

# 溶接金属中 B の拡散を利用した大入熱溶接熱影響部の高靱性化

## Improving Toughness of Heat Affected Zone in High Heat Input Welding by Using Boron Diffusion from Weld Metal

木谷 靖 KITANI Yasushi JFE スチール スチール研究所 接合・強度研究部 主任研究員(課長)  
池田 倫正 IKEDA Rinsei JFE スチール スチール研究所 接合・強度研究部 主任研究員(課長)  
一宮 克行 ICHIMIYA Katsuyuki JFE スチール スチール研究所 厚板・形鋼研究部 主任研究員(副課長)

### 要旨

大入熱溶接における熱影響部 (HAZ) 靱性向上のため、溶接金属中に添加した B の拡散を利用する技術について検討した。本稿では、大入熱エレクトロガスアーク溶接 (EGW) 継手において、SIMS を用いた B 分析および  $\alpha$  線トラックエッチング法による B 観察により、大入熱溶接プロセス中にボンドから 400~500  $\mu\text{m}$  の距離まで溶接金属から B が拡散する現象を確認した。また、溶接金属中に B を 40 ppm 含有する EGW 継手において、溶接金属から拡散した B がボンド近傍の組織を微細化し、HAZ 靱性を向上させることを明らかにした。以上の結果から、高 B 含有溶接金属と TiN 添加鋼の組み合わせによる新たな HAZ 組織制御技術を提言した。

### Abstract:

To improve toughness of heat affected zone (HAZ) in high heat input welding, new technology that utilized B diffusion from weld metal to HAZ was investigated. In this paper, B analysis by secondary ionization mass spectrometer (SIMS) and B observation by  $\alpha$ -ray track etching method confirmed that B in weld metal was diffused to the distance 400-500  $\mu\text{m}$  from weld interface in high heat input electro gas arc welding (EGW) process. Furthermore it was made clear that diffused B from weld metal to HAZ refined HAZ microstructure near weld interface and improved HAZ toughness in EGW joint with weld metal containing B of 40 ppm. In conclusion, new HAZ microstructure controlling technology, which utilized combination of high B containing weld metal and TiN dispersed steel, was proposed.

### 1. はじめに

近年の船舶、建築構造物をはじめとする各種の溶接構造物においては、大型化の傾向が顕著となっている。たとえば、造船分野においては、遠距離物流の増加によるコンテナ貨物量の増大を背景に、コンテナ船の大型化が急速に進んでおり、最近では 7000 TEU (twenty-foot equivalent unit : 20 フィートコンテナ換算個数) を超える大型船の建造が進められている<sup>1)</sup>。また、建築分野においては、都市部再開発計画に見られる近代ビルディングで高層化・大スパン化が進み、大断面の鉄骨構造が使用されるようになった。

このような溶接構造物では、従来よりも高強度、厚肉の鋼材が用いられ、安全性の向上や事故による環境破壊防止などの観点から、溶接部の靱性要求も厳しくなっている。一方、このような厚肉鋼材の溶接においては、施工能

率の低下を避けるためエレクトロガスアーク溶接 (EGW) やエレクトロスラグ溶接 (ESW)、多電極サブマージアーク溶接 (SAW) などの大入熱溶接の適用に対するニーズが高い。

厚板の EGW、ESW、SAW などの大入熱溶接においては、溶接熱影響部 (HAZ : heat affected zone) が長時間高温にさらされるため、HAZ 組織の粗大化が起り、特に熔融境界線 (ボンド) 部近傍での靱性低下が著しい。このボンド部靱性の改善のために、鋼中に微細分散させた TiN 粒子のピン止め効果を利用して HAZ 組織の粗大化を抑制する技術が開発されている<sup>2-4)</sup>が、近年の大入熱溶接における板厚増加にともなう入熱増大と靱性要求厳格化のニーズを両立させるためには、ボンド部のさらなる高靱性化が必要となる。

本研究では、この問題に対し、ボンド部靱性向上に有効と考えられる元素として B に着目し、溶接金属 (WM) からの B の拡散現象を利用した大入熱溶接 HAZ の高靱性化技術について検討を行った。以下にその結果について報告

する。

## 2. 大入熱溶接における HAZ 靱性の問題点と靱性向上の考え方

たとえば、図 1 に示すコンテナ船のシェアストレーキ、ハッチコーミングなどのブロック溶接に用いられる EGW では、板厚 60 mm 以上の極厚鋼板の立向き溶接を 1 パスで施工する大入熱溶接技術が適用される<sup>5)</sup>。写真 1 に示した板厚 65 mm の 1 パス溶接の例では、溶接入熱が 50~60 kJ/mm 程度まで増大し、溶接部が長時間高温に保持され、ポンド部近傍の熱影響部は 800°C から 500°C までの冷却時間 400 s 程度、平均冷却速度約 0.75°C /s と非常に低冷

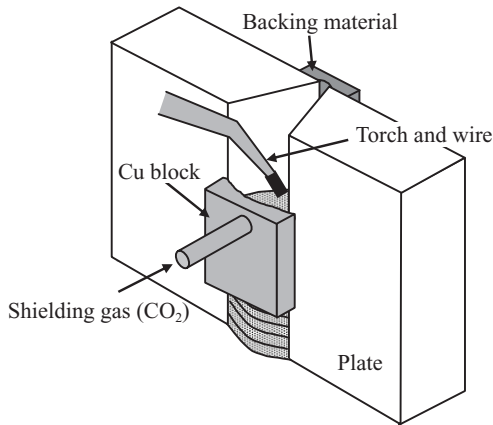


図 1 エレクトロガスアーク溶接の模式図

Fig.1 Schematic illustration of electric gas arc welding

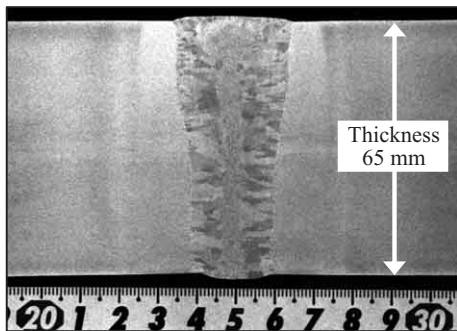


写真 1 EGW 溶接の断面観察例 (板厚 : 65 mm)  
Photo 1 Example of cross section of EGW weld (Plate thickness: 65 mm)

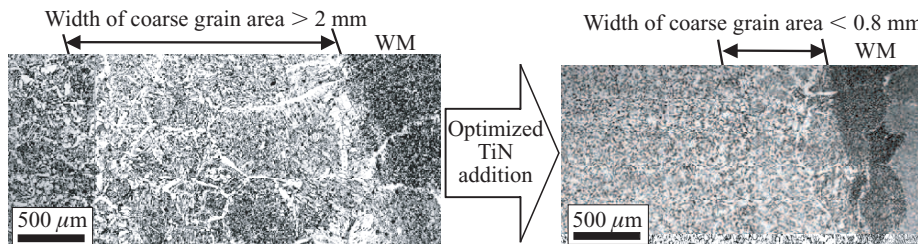


写真 2 母材への TiN 添加が HAZ ミクロ組織に及ぼす影響 (板厚 : 65 mm, EGW 入熱 : 50 kJ/mm)

Photo 2 Effect of TiN addition in base metal on HAZ microstructure (Plate thickness: 65 mm, Heat input of EGW: 50 kJ/mm)

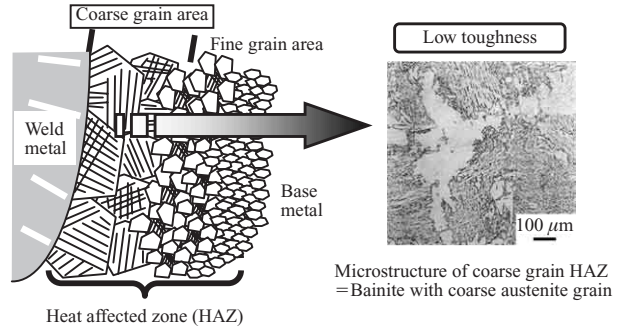


図 2 大入熱溶接継手における HAZ の問題点

Fig.2 Problem in HAZ of high heat input welded joint

速の熱サイクルを受けることになる。

このような大入熱溶接では、図 2 に示したように溶接時の熱サイクルによる HAZ の  $\gamma$  粒成長が著しくなり、 $\gamma$  粒が粗大となる領域が拡大する。粗粒となった HAZ のマイクロ組織は、旧  $\gamma$  粒界に発達したフェライトサイドプレート、粒内の上部ベイナイトなど粗大かつ低靱性の組織からなり、HAZ 靱性の低下が顕著となる。

この大入熱溶接 HAZ の靱性低下の問題に対しては、従来から鋼中に窒化物、酸化物などの微細粒子を分散させ、ピン止め効果によって HAZ の粗粒化を抑制する方法<sup>2-4,6,7)</sup>が検討されてきた。写真 2 に鋼中 TiN 添加による HAZ 粗粒化抑制の効果を示す。板厚 65 mm, 入熱 50 kJ/mm の大入熱 EGW 継手においても、TiN を適正添加することにより HAZ 粗粒域を大幅に低減でき、HAZ 靱性の低下が抑制できる。

JFE スチールでは、大入熱溶接における HAZ 靱性向上技術として、前述の TiN 最適利用による HAZ 粒径制御技術に加え、厚板圧延ラインの高機能加速冷却設備 Super-OLAC<sup>®)</sup> を活用した鋼板の低合金設計技術、および Ca 系存在物と B, N 制御による HAZ 粒内組織制御技術の 3 つの技術要素を統合した「JFE EWEL<sup>®)</sup>」のコンセプトを確立し、大入熱溶接 HAZ 靱性に優れた造船用鋼張力鋼板<sup>10)</sup> および建築用鋼張力鋼板<sup>11)</sup> の製造に適用している。

この要素技術中の B, N 制御は、溶接金属中の B が HAZ に拡散する現象を利用するという従来にない着想による HAZ 組織制御技術を応用したものである。B は鋼中で  $\gamma$  粒界に偏析し、 $\gamma$  粒界でのフェライトおよびフェライトサイドプレート生成を抑制する働きがある<sup>12)</sup>。また、TiN の固

溶により生じたフリー N を BN として固定し、さらに形成された BN が微細なフェライトを生成する核として機能する効果もある。すなわち、長時間高温にさらされ TiN が固溶するポンド部近傍の HAZ において、B を利用することによりさらなるミクロ組織改善、韌性向上が可能である。この HAZ 粗粒域の韌性向上に有効である B を、溶接金属からの拡散によって HAZ に添加すると、鋼中の B 添加量を抑制でき母材の強度、韌性設計の自由度を損なうことなく HAZ 韌性を向上できるという利点がある。本稿では、大入熱溶接における溶接金属からの B 拡散現象と、それを利用した HAZ 韌性向上機構の検証を行った結果について述べる。

### 3. 供試材料および実験方法

本研究で使用した鋼板（板厚 65 mm, TiN 添加鋼）の化学組成を表 1 に示す。この鋼板を用いて図 3 に示す開先形状および表 2 に示す溶接条件で立向 EGW 継手を作製した。

表 1 供試鋼板の化学組成

Table 1 Chemical composition of steel used

(mass%)							
C	Si	Mn	P	S	B	C <sub>eq</sub> *	Note
0.08	0.19	1.5	0.006	0.001	0.000 1	0.35	Ti treated

\*C<sub>eq</sub> = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 (WES)

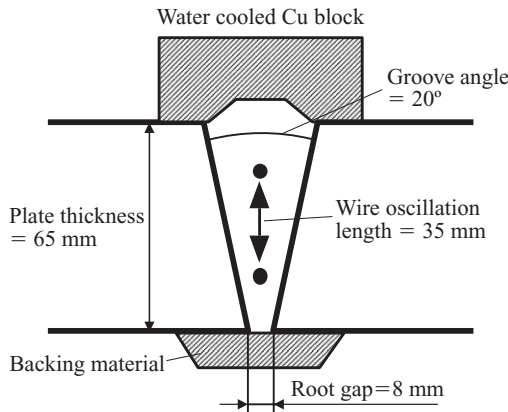


図 3 EGW の開先形状

Fig.3 Weld groove of EGW

表 2 EGW 溶接条件

Table 2 Welding conditions of EGW

Plate thickness	(mm)	65
Groove angle	(°)	20
Wire oscillation length	(mm)	35
Root gap	(mm)	8
Welding current	(A)	420
Arc voltage	(V)	42
Heat input	(kJ/mm)	50–60

EGW 用溶接材料としては線径 1.6 mm のフラックス入りワイヤを用い、フラックス組成を調整して溶接金属中の B 量を 10~40 ppm の範囲で変化させるようにした。

溶接金属からの B 拡散現象を検証するために、溶接金属熱サイクル試料の析出 B 分析、二次イオン質量分析装置 (SIMS) による HAZ 中の B 分布測定および放射線照射による  $\alpha$  線トラックエッチング観察を行った。溶接金属の析出 B 分析は、作製した継手から採取した溶接金属に図 4 に示す熱サイクルを付与し、トータル B 量と熱サイクル後の析出 B 量 (非固溶 B) の差を求めた。この B 量の差は加熱中にフリー B となっていた B 量であり、拡散可能な状態の B 量であると考えた。SIMS による B 分析では、図 5 に示すように、ポンド部近傍の溶接金属から HAZ の領域において 200  $\mu$ m 間隔で分析を行った。各場所での B 分析は、100  $\mu$ m 角の領域をイオンビームによりスキャンし、素地の Fe に対する B の二次イオン検出強度比を積算して行った。得られた B/Fe 二次イオン強度比は相対的な B 濃度として考えられるため、各場所での B/Fe 二次イオン強度比をプロットすることで HAZ の B 分布を得た。 $\alpha$  線トラックエッチングでは、溶接部断面試料の表面に樹脂製フィルムを貼り付けて放射線を照射し、原子量 10 の B 同位体が放出される際にフィルム上に残される痕跡を観察した。このフィルム上の像により、ポンド部近傍 HAZ での B 存在状態を推定した。各分析用の試料は、いずれも作製した溶接継手から採取した板厚 1/4 位置の溶接部試料を用いた。

また、実際の継手の HAZ 韌性試験は、図 6 に示すよう

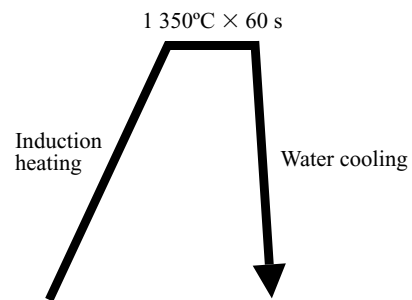


図 4 溶接金属の析出 B 分析のための熱サイクル

Fig.4 Thermal cycle for insoluble boron analysis in weld metal

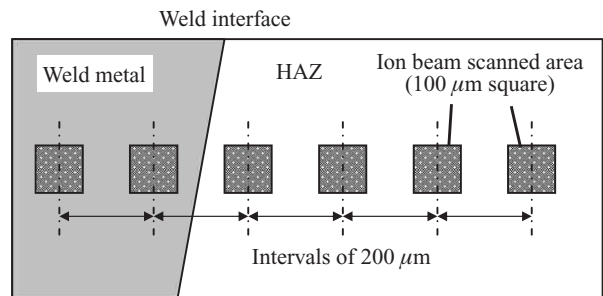


図 5 SIMS を用いたポンド近傍の B 分布分析方法

Fig.5 Analysis method for boron distribution around weld interface using SIMS

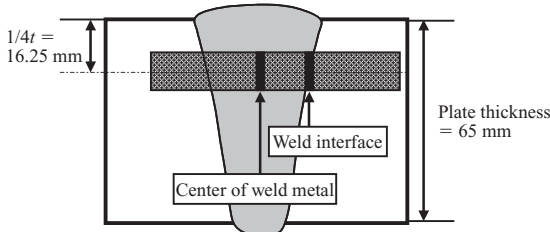


図 6 EGW 溶接継手のシャルピー衝撃試験ノッチ位置  
Fig. 6 Notch location of Charpy impact test of EGW welded joint

に、板厚 1/4 位置で溶接金属中央およびボンド部にノッチを導入したシャルピー衝撃試験片（試験片形状：JIS Z 2202 4号試験片）を採取して行い、試験温度  $-20^{\circ}\text{C}$  の吸収エネルギーによって評価した。

#### 4. 実験結果および考察

##### 4.1 溶接金属から HAZ への B 拡散現象

図 7 に溶接金属熱サイクル付与試料の析出および固溶 B 量分析結果を示す。溶接金属の総 B 量 37 ppm に対し、約 70% となる 24 ppm の B が  $1350^{\circ}\text{C}$  加熱時に拡散可能なフリー B の形態で存在することが推定できる。図 8 に板厚 65 mm、入熱  $51\text{ kJ/mm}$  の EGW において、板厚 1/4（表

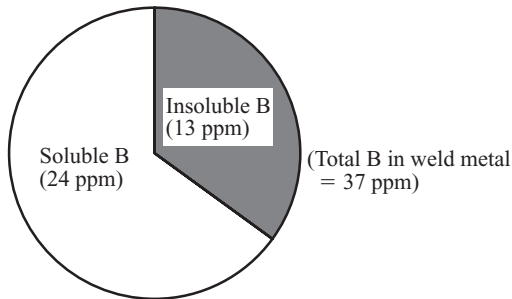


図 7  $1350^{\circ}\text{C}$  での溶接金属中の固溶および非固溶 B 量  
Fig. 7 Soluble and insoluble boron amount in weld metal at temperature  $1350^{\circ}\text{C}$

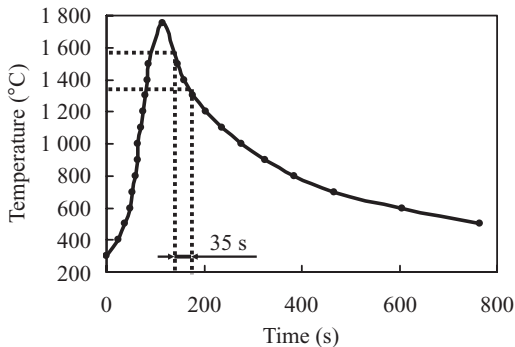


図 8 EGW 溶接金属の熱サイクル測定例（板厚：65 mm、入熱  $51\text{ kJ/mm}$ ）

Fig. 8 Example of thermal cycle measured in EGW weld metal (Plate thickness: 65 mm, Heat input:  $51\text{ kJ/mm}$ )

面から 16.25 mm) 位置のボンド部近傍溶接金属内の熱サイクルを W-Re 熱電対によって実測した例を示す。この例では、凝固 ( $1570^{\circ}\text{C}$ ) 後  $1350^{\circ}\text{C}$  までの冷却時間が約 35 s となっており、本実験の加熱保持条件  $1350^{\circ}\text{C} \times 30\text{ s}$  よりも高温かつ長時間の熱サイクルとなっている。よって、実際の溶接金属ではここで分析された固溶 B 量以上の B 量が拡散可能であると考えられる。また、B は鋼中で N と結合し BN を形成するが、Fe-B-N 系の溶解度積は次式で表される<sup>13)</sup>。

$$\log K = \log [\%B][\%N] = -13\,568/T + 4.63$$

[%B] : B の質量%, [%N] : N の質量%,  
T: 温度 (K)

ここで、たとえば溶接金属中の B 量、N 量がそれぞれ 40 ppm、50 ppm であるとする、BN の平衡計算上の完全固溶温度は  $1181^{\circ}\text{C}$  となる。よって、40 ppm 程度の B を含む溶接金属を作製した場合、 $1181^{\circ}\text{C}$  以上に加熱されている間は溶接金属から HAZ に B がフリー B の状態で拡散可能であることが推定される。

図 9 に、ボンド部近傍の溶接金属および HAZ における B 濃度分布の SIMS (二次イオン質量分析装置) による分析結果を示す。HAZ では溶接金属に近いほど B 濃度が高く、B を添加していない母材側に溶接金属から B が拡散したという事実が確認できた。また、B 含有量が高い溶接金属 (溶接金属中 B 量 = 33 ppm) の方が HAZ により高濃度の B が存在し、溶接金属中の B 含有量の差による拡散 B 量の相違が表れている。ここで、各位置における B 濃度が SIMS 分析による B 検出強度比に比例すると考えると、ボンドから  $300\sim 400\ \mu\text{m}$  離れた位置でも溶接金属中 B 量の 1/10 程度すなわち数 ppm 程度の B が存在し、溶接熱サイクル中の冷却過程においてボンド部近傍 HAZ の変態挙動に影響を及ぼすことが十分考えられる。

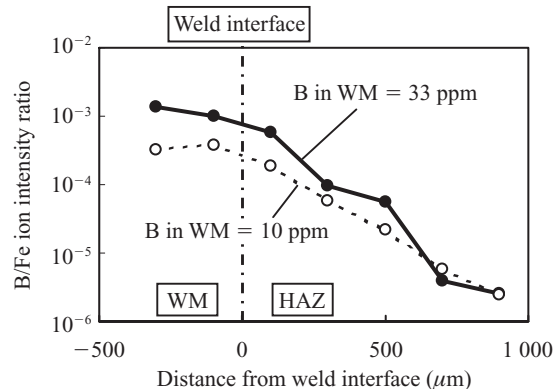


図 9 ボンド近傍の B 分布 (SIMS による分析)

Fig. 9 Boron distribution around weld interface (Analyzed by SIMS)

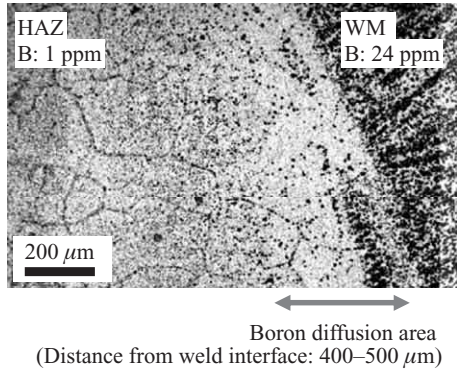


写真3 HAZでのB状態観察(α線トラックエッチング像)  
Photo 3 Observation of boron status in HAZ (α-ray track etching image)

写真3に、B含有量24 ppmの溶接金属とB含有量1 ppmの母材から成る溶接部のα線トラックエッチングによるB像観察結果を示す。溶接金属はBを多く含むため、この観察像でも高密度になって観察され、Bを含まない母材では旧γ粒界にわずかにBが偏析している様子が観察される。ボンド部近傍のHAZについては、ボンドから400～500 μmの範囲で粒状にBが存在している状態が観察され、溶接金属から拡散したBが析出物としてBNの形態で存在している状態が推定できる。このボンド部近傍HAZのBNは、溶接金属から拡散したBがTiNの固溶によって生じたNと結合したのと考えられ、溶接熱サイクルの冷却途中に形成されたものである。したがって、ボンド部近傍HAZには冷却途中で溶接金属から拡散したフリーBが存在し、フリーBのγ粒界への偏析によって粗大フェライト、フェライトサイドプレートの生成が抑制される可能性がある。

以上の溶接金属中析出B分析、SIMSによるB分布分析およびα線トラックエッチング観察結果から、入熱50～60 kJ/mmのEGWにおいては高B含有溶接金属からHAZにBが拡散し、その実質的な拡散距離は300～400 μm程度であると結論できる。

#### 4.2 溶接金属からのB拡散によるHAZ靱性向上効果

次に、この溶接金属からのB拡散により、実際のHAZ組織および靱性がどのような影響を受けるかを確認した結果について説明する。

図10および写真4にそれぞれ、溶接金属中B量が11 ppm、40 ppmである2種のEGW継手のシャルピー衝撃試験結果およびボンド部近傍のマイクロ組織を示す。シャルピー衝撃試験結果では、2種の継手の溶接金属靱性に差はないが、溶接金属中B量が高い継手の方が安定して高い値のボンド部靱性を示した。低B含有溶接金属のボンド部シャルピー試験で低エネルギー ( $\sqrt{E_{-20}} \leq 50 \text{ J}$ ) となった試験片の破壊発生起点は、図10中のマイクロ組織写真に示したように、ボンドに隣接するHAZの粗粒部であり、高B

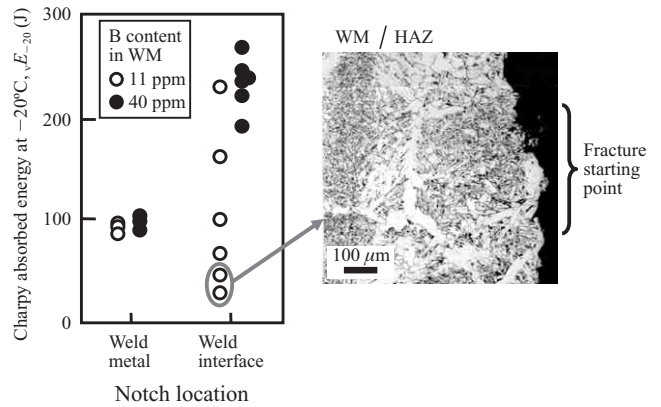
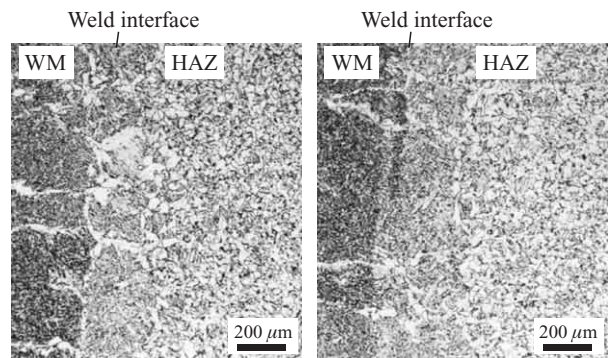


図10 EGW継手のシャルピー衝撃試験結果  
Fig.10 Charpy impact test results of EGW joints



(a) B content in WM: 11 ppm (b) B content in WM: 40 ppm  
写真4 EGW溶接部のボンド近傍マイクロ組織

Photo 4 Microstructures around weld interface of EGW welds

含有溶接金属との組み合わせによってこの部位の靱性が改善されたと考えられる。写真4のマイクロ組織比較では、高B含有溶接金属のボンド部近傍HAZ粗粒域において、旧γ粒界での粗大フェライト生成が抑制され、γ粒内に微細なフェライトが多く観察され、シャルピー試験時の破壊発生起点となる粗粒部のマイクロ組織改善効果が確認できた。

以上のように、大入熱EGWにおいて溶接金属からHAZにBが拡散する現象が確認され、B拡散によってボンド部近傍HAZのマイクロ組織が改善され靱性が向上するという試験結果が得られた。以下にそのHAZ靱性向上の機構について考察する。

図11に高B含有溶接金属のボンド部近傍HAZにおける析出物とBの挙動を模式的に示す。大入熱溶接部のボンド部近傍では、1400℃を超える高温に加熱された領域で鋼中に分散したTiNが固溶し、γ粒が粗大化するとともにTiN固溶にもなってフリーNが増大する。この粗粒域では、粗大化したγ粒界に粗大なフェライトあるいはフェライトサイドプレート組織が発達し、またフリーNの存在によって靱性低下が顕著となる。しかし、溶接中の冷却・変態過程で溶接金属からHAZに十分な量のBが拡散することによって、(1) 旧γ粒界でのB偏析による粗大フェライト、フェライトサイドプレート生成抑制、(2) BN形成によるフ

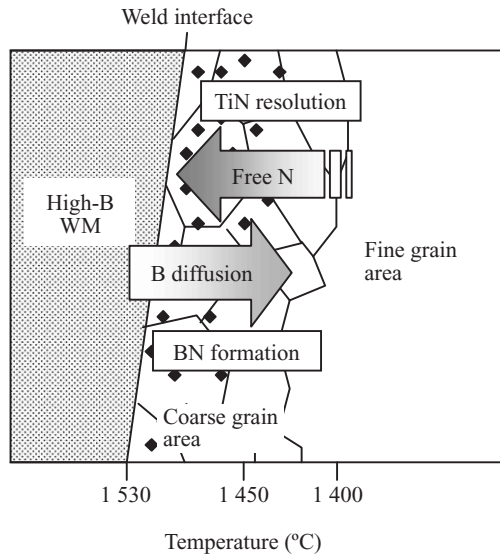


図 11 高 B 含有溶接金属のボンド近傍における TiN 固溶および B 拡散の模式図

Fig. 11 Schematic illustration of TiN resolution and boron diffusion around weld interface of high-boron containing weld metal

リー N 固定および微細フェライト生成の効果が得られ、HAZ 粗粒域のミクロ組織改善、靱性向上が可能となる。

すなわち、高 B 含有溶接金属を TiN 添加鋼と組み合わせて溶接金属からの B 拡散を利用することにより、TiN 添加鋼のボンド部近傍粗粒域の靱性をさらに向上させることができる。溶接金属からの B 拡散を利用する利点は、TiN 固溶によってより多くのフリー N が存在するボンド部近傍ほど拡散 B 量が多くなり、鋼中に過度の B 添加を行うことなく効果的にボンド部近傍の HAZ 組織が制御できるという点にある。このような知見は、従来行われていた鋼板組成の適正化による HAZ 靱性向上技術とは異なるもので、溶接金属との組み合わせを利用した新たな HAZ 組織制御技術が確立された。

## 5. おわりに

大入熱溶接における溶接金属から HAZ への B 拡散現象の検証および溶接金属からの B 拡散を利用した HAZ 靱性向上機構の検討を行った結果、以下の結論が得られた。

- (1) 大入熱 EGW 継手の溶接部において、溶接金属から HAZ への B 拡散現象が確認され、高 B 含有溶接金属

に隣接する HAZ ではボンドから 400~500 μm の範囲で数 ppm 以上の B が存在し、HAZ 組織に影響を及ぼすことが明らかになった。

- (2) 溶接金属から拡散する B によって、ボンド部近傍の HAZ 粗粒域において旧 γ 粒界でのフェライト、フェライトサイドプレート生成が抑制され、また TiN 固溶によって生じるフリー N が BN として固定され、HAZ 粗粒域の靱性が向上した。
- (3) 以上の知見から、高 B 含有溶接金属と TiN 添加鋼との組み合わせにより、溶接金属からの B 拡散現象を利用するという新たな HAZ 組織制御技術が確立できた。

## 参考文献

- 1) 上田直樹, 大竹和彦, 坂本利伸, 西村信一, 森英男. 三菱重工技報. 2004, vol. 41, no. 6, p. 326-329.
- 2) 皆川章, 寺嶋久栄, 西山昇. 溶接学会全国大会講演概要. 1985, no. 37, p. 214-215.
- 3) 弟子丸慎一, 平井征夫, 天野慶一, 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.
- 4) Cuddy, L. J.; Lally, J. S.; Porter, L. F. International Conference on Technology and Applications of HSLA Steels. 1984, p. 697-703.
- 5) 伊藤秀太郎, 香島英彦, 奥井信之. 日本造船学会誌. 1997, no. 813, p. 15-19.
- 6) 中西陸夫, 小溝裕一, 瀬田一郎. 溶接学会誌. 1983, vol. 52, no. 2, p. 117-124.
- 7) 児島明彦, 清瀬明人, 皆川昌紀, 平野篤志, 吉井健一, 中島隆雄, 星野学, 上島良之. 材料とプロセス. 2003, vol. 16, p. 360-363.
- 8) 小俣一夫, 吉村洋, 山本定弘, NKK 技報. 2002, no. 179, p. 57-62.
- 9) 鈴木伸一, 大井健次, 一宮克行, 木谷靖, 村上善明. あたりあ. 2004, vol. 43, no. 3, p. 232-234.
- 10) 鈴木伸一, 一宮克行, 秋田俊和. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 19-24.
- 11) 木村達己, 角博幸, 木谷靖. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 38-44.
- 12) 土生隆一, 宮田政祐, 関野昌蔵, 合田進. 鉄と鋼. 1974, vol. 60, no. 10, p. 1470-1482.
- 13) Fountain, R.W.; Chipman, J. Trans. AIME. 1962, vol. 224, no. 3, p. 599-606.



木谷 靖



池田 倫正



一宮 克行