている。

以上のように、鋼およびその溶接部の L M E C については、種々検討はされているものの、溶接部の溶接施工条件により決定される金属学的特性値により L M E C 防止施工方法を選定した研究例はなかった。そこで、本章第 4 節において、本研究における検討因子の考え方を明らかにすることにした。

第 3 節 溶融亜鉛めっきによる L M E C 発生例とその特徴

本節においては、著者が経験した大型送電用鋼管鉄塔の亜鉛めっきによる L M E C の発生例を挙げその特徴について記するものとする。

Fig. 1-1 は、L M E C が発生した大型送電用鋼管鉄塔の構造例を示したものである。Fig. 1-1 は、500 kV 送電用鋼管鉄塔部材であり先に述べたようにこのような送電用鋼管鉄塔材は、すべて亜鉛めっきされるため L M E C の発生は他の研究者によっても報告されている⁷⁾⁸⁾⁹⁾。

Fig. 1-2 に Fig. 1-1 の第 1 例 (EX. 1) の割れを示した。EX. 1 では、L M E C が鋼管材への小脚長 (6 mm) すみ肉溶接トウ部より発生し、鋼管母材へ伝播していた (Fig. 1-2(a))。

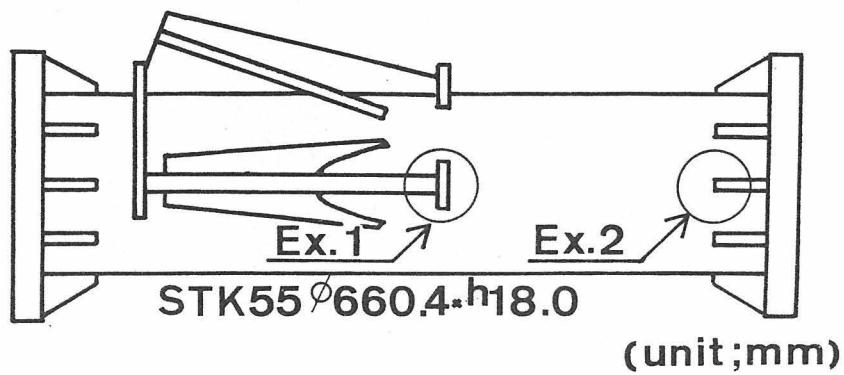


Fig. 1-1 Typical illustration of LMEC occurrence transmission tubular tower structure

破断経路は、Fig. 1-2 (b)に示すように HAZ 粗粒域を起点として発生・伝播しており、その破壊形態は、Fig. 1-2 (c)より明らかなように、旧オーステナイト粒界での粒界破壊²⁴⁾であった。

Fig. 1-3 に、Fig. 1-1 の第2例 (EX. 2) を示す。Fig. 1-3(a)に示すように、LMEC はフランジ部補強リブ材すみ肉溶接トウ部より発生し、EX. 1と同じく鋼管母材へ伝播し停止していた (Fig. 1-3(b))。破断経路、破壊形態は、EX. 1と同様に粒界破壊 (Fig. 1-3

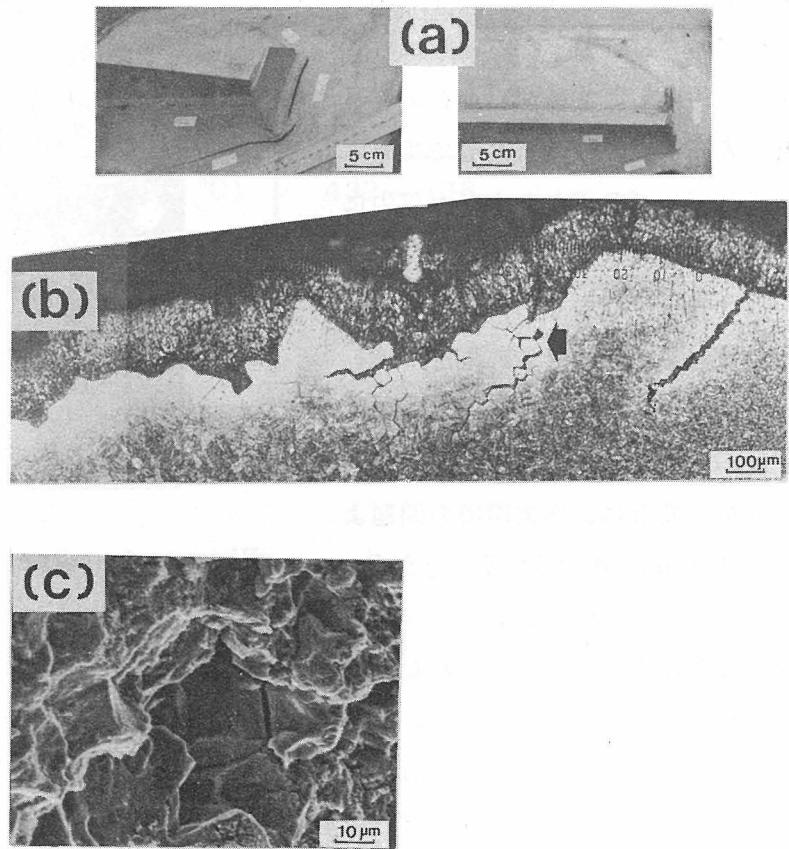


Fig. 1-2 Presentation of LMEC profile in Example No. 1 (Ex. 1)

(c)、(d)であった。

溶接部の非破壊検査の結果、このような例においては、いずれも亜鉛めっき以前に、割れの発生は見られず、亜鉛めっき工程中に割れが発生したものであると判断される。

ところで、亜鉛めっきを施される構造物は、溶融亜鉛浴へ浸漬される以前に種々の前処理を受ける²⁵⁾。この前処理工程は、次のとおりである。すなわち、①脱脂 - 被亜鉛めっき材表面に付着した油脂類を除去する。脱脂液としては、苛性ソーダ、オルソ珪酸ソーダに界面活性剤を加えた通称アルカリクリーナーと呼ばれるものを用いる。②酸洗 - 亜鉛めっき材の表面に存在する、高温で生成するスケール (FeO) および大気中にて発生する鏽 (Fe(OH)_2 と $\text{Fe}_2(\text{CO}_3)_3$ の混合物) を除去することにより清浄な鉄面を露出させる。酸洗には、 H_2SO_4 (5 ~ 20%、40 ~ 65°C) および HCl (5 ~ 15%、室温) が用いられるが、最近は、作業環境の問題より、 H_2SO_4 が用いられることが多い。③フラックス処理 - 亜鉛めっき材表面の酸洗によっても除去されない不純物を除去し、 Fe-Zn の反応におけるぬれを均一にする。フラックスとしては、 ZnCl_2 と NH_4Cl がモル比で 1 : 1 ~ 3 の溶液が用いられる。

以上のような前処理工程を経た後被亜鉛めっき材は、溶融亜鉛浴 (97.5 ~ 98.5% Zn 以上、430 ~ 470°C) に浸漬される。

亜鉛めっき工程において鋼を脆化させる要因としては、本研究の対象である、溶融亜鉛による溶融金属脆化の他に酸洗工程における $\text{Fe}^{2+} + \text{H}_2\text{SO}_4 \rightarrow \text{FeSO}_4 + \text{H}_2 \uparrow$ の反応により鋼中への水素吸蔵が生じ、これに起因した水素脆化も考えられる。しかし、著者らは、酸洗工程における吸蔵水素

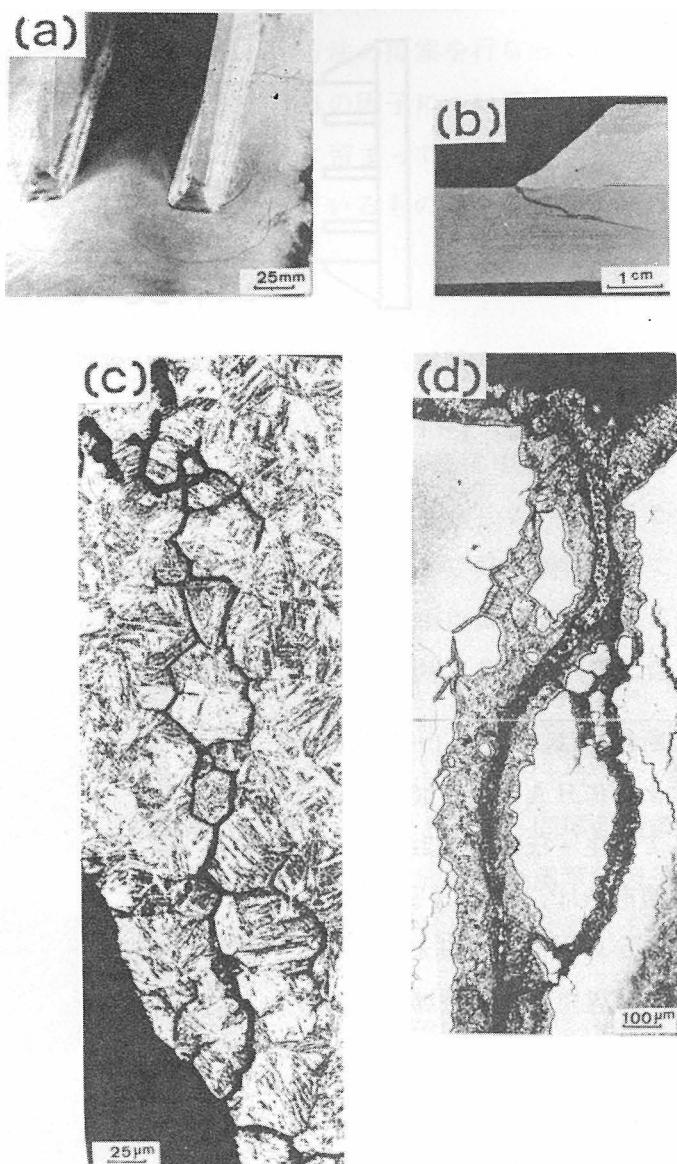


Fig. 1-3 Presentation of LMEC profile in Example No. 2 (Ex. 2)

量は、非常に微量であり、亜鉛浴の温度域（430～470 °C）では、鋼の機械的性質には何ら影響を及ぼさないことを確認²⁶⁾している。

Table 1-1 に、Fig. 1-2, 3 に示した、LMEC 発生例における亜鉛めっき条件を示した。

Table 1-1 Galvanizing conditions of LMEC occurrence tubular tower structure

		EX. 1, 2
Degreasing	temp. (°C)	Alkali cleaner 82
	time(min.)	90
Pickling	temp. (°C)	8.7% H ₂ SO ₄ 57
	time(min.)	60
Fluxing	temp. (°C)	ZnCl ₂ : NH ₄ Cl = 1 : 3 65--70
	time(min.)	1
Galvanizing	temp. (°C)	432—438
	time(sec.)	365

Table 1-1 に示した LMEC 発生部材の亜鉛めっき条件において、前処理条件は、前述の一般的条件を満足するものである。一方、亜鉛浴温度については 430°C～440°C の実用亜鉛めっき温度範囲において LMEC が発生していた。さらに、亜鉛浴への浸漬時間も、365秒であり、通常の亜鉛めっき時間の範囲であった。

以上のように、大型送電用鋼管鉄塔の LMEC 発生例について総括すると亜鉛めっきにより生じたと考えられる割れの特徴としては、以下の 4 点が挙げられる。

- 1) 亜鉛めっき工程中の亜鉛浴内で発生し、その発生温度は、亜鉛めっきに用いる温度域であった。
- 2) 溶接トウ部などの残留応力場にて発生する。
- 3) 破壊形態は、粒界破壊である。
- 4) 割れの近傍には、顕著な塑性流動は認められない。

このような、大型送電用鋼管鉄塔に発生した LMEC の特徴は、一般の液体金属脆化での適当な液体金属の存在下において固体金属が引張応力を受けた場合に生じる脆性的な破壊²⁷⁾の特徴と一致した。

以上のことより、亜鉛めっき中において大型送電用鋼管鉄塔に生じる割れは、溶融亜鉛浴に浸漬することによる液体金属脆化に起因した割れであると考えられる。

次に、溶接部に生じた EX. 1, 2 の溶接施工条件について吟味を行なうこととした。

Table 1-2 に、L M E C 発生部材の化学組成、機械的性質を示した。なお Table 1-2 に示した Ceq. は WES の式

$$C_{eq.} = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \quad \text{を用いた。}$$

また、L M E C の発生部材は、非調質高張力鋼の STK 55 であった。

Table 1-2 Chemical compositions(wt%) and mechanical properties of LMEC occurrence tubular material

Item	Material	Chemical compositions (wt%)										Mechanical properties				
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Mo	Nb	Ceq. (%)	Y.P. (MPa)	T.S. (MPa)	El. (%)
Ex. 1	STK55	0.15	0.51	1.37	0.020	0.007	Tr.	0.01	0.01	0.045	0.072	0.024	0.45	512	667	25.8
Ex. 2																

L M E C 発生部材の化学組成を Ceq. でみると Table 1-2 にしたように Ceq. は 0.45 であり、溶接による硬化能が大きいものであると考えられる。しかし、Table 1-2 に示した諸数値は、製品の使用者すなわち客先の購入仕様である J I S 規格を満足するものであり、規格に合致しない鋼材の使用が L M E C を誘起するものではない。

Table 1-3 Welding conditions of LMEC occurrence tubular tower structure

	EX.1	EX.2
Welding method	SMAW	SMAW
Electrode Std.(JIS)	D5016	D5016
Dia.(mm)	4	5
Preheating temp. (°C)	100	100
Welding current(A)	180	220
Welding voltage(V)	28	28
Welding speed(cm/min.)	16.8	17.8
Heat input/pass(KJ/cm)	18.0	21.8
Total number of pass	1	3
NDT before galva.	P.T.	P.T.

Table 1-3 は、EX. 1, 2 の溶接施工条件を示したものである。いずれも被覆アーケン溶接法により施工されており、溶接棒は、母材の強度レベルと同等のものであり、これら溶接材料の保管・乾燥状態も適切であった。また、予熱は、溶接低温割れ（以下低温割れ）防止を目的として行い、EX. 1, 2 では、100°C であった。溶接条件は、溶接棒の適正条件内であった。亜鉛めっき前の非破壊検査については、EX. 1, 2 は染色浸透探傷検査（P.T.）を実施しており、いずれも低温割れは、認められなかった。

以上のように Fig. 1-1 に示した大型送電用鋼管鉄塔における溶接条件は、妥当であったと考えられる。また、溶接部 HAZ の最高硬さでも EX. 1 は、Hv max. = 322、EX. 2 で、Hv max. = 330 であり使用鋼材の Ceq. からも適切な施工条件であったと考えられ、LMEC の発生は、溶接施工法の異常により生じるものでないことは明らかであった。すなわち、亜鉛めっき時に発生する LMEC は、使用鋼材も含めた一般の施工条件を満足しているにもかかわらず発生しており、現行の施工条件を、見直す必要があると考えられる。そこで、本研究においては、このような大型送電用鋼管鉄塔に発生する LMEC 防止施工条件を明らかにすることとした。

第 4 節 鋼の溶融亜鉛めっきによる LMEC に対する検討因子の考え方

前節においては、亜鉛めっきにより大型送電用鋼管鉄塔部材に生じる割れが溶融亜鉛による液体金属脆化であることをその破壊の特徴より判断した。

そこで、本節においては、第 2 節および第 3 節にて明らかにした、現在までの研究例および著者が経験した LMEC の特徴より本研究における検討因子の明確化を計ることとした。

Table 1-4 は、本章第 2 節に示した研究例における各研究者ごとの検討因子を示す。

Table 1-4 Discussion factors for LMEC in hot dip galvanizing by other researchers

Item Researcher	Discussion factor				
	Hardness	Grain size	Thermal stress	Residual stress	Other factor
Rädeker	×	×	×	○	Mechanical properties of steels in molten Zn
Kikuchi	×	×	○	×	Stress intensity
Ishimoto	○	○	○	○	Stress intensity
Takeda	○	○	×	×	Chemical compositions of steel
Lynn	×	×	×	×	Mechanism only

○ : Discussed

× : Not discussed

Table 1-4 に示すように、LMECに対する金属学的因子としては、硬さ、結晶粒径（旧オーステナイト結晶粒径）、また力学的因子としては、亜鉛めっき時の熱応力、および残留応力が挙げられる。

まず、力学的因子としては、現在までの研究例では、熱応力が主要因子として考えられているが、熱応力が影響を及ぼすとされている亜鉛浴への浸漬速度が 800 mm/min. 以下の範囲にて亜鉛めっきの実作業が行なわれることは非常に稀であり、浸漬速度が大きく熱応力が小さいとされている領域においても著者は、LMEC を経験していることより、熱応力、残留応力を検討すべき因子とした。

次に、金属学的因子の取扱いについては、まず硬さは、溶接施工条件により溶接部の冷却速度を変化することにより容易に変化しうる因子であり、本研究の主たる目的である大型送電用鋼管鉄塔の主柱材のLMEC の防止対策を立案するためにも必要条件であると考えて、本研究の検討因子とした。

次に、溶接部の結晶粒径（旧オーステナイト結晶粒径）については、送電用钢管鉄塔のように、その規模を問わず使用する板厚範囲が限られており、钢管と鋼板の組合せによりすみ肉溶接の脚長が規定されている構造物では、溶接条件の選択範囲が、非常に狭く、脚長により一義的に溶接条件が固定されているのが現状である。Table 1-5 に送電用钢管鉄塔における钢管と鋼板の組合せによる、すみ肉溶接脚長²⁸⁾を示す。

Table 1-5 に示した、すみ肉溶接脚長範囲の単層溶接（脚長 4 ~ 8 mm）での溶接入熱量（脚長 4 mm で 12 kJ/cm、脚長 8 mm で 22 kJ/cm）によるすみ肉溶接トウ部の旧オーステナイト結晶粒径を Fig. 1-4²⁹⁾ に示す。

また、Table 1-5 に示した各板厚の組合せでの多層溶接（脚長 12 mm 以上）の場合も旧オーステナイト結晶粒径は Fig. 1-4 の範囲にあった。さらに、Fig. 1-4 に示すように予熱によっても、旧オーステナイト結晶粒径は大きく変動していない。

Table 1-5 および Fig. 1-4 に示すように亜鉛めっきにより LMEC が発生するひん度の高い送電用钢管鉄塔においては钢管と鋼板の組合せにより決定される脚長により一義的に溶接条件が固定されるため、旧オーステナイト結晶粒径も、ほぼ固定されたものと考えざるを得ず、もし LMEC に対する旧オーステナイト結晶粒径の影響を考慮しなければならないと

Table 1-5 Standard leg length for transmission tubular tower

Plate thickness Pipe thickness	6	9	12	16	19
2.3	4	4	4		
2.4	4	4	4		
2.8	4	4	4		
3.2	4	4	4		
3.5	4	4	4		
4.5	4	6	6	6	6
5.3	4	6	6	6	6
5.5	4	6	6	6	6
5.8	4	6	6	6	6
7.0	4	6	6	6	6
8.0	4	6	6	6	6
9.0	4	6	8	8	8
10.0	4	6	8	8	8
12.0	4	6	8	8	12
14.0	4	6	8	8	12
16.0	4	6	8	8	12
18.0	4	6	8	8	12

(unit:mm)

しても、その制御は非常に困難なことは明らかである。

そこで、本研究においては、LMECに対する、主たる検討因子を鋼および溶接部の硬さとするものとした。ただし、溶接部の旧オーステナイト結晶粒径がLMECに及ぼす影響についても第3章において検討することにした。

第5節 結 言

前節までに述べたように、溶融亜鉛めっきによるLMECの研究例および発生例を検討した結果、以下の結論を得た。

1) 溶接部の金属学的因子がLMEC

に及ぼす影響を詳細に検討し、LMEC防止施工条件を確立した研究例はなかった。

2) 亜鉛めっきにより送電用鋼管鉄塔部材に発生したLMECの特徴は、

i) 溶融亜鉛中にて発生する。

ii) 残留応力場にて発生する。

iii) 破壊形態は粒界破壊である。

iv) 割れは、ほとんど塑性変形を伴なわない破壊である。

であり、上記i)～iv)は一般の液体金属脆化現象の特徴と一致した。

3) LMEC発生例に対して、溶接施工条件を検討した結果、LMECは規格を満足する材料を用い、その材料について適切な条件により溶接施工を行なった場合にも生じており、現状の溶接施工条件を見直す必要があると考えられた。

4) 大型送電用鋼管鉄塔に発生するLMECの防止施工条件の選定を主たる目的とする本研究においては、溶接部の金属学的因子としての主たる検討因子を硬さとするが、旧オーステナイト結晶粒径の影響についても検討を行なうこととした。

また、LMEC発生の力学的因子としては、亜鉛めっき時に発生する熱応力および残留応力を取りあげることにした。

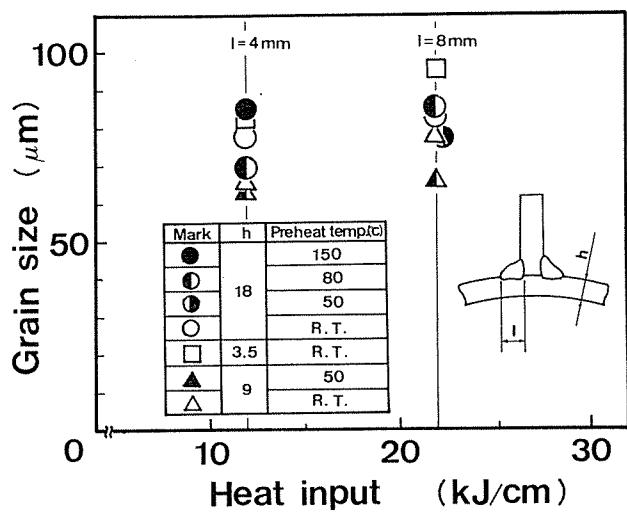


Fig. 1-4 Preaustenite grain size of fillet welds in tubular tower structure

第2章 鋼構造物の溶融亜鉛めっき時の応力状態とLMEC

第1節 緒 言

一般的な液体金属脆化は、引張応力下でのみ発生することが知られている²⁷⁾。一方、前章で述べたように、亜鉛めっきにより発生するLMECに対する力学的因子としては、溶接による残留応力、ならびに、亜鉛めっき時の急激なる温度上昇により発生する熱応力が挙げられる。

これら、亜鉛めっき時に部材に作用する力学的特性については、菊池ら、石本らのモデル試験体を用いた研究例が報告⁷⁾⁸⁾⁹⁾されているが、十分に解明されているとはいがたい。そこで、本研究においては、前章に示したLMEC発生部材と同一の寸法形状の実物大試験体を用いて、亜鉛めっき時の構造物の残留応力、熱応力を測定し、LMEC発生部の応力挙動を解明することにより、亜鉛めっき時の応力状態を明らかにすることとした。

さらに、これらの力学的因子がLMECに及ぼす影響を明らかにするため、等辺山形調の冷間曲げ加工試験片を用いて、残留応力の測定ならびに残留応力がLMECに及ぼす影響についての検討も行なった。

第2節 供試体ならびに実験方法

2-1 供 試 体

(1) 溶接構造供試体

Fig. 2-1 に、残留応力測定ならびに熱応力測定に用いた供試体の寸法、形状を示した。供試体は、前章のLMEC発生例、EX. 1, 2 の部材と同一の寸法形状とした。なお、残留応力測定用の供試体は、Table 1-2 に示したEX. 1, 2 と同一チャージの鋼管を用い、熱応力の測定には、同サイズの同等規格材を用いた。

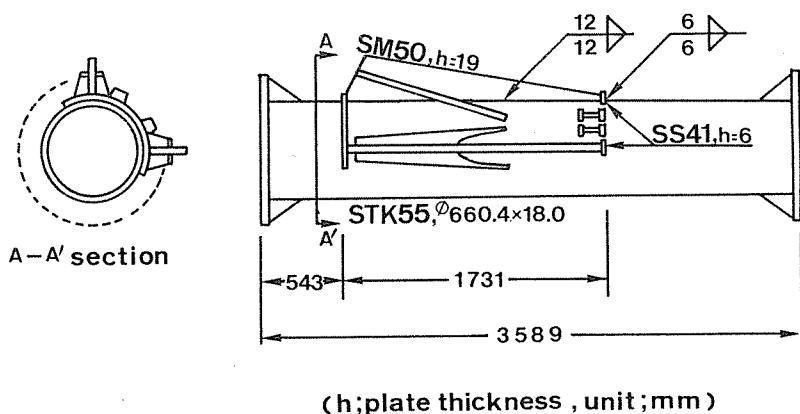


Fig. 2-1 Tubular tower structure used for measurement of residual stress in welds and thermal stress during hot dip galvanizing

なお、溶接方法は、前章、EX. 1, 2 と同様の被覆アーク溶接とした。

(2) 冷間曲げ加工材

Fig. 2-2 に、冷間曲げ等辺山形鋼の供試体作成方法、ならびに、供試体形状を模式的に示した。これは、山形鋼を冷間曲げ加工することにより生じる残留応力が L M E C におよぼす影響を検討するためである。供試体は、Fig. 2-2 に示すように、フランジ巾 200mm、板厚 15 mm、長さ 800 mm の等辺山形鋼の中央部を油圧プレスにより載荷することにより作成した。なお、曲げ角度(θ)は、Fig. 2-2 に示すように、 $\tan \theta = 0.125$ (7.1°)、 0.175 (9.9°)、 0.250 (14.0°) の 3 種とし、 $\tan \theta = 0.250$ のみ亜鉛めっき前後の残留応力の変動の測定に用い、冷間曲げ山形鋼を用いた亜鉛めっきによる割れ試験（以下、簡易割れ試験と称す）にはすべての曲げ角度の供試体を用いた。

Table 2-1 に、用いた等辺山形鋼の化学組成、機械的性質を示した。亜鉛めっき前後の残留応力の変動測定および、曲げ角度と残留応力の関係の測定には、Table 2-1 に示した B-1 材のみを用いた。また、簡易割れ試験には、B-1 ~ B-4 のすべての供試体を用いた。

Table 2-1 Chemical compositions(wt%) and mechanical properties of steel shapes used for cold bent specimen

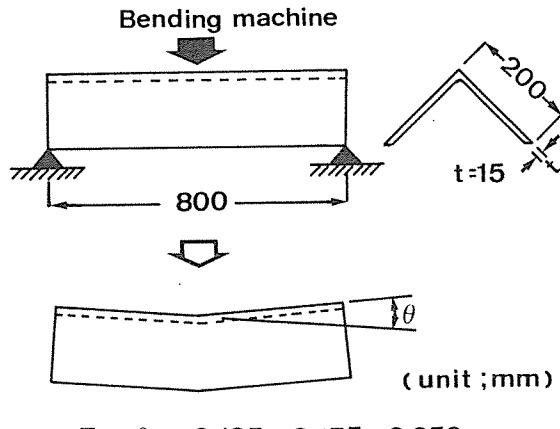
Materials	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Mo	Nb	Ceq. (%)	Y.P. (MPa)	T.S. (MPa)	E1. (%)
B-1	0.15	0.21	1.23	0.014	0.015	0.20	0.07	0.13	0.024	0.019	0.033	0.46	432	589	23.0
B-2	0.16	0.23	1.15	0.005	0.016	0.19	0.06	0.11	0.029	0.016	0.028	0.39	451	589	23.0
B-3	0.16	0.38	1.25	0.008	0.013	0.25	0.09	0.15	0.033	0.026	0.041	0.43	491	687	20.0
B-4	0.20	0.43	1.46	0.015	0.006	0.01	0.02	0.01	0.003	0.001	0.028	0.46	461	628	23.0

2-2 実験方法

(1) 溶接部の残留応力測定

溶接部の残留応力の測定は、Fig. 2-1 に示した供試体を用い、前章に記した EX. 1 の L M E C が発生した位置についてのみ行なった。

Fig. 2-3 にひずみゲージ（以下ゲージ）貼付位置を模式的に示した。Fig. 2-3 に示すように、ゲージは、測定箇所ごとに各 4 枚とし計 8 枚を貼付した。使用ゲージは、3 軸 (45°) ロゼッ



$$\tan \theta = 0.125, 0.175, 0.250$$

Fig. 2-2 Cold bent specimen used for measurement of residual stress and cracking test in hot dip galvanizing

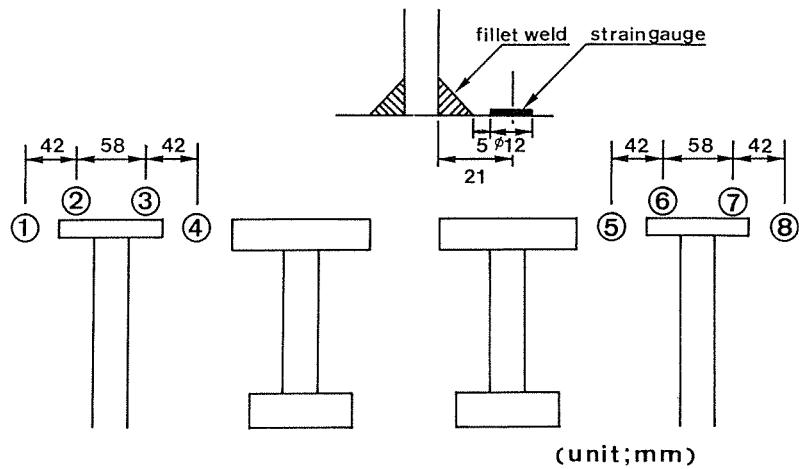


Fig. 2-3 Schematic illustration of setting positions of strain gauges for measuring of residual stress in weldment of tubular tower

トゲージとし、すみ肉溶接部の止端より 11mm 位置にゲージの中心を合せた。ゲージ貼付後、ゲージを含む 50 mm 角の小片を水冷ガス切断により取り出し開放ひずみを測定し、次式³⁰⁾により残留応力に換算した。

$$\sigma_1 = (E/2) \{ (\varepsilon_L + \varepsilon_C) / (1 + \nu) + [2(\varepsilon_L - \varepsilon_{45})^2 + 2(\varepsilon_{45} - \varepsilon_C)^2]^{1/2} / (1 - \nu) \} \quad (2-1)$$

$$\sigma_2 = (E/2) \{ (\varepsilon_L + \varepsilon_C) / (1 + \nu) - [2(\varepsilon_L - \varepsilon_{45})^2 + 2(\varepsilon_{45} - \varepsilon_C)^2]^{1/2} / (1 - \nu) \} \quad (2-2)$$

$$2\theta = \tan^{-1} \{ (2\varepsilon_{45} - \varepsilon_C - \varepsilon_L) / (\varepsilon_L - \varepsilon_C) \} \quad (2-3)$$

ε_L ; 供試体長手方向の解放ひずみ

ε_C ; 供試体周方向の解放ひずみ

ε_{45} ; ε_L 、 ε_C 間の 45° 方向の解放ひずみ

E ; ヤング率 (206×10^3 N/mm²)

ν ; ポアソン比 (0.27)

なお、亜鉛めっき後の供試体においては、付着しためっき被膜を除去した後、ゲージを貼付した。

亜鉛めっきにおける亜鉛浴温度は 450°C とし、また亜鉛浴中への浸漬時間は 360 秒とした。

(2) 冷間曲げ部の残留応力の測定

Fig. 2-4 に、Fig. 2-2 に示した等辺山形鋼冷間曲げ部へのひずみゲージ貼付位置を示した。ひずみゲージ貼付位置は、曲げ中心部および、曲げ金型幅より 5 mm 材端側の 2 列として、形鋼背角部より、10 mm、32 mm、100 mm の位置に計 6 枚を貼付した。

ひずみゲージは、2軸ゲージ(90°)とし、部材より20mm角をのこ盤を用いて切り出し解放ひずみを計測し、残留応力に換算した。換算式は下式とした。³¹⁾

$$\sigma_3 = \{ (E / (1 - \nu^2)) (\epsilon_x + \nu \epsilon_y) \} \dots \dots \dots (2-4)$$

$$\sigma_4 = \{ (E / (1 - \nu^2)) (\epsilon_y + \nu \epsilon_x) \} \dots \dots \dots (2-5)$$

ϵ_x ; 供試体フランジ幅方向の解放ひずみ

ϵ_y ; 供試体長手方向の解放ひずみ

E ; ヤング率 ($206 \times 10^3 \text{ N/mm}^2$)

ν ; ポアソン比 (0.27)

亜鉛めっき浴温度は 450°C とし、亜鉛浴中への浸漬時間は200秒とした。浸漬時間は、亜鉛浴への浸漬際の部材の温度上昇の計測(後述)により、部材の温度が亜鉛浴温度に達した後ただちに亜鉛めっきを終了する時間とした。

(3) 热応力の計測

亜鉛浴への浸漬の際に発生する热応力の計測には、前項に記したようにFig. 2-1に示した供試体を用い、高温用ひずみゲージにより、ひずみ量を計測した後、応力への換算を行なった。Fig. 2-5に、高温用ひずみゲージ(カプセルタイプ高温ひずみゲージ)の貼付位置ならびC-A熱電対による温度計測位置を示した。なお、高温用ひずみゲージは、一軸(供試体長手方向)のみの計測とした。

なお、高温用ひずみゲージを用いた場合、動的見かけのひずみ(ϵ_0)が発生³²⁾し、計測したひずみ値(ϵ_1)は ϵ_0 だけ真のひずみ値より増加する。そこで、 ϵ_0 と計測温度との関係をあらかじめ測定し補正を行なった。Fig. 2-6は、 ϵ_0 と測定温度との関係を示した。動的見かけのひずみ； ϵ_0 は、測定温度の関数として次式にて表わすことができる。

$$\epsilon_0 = 0.4573 \cdot T^{1.2} - 75 \dots \dots \dots (2-6)$$

この ϵ_0 を得ることにより、亜鉛めっきによる温度上昇時の計測ひずみ； ϵ_1 と ϵ_0 の差により真のひずみ； ϵ を求めることができ、この ϵ により熱応力への換算が可能となる。

すなわち、

$$\epsilon = \epsilon_1 - \epsilon_0 \dots \dots \dots (2-7)$$

$$\sigma_T = E \cdot \epsilon \dots \dots \dots (2-8)$$

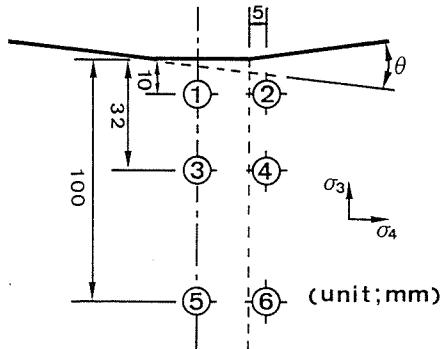


Fig. 2-4 Schematic illustration of setting positions of strain gauges for measuring of residual stress in cold bent specimens

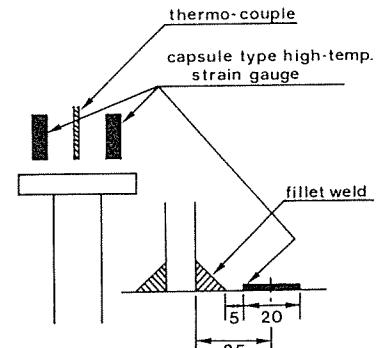


Fig. 2-5 Schematic illustration of setting position of high temperature strain gauge for measuring of thermal stress

ϵ_1 ; 計測ひずみ
 ϵ_0 ; 動的見かけのひずみ
 E ; ヤング率
 σ_T ; 热応力

(2-7)、(2-8)式により热応力の算出を行なった。

亜鉛浴温度は、450°Cとし、亜鉛浴中への浸漬時間は、360秒とした。亜鉛浴への浸漬に際しては浸漬方向を変化させ、热応力の発生の変化を検討した。

(4) 簡易割れ試験

Fig. 2-2 に示した等辺山形鋼の冷間曲げ部は、引張残留応力が存在しているものと考えられる。

そこで、Table 2-1 に示した等辺山形鋼を用い、Fig. 2-2 に示した曲げ角度； θ を変化させることによる LMEC 発生と $\tan \theta$ の関係を求めた。試験片数は、供試体ごとに各曲げ角度について 3 体とした。

なお、簡易割れ試験片は、亜鉛めっき前に、磁粉探傷試験を用いて冷間曲げ加工により供試体に割れの発生がないことを確認した。亜鉛めっき後の割れ発見も磁粉探傷試験を用いた。亜鉛浴温度は、450°Cとし、亜鉛浴中への浸漬時間は 360 秒とした。

Table 2-2 は、本章で用いた各試験における亜鉛めっき条件を総括して示した。本章における亜鉛浴温度をすべて 450°Cとしたのは、通常の操業における亜鉛めっき浴温度域である 430~470°C の中央の温度であり、もっともひん繁に用いられる亜鉛浴温度であることによる。また、亜鉛浴への浸漬時間とは、亜鉛浴中へ構造体が浸漬を完了した後、亜鉛浴より完全に引き上げが完了するまでの時間を指す。

残留応力測定用冷間曲げ加工材の亜鉛浴中への浸漬時間を 200 秒としたのは、浸漬時間が短時間側での残留応力の変動を検討するため、次節で述べる溶接構造体の昇温に必要な時間と一致させるためである。

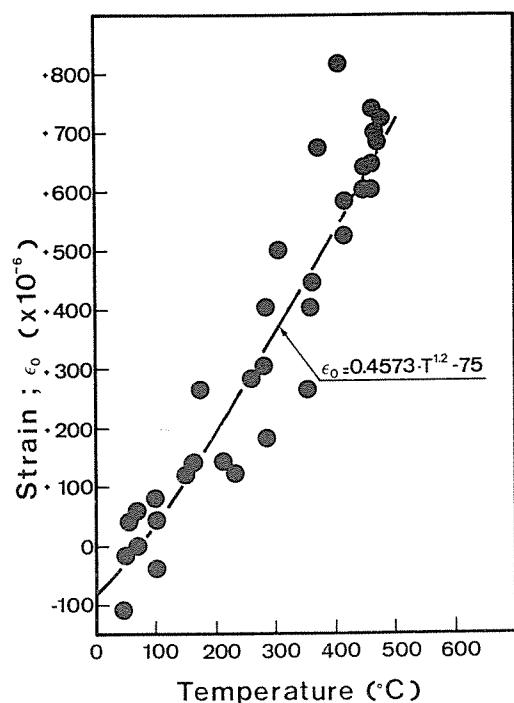


Fig. 2-6 Calibration curve of dynamic apparent strain due to temperature

Table 2-2 Galvanizing conditions employed in this experiment

	Residual stress		Thermal stress	Cold bend cracking test
	Welds	Cold bend		
Zinc bath temp. (°C)	450	450	450	450
Dipping time (sec.)	360	200	360	360

第3節 溶融亜鉛めっき時の鋼構造物の応力状態

3-1 溶融亜鉛めっきによる残留応力の変化

Fig. 2-7 に、前節で述べた熱応力測定用供試体により得た亜鉛めっき時の温度変化を示した。亜鉛めっき時の温度上昇は、浸漬完了時には、100 °C程度であり、その後も上昇を続け、浸漬完了後、200秒にて亜鉛浴温度に達することが得られた。更に、浸漬時間360秒となると、亜鉛浴温度に達して後、十分な時間が経過していた。

Table 2-3 は、溶接部における亜鉛めっき前後での残留応力の変化を示した。Fig. 2-8 は、Table 2-3 の結果を模式的に示したものである。

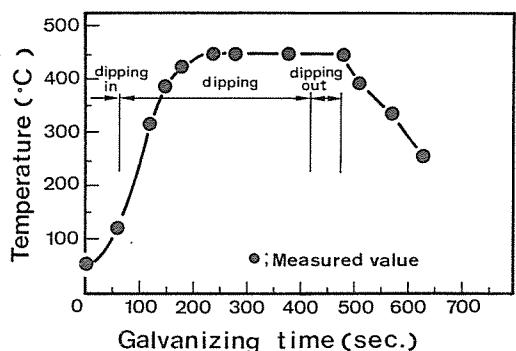


Fig. 2-7 Galvanizing thermal cycle obtained

Table 2-3 Results of measurement of residual stress in weldment

Measuring point	Before galvanizing			After galvanizing		
	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)	θ (deg.)	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)	θ (deg.)
1	344	-101	11	127	-121	12
2	452	18	-21	251	123	-15
3	396	-51	23	244	130	6
4	228	-328	-11	133	-152	-9
5	330	-170	3	137	-134	-8
6	387	45	-23	251	10	-13
7	397	73	29	238	65	13
8	360	76	-7	124	-120	7

Fig. 2-8 に示すように、亜鉛めっき前後においては σ_1 、 σ_2 の応力方向には、ほとんど変化がみられず、最大主応力である σ_1 が亜鉛めっきにより減少する傾向であることが得られた。

Fig. 2-9 は、最大主応力 σ_1 ($= \sigma_R$) の各測定点における亜鉛めっき前後での変化を示し、 σ_R が亜鉛めっきにより 150 ~ 200 MPa 減じることを示している。

Table 2-4 は、冷間曲げ加工試験片における $\tan \theta = 0.250$ ($\theta = 14.0^\circ$) の亜鉛めっき前後での残留応力の測定結果を示す。

Fig. 2-10 は Table 2-4 に示した結果の最大引張応力方向である σ_4 の各測定点での変化を

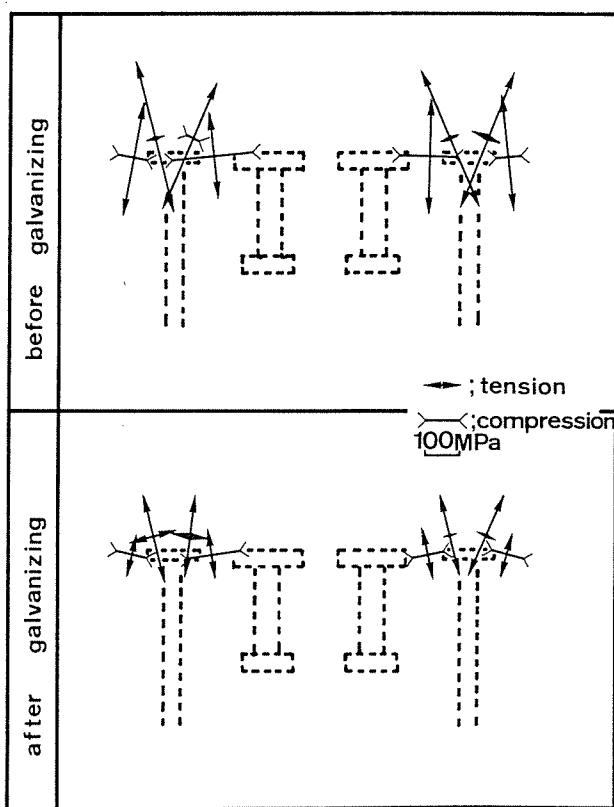


Fig. 2-8 Distribution of residual stress of weldment before and after galvanizing

示した。Fig. 2-10(a)は曲げ部中央の σ_R であり、亜鉛めっき前の最大値は山形鋼背角より10 mmの位置で発生しており、345 MPaであったが、亜鉛めっき後には、149 MPaであり、ほぼ200 MPa減じた。

Fig. 2-10(b)は、Fig. 2-4に示した曲げ金型幅より5 mm材端側の測定線上での亜鉛めっき前後での σ_R (= σ_4)の変化であり、Fig. 2-10(a)と同様の位置で亜鉛めっき前の最大残留応力を得ており、 $\sigma_R = 388$ MPaであったものが179 MPaと約200 MPa減じており、Fig. 2-10(a)に示した曲げ中央部の結果とほぼ一致するとともに、溶接部の残留応力の変化とも同様の値であり、亜鉛めっき温度による残留応力の減少は、ほぼ200 MPa程度であることが明らかとなった。

さらに、残留応力の減少の亜鉛めっき時間との関連は、亜鉛浴中への浸漬時間200秒(供試体温度が亜鉛浴温度に達する)の冷間曲げ加工供試体においても約200 MPaの σ_R の減少が見られることより、供試体がほぼ昇温を完了した時点において、残留応力の緩和は終了しているものと考えられる。

以上の結果より、鋼構造物の残留応力は、亜鉛浴へ浸漬後、昇温が終った時点で緩和され、その後、変動を生じないことが得られた。この亜鉛めっきによる残留応力の解放は、降伏応力の低下による亜鉛めっき温度域での塑性ひずみの発生によるものではないかと考えられるが

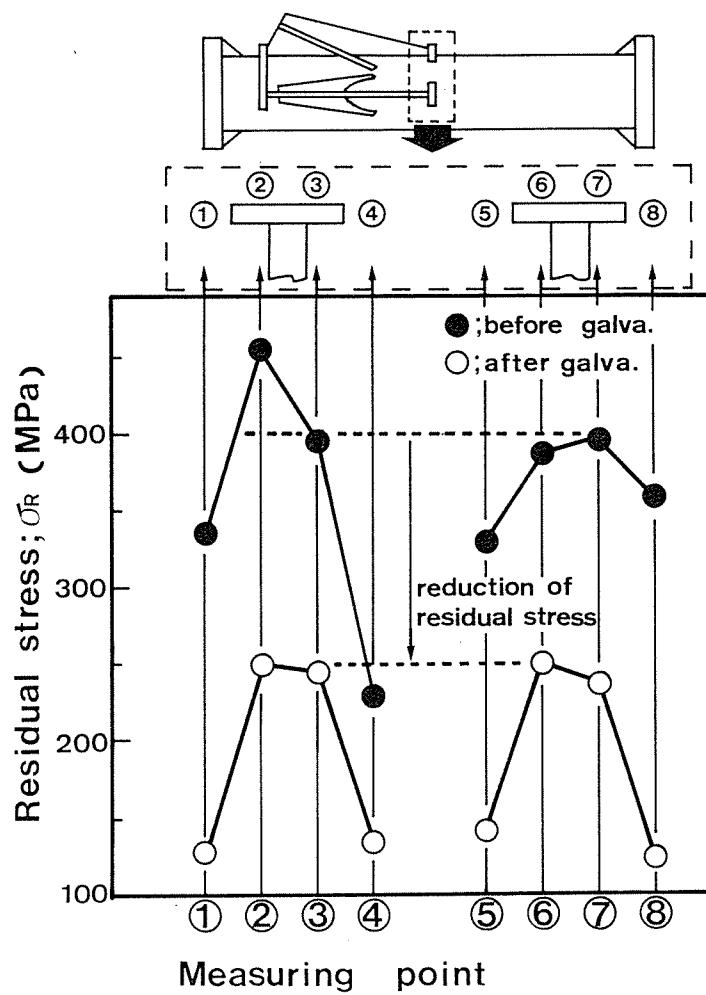


Fig. 2-9 Alternation of maximum principle residual stress through galvanizing

Table 2-4 Results of measurement of residual stress in cold bent specimens

Measuring point	Before galvanizing		After galvanizing	
	σ_3 (MPa)	σ_4 (MPa)	σ_3 (MPa)	σ_4 (MPa)
1	189	345	- 11	149
2	7	388	- 42	179
3	89	230	87	196
4	18	89	- 12	50
5	- 36	197	- 54	3
6	17	208	8	114

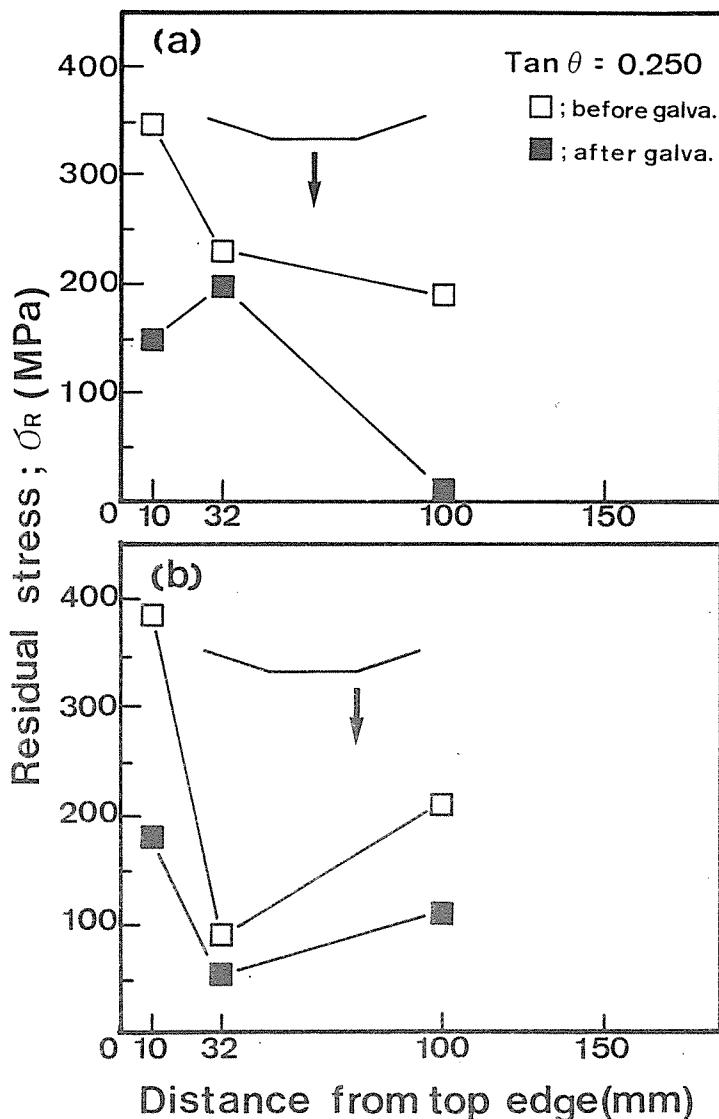


Fig. 2-10 Alternation of maximum residual stress through galvanizing in cold bent specimen

詳細は明らかではない。

3-2 溶融亜鉛めっきによる熱応力

前節に示したように、高温用ひずみゲージを用いることにより、Fig. 2-1に示した供試体において亜鉛めっき中に発生する熱応力を測定した。

Fig. 2-11は、発生した熱応力(σ_T)の亜鉛めっき時間および供試体温度による変化を示した。Fig. 2-11に示す浸漬方向(a)は、高温用ひずみゲージ貼付側より浸漬を開始した場合の熱応力であり、浸漬方向(b)は、ゲージ貼付位置の円周方向にして 180° 反対側より浸漬を開始したものである。

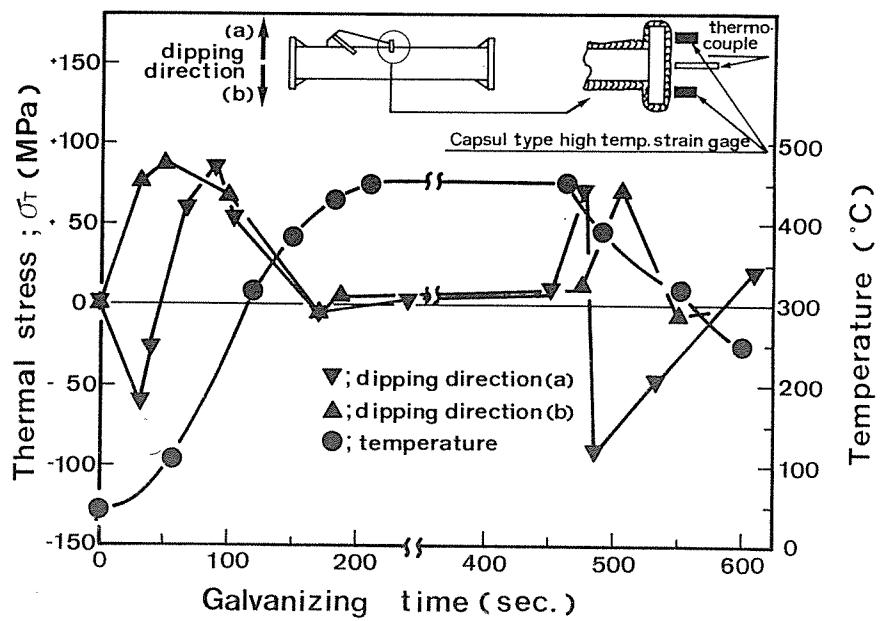


Fig. 2-11 Thermal stress induced by galvanizing thermal stress

浸漬方向(a)では、 σ_T は浸漬開始直後に圧縮となり、浸漬が進むにつれて引張応力に転じ最大78 MPaとなった後、供試体の昇温につれて減少し、亜鉛浴温度まで達すると消滅した。浸漬方向(b)では、浸漬開始直後より引張応力が発生し、最大、83 MPaとなった後、浸漬方向(a)と同様の挙動となった。浸漬方向のちがいにより、熱応力の発生挙動には差が見られるもののいずれも LMEC に影響を及ぼす引張側での最大応力値は、80 MPa 程度であり、昇温が終った時点では消滅することが得られた。本研究により得られた σ_T の値は、他の研究者のモデル供試体による値とほぼ一致し、亜鉛めっき時に発生する熱応力は、80 MPa 程度であると考えられる。

3-3 溶融亜鉛めっき中の鋼構造物の応力状態

前項および前々項で示した亜鉛めっきによる残留応力の変動ならびに熱応力の測定結果により、亜鉛めっき中における鋼構造物の応力状態を検討した。

Fig. 2-12は、亜鉛めっきによる供試体の熱履歴過程における残留応力の変動ならびに浸漬方向(b)での発生熱応力を示す。Fig. 2-12 上段は個別の測定値であり、残留応力は冷間曲げ加工供試体の挙動も考慮し、供試体の昇温が亜鉛浴温度に達した時点においてその減少が終了していると見なした。Fig. 2-12下段は、これら個々に発生・作用する残留応力(σ_R)と熱応力(σ_T)が組合された状態($\sigma = \sigma_R + \sigma_T$)を示した。Fig. 2-12の下段に示すように、亜鉛めっき中の応力挙動は、供試体温度 100°C 程度で最大となり、その後減少し、亜鉛浴温度に達した時点では、残留応力のみが作用することが明らかとなった。

一方、これらの応力挙動を、亜鉛めっきにおける鋼と溶融亜鉛の反応面より考えると、被亜鉛

めっき材は、亜鉛浴への浸漬に先立ち、フラックス処理を施される。フラックスは、先にも述べたように塩化亜鉛 + 塩化アンモニウム ($ZnCl_2 : NH_4Cl = 1 : 3$) であり被亜鉛めっき材の表面に結晶状で付着している。このフラックスの沸点は $343^{\circ}C$ であり、被亜鉛めっき材の昇温過程において、フラックスは亜鉛浴に浸漬された時点では亜鉛めっき材の周囲に温度差により凝固した亜鉛と被亜鉛めっき材の間に、沸点まで溶融状態で存在し、亜鉛と被亜鉛めっき材との接触を妨げる³³⁾。このため、昇温過程における大きな引張応力、とりわけ Fig. 2-12 に示した $100^{\circ}C$ 前後での最大応力は、 $100^{\circ}C$ 前後の固体脆化環境での鋼の引張強さはほぼ室温と等しい³⁴⁾ことからも LMEC を誘起するものではないと考えられる。

以上のような検討の結果、LMEC を誘起する引張応力は、フラックスの沸点以上での温度域における応力値により決定されると考えられ、Fig. 2-12 に示す残留応力の残存分が亜鉛浴温度に保持される鋼構造物に働くことにより LMEC を発生させると考えられる。

第 4 節 初期残留応力が LMEC におよぼす影響

前節において、亜鉛めっき中に LMEC に直接影響を及ぼす引張応力としては、残存した残留応力であることを明らかにした。

本節においては、鋼構造物の亜鉛めっき前の残留応力（初期残留応力）と LMEC 発生の関係について検討した。

Table 2-5 は簡易試験片により得られた残留応力測定結果を示す。

Fig. 2-13 は、Table 2-5 に示した冷間曲げ加工材の曲げ角度のちがいによる残留応力 ($\sigma_R = \sigma_4$) の分布を示した。Fig. 2-13(a) は、Fig. 2-10(a) と同じく曲げ中央部であり、Fig. 2-13(b) は、金型巾より 5 mm 材端側での測定結果である。Fig. 2-13(b) より明らかなように最大の引張残留応力は、等辺山形鋼の背角より 10 mm の位置であり、曲げ角度が大きくなるに従って増加

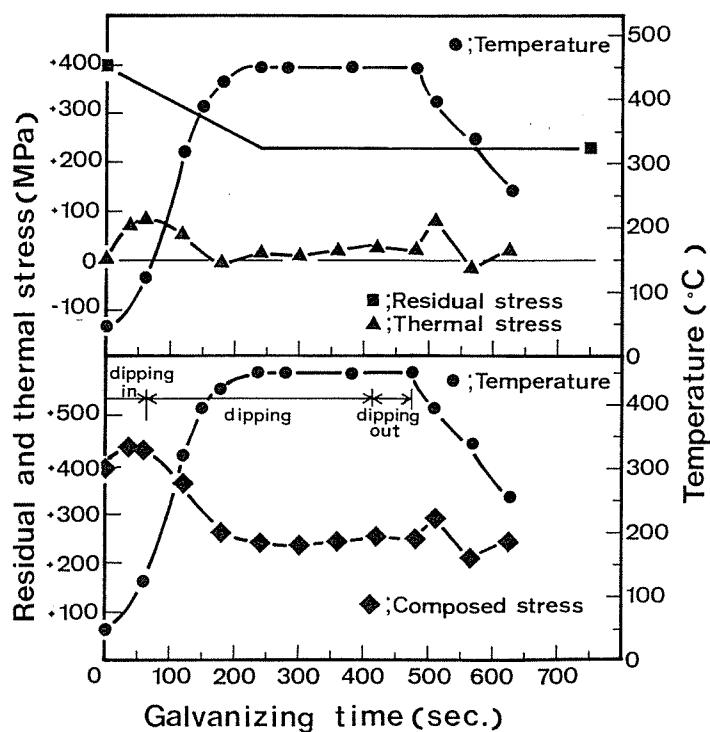


Fig. 2-12 Estimation of effective stress for LMEC during hot dip galvanizing

Table 2-5 Results of measurement of residual stress
in cold bent cracking test specimens at
each bending angle before galvanizing

Tan θ	0.125		0.175		0.250	
	Measuring point	σ_3 (MPa)	σ_4 (MPa)	σ_3 (MPa)	σ_4 (MPa)	σ_3 (MPa)
1	116	306	136	317	189	345
2	- 14	286	- 31	331	7	338
3	- 13	213	25	159	89	230
4	- 19	36	- 66	14	18	89
5	2	176	- 56	116	- 36	197
6	- 37	250	- 56	134	17	208

している。最大引張残留応力は、 $\tan \theta = 0.250$ では前節で記したように $\sigma_R = 388 \text{ MPa}$ であり、 $\tan \theta = 0.175$ で $\sigma_R = 331 \text{ MPa}$ 、 $\tan \theta = 0.125$ で $\sigma_R = 286 \text{ MPa}$ であった。

Table 2-6 は簡易割れ試験の結果を示した。冷間曲げ加工材を用いたこの簡易割れ試験において曲げ角度 $\tan \theta = 0.125$ ではいずれの供試体にも L M E C は発生せず、曲げ角度が増すにつれて、割れ発生率は $\tan \theta = 0.175$ で 42 %、 $\tan \theta = 0.250$ で 83 % と增加了。

この簡易割れ試験の曲げ角度の増加による割れ発生率の增加は冷間曲げ加工により付加された初期残留応力の差によるものであると考えられる。また、B-1 ~ B-4 の等辺山形鋼の化学組成による L M E C 発生率の差は、この場合明確ではなかった。

Fig. 2-14 は、Fig. 2-13(b)に示した最大残留応力と曲げ角度の関係より得た簡易割れ試験による L M E C 発生の発生限界を示す。Fig. 2-14 に示すように、L M E C の発生は、初期残留応力の影響を受け、300 MPa 以下の初期残留応力では、L M E C が発生しない。

初期残留応力が低くなると、L M E C の発生率が減少するのは、前節でも示したように、亜鉛めっきによる残留応力除去効果により L M E C の発生に必要な引張応力が、供試体の温度が亜鉛浴温度に達した時点において非常に低くなっている ($\tan \theta = 0.125$ では、100 MPa 以下と推定される) ためであると考えられる。また、Fig. 2-15 に、 $\tan \theta = 0.250$ で亜鉛めっきにより発生した割れの観察結果を示す。Fig. 2-15 に示すように割れは、最大残留応力の位置にて発生し、フェライト粒界を伝播する粒界破壊であることにより亜鉛めっきにより生じた L M E C であると判断された。

以上、簡易割れ試験を行なった結果、L M E C は、初期残留応力の影響を受けることが明らか

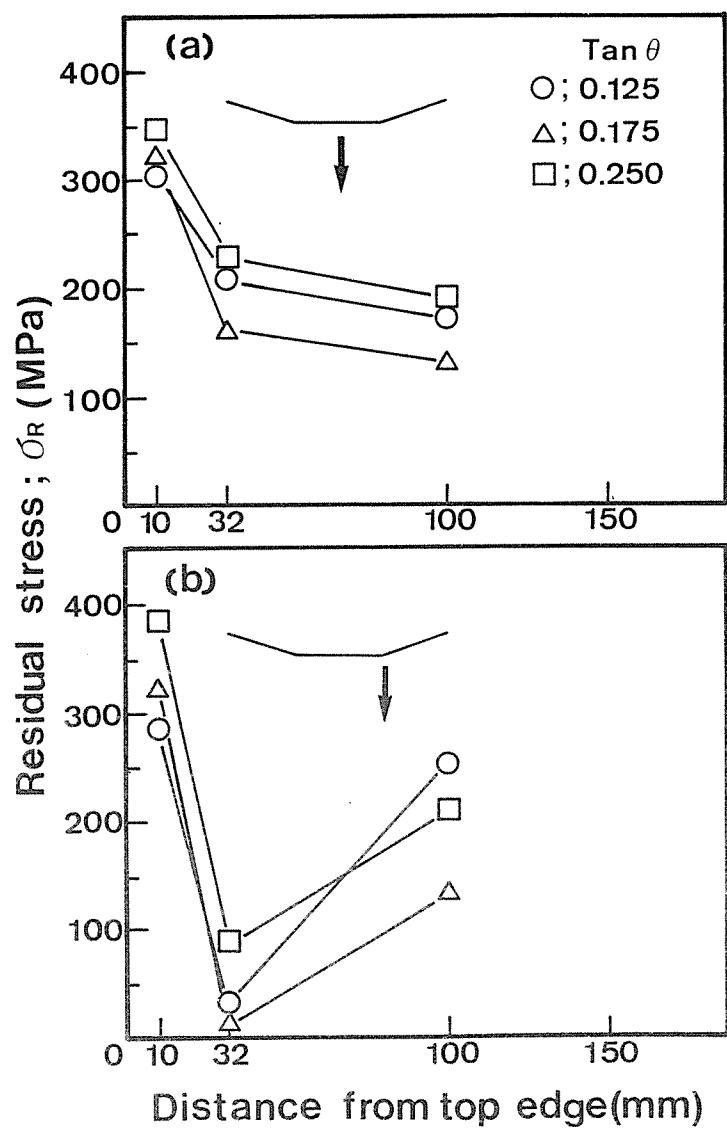


Fig. 2-13 Distribution of residual stress in cold bent cracking test specimen with various bending angle before and after galvanizing

Table 2-6 Results of cold bent cracking test

Materials Bending angle ($\tan \theta$)	B-1	B-2	B-3	B-4	total
0.125	0/3	0/3	0/3	0/3	0/12(0%)
0.175	2/3	1/3	2/3	0/3	5/12(42%)
0.250	3/3	3/3	1/3	1/3	10/12(83%)

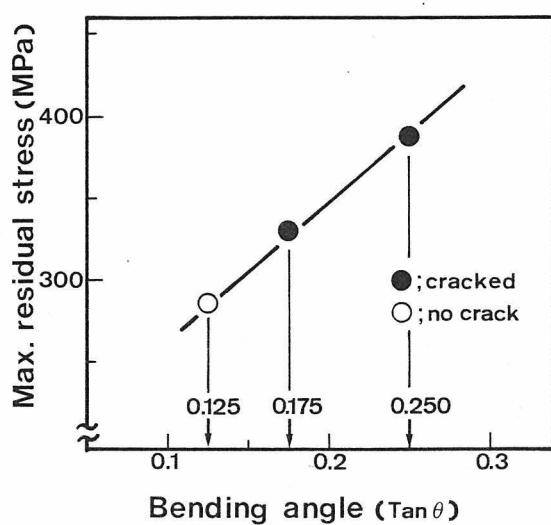


Fig. 2-14 Effect of residual stress before galvanizing on LMEC

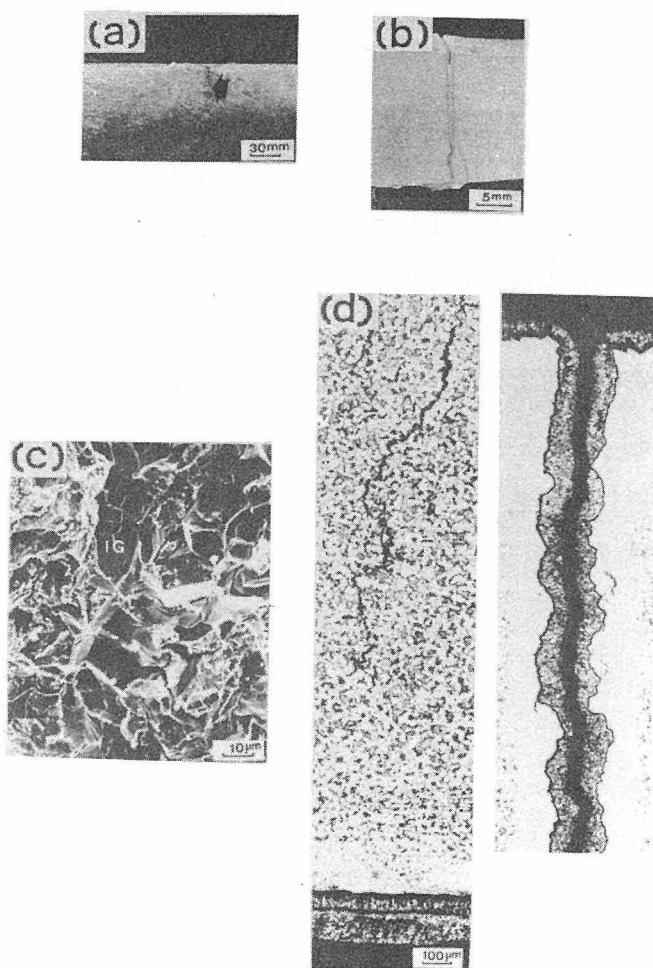


Fig. 2-15 Cracking profile in steel shapes at cold bent cracking test specimen

となった。この簡易割れ試験片は、冷間曲げ加工材であるため、溶接部のような熱履歴を受けていないが、LMECに対する初期残留応力の影響は、溶接部においても同様であり、被亜鉛めっき材の初期残留応力が亜鉛めっき時の昇温によって、応力解放された後もLMECに影響をおよぼすと考えられる。

第5節 結 言

本章においては、HAZ粗粒域に発生するLMECに影響を及ぼす因子の検討にあたり、まず、亜鉛めっき過程における、鋼構造物の応力状態を実物大供試体を用いて検討した。本章での検討により、以下の点が明らかとなった。

- 1) 亜鉛めっきによる初期残留応力の変動は、本研究の範囲内にて溶接部ならびに冷間加工部において約200 MPaの引張応力の低下であり、昇温完了時にこの応力緩和は終了していた。
- 2) 亜鉛めっき時の昇温により発生する熱応力は、被亜鉛めっき材の亜鉛浴への浸漬方向によりその発生挙動に差が見られるものの、引張側の最大値で80 MPa程度であり、供試体温度が亜鉛浴温度に達した時点において消滅した。
- 3) 亜鉛めっき中の鋼構造物に対しては、残留応力、熱応力の組合せ応力が作用するが、この組合せ応力は、昇温過程中に最大値を示し、昇温が完了すると初期残留応力の未緩和分の応力のみとなった。亜鉛めっき過程における、鋼表面と亜鉛との接触反応を検討し、LMECに作用する応力は、残存した残留応力未緩和分であることを明らかにした。
- 4) 初期残留応力とLMEC発生の関係は、簡易割れ試験により得られ、初期残留応力がLMECの発生に影響をおよぼすことが得られた。

第3章 鋼の再現溶接部の溶融亜鉛中での破壊挙動と その破壊過程の検討

第1節 緒 言

前章の検討により、亜鉛めっきによるLMECに影響を与える力学的因素として取りあげた初期残留応力は亜鉛めっきによる鋼構造物の昇温終了時点で、応力緩和によりその値は低下するものの、その後の亜鉛浴への浸漬時間中一定化して保たれることが明らかとなった。これは、被亜鉛めっき材が、亜鉛浴温度に達した後、定温（亜鉛浴温度）に保持されるとともに、ほぼ一定の引張応力状態にあることを示している。

本章においては、この亜鉛浴中での鋼構造物の応力状態の再現試験方法として、定荷重引張試験 (Sustained Load Test; 以下SLT) を用いることにした。鋼のLMECの検討に対してSLTを用いた報告例は、Rädeker⁶⁾の研究例があるのみであり、鋼溶接部に対して溶融亜鉛中のSLTを用いた例は、過去の研究には、見受けられない。また、一般の液体金属脆化においても、AISI 4130鋼の溶融リチウム⁴⁾およびAl合金の水銀による脆化の研究³⁵⁾に用いられているのみである。しかし、これらの研究においてもLMECの温度・時間依存性、ならびに固体金属の金属学的因子との関連は明らかにされておらず、とくに鋼溶接部の溶融亜鉛による破壊過程の検討にまで言及した報告はまだなされていない。

そこで、本章においては、再現熱サイクルを付加した再現溶接部材を用い、鋼のLMEC評価試験方法としてのSLTの適用の検討を行いその妥当性の確認をするとともに、溶融亜鉛中ならびに亜鉛溶融点直下の固体亜鉛中の鋼の破壊挙動をも検討することにした。

さらに、一般の液体金属脆化の発生機構には、諸説³⁶⁾³⁷⁾³⁸⁾³⁹⁾があるが、溶融亜鉛による鋼溶接部の破壊過程については、明らかにされていない点もあるため、その検討を行なうとともに、鋼溶接部の溶融亜鉛中の破壊の感受性に及ぼす硬さ、結晶粒径の影響をも明らかにすることにした。

第2節 供試材料

本章の実験に用いた供試材料の母材の化学組成を、Table 3-1 に示す。供試材料には、送電

Table 3-1 Chemical compositions(wt%) of material used

	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

用鋼管鉄塔の主要構造材として亜鉛めっきを施される機会が多く、またLMECの発生頻度も高い市販のSTK 55⁴⁰⁾(以下55Aと略す)を用いた。

まず、実溶接部のHAZを再現するため、Fig. 3-1に示す再現溶接熱サイクル(以下熱サイクル)を付加した再現HAZ材を用いた。55A材の実溶接部におけるHAZ粗粒域および細粒域を再現すべく、Cycle A(粗粒域相当、最高加熱温度1350°C)、Cycle B(細粒域相当、最高加熱温度1100°C)の熱サイクルを高周波誘導加熱装置により付加した。

Fig. 3-2に、55A材の実溶接部(被覆アーク溶接、溶接棒；D5016、溶接電流；180A、溶接電圧；28V、溶接速度；16.8 cm/min、入熱量≈18000 J/cm)ならびに本章の実験に用いる再現HAZ材および母材の組織を示した。

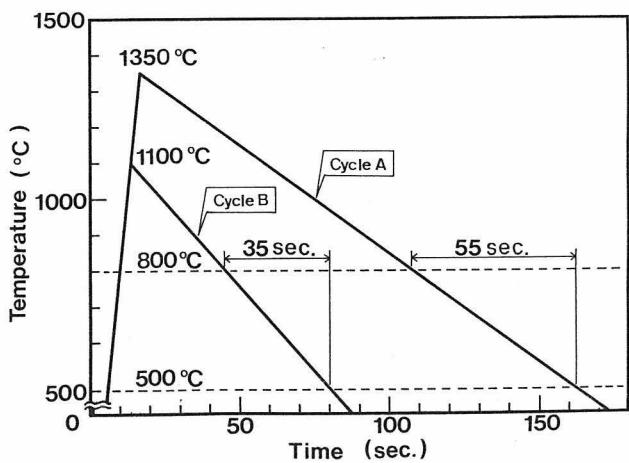


Fig. 3-1 Synthetic welding thermal cycle

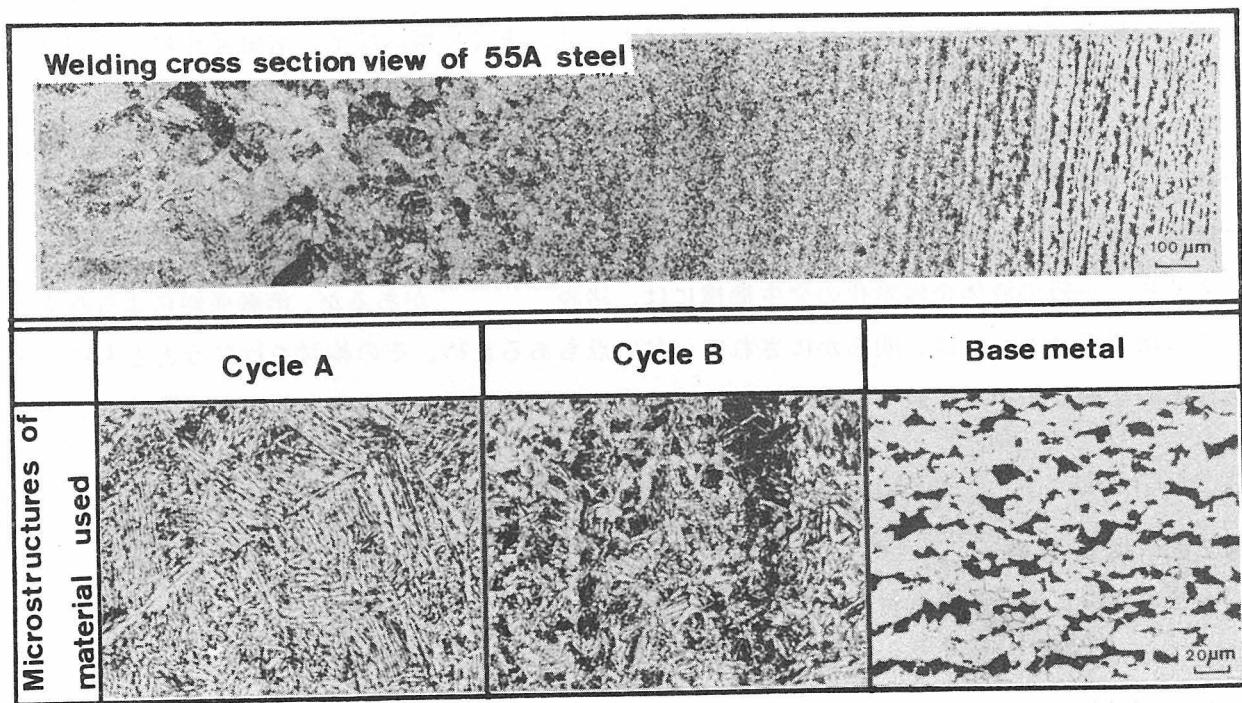


Fig. 3-2 Microstructures of synthetic HAZ specimens compared with actual weldment of 55A

Table 3-2 に、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°Cでの大気中における降伏応力、引張強さ、絞りを示すとともに、各供試材のビッカース硬さならびに平均結晶粒径 (Cycle A 材、Cycle B 材は旧オーステナイト粒径、母材はフェライト粒径)をも併記した。

Table 3-2 Mechanical properties of materials at room temperature and 430°C

Material	R.T. (25°C)			430°C			Hv (9.8N)	Grain size (μm)
	Y.P.	T.S.	R.A.	Y.P.	T.S.	R.A.		
55A Cycle A	697	889	46.7	563	651	69.7	311	170
55A Cycle B	595	847	48.8	521	629	85.3	254	16
55A Basemetal	512	667	58.0	442	564	85.9	219	11

Y.P.; Yield Point, T.S.; Tensile stress (MPa)

R.A.; Reduction in area (%)

Table 3-2 に示すように、いずれの供試材も、大気中においては、室温に比べ 430°Cでの降伏応力、引張強さはともに減少するが、絞りは、上昇しており延性の低下は認められなかった。なお、亜鉛溶融点以上の温度域での試験にはすべての供試材を用い、亜鉛溶融点以下の試験には Cycle A の再現 HAZ 材のみを用いた。

次に、鋼溶接部粗粒域における、硬さ、および旧オーステナイト結晶粒径が LMEC の感受性に及ぼす影響を個々に検討するため Fig. 3-3 に示す熱サイクルを炉中にて付加した。Fig. 3-3 は、1200°Cでの保持時間を一定(10分)として 800°C → 500°C の冷却時間を 1.8 秒から 165 秒まで変化させ、旧オーステナイト結晶粒径が一定で硬さのみを変化させた(グループ A)ものと、800°C → 500°C 冷却速度を一定として、1200°Cでの保持時間を変化させることにより硬さ一定で旧オーステナイト結晶粒径を変化させたもの(グループ B)の 2 種の熱処理条件を示したものである。Table 3-3 に、Fig. 3-3 に示した各熱処理条件における、1200°Cでの保持時間、800°C → 500°C の冷却時間ならび

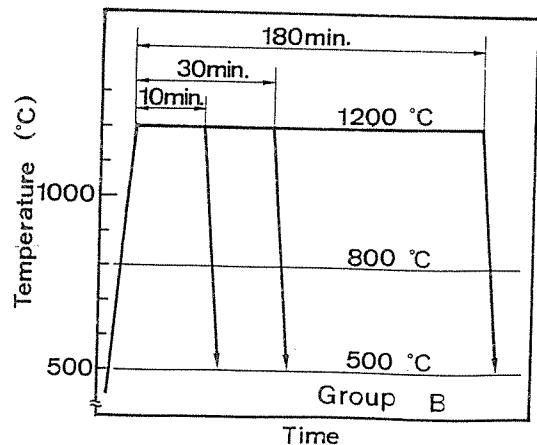
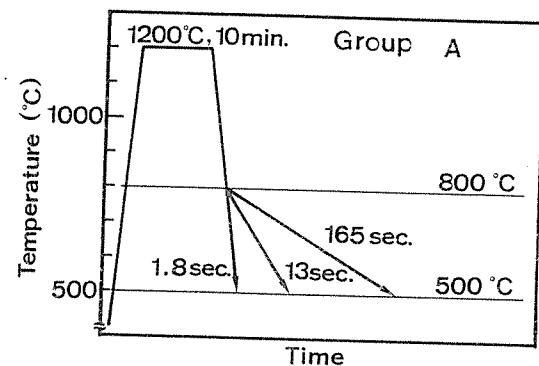


Fig. 3-3 Heat treatment conditions, of Group A and Group B specimens

にその結果得られた硬さ、旧オーステナイト結晶粒径を総括して示す。

Table 3-3 Hardness and preaustenite grain size of various heat treatment conditions

Condition No.	Heating temp. (°C)	holding time (min.)	Cooling rate (800/500, sec)	Hardness (Hv)	Grain size (d ; um)	Remarks
a	1200	10	165	214	245	Group A
b			13	381	225	
c				413	267	
d		30	1.8	407	415	Group B
e		180		430	675	

また、Fig. 3-4 は、Table 3-3 に示した、各熱処理条件における、ミクロ組織を示す。

Table 3-3 に示したグループAは、旧オーステナイト結晶粒径が $225\text{ }\mu\text{m} \sim 267\text{ }\mu\text{m}$ の範囲において硬さを、Hv で 214 ~ 413 まで変化させたグループである。またグループBは、硬さが、Hv で 407 ~ 430 の範囲において旧オーステナイト結晶粒径を、 $267\text{ }\mu\text{m} \sim 675\text{ }\mu\text{m}$ まで変化させたグループである。

Table 3-4 に各熱処理条件における供試材の室温における機械的性質を示す。供試材の機械的性質は、硬さとよい対応を示しており、 $800^{\circ}\text{C} \rightarrow 500^{\circ}\text{C}$ の冷却時間が 165 秒と冷却速度の遅い範囲の条件では、機械的性質は、母材 (Table 3-2) とほぼ同等となった。

Table 3-4 Mechanical properties of heat treatment specimens (Group A and Group B)

Condition No.	Y.P. (MPa)	T.S. (MPa)	E1. (%)
a	516	634	26.0
b	882	1187	20.8
c	1066	1278	20.4
d	945	1267	27.8
e	924	1243	21.4

第3節 実験方法

3-1 試験片形状

Fig. 3-5 に、本章の実験に用いた試験片形状を示す。試験片は、平行部直径 6 mm の丸棒平滑

Group A Group B	(a)	$Hv = 214$ $d = 245 \mu\text{m}$
	(b)	$Hv = 381$ $d = 225 \mu\text{m}$
	(c)	$Hv = 413$ $d = 267 \mu\text{m}$
	(d)	$Hv = 407$ $d = 415 \mu\text{m}$
	(e)	$Hv = 430$ $d = 675 \mu\text{m}$

Fig. 3-4 Microstructures of materials used for studying of the effect of hardness and preaustenite grain size on LMEC

試験片とし、前節に示した熱サイクルを付加した後、所定の寸法・形状に仕上げた。

3-2 定荷重引張試験(SLT)

SLTは、カンチレバータイプの装置を用い、赤外線加熱炉により、昇温および定温保持を行なった。Fig.3-6に、試験装置の概略を示す。

亜鉛の溶融温度域(419.5°C以上)でのSLTを行なうため、Fig.3-6(b)に示すように、試験片に取付けた鋼製容器内で亜鉛を溶融させた。亜鉛溶融点以下の温度域での実験には、亜鉛電着を施した試験片を用いたため、鋼製容器は、使用していない。

試験温度は、亜鉛溶融点以上では、亜鉛めっき温度域である430°C、450°C、470°Cとし、亜鉛溶融点以下では、370°C、400°Cとした。破断時間は、所定の試験温度に亜鉛浴温度(溶融点

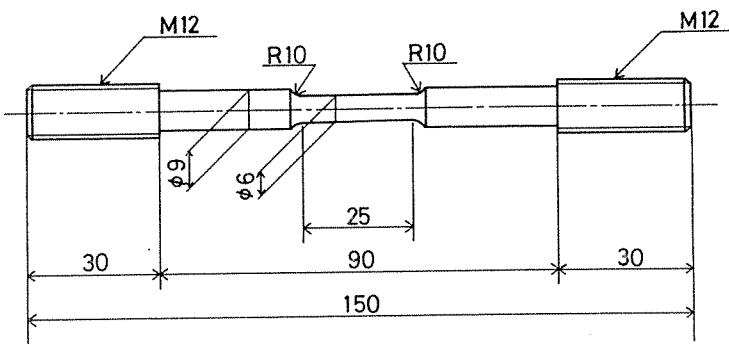


Fig. 3-5 Dimensions of test specimens

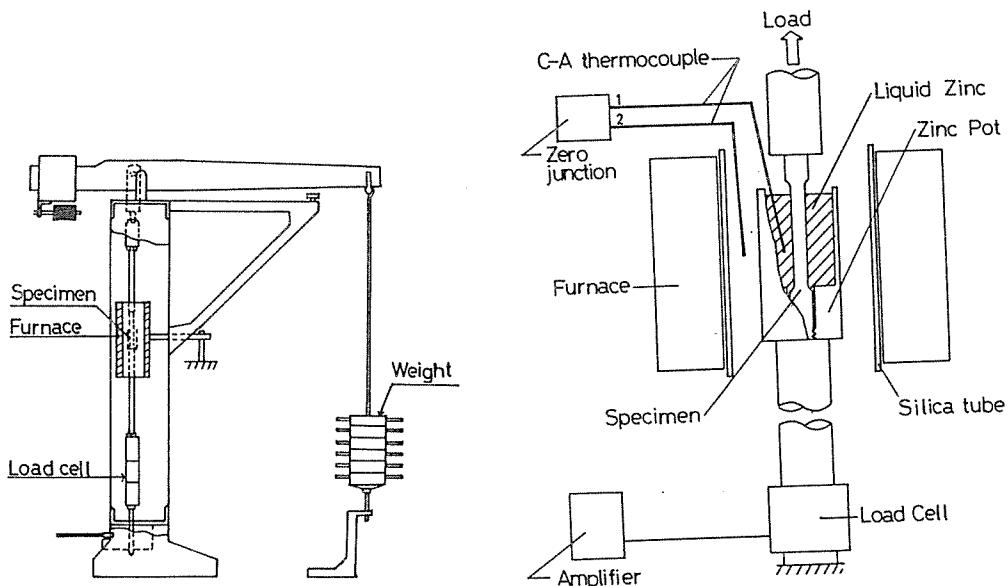


Fig. 3-6 Schematic illustrations of Sustained Load Test(SLT) equipment

(a) Schematic view of test apparatus

(b) Schematic layout of test equipment

以下では試験片温度)が達したのち、破断に至るまでとした。なお、所定の試験温度までの昇温は、前章で測定した亜鉛めっき時の被亜鉛めっき材の温度上昇条件とすることとした。昇温曲線の模式図をFig. 3-7に示す。また、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う前処理(脱脂→酸洗→フラックス処理)を施した。

なお、LMEC感受性に及ぼす硬さ、旧オーステナイト結晶粒径の影響を検討するために用いたTable 3-3に示すグループAおよびBの供試材は、450°CのみにてSLTを実施した。

第4節 鋼の再現溶接部の亜鉛環境下での破壊挙動

Fig. 3-8に、試験温度450°C、付加応力344 MPaにて621秒で破断した55A Cycle A材の破断経路を示した。Fig. 3-8(a)の上部が主破断面であ

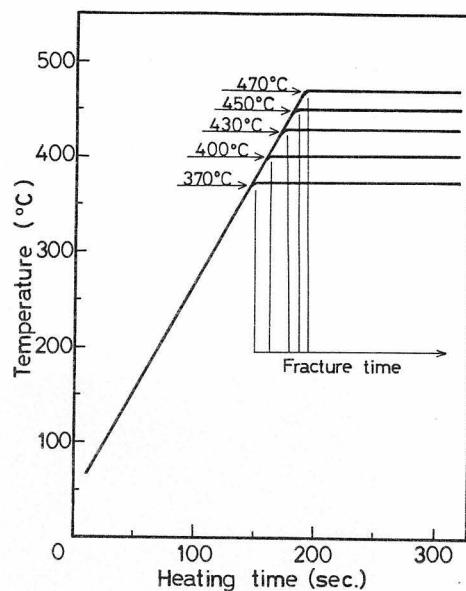


Fig. 3-7 Schematic view
of thermal cycle
during SLT

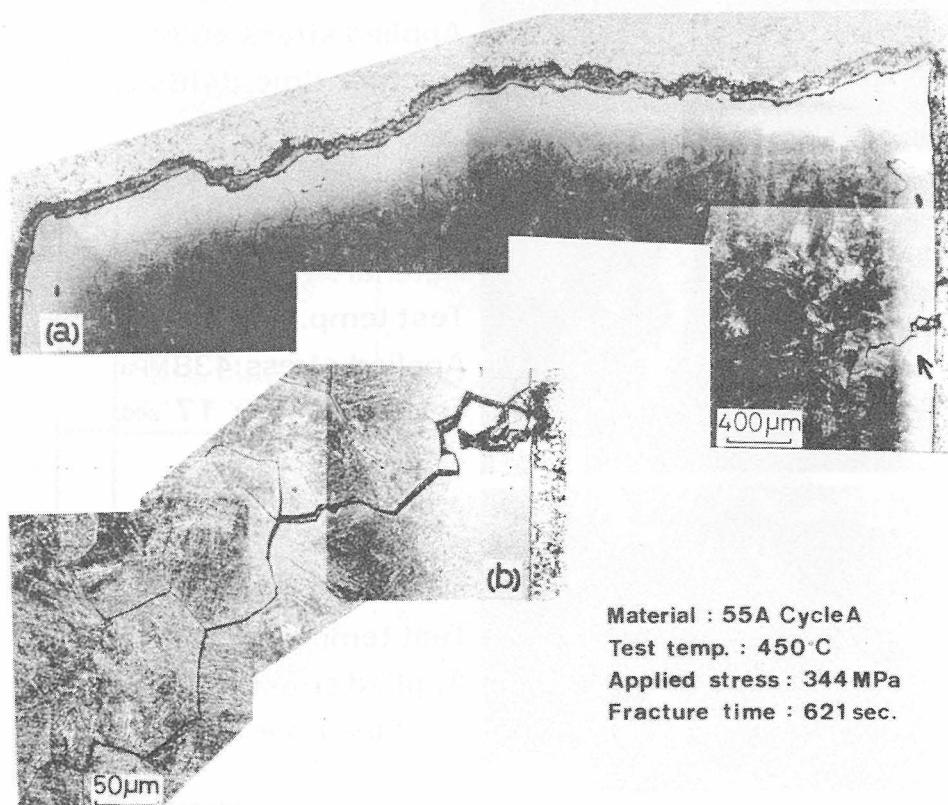


Fig. 3-8 Observation of fracture path of SLT specimen fractured in molten zinc

るが亜鉛の付着により破壊形態は明瞭ではない。Fig.3-8(b)は、Fig.3-8(a)の矢印部の拡大であり、主破断面以外にも、最終破断には至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.3-8(b)に示す粒界割れ内部には、EDX観察により、亜鉛の存在が確認された。

Fig.3-9に、各供試材の主破断面の走査型電子顕微鏡（以下SEM）による破面観察を示し

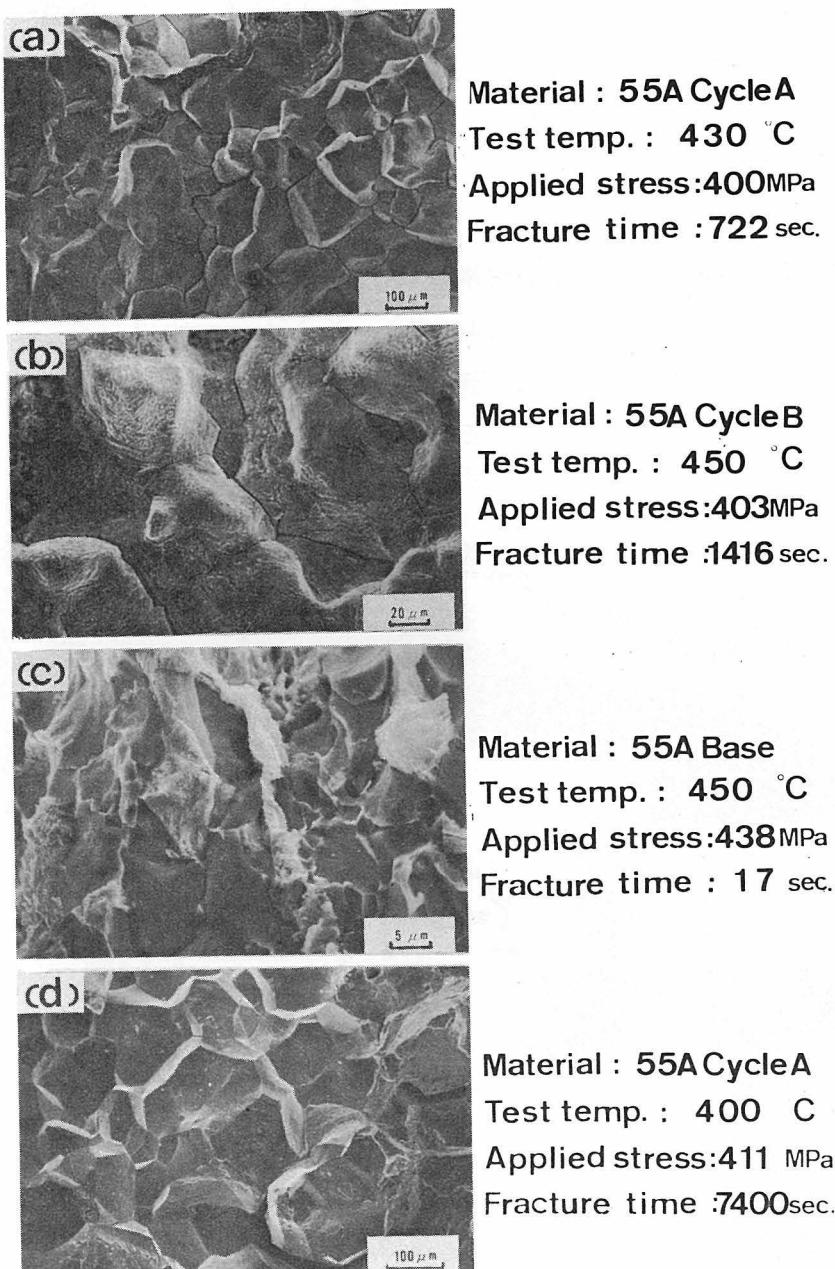


Fig. 3-9 Fractographs of materials fractured at various SLT conditions

た。Fig. 3-9において、(a)(b)(c)はそれぞれCycle A材、Cycle B材、母材の亜鉛溶融点以上の環境下における破断であり、破面は破断後、亜鉛に被われているため10%NHO₃により亜鉛を除去した後観察に供した。Fig. 3-9(d)は、亜鉛溶融点以下のCycle A材の破断面であり、破断のままで観察に供した。Fig. 3-9に示した破面は、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。

Fig. 3-10は、各供試材の亜鉛溶融点以上での破断における破面のマクロ観察を示し、いずれの供試材においても、破断は、最終破断部である延性破壊部を除いて、ほとんど塑性変形を示していない脆性的な破壊であった。Fig. 3-11は、亜鉛溶融点以上のS LTによる破断試験片の

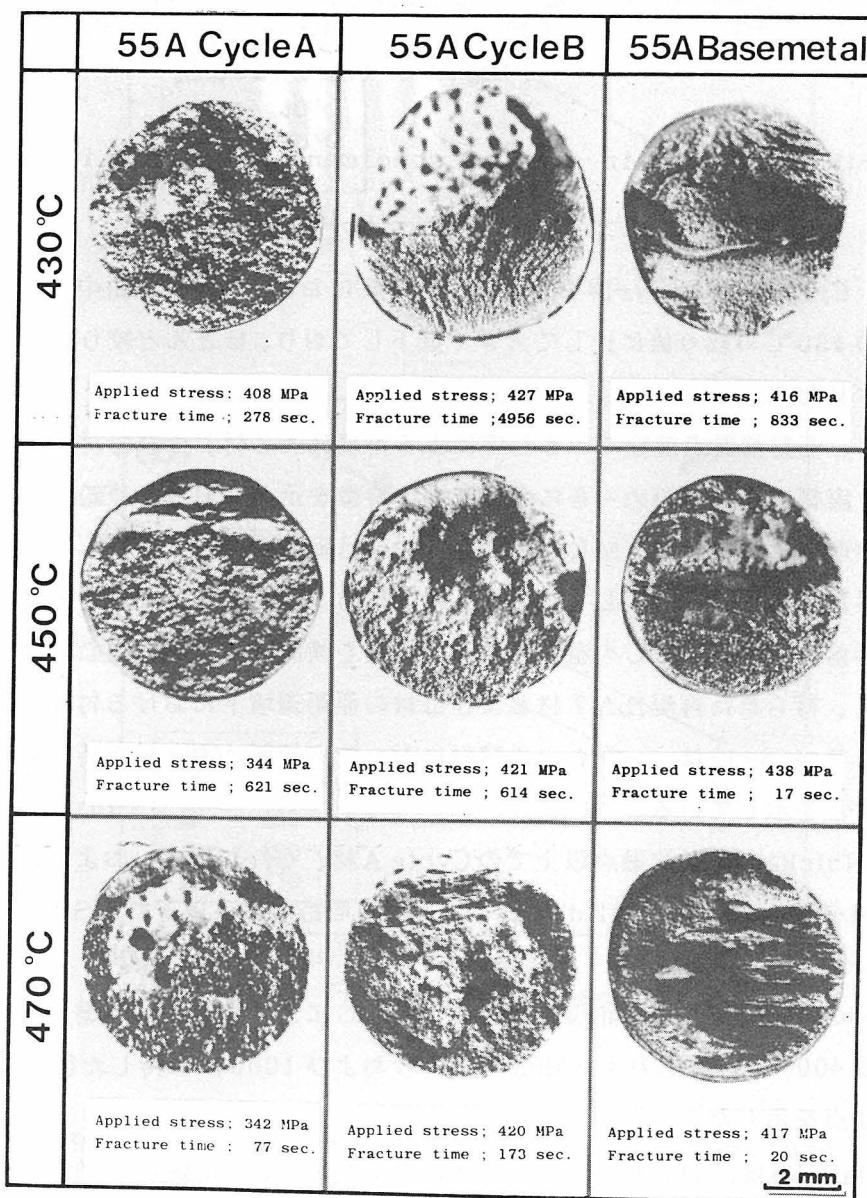


Fig. 3-10 Observation of fracture surface fractured in molten zinc

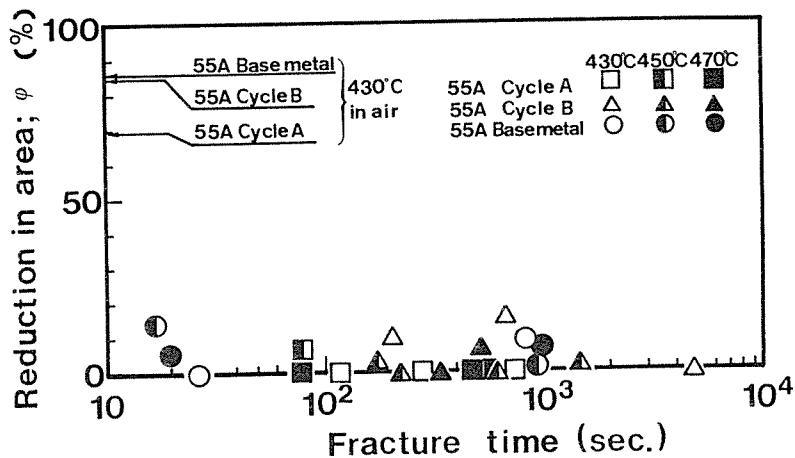


Fig. 3-11 Reduction in area of specimens fractured in molten zinc

絞り値を示す。Cycle A材、Cycle B材、母材いずれにおいても溶融亜鉛中での破断による絞り値は、大気中の430°Cの絞り値に比して大きく低下しており、ほとんど絞りを示さず破断していることが確認された。

以上のように、亜鉛溶融点前後でのS LTによる再現HAZ材および母材の破断の様相は、第1章で述べた、実構造物の亜鉛めっきによる破壊の特徴を示しており、亜鉛環境下におけるS LTにより、溶融亜鉛による鋼のLMECの評価・検討は妥当であると考えられる。

そこで、各供試材について、S LTにより、付加応力-破断時間の関係を各試験温度において明らかにし、鋼溶接部のLMECの温度-時間依存性を検討することにした。

Fig. 3-12に、得られた再現HAZ材および母材の亜鉛環境下における付加応力-破断時間の関係を示した。Fig. 3-12は、いずれの供試材においても破断応力と破断時間の常用対数値が直線関係にあることを示している。

Fig. 3-12(a)(b)(c)は、亜鉛溶融点以上でのCycle A材、Cycle B材、および母材の付加応力-破断時間の関係を示し、Fig. 3-12(d)はCycle A材の亜鉛溶融点以下のS LTより得られた付加応力-破断時間の関係である。

Fig. 3-12(d)の中の◇印は、亜鉛環境下でのLMECによる粒界破壊の進展を詳細に観察するため、試験温度400°C、付加応力411MPaで500秒および1000秒保持した後、室温において強制破断した実験点を示した。

Fig. 3-12(a)～(d)は、いずれも、同一付加応力であれば、試験温度が高いほど短時間で破断し、同一破断時間を得るためにには、試験温度が低いほど、高い付加応力が必要であることを示している。これは、亜鉛溶融点前後の亜鉛環境下における鋼の破壊が、温度ならびに時間に依

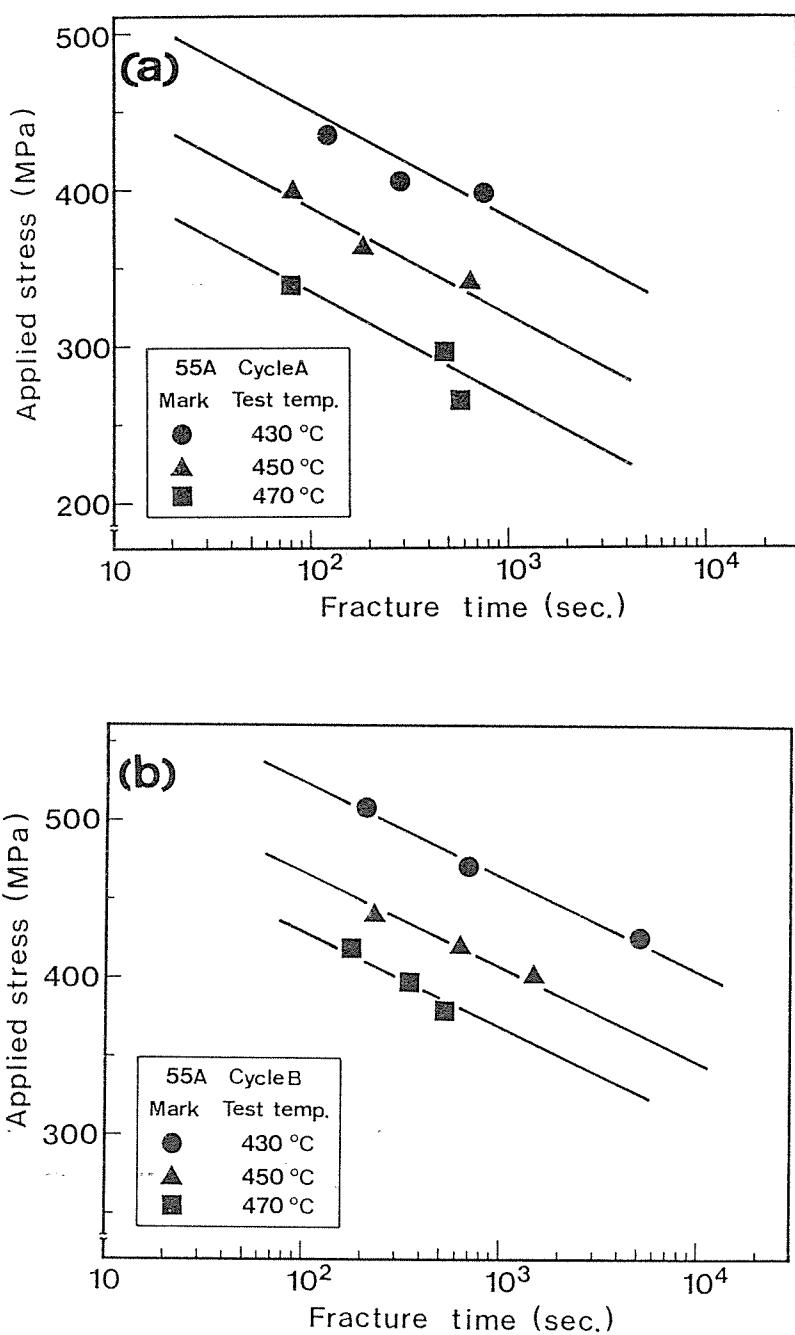


Fig. 3-12 Relation between applied stress and fracture time
 (a) 55A Cycle A (Tested in molten zinc)
 (b) 55A Cycle B (Tested in molten zinc)

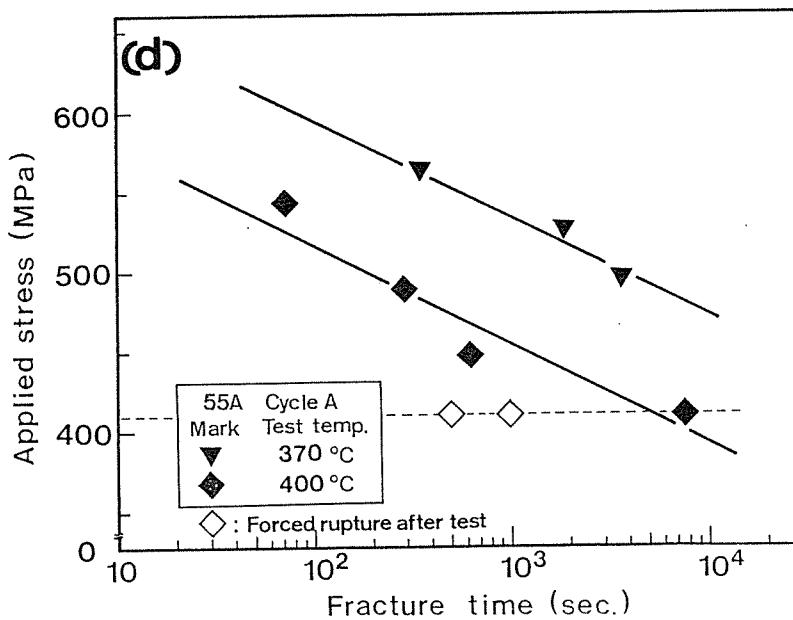
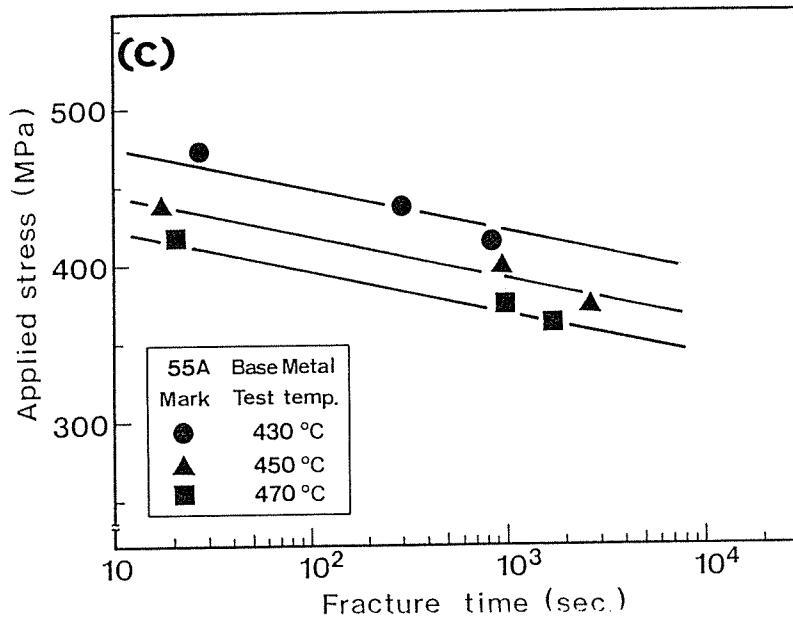


Fig. 3-12 (continue)

(c) 55A Base metal (Tested in molten zinc)
 (d) 55A Cycle A (Tested in solid zinc)

存することを示すものであると推察される。

一方、Fig. 3-12(a)(b)(c)に示す再現溶接部における亜鉛溶融点以上でのLMEC挙動は、まず、Fig. 3-12(a)と(b)を比較すると、Table 3-2に示したようにCycle A材は、Cycle B材に比して、室温、430°Cともに大気中においては、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430°C、450°C、470°Cいずれの試験温度においても、同一付加応力であれば短時間で破断が生じ、破断時間を一定にすると低い応力で破断する結果が得られた。これは、Cycle A材(HAZ粗粒域相当)がCycle B材(HAZ細粒域相当)に比してLMECに対する感受性(以下LMEC感受性)が高いためであると考えられる。これは、第1章で示した実鋼構造物のLMECがHAZ粗粒域に発生していることとも一致する。また、Fig. 3-12(c)は、母材の付加応力と破断時間の関係であり、Cycle A材、Cycle B材の付加応力-破断時間の関係に比べて各試験温度における図中の直線の傾きは小さく、母材のLMEC感受性は低いものと推察される。これら供試材のLMEC感受性については、本章第6節において詳細な検討を行なうこととした。

第5節 亜鉛環境下における鋼溶接部の破壊過程ならびに粒界破壊の応力・時間依存性の検討

5-1 亜鉛環境下における鋼の破壊過程

前節の検討により、鋼の溶接部のLMECは、温度ならびに時間に依存する破壊であることが明らかとなった。

一方、一般の液体金属脆化現象においては、定荷重状態での破壊は、遅れ破壊(delayed cracking)⁴⁾として取扱われている。

また、Fig. 3-12に示したように鋼のLMECは、その破壊現象が温度・時間に依存することにより速度過程にあると推察される。

一般に、ある反応系が、速度過程にあった場合(3-1)式の関係が成り立つことが知られている⁴¹⁾。

$$k = A \exp(-Q/R \cdot T) \quad \dots \dots \dots \quad (3-1)$$

k ; 反応速度

A ; 定数

R ; ガス定数 (1.986 cal·deg⁻¹·mol⁻¹)

T ; 絶対温度 (K)

Q ; 活性化エネルギー (cal/mol)

そこで、Fig. 3-12に示した付加応力-破断時間の関係を用いて、一定付加応力下での各試験温度における破断時間を求め、この破断時間の逆数を(3-1)式のkに代入することができる⁴²⁾。

$$(1/t_F) = A \exp(-Q/R \cdot T) \quad \dots \dots \dots \quad (3-2)$$

t_F ; 付加応力一定下での破断時間

(3-2)式より、1/t_Fの自然対数と各試験温度の絶対温度の逆数(1/T)によりアレニウス

プロットが得られ、アレニウスプロットの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⁴³⁾。

Fig. 3-13 に、Fig. 3-12(a)～(d)に示した付加応力－破断時間の関係において、付加応力一定(392 MPa)におけるアレニウスプロットを示した。アレニウスプロットは、いずれの供試材においてもよい直線性を示しており、溶融亜鉛による鋼の脆化は、熱活性化過程⁴⁴⁾にあると考えられる。

なお、Fig. 3-13 に示したように Cycle A 材の亜鉛溶融点以下(370°C, 400°C)での破壊により

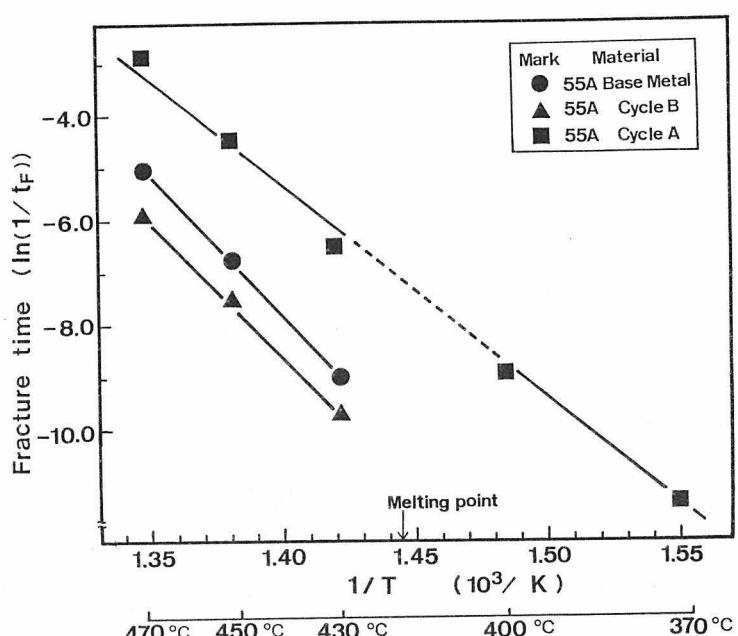


Fig. 3-13 Arrhenius plots of $\ln(t_F)$

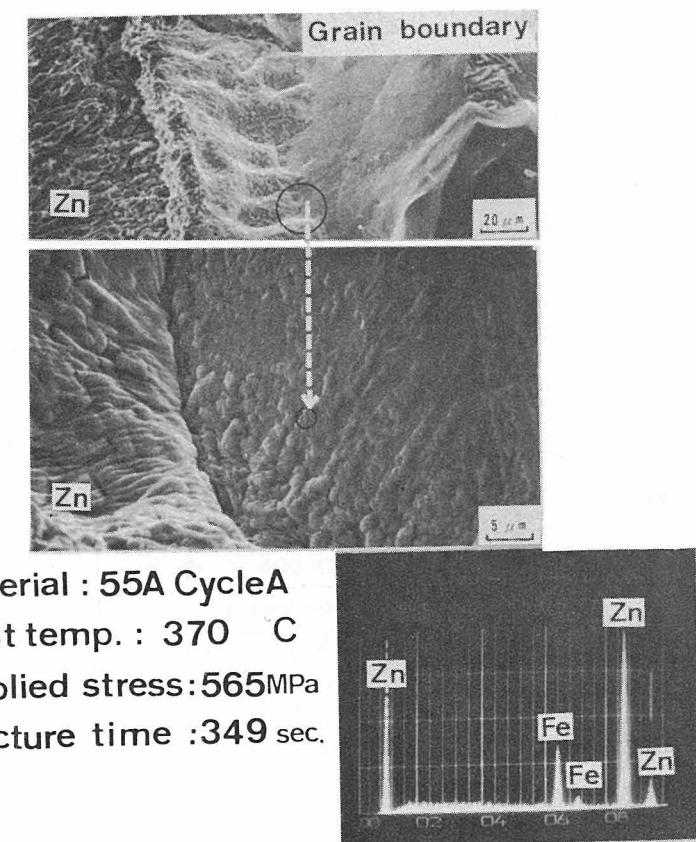


Fig. 3-14 Observation of Zn diffusion phenomena in grain boundary of steel

得た実験点のアレニウスプロットも、亜鉛溶融点以上の実験点とよい直線関係を示していることから、Fig.3-12(d)に示した亜鉛溶融点以下の鋼の破壊現象も、亜鉛溶融点以上での現象と同様の破壊過程にあると考えられる。

一方、本実験における温度域での鋼と亜鉛の反応系においては、種々の熱活性化過程が存在することが知られている。

しかし、本研究の対象である亜鉛による鋼の脆化現象を支配する熱活性化過程は、武田らの研究²¹⁾²²⁾により、鋼中への亜鉛の粒界拡散現象ならびに粒界破壊部の割れの先端までの亜鉛の存在が確認されていることから、鋼の粒界への亜鉛の粒界拡散過程であると推察される。本研究においては、亜鉛の溶融領域における破壊現象を主として検討したため、粒界破面上での亜鉛の分布状態は、明らかでなかった。しかし、本実験の範囲においてもFig.3-14に示すように亜鉛の溶融点以下のSLTによる破断試験片の外周部において亜鉛の鋼の粒界への移動を確認している。

以上のような破壊過程の検討の結果、Fig.3-13に示したアレニウスプロットの直線の傾きより求められる活性化エネルギーは、亜鉛の鋼の粒界への拡散の活性化エネルギーであると考えられるが、本研究においてはあくまでもSLTによる破断試験により得られた値であるため鋼の亜鉛環境下での破壊の温度・時間依存性

を示す見かけ上の活性化エネルギーと見なすものとした。

得られた活性化エネルギー：Qは、Cycle A材で80.3 kcal/mol, Cycle B材で100.0 kcal/mol母材で106.6 kcal/molであった。

5-2 鋼の再現溶接部の亜鉛環境

下における粒界破壊の応力・時間依存性

前項においては、鋼溶接部の亜鉛環境下での破壊過程についての検討を行なった。そこで、本項においては、再現溶接部材における、粒界破壊面積の応力・時間依存性に注目し、HAZにおける粒界破壊の進展の応力・時間依存性を検討することとした。

Fig.3-15は、Fig.3-10に示したマクロ破面のうち特徴的なマクロ破面を抜き出したものである。前節でも述べたが、SLTによるLMECの破面は、

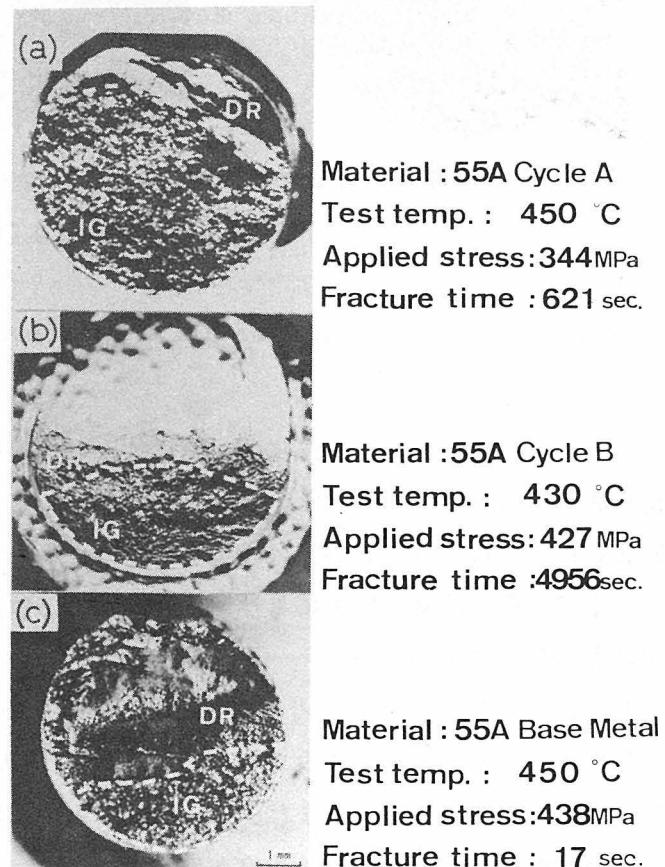
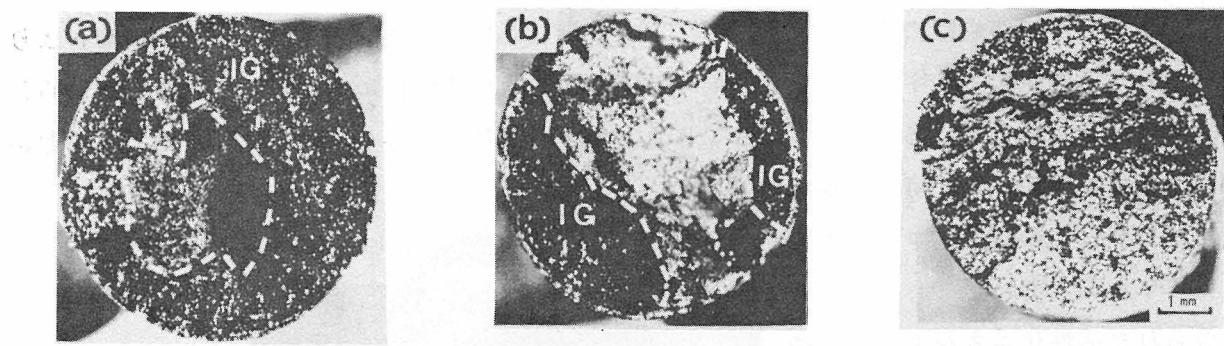


Fig. 3-15 Distinction of fracture types on fracture surface between embrittled area(IG) and non embrittled area(DR)

L M E C の特徴である粒界破壊部と最終破断を生じた延性破壊部に分類することができる。Fig. 3-15²⁴⁾ に示す I G 部分が粒界破壊部であり D R 部分が延性破壊部である。

前項で検討したようにこの粒界破壊部の形成が L M E C を支配すると考えられ、また、この粒界破壊部の面積は、試験条件により影響を受け変化するものであると考えられる。

一方、Fig. 3-16 は、Fig. 3-12(d) に示した、55 A Cycle A 材の亜鉛溶融点以下 400°C での S L T において、付加応力 411 MPa で 7400 秒にて破断(a)および 1000 秒(b)、500 秒(c)保持後、室温にて強制破断した試験片の破断面を示したものである。Fig. 3-16 に示すいずれの破断面も、先に述べたように、粒界破壊部と延性破壊部から成っており、同一付加応力・試験温度における粒界破壊部の広がりは、時間とともに増加していることが明らかとなった。



Fracture time :7400sec.; Holding time :1000sec.; Holding time :500sec.
• (b),(c) ;Forced rupture after test

Fig. 3-16 Expansion of IG fracture area depending on time at 400°C

Fig. 3-17 に、Fig. 3-16 に示した試験片の粒界破壊部の面積 (S_F と称す) と 400°C での保持時間の平方根の関係を示す。 $S_F - \sqrt{t}$ は、良い直線関係が得られ、付加応力が一定の場合の L M E C による粒界破壊の時間依存を表わすパラメータは、 S_F/\sqrt{t} で与えられると考えられる。そこで、亜鉛溶融点以上における S L T による破断試験における S_F を測定し、 S_F/\sqrt{t} と付加応力の関係を求めた。

Fig. 3-18 に、450°C における Cycle A 材、Cycle B 材および母材の付加応力と S_F/\sqrt{t} の関係を示す。Fig. 3-18 においては、 S_F/\sqrt{t} が大となる程短時間側での破断を示しており、付加応力も大となっている。また、Cycle B 材と母材は、 S_F/\sqrt{t} の応力への依存が、ほぼ等しいが、わずかに Cycle B 材の依存度が高い結果となった。また、Cycle A 材は、Cycle B 材、母材に比して、粒界破壊の進展が非常に速いことが推察される。

Fig. 3-19 に、Fig. 3-18 において付加応力 392 MPa における S_F/\sqrt{t} と再現溶接部の対応を示す。 S_F/\sqrt{t} は、Cycle A 材が非常に大きく、Cycle B 材と母材には、大きな変化は見ら

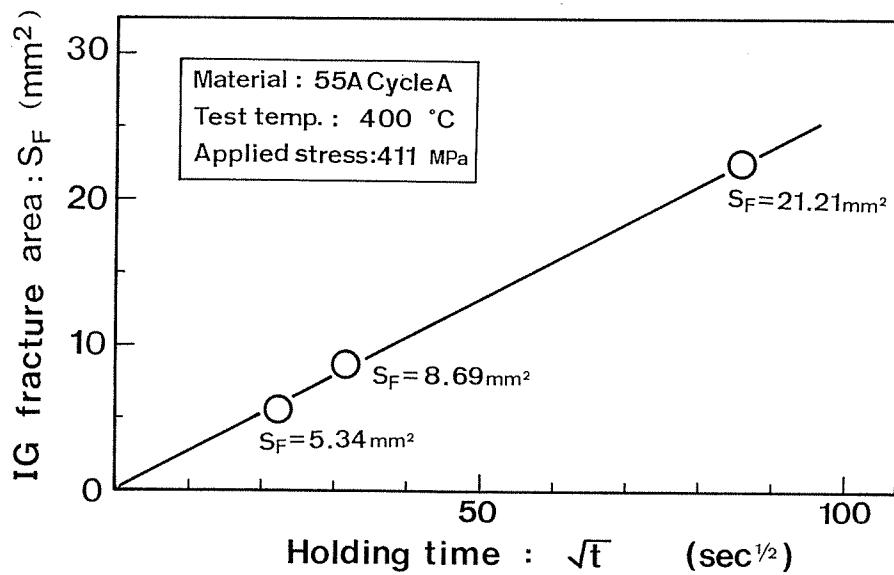


Fig. 3-17 Relation between IG fracture area and square root of holding time

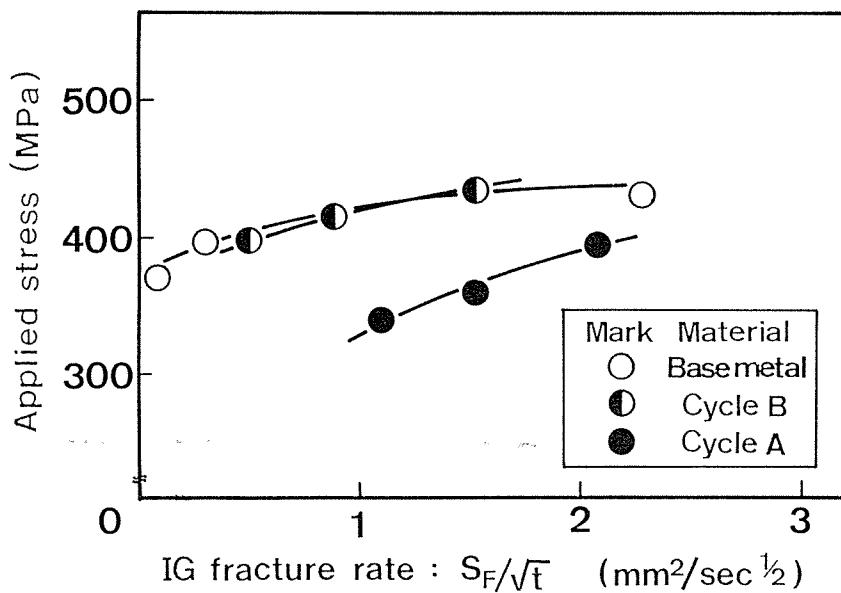


Fig. 3-18 Relation between applied stress and IG fracture rate

れなかった。これは、実構造物を亜鉛めっきした場合、第1章で示したように、溶接部では、HAZ粗粒域にのみLMECが発生することとよく対応している。

しかし、溶融亜鉛中の粒界破壊部の形成の時間依存性と HAZ の金属学的特性との関連を、

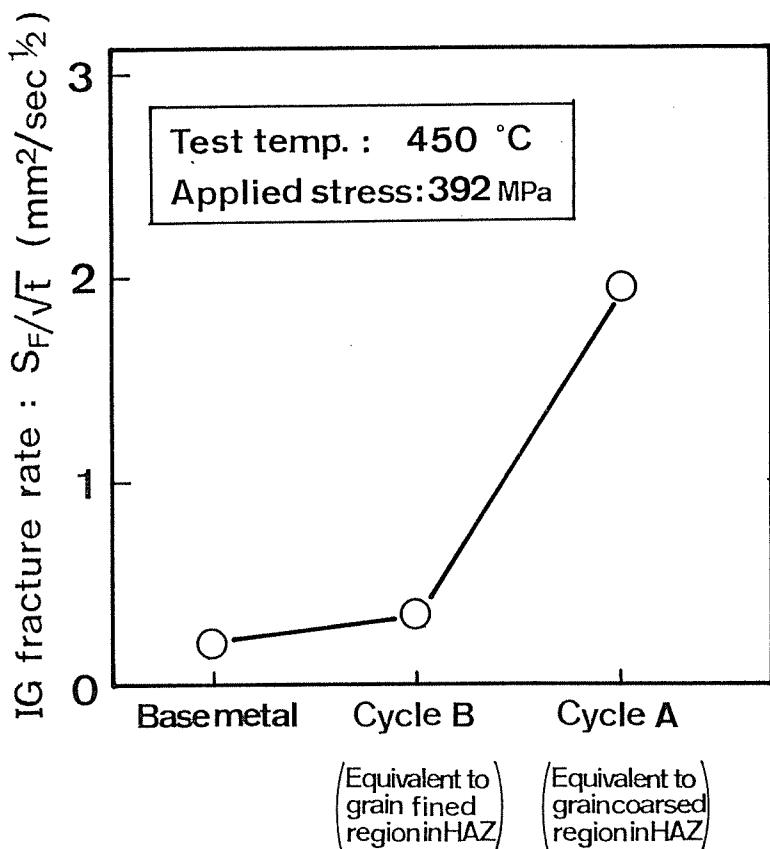


Fig. 3-19 Alternation of IG fracture rate in synthetic welding HAZ

本項の検討の範囲内で明らかにすることはできなかった。

第6節 鋼溶接部の硬さがLMEC感受性におよぼす影響

前節までの検討の結果、鋼溶接部の溶融亜鉛によるLMECの破壊過程は、温度ならびに時間に依存する熱活性化過程であり、実構造物においてHAZ粗粒域にのみLMECが発生するのは、溶融亜鉛による粒界破壊現象が応力および時間に依存し、一定応力下では、HAZ粗粒域が最も粒界破壊の進展の時間への依存度が大きいためであることを示した。そこで、本節においては、再現溶接部の金属学的因子としての硬さ、旧オーステナイト結晶粒径がLMEC感受性に及ぼす影響を明らかにすることにより、後章にて行なう検討の影響因子を選択するものとした。

LMEC感受性の評価には供試材の室温での降伏応力と溶融亜鉛中の破断応力の比($\sigma_F/\sigma_y;_{RT}$;脆化比)を用いた。

Fig. 3-20 は、430 °Cにおける、Cycle A材、Cycle B材、および母材の $\sigma_F/\sigma_y;_{RT}$

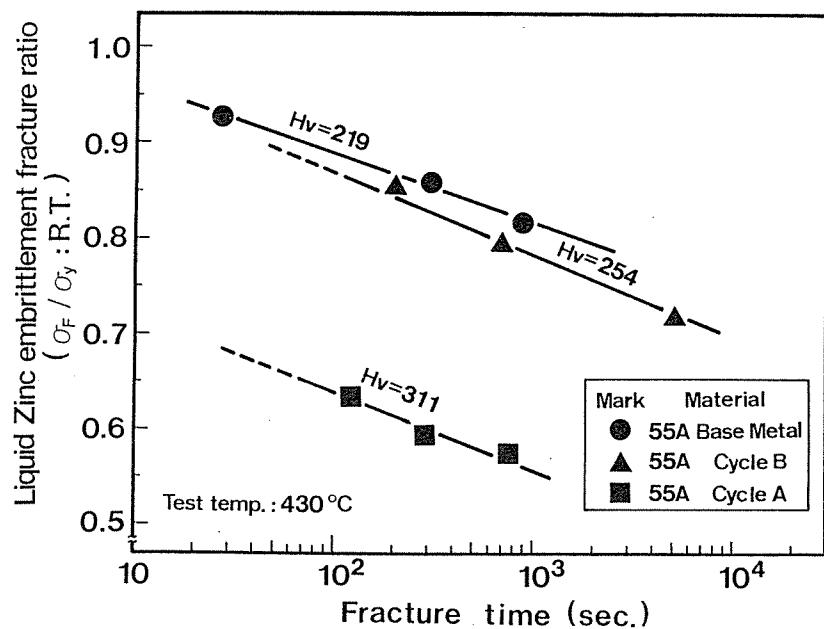


Fig. 3-20 Distributions of $\sigma_F / \sigma_y : R.T.$ according to fracture time at 430°C

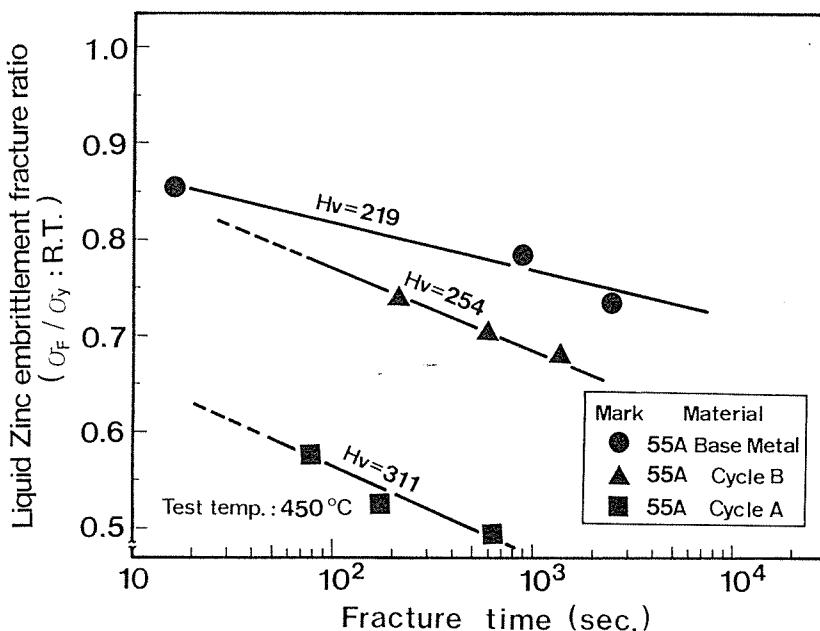


Fig. 3-21 Distributions of $\sigma_F / \sigma_y : R.T.$ according to fracture time at 450°C

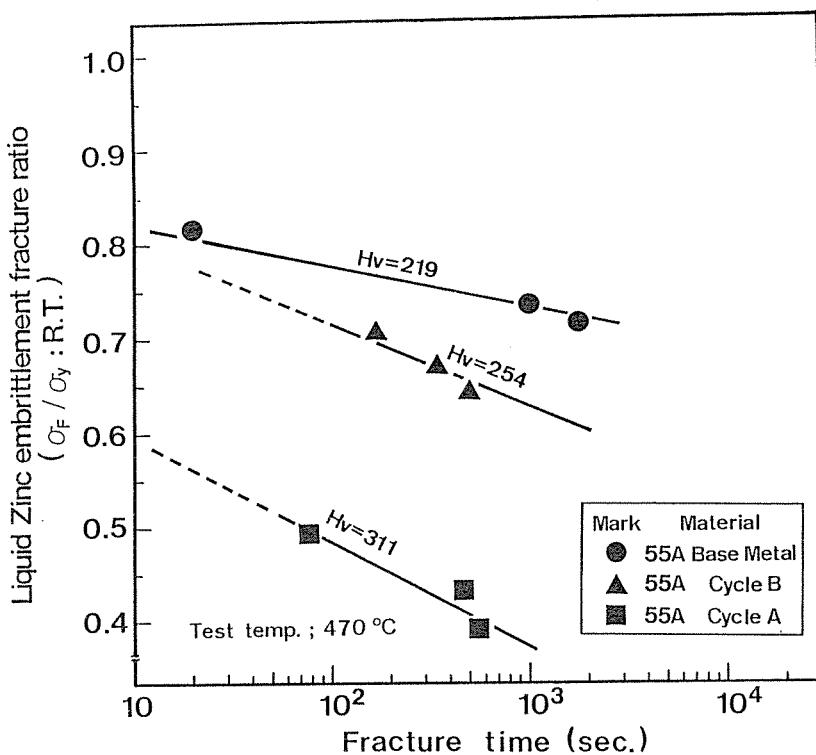


Fig. 3-22 Distributions of σ_F / σ_y ; R.T. according to fracture time at 470°C

と破断時間の関係を示した。Fig. 3-20 に示すように σ_F / σ_y ; RT により L M E C 感受性を評価すると、母材 → Cycle B 材 → Cycle A 材の順に L M E C 感受性は高くなっていた。Fig. 3-21、Fig. 3-22 は、それぞれ 450°C, 470°C における脆化比と破断時間の関係であり、Fig. 3-20 と同様の挙動を示した。Fig. 3-20 から明らかなように、供試材の L M E C 感受性を比較すると、破断時間 1000 秒において Cycle A 材は σ_F / σ_y ; RT は約 0.55 である。すなわち H A Z 粗粒域においては、供試材の降伏応力のほぼ 1/2 で破断が生じる。それに対し、Cycle B 材の σ_F / σ_y ; RT は約 0.8、母材の σ_F / σ_y ; RT は約 0.85 で、降伏応力の約 80% で破断が生じることを示しており、H A Z 粗粒域は、細粒域および母材に比して L M E C 感受性が非常に高いと考えられる。

Fig. 3-20, 21, 22 に示したように、L M E C 感受性は、硬さにより整理しうると推察されるが、Table 3-2 に示したように、再現溶接部は、結晶粒径が異なっており、結晶粒径が L M E C 感受性に及ぼす影響を検討する必要があると考えられる。

そこで Fig. 3-4 に示した熱処理材（グループ A および B）に対して 450°C にて S L T を

行ない、硬さ、結晶粒径が、LMEC感受性に及ぼす影響を検討した。

Fig.3-23(a)に、旧オーステナイト結晶粒径をほぼ一定にし、硬さを変化させた場合(Fig.3-4に示したグループA)の付加応力と破断時間の関係を示す。破壊が時間依存性を示すことは、

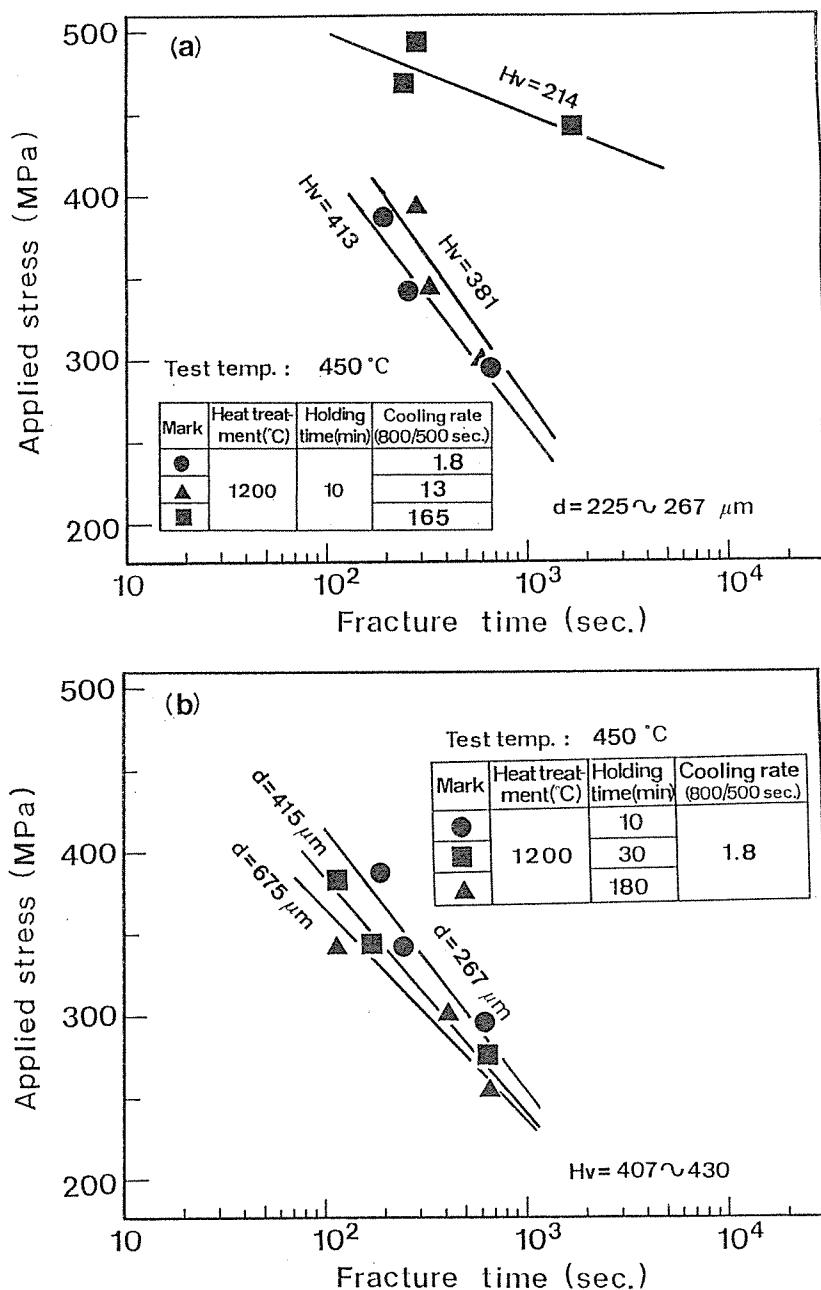


Fig. 3-23 Relation between applied stress and fracture time
 (a) Group A specimens; grain size const.
 (b) Group B specimens; hardness const.

Fig. 3-12 に示した再現溶接部と同様であり、硬さの増加に伴ない、破壊の時間への依存度は急激に増加し、破断応力も大きく低下している。Fig. 3-23(b)は、硬さを一定にした場合の結晶粒径変化 (Fig. 3-4 に示したグループB) に伴なう付加応力と破断時間の関係の相違を示したものである。結晶粒径のみを変化させた場合、Fig. 3-23(a) の硬さのみの変化に比して付加応力と破断時間の関係の変化は小さかった。

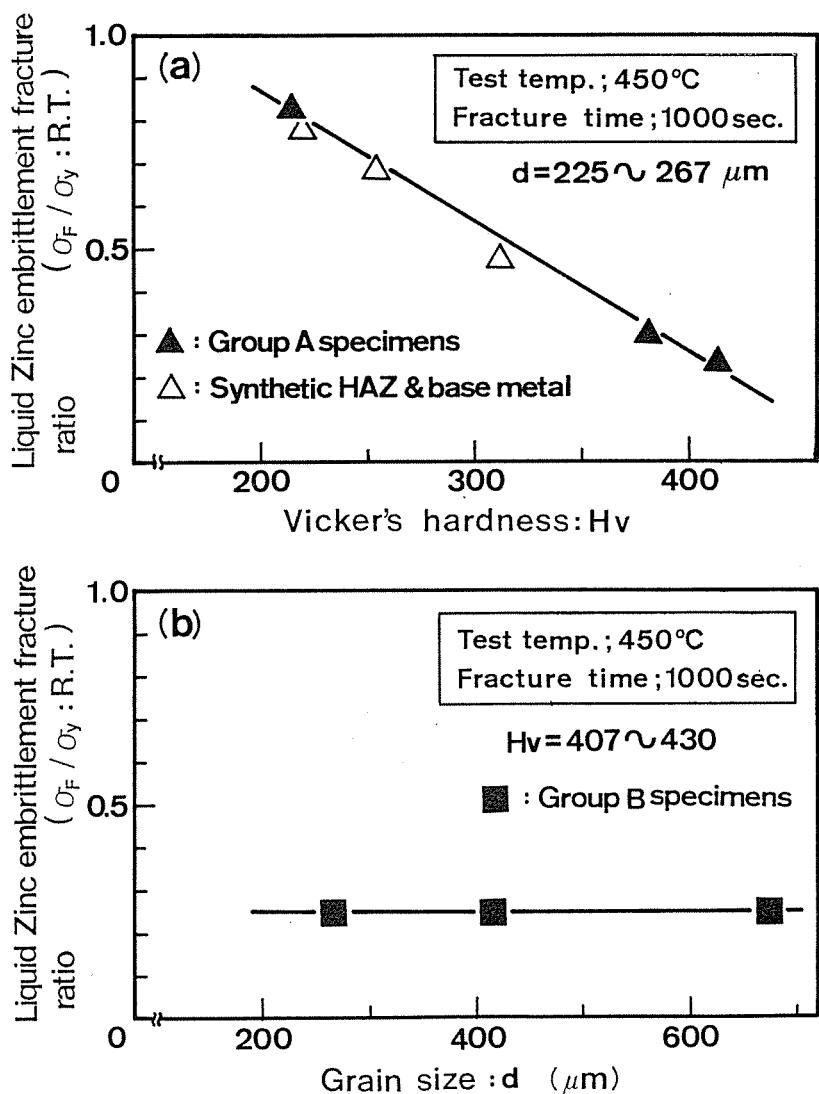


Fig. 3-24 LMEC sensitivity of both Group A(a) and Group B(b)

一方、一般の液体金属脆化現象では、一部例外を除いて、破断応力は、固体金属の結晶粒径に依存⁴⁾し、Pitch-Stroh の関係^{45) 46)}が成り立つことが報告されている。しかし、本研究の範囲内においては、鋼の結晶粒径の破断応力に及ぼす影響は、明瞭ではなかった。

Fig.3-24 に、Fig.3-23 に示した付加応力と破断時間の関係の破断時間 1000 秒における破断応力を用いた脆化比と硬さならびに結晶粒径の関係を示した。LMEC 感受性として、破断時間 1000 秒での破断応力を用いたのは、実際の亜鉛めっき工程を考慮した場合、溶融亜鉛浴へ 1000 秒以上浸漬することは、非常に稀なことによる。

Fig. 3-24(a) は、結晶粒径一定の場合の硬さ変化による LMEC 感受性の変化を示しており、硬さの増加に伴ない、直線的に LMEC 感受性が低下した。Fig. 3-24(a) 中 △ マークは、Fig. 3-21 に示した再現溶接部の 450 °C における破断時間 1000 秒での脆化比であり図中の ▲ マークとよい直線関係にある。一方、Fig. 3-24(b) に、硬さ一定の場合の結晶粒径変化と LMEC 感受性の関係を示す。Fig. 3-24(b) に示すように、LMEC 感受性は、結晶粒径の変化にかかわらずほぼ一定であった。

以上のような検討の結果より、本実験の範囲内では LMEC 感受性は、硬さの影響のみを受け、結晶粒径の影響は、ほとんど受けないことが明らかとなった。すなわち、硬さの増加により LMEC 感受性は直線的に上昇する結果が得られた。

Fig. 3-25 は、Fig. 3-20, 21, 22 に示した Cycle A 材、Cycle B 材および母材の脆化比 ($\sigma_F / \sigma_y ; RT$) と硬さの関係を、試験温度ごとに、破断時間 1000 秒について示したものである。Fig. 3-25 は、硬さの増加に従って LMEC 感受性が上昇することを示しており、硬さの高い HAZ 粗粒域相当の Cycle A 材が各試験温度においてもっとも LMEC 感受性が高く、これは実構造物においても鋼溶接部の溶融亜鉛による LMEC が HAZ 粗粒域に発生することとよく一致している。

そこで、本研究後章における実溶接継手の LMEC 感受性および溶融亜鉛めっきによる鋼溶接部の LMEC 防止対策の立案に際しても HAZ 粗粒域における最高硬さ (Hv max.) を主たる検討因子とすることにした。

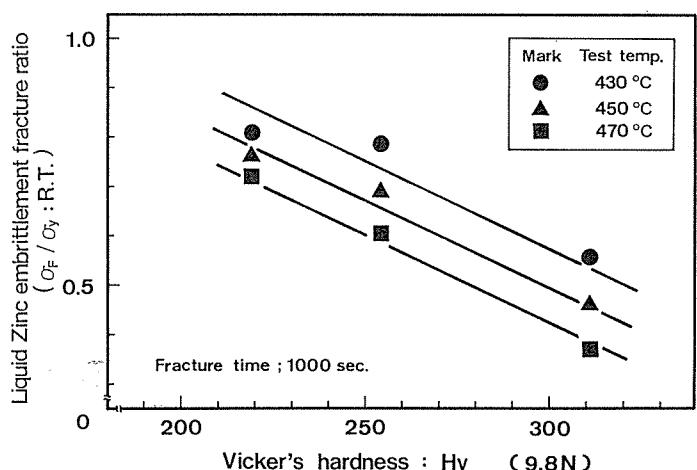


Fig. 3-25 Effect of Hv on LMEC sensitivity

第7節 結 言

鋼溶接部の溶融亜鉛による破壊挙動とその破壊過程およびLMEC感受性に対する硬さ、旧オーステナイト結晶粒径について、再現HAZ材および母材に対して、亜鉛溶融点前後の液体および固体亜鉛環境下において定荷重引張試験により検討を行なった。得られた結論を以下に示す。

- 1) 再現HAZ材および母材のLMECは、いずれも粒界で発生・伝播しており、その破壊挙動が温度と時間に依存するタイプのものであった。
- 2) 再現HAZ材のLMECの挙動を検討した結果、HAZ粗粒域に相当するCycle A材が最もLMEC感受性が高く、これは実鋼構造物のLMEC発生位置と一致した。
- 3) 鋼のLMEC感受性は、供試材の硬さの影響を受け、硬さが高いほどLMEC感受性は高くなった。また、本実験の範囲内では、LMEC感受性は旧オーステナイト結晶粒径の影響をほとんど受けなかった。
- 4) 付加応力-破断時間の関係から、付加応力一定での破断時間を用いて求めたアレニウスプロットは良い直線性を示した。これは、鋼の亜鉛環境下での破壊過程が熱活性化過程であることを示しており、この破壊過程は、鋼の粒界への亜鉛の粒界拡散過程であると推察された。
- 5) 鋼の溶接部におけるLMECの進展を、粒界破壊の時間依存を示すパラメータ(S_F/\sqrt{t})を用いて検討した結果、 S_F/\sqrt{t} はHAZ粗粒域で最大となることが判明した。

第4章 溶接構造用鋼およびその溶接継手のLMEC特性

第1節 緒 言

第2章ならびに第3章における検討により、溶融亜鉛中における鋼のLMECは、溶融亜鉛中のSLTにより再現可能であり、その破壊過程は、亜鉛の鋼粒界への拡散に支配される熱活性化過程であると推察された。また、LMECの感受性は、本実験の範囲内では硬さのみの影響を受けることが明らかとなった。

そこで、本章においては、市販の溶接構造用鋼およびその溶接継手を溶融亜鉛中にてSLTを行なうことにより、鋼種の相違によるLMEC特性を明らかにするとともに、鋼溶接部の金属学的因子としての硬さが溶接継手のLMEC感受性におよぼす影響を明らかにすることとした。

第2節 供試材料ならびに実験方法

2-1 供試材料

Table 4-1は、実験に用いた供試材料の化学組成ならびに機械的性質を示したものである。供試材料は、市販の溶接構造用材料とし、軟鋼 (SS41)、非調質高張力鋼 (SM50 STK55) および調質高張力鋼 (HT80-1, 2) を使用した。Fig. 4-1に、供試材の母材の組織を示す。Fig. 4-1に示すように SS41, SM50, STK55 はフェライト・パーライト組織であり、HT80-1, 2 は焼もどしマルテンサイト組織であった。

Table 4-1 Chemical compositions(wt%) and mechanical properties of materials used

Materials	h (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Mo	Nb	Ceq. (%)	T.S. (MPa)	Y.S. (MPa)	EL. (%)
SS41	19	0.17	0.26	0.58	0.012	0.012	0.02	0.02	0.02	Tr.	0.003	0.01	0.28	428	282	31.0
SM50	19	0.16	0.42	1.33	0.034	0.016	0.05	0.02	0.04	Tr.	0.005	0.01	0.41	537	399	30.0
STK55	18	0.15	0.26	1.35	0.021	0.002	Tr.	0.01	0.01	0.040	0.003	0.03	0.39	583	502	20.2
HT80-1	19	0.14	0.23	0.85	0.017	0.002	0.17	0.02	0.37	0.043	0.320	0.01	0.45	796	739	14.4
HT80-2	19	0.11	0.26	0.91	0.014	0.008	0.23	0.04	0.80	0.048	0.355	0.01	0.53	849	807	15.1

h; plate thickness , Ceq.= C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/4

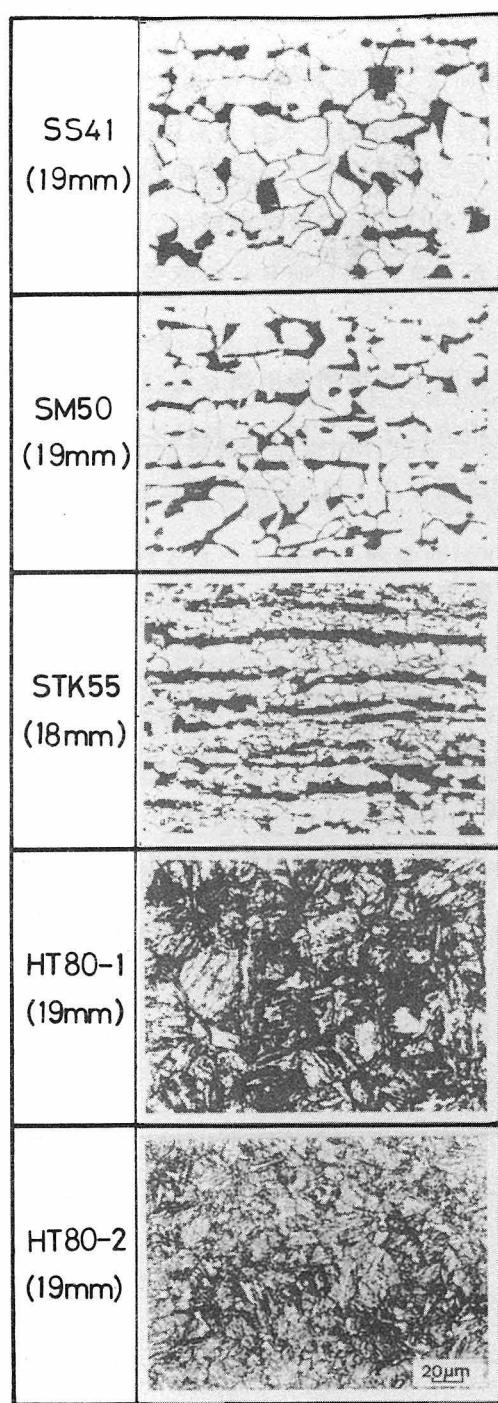


Fig. 4-1 Microstructures of base metals used

2 - 2 実験方法

Table 4-2 に、溶接継手試験片の作成に用いた溶接条件を示す。溶接条件は、HAZにおける硬さを変化させるため 2 条件 (Welds-1, Welds-2) とした。溶接方法は、被覆アーク溶接とした。

Table 4-2 Welding conditions employed

	Material	Electrode	Welding current (A)	Welding voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Pre-heat temp. (°C)	Inter-pass temp. (°C)	Heat input (J/cm)
Welds 1	SS 41	D4301	180	28	17	> 30 (R.T.)		18000
	SM 50	D5016				>100		
	STK 55	D5016				> 80		
	HT 80-1	D8016				>100		
	HT 80-2	D8016				>100		
Welds 2	SS 41	D4301	25	25	30(R.T.)	40		11000
	SM 50	D5016			100	40		
	STK 55	D5016			80	40		
	HT 80-1	D8016			100	30		
	HT 80-2	D8016			100	30		

Welds-1 の溶接条件は、1 pass 当り $18,000 \text{ J/cm}$ とし、パス間温度を最低予熱温度⁵¹⁾以上とし、実際の溶接に際しては、パス間を連続的に積層した。Welds-2 は入熱量を 1 pass 当り $11,000 \text{ J/cm}$ とし、Table 4-2 に示すようにパス間温度の制御を行なうため、各パスごとに水冷を行なった。

Fig. 4-2 に、Welds-1 および Welds-2 の多層盛溶接部板厚中央の HAZ 粗粒域の組織を示す。Fig. 4-2 に示すように、SS 41 の Welds-1 の HAZ 粗粒域は、焼もどしの影響を受け、球状化したフェライトとパーライトより構成されており、SM 50, STK 55 の Welds-1 の HAZ 粗粒域の組織は、フェライトとベイナイト組織であった。また、HT 80-1, 2 のそれはベイナイト組織とであった。

一方、Welds-2 の HAZ 粗粒域の組織は、SS 41 の場合は、初析フェライトとパーライトより構成されており、SM 50, STK 55 ではベイナイト組織、HT 80-1, 2 のそれは、焼もどしを受けたマルテンサイト組織であった。

Fig. 4-3 に、Welds-1 における板厚中央部での硬さの分布を示した。Welds-1 においては、SS 41 および SM 50 の場合、HAZ の硬化が見られるが、STK 55 の HAZ は、母材と同等の硬さであり、HT 80-1, 2 では軟化した。一方、Fig. 4-4 に示す Welds-2 の HAZ の硬さ分布においては、いずれの供試材も HAZ において硬化が見られた。Welds-1, Welds-2 の HAZ 最高硬さ ($H_{v\max}$) および母材の平均硬さを Table 4-3 に示す。

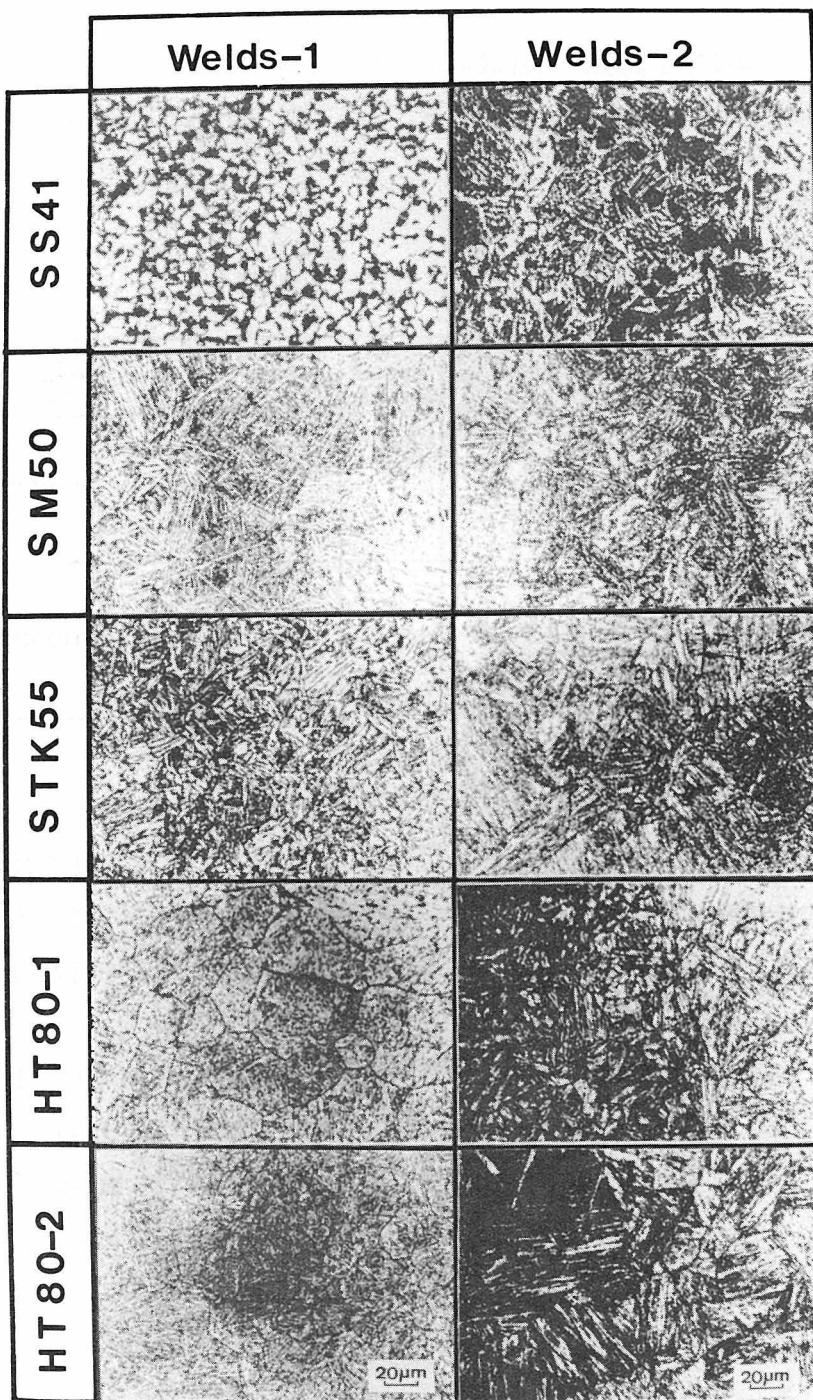


Fig. 4-2 Microstructures of grain coarsened region in HAZ of both Welds-1 and Welds-2

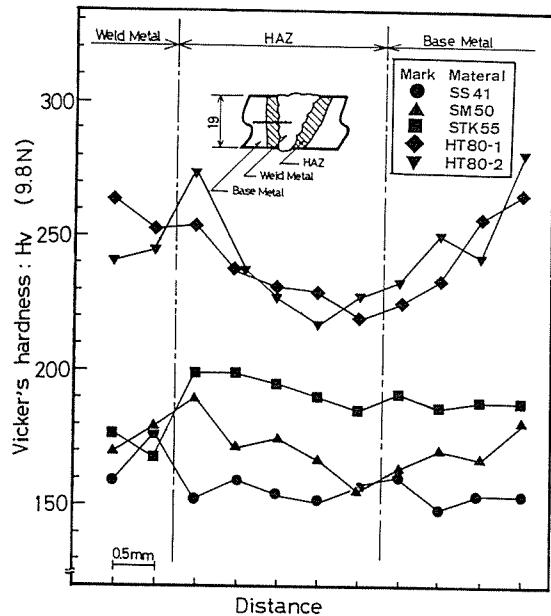


Fig. 4-3 Distributions of hardness in Welds-1 at each material

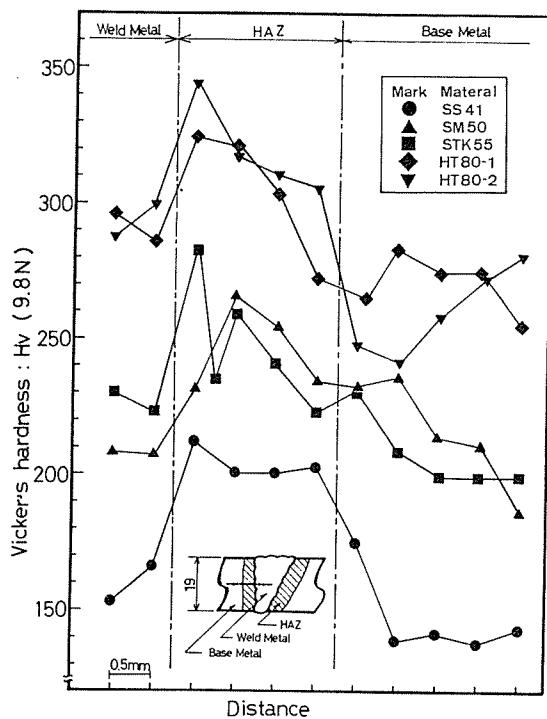


Fig. 4-4 Distributions of hardness in Welds-2 at each material

Table 4-3 Hardness of the materials used (Hv max. shows the maximum hardness in HAZ)

Condition	Base metal					Welds - 1					Welds - 2					
	Materials	SS41	SM50	STK55	HT80-1	HT80-2	SS41	SM50	STK55	HT80-1	HT80-2	SS41	SM50	STK55	HT80-1	HT80-2
Vicker's hardness Hv, Hv max (9.8N)		146	188	200	268	283	158	190	200	254	274	212	267	283	325	344

Fig. 4-5 に、溶接継手よりの試験片採取位置ならびに試験片形状を示した。試験片は板厚中央より採取し、その形状は平行部直径 6 mm の丸棒平滑試験片とした。なお、母材試験片も溶接継手試験片と同様の寸法形状とし板厚中央部より採取した。

溶融亜鉛中の定荷重引張試験 (S L T) は、第 3 章の実験と同様の装置・手順にて行なった。試験温度は、430°C, 450°C, 470°C とした。

供試材の母材の 450°C における機械的性質については赤外線加熱炉を取付けたインストロン型引張試験機にて調査した。試験片形状は、Fig. 4-5 と同様の寸法、形状とした。引張速度はクロスヘッドスピード 0.5 mm/min とし、試験片温度が 450°C に達した後、試験を開始した。

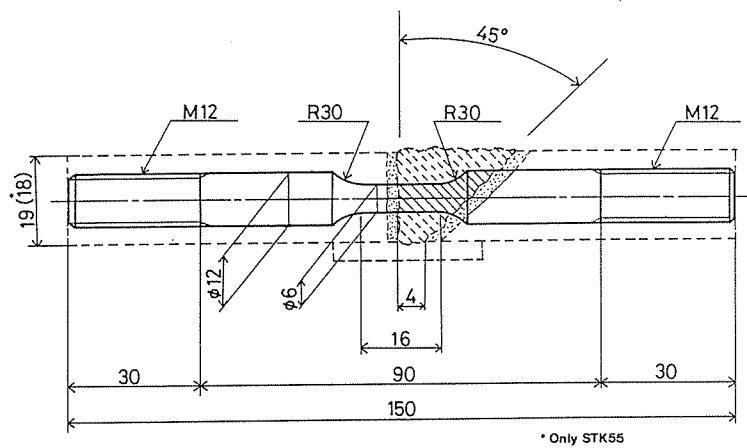


Fig. 4-5 Location of specimen at welding cross section and dimensions of specimens for SLT

Fig. 4-6 に、 HAZ の機械的性質を得るために用いた切欠付溶接継手試験片を示した。

Fig. 4-5 に示した溶接継手試験片を用いて引張試験を行なうと、母材又は、溶接金属にて破断したため、 HAZ 粗粒域に深さ 1 mm 、先端部曲率半径 0.5 mm の全周 ノッチ加工を施し、切欠付引張強さ (Notch Tensile Strength : NTS) にて溶接継手の強度を評価することにした。なお、切欠付溶接継手試験片の試験温度は、室温および 450 °C とし、 試験方法および引張速度は、母材平滑試験片の 450 °C 引張試験と同様とした。

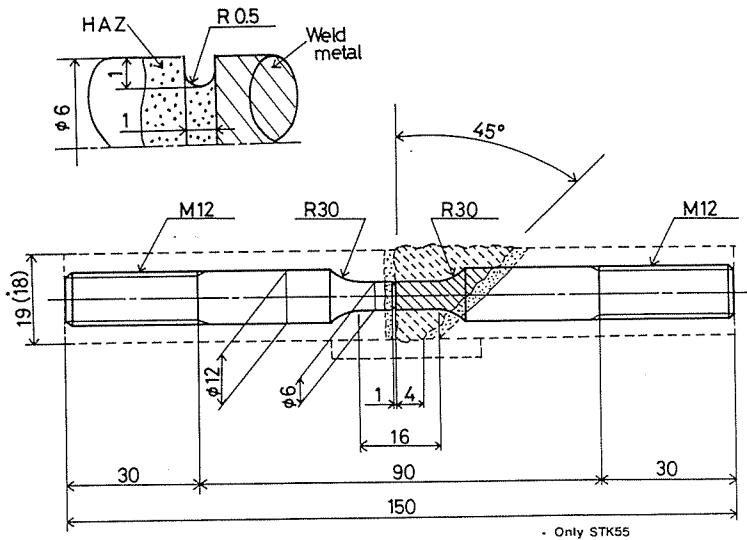


Fig. 4-6 Dimensions of notched specimens for tensile test

第3節 溶接構造用鋼およびその溶接継手の溶融亜鉛中での破壊挙動

Fig. 4-7 に、Welds-2 の試験片を用いて、破壊挙動を検討した結果を示す。すなわち、試験温度 430°C , 付加応力 477 MPa の条件下で 476 秒で破断した HT 80-1 および同様に 450°C , 371 MPa , 301 秒破断の STK 55 ならびに 450°C , 317 MPa , 957 秒破断の SM 50 の破断経路を示した。

溶接継手の溶融亜鉛中での破断は、Fig. 4-7 に示すように、最終破断部である延性破壊部を除いて脆性的な破壊を示し、溶接継手における破断位置はいずれも HAZ 粗粒域であった。

Fig. 4-8 は、Fig. 4-7 に示した HT 80-1, STK 55, SM 50 および 470°C , 228 MPa , 289秒破断の SS 41(Welds-2) の破断面を示した。いずれの破断面も、ほとんど断面収縮を示さず破断しており、LMEC による破断の特徴が認められた。

Fig. 4-9 に、HT 80-2 の母材、Welds-2 の破断経路を示した。Welds-1 において

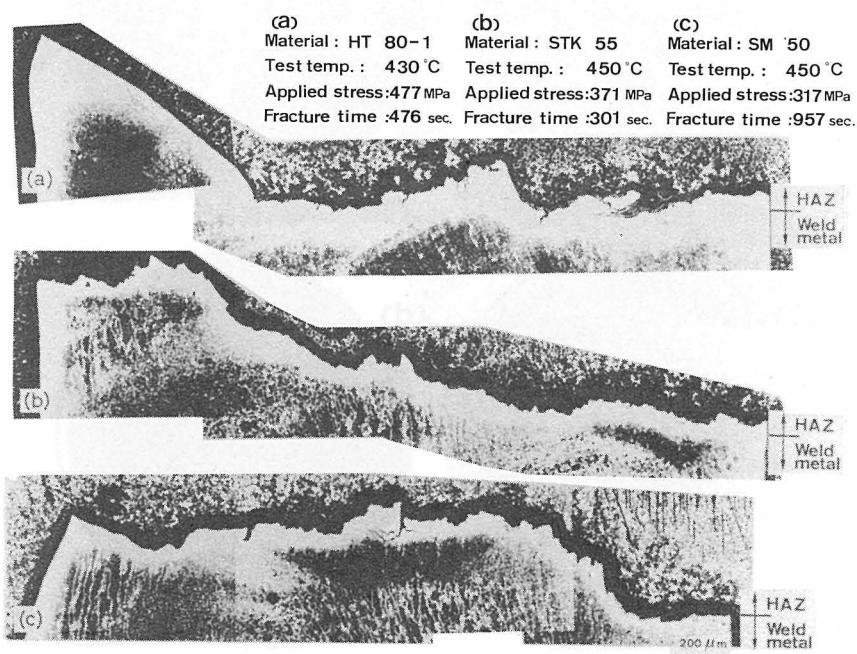


Fig. 4-7 Fracture pathes of SLT specimens of Welds-2
(a) HT80-1 (b) STK55 (c) SM50

も破断は HAZ 粗粒域を伝播しており、他の供試材においても同様な挙動を示した。

Fig. 4-10 に、Fig. 4-8 に示した破断面のうち、HT 80-1, SM 50, SS 41 の Welds-2 の破面の SEM による組織を示す。Fig. 4-10(a),(b) に示す HT 80-1, SM 50 の破面は、明瞭な旧オーステナイト粒界での粒界破壊を示しており、SS 41 では旧オーステ

ナイト粒界が残存していなかったためフェライト粒界での粒界破壊であった。

以上のように、溶融亜鉛中での S L T により破断した試験片について、破断経路ならびに破断面の観察を行なった結果、溶接継手試験片の破断は、H A Z 粗粒域を伝播する粒界破壊であり、破断面は、ほとんど断面収縮を示さない脆性的な破壊であった。このような破壊の様相は、第 1 章で示した実構造物の亜鉛めっきにより生じる L M E C と一致することから、S L T により生じる溶融亜鉛中での鋼およびその溶接継手の破壊挙動は、実際の溶融亜鉛による L M E C を再現していると考えられる。そこで、溶接構造用鋼およびその溶接継手に対して付加応力と破断時間の関係を求め、個々の鋼種における L M E C 特性を検討した。

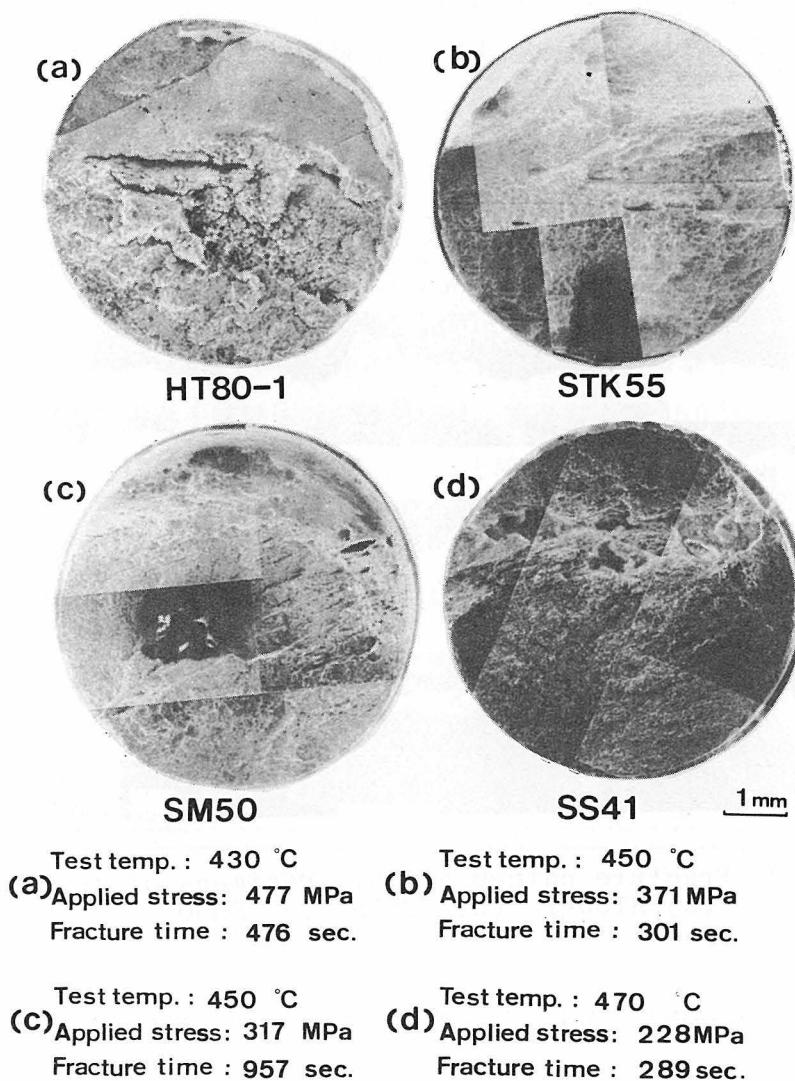


Fig. 4-8 Observation of fracture surface fractured in molten zinc
(a) HT80-1 (b) STK55 (c) SM50 (d) SS41

(a) Material :HT80-2;Base Test temp. : 430 °C Applied stress:613 MPa Fracture time :2405 sec.

(b) Material :HT80-2;Welds-1 Test temp. : 430 °C Applied stress:554 MPa Fracture time : 72 sec.

(c) Material :HT80-2;Welds-2 Test temp. : 450 °C Applied stress:470MPa Fracture time : 517 sec.

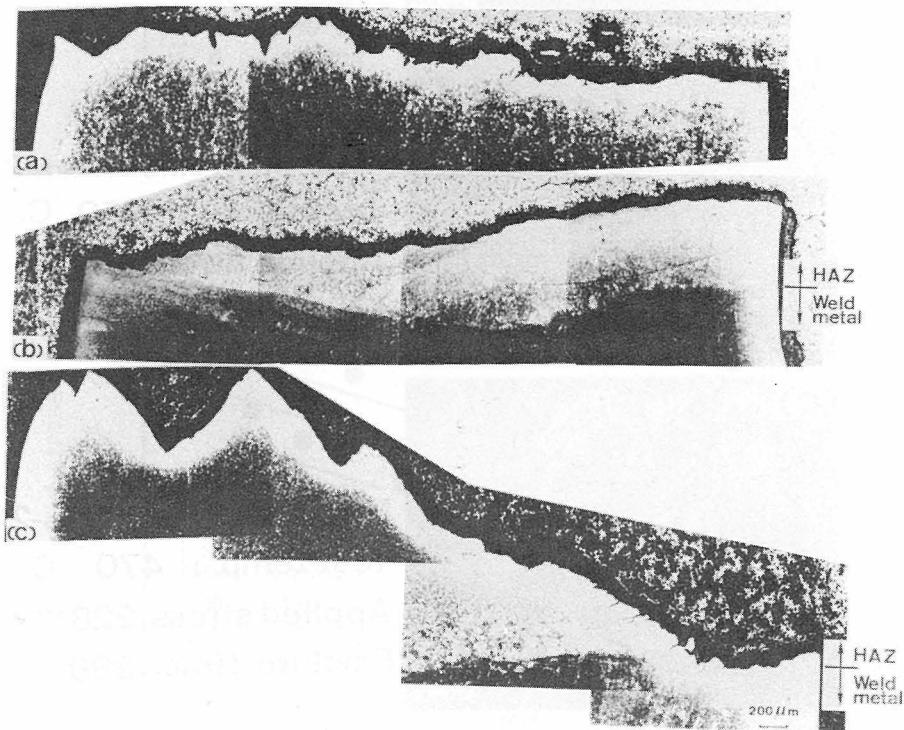
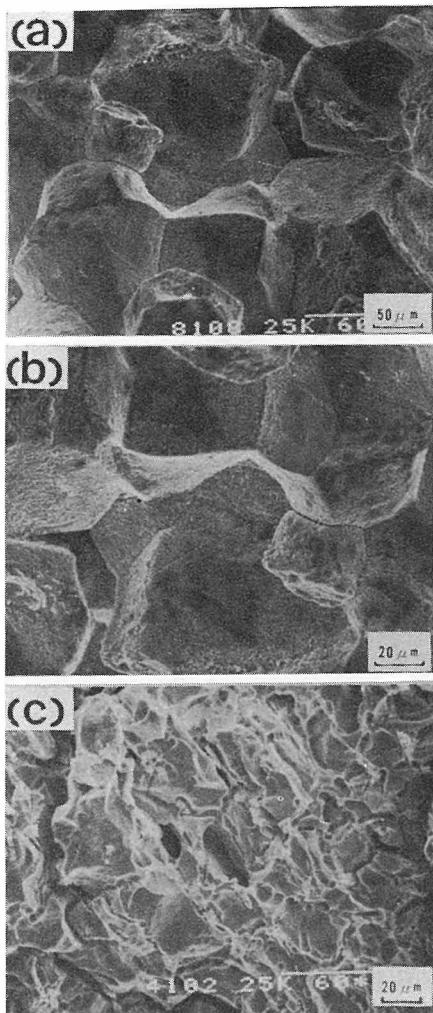


Fig. 4-9 Fracture pathes of HT80-2 at various conditions
(a) Base metal (b) Welds-1 (c) Welds-2



Material : HT80-1;Welds-2

Test temp. : 430 °C

Applied stress: 477 MPa

Fracture time : 476 sec.

Material : SM50;Welds-2

Test temp. : 450 °C

Applied stress: 317 MPa

Fracture time : 957 sec.

Material : SS41;Welds-2

Test temp. : 470 °C

Applied stress: 228 MPa

Fracture time : 289 sec.

Fig. 4-10 Fractographs of fracture surface fractured in molten zinc
(a) HT80-1 (b) SM50 (c) SS41

第4節 溶接構造用鋼およびその溶接継手のL M E C特性

4-1 軟鋼のL M E C特性

Fig.4-11に、SS41の母材、Welds-1およびWelds-2の付加応力と破断時間の関係を示す。Fig.4-11における付加応力と破断時間の関係は、前章の再現溶接部材と同様に、L M E Cが時間依存性の破壊であることを明示している。ここで付加応力と破断時間の関係を表わす特性値としての破断応力の低下の時間への依存度、すなわち、付加応力 - 破断時間の関係を示す直線の傾き (Gradient : A, $| \text{MPa}/\log(\text{sec.}) |$) を母材および溶接継手について検討すると、SS41では母材のそれは $33.3 \text{ MPa}/\log(\text{sec.})$ であり、Welds-1は、 $43.2 \text{ MPa}/\log(\text{sec.})$ 、Welds-2では、 $25.5 \text{ MPa}/\log(\text{sec.})$ であった。すなわち、破断時間に対する、破断応力の低下には、大きな差異は見られず、これは、SS41のような軟鋼の母材および溶接部は、L M E Cに対する

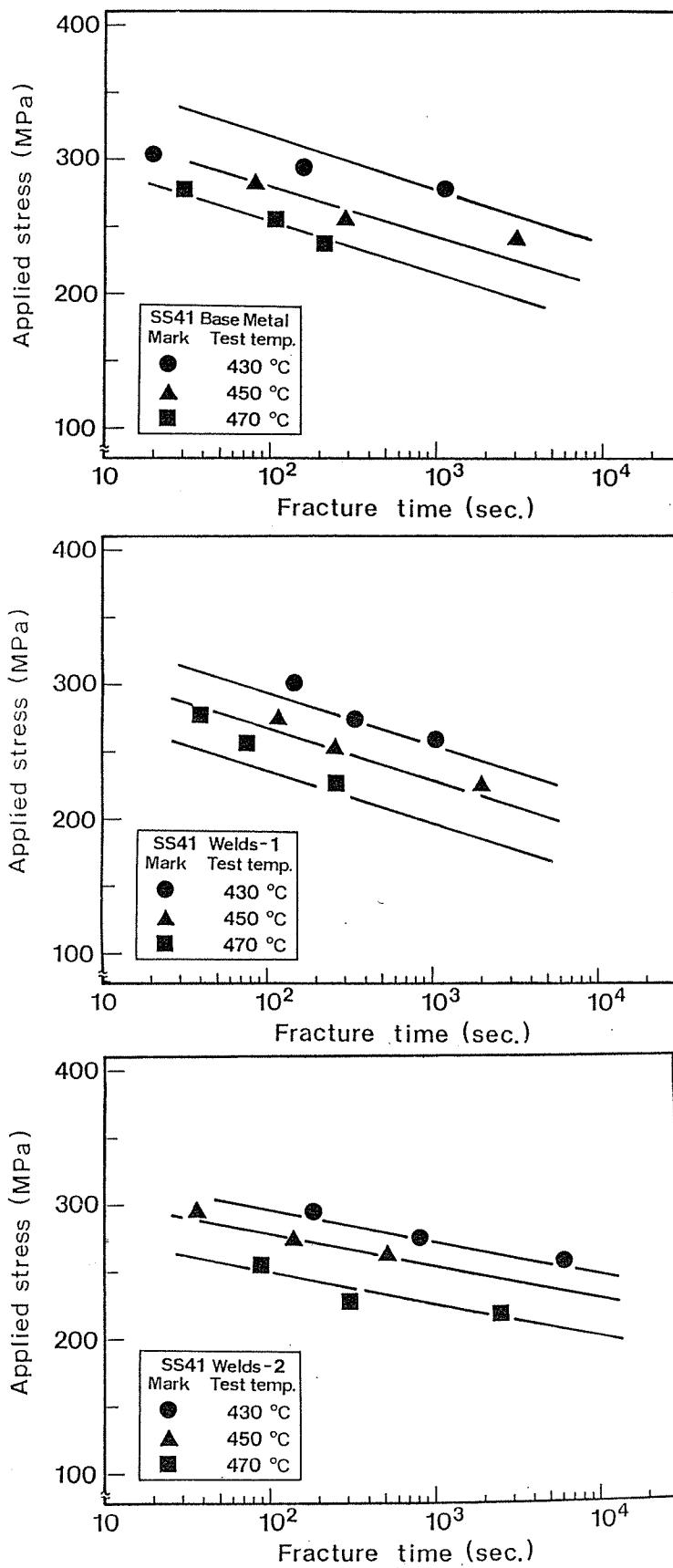


Fig. 4-11 Relation between applied stress and fracture time of SS41
(top;Base metal , middle;Welds-1 , bottom;Welds-2)

る感受性を有するものの、母材と溶接部での L M E C 特性に差がないことを示すものと考えられる。

Table 4-4 に、SS41 の母材および溶接継手の室温および 450°C における大気中の降伏応力ならびに引張強さを示し、母材についてのみ伸び、絞りを示した。450°C における引張強さ、降伏応力は、母材、溶接部ともに室温に比してほぼ 100~150 MPa 低下した。しかし母材における伸び、絞りは、室温に比して 450°C では増加しており、450°C の大気中においては、降伏応力、引張強さは低下するものの、材料の延性は、上昇することを示している。

Table 4-4 Mechanical properties of Base metal and Welds of SS41 at both room temperature and 450°C

Material	Test conditions	Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	EL. (%)	R.A. (%)
SS41 base metal	Smooth	R.T.	282	428	31.0
		450°C	230	312	50.6
SS41 welds-1	Notched	R.T.	540	651	
		450°C	457	533	
SS41 welds-2		R.T.	676	769	
		450°C	518	619	

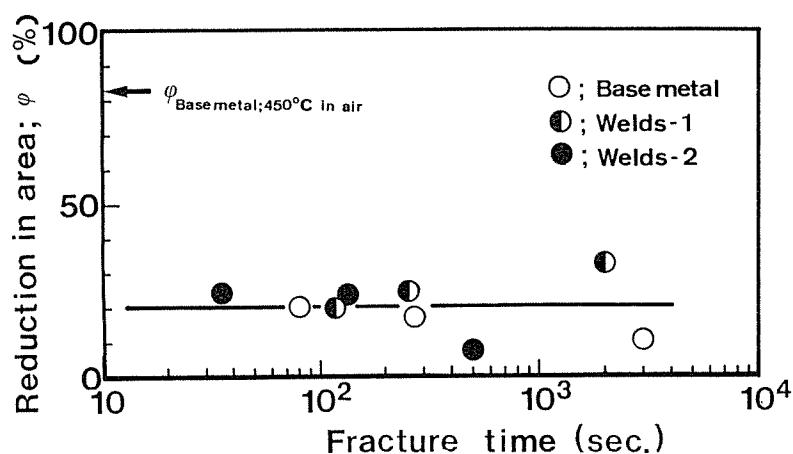


Fig. 4-12 Reduction in area of Base metal and Welds of SS41 fractured in molten zinc

Fig. 4-11 に示した付加応力と破断時間の関係における 450 °C の破断応力と Table 4-4 に示した 450 °C の引張強さ (TS) と比較すると、いずれも短時間側で大気中の TS とほぼ等しい値になるが、破断時間の増加に従って破断応力が低下する。Fig. 4-12 は、450°C における溶融亜鉛中での絞りと破断時間の関係を示したものである。溶融亜鉛中の絞りは、母材、溶接部とも、大気中での母材の絞り値 (82.6%) に比して大きく低下しており、平均 20.0% であった。また、絞り値の母材、溶接継手ならびに破断時間による差異は認められなかった。

4-2 非調質高張力鋼 (SM50 STK55) の LMEC 特性

Fig. 4-13, 14 に、SM50 および STK55 の母材、Welds-1, Welds-2 の付加応力と破断時間の関係を示した。Fig. 4-13, 14 より明らかなように SM50, STK55 の破壊はいずれも、温度と時間に依存することを示している。

Fig. 4-13 に示した SM50 の付加応力 - 破断時間の関係において、直線の傾き (Gradient : A) は、母材で 33.3 MPa / log(sec.)、Welds-1 で 31.4 MPa / log(sec.)、Welds-2 で 36.3 MPa / log(sec.) と前項の SS41 の場合と同様に、破断応力の低下の時間依存度は、母材、溶接継手ともほぼ等しいことを示している。

次に、Fig. 4-14 に示した STK55 も SM50 と同様に Gradient : A は、母材で 41.2 MPa / log(sec.)、Welds-1 で 34.3 MPa / log(sec.)、Welds-2 で 42.2 MPa / log(sec.) と SM50 に比してわずかに大きいものの、母材、溶接継手間に大きな差は見られなかった。

Table 4-5 および Table 4-6 に、SM50, STK55 の室温と 450 °C の大気中における母材および溶接継手の機械的性質を示した。450 °C における引張強さは室温より低下するものの延性が向上している結果は前項と同様である。また、付加応力 - 破断時間の関係において 450 °C, 1000 秒における破断応力を比較すると、SM50 では、母材に比して Welds-1, 2 はそれぞれ 9 MPa, 18 MPa 低下しており、また、STK55 では、52 MPa (Welds-1), 17 MPa (Welds-2) の低下が見られた。

Fig. 4-15, Fig. 4-16 にそれぞれ SM50, STK55 の溶融亜鉛中の破断絞りを示した。

Fig. 4-15 に示した SM50 の絞りは、母材の 450 °C の大気中の絞り (62.7%) に比して平均 12.2% と大きく低下し、Fig. 4-16 に示した STK55 の絞りも、大気中の 86.8% から溶融亜鉛中では 19.7% に低下した。

SM50, STK55 などの非調質高張力鋼およびその溶接継手の LMEC 特性を前項で示した SS41 のそれと比較すると、これらの鋼種間では、母材および溶接継手のもつ強度レベルがそれ異なるため破断応力は変動するけれども、破壊現象が温度・時間に依存するという基本的 LMEC 特性は同様であった。

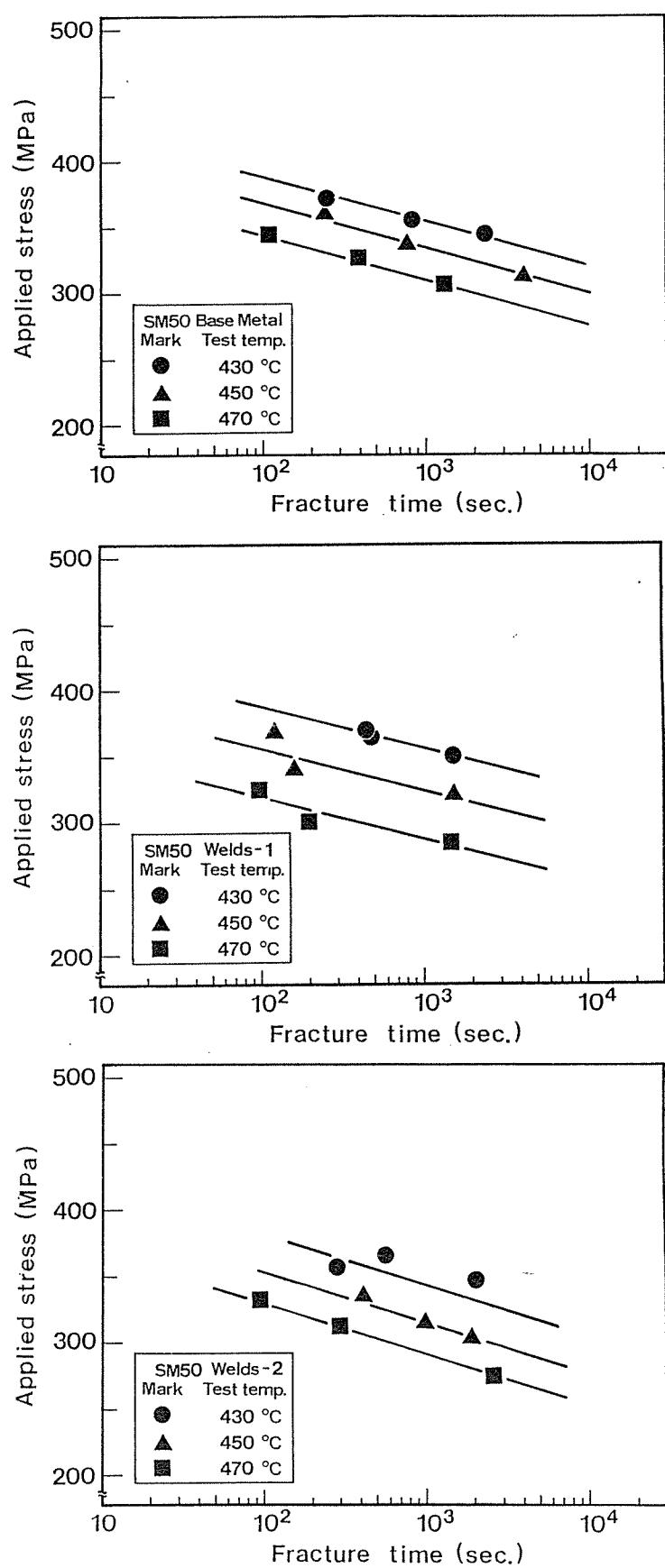


Fig. 4-13 Relation between applied stress and fracture time of SM50
(top;Base metal , middle;Welds-1 , bottom;Welds-2)

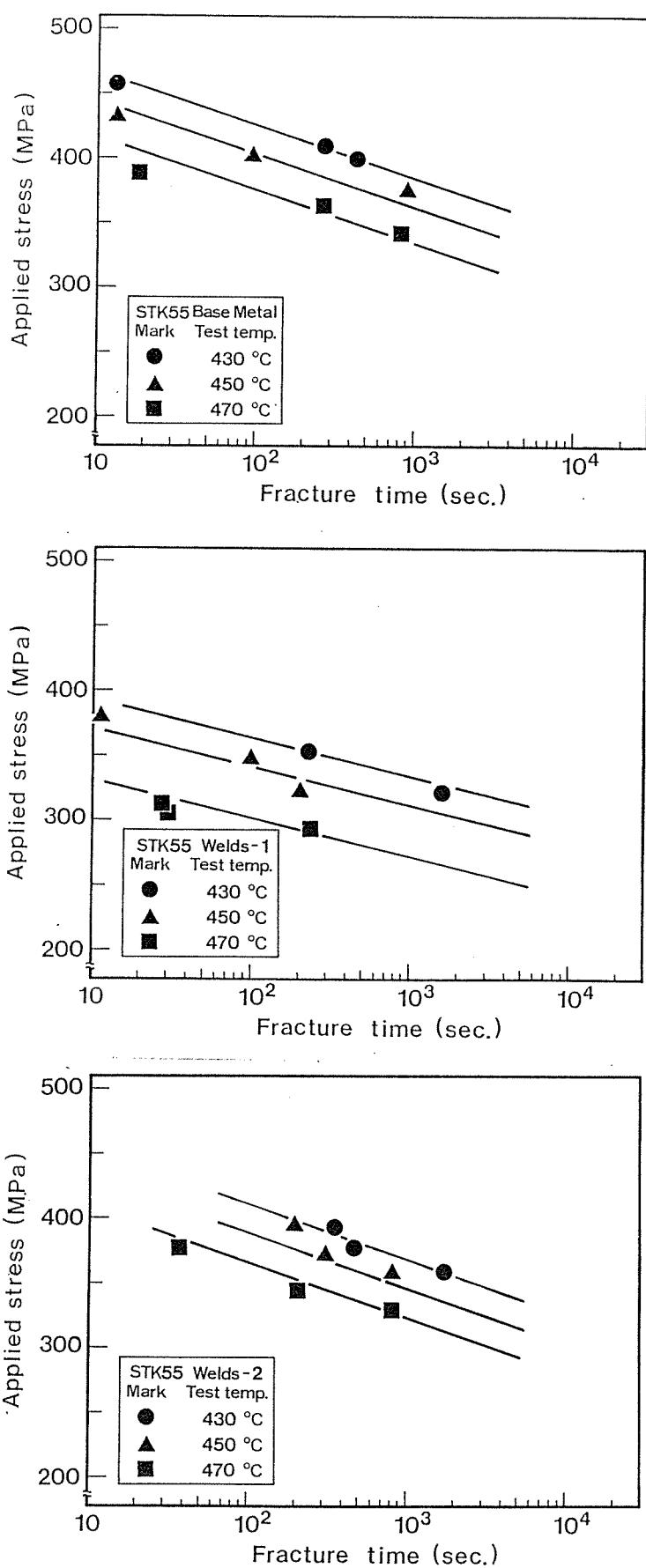


Fig. 4-14 Relation between applied stress and fracture time of STK55 (top;Base metal , middle;Welds-1 , bottom;Welds-2)

Table 4-5 Mechanical properties of Base metal and Welds of SM50 at both room temperature and 450°C

Material	Test conditions		Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	EL. (%)	R.A. (%)
SM50 base metal	Smooth	R.T.	399	537	30.0	52.6
		450°C	295	420	47.2	62.7
SM50 welds-1	Notched	R.T.	689	834		
		450°C	541	662		
SM50 welds-2		R.T.	668	1046		
		450°C	755	788		

Table 4-6 Mechanical properties of Base metal and Welds of STK55 at both room temperature and 450°C

Material	Test conditions		Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	EL. (%)	R.A. (%)
STK55 base metal	Smooth	R.T.	502	583	20.2	72.6
		450°C	303	434	45.0	86.8
STK55 welds-1	Notched	R.T.	797	944		
		450°C	594	713		
STK55 welds-2		R.T.	962	1086		
		450°C	725	800		

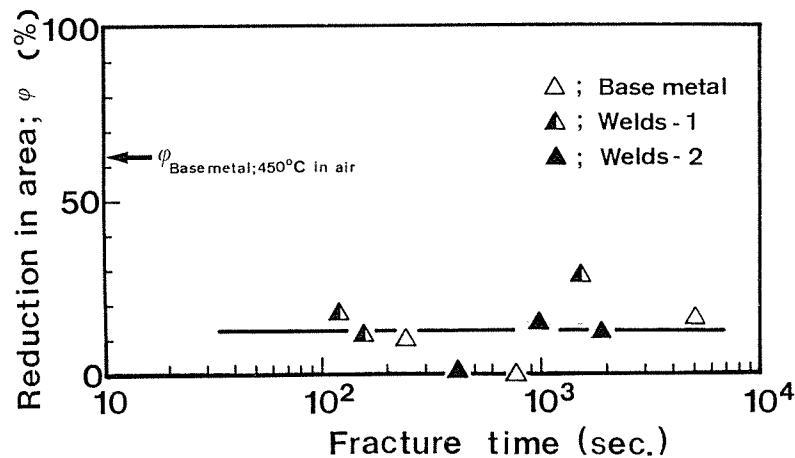


Fig. 4-15 Reduction in area of Base metal and Welds of SM50 fractured in molten zinc

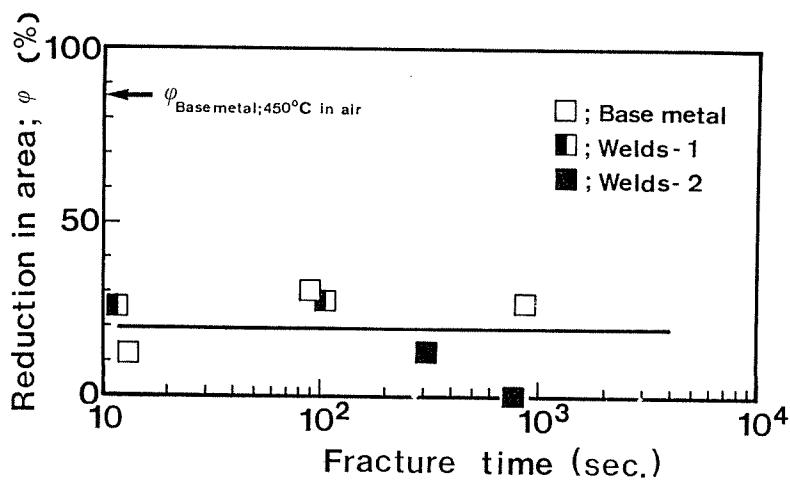


Fig. 4-16 Reduction in area of Base metal and Welds of STK55 fractured in molten zinc

4-3 調質高張力鋼(HT80)のLMEC特性

Fig. 4-17 に HT80-1 の、また、Fig. 4-18 に HT80-2 の付加応力と破断時間の関係を示した。

HT80-1, 2 いずれも、温度および時間に依存する破壊を示すのは、軟鋼および非調質高張力鋼の場合と同様であった。

Fig. 4-17 に示した HT80-1 の LMEC 特性としての Gradient: A は、母材が $49.1 \text{ MPa}/\log(\text{sec.})$ 、Welds-1 は $36.3 \text{ MPa}/\log(\text{sec.})$ であり、軟鋼および非調質高張力鋼と大きな差は見られないが、Welds-2 では $176.6 \text{ MPa}/\log(\text{sec.})$ と破断応力の低下の時間依存度は、非常に大きい値を示した。

Table 4-7 に、HT80-1 の母材および溶接継手の室温と 450°C の大気中における機械的性質を示した。

Table 4-7 と Fig. 4-17 に示した付加応力と破断時間の関係を比較すると、450°C での溶融亜鉛中の破断応力は、大気中に比して低い応力で破断した。

Fig. 4-19 は、450°C での HT80-1 の絞りを示し、450°C の母材の大気中での絞り 81.5% に比して、Fig. 4-19 溶融亜鉛中では、10.5% と低下している。

また、Fig. 4-17 における、母材、溶接継手についての 450°C 、1000 秒での破断応力を比較すると母材に比して Welds-1 では 54 MPa 、Welds-2 では 166 MPa の破断応力低下が認められた。

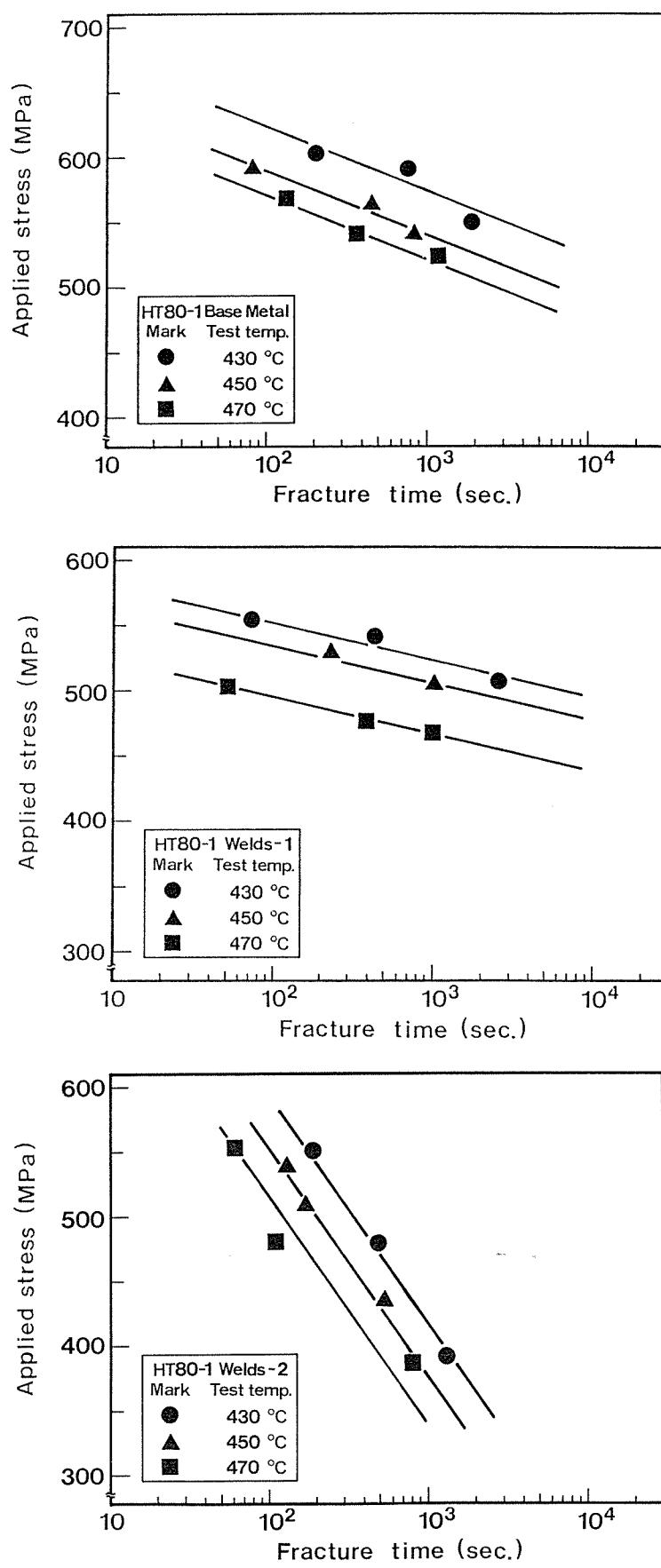


Fig. 4-17 Relation between applied stress and fracture time of HT80-1 (top;Base metal , middle;Welds-1 , bottom;Welds-2)

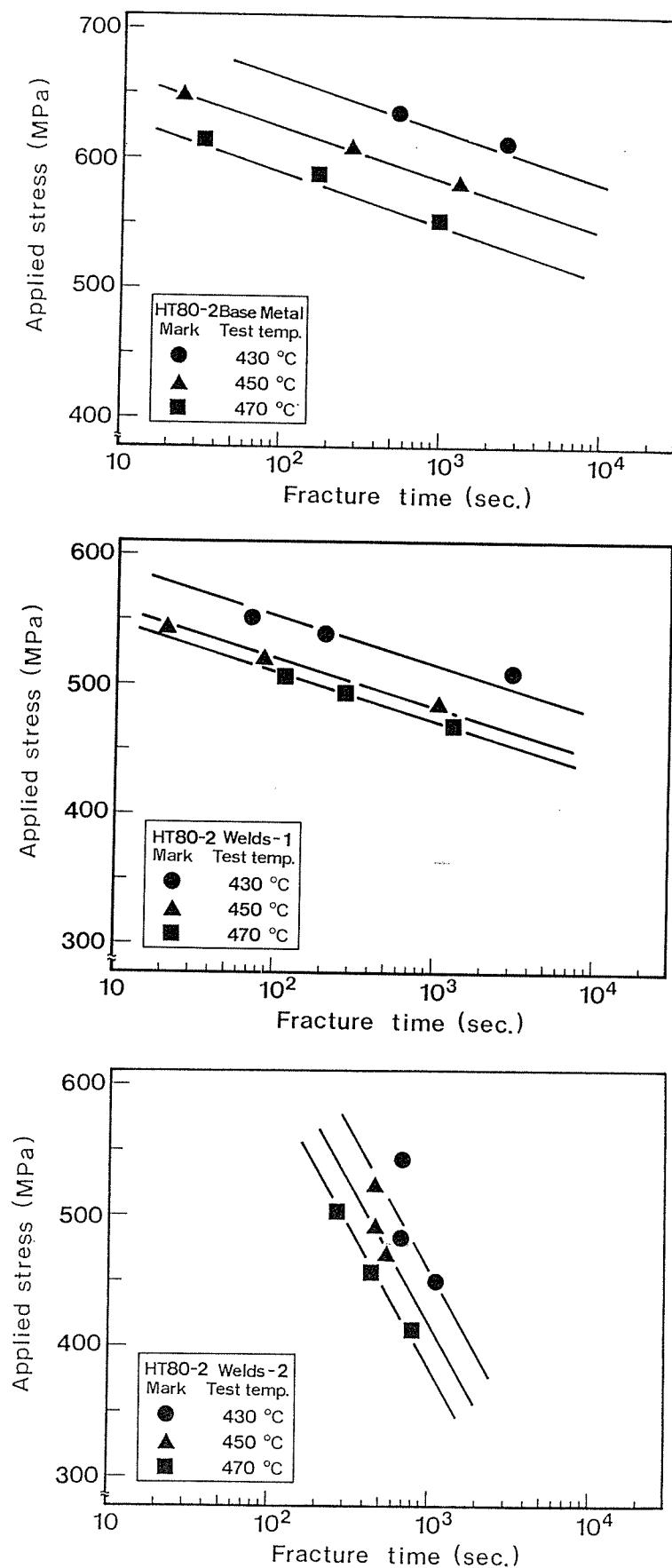


Fig. 4-18 Relation between applied stress and fracture time of HT80-2 (top;Base metal , middle;Welds-1 , bottom;Welds-2)

Table 4-7 Mechanical properties of Base metal and Welds of HT80-1 at both room temperature and 450°C

Material	Test conditions	Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	EL. (%)	R.A. (%)
HT80-1 base metal	Smooth R.T.	739	796	14.4	68.3
	450°C	606	640	35.3	81.5
HT80-1 welds-1	Notched R.T.	838	1118		
	450°C	756	994		
HT80-1 welds-2	Notched R.T.	943	1304		
	450°C	862	1128		

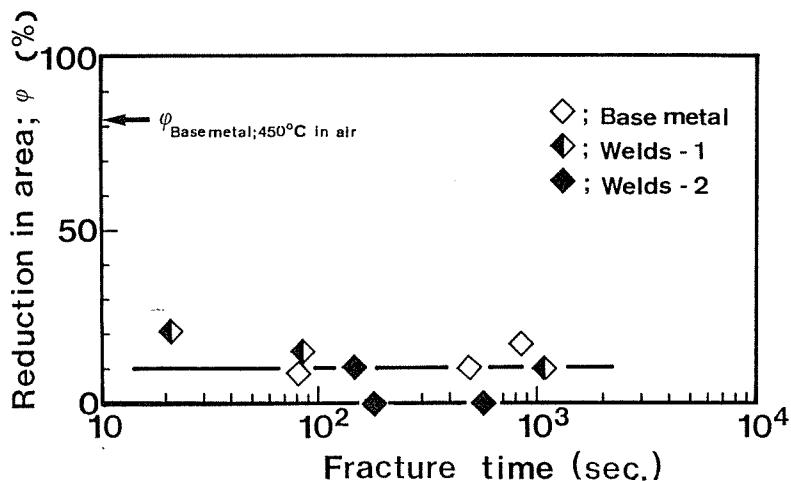


Fig. 4-19 Reduction in area of Base metal and Welds of HT80-1 fractured in molten zinc

Table 4-8 Mechanical properties of Base metal and Welds of HT80-2 at both room temperature and 450°C

Material	Test conditions	Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	EL. (%)	R.A. (%)
HT80-2 base metal	Smooth R.T.	807	849	15.1	64.3
	450°C	535	628	25.6	78.6
HT80-2 welds-1	Notched R.T.	968	1161		
	450°C	882	1004		
HT80-2 welds-2	Notched R.T.	922	1323		
	450°C	826	1154		

Fig. 4-18 に示した HT 80-2においては、Gradient : A は母材が $39.2 \text{ MPa}/\log(\text{sec.})$ 、Welds-2 で $28.4 \text{ MPa}/\log(\text{sec.})$ 、Welds-2 では $215.8 \text{ MPa}/\log(\text{sec.})$ となり、HT 80-1 と同様の傾向を示した。

Table 4-8 に、室温および 450°C での機械的性質を示す。Table 4-8 に示した値と、Fig. 4-18 に示した付加応力 - 破断時間の関係の間にも HT 80-1 の場合と同様の傾向が認められた。また、Fig. 4-20 は 450°C における HT 80-2 の絞りを示し、大気中の母材の 78.6 % から、溶融亜鉛中では 13.6 % と著しく低下した。

以上のように調質高張力鋼の L M E C 特性についても検討を行ない、母材に比して Welds-1, 2 ともその破断応力は低下し、また、Welds-2 は HT 80-1, 2 とも破断応力低下の時間依存度が非常に大きいことが明らかとなった。

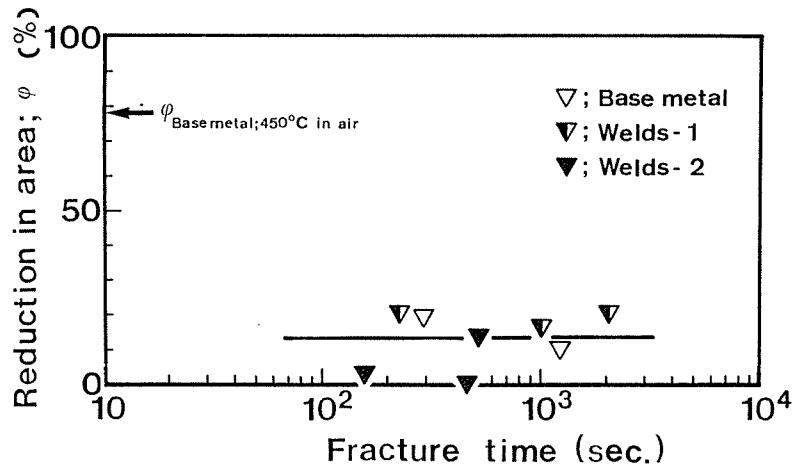


Fig. 4-20 Reduction in area of Base metal and Welds of HT80-2 fractured in molten zinc

第 5 節 溶接構造用鋼およびその溶接継手の L M E C 感受性の検討

前節においては、溶接構造用鋼およびその溶接継手の各鋼種内の L M E C 特性を検討した。本節においては、これら溶接構造用鋼の母材および溶接継手の L M E C 感受性におよぼす硬さの影響について検討することにする。

市販の溶接構造用鋼およびその溶接継手の L M E C 感受性評価を行なうに際し、用いる破断応力 σ_F は、各供試材における 450°C 、1000秒の値を用いるものとした。これは、 450°C は亜鉛めっきにおいて最も頻繁に使用される温度であり、また、亜鉛めっき時間も 1000 秒を超える

ことは、非常に希なことによる²⁾。

LMEC感受性のパラメータとしては、上述の、 $\sigma_F: 450^{\circ}\text{C}, 1000\text{ sec}$ を室温における各供試材の母材の降伏応力($\sigma_{yB:R.T.}$)で除した値($\sigma_F/\sigma_{yB:R.T.}$: LZyと略す)を用いることにした。

LMEC感受性のパラメータとして第3章においては、供試材各々の室温での降伏応力で、破断時間1000秒の破断応力を除した。しかし、実溶接継手のLMEC感受性の検討には、各供試材の母材の降伏応力を用いた。これは、第2章で明らかにしたように、鋼のLMECは、初期残留応力の影響を受けることから、溶接継手に働く初期最大残留応力を母材の降伏応力と仮定^{30) 31)}したためである。

Fig. 4-21 に LZy と硬さの関係を示した。LZy は、硬さの増加とともに低下しており、これは LMEC 感受性が硬さの増加により上昇することを示しており、第3章にて再現溶接部を用いて示した Fig. 3-25 と同様に、実溶接継手の LMEC 感受性が硬さ（実溶接部では Hv max.）の影響により上昇することが明らかとなった。

Fig. 4-21 の本研究における実溶接継手および母材の LZy と硬さの関係は、次式のように表わすことができた。

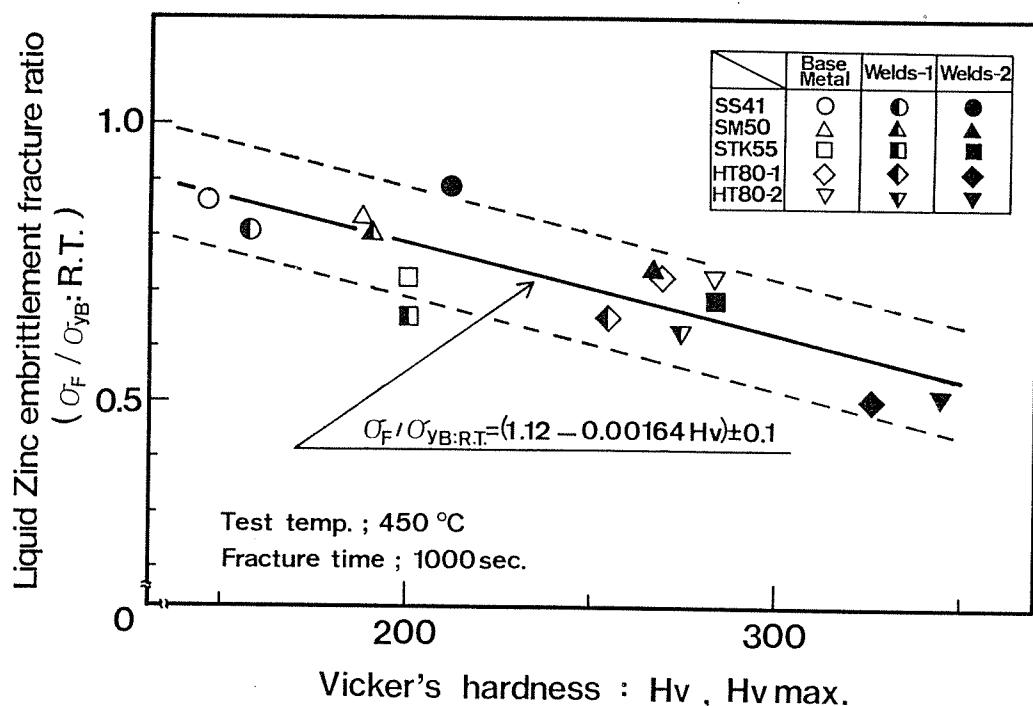


Fig. 4-21 Effect of hardness on LMEC sensitivity

$$L Z y = (\sigma_F / \sigma_{yB:R.T.}) = (1.12 - 0.00164 Hv) \pm 0.1 \dots\dots (4-1)$$

$$\left[\begin{array}{l} \text{適用範囲} \quad 146 \leq Hv, Hv \max. \leq 344 \\ 282 \text{ MPa} \leq \sigma_{yB:R.T.} \leq 807 \text{ MPa} \end{array} \right]$$

以上のように、第3章に示した再現溶接部のみならず、実際の溶接継手においてもLMEC感受性が硬さの影響を受けることが明らかとなったことは、次章において検討する。溶接構造物のLMEC防止施工条件の選定に対しても、硬さをその検討因子として差支えないことを示していると考えられる。

第6節 結 言

市販の溶接構造用鋼およびその溶接継手に対して、溶融亜鉛中にて定荷重引張試験を行なうことにより、これら鋼種のLMEC特性およびLMECに影響を与える因子としての硬さが、LMEC感受性におよぼす影響について検討を行なった。得られた結果を以下に示す。

- 1) 溶融亜鉛中の鋼の溶接継手の破断形態は、HAZ粗粒域を伝播する粒界破壊であり、実際の溶接構造物の亜鉛めっき時に発生するLMECと一致した。
- 2) 溶接構造用鋼およびその溶接継手のLMEC特性は、
 - ① 軟鋼では、母材、溶接継手とも時間依存性の破断を示し、LMECに対する感受性を有するものの溶接継手の破断応力は、母材とほぼ等しかった。
 - ② 非調質高張力鋼(SM50, STK55)では、いずれも溶接継手は、母材に比して破断応力は、低下するが供試材ごとの破断応力の低下の時間依存性に有意差は見られなかった。
 - ③ 調質高張力鋼(HT80)は、HAZの硬化により、破断応力低下の時間依存度が急激に上昇する傾向を示した。
- 3) 母材および溶接継手のLMEC感受性評価のパラメータとして $L Z y = \sigma_F / \sigma_{yB:R.T.}$ を適用し、LMEC感受性は $L Z y$ と硬さの関係により評価し得ることを明らかにした。また、その関係は、(4-1)式で表わすことができた。
- 4) 実溶接継手のLMEC感受性も再現溶接部と同様に硬さの影響を受け、硬さの増加により、LMEC感受性が上昇する結果が得られた。

第5章 溶融亜鉛めっきによる溶接鋼構造物 のLMECにおよぼす施工条件の影 響と防止条件の選定

第1節 緒 言

著者はすでに、第2章において、亜鉛めっき時に発生するLMECの応力条件として、亜鉛めっき前の初期残留応力の影響を明らかにした。

次いで、第3章、第4章において、溶融亜鉛中の定荷重引張試験を行なうことにより再現溶接部材ならびに市販の溶接構造用鋼およびその溶接継手でのLMECの破壊挙動を明らかにし、かつ、破壊過程をも検討した。またLMECに影響をおよぼす金属学的因子として、HAZの硬さ、結晶粒径に注目し、その影響を、検討した結果、LMEC感受性は、本実験の範囲内においては、ほぼ硬さのみにより影響を受けることをも明らかにした。

しかしながら、LMEC防止条件を検討する際には、使用鋼材、溶接継手の形状および溶接施工方法に対してLMEC感受性を評価する簡便な方法、とりわけ自拘束型試験片を用いる試験方法が必要であると考えられる。また、溶接部のLMECに対して自拘束型試験片を用いた研究例としては、拘束継手試験片を用いた結果が報告¹⁰⁾¹¹⁾⁴⁷⁾されているが、方法的に十分に確立されたとは、いいがたいのが現状である。

そこで、本研究においては、LMEC感受性を評価するための自拘束型試験片として斜めY形溶接割れ試験片（以下斜めY試片）を用いることを提案し、市販の溶接構造用鋼を種々の予熱・冷却条件で溶接施工を行なった後、亜鉛めっきを施し、斜めY試片のLMECの発生状況を検討することにより、亜鉛めっきを施す鋼構造物の施工条件とLMECの関係を把握し、さらに、本研究の主目的である大型送電用鋼管鉄塔に発生する亜鉛めっきによる钢管材のLMECに対する防止施工条件についても検討することにした。

第2節 供試材料ならびに実験方法

2-1 供試材料

Table 5-1 は、実験に用いた供試材料の化学組成、機械的性質を示し、炭素当量（Ceq. (WES)）ならびに溶接低温割れ感受性組成（P_{CM}）をも併記した。供試材料として、斜めY試片の継手拘束度を変化させるため板厚 18、19 mm（以下 h = 19 mm）および 9 mm（以下 h = 9 mm）の市販の溶接構造用鋼である軟鋼（SS 41），非調質高張力鋼（SM 50, STK 55），調質高張力鋼（SM 58, HT 80）を用いた。なお、送電用钢管鉄塔の主柱材に用いられ亜鉛めっきによりLMECの発生ひん度の高いSTK 55については、炭素当量の異なる板厚 18 mm の 5 鋼種を用いた。

供試材料の母材の組織を Fig. 5-1 に示す。Fig. 5-1 に示すように、母材の組織は、 $h = 19 \text{ mm}$ 、 $h = 9 \text{ mm}$ を問わず SS41, SM50, STK55-1 は、フェライト・パーライト組織であり、SM58, HT80 はいずれも焼もどしマルテンサイト組織であった。なお、STK55-2 ~ STK55-5 も STK55-1 と同様にフェライト・パーライト組織であった。

Table 5-1 Chemical compositions(wt%) and mechanical properties of materials used

Materials	h mm	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Mo	Nb	Ceq.	PCM	T.S. MPa	Y.P. MPa	EI. %
													%	%			
SS41	19	0.17	0.26	0.58	0.012	0.012	0.02	0.02	0.02	Tr.	0.003	0.01	0.28	0.210	428	282	31.0
SM50	19	0.16	0.42	1.33	0.034	0.016	0.05	0.02	0.04	Tr.	0.005	0.01	0.41	0.245	537	399	30.0
STK55-1	18	0.15	0.26	1.35	0.021	0.002	Tr.	0.01	0.01	0.040	0.003	0.03	0.39	0.231	583	502	20.2
STK55-2	18	0.09	0.24	1.38	0.016	0.006	0.02	0.04	0.03	Tr.	Tr.	0.03	0.34	0.170	562	483	18.3
STK55-3	18	0.17	0.35	1.31	0.014	0.010	Tr.	0.02	0.02	Tr.	Tr.	Tr.	0.41	0.249	654	585	23.9
STK55-4	18	0.11	0.33	1.60	0.014	0.003	0.01	Tr.	Tr.	Tr.	0.190	0.03	0.44	0.214	652	483	38.6
STK55-5	18	0.12	0.27	1.16	0.017	0.006	0.01	Tr.	Tr.	0.031	Tr.	0.02	0.33	1.191	540	431	49.4
HT80-1	19	0.14	0.23	0.85	0.017	0.002	0.17	0.02	0.37	0.043	0.320	0.01	0.45	0.243	796	739	14.4
HT80-2	19	0.11	0.26	0.91	0.014	0.008	0.23	0.04	0.80	0.048	0.355	0.01	0.53	0.245	849	807	15.1
SS41	9	0.16	0.05	0.61	0.012	0.017	0.03	0.02	0.02	Tr.	0.001	0.01	0.27	0.195	406	277	30.1
SM50	9	0.16	0.41	1.31	0.029	0.016	0.06	0.02	0.03	0.003	0.005	0.01	0.40	0.244	550	378	23.1
STK55	9	0.12	0.25	1.31	0.023	0.008	Tr.	0.01	0.01	Tr.	0.004	0.04	0.35	0.195	594	549	21.0
SM58	9	0.13	0.34	1.32	0.010	0.005	0.01	0.12	0.02	0.042	0.059	0.01	0.39	0.219	626	541	17.0
HT80	9	0.15	0.25	0.88	0.019	0.002	0.20	0.05	0.41	0.045	0.344	0.01	0.48	0.261	829	776	11.6

h; plate thickness

$$Ceq. = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$$

$$PCM = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$$

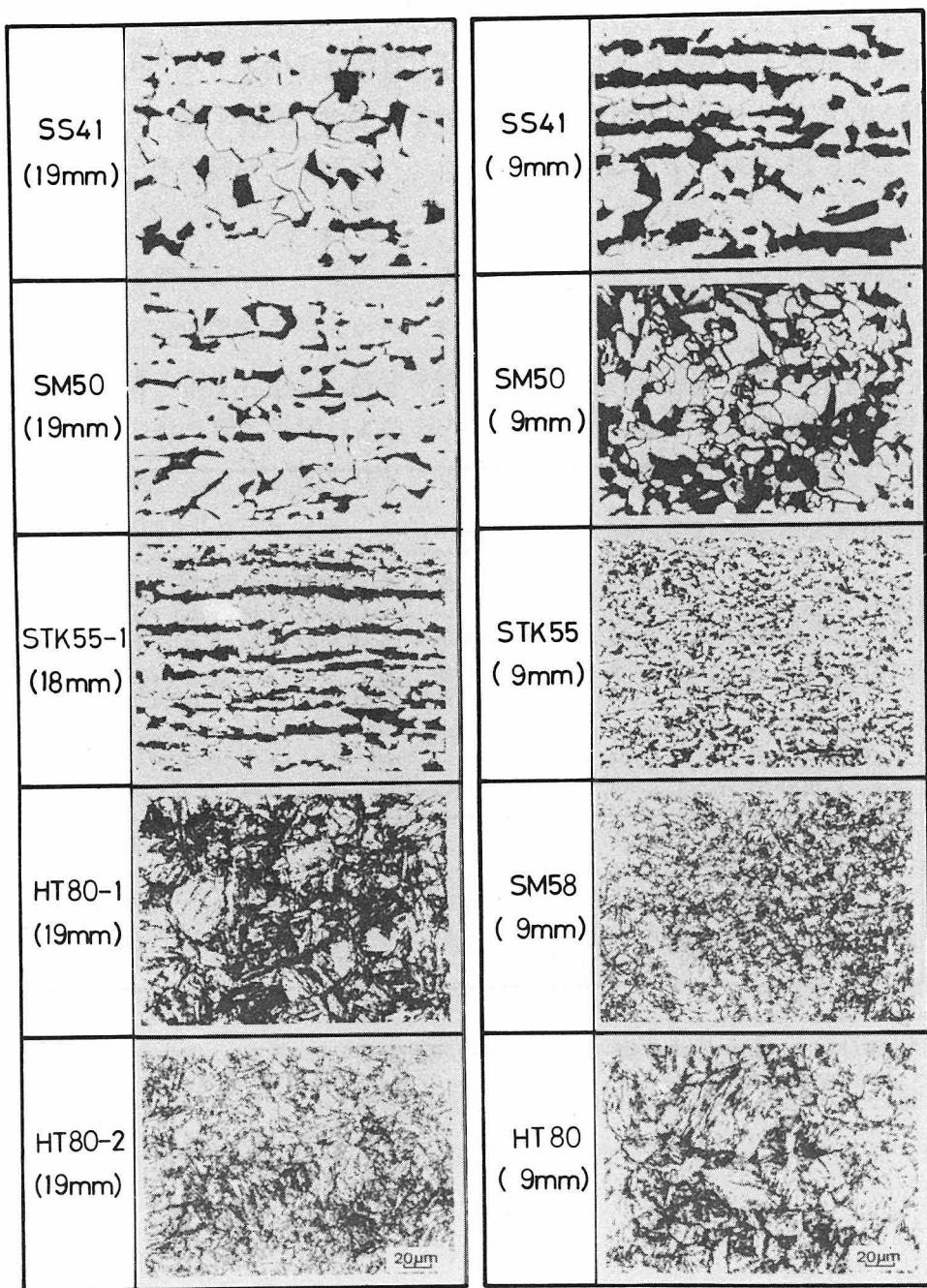


Fig. 5-1 Microstructures of base metal used

2 - 2 実験方法

斜めY試片の試験片形状は、Fig. 5-2に示すJIS規格⁴⁸⁾に準じた形状とし、組立拘束溶接を行なうことにより所定の寸法・形状に仕上げて実験に供した。

試験溶接部の溶接方法は、被覆アーク溶接とし、供試材料の強度レベルと同レベルの溶接棒を用いた。なお、溶接棒は、SS 41のみイルミナイト系、他の供試材は、すべて低水素系とし、棒径は4mmを用いた。イルミナイト系溶接棒は100°Cにて1時間、低水素系の溶接棒は350°Cにて1時間の乾燥⁴⁹⁾を行なった後、実験に供するものとした。Table 5-2に用いた溶接条件を示す。溶接条件は、供試材料、板厚によらずTable

5-2に示す溶接条件を用いることとした。

溶接入熱量を12kJ/cmとしたのは、第1章にも示したように、送電用鋼管鉄塔の溶接に際しての最少入熱量であり、この入熱量による溶接部の硬さが送電用鋼管鉄塔に発生するLMECに対して最も厳しい条件となることによる。

さらに、HAZの硬さがLMECに及ぼす影響を検討するため、予熱(50°C~350°C)および溶接後の冷却条件の選択(強制空冷、銅板冷却、水冷)を行なった。

なお、300°C以下の予熱はガスバーナーにより行ない、試験片の開先裏面より加熱し、開先にて温度測定を行なった。300°C以上の予熱は炉内で行ない、炉より取出した後ただちに試験溶接を行なった。亜鉛めっき前の溶接低温割れの有無の確認は、設定した溶接施工条件にて試験溶接を行ない、試験溶接後48時間以上経過⁵⁰⁾ののち、試験溶接部5断面について溶接低温割れ発生を検査した。

上記方法にて溶接低温割れの発生しなかった溶接施工条件で試験溶接を実施した後、亜鉛めっきを施した。なお、亜鉛めっきを施す試験片については、亜鉛めっき前に表面割れのみについて染色浸透探傷検査で検査を行ない、表面割れの生じなかった試験片のみ亜鉛めっきを実施するものとした。

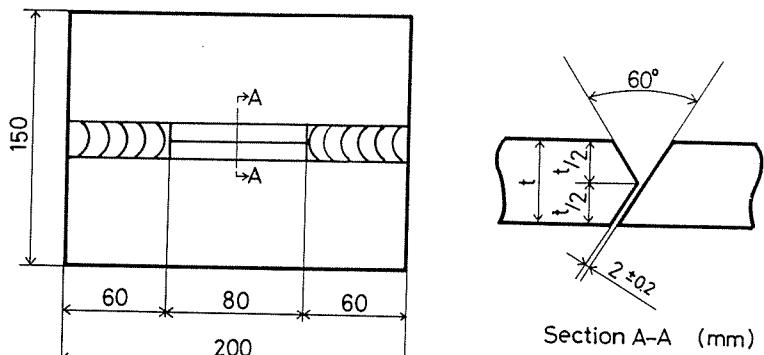


Fig. 5-2 Shapes and dimensions of Y-Groove Cracking Test specimen

Table 5-2 Welding conditions employed for test welds

Material	Plate thickness (mm)	Electrode	Welding current (A)	Welding voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Heat input (J/cm)
SS 41	9 & 19	D4301	165	25	20.5	12000
SM50	9 & 19	D5016				
STK55	9 & 18	D5016				
SM58	9	D5816				
HT80	9 & 19	D8016				

Table 5-3 Galvanizing conditions and chemical compositions(wt%) of molten zinc employed for galvanizing of Y-Groove Cracking Test specimens

Process	Composition	Temperature (°C)	Time (min.)
Degreasing	Alkali cleaner	65~75	30
Pickling	9~20 % H ₂ SO ₄ Fe ²⁺ 0~6 (w/v)%	50~60	30
Fluxing	ZnCl ₂ : NH ₄ Cl = 1 : 3 d = 1.150~1.160 PH = 4.8~5.5	>40	10
Galvanizing	> 98.5 % Zn molten Zinc	450 ± 3	6
Cooling	Water	60~70	1

Zn	Fe	Pb	Cd	Al
98.69	0.035	1.180	0.090	0.003

Table 5-3に、亜鉛めっき条件ならびに溶融亜鉛浴の化学組成を示した。亜鉛めっき条件は、通常の亜鉛めっき工程における脱脂→酸洗→フラックス処理の前処理工程を経て溶融亜鉛浴中へ浸漬するものとした。亜鉛浴温度は、亜鉛めっきで最もよく使用される温度である450 °Cとし、亜鉛浴中への浸漬時間は360秒とした。

亜鉛めっき後、試験片の試験溶接部5断面に対して、LMEC発生の有無の観察を行ない、割れ発生が確認された試験片については、断面割れ率（以下割れ率）の算定を行なった。断面割れ率算定の模式図をFig. 5-3に示す。また、HAZの最高硬さ(Hv max.)は、亜鉛めっき前後において硬さ変化が見られない(Fig. 5-4)ことより亜鉛めっき後の値を探るものとし

た。また、 H_v max. の測定位置は Fig. 5-4 に示した破線上とした。

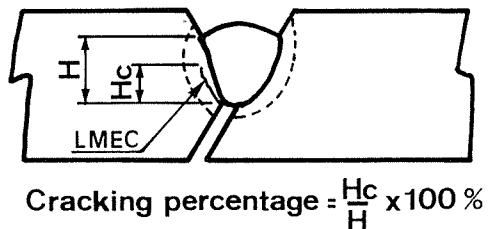


Fig. 5-3 Schematic illustration of calculation for cracking percentage at cross section

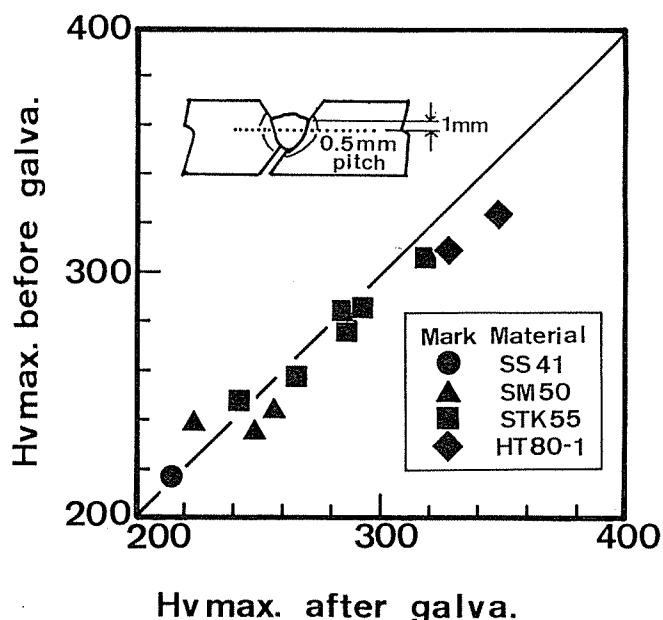


Fig. 5-4 Comparison of H_v max. before galvanizing with H_v max. after galvanizing

第3節 鋼構造物のLMEC防止施工条件の評価に対する斜めY形溶接割れ試験片の適用性

斜めY試片は、主として、溶接割れ（溶接金属、HAZの低温割れおよび高温割れ）に対して、使用鋼材、溶接材料ならびに溶接施工条件を評価する自拘束型試験片として用いられ、その詳細は、JIS-Z-3158(1966)に「斜めY形溶接割れ試験方法」^{48) 50)}として規定されて

いる。

さらに、斜めY試験片を用いた溶接割れに関する研究は、非常に多く、斜めY試験片に発生する溶接割れに関して金属学的特性、力学的特性は種々検討^{51) 52)}されており、使用鋼種に対する溶接割れ防止条件も明らかにされている。

一方、LMECは、第1章に示したように、溶接割れ低温割れの生じない条件で溶接施工を行なった鋼構造物に対して発生しており、LMECに対する施工条件を評価する際に自拘束型試験片を用いる場合、まず第一に、溶接低温割れを生じない条件が明らかにされていることが採否の争点となる。

前述のように、斜めY形溶接割れ試験方法においては、このような溶接低温割れ防止条件が明らかにされており、また試験片の板厚を変化させることにより、容易に継手の拘束度を変化でき、LMEC防止施工条件を評価する上で、簡便かつ非常に有効であると考えられる。

次いで、第2章において明らかにしたように、溶融亜鉛によるLMECの発生は残留応力の影響を受ける。しかし、亜鉛めっきを施す溶接鋼構造物において溶接継手のすべてにわたって残留応力を制御することは、非常に困難であり、焼純・ピーニングなどの残留応力緩和法を用いることも、実施工を考慮すると現実的でない。そこで、亜鉛めっきを施す溶接鋼構造物については、残留応力を発生させる要因である継手拘束度を、適用板厚範囲で最安全側において、防止

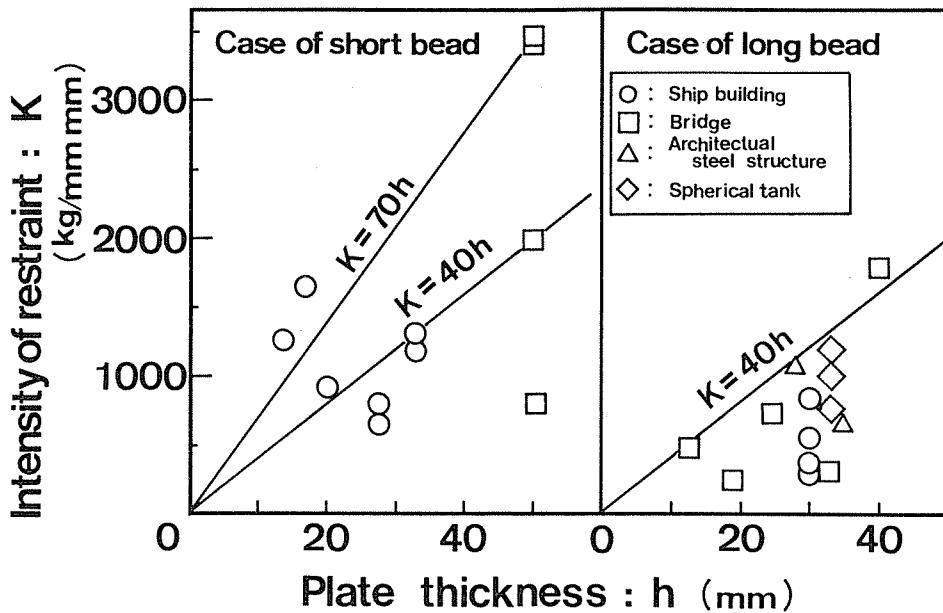


Fig. 5-5 Relation between intensity of restraint and plate thickness of actual welded steel structures (after JSSC⁵¹⁾)

条件を検討する必要があると考えられる。

Fig. 5-5は、実際の鋼構造物における溶接継手の拘束度と板厚の関係⁵¹⁾を示し、溶接長の短い場合で拘束度は、板厚の70倍、長い場合で40倍という結果が得られており、斜めY試片の継手拘束度である板厚の70倍は、実構造物の拘束度としてLMEC防止施工条件を検討する場合、最安全側にあると判断して差支えないと考えられる。

以上述べたように、溶接鋼構造物における亜鉛めっきにより発生するLMECにおよぼす施工条件の影響の検討ならびに防止条件の選定に対し、斜めY試片を用いることは、まず応力状態としては、必要条件を満足しているものと考えられる。

さらに、Table 5-4に、本研究における $h = 19\text{ mm}$ および $h = 9\text{ mm}$ の各供試材料における予熱・冷却条件ならびに、その結果得られた、HAZ最高硬さ($H_V \text{ max.}$)および亜鉛めっき後の試験溶接部5断面観察による割れ率を併記した。

Table 5-4(a)は、 $h = 19\text{ mm}$ の結果を示し、SS41、STK55-1, 5にはLMECが発生せず、SM50、STK55-2, 3, 4 HT80-1, 2でLMECが発生した。Table 5-4(b)は、 $h = 9\text{ mm}$ の結果を示し、SM50, HT80のみにLMECが発生した。

Table 5-4から明らかなように、 $h = 19\text{ mm}$ では、 $H_V \text{ max.} < 269$ にて、LMECの発生は認められなかった。また、 $h = 9\text{ mm}$ では、 $H_V \text{ max.} < 309$ にて、LMECは発生しておらず、 $H_V \text{ max.} = 341$ で割れ率は100%となっており、 $H_V \text{ max.}$ の増加に従って割れ率が増加する傾向は、 $h = 19\text{ mm}$ と同様であるが、 $h = 19\text{ mm}$ に比して、高 $H_V \text{ max.}$ 側にLMECの発生点が移動している。これは、先に述べたように斜めY試片の板厚差による継手拘束度⁵¹⁾の差によるものであると考えられる。

Fig. 5-6は、Table 5-4に示した割れ率と $H_V \text{ max.}$ の関係を板厚別に示したものである。

このように、斜めY試片に発生するLMECは、硬さおよび試験片の板厚差すなわち、継手拘束度の影響を顕著に受けることが明らかとなった。

なお、Fig. 5-7に $h = 19\text{ mm}$ におけるSM50(Fig. 5-7(a))およびHT80-1(Fig. 5-7(b))の斜めY試片で発生したLMECの破断経路を示した。割れは、トウ又はルートに発生しており、HAZ粗粒域を伝播する特徴が認められた。また、割れの内部には、亜鉛の存在が認められた。さらに、主割れは、多くの2次割れ(たとえば、Fig. 5-7(a)(b)中、矢印部)を伴なっており、これらの2次割れの観察より、粒界破壊の様相が示され、実構造物のLMECの破壊形態と一致した。

Fig. 5-8は、Fig. 5-7と同様のSM50、HT80-1の走査型電子顕微鏡による破面観察結果を示したものである。破面は、全面にわたって粒界破壊を示している。

Table 5-4 Experimental results of Y-Groove Cracking Test
 (a); h=19mm , (b); h=9mm

Condition No.	Material (Thickness)	Pre and Post Heat Treatment		Cracking Percentage (%)	Condition No.	Material (Thickness)	Pre and Post Heat Treatment		Cracking Percentage (%)
		Hv max. (9.8N)	Crack Depth				Hv max. (9.8N)	Crack Depth	
1		Pre-heat 80°C	185	0	1		Pre-heat 50°C	165	0
2		" 75°C	193	0	2		Room temp. 30°C	171	0
3	SS41 (19mm)	Room temp. 30°C Forced air cooling	193	0	3	SS41 (9mm)	Room temp. 30°C Forced air cooling	171	0
4		Cooling by Cu backing	207	0	4		Room temp. 30°C Water cooling	185	0
5		Water cooling	246	0	5		Pre-heat 110°C	220	0
6		Pre-heat 140°C	224	0	6		" 200°C	251	0
7	SM50 (19mm)	" 130°C	250	0	7	SM50 (9mm)	Room temp. 30°C Forced air cooling	263	0
8		" 70°C	263	0	8		Cooling by Cu backing	280	0
9		" 55°C	332	50	9		Water cooling	309	5
10		Pre-heat 150°C	234	0	10		Room temp. 30°C Forced air cooling	219	0
11	STK55-1 (18mm)	" 110°C	257	0	11		Pre-heat 50°C	221	0
12		" 80°C	251	0	12		" 70°C	239	0
13		" 33°C	299	0	13		Cooling by Cu backing	254	0
14	STK55-2 (18mm)	Pre-heat 60°C	273	50	14		Water cooling	261	0
15		" 20°C	283	100					
16	STK55-3 (18mm)	Pre-heat 120°C	290	0	15		Pre-heat 60°C	239	0
17		" 90°C	314	14	16	SM58 (9mm)	Cooling by Cu backing	243	0
18	STK55-4 (18mm)	Pre-heat 100°C	310	100	17		Room temp. 30°C Forced air cooling	251	0
19	STK55-5 (18mm)	Pre-heat 100°C	252	0	18		Water cooling	251	0
20		Pre-heat 350°C	307	0	19		Pre-heat 340°C	298	0
21	HT80-1 (19mm)	" 200°C	315	100	20		" 230°C	313	4
22		" 150°C	330	50	21	HT80 (9mm)	" 160°C	330	27
23		Pre-heat 350°C	264	0	22		" 130°C	341	100
24	HT80-2 (19mm)	" 230°C	269	14					
25		" 140°C	321	67					
26		" 85°C	358	93					

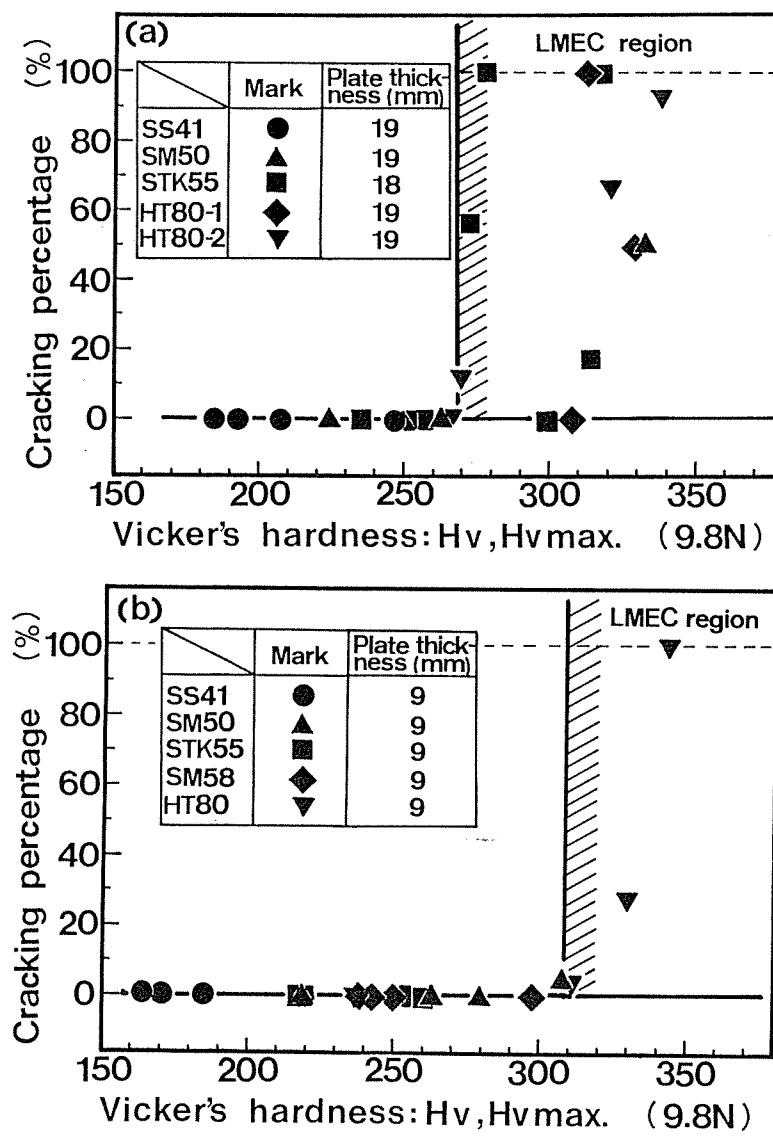


Fig. 5-6 Effect of Hv max. on cracking percentage of Y-Groove Cracking test specimens ((a); $h=19\text{mm}$, (b); $h=9\text{mm}$)

以上のような検討の結果は、亜鉛めっきによる鋼溶接部のLMECが、残留応力および硬さにより影響をうけることを明らかにした前章までの検討の結果とよい一致を示しており、溶融亜鉛による鋼の溶接部のLMECに対する施工条件の影響の検討および防止施工条件の選定に際し、斜めY試片を、用いることは、非常に有効かつ妥当であると考えられる。そこで、次節にて述べる亜鉛めっきによる大型送電用鋼管鉄塔のLMEC防止施工条件の選定に対しては、本節で示した斜めY試片による試験結果を用いることにした。

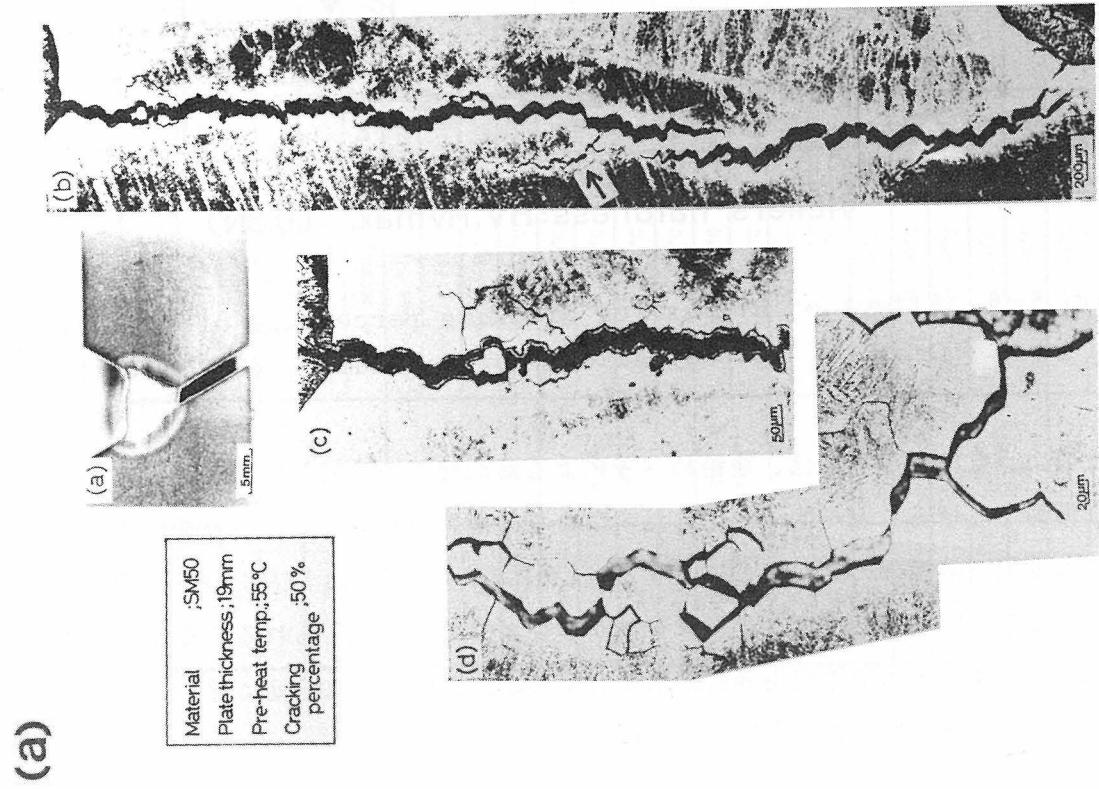


Fig. 5-7 Crack pathes of LMEC in Y-Groove Cracking Test specimen
at $h=19\text{mm}$, (a) SM50 , (b) HT80-1

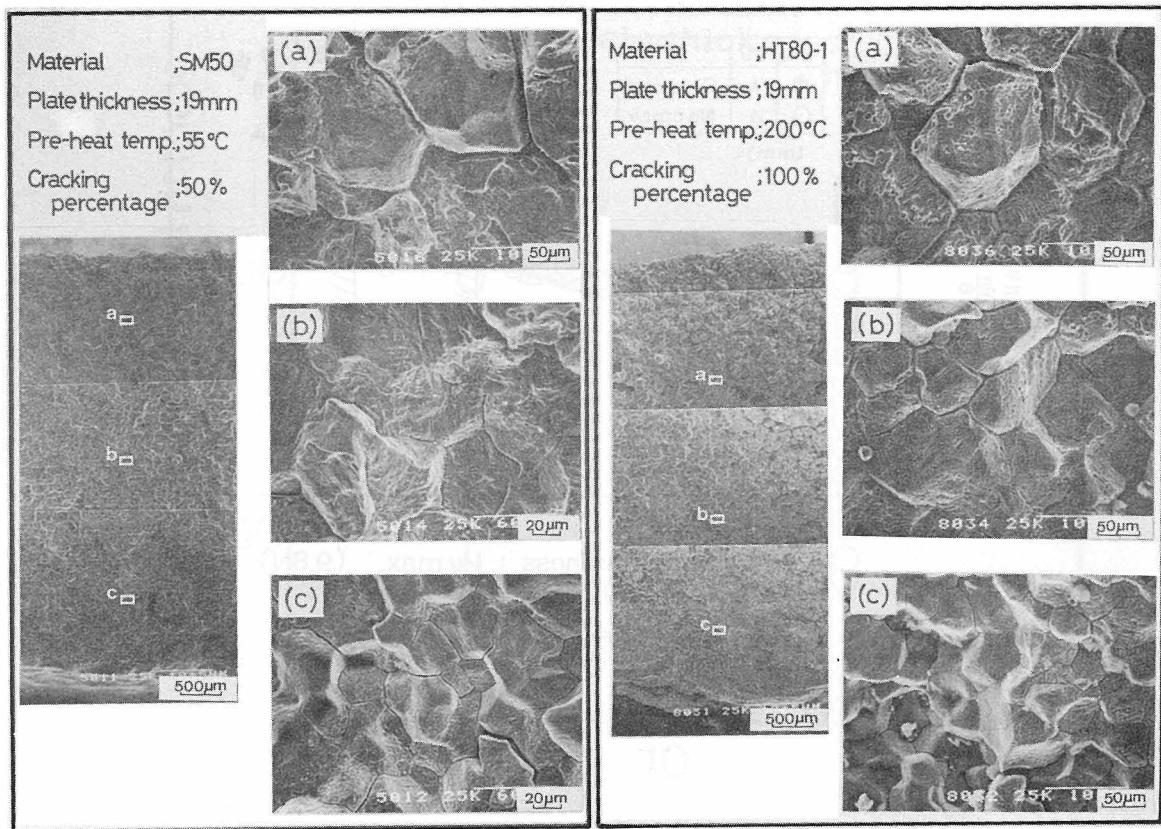


Fig. 5-8 Fractographs of LMEC in Y-Groove Cracking Test specimen

第4節 溶融亜鉛めっきによる大型送電用鋼管鉄塔のLMEC防止施工条件の選定

4-1 溶接鋼構造物のLMEC防止施工条件

前節での検討により、亜鉛めっきによる溶接鋼構造物のLMEC感受性は、HAZの硬さ、継手の拘束度を変化させることにより、斜めY試片にて評価しうることが明らかとなった。そこで、本節においては、前節の検討の結果を用いて、溶接鋼構造物の亜鉛めっきによるLMEC発生領域を検討し、その後、本研究の目的である大型送電用钢管鉄塔のLMEC防止施工条件の選定を行なうものとした。

Fig. 5-9に、 $C_{eq.}$ とHAZの最高硬さ($Hv\ max.$)との関係より求めたLMEC発生領域を示す。

Fig. 5-9に示すように、 $h = 19\ mm$ では、 $C_{eq.} = 0.34$ のSTK 55-2においてLMECは $Hv\ max. = 273$ にて発生しており、また、 $C_{eq.} = 0.53$ のHT 80-2においても $Hv\ max. =$

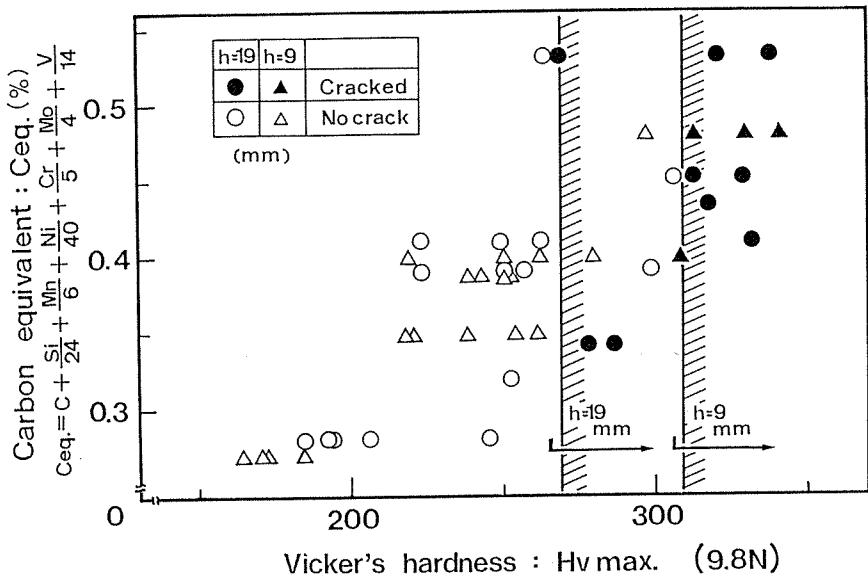


Fig. 5-9 Estimation of LMEC occurrence region from the relation between Ceq. and Hv max.

= 269 にて発生している。しかし、 $h = 9\text{ mm}$ では、 $Hv\text{ max.} = 309$ 以上でないと LMEC は発生していない。これは、前節でも示したように、溶接継手部の拘束度のちがいにより LMEC が発生する限界の $Hv\text{ max.}$ が変化したためであると考えられる。また、 $C_{eq.}$ は、Table 5-4 に示したような予熱・冷却条件による個々の鋼材の HAZ の $Hv\text{ max.}$ を決定する因子⁵³⁾ とはなり得るが、Fig. 5-9 に示したように直接的に LMEC に影響を及ぼすものではないと考えられる。

以上のような検討により、LMEC の防止施工条件を得るために、まず、鋼溶接部の $Hv\text{ max.}$ と継手拘束度により LMEC が発生する限界条件を知る必要があると考えられる。

Fig. 5-10 に、 $Hv\text{ max.}$ と継手拘束度より得られた LMEC 発生限界を示す。

Fig. 5-10 における継手拘束度(K)は、本章第3節に記したように板厚の 70 倍、 $K = 70 \cdot h (\text{kg/mm} \cdot \text{mm})$ とした。

Fig. 5-10 に示したように、LMEC の発生は、 K と $Hv\text{ max.}$ との相関により影響を受けることが認められ、 K が大きくなると、 $Hv\text{ max.}$ が低いにもかかわらず、LMEC が発生し、 K が小さくなるに従って LMEC 発生限界の $Hv\text{ max.}$ は上昇することを示している。これは、拘束度の上昇による初期残留応力の上昇が LMEC に影響を及ぼすためであると考えられる。

Fig. 5-10 より、本実験範囲での拘束度が最安全側での LMEC 発生限界の HAZ の最高

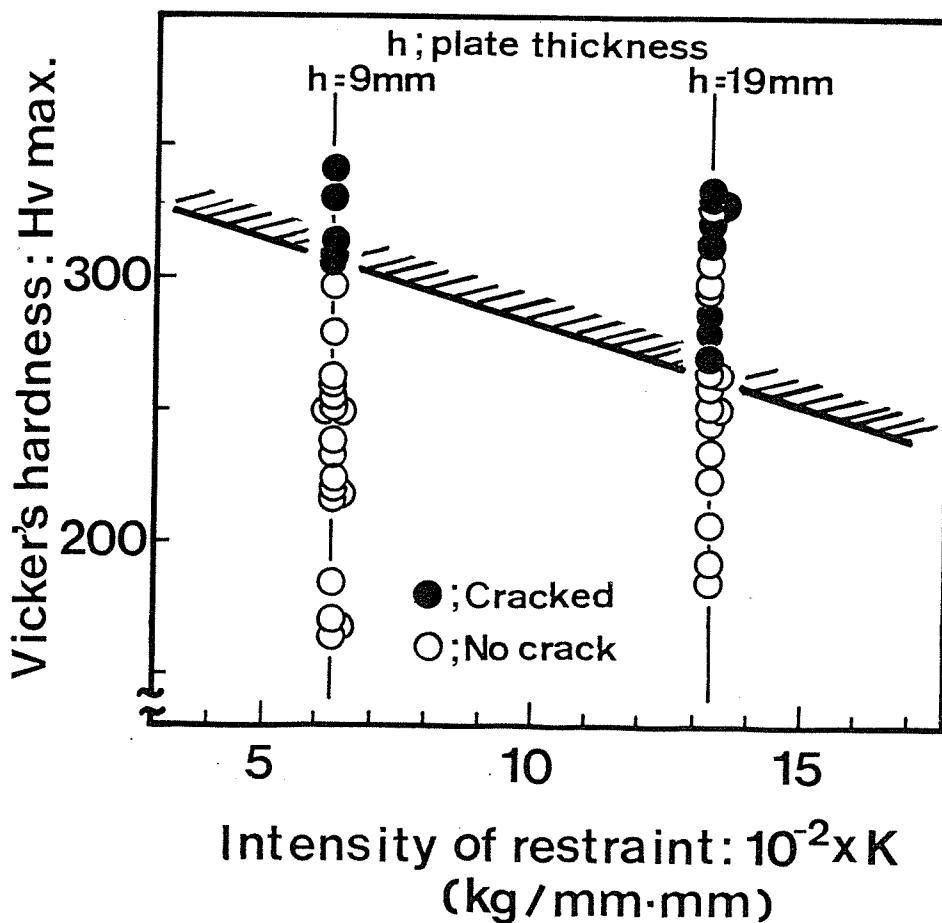


Fig. 5-10 Estimation of LMEC occurrence critical condition obtained by the relation between intensity of restraint and $Hv \text{ max.}$

硬さは、 $Hv \text{ max.} = 269$ であり、溶接施工条件の選定により $Hv \text{ max.} < 269$ とすることが、本実験範囲での亜鉛めっきによる LMEC を防止しうる限界条件であることが得られた。

そこで、これらの結果を用いて次項において、本研究の主目的である大型送電用鋼管鉄塔の亜鉛めっきによる LMEC 防止施工条件の選定を検討するものとした。

4-2 大型送電用鋼管鉄塔の溶融亜鉛めっきによる LMEC 防止施工条件の選定

Fig. 5-11 に、送電用钢管鉄塔の細部構造に用いられる溶接継手の代表例を模式的に示す。

溶接継手は、トラス構造の結節点に集中しているが、主柱材のフランジと钢管の溶接継手部を除いてその大部分がすみ肉溶接継手である。

Fig. 5-11 に示した、送電用钢管鉄塔の構造において、第 1 章に示したように亜鉛めっきにより LMEC が発生するのは、下部構造材であり、細部構造としては、Fig. 5-11 中の F ,

TUBULAR TOWER

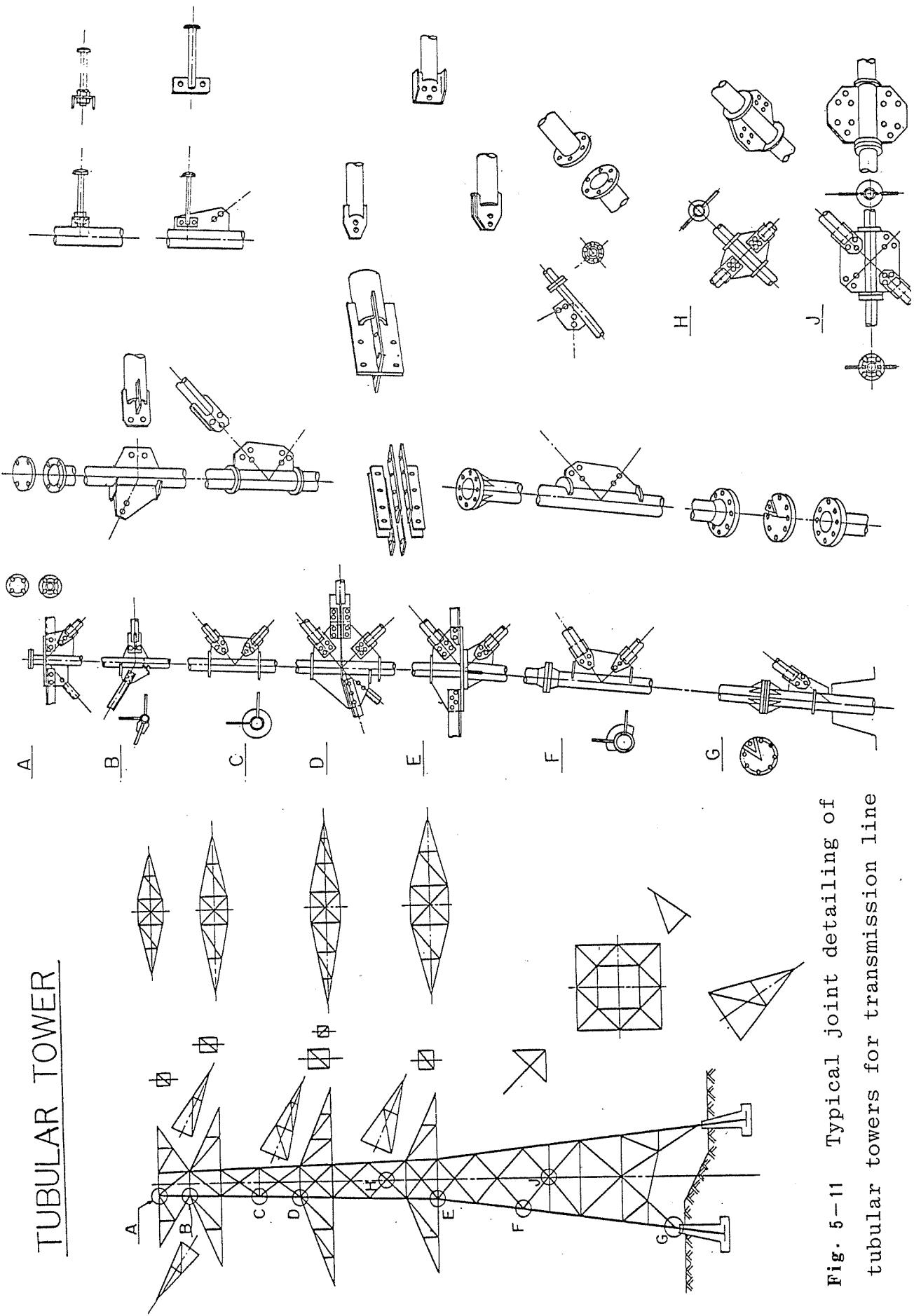


Fig. 5-11 Typical joint detailing of tubular towers for transmission line

Gのような構造部位のすみ肉溶接部である。大型送電用鋼管鉄塔では、このような構造部位には、板厚14mm以上の鋼管が用いられている。そこで、大型送電用鋼管鉄塔に発生する亜鉛めっきによるLMECを防止するためには、上記の鋼管板厚14mm以上の場合のLMEC防止施工条件を選定する必要があると考えられる。

また、一般に、すみ肉溶接継手は、継手拘束度が低い⁵⁴⁾とされているが、板厚の増加により斜めY試片と同等の継手拘束度をもつ場合があることも報告⁵⁵⁾されており、すみ肉溶接継手の拘束度としても最安全側として使用板厚範囲内における最大板厚の70倍の継手拘束度を考慮する必要があると考えられる。

送電用鋼管鉄塔における使用鋼管の板厚範囲は、第1章における検討において示した(Table 1-5)ように著者らの経験範囲内では、18mmが最大板厚であり、この場合のLMEC発生限界硬さは、前項の検討よりHv max. < 269となる。

しかし、著者らの経験範囲外においては、板厚20mmの鋼管材の使用実績もあるため、Fig. 5-10を用い外そうではあるが板厚20mmの場合の限界Hv max. を求めるとHv max. = 264となった。このため大型送電用鋼管鉄塔の溶接施工条件は、Hv max. ≤ 260となるように選定すれば、LMECを防止しうると考えられる。

一般に、鋼の溶接部においてHv max.を低下させるには、溶接部の冷却速度を遅くすることが有効であり、その実施方法としては、入熱量の増加および予熱がある。また、使用鋼材の低Ceq.化が挙げられる。そこで、送電用鋼管鉄塔のLMECを防止するためにこれらの方法を検討すると、まず、入熱量の増加により冷却速度を遅くすることは、第1章にも記したが、送電用鋼管鉄塔に用いられるすみ肉溶接継手は、脚長により、その溶接条件が固定されていることからもLMECの防止施工方法としては、適当ではないと考えられる。

次いで、予熱温度の設定により、溶接部の硬さを制御することは、実作業を考慮しても、適用可能な方法であると考えられる。また、低Ceq.化は、Hv max.のみを考慮するとCeq.が低いほどLMECの防止には有効であると考えられるが、送電用鋼管鉄塔の主柱に構造材として用いられているSTK55は、C-Mn系の非調質鋼であるため、極端な低Ceq.化は、材料強度に影響を及ぼすと考えられる。このため、Ceq.については上限値を設定し、上限値以下のCeq.をもつ鋼については、溶接工程中の予熱によりLMECの防止を計ることが妥当であると考えられる。

そこで大型送電用鋼管鉄塔においてLMECを防止しうる最安全側であると考えられるHv max. ≤ 260を得るために施工条件の検討を行なった。

Fig. 5-12は、著者らが行なった、大型送電用鋼管鉄塔に用いられLMEC発生ひん度の高い板厚14mm以上(16~20mm)の範囲での鋼管材(STK55、ただしSS41を1鋼種含む(Ceq. = 0.28))のCeq.と予熱温度および硬さの関係の調査結果⁵⁶⁾を示したものである。図中○印はHv

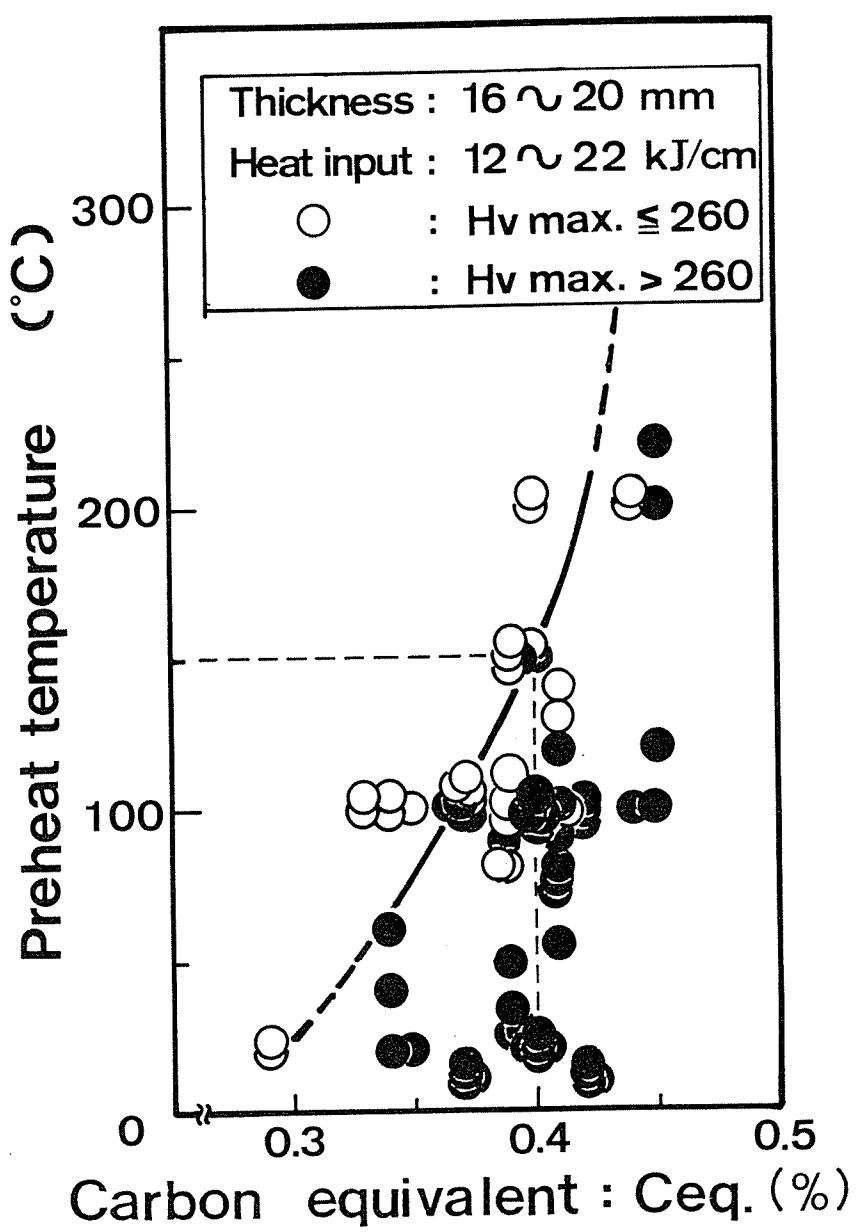


Fig. 5-12 Critical preheating temperature for LMEC prevention work of the members of transmission tubular tower

$\text{max.} \leq 260$ であり ●印は $\text{Hv max.} > 260$ である。Fig. 5-12 に示すように大型送電用鋼管鉄塔に使用される STK 55 材の HAZにおいて $\text{Hv max.} \leq 260$ とするためには、Ceq. の変化に伴ない、図中の実線に沿った予熱温度が必要となる。しかし、Fig. 5-12 に示すように Ceq. ≥ 0.40 の鋼種では、 $\text{Hv max.} \leq 260$ を得るためには、150 °C 以上の予熱が必要であり、送電用鋼管鉄塔の溶接作業上このような予熱温度により施工を行なうことは非常に困難であることから、Ceq. ≥ 0.40 の鋼材の大型送電用鋼管鉄塔への使用は、好ましくないと考えられる。一方、Ceq. < 0.40 の領域の鋼種については、Ceq. の変化に伴ない、図中実線による予熱温度を選択することが $\text{Hv max.} \leq 260$ を保証し、大型送電用鋼管鉄塔の LMEC を防止するためにも必須の条件となることはいうまでもない。

ここで、第 1 章で示した、LMEC が発生した大型送電用鋼管鉄塔部材の溶接施工条件を検討すると、Ceq. = 0.45 で予熱温度は 100 °C であり、その結果得られた硬さは、Hv = 322 および 330 であった。これを Fig. 5-12 にあてはめてみると、Ceq.、予熱温度とも、亜鉛めっきにより LMEC が発生する条件であったことが、明白である。そこで、この送電用鋼管鉄塔部材については、低 Ceq. 鋼材 (Ceq. = 0.35) を用い、150 °C の予熱を行なうものとした。その結果得られた Hv max. が 209 であったことは、Fig. 5-12 の LMEC 防止施工条件としての妥当性を示していると考えられる。

以上述べたように、大型送電用鋼管鉄塔において亜鉛めっきによる LMEC を、防止し得る溶接施工条件を選定することができた。

このように、本研究にて選定した LMEC 防止予熱温度は、施工者にとって最安全側の条件であり、この条件により送電用鋼管鉄塔の溶接施工を実施すれば、LMEC は防止し得ると考えられるが、Fig. 5-10 にも示したように、LMEC 発生限界 Hv max. は、継手拘束度が小さくなると、上昇する傾向が認められ、また、一般に、板厚が減少した場合には、同じ溶接入熱量であれば、冷却速度が遅く、 Hv max. も低下することが知られている。そこで、このような条件をも考慮した LMEC に対する防止施工条件の絞り込みが施工者にとっての今後の課題であることは言うまでもない。

また、実際の溶接施工管理を行なう場合には、まず、亜鉛めっき前に、溶接低温割れが生じないことが溶接施工を行なう場合の第 1 番の検討項目であり、使用鋼材の P_{CM} 値を用いて溶接低温割れ防止のための予熱温度を設定⁵¹⁾し、次に Fig. 5-12 により LMEC 防止予熱温度を求め、いずれか高い側の予熱温度を、溶接施工時に適用しなければならない。

Fig. 5-13 に、本研究で得られた LMEC 防止施工条件を大型送電用鋼管鉄塔の溶接施工に適用する前後での類似規模の工事における LMEC の発生状況の推移を示す。

Fig. 5-13 に示すように、LMEC 防止施工条件を適用する以前においては、Fig. 5-11 に示した F, G の構造部位に板厚 14 mm 以上の鋼管材を用いた施工実績、533 部材に対して 43

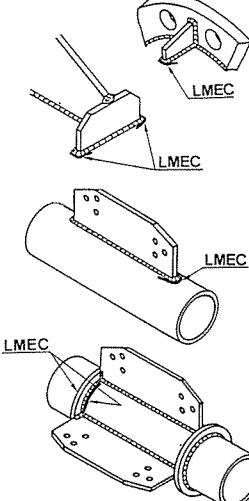
	Before prevention work	After prevention work
Number of post member <small>Detailing shown in Fig. 5-11 (F · G)</small>	533	413
Amount of LMEC	43	0
LMEC occurrence ratio	43/533 $\left(\frac{\text{LMEC}}{\text{post members}} \right)$	0
Example of LMEC occurrence joint detailing		—

Fig. 5-13 Application results of LMEC preventive condition obtained by this work

個所の LMEC が発生した。この発生頻度は、12 部材を施工すると約 1 個所 LMEC が発生したことをしており、大型送電用鋼管鉄塔の溶接施工および亜鉛めっき施工過程において大きな障害をもたらすものであった。なお、LMEC が発生した細部構造例を Fig. 5-13 に模式的に示す。しかし、Fig. 5-13 に示すように本研究で得られた、LMEC 防止施工条件、すなわち、 $C_{eq} < 0.40$ の鋼管材の使用と、これら鋼管材に対する $Hv_{max.} \leq 260$ を得る予熱の実施、を実施工に適用した後は、413 部材の施工実績に対して LMEC は発生していない。

このような、本研究で得た LMEC 防止施工条件の適用実績は、この LMEC 防止施工条件が、大型送電用鋼管鉄塔において亜鉛めっき時に発生する LMEC の防止に十分な対応をもつことを示しており、本研究の成果により大型送電用鋼管鉄塔に発生する LMEC を防止することが可能となった。

第 5 節 結 言

溶融亜鉛めっきによる鋼溶接部の溶融金属脆化割れ (LMEC) に対して、斜め Y 形溶接割れ試験片を用い、施工条件が LMEC に及ぼす影響ならびに大型送電用鋼管鉄塔の LMEC 防止対策の検討を行なった。得られた結果を要約し以下に示す。

- 1) 斜め Y 試片を用いた LMEC 発生の評価は、実構造物の LMEC を再現するとともに被亜鉛めっき構造物の施工条件を検討する上で有用であった。
- 2) 斜め Y 試片における LMEC 割れ率は、Hv max. の増加に従って急激に増加した。
- 3) 斜め Y 試片における LMEC の発生要因を検討した結果、溶接鋼構造物において亜鉛めっき時に発生する LMEC の発生領域は、継手拘束度と HAZ 最高硬さの関係により示されることが明らかとなった。
- 4) 送電用鋼管鉄塔構造において継手拘束度を最安全側にとった場合、LMEC を防止するための限界の硬さは、Hv max. \leq 260 であった。
- 5) 大型送電用鋼管鉄塔に発生する亜鉛めっきによる LMEC の防止施工条件を検討した結果、Ceq. \geq 0.40 の鋼材は、LMEC 防止予熱温度が 150°C 以上となり実作業における予熱温度の管理および予熱作業が困難なため、使用鋼材とすることは、好ましくないと考えられた。
- 6) 一方、Ceq. < 0.40 の鋼材は、Fig. 5-12 に示した最低予熱温度により Hv max. \leq 260 を得ることができ、LMEC を防止しうると考えられるが、実際の溶接施工時には、この LMEC 防止予熱温度と、P_{CM} 値より得られる溶接低温割れ防止予熱温度を比較・検討し、高い側の予熱温度を採用しなければならないことを示した。
- 7) 本研究で得られた LMEC 防止施工条件を、実際の大型送電用鋼管鉄塔の施工に適用した結果、この LMEC 防止施工条件は、実施工においても十分なる対応をもち、亜鉛めっき時に発生する LMEC を防止し得ることを示した。

総括

本研究は、大型送電用鋼管鉄塔に溶融亜鉛めっき（亜鉛めっき）を施すことにより発生する溶融亜鉛による溶融金属脆化割れ（LMEC）の防止施工条件の選定を目的とし、まずLMECの現象の把握を行なった。

さらに、送電用钢管鉄塔部材の亜鉛めっき時の溶融亜鉛中での応力状態を明らかにした上で、溶接部の金属学的特性としての硬さ、結晶粒径がLMECに及ぼす影響についても検討を行なった。また、LMEC防止施工条件の選定のために自拘束型試験片を用いることを提案し、当該試験方法により、大型送電用钢管鉄塔部材に発生するLMECを防止する溶接施工条件をも選定したものである。

本研究の成果の詳細については、各章にて、それぞれ示したが、全編を通じての主要な結論を、本文の順序にしたがって要約して記することにする。

第1章においては、まず、LMECに対する、他の研究者の研究例とその問題点を挙げ、溶接部の金属学的因子がLMECに及ぼす影響を詳細に検討し、その検討結果を用いてLMEC防止施工条件を選定した研究はなされていないことを示した。次いで、著者が経験した送電用钢管鉄塔部材に亜鉛めっきを施すことによりHAZに発生した割れの特徴を検討し、この割れが、液体金属脆化による割れの特徴と一致することを示すとともに、LMECに対する溶接施工条件の見直しをも提起した。また、本研究の目的であるLMEC防止施工条件の選定のための検討因子の考え方を明らかにした上で以下の4因子を本研究の検討因子とすることとした。

まず金属学的因子として

- (i) 硬さ
- (ii) 結晶粒径（主として旧オーステナイト結晶粒径）

次に力学的因子として

- (iii) 溶接部の残留応力
- (iv) 亜鉛めっき時に発生する熱応力

第2章では、第1章にて示した検討因子のうち、力学的因子である、溶接部における残留応力の亜鉛めっきを施すことによる変動、および亜鉛めっき時に発生する熱応力の挙動の検討を行なった。その結果、残留応力については、亜鉛めっき前に溶接部ならびに冷間加工部に存在する残留応力（初期残留応力）は、亜鉛めっき過程を経ることにより、本研究の範囲では、約200 MPa低下するもののこの応力緩和は、亜鉛浴中への浸漬時の昇温完了時にほぼ終了し、被亜鉛めっき材が亜鉛浴温度に保持されている間は、未緩和分の残留応力が被亜鉛めっき材に作用していることを示した。

一方、亜鉛めっき時に発生する熱応力は、被亜鉛めっき材が亜鉛浴温度まで昇温した時点に

おいて消滅していることを明らかにした。

また、初期残留応力を変化させた冷間曲げ加工試験片に亜鉛めっきを施すことにより、LM
ECは、初期残留応力の影響により発生することを示した。

第3章においては、再現溶接部材を用い、硬さ、旧オーステナイト結晶粒径が、LM
ECに及ぼす影響の検討および、鋼の溶融亜鉛中での破壊過程の検討を行なった。

その結果、まず溶融亜鉛中での鋼の破壊現象すなわちLM
ECは、温度・時間に依存する破壊現象であることを示し、その破壊過程は、鋼の粒界への亜鉛の粒界拡散過程であることを考察した。また、LM
ECにおける粒界破壊部の進展は、応力および時間に依存することを明らかにした上で、HAZ粗粒域は、粒界破壊の進展が、HAZ細粒域および母材と比べて非常に大きいことを示した。

次いで、本研究の金属学的因子としての検討因子である硬さ、旧オーステナイト結晶粒径が、LM
EC感受性に及ぼす影響について検討を行ない、本研究の範囲内においては、LM
EC感受性は、主として硬さのみの影響により整理しうることを示し、硬さが高くなるとLM
EC感受性は、上昇することを明らかにした。また、一般の液体金属脆化現象は、結晶粒径の影響を受けることが報告されているが、本研究の範囲内では、LM
EC感受性は、旧オーステナイト結晶粒径の影響をほとんど受けないことを示した。

第4章においては、第3章での検討結果を用いて、市販の溶接構造用鋼およびその溶接継手の溶融亜鉛中での破壊特性ならびに、LM
EC感受性に及ぼす硬さの影響を検討した。その結果、第3章で示した再現溶接部材と同様に、市販の溶接構造用鋼およびその溶接継手においても溶融亜鉛中にて温度・時間に依存する破壊が生じることを示した。また、溶接継手の溶融亜鉛中での破壊は、HAZ粗粒域を伝播する粒界破壊であり、実構造物に発生するLM
ECの特徴と一致することを示した。

また、これら溶接構造用鋼およびその溶接継手のLM
EC感受性は、硬さの影響を受け、とくに溶接継手では、HAZの最高硬さ(Hv max.)により整理し得ることを示し、その関係は、下式で表わすことができた。

$$LZy = \sigma_F / \sigma_{yB:R.T.} = (1.12 - 0.00164 Hv) \pm 0.1$$

$$\left[\begin{array}{ll} \text{適用範囲} & 146 \leq Hv, Hv \text{ max.} \leq 344 \\ & 282 \text{ MPa} \leq \sigma_{yB:R.T.} \leq 807 \text{ MPa} \\ \text{ただし } \sigma_{yB:R.T.} & ; \text{母材の室温での降伏応力} \end{array} \right]$$

最後に、第5章においては、大型送電用钢管鉄塔部材に発生するLM
ECを防止するための溶接施工条件の選定のための検討を行なった。

まず、鋼の溶接部に発生するLM
ECに影響を及ぼす因子である初期(亜鉛めっき前)残留

応力およびHAZの最高硬さを容易に変化し得る自拘束型試験片として斜めY形溶接割れ試験片を用いることを提案し、当該試験方法が亜鉛めっき時に発生するLMECを評価する上で妥当であることを示した。

次いで、斜めY形溶接割れ試験片を用いて得た実験結果より、LMECの発生領域は、HAZの最高硬さ(Hv max.)および残留応力の発生要因である溶接継手の拘束度の関係により示されることを明らかにした。

さらに、得られたLMEC発生領域を示すHAZの最高硬さ(Hv max.)と継手拘束度の関係により、大型送電用鋼管鉄塔部材の溶接施工において $Hv\max.\leq 260$ とすれば、LMECを防止し得ることを示し、大型送電用鋼管鉄塔部材に使用する鋼管材にて $Hv\max.\leq 260$ を得るための予熱温度を炭素当量(Ceq.)とHAZの最高硬さ(Hv max.)の関係で示すことによりLMEC防止施工条件を選定した。併せて、 $C_{eq.}\geq 0.40$ の鋼管材は、亜鉛めっきを施される大型送電用鋼管鉄塔への使用は、好ましくないことも明らかにした。

また、本研究で選定したLMEC防止施工条件の大型送電用鋼管鉄塔部材への適用実績を挙げ、本研究の成果が実施工におけるLMECの防止に対して非常に有効であることをも示した。

謝 辞

本研究は、大阪大学教授菊田米男博士の御指導と御鞭撻のもとに遂行し得たものである。

本論文をまとめるにあたり大阪大学教授向井喜彦博士ならびに中尾嘉邦博士により有益な御助言と御討論を賜わるとともに、大阪大学助教授荒木孝雄博士には直接懇切な御指示をいただいた。

また、本研究の実施においては、安治川鉄工建設㈱取締役社長川田逸夫氏に絶大なる御支援を賜わるとともに取締役副社長吉村健二郎氏に懇切なる御指導をいただいた。

さらに、実験の遂行にあたっては、大阪大学菊田研究室の方々と安治川鉄工建設㈱の多数の方々より多大な御援助と御協力をいただいた。

本研究は、以上の方々はじめ多数の方々の御指導と御協力を得て、はじめてなされたものであって、本論文を終えるにあたりこれらの方々に心から深い謝意を表する次第であります。

参考文献

- 1) 菊地昌利；液体金属による鋼のぜい化について，材料，29(1980)，181-186
- 2) (社)電気協同研究会；電気協同研究，39(1983)，No.3
- 3) 菊地昌利，家沢 徹；溶融亜鉛中における鋼の溶接部強度，材料，30(1981)，187-193
- 4) W.Rostoker, J.M.Mc Caughey; EMBRITTLEMENT BY LIQUID METALS, REINHOLD, 1960
- 5) F.A.Schunk, W.R.Warke; Specificity as an Aspect of Liquid Metal Embrittlement, Scripta Met., 8(1974), 519-526
- 6) W.Rädeker; Die Erzeugung von Spannungsrisse in Stahl durch flüssiges Zink, Stahl U. Eisen, 73(1953), 654-658
- 7) 菊地昌利；溶融亜鉛中における切欠付鋼板モデルの熱応力による液体金属ぜい化割れについて，材料，30(1981)，194-199
- 8) 菊地昌利，家沢 徹；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，日本造船学会論文集，149(1981)，309-316
- 9) 石本憲司，寺崎俊夫，迎 静雄；第92回溶接冶金研究委員会資料，WM-938-83
- 10) 武田鉄治郎，金谷 研ら；鋼管鉄塔用 60kgf/mm^2 鋼の開発と耐溶融亜鉛ぜい化の検討，鉄と鋼，70(1984)，596-602
- 11) 生駒 勉，小島 修ら；耐溶融亜鉛ぜい化に優れた送電向け鋼管鉄塔用 60kgf/mm^2 鋼材の開発，鉄と鋼，70(1984)，1445-1451
- 12) 小関智也，杉江英司ら；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), S1382
- 13) 菊地昌利，家沢 徹；溶融亜鉛中における鋼の溶接部強度，材料，30(1998)，187-193
- 14) 菊地昌利，家沢 徹；溶融亜鉛による鋼の液体金属脆化割れの応力集中部に対する影響，材料，31(1982), 271-276
- 15) 石本憲司，他；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，溶接学会論文集，3(1985), 341-346
- 16) 石本憲司，他；めっき浸漬時に生じる平板およびパイプの熱応力，溶接学会論文集，3(1985), 347-352
- 17) 石本憲司，他；液体金属脆化割れの再現試験および防止方法，溶接学会論文集，3(1985), 353-357
- 18) 武田鉄治郎，他；Znわれ感受性評価試験法，鉄と鋼，68(1982), S1264

- 19) 武田鉄治郎, 他; Zn われに及ぼす合金元素の影響, 鉄と鋼, 68 (1982), S 1265
- 20) 武田鉄治郎, 他; 合金元素の影響と冶金要因の抽出, 鉄と鋼, 69 (1983), S 678
- 21) 武田鉄治郎, 他; 溶融 Zn われ感受性指数とわれ発生機構, 鉄と鋼, 69 (1983), S 1504
- 22) 武田鉄治郎, 他; 粒界偏折と粒界面上における Zn の濃度分布, 71 (1985), S 475
- 23) J.C.Lynn et.al.; Solid Metal-Induced Embrittlement of Steel, Met. Soci. & Eng., 18(1975), 51-62
- 24) 溶接学会溶接冶金研究委員会; 鉄鋼溶接部の破面写真集, 1982, 黒木出版社
- 25) 安治川鉄工建設㈱; 溶融亜鉛めっきの手引き, 社内資料
- 26) 内川 啓, 前田雅博; 溶接学会全国大会講演概要集, № 35, 1984
- 27) 市ノ瀬弘之; 液体金属中の金属の破壊, 日本金属学会誌, Vol. 8, № 4, 235-242
- 28) 安治川鉄工建設㈱; 設計基準
- 29) 著者ら; 未発表
- 30) 渡辺正紀, 佐藤邦彦; 溶接力学とその応用, 朝倉書店, 1965
- 31) 米谷 茂; 残留応力の発生と対策, 養賢堂, 1979
- 32) 角誠之助; 熱応力の考え方と測定技術の実際, 経営開発センター編
- 33) 呂 戊辰; 防蝕メッキと化学メッキ, 日刊工業新聞社, 1961
- 34) S.Mostovoy, N.N.Breyer; The Effect of Lead on the Mechanical Properties of 4145 Steel, Trans. of the ASM, 61(1968), 219-232
- 35) R.E.Maringer, M.F.Amateau, unpublished work, Battelle Memorial Institute.
- 36) H.Nichols, W.Rostoker; On the Mechanism of Crack Initiation in Embrittlement by Liquid Metal, Acta Met., 9(1961), 504-509
- 37) R.Eborall, P.Gregory; The Mechanism of Embrittlement by A Liquid Phase, J. Inst. Metals, 84(1955-56), 88-90
- 38) N.S.Stoloff, T.L.Johnston; Crack Propagation in A Liquid Metal Environment, Acta Met., 11(1963), 251-256
- 39) A.R.C.Westwood, M.H.Kambar; Concerning Liquid Metal Embrittlement, particularly of Zinc Monocrystals of Mercury, Phil. Mag., 8(1963), 787-804
- 40) 日本工業規格; 一般構造用炭素鋼鋼管, JIS-G-3444, 1977
- 41) N.S.Stoloff; Recent Developments in Liquid Metal Embrittlement, Environment-Sensitive Fracture of Engineering Materials, Warrendale, 486-518

- 42) 浅山行昭, 岩田祐治; カドミウムメッキを施した鋼の高温おくれ破壊, 日本金属学会誌, 31 (1967), 77-83
- 43) L. A. Gilifalco (北田正弘訳); 結晶中の原子の拡散, 共立全書, 1980
- 44) 幸田成康; 金属物理学序論, コロナ社, 1964
- 45) N.J.Petch; The Cleavage Strength of polycrystals, J.Iron & Steel Inst., 174(1953) 25-28
- 46) A.N.Stroh.; A Theory of the Fracture of Metals, Adv. Phy., 6 (1957), 418-465
- 47) 松山隼也, 西山 昇, 小関智也他; 鉄塔用 HT60 鋼の成分設計と溶接部の耐溶融 Zn 脆化特性, 鉄と鋼, 69 (1983), S1383
- 48) 日本工業規格; 斜め Y 形溶接われ試験方法, JIS-Z-3158, 1966
- 49) 日本溶接協会編; 溶接工作法通論, 産報, 1975
- 50) 日本工業規格; 斜め Y 形溶接割れ試験方法解説, JIS-Z-3158, 1966
- 51) 日本鋼構造協会; 鋼構造物における溶接割れ防止のための予熱条件の選定について, JSSC, 8 (1972) 80, 22-50
- 52) 鈴木春義; 鋼材の溶接割れ(低温割れ), 溶接学会技術資料 No. 1, 1976
- 53) 木原 博, 鈴木春義, 金谷文善; 鋼の溶接硬化に関する研究, 溶接学会誌, 27 (1958), 36-42
- 54) 松井繁朋, 堀川浩甫; 各種溶接割れ試験法の相関性に関する研究, JSSC, 9 (73), 20 ~29
- 55) 坪井潤一郎, 西馬三郎; 可変拘束度すみ肉溶接割れ試験について, 溶接学会誌, 43 (1974), 1038~1046
- 56) 著者ら; 未発表

本論文に関する著者の発表論文

- 1) “溶融亜鉛中における鋼溶接部の時間依存性破壊の検討”：溶接学会論文集, 3 (1985)
No. 3, 553-560
- 2) “鋼およびその溶接部の溶融亜鉛中での破壊におよぼす諸因子の検討”：溶接学会論文集,
3 (1985) No. 3, 547-552
- 3) Prevention of Liquid Metal Embrittlement Cracking by Molten
Zinc in Structural Steel HAZ”：大阪大学工学報告, Vol. 36 (1986) No. 1,
掲載予定
- 4) “鋼の溶融亜鉛めっきによる溶融金属脆化割れに関する研究－構造用鋼溶接部の溶融金属
脆化割れ感受性の検討－”：溶接学会第 98 回溶接冶金研究委員会資料, WM-1009-84
- 5) “溶融亜鉛による溶接鋼構造物の溶融金属脆化割れに及ぼす施工条件の影響”：溶接学会
論文集, 投稿中
- 6) “鋼溶接部の溶融亜鉛脆化割れにおよぼす硬さの影響”：鉄と鋼, 投稿中