

引張強度 50 kgf/mm² 級高張力鋼溶接熱影響部の 限界 CTOD に及ぼす局所脆化域の影響

論文
//////////
//////////
//////////

土師 利昭*・栗飯原周二*²・萩原 行人*²・川島喜樹果*³
内野 耕一*⁴・富田 幸男*⁵・千々岩力雄*⁶

Influence of the Local Brittle Zone on Critical CTOD of Weld HAZ in 50 kgf/mm² Tensile Strength Steels

Toshiaki HAZE, Shuji AIHARA, Yukito HAGIWARA, Yokimi KAWASHIMA,
Kouichi UCHINO, Sachio TOMITA and Rikio CHIJIWA

Synopsis :

An investigation was made to clarify the influence of Local Brittle Zone (LBZ) on critical CTOD (δ_C) of multi-pass weld Heat-Affected Zone (HAZ) and metallurgical factors controlling the toughness of the LBZ by using four HT50 structural steels of various chemical compositions. The multi-pass welded joint exhibited low δ_C in case the fatigue-crack front of a COD specimen reached LBZ. The LBZ was identified to be a grain-coarsened zone reheated between A_{C1} and A_{C3} by the subsequent welding pass. Simulated HAZ with double thermal cycle reproduced the main microstructure of the LBZ. In the simulated HAZ COD test, cleavage fracture was initiated from a high carbon-martensite-island formed by the reheat-thermal cycle. By temper-thermal cycle due to further welding pass, the martensite-islands were decomposed into cementite-ferrite aggregates to various degree, depending on the chemical compositions of the steels. The higher degree of the decomposition resulted in the greater increase in δ_C . Close correlation was found between the minimum value of the measured δ_C in the welded joints and δ_C of the simulated HAZ with triple thermal cycle.

Key words : welding ; Heat Affected Zone (HAZ) ; toughness ; CTOD ; steel plate ; high strength low alloy steel ; weld thermal cycle ; martensitic island ; simulation.

1. 緒 言

北海で操業される石油掘削リグをはじめとする大型溶接構造物は使用環境の過酷化に伴い、より高い信頼性に伴い、より高い信頼性が要求されるようになり、溶接部の靱性値としてシャルピー試験値に加え、限界 CTOD 値 (Crack Opening Displacement : δ_C) が要求されることが一般的となった¹⁾。

溶接熱影響部 (Weld Heat-Affected Zone : HAZ) のシャルピー特性に関してはこれまで多くの冶金的研究がなされてきたが²⁾、HAZ の δ_C に及ぼす諸要因はまだ十

分に検討されていない³⁾⁴⁾。

本論文では海洋構造物用 50 kgf/mm² 級高張力鋼について多数の溶接継手 COD 試験を行うとともに、HAZ 内の組織を忠実に再現した熱サイクル材の COD 試験を実施し、HAZ の δ_C に及ぼす局所脆化域の影響を検討した。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼はすべて製鉄所の厚板工程で製造された板厚 50 mm の鋼板で、その化学成分と機械的性質をおの

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 4 月 24 日受付 (Received Apr. 24, 1987)

- * 新日本製鉄(株)厚板・条鋼研究センター (Plate, Bar, Shape & Wire Rod Research Lab., Nippon Steel Corp.)
- *² 新日本製鉄(株)厚板・条鋼研究センター 工博 (Plate, Bar, Shape & Wire Rod Research Lab., Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)
- *³ 新日本製鉄(株)大分技術研究室 (Oita R&D Lab., Nippon Steel Corp.)
- *⁴ 新日本製鉄(株)八幡技術研究部 (Yawata R&D Lab., Nippon Steel Corp.)
- *⁵ 新日本製鉄(株)名古屋技術研究部 (Nagoya R&D Lab., Nippon Steel Corp.)
- *⁶ 新日本製鉄(株)君津技術研究部 (Kimitsu R&D Lab., Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical compositions of steels tested (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	V	Al	Ti	N	Ca	C _{eq} *
A	0.09	0.36	1.47	0.004	0.002	0.21	0.19	0.026	0.040	0.033	0.007	0.0026	0.0044	0.370
B	0.11	0.37	1.50	0.004	0.001	0.22	0.21	0.027	—	0.027	0.006	0.0024	0.0046	0.396
C	0.08	0.26	1.44	0.003	0.003	—	—	0.013	—	0.029	0.008	0.0027	0.0030	0.337
D	0.18	0.35	1.46	0.002	0.002	—	—	—	—	0.032	0.007	0.0027	0.0040	0.423

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

の Table 1 及び Table 2 に示す。鋼 A は Cu-Ni-Nb-V 系，鋼 B は Cu-Ni-Nb 系，鋼 D は高 C 系の焼ならし鋼である。鋼 C は低 C-微量 Nb 系の水冷型 TMCP 鋼である。鋼 A, B 及び C は BS 4360-50D 規格相当の鋼板であるが，鋼 D はこれらと比較して降伏点が低い。

2.2 継手 COD 試験

上記 4 鋼板につきサブマージアーク溶接 (SAW) 継手を製作し，これより COD 試験片を加工して HAZ の δ_C を求めた。

開先形状は K 型とし，溶接入熱は初層を除き，45 kJ/cm を目標とした。また，溶接ワイヤー位置を垂直側開先面から一定に保ち，垂直な Fusion Line (FL) が得られるように注意した。

継手 COD 試験片の切欠位置は，溶接線に垂直な側面をマクロエッチし，表裏最終パスを除いた部分で最も多く粗粒組織が含まれるように決定した。次に，均一な疲労予き裂形状を得るため，溶接金属部を中心に板厚方向に 1% の圧縮歪みを与え，残留応力除去を行った。その後，機械切欠加工を行い，BS-5762 規格⁵⁾ に従って疲労予き裂を導入した。COD 試験は， -10°C に冷却されたエチルアルコール中に試験片を一定時間保持した後，400 t 万能試験機により行った。荷重-クリップゲージ変位を X-Y 記録計に記録し，BS-5762 に従って δ_C を算定した。試験本数はおのおの 15 本とした。ただし，鋼 B については δ_C の分布を詳細に調査する目的で 75 本とした。

COD 試験後の両側破断試験片について，疲労予き裂先端でき裂伝播方向に垂直な面を切断・研磨・ナイター腐食し，疲労予き裂位置を確認した。一例を Photo. 1 に示す。また 0.25 mm 以下の低 δ_C を示した試験片につき，走査型電子顕微鏡により脆性破壊発生点を確認し，その点を通り，上記ノッチ位置確認面に平行な面を研磨し，破壊発生点の微視組織を判定した。

2.3 再現 HAZ COD 試験

HAZ 内の FL に沿った組織と靱性を再現する目的で再現 HAZ COD 試験を実施した。各鋼板の板厚方向の 1/4 位置から採取した 12×22×100 mm の試験片に，高周波誘導加熱により溶接再現熱サイクルを試験片に与え

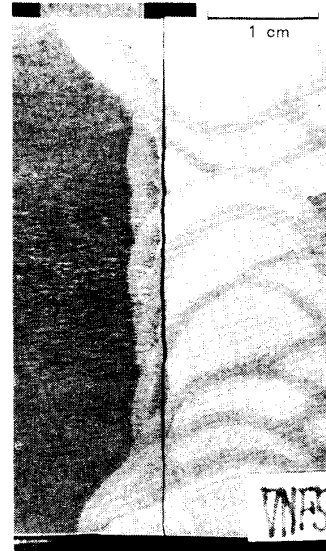


Photo. 1. Typical macro-etched section of the weld HAZ COD specimen, which shows straight fusion line and the location of fatigue pre-crack front close to the fusion line : steel A.

Table 2. Mechanical properties of the base metals.

Steel	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	T_{p2} ($^{\circ}\text{C}$)
A	398	498	37	-101
B	390	519	35	-87
C	430	519	32	-93
D	328	525	33	-28

た。再現熱サイクル条件を Fig. 1 に示す。まず，FL 付近の粗粒組織を再現するために最高加熱温度が 1400°C の単一熱サイクルを与えた。加熱後の 800°C から 500°C までの冷却時間は継手作製時の溶接条件のそれに相当する 20 s とした。次いで，後続溶接パスによる再加熱を再現するために，この単一熱サイクルを第一次熱サイクルとし， 450°C から 1300°C までの 7 温度を最高加熱温度 (T_{p2}) とする第二次熱サイクルを加えた二重熱サイクルを与えた。さらに，遠方の溶接パスによる焼もどしを再現するために，二重熱サイクルに加えて， $350, 450, 500^{\circ}\text{C}$ を第三次熱サイクルの最高加熱温度 (T_{p3}) とする三重熱サイクルを与えた。この時の T_{p2} は二重熱サイクル材の COD 試験で最低の δ_C を示した値とした。

熱サイクルを与えた試験片から 10×20×100 mm の小型 COD 試験片を加工し、疲労予き裂を導入後、5 t アムスラー試験機により、-10°C で試験した。試験本数は各条件 3 本とした。試験片の一部について破面及び微視組織を詳細観察した。

3. 実験結果

3.1 継手 COD 試験

Fig. 2 に継手 COD 試験の δ_C をワイブル確率紙上にプロットした結果を示す。鋼 A と鋼 B は高い確率で低 δ_C を示した。鋼 C は 0.18 mm の低 δ_C の 1 点を除きすべて延性破壊による最大荷重を示した。鋼 D は他鋼より高い最低 δ_C を示したが、脆性破壊を生じる確率は鋼 C より高かった。

Fig. 3 に 0.25 mm 以下の δ_C を示した試験片の脆性破壊発生部の組織に関するヒストグラムを示す。破壊発生部はすべて HAZ の FL 近傍の再加熱を受けた粗粒組織

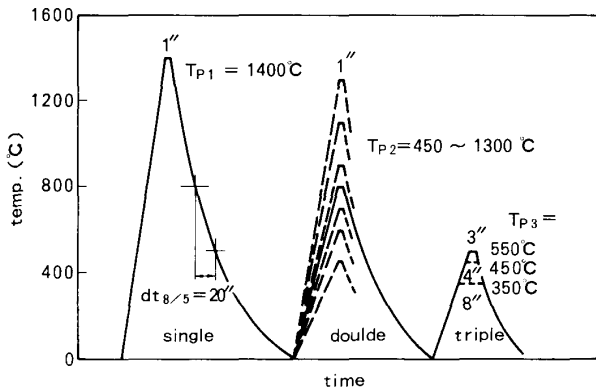


Fig. 1. Thermal cycle patterns for simulated HAZ COD test.

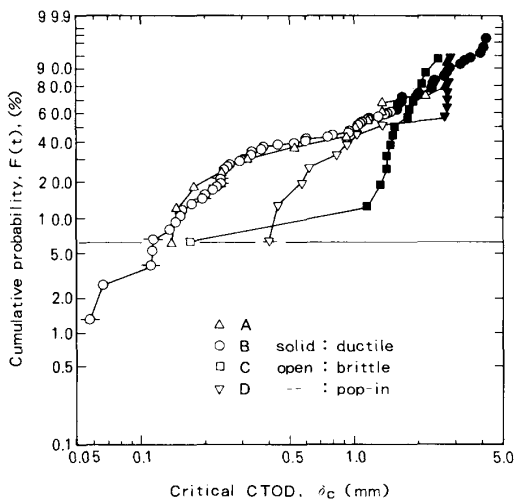


Fig. 2. Cumulative distribution of critical CTOD (δ_C) on WEIBULL paper: as-welded HAZ, -10°C.

組織であつたので、(1) A_{c1} 変態温度以下に再加熱された粗粒組織 (Subcritically Reheated Grain-Coarsened Zone: SCGC) と、(2) A_{c1} , A_{c3} 点の中間温度域に再加熱された粗粒組織 (Intercritically Reheated Grain-Coarsened Zone: ICGC) の 2 種類に分類した。同図から明らかなように低 δ_C を示した試験片のほとんどで ICGC から脆性破壊が発生した。

3.2 再現 HAZ COD 試験

Fig. 4 に単一及び二重熱サイクル材の δ_C を示す。単一熱サイクル材では鋼 C, A, B, D の順序で δ_C が低下した。二重熱サイクル材では、 T_{p2} が 450°C の場合、鋼 B ではやや差があるものの、全鋼で単一熱サイクル材とほぼ同等の δ_C を示した。 T_{p2} が 700°C 及びそれ以下で鋼 A, B, C はほとんど δ_C の変化を示さなかつたのに対し、鋼 D は δ_C の回復を示した。 T_{p2} が 750°C と 800°C で全鋼とも急激な δ_C の低下を示し、鋼 A 及び鋼 B は特に著しい低下を示した。 T_{p2} が 900°C で再び高い δ_C を示し、それ以上の温度では T_{p2} の上昇とともに δ_C は低下し、1300°C ではほぼ単一熱サイクル材の δ_C と同等の値となつた。

Photo. 2 に単一及び二重熱サイクル材の微視組織を鋼 A を代表として示す。単一熱サイクル材は上部ベイナイト主体の粗粒組織であつた。二重熱サイクル後は T_{p2} が 700°C で単一熱サイクル材と同様な上部ベイナイト組織であつた。 T_{p2} が 800°C で寸法が 10 μ m 以下の島状組織が存在し、特に旧オーステナイト粒界に沿つて列状に生成した。 T_{p2} が 900°C で細粒のフェライト・パーライト組織を示し、さらに T_{p2} の上昇によつて粒が粗大化すると共に、上部ベイナイト生成量が増加し、単一熱サイクル材の組織に近づいた。この組織観察から

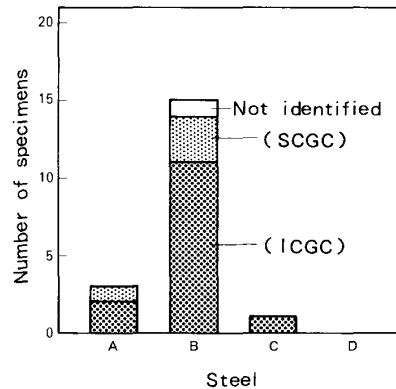


Fig. 3. Histogram on microstructure at the initiation point of brittle fracture: As-Welded HAZ (AW), $\delta_C < 0.25$ mm.

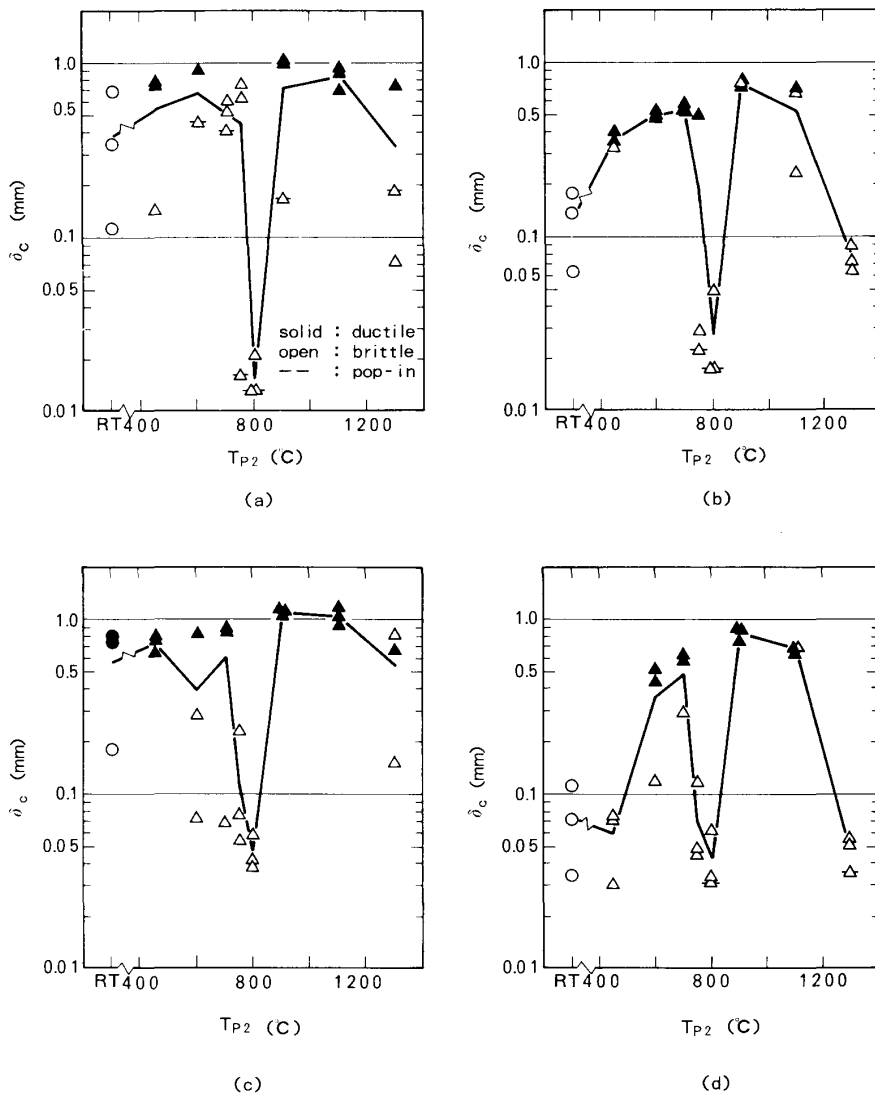


Fig. 4. Critical CTOD (δ_c) of simulated HAZ at -10°C : single ($T_{p2} = \text{RT}$) and double cycle, $T_{p1} = 1400^\circ\text{C}$, (a) steel A, (b) steel B, (c) steel C, (d) steel D.

800°Cは A_{c1} と A_{c3} の中間温度であることがわかる。

Photo. 3に鋼Aで T_{p2} が800°Cの熱サイクル材のCOD試験片($\delta_c = 0.013 \text{ mm}$)の両側破面を走査型電子顕微鏡で観察した結果を示す。片側破面の破壊発生部には約 $3 \mu\text{m}$ の塊状組織が存在し、反対側の破面にはこれに対応する凹みが観察された。また、へき開破壊はこの塊状組織のごく近傍から放射状に伝播しているのが観察された。

Fig. 5に三重熱サイクル材の δ_c を示す。ここで、Fig. 4に示したように、 T_{p2} が800°Cにおいて鋼材によらず著しい δ_c の低下を生じたので、三重熱サイクル試験でも T_{p2} を800°Cとした。鋼Aでは T_{p3} が500°Cまでの範囲で δ_c は大きく変化せず、0.05 mm以下の低いレベルを保った。同様に、鋼Bでは T_{p3} の上昇とともに δ_c は回復するものの、500°Cにおいても0.1 mm以下の低値を示した。一方、鋼Cでは T_{p3} の上昇とともに δ_c は急激に回復し、 T_{p3} が450°Cを境としてそれ

以上の温度で延性破壊を示すようになった。鋼Dも鋼Cと同様に著しい δ_c の回復を示し、 T_{p3} が450°C以上で δ_c が0.1 mmを超えた。しかし、 T_{p3} が500°Cで、 δ_c が高い値であるものの、脆性破壊を生じたことは鋼Cと異なる。

Photo. 4に、 T_{p2} が800°Cの二重熱サイクルで生成した島状組織が次の T_{p3} が450°Cの第三次熱サイクルによつて変化する様子を鋼A及び鋼Cにつき二段抽出レプリカ法によつて観察した結果を示す。鋼Aの二重熱サイクル材では内部にラス状組織を有する島状組織が観察される。第三次サイクルが加わると、一部の島状組織が微細析出相に変化したのが観察されるが、依然として二重熱サイクル材と同様な島状組織が多数残存する。一方、鋼Cの二重熱サイクル材では第二相の一部がパーライト状組織となり、島状組織の量は鋼Aより少ない。さらに、三重熱サイクル材では島状組織は非常に少なくなった。

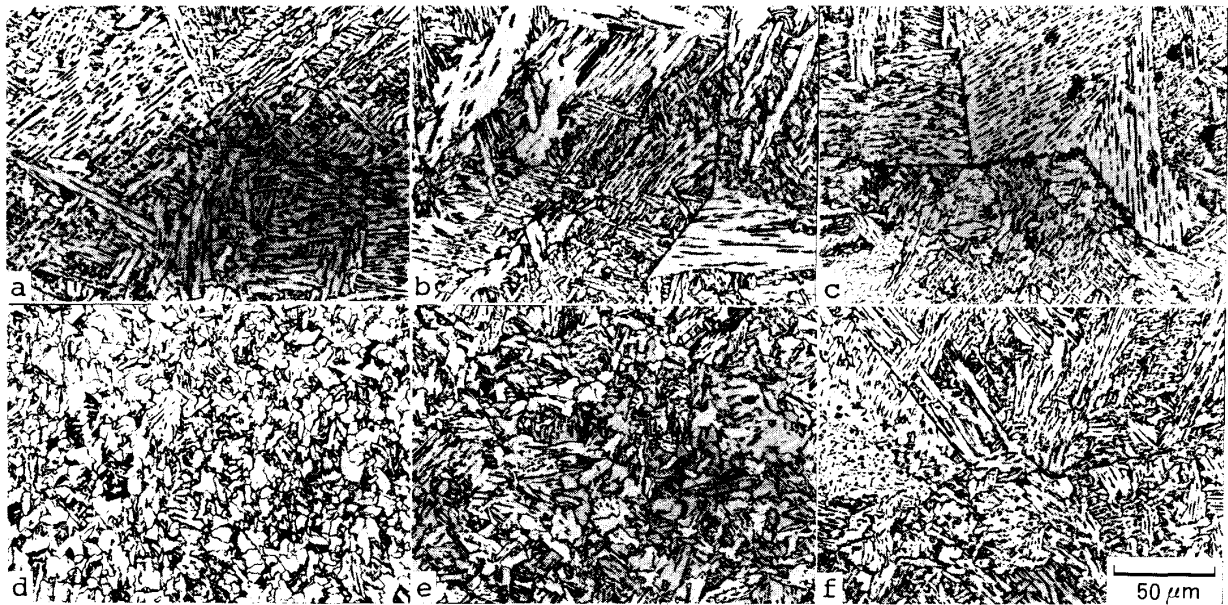


Photo. 2. Microstructures of simulated HAZ: steel A, single and double cycle, $T_{p1} = 1\,400^\circ\text{C}$, a: $T_{p2} = RT$ (single), b: $T_{p2} = 700^\circ\text{C}$, c: $T_{p2} = 800^\circ\text{C}$, d: $T_{p2} = 900^\circ\text{C}$, e: $T_{p2} = 1\,100^\circ\text{C}$, f: $T_{p2} = 1\,300^\circ\text{C}$.

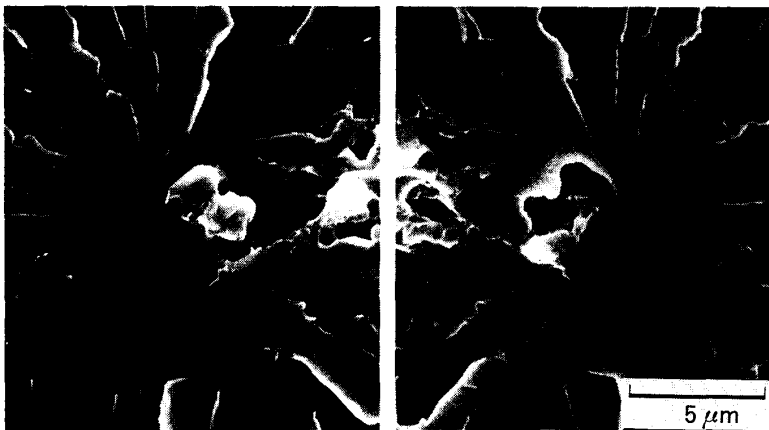


Photo. 3. Fracture surfaces at the initiation point of fracture in the simulated HAZ COD test piece (scanning electron microscopy): steel A, double cycle ($T_{p1} = 1\,400^\circ\text{C}$, $T_{p2} = 800^\circ\text{C}$, $\delta_C = 0.013\text{ mm}$ at -10°C).

4. 考 察

4.1 最脆化組織とその靱性支配因子

Fig. 3 に示したように、継手 COD 試験において 0.25 mm 以下の低い δ_C を示した試験片の破壊発生点の多くは ICGC であった。このことは Fig. 4 に示したように、二重熱サイクル材の再現 HAZ COD 試験において A_{c1} と A_{c3} の中間温度である 800°C に再加熱された粗粒組織が著しい δ_C の低下を示した結果と一致する。従つて、ICGC が 50 kgf/mm^2 級高張力鋼の多層盛溶接 HAZ の最脆化組織であると結論できる。

中尾ら⁶⁾ が 60 kgf/mm^2 級高張力鋼について検討したように、粗粒ベイナイト組織がフェライト・オーステナイト二相域に加熱された時、逆変態オーステナイトは高炭素となり、焼入性が著しく高くなるため、冷却過程に

おいて島状マルテンサイトあるいは Martensite-Austenite Constituent (MA)⁷⁾ に変態する。Photo. 2-c 及び 4-a, c に示した島状組織もこれと同じものと判断される。

Photo. 3 に示した塊状組織は大きさが約 $3\text{ }\mu\text{m}$ であり、組織観察で得られた島状組織の大きさとほぼ一致する。また、破壊発生点に存在する同様な塊状組織のオージェ分光分析によると、炭素の濃化が観察された⁹⁾ ことから、これは先に述べた島状組織であると推定される。従つて、この島状組織がへき開破壊発生に深く関与し、低い δ_C を生じる直接の原因であると結論できる。

Fig. 5 に示したように δ_C は第三次熱サイクルによつて著しく改善される場合があり、その T_{p3} 依存性は鋼材により大きく異なつた。第三次熱サイクルによつて変化するのは主として低温変態生成物であり、従つて、そ

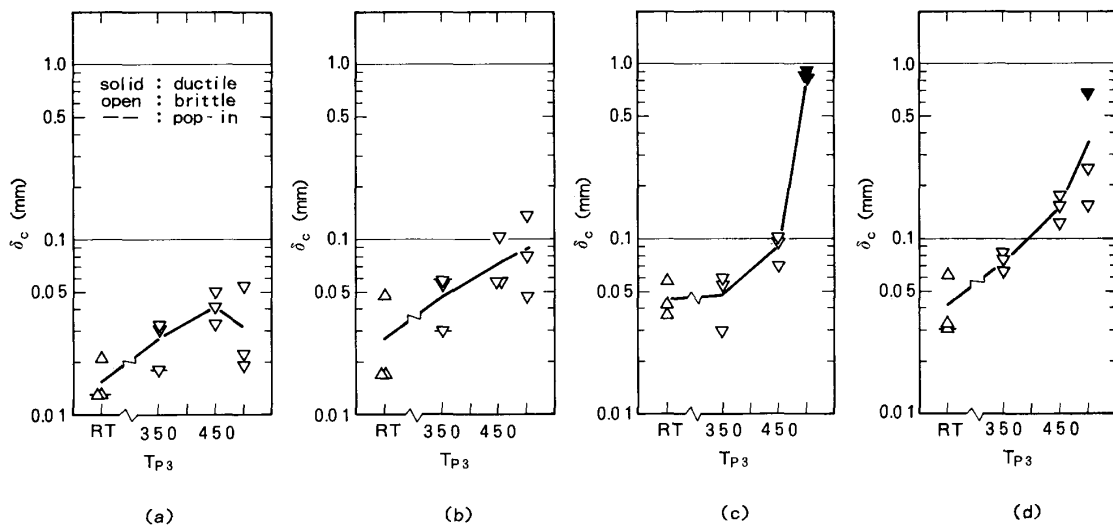
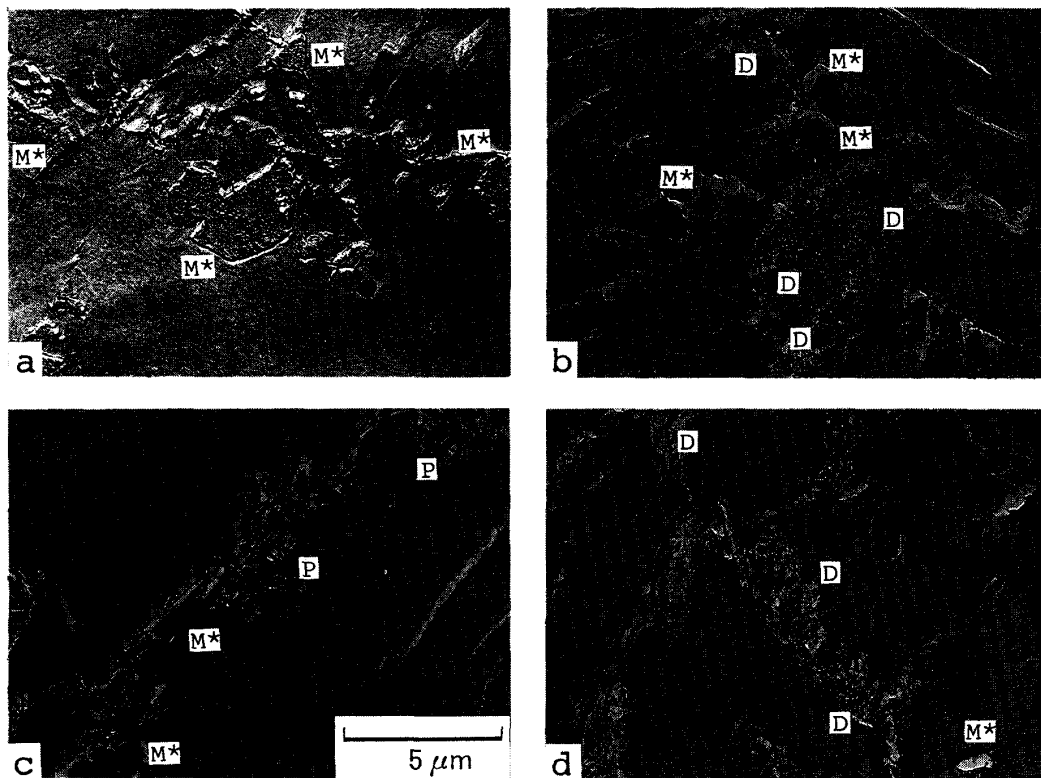


Fig. 5. Critical CTOD (δ_c) of simulated HAZ at -10°C : double ($T_{P3} = \text{RT}$) and triple cycle, $T_{P1} = 1400^\circ\text{C}$, $T_{P2} = 800^\circ\text{C}$, (a) steel A, (b) steel B, (c) steel C, (d) steel D.



M* : Undecomposed martensite island D : Decomposed martensite island P : Degenerated pearlite

Photo. 4. Microstructures of simulated HAZ (extraction replica): double ($T_{P1} = 1400^\circ\text{C}$, $T_{P2} = 800^\circ\text{C}$) and triple ($T_{P1} = 1400^\circ\text{C}$, $T_{P2} = 800^\circ\text{C}$, $T_{P3} = 450^\circ\text{C}$) cycle, a : steel A, double cycle, b : steel A, triple cycle, c : steel C, double cycle, d : steel C, triple cycle.

の時の島状組織の変化（以下、第三次熱サイクル後、走査型電子顕微鏡で変化が認められないものを未分解、析出分散相に変化したものを分解と称する）の程度は δ_c の回復と対応するように思われる。そこで、三重熱サイ

クル材について、未分解の島状組織量を測定し、 δ_c との対応を調査した。ナイタルで腐食した試料を走査型電子顕微鏡で観察し、各条件7視野について3500倍で写真撮影を行い、島状組織が列上に生成した旧オーステ

ナイト粒界に沿った 10 μm 幅の領域内で、未分解島状組織の面積を画像解析装置で測定し、10 μm 幅の領域の面積に対する面積率 (f_{M^*}) を算定した。ここで、測定領域を旧オーステナイト粒界近傍に限定したのは、破面観察からこの領域に存在する島状組織から破壊が発生したと推察される場合が多かつたためである。Fig. 6 に示すように、鋼材によらず δ_C は f_{M^*} と高い相関があり、 f_{M^*} の減少とともに δ_C は上昇した。従つて、未分解の島状組織量が多層盛溶接 HAZ の最脆化組織である ICGC の靱性を支配する最も重要な冶金因子であると結論できる。

4.2 継手 HAZ 最低 δ_C と再現 HAZ δ_C の相関

継手 COD 試験において鋼材間に明瞭な δ_C の差が生じたにもかかわらず、再現 HAZ COD 試験で最脆化組織である ICGC を再現した、 T_{p2} が 800°C の二重熱サイクル材の δ_C は 4 鋼とも一様に極めて低かつた。このことは継手 HAZ における最脆化組織の靱性を再現するには、さらに後続ビードによる再々加熱（第三次熱サイクル）まで考慮する必要があることを意味している。前項では第三次熱サイクルの影響を検討し、 δ_C は T_{p3} に大きく依存することを示した。従つて、再現 HAZ COD 試験の結果を継手 COD 試験に適用するためには継手 HAZ での T_{p3} の推定が必要となる。そこで、HAZ 内の最高加熱温度の分布に関する数値計算⁸⁾ により T_{p1} が 1400°C、 T_{p2} が 800°C の点として定義される継手最脆化部の T_{p3} を溶接入熱 (q) と溶接ビード積層

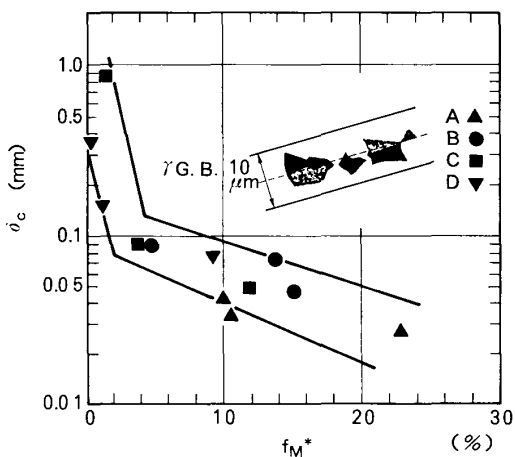


Fig. 6. Relation between critical CTOD (δ_C) and area fraction of martensite island (f_{M^*}): simulated HAZ, triple cycle ($T_{p1}=1400^\circ\text{C}$, $T_{p2}=800^\circ\text{C}$, $T_{p3}=350, 450, 500^\circ\text{C}$). δ_C is the average of each 3 specimens. f_{M^*} was measured in the 10 μm-wide-band along the prior austenite grain boundary.

厚さ (t_b) 及びパス間温度の関数として算定した。Fig. 7 は T_{p3} を $q-t_b$ 平面上に等温線として図示したものである。図中の太破線は標準的な SAW 継手における t_b の実測値の平均である。本実験では $q=45\text{ kJ/cm}$ であり、 t_b は約 0.65 cm となる。パス間温度が 100~150°C であつたことから、 T_{p3} は約 450°C と推定される。

Fig. 8 に再現 HAZ COD 試験の三重熱サイクル材において T_{p3} が 450°C の δ_C (三本の平均値) と継手 COD 試験の最低 δ_C を比較した結果を示す。ただし、鋼 B は他と試験本数が異なるため、Fig. 2 において異積頻度が他の鋼と同じ 1/15 となる時の δ_C を採用した。同図から、これら両者の間にはよい相関が存在することがわかり、継手靱性推定には三重熱サイクルを与えた再現 HAZ COD 試験が有効であることが明らかとなつた。

ところで、鋼 C は継手 COD 試験において 1 本のみ低い δ_C を示し、その他はすべて延性破壊であつた。実継手では t_b が各溶接ビードごとに異なるため、 T_{p3} も変動することが予想される。鋼 C の場合、 T_{p3} が 450°C を境として ICGC の靱性が急激に回復する。 t_b が小さく、 T_{p3} が 450°C を超える加熱を受ける ICGC の靱性は高くなるため、継手 COD 試験片の疲労予き裂先端が低靱性の ICGC に一致する確率が低下し、低 δ_C の出現確率が低かつたものと推定される。

一方、鋼 D の 3 種類の再現 HAZ COD 試験結果を比較すると、単一熱サイクルにより再現される、再熱を受けない粗粒部 (Unaltered Grain-Coarsened Zone: UAGC) の δ_C は T_{p3} が 450°C から 500°C の三重熱サイクルで再現される ICGC の δ_C より低く、UAGC が最脆化組織となるように見える。ところが、最終パスにより生成される UAGC は継手 COD 試験では試験片の疲労予き裂線上において塑性拘束が低い板厚表面に近い位置でわずかに存在するだけであり、UAGC は破壊発生位置になり得なかつたため、低 δ_C が出現しなかつたものと考えられる。さらに、鋼 D のように T_{p2} が A_{c1} 以下の低い範囲で SCGC の δ_C が低値を示す場合 (Fig. 4-(d)) には最脆化組織として ICGC に加え、SCGC に対する考慮も必要になる。SCGC の最低 T_{p2} を Fig. 7 と同様な方法で推定すると約 600°C となり、この温度における鋼 D の SCGC の δ_C は Fig. 4-(d) より約 0.3 mm で、この値は T_{p3} が 450°C から 500°C の ICGC における δ_C の 0.15~0.4 mm (Fig. 5-(d)) とほぼ同程度となる。従つて、鋼 D は SCGC から ICGC にかけて広い範囲にわたり、比較的低い靱性を有することが推定される。継手 COD 試験で鋼 D の最低 δ_C は 4 鋼中最も高かつたにもかかわらず、鋼 C と比較して多くの試験片で

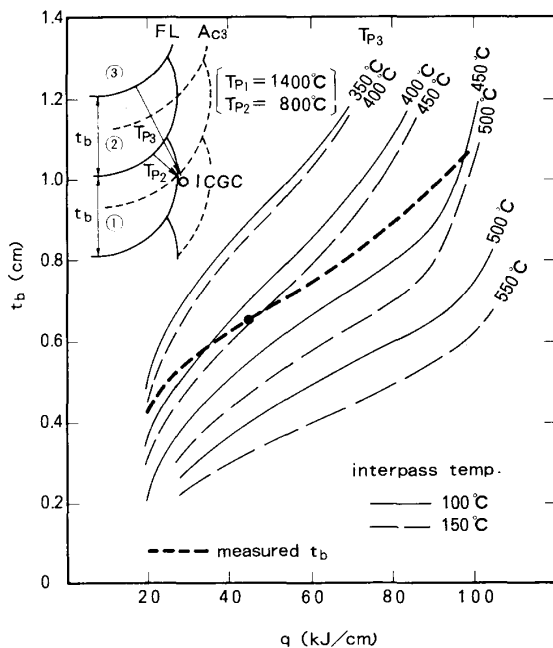


Fig. 7. Isotherms of third peak temperature (T_{p3}) at the ICGC as a function of the bead thickness (t_b) and heat input (q). Thick broken line is the measured t_b (average) for submerged arc-welded joints.

平均的には低い δ_c を示したことは、この再現 HAZ COD 試験から予想される結果とよく一致する。

Fig. 2 に示したように継手 COD 試験の δ_c は一定の試験条件でも大きく変動した。 δ_c の変動要因としては (1) HAZ 内の疲労予き裂位置に起因する要因と (2) 最脆化部自体の靱性変動に大別される。上記のように、多層盛溶接 HAZ の最脆化域は FL に沿った数 mm 程度の粗粒域内に存在する、大きさが 1 mm 以下の ICGC である。このような微小領域が疲労予き裂先端近傍に生ずる狭い高応力・歪み域に一致する確率は低く、(1) の要因が δ_c 変動の主要な因子であると考えられる。一方、(2) の変動要因として、均一な鋼でも本質的に有する靱性変動の他に、上記のように ICGC における T_{p3} の変化に起因する靱性の変動も考えられる。鋼 C のように T_{p3} により ICGC の靱性が大きく変動する場合には (2) の要因が大きいものと考えられる。

5. 結 論

50 kgf/mm² 級高張力鋼の多層盛溶接継手 COD 試験及び再現 HAZ COD 試験から得られた主な結論は以下のとおりである。

(1) 継手 COD 試験において低い限界 CTOD (δ_c) を示した試験片の脆性破壊発生部は Ac_1 と Ac_3 の中間温

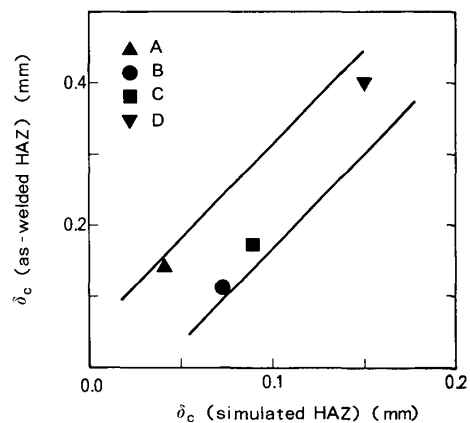


Fig. 8. Relation between critical CTOD (δ_c) of as-welded HAZ for $F(t) = 1/15$ and δ_c of simulated HAZ with triple cycle at $T_{p3} = 450^\circ\text{C}$.

度域に再加熱された粗粒ベイナイト組織を有し、これが多層盛溶接 HAZ の最脆化組織である。

(2) 最脆化組織は島状マルテンサイトを有し、これが低 δ_c をもたらす直接の原因である。

(3) 最脆化部は後続溶接パスにより Ac_1 点以下の再加熱を受け、島状組織は分解する。分解の程度は再加熱温度と鋼材の化学成分に大きく依存し、分解が促進されるほど、 δ_c の回復は著しい。

(4) 上記結果より、最脆化部の再加熱まで考慮した三重熱サイクル再現 HAZ COD 試験により最脆化部の靱性が再現でき、継手 HAZ COD 試験の δ_c と相関のあることを示した。

本研究遂行にあたり、継手 COD 試験において多大なご協力を賜った新日本製鉄(株)中央研究本部堀井彦氏に対し、また、熱伝導計算プログラムを御提供いただいた同糟谷正氏に対し深く謝意を表します。

文 献

- 1) H. G. PISARSKI and J. D. HARRISON: 2nd Int. Conf. on Offshore Welded Structures (1982年11月), paper No. 22
- 2) 日本压力容器研究会議, 溶接継手部の靱性に及ぼす各種要因 (1983年9月)
- 3) 中西睦夫, 小溝裕一, 深田康人: 溶接学会論文集, 4 (1986), p. 447
- 4) 貝原正一郎, 村山武弘, 河野武亭, 深川宗光: 溶接学会論文集, 2 (1984), p. 104
- 5) BS-5762 (1979) [British Standards Institution]
- 6) 中尾嘉邦, 大重広明, 野井伸吾, 西 泰彦: 溶接学会論文集, 3 (1985), p. 773
- 7) 平井征夫: 溶接学会誌, 50 (1981), p. 37
- 8) 糟谷 正, 百合岡信孝: 溶接学会全国大会講演概要, 34 (1984), p. 18
- 9) T. HAZE and S. AIHARA: IIW Doc. IX-1423-86 (1986)