

# 溶接熱影響部の靱性に優れた極低温仕様高強度海構材

## Offshore Structural Steel Plates for Extreme Low Temperature Service with Excellent HAZ Toughness

一宮 克行 ICHIMIYA Katsuyuki JFE スチール スチール研究所 鋼材研究部 主任研究員 (課長)  
藤原 高礎 FUJIWARA Takaki JFE スチール 西日本製鉄所 (倉敷地区) 鋼材商品技術部厚板・鍛造室 主任部員  
鈴木 伸一 SUZUKI Shinichi JFE スチール 厚板セクター部 主任部員 (副部長)

### 要旨

石油や天然ガスの開発地域が寒冷地域や氷海域に広がってくるにつれ、鋼材に対して、より高強度、厚肉かつ低温靱性が要求されてきている。海洋構造物用鋼材の主要な特性である溶接継手 CTOD (亀裂先端開口変位) 特性に対しては、 $-40^{\circ}\text{C}$  低温仕様のニーズも高まっていた。従来、HAZ (溶接熱影響部) 靱性の向上のためには、TiN などのピン止め粒子による旧  $\gamma$  粒の微細化や M-A (Martensite-austenite constituent) 低減のための低 C、低 Ceq (低炭素当量)、低 Si、低 P、低 Nb 設計が行われてきたが、今回新たに結晶粒成長抑制のピン止め効果と変態核能の両方を有する Ca 系介在物を用いて、ベイナイト主体の HAZ 組織において組織微細化と靱性向上を達成した。これにより、板厚 76.2 mm の CTOD  $-40^{\circ}\text{C}$  極低温仕様 YP (降伏点) 420 MPa 級高強度鋼を開発した。

### Abstract:

Higher strength and toughness are required for offshore steel plates used for natural gas and petroleum resources development, as installation areas of structures move into arctic areas. The main property of offshore structure steel is the crack tip opening displacement (CTOD) property of weld joint, and the demand for satisfying  $-40^{\circ}\text{C}$  of CTOD test temperature specification has increased. For the improvement of heat affected zone (HAZ) toughness, coarse austenite grain is suppressed by the pinning effect of TiN and oxysulfides, and low-C, -carbon equivalent (Ceq), -Si, -P, -Nb are adopted to decrease the martensite-austenite (M-A) constituents. Furthermore, by Ca inclusion which has the pinning effect of grain coarsening and ability to nucleate ferrite grain, finer bainite HAZ microstructure and excellent HAZ toughness are achieved, and yield point (YP) 420 MPa class high strength steel was developed.

## 1. はじめに

近年、エネルギー需要の増加にともない海洋油田・ガス田開発が活発化し、掘削および生産に用いられる海洋構造物の建造量が増加している。開発地域は従来の温暖地域から、寒冷地域や氷海域に広がりつつあり、鋼材に対しては、より高強度、厚肉化とともに、低温靱性も要求されるようになってきた<sup>1-4)</sup>。特に、海洋構造物は万一の事故が起きた際の影響が甚大であるため、シャルピー衝撃試験に加えて、破壊力学に基づいた溶接継手部の CTOD (Crack tip opening displacement) 特性が求められる<sup>5,6)</sup>。一般的に CTOD 特性の要求仕様温度は  $-10^{\circ}\text{C}$  であるが、最近では  $-40^{\circ}\text{C}$  低温仕様のニーズも高まってきている。

海構材の溶接には、サブマージアーク溶接 (SAW: Submerged arc welding) やフラックスコアードアーク溶接 (FCAW: Flux-cored wire arc welding) の多層盛溶接が適用される。多層盛溶接の熱影響部 (HAZ; Heat affected zone)

は繰り返しの複雑な熱サイクルを受ける。特に、靱性が低く CTOD 特性を低下させる組織は、融点近傍に加熱される粗粒熱影響部 (CGHAZ; Coarse grain HAZ) と CGHAZ が次パスの溶接熱サイクルを受けて、フェライト ( $\alpha$ ) とオーステナイト ( $\gamma$ ) の 2 相域に再加熱される ICCGHAZ (Inter-critically reheated CGHAZ) である。これらは局所脆化域 (LBZ; Local brittle zone) と呼ばれている<sup>7-10)</sup>。特に、ICCGHAZ は、2 相域温度に再加熱される際に逆変態で生成した  $\gamma$  に炭素が濃化し、引き続き冷却過程で M-A (Martensite-austenite constituent) を含む靱性の低い上部ベイナイトを生成させるため、CTOD 特性への悪影響が大きい。鋼材の高強度・厚肉化ニーズに対応するためには、鋼成分に合金元素を添加し、炭素当量を増加させる必要がある一方、溶接継手性能の観点からは M-A 量を増加させ CTOD 特性を著しく低下させることになるため、母材強度と継手 CTOD 特性の両立は困難となる。特に、高強度・低温仕様になるほど、その両立は難しい。

このような課題に対応するために、JFE スチールは、高度なマイクロロイング制御を用いた溶接熱影響部靱性向上

表 1 開発鋼の目標特性

Table 1 Target properties for the developed steel

| Grade | Thickness (mm) | Steel plate           |          |                             | Welding method | Weld joint |                          | CTOD properties          |
|-------|----------------|-----------------------|----------|-----------------------------|----------------|------------|--------------------------|--------------------------|
|       |                | Tensile properties *1 |          | Charpy impact properties *1 |                | Heat input | Charpy impact properties |                          |
|       |                | YS (MPa)              | TS (MPa) | vE-60 (J)                   |                | (kJ/mm)    | vE-60 (J)                | CTOD value at -40°C (mm) |
| YP420 | 76.2           | 420-540               | 517-640  | ≥48                         | FCAW<br>SAW    | 0.7<br>5.0 | ≥48                      | ≥0.30                    |

\*1 T. P.: T-Direction

YS: Yield strength, TS: Tensile strength, vE: Absorbed energy, CTOD: Crack-tip opening displacement  
FCAW: Flux-cored wire arc welding, SAW: Submerged arc welding

技術に Ca 系介在物を活用した技術を加えることにより、溶接熱影響部韌性に優れた極低温仕様海構材を開発した。

本論文では、開発した CTOD-40℃仕様 YP (降伏点) 420 MPa 級鋼の特長ならびにその鋼板と溶接継手の性能について紹介する。

## 2. 開発鋼の成分設計および製造技術

### 2.1 目標性能

表 1 に開発鋼の目標性能を示す。EN10225 (EN: European Norm) 規格の S420 および S460, NORSOK (norsk sokkels konkuransesposisjon) 規格の MDS-120 Y30/Y35, API (American Petroleum Institute) 規格の 2 W Grade 60 鋼に準拠し、板厚 76.2 mm, CTOD 仕様温度を -40℃とした。

### 2.2 溶接継手の CTOD 特性向上

開発鋼の HAZ 韌性向上のための考え方を図 1 に示す。前述のとおり CGHAZ は、溶接熱により鋼の融点直下まで加熱され、 $\gamma$  粒が粗大化した領域である。CGHAZ の韌性向上のためには、結晶粒粗大化を抑制する粒子の分散が有効であり、従来から高温で安定な析出物である TiN<sup>11,12)</sup> や、酸硫化物<sup>13-15)</sup> が用いられてきた。粒成長抑制のためには Zener の式<sup>16)</sup> ( $R = \alpha \cdot r / f$ ,  $R$ : 結晶粒径,  $\alpha$ : 定数,  $r$ : 析出物粒子半径,  $f$ : 体積分率) で表されるように、より微細な粒子をより多く分散させることが必要である。TiN 制御については、Ti, N の添加量および Ti/N 比を厳密に制御しつつ、製造段階での熱履歴も最適化し、最も効果的な分布状態で CGHAZ の韌性向上を実現している。

開発鋼は、継手低温韌性の要求を満足させるため、TiN 制御技術に加えて新たに粒内ベイナイト変態促進による HAZ 組織微細化を行なった。当社は、造船や建築分野において、大入熱溶接継手の HAZ 韌性改善のため、Ca 系介在物の  $\alpha$  変態核としての機能を活用した大入熱溶接用鋼をすでに開発・実用化している。これらは  $\alpha$  組織が主体となる HAZ 組織制御に Ca 系介在物を活用したものであるが<sup>17)</sup>、HAZ 組織がベイナイト主体となる高強度鋼の小入熱溶接

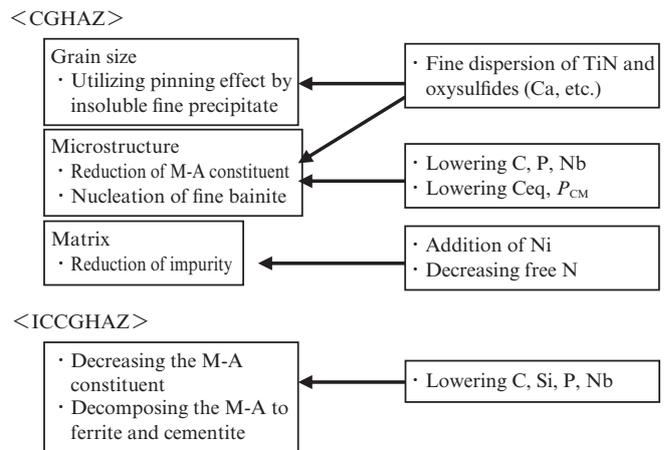


図 1 HAZ 韌性向上の考え方

Fig. 1 Concept of improving heat affected zone (HAZ) toughness

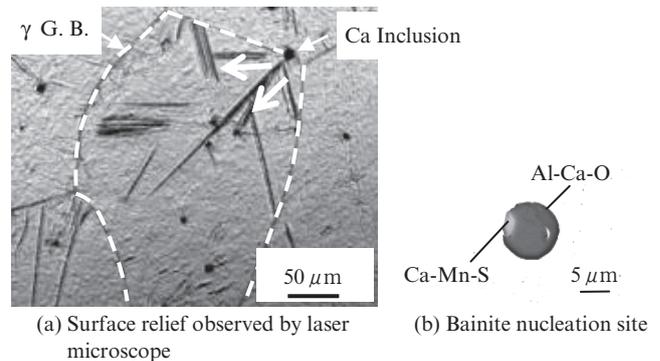


図 2 変態挙動および介在物観察

Fig. 2 Observation of transformation behavior

HAZ 組織の微細化にも同介在物の効果があることを新たに見だし、開発鋼に適用した。Ca 系介在物は、鋼中に分散することで粒界移動を抑制しつつ、小入熱溶接の冷却過程においてもベイナイト変態核になる、ピン止めと変態核の両方の機能を有し、HAZ 組織の微細化、高韌化に寄与していると考えている。その例を図 2 に示す。レーザー顕微鏡を用いて小入熱溶接の熱履歴を再現したヒートパターンを付与し、冷却過程における Ca 系介在物の効果を調査した。観察された Ca 系介在物は、主として Mn や Al などと複合化

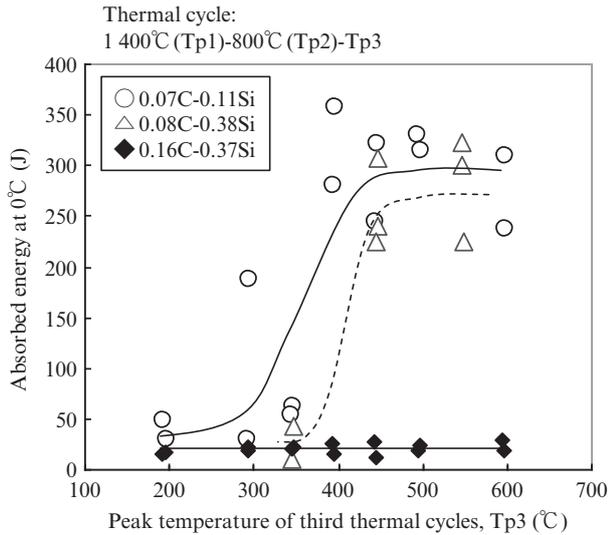


図3 再現 HAZ 韌性に及ぼす C および Si 量の影響

Fig. 3 Effect of Carbon and Si contents on ICCGHAZ toughness in simulated heat affected zone (HAZ)

した酸硫化物である。図中で確認できるように、Ca 系介在物は粒界移動をピン止め効果により抑止しつつ、ベイナイト変態の核としても機能していることが分かる。Ca 系介在物については、実製造において最適な組成・形態になるべく、添加量や製造条件を精緻に制御している。

もう一方の LBZ である ICCGHAZ は、1 パス目で生成した CGHAZ が次パスの熱影響により  $A_{C1}$  と  $A_{C3}$  点間の  $(\alpha+\gamma)$  2 相域に加熱された領域である。逆変態過程で、生成したオーステナイトは炭素固溶量が大きいため、炭素がフェライトからオーステナイトに分配、濃化する。この状態で続く冷却により、炭素が濃化したオーステナイトは M-A を多く含む脆弱な上部ベイナイト組織を形成し、韌性が低下する。この組織の韌性向上のためには、前組織である CGHAZ の微細化と M-A 量の低減<sup>18)</sup>が重要である。M-A の生成を抑制するためには、最も影響の大きい低 C、低  $C_{eq}$  (低炭素当量) 化が重要であることに加えて、低 Si、低 P、低 Nb 化が有効である<sup>2,3)</sup>。図 3 に 3rd サイクルの再加熱による ICCGHAZ 韌性に及ぼす C 量と Si 量の影響を示す。C 量と Si 量を低減することにより、約 400°C の再加熱でも韌性が向上する。これは Si がセメンタイトにはほとんど固溶せず、Si を低減することにより、セメンタイトの生成を促進し、M-A が分解されやすくなるためである<sup>19)</sup>。この効果により、多層盛溶接

熱影響部の LBZ サイズが減少し、韌性の向上を図ることができると考えられる。

また、マトリクス韌性の向上のためには、P、N などの不純物元素の低減や Ni の適正添加が有効である。Ni は韌性への悪影響を抑えつつ強度上昇が可能な元素であり、他の合金元素とのバランスを考慮した適性量の添加を行っている。

### 3. 開発鋼板の特性

#### 3.1 化学成分と製造プロセス

開発鋼の化学成分を表 2 に示す。M-A 低減のために、従来 YP420 級鋼に対し、C 量と Si 量を低減し、Ni を適正量添加している。一方、強度確保のために C 当量を増加させている。また、HAZ 韌性を向上させるために TiN 粒子の制御を実施しつつ、HAZ 組織制御に有効な Ca 系介在物を形成させるために、その添加量を複合化する他の元素の添加量とともに制御している。

図 4 に製造プロセスを示す。母材の製造においては、理論限界相当の冷却速度を実現可能なオンライン加速冷却装置 (Super-OLAC<sup>®</sup>) を用いることに加え、スラブ素材の加熱から圧延温度、圧下量、冷却開始温度、冷却停止温度を精緻に制御することによって目標の特性を実現している。

#### 3.2 母材の機械的特性

写真 1 に母材のマイクロ組織を示す。微細なフェライトを主体とする組織が得られている。表 3 に母材の引張試験結果およびシャルピー衝撃試験結果を示す。いずれの試験に

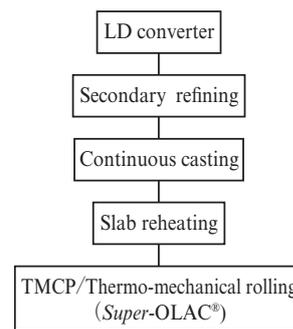


図4 製造プロセス

Fig. 4 Manufacturing process

表 2 開発鋼の化学成分

Table 2 Chemical compositions of developed steel plate

|              | Thickness (mm) | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Al    | Others                  | $C_{eq}^{*1}$ | $P_{CM}^{*2}$ |
|--------------|----------------|------|------|------|-------|-------|-------|-------------------------|---------------|---------------|
| Developed    | 76.2           | 0.06 | 0.10 | 1.55 | 0.005 | 0.001 | 0.029 | Cu, Ni, Nb, Ti, Ca, etc | 0.43          | 0.18          |
| Conventional | 101.6          | 0.08 | 0.14 | 1.57 | 0.005 | 0.001 | 0.032 | Cu, Ni, Nb, Ti, etc     | 0.42          | 0.19          |

\*1  $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15$ , \*2  $P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$

表3 開発鋼の機械的特性  
Table 3 Mechanical properties of developed steel plate

| Thickness | PWHT        | Position | Direction | Tensile test |          |        | Charpy impact test |           |
|-----------|-------------|----------|-----------|--------------|----------|--------|--------------------|-----------|
|           |             |          |           | YS (MPa)     | TS (MPa) | EL (%) | vE - 60°C (Ave.)   | vTrs (°C) |
| 76.2      | —           | 1/4t     | L         | 465          | 552      | 29     | 342                | -99       |
|           |             |          | T         | 467          | 543      | 30     | 366                | -97       |
|           |             | 1/2t     | L         | 445          | 548      | 25     | 316                | -69       |
|           |             |          | T         | 437          | 535      | 27     | 167                | -68       |
|           | 580°C × 4 h | 1/4t     | L         | 463          | 542      | 30     | 324                | -88       |
|           |             |          | T         | 452          | 532      | 30     | 316                | -92       |
|           |             | 1/2t     | L         | 438          | 539      | 28     | 311                | -69       |
|           |             |          | T         | 420          | 521      | 30     | 221                | -90       |

YS: Yield strength, TS: Tensile strength  
El: Elongation, vE: Absorbed energy, vTrs: Ductile brittle transition temperature

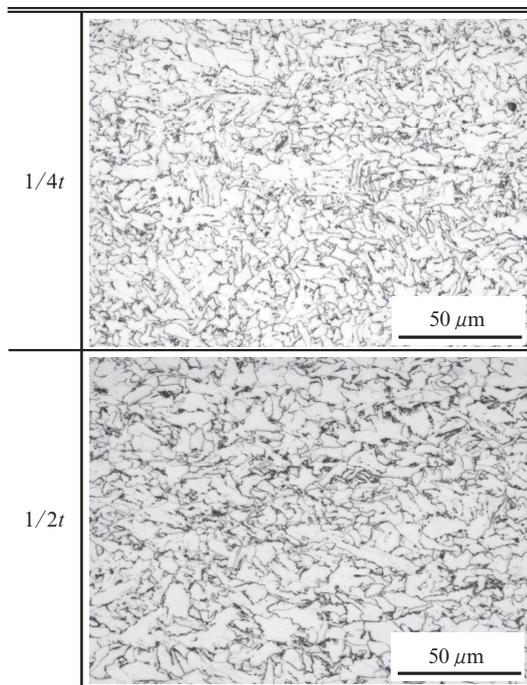


写真1 鋼板のマイクロ組織

Photo 1 Optical micrographs of developed steel

においても、表1に示した目標特性を十分に満足している。

### 3.3 ひずみ時効特性

海構材は一般的に鋼管構造で用いられるため、製造時に表面に大きな加工ひずみが付与される。その後の時効過程での靱性劣化が問題になることから、その特性を評価した。予ひずみは5および8%、時効熱処理は加熱を250°Cで1h保持とした。表4に歪み時効シャルピー試験結果を示す。-60°Cにおいて十分な靱性値が得られており、延性脆性破壊遷移温度(vTrs)も歪み量8%においても-86°C以下と優れた靱性を示す。

表4 開発鋼のひずみ時効シャルピー衝撃特性

Table 4 Strain aged Charpy impact properties of developed steel plate

| Thickness | Position | Direction | strain (%) | Charpy impact test |           |
|-----------|----------|-----------|------------|--------------------|-----------|
|           |          |           |            | vE - 60°C (Ave.)   | vTrs (°C) |
| 76.2      | Surface  | L         | 5          | 283                | -102      |
|           |          |           | 8          | 271                | -86       |
|           |          | T         | 5          | 305                | -98       |
|           |          |           | 8          | 267                | -94       |

vE: Absorbed energy, vTrs: Ductile brittle transition temperature

表5 開発鋼のNRL落重特性

Table 5 Drop-weight test results of developed steel plate

| Thickness (mm) | Test piece type | PWHT        | Location | Direction | T <sub>NDT</sub> (°C) |
|----------------|-----------------|-------------|----------|-----------|-----------------------|
| 76.2           | P-3             | —           | Surface  | T         | < -80                 |
|                |                 | 580°C × 4 h |          |           | < -80                 |

T<sub>NDT</sub>: Nil-ductility transition temperature

### 3.4 NRL落重特性

開発鋼について、ASTM E208 (ASTM Standards) に準拠し、NRL落重試験を行なった。試験片形状はP-3タイプとし、鋼板表面からT (Transverse) 方向に試験片を採取し、T<sub>NDT</sub> (Nil-ductility transition temperature) 温度を求めた。落重エネルギーは400Jとした。試験結果を表5に示す。T<sub>NDT</sub> 温度は-80°C以下であり、優れた特性を示す。

### 3.5 母材のCTOD特性

BS7448 Part 1に基づいて、母材のCTOD試験を行なった。図5に結果を示す。試験温度-40°Cで、PWHT (溶接後熱処理) 有無のいずれの条件においても良好な値が得られている。

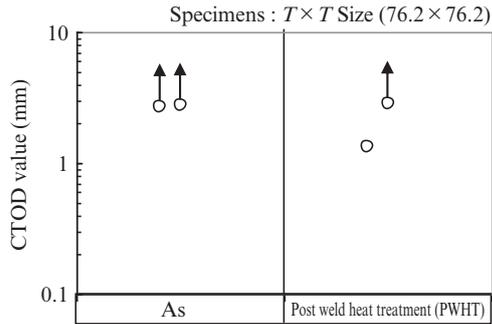


図5 開発鋼母材のCTOD試験結果

Fig. 5 Crack tip opening displacement (CTOD) test results of developed steel plate

#### 4. 溶接継手の特性

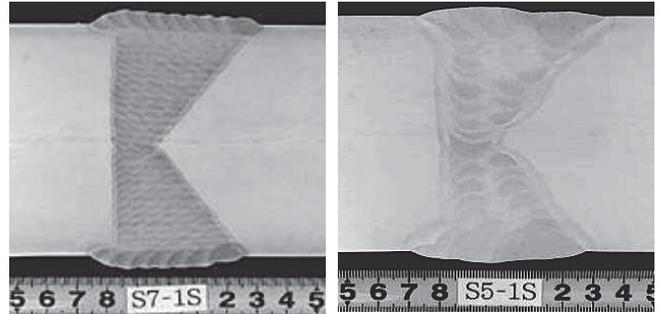
##### 4.1 溶接条件

開発鋼の溶接条件を表6に示す。溶接入熱量 0.7 kJ/mm については、多層のガスマタルアーク溶接 (GMAW: Gas metal arc welding), 5.0 kJ/mm については、多層のサブマー

ジアーク溶接 (SAW: Submerged arc welding) により溶接継手を作製した。写真2に溶接継手のマクロ組織を示す。

##### 4.2 溶接継手の機械的特性

溶接継手の引張試験およびシャルピー衝撃試験結果を表7に示す。継手の引張強度、継手シャルピーとも目標を十分に満足している。



(a) 0.7 kJ/mm GMAW

(b) 5.0 kJ/mm SAW

写真2 溶接継手のマクロ組織

Photo 2 Macrostructures of weld joint

表6 溶接条件

Table 6 Welding conditions

| Thickness (mm) | Welding method | Groove shape | Preheat temperature (°C) | Interpass temperature (°C) | Heat input (kJ/mm) |
|----------------|----------------|--------------|--------------------------|----------------------------|--------------------|
| 76.2           | GMAW           |              | 125-135                  | 110-130                    | 0.7                |
|                | SAW            |              | 125-135                  | 130-200                    | 5.0                |

GMAW: Gas metal arc welding, SAW: Submerged arc welding

表7 溶接継手の機械的特性

Table 7 Mechanical properties of weld joint

| Thickness (mm) | Welding method | Heat input (kJ/mm) | PWHT | Tensile test |             | Charpy impact test |                              |     |           |           |     |
|----------------|----------------|--------------------|------|--------------|-------------|--------------------|------------------------------|-----|-----------|-----------|-----|
|                |                |                    |      | TS(MPa)      | Position    | Test temp. (°C)    | Absorbed energy, average (J) |     |           |           |     |
|                |                |                    |      |              |             |                    | WM                           | FL  | FL + 2 mm | FL + 5 mm |     |
| 76.2           | GMAW           | 0.7                | —    | 606          | Sub-surface | -60                | 150                          | 202 | 253       | 269       |     |
|                |                |                    |      | 607          | Root        |                    | 128                          | 199 | 159       | 113       |     |
|                | SAW            | 5.0                | —    | 571          | Sub-surface |                    | 142                          | 144 | 302       | 331       |     |
|                |                |                    |      | 574          | Root        |                    | 157                          | 255 | 357       | 252       |     |
|                |                |                    |      | 580°C × 4 h  | 552         |                    | Sub-surface                  | 159 | 202       | 317       | 261 |
|                |                |                    |      |              | 552         |                    | Root                         | 218 | 226       | 299       | 304 |

GMAW: Gas metal arc welding, SAW: Submerged arc welding, PWHT: Post weld heat treatment  
TS: Tensile strength, WM: Weld metal, FL: Fusion line

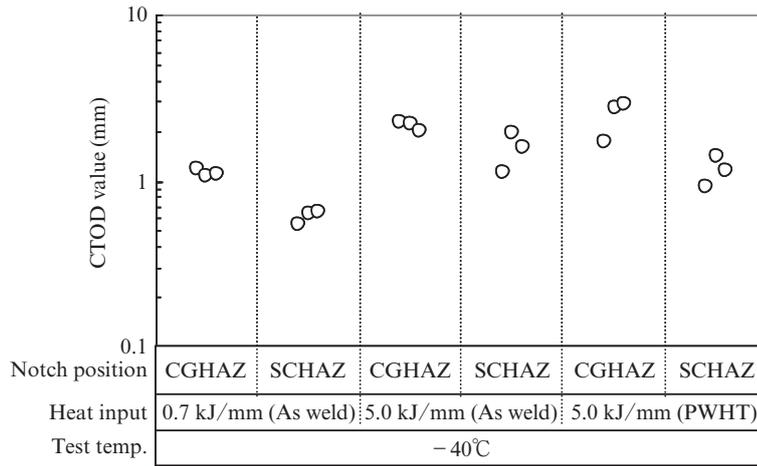


図6 溶接継手のCTOD試験結果

Fig. 6 Crack tip opening displacement (CTOD) test results of weld joint

### 4.3 溶接継手のCTOD特性

図6に溶接継手のCTOD試験結果を示す。BS7448 Part 2に基づき、試験温度 $-40^{\circ}\text{C}$ でCGHAZ, SCHAZ(Sub-critically reheated HAZ)の評価を行なった。いずれも目標を十分に満足しており、高い脆性破壊発生抵抗を示すことが分かった。

## 5. おわりに

寒冷地仕様として板厚76.2mmのCTOD $-40^{\circ}\text{C}$  YP420MPa級鋼を開発した。HAZ韌性向上のために、Ca系介在物をHAZ組織制御に適用することで、優れた母材および溶接継手性能を得ることができた。

今後も海洋エネルギー資源の開発は活発に行なわれることが予想されており、JFEスチールはこれに寄与する鋼材の開発を進めていく。

### 参考文献

- 1) 谷川治, 石井裕昭, 板倉教次, 天野虔一, 中野義文, 川端文丸. 川崎製鉄技報. 1993, vol. 25, no. 1, p. 13-19.
- 2) 柚賀正雄, 橋本正幸, 鈴木伸一. JFE技報. 2012, vol. 29, p. 41-47.
- 3) Ichimiya, K.; Yuga, M.; Hase, K.; Endo, S.; Hirata, K.; Matsunaga, N.; Suzuki, S. Proceedings of OMAE2013, International Conference. ASME. MAT2013-10617.
- 4) Hisata M.; Kawabata, F.; Itakura, N.; Orita, T.; Yamamoto, O.; Kudo, J. Proceedings of OMAE99, International Conference. ASME. MAT-2099.
- 5) Arimochi, K.; Isaka, K. Proc. 10th int. Conf. OMAE. 1991, p. 213.
- 6) 寺田好男, 千々岩力男, 為広博, 川崎博史, 田中和明, CAMP-ISIJ. 1991, vol. 4, S1884.
- 7) 佐藤誠, 山戸一成. 溶接学会誌. 1981, vol. 50, p. 19.

- 8) 堀田知道, 酒井利一, 山戸一成, 今井達也, 柿本顕太郎. 溶接学会誌. 1966, vol. 35, p. 847.
- 9) Koso, M.; Miura, M.; Ohmori, Y. Metal Tech. 1981, vol. 8, p. 482.
- 10) Machida, S.; Miyata, T.; Toyosada, M.; Hagiwara, Y. ASTM Symposium on Fatigue and Fracture Testing of Weldments. 1988.
- 11) 金沢正午, 中島明, 岡本健太郎, 金谷研. 鉄と鋼. 1975, vol. 61, no. 11, p. 2589-2603.
- 12) 笠松裕, 高嶋修嗣, 細谷隆司. 鉄と鋼. vol. 65, no. 8, 1979, p. 1232-1241.
- 13) 船越督己, 田中智夫, 上田修三, 石川正明, 腰塚典明, 小林邦彦. 鉄と鋼. 1977, vol. 63, no. 2, p. 303-312.
- 14) 弟子丸慎一, 平井征夫, 天野虔一, 上田修三, 上村尚志, 坪田一哉. 川崎製鉄技報. 1986, vol. 18, no. 4, p. 295-300.
- 15) Chijiwa, R.; Kojima, A.; Tsuruta, T.; Date, A.; Isoda, S.; Aihara, S.; Saitoh, N.; Ohkita, S.; Imai, S. Proc. OMAE99. MAT-2101.
- 16) Zener; C. referred to by Smith; C. S. Trans AIME. 1948, vol. 175, p. 15.
- 17) 鈴木伸一, 大井健次, 一宮克行, 木谷靖, 村上善明. まてりあ. 2004, vol. 43, no. 3, p. 232-234.
- 18) 笠松裕, 高嶋修嗣, 細谷隆司. 鉄と鋼. vol. 65, no. 8, 1979, p. 1222-1231.
- 19) Kawabata, F.; Amano, K.; Toyoda, M.; minami, F. Proc. 10th int. Conf. OMAE. 1991, vol. 3, p. 73-80.



一宮 克行



藤原 高礎



鈴木 伸一