
靱性と溶接性に優れる A P I 5 L-X80 級鋼管

High Strength X80 Grade Steel Line Pipe with Superior Weldability and Improved Resistance to Unstable Ductile Fracture

川端 文丸(Fumimaru Kawabata) 天野 虔一(Keniti Amano) 波戸村 太根生(Taneo Hatomura) 山浦 晃央(Teruo Yamaura) 弟子丸 慎一(Shin-ichi Deshimaru) 筋田 康稔(Yasutoshi Sujita)

要旨：

ラインパイプの高強度化にこたえるため、靱性と現地溶接性に優れた API 5L-X80 級 UOE 鋼管を開発した。引張特性と靱性の両立は、素材のマイクロ組織を準ポリゴナルフェライトとベイニティックフェライト組織を制御することにより達成した。このマイクロ組織は、Mn を 1.8 mass% に高めかつ C を 0.6 mass% に低減した鋼を用い加工熱処理法を素材圧延に適用することによって得られた。製造した肉厚 10, 20 および 29 mm の鋼管の製造試験では、規格を十分満足する引張特性とともに、-45℃で 150 J 以上の高い吸収エネルギーと 0.175% の低 P_{cm} 値さらに割れ阻止予熱温度として 75℃が得られ、開発鋼管の高靱性と良好な現地溶接性が確認された。

Synopsis：

Studies were carried out on API5L-X80 grade steel line pipe with superior weldability and improved resistance to unstable ductile fracture. Both quasi-polygonal ferrites and bainitic ferrites with a small amount of the second phase raised the strength of pipe with high Charpy adsorbed energy, which enhanced resistance to unstable ductile fracture. These microstructures were obtained by applying a thermo-mechanical control process (TMCP) to a steel plate containing 1.8 mass % of manganese and 0.06 mass % of carbon. X80 steel pipe with wall thicknesses of 10, 20, and 29 mm was produced, and their mechanical properties were evaluated. Charpy energy values over 150 J were exhibited at -45℃. The P_{cm} value was 0.175 % for all thicknesses, and the lowest preheating temperature to prevent cold cracking in the weld heat-affected zone was revealed to be below 75℃.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

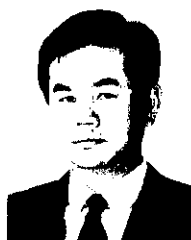
High Strength X80 Grade Steel Line Pipe with Superior Weldability and Improved Resistance to Unstable Ductile Fracture

要旨

ラインパイプの高強度化にこたえるため、靱性と現地溶接性に優れた API 5L-X80 級 UOE 鋼管を開発した。引張特性と靱性の両立は、素材のマイクロ組織を準ポリゴナルフェライトとベイニティックフェライト組織に制御することにより達成した。このマイクロ組織は、Mn を 1.8 mass% に高めかつ C を 0.6 mass% に低減した鋼を用い加工熱処理法を素材圧延に適用することによって得られた。製造した肉厚 10, 20 および 29 mm の鋼管の製造試験では、規格を十分満足する引張特性とともに、 -45°C で 150 J 以上の高い吸収エネルギーと 0.175% の低 P_{cm} 値さらに割れ阻止熱温度として 75°C が得られ、開発鋼管の高靱性と良好な現地溶接性が確認された。

Synopsis:

Studies were carried out on API5L-X80 grade steel line pipe with superior weldability and improved resistance to unstable ductile fracture. Both quasi-polygonal ferrites and bainitic ferrites with a small amount of the second phase raised the strength of pipe with high Charpy absorbed energy, which enhanced resistance to unstable ductile fracture. These microstructures were obtained by applying a thermo-mechanical control process (TMCP) to a steel plate containing 1.8 mass% of manganese and 0.06 mass% of carbon. X80 steel pipe with wall thicknesses of 10, 20, and 29 mm was produced, and their mechanical properties were evaluated. Charpy energy values over 150 J were exhibited at -45°C . The P_{cm} value was 0.175% for all thicknesses, and the lowest preheating temperature to prevent cold cracking in the weld heat-affected zone was revealed to be below 75°C .



川端 文丸
Fumimaru Kawabata
鉄鋼研究所 薄板研究室 主任研究員(課長補)



天野 虔一
Keniti Amano
鉄鋼研究所 鋼材研究部 厚板・条鋼研究室 主任研究員(部長補)・工博



波戸村 太根生
Taneo Hatomura
鉄鋼研究所 鋼材研究部 強度・接合研究室 主任研究員(掛長)



山浦 晃央
Teruo Yamaura
鉄鋼研究所 鋼材研究部 強度・接合研究室 主任研究員(掛長)



弟子丸 慎一
Shin-ichi Deshimaru
水島製鉄所 管理部 厚板・鋳鋼管理室 主査(掛長)



筋田 康稔
Yasutoshi Sujita
千葉製鉄所 管理部 鋼管管理室 主査(掛長)

1 緒 言

現在の UOE 鋼管の実用強度は、輸送効率の向上や敷設コストの低減などを背景に、規格最低降伏強度 (SMYS) が 480 MPa の API 5L 規格 X70 級に至っている。しかしこの経済的な要求は、ラインパイプより一層の高強度化を求めており、北米を中心にさらに高グレードの X80 (MYS 551 MPa) 級鋼管の実用検討が始まっている。

X80 級鋼管の実用化にとっての大きな品質課題は、安全性確保のための高い破壊抵抗と現地での良好な溶接施工性の兼備である。一般に、高強度化のために合金元素量を高めると溶接熱影響部 (HAZ) の硬さが上昇し、靱性の劣化を招くとともに溶接施工後の低温割れ感受性が上昇する¹⁻³⁾。

TMCP (thermo-mechanical control process) は、制御圧延とその

後の制御冷却によりマイクロ組織を微細化する圧延プロセスで、低い炭素当量でも高強度高靱性を実現できる。本報告では、高強度鋼管の高靱性化のための組織制御のありかたを示すと同時に、TMCP 製素材を用いて製造した X80 級 UOE 鋼管の靱性および溶接性を総合的に評価した。

2 ガスラインパイプ用鋼管の品質設計目標

2.1 不安定延性破壊停止特性

ガスパイプラインでは、ガスの持つ圧縮性と高強度化に伴う使用応力の上昇によって不安定延性破壊が起こりやすい。このため、安全性を確保するうえで脆性破壊の発生抵抗と伝ば停止特性に加え、優れた不安定延性き裂の伝ば停止特性が母材に求められる。杉江ら⁴⁾は実管破壊試験より、不安定延性き裂の伝ば停止には (1) 式

* 平成 4 年 8 月 17 日原稿受付

で計算されるシャルピー衝撃特性が鋼管母材に必要なことを示した。

$$C_v = 2.65 \times 10^{-5} \sigma R + 2.86 \times 10^{-6} R^2 - 9.9 \times 10^{-3} R - 4.42 \times 10^{-3} \sigma + 2.29 \quad (1)$$

ここに、 C_v は単位面積当りの吸収エネルギー (J/mm^2)、 R は鋼管半径 (mm)、そして σ は円周方向応力 (MPa) である。(1) 式による C_v は、鋼管の肉厚に依存せず円周方向応力や鋼管径の増大とともに増大する。すなわち、高強度化により鋼管への要求靱性は厳しくなる。たとえば、規格最低降伏強さの 72% の円周応力が負荷される外径 914 mm の X80 級鋼管を想定すると、母材には $1.5 \text{ J}/\text{mm}^2$ 以上の C_v が必要であり、フルサイズのシャルピー吸収エネルギーに換算すると 120 J 以上となる。

Fig. 1 に種々のミクロ組織における引張強さ (TS) とシャルピー吸収エネルギーの関係を示す。同一 TS で比較すると、ポリゴナルフェライトとベイナイトあるいはポリゴナルフェライトとマルテンサイトの混合組織の場合に比べて、ベイナイト単相組織の方が高い吸収エネルギーを示す。本論文でいうベイナイト組織とは、少量の第 2 相組織を含む準ポリゴナルフェライト⁵⁾とベイニティックフェライトからなる混合組織である。その典型的な組織形態をポリゴナルフェライトとパーライト混合組織と比較して Photo 1 に示す。

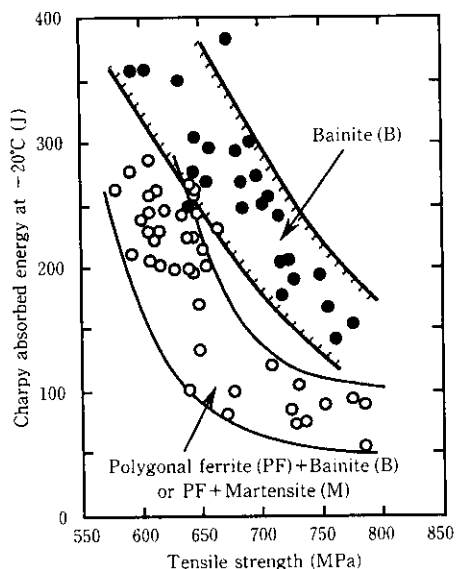


Fig. 1 Effect of microstructure on the balance between strength and toughness of steel

Fig. 2 に示すように、ベイナイトの組織含有率は鋼中の Mn 量を増大することによって高められることが可能である。Mn の増量によると、TS は増大するが、単位面積当りの吸収エネルギー C_v は減少する傾向を示す。しかし、50% 破面遷移温度 (50%FATT) は Mn の増量によって改善されている。これはフェライトマトリックスが細粒化されるためである。Mn 量が 2.0 mass% においても $1.9 \text{ J}/\text{mm}^2$ の高い C_v 値が得られており、2.0% までの Mn 量の増大は実用的に許容されると考えられる。

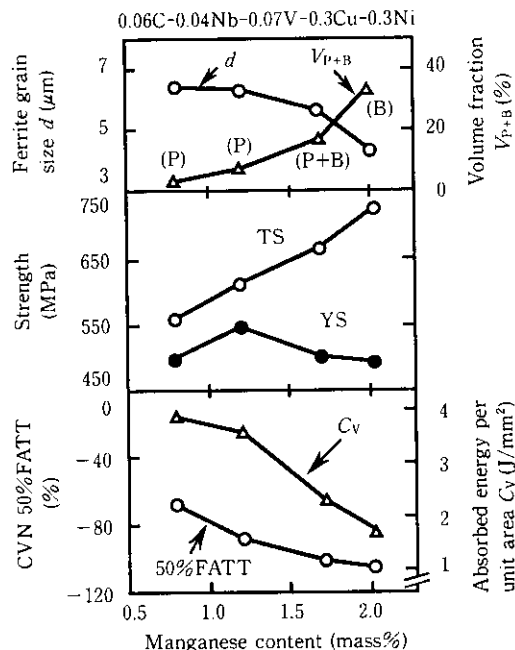
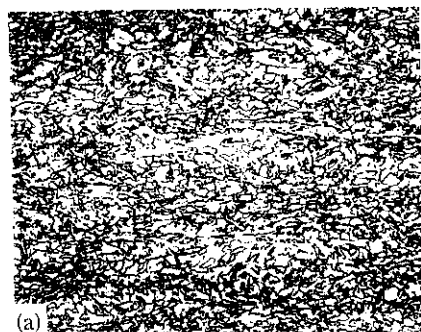


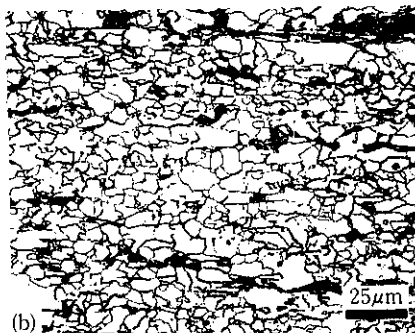
Fig. 2 Effect of manganese content on microstructure and mechanical properties (V_{P+B} : summed volume fraction of pearlite (P) and bainite (B) phases)

2.2 現地溶接性

現地溶接性の評価には拘束割れ試験を用いる。拘束割れ試験では、再現した拘束状態での割れ阻止予熱温度 T_0 を求め鋼材の低温割れ感受性を評価する。一例として、Fig. 3 に斜め Y 型拘束割れ試験方法を示す。HAZ に作用する応力は拘束度按比例して増大し、拘束度は溶接開先形状に強く依存する。造船における実溶接の場合に



Bainite (Mixture of quasi polygonal ferrite and bainitic ferrite)



Polygonal ferrite-pearlite (Mixture of polygonal ferrite and pearlite)

Photo 1 Example of microstructures of bainite and polygonal ferrite-pearlite

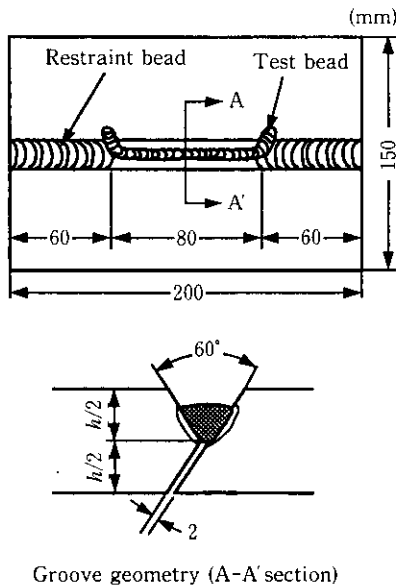


Fig. 3 Brief explanation of the oblique y-groove test and its cross-sectional view

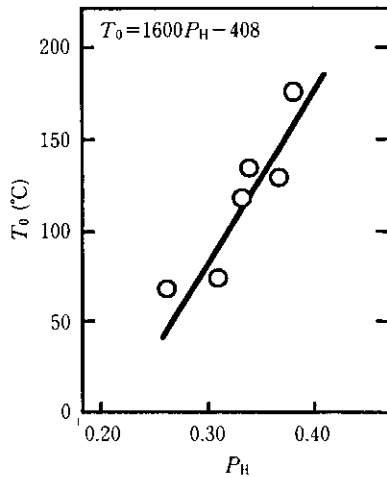


Fig. 4 Estimation of T_0 by the parameter P_H for the oblique y-groove test

は板厚の 40 倍におよぶれているが、斜め y とが示さ型拘束割れ試験では板厚の 70 倍に達する⁶⁾ことが報告されている。

この試験で得られる T_0 値は、(2) 式に示す指標 P_H ⁶⁾ と直線関係をもつことが知られており、鋼材の化学組成と溶接法から T_0 値を推定することが可能である。

$$P_H = P_{cm} + 0.065 \log[H]_D + \frac{70h}{40000} \quad (2)$$

ここに、 $[H]_D$ は溶接金属 100 g 当りの拡散性水素量 (ml/100 g)、 h は試験片の板厚 (mm) で、右辺第 3 項の $70h$ は拘束度を表す。

Fig. 4 は、拡散性水素量 $[H]_D$ が 30 ml/100 g の高セルロース系被覆アーク溶接棒による溶接時の P_H と T_0 の関係を示す。両者の間には良好な直線関係があり、(3) 式で表される。

$$T_0 = 1600P_H - 408 \quad (3)$$

2.3 X80 級鋼管の機械的性質の目標設定

本開発では上述の知見に基づき、鋼管素材の化学組成および機械的性質の目標を Table 1 のように設定した。ここでは、鋼管の外径を 914 mm とし、 -20°C の環境で SMYS の 72% の円周方向応力が発生する条件を想定した。この想定に基づけば、必要とされる母材の単位面積当りの吸収エネルギー C_v は (1) 式から 1.5 J/mm^2 以上となる。また、拡散性水素量 $[H]_D$ が 35 ml/100 g の溶接棒を用いて板厚 10 mm の鋼管を溶接するとき、 75°C 以下の T_0 を確保するためには、 P_{cm} を 0.184% 以下とすべきことが示唆される。鋼材の化学組成設計では 75°C の割れ阻止予熱温度を得る目的に P_{cm} 値を 0.18% とした。

Table 1 Target of mechanical properties of X80 steel

YS (MPa)	TS (MPa)	C_v^* at -25°C (J/mm ²)	DWTT SA** at -20°C (%)	P_{cm} (%)	Preheat temp. ($^\circ\text{C}$)
>560	>620	>1.5	>85	0.18	<75 $^\circ\text{C}$

* Absorbed energy per unit area

** Drop weight test shear area

3 X80 級鋼管素材の製造

3.1 化学組成

開発鋼の化学組成を Table 2 に示す。 P_{cm} 値は 0.175% で、微量合金元素として Nb, V, Cu および Ni を含有する。マイクロ組織をベイナイト主体に制御するため、Mn 量を 1.8% とした。この量の Mn 添加によっても 0.18% 以下の低 P_{cm} 値を維持するために、C を 0.06% まで低減した。この P_{cm} 値は TMCP によらない従来の制御圧延法による X70 級のそれにはほぼ等しい。

3.2 圧延プロセス

250 t 転炉により溶製した 310 mm 厚連続铸造スラブを 10, 20 および 29 mm の板厚に制御圧延した後、MACS (Multi-purpose Accelerated Cooling System) により制御冷却した。MACS によれば、29 mm の板厚においても 800°C から 500°C までの平均冷却速度として 20°C/s 以上が得られる。Fig. 5 に鋼板の引張特性に及ぼす平均冷却速度の影響を示すが、 20°C/s 以上であれば設定した目標強度が十分得られる。Photo 2 に板厚 20 mm の鋼板で観察された光学顕微鏡マイクロ組織を示す。走査型電子顕微鏡による組織観察結果も総合すると、少量のマルテンサイト相が第 2 相として存在するベイナイト組織に制御されている。

Table 2 Chemical composition of X80 steel produced

(mass %)

C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	Others	P_{cm}
0.06	0.3	1.8	0.004	0.001	0.034	0.007	0.0024	Cu, Ni, Nb, V	0.175

$$P_{cm} = C + \frac{\text{Si}}{30} + \frac{\text{Mn} + \text{Cu} + \text{Cr}}{20} + \frac{\text{Mo}}{15} + \frac{\text{V}}{10} + \frac{\text{Ni}}{60} + 5B$$

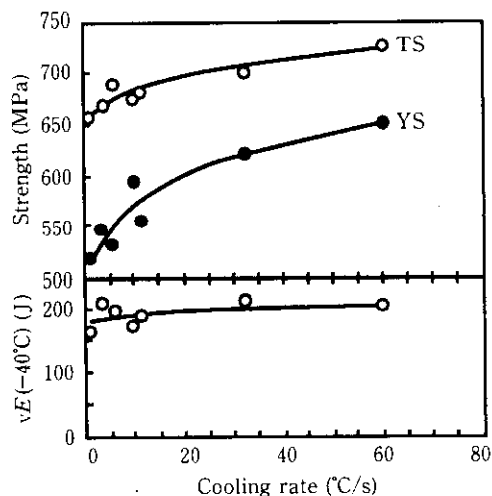


Fig. 5 Effect of cooling rate on mechanical properties of steel plates



Photo 2 Example of microstructure of the X80 steel plate produced

3.3 鋼板の機械的特性

Table 3 に板厚が異なる 3 種の鋼管素材において得られた機械的性質をまとめて示す。いずれの鋼管素材においても、 -45°C において 1.5 J/mm^2 を超える C_v 値が得られており、50%FATT も -100°C 以下であった。すなわち 3 種の鋼管素材はいずれもその脆性破壊発生抵抗ならびに不安定延性破壊停止特性が良好である。また、バッテル型落重試験 (DWTT) で得られた -20°C における延性破面率 (SA) は、いずれの鋼板においても 85% 以上であり低温における優れた脆性破壊伝ば停止特性を示している。

Table 3 Summary of mechanical properties of X80 steel plates produced

Thick. (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	YR (%)	C_v at -45°C (J/mm ²)	CVN 50% FATT ($^{\circ}\text{C}$)	DWTT- SA -20°C (%)
10	636	704	36	90	3.5(211J*)	-120	100
20	591	721	45	82	5.5(422J)	-125	90
29	572	710	46	81	5.1(407J)	-123	87**

* Absorbed energy of 7.5 mm $\times$ 10 mm size specimen

** 19 mm-thick coupon

4 拘束割れ試験による現地溶接性の評価

4.1 試験方法

X80 級鋼板の割れ阻止予熱温度 T_0 の評価のため、前述の斜め y 型拘束割れ試験および WIC 試験⁷⁾ の 2 種の拘束割れ試験を実施した。WIC 試験はカナダ溶接協会が提唱するもので、同国においてラインパイプの現地溶接性を評価する目的で用いられている。Fig. 6 に、用いる試験片の形状と試験ビードの例を模式的に示す。試験溶接部は、実際に円周溶接で採用される V 型開先が用いられる。この試験では、被試験鋼板をスティフナをもつ拘束板の上に拘束ビードによって固定した後、割れ試験溶接を開先のルート部に溶着する。開先形状に起因する拘束は斜め y 型拘束割れ試験に比して小さい。しかし、試験ビード周りの回転変形による拘束応力の緩和がスティフナにより強く制限される。鈴木ら⁹⁾によれば、WIC 試験における拘束度は 148 h で斜め y 型拘束割れ試験のほぼ 2 倍と見積もられている。

試験片は、斜め y 型拘束割れ試験の場合は 48 h 放置した後 5 断面を、WIC 試験の場合は 24 h 放置した後 4 断面をそれぞれ採取し、割れ長さ率を測定した。予熱温度ごとの繰返し数は両試験とも 3 回とした。割れの観察は 100 倍の光学顕微鏡によって行った。低温割れ感受性の指標として用いる割れ長さ率は、余盛を含まない溶接金属高さ (のど厚) に対する発生した割れ長さの平均値の比率で定義した。

試験溶接には、高セルロース系の溶接棒を使用した。高セルロース系の溶接棒は、立向下進溶接で優れた溶接作業性を発揮するために、現地円周溶接で広く用いられている。しかし、被覆剤中のセルロースの分解によって多量の拡散性水素を発生するため低温割れが発生しやすい。試験に用いた溶接棒は世界的に広く用いられている Thyssen 社製 Cel-80 (AWS 規格 E8010G 相当) で、その測定拡散性水素量は 35 ml/100 g であった。

試験溶接の条件を Table 4 に示す。両試験法ともに 4 mm 径の溶接棒を用い、斜め y 型拘束割れ試験では水平下向き溶接を、WIC 試験では立向下進溶接を行った。

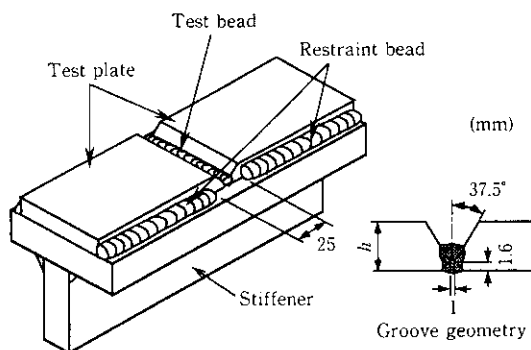


Fig. 6 Brief schematic explanation for the WIC test procedure

Table 4 Welding conditions for restraint cracking tests

Test method	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/s)	Heat input (kJ/mm)	Position
y-groove	140	24	4.0	0.84	Flat
WIC	140	24	4.7	0.72	Vertical down

4.2 試験結果

斜め Y 型拘束割れ試験の結果を Fig. 7 に示す。板厚 10 mm の場合、予熱温度が 75°C 以上では割れは検出されず、したがって T_0 は 75°C 以下であった。板厚 20 mm の場合には、75°C 予熱において微小な割れが検出されたが 100°C では皆無となったことから、 T_0 は 75°C から 100°C の間であると判定された。

WIC 試験の結果を Fig. 8 に示す。WIC 試験においても板厚 10 mm の場合は、斜め Y 型拘束割れ試験と同様に 75°C の T_0 値が得られた。しかし板厚 20 mm の場合、 T_0 は斜め Y 型拘束割れ試験の場合よりもわずかに高く、100°C であった。

得られた T_0 には、試験法による相違が見られなかったが、割れの発生場所に大きな相違が見られた。Fig. 9 は板厚 10 mm の場合の割れ発生位置を集計して、斜め Y 型拘束割れ試験と WIC 試験で比較したものである。斜め Y 型拘束割れ試験ではほとんどの割れが HAZ で優先的に発生しているのに対して、WIC 試験における割れはすべて溶接金属を起点に発生していた。この事実から、母材の低温割れ感受性を評価する目的には斜め Y 型拘束割れ試験の方が適していると考えられる。板厚 20 mm の場合は、WIC 試験での割れはすべて溶接金属で発生し、斜め Y 型拘束割れ試験では溶接金属で割れる頻度が割れ発生断面の 70% にまで上昇した。この結果は、本開発鋼が現在広く用いられている円周溶接材料に比べ、優れた耐低温割れ性を有することを示している。

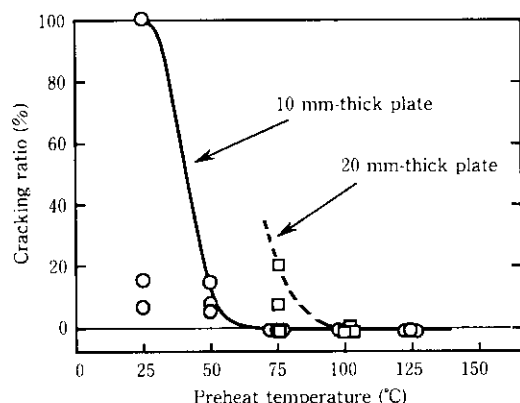


Fig. 7 Results of the oblique y-groove test for the 10 mm-thick and the 20 mm-thick plates

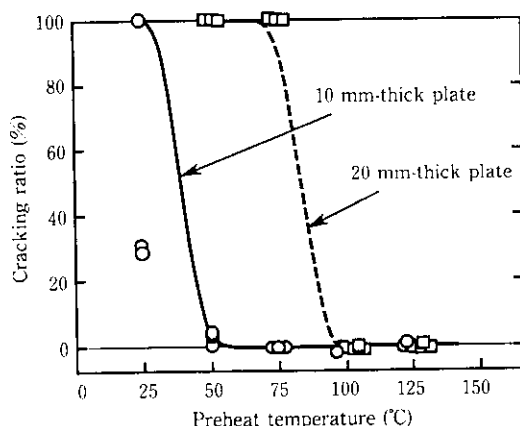


Fig. 8 Results of the WIC test for the 10 mm-thick and the 20 mm-thick plates

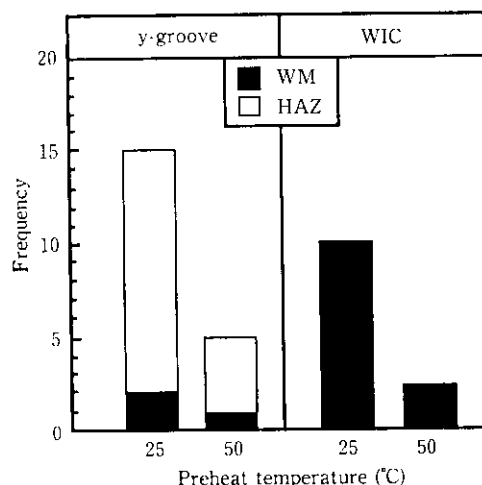


Fig. 9 Comparison between the y-groove and the WIC tests in the crack locations

5 X80 級鋼管の製造

5.1 製造方法

板厚 10, 20 および 29 mm の素材を用いて外径 914 mm の鋼管を造管した。長手シーム溶接は両側各一層の 4 電極サブマージアーク溶接で行った。溶接入熱は、内外面溶接ともにほぼ同一とし、10, 20 および 29 mm の板厚に対してそれぞれ 2.8, 4.7 および 8.2 kJ/mm とした。

5.2 鋼管の機械的性質

鋼管の機械的性質を Table 5 にまとめ示す。YS および TS ともに十分に X80 級を満足する値が得られている。降伏比 (YS=YS/TS) は 82~85% で、2 相域圧延を厳しくして強度を高める従来の制御圧延素材による鋼管の YS に比べて低い。TMCP の適用とベイナイト主体の組織制御を施した素材を用いることによってこれまでの高強度鋼管よりも YR を低くすることが可能である。得られた C_v 値も板厚 10, 20 および 29 mm でそれぞれ 2.8, 5.1 および 4.8 J/mm² と設定目標を十分に満足している。また、シャルピー衝撃試験における 50%FATT および -20°C における DWTT の SA 値も極めて良好であり、製造した X80 級鋼管は優れた脆性破壊発生に対する抵抗性を有しかつ脆性破壊の伝ば停止特性にも優れている。

Table 5 Mechanical properties of base metals for X80 pipes

Thick. (mm)	YS* (MPa)	TS* (MPa)	El* (%)	YR** (%)	C_v at -45°C (J/mm ²)	CVN 50% FATT (°C)	DWTT- SA -20°C (%)
10	609	718	30	85	2.8 (168J***)	< -80	100
20	603	738	40	82	5.1 (405J)	< -100	90
29	625	745	47	84	4.8 (380J)	< -100	86

* Tensile properties were obtained by flattened rectangular specimen in the transverse direction according to API 5L (39th edition), 1991.

** Yield to tensile ratio

*** Gross energy of 7.5 mm × 10 mm size specimen

Table 6 Absorbed energy at positions of seam weld of X80 pipes

Wall thick. (mm)	C _v for notch positions in weld at -20°C (J)	
	Weld metal	Fusion line**
10	100*	200*
20	172	135
29	185	100

* Gross energy of 7.5 mm×10 mm size specimens

** Weld metal occupied 50% of a notch front

Table 7 Tensile strength and CTOD values for seam weld of X80 pipe

Wall thick. (mm)	TS of weld joint (MPa)	CTOD values at -20°C (mm)	
		Base metal	Fusion line*
20	740	0.66	0.64
		0.65	0.53
		0.54	

* Weld metal occupied 50% of a notch front

5.3 シーム溶接部の靱性

鋼管シーム溶接部のシャルピー衝撃試験結果を Table 6 に示す。溶接金属あるいは HAZ を問わず、すべての鋼管のシーム溶接部において -20°C で 100 J 以上の吸収エネルギーが得られた。

Table 7 に板厚 20 mm の鋼管溶接部で実施した CTOD 試験⁷⁾ 結果を示す。ノッチ位置は母材、溶接金属および HAZ とし、HAZ では溶接金属をノッチ線上で 50% 含む位置とした。試験温度は -20°C である。すべての位置において 0.25 mm 以上の CTOD 値が得られた。なお、荷重-歪曲線では母材と HAZ とともに最大荷重を示した。

5.4 円周溶接部の機械的性質

Table 8 に、板厚 20 mm の場合において実験的に模擬した円周溶接部の機械的性質を示す。模擬溶接では Cel-80 を溶接棒として用い、溶接条件は溶接姿勢を 70°C の下進とした以外は、Table 4 と Fig. 6 に示した WIC 試験での開先形状および溶接条件と同一とした。

Table 8 Mechanical properties of simulated girth weld of X80 pipe and CTOD values

Wall thick. (mm)	Tensile properties (MPa)			CTOD values of weld joint at -5°C (mm)	
	Weld deposit*		Weld joint		
	YS	TS	TS	Base metal	Fusion line**
20	607	702	707	0.36	0.58

* Cel-80

** Weld metal occupied 50% of a notch front

模擬した円周溶接金属の降伏強さは X80 級の要求レベルを十分に満足している。

-5°C で鋼管長手溶接部の場合と同様の方法で実施した CTOD 試験では、模擬円周溶接部の HAZ においても 0.25 mm 以上の値が得られた。

6 結 言

高強度でかつ高靱性を実現するための組織制御のあり方を明確にし、それに基づき開発した鋼管素材を用いた X80 級鋼管の特性を評価した結果、以下の結論が得られた。

- (1) 板厚 10, 20 および 29 mm のガス輸送用 X80 級鋼管素材を TMCP により製造した。ミクロ組織をベイナイト主体に制御することにより、脆性破壊抵抗性のみならず優れた不安定延性破壊抵抗性が得られた。
- (2) TMCP により、 P_{cm} 値を従来の X70 級に維持したまま強度を X80 級まで高めることが可能となった。
- (3) 低温割れ感受性を斜め Y 型拘束割れ試験と WIC 試験の 2 種の拘束割れ試験で評価した結果、板厚 10 mm においては 75°C、板厚 20 mm においては 75°C 以上 100°C 以下の割れ阻止予熱温度が得られ、良好な現地溶接性が示された。
- (4) WIC 試験では溶接金属が優先的に割れる傾向を示すことから、母材 HAZ の割れ感受性の評価には斜め Y 型拘束割れ試験の方が適切である。
- (5) 鋼管の機械的性質と溶接性の評価によって、TMCP 製鋼管素材により製造した X80 級鋼管が、不安定延性破壊の停止特性を含めた優れた靱性とともに良好な現地溶接性を具備することが確かめられた。

参 考 文 献

- 1) Y. Ito and K. Bessyo: Document of 1968 IIW Annual Assembly, IIW, Warsaw (Poland), (1968), Doc. IX-576-68
- 2) Y. Ito, M. Nakanishi, and Y. Komizo: "Carbon Equivalent and Hardness for Cracking Tendency of C-Mn Microalloyed Structural Steel", Document of 1985 IIW Annual Assembly, IIW, Strasbourg (France), (1985), Doc. IX-1349-85
- 3) P. H. M. Hart and P. L. Harrison: "Compositional Parameters for HAZ Cracking and Hardening in C-Mn Steels", *Welding Research Supplement*, Oct. (1987), 310s-322s
- 4) E. Sugie, C. Shiga, Y. Nakano, K. Amano, S. Yoshimura, T. Uegaki, and M. Kitagawa: "Study on Fracture Characteristics of High Grade Line Pipe Manufactured by TMCP", Reprint of 3rd Int. Conf. on Steel Rolling, ISIJ, Tokyo (Japan), (1985)
- 5) T. Araki and M. Enomoto: "Physico-Metallurgical Consideration on the Bainitic Microstructures of Thermo-Mechanical Control Processed Low Carbon HSLA Steels", Proc. MatTech-90 Int. Symp. (vol. 2), Helsinki (Finland), (1990), 1284-1291
- 6) H. Suzuki, N. Yurioka, and M. Okumura: "A New Cracking Parameter for Welded Steels Considering Local Accumulation of Hydrogen", Document of 1981 IIW Annual Assembly, IIW, Oporto (Portugal), (1981), Doc. IX-1195-81
- 7) T. H. North, A. B. Rothwell, A. G. Glover, and R. J. Pick: "Weldability of High Strength Line Pipe Steels", *Welding Research Supplement*, Aug. (1982), 243s-257s
- 8) BS5762: "Methods for crack opening displacement (COD) testing", (1979)
- 9) H. Suzuki and N. Yurioka: "Weldability of Line-pipe Steels and Prevention of Cracking in Field Welding", Document of 1987 IIW Annual Assembly, IIW, Sofia (Bulgaria), (1987), Doc. IX-1458-81