

特集記事・1

我が国のエネルギーを支える鉄鋼技術
【運ぶ・貯める】油井用鋼管およびラインパイプの
特徴と製造技術

Features and Manufacturing Technologies for OCTG and Linepipes

JFEスチール(株) スチール研究所
鋼管・鋳物研究部長加藤 康
Yasushi KatoJFEスチール(株) スチール研究所
理事 鋼材研究部長遠藤 茂
Shigeru Endo

1 はじめに

エネルギーの採掘、運搬、利用を含め、エネルギーに関わる数多くの分野で、鉄鋼材料が広く用いられている。本報告では、油田・ガス田(油井、ガス井とも言う)にて石油や天然ガスを汲み上げるために使われるパイプと、石油・天然ガスを運搬するパイプラインに用いられるパイプについて概説を行う。

Fig.1に石油、ガスを採掘し輸送するイメージを示す¹⁾。石油・天然ガス分野向け鋼管について、大きな分類として、掘削用の「油井管」と、輸送用の「ラインパイプ」に大別される。なお、「パイプライン」とは、ラインパイプを組んで作り上げた輸送システムである。

油井管は、ケーシングとチュービングに大別される。井戸は2重構造になっており、ケーシングは、外側に設置される管であり、土止めや水止め目的で設置され、その管外側をコンクリートで固められる。その内側に設置される管がチュービングであり、その内側を生産流体(石油・ガス)が流れるが、井戸によっては、生産流体と共に、 H_2S 、 CO_2 からなる酸性ガスが大量に含まれ、かつ、高温環境で使われる場合があ

る。腐食環境を十分に理解して材料選択される必要がある。実際には、パイプは、生産流体だけではなく、インヒビター(腐食抑制材)を入れて使用されることも多い。また、油井管は、OCTG (Oil Country Tubular Goods) とも呼ばれる。

パイプラインは、流される生産流体が処理前か処理後かに基づき、細分化して整理することができる。油田・ガス田から掘削されたままの状態、いわゆるCrude(未処理)が流される部分(井戸～処理設備)と、水分や H_2S や CO_2 の大部分を除去処理されてから、処理された石油やガスが流される部分(処理施設～消費地)がある。当然、前者は油井管同様に高い耐食性が必要である。一方、後者は長距離輸送のため高強度高靱性に加え様々な性能が要求される。四方を海で囲まれた我が国では、石油はタンカー、天然ガスはLNG(液化天然ガス)船で運搬されるのが一般的である。一方、世界では、パイプラインによる長距離輸送(処理済の石油/ガス)が一般的である。

本報では、油井管およびラインパイプに適用されるシームレス鋼管(継目無し鋼管)、UOE鋼管および電縫鋼管の製造技術および特徴について説明する。

2 製造技術

2.1 シームレス鋼管の製造技術

シームレス鋼管の代表的な製造方法であるマンネスマン製造ラインの一例をFig.2に示す²⁾。シームレス鋼管は銅片やスラブ等を圧延し、あるいは鋳造により丸断面形状とした素材を用いるのが今日では一般的である。この素材を1100～1300℃程度の素材に適した温度域に加熱し、加工を行う。

マンネスマン製造ラインでは、まず穿孔機により中実丸断面素材を中空の素管へ圧延する。マンネスマン穿孔の特徴は回転鍛造効果による引張応力場を用いることである³⁾。これにより材料中心に割れを生じさせ、そこへ砲弾型の穿孔プラ

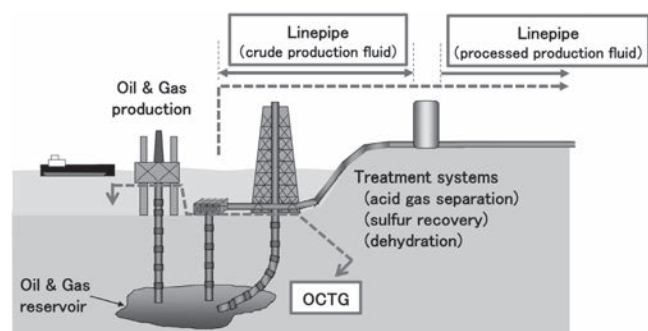


Fig.1 Schematic diagram of oil and gas production and transportation, and categories of tube and pipe¹⁾.

グを配することで圧延中空化している。実操業では素材に微小な空孔が生成される程度の条件で穿孔が行われる。得られた中空素管は最大8スタンドのマンドレルミルにより奇数・偶数スタンドで対向して交互に圧延され、ほぼ製品に近い肉厚まで圧延を行う⁴⁾。マンドレルミルは素管の内径を決定するマンドレルバーが挿入され圧延を行うが、バー速度の制御方法によりフルフロート、セミフロートおよびリテンダの3方式に分けられる。素管全長にわたり安定した圧延条件を実現し得ることから、バー後端を設備により拘束するリテンダ方式が優れる一方、圧延完了時に素管とバーがほぼ非接触の状態でないトラブルとなることからロール孔型形状には工夫を要する。従来は2ロール方式が多用されていたが、変形特性などの解明が進んだ3ロールマンドレルミル⁵⁾が2000年頃を境に普及し始め、現在造られるほとんどのミルは3ロールマンドレルミルのようである。その後、再加熱を行い2ロールあるいは3ロール方式の定径圧延が施され、製品寸法となる。

一方、通常のマンネスマン穿孔では疵が頻発するため加工が困難とされるオーステナイトステンレス鋼等には熱間押出し法⁶⁾が適用される。鋼管熱間押出しでは形状を得るためのダイおよびマンドレルとの摺動による疵を抑制するため素材内外面へガラス潤滑が適用され、1000℃を超える高温でも焼付かないように工夫されている。最近ではこれらのステンレス鋼や二相ステンレス鋼に対しても過剰なマンネスマン割れを抑制可能な、Fig.3に示す交角穿孔法⁷⁾などの適用検討がなされている。今後、これら難加工材量産化への適用もあり得よう。

造管完了後はシームレス鋼管に超音波探傷や磁粉探傷などが行われ、内外面および肉厚内部の疵有無が検査される。さらに油井管等では所定の機械的特性が得られるように熱処理(焼入れまたは焼準、および焼戻)も施される。熱処理は多くの場合、焼入れ槽などが用いられるが、一部のマンネスマン

製造ラインでは圧延直後等にインラインで焼入れを施すこともある^{8,9)}。

熱間工程が完了した後、さらに良好な寸法精度を得るため、あるいは高強度化を目的として冷間加工が行われることもある。冷間加工は引抜き(伸管)やピルガー圧延と呼ばれる技術が適用される。引抜きは引張応力が主に作用し、他方、ピルガーは圧延であることから、素管の加工性に依じて加工法が選択される。

このように多種多様な加工法・装置を用い、シームレス鋼管は一般構造用管から油井・ガス井用ステンレス鋼管に至るまでの多品種を作り分けている。

2.2 UOEラインパイプの製造技術

天然ガス用のラインパイプにはUOE鋼管が多く用いられている。UOE鋼管はFig.4に示すように、厚鋼板を素材として冷間成形によりパイプ形状とした後、突き合わせ部をシーム溶接し、最終工程の拡管で真円度を調整することにより製造される。このUOE鋼管用の高強度鋼板の製造には、制御圧延と加速冷却を組み合わせたTMCP (Thermo-Mechanical

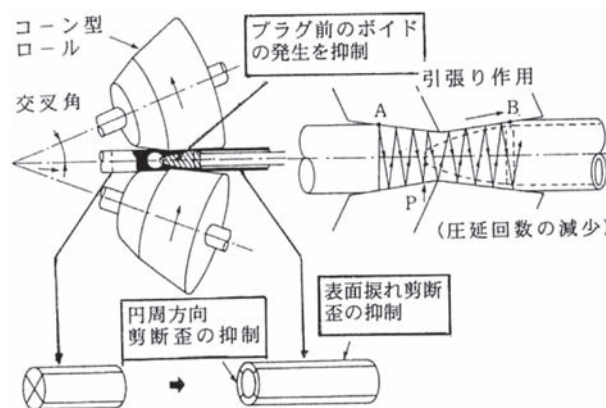


Fig.3 Cross piercing with conical roll¹⁰⁾.

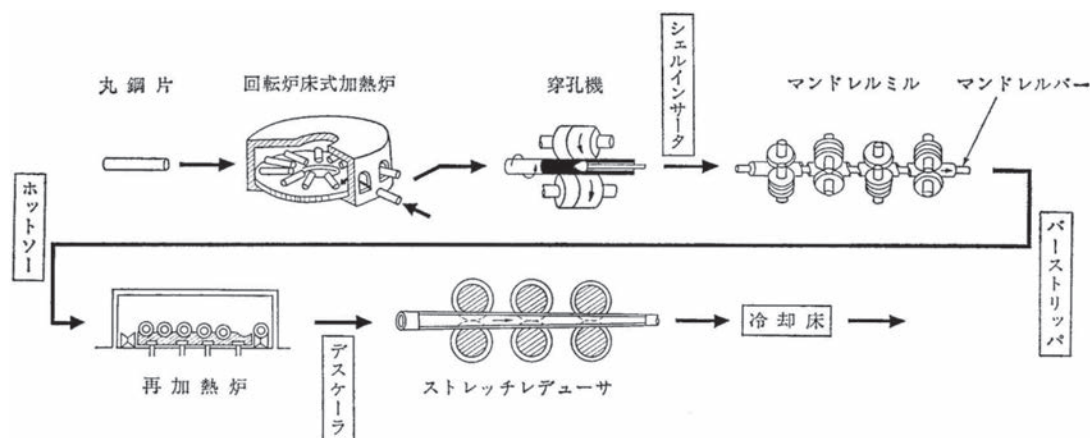


Fig.2 Schematic diagram of seamless manufacturing process²⁾.

Controlled Processing) 技術が適用される。特に、靱性および溶接性を確保しつつ高強度を得るためには、加速冷却による変態強化プロセスがきわめて重要である。厚板の加速冷却は1980年に実機化された技術である¹¹⁾、高強度高性能化のニーズと共に新しい冷却技術が開発されている。最近開発された冷却設備としては、高圧多孔噴流により冷却能力を高めたMULPIC¹²⁾、新しい水流制御技術によって理論限界冷却速度を達成し冷却時の均一性を向上したSuper-OLAC¹³⁾、CLC- μ ¹⁴⁾などがあり、高強度で高性能なラインパイプ用鋼板の製造に適用されている。高強度ラインパイプの更なる高機能化を目的として、厚板製造でのオンラインの熱処理プロセス (HOP; Heat treatment On-line Process) も開発されている¹⁵⁾。Fig.5にHOPを適用した鋼板製造時の温度履歴の一例を従来プロセスと合わせて示す。従来では、制御圧延—加速冷却の後そのまま空冷されるが、HOP適用プロセスにおいては、加速冷却直後に誘導加熱による急速加熱を行う。これによって、変態を制御すると同時に炭化物の微細析出や均質組織化、または複相組織化など、通常の加速冷却のみでは実現できないさまざまな特性を得ることが可能となり、高変形能ラインパイプや耐サワーラインパイプなどに適用されている。

UOE鋼管では、サブマージアーク溶接によるシーム溶接が施される。そのためシーム溶接部の靱性が高強度のラ

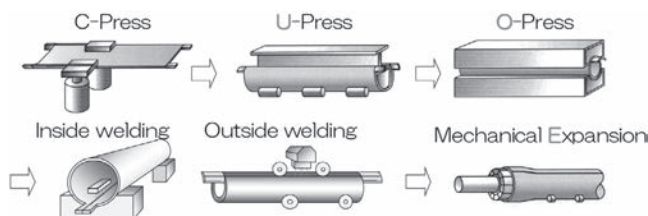


Fig.4 Manufacturing process for large diameter linepipe, UOE Process.

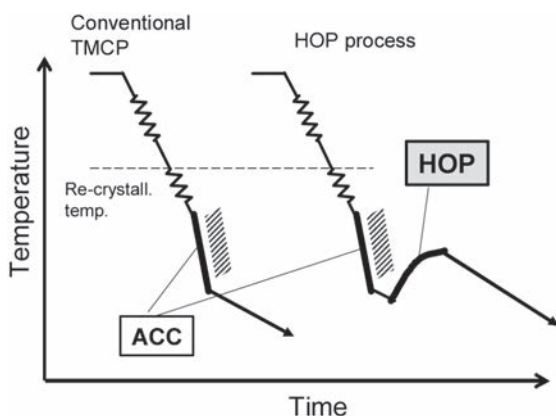


Fig.5 Time and temperature histories of plate manufacturing processes of ACC and HOP.
(ACC: accelerated cooling, HOP: heating on-line process)

インパイプ開発における重要な課題となる。溶接熱影響部 (HAZ: Heat Affected Zone) はその熱履歴に応じて複雑な組織を呈する。シーム溶接熱影響部のミクロ組織の模式図をFig.6に示す。粗粒域HAZ (CGHAZ) は高温に加熱された領域で、結晶粒が粗大となる。さらに、内面溶接部のCGHAZがその後の外面溶接により2相域に再加熱を受けた領域 (ICCGHAZ) は粗大粒で粒界へのMA (Martensite-Austenite Constituents) とよばれる硬質で脆弱な組織の生成も認められる。このようなシーム溶接部のHAZ靱性向上のために、主にHAZ部の結晶粒粗大化抑制とフェライト生成促進の点で多くの材料研究が行われてきた¹⁶⁻¹⁸⁾。TiN¹⁷⁾やTiO¹⁶⁾の粒子を鋼中に微細分散させることにより、ピンニング効果により熱影響部の結晶粒粗大化が抑制され靱性が改善される。

2.3 HFWラインパイプの製造技術

Fig.7にHFW鋼管 (High-Frequency electric resistance Welded pipe) の製造プロセスを示す¹⁹⁾。電縫鋼管は熱延コイルをロール成形により円形断面に連続的に成形し、高周波電流による発熱によって溶接される。溶接の際に、電気抵抗により鋼帯の端面部分は融点以上に加熱溶融され、鋼帯自身を溶融接合金属として圧力を加えながら溶接されることから、実質的に溶融溶接に位置づけられる。1970年代以降主流となった高周波溶接技術、1980年代以降開発・適用された入熱制御・監視技術、シーム部のオンライン熱処理技術等により電縫鋼管の性能は飛躍的に向上した。この結果外径26インチ以下、肉厚1インチ以下のラインパイプ、油井管用途にHFW鋼管が広く用いられている²⁰⁾。安定した溶接品質を得るためには溶接条件を適正に保つ必要があり、このためにコ

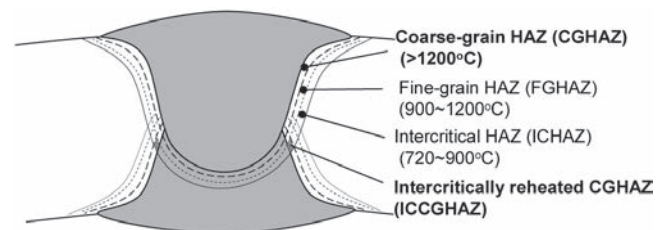


Fig.6 Schematic illustration of a seam welded joint of UOE linepipe.

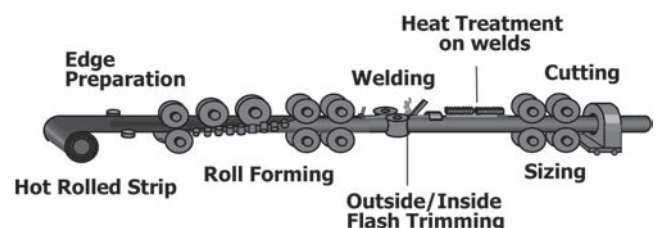


Fig.7 Manufacture process of HFW pipe¹⁹⁾.

イル端部の形状の安定化、成形および溶接時の位置合わせ、溶接入熱の安定化などが重要である。これらに対応する技術として、エッジ切削技術、ケージロールによる成形技術、溶接位置検出技術などが開発された。電縫溶接部は、溶接時に急冷されるために熱影響部が硬くなることがある。これを解消するためにラインパイプを製造する電縫鋼管の設備にはオンラインの熱処理設備が備えられている。これは、高周波誘導加熱によって溶接部近傍を加熱し焼入れ焼き戻しなどの熱処理を行うもので、このオンライン熱処理により溶接部組織は均質化される。溶接時に生成した内外面の溶鋼ビードは、超硬工具によりオンラインで削り除去される。定型機で外径の真円度が調整され、水圧試験、非破壊検査により品質を保証し製品とされる。

2010年代に入り、寒冷地やリール工法 (Fig.8) への適用²¹⁾などの厳格用途への適用可能な、溶接部性能に優れたラインパイプ用HFW鋼管¹⁹⁾が開発された。この鋼管は、溶接部に生成する微細な酸化物を制御する技術と、リアルタイムに微細な酸化物を探傷する技術を組合せたもので、電縫溶接部全長にわたり安定した品質が確保される。Fig.9に電縫溶接部の温度分布の解析例を示す。これは電磁界解析と伝熱解析を組み合わせることで解析された結果であり²²⁻²⁴⁾、Fig.10に示すように弾塑性構造解析を加えることで、電縫溶接部の加熱—溶融—溶接挙動を総合的に解析することが可能である¹⁹⁾。溶接部性能に優れたラインパイプ用HFW鋼管では、電縫溶接部に生成する酸化物を、温度と応力分布の最適条件で排出させ、残存する酸化物を大きく低減させた。こうした電縫溶接部の微細な酸化物は、フェーズドアレイ超音波探傷技術を発展させた、点集束ビーム技術により、従来比10倍以上の高感度で検出される²⁵⁾。また、電縫鋼管溶接部の酸化を抑制する技術として、BOX型のシールド技術、不活性ガスをブローする方法が開発されている。さらに2010年代に入り、層流プラズマシールドを用いた方法も報告されている²⁶⁾。

UOEラインパイプと同様、HFWラインパイプにもDWTT特性、シャルピー特性、円周溶接性等が要求される。こうし

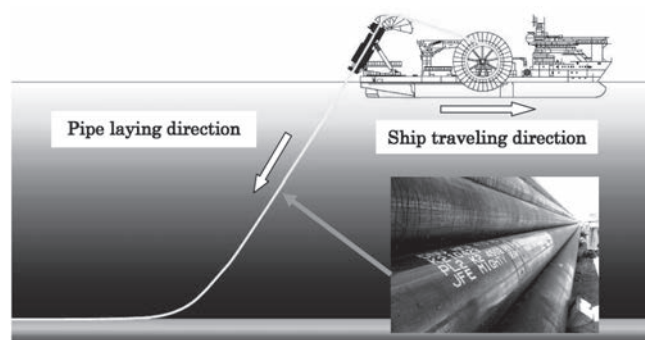


Fig.8 Reel-based method to lay linepipes²¹⁾.

た要求に対応した、低温韌性に優れたAPI X80級HFW鋼管が開発された²⁷⁾。素材熱延鋼帯は、Cを0.04%まで低減した鋼を、ベイニティックフェライト組織となる臨界速度以上の冷却速度で熱延ランナウト冷却し、巻取り温度制御によりNb炭化物を微細分散析出させたものである。

3 油井用鋼管の特徴

3.1 油井管向けシームレス鋼管の特徴

Fig.11に、耐サワー性 (耐SSC性：耐硫化物応力腐食割れ性) と耐スリート性 (耐CO₂腐食性) を軸に、油井管向けシームレス鋼管を大まかに分類した¹⁾。カーボン系 (低合金系) の非サワー、非スリート材を基準にして、耐SSC性を向上させたものが、耐サワー材と呼ばれる低合金系の成分系鋼材で

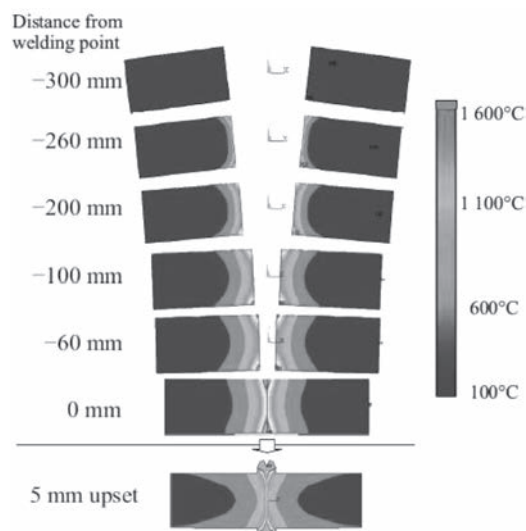


Fig.9 Contour maps of the temperature distribution in the seam weld¹⁹⁾.

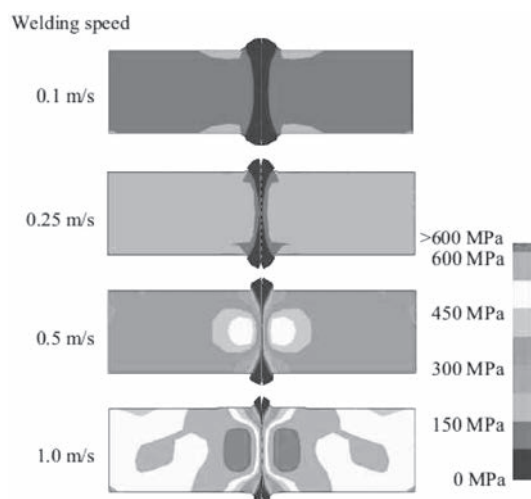


Fig.10 Effect of the welding speed on stress distribution in the seam weld¹⁹⁾.

ある。一方、耐スリート性を向上させたものが、13%Crステンレス鋼管で代表されるようなステンレス系鋼材である。なお、今回の解説においては、鉄系材料に限定し、Ni基合金やTi合金は議論から外した。また、ここで言う耐サワー性は、耐SSC性であって、 H_2S 存在下、応力負荷時の一種の水素脆化を指す。4.1項で述べられる耐HIC性（耐水素誘起割れ性： H_2S 存在下で侵入する水素が鋼材中でガス化して割れる現象）とは異なる点を指摘おきたい。

耐SSC材では、0.2-0.3%前後のカーボン含有する成分をもとに、焼入れ焼戻ベースの製造方法によってマルテンサイト相を主体とした材質の作込みがされる。耐SSC性を実現するために、高温焼戻し（Ac3変態点未満）、結晶粒微細化（旧オーステナイト粒の微細化）、炭化物・介在物の形態制御等を行う。

高温焼戻しの目的は、耐SSC性を悪化させる転位（歪み）を極力抜いておく点にある。焼戻しによって、必要な強度グレードに調整（硬度および強度を低減）する際に、焼入れままのマルテンサイトの転位密度（歪み）を可能な範囲で解消させる。高温焼戻しほど、焼入れ時の強度から低下が激しいので、高強度材であるほど、焼入れまま強度および硬度が高くなるように合金設計する必要がある。具体的には、高強度材では、カーボン量は焼入れ時の焼割れが懸念されるため、カーボン量を増量するよりは、焼入れ性に関わる元素（Cr、Mo、V、Nb他）が多く含むように合金設計される。結晶粒微細化、炭化物・介在物の形態制御については、耐SSC性を、起点と伝播に大別して説明すると理解しやすい。SSCの起点制御については、介在物・析出物の微細化によって行う。 H_2S 存在下での酸性溶液条件では、介在物・析出物そのものが溶解するか、もしくは、その界面が溶解するために、結果としてピット状の腐食となり、応力集中部となる危険度が高くなる。よって、介在物・析出物を微細化かつ低密度に制御するのが好ましい。一方、伝播については、破壊力学で言うところ

の応力拡大係数を高めになるように材質設計を行って、ピット状腐食部から割れが伝播しにくくする。DCB試験（NACE-TM0177 Method-D試験）で測定される $K_{I,SSC}$ （硫化物環境中での下限界応力拡大係数）は、硬度が主な影響因子であり、硬度に逆相関する。ゆえに、硬度を低めになるように制御することが好ましい。具体的には、結晶粒径を微細化して高YR化するように製造条件を制御する。高YR設計であれば、YSが高めにした場合に硬度（ $\approx$ TSに相関）が、低YRの場合よりも低めに抑え込むことができる。

API-5CT規格では、80ksi級（降伏強度550MPa以上）から110ksi級（降伏強度760MPa以上）までの耐SSC材が、強度順に、L80、C90、T95、C110というように既に規格化され、100% H_2S 条件（0.1MPa分圧）での耐SSC性の判定条件も明示されている²⁸⁾。最近では、125ksi級サワー材も市販されているが国際規格となっていない。C110までとは異なり、 H_2S 分圧が低め（3~4% H_2S ）にて成立する耐SSC材である²⁹⁾。

一方、耐スリート材については、ステンレス鋼の不動態皮膜を活用して、 CO_2 環境下で腐食しにくい成分設計にする。ステンレス系鋼材を使わない場合、つまり、カーボン系鋼材を使った場合には、メサ・コロージョン（台地状腐食）を引き起こすことが多い。Fig.12- (a) は、カーボン系パイプ（インヒビター：腐食抑制材を用いながら）が実井戸で約1年間使われた例である¹⁾。カーボン系鋼材は、酸性環境下では全面腐食し、しかも CO_2 存在下では炭酸塩（ $FeCO_3$ ）が表面に形成されるものの、炭酸塩の付着力が弱いので、生産流体が流れている状況で、一部が剥離してしまう。炭酸塩が付着し続ける部分では腐食が進まず、剥離した部分のみが選択的に腐食してしまう。ゆえにメサ・コロージョンとなる。一方、Fig.12- (b) に示すように、同一条件での13%Crマルテンサイト・ステンレス鋼では、メサ・コロージョンは全く起きていない¹⁾。不動態皮膜に守られているため、もともと CO_2 腐食に強いからである。一方で、13%Crマルテンサイト・ステンレス鋼は、ほとんど耐サワー性（耐SSC性）を有しない。

上述のカーボン系耐SSC材ほどの厳しいサワー性を要求されないものの、軽度な耐サワー性が要求されるスリート環境もある。ステンレス系鋼材では、耐スリート性、耐サワー性の改善は共に、不動態皮膜の安定度向上を通して実現を図っている。Fig.13に示すように、13%Crマルテンサイト・ステンレス鋼の上位鋼種として、NiやMoを添加する合金設計に基づいた改良型13%Crステンレス油井管（Mod-13Cr）³⁰⁻³³⁾も開発されており、実際の油田・ガス田で使われている。これらの鋼種の強度グレードは、従来の13%マルテンサイト・ステンレス鋼管では、80ksi級、85ksi級、90ksi級レベルまでであり、改良型13%ステンレス鋼管では、95ksi級、110ksi級レベルである。

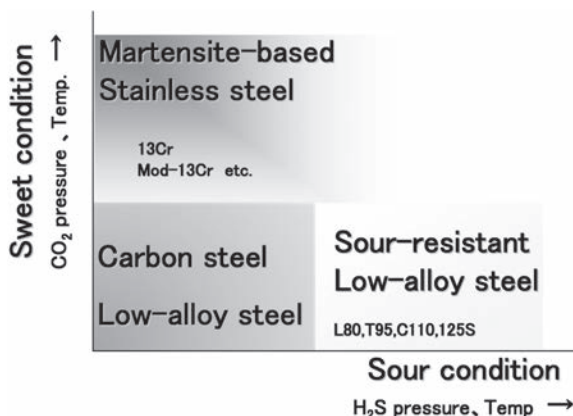


Fig.11 Schematic diagram of OCTG material category for sweet and sour resistance¹⁾.

ステンレス系パイプでの最上位鋼種は、Ni基合金を除くと、Duplexステンレスで、オーステナイトとフェライトの2相からなり、22Cr鋼、25Cr鋼と呼ばれている鋼種である³⁴⁾。耐スィート性と耐サワー性の両立のために、Cr、Ni、Mo等の不動態皮膜を安定化せる元素を多く含んでいる。Duplexステンレス鋼は、110ksi級、125ksi級が市販されているが、それ自体にマルテンサイトを含まないので、シームレス圧延まま、および、焼準または焼入れ後に焼戻しても、YS強度が70～80ksi級にすぎない。したがって、冷牽によって加工硬化させて、強度を実現している。

最近では、主相がマルテンサイトである、15Crステンレス(125ksi級)³⁵⁻³⁸⁾、17Crステンレス材(110ksi級、125ksi級)^{39,40)}も開発されている。これらの材料の特徴は、改良型13Cr鋼の耐食性(耐スィート性、および、耐SSC性)よりも厳しい環境で利用可能な材料であり、かつ、高強度が実現している点である。従来は、Duplexステンレスが対象としていた耐食性の下位領域の一部まで、マルテンサイトを主相と

するステンレス鋼材がカバーできるようになりつつある。

4 ラインパイプ用鋼管の特徴

Fig.14は最近のパイプライン関係学会で報告のあった数々の陸上及び海底用ラインパイプの開発材を、強度と管径管厚比(D/t)で整理したものである。ラインパイプには大きく分けて陸上用(Onshore)と海底用(Offshore)の2種類があるが、陸上用ではD/tが大きい、すなわち薄肉大径でX120グレードまでの高強度鋼管の開発が進んでいるのに対し、海底用はD/tが小さく強度グレードもX70までとなっている。陸上用のラインパイプは大量輸送のため大径化しており、また長距離輸送時のトータルコスト削減のため、操業圧力の高圧化とともに管厚の低減が可能な高強度ラインパイプが要求されている。一方、海底パイプラインは水圧による圧潰(コラプス)を防止するために厚肉材が必要であり、また海底から掘削した未処理ガスの輸送用の場合は耐サワー性能も必要で

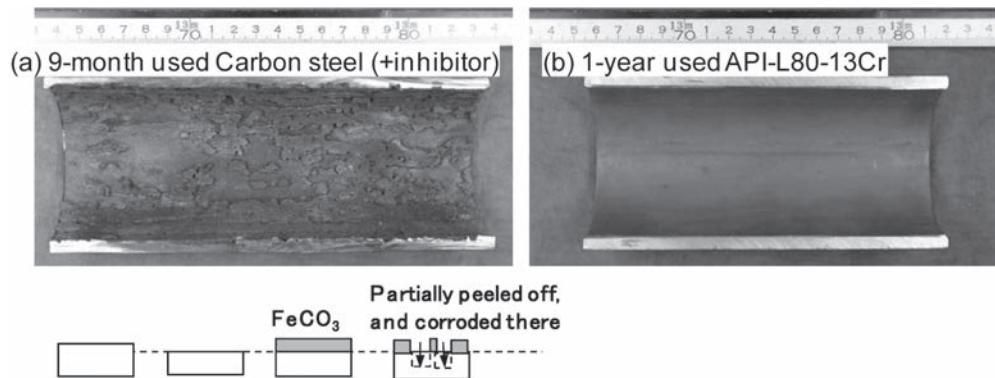


Fig.12 Comparison between carbon steel and martensitic 13%Cr stainless steel after about 1-year usage under sweet environment in real oil and gas well¹⁾.

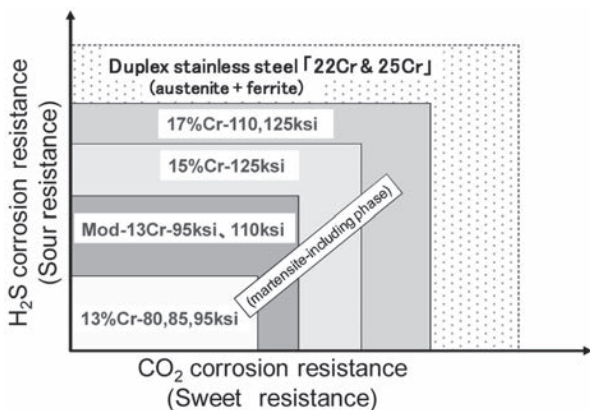


Fig.13 Schematic diagram of stainless steel OCTG material category for sweet and light sour resistance¹⁾.

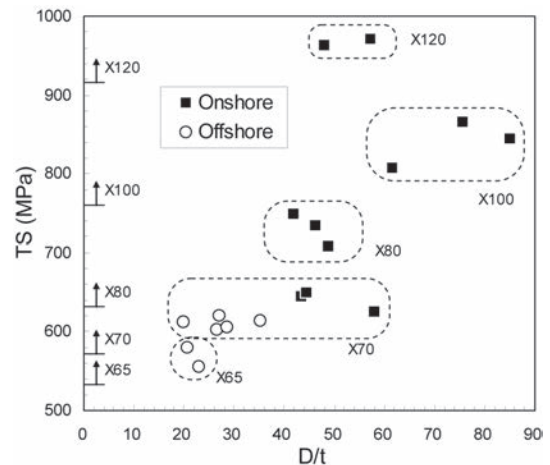


Fig.14 Relation between tensile strength, TS, and pipe diameter to thickness ratio, D/t, of recent developed onshore and offshore linepipes.

あるため、陸上用ほど高強度化が進んでいない。陸上用及び海底用ラインパイプの技術動向を以下に紹介する。

4.1.1 超高強度ラインパイプ

ラインパイプの強度グレードは1980年代にAPI X80 (降伏強度550MPa以上) が規格化されて以降、およそ世界10カ国で使用されその総敷設距離は5000kmを超えている。更なる高強度化 (X100: 降伏強度690MPa以上) の研究開発が盛んに進められ^{41,42)}、2002年には実ラインへの適用⁴³⁾、さらに、2004年にはカナダ北部の厳寒地において冬季敷設が行われ高い溶接施工性と母材及び溶接部性能が証明されている⁴⁴⁾。X120の材料開発も各社で精力的に進められており⁴⁵⁻⁴⁸⁾、X100と同様に実ラインへの敷設試験も行われている⁴⁹⁾。Fig.15にX120ラインパイプの要求性能の一例を示す⁵⁰⁾。強度以外にも各種破壊に対する安全性から、DWTT性能や高吸収エネルギーまたは高一様伸びなども要求される。そのため、加速冷却時に冷却速度を変化させることで、一様伸び性能を改善したX120ラインパイプや⁵¹⁾、フェライトーベイナイト二相組織とした高一様伸びのX120ラインパイプなども開発されている⁴⁸⁾。一方、国際規格であるISOにおいても従来のX80グレードを超える高強度ラインパイプの規格化作業が進められ、2007年にはISO 3183にX90～X120のラインパイプ規格が追加された。また、ECA (Engineering Critical Assessment) と呼ばれる性能評価及び設計手法の適用も進み、材料性能の限界を把握してより合理的なパイプライン設計も行われるようになってきている。X80グレードを超えるようなパイプラインにおいては、材料開発のみならず設計技術や溶接施工技術の開発も不可欠であり、材料、設計及び施工の連携がより重要になると考えられる。

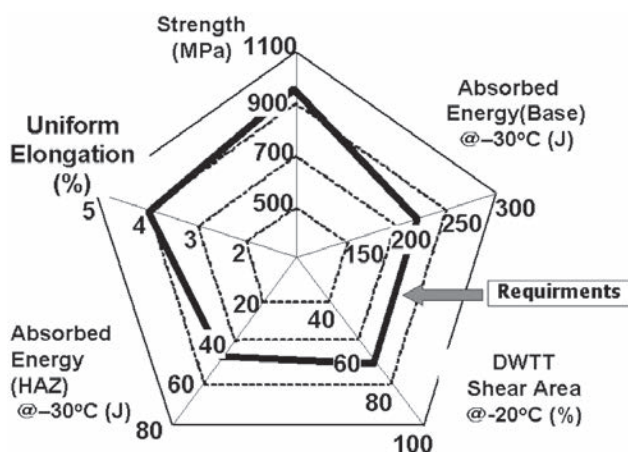


Fig.15 An Example of required mechanical properties of X120 linepipe.

4.1.2 高変形ラインパイプ

地震地帯および不連続凍土地帯におけるパイプラインでは、大規模な地盤変動によって埋設されているラインパイプに大きな塑性変形が発生することがある。このようなパイプライン用途として、高い変形性能を有し、パイプラインの安全性を高めることが可能な高強度高変形ラインパイプが開発されている⁵²⁾。変形性能の一つの指標として圧縮変形時の限界座屈ひずみがあり、Fig.16に示すようにパイプの形状パラメーターであるD/tが増加すると座屈ひずみは低下する。高変形ラインパイプは従来材に比べて高い限界座屈ひずみを有しており、同じ形状のラインパイプ (D/t一定) であれば従来材に安全性の向上が期待できる。中国^{53,54)} および北米⁵⁵⁾ で陸上ラインパイプとして、30,000tonを超える製造実績が報告されている。X100も含めて、今後、地震地帯の東シベリア (ロシア) のプロジェクトなどへの適用拡大が期待されている。

4.1.3 耐サワーラインパイプ

サワーガス環境で使用される耐サワーラインパイプではHIC (水素誘起割れ: Hydrogen Induced Cracking) やSSCC (硫化物応力腐食割れ: Sulfide Stress Corrosion Cracking) の防止が最も重要となる。HICに対しては、割れの発生や伝播を抑制するため、MnSなどの非金属介在物や中心偏析の低減が必要であり、2次精錬プロセスの適用による高纯净度化⁵⁶⁾ や、連続鋳造最終凝固部での濃化溶鋼の流動を抑えるための軽圧下技術⁵⁷⁾ などが適用されている。耐サワーラインパイプにおいても高強度化のニーズが顕在化している。現状X60またはX65グレードが主に用いられているが、X70グレードの耐サワーラインパイプも開発されている^{58,59)}。また、低硫化水素濃度あるいは高pHのマイルドなサワー環境用としてはX70グレードのラインパイプが実用化されている⁶⁰⁾。

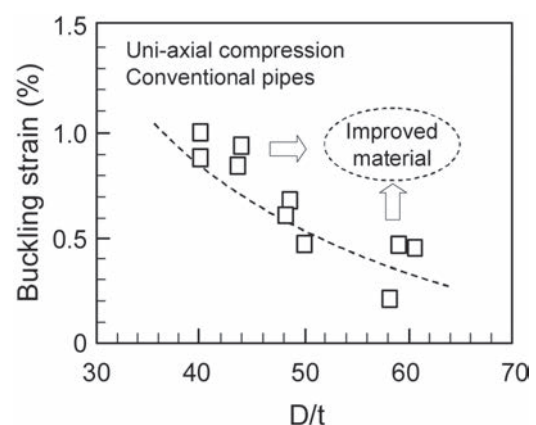


Fig.16 Relation between critical buckling strain and pipe diameter to thickness ratio, D/t, of conventional pipes and developed pipes.

4.1.4 深海用ラインパイプ

高深海のパイプライン開発も盛んであり、外圧によるコラプス防止のため管厚が厚肉化している。海底パイプラインの設計規格として DNV OS F-101 が用いられることが多く、コラプス圧力は Fig.17 に示すように、パイプ形状と強度によって求めることができる。図中に DNV のコラプス式を示しているが、 f_0 は真円度 $((D_{max}-D_{min})/D)$ 、 α_{fab} は引張降伏強度に対する圧縮降伏強度の割合を示す係数であり、UOE 鋼管では 0.85 とされている。このように、 D/t の増加によってコラプス圧力が大きく低下するため、Fig.13 にも示したように、深海パイプラインには D/t の小さな鋼管が用いられる。 α_{fab} は UOE プロセスでは最終工程で拡張（管周方向に引張）されるため、圧縮強度はバウシンガー効果により低下する。そのため α_{fab} の値が低く設定されているが、防食のために施される外面コーティング時の加熱によって圧縮強度が改善されることが知られている⁶¹⁾。また、鋼板製造時にオンライン熱処理を活用し硬質第 2 相を低減することでバウシンガー効果による圧縮強度低下を抑制した鋼管も開発されている⁶²⁾。さらに、高強度化の要求に対し X70 グレードの管厚ラインパイプの適用も進んでいる⁶³⁾。

4.2 高機能 HFW 鋼管の特徴

Fig.18 に 2.3 節で述べた溶接部性能に優れたラインパイプ用 HFW 鋼管のシャルピー吸収エネルギーと試験温度の関係を示す⁶⁴⁾。従来電縫鋼管の電縫溶接部では -37°C で遷移温度となるのに対し、開発された鋼管では -90°C の極低温まで高い吸収エネルギーを示す。これは、酸化物が低減されたことによる衝撃変形時の初期き裂開始変位の増大に対応すると考えられる⁶⁵⁾。Fig.19 に電縫溶接部に人工ノッチを付与し、 -20°C でバースト試験をさせた際のクラック長さと内圧の関係を示す⁶⁵⁾。図中の 2 本の線は UOE 鋼管をベースとし

た Battelle 予測式を示し⁶⁶⁾、実線がラプチャー破壊限界圧力、点線がリーク限界圧力にそれぞれ対応する。開発された鋼管はノッチ底から延性き裂が発生するリークモードで破壊し、破壊圧力は Battelle 予測式に比べ高いことから、UOE と同等の破壊性能を示すことが確認されている。

酸化物の低減は、サワー環境下での耐水素誘起割れ性の向上にも有効である⁶⁷⁾。電縫溶接部に生成する微細な酸化物を低減し、これらを探傷する技術を適用した鋼管は、API 65X グレードで NACE TM-0284 の Solution A 環境下で、母材部、溶接部ともクラックなしなど、良好な耐水素誘起割れ性を示す。

C を 0.04% まで低減し、ベイニティックフェライト組織とし、Nb 炭化物を微細分散させた、低温靱性に優れた API X80 級 HFW 鋼管は、DWTB における 85% 延性破面温度が -20°C 以下、母材部、溶接部ともシャルピー破面遷移温度が -60°C 以下と優れた低温靱性を示す^{27,68)}。加えて HAZ 破断しないなど良好な円周溶接部特性を示す。

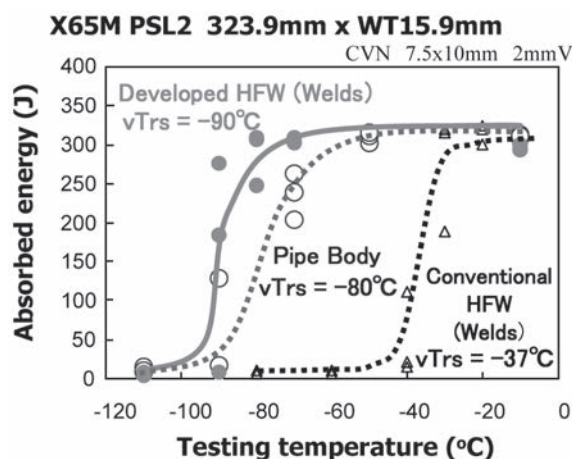


Fig.18 Charpy absorbed energy of X65-grade HFW pipe⁶⁴⁾.

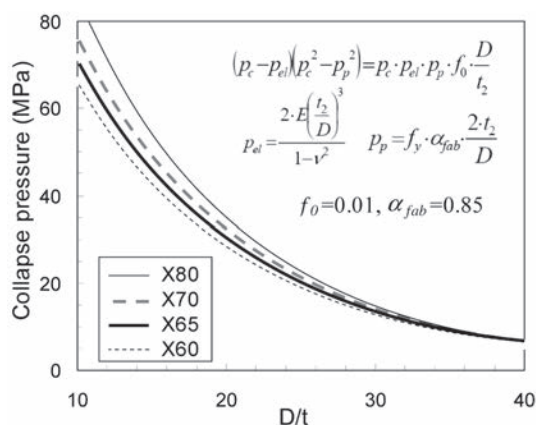


Fig.17 Relation between collapse pressure and pipe diameter to thickness ratio, D/t , given by DNV OS F-101.

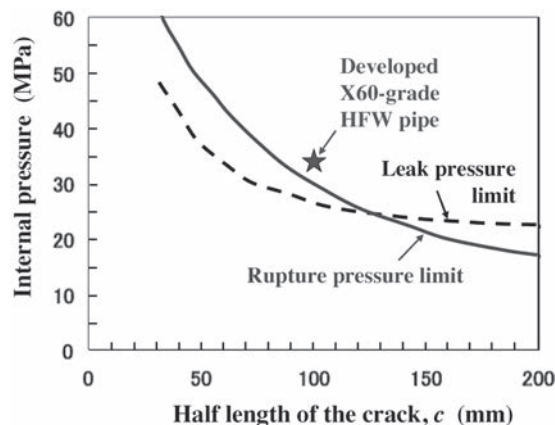


Fig.19 Comparison of the fracture condition with the Battelle prediction formula⁶⁵⁾.

これら新しく開発された高機能HFW鋼管は、パイプライン輸送用途をはじめ、さまざまな分野で適用されている。

5 おわりに

本報告では、わが国のエネルギーを支える鉄鋼材料について、油田、ガス田、および、それらの生産流体を輸送するパイプ、すなわち、油井用鋼管、および、ラインパイプについて、その特徴と製造技術について概説した。

石油・天然ガスは、まだまだ、当面はエネルギーの主役となりうるであろう。石油・天然ガスの殆どを海外に依存している我が国にとっては、これらのパイプが主に使われているのは海外となるため、輸出され、生産国で使われる鋼材となっている。高温高压の難環境の井戸開発、および、それらを消費地や輸出港へ運ぶために必要とされる高機能なパイプの生産・開発の最先端を、石油・天然ガスを自国内では生産していない日本の鉄鋼メーカーが担っている部分が大きい点を強調しておきたい。

参考文献

- 1) JFE スチール テクノギャラリー説明資料を元に作成
- 2) 鉄鋼便覧第4版, 日本鉄鋼協会編, 3巻 (2), 11・6・1.
- 3) 東野豊之, 斉藤好弘, 外山雅雄, 加藤健三: 塑性と加工, 18 (1977) 199, 605.
- 4) 鉄鋼便覧第3版, 日本鉄鋼協会編, Ⅲ (2), 971.
- 5) 今江敏夫, 山本健一: 塑性と加工, 36 (1995) 408, 23.
- 6) たとえば日本塑性加工学会編: 押出し加工, 塑性加工技術シリーズ5, 151.
- 7) 高見仁朗, 山川富夫, 林千博: 鉄と鋼, 70 (1984) 5, S311.
- 8) 八城重興, 鶴岡寛治, 川畑成夫, 稲垣慎太郎, 秋田真次: 日本鋼管技報, 99 (1983), 56.
- 9) 大迫一, 谷本征司, 岡村一男, 鈴木豊, 山本憲司, 福本学: 材料とプロセス16 (2003) 2, 424.
- 10) 鉄鋼便覧第4版, 日本鉄鋼協会編, 3巻 (2), 11・1・5b.
- 11) 東田幸四郎, 大北智良, 大内千秋, 長峰多加志, 平部謙二, 八子一了: 日本鋼管技報, 89 (1981), 121.
- 12) J.F.Evans and M.T.Clark: AISE Steel Technology, 79 (2002), 49.
- 13) 藤林晃夫, 小俣一夫: JFE技報, 5 (2004), 8.
- 14) 芹澤良洋, 山本龍司: 日本機械学会誌, 110 (2007) 1060, 8.
- 15) 藤林晃夫, 小俣一夫: JFE技報, 5 (2004), 8.
- 16) H.Honma, S.Ohkita, S.Matsuda and K.Yamamoto: Welding Journal, 66 (1987), 301.
- 17) T.Kimura, A.Ohmori, F.Kawabata and K.Amano: CAMP-ISIJ, 6 (1996), 1136.
- 18) Y.Terada, A.Kojima, A.Kiyose, T.Sawai, R.Uemori, K.Tanaka, T.Nakashima, T.Kadoya, M.Murata and T.Kawaguchi: Proc. 22nd Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, (2003), OMAE2003-37391.
- 19) 井上智弘, 鈴木雅仁, 岡部能知, 松井穰: JFE技報, 29 (2012), 17.
- 20) 小出竜男, 近藤廣章, 板谷進: JFE技報, 9 (2005), 25.
- 21) JFE スチールニュースリリース: 2011, 09-27.
- 22) 岡部能知, 剣持一仁, 坂田敬: 鉄と鋼, 93 (2007), 373.
- 23) 岡田信宏, 坂本弘樹, 松尾隆将, 高谷幸司: 鉄と鋼, 98 (2012), 368.
- 24) 岡部能知, 後藤聡太, 荒谷昌利, 豊田俊介, 木村秀途, 川西昭: CAMP-ISIJ, 25 (2012), 719.
- 25) Y.Matsui, Y.Iizuka, M.Suzuki, E.Urahata, T.Inoue, S.Kumazawa and M.Oka: Proc. of IPC (2012), IPC2012-90213.
- 26) 浜谷秀樹, 長谷川昇, 竹内順, 渡辺史徳, 松林重治, 水橋伸雄, 野瀬哲郎, 浅野拓也, 本吉卓, 三浦孝雄, O.P.Solonenko and A.V.Sminov: CAMP-ISIJ, 25 (2012), 715.
- 27) 中田博士, 上力, 松尾信行: JFE技報, 29 (2012), 11.
- 28) API Specification 5CT 9th edition (June 2012) for Casing and Tubing.
- 29) T.Omura, T.Ohe, T.Abe, M.Ueda, P.I.Nice, J.W.Martin: NACE CORROSION Conf., (2010), 10307.
- 30) K.Tamaki: NACE CORROSION Conf., (1989), 469.
- 31) A.Miyasaka and H.Ogawa: NACE CORROSION Conf., (1990), 67.
- 32) M.Ueda, T.Kushida, K.Kondo and T.Kudo: NACE CORROSION Conf., (1992), 55.
- 33) H.Asahi, T.Hara and M.Sugiyama: NACE CORROSION Conf., (1996), 96061.
- 34) M.Barteri, F.Mancia, A.Tamba and G.Montagna: Corrosion Science, 27 (1987), 1239.
- 35) S.Hashizume, T.Takaoka, Y.Minami and Y.Ishizawa: NACE CORROSION Conf., (1992), 54.
- 36) M.Kimura, Y.Yamazaki, T.Tamari, K.Sakata and R.Mochizuki: NACE CORROSION Conf., (2005), 05108.
- 37) M.Kimura, K.Sakata and K.Shimamoto: NACE CORROSION Conf., (2007), 07087.
- 38) M.Kimura, Y.Miyata, K.Sakata and R.Mochizuki:

- NACE CORROSION Conf., (2004) , 04118.
- 39) M.Kimura and K.Shimamoto : EuroCorr, (2011) , 4538.
 - 40) Y.Ishiguro, T.Suzuki, Y.Miyata, M.Kimura, T.Nakahashi, H.Sato and K.Shimamoto : NACE CORROSION Conf., (2013) , 2413.
 - 41) N.Ishikawa, S.Endo, R.Muraoka and J.Kondo : Proc. 20th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, (2001) , OMAE2001/MAT-3100.
 - 42) Y.Terada, H.Tamehiro, H.Morimoto, T.Hara, E.Tsuru, H.Asahi, M.Sugiyama, N.Doi, M.Murata and N.Ayukawa : Proc. 22nd Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, (2003) , OMAE2003-37392.
 - 43) A.Glover, J.Zhou, D.Horsley, N.Suzuki, S.Endo and J.Takehara : Proc. 22nd Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, (2003) , OMAE2003-37429.
 - 44) A.Glover, D.Horsley, D.Dorling and J.Takehara : Proc. 5th Int. Pipeline Conference, (2004) , IPC04-0328.
 - 45) H.Asahi, T.Hara, M.Sugiyama, N.Maruyama, Y.Terada, H.Tamehiro, K.Koyama, S.Ohkita, H.Morimoto, K.Tomioka, N.Doi, M.Murata, N.Ayukawa, H.Akasaki, D.P.Fairchild, M.L.Macia, C.W.Petersen, J.Y.Koo, N.V.Bangaru and M.J.Luton : Proc. 13th Int. Offshore and Polar Engineering Conference, (2003) , 19.
 - 46) S.Okaguchi, H.Makino, M.Hamada, A.Yamamoto, T.Ikeda, I.Takeuchi, D.P.Fairchild, M.L.Macia, S.D.Papka, J.H.Stevens, C.W.Petersen, J.Y.Koo, N.V.Bangaru and M.J.Luton : Proc. 13th Int. Offshore and Polar Engineering Conference, (2003) , 36.
 - 47) H.G. Hillenbrand, A.Liessem, K.Biermann, C.J.Heckmann and V.Schwinn : Proc. 5th Int. Pipeline Conference, (2004) , IPC04-0224.
 - 48) N.Ishikawa, M.Okatsu, J.Shimamura, S.Endo, N.Shikanai, J.Kondo and R.Muraoka : Proc. 26th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, (2007) , OMAE2007-29561.
 - 49) N.E.Biery, M.L.Macia, R.J.T.Appleby, D.P.Fairchild, D.S.Hoyt, D.Dorling and D.Horsley : Proc. 6th Int. Pipeline Conference, (2006) , IPC2006-10397.
 - 50) S.Endo, M.Okatsu, K.Ueda and N.Shikanai : Proc. 1st Int. Symposium on Steel Science (IS³-2007) , ISIJ, (2007) , 79.
 - 51) H.Asahi, T.Hara, E.Tsuru, H.Morimoto, Y.Terada, M.Sugiyama, M.Murata, N.Doi, N.Ayukawa and H.Akasaki : Proc. 6th Int. Pipeline Conference, (2006) , IPC2006-10087.
 - 52) 岡津光浩, 鹿内伸夫, 近藤丈 : JFE技報, 17 (2007) , 20.
 - 53) Y.Shinohara, T.Hara, D.Iwasaki and N.Doi : Proc. 23rd Int. Offshore and Polar Engineering Conference, (2013) , 520.
 - 54) R.Muraoka, J.Kondo, L.Ji, H.Chen, Y.Feng, N.Ishikawa, M.Okatsu, S.Igi, N.Suzuki and K.Masamura : Proc. 8th Int. Pipeline Conference, (2010) , IPC2010-31556.
 - 55) JFE スチールニュースリリース, Trans Canada向けX80 グレード UOE鋼管52,000Tの受注, (2008) , 03-03.
 - 56) 例えば, 小川兼広 : 第143・第144回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, (1992) , 137.
 - 57) 例えば, 北川融 : 日本鋼管技報, 121 (1988) , 1.
 - 58) I.Takeuchi, T.Kushida, S.Okaguchi, A.Yamamoto and M.Miura : Proc. 23rd Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, (2004) , OMAE2004-51028.
 - 59) N.Ishikawa, S.Endo and T.Shinmiya : Proc. Pipeline Technology Conference 2004, (2004) , 1633.
 - 60) I.Minato, N.Takahashi, M.Hamada, Y.Nishi1, M.Miura, T.Gjedrem and I.Pachniuk : Proc. 22nd Int. Offshore and Polar Engineering Conference, (2012) , 479.
 - 61) U.Marewski, D.DeGeer, H-G.Hillenbrand, B.Weber and M.Crawford : Proc. Pipeline Technology Conference 2004, (2004) , 753.
 - 62) N.Ishikawa, H.Sueyoshi, K.Nishimura, O.Yamamoto, A.Tanizawa, Y.Kiyoto and D.Naganuma : Proc. 9th Int. Pipeline Conference, (2012) , IPC2012-90012.
 - 63) H-G.Hillenbrand, C.Kalwa and J.Schroeder : Proc. Pipeline Technology Conference 2009, (2009) , Ostend2009-119.
 - 64) 正村克身, 籾本哲, 井上智弘, 豊田俊介, 松井穰 : 配管技術研究協会誌, 秋季号, (2012) , 14.
 - 65) S.Toyoda, S.Goto, T.Okabe, H.Kimura, S.Igi, Y.Matsui, S.Yabumoto, A.Sato, M.Suzuki and T.Inoue : Proc. of IPC (2012) , IPC2012-90448.
 - 66) J.F.Kiefner, W.A.Maxey, R.J.Eiber and A.R.Duffy : ASTM STP, (1973) 536, 461.
 - 67) S.Toyoda, S.Goto, T.Okabe, H.Kimura, S.Sato, S.Kumazawa, S.Yabumoto, A.Sato and T.Inoue : Proc of OMAE (2013) , OMAE2013-10412.
 - 68) S.Goto, H.Nakata, T.Okabe, S.Toyoda, H.Kimura, C.Kami, A.Yonemoto and T.Inoue : Proc. of Rio Pipeline 2013 Conference & Exposition, (2013) , IBP1163_13.

(2013年9月26日受付)