

(技術資料)

# PWHT 後じん性が良好な 780 MPa 級鋼用溶接材料

加納 寛<sup>\*1</sup>・永見正行<sup>\*1</sup>・井元雅弘<sup>\*2</sup>・伊藤孝矩<sup>\*2</sup> (工学博士)

## Welding Consumables for 780 MPa Class Steel with Excellent Notch Toughness after PWHT

Satoru KANO・Masayuki NAGAMI・Masahiro INOMOTO・Dr. Takanori ITO

### 要旨

球形タンクや圧力容器等の構造物は近年大型化が進み、鋼材および溶接材料の高強度化が求められている。溶接残留応力緩和を目的に行われるPWHTは、高強度溶接金属のじん性を低下させる要因であった。そこで、780 MPa級鋼溶接金属を対象に衝撃試験後の破面形態やマイクロ組織を調査し、PWHT後のじん性低下要因について検証した。PWHT後のじん性低下は、焼戻しぜい化や炭化物起因の析出強化に起因することを見極め、それらの弊害を最小化できる溶接金属成分系を導出した。得られた知見をもとに、PWHT後のじん性が良好な780 MPa級鋼用溶接材料として、被覆アーク溶接棒 TRUSTARC<sup>TM</sup> LB-80LSRを商品化した。

### Abstract

Over the past few years, the demand for larger structures like spherical tanks and pressure vessels has risen, leading to a requirement for stronger steel and welding consumables. However, the use of post-welding heat treatment (PWHT) to relieve welding residual stress has been known to deteriorate the notch toughness of high-strength weld metal.

To investigate the factors contributing to this deterioration, an analysis has been conducted on the fracture surface morphology and microstructure after impact testing of weld metal for 780 MPa class steel, with electrodes for flux-cored arc welding as the main focus. The findings suggest that temper embrittlement and precipitation hardening caused by carbide are the main reasons for the deterioration of notch toughness after PWHT. Following several studies, an empirically derived component system of weld metal has been developed to minimize the negative aspects of temper embrittlement or precipitation hardening caused by carbide after PWHT. Utilizing these results, Kobe Steel has launched TRUSTARC<sup>TM</sup> LB-80LSR as a shield-metal arc-welding consumable for 780 MPa class steel, which boasts excellent notch toughness even after PWHT.

### 検索用キーワード

PWHT, 780 MPa級, じん性, 溶接金属, 焼戻しぜい化, 炭化物, 析出強化, 被覆アーク溶接棒, フラックス入りワイヤ

まえがき = 球形タンクや圧力容器等の建造においては、溶接で導入される残留応力の低減や疲労特性向上を目的に、溶接後熱処理 (Post Weld Heat Treatment, 以下PWHTという) が施される。近年のエネルギー需要増大に伴う構造物の大型化や高圧力化により、適用される鋼材や溶接材料の高強度化が進んでいる。至近では、船舶用液化CO<sub>2</sub>タンク向けとしてEN10028-6 P690QL2に代表されるPWHT可能な780 MPa級高張力鋼<sup>1)</sup>の開発も進み、その鋼材に適した溶接材料の要求も高まっている。

一般的な780 MPa級鋼溶接金属は、PWHT後にじん性が低下する。その要因の一つとして、特定のPWHT後に生じるぜい化、いわゆる焼戻しぜい化 (ここでは主にリン (P) の粒界偏析によるぜい化を意味する) が挙げられる<sup>2)</sup>。加えて、不純物元素であるNb, Vや固溶強化元素であるCr, Moに起因したPWHT後における炭化物の生成、成長による析出強化も要因の一つに挙げられる<sup>3), 4)</sup>。

本稿では、被覆アーク溶接棒 (以下、SMAWという) およびルチル系フラックス入りワイヤ (以下、FCWという) により溶接金属を作製し、PWHT後のシャルピ

一試験片の破面形態やマイクロ組織を調査した。また、PWHT後もじん性が良好な780 MPa級鋼溶接金属の成分範囲についても検討した。

### 1. 実験方法

種々の成分を有する780 MPa級鋼用溶接材料をSMAWおよびFCWにより試作した。本稿で試作対象とした溶接金属の成分範囲を表1に示す。板厚20 mm, 開先角度20°, ルートギャップ16 mmの試験板に対して、試作したSMAWを直流 (DCEP) にて多層溶接することにより溶接金属を作製した。また、同サイズの試験板に対して、試作したFCWをシールドガスAr+20%CO<sub>2</sub>にて多層溶接することにより溶接金属を作製した。

溶接時の平均入熱は、SMAWが2.0 kJ/mm, FCWが1.3 kJ/mmである。SMAWでは予熱, パス間温度を95

表1 供試溶接金属の成分範囲 (mass%)  
Table 1 Chemical composition range of weld metals investigated in this study (mass%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Others
0.05 - 0.08	0.2 - 0.3	0.7 - 2.0	2.4 - 5.5	Max. 0.3	0.1 - 0.5	Ti, B

\*1 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部 \*2 技術開発本部 材料研究所

～105℃、FCWでは予熱温度を100～120℃、パス間温度を140～160℃とした。焼戻しぜい化と炭化物起因のぜい化の影響を検証するために、溶接後に580℃にて2時間および620℃にて8時間の2条件でPWHTを施した。溶接金属の中央部から引張試験片とシャルピー衝撃試験片を切り出し、溶接金属の引張強度およびじん性を評価した。また、光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡（以下、SEMという）、走査透過型電子顕微鏡（以下、STEMという）を用いて溶接金属のマイクロ組織を観察した。STEM観察試料の作製には、抽出レプリカ法を用いた。溶接金属において局所的に偏析する微量元素の同定には、3次元アトムプローブ法（以下、APT法という）を用いた。

## 2. 780 MPa級鋼溶接金属におけるPWHTの影響

PWHT条件を指す指標として、Larson-miller parameter（以下、LMPという）が用いられる。LMPは式（1）を用いて計算できる。

$$LMP = T (\log t + 20) \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 $T$ はPWHT温度（K）、 $t$ はPWHT保持時間（h）である。

580℃にて2時間のPWHTは、LMPで $17.3 \times 10^3$ 、620℃にて8時間のPWHTは、LMPで $18.7 \times 10^3$ と表すことができる。780 MPa級鋼溶接金属が得られる従来材（SMAWおよびFCW）におけるLMPと-40℃吸収エネルギーの関係を図1に示す。溶接金属において、SMAWはMoを0.5%程度、FCWはMnを2%程度含んでいる。

SMAWでは、LMPの増加とともにじん性が低下する。FCWでは、LMPが $17.0 \sim 18.0 \times 10^3$ と低いPWHT条件においてじん性が低下するが、LMPが $18.0 \times 10^3$ を超えるとじん性は緩やかに回復する。

SMAWにおけるPWHT後のじん性低下は、「焼戻しぜい化」と「Moを主体とする炭化物起因の析出強化によるぜい化」が原因と考えられる。FCWにおいてLMPが $17.0 \sim 18.0 \times 10^3$ におけるじん性低下は、主に焼戻しぜい化が原因と考えられる。LMPが $18.0 \times 10^3$ 超にお

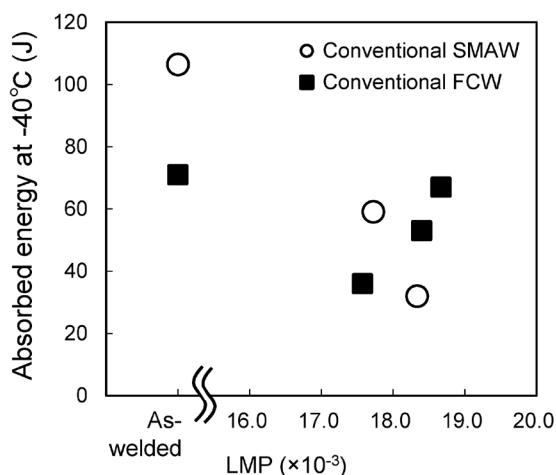


図1 従来材におけるLMPと-40℃吸収エネルギー関係  
Fig.1 Relationship between LMP and absorbed energy at -40℃ with conventional SMAW and FCW

るじん性の緩やかな回復要因については、後述する。

### 2.1 低LMP条件 (LMP ≤ 18.0 × 10<sup>3</sup>) の影響 (FCWでの検証)

表1に示す成分範囲で、FCWを用いて低LMP条件（580℃にて2時間のPWHT、LMP= $17.3 \times 10^3$ に相当）と焼戻しぜい化の関係を溶接金属のMn量に着目して調査した。溶接金属のMn量を変化させた際の低LMP条件における-40℃シャルピー衝撃試験片の破面写真を図2に示す。低LMP条件では、溶接金属のMn量が高いと旧オーステナイト粒界（以下、PAGBという）に沿った粒界破壊が支配的になり、溶接金属Mn量が低いと延性破壊が支配的になった。

すなわち、焼戻しぜい化の主因は、溶接金属のMn量に起因するPAGBに沿った粒界破壊であると判断される。そこで、Mn量が異なる溶接金属を対象にPAGB周辺の微量元素をAPT法で測定し、Mnと共偏析する元素を調査した。局所的な偏析が認められたリン（P）の濃度プロファイルを図3に示す。リン（P）はPAGBに沿って偏析し、Mn量に応じてその偏析量が増加する傾向にある。したがって、Mn量の高い溶接金属は、低LMP条件においてリン（P）が共偏析しやすく、粒界破壊を助長すると考えられる。

### 2.2 高LMP条件 (LMP > 18.0 × 10<sup>3</sup>) の影響 (FCWでの検証)

表1に示す溶接金属の成分範囲で、FCWを用いてCrとMoを添加した溶接金属を対象に、高LMP条件（620℃にて8時間のPWHT、LMP= $18.7 \times 10^3$ に相当）のマイクロ組織を調査した。光学顕微鏡によるマイクロ組織を、溶接のままおよび低LMP条件も含めて、図4に示す。対象の溶接金属では、溶接のままおよび低LMP条件に比べて、高LMP条件では網目状のマイクロ偏析帯（以下、偏析帯という）が確認された<sup>5)</sup>。

つぎに、SEMによる偏析帯近傍のマイクロ組織とエネルギー分散型X線分析装置（以下、SEM-EDXという）による分析結果を図5に示す。PWHTの有無に関わらず偏析帯が確認され、偏析帯には主にNiが濃化していたことから、PWHT後には偏析帯に組織変化が生じている可能性もある。そこで、溶接金属に対して電子線後方散乱回折（以下、EBSDという）による解析を実施した。EBSDによる逆極点図方位（以下、IPFという）マップおよび相マップを図6に示す。IPFマップおよび相マップから、対象の溶接金属組織は溶接ままではフェライト主体であり、PWHTを施すことによりフェライトは粗大化する。ここに、フェライトと総称する組織は、ベイニティックフェライトと粒内フェライト（アシキュラーフェライト）からなる複合組織である<sup>6)</sup>。

高LMP条件では、溶接ままに比べてオーステナイトの増加が確認された。このオーステナイトは、高LMP条件で逆変態したオーステナイトが室温まで保持された残留オーステナイトであると判断される。

前述した従来材（FCW）において、高LMP条件でじん性が緩やかに回復した原因は、軟質なオーステナイトに起因すると考えられる。PWHTを介する残留オース

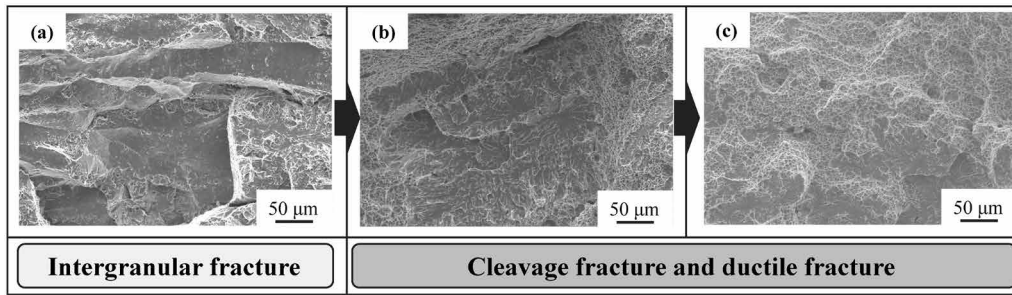


図2 Mn量を変化させた際の低LMP条件における-40℃シャルピー衝撃試験片の破面写真  
(a) 高Mn量, (b) 中Mn量, (c) 低Mn量

Fig.2 Fractographs of impact test specimens containing different Mn content at low LMP condition  
(a) High Mn content, (b) Middle Mn content, (c) Low Mn content

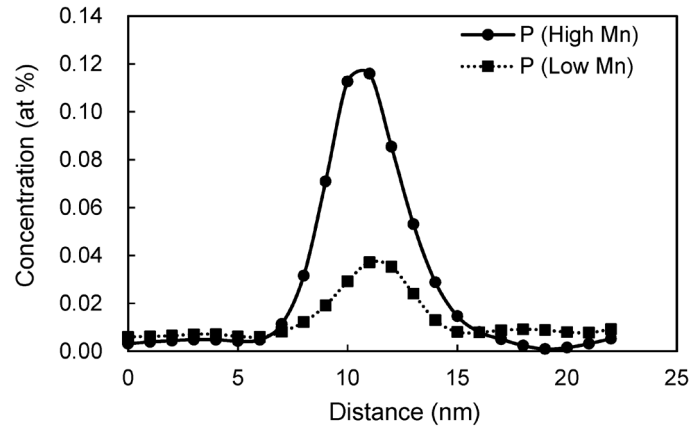


図3 低LMP条件においてAPT法で測定したPAGB周辺におけるリン(P)の濃度プロファイル

Fig.3 Concentration profiles of phosphorus around the PAGB at low LMP condition measured by APT method

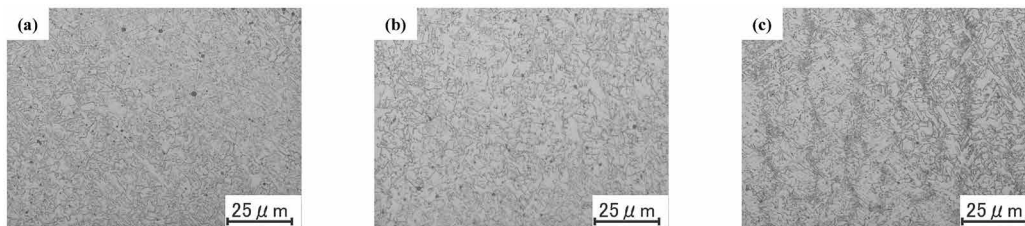


図4 光学顕微鏡による溶接金属のミクロ組織 (a) 溶接のまま, (b) 低LMP条件, (c) 高LMP条件

Fig.4 Optical micrographs of weld metals (a) As-welded, (b) Low LMP condition, (c) High LMP condition

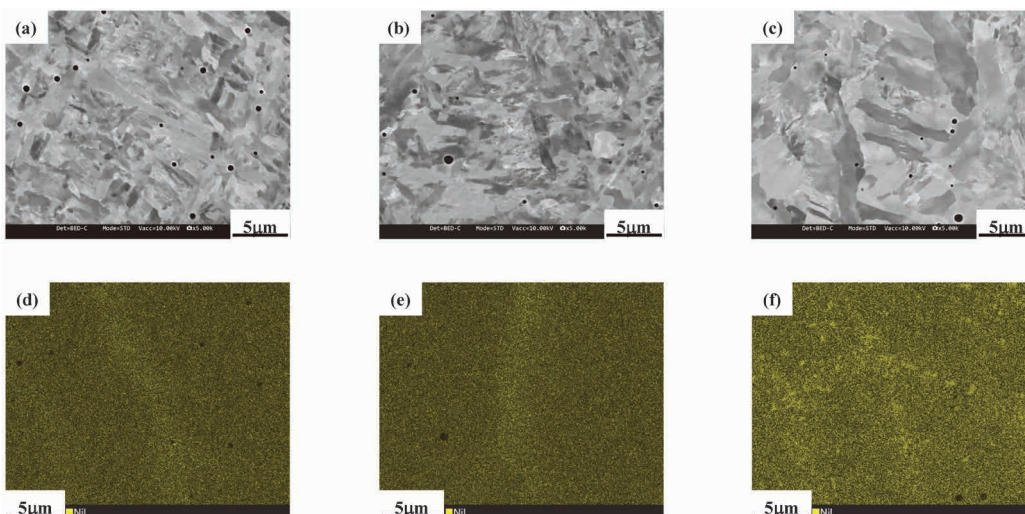


図5 SEMによる溶接金属のミクロ組織とSEM-EDXによるNi分析結果  
(a), (d) 溶接のまま, (b), (d) 低LMP条件, (c), (f) 高LMP条件

Fig.5 SEM micrographs of weld metals and SEM-EDX analysis results of Ni  
(a), (d) As-welded, (b), (d) Low LMP condition, (c), (f) High LMP condition

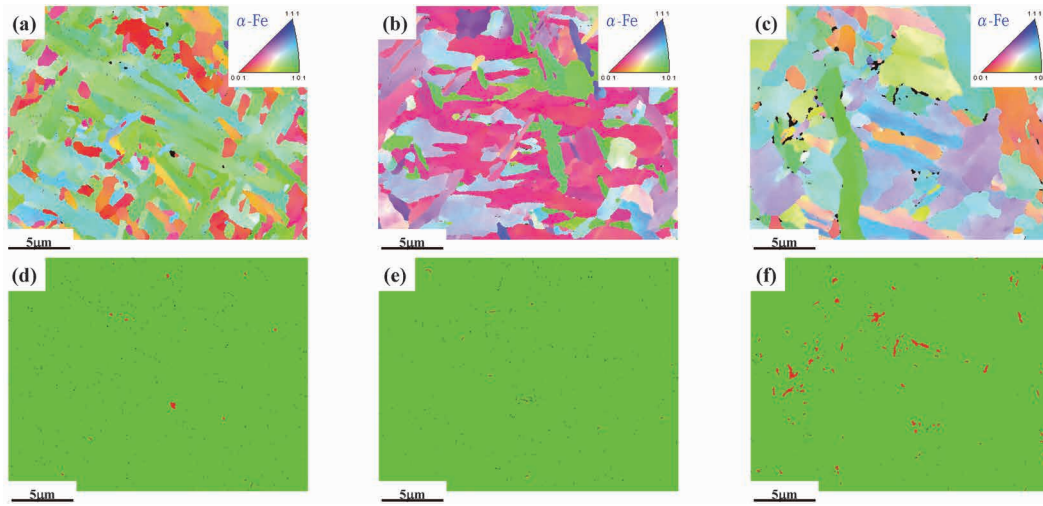


図6 EBSDによるIPFマップおよび相マップ  
 (a), (d) 溶接のまま, (b), (e) 低LMP条件, (c), (f) 高LMP条件 (緑: フェライト, 赤: オーステナイト)  
 Fig.6 IPF maps and phase maps obtained by EBSD  
 (a), (d) As-welded, (b), (e) Low LMP condition, (c), (f) High LMP condition (Green : Ferrite, Red : Austenite)

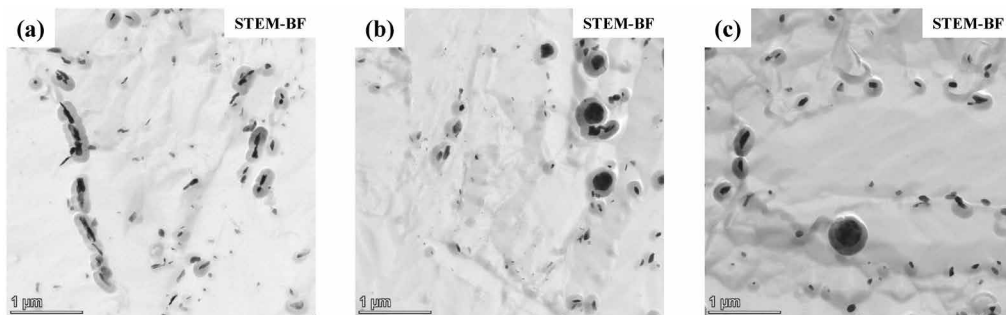


図7 STEMによる溶接金属のミクロ組織 (a) 溶接のまま, (b) 低LMP条件, (c) 高LMP条件  
 Fig.7 STEM micrographs of weld metal (a) As-welded, (b) Low LMP condition, (c) High LMP condition

テナイトの活用には、Ac1変態点の低下、すなわち一定量の合金添加が不可欠である。その効果が発現される合金添加量については、今後さらなる検証が必要である。

高LMP条件では、炭化物によるぜい化も想定し、STEMを用いて調査した。STEMによるミクロ組織を図7に示す。対象とした溶接金属に含まれる炭化物は主にセメンタイトであり、セメンタイト以外の炭化物はわずかであった。また、PWHTを施すと一部のセメンタイトでオストワルド成長する傾向が見られるものの、総じて100~200 nmのセメンタイトが主である。CrとMo

を調整した溶接金属では、炭化物の形成や成長が抑制されており、炭化物起因の析出強化によるぜい化は軽微と判断される。

なお、この要因については、今後さらなる調査が必要である。

### 3. 最適成分系溶接金属の機械的性質

表1に示す溶接金属の成分範囲で、SMAWを対象に被覆剤設計を最適化して酸素量を低減した溶接金属におけるLMPと機械的性質の関係を図8に示す。溶接金属

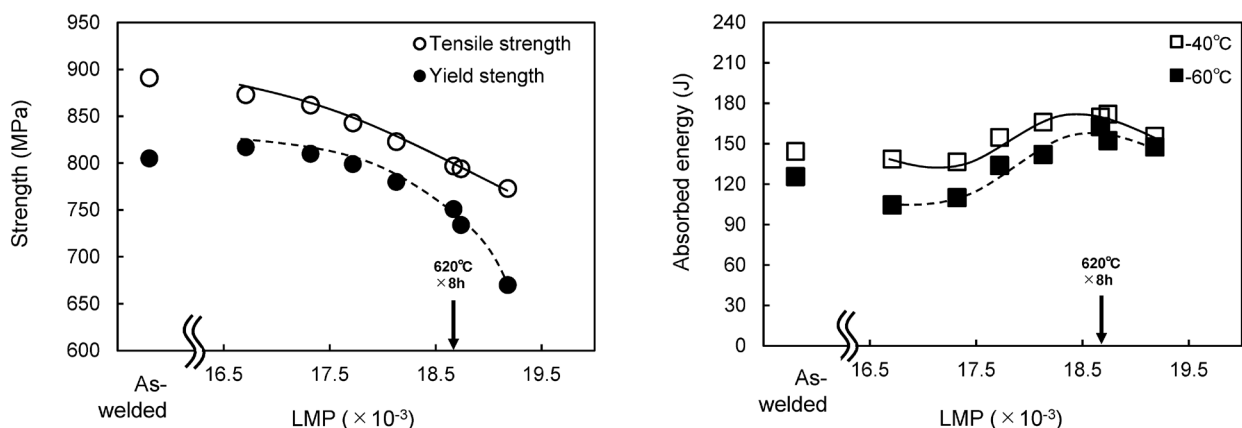


図8 本研究で得られた溶接金属におけるLMPと機械的性質の関係  
 Fig.8 Relationship between LMP and mechanical property of weld metals in this study

の引張強度は、高LMP条件においても780 MPa以上を満足している。また、PWHTの有無にかかわらず、 $-40^{\circ}\text{C}$  吸収エネルギーも従来材に比べて高い値が得られ、PWHTによるぜい化も小さく、幅広いPWHT条件に対応できている。なお、SMAW溶接金属では、溶接のままも含めてPWHT後のシャルピー衝撃試験片の破面上に粒界破壊は見られない。PWHT後に優れた780 MPa級鋼溶接金属が得られる直流用（DCEP用）SMAWを「TRUSTARC<sup>TM</sup>注1）LB-80LSR」として商品化した。

むすび = PWHTを施した780 MPa級鋼溶接金属に対して、破面形態やマイクロ組織を調査し、良好なじん性を得るための設計指針を検討した。この検討により、低LMP条件における焼戻しぜい化低減にはMn量の調整が有効であること、PWHT後に形成・成長する炭化物起因の析出強化によるぜい化低減にはCrおよびMo量の調整が有効であることを見いだした。さらに、その他の

合金添加量も最適化することにより、高LMP条件で逆変態するオーステナイトがPWHT後のじん性確保に寄与するという知見を得た。得られた知見をもとに開発した780 MPa級鋼用被覆アーク溶接棒TRUSTARC<sup>TM</sup> LB-80LSRはPWHT後のじん性が良好であり、今後ものづくりの幅を広げることに貢献していくと考える。

#### 参 考 文 献

- 1) 佐藤祐也ほか. JFE技報. 2020, No.46, p.70-75.
- 2) 堀井行彦ほか. 圧力技術. 1996, Vol.34, No.1, p.3-7.
- 3) T. Suga et al. Toughness of Weld Metal by MAG Welding Flux-Cored Wire for Low Temperature Service Steel. IIW Doc. XII-1492-97, 1997.
- 4) 加納 覚ほか. 溶接構造シンポジウム論文集. 2017, p.551-554.
- 5) M. Inomoto et al. Effect of microstructure on fracture behavior of 780 MPa class weld metal submitted to PWHT. IIW Doc. IX-L-1252-2022, 2022.
- 6) 畑野 等ほか. 神戸製鋼技報. 2008, Vol.58, No.1, p.18-23.

---

脚注 1) TRUSTARC<sup>TM</sup> (**TRUSTARC<sup>TM</sup>**) は当社の商標である。