

調質鋼の多層盛溶接熱影響部の CTOD試験における延性破壊挙動

長谷川 俊永*・土師 利昭*・栗飯原 周二*²・岡本 健太郎*²

Ductile Fracture Behavior in CTOD Test of Multi-pass Weld Heat Affected Zone of
Quenched and Tempered High Strength Steels

Toshiei HASEGAWA, Toshiaki HAZE, Shuji AIHARA and Kentaro OKAMOTO

Synopsis : CTOD property of 780MPa class high strength steel weld HAZ was investigated by means of HAZ thermal cycle simulation. CTOD property improves as hardenability of steel increases as well as charpy impact property does in case the CTOD specimen fractures in brittle manner.

As the hardenability of steel increases, fracture mode changes from brittle to ductile one. However, steel with high hardenability shows low CTOD value, less than 0.2mm, even with ductile fracture mode. CTOD value with ductile fracture mode (δ_m) decreases with increasing hardness of steel.

Decrease in δ_m due to increasing hardness is attributed both to deterioration of CTOD value at ductile fracture initiation (δ_i) and ductile crack growth resistance (K).

δ_m value can be estimated from strain hardening exponent, ductile fracture properties (δ_i , K) and initial ligament size of a CTOD specimen.

Key words : heat affected zone (HAZ); toughness; CTOD; ductile fracture; weld thermal cycle; high strength low alloy steel; steel plate.

1. 緒言

溶接構造部材として用いられる高張力鋼では溶接熱影響部 (HAZ) の靱性が母材のそれに比べて劣化する場合が多く、HAZの靱性支配要因の研究およびHAZ靱性の優れた鋼材の開発が続けられている。

靱性の評価方法として従来からシャルピー試験が一般的に用いられてきているが、最近はさらに破壊力学に基づいた安全性設計に反映できるCTOD値で鋼材を評価する場合が増えている。

引張強さが490MPa級の比較的合金成分含有量の少ない高張力鋼については海洋構造物用鋼を中心として、多層盛溶接におけるHAZ靱性支配要因に関する研究がCTOD特性を中心に行われている^{1)~4)}。それらによれば、Fusion Line (FL) 近傍の溶融点近傍に加熱された粗粒組織が後続パスによりフェライト (α) -オーステナイト (γ) 二相域に再加熱された領域で靱性劣化が最も大きく、ここが局所脆化域 (Local Brittle Zone: LBZ) となる。

一方、引張強さが780MPa以上の調質高張力鋼の多層盛溶接HAZにおいては、490MPa級鋼とは異なり、後続パスにより A_c3 変態点直上の γ 単相域に再加熱された粗粒組織の靱

性劣化が大きいことが報告されている⁵⁾⁶⁾。しかし、合金成分によって最も靱性の劣化する熱履歴が変化する場合もあり⁷⁾、未解明な点が多い。また、従来の研究ではシャルピー衝撃試験により靱性を評価することが多く、CTOD特性に関する知見は少ない。

著者らは前報⁸⁾において、引張強さが780MPa以上の低C-Ni-Cr-Mo-Cu系調質高張力鋼の多層盛溶接HAZ靱性の支配因子解明を目的として、再現HAZ組織および靱性におよぼすNi, Mnの影響をシャルピー衝撃試験により調査し、理想焼入れ臨界直径に基づいた指標を用いることにより、Ni, Mn量、B添加の有無、熱サイクル条件の違いによらず再現HAZ組織比率を推定できること、再現HAZ靱性はこの指標とNi量で表されることを明らかにした。

シャルピー特性もCTOD特性と同様、基本的には脆性破壊の発生特性を最も強く反映している特性であると考えられる⁹⁾。したがって、CTOD特性とシャルピー特性には共通した支配因子が多いと推定される。しかし、CTOD特性に関しては硬さの影響が大きい¹⁰⁾、シャルピー特性は硬さよりも組織の影響が大きい¹⁰⁾等、両者で挙動が異なる点も多い。

そこで、本論文では再現熱サイクル材についてシャルピー衝撃試験とあわせて小型CTOD試験を行い、780MPa級高

平成6年9月29日受付 平成7年2月10日受理 (Received on Sep. 29, 1994; Accepted on Feb. 10, 1995)

* 新日本製鉄(株)大分技術研究部 (Oita R&D Lab., Nippon Steel Corp., 10aza-Nishinosu Oita 870)

* 2 新日本製鉄(株)技術開発本部 (Technical Development Bureau, Nippon Steel Corp.)

張力鋼のCTOD特性をシャルピー特性との比較において検討した。特に、延性破壊挙動についてはCTOD特性固有の問題があることを提起し、CTOD試験における延性破壊挙動を中心として考察した。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼の化学成分をTable 1に示す。シリーズA(鋼A1~A8)は小型真空溶解炉により溶製した。母材の低温靱性が優れた780MPa級鋼の化学成分をベースとして、溶接再現熱サイクルによる小型CTOD特性とシャルピー特性を比較し、両特性の相違点を明確にすることを目的として主としてNi, B量を変化させた。小型鋼塊を1250°Cで2h加熱した後、板厚13mmに熱間圧延し、焼入れ焼戻しを施して素材とした。焼入れは900°Cで1h加熱後水冷し、焼戻しは625°Cで1h加熱後水冷した。

シリーズBは、シリーズAにおいて得られた結果の検証のために比較として用いた商用鋼である。いずれも板厚が50mmで、引張強さが490MPaから780MPa級までの種々の鋼種である。シリーズBではシリーズAと同様、溶接再現熱サイクルを施して小型のCTOD特性を調査するとともに、実際の溶接継手のCTOD特性の調査も実施した。

2.2 溶接再現熱サイクル試験条件

シリーズAの各素材の板厚中心部から圧延方向に平行に採取した試験片に高周波誘導加熱により2種類の溶接再現熱サイクルを与えた。試験片の形状は、シャルピー試験用は12×12×55mm、小型CTOD試験用は12×22×100mmとした。一つは最高加熱温度(T_{p1})が1400°Cの単一サイクルでFL近傍の粗粒組織を再現するものである。他は上記熱サイクルを第一サイクルとし、さらに最高加熱温度(T_{p2})が900°Cの第二次熱サイクルを加えた二重サイクルである。これは、一般的に引張強さが780MPa級の鋼の多層盛HAZ靱性が最も劣化する Ac_3 変態点直上の γ 単相域に再加熱された粗粒組織を再現するための熱サイクルである。室温から T_{p1} , T_{p2} までの昇温時間は22s, 最高加熱温度における保持時間

は1sで、加熱後の冷却条件は800°Cから500°Cまでの冷却時間($\Delta t_{8/5}$)で30s(板厚50mmでの入熱4~5kJ/mmのサブマージアーク溶接条件に相当)である。

延性き裂の伝播抵抗を測定する試験片については、これらの熱サイクル条件以外にも、組織と硬さの種々の組み合わせを得るために、単一サイクルの冷却を水冷(WQ, $\Delta t_{8/5}=5s$)としたものや、 $\Delta t_{8/5}=30s$ の単一熱サイクル付与後、加熱温度が600°C, 保持時間が2h, 冷却条件が炉冷の熱処理を加えた熱サイクルも実施した。

シリーズBについては板厚の1/4の位置より圧延方向に平行に試験片を採取し、母材および熱サイクルを付与した材料で小型CTOD特性を調査した。熱サイクル条件は、シリーズBの中で再現HAZ組織の硬さおよびCTOD特性を広範囲に変化させるため、 T_{p1} が1400°Cで、 $\Delta t_{8/5}$ が30s~80sの単一サイクルとした。

2.3 溶接再現熱サイクル試験材のシャルピー試験および小型CTOD試験条件

シリーズAでは、熱サイクルを付与した試験片について2mmVノッチシャルピー衝撃試験および小型CTOD試験を実施した。シャルピー衝撃試験から50%破面遷移温度(FATT)を求めた。

小型CTOD試験は熱サイクルを与えた試験片から厚さ(B)=10mm, 幅(W)=20mm, 全長100mmの試験片に加工し、曲げスパン(L)=80mmの3点曲げ試験片により行った。ノッチ先端に疲労き裂を導入してノッチ全長を約10mmとし、試験温度は-30°Cで、繰り返し数は3とした。試験方法、CTOD値の換算方法はBS5762に準拠した¹¹⁾。また、代表的な鋼については延性破壊発生のCTOD値(δ_I)と延性き裂の伝播抵抗を求める目的で、载荷途中の各段階で除荷した後-196°Cで脆性破壊させて延性き裂の進展挙動を走査型電子顕微鏡(SEM)により観察した。

2.4 溶接継手CTOD試験条件

小型CTOD試験結果を実際の溶接継手で確認する目的で、シリーズBの鋼に対して入熱4.5kJ/mmの突合わせ多層盛サブマージアーク溶接を行い、原厚(B=50mm)でCTOD試験を実施した。溶接の開先形状はレ型で垂直側のFLに一致

Table 1. Chemical compositions of steels tested (mass% *ppm).

Series	Steel	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Mo	Nb	V	Ti	B*
Series A	A1	0.09	0.22	0.92	1.05	0.25	0.62	0.55	—	0.04	—	—
	A2	0.09	0.21	0.92	1.99	0.25	0.60	0.51	—	0.03	—	—
	A3	0.09	0.21	0.91	2.96	0.24	0.60	0.51	—	0.03	—	—
	A4	0.08	0.22	0.93	2.08	0.26	0.63	0.55	—	0.04	—	10
	A5	0.10	0.20	0.89	2.96	0.24	0.58	0.50	—	0.04	—	10
	A6	0.09	0.20	0.90	2.02	0.25	0.61	0.52	—	0.03	0.01	—
	A7	0.09	0.20	0.90	1.03	0.25	0.61	0.52	—	0.03	—	8
	A8	0.09	0.20	0.90	2.01	0.24	0.61	0.51	—	0.03	—	7
Series B	HT50A	0.09	0.27	1.48	0.02	0.01	—	—	0.02	—	0.01	—
	HT50B	0.08	0.36	1.45	0.19	0.21	—	—	0.03	0.04	0.01	—
	HT60	0.07	0.20	1.45	0.76	0.88	—	—	0.01	—	0.01	—
	HT80	0.12	0.23	0.93	2.26	0.18	0.44	0.39	—	0.04	—	11

(P \leq 0.010, S \leq 0.005mass%)

するように疲労予き裂付貫通ノッチを導入した。延性破壊の場合のCTOD特性は試験片形状の影響を受けることから、試験片の形状はW=BタイプとW=2Bタイプ(Bは試験片厚、Wは幅)の2種類とした。試験温度は -10°C とし、繰り返し数を3ないし6とした。

2・5 微視組織の観察、硬さの測定

熱サイクル試験後の試験片の熱サイクルが付与された部分の圧延方向に直角な断面(C断面)をピクラルで腐食し、光学顕微鏡により微視組織を観察した。また組織観察位置のビッカース硬さ測定も行った。

3. 実験結果

3・1 シャルピー特性とCTOD特性の相関

Fig. 1 にシリーズAについて、シャルピー特性(FATT)と -30°C での限界CTOD値(δ_c)の関係を硬さで層別して示す。なお、CTOD値は3本の平均値で示した。

CTOD試験の破壊モードは二つに区別される。すなわち、荷重-クリップゲージ変位図において荷重増加中に脆性破壊を起こし急激に荷重低下する場合と、安定的に最大荷重点に達しその後荷重が低下する過程で脆性破壊するか、最後まで延性破壊が進行する場合とに分けられる。そこで本報では、前者の破壊モードにおける限界CTOD値を示す場合は δ_u と記し、後者の破壊モードをm値破断と呼び、最大荷重点におけるCTOD値で表される限界CTOD値を δ_m と記すこととする。

Fig. 1 において、FATTの低下は鋼の化学成分あるいは熱サイクル条件により変態温度の低い組織へ変化することによって生じる⁷⁾。シャルピー特性が比較的劣るFATTが -30°C より高い領域では、FATTの低下にともなって δ_c は増加する傾向が認められる。これは硬さの増加にともなってシャルピー、CTOD両特性が同時に向上することを意味するものであり、この靱性向上は前報⁹⁾で示したように上部ベイナイトの割合が減少し、下部ベイナイトの割合が増加する

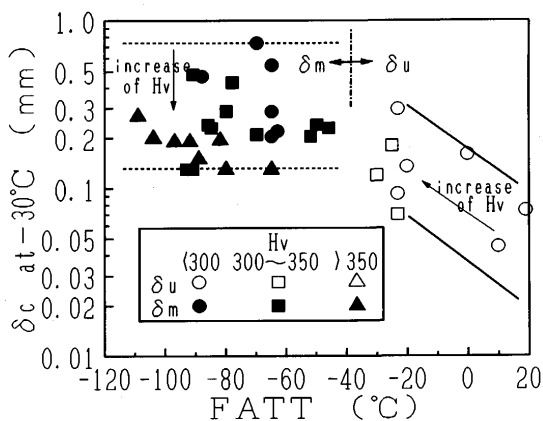


Fig. 1. Relation between Charpy transition temperature(FATT) and critical CTOD value of simulated HAZ(A1~A8).

ことに起因している。一方、FATTが良好な範囲(FATT $<-30^{\circ}\text{C}$)では -30°C におけるCTOD試験では全てm値破断する。m値破断した場合の δ_c (δ_m)はFATTとの相関関係は認められなくなり、むしろ、FATTの高い領域における δ_u の傾向とは逆に、硬さの上昇とともに低下する傾向を示す。ビッカース硬さ(Hv)が350程度以上になるとm値破断しても限界CTOD値が0.2mm以下程度と非常に低くなる場合も認められる。すなわち、再現HAZ組織が変態温度の低い組織に変化するにしたがって、シャルピー衝撃試験により得られる靱性値(FATT)は単調に改善されるのに対して、CTOD試験による特性は必ずしも改善されない。これはシャルピー試験では認められないCTOD試験特有の現象である。

490MPa級鋼では本報と同一形状の溶接再現熱サイクル小型CTOD試験における δ_m は1mm程度の十分高い値が得られており²⁾、実用上の問題は認められない。したがって、延性破壊にもかかわらず低いCTOD値しか得られない問題は本報で検討しているような合金含有量の比較的多い調質高張力鋼特有の問題と考えられる。

3・2 δ_m の支配要因

Fig. 1 から δ_m に対しては硬さの影響が大きいことが推定される。この点をさらに明確にするために、Fig. 1の結果に加えシリーズBの母材および溶接再現HAZ小型CTOD試験結果も含めて δ_m を硬さに対してプロットした結果をFig. 2に示す。490MPa級鋼の母材のフェライト・パーライトからNi量の高い780MPa級鋼の溶接再現HAZのマルテンサイト単相まで広範囲の組織を含むにもかかわらず、 δ_m は硬さとの相関が強く、硬さの上昇とともに単調に低下する結果が得られた。

Fig. 2の中で*印を付けた、 δ_m が極端に異なる小型CTOD試験片の破面をSEMにより観察した結果をFig. 3に示す。 δ_m の低い780MPa級鋼の溶接再現HAZ材(Hv=325)の破面は δ_m の高い490MPa級鋼の溶接再現熱サイクル材(Hv=200)と比べて、延性き裂の発生部に生じるstretched zoneの幅、およびそれに続く伸張dimpleの領域が短く、延性き裂の伝播領域に存在する等軸dimpleが非常に細かい。stret-

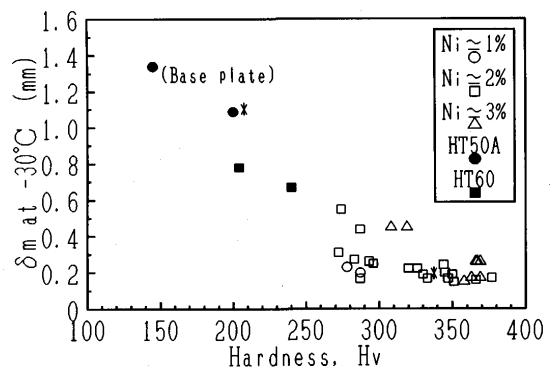


Fig. 2. Influence of hardness on CTOD value at maximum load point (ductile fracture).

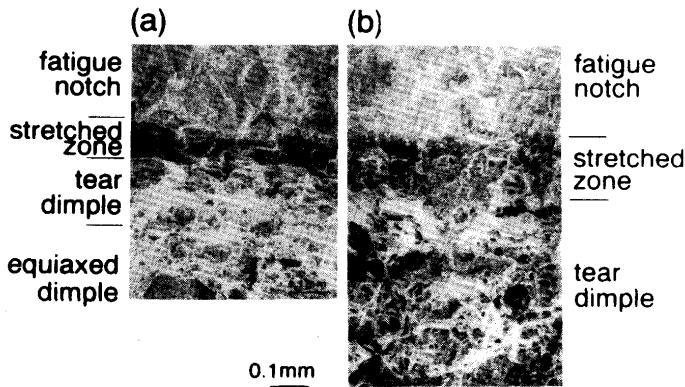


Fig. 3. Ductile fracture surface near fatigue notch tip of CTOD specimen.
 (a)Steel A2 (single cycle : $\Delta t_{8/5} = 30s$, $Hv = 325$, $\delta_m = 0.19mm$)
 (b)HT50A (single cycle : $\Delta t_{8/5} = 30s$, $Hv = 200$, $\delta_m = 1.05mm$)

ched zone幅や伸張dimpleの領域が短い点から延性破壊発生時の限界CTOD値 (δ_i) が低く¹²⁾, 等軸dimpleが細かい点から延性破壊の伝播抵抗が低いことが予想される。そこで,

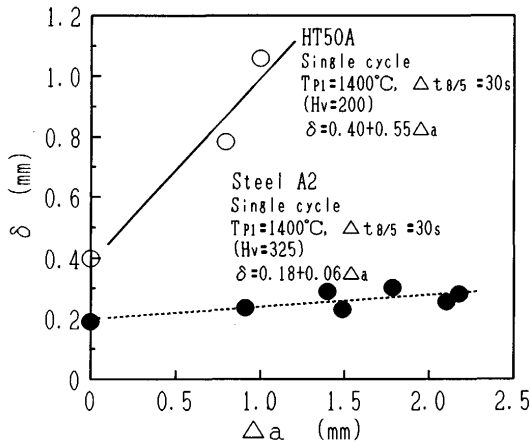


Fig. 4. Examples of ductile crack growth resistance curves for small size CTOD specimens.

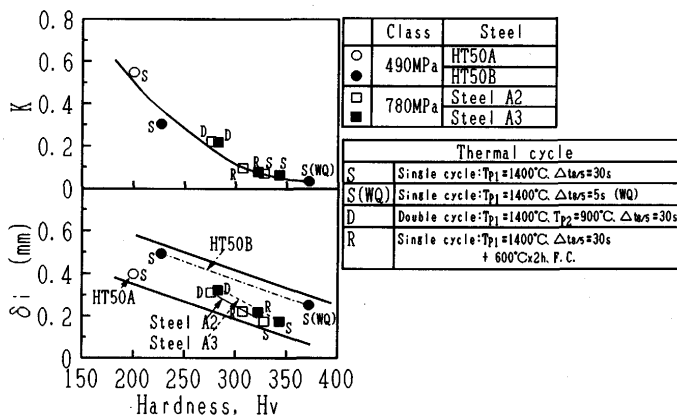


Fig. 5. Influence of hardness on CTOD value at ductile crack initiation (δ_i) and ductile crack growth parameter (K).

代表的な鋼について途中除荷法により延性破壊発生時の δ_i と延性き裂の伝播抵抗を求めた。結果をFig. 4 およびFig. 5 に示す。ここで、変形途中でのCTOD値 (δ) と延性き裂の長さ (Δa) の関係は近似的に (1) 式のように直線関係で表され、直線の傾き (K) を延性き裂の伝播抵抗とした。

$$\delta = \delta_i + K\Delta a \dots\dots\dots (1)$$

Fig. 4 中に求められた Δa と δ の関係式を示す。490MPa級鋼 (HT50A: 単一サイクル) に比べて780MPa級鋼 (A2: 単一サイクル) の場合、 δ_i が1/2程度に低下するとともに、Kの値も極端に小さい。これは明らかに延性き裂の発生抵抗とともに伝播抵抗も低いことを示している。

Fig. 5 に δ_i とKを硬さに対してプロットした結果を示す。鋼種、熱サイクル条件によらず δ_i , Kともに硬さと高い相関関係が認められ、硬さの上昇とともに δ_i とKは低下する。 δ_i は硬さの影響以外に鋼種による差も認められ、同一の硬さでも780MPa級鋼に比べて490MPa級鋼のHT50Bが良好な値を示す。一方、Kはほぼ硬さのみで決定され、鋼種の影響は明確には認められない。Kは硬さの上昇とともに急激に低下し、Hvが300程度以上では非常に低い値となる。

4. 考察

Fig. 5 に示されるように、硬さの上昇ともなう δ_m の低下は δ_i , Kで表される延性破壊特性の低下と関連性があると推定される。降伏応力が高い材料ほど δ_i が低下する傾向があることは一般的に認められる¹³⁾。強度あるいは硬さが高いほど延性破壊特性 (δ_i , K) が低下する理由は定性的には以下のように考えられる。

延性破壊はボイドの成長合体により進行するが、ボイドの成長は静水圧と歪硬化の影響を受け、静水圧が高く、歪硬化係数が小さいほどボイドの成長速度は大きい¹⁴⁾。一般的には強度 (硬さ) が高いほど歪硬化係数は小さい。したがって、硬さの高い材料ほどボイド成長が速く、延性破壊抵抗が低下する。もちろん、上記以外にもボイドの起点となる介在物、第二相などの分布も影響する。

以下において、CTOD試験片の形状およびその変形挙動とこれら延性破壊の指標との関係について考察する。

き裂の成長がない場合には切欠付き3点曲げ試験片の変形はリガメント部の固定点を中心とする剛体回転変形と近似できる¹⁵⁾。Fig. 6 に示すように、き裂の成長がある場合にもリガメント長さが変化することを考慮して上記と同様の仮定が成り立つものとする、荷重 (P) とクリップゲージの開口変位量 (V_0) はそれぞれ (2) 式, (3) 式を用いて曲げモーメント (M) と試験片回転角 (θ) に変換できる。また、Mと θ の関係は (4) 式のように表される¹⁶⁾。

$$M = \frac{PL}{4} \dots\dots\dots (2)$$

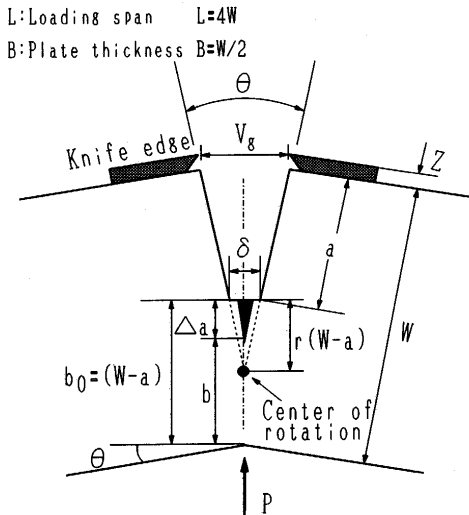


Fig. 6. Schematic description of ductile crack growth in 3-point bending type CTOD specimen.

$$\theta = \frac{V_g}{W - b_0 + \Delta a + r(b_0 - \Delta a) + Z} \dots\dots\dots (3)$$

$$\frac{M}{Bb^2} = F(\theta) \dots\dots\dots (4)$$

ここでLは曲げスパン、Wは試験片の幅、 $b_0 (= W - a)$ は試験片の初期リガメント長さ、 Δa は延性き裂長さ、 $b (= b_0 - \Delta a)$ は延性き裂が進展中のリガメント長さ、Bは試験片の厚さ、Zはナイフエッジの高さ、rは試験片が一定の回転中心のまわりを剛体回転とした場合の回転中心の位置を示す係数 (rotational factor)¹⁵⁾である。

十分に深い切欠きを有する曲げ試験では(4)式の左辺は試験片の寸法にあまり依存せず、 θ のみの関数として表せる。この仮定は試験片寸法により応力状態が変わらなければあまり大きな誤差を生じないと考えられる。また、延性き裂が生じた後は回転中心が移動するために誤差が増加すると考えられるがここでは無視する。(4)式は切欠き曲げ材における曲げモーメントと回転変形角の関係を表すもので、単軸引張における真応力-真歪曲線に対応すると考えられる。 $F(\theta)$ は θ とともに増加する関数で、材料の歪硬化指数が大きいほど増加率が大きくなる。

延性き裂発生後もリガメントに対する回転中心位置関係が一定であると仮定すれば θ と δ の関係は(5)式のように表せる。

$$\delta = r(b_0 - \Delta a)\theta \dots\dots\dots (5)$$

(4)式より、

$$M = Bb^2F(\theta) = B(b_0 - \Delta a)^2F(\theta) \dots\dots\dots (6)$$

回転角 θ と延性き裂長さ Δa の微小変化に対する曲げモーメントMの微小変化量は次式で表される。

$$dM = \frac{\partial M}{\partial a} da + \frac{\partial M}{\partial \theta} d\theta$$

$$= -2B(b_0 - \Delta a)F(\theta)da + B(b_0 - \Delta a)^2 \frac{dF(\theta)}{d\theta} d\theta \dots\dots (7)$$

一方、(1)、(5)式から次式が得られる。

$$\delta_1 + K\Delta a = r(b_0 - \Delta a)\theta \dots\dots\dots (8)$$

上式は延性き裂進展時の延性き裂長さと回転角の関係を表すものである。 $\delta = \delta_m$ となる最大荷重点においては曲げモーメントMが最大となるので、(8)式を微分して得られるdaとd θ の関係(7)式に代入し、 $dM = 0$ とおき、整理すると次式が得られる。この式を満足する θ が最大荷重点における θ で、これを θ_m とする。

$$\left(\frac{dF(\theta)}{d\theta} \right)_{\theta = \theta_m} = \frac{2r}{K + r\theta_m} \dots\dots\dots (9)$$

$F(\theta)$ は歪硬化指数が大きいほど勾配が急になる関数であるので、上式から求まる θ_m は歪硬化指数が大きい材料ほど大きくなる。また、延性き裂進展抵抗Kが大きいほど θ_m が大きくなる。最大荷重点における延性き裂長さ Δa_m は(8)式の θ を θ_m とおくことにより求まる。また、最大荷重点における δ 、 δ_m は(5)式の Δa を Δa_m とおくことにより次式のように表される。

$$\delta_m = r \left(b_0 - \frac{r b_0 \theta_m - \delta_1}{K + r\theta_m} \right) \theta_m \dots\dots\dots (10)$$

$$\delta_m = \frac{Kr\theta_m}{K + r\theta_m} b_0 + \frac{\delta_1 r \theta_m}{K + r\theta_m} \dots\dots\dots (11)$$

上式から δ_m は延性破壊抵抗を表す材料因子であるKと δ_1 および歪硬化指数に依存し、Kと δ_1 が大きいほど、また、歪硬化指数が大きいほど大きくなるのがわかる。このことは、硬さの上昇とともにKと δ_1 が低下するのに対応して(Fig. 4) δ_m が低下する実験結果(Fig. 2)と一致する。

試験片サイズに関しては、(11)式より δ_m は初期リガメント長さ $b_0 (= W - a)$ の1次式となっており、 δ_m は試験片サイズが大きい方が高い値を示すことになる。

(11)式に基づいてFig. 4の溶接再現熱サイクル材の δ_1 とKの値を用いて b_0 と δ_m の関係を780MPa級鋼(鋼A2)および490MPa級鋼(HT50A)について求めた。 θ_m の値を(9)式から求めるにあたり、 $F(\theta)$ を定める必要がある。 $F(\theta)$ は弾塑性数値解析などから求めることも可能であるが、ここでは実験で得られた $V_g - P$ 曲線を変換した $\theta - M$ 曲線($F(\theta)$)を用いて(9)式から θ_m を求めた。ここで、rotational factor (r)は一般的には0.3~0.5程度が用いられる。しかし、実際には変形中に連続的に変化し¹⁴⁾、さらに延性き裂が生じた後の値については適切な値は求められていない。そこで、ここでは実際のデータから逆算して得られた値を用

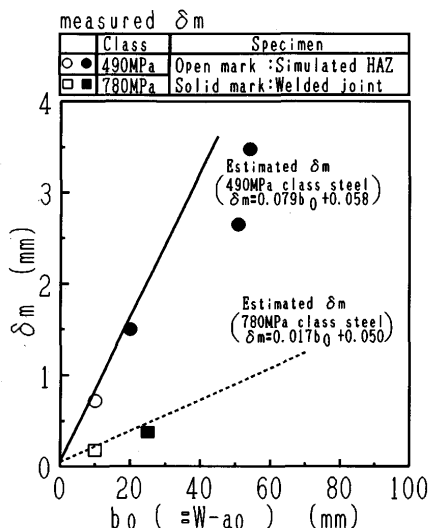


Fig. 7. Influence of Ligament width ($b_0 = W - a$) on δ_m . (comparison of estimated δ_m and measured δ_m)

いた。すなわち、最大荷重点における δ (δ_m)、 θ (θ_m) と V_0 の実測値を (3) 式と (5) 式を連立させて延性き裂長さ Δa を消去した関係式に代入して r の値を求めた。このようにして得られた r の平均値は約 0.5 で、変形量が大きい場合に求められている実測値に近く¹⁷⁾、また深い切欠き試験片におけるすべり線場理論による解ともほぼ一致するので妥当な値であると考えられる¹⁵⁾。このようにして求めた b_0 と δ_m の関係を次式に示す (単位: mm)。

$$\delta_m = 0.017b_0 + 0.050 \quad (780\text{MPa級鋼: A2}) \quad \dots\dots(12)$$

$$\delta_m = 0.079b_0 + 0.058 \quad (490\text{MPa級鋼: HT50A}) \quad \dots(13)$$

Fig. 7 に (12), (13) 式に基づいて推定した δ_m と再現熱サイクル材および実溶接継手で得られた実測値とを比較した結果を示す。実継手はいずれも板厚 (B) は 50mm の一定とし、リガメント長さを変化させたが、 b_0 と δ_m との関係では実測値と推定値は良好な一致を示しており、実際の継手 CTOD 試験における m 値破断の場合の CTOD 値は (11) 式に基づいて推定が可能である。

Fig. 7 によれば 780MPa 級鋼の δ_m は 490MPa 級鋼の δ_m に比べてかなり低く、初期リガメントサイズ (b_0) が大きくなるほどその差は大きくなるが、 δ_m の値自体はリガメントサイズが大きくなれば高くなる。したがって、小型試験で得られる δ_m の値が小さくても、リガメントサイズが大きい試験片あるいは構造部材ではリガメント長さに比例して δ_m が増大することが期待できる。

5. 結論

引張強さが 780MPa 級以上の調質高張力鋼の溶接熱影響部の CTOD 特性について検討し、脆性破壊挙動についてはシャルピー特性と CTOD 特性は共通の組織要因に支配される場合が多いが、延性破壊挙動については CTOD 特性固有の問題が存在することを示した。以下に、CTOD 試験において延性破壊 (m 値破断) する場合の CTOD 値と材料因子との関連性を考察した結果を示す。

(1) 脆性破壊特性を改善するために焼入性を高めると一定温度の CTOD 試験においては m 値破断 (安定な延性破壊により最大荷重を示す破壊形態) を呈するようになるが、その CTOD 値 (δ_m) は硬さの上昇とともに低下し、m 値破断しても CTOD 値が 0.2mm 以下となる場合がある。

(2) 硬さの上昇とともに δ_m が低下するのは、硬さの上昇とともに延性破壊発生時の CTOD (δ_i) と延性き裂の伝播抵抗 (K) が低下するためである。

(3) δ_m は材料の延性破壊特性を表す因子である K と δ_i 、および歪硬化特性、さらに CTOD 試験片の初期リガメントサイズ (b_0) により決定され、これらの因子の 1 次式 ((1) 式) による推定値と実測値とは良好な一致を示した。

(4) 推定式から、780MPa 級鋼の δ_m は 490MPa 級鋼の δ_m に比べて低いが、 δ_m の値自体はリガメントサイズに比例して高くなるため、780MPa 級鋼で m 値破断しても限界 CTOD 値が低い問題は板厚が小さい場合に限りされると予測される。

文 献

- 1) 土師利昭, 粟飯原周二, 萩原行人, 川島喜樹果, 内野耕一, 富田幸男, 千々岩力雄: 鉄と鋼, **74** (1988), p.1105
- 2) 土師利昭, 粟飯原周二, 大野恭秀, 内野耕一, 川島喜樹果, 富田幸男, 千々岩力雄, 三村 宏: 製鉄研究, **326** (1987), p.36
- 3) 千々岩力雄, 為広 博: 材料とプロセス, **3** (1990), p.1966
- 4) S.Aihara and T.Haze: Proc. Int. Conf. and Expo. on Fatigue, Corrosion Cracking, Fracture Mechanics and Failure Analysis, (1986), 8517-001
- 5) 千葉秀隆, 五 弓紘, 山場良太, 松田昭一: 鉄と鋼, **71** (1985), p.S590
- 6) 長谷川俊永, 土師利昭, 粟飯原周二: 鉄と鋼, **72** (1986), p.S1544
- 7) 鈴木和久, 下山仁一: 三菱重工技報, **3** (1966), p.75
- 8) 長谷川俊永, 土師利昭, 粟飯原周二, 岡本健太郎: 鉄と鋼, **80** (1994), p.481
- 9) 長谷川俊永, 粟飯原周二: 材料とプロセス, **4** (1991), p.1898
- 10) 大谷泰夫, 寺崎富久長, 邦武立郎: 鉄と鋼, **58** (1972), p.434
- 11) BS5762-1979, 'Method for Crack Opening Displacement (COD) Testing', (1979), [BSI]
- 12) 大路清嗣, 小倉敬二, 武藤睦治, 井戸川博, 内田秀紀, 堀木正之: 材料, **27** (1978), p.31
- 13) 脆性破壊発生に基づく鋼材の材質判定基準の確立に関する研究, 日本溶接協会鉄鋼部会技術委員会 TM 委員会, (1975)
- 14) F.A.McClintock: Journal of Applied Mechanics, (1968), p.363
- 15) 山田嘉昭: 塑性力学, (1974), p.247 [日刊工業新聞社]
- 16) J.R.Rice, P.C.Paris and J.G.Merkle: ASTM STP 536, (1973), p.231
- 17) R.F.Smith: Ph.D.Thesis, University of Cambridge, (1972)