

# ラインパイプ用高性能 UOE 鋼管の開発

## Development of High Performance UOE Pipe for Linepipe

荒川 武和 ARAKAWA Takekazu JFE スチール 厚板セクター部 主任部員 (部長)  
 西村 公宏 NISHIMURA Kimihiro JFE スチール スチール研究所 鋼材研究部 主任研究員 (副部長)  
 矢埜 浩史 YANO Koji 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)  
 鈴木 信久 SUZUKI Nobuhisa JFE テクノリサーチ ソリューション本部 (川崎) シニアフェロー

### 要旨

JFE スチールはエネルギーの開発、輸送、貯蔵に使用される鋼材を製造している。本稿では、厚板を素材とするラインパイプ用の UOE 鋼管について、高性能な商品群を紹介する。開発のキーワードは、高強度、厚肉、高変形、深海用耐コラプス、耐サワー、低温靱性で、JFE スチールはさまざまな使用条件に対応した高級 UOE 鋼管を幅広いサイズで供給できる。

### Abstract:

JFE Steel manufactures high performance steels used for energy development, transportation, and storage applications. In this paper, high performance UOE pipes for linepipe manufactured from steel plates are introduced. Keywords for development are high-strength, heavy wall thickness, high-deformability “HIPER<sup>®</sup>,” collapse-resistant for deep sea, sour resistance, and low-temperature toughness. At present JFE Steel is capable of providing high-end UOE pipes in numerous sizes and for a wide range of conditions.

## 1. はじめに

近年、パイプラインに対しては、高圧化や低温環境下・腐食環境下といった厳しい使用条件、さらには地震地域や海底での長距離ラインパイプの敷設にともなう外力を想定したひずみベース設計の普及といった新たな需要家の要求がでてきている。その結果、パイプラインに求められるパイプ性能は、高強度、厚肉、低温靱性、高変形、耐サワーといった性能が複合仕様として付加される傾向が高まっている。

この傾向に対応するため、JFE スチールでは素材厚板の TMCP (Thermo-mechanical control process) 設備の増強やオンライン加熱装置 (HOP<sup>®</sup>: Heat Treatment Online Process) の適用拡大、さらには鋼管製造設備の増強といったプロセス開発を通じて (図 1 に API X80 (API: アメリカ石油協会) の鋼管の製造範囲を示す。), 需要家の新たな要求をみたく商品を開発し、複合仕様に適応できる UOE ラインパイプ商品メニューを拡充した。

本稿では、(1) ひずみベース設計に対応できる高変形鋼管のコンセプトと高強度高変形鋼管、(2) 極厚の海底管、(3) 高強度 X80 厚肉鋼管、(4) 高強度 X70 耐サワー鋼管、(5) 特に HAZ (溶接熱影響部) 靱性のよい高強度 X70 厚肉鋼管と

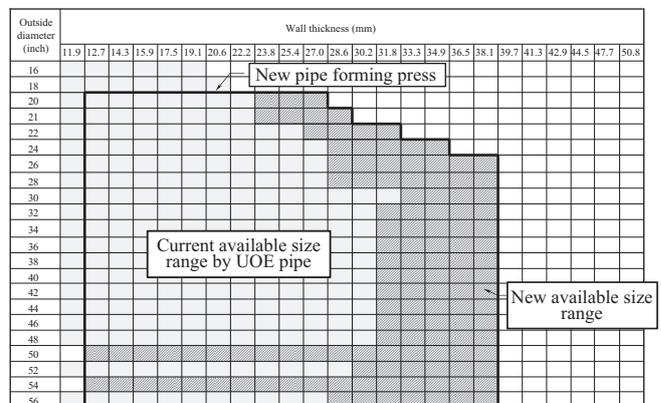


図 1 API X80 の製造可能範囲 (API: アメリカ石油協会)

Fig. 1 API X80 Available size range (API: The American Petroleum Institute)

いった複合仕様を満足できるラインパイプ商品について鋼管の性能を中心に紹介する。

## 2. 高変形鋼管 HIPER<sup>®</sup>

### 2.1 高変形鋼管コンセプト

HIPER<sup>®</sup> は、高強度パイプラインの安全性を従来強度のパイプラインと同等以上に高めることを目的として開発された高変形ラインパイプである<sup>1-3)</sup>。HIPER<sup>®</sup> は、管厚を増加させることなく変形性能を向上させることが可能である<sup>1-3)</sup>。

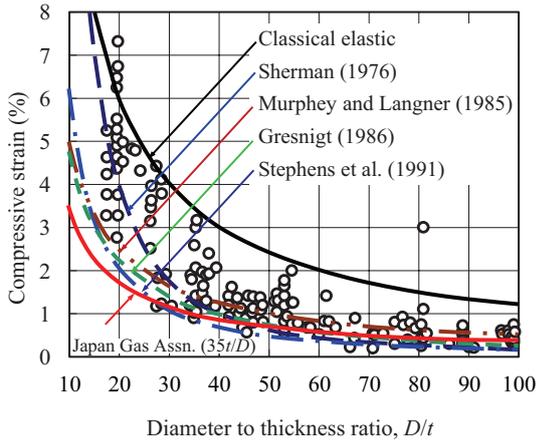


図2 曲げ変形による局部座屈開始ひずみ

Fig. 2 Bending test results and semi-empirical formulas<sup>1,4)</sup>

HIPER<sup>®</sup>を天然ガスパイプラインに適用することにより、建設コストの増加を最小限に抑制しながら、地震地帯や凍土地帯におけるパイプラインの安全性を向上させることが可能になった<sup>1~3)</sup>。高変形パイプの特徴は、管厚を増加させない分、パイプの重量、輸送費、溶接、施工時間のすべてを削減できるため、CO<sub>2</sub>削減効果が大きく、環境に優しいことである。

曲げ変形を受ける鋼管の局部座屈開始ひずみを推定する解析解は求められていないため、曲げ座屈実験データに基づいて幾つかの設計式が提案されている<sup>4)</sup>。代表的な設計式で計算した曲げ局部座屈開始ひずみ曲線を図2に示す。これら設計式の適用範囲は、X65以下のラインパイプである。図2で実験データと設計式は個別に対応していないが、設計式はおおのその実験データを下限包絡するように定義されており、(1)式で一般化される。しかし、(1)式にはひずみ硬化特性が考慮されていないため、ラインパイプの変形性能を向上させるためには、管厚を増加させなければならないことが分かる。

$$\epsilon_{cr-test} = A \left( \frac{t}{D} \right)^m \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 $t$ ：管厚、 $D$ ：平均管径である。 $A$ ：定数、 $m$ ：指数で実験データから得られる。

上記の設計式に対し、ひずみ硬化特性を考慮した設計式を以下に紹介する。これらは圧縮局部座屈開始ひずみを推定する設計式であり、ラインパイプの変形性能を材料のひずみ硬化パラメータの関数として表すことができる<sup>3)</sup>。

連続硬化型の応力ひずみ曲線において、応力と全ひずみの関係をべき乗硬化則で表すと、軸圧縮を受ける鋼管の局部座屈開始ひずみが(2)式で表される。

$$\epsilon_{cr} = \frac{4}{3} \sqrt{n} \frac{t}{D} \dots\dots\dots (2)$$

ここに、 $\epsilon_{cr}$ ：局部座屈開始ひずみ、 $n$ ：ひずみ硬化指数である。

また、応力ひずみ曲線を Ramberg-Osgood の式<sup>5)</sup> (R-O式)で表すと、軸圧縮を受ける鋼管の局部座屈開始ひずみが(3)式のように表される<sup>6)</sup>。

$$\epsilon_{cr} = \frac{\sigma_0}{E} \left( \frac{\sigma_{cr}}{\sigma_0} \right) + \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left( \frac{\sigma_{cr}}{\sigma_0} \right)^N \dots\dots\dots (3)$$

ここに、 $\epsilon_{cr}$ ：局部座屈開始ひずみ、 $E$ ：ヤング率、 $\alpha$ 、 $\sigma_0$ 、 $N$ ：R-O式の定数、 $\sigma_{cr}$ ：限界圧縮応力である。

応力と塑性ひずみの関係をべき乗硬化則で表すと、軸圧縮を受ける鋼管の局部座屈開始全ひずみが(4)式、局部座屈開始塑性ひずみが(5)式で表される<sup>7)</sup>。

$$\epsilon_{cr} = \frac{\sigma_{cr}}{E} - \frac{\sigma_0}{2E} (1+n) + \frac{4}{3} \sqrt{n} \left( \frac{t}{D} \right) \dots\dots\dots (4)$$

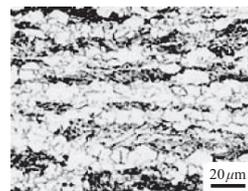
$$\epsilon_{pcr} = \frac{4}{3} \sqrt{n} \left( \frac{t}{D} \right) - \frac{\sigma_0}{2E} (1+n) \dots\dots\dots (5)$$

ここに、 $\epsilon_{cr}$ ：局部座屈開始全ひずみ、 $\epsilon_{pcr}$ ：局部座屈開始塑性ひずみ、 $E$ ：ヤング率、 $n$ ：ひずみ硬化指数、 $\sigma_0$ ：降伏応力、 $\sigma_{cr}$ ：局部座屈開始応力である。

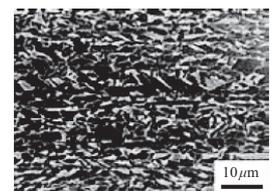
上述の(2)～(4)式が軸圧縮変形を受ける鋼管の局部座屈開始ひずみを推定する設計式である。この設計式により、パイプラインの構造設計で提示される要求ひずみに対してHIPER<sup>®</sup>が満足すべきひずみ硬化特性を求めることができる。曲げ局部座屈開始ひずみを推定するためにはさらにいくつかのステップを踏む必要があるが、高変形ラインパイプの材質設計では(2)～(4)式が基本となる。

## 2.2 高変形ラインパイプの特性

JFE スチールでは、複相組織制御と応力歪曲線の最適化によって耐座屈性能に優れた高変形ラインパイプ「HIPER<sup>®</sup>」を開発し、X52からX100グレードまで商品化を完了している。複相組織制御にはフェライト-ベイナイト組織型とベイナイト-MA型の2種類ある(MA：島状マルテンサイト)。前者はX60～X65グレードに適用され、また、後者はX70



(a) API X65 Grade JFE HIPER<sup>®</sup>  
(API: The American Petroleum Institute)



(b) API X80 Grade JFE HIPER<sup>®</sup>  
(API: The American Petroleum Institute)

写真1 高変形ラインパイプ HIPER<sup>®</sup>の組織写真例

Photo 1 Examples of microstructure of high strain linepipe, HIPER<sup>®</sup>

以上の高強度グレードに適用されている。高変形ラインパイプの典型的なマイクロ組織を写真 1 に示す。X65 グレード高変形ラインパイプはフェライト-ベイナイト組織であり、X80 グレードの高変形ラインパイプはより微細なベイナイト-MA 組織となっている<sup>8)</sup>。

ラインパイプは防食のために樹脂コーティング処理される。処理時の加熱による時効により、造管まよりも降伏強度が上昇し、変形性能が失われる場合がある。したがって、高変形ラインパイプにはコーティング後の特性も要求されることがある。ベイナイト-MA 型高変形ラインパイプ用鋼は HOP<sup>®</sup> による加熱時に、炭化物の微細析出により固溶炭素量が減少し、さらに焼もどしによるベイナイト中の転位が減少することから、ひずみ時効硬化が少ないため、コーティング後の変形性能の変化が小さいことが明らかになっている<sup>9)</sup>。このためベイナイト-MA 組織は、X70 以上の高強度でコーティング処理されるパイプラインへの適用に適している。

高変形 X80 ラインパイプの製造例を紹介する。表 1 は、パイプライン設計者と協議して決まった管軸方向の引張特性の目標値の一例で、これらの特性はその鋼管が敷設される地帯で要求される変形性能から、前節で述べた手法により導出されるものである。降伏比 (YR)、応力比が規定されるとともに、高い一様伸びが規定されている。応力比はひずみが 1.5% のときの応力と 0.5% のときの応力比である。その他、周方向の引張特性については API 5L PSL2 規格に準じている。

表 1 高変形ラインパイプで管軸方向に求められる引張特性例

Table 1 Longitudinal tensile specification for API X80 (API: The American Petroleum Institute) high strain linepipe

YS (MPa)	TS (MPa)	YR* (%)	$\sigma_{1.5\%}/\sigma_{0.5\%}$ *	uEL* (%)
530-650	625-770	≤85	≤1.100	≥7.0

\*Customer specifications for high strain linepipe are added to API specifications.

YS: Yield strength TS: Tensile strength YR: Yield ratio  
 $\sigma_{1.5\%}/\sigma_{0.5\%}$ : Stress ratio uEL: Uniform elongation

表 2 API X80 (API: アメリカ石油協会) 高変形鋼管の機械的性質

Table 2 Examples of mechanical properties of API X80 (API: The American Petroleum Institute) high strain linepipes

API Grade	Dimension OD (mm) WT (mm)	Condition	Longitudinal tensile properties <sup>1)</sup>					Charpy impact test, $\sqrt{E}$ at -10°C (J)	DWTT <sup>2)</sup> SA at 0°C (%)
			YS (MPa)	TS (MPa)	YR* (%)	$\sigma_{1.5\%}/\sigma_{0.5\%}$ *	uEL* (%)		
X80	1 219 22.0	As UOE 200°C Coated	560	689	81	1.12	9.2	241	100
			586	705	83	1.11	7.8	—	—
	1 219 26.4	As UOE 200°C Coated	544	692	79	1.14	9.0	249	98
			552	691	80	1.12	8.6	—	—

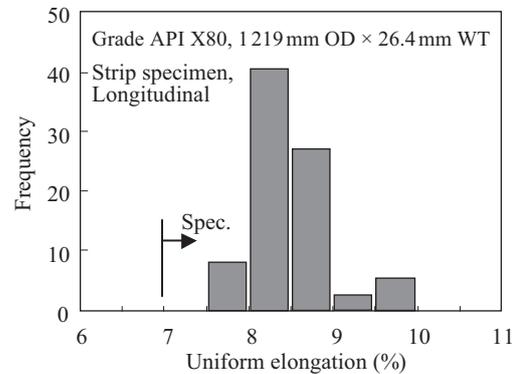
\* Customer specifications for high strain linepipe are added to API specifications.

<sup>1)</sup> Rectangular specimen

<sup>2)</sup> DWTT on 26.4 mm WT pipe was done by reduced  $t$ 19 mm specimen at -11°C.

OD: Outside diameter WT: Wall thickness YS: Yield strength TS: Tensile strength YR: Yield ratio  
 $\sigma_{1.5\%}/\sigma_{0.5\%}$ : Stress ratio uEL: Uniform elongation DWTT: Drop weight tear test  $\sqrt{E}$ : Absorbed energy SA: Share area

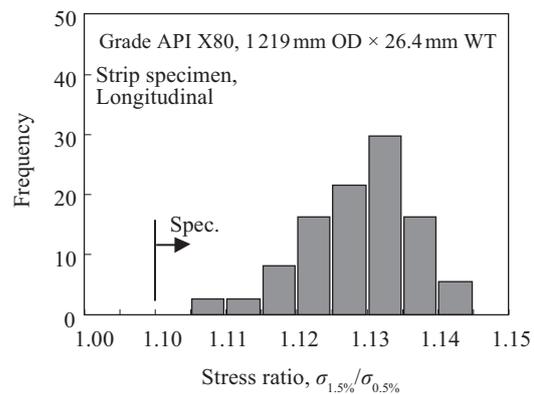
鋼板製造には HOP<sup>®</sup> を適用し、目標の応力比が得られるように MA 分率を 5% 以上に制御したベイナイト-MA2 相組織とした<sup>9)</sup>。製造された鋼管の機械的特性の例を表 2 に示す。コーティングシミュレーションとしてソルトバスにより 200°C × 5 min の熱処理を行った後の特性も示している。時効処理によりわずかな特性変化はあるものの、どちらの鋼管



API: The American Petroleum Institute  
 OD: Outside diameter WT: Wall thickness

図 3 管軸方向の一様伸びヒストグラム

Fig. 3 Histograms of longitudinal uniform elongation



API: The American Petroleum Institute  
 OD: Outside diameter WT: Wall thickness

図 4 管軸方向の応力比のヒストグラム

Fig. 4 Histograms of stress ratio

も高変形能に関わる規定は満足している。シャルピー靱性、DWTT (Drop weight tear test) 特性も良好で十分な特性である。

製造された鋼管の一樣伸びおよび応力比のヒストグラムをそれぞれ図 3, 4 に示す。大量生産においても目標特性を十分に満たしており、安定的な高変形ラインパイプの製造が実現されている。

### 3. 深海ラインパイプ用厚肉鋼管

近年、海底ラインパイプの敷設環境がより深海となり、鋼管への要求特性も高度化している。海底ラインパイプでは内圧がかかっていない敷設時あるいは高压操業していない場合にパイプが外圧（水圧）により圧潰する可能性がある。水深が 2 000 m 程度になると、内圧による周方向設計応力よりも、外圧による圧潰圧力によりパイプの管厚が決定される。

ラインパイプの圧潰圧力はパイプの管厚比 ( $D/t$ )、真円度、圧縮強度により支配される。圧潰強度は  $D/t$  が小さいほど大きくなるため、深海ラインパイプでは厚肉小径のパイプが用いられる。海底ラインパイプの規格・設計基準である DNV-OS-F101 (DNV: ノルウェー船級協会) では圧潰強度の計算式がパイプの  $D/t$ 、真円度と圧縮強度により記述されている。UOE 鋼管では後述するように、拡管の影響により周方向の圧縮降伏応力は引張降伏応力に比較して低下するため、圧縮強度には規格強度に減少比を乗じた値を用いることとなっている。一般的には圧縮強度として規格降伏強度の 0.85 倍、あるいは 0.90 倍のレベルが要求されている。

以上のように、深海ラインパイプでは厚肉小径、高真円度すなわち高寸法制度、そして圧縮強度の保証が求められる、総合的で高度な製造技術が必要となるラインパイプである。本章では、これらの要求に対応する材質設計技術の一例として圧縮強度を高める組織制御法を紹介し、最後に圧肉ラインパイプの製造例を報告する。

#### 3.1 UOE 鋼管の圧縮強度の支配因子とその制御

UOE 鋼管では、最終工程の拡管により、周方向の圧縮降伏強度はバウシinger効果により低下する。したがって、圧縮強度を安定的に向上させるためには、造管プロセスとして、低拡管率化が指向される。また、造管後の熱処理により圧縮強度が上昇することが知られており<sup>10)</sup>、たとえば、コーティング加熱による時効効果により圧縮強度は向上する。しかしながら、造管までの圧縮強度の保証に対するニーズも高い。

圧縮強度をより高めるためには、バウシinger効果を低減することが必要である。鋼板のマイクロ組織制御によりバウシinger効果を低減することを検討した。バウシinger効果は、最初の変形段階に複相組織鋼の軟質相と硬質相の界面や、セメントライト、パーライト、MA などの第 2 相、介在物、粒界などで発生する局所的なひずみ勾配による背応力

の発生が原因とされている。高強度ラインパイプ用の鋼板では、ベイナイト組織を活用するが、通常の加速冷却ままでは少なからずマトリックス中に硬質の MA を含む。MA の分率を制御すれば、バウシinger効果を低減でき、圧縮強度の低下の少ない UOE 鋼管を得られる可能性がある。

MA 分率とバウシinger係数の関係を基礎的に調査した<sup>11)</sup>。サンプルとして 0.05C-0.3Si-1.3Mn-Ni-Mo-Nb 鋼を用いて X65 グレードの鋼板を準備した。図 5 に示すように加速冷却ままおよび誘導加熱型オンライン熱処理プロセス HOP<sup>®</sup> を適用し、MA を消滅させた鋼板を製造した。写真 2 にこれら 2 種類の材料のマイクロ組織を示す。どちらもベイナイト組織を呈しているが、HOP<sup>®</sup> を適用した鋼板は MA がほとんど消滅している。

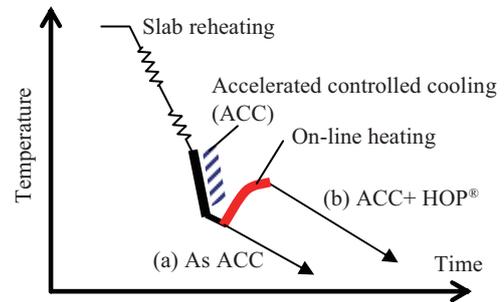
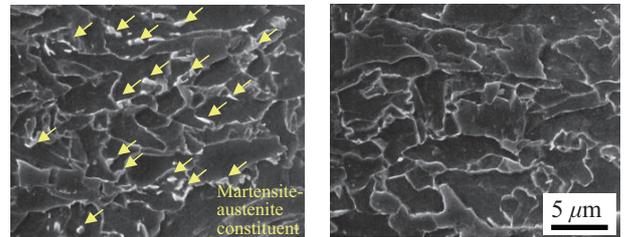


図 5 鋼板製造時の TMCP (thermo-mechanical control process) 条件の模式図

Fig. 5 Schematic illustration of thermo-mechanical control process (TMCP) conditions in plate production



(a) As ACC

(b) ACC+ HOP<sup>®</sup>

写真 2 As ACC (accelerated controlled cooling) と ACC + HOP<sup>®</sup> 時のマイクロ組織

Photo 2 Microstructure of steels

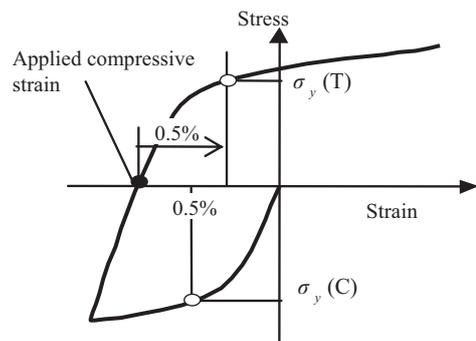


図 6 バウシinger試験時の応力-ひずみ条件

Fig. 6 Stress strain curve of Bauschinger test

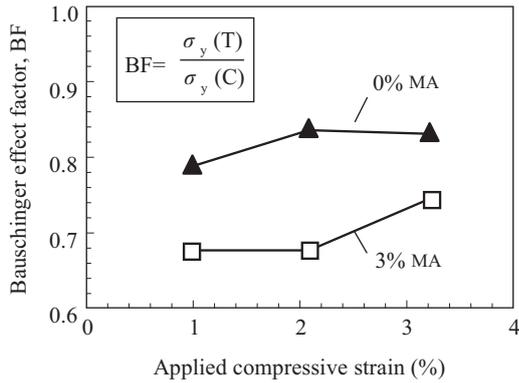


図7 バウシンガー係数に及ぼす MA (島状マルテンサイト) 体積率の効果

Fig. 7 Effect of martensite-austenite constituent (MA) volume fraction on Bauschinger effect factor

鋼板から丸棒引張試験片を採取し、図6に示すバウシンガー試験を行った。最初に圧縮予ひずみを付与した後除荷し、引張試験を行った。引張側の降伏強度  $\sigma_y(T)$  は圧縮側の降伏強度  $\sigma_y(C)$  に比較して低下する。この試験ではバウシンガー係数は  $\sigma_y(T)/\sigma_y(C)$  で定義され、係数が高いほどバウシンガー効果が小さいことを意味し、UOE 鋼管において圧縮強度の低下が小さく好ましい材料といえる。

試験結果を図7に示す。MA を低減した材料はバウシンガー係数が大きく、予ひずみ付与後の逆荷重側の降伏応力低下が少ないことが分かる。すなわち、UOE 成形での拡管工程による圧縮降伏応力の低下が抑制され、高い圧縮強度が安定的に得られることが期待される。

表3 DNV-L450 の化学成分

Table 3 Chemical compositions of steels for DNV-L450 linepipe (mass%)

Grade	C	Si	Mn	P	S	Others	Ceq
DNV-L450	0.04	0.3	1.3	0.01	0.01	Cr, Mo, Nb	0.35

DNV: Det Norske Veritas

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

表4 DNV-L450 / 36.6 mm 厚の機械的性質の一例 (DNV: ノルウェー船級協会)

Table 4 Typical mechanical properties of heavy wall DNV-L450 linepipe (DNV: Det Norske Veritas)

Grade	Dimension			Tensile properties <sup>1)</sup>			Compressive yield strength <sup>2)</sup> (MPa) Body 180°	Charpy impact test $\sqrt{E}$ (J) at -13°C			DWTT test <sup>3)</sup> SA at -20°C (%)
	OD, D (mm)	WT, t (mm)	D/t	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)		BM	WM	FL	
DNV-L450	773.2	36.6	21.1	482	557	32	447	443	267	279	98

<sup>1)</sup> Round bar specimen ( $\phi 12.5$  mm) Trans. direction

<sup>2)</sup> ASTM E9 ( $\phi 20$  mm  $\times$  L60 mm) specimen (ASTM: The American Society for Testing and Materials)

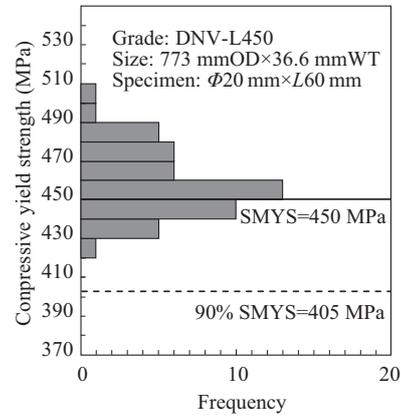
<sup>3)</sup> t19 mm Reduced thickness specimen

OD: Outside diameter WT: Wall thickness YS: Yield strength TS: Tensile strength El: Elongation

$\sqrt{E}$ : Absorbed energy BM: Base metal WM: Weld metal FL: Fusion line DWTT: Drop weight tear test SA: Share area

### 3.2 厚肉ラインパイプ製造結果

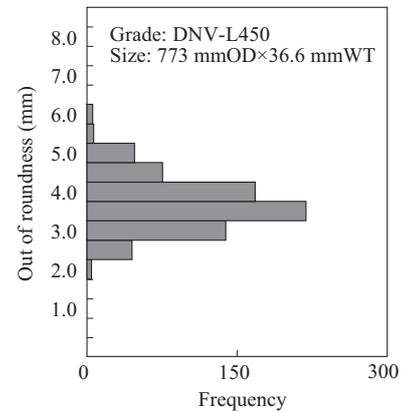
以上の検討結果にもとづいて圧縮強度を考慮し MA 組織制御技術を適用した鋼板を用いて、DNV-L450 グレードの厚肉ラインパイプを製造した。板厚は 36.6 mm であり、鋼板



DNV: Det Norske Veritas  
OD: Outside diameter WT: Wall thickness  
SMYS: Specified minimum yield strength

図8 深海用ラインパイプの圧縮試験ヒストグラム

Fig. 8 Compression test record of heavy wall thickness linepipes



DNV: Det Norske Veritas  
OD: Outside diameter WT: Wall thickness

図9 深海用ラインパイプの真円度ヒストグラム

Fig. 9 Record of out-of-roundness of heavy wall thickness linepipes

はオンライン加熱装置「HOP<sup>®</sup>」を適用して製造された。これらの鋼板を用い、外径 773.2 mm のラインパイプを UOE プロセスにて成形した。

鋼板の母材化学組成を表 3 に示す。母材組織についてはマイクロ組織観察によりベイナイト中に MA がほとんど観察されない均一な組織となっていることを確認した。表 4 にパイプの機械的特性の例を示す。DNV-L450 を満足する強度、靱性を有しており、圧縮降伏応力も規格強度の 90% を超える十分な値となっている。

製造されたラインパイプについて圧縮強度の実績とパイプの管端部の真円度の実績を図 8, 9 にヒストグラムで示す。圧縮強度は安定的に高い実績値を示している。また、パイプの真円度も 5 mm 以下となっており、深海ラインパイプの要求仕様に十分こたえられるものである。

#### 4. X80 厚肉鋼管

パイプラインの長距離化にともない、高圧操業の観点から従来にないラインパイプの高強度化・厚肉化が求められている。中国の西気東輸第 2 パイプラインにおいては、操業圧 12 MPa で天然ガス輸送するため最大管厚 26.4 mm の API 5L X80 級ラインパイプが使用された<sup>12)</sup>。また、アラスカの天然ガスをカナダ・アメリカへ輸送するパイプライン計画でも、操業圧 17.5 MPa とする超高压操業が検討されており、X80 級での厚肉鋼管が必要になるといわれている。一般に、鋼材は厚肉化になるに従い強度および靱性を両立させることが大きな課題となり、従来サイズのラインパイプの成分設計、母材製造条件ではこれら厚肉ラインパイプの要求特性を満足することができない。本章では、特に 30 mm を超える高強度厚肉ラインパイプについて、従来の材質制御とは異なる成分設計、および母材鋼板の製造条件について検討を行い、その結果に基づき製造された管厚 38.1 mm の X80 級ラインパイプについて紹介する。

##### 4.1 厚肉材の強度・靱性向上

ラインパイプ用鋼板は、TMCP を駆使して製造される。特に、高強度材では加速冷却の適用が必須である。厚板の加速冷却では板厚増大にともない冷却速度が低下するが、JFE スチールは水流制御技術によって理論限界冷却速度を実現した Super-OLAC<sup>®</sup> を開発し、従来設備の薄肉材と同等の冷却速度を厚肉材でも実現した。しかしながら、30 mm を超える厚肉材では冷却能向上も限界がある。

そこで、ラインパイプ用鋼板の化学成分の設計としてホウ素 (B) 添加による厚肉材の強度・靱性バランス向上について検討した。図 10 に、実験室の真空溶解にて種々の合金元素添加量を変化させ、さらに B 添加、B 無添加とした鋼塊を使用した厚肉材の圧延実験結果を示す。圧延条件は、1 150°C 加熱 -780°C 圧延終了の後、加速冷却を行い、最後に

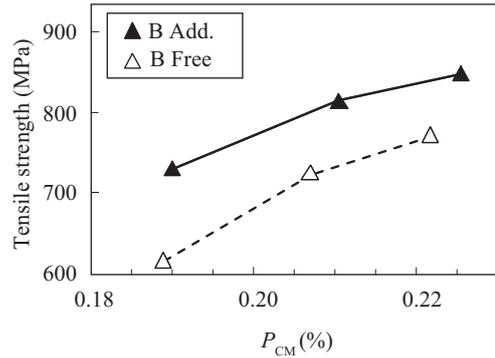


図 10 引張強度に対する  $P_{CM}$  (溶接割れ感受性組成) と B 添加の効果

Fig. 10 Effect of boron addition on strength of thick pipe body

HOP<sup>®13)</sup> 模擬加熱を実施した。B 添加鋼、B 無添加鋼とも溶接割れ感受性指数  $P_{CM}$  値の増加にともない鋼板の引張強度は上昇するが、同一  $P_{CM}$  値で B 添加鋼の方が高い引張強度が得られた。すなわち、同じ強度グレードでも、B 添加設計により低い  $P_{CM}$  値とすることが可能であり、 $P_{CM}$  値から算出される溶接低温割れ防止の予熱温度を増加する必要がなく、優れた現地溶接作業性も実現できる。

図 11 に、 $P_{CM}$  値を 0.21 とした場合の B 添加鋼および B 無添加とした 2 種類の鋼の加工 CCT 図 (連続冷却変態線図) を示す。B 無添加鋼に見られる低冷却速度側でのフェライト変態が、B 添加によって抑制され、ベイナイト変態の開始温度 (Bs 点)、終了温度 (Bf 点) も低温化することが分かる。このベイナイトの変態温度の低温化が ACC (Accelerated controlled cooling) 適用時に B 添加鋼が強度上昇する主因と考えられる。

図 12 に、B 添加鋼および B 無添加鋼の圧延実験材の引張強度とシャルピー破面遷移温度 (vTrs) の関係を示す。同一圧延条件では、B 添加の有無に関わらず、強度・靱性バランスの差は認められなかった。一方、B 添加鋼において圧

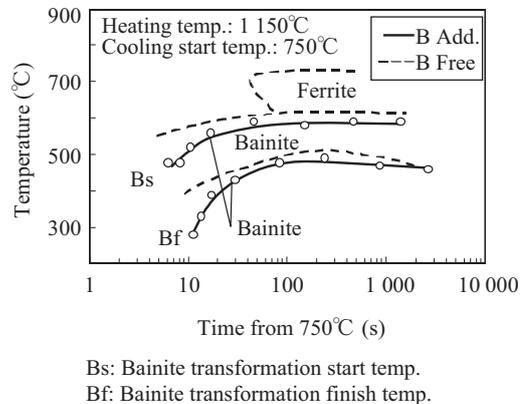


図 11 B 添加鋼・無添加鋼の CCT 図 (連続冷却変態線図)

Fig. 11 Continuous cooling transformation (CCT) diagrams of both B add. Steel and B free steel

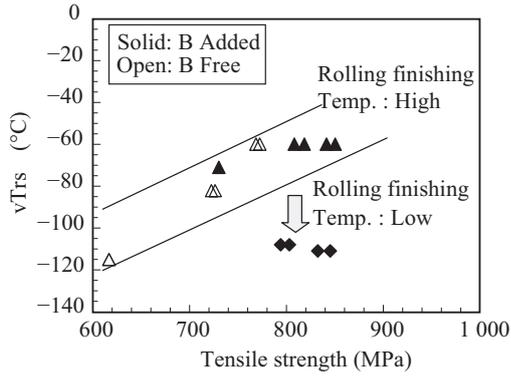


図 12 B 添加鋼の強度と vTrs (シャルピー遷移温度) の関係  
 Fig. 12 Effect of thermo-mechanical control process (TMCP) condition on toughness of thick pipe body

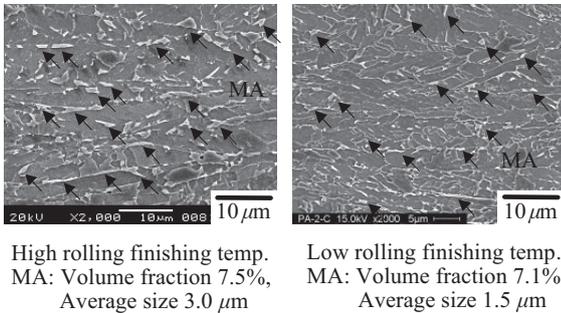


写真 3 B 添加鋼のマイクロ組織

Photo 3 Comparison of martensite-austenite constituent (MA) size in the thick pipe body between high rolling finish temp. and low one

延終了温度を低下させた場合、同一強度で vTrs が低温側に改善した。写真 3 に B 添加鋼について、圧延終了温度が高い場合と低い場合の圧延材のマイクロ組織の観察結果を示す。いずれも加速冷却時に変態生成するベイナイト組織が主相で、その後の HOP<sup>®</sup> 加熱時に生成する MA が分散した組織を呈している。この MA の分布形態に着目し、画像解析した結果を合わせて示す。圧延終了温度の違いによる、MA の体積率の差は認められないが、MA の平均粒子サイズは圧延終了温度の低下にともない、小さくなっていることから、MA の微細化を通じて靱性が改善されたと考えられる。

表 6 API X80 / 38.1mm 鋼管の機械的性質 (API : アメリカ石油協会)

Table 6 Mechanical properties of 38.1mm thick API X80 linepipe (API: The American Petroleum Institute)

Grade	Dimensions		Tensile properties <sup>1)</sup>					Charpy impact test		DWTT
	OD (mm)	WT (mm)	Direction	YS, Y (MPa)	TS, T (MPa)	Y/T ratio (%)	Elongation (%)	Direction	$\sqrt{E}_{-20}$ ave. (J)	SA at -20°C <sup>2)</sup> ave. (%)
API X80	1 219	38.1	Trans.	600	765	78	45	Trans.	131	85
			Longi.	605	744	81	47			

<sup>1)</sup>Rectangular specimen <sup>2)</sup>Full thickness specimen

OD: Outside diameter WT: Wall thickness YS: Yield strength TS: Tensile strength  $\sqrt{E}_{-20}$ : Absorbed energy at -20°C  
 DWTT: Drop weight tear test SA: Share area

## 4.2 極厚 X80 ラインパイプ製造結果

以上の検討結果にもとづいて、厚肉材の成分設計および母材鋼板製造条件の最適化を行い、管厚 38.1 mm の X80 級ラインパイプを試作した。パイプ母材の化学組成を表 5 に示す。B 添加量を 0.0007 mass% とし、Cu, Ni, Mo などの元素添加で  $P_{CM}$  値を 0.21 とした。連続鋳造によって製造されたスラブを厚板圧延 -Super-OLAC<sup>®</sup>-HOP<sup>®</sup> プロセスにて 38.1 mm に圧延し、新造管設備にて外径 1 216 mm のパイプに成形した。鋼管母材のマイクロ組織を写真 4 に示す。管厚 1/4 位置、1/2 位置のいずれもベイナイト中に MA を微細分散した組織が得られており、低圧延終了温度後、Super-OLAC<sup>®</sup>-HOP<sup>®</sup> プロセスにより X80 の強度と靱性の両立が達成された。表 6 に鋼管の機械的性質を示す。管周方向、長手方向とも API 5L X80 規格 YS (降伏強さ)、TS (引張強さ) の値を満足し、L 方向 YR ≤ 85%、一様伸び ≥ 5% の優れた変形性能を示した。また、シャルピー靱性、DWTT 靱性についても -20°C で十分な値を示した。

表 5 極厚 API X80 の化学成分 (API : アメリカ石油協会)

Table 5 Chemical compositions of steels for API X80 heavy gauge high strain linepipe (API: The American Petroleum Institute)

(mass%)							
C	Si	Mn	P	S	B	Others	$P_{CM}$
0.06	0.04	1.9	0.01	0.001	0.0007	Cu, Ni, Mo, Nb	0.21

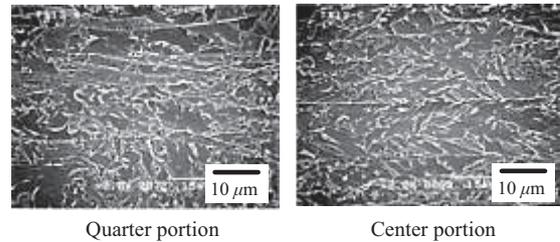


写真 4 API X80 / 38.1 mm のマイクロ組織 (SEM)

Photo 4 Scanning electron microscope (SEM) micrographs of 38.1 mm thick API X80 pipe body etched by two stage electrical etching

## 5. X70 耐サワー鋼管

H<sub>2</sub>S ガスを含むいわゆるサワー環境で使用されるラインパイプは、耐水素誘起割れ (Hydrogen induced cracking, HIC) 性能が強く求められる。HIC を防止するためには、(1) 起点となる介在物を低減し、(2) 鋼の中心偏析を低減し、偏析部硬度上昇による割れ感受性を低減する必要がある<sup>14)</sup>。そのため、鋼の C, P, Mn および他の合金元素の添加量を制限している。一方、パイプライン敷設・操業コスト低減の観点から、耐サワーラインパイプにも高強度化が求められており、母材厚鋼板製造における加工熱処理 (TMCP) 技術の進歩にともない、低合金成分設計で API 5L X65 級まで実用化がなされている。しかし、さらなる高強度化のためには合金元素の増加が必要であるが、鋼の偏析部やその他において MA といった硬質な第 2 相の生成を招き、HIC の感受性が增大してしまう<sup>15)</sup>。本章では、低合金成分かつ鋼のマイクロ組織中に硬質な MA 組織を含まない均質な組織を得ることで、X65 を超える高強度化を達成するための新しい TMCP 技術の確立と、その適用により製造された X70 耐サワー UOE ラインパイプについて紹介する。

### 5.1 HIC 性能を改善する新マイクロ組織制御技術

低合金成分設計で均質かつ高強度を得るための鋼のミク

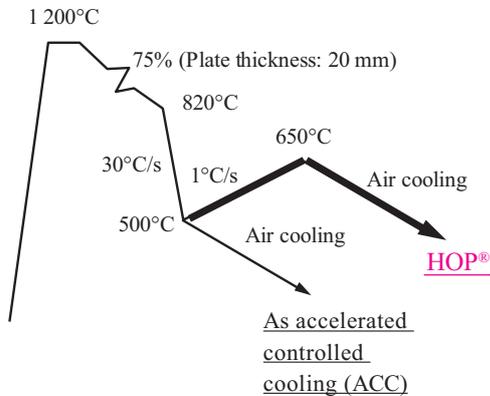
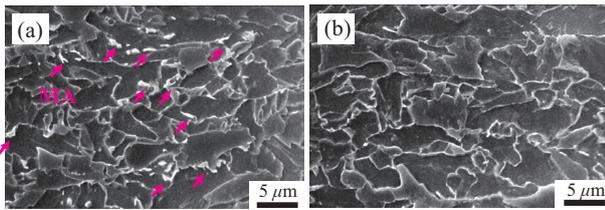


図 13 実験室における鋼板圧延条件の模式図

Fig. 13 Schematic illustration of laboratory hot rolling conditions



(a) As accelerated controlled cooling (ACC)

(b) HOP®

写真 5 鋼板のマイクロ組織 (SEM: 走査型電子顕微鏡)

Photo 5 Scanning electron microscope (SEM) micrographs of the steels etched by two stage electrical etching

ロ組織制御として、加速冷却とオンライン加熱 HOP<sup>®16)</sup> を組み合わせた新しい TMCP 技術を開発した。コンセプトは、(1) 加速冷却によりマイクロ組織をベイナイト組織に変態させ、(2) 加速冷却終了後ただちに急速加熱することにより鋼中に合金炭化物の析出を促進し、(3) 同時に加速冷却時の変態組織を焼もどすことによりベイナイト中に生成した MA を消滅させることである。

0.05C-1.25Mn-0.1Mo-0.04Nb-0.045V-Ti 鋼を用い、図 13 に示す TMCP 条件で実験室圧延実験を行って確性した。実験室圧延は従来の加速冷却まま条件と上記 HOP<sup>®</sup> 適用条件の 2 水準とした。

写真 5 にそれぞれの実験室圧延材のマイクロ組織を示す。2 段エッチング処理後の走査型電子顕微鏡観察の結果、加速冷却まま材はベイナイト組織中に白い粒子状に見える MA

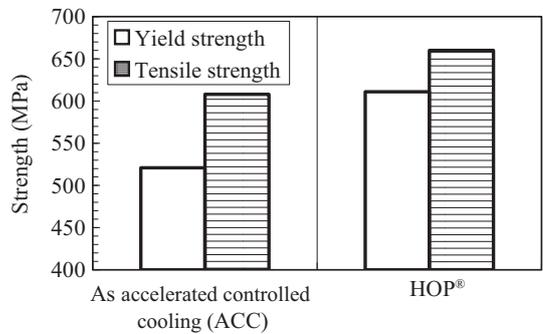


図 14 鋼板の引張試験結果

Fig. 14 Tensile properties of the steels

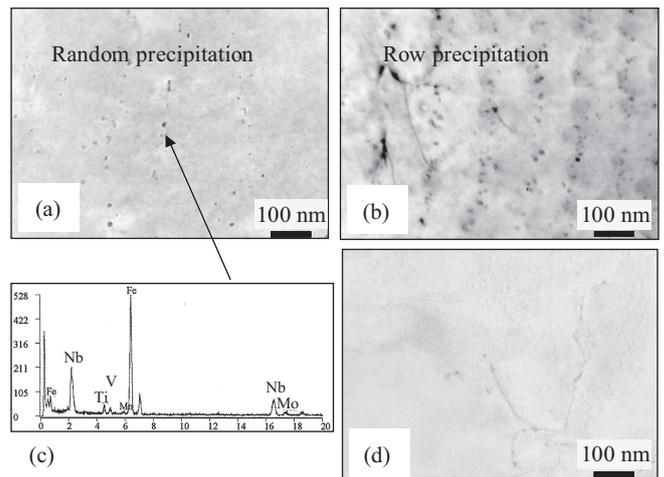


図 15 鋼板の透過電子顕微鏡観察結果 ((a), (b) HOP<sup>®</sup> 材の析出物観察結果, (c) EDX (エネルギー分散型 X 線分析法) による HOP<sup>®</sup> 材の組成測定結果, (d) As ACC (accelerated controlled cooling) 材の析出物観察結果))

Fig. 15 Transmission electron microscope (TEM) analysis results of the steels ((a), (b): Micrograph of HOP<sup>®</sup>, (c) Energy dispersive x-ray spectroscopy (EDX) profile of HOP<sup>®</sup>, sprecipitates, (d) Micrograph of as accelerated controlled cooling (ACC))

が存在しているのに対し、HOP<sup>®</sup> 適用材はベイナイト中に MA はほとんど観察されなかった。図 14 に実験室圧延材の引張試験結果を示す。加速冷却まま材に較べて、HOP 適用材はYSで約 80 MPa、TSで約 50 MPa 高い値を示している。図 15 に透過型電子顕微鏡観察結果を示す。HOP 適用材では多数の析出物が観察され、析出の形態はランダム析出(図 15 (a))と層状析出(図 15 (b))の2種類が確認された。EDX (エネルギー分散型 X 線分光法) による析出物の組成測定結果(図 15 (c))より析出物は Nb, Ti, Mo, V の複合炭化物であると考えられる。一方、加速冷却まま材は、熱間圧延時に未固溶であった粗大な (Nb, Ti) (C, N) が極少数観察されたのみ(図 15 (d))であり、より微細な合金炭化物の析出は観察されなかった。

以上の実験結果より、HOP<sup>®</sup> を用いた新 TMCP 技術によって HIC 割れ感受性を増大させる MA の生成を抑制し、かつ合金炭化物による析出強化が得られることから、中心偏析を考慮した従来サワー X65 グレード並の低合金成分設計を行っても、より高いグレードへの高強度化が可能となることが分かった。

## 5.2 API X70 耐サワーラインパイプ製造結果

以上の検討結果にもとづいて、HIC 感受性を低減させるための板厚方向均一マイクロ組織制御技術を適用した鋼板を用いて、API 5L X70 グレードの耐サワーラインパイプを製造した。管厚は 19.1 mm であり、鋼板はオンライン加熱装置「HOP<sup>®</sup>」を適用し、外径 914.4 mm のラインパイプを

表 7 耐サワー API X70 (API: アメリカ石油協会) の化学成分  
Table 7 Chemical compositions of sour resistant API X70 (API: The American Petroleum Institute) UOE pipe

Grade	Chemical compositions (mass%)						$P_{CM}$
	C	Si	Mn	P	S	Others	
API X70	0.05	0.28	1.13	0.014	0.0005	Mo, Ni, Cr, Nb, Ca	0.14

$P_{CM} = C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B$

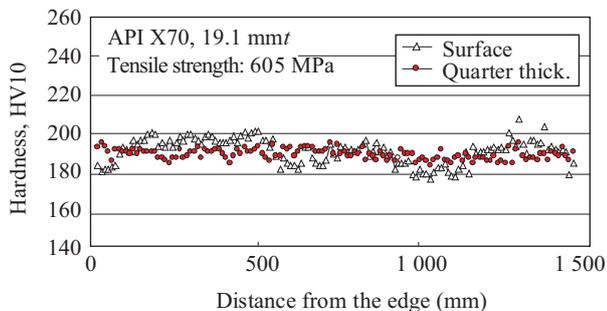


図 16 耐サワー API X70 鋼板の板幅方向硬度分布

Fig. 16 Hardness distributions along the plate width of sour API X70 (API: The American Petroleum Institute) steel plate

表 8 耐サワー API X70 (API: アメリカ石油協会) の機械的性質のサワー性能

Table 8 Mechanical and sour properties of sour API X70 (API: The American Petroleum Institute) UOE pipes

Pipe number	Tensile properties <sup>1)</sup>				Impact property $\sqrt{E}$ (J) at -10°C	DWTT SA at 0°C (%)	HIC <sup>2)</sup>	
	YS, Y (MPa)	TS, T (MPa)	EL (%)	Y/T (%)			90°	180°
1	531	613	23	87	373	100	0, 0, 0	0, 0, 0
2	523	600	22	87	343	100	0, 0, 0	0, 0, 0

<sup>1)</sup> ISO lecutanglar specimen, trans. direction

<sup>2)</sup> NACE TM0284-solution A (NACE: The National Association of Corrosion Engineers)

YS: Yield strength TS: Tensile strength

El: Elongation  $\sqrt{E}$ : Absorbed energy

DWTT: Drop weight tear test SA: Share area

HIC: Hydrogen-induced cracking CLR: Crack length ratio

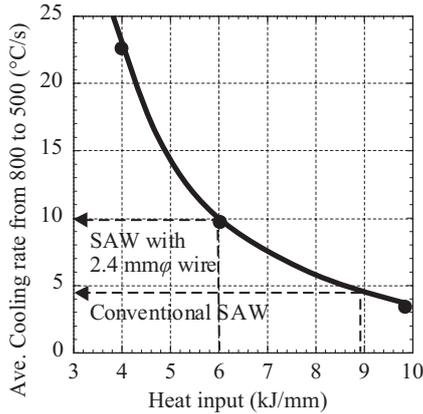
UOE プロセスにて製造した。

鋼板の母材化学組成を表 7 に示す。C, P, Mn 量は従来の耐サワー X65 グレード材と同等で、合金元素添加量より計算される  $P_{CM}$  値も 0.14 と従来のノンサワー X70 ラインパイプ材より低い成分設計としている。母材組織についてはマイクロ組織観察により、ベイナイト単相組織かつマイクロ組織中に MA がほとんど観察されない均一組織となっていることを確認した。図 16 に母材鋼板の幅方向硬度分布を示す。鋼板幅端部から幅中央部にかけて、鋼板表層および 1/4 厚部のビッカース硬度が 180 ~ 200 ポイントと硬度差が非常に小さくなっており、マイクロ組織均質化の効果を示している。表 8 にパイプの機械的特性の例を示す。API 5L X70 規格を満足する強度を有しており、シャルピー衝撃値、DWTT 延性破面率といった靱性の指標も良好な値が得られている。HIC 特性については、NACE TM0284 (NACE: The National Association of Corrosion Engineers) に規定される A 液を 100% H<sub>2</sub>S ガス飽和させた条件で 96 時間浸漬実験を行った結果、いずれも割れ長さ率 (CLR) は 0 と優れた耐 HIC 性能を示した。

## 6. X70 厚肉低温靱性鋼管

### 6.1 厚肉 UOE 鋼管シーム溶接の課題

パイプラインの高圧化や深海化にともなって、適用される鋼管が高強度化厚肉化していく中、X70 厚肉鋼管においても高い HAZ 靱性を有する鋼管が要求される。この要求に応えるためには、鋼板への合金元素添加に加え、厚肉でも内面と外面のシーム溶接を 1 パスずつで溶接まま高い HAZ 靱性を得ることが課題となる<sup>17)</sup>。シーム溶接の入熱増加を防止することは HAZ 靱性を向上させる有効な手段となる。図 17 は板厚 33 mm の鋼管シーム溶接における入熱と溶接部冷却速度 (800 ~ 500°C) の関係を示す。従来 SAW (サブマージアーク溶接) 条件では、内外面の平均溶接入熱が



SAW: Submerged arc welding

図 17 溶接入熱と冷却速度の関係 (33 mm $t$ )

Fig. 17 Relationship between heat input and cooling rate (Wall thickness: 33.0 mm, Ave. of inside weld and outside weld)

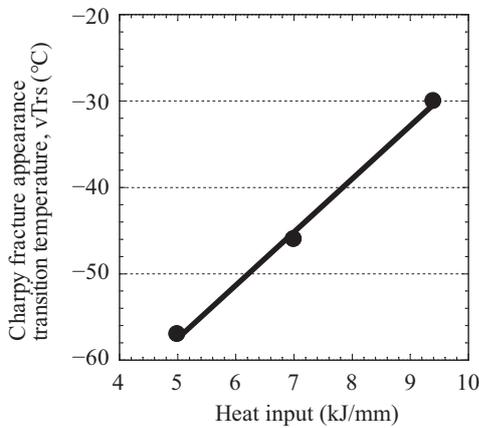


図 18 HAZ 靱性 (HAZ: 溶接熱影響部) に対する溶接入熱の影響関係 (API X70/33 mm $t$ )

Fig. 18 Relationship between heat input and heat-affected zone (HAZ) toughness (API X70, 4 Electrodes Submerged arc welding (SAW))

8.8 kJ/mm であり、溶接部の冷却速度は約 4.0°C/s と遅い。

溶接入熱の増加にともなう冷却速度の低下は<sup>18)</sup>、CGHAZ (粗粒溶接熱影響部) や ICCGHAZ (二相域に再加熱された溶接熱影響部) といった靱性劣化領域を広げるとともに旧 $\gamma$ 粒径の粗大化を引き起こし、HAZ 靱性に悪影響を及ぼす<sup>19,20)</sup>。

図 18 は X70 (板厚 33.0 mm) の継手 HAZ 靱性に及ぼす溶接入熱の影響を示す。溶接入熱の低減にともない破面遷移温度 (vTrs) が低下し、HAZ 靱性が向上する。

## 6.2 細径ワイヤを適用した低入熱 SAW 技術

溶接入熱を低減する手法として、先行極に細径ワイヤを用いた低入熱 SAW 技術を開発し<sup>21,22)</sup>、厚肉 X70 のシーム溶接部の HAZ 靱性向上を図った。

先行極への細径ワイヤ適用の効果としては、(1) ワイヤの電気抵抗増加にともなうジュール発熱の増加により、高い溶着速度を得られること<sup>23)</sup>、(2) 電流密度増加によりアークエネルギーの密度を高めると同時に、電磁ピンチ力によりアークを絞る、深い溶込みを得られること<sup>24)</sup>が挙げられる。

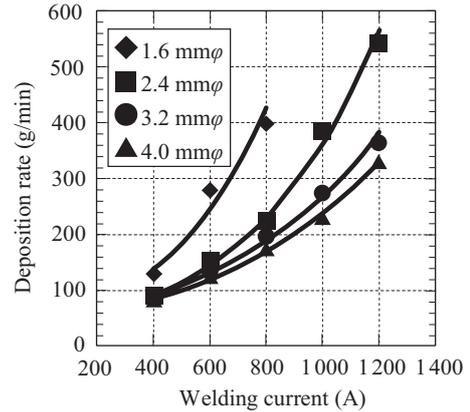


図 19 ワイヤ径とワイヤ溶着速度の関係 (単電極、ビードオンプレート、35 V-60 cm/min)

Fig. 19 Relationship between wire diameter and deposition rate (Single electrode, Bead on plate, 35 V-60 cm/min)

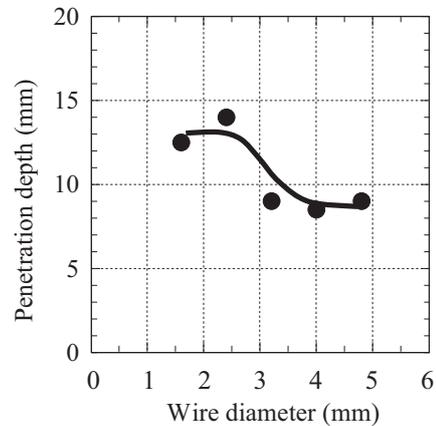


図 20 ワイヤ径と溶けこみ深さの関係 (単電極、ビードオンプレート、800 A-30 V-60 cm/min)

Fig. 20 Relationship between wire diameter and penetration depth (Single electrode, Bead on plate, 800 A-35 V-60 cm/min)

図 19 に、1.6 mm ~ 4.0 mm  $\phi$  のワイヤについてワイヤ溶着速度に及ぼすワイヤ径の影響を示す。UOE 鋼管シーム溶接では一般に 4.0 mm  $\phi$  または 4.8 mm  $\phi$  ワイヤが用いられるが、ワイヤを細径化することでワイヤ溶着速度は大幅に増加し、その効果は大電流側で顕著である。

図 20 に、1.6 mm ~ 4.8 mm  $\phi$  のワイヤについて溶込み深さに及ぼすワイヤ径の影響を示す。ワイヤを細径化することで溶込み深さが増加し、ワイヤ径 2.4 mm 以下で深い溶込みが得られる。

以上の知見より、本溶接技術では大電流の適用が可能で深溶込み化とワイヤ溶着速度の増加の効果が大きい 2.4 mm  $\phi$  のワイヤを先行極に適用した。この細径 SAW 技術により、従来 SAW 技術より低入熱での溶接が可能となる。また、板厚が増加するほど入熱低減の効果は大きくなる。

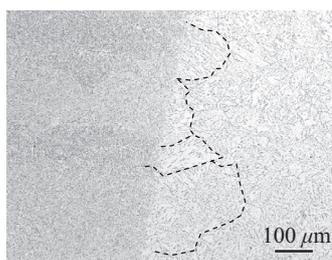
この細径 SAW 技術適用による HAZ 靱性向上効果を明確にするため、実験的に細径 SAW 技術を用いて X70 (33.0 mm $t$ ) の溶接継手を作製し、溶接部の特性を評価した。表 9 に溶

表9 実験室での溶接条件 (API X70)

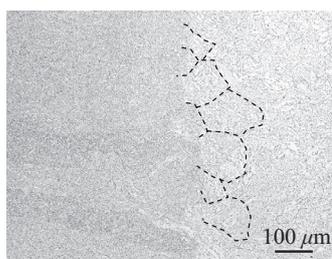
Table 9 Welding condition of laboratory evaluation

	Inside weld/ Outside weld	Wire Diameter of lead electrode (mm)	Travel speed (mm/min)	Heat input (kJ/mm)
Conventional SAW	IW	4.0	1 050	8.2
	OW	4.0	910	9.4
SAW with 2.4 mmφ Wire	IW	2.4	1 670	5.0
	OW	2.4	1 200	7.0

SAW: Submerged arc welding



(a) Conventional SAW



(b) SAW with 2.4 mmφ wire

SAW: submerged arc welding

写真6 API X70/33 mmφ のマイクロ組織

Photo 6 Coarse grain heat-affected zone (CGHAZ) microstructure of API X70 (33.0 mmφ)

表10 シャルピー衝撃試験結果 (API X70)

Table 10 Charpy impact test results

	Absorbed energy at -30°C, $\sqrt{E_{-30}}$ (J, Ave. of n=3)	
	Outside weld (OW) fusion line	Root fusion line
Conventional SAW	106	125
SAW with 2.4 mmφ wire	191	205

SAW: Submerged arc welding

接条件を示す。従来法に比べ溶接入熱を内外面合計で 30% 程度低減している。

また、溶接部の冷却速度は従来法が約 4°C/s であるのに対し、細径 SAW では約 10°C/s となる。写真 6 に外面溶接金属の表層下 7 mm における fusion line 近傍の CGHAZ ミクロ組織を示す。溶接入熱の低減にともなって、CGHAZ の

旧  $\gamma$  粒径は微細化する。表 10 に外面および内外面会合部の HAZ シャルピー試験結果を示す。細径 SAW では入熱低減により HAZ 韌性が向上することを確認した。

### 6.3 厚肉 X70 UOE 鋼管の製造結果

シーム溶接に細径 SAW 技術を適用し、低温仕様厚肉 X70

表11 試作鋼管の先行電極の溶接条件 (API X70)

Table 11 Welding condition of trial production

Inside weld/ Outside weld	Wire diameter of lead electrode (mm)	Travel speed (mm/min)	Heat input (kJ/mm)
IW	4.0	950	4.5
OW	2.4	1 250	6.3

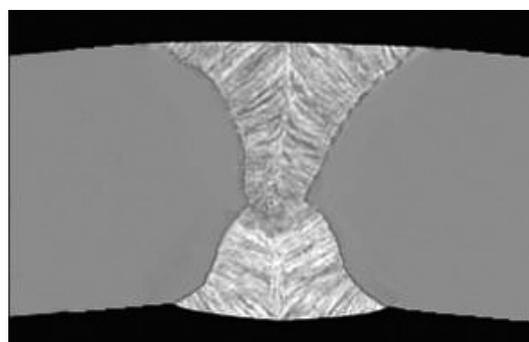


写真7 API X70/30.9 mmφ 試作鋼管の溶接部断面写真

Photo 7 Penetration depth of 30.9 mmφ

表12 試作鋼管の機械的性質 (API X70/30.9 mmφ)

Table 12 Mechanical property test results of trial production of API X70 (30.9 mmφ)

Pipe body						
Tensile test C-direction		DWTT -10°C	$\sqrt{E_{-30^\circ\text{C}}}$ (n=3)		CTOD -10°C (mm)	
YS (MPa)	TS (MPa)	SA (%)	Ave. (J)	Min. (J)		
564	660	96	214	187	0.660	
		100				
		100				
		100				
Seam HAZ (Fusion line)						
$\sqrt{E_{-30^\circ\text{C}}}$ (n=6)						
Outside weld		Root		Inside weld		CTOD -10°C (mm)
Ave. (J)	Min. (J)	Ave. (J)	Min. (J)	Ave. (J)	Min. (J)	
173	141	151	101	230	227	

YS: Yield strength TS: Tensile strength  
 DWTT: Drop weight tear test SA: Share area  
 $\sqrt{E_{-30^\circ\text{C}}}$ : Absorbed energy at -30°C  
 CTOD: Crack tip opening displacement  
 HAZ: Heat-affected zone

UOE 鋼管 (30.9 mm $t$ ) の試作を行った。溶接条件および試作した鋼管の溶接部断面マクロ写真および機械的性能試験結果を表 11、写真 7、表 12 にそれぞれ示す。細径 SAW 技術の適用により、内面溶接ビードと外面溶接ビードとが十分にラップした健全な溶接部が得られ、内面、外面、会合部の fusion line シャルピー試験において  $\sqrt{E-30} \geq 100$  J の優れた HAZ 靱性を有する鋼管が製造できた。

## 7. おわりに

本稿では、近年のラインパイプ用鋼管について新たな需要家の要求に応えるために、その素材となる厚板の TMCP 技術あるいは鋼管の製造技術を駆使して開発した商品を紹介した。高強度・厚肉・低温靱性・高変形・耐サワーといったキーワードを中心としてそれらの複合仕様に対応できる商品群を取り上げたものである。

今後も、鉄鋼一貫メーカーとしての特徴を生かし、製鋼、厚板、UOE の製造技術を結集してますます高度化・多様化するラインパイプ用鋼板・鋼管の開発に取り組み、合わせて環境にも優しい商品を供給し、世界が求めるエネルギー産業の発展に貢献していきたい。

### 参考文献

- 1) 鈴木信久, 伊木聡, 正村克身. 高強度パイプラインの安全性評価. JFE 技報. 2007, no. 17, p. 14-19.
- 2) 鈴木信久, 近藤丈, 嶋村純二. 高強度ラインパイプの変形性能. JFE 技報. 2007, no. 17, p. 31-36.
- 3) 鈴木信久. 高強度大口径パイプラインの性能設計と安全性. 溶接学会誌. 2011, vol. 80, no. 3, p. 253-260.
- 4) Zimmerman, T. J. E.; Stephens, M. J.; DeGeer, D. D.; Chen, C. Compressive Strain Limits for Buried Pipelines. 1995 OMAE. vol. 5, Pipeline Technology, p. 365-378.
- 5) Ramberg, W.; Osgood, W. R. Description of Stress-Strain Curves by Three Parameters. NACA. 1943, TN, 902.
- 6) Suzuki, N.; Toyoda, M. Critical Compressive Strain of Linepipes Related to Work-Hardening Parameters. Proc. of the 21st Int. Conf. on OMAE. 2002, paper no. OMAE2002-28253.
- 7) Suzuki, N.; Zhou, J.; Toyoda, M. Compressive Strain Limits of High-Strength Linepipes. Proc. of the 7th Int. Pipeline Conf., 2008, paper no. IPC2008-64526.

- 8) 石川信行ら. JFE 技報. 2005, no. 9, p. 19.
- 9) 岡津光浩ら. JFE 技報. 2007, no. 17, p. 20.
- 10) DeGeer, D. et al. 2004, OMAE2004-51569.
- 11) 石川信行, 新宮豊久, 末吉仁, 鹿内伸夫. 低炭素高強度鋼のパウシニング特性に及ぼす硬質第 2 相の影響. CAMP-ISIJ. 2008, vol. 21, p. 1409.
- 12) Muraoka, R. et al. IPC2010-31556, 2010.
- 13) Okatsu, M. et al. OMAE2005-67149, 2005.
- 14) Taira, T.; Tsukada, K.; Kobayashi, Y.; Tanimura, M.; Inagaki, H.; Seki, N. Nippon Kokan Technical Report Overseas. 1981, no. 31, p. 1-13.
- 15) Endo, S.; Doi, M.; Ume, K.; Kakihara, S.; Nagae, M. Proceedings of 38th MWSP Conference. ISS. 1997, vol. 34, p. 535-541.
- 16) 藤林晃夫ら. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 8-12.
- 17) Schwinn, V.; Parunov, A.; Bauer, J.; Stepanov, P. "SAWL 485 for 48" Offshore Application in Thickness up to 41 mm." Proceedings of IPC2008 7th International Pipeline Conference. 2008.
- 18) 稲垣道夫, 中村治方, 岡田明. 溶接学会誌. 1965, vol. 34, no. 10, p. 1064.
- 19) Nakao, Y.; Oshige, H.; Noi, S.; Nishi, Y. "Distribution of Toughness in HAZ of Multi-Pass Welded High Strength Steel." Quarterly Journal of the Japan Welding Society. 1985, vol. 3, no. 4, p. 773-781.
- 20) Graf, M.; Niederhoff, K.; Pipeline Technology Conference. Ostend, Belgium, 1990, part B, p. 13.
- 21) Ishigami, A.; Murakami, Y.; Hayakawa, N.; Tanizawa, A. "Development of Heavy Wall High-Strength UOE Linepipe by Means of Microstructural Control in Base Metal and Seam Weld." Proc. OMAE 2011. paper OMAE2011-50312.
- 22) 石神篤史, 早川直哉, 矢埜浩史, 遠藤茂. "細径ワイヤを用いた低入熱サブマージアーク溶接技術の開発". 溶接学会全国大会講演概要. 2011, no. 89, p. 364-365.
- 23) Halmoy, E. Proc. Arc Physics and Weld Pool Behaviour. TWI London, 1979.
- 24) Herbst, H. T.; McElrath, T. Sigma Welding of Carbon Steels. J. A. W. S., 30, 1084, 1951.



荒川 武和



西村 公宏



矢埜 浩史



鈴木 信久