特性分布図による溶接熱影響部 CTOD 靱性の解釈*

—強度的不均質をもつ鋼溶接部のミクロき裂発生特性に関する研究 (第二報)—

鈴木 秀一**, 別所 清**, 豊田 政男***, 南 二三吉***

Property Distribution Map to understand HAZ CTOD Toughness*

—Study on Micro-crack Initiation Properties in Steel HAZ having
Microscopical Heterogeneity in Strength (Report 2)—

by Shuichi Suzuki**, Kiyoshi Bessyo**, Masao Toyoda*** and Fumiyoshi Minami***

To visualize the fracture initiation characteristics in the multipass weld heat affected zone (HAZ), the yield strength distribution map and the CTOD toughness distribution map were drawn up graphically by a computer, based on a series of HAZ simulation test results. The comparison between these computationally estimated property distribution maps and the real HAZ CTOD test result revealed that:

The fracture of the HAZ CTOD specimens was initiated from a peripheral part of a local hard zone (LHZ), which does not always correspond to the most brittle point on the crack front line, and

The critical CTOD value derived by the full-thickness specimen was adequately represented by the local critical CTOD level at its fracture initiation point.

The result of this study suggested that the fracture initiation is prevailed not only by the local brittleness but also by the heterogeneity in strength in the HAZ.

Key Words: High strength steel, Heat affected zone, Fracture toughness, CTOD, Local brittle zone, Local hard zone, HAZ simulation test, Offshore structures, Property prediction

1. 緒 言

多層溶接を受けた鋼の溶接熱影響部 (HAZ: Heat Affected Zone) に対する CTOD 試験においては時として非常に低い靱性値が観察されることがあり, この場合, HAZ 部に局所的靱性劣化領域 (LBZ: Local Brittle Zone) の存在することが一般にわかっている¹⁾. この観点から, 溶接部の CTOD 試験で求まる靱性値は LBZ によって支配されるとする見方になって, これまでに多くの研究が報告されてきた²⁻⁷⁾. LBZ と限界 CTOD 値の関係に関しても, CTOD 試験片切欠き先端に存在する LBZ の長さの総和^{2,5,6)}, あるいは最も靱性劣化した LBZ の最大長さ⁷⁾, が限界 CTOD 値と関連の深いことが報告されている。

しかし, これらの研究において得られた限界 CTOD 値には, そのばらつきの大きいことも同時に観察されており, ばらつきの範囲内で比較的高い値となった CTOD 試験片に対する破壊発生機構を LBZ と直接に結び付けて論じることはできない. この様なばらつきの発生する原因として, 著者らは, 溶接部に存在する強度的不均質の存在が深く関係していると考えている. すなわち, 溶接金属, HAZ, 母材間という巨視的レベルの強度不均質⁸⁻¹¹⁾に加え, HAZ 中に混在する微視的レベルで強度の異なる組織の分布が, CTOD 試験片切欠き先端付近に不均一な塑性変形を引き起こし, 破壊発生特性を左右するもうひとつの支配因子になっているものと思われる。

本研究の第一報¹²⁾では HAZ 中の UACGHAZ, IC-

CGHAZ, FGHZ, SCCGHAZ といった各組織を個々に観察し, 島状マルテンサイトの存在形態に依存したミクロ的強度不均質が各組織の機械的性質, ミクロき裂発生特性にどのような影響を与えるかを調査・検討した. 第二報においては, これらの各組織が HAZ 中に混在する結果としてできるマクロ的強度的不均質の存在が, CTOD 試験片切欠き先端部の塑性変形の仕方に影響を与え, ひいてはミクロき裂発生難易度にどのような影響をもたらすかを調査した。

2. HAZ 限界 CTOD 値のばらつきに関する実験

2.1 供試材料と溶接

本研究のために供試した材料は, 第一報で使用した材料と同一の降伏点 460 N/mm² クラスの 30 mm 厚

Table 1 Chemical composition of base metal.

(unit: mass%)									
C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Ti	Ceq
0.07	0.23	1.51	0.007	0.001	0.30	0.48	0.010	0.015	0.38

$$Ceq = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}$$

Table 2 Mechanical properties of base metal and weld metal.

	Tensile			Charpy	CTOD
	0.2% proof stress (N/mm ²)	Tensile strength (N/mm ²)	Yield ratio (%)	vTrs (°C)	at -50°C (mm)
Base steel	467	557	83.8	-110	1.550
Weld metal	530	580	90.1	-36	0.371

*原稿受付 平成 6 年 3 月 25 日 平成 5 年 2 月溶接構造研究委員会 で発表 (合同)

**正 員 住友金属工業 (株) Member, Sumitomo Metal Industries, Ltd.

***正 員 大阪大学 Member, Osaka University

Fig. 1 Classification of microstructure and fracture initiation points.

TMCP鋼である。供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。

HAZ の CTOD 試験のために、K 開先の多層サブマージアーク溶接 (SAW) によって、入熱 5 kJ/mm (溶接電流 700 A, 溶接電圧 30 V) で溶接継手を作製した (第一報において実施した再現熱サイクル試験も入熱 5 kJ/mm を再現している)。ただし、本研究における突き合わせ溶接では、鋼板の表裏面に当て板をつけて溶接し、表裏面側まで fusion line が板厚に垂直に近くなるように工夫した。この当て板にも供試材を用い、CTOD 試験片加工時に除去した。

Table 2 に母材及び溶接金属に対して得られた機械的性質を示す。溶接金属の降伏強度は母材の降伏強度に比べて約 13% 高くなっている。

2.2 HAZ-CTOD 試験

K 開先溶接の垂直側 HAZ 粗粒域をサンプリングするために鋼板表面に垂直な断面切欠きをいれた B×2B タイプ (B=30 mm) の CTOD 試験片を用いて、試験温度 -50°C において三点曲げ試験を実施した。切欠き長さは材料厚と同じとし、切欠き先端には疲労予き裂を付与した。

9 本の試験片に対して試験を行い、三点曲げ試験の後、疲労予き裂の位置及び破壊発生起点を確認する意味で試験片断面を分割して疲労予き裂先端線近傍の HAZ 組織を観察した。Fig. 1 に、得られた限界 CTOD 値及び疲労予き裂先端線上の組織観察結果を示す。ここで、HAZ 組織は Table 3 に示した定義に従って分類した。この分類で用いた温度範囲は、本研究の第一報で実施した HAZ 再現熱サイクル試験結果に基づいて、供試鋼の特性に合

Table 3 Classification of HAZ-microstructure of multipass welds.

Peak temperature of first cycle (T_{p1})	Peak temperature of subsequent cycles (T_{p2})	HAZ-microstructure
Melting point ~ 1250°C (CGHAZ)	Melting point ~ 1250°C	UACGHAZ
	1250 ~ 850°C	FGHAZ
	850 ~ 700°C	ICCGHAZ
	700 ~ 450°C	SCCGHAZ
1250 ~ 850°C (FGHAZ)	450 ~	UACGHAZ
	Melting point ~ 1250°C	UACGHAZ
	1250 ~ 850°C	FGHAZ
	850 ~ 700°C	ICCGHAZ
850 ~ 700°C (ICCGHAZ)	700 ~	FGHAZ
	Melting point ~ 1250°C	UACGHAZ
	1250 ~ 850°C	FGHAZ
	850 ~	ICCGHAZ

致するように決定したものである。また Fig. 1 中の溶接部で、表裏最終パスの HAZ 部が UACGHAZ にならない場合があるのは、前述したとおり鋼板の表裏面に当て板をつけて溶接したため、表裏面の溶接パスが必ずしも最終パスになっていないためである。

9 本の CTOD 試験で得られた限界 CTOD 値には大きなばらつきがあり、0.92 mm から 0.05 mm の範囲で変化していたが、高い限界 CTOD 値が得られた試験片では疲労予き裂先端線における HAZ 粗粒部の領域が若干少ない傾向が認められた。しかし、どの試験片も最も靱性劣化の大きい ICCGHAZ¹²⁾ (Inter-Critically reheated Coarse grained HAZ) が疲労予き裂先端線上に存在しているにも拘らず、ICCGHAZ 以外から破壊が発生しているものが多く、特に No. 5~9 の試験片では疲労予き裂先端線に HAZ 粗粒部を多く含んでいるにも拘らず、破壊が ICCGHAZ 以外から発生しているものが半数以上を占めていた。

以上の観察結果より、必ずしも全ての場合において HAZ 中の局所的な靱性劣化領域 (LBZ) が破壊発生を支配するとは限らず、破壊発生には他の要因が関与しているものと考えられる。ただし、最も低い限界 CTOD 値に対しては LBZ の存在が大きな影響を与えているものと思われる。

3. 破壊発生に対する HAZ 中の強度的不均質の影響に関する検討

HAZ 中に存在する種々の組織間の機械的性質の不均質が破壊発生にもたらす効果を観察するために、第一報の実験で得られた再現熱サイクル試験結果を用いて、SAW 多層溶接を行った前述の実継手 HAZ 部の強度・靱性分布を推定した。ただし、第一報で実施した再現熱サイクル試験は限られた HAZ 領域を想定して行ったものであり、二重熱サイクルにおける一回目の加熱温度为 1400°C、三重熱サイクルにおける一回目及び二回目の加熱温度をそれぞれ 1400°C 及び 750°C に固定して、再現 HAZ 熱サイクル組織の機械的性質を調べた。そのため、Fig. 1 に示した様な断面の組織分布全体に対して強度・靱性分布を直接求めることはできない。そこで、第一報で同時に観察した組織形態等を参考にして、冶金的な考察と若干の補間近似を交えた以下に示す仮定、予測方法を用いて特性予測を実施した。ここで、再現熱サイクル

試験における一回目、二回目および三回目の各熱サイクルを、その最高加熱温度によって T_{p1} 、 T_{p2} 、 T_{p3} という記号でそれぞれ識別している。

仮定：

A. T_{p2} が 700°C 以上の場合 (二回目の熱サイクルで再オーステナイト化される場合)

Table 4 Property estimation procedure.

Peak temperatures		Property estimation procedure	
T_{p2}	T_{p1}		
$\geq 700^{\circ}\text{C}$	$\geq 1250^{\circ}\text{C}$	Double cycle test data ($1400^{\circ}\text{C} + T_{p2}$)	+ Tempering effect by T_{p3} .
	$1250^{\circ}\text{C} \sim 1050^{\circ}\text{C}$	Proportional allotment
	$\leq 1050^{\circ}\text{C}$	Single cycle test data where T_{p2} was assumed to be T_{p1} .	
$< 700^{\circ}\text{C}$	—	Single cycle test data of T_{p1} .	+ Tempering effect by T_{p2} . The same as the above.

A-1. T_{p1} が 1250°C を超える時には $T_{p1}=1400^{\circ}\text{C}$ とする (1250°C を超える温度に加熱された場合にはオーステナイト粒の粗大化が顕著であり、フェライト変態がほぼ抑制されていることに基づく)。

A-2. T_{p1} が 1050°C 未満の時には一回目の熱サイクルの効果を無視する (一回目の加熱温度がこの領域にある場合には細粒フェライト組織が得られ、二回目の熱サイクルで再オーステナイト化されるのであれば、最終的な組織はほぼ二回目の熱履歴に依存すると考えられる)。

A-3. $1050^{\circ}\text{C} < T_{p1} < 1250^{\circ}\text{C}$ の領域にある時は、 T_{p1} が 1050°C および 1250°C の場合の結果から線形補間することによって特性を推定する。

A-4. 700°C 未満の三回目の熱履歴を受ける時は Table 4 に示す特性変化を追加する。

B. T_{p2} が 700°C 未満の場合

B-1. T_{p2} サイクルは T_{p3} と同様なテンパーサイクルとみなす。

B-2. 三回目の熱履歴の影響は無視する。

この特性予測において、HAZ の各位置が個々の溶接パスの熱量によって加熱された時の最高加熱温度を次式¹³⁾によって計算した。ここで、ナイトール腐食により現出された HAZ と母材部の境界における最高加熱温度

Fig. 2 HAZ property distribution maps for specimen No. 1 ($\delta u=0.92$ mm).

Fig. 3 HAZ property distribution maps for specimen No. 3 ($\delta u=0.39$ mm).

を850°Cとみなしている。

$$\frac{d}{d_{HAZ}} = \frac{\sqrt{(850 - T_o)}}{\sqrt{(T_p - T_o)}} \cdot \frac{\sqrt{(T_{mp} - T_o)} - \sqrt{(T_p - T_o)}}{\sqrt{(T_{mp} - T_o)} - \sqrt{(850 - T_o)}} \quad (1)$$

d: 溶接 fusion line からの垂直距離, d_{HAZ} : HAZ の幅, T_{mp} : 溶融温度(°C), T_p : 最高加熱温度(°C), T_o : 鋼の初期温度(°C)。

このようにして計算した0.2%耐力および限界CTOD値の特性分布図の一部をFig. 2~6に示す。これらの図においては、Fig. 1のようなHAZ断面における二次元特性分布及び疲労予き裂先端線上の一次元特性分布として表示している。ただし、溶接金属中の性能はすべて一様でTable 2に示した性能とした。これらの特性分布図から以下のことが観察される。

(1) CTOD試験で延性き裂の進展後に脆性破壊した(BS7448¹⁴⁾の δu タイプの)No. 1~4の試験片は、疲労予き裂先端線上の板厚中央60%の領域では顕著な局所CTOD劣化部分がなかった。これらの試験片においては、破壊発生起点は疲労予き裂先端線上の最靱性劣化部ではなく、局所耐力、局所限界CTOD共に板厚方向及び垂直方向で急変する箇所であった。

(2) No. 5~9の試験片は疲労ノッチ線上の板厚内部で局所的に靱性が非常に劣化した領域を有しており、その領域では耐力は逆に高原状の高くなった領域を有していた。これらの試験片の破壊発生起点は常に局所的に靱性の劣化した領域に位置し、同時に耐力の高い高原状領域の端部であった。ただし、破壊発生点は必ずしも局所的に靱性が最も劣化した位置には相当せず、靱性が比較的に低い箇所からであった。

Table 5は、更に曲げタイプのCTOD試験片における破壊発生機構を考察するために、観察された破壊発生点における局所特性を多重熱サイクルの最高加熱温度から推定し、実溶接継手で得られた限界CTOD値と共に示したものである。破壊が延性き裂進展を伴わずに脆性的に発生した、BS7448¹⁴⁾の δc タイプを示した試験片では、破壊発生起点において推定された局所限界CTOD値は実継手の実測CTOD値とその傾向・順位関係がほぼ一致していた。この一致から考えて、局所性能を予測するために用いた手順は妥当なものであり、また、不均一な特性を有するHAZ部の全厚CTOD試験結果は破壊発生点の局所的靱性レベルに一致するものと考えられる。

しかし、Fig. 1の全厚CTOD試験における疲労予き裂

Fig. 4 HAZ property distribution maps for specimen No. 5 ($\delta c = 0.17$ mm).

Fig. 5 HAZ property distribution maps for specimen No. 7 ($\delta c = 0.08$ mm).

Fig. 6 HAZ property distribution maps for specimen No. 9 ($\delta c=0.05$ mm).

Table 5 Estimated properties at fracture initiation points.

No.	Estimated properties at fracture initiation points						Observed critical CTOD (mm)
	Peak temperature (°C)			Classification of micro-structure	0.2% proof stress (N/mm ²)	Critical CTOD (mm)	
	Tp ₁	Tp ₂	Tp ₃				
1	1155	983	612	FG HAZ	482	0.93	δu=0.92
2	1103	751	419	IC HAZ	456	0.60	δu=0.68
3	1201	1051	578	FG HAZ	516	0.78	δu=0.39
4	1218	683	524		528	0.18	δu=0.22
5	1383	601	—	SCCG HAZ	621	0.09	δc=0.17
6	1358	660	303		570	0.09	δc=0.08
7	1261	571	393		603	0.10	δc=0.08
8	1314	800	467	ICCG	564	0.07	δc=0.07
9	1291	751	422	HAZ	577	0.02	δc=0.05
	1298	592	295		609	0.09	

先端の組織分類結果及び推定された特性分布図からわかるとおり、この破壊発生起点は必ずしも局所的に靱性が最も劣化した箇所ではなかった。HAZ 中で最も劣化している箇所は ICCGHAZ と考えられるが、ICCGHAZ から破壊が発生した試験片は、Fig. 1 及び Table 5 に示されるとおり、9 本の試験片中 2 本のみであった (No. 8 と No. 9)。限界 CTOD が δu を示した No. 1~4 の試験片では破壊は細粒 HAZ (FGHAZ : Fine Grained HAZ) あるいは二相域加熱 HAZ (ICHAZ : Inter-Critically reheated HAZ) と判断された組織からも発生していた。No. 5~7 の試験片では破壊は α - γ 変態点以下のテンパー領域に加熱された CGHAZ (SCCGHAZ : Sub-Critically reheated CGHAZ) から発生しており、限界 CTOD 値が $0.17 \sim 0.08$ mm であった。しかし、No. 1~4 の試験片は疲労予き裂先端線上の板厚中央部近傍には ICCGHAZ 領域を含んでいなかったもの、No. 5~7 の試験片は板厚中央近傍に ICCGHAZ 領域を有していた。これらのことから、HAZ の CTOD 試験において破壊は最も脆化した箇所から必ずしも発生するものではないといえる。

試験片 No. 5~9 に対する、HAZ の特性分布図から、破壊は靱性の局所的に劣化している谷部の一つから発生し、その発生箇所が同時に耐力が高原状に高くなった領域の端に相当することを観察した。破壊が発生したこれらの靱性の低い谷部は、必ずしも靱性の最も劣化した箇所ではないが、ほとんどの場合疲労予き裂先端線上で最も広い局所脆化領域となっていた。同様に、0.2% 耐力に関しても、破壊発生起点は最も広い局所硬化領域に位置していた。すなわち、限界 CTOD 値の低い場合の破壊発生は大きな局所脆化領域を起点としており、同時にその起点は大きな局所硬化領域の端と一致するといえる。

著者らの一部は以前に、マルテンサイト/母相の二相組織からの剥離特性がマルテンサイト形状に依存している事を説明するために、いくつかの形状の局所硬化域 (LHZ) に対する引張荷重下における LHZ 内・外部の応力歪分布を解析した¹⁵⁾。この解析の結果、LHZ 自体の降伏点に比べて非常に低い負荷応力下においても (母相の降伏点を僅かに上回る応力下で) LHZ はその角部および端面部から降伏し始め、一方 LHZ の内部は負荷荷重がかなり高くなっても降伏しない、という挙動を明らかにした。

以上の検討結果から、強度的不均質を有する多層溶接 HAZ からの破壊発生過程は以下のように説明できる。

HAZ の CTOD 試験片に曲げ荷重を負荷した場合、まず LHZ 周辺の軟質の組織部分から塑性変形が始まる。しかし、LHZ の端部は周囲の軟化部の塑性変形を受けて局所的に応力が上昇し、塑性変形を強いられる。ところが、LHZ は同時に局所的脆化領域でもあるため、僅かの塑性変形に対しても抵抗できる程の靱性を有しておらず、この LHZ の端部から亀裂が発生する。

この破壊発生モデルは LHZ が低い靱性レベルにある時にのみ成立し、試験片 No. 1~4 のように拘束が比較的強くなる板厚中央部近傍で疲労予き裂先端線上に明瞭な局所脆化領域が存在しない場合には、破壊の発生は試験片の全体的な塑性変形挙動によって支配されるものと考えられる。

以上は、破壊発生に対する強度的不均質の影響に関して定性的な解釈を与えるものであるが、ミクロ的な組織

との関係で微小き裂の発生, 進展から HAZ 全域にわたる破壊発生に至るプロセスを完全に説明するものではなく, 破壊発生機構の解明にあたっては今後定量的な観点から更に検討することが必要であると思われる。

4. 特性分布図の予測精度に関する検証

前節においては, 特性分布図の作成にあたって用いた仮定が妥当なものであるという立場に立って, 破壊発生に対する強度的不均質の影響を議論した。ただし, ここで用いた仮定が第一報の冶金学的観察結果に基づいているとはいえ, その定量的な予測精度を検証しておくことが必要である。しかし, 実際の多層溶接継手 HAZ 部に対して HAZ 中の個々の位置の引張特性, CTOD 特性を求めて検証することは, 実質上不可能に近い。そこで引張特性との相関が強い硬さ試験を通して, この検証を実施してみることにした。

まず, 第一報の再現熱サイクル試験で引張特性のわかっている試験片に対して, 硬さ試験を実施し, 引張特性を硬さ試験で類推できるかどうか調べてみた。

その結果を Fig. 7 に示す。ここでは, 第一報で実施しなかった入熱 1 kJ/mm の再現 HAZ 実験の結果も含めて示しており, 硬さの値はヴィッカース 98 N で実施した繰り返し 5 回の測定結果の平均値として求めた。Fig. 7 より, 再現熱サイクル材に対してもヴィッカース硬さと 0.2% 耐力との相関が強いことが認められる。Fig. 7 中の実線は, Cahoon の関係式¹⁶⁾ に準じて実験的に求められた式(2)¹⁷⁾ :

$$\frac{0.2\% \sigma_y}{g} = \frac{Hv}{3} \cdot \left(\frac{ey}{0.08} \right)^n \cdot \exp(-ey) \quad (2)$$

0.2% σ_y : 0.2% 耐力 (単位: N/mm²), Hv : ヴィッカース硬さ, ey : 0.2% 耐力における真歪 = 0.0055, n : 加工硬化指数 = 0.12 · ln (142 g/0.2% σ_y)^{17,18)}, g : 重力加速度 = 9.80665 m/s²。

を示している。この式は金属材料母材に対して得られたものであるが, 本研究の再現 HAZ においても, 三重熱サイクルの場合を除けば, 実験データと良く一致している。

Fig. 7 Relation between Vickers hardness and 0.2% proof stress for HAZ simulation test specimens.

三重熱サイクルに対して適合性が悪い理由は, A_{c1} 点以下の三回目の熱サイクルを受けた材料中の転位が炭化物によって固着される結果, 降伏点近傍の耐力が上昇するためと考えられる。硬さは降伏点のみでなく降伏後の加工硬化にも影響されるが, 式(2)では加工硬化指数を耐力のみの関数として求めているため, 実測値との差異が大きくなったものと思われる。この三重熱サイクル材に対する実測値と式(2)との差異は, 耐力において約 80 N/mm² であり, ちょうど Table 4 におけるテンパーサイクル材に対する補正值に相当する。すなわち, 前節の特性予測にあたって, テンパーサイクルの補正を行わなければ, 0.2% 耐力はヴィッカース硬さと式(2)の関係で良く対応するものと思われる。

そこで, 本報告で用いたのと同じ材料, 溶接方法で作製した溶接継手に対して, HAZ の硬さ試験を行い, テンパーサイクル補正を行わない場合の 0.2% 耐力の特性予測値を式(2)によって硬さに換算し, その実測値との対応性から, HAZ 特性予測方法の妥当性を検証した。Fig. 8 に比較した結果を示す。硬さ試験は鋼板表面から (a) 10 mm, (b) 15 mm, および (c) 20 mm の各位置において, ヴィッカース荷重を 9.8 N として 0.25 mm ピッチで測定した。

硬さの実測値と予測値との対応は, (a) の位置では若干良くないものの, (b) 及び (c) の位置では非常に良好であることがわかる。(a) の位置で実測値と予測値との対応があまり良くなかった原因としては, Fig. 8 の溶接多層盛方法からわかる通り, この位置で多くの溶接ビードが重なっているために, 各溶接ビードの Fusion line の形状が正確に把握できず, それによる誤差が発生したためと考えられる。

Fig. 8 Comparison in Vickers hardness between experiment and the estimation.

いずれにしても、その硬さ換算等の誤差を考慮しても、実測値と予測値との対応は良好であると考えられ、前節で用いた特性予測方法は各部の強度特性の観点からみれば本研究の目的に対して妥当なものであったと思われる。

5. 結 言

多層溶接 HAZ 部の強度的不均質がその破壊発生に与える影響を理解するために、第一報で実施した系統的な再現熱サイクル試験結果を利用して、HAZ 内の局所的な 0.2% 耐力、限界 CTOD 分布図を作成した。これらの特性分布図を用いて、全厚の実溶接継手に対する HAZ-CTOD 試験結果を解釈した結果、以下の結論を得た。

(1) 実溶接継手の CTOD 試験で完全な脆性破壊が得られた場合には、破壊は疲労ノッチ先端線上にある大きな局所硬化領域の端部から発生し、その発生点は必ずしも最も靱性が局所的に脆化した箇所に相当しないことが判明した。

(2) この場合、実溶接継手で得られた限界 CTOD 値は、破壊発生点における局所的な組織で得られた 10 mm 角の試験片による限界 CTOD 値と、その相対的大小関係において良く対応した。

(3) 破壊が局所硬化領域の端から生じる原因は、疲労予き裂先端における全体の塑性変形によって、局所硬化領域端部の応力がその局所的破壊発生限界応力に早く到達することに起因すると考えられ、同時にこの局所硬化領域における靱性も比較的にながくなっていることが破壊が先行するために相互作用を与えているものとして説明された。

以上より、靱性の不均一のみでなく、強度的不均質が破壊発生挙動に影響を与えていることが明確となったが、両者の関連において破壊発生のクライテリアを明確にするためには今後更に検討が必要であると思われる。

参 考 文 献

- 1) T. Haze and S. Aihara: Metallurgical Factors Controlling HAZ Toughness in HT50 Steels, IIW Doc. IX-1423-86 (1986).
- 2) D.P. Fairchild: Fracture Toughness Testing of Weld Heat-Affected Zones in Structural Steel, Fatigue and Fracture

Testing of Weldments, ASTM STP 1058, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1990), 117s-141s.

- 3) 貝原, 村山, 河野, 深川: 低温用鋼溶接部の限界 CTOD 値のばらつきに関する一考察, 溶接学会論文集, 第 2 巻, 第 1 号 (1984), 104s-112s.
- 4) 貝原, 村山, 河野, 南, 豊田, 佐藤: 低温用鋼溶接継手の破壊強度評価への曲げ限界 CTOD 値の意義について, 溶接学会論文集, 第 4 巻, 第 1 号 (1986), 176s-181s.
- 5) 土師, 栗飯原, 萩原, 内野, 川島, 富田, 千々岩: 高張力鋼溶接部限界 CTOD 値に及ぼす諸影響因子の検討, 日本造船学会論文集, 第 162 号 (1988), 447s-455s.
- 6) 豊田, 南: 溶接 HAZ 靱性評価のための CTOD 試験片採取のあり方, 日本造船学会論文集, 第 169 号 (1991), 279s-287s.
- 7) K. Arimochi and K. Isaka: Approaches to LBS Free Technologies, OMAE'91, ASTM (1991), 213s-219s.
- 8) 佐藤, 豊田, 南, 有持, 中西, 佐藤: 新しい局部 CTOD 仮説の提案とその溶接部への適用, 溶接学会論文集, 第 2 巻 (1984), 447s-454s.
- 9) 佐藤, 豊田, 佐藤: 強度の異なる材の接合面近傍に存在するき裂のまわりの応力・歪挙動, 溶接学会論文集, 第 3 巻 (1985), 617s-624s.
- 10) 豊田, 南, 羽田, 鈴木, 有持, 別所: 溶接 HAZ 切欠き材の応力・ひずみ挙動に及ぼす HAZ の耐力低下の影響, 溶接学会全国大会講演概要, No. 50 (1992), 262s-263s.
- 11) F. Minami, S. Hada, C. Ruggieri, M. Toyoda: Analysis of Strength Mis-Matching of Welds on Fracture Performance of HAZ-Notched Joint, IIW Doc. X-1254-92 (1992).
- 12) 鈴木, 別所, 豊田, 南: 多層溶接熱影響部における島状マルテンサイトの形態と破壊特性, 溶接学会論文集, 投稿中.
- 13) 中尾, 大重, 野井: 高張力鋼多層盛溶接熱影響部の組織分布, 溶接学会論文集, 第 3 巻, 第 4 号 (1985), 92s-99s.
- 14) BS7448: Fracture mechanics toughness tests, Part 1. Method for determination of K_{IC} , critical CTOD and critical J values of metallic materials, British Standard (1991).
- 15) F. Minami, H. Jing, M. Toyoda, F. Kawabata and K. Amano: Effect of Local Hard Zone on Fracture Initiation of Weld HAZ, IIW Doc. X-1254-92 (1992).
- 16) J.R. Cahoon: An Improved Equation Relating Hardness to Ultimate Strength, Metallurgical Transactions Vol. 3 (1972), 3040s-.
- 17) 佐藤(編): 溶接構造要覧, 黒木出版社 (1988), 51s-54s.
- 18) 萩原: 隅肉溶接トウ部の表面切欠からの脆性破壊発生特性評価, 日本造船学会論文集, 第 157 号 (1985), 333s-342s.