
極寒冷地向け高張力大径ラインパイプの開発

Development of Large-Diameter High-Strength Linepipes for Low-Temperature Services

志賀 千晃 (Chiaki Shiga) 波戸村 太根生 (Taneo Hatomura) 工藤 純一 (Jun-ichi Kudo) 鎌田 晃郎 (Akio Kamada) 広瀬 圭介 (Keisuke Hirose) 関根 稔弘 (Toshihiro Sekine)

要旨：

寒冷地で X65～80 級のガスラインパイプとして使用する UOE パイプを制御圧延 (CR) およびプレートおよびパイプの焼入れ焼戻し (QT) 処理によって製造した。低 S-低 C-高 Mn-Nb-V 鋼を Ar₃ から Ar₃-40℃までの 2 相域で圧延することにより、フェライト・パーライト組織に微細ベーナイト粒と微細加工フェライト粒を導入し、靱性の向上と添加元素の削減を図った。一方、Nb-Mo 鋼を CR+QT することによって細粒フェライトと島状マルテンサイトからなる極微細粒組織を得て、Ni を添加せずに BDWTT 特性を改善した。これらのパイプの CVT, CV100, BDWTT エネルギーは、Battelle の提案している不安定延性破壊を停止させるに必要なエネルギーを十分に満足している。

Synopsis：

Large-diameter high-toughness linepipes of X65, X70, and X80 grades for the Arctic gas transmission use have been developed by using controlled-rolled steel plates and by adopting a quench and temper treatment after forming the pipe. A combination of high strength and good toughness without an increase in alloying elements can be provided by strictly controlled-rolling of low C, low S, high Mn, and V-bearing steel. Rolling in the two-phase, ($\gamma + \alpha$), temperature range between Ar₃ and Ar₃-40℃ can produce fine bainite and fine deformed ferrite grains in the ferrite-pearlite matrix, which is very effective to improve both strength and toughness of the plate and the pipe. By adopting the controlled rolling and the subsequent quench and temper treatment for low C, Mo- and Nb-bearing steel, BDWTT 85% shear FATT is significantly improved. This is due to very fine microstructure of the plate which consists of fine ferrite and island martensite. The rolled plate of this type of steel is proved to be useful for quenched and tempered pipes. The CVT, CV100 and BDWTT energy values of the pipes tested are much greater than those necessary for arresting unstable ductile fracture which have been proposed by Battelle's full scale burst experiments.

本文は次のページから閲覧できます。

極寒冷地向け高張力大径ラインパイプの開発

Development of Large-Diameter High-Strength Linepipes for Low-Temperature Services

志 賀 千 晃*
Chiaki Shiga

波戸村 太根生**
Taneo Hatomura

工 藤 純 一***
Jun-ichi Kudo

鎌 田 晃 郎****
Akio Kamada

広 瀬 圭 介*****
Keisuke Hirose

関 根 稔 弘*****
Toshihiro Sekine

Synopsis:

Large-diameter high-toughness linepipes of X 65, X 70, and X 80 grades for the Arctic gas transmission use have been developed by using controlled-rolled steel plates and by adopting a quench and temper treatment after forming the pipe.

A combination of high strength and good toughness without an increase in alloying elements can be provided by strictly controlled-rolling of low C, low S, high Mn, and Nb- and V-bearing steel. Rolling in the two-phase, ($\gamma + \alpha$), temperature range between A_{r3} and A_{r1} - 40°C can produce fine bainite and fine deformed ferrite grains in the ferrite-pearlite matrix, which is very effective to improve both strength and toughness of the plate and the pipe.

By adopting the controlled rolling and the subsequent quench and temper treatment for low C, Mo- and Nb-bearing steel, BDWTT 85% shear FATT is significantly improved. This is due to very fine microstructure of the plate which consists of fine ferrite and island martensite. The rolled plate of this type of steel is proved to be useful for quenched and tempered pipes.

The CVT, CVIOO and BDWTT energy values of the pipes tested are much greater than those necessary for arresting unstable ductile fracture which have been proposed by Battelle's full scale burst experiments.

1. 緒 言

寒冷地で使用するガス・ラインパイプは、高強度で母材・溶接部ともに脆性破壊の防止に優れた靱性を有する必要があるのはもちろん、高圧ガスパイプに特有な不安定延性破壊に対しても大きな抵抗性を有していなければならない。そのうえ現地での溶接性の面から炭素当量を低く押えること

が要求される。近年、ガス・ラインパイプは輸送力増大のため高張力化・厚肉化・大径化の傾向にあるが、これらの傾向とともに不安定延性破壊の伝播停止には一段と高い衝撃吸収エネルギーが必要であることが最近の実管バースト試験結果¹⁻³⁾から明らかになってきている。

当社はこのような厳しい要求にも対処でき得るよう、①造管前のコントロールド・ローリング法(CR)⁴⁻⁶⁾、②造管前のプレートの焼入れ焼戻し

* 技術研究所厚板研究室主任研究員・工博
*** 技術研究所厚板研究室主任研究員
***** 千葉製鉄所管理部鋼管管理課兼厚板管理課課長
〔昭和55年9月30日原稿受付〕

** 技術研究所厚板研究室
**** 技術研究所厚板研究室室長・工博
***** 水島製鉄所厚板圧延部第2厚板課課長

処理法 (QT), ③造管後のパイプの誘導加熱による焼入れ焼戻し処理法 (パイプ QT) の3種の製造技術を開発させてきた。CR では低C 高Mn-Nb-V 鋼を主成分として用い, ($\gamma + \alpha$) 2相域の圧延を有効に利用して通常フェライト・パーライト組織に微細パーライト粒および微細加工フェライト粒を導入した鋼を開発し, 合金成分の低減による溶接性の向上と高靱性化を図ってきている。またパイプQT鋼としては, Nb-Mo 鋼にCR+QTプロセス⁷⁻⁹⁾を適用することによって従来のNi鋼に代わる低コストの低温用鋼の開発に努めてきた。

本報は, これらの開発の基礎となる研究実験結果とそれに基づいて実際に製造したX 65, X 70, X 80級UOEパイプの諸特性について記す。またこれらのパイプが, これまでに不安定延性破壊伝播停止のために提案されているいずれの靱性値を用いて評価しても, 優れた特性を有していることを明らかにする。

2. コントロールド・ローリング

制御圧延の温度域は Fig. 1 に示すように高温再結晶オーステナイト域, 未再結晶オーステナイト域およびオーステナイトとフェライトの2相混合域, の3段階に分けて考えられる。図にはスラブ厚を一定にして, これらの各段階にまで累積的に圧下を加えたときの圧延中のオーステナイト組織およびそれらを空冷して得られるフェライト組織の模式図を示す。約900℃以上の高温再結晶域で仕上げる一般の熱間成形圧延に比べ, 未再結晶オーステナイト域, それに続く2相域へと圧延温度を低下するとともにフェライトは細粒化する。特に注目すべきことは Ar_3 変態点直下の2相域での圧延によって微細加工フェライトが生ずることである。

Table 1 の含Nb鋼 (M-1) の研究圧延実験によると, Fig. 2 に示すように, 未再結晶オース

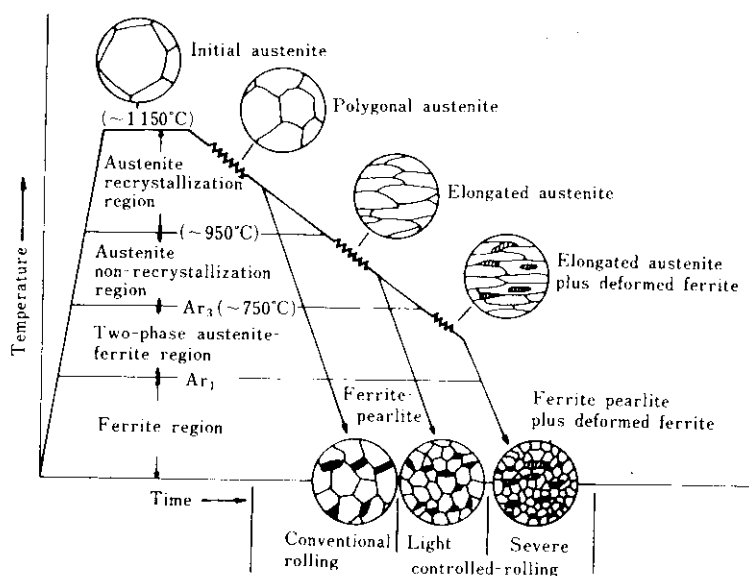


Fig. 1 Schematic illustration of controlled-rolling process and resultant microstructure in comparison with conventional rolling for X 70 niobium bearing steel

Table 1 Chemical composition of the steels used

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	V	Al	REM
M-1	0.06	0.21	1.69	0.007	0.003	0.30	0.04	0.03	0.030	Add.
M-2	0.08	0.28	1.44	0.015	0.003	0.21	0.03	—	0.024	—
M-3	0.06	0.29	1.16	0.018	0.006	0.40	—	—	0.046	—

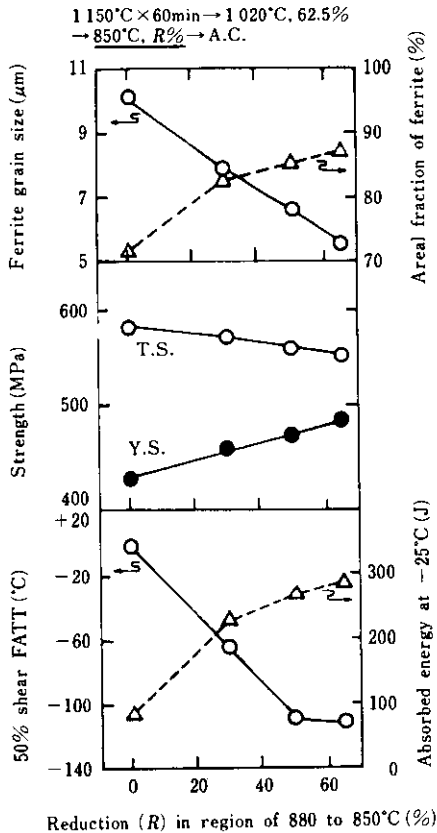


Fig. 2 Effect of the amount of reduction in austenite non-recrystallization region between 880°C and 850°C on the microstructure and properties in transverse direction of 16mm-thick plates for M-1 steel

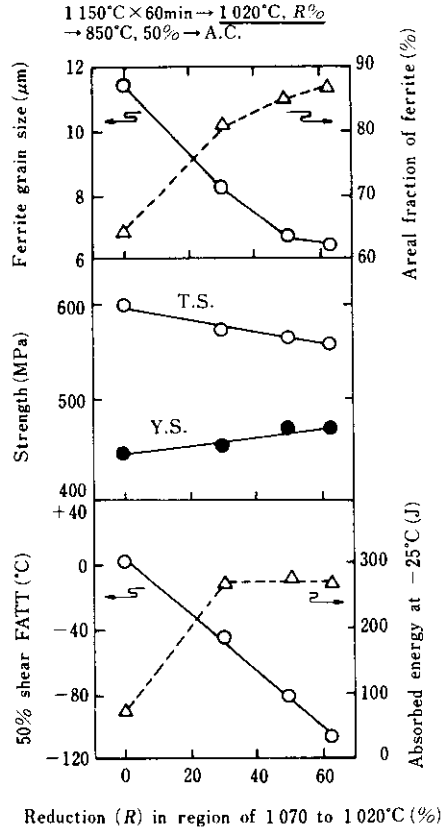


Fig. 3 Effect of the amount of reduction in austenite recrystallization region between 1070°C and 1020°C on the microstructure and properties in transverse direction of 16mm-thick plates for M-1 steel

テナイト域での圧延量の増加が、よく知られているようにフェライト粒を微細にして50%FATTを向上させる。しかしこの領域の圧延だけでは細粒化には限界があり、Fig. 3 からわかるようにその前の高温再結晶域の圧延量の増大が50%FATTの向上には有効である。Fig. 4 と Fig. 5 はM-1とM-2鋼について1020°C以上で62.5%、880~850°Cで50%の圧下を累積的に加え、さらに30%の圧下を2パスで850°Cから580°Cまで変えて仕上げたときの諸特性およびセパレーション数の変化を示したものである。M-1、M-2鋼のそれぞれの変態点は755°Cと770°Cであるが、仕上げ温度を Ar_3 点より降下した場合たとえばM-1鋼を710°C、あるいはM-2鋼を730°Cで圧延すると、Y.S.,

T.S.は敏感に上昇するのに対し、50%FATTはほとんど変わらない。そして前者で670°C、後者では710°Cまで圧延温度が降下してはじめて50%FATTは上昇しはじめる。M-1鋼の、730~710°Cの温度域での圧延量と諸特性および粒径の関係をFig. 6に示す。この温度域での圧延量の増加はY.S., T.S.を上昇させるが、50%FATTの劣化をほとんどともなわない。これは図中に斜線で示した Ar_3 点から $Ar_3-40^\circ C$ まで、すなわち限られた狭い2相域での圧延がPhoto. 1に示すように①未再結晶オーステナイト粒に圧延歪を有効に蓄積させることになり、結果的には微細フェライト粒を生じさせること、②すでにフェライトに変態しているが、まだ未成長の小さい粒に加工を与えて生ず

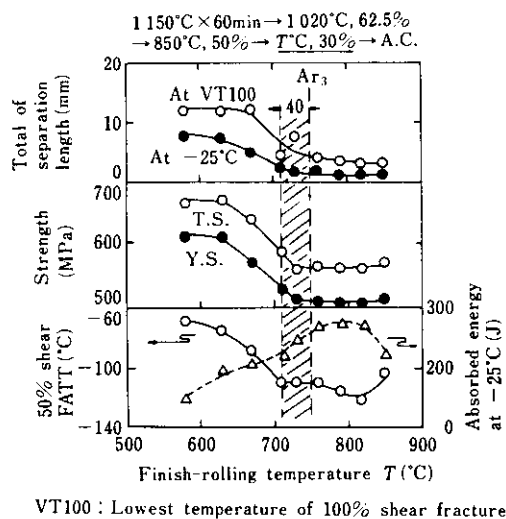


Fig. 4 Effect of finish-rolling temperature on the separation and properties in transverse direction of 16mm-thick plates for M-1 steel

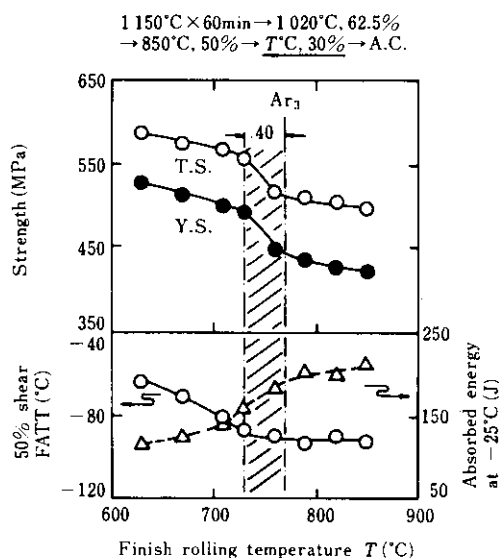


Fig. 5 Effect of finish-rolling temperature on the properties in transverse direction of 16mm-thick plates for M-2 steel

る“微細加工フェライト粒”が靱性に悪影響を与えずに強度を上昇させること、によると考えられる。それぞれの鋼の Ar_3 点から約40°Cよりさらに仕上げ温度を下げると、靱性が劣化しながら強度

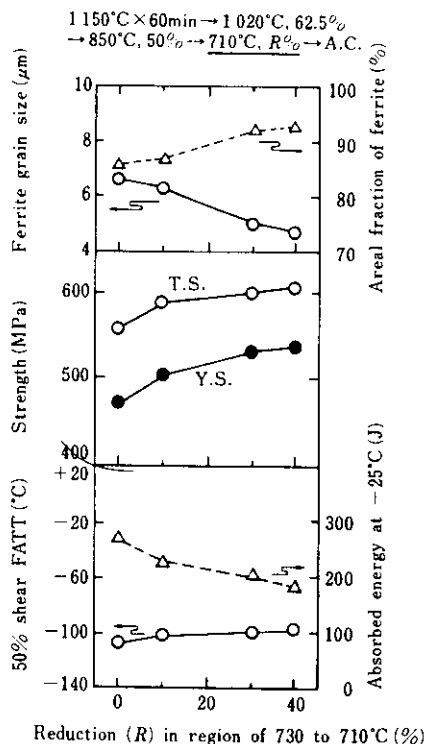


Fig. 6 Effect of the amount of reduction in two-phase region between 730°C and 710°C on the microstructure and properties in transverse direction of 16mm-thick plates for M-1 steel

は増加する。これは大きく成長したフェライト粒を圧延することによって大きな加工フェライト粒が生成するからである。

変態点から約40°C下までの温度域の圧延は、微細加工フェライトの導入と細粒フェライトの生成をもたらすので、少ない合金成分で高張力化と高靱性化を同時に可能にする。筆者らはこの狭い温度域での圧延を積極的に利用するコントロール・ローリングを“KTR (Kawasaki Thermomechanical Rolling)”と名づけている。この狭い2相温度域での圧延を行うには正確な鋼板温度測定とともに Ar_3 点の把握が重要である。研究圧延実験の冷却曲線から Ar_3 点を測定し、C, Mn, Ni, Cr, Mo, Cuなどの合金成分との間に次式の相関を得ている。

$$Ar_3(^{\circ}C) = 910 - 273C\% - 74Mn\% - 56Ni\% \\ - 16Cr\% - 9Mo\% - 5Cu\% \\ \dots\dots\dots(1)$$

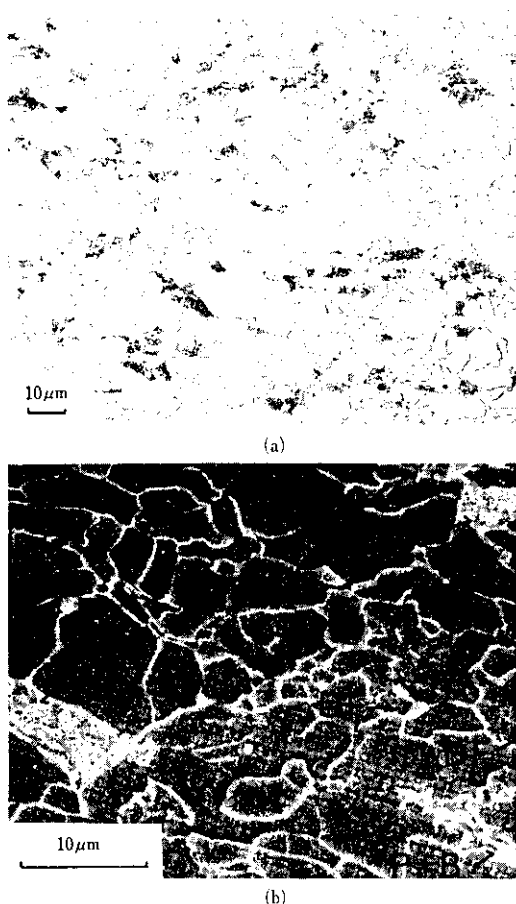


Photo. 1 Illustrative micrographs of M-1 steel plate finish-rolled at 710°C, showing (a) general microstructure and (b) fine deformed ferrite (D.F.) and fine grained pearlite-bainite (P+B)

また工場で圧延中の表面温度を用いての解析からも Ar_3 点を求め⁶⁾、工場での圧延に利用している。

Fig. 7 は含 Nb 鋼の Ni および Mn 量を変えて制御圧延したときの鋼板の T.S. と CVN50%FATT の関係を示したものである。Ni および Mn 量の増加は T.S. を増した同時に 50%FATT を向上させる。この原因の一つはこれらの成分の増加によって Ar_3 変態点が (1) 式に従って降下することによる。すなわちこの降下によって未再結晶オーステナイト域が低温側へ拡大し、また変態後の粒成長も抑制され、その結果フェライト粒が微細化されるためである。またこれらの成分の増加とともにペーナイトが生成しやすくなるが、未再結晶オーステナイト域での圧延が十分であると、多数

の微細フェライトの生成が先行するのでペーナイト粒もまた微細化する。この微細ペーナイトが強度の上昇と靱性の向上を同時にもたらすと考えられる。

シャルピー衝撃吸収エネルギーは C および S 含有量に特に大きく影響を受ける。工場で製造された X 60~70 級鋼板について得られた C あるいは S 含有量と圧延に直角な方向のシャルピー衝撃吸収エネルギーの関係を Fig. 8 と Fig. 9 に示す。C 量の減少はパーライト量およびペーナイト量を減少させるので吸収エネルギーを高める。また S 量の減少は伸展する MnS 量を減少させるので、母材の吸収エネルギーを著しく高める。そしてそればかりか、Fig. 10 に示すようにパイプ溶接部の HAZ 靱性および耐水素誘起割れ特性の向上にも寄与する。

3. QT パイプ用鋼の開発

造管後誘導加熱し QT する高張力パイプ製造法では、材質面では CR のみのパイプより低い炭素当量で高張力化が可能で、また高い衝撃吸収エネルギーを得やすい。さらにパイプ溶接部の HAZ、Bond の靱性が母材と同程度までに優れていることも大きな特徴である。またこの製造工程は造管後に強度を高めるプロセスであるため、成形時の強度を低くでき、X 80 級以上の高張力パイプの製造には造管能力の面からも有利となる。しかし一般に Ni が 1% 以下の鋼を QT して得られる鋼板またはパイプで、-25°C 以下の BDWTT85% ShearFATT と -100°C 以下の CVN50%FATT を得ることは難しい。

Fig. 11 は含 Nb 鋼 (M-1) と Si-Mn 鋼 (M-3) の未再結晶オーステナイト域の圧延量が QT 後の靱性におよぼす効果を示したものである。含 Nb 鋼では Si-Mn 鋼と異なり未再結晶オーステナイト域での 50% 圧延によって QT 後の CVN50%FATT は -100°C 以下になる。すなわち Nb 鋼においては QT 前の圧延履歴の影響が大きい。その理由は as-rolled でのフェライト粒の細かさに比例して、QT 後のフェライト粒径が小さくなり、フェライト占有率も大きくなると考えられる。また圧延履歴の影響は誘導加熱のような短時間加熱の場合一層

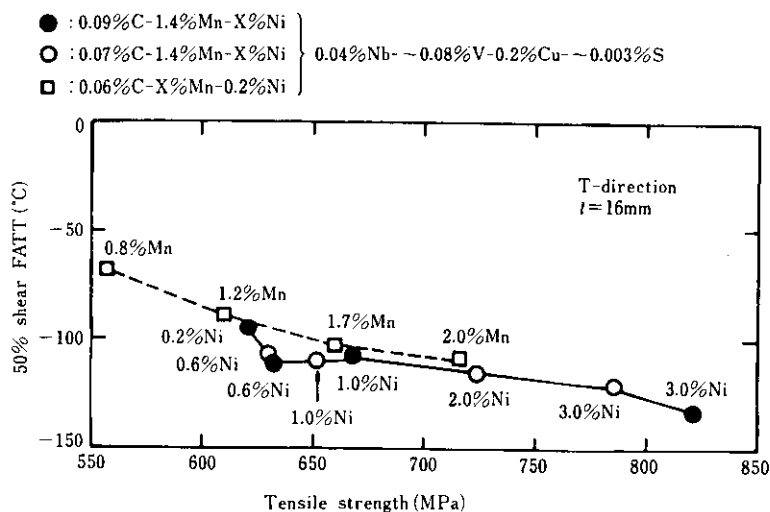


Fig. 7 Relation between Charpy V-notch transition temperature (50%FATT) and tensile strength of controlled-rolled steels with varied manganese or nickel content

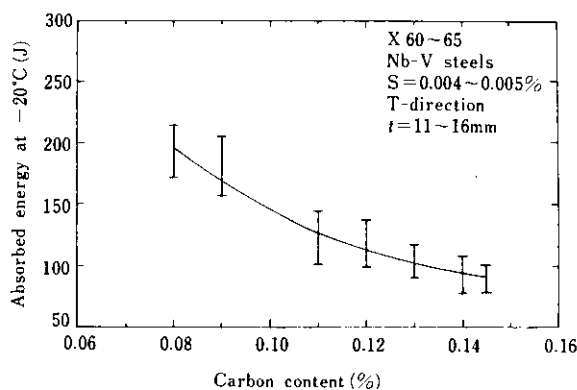


Fig. 8 Effect of carbon content on the Charpy V-notch absorbed energy of controlled-rolled niobium-vanadium steel plates for X 60 to X 65 pipes manufactured in the factory

顕著になる。すなわち CR+induction QT のプロセスによってフェライトを主とする極微細組織を得ることができる。

Mo 添加量を変えた含 Nb 鋼を、この CR+QT 法で製造したときの T.S. と CVN50°FATT の関係を Fig. 12 に示す。Mo 量の増加は T.S. の増加と CVN50°FATT の向上を同時にもたらす。それは Photo. 2 に示すように微細フェライト粒に島状マルテンサイトが加わったいわゆる 2 相組織になるからである。Fig. 13 は CR+QT 法における焼入

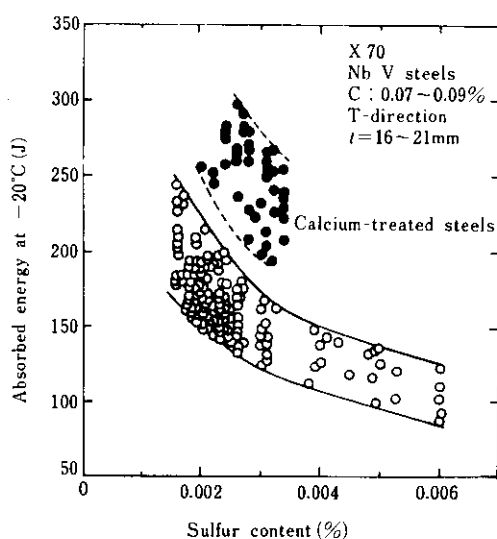


Fig. 9 Effect of sulfur content on the Charpy V-notch absorbed energy of controlled-rolled niobium-vanadium steel plates for X 70 pipes manufactured in the factory

れ温度と諸特性の関係を 19mm 厚 Nb-Mo 鋼板について調べたものである。CVN50°FATT と BDWTT85%ShearFATT が良好になる焼入れ温度は A_{c3} 変態点下から約 30°C までの温度域にある。

4. 寒冷地用ラインパイプ

上述の基礎事実に基づき、寒冷地用大径ガスラ

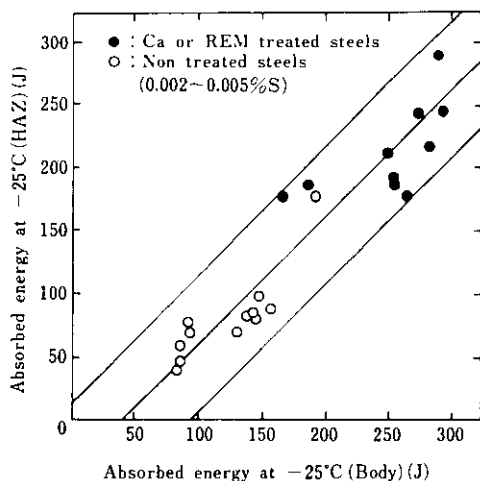


Fig. 10 Effect of Ca or REM treatment on Charpy V-notch absorbed energy at -25°C in the body and heat-affected zone (HAZ) of approx. 20mm-thick UOE pipes

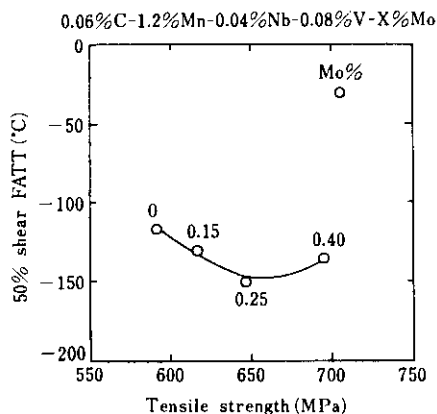


Fig. 12 Effect of molybdenum content on CVN50% shear FATT and tensile strength of Nb steel plates produced by CR+QT process

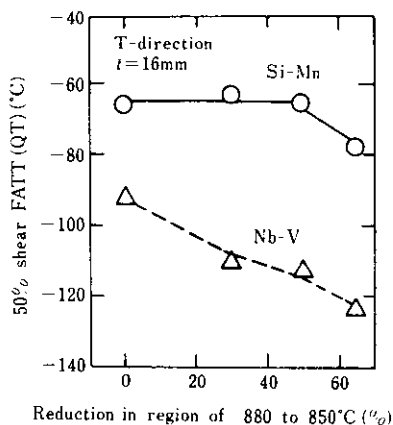


Fig. 11 Effect of the amount of reduction in austenite non-recrystallization region between 880°C and 850°C on the CVN 50% shear FATT of Si-Mn (M-3) and Nb-V (M-1) steels after quench-and-temper treatment

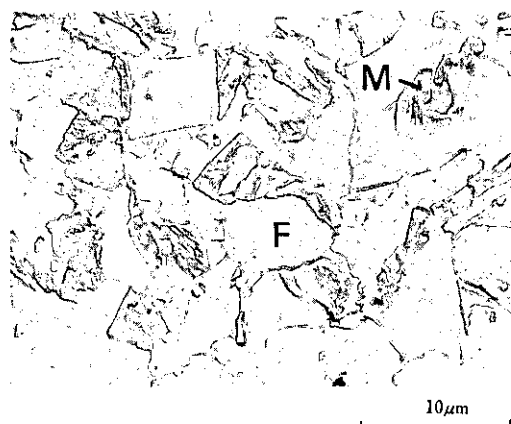


Photo. 2 Electron replica micrographs showing fine ferrite grains (F) and island martensites (M)

インパイプをUOE法で製造した。外径48", 56", 肉厚0.6~1.4", グレードX 65, X 70, X 80級パイプの化学的組成と機械的諸性質をTable 2とTable 3に示す。Table 3では、これらのパイプを次の三つに大別した。

- (1) 設計温度が -25°C で高い衝撃吸収エネルギーを有するパイプ
- (2) 設計温度が -25°C で非常に高い衝撃吸収エネルギーを有するパイプ

- (3) 設計温度が -60°C で高い衝撃吸収エネルギーを有する厚肉パイプ

これら3種類のパイプは、高い衝撃吸収エネルギーを有し優れた不安定延性破壊伝播停止特性を備えたもので、(1)のパイプをHEパイプ (High Energy パイプ), (2)をEHEパイプ (Extra High Energy パイプ) と略す。

EHEパイプは -25°C で230J以上のシャルピー衝撃吸収エネルギーを、また136J (100ft·lbf) 以上

の CV 100 エネルギーを有するものをいう。

HE パイプは低 C-低 S-高 Mn-Nb 鋼を CR したもので、厚肉化にともない Ni, Mo の添加量を増したものである。EHE パイプは、グレード X 70

までは Ca 処理した低 C-低 S-高 Mn-Nb-V 鋼を CR し、またグレード X 80 は Nb-Mo 鋼をパイプ QT することによって製造した。

CR パイプ鋼は低 C-低 S-高 Mn の成分が特徴で、これらの成分設計は Fig. 7~9 の結果に基づく。CR ではいずれもスラブ加熱が約 1150°C、高温再結晶オーステナイト域の圧下率が約 60%、未再結晶オーステナイト域の圧下率が約 70% そして 2 相域の圧下率が約 25% で、いずれのパイプ鋼も厚いスラブから圧延した。しかし HE パイプでは Ar₃ - 40°C 以下で仕上げるのに対し、EHE パイプはそれ以内の温度域で圧延を終えた。

グレード X 80 のパイプは未再結晶オーステナイト域で約 70% の圧下を与えた鋼板を UOE 造管した後、誘導加熱装置で QT 処理したものである。焼入れは内外面からウォーター・ジェットによって行った。その結果 0.38% の炭素当量の鋼で X 80 グレードの強度と -35°C の BDWTT85%Shear FATT が得られ、Fig. 14 と Fig. 15 に示すように溶接部に硬化および軟化ゾーンが現れず、Bond 部でも約 -80°C の CVN50%FATT が得られた。

(3) のパイプは厚肉でしかも設計温度が -60°C のもので、当社で低温用鋼板として従来から使用しているものである。これらは、Ni を 2.8~3.5% 含有し、2 回の焼入れ後焼戻し処理した鋼板を UOE パイプに造管したものである。

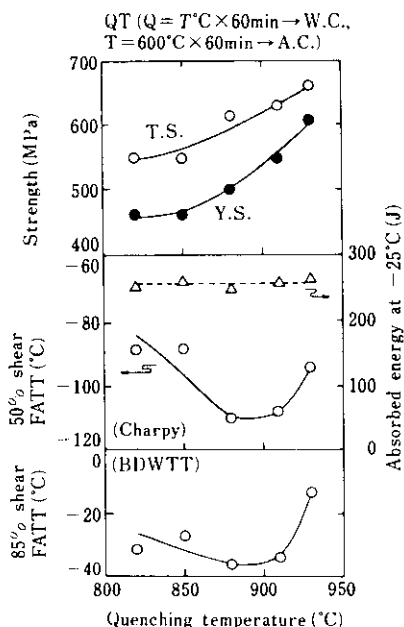


Fig. 13 Effect of quenching temperature on the mechanical properties in transverse direction of 19mm-thick Nb-Mo steel plates produced by CR+QT process

Table 2 Chemical composition of linepipe steels for the Arctic use

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Cu	Cr	Nb	V	Al	Ca	REM	C _{eq} * (%)
C-1	0.06	0.27	1.68	0.019	0.005	0.20	—	0.20	—	0.04	0.03	0.036	—	—	0.373
C-2	0.05	0.29	1.74	0.016	0.004	—	—	—	0.18	0.05	—	0.040	—	—	0.376
C-3	0.06	0.26	1.70	0.014	0.005	—	0.14	—	—	0.05	—	0.036	—	—	0.371
C-4	0.06	0.27	1.63	0.019	0.005	1.10	—	—	—	0.05	0.04	0.032	—	—	0.413
C-5	0.05	0.26	1.70	0.018	0.002	0.21	—	0.24	—	0.04	0.03	0.033	Add.	—	0.369
C-6	0.06	0.21	1.69	0.007	0.003	0.30	—	—	—	0.04	0.03	0.030	—	Add.	0.368
C-7	0.07	0.25	1.62	0.023	0.003	0.21	—	0.24	—	0.04	0.07	0.030	Add.	—	0.384
Q-1	0.07	0.25	1.35	0.004	0.003	—	0.18	—	0.19	0.03	0.04	0.034	—	—	0.377
Q-2	0.05	0.16	1.44	0.006	0.004	2.77	0.21	—	0.22	—	—	0.031	—	—	0.561
Q-3	0.07	0.25	1.06	0.013	0.011	3.45	0.19	—	0.15	—	0.02	0.039	—	—	0.549

$$* C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15}$$

Table 3 Mechanical properties of linepipes for the Arctic use

(1) Grade X 65 and X 70 pipes with high Charpy absorbed energy for service temperature of -25°C (High Energy Pipe)

Grade	Steel	Pipe size, wall thickness outside diameter mm (inch)	Production process	Body										Weld portion	
				Tensile test				Charpy V-notch test				DWTT		Charpy V-notch test	
				Y.S.	T.S.	Y.R.	El.	at -25°C	CV100	VT100	50% FATT	at -25°C	85% shear	HAZ	Weld
				MPa		%		J		$^{\circ}\text{C}$		J	$^{\circ}\text{C}$	at -25°C	
X 70	C-1	21.3×1 219 (0.84×48)	CR	511	592	86.2	43	126	88	− 80	−115	7 490	−35	96	165
X 70	C-2	"	"	512	603	84.8	41	138	98	− 80	−120	—	−48	91	71
X 65	C-1	26.9×1 219 (1.06×48)	"	468	576	81.2	43	129	74	−100	−135	—	−42	95	172
X 65	C-3	"	"	499	583	85.7	47	156	105	− 80	−110	—	−44	64	188
X 65	C-4	32.5×1 219 (1.28×48)	"	475	590	80.5	42	125	83	− 80	−115	11 700	−60	75	163

* CV100 is energy at VT100, ** VT100 is lowest temperature of 100% shear fracture

(2) Grade X 70 and X 80 pipes with extra high Charpy absorbed energy for service temperature of -25°C (Extra High Energy Pipe)

Grade	Steel	Pipe size, wall thickness outside diameter mm (inch)	Production process	Body										DWTT		Weld portion				
				Tensile test				Charpy V-notch impact test								Charpy V-notch impact test				
				Y.S.		T.S.		Y.R.	El.	at -25°C	at -80°C	CV100	CV100	50% FATT	at -25°C	85% shear	at -25°C	at -40°C	at -25°C	at -40°C
				MPa		%		J				C°		J	°C	J				
X 70	C-5	15.2×1 219 (0.60×48)	CR	509	605	84.1	39	261	140	177	-69	-112	5 886	-53	247	226	152	140		
X 70	C-6	18.3×1 219 (0.72×48)	"	492	587	83.8	42	293	137	139	-70	-115	7 151	-63	213	188	155	144		
X 70	C-7	25.4×1 219 (1 ×48)	"	502	603	80.0	50	290	209	209	-80	-120	13 538	-45	192	187	164	174		
X 80	Q-1	19.1×1 422 (0.75×56)	Pipe QT*	586	683	86.0	40	235	203	235	-40	-105	10 301	-35	203	** 196	186	** 167		

* Induction heating, ** at -80°C (3) Grade X 70 heavy walled pipes for service temperature of -60°C

Grade	Steel	Pipe size, wall thickness outside diameter mm (inch)	Production process	Body										Weld portion	
				Tensile test				Charpy V-notch test				DWTT		Charpy V-notch test	
				Y.S.	T.S.	Y.R.	El.	at -60°C	at -100°C	50% FATT	85% shear	at -60°C	85% shear	HAZ	Weld
				MPa		%		J		$^{\circ}\text{C}$	$^{\circ}\text{C}$	J	$^{\circ}\text{C}$	at -60°C	
X 70	Q-2	25.4×1 219 (1 ×48)	QQ'T*	500	634	77.1	50	220	183	−136	−65	79	−74	124	98
X 70	Q-3	35.6×1 219 (1.4×48)	QQ'T*	508	659	77.1	46	140	108	<−140	−74	65	−74	98	98

* Duplicate quenching and tempering, roller quench and furnace heating

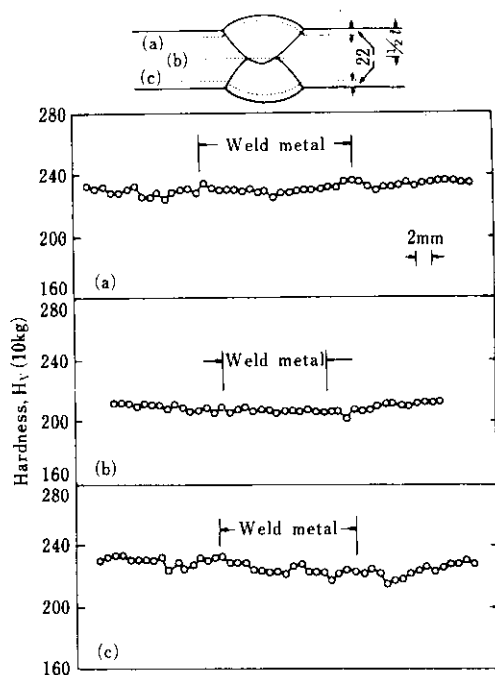


Fig. 14 Hardness distribution of seam welded portion in Grade X 80 pipe manufactured by PIPE-QT process

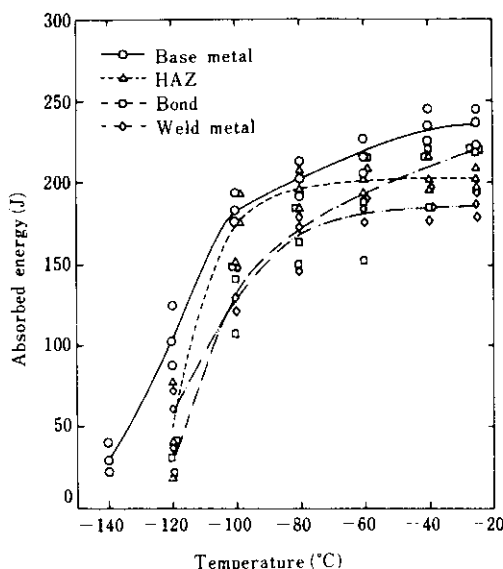


Fig. 15 Charpy impact absorbed energy curves of body and welded portion in Grade X 80 pipe manufactured by PIPE-QT process

5. 不安定延性破壊伝播停止特性

高压ガスラインパイプに用いられる大径鋼管は不安定延性破壊に対して十分な抵抗を有しなければならない。不安定延性に対する抵抗性能を表わす材料特性値としてはシャルピー衝撃吸収エネルギーが最もよく用いられている。これまでの数多くの実音バースト・テストの結果に基づいて、不安定延性破壊を停止させるに必要なシャルピー・エネルギー値 (CVN) が Battelle's Columbus Laboratories (B.C.L.)¹¹⁾, American Iron and Steel Institute¹⁰⁾ および British Gas Corporation¹¹⁾ から提案されている。その中でももっとも厳しい要求エネルギー値は、B.C.L. から提案されたものでパイプの形状と圧力に依存して (2) 式で与えられる。

$$CVN = 3.57 \times 10^{-5} (\sigma_H)^2 (Rt)^{0.33} \quad \dots (2)$$

CVN : 2mmV フルサイズ・シャルピー・エネルギー (J)

σ_H : フープ応力 (MPa), $\sigma_H = PR/t$

P : パイプ内圧 (MPa)

R : パイプ半径

t : パイプ肉厚

(2) 式は土中に埋設されたパイプラインについて求められた簡略化された近似式である。埋設されないパイプラインの場合は B.C.L. の理論¹⁾ に立ちかえて、いわゆる J 曲線とパイプ内での減圧速度曲線が互いに接するという条件から停止に必要な CVN を求めなければならない。計算の結果によれば、埋設されない場合の停止に必要な CVN は (2) 式から得られる埋設された場合の CVN の約 1.2 倍であった。CVN としてはパイプの使用温度での値 CVT, あるいは 100% 延性破面を呈する最低温度でのエネルギー CV100 を用いる。しかし CV100 はその定義や物理的意味にあいまいさがあるばかりでなく、最近の B.C.L. の研究¹²⁾ ではこの値を用いると過度に安全側になりすぎるとの報告もある。

一方、G. M. Wilkowski ら¹²⁾ は特にセパレーションをとまう鋼板に対しては、シャルピー衝撃吸収エネルギーよりもむしろパイプの使用温度での BDWTT のエネルギー (DTE) を用いて (3)

式から計算される“有効シャルピー・エネルギー (CVN)”が不安定延性破壊に対する材料の抵抗値をよりよく表わすと報告している。

$$(DTE/A_D) = 0.631 + 3 (CVN/A_C) \cdots (3)$$

A_D : BDWTT 試験片の実断面積

A_C : シャルピー試験片の実断面積

Fig. 16 (a)(b)(c) は, Table 3 の HE パイプと

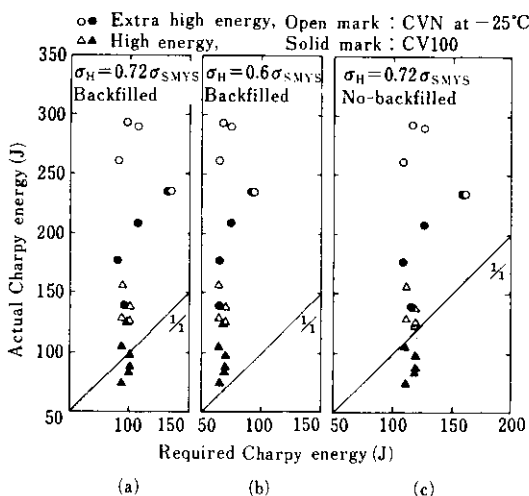


Fig. 16 Comparison of actual Charpy energy of the pipes shown in Table 3 and Charpy energy required for ductile fracture-arrest under the following conditions; (a) $\sigma_H = 0.72\sigma_{SMYS}$, backfilled, (b) $\sigma_H = 0.6\sigma_{SMYS}$, backfilled and (c) $\sigma_H = 0.72\sigma_{SMYS}$, no-backfilled

EHE パイプについて (2) 式から不安定延性破壊を停止させるに必要な CVN を求め, 各パイプの CVT および CV100 と比較したものである。また (2) 式から計算した CVN を (3) 式を用いて BDWTT エネルギー DTE に換算し, 各パイプの BDWTT エネルギーと比較したものが Fig. 17 (a)(b)(c) である。ここでは土中に埋設されたパイプラインについてパイプの温度を -25°C , 操業圧力をフープ応力で $\sigma_H = 0.60\sigma_{SMYS}$ および $0.72\sigma_{SMYS}$ (σ_{SMYS} : 規格降伏応力) とした。さらに $\sigma_H = 0.72\sigma_{SMYS}$ についてはパイプラインが埋設されない場合についても, 衝撃吸収エネルギーの要求値と実際値との比較を行った。Fig. 16 と 17 から明らかなように, Δ 印で示した HE パイプでは, $\sigma_H = 0.60\sigma_{SMYS}$ の場合は靱性値として CVT, CV100 および DTE のいずれを用いても要求値を満足しているが, $\sigma_H = 0.72\sigma_{SMYS}$ ではパイプが埋設された場合もされない場合も CV100 だけが要求値を満足しない。

一方, これに対して $\bigcirc$ 印で示した EHE パイプの場合は, いずれの使用条件下でも, また靱性値として CVT, CV100 および DTE のいずれを用いても要求値を大きく上回っている。

前述のように CV100 はその定義と物理的意味において曖昧さがあるばかりでなく, 過度に安全側の要求値と考えられるので, この値が要求値を満足しなくても CVT と DTE の双方が満足している

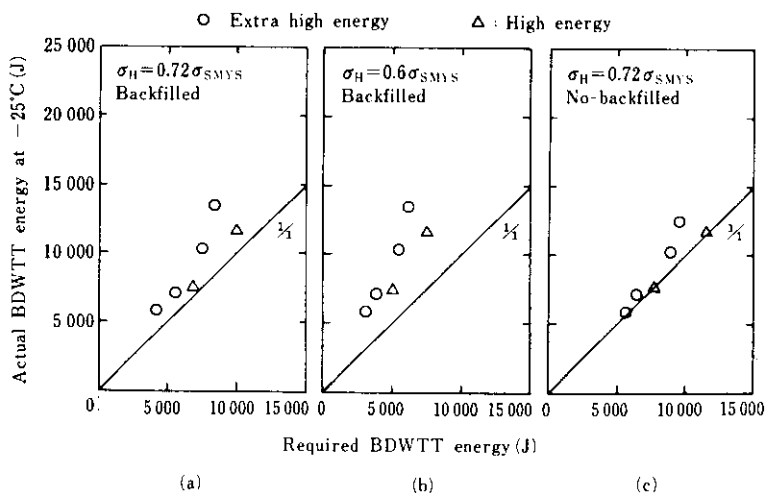


Fig. 17 Comparison of actual BDWTT energy of the pipes shown in Table 3 and BDWTT energy required for ductile fracture-arrest under the following conditions; (a) $\sigma_H = 0.72\sigma_{SMYS}$, backfilled, (b) $\sigma_H = 0.60\sigma_{SMYS}$, backfilled and (c) $\sigma_H = 0.72\sigma_{SMYS}$, no-backfilled

ならば不安定延性破壊に対して十分な抵抗を有しているものと考えられる。したがって HE パイプは $\sigma_H = 0.6 \sim 0.72 \sigma_{SMYS}$ の通常の操業圧力下で不安定延性破壊を停止させるだけの十分な性能を有しているものと考えられる。EHE パイプは $\sigma_H = 0.72 \sigma_{SMYS}$ でも不安定延性破壊に対する伝播停止性能に余裕があり、より厳しい操業条件下でもいわゆる“クラック・アレスター・(Crack Arrester) パイプ”として十分にその役割を果し得ると考えられる。すなわち、たとえばパイプラインの建設において経済性を最も重視し、生産コストの低い低靱性パイプでパイプラインの大部分を構成し、ところどころにある間隔で不安定延性破壊を停止させ得るに十分な高靱性パイプ(クラック・アレスター・パイプ)を設置するというような敷設を行う場合、EHE パイプは最適なパイプである。

6. まとめ

極寒冷地向け高張力大径ラインパイプの開発の基礎となるコントロールド・ローリング (CR) 法およびその成分系、またパイプの誘導加熱による焼入れ焼戻し (QT) 用鋼について研究実験を行った。これに基づき外径 48", 56", X 65~X 80 級 UOE パイプを製造した。得られた結論を以下にまとめる。

- (1) CR の温度域は高温再結晶 γ 域、未再結晶 γ 域、および $(\gamma + \alpha)$ 2 相域の 3 段階に分けられる。なかでも 3 段階目の Ar_3 と $Ar_3 - 40^\circ C$ の間での圧延は、靱性を損わないで強度を上昇させる。これは“微細加工フェライト”の生成による。
- (2) 圧延中の鋼の Ar_3 点と化学成分の間には次式

$$Ar_3(^{\circ}C) = 910 - 273C\% - 74Mn\% - 56Ni\% - 16Cr\% - 9Mo\% - 5Cu\%$$
 が成り立ち、上記の 2 相域圧延は十分に制御できる。
- (3) CR 鋼の圧延に直角な方向のシャルピー衝撃

吸収エネルギーは、C および S 含有量の低減によって指数関数的に上昇する。さらに Ca あるいは REM 処理によって、吸収エネルギー値は一段と上昇する。

- (4) CR 鋼の Ca あるいは REM 処理は母材ばかりか溶接熱影響部の靱性も向上させる。
- (5) CR 鋼の Ni および Mn 含有量の増加は強度を増し同時に衝撃破面遷移温度を低くする。これはパーライトの代りに生成する微細ペーナイトによる。
- (6) 含 Nb 鋼を CR し、 Ac_3 点よりやや低い温度に再加熱し、次いで焼入れ焼戻す (CR+QT) 工程によって靱性が著しく向上する。これは、含 Nb 鋼が圧延履歴を受け継ぎ、再加熱時の γ 粒を微細化することによる。
- (7) Nb-Mo 鋼を CR+QT することによって、X 80 級の強度を有し BDWTT 特性が従来の QT 鋼に比し一段と優れる。これは、細粒フェライトと島状マルテンサイトからなる極微細組織の生成による。
- (8) 設計温度が $-25^\circ C$ で約 130J の高いシャルピー衝撃吸収エネルギーを有し 0.84~1.28" 肉厚の X 65, X 70 級パイプ (HE パイプ)、設計温度が $-25^\circ C$ で 230J 以上の非常に高い吸収エネルギーを有し 0.6~1" 肉厚の X 70, X 80 級パイプ (EHE パイプ)、そして設計温度が $-60^\circ C$ で 1~1.4" 肉厚の X 70 級パイプを製造した。
- (9) HE パイプおよび EHE パイプの $-25^\circ C$ での衝撃吸収エネルギーは、最も厳しいとされている Battelle's Columbus Laboratories 提案の不安定延性破壊停止に必要なエネルギー値をも満足する。
- (10) EHE パイプは CV100, CVT および BDWTT エネルギーいづれで評価しても、上記の破壊停止に必要なエネルギー値を余裕をもって満たす。すなわち、いわゆる“クラック・アレスター・パイプ”の役割を十分に果たす。

参考文献

- 1) W. A. Maxey et al: Symposium on "Crack Propagation in Pipelines", Inst. Gas. Eng. (London), (1974) (paper 16)
- 2) W. A. Maxey and R. J. Eiber, Materials Engineering in the Arctic, Proceedings of ASM Conference, (1976), 306-319

- 3) I. S. I. J. High Strength Line Pipe Research Committee, Symposium on Pipe, API, (1980)
- 4) T. Tanaka, T. Funakoshi, M. Ueda, J. Tsuboi, T. Yasuda and C. Utahashi: Proc. of Microalloying '75, (1975), Union Carbide Corp., N. Y., 38
- 5) T. Tanaka, N. Tabata, T. Hatomura and C. Shiga: Proc. of Microalloying '75, (1975), Union Carbide Corp., N. Y., 350
- 6) Y. Saito, N. Koshizuka, C. Shiga, T. Sekine, T. Yoshizato and T. Enami: Proc. of "Science and Technology of Flat Rolled Products"; ISIJ, JAPAN, September, (1980)
- 7) T. Hatomura, C. Shiga, A. Kamada and N. Ohashi: Trans. ISIJ, 20 (1980), B-96
- 8) C. Shiga, T. Hatomura, A. Kamada and N. Ohashi: Tetsu-To-Hagane, 65 (1970), S 487
- 9) C. Shiga, H. Ohtubo, A. Kamada, N. Ohashi, K. Hirose and H. Mottate: International Conference-Pipeline and Energy Plant Piping- "Fabrication in the '80s", Calgary, Canada, November, 10-13, (1980)
- 10) AISI Committee of Large Diameter Line Pipe Producers: "Running Shear Fractures in Line Pipe", (1974), AISI, New York
- 11) W. A. Poynton: Symposium on "Crack Propagation in Pipelines", Inst. Gas. Eng. (London) (1974)
- 12) G. M. Wilkowski: 6th Symposium on Line Pipe Research, AGA, (1979)