

X100ラインパイプの開発

Development of API X100 UOE Line Pipe

寺 田 好 男⁽¹⁾ 為 広 博⁽²⁾ 山 下 貢⁽³⁾ 鮎 川 直 史⁽⁴⁾
 Yoshio TERADA Hiroshi TAMEHIRO Mitsugu YAMASHITA Naoshi AYUKAWA
 原 卓 也⁽⁵⁾
 Takuya HARA

抄 録

母材、HAZの低温靱性及び現地溶接性に優れたX100ラインパイプを開発するためにNb-Mo系、Nb-B系の二つの基本成分系において、母材の化学成分及びTMCP条件について検討した。化学成分及びTMCP条件の適正化により、現地溶接性を損なうことなくX100としての十分な強度・低温靱性を確保できることが明らかになった。実験室検討結果に基づいて工場試作したX100UOE鋼管は良好な強度・低温靱性とともにより優れた現地溶接性を有することがわかった。

Abstract

With the aim of developing API grade X100 line pipe with excellent low-temperature toughness of both base material and heat-affected zone (HAZ) and also excellent field weldability, chemical compositions of base material and thermomechanical control process (TMCP) conditions were studied on two basic chemical systems, that is, a Nb-Mo system and a Nb-B system. Based on the experimental results, X100 line pipe was manufactured on a large scale and its properties were examined. This trial pipe exhibited excellent field weldability as well as sufficient strength and good low-temperature toughness.

1. 緒 言

パイプラインの操業圧力の増加による輸送効率の向上や肉厚の減少による現地溶接の施工能率の向上を目的として、高強度ラインパイプが要求されつつある。すでにAPI規格X80までの高強度ラインパイプが実用化されており、その要求はX100にまで及んでいる。一般に強度の上昇に伴い、パイプラインの安全性の観点から必要とされる低温靱性値は高くなる¹⁾が、良好な低温靱性を得ることは困難となる。また鋼の強度を上昇させるために合金元素を添加した場合、現地溶接施工時に予熱や後熱処理の適用が避けられず、現地溶接性が劣化する。すなわちX100級の超高強度と優れた低温靱性及び現地溶接性を有するラインパイプを開発するためには、克服すべき多くの冶金学的課題がある。

本論文では、まず優れた低温靱性と現地溶接性を有するAPI規格X100ラインパイプの冶金学的思想について述べる。ついでX100ラインパイプ用鋼の機械的性質に及ぼす化学成分及びプロセス条件の影響について述べる。最後に工場で試作したUOEラインパイプの特性について紹介する。

2. X100ラインパイプの冶金学的思想

2.1 780N/mm²級高張力鋼の特徴

図1に連続冷却された鋼の変態温度と引張強さの関係²⁾を示す。

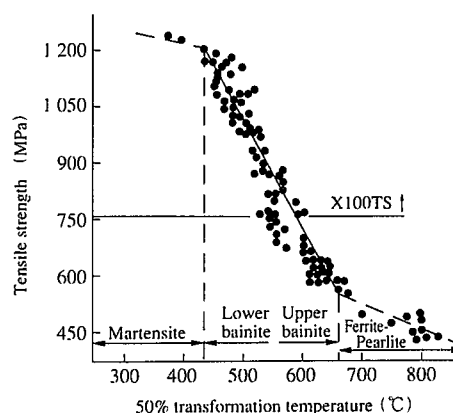


図1 連続冷却された鋼の変態温度と引張強さの関係²⁾

⁽¹⁾ 技術開発本部 君津技術研究部 主任研究員

⁽²⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 鋼材第二研究部

主幹研究員 工博

⁽³⁾ 君津製鉄所 鋼管部 掛長

⁽⁴⁾ 鋼管営業部 部長代理

⁽⁵⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 鋼材第二研究部 主任研究員

100ラインパイプ用鋼のマイクロ組織は主として上部ベイナイトの領域に区分される。一般的に上部ベイナイト組織では脆性破壊の破面単位(有効結晶粒径)が大きく、また高炭素島状マルテンサイト(M*)が生成するため、低温靱性は劣る。上部ベイナイト組織の低温靱性を改善するためには旧オーステナイト(γ)粒をできるだけ小さくする必要がある。合金元素の添加によりマイクロ組織が上部ベイナイトから下部ベイナイトやマルテンサイトへ変化すると低温靱性は改善されるが、合金元素の多量添加は現地溶接性を大きく劣化させる。現地溶接性を改善するためにはC量と炭素当量を低減することが不可欠となる。すなわちX100ラインパイプの開発のポイントは現地溶接性を損なうことなく上部ベイナイト組織の低温靱性を改善することにある。

2.2 X100ラインパイプの強化機構と低温靱性改善の考え方

鋼の基本的な強化機構として、(1)析出強化、(2)固溶強化、(3)変態強化がある。X100ラインパイプのような超高強度鋼はこれらの強化機構を組み合わせることにより達成される。なかでも変態強化が最も重要であり、マイクロアロイングや制御圧延・加速冷却プロセス(Thermomechanical Control Process: TMCP)技術の適用により高強度化が達成される。

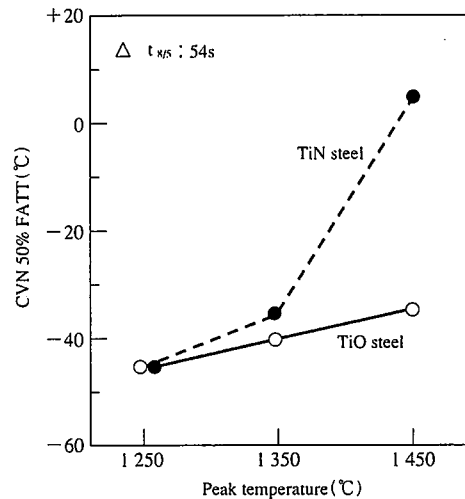
またX100ラインパイプの開発においては、母材及び溶接熱影響部(Heat-Affected Zone: HAZ)靱性の改善が重要な課題である。母材の低温靱性を改善するためには、TiN粒子を利用してスラブ再加熱時の γ 粒の粗大化を抑制するとともに、制御圧延により旧 γ 粒径を小さくすることが必要である。また鋼の清浄度を高くするとともに連铸鍛造における中心偏析を極力低減することも重要である。

一方、HAZにおける組織の微細化はHAZ靱性の改善に有効である。これは靱性に有害なM*の生成が抑制されるためである。鋼中に微細分散したTiN粒子はHAZにおける γ 粒の粗大化を抑制するが、1400℃以上に再加熱された領域ではTiN粒子が粗大化もしくは溶解するため γ 粒の粗大化抑制効果は期待できない。そこで、鋼中に微細なTi酸化物を分散させてHAZ靱性を改善する技術が開発された^{3,4)}。Ti酸化物を微細に分散させた鋼(TiO鋼)ではHAZにおいて γ から α に変態するとき、 γ 粒内に存在するTi酸化物を核として粒内変態フェライト(Intragranular Ferrite: IGF)が放射状に生成して粗大な γ 粒は著しく微細化される。

図2は再現HAZ靱性(シャルピー遷移温度)のピーク温度による変化を示す。従来のTiN鋼ではピーク温度が1400℃以上になるとTiN粒子が粗大化あるいは溶解するためにシャルピー遷移温度は著しく劣化する。これに対してTiO鋼では、Ti酸化物が1400℃以上の高温においても化学的に安定であるためにHAZ全域で組織が微細化され、良好な低温靱性が得られる。TiO鋼においてはTi酸化物として固定されるTi量よりも過剰にTiを添加しているために微細なTiN粒子が生成し、これはTiN鋼と同様に1350℃以下に加熱されるHAZ組織の微細化に寄与している。

2.3 TMCP技術

TMCPの適用により強度・低温靱性バランスの優れた鋼板の製造が可能となった。TMCPは図3に示すように大きく二つのプロセスに分けられる。Type Iはいわゆる直接焼入れ焼戻しプロセスと呼ばれ、比較的速い冷却速度で室温近くまで冷却された後、適正な延靱性を得るために焼戻し処理が行われる。Type IIは途中水冷停止型と呼ばれ、変態温度域のみを適正な冷却速度で冷却した後、空冷するプロセスである。このプロセスではself-tempering効果により焼戻し



Steel	Chemical composition								(mass %)	
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Al	N	
TiO	0.07	0.25	1.81	0.008	0.001	0.039	0.017	0.003	0.002	
TiN	0.07	0.25	1.81	0.008	0.001	0.039	0.017	0.019	0.003	

図2 再現HAZ靱性に及ぼすピーク温度の影響

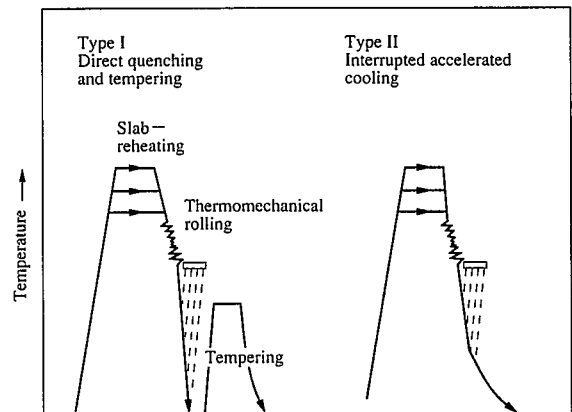


図3 制御圧延・加速冷却プロセス(TMCP)の模式図

処理なしで優れた延靱性が確保できる。TMCPにおいて、鋼板の強度及び低温靱性はスラブ再加熱から制御圧延、そして冷却までの種々の条件に依存するためこれらの最適化が必要である。

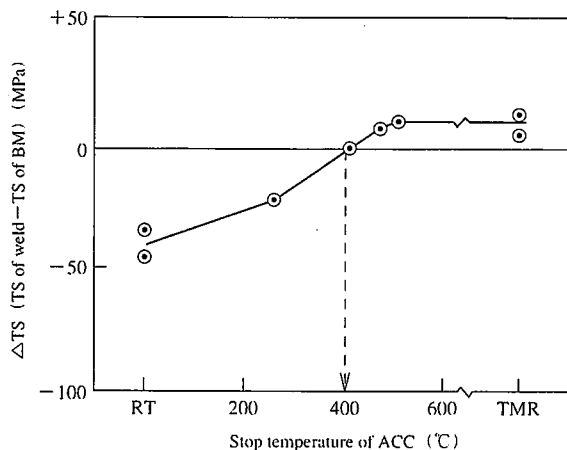
組織微細化の観点からはスラブ再加熱温度と γ 未再結晶域での圧延が最も重要である。スラブ再加熱温度の低下は再加熱中の γ 粒を小さくし、変態後の最終組織の微細化に大きく寄与する。

ベイナイト組織の低温靱性は変形帯やフェライト粒界を含む見かけの延伸化した旧 γ 粒の間隔と良い相関関係があり、この間隔を小さくすることにより低温靱性は改善される。 γ 未再結晶域での累積圧下量の増加及び圧延温度域の低下により見かけの延伸化した旧 γ 粒の間隔を小さくすることができる。

強度は加速冷却時の水冷開始温度と水冷停止温度に強く依存する。途中水冷停止型では低温靱性とHAZ軟化は水冷停止温度に影響される。水冷停止温度の低下に伴い強度は上昇するが、水冷停止温度の極度な低下は多量のM*を生成させて低温靱性を劣化させるとともに、HAZ軟化が大きくなり継手の引張強度を低下させる。

図4に母材と溶接部の引張強さ(TS)の差に及ぼす水冷停止温度の

影響を示す。水冷停止温度が400℃のとき母材のTSと溶接部のTSが等しくなるが、400℃以下になると溶接部引張試験においてHAZ軟化部で破断して、溶接部の強度は母材の強度よりも低くなる。すなわち溶接部の強度を母材の強度よりも大きくする場合、水冷停止温度は400℃以上とすることが望ましい。但し、丸棒の引張試験片は全厚の引張試験片に比較して厳しい評価となるので、実際には400℃よりもやや低い温度まで許容できる。過度のHAZ軟化を防止するための水冷停止の下限は鋼の化学成分、板厚及び冷却速度などに依存する。



Note)

1. Nb-V steel (Plate thickness 22mm)

2. Tensile test specimen: 10mm ϕ round bar specimen (Gage length 50mm)

図4 母材と溶接部の引張強さの差に及ぼす水冷停止温度の影響

2.4 X100ラインパイプの合金設計

X100ラインパイプの基本成分系であるNb-Mo系、Nb-B系の実験室検討結果について述べる。表1に鋼板の化学成分を示す。表2に鋼板の製造プロセス条件を示す。真空溶解鋼及び現場溶解鋼を供試鋼として用いた。図5にNb-Mo系TMCP鋼板(Steel A1~A4)の機械的性質に及ぼすMo量の影響を示す。水冷停止温度は450℃の一定とした。Mo量の増加に伴いTSは上昇し、0.2%以上のMo添加でX100としての強度を満足できる。低温靱性はMo量の増加に伴い劣化する傾向にあるが、0.3%のMo添加でも良好な値を示している。ミク

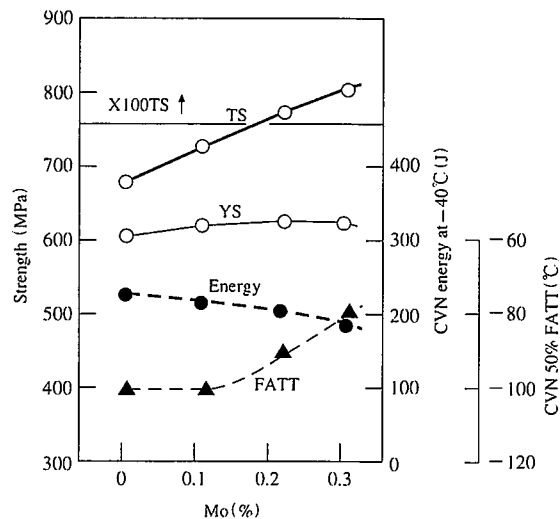


図5 Nb-Mo系TMCP鋼板の機械的性質に及ぼすMo量の影響 (Steel A1~A4)

表1 鋼板の化学成分 (mass%, *ppm)

Steel	C	Si	Mn	P*	S*	Mo	Nb	Ti	B*	Others	$C_{eq}^{1)}$	$P_{CM}^{2)}$
A1	0.056	0.27	1.95	60	30	—	0.044	0.012	—	Ni, Cu	0.42	0.18
A2	〃	〃	〃	〃	〃	0.11	〃	〃	—	〃	0.44	0.19
A3	〃	〃	〃	〃	〃	0.22	〃	〃	—	〃	0.47	0.20
A4	〃	〃	〃	〃	〃	0.31	〃	〃	—	〃	0.48	0.20
B	0.061	0.29	1.92	80	30	0.10	0.042	0.015	—	〃	0.42	0.18
C1	0.067	0.26	2.00	40	10	0.10	0.036	0.019	—	〃	0.43	0.18
C2	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	16	〃	0.43	0.19
D	0.043	0.26	1.98	130	39	0.11	0.038	0.019	11	〃	0.40	0.16
E1	0.060	0.24	1.60	40	8	0.20	0.045	0.012	7	〃	0.41	0.19
E2	〃	〃	〃	〃	〃	0.29	〃	〃	9	〃	0.43	0.19
E3	〃	〃	〃	〃	〃	0.38	〃	〃	8	〃	0.45	0.20
E4	0.060	0.06	1.90	50	7	0.20	0.032	0.017	7	〃	0.47	0.20
E5	〃	〃	〃	〃	〃	0.29	〃	〃	6	〃	0.49	0.21
E6	〃	〃	〃	〃	〃	0.39	〃	〃	7	〃	0.50	0.21

$^{1)} C_{eq} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$

$^{2)} P_{CM} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$

表2 TMCP条件

	Steel A	Steel B	Steel C	Steel D	Steel E
1. Slab-reheating temperature (°C)	1 150	1 150	1 150	950 - 1 250	1 150
2. Cumulative reduction below 930°C (%)	75	75	75	75	63
3. Finish rolling temperature (°C)	740	740	730	720	880
4. Cooling rate of ACC (°C/s)	20	20	25	20	25
5. Stop temperature of ACC (°C)	450	RT - 440	410	450	RT
6. Tempering condition	—	—	—	—	550°C × 20min
7. Plate thickness (mm)	20	20	18	20	18

ロ組織はMo量の増加に伴いフェライト、ベイナイトの混合組織からベイニティックフェライトと微細に分散したM*から構成されるベイナイト組織へと変化する。ベイナイト組織の降伏強度(YS)は引張試験時の応力-ひずみ曲線において降伏現象が消失するので相対的に低いが、UOE造管後にYSは上昇すると考えられる。

図6にNb-Mo系TMCP鋼板(Steel B)の機械的性質に及ぼす水冷停止温度の影響⁵⁾を示す。TSは停止温度の低下に伴い単調に増加するが、YS及び低温靱性の挙動はミクロ組織や応力-ひずみ曲線の変化に伴って複雑に変化する。低温靱性は停止温度400℃付近で最大となるが、停止温度によらず良好な値を示している。停止温度が300℃以下の場合、X100としての強度を満足できる。しかしながら停止

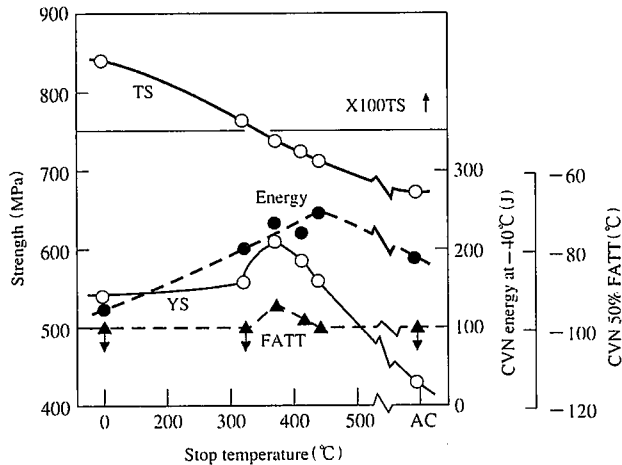


図6 Nb-Mo系鋼板の機械的性質に及ぼす水冷停止温度の影響⁵⁾ (Steel B)

表3 Nb-B系鋼板の機械的性質

Steel	Process	Tensile properties			CVN impact properties	
		YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	Energy at -40°C (J)	50% FATT (°C)
C1	TMR ¹⁾	437	619	47	247	-110
	ACC ²⁾	550	670	44	368	-110
C2	TMR	537	746	36	249	-100
	ACC	633	805	34	254	-100

¹⁾ TMR: Thermomechanical rolling

²⁾ ACC: Accelerated cooling after rolling

温度の低下は大入熱でシーム溶接をする際に大きなHAZ軟化を引き起こすので注意が必要となる。

Nb-B系TMCP鋼の強靱化はNbとBの複合添加により達成される。Bは焼入れ時に硬化性を高める元素として知られているが、TMCPにおいてBの効果を発揮させるためにはC量の低減とTMCP条件の適正化が不可欠である。表3にB無添加鋼とB添加鋼の機械的性質を示す。加速冷却の適用によりB添加鋼のTSは100MPa以上増加することがわかる。一方、B添加鋼の低温靱性の劣化は小さく、良好なレベルにある。

図7にNb-B系TMCP鋼板の機械的性質に及ぼすスラブ再加熱温度の影響を示す。スラブ再加熱温度が低下するとTSは低下するが、BDWTT特性は大きく改善される。スラブ再加熱温度が1150℃であればX100としての良好な強度と低温靱性が得られる。なお、スラブ再加熱温度の低下による強度の低下は再加熱中に固溶するNb量の低

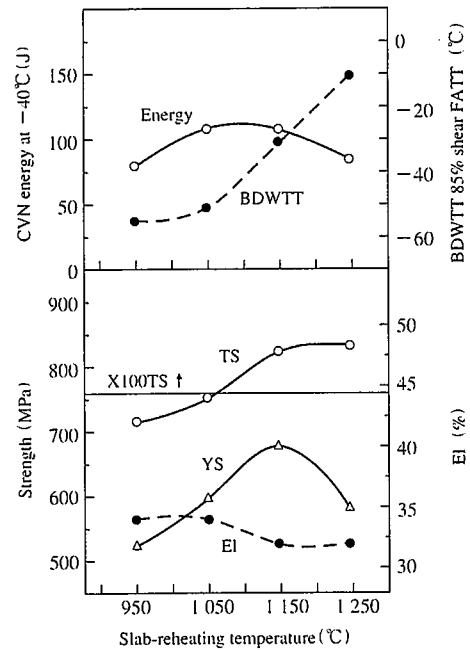


図7 Nb-B系鋼板の機械的性質に及ぼすスラブ再加熱温度の影響 (Steel D)

減に、また低温靱性の改善は加熱γ粒の粗大化抑制に基づく組織の微細化にそれぞれ起因すると考えられる。Nb-B鋼は比較的少ない合金元素量で高い強度を得ることができるので、X100ラインパイプの場合でも現地溶接の際、予熱なしで溶接できる可能性があると考えられる。

図8にNb-B系鋼の再現HAZ靱性及びM*生成量に及ぼすSi及びMo量の影響を示す。Si量が多い場合、Mo量の増加に伴い再現HAZ靱性は向上する。これはMo量の増加に伴いHAZ組織が上部ベイナイトから下部ベイナイトへ変化するためと考えられる。一方、Si量が少ない場合、Mo量によらず良好なHAZ靱性が得られる。特にMo量が0.2~0.3%のときの改善効果が大い。これはSi量の低減によって上部ベ

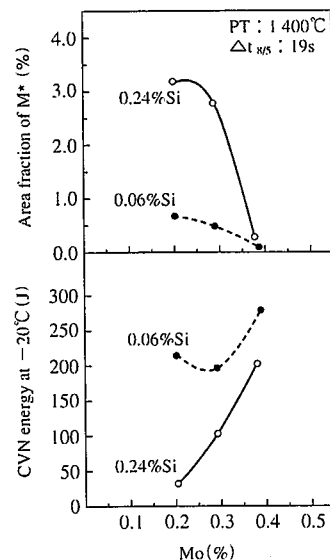


図8 再現HAZ靱性及びM*生成量に及ぼすSi、Mo量の影響 (Steel E1~E6)

ナイト中のM*の生成量が低下するためと考えられる。HAZ靱性改善の観点からSi量はできるだけ少ない方が望ましい。

図9に母材の P_{CM} 値と鉄研(TEKKEN)試験における低温割れを防止するための必要予熱温度(計算値⁶⁾)の関係を示す。高セルロース系の溶接棒を前提として計算した。 P_{CM} 値の低いNb-B系鋼は必要予熱温度が40℃以下であり、実際の現地溶接では予熱なしでの施工も可能と考えられる。Nb-Mo系鋼においても必要予熱温度は100℃以下である。

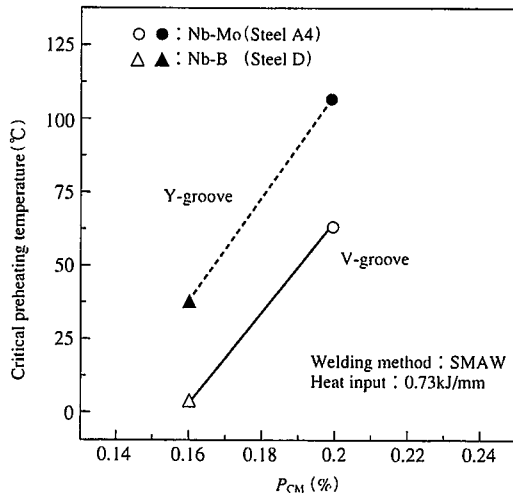


図9 母材の P_{CM} 値とTEKKEN試験における必要予熱温度(計算値⁶⁾)の関係

この場合、図5の結果から母材強度を確保するためにMo添加量を0.2%程度とする必要がある。母材の低温靱性もほぼ良好な値を示しているが、水冷停止温度を上昇させることにより低温靱性の更なる向上が期待できる。

図10に低水素系溶接棒を使用した場合のTEKKEN試験結果を示す。開先形状はY型と現地溶接のルートパスを想定したV型を用いた。Ceq, P_{CM} 値を低く抑えているために25℃の予熱で割れは観察されなかった。

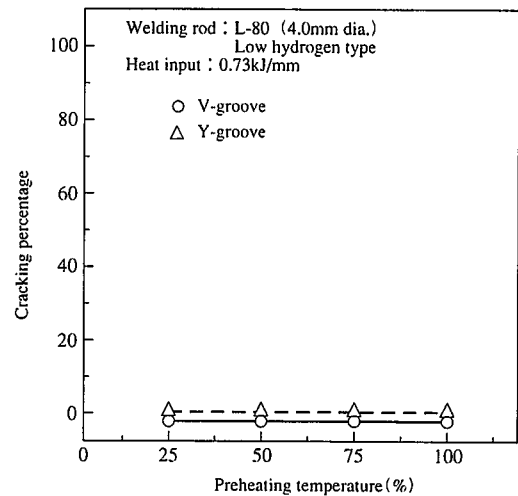


図10 TEKKEN試験結果

3. X100UOEラインパイプの特性

X100UOEラインパイプの試作結果について述べる。表4に試作鋼の化学成分を示す。現地溶接性の観点からCeq: 0.45%, P_{CM} : 0.19%にそれぞれ設定した。溶銑予備処理工程で脱P, Sを行った後、精錬工程で高純化のためにRH脱ガス処理を実施した。連続製造したスラブを再加熱後、制御圧延・加速冷却して圧延した鋼板を用いてUOEプロセスによって鋼管を製造した。

表5にUOE鋼管のサイズと母材及びシーム溶接部の機械的性質を示す。強度は母材及びシーム溶接部においてAPI規格X100を満足している。ただし溶接部の強度は水冷停止温度を300℃以下としたため、母材強度よりも低く、破断位置もHAZであった。HAZ軟化を防止するためには、水冷停止温度の上昇が必要であると考えられる。

表4 試作鋼の化学成分 (mass%, *ppm)

C	Si	Mn	P*	S*	Ni	Cu	Mo	Nb	Ti	Ceq	P_{CM}
0.060	0.22	1.96	60	26	0.39	0.17	0.11	0.045	0.013	0.45	0.19

表5 鋼管の機械的性質

Pipe size		Base material				Seam welded joint					
OD (mm)	WT (mm)	Tensile properties*1)			CVN impact properties*2)	BDWTT properties	Tensile properties*3)		CVN impact Properties*4)		
		YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	Energy at -20℃ (J)	85% shear FATT (℃)	TS (MPa)	Location of fracture	vE ₋₁₀ (J)		
									WM	HAZ1	HAZ2
762	19.05	710	848	30	133	-15	793	HAZ	144	71	130

*1) API 5L specimen taken from transverse direction

*2) Full-size specimen taken from transverse direction

*3) Transverse weld specimen with reinforcement

*4) Average value, notch position

WM : Weld metal centerline

HAZ1 : Fusion line

HAZ2 : Fusion line + 2mm

4. 結 論

母材、HAZの低温靱性及び現地溶接性に優れたX100ラインパイプを開発するためにNb-Mo系、Nb-B系の二つの基本成分系において、母材の化学成分及びTMCP条件について検討した。化学成分及びTMCP条件の適正化により、現地溶接性を損なうことなくX100としての十分な強度・低温靱性を確保できることが明らかになった。

実験室検討結果に基づいて工場試作したX100UOE鋼管は良好な強度・低温靱性とともにより優れた現地溶接性を有することがわかった。

参考文献

- 1) Sugie, E. et al : ASTM STP945, 1988, p.237
- 2) Pickering, F.B. : Micro Alloying 75, Washington D.C. USA, 1977, p.3, Union Carbide Corporation
- 3) Chijiwa, R. et al : OMAE '88, Houston, 1988, vol.5, p.165
- 4) Nishioka, K. et al : Microalloying '88, Chicago, 1988, p.273
- 5) 為広博 ほか : 製鉄研究, (340), 16 (1991)
- 6) Yurioka, N. et al : Welding Research Supplement, June, 1983, Sp.147