
API 5L-X60 鋼管用極低 PCM 強靱性厚鋼板の開発と製造

Development and Manufacture of Low PCM, High Toughness Steel Plates for API 5L-X60 UO Pipe

吉村 茂彦(Shigehiko Yoshimura) 天野 虔一(Kenichi Amano) 上村 尚志(Takashi Uemura) 西崎 宏(Hiroshi Nishizaki) 斉藤 良行(Yoshiyuki Saito) 関沢 信(Makoto Sekizawa)

要旨：

北極海における耐サワーガス海底ラインパイプ用鋼板として、現地溶接性に優れ、しかも耐 HIC、耐 SSC 性などの環境腐食にも優れた API 5L-X60 鋼板を開発し、22.2～38.1 mm 厚で約 50000 t の製造を行った。開発にあたって、とくに困難であった点は、22.2 mm、23.8 mm 厚で割れ感受性指数(PCM)が 0.150 以下の化学組成で、API 5L-X60 の強度を満足させることにあったが、制御圧延および制御冷却プロセスを適用することにより所定の特性を有する鋼板が得られた。また、耐 HIC、耐 SSC 特性も、極低 P、S とすることにより満足する結果が得られた。27.0～38.1 mm 厚の厚物についても、Mo 添加で特性を満足した。本報はこの鋼板の開発に到る経緯と、製造実績を述べたものである。

Synopsis：

A steel was developed and applied to the production of plates for UOE line pipes which are used to transport sour oil in the North Sea. The steel plates 22.2 to 38.1 mm thick were made of API 5L-X60 and weigh 50000 tons in total. The most critical and the most difficult requirements to be met follow; The PCM which is an indicator of the susceptibility to weld cracking should be as low as 0.150% for plate 22.2 and 23.8 mm thick. These requirements were unable to be satisfied by the ordinary manufacturing process. Only the thermo-mechanical control process (TMCP) and the fine steel making process were able to do it. The present paper describes the details of the steel plate manufacturing processes and the properties obtained.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

Development and Manufacture of Low P_{CM} ,
High Toughness Steel Plates for API 5L-X60 UO Pipe吉村 茂彦
Shigehiko Yoshimura
水島製鉄所 管理部厚
板管理室 主査(課長)天野 慶一
Kenichi Amano
鉄鋼研究所 厚板研究
部厚板研究室 主任研
究員・工博上村 尚志
Takashi Uemura
水島製鉄所 厚板鑄鍛
部厚板鑄鍛技術室 主
査(課長)西崎 宏
Hiroshi Nishizaki
水島製鉄所 厚板鑄鍛
部厚板鑄鍛技術室 主
査(掛長)斉藤 良行
Yoshiyuki Saito
鉄鋼研究所 水島研究
部第2研究室 主任研
究員関沢 信
Makoto Sekizawa
千葉製鉄所 管理部厚
板鋼管管理室 主査(課
長)

要旨

北極海における耐サワーガス海底ラインパイプ用鋼板として、現地溶接性に優れ、しかも耐 HIC、耐 SSC 性などの環境腐食にも優れた API 5L-X60 鋼板を開発し、22.2~38.1 mm 厚で約 50 000 t の製造を行った。開発にあたって、とくに困難であった点は、22.2 mm、23.8 mm 厚で割れ感受性指数 (P_{CM}) が 0.150 以下の化学組成で API 5L-X60 の強度を満足させることにあったが、制御圧延および制御冷却プロセスを適用することにより所定の特性を有する鋼板が得られた。また、耐 HIC、耐 SSC 特性も、極低 P、S とすることにより満足する結果が得られた。27.0~38.1 mm 厚の厚板についても、Mo 添加で特性を満足した。本報はこの鋼板の開発に到る経緯と、製造実績を述べたものである。

Synopsis:

A steel was developed and applied to the production of plates for UOE line pipes which are used to transport sour oil in the North Sea. The steel plates 22.2 to 38.1 mm thick were made of API 5L-X60 and weigh 50 000 tons in total. The most critical and the most difficult requirements to be met follow: The P_{CM} which is an indicator of the susceptibility to weld cracking should be as low as 0.150% for plates 22.2 and 23.8 mm thick. These requirements were unable to be satisfied by the ordinary manufacturing process. Only the thermo-mechanical control process (TMCP) and the fine steel making process were able to do it. The present paper describes the details of the steel plate manufacturing processes and the properties obtained.

1 緒 言

石油あるいは天然ガス輸送用の大径管ラインパイプは十数年前より製造を行っており、エネルギー需要の増大にともない生産量を増加させ、多くの実績を重ねてきた。

ラインパイプ用鋼板の多くは制御圧延で製造されているが、この間にパイプに対する要求性能の高度化、すなわち、輸送圧上昇に対応した厚肉高強度化、寒冷地使用に対応した高靱性化、サワーガス輸送のための耐食性向上などの性能が求められるようになり、制御圧延による製造技術は著しく進歩してきた¹⁻³⁾。さらに、北海などの寒冷地に敷設される海底ラインパイプには、優れた現地溶接性も求められ、炭素当量や溶接割れ感受性指数 P_{CM} 値を低く抑えることが重要な課題となった。

製鋼技術の進歩により高清浄度鋼の溶製や化学組成の厳しいコントロールができるようになり、一方、厚板圧延技術の進歩では、制御圧延に加え制御冷却(いわゆる TMCP、当社では MACS—Multi-

purpose Accelerated Cooling System—と呼ぶ)による変態組織の有効な利用により低炭素化をはかり溶接性、および靱性を改善することが可能となった。

このような技術進歩を背景に、当社は北海海底石油輸送用ラインパイプを約 50 000 t 受注し、製造を行った。このうち全体の 90% がオフショアのラインパイプであり、板厚は 22.2 mm と 23.8 mm である。このオフショアのラインパイプは、海上での敷設を考慮し、溶接性の観点から P_{CM} が 0.150 以下と制限されている。一方、ラインパイプの節々に取付けられるバックルアレスター用の 38.1 mm 厚は、工場内で 22.2 mm、あるいは 23.8 mm 厚の裾管をつけることもあり、比較的化学成分の制限も緩和されている。この他、オンランドのラインパイプである 27.0 mm、30.2 mm 厚についても幾分、緩和された化学成分の制限となっている。

本報告は、このパイプ用鋼板の製造に到る検討状況および製造実績について述べる。

* 昭和61年9月20日原稿受付

2 鋼板製造条件の検討

2.1 鋼板に対する要求性能

本プロジェクトで使用される海底ラインパイプ用鋼板は API 5L 規格に加えて、以下に示すようなパイプライン施工面、使用環境面からの要求を満足する必要がある。

- (1) laying barge 上での予熱・後熱なしの施工が可能であること。
- (2) サワーオイルを輸送することが本プロジェクトの目的であり、優れた耐 HIC 特性、耐 SCC 特性をもつこと。
- (3) 50 000 t におよぶ大量のパイプ用素材を制御圧延—制御冷却プロセスにより安定生産するため、材質ばらつきが小さく、冷却後の鋼板の形状が優れていること。

鋼板に対する要求性能を Table 1 に示す。

Table 1 Specifications (for pipe)

Tensile Properties*			Impact	DWTT	Hardness at welded joint (HV)	HIC (BP sol.)	P_{CM} **
YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	vE_{20} (Joule)	SA_{weld} (%)			
414 516	517 647	≥29	Av. ≥42 Any ≥30	≥75	≤248	CSR=0%	≤0.150 (22.2, 23.8 mm) ≤0.160 (27.0, 30.2 mm) ≤0.180 (38.1 mm)

* For both L and C directions

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

2.2 成分設計の考え方

成分設計のポイントは溶接施工、耐 HIC・耐 SCC 特性から要求される低 P_{CM} 、低 C、低 Mn という限定のもとで強度確保を図ることにある。また大量の鋼板を安定生産するためには成分設計の面からも加速冷却条件の変動に対する材質のばらつきの減少を図る必要がある。成分設計に対する考え方をまとめると以下のようになる。

- (1) 予熱・後熱なしの溶接施工を実現し、優れた耐 HIC・耐 SCC 特性を得るため、極低 P_{CM} (板厚 23.8 mm 以下では 0.150% 以下)、低 Mn (板厚 23.8 mm 以下では 1.20% 以下)、極低 P (80 ppm 以下)、極低 S (15 ppm 以下) という要求を満足する必要がある。
- (2) C、Mn 量の減少により高温でのフェライト変態を促進し、残留オーステナイト部に C を濃化させ、オーステナイト相を安定化しマルテンサイト生成温度を低下させることにより、冷却条件の変動にともなう材質のばらつきを減少させる。
- (3) 低 P_{CM} 、低 C、低 Mn 化にともなう強度低下分を補償するため、Cu、Ni、Nb、Ti および V を複合添加し、さらに必要により Mo を加えることにより強度確保をはかる。

Fig. 1 はモデル圧延機とモデル冷却装置を用いた実験により求めた低 C 低 Mn 鋼の引張強度の加速冷却時における冷却停止温度依存性を 3 種類の高 Mn 鋼と比較したものである。低 C 低 Mn 化によりマルテンサイト生成温度域が 100°C 程度低温側に移動するため、450°C 近傍における冷却停止温度の変動に対する強度変化はきわめて小さい。

2.3 制御圧延および制御冷却条件

上記に示すような低 C-低 Mn-Cu-Ni-Nb-V-Ti(Mo) 系の成分で

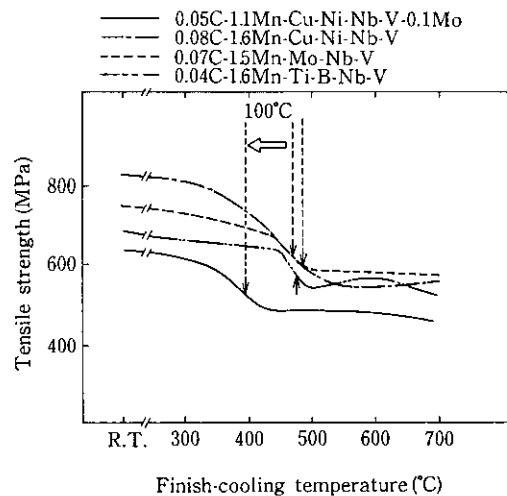


Fig. 1 Comparison of tensile strength-finish cooling temperature dependence of low Mn steel with those of high Mn steels

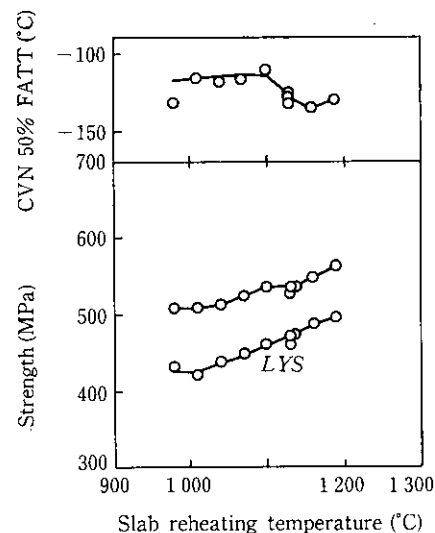


Fig. 2 Change in mechanical properties with slab reheating temperature

要求性能を満足するためには加熱、圧延および冷却条件の最適化が必要である。制御圧延および制御冷却条件の材質への影響をまとめると以下のようになる。

(1) 加熱条件

Nb, Ti, V の炭窒化物を完全に固溶する条件に加熱し、これらの炭窒化物を圧延および冷却時に微細析出させることにより強度上昇を図るが、低温靱性を確保するため初期オーステナイト粒径の粗大化を防止するように加熱温度の上限を決める。Fig. 2 は降伏強さ、引張強さとシャルピー破面遷移温度に及ぼす加熱温度の影響を示す。1180°C までは靱性を損うことなく強度が上昇するため、加熱温度の上限を 1180°C とした。

(2) 圧延条件

フェライト粒の微細化を目的にオーステナイト中への格子欠陥の導入によるフェライト核形成サイトの増加、さらにフェライト変態開始温度 (A_{r3}) の上昇によるフェライト変態の促進を図るため、未再結晶域圧下率を 65% 以下とした。一方、耐 HIC の

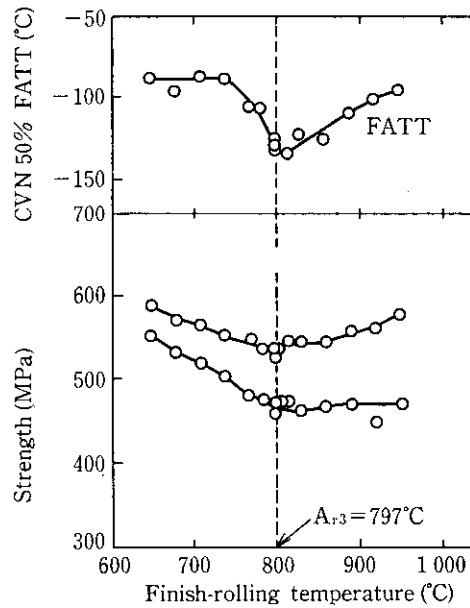


Fig. 3 Change in mechanical properties with finishing-rolling temperature

観点から2相域圧下率は30%以下に制限し、望ましくは2相域圧延を回避する条件を選択した。圧延終了温度が低下した場合に圧延終了後冷却開始までに急速に変態が進行し、加速冷却による強度上昇効果が小さくなる。Fig. 3は強度および靱性に及ぼす圧延終了温度の効果を示したものである。靱性確保の面からは圧延終了温度、ひいては冷却開始温度の下限を A_{r3} 点とすることが有効である。

(3) 冷却条件

冷却後の組織を微細フェライト+微細ベイナイト組織にするため、冷却速度の下限と冷却停止温度の上限を決定する。Fig. 4, 5はシャルピー破面遷移温度と降伏強さおよび引張強さに及ぼす冷却停止温度の効果を示したものである。Mo無添加材、Mo添加材のいずれも450°C近傍の冷却停止温度範囲において、強度および靱性ともにきわめて安定である。Fig. 6, 7は冷却速度の強度および靱性に及ぼす影響を示したものであり、冷却速度13~

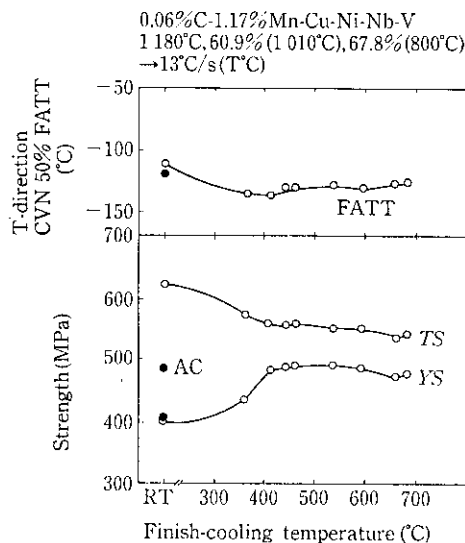


Fig. 4 Change in mechanical properties with finishing-cooling temperature (Mo-free steel)

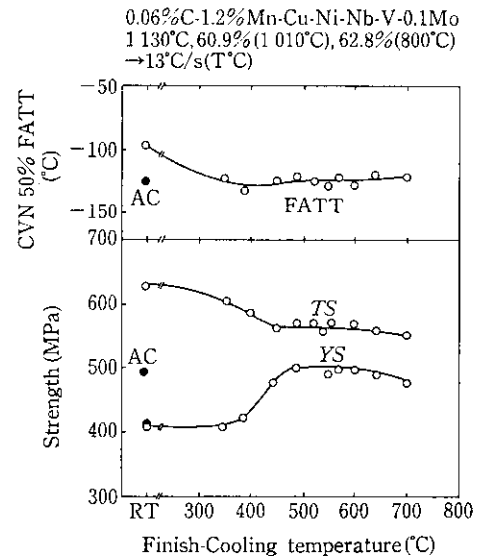


Fig. 5 Change in mechanical properties with finishing-cooling temperature (Mo-bearing steel)

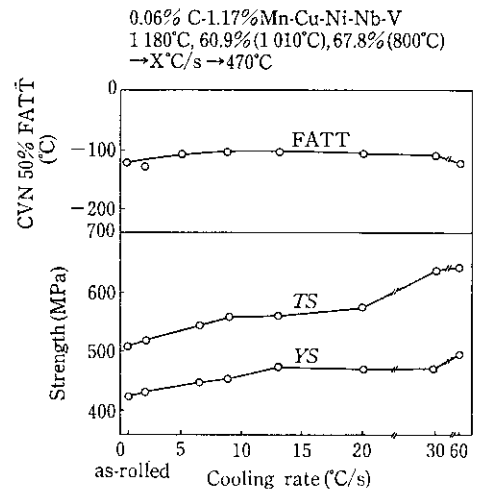


Fig. 6 Change in mechanical properties with cooling rate (Mo-free steel)

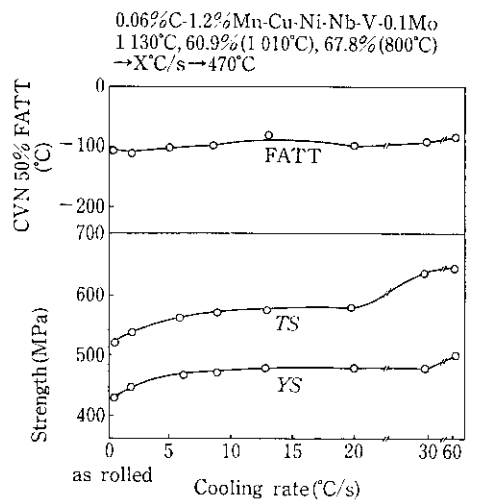


Fig. 7 Change in mechanical properties with cooling rate (Mo-bearing steel)

20°C/s の範囲における変動はきわめて小さいことがわかる。

3 鋼板の製造

3.1 製造条件

前項に示した研究段階でのモデル圧延機により得られた結果に基づき実機の場合の化学組成および製造条件を検討した。

本鋼の製造プロセスを Fig. 8 に示す。耐 HIC と耐 SSC 特性の観点から、P は 0.008% 以下、S は 15 ppm 以下の極低極低硫鋼とする必要があり、2 次精錬としては、LF (Ladle furnace)-FI (Flux injection)-真空脱ガスのプロセスとした。

化学組成は板厚 22.2 mm および 23.8 mm については Mo フリーとし、板厚 27.0 mm 以上については Mo 添加とした。Table 2 に目標組成を示す。Mo フリーの場合、強度確保の点からスラブ加熱温度を高める必要があり、一方加熱温度が高くなると靱性とくに落重特性が劣化するため、両者のバランスを考慮し、設定温度 $\pm 5^\circ\text{C}$ という狭い範囲で管理した。また、圧延終了温度は、耐 HIC 特性を考慮し 2 相域での圧延を極力なくするという観点から A_{rs} 点近傍とした。この A_{rs} 点近傍で圧延を終了し、その後制御冷却した場合の、冷却開始温度と引張強さの関係を示す実機のデータを Fig. 9 に示す。この図から明かなように、冷却開始温度の上昇とともにポリゴナルフェライトの変態時間は小さくなり引張強さは上

昇している。これは本鋼のように低 C 低 Mn 鋼の場合、圧延後冷却開始までの時間におけるフェライトの核形成頻度が大きいことおよびその成長が速いことにより、とくにその傾向が顕著になると考えられる。一方、落重特性は圧延仕上温度の上昇とともに劣化する傾向にある。すなわち、2 相域圧延によるセパレーションの発生がないため、落重特性が見かけ上劣化するものとみられる。したがって、圧延終了温度についても、強度、落重特性のバランスから A_{rs} 点を中心とするきわめて狭い範囲での管理が要求される。

Mo を添加した板厚 27 mm~38 mm の厚物の場合は、Mo 添加により比較的強度確保が容易であるので、スラブ加熱温度を低下し、落重特性の確保をはかった。圧延終了温度については、Mo フリーと同様耐 HIC 特性、強度、靱性のバランスから A_{rs} 点を中心とした温度に管理した。

さらに、50 000 t に及ぶ大量のパイプ用素材を短期間に安定生産するため、材質のばらつきを小さくし、冷却後の鋼板の形状を優れたものとする必要があるが、制御モデルを駆使し、プロセスコンピュータを組合せることにより完全自動運転を達成した。制御モデル

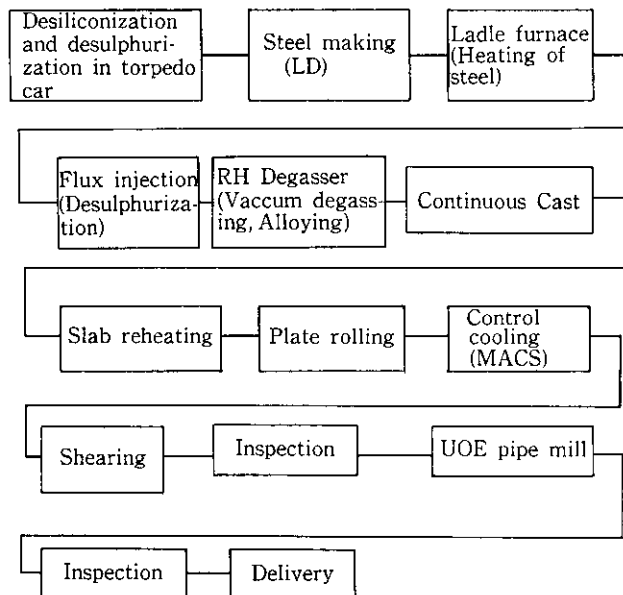


Fig. 8 Manufacturing Process

Table 2 Chemical composition (Aiming) (wt %)

Thickness	C	Si	Mn	P	S	Others	P _{CM}
22.2 mm, 23.8 mm	0.06	0.25	1.17	≤0.008	≤15 ppm	V, Nb, Ti, Al, Ca	0.147
27.0 mm, 30.2 mm	0.06	0.25	1.20	≤0.008	≤15 ppm	V, Nb, Mo, Ti, Al, Ca	0.155
38.1 mm	0.07	0.25	1.30	≤0.008	≤15 ppm	V, Nb, Mo, Ti, Al, Ca	0.171

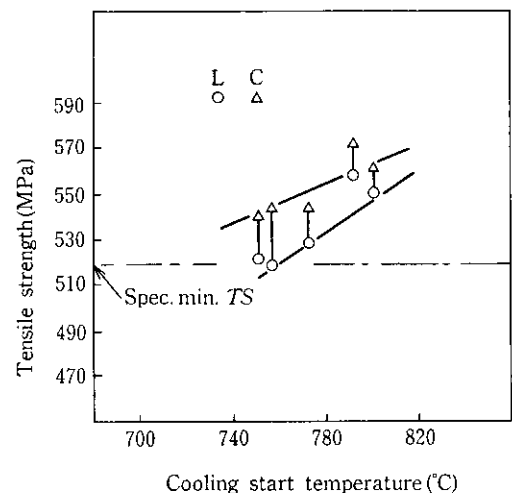


Fig. 9 Correlation between cooling start temperature and tensile properties

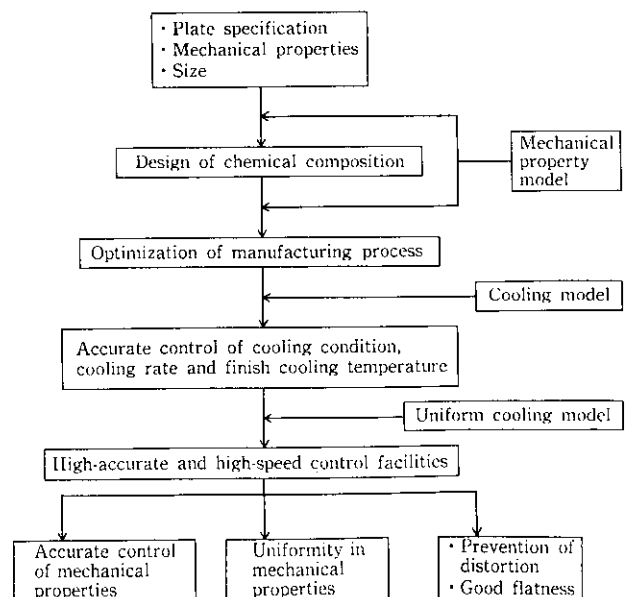


Fig. 10 Block diagram of on-line control model for mechanical properties

は材質制御モデル⁴⁾、鋼板温度予測モデル⁵⁾、均一冷却モデル⁵⁾の3つのモデルから構成されており、高品質で均質な鋼板を製造するための最適条件を実現している。材質制御システムの構成を Fig. 10 に示す。

3.2 製造実績

板厚 22.20 mm および 23.80 mm 材の化学組成の実績を Fig. 11 に示す。 P_{CM} は 0.138~0.150 の範囲にあり、非常に良好な精度に管理されている。Fig. 12 および 13 は極厚 22.20 mm と 38.10 mm 材の機械的性質の実績を示したものであるが、要求仕様を十分満足するレベルであり、そのうえ、ばらつきも少ない。これは、化学成

分値のばらつきが非常に少ないことおよび、本化学組成では、冷却停止温度に影響されにくいことによるものと考えられる。Fig. 14 は板厚 22.2 mm の鋼板内の強度分布を調べた結果を示したものである。板内の強度のばらつきは小さく、最大が 2 kgf/mm² 程度である。すなわち、本鋼板の製造条件では、板内、板間ばらつきが非常に少ないことが確認された。Photo 1 は板厚 22.2 mm の Mo フリー材と板厚 38.1 mm の Mo 添加材の光学顕微鏡組織を示したものである。いずれも均一なフェライト-ペイナイト組織となっている。

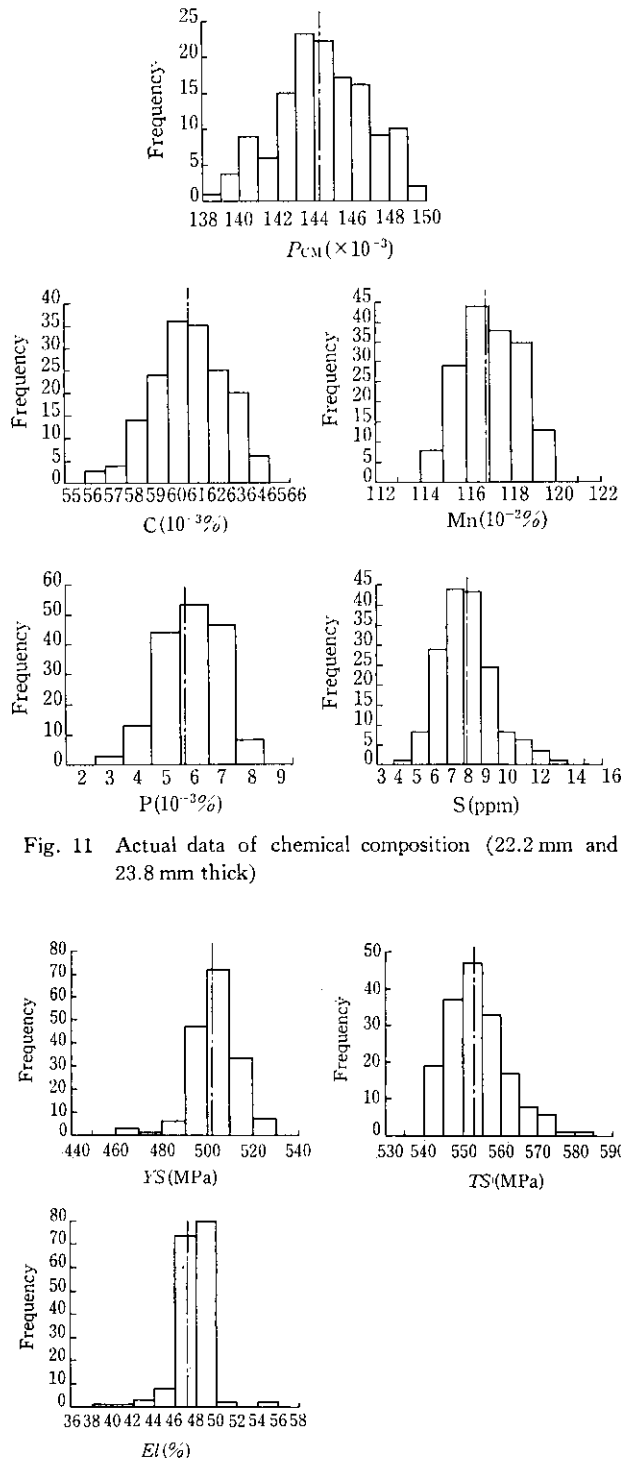


Fig. 11 Actual data of chemical composition (22.2 mm and 23.8 mm thick)

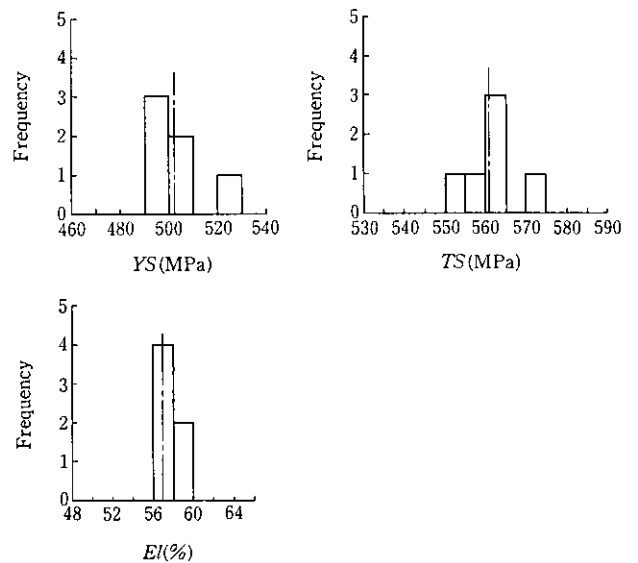


Fig. 13 Actual data of mechanical properties (38.1 mm thick)

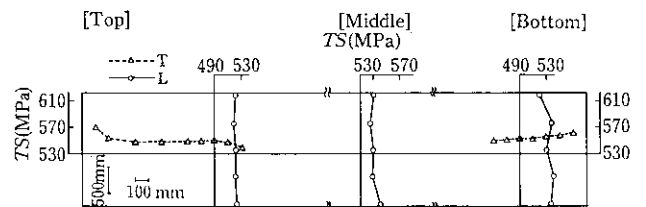


Fig. 14 Distribution of tensile strength

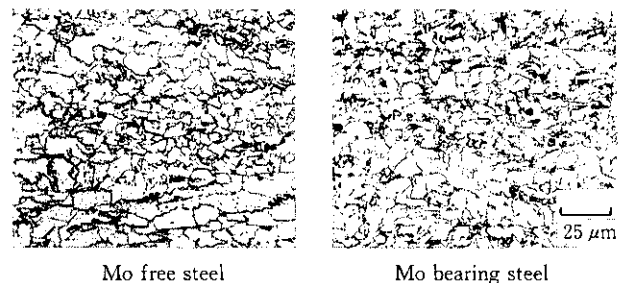
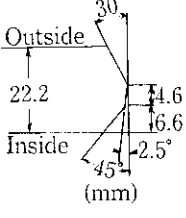
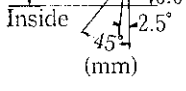


Photo 1 Microstructure

4 造管結果

UOE プロセスによる造管は、当社千葉製鉄所大径管工場で実施した。内・外面各1層の4電極サブマージアーク溶接の溶接材料(ワイヤ、フラックス)は溶接金属そのものの強度および靱性の確保と比較的小入熱の自動 MIG 溶接による周継ぎ後の硬さ保証 (HV

Table 3 Joint geometry and welding condition (22.2 mm thick)

Joint geometry	Welding condition				
	Electrode	Current (A)	Voltage (V)	Speed (m/min)	Heat input (kJ/cm)
	1	1 030	35	1.47	48.1
	2	860	38		
	3	720	38		
	4	570	38		
	1	1 130	35	1.47	52.7
	2	960	38		
	3	790	38		
	4	610	38		

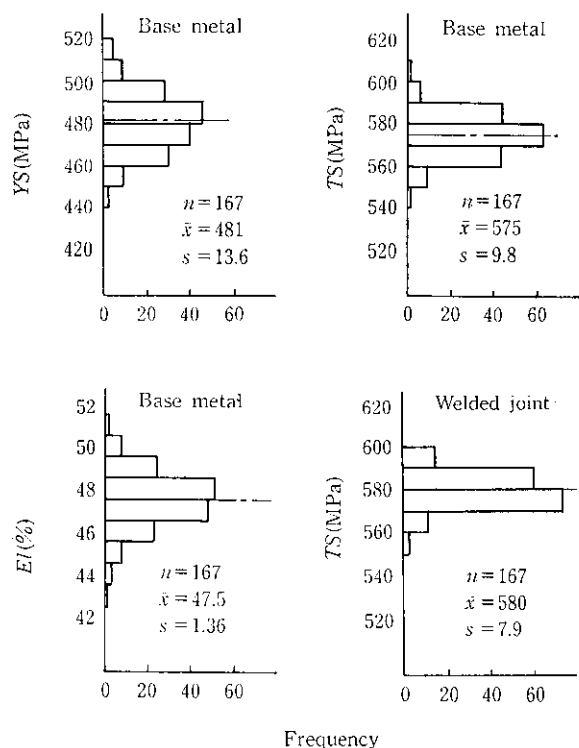
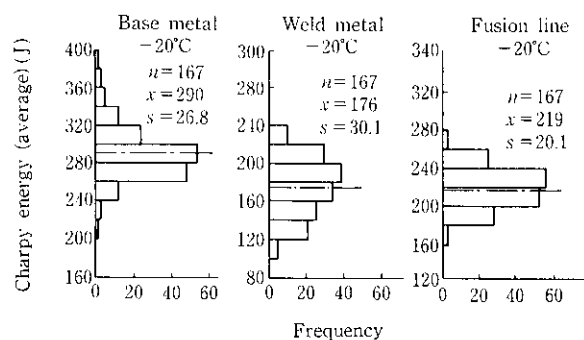
Fig. 15 Transverse tensile test results ($t=22.2$ mm) on the UO pipes

Fig. 16 Charpy impact test results (2 mm V, 10×10) on the UO pipes

≤248) をするため, 新たに開発したものをを用いた。Table 3 に開先形状と溶接条件を示す。Fig. 15, 16 および 17 に製造した肉厚 22.2 mm の鋼管の機械的特性を一例として示す。機械的性質は鋼板の場合と同様にばらつきも少なく安定しており, 要求特性を満足している。本鋼管は, オフショアのサワサービス用のラインパイプとして製造したものであり, 鋼管の主サイズは 714.4 mmOD×22.2 mm WT×11.9~12.5 mL である。この鋼管の寸法測定結果を, Fig. 18 に示す。真円度等の寸法精度も従来の CR 材と同等レベルであり, 鋼板内の材質の均一性を裏付けている。また, 水素誘起割れ試験では, NACE スタンダード TM-02-84 の条件で割れはまったく検出されなかった。

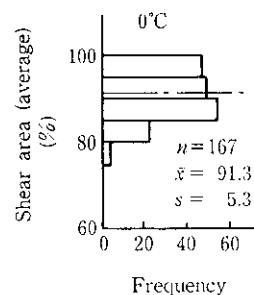


Fig. 17 DWTT results on the UO pipe

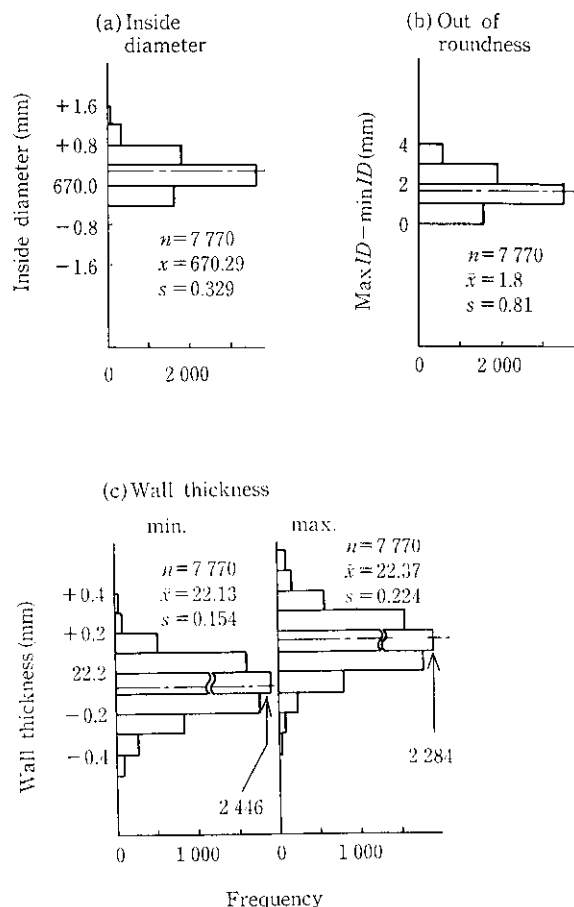


Fig. 18 Dimensional measurement results of the UO pipes (end-A)

5 結 論

今回、北海域の石油輸送用海底ラインパイプを約 50 000 t 製造したが、その実績をまとめると以下ようになる。

- (1) 制御圧延および制御冷却 (MACS) プロセスを適用することにより、板厚 22.2 および 23.8 mm については P_{CM} 0.150% 以下の低い組成で API 5L-X60 鋼板の安定製造が可能であった。また造管後の特性も要求特性を十分満足した。
- (2) 鋼板の P_{CM} を低く抑えたこと、さらにサブマージーク溶接についても新たに開発した材料を用いたことにより、比較的小入熱が適用される周溶接部の硬さも HV で 248 以下を保証

できることが確認された。

- (3) Mn を低く抑えたこと、また P, S をそれぞれ 0.008% 以下、15 ppm 以下というきわめて低いレベルに管理したことにより、造管後の水素誘起割れ試験においても、割れはまったく検出されなかった。
- (4) バックルアレスターとして用いられる板厚 38.1 mm 材についても Mo の添加により、 P_{CM} が 0.180% という低い組成においても、十分要求特性を満足する結果が得られた。

以上の特性に示されるように、低 P_{CM} でしかも厚肉の API 5L-X60 鋼板が、制御圧延および制御冷却プロセスを用いることにより安定して、しかも大量に生産することができた。

参 考 文 献

- 1) 寺崎富久長, 橋本 保, 小溝裕一: 住友金属, 37 (1985) 3, 290
- 2) 為広 博, 武田哲雄, 山田直臣, 松田昭一, 山本広一: 製鉄研究, No. 316 (1984), 26
- 3) 松本和明, 赤尾一孝, 平 忠明, 有方和義, 新倉正和, 長縄 裕: 日本鋼管技報, No. 110 (1985), 39
- 4) Y. Saito, M. Tanaka, T. Sekine and H. Nishizaki: Proc. of Internal Conf. on High Strength Low Alloy Steels, Wollongong (Australia), Aug (1984), p28~32
- 5) S. Tezuka, M. Kimura, Y. Saito, T. Sekine and K. Kissei: Proc. of 4th IFAC Conference on Distributed Parameter System, Los Angels (USA), 30 June-3 July (1986)