

低温用高強度高延性ラインパイプの開発

High-strength Linepipes with Excellent HAZ Toughness and Deformability

寺田好男^{*(1)} 児島明彦^{*(2)} 清瀬明人^{*(3)} 中島隆雄^{*(4)}
 Yoshio TERADA Akihiko KOJIMA Akihito KIYOSE Takao NAKASHIMA
 土井直己^{*(5)} 原卓也^{*(6)} 森本裕^{*(7)} 杉山昌章^{*(8)}
 Naoki DOI Takuya HARA Hiroshi MORIMOTO Masaaki SUGIYAMA

抄 録

原油・天然ガス輸送用パイプラインに使用される高強度ラインパイプには高速延性破壊停止や脆性破壊発生防止の観点から母材および溶接熱影響部に対して優れた低温靱性が要求される。さらに敷設効率向上の観点から優れた溶接性が要求される。近年、凍土地帯や地震多発地域で地盤変動によってパイプラインに大きな曲げモーメントが加わる場合を想定し、延性破壊防止の観点から鋼管には大きな変形能(大きな一様伸びや低降伏比)が要求されつつある。HAZ靱性を改善するためには粒内フェライトの活用やオーステナイト粒の粗大化抑制による組織微細化および低C化が有効である。また一様伸びや降伏比を改善するためにはTMCP技術を活用して2相混合組織とすることが有効である。優れたHAZ靱性と大きな変形能を具備したX60～X80級の新しいUOE鋼管“Tough-Ace”を開発し、サハリンプロジェクトに適用した。また“高HAZ靱性型”および“高一様伸び型”の2種類のX100ラインパイプも開発した。

Abstract

High strength linepipe is being adopted for transporting oil and natural gas in order to improve transportation efficiency through high pressure operation and to reduce pipe laying costs. In such high strength linepipe, excellent low-temperature toughness in the base material, weld metal and heat affected zone (HAZ) as well as excellent weldability are required to arrest a running shear fracture and to prevent brittle fracture, and to improve installation efficiency. Recently, high uniform elongation and a low yield strength/tensile strength (Y/T) ratio for the linepipe material have been also required to prevent the ductile fracture by plastic deformation to the pipeline in seismic or permafrost regions. To improve the HAZ toughness of linepipe steel, the refinement of microstructure near a weld fusion line is very effective in that it utilizes the strong retardation of austenite grain growth and/or intragranular ferrite (IGF) transformed from oxide particles inside austenite grains and the reduction of carbon content is also quite effective. To improve uniform elongation and lower the Y/T ratio, utilizing a dual phase microstructure is necessary by applying accelerated cooling after controlled rolling. New high strength UOE linepipe up to X80, called “Tough-Ace” possessing both excellent HAZ toughness and high uniform elongation, has been developed, and the X60 UOE pipe has been mass-produced for the Sakhalin Project. Two types of X100 UOE linepipe, a “high HAZ toughness type” and a “high uniform elongation type” also have been developed.

1. 緒 言

天然ガスは石油や石炭に比較して炭酸ガスの排出量が少ないことからクリーンなエネルギーとして注目され、天然ガスを輸送する長距離パイプラインの建設が活発化している。高圧輸送による輸送効率の向上や薄肉化による敷設コストの低減を目的として強度グレードX120までの高強度ラインパイプの開発が行われている¹⁻⁶⁾。

このような高強度ラインパイプには高速延性破壊の停止と脆性破壊の防止の観点から母材および溶接熱影響部(heat affected zone: HAZ)に対して優れた低温靱性が要求されるとともに敷設効率向上の観点から優れた溶接性が要求される。近年、凍土地帯や地震多発地域では地盤変動によってパイプラインに大きな曲げモーメントが加わるため、延性破壊防止の観点から鋼管には大きな変形能(大きな一様伸びや低降伏比)が要求されつつある。

^{*(1)} 君津技術研究部 主幹研究員
千葉県君津市君津1 〒299-1141 TEL:(0439)50-2548

^{*(2)} 鉄鋼研究所 鋼材第二研究部 主任研究員

^{*(3)} 環境・プロセス研究開発センター 製鋼研究開発部 主任研究員

^{*(4)} 君津製鐵所 製鋼部 マネジャー

^{*(5)} 君津製鐵所 鋼管工場 マネジャー

^{*(6)} 鉄鋼研究所 鋼材第二研究部 主任研究員 工博

^{*(7)} 鉄鋼研究所 接合研究センター 主任研究員 工博

^{*(8)} 先端技術研究所 解析科学研究部 主幹研究員 工博

新日本製鐵では画期的なHAZ韌性改善技術^{HTUFF®} (Super High HAZ Toughness Technology with a Fine Microstructure imparted by Fine Particles)の開発に成功した⁷⁻¹⁰⁾。この鋼ではオーステナイト (粒の粗大化抑制により溶融線 fusion line : FL) 近傍の組織は著しく微細化される。また一様伸びや降伏比を改善するためにはTMCP (thermo-mechanical control process) 技術を活用して2相混合組織とすることが有効である。優れたHAZ韌性と大きな変形能を具備したX60~X80級の新しいUOE鋼管^{Tough-Ace^{®2}}を開発し、サハリプロジェクトに適用した。また高HAZ韌性型および高一様伸び型の2種類のX100ラインパイプも開発した。

本論文では、高強度ラインパイプ用鋼のHAZ韌性改善技術と変形能の改善技術について述べる。さらに、優れたHAZ韌性と大きな変形能を具備した新しいラインパイプの機械的特性について述べる。

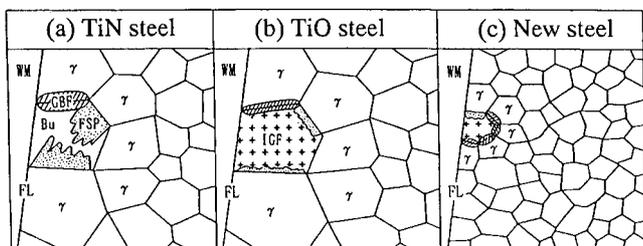
2. HAZ韌性改善技術

溶接入熱が大きくなる、すなわち冷却速度が小さくなるとともに、HAZのマイクロ組織はマルテンサイト(M), 下部ベイナイト(B_L), 上部ベイナイト(B_U), フェライト(F)+パーライト(P)へと変化する。とくに上部ベイナイトでは硬質なM-A constituent (M-A) が形成されるため、低温韌性は劣化する。X60~X100級ラインパイプの化学成分および溶接入熱を考慮するとHAZのマイクロ組織はB_Uの領域に相当し、HAZ韌性は劣化しやすい。HAZ韌性改善方法を表1に示す。X60~X100級鋼のHAZ韌性を改善するためにはマイクロ組織の微細化とM-Aの低減が有効である。

図1にHAZ組織の制御の概念図を示す。HAZの組織を微細化するためにはTiN粒子を鋼中に微細分散させて粒の粗大化を抑制させ

表1 HAZ韌性改善方法
Methods of improving HAZ toughness

1. Refinement of effective grain size for fracture
 - Suppression of austenite grain coarsening by fine particles such as TiN
 - Utilization of intragranular ferrite (IGF) nucleated from precipitates such as Ti-oxides
2. Decrease of M-A constituent
 - Reductions in C and C.E.
 - Reductions in Si and Nb
3. Toughness of matrix
 - Nickel addition



WM: weld metal, FL: fusion line, γ : austenite, GBF: grain boundary ferrite, FSP: ferrite sideplate, IGF: intragranular ferrite, B_U: upper bainite

図1 HAZ組織の制御の概念図
Concept of HAZ microstructure control

*1 日本, ドイツなどにおける登録商標または商標

*2 新日本製鐵株式会社内における呼称

る方法が知られている(TiN鋼)。しかしながら1400 以上に加熱されるFL近傍ではTiN粒子が粗大化もしくは溶解するために粒の粗大化抑制効果は消失する(図1(a))。そこで、鋼中に分散させた微細なTiO粒子を活用したHAZ韌性改善技術が開発された(TiO鋼)¹¹⁻¹⁶⁾。TiO鋼では粒内に存在するTiOを核としてIntragranular Ferrite (IGF) が放射状に生成し、粗大な粒は細分化され、優れたHAZ韌性が得られる(図1(b))。TiO粒子などの酸化物をHAZ韌性改善に活用した技術は、“Oxide Metallurgy”として大きく発展した。さらに酸化物などを粒のピンニング粒子として利用することを着想し、画期的なHAZ韌性改善技術HTUFFが開発された。この鋼ではFL近傍の粒の粗大化が抑制され、IGFの生成と相俟ってHAZの組織は著しく微細化される(図1(c))。

TiO鋼とHTUFF鋼を1400 に加熱し60s保持した後、急冷した時の旧粒を写真1に示す。TiO鋼の平均粒は500 μm程度であるが、HTUFF鋼の平均粒は200 μm以下であり、粒の粗大化が著しく抑制されている。

図2および図3にX60級ラインパイプ用鋼(TiO鋼, Ti-N鋼)の再現HAZ韌性を示す。再現熱サイクル試験は、HAZの粗粒域を模擬したシングルサイクルと粗粒+Ac₁部を模擬したダブルサイクルの条件で行った。シングルサイクル試験における加熱温度は1400, 800~500 の冷却時間は54sである。ダブルサイクル試験における2回目の加熱温度は760 である。HTUFF鋼は従来のTi-N鋼と比較

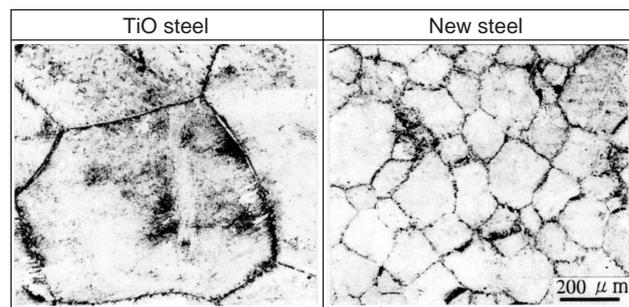


写真1 TiO鋼とHTUFF鋼を1400 に加熱し60s保持した後、急冷した時の旧粒
Comparison of prior austenite microstructure of Ti-O steel and new steel, heated at 1,400 for 60s and quenched

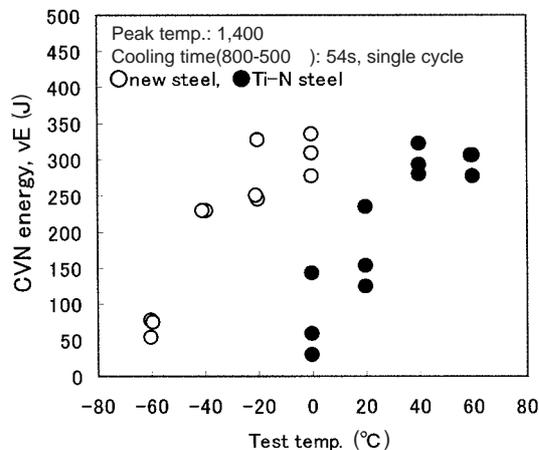


図2 X60級ラインパイプ用鋼の再現HAZ韌性(シングルサイクル)
Comparison of simulated HAZ toughness in single cycle condition between X60 new steel and conventional Ti-N steel

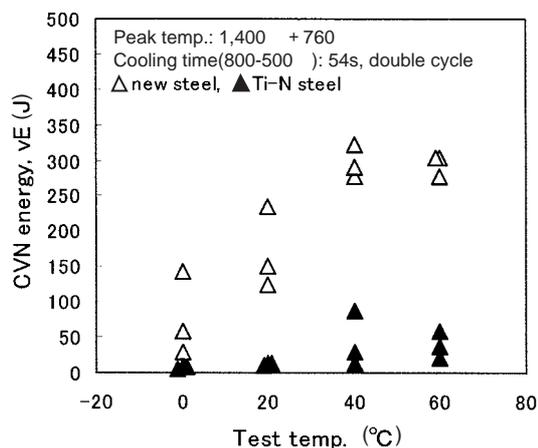


図3 X60級ラインパイプ用鋼の再現HAZ靱性(ダブルサイクル)
Comparison of simulated HAZ toughness in double cycle condition between X60 new steel and conventional Ti-N steel

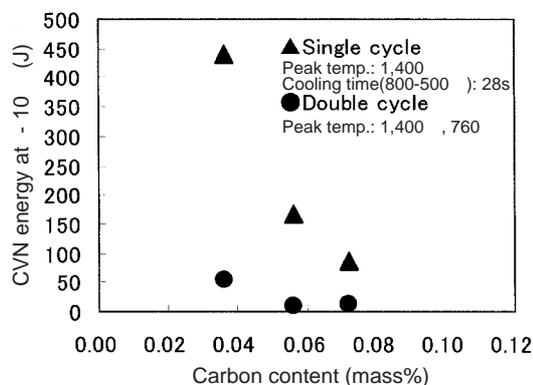


図4 X100ラインパイプ用鋼の再現HAZ靱性におよぼすC量の影響
Effect of carbon content on simulated HAZ toughness of X100 linepipe steel

して優れたHAZ靱性を示した。

X100ラインパイプのHAZ組織では靱性に有害なM-Aが多く生成することから現状の組織微細化技術ではHAZ靱性の改善は困難である。X100ラインパイプ用鋼のHAZ靱性を改善する最も有効な方法はM-Aの生成を抑制することである。図4にX100ラインパイプ用鋼の再現HAZ靱性におよぼすC量の影響を示す。再現熱サイクル試験は、シングルサイクルとダブルサイクルの条件で行った。シングルサイクル試験における加熱温度は1400℃、800~500℃の冷却時間は28sである。ダブルサイクル試験における2回目の加熱温度は760℃である。C量を0.04%以下に低減することにより、シングルサイクルの条件はもとよりダブルサイクルの条件でも再現HAZ靱性は向上する傾向にある。C量が多い場合、ダブルサイクルの条件では旧粒界に多量のM-Aが生成するが、C量が0.04%以下になるとM-Aの生成量は激減する。M-A生成量の減少によりHAZ靱性が改善したと考えられる。

3. 低降伏比・高一様伸び化技術

鋼の降伏比を低減するためにはミクロ組織を硬質相と軟質相から構成される2相混合組織とすることが有効である。2相混合組織の場合、引張強度(TS)は(1)式の混合則で表わされ、相の分率と硬さを適正化することにより高強度と低降伏比の両立が可能となる。

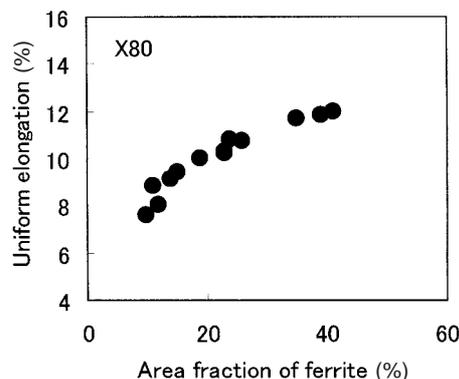


図5 X80ラインパイプ用鋼板の一樣伸びにおよぼすフェライト分率の影響
Effect of area fraction of ferrite on uniform elongation of X80 linepipe steel

$$TS = V_F \sigma_F + V_H \sigma_H \quad (1)$$

ここでV: 相の体積分率

σ: TS

F: 軟質相(フェライト)

H: 硬質相(ベイナイト, マルテンサイト)

フェライトが主体の組織の場合、降伏強度(YS)は(2)式で示すHall-Petchの式で表される。

$$YS = k d^{-1/2} + \sigma_{int} + \sigma_{sub} + \sigma_{ppt} + \sigma_{dis} + \sigma_0 \quad (2)$$

ここで d: フェライト粒径

σ_{int}: 侵入型元素による固溶強化

σ_{sub}: 置換型元素による固溶強化

σ_{ppt}: 析出強化

σ_{dis}: 転位強化

k, σ₀: 定数

(2)式からフェライト粒を大きく、フェライトの硬さを軟らかくすることによりYSは低下することがわかる。フェライト分率およびフェライト粒径を適正化して高強度と低降伏比を両立させるためにはTMCP技術の活用が有効である¹⁷⁾。なお、大量生産が前提となるラインパイプ用鋼の場合、生産性の観点からオフラインでの熱処理は適切ではない。

図5に0.06% C-0.26% Si-1.8% Mn-0.18% Ni-0.19% Mo-0.05% Nb-0.01% Ti系X80ラインパイプの一樣伸びにおよぼすフェライト分率の影響を示す。ミクロ組織はフェライトと硬質相から構成される2相混合組織である。フェライト分率の増加にともない一樣伸びが向上する。フェライト分率が40%の時、約12%の一樣伸びが得られる。

4. 低温用高強度高延性ラインパイプの特性

X60, X80およびX100ラインパイプを工場で作成し、その機械的特性を調査した。図6にUOE鋼管の製造プロセスを示す。精錬工程では高純化するために脱硫, 脱ガス処理を行った。連続鋳造法によって240mm厚に鋳造したスラブは厚板工場において再加熱後, 制御圧延し, 加速冷却を施した。これらの鋼板を用いてUOEプロセスによって鋼管を製造した。

表2に鋼の化学成分を示す。いずれの鋼も低C-Mn-Nb-Ti系を基本とし, X60およびX80鋼にはHAZ靱性を改善するためにMgを添加した。X100はHAZ靱性の向上を目的とした低C系と一樣伸びの向上を目的とした中C系の2種類の成分系である。低C系および中C系の炭

素当量(Ceq)はそれぞれ0.60および0.46であり,溶接割れ感受性組成(P_{CM})はそれぞれ0.22および0.19である。

表3に鋼管のサイズと母材の機械的性質を示す。強度はいずれも

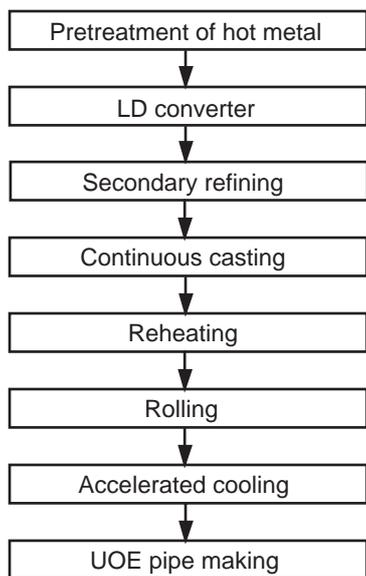


図6 UOE鋼管の製造プロセス
Manufacturing process of UOE pipe

API規格を満足する。鋼管長手方向の降伏比はいずれも85%以下で, X80およびX100の一樣伸びはそれぞれ10%以上, 5%以上の値を示す。低C系のX100の一樣伸びは5%であるが, 中C系のX100の一樣伸びは約7%を示している。また鋼管の塗装を考慮して, 250 加熱後の機械的性質も調査した結果, 一樣伸びはほとんど変化しないことを確認した。低温靱性も良好であり, BDWTT(Battelle drop weight tear test)の延性破面率はそれぞれの温度で80%以上を示した。シャルピー吸収エネルギー値も高く, X60, X80においては十分な高速延性破壊停止特性を持つものと考えられる。X100については高速延性破壊停止特性の基準の確立が必要である。

30.2mm厚のX60鋼管の1/4 t(t:板厚)部のミクロ組織を写真2に示す。TMCP条件と化学成分の適正化によって組織はフェライトとベイナイトの2相混合組織が得られ, 良好な機械的性質を示した。

14.3mm厚の中C系X100鋼管の1/4 t部のミクロ組織を写真3に示す。TMCP条件の適正化によって組織は微細な粒状フェライトとベイナイトを主体とする硬質相の2相混合組織を示した。この結果, 十分な強度, 大きな一樣伸び, 良好な低温靱性が得られた。

鋼管溶接部の機械的性質を表4に示す。溶接継ぎ手引張の強度は母材引張の強度よりも高い。いずれの鋼管も所定の温度において, 溶接金属(WM)とHAZのシャルピー吸収エネルギーは高い値を示した。

表2 鋼管母材の化学成分
Typical chemical compositions of UOE pipe body (mass%)

Grade	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Others	Ceq	P _{CM}
X60	0.05	0.11	1.56	0.005	0.002	0.02	0.01	Ni, Cu, Mg	0.35	0.15
X80	0.06	0.26	1.81	0.005	0.002	0.04	0.01	Ni, Mo, Mg	0.41	0.17
X100 / low-C	0.03	0.20	1.96	0.005	0.002	0.04	0.01	Ni, Cu, Cr, Mo, V	0.60	0.22
X100 / middle-C	0.06	0.22	1.96	0.007	0.002	0.04	0.01	Ni, Cu, Mo	0.46	0.19

$$Ceq = C + Mn / 6 + (Ni + Cu) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5$$

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

表3 鋼管のサイズと母材の機械的性質
UOE pipe size and mechanical properties of base material

Grade	Pipe size			Tensile properties*1						CVN impact properties			BDWTT		
	Outer diameter (mm)	Wall thickness (mm)	Thickness/diameter (%)	Direction*2	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Uniform elongation (%)	Yield ratio (%)	Direction*2	Test temp. ()	Energy (J)	Direction*2	Test temp. ()	Shear area (%)
X60	914	26.1	2.9	L	442	530	55	11.0	83	T	0	394	T	- 21	100
				T	461	553	52	12.0	83	T	- 50	387	T	- 46	93
	610	30.2	4.9	L	453	533	57	11.0	85	T	0	387	T	- 27	100
				T	450	544	56	12.0	83	T	- 50	340	T	- 52	88
X80	610	13.9	2.3	L	567	730	33	11.0	78	T	0	211	T	0	100
				T	592	758	33	11.0	78	T	- 40	200	T	- 20	94
X100 / low-C	762	19.1	2.5	L	696	820	20	5.1	85	T	- 10	212	T	- 10	96
				T	799	856	19	5.0	93	T	- 30	197	T	- 20	84
X100 / middle-C	762	14.3	1.9	L	632	785	19	6.7	81	T	- 10	242	T	- 10	100
				T	694	794	21	7.3	87	T	- 40	205	T	- 20	100
	1,321	22.9	1.7	L	632	772	23	7.0	82	T	- 10	250	T	0	93
				T	719	803	24	7.6	90	T	- 30	222	T	- 20	82

*1 API rectangular specimen for X60 and X80
Round bar specimen for X100
19.1 and 22.9 mm thick pipe: 12.7 mm dia., GL: 50.8 mm
14.3 mm thick pipe: 6.35 mm dia., GL: 31.8 mm

*2 L: longitudinal direction, T: transverse direction

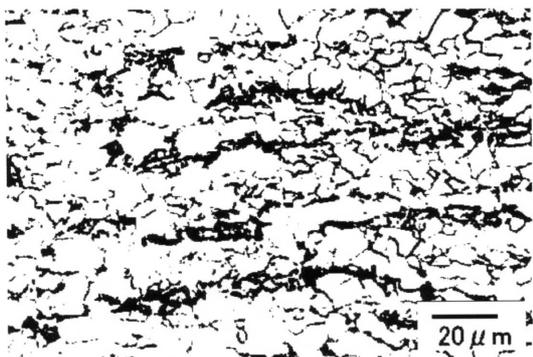


写真2 X60鋼管の1/4 t部のマイクロ組織 (光学顕微鏡)
Optical microstructure of base material at quarter thickness of X60 pipe

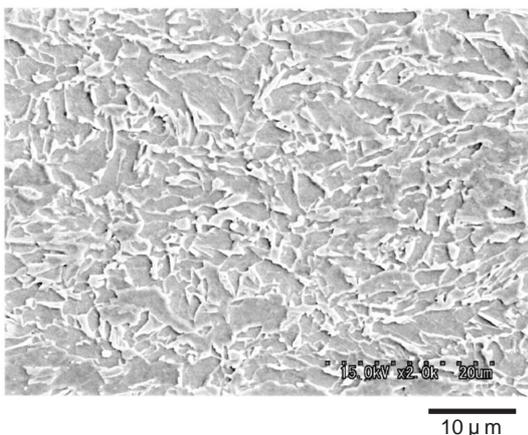


写真3 中C系X100鋼管の1/4 t部のマイクロ組織 (SEM)
SEM micrograph showing base material of X100 UOE pipe

表4 鋼管溶接部の機械的性質
Mechanical properties of UOE pipe seam weld

Grade	Pipe size		Transverse weld tensile properties*1		CVN impact properties*2		
	Outer diameter (mm)	Wall thickness (mm)	Direction	Tensile strength (MPa)	Test Temp. (°C)	Energy in WM (J)	Energy in HAZ (J)
X60	914	26.1	T	560	-50	181	250
	610	30.2	T	569	-50	193	252
X80	610	13.9	T	735	-40	150	129
X100 / low-C	762	19.1	T	875	-30	112	148
X100 / middle-C	762	14.3	T	782	-10	196	141

*1 With reinforcement

*2 Specimen was taken from mid-thickness, average value

Notch position:

WM: weld metal centerline

HAZ: fusion line

図7にX60UOE鋼管の溶接継ぎ手亀裂開口変位 (CTOD) 試験結果を示す。ノッチは50%HAZ-50%WMである。限界CTOD値は-35で0.20mm以上を満足した。このUOE鋼管は優れた溶接部のCTOD特性を有していることがわかる。

図8にX100ラインパイプの溶接部硬さ分布を示す。14.3mm厚の中C系鋼管である。強度はover matchであり、HAZの硬さは210Hvで母材硬さよりも約10%低下している。HAZの軟化は小さく、実用上

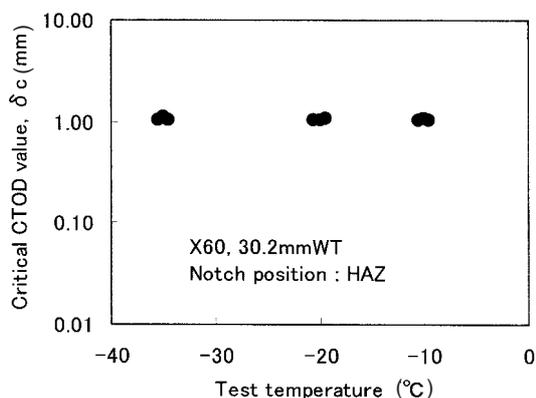


図7 X60UOE鋼管の溶接継ぎ手CTOD試験結果
CTOD properties of seam welded joint of X60 UOE pipe

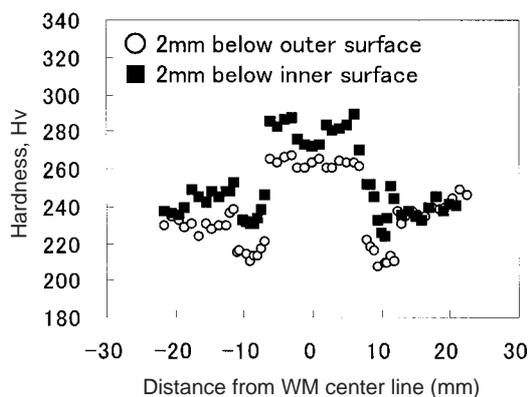


図8 X100ラインパイプの溶接部硬さ分布
Hardness distribution across seam welded joint of X100 UOE pipe

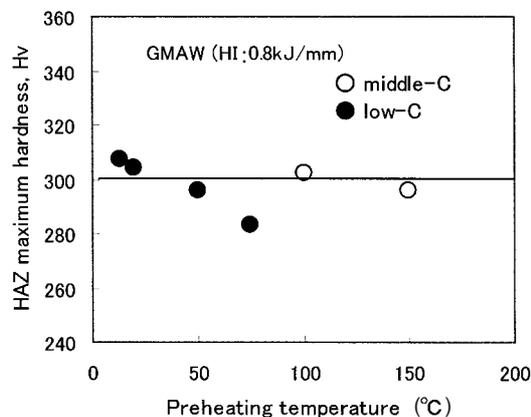


図9 X100ラインパイプ用鋼のHAZ最高硬さ試験の結果
HAZ maximum hardness test result of X100 linepipe steel

問題ないレベルであると考えられる。

図9にX100ラインパイプ用鋼のHAZ最高硬さ試験の結果を示す。試験は溶接入熱 (HI) 0.8kJ/mmのgas metal arc welding (GMAW) で行った。予熱温度の上昇とともにHAZ最高硬さは低下する。低C系鋼はCeqが高いにもかかわらず、中C系鋼よりも最高硬さは低い。

上記の結果に基づき、大きな変形能と優れた低温靱性を有するX60級UOE鋼管をサハリプロジェクト向けに製造した。この新しいUOE鋼管Tough-Acelは、現在、用途、強度、板厚などを順次拡大中である。

5. 結 言

優れた低温靱性と変形能を有するX100までのUOE鋼管の製造技術について検討した。X80以下のHAZ靱性を改善するためには、FL近傍における粒の粗大化抑制とIGFの生成によってHAZの組織を微細化することが極めて有効である。X100のHAZ靱性を改善するためにはC量を0.04%以下に低減することが必要である。大きな一様伸び、低降伏比を得るためには、組織を軟質相と硬質相から構成される2相混合組織とすることが重要である。軟質相と硬質相の分率と硬さを制御することにより高強度と低降伏比の両立が達成できる。優れたHAZ靱性と大きな変形能を具備したX60～X80級の新しいUOE鋼管Tough-Aceを開発し、サハリンプロジェクトに適用した。また高HAZ靱性型および高一様伸び型の2種類のX100ラインパイプも開発した。

謝 辞

OMAE2003-37391(2003)およびOMAE2003-37392(2003)の一部を本論文に利用する許可を与えていただいたASMEに感謝いたします。

参考文献

- 1) Terada, Y. et al.: Nippon Steel Technical Report. (72), 47-52(1997)
- 2) Terada, Y. et al.: Proc. 22nd Int. Conf. OMAE. Cancun, Mexico, June 2003, ASME, OMAE2003-37392
- 3) Glover, A. et al.: Design, Application and Installation of an X100 Pipeline. Proc. 22nd Int. Conf. OMAE. Cancun, Mexico, June 2003, ASME, OMAE2003-37429, p.121-128
- 4) Fairchild, D. P. et al.: High Strength Steels - beyond X80, Proc. Pipe Dreamer's Conference. Yokohama, Japan, 7-8 November 2002, p.307-321
- 5) Koo, J. Y. et al.: Proc. 13th International Offshore and Polar Engineering & Exhibition. Honolulu, USA, May 2003, Volume
- 6) Corben, K. T. et al.: Proc. 13th International Offshore and Polar Engineering & Exhibition. Honolulu, USA, May 2003, Volume , p.105-112
- 7) Kojima, A. et al.: Proc. 20th Int. Conf. OMAE. Rio de Janeiro, 2001, ASME, MAT-3241
- 8) 植森ら: CAMP-ISIJ. 14, 1174(2001)
- 9) Terada, Y. et al.: Proc. 22nd Int. Conf. OMAE. Cancun, Mexico, 2003, ASME, OMAE2003-37391
- 10) Nagai, Y. et al.: Proc. 22nd Int. Conf. OMAE. Cancun, Mexico, 2003, ASME, OMAE2003-37436
- 11) Imagnbai, M. et al.: Proc. Int. Conf. HSLA Steels. Beijing, 1985, ASM & CSM, p.557-566
- 12) Yamamoto, K. et al.: Residual and Unspecified Elements in Steel. ASTM STP 1042. 1989, p.266-284
- 13) Chijiwa, R. et al.: Proc. 7th Int. Conf. OMAE. Houston, USA, 1988, ASME, p.165-172
- 14) Nishioka, K. et al.: Proc. Microalloying '88. Chicago, USA, 1988, ASM, p.597-605
- 15) Terada, Y. et al.: Proc. 2nd Int. Conf. HSLA Steels. Beijing, 1990, TMS, p.519-524
- 16) Terada, Y. et al.: Proc. 8th Int. Conf. ISOPE. Montreal, 1998, ISOPE, p.131-137
- 17) Terada, Y. et al.: Proc. First Int. Conf. on New Manufacturing Technology. Chiba, 1989, p.551-556