

連携記事

寒冷地用ラインパイプの技術開発

Development of Linepipe Suitable for an Arctic Region

新日鐵住金(株) 技術開発本部
君津技術研究部
主幹研究員
篠原康浩
Yasuhiro Shinohara

新日鐵住金(株) 技術開発本部
名古屋技術研究部
上席主幹研究員
長谷川 昇
Noboru Hasegawa

1 はじめに

天然ガス、原油などのエネルギー資源は苛酷地域、特に北極圏に近い寒冷地域で開発が盛んである。こうした開発地域から消費地までエネルギー資源を輸送する手段のひとつがラインパイプである。ラインパイプに使用される鋼管(以後、ラインパイプ)に対する主な要求特性には強度と靱性がある。寒冷地向けラインパイプは特に低温で脆性破壊しないよう厳しい靱性が要求される。新日鐵住金株式会社(以下当社)ではラインパイプの低温靱性向上に関する研究開発を長年続け、寒冷地向けラインパイプを世界に先駆け実用化してきた。本稿では当社が開発した寒冷地向けUOEラインパイプおよびERWラインパイプを紹介する。

2 寒冷地用ラインパイプの設計思想

UOEラインパイプならびにERWラインパイプは、鋼板を冷間で筒状に成形、シーム溶接した後、真円形状に矯正加工され製品となる。したがって、これらラインパイプの断面は、使用される鋼板と同じ組織を有する母材部と溶接時に新たに組織が形成される溶接部に区分される。

以下、寒冷地用ラインパイプの母材部、溶接部それぞれの低温靱性向上のための設計思想を述べる。

2.1 母材部

ラインパイプは耐破壊発生特性ならびに破壊伝播停止特性が要求される。これら特性確保のために、結晶粒微細化、集合組織制御、ならびに、化学成分最適化が重要となる。

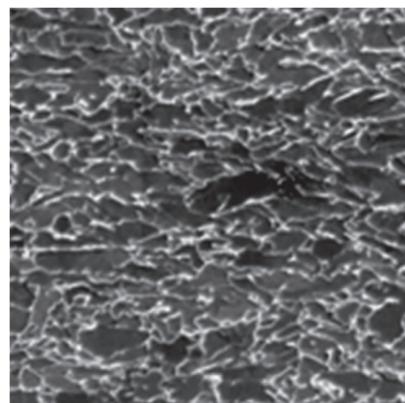
破壊伝播停止特性は延・脆性遷移温度に大きく影響される。DWTT (Drop Weight Tearing Test) 試験において85%の延性破面率が得られる温度と結晶粒径の関係を明確にし、たとえば、肉厚32mmのラインパイプに対し-20℃で85%延性破面率を得るためには平均結晶粒径を3 μ m以下に制御すべき

ことを示した¹⁾。

また、破壊伝播停止特性は異常破面(特定の面にへき開面が揃う破面)発生によって大きく低下する。この異常破面は集合組織形成に影響され、圧延方向を軸に圧延面が40°傾いた面に平行な(100)集積の制御が重要であることを明らかにした²⁾。

UOEラインパイプおよびERWラインパイプで使用される鋼板は、それぞれ厚鋼板、熱延鋼板である。これら鋼板製造工程において、制御圧延と加速冷却を組み合わせたプロセスであるTMCP (Thermo Mechanical Control Process) を適用した。上記の結晶粒微細化ならびに集合組織制御は、一連の圧延工程での圧下率ならびに温度を厳格に管理するとともに高精度かつ均一な加速冷却制御により達成された。図1に寒冷地用ラインパイプの組織の一例を示す。平均粒径が2.5 μ m以下の微細な結晶粒が均一に生成した²⁾。この鋼は-40℃のDWTT試験においても異常破面発生することなく延性破面率85%以上を達成した。

破壊の発生ならびに伝播停止の特性は吸収エネルギーに



10 μ m

図1 鋼板(32mm厚)のSEM像

よっても変化する。吸収エネルギーはラインパイプの化学成分に影響される事を示し、吸収エネルギーの向上のためC量、S量およびO量の低減を指向した³⁾。

近年、寒冷地向けラインパイプに対し複合特性が求められる場合がある。特に地盤変動が想定される地域に敷設されるパイプラインはひずみ設計され、使用するラインパイプに高い一様伸びが要求される。一様伸びを向上させるためにはポリゴナルフェライトとベイナイトの混合組織に制御することが有効であり⁴⁾、強度・一様伸びのバランスとフェライト量の関係を明確にした。さらに靱性を損なうことなく一様伸びを向上するには細粒のポリゴナルフェライトを均一に生成させることが重要であることを明らかにし、圧延後の制御冷却過程において多段冷却制御技術を開発した⁵⁾。図2に開発した多段冷却制御の模式図を示す。従来では制御冷却前にフェライトを生成した後、制御冷却中にベイナイトを生成させてきたが、フェライトが層状に生成するためセパレーションが発生し吸収エネルギーが低下する問題があった。開発したプロセスでは、制御冷却中にフェライトとベイナイトが生成し均一な混合組織を得ることで高い吸収エネルギーを確保できた⁵⁾。

また、ひずみ設計されるパイプラインに使用されるラインパイプは加熱塗装後の特性が要求される。冷間で成形されるUOEラインパイプは加熱塗装によってひずみ時効が生じる。これを抑制するためにMo無添加の化学成分設計が有効であることを明らかにした⁵⁾。

2.2 溶接部

2.2.1 UOEラインパイプ

UOEラインパイプは、厚鋼板を冷間で筒状にプレス成形した後、SAW (Submerged Arc Welding) 法によってシーム溶接される。一般に内面、外面から2パスの溶接が施される。図3に溶接部の断面模式図を示す。溶接部は溶接金属と溶接熱影響部 (Heat-Affected Zone : HAZ) に区分される。

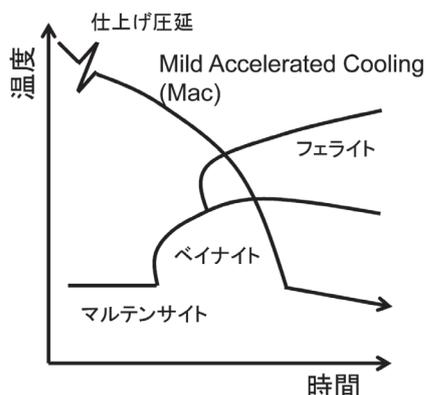


図2 多段冷却制御技術での冷却中の温度時間曲線

HAZの中でCGHAZ (Coarse Grained HAZ) は1400℃以上の高温域にさらされオーステナイトが粗粒化し、一般に低温靱性が低い。当社はCGHAZの組織を微細化するため、熱的に安定な微粒子を鋼中に分散させる技術を開発してきた⁶⁾。これら粒子は、溶接による熱履歴の中で、オーステナイト粒内での変態核となる働き、あるいは、オーステナイトの粒成長を抑制する働き、として利用することを指向した。図4に微粒子によるCGHAZの組織微細化を模式的に示す。

オーステナイトの粗粒化抑制技術としてTiNの分散が標準技術として普及してきた。これに対し当社はAl無添加のTi脱酸によって数 μm 以下の大きさのTi酸化物を分散させる技術を開発し、Ti酸化物がオーステナイト粒内から相変態する核として有効であることを示すオキサイドメタラジの概念を提唱した。

さらにオキサイドメタラジの技術開発の追求によって、MgやCaを含有する数10nm～数100nmの酸化物や硫化物を鋼中に均一分散させる技術開発に成功し、オーステナイトの粒成長を強力に抑制する粒子として働くことを明らかにした。

溶接金属においては、低温靱性向上にはアシキュラーフェライトの生成が有効であることを示し、B添加に加え、Al、Ti、NならびOの含有量のバランス最適化する指針を確立した。

これら技術を寒冷地向けラインパイプに適用し、例えば、肉厚32mmのラインパイプの溶接部の靱性が、 -40°C においても良好であることを示した。

2.2.2 ERWラインパイプ

ERWラインパイプは、図5に示すように熱延鋼板を筒状にロール成形した後、直接給電あるいはワークコイルによって溶接面に高周波電流を誘起し、局所的に加熱、シーム溶接される。加熱、溶融に伴って溶接面に生成される酸化物は、両面の反方向電流による電磁力、さらにスクイズロールによるアップセット過程で排出される特徴がある。

ERW溶接部の低温靱性は、溶接過程での投入電力不足による冷接や溶接面の酸化物の排出不足に起因する欠陥発生

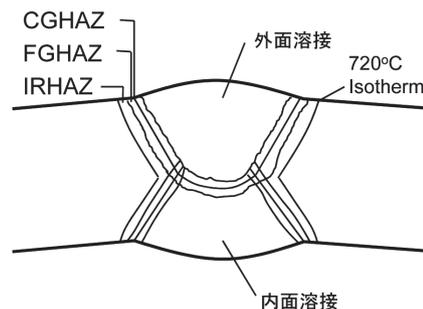


図3 UOE鋼管のシーム溶接部断面

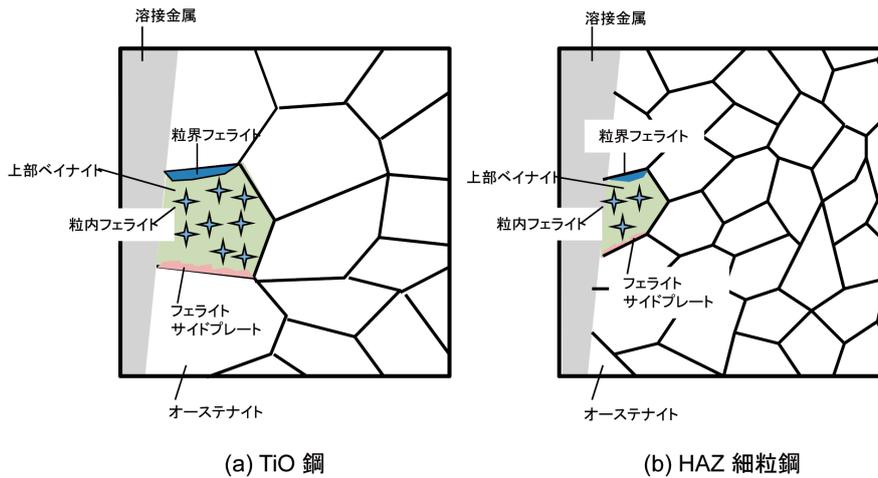


図4 HAZ 靱性向上技術

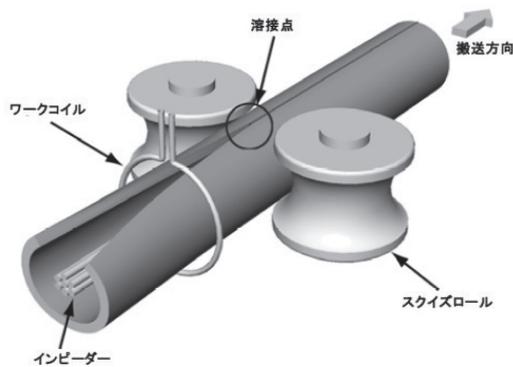


図5 ERW 溶接の概要

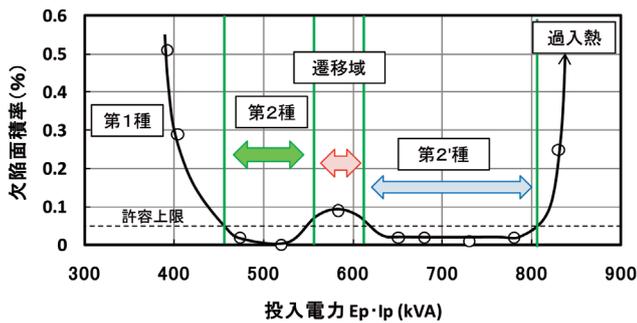


図6 ERW 溶接部品質 (欠陥面積率) の入熱依存性評価

に影響されるため、こうした溶接欠陥の抑制技術が重要になる。当社は、溶接メカニズムに基づいて適正な溶接条件に制御、操業管理するための溶接監視技術を開発してきた⁷⁾。

まず溶接面の加熱、溶融及び排出という3つの過程から構成されるERW溶接現象と欠陥発生メカニズムを詳細に分析し、図6に示す投入電力と溶接部欠陥との相関を明確にした。従来適正範囲と考えられていた投入電力条件が、溶接品質の

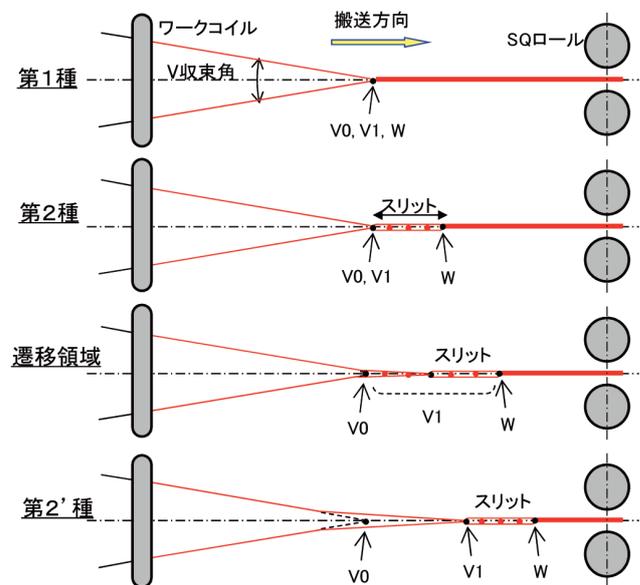


図7 観察される溶接現象

観点でさらに3つの領域に分類されることを示し、低電力側からそれぞれ第2種、遷移領域、第2'種領域と定義した。このうち欠陥が増加する可能性のある遷移域を回避し、定期的に板厚中心まで溶融していることを証明する第2'種領域に入熱管理する技術がポイントとなる。

溶接部の上方から100 μ m以下の空間分解能を有する高速カメラで撮影した鋼板端部の画像を元に溶接現象を把握した。図7に模式化した図を示す。鋼材エッジの幾何学的収束点(V0点)と両エッジが衝合する収束点(V1点)及びアセットが始まる溶接点(W点)の挙動に着目し、各領域を自動判別する画像処理法を構築した。

特に第2'種溶接現象では、V0-V1間距離が定常的に分離

するため、これを元にした作業管理指標として確立した。

上記の溶接状態の判定及びアーク検出機能を実装した実機モニタリングシステムに加え、更に初期入熱の設定や溶接部の温度計測、溶接異常の検出機能などを組み込んだ溶接状態の監視技術を光24”および名古屋16”ミルに導入した⁸⁾。

3 開発鋼管の特性ならびに実用化状況

3.1 UO鋼管

カナダ、ロシアなど寒冷地向けに製造したAPIグレードX60~X80のラインパイプの特性について述べる。

ロシア向けにAPIグレードX80厚肉(27.7mm)ラインパイプを製造した。図8にDWTTの延脆性遷移曲線を示す。化学成分の最適化とTMCP条件の適正化によって-40℃の極低温において85%の延性破面率を確保した⁹⁾。また、HAZ組織の微細化技術ならびに溶接金属の化学成分最適化によって、図9に示すようにHAZ、溶接金属ともに-40℃の極低温においても良好な吸収エネルギーを得た⁹⁾。

このラインパイプはロシアでのフルバースト試験に供さ

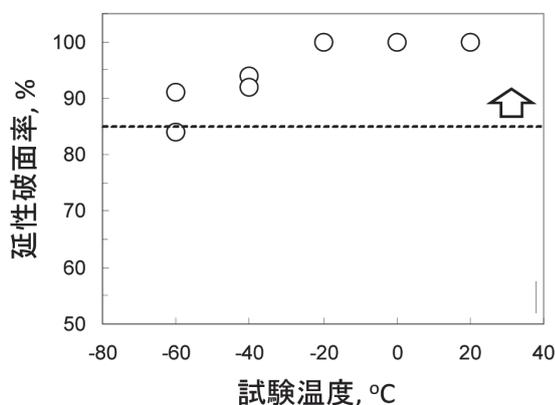


図8 APIグレードX80UOE鋼管のDWTT延脆性遷移曲線

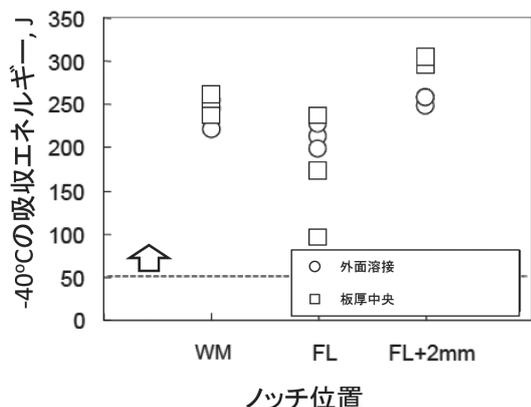


図9 APIグレードX80UOE鋼管のシーム溶接靱性

れ、図10に示すように短距離(12m以内)でき裂伝播を停止させる事が証明された⁹⁾。

また、ロシア向けにAPIグレードX70厚肉(29.8mm厚)ラインパイプを0.3万トン製造した。母材のDWTT特性ならびに溶接部のシャルピー特性は、-42℃という極低温仕様を満足させることが出来た。

続いて、ロシアでひずみ設計されたパイプライン向けに製造したAPIグレードX60ラインパイプの特性について述べる。図11に示すようにTMCPプロセスの適正化によって母材の平均粒径は3μm以下を達成した¹⁰⁾。それにより図12に示すように厚肉(32mm厚)にも関わらずDWTT試験において極低温(-60℃)で85%の延性破面率を満足した。またMo無添加成分系での最適化によって塗装加熱によるひずみ時効が抑制され、図13に示すように加熱塗装後でも10%以上の一様伸びを得た¹⁰⁾。本プロジェクトにおいて1.7万トンのラインパイプを製造した。

加えて、カナダのひずみ設計されたパイプライン向けに

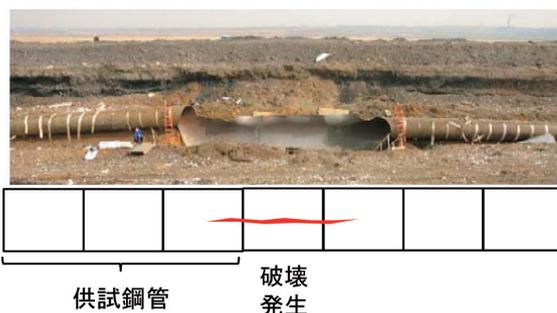


図10 APIグレードX80UOE鋼管のフルバーストテスト後の様子

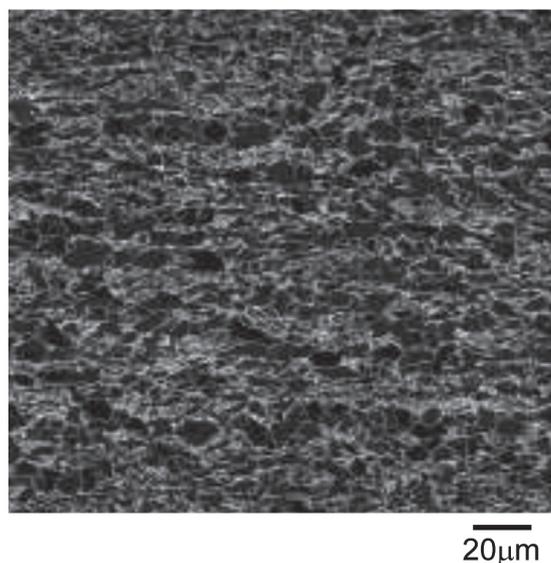


図11 鋼管のSEM像

APIグレードX100ラインパイプを製造し、5km敷設した。

3.2 ERW鋼管

溶接監視技術を適用しAPIグレードX65ラインパイプ(12.7mm)を製造した溶接部特性を示す。欠陥面積率を評価した結果、製造ラインにおいても第2種及び2'種が最適な溶接条件であること及び、両条件の間に欠陥率の高くなる領域が存在する場合のあることを確認した。これらの状態に対応した撮影画像の例を図14(a)に示す。投入電力が大きくなるにつれて、V0点(図中赤印)、V1(青印)及びW点(水色印)が移動する様子が監視できた。これらの入熱条件下で3秒間、連続撮影した画像処理の結果を図14(b)に示す。入熱

基準+5%以下で全ての点が重なって観測される一方、入熱基準+15%以上ではV0とV1が常時分離した2段収束を示した。この時、V1点から下流側に一定の確率でW点の候補点が発見されることから、撮影レート40fpsでもスリットの伸縮挙動が捉えられたと判断される。また、入熱基準+10%(遷移領域)ではV1点がV0点とW点との間を不規則にホッピングする不安定な現象が存在する。このようにV0-V1間距離を入熱管理指標として活用できることが製造ラインでも確認できた。以上のデータに基づき溶接状態を連続的に監視し、2段収束2'種領域に入熱制御する操業管理を導入した結果、図15に示すように12~24"、7.9~20.6mm厚の鋼管製造におい

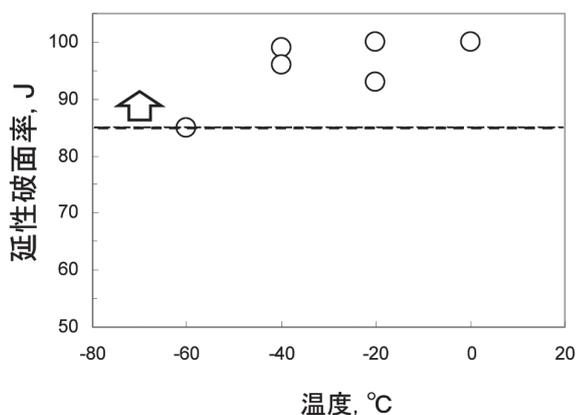


図12 APIグレードX60UOE鋼管のDWTT延脆性遷移曲線

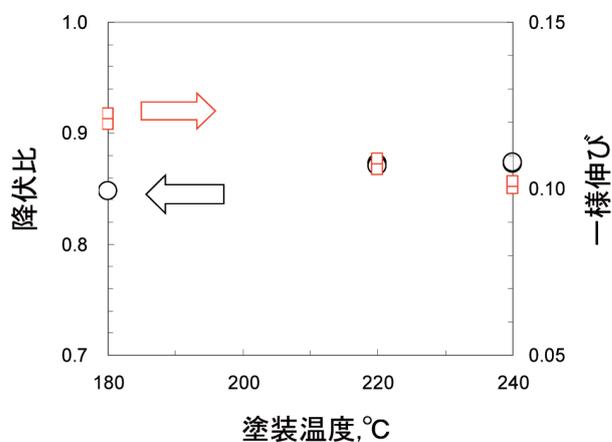
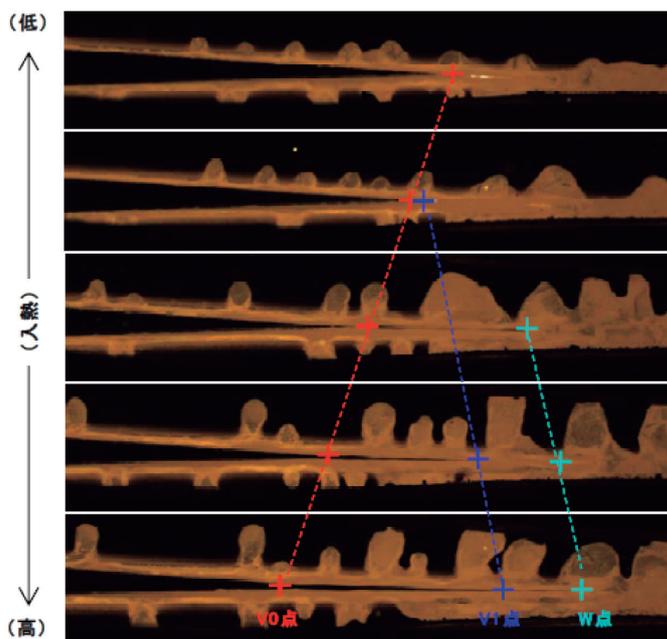
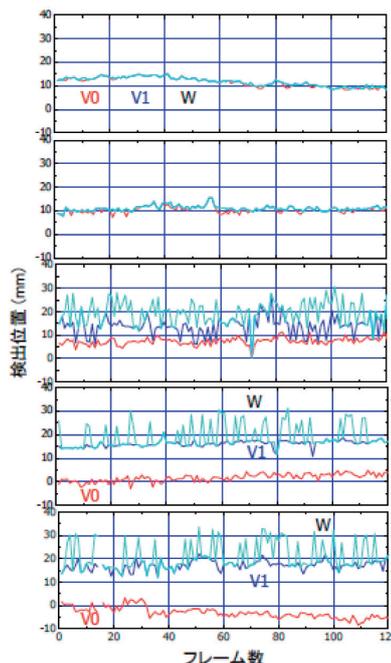


図13 APIグレードX60UOE鋼管のひずみ時効特性



(a) 入熱を変化させた時の検出点位置



(b) 検出位置のチャート

図14 APIグレードX65ERW鋼管における溶接欠陥面積率の評価

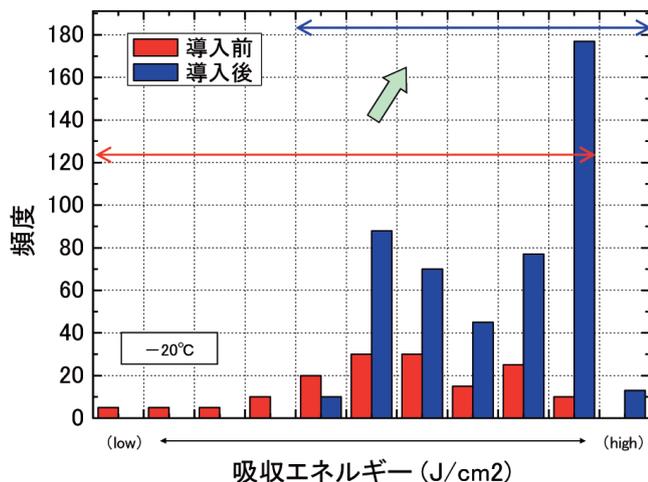


図15 溶接監視技術によるERW溶接部靱性の改善

て全長に亘って吸収エネルギーを高位に制御でき且つ吸収エネルギーのばらつきを抑制できることを明らかにした⁸⁾。

この技術をもとに-46℃という極低温仕様のERWラインパイプを2万トン製造した。

4 まとめ

厳しい低温靱性を要求される寒冷地向けパイプライン用鋼管について、当社は化学成分およびTMCP条件の最適化による母材靱性向上、オキサイドメタラジを駆使したSAW溶接部靱性向上ならびに溶接監視技術によるERW溶接部靱性向上など材料、プロセス両面からの研究開発に取り組み、UOEラインパイプおよびERWラインパイプを世界に先駆けて実用化した。

参考文献

- 1) T.Hara, Y.Shinohara, Y.Terada, H.Asahi and N.Doi : Proc. of Pipeline Technology Conference, (2009) .
- 2) T.Hara, T.Fujishiro, Y.Shinohara, E.Tsuru, N.Doi, E.Yamashita, H.Miyazaki, H.Asahi, Y.Terada and M.Murata : Proc. of the 9th International Pipeline Conference IPC2012, (2012)
- 3) T.Hara, H.Asahi, H.Morimoto, Y.Terada and M.Sugiyama : Proc. of the 1st Int. Symposium on Steel Science, ISIJ, (2007)
- 4) Y.Shinohara, E.Tsuru, T.Hara, H.Asahi, Y.Terada and N.Doi : Proc. of the 24th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering OMAE2005, (2005)
- 5) Y.Shinohara, E.Tsuru, H.Asahi, T.Hara, N.Doi, N.Ayukawa and M.Murata : International Journal of Offshore and Polar Engineering, 18 (2005), 220.
- 6) 児島明彦, 藤岡政昭, 星野学, 重里元一, 金子道朗, 田中睦人 : 新日鉄住金技報, 400 (2014), 3.
- 7) 長谷川昇, 濱谷秀樹, 深見俊介, 中治智博, 武田祐輔, 本吉卓, 谷本道俊, 大沢隆 : 新日鉄住金技報, 397 (2013), 118.
- 8) N.Hasegawa, H.Hamatani, N.Mizuhashi, T.Fukami, Y.Karube, T.Miura, K.Tanaka, T.Nakaji, K.Yamamoto and Y.Hasegawa : Proc. of the 9th International Pipeline Conference IPC2012, (2012)
- 9) T.Hara, T.Fujishiro, Y.Terada, T.Inoue, H.Asahi and N.Doi : Proc. of Pipeline Technology Conference, (2009)
- 10) T.Hara, Y.Shinohara, Y.Hattori, T.Muraki and N.Doi : Proc. of the 21st International Offshore and Polar Engineering Conference ISOPE2011, (2011)

(2017年8月28日受付)