

# 耐ひずみ時効特性に優れた高強度高変形ラインパイプの開発

## Development of High Deformability Linepipe with Resistance to Strain-aged Hardening by Heat Treatment On-line Process

岡津 光浩 OKATSU Mitsuhiro JFE スチール スチール研究所 厚板・形鋼研究部 主任研究員(課長)  
鹿内 伸夫 SHIKANAI Nobuo JFE スチール スチール研究所 厚板・形鋼研究部長・工博  
近藤 丈 KONDO Joe JFE スチール 西日本製鉄所 鋼材商品技術部溶接管室長

### 要旨

地震地帯や不連続凍土地帯において、地盤変動による変形を受けても座屈、および、その後の延性破壊が起こりにくいことを特長とする、高強度高変形ラインパイプを開発した。さらに、開発したラインパイプは、240°C までの加熱を行うことで生じるひずみ時効硬化を抑制しうするため、パイプ外面コーティングによる応力-ひずみ曲線の変化が小さく、優れた変形性能を維持する。高変形性能を達成するための鋼の 2 相組織制御、および、ひずみ時効硬化抑制のための合金炭化物析出による固溶 C の低減は、加速冷却とその後のオンライン加熱を組み合わせた新しい厚板製造プロセスによって達成される。試作した API 5L X100 ラインパイプは、UOE 成形した状態、および、240°C の外面コーティング後いずれも 85% 以下の降伏比および 6% 以上の一様伸びを示し、優れた変形性能を有することを実証した。

### Abstract:

High strength linepipes with excellent deformability have been developed. These linepipes have higher buckling strain limit to prevent local buckling or ductile fracture caused by the ground movement at permafrost by the ground or seismic region. Furthermore, strain-aged hardening can be suppressed by these linepipes, so that they can keep their excellent deformability after reheating for external pipe coating. Both dual phase microstructure control for deformability and the reduction of solute C through promotion of carbides precipitation in order to suppress strain-aged hardening can be achieved by applying Heat-treatment Online Process (HOP) subsequently after accelerated cooling process in plate rolling. Trial production for API 5L X70, 80, and 100 linepipes was conducted. And the X100 linepipe shows both enough low  $Y/T$  ratio and high uniform elongation not only as UOE formed but also after reheating at 240°C for fusion bond epoxy coating.

### 1. はじめに

近年の長距離パイプライン設計の検討において、内圧増加にともなう輸送効率の向上、および、薄肉化による円周溶接作業の効率化の観点から、高強度ラインパイプの適用により、格段のコストダウンが図れることと見積もられている。一方、パイプラインの敷設地域は、寒冷地、地震地帯、深海、あるいは、硫化水素ガス環境といった過酷な地域へと広がっている。その結果、高強度化と合わせて、低温靱性、高変形性能、および、耐サワー性能といった要求がなされる。現在、特に地震地帯および不連続凍土地帯に

おけるパイプライン敷設設計に関する検討がさかんに行われている。これらの地域では、地盤変動による大規模なラインパイプの塑性変形が発生することが予期される。最近では、これらの地震地帯および不連続凍土地帯におけるパイプライン敷設に用いる、ひずみベース設計と呼ばれる新しい設計手法が開発された<sup>1)</sup>。この考え方によると、ラインパイプは高い圧縮および引張ひずみに耐える高い変形性能が必要とされる。たとえば、圧縮変形時の終局状態は座屈であり、ラインパイプは十分な耐座屈性能を有する必要がある。**Fig. 1** に従来のパイプの外径 ( $D$ ) と管厚 ( $t$ ) の比とパイプの限界座屈ひずみとの関係を示す<sup>2)</sup>。一般的に、限界座屈ひずみはパイプ形状に依存し、 $D/t$  比が小さいほど限界座屈ひずみが増加する。すなわち、大規模な地盤変動が予測される地域においては、ラインパイプの管厚を内

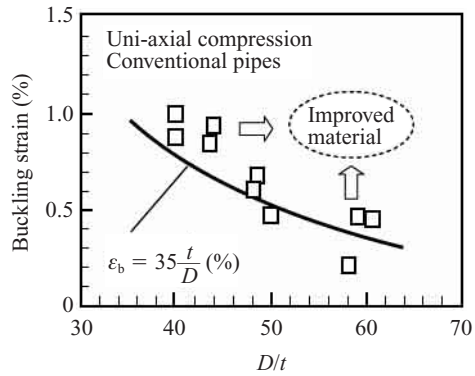


Fig. 1 Relationship between buckling strain by axial compression and pipe diameter to thickness ratio ( $D/t$ )

厚で決定される値より厚くする設計が行われる。さらに、一般的に鋼の高強度化にともない、一様伸びの減少など、変形性能は低下する。この結果、パイプライン敷設において、利益効果が見込まれるにもかかわらず、高強度ラインパイプの適用が難しいとされてきた。以上の背景をもとに、地震、あるいは、不連続凍土地帯において高強度化にともなう利益効果を得るため、高い耐座屈性能を有する高強度・高変形ラインパイプの開発を行う必要がある。

ラインパイプの限界座屈ひずみを向上させるために、鋼の応力-ひずみ曲線を連続降伏型とし、さらに高  $n$  値 ( $n$  値: 加工硬化係数) とすることが有効であると知られている<sup>2)</sup>。そして、鋼の加工硬化特性は鋼のマイクロ組織により変化し、軟質相と硬質相からなる 2 相組織とすることで高い加工硬化特性を得ることができる。この 2 相組織における形態を含めた最適状態を導出するための解析シミュレーションによる研究がなされ<sup>3,4)</sup>、軟質な第 1 相と硬質な第 2 相の強度差が大きくなるほど高  $n$  値化することが判明している。

一方、ラインパイプの防食も重要な課題であり、近年では FBE (fusion bond epoxy) コーティングのような膜厚の厚い外面コーティングが施されるのが一般的である。そして、ラインパイプの外面コーティング時には、コーティング材を硬化させる温度まで鋼管を加熱する。この加熱時にひずみ時効硬化現象により鋼管の降伏強度が上昇することが、最近の研究で明らかとなった<sup>5)</sup>。この結果、鋼管の降伏比 (YS/TS) が上昇し、変形性能が低下する可能性がある。このため、外面コーティング時の加熱後も高い変形性能を維持することも重要な課題である。

以上の課題を解決すべく、ベイナイト母相中に硬質な MA (martensite austenite constituent) を分散させる新しい鋼の 2 相組織制御技術を確認し、耐ひずみ時効硬化特性にすぐれた高変形ラインパイプ用鋼の開発を行った。開発鋼は加速冷却と誘導加熱型オンライン熱処理プロセス HOP (Heat-treatment Online Process) の組み合わせにより製造することができる。本報では、HOP 適用による鋼のマイクロ組織制御および耐ひずみ時効硬化特性を得るための冶金的

な考え方を議論するとともに、HOP を適用して試作した API (アメリカ石油協会) 規格で X70 ~ X100 グレードの高変形ラインパイプについて、マイクロ組織の特長および機械的性質について紹介する。

## 2. オンライン熱処理による鋼の 2 相組織制御

### 2.1 実験方法

硬質第 2 相を含む 2 相組織鋼が引張試験において高  $n$  値を示すことが知られており<sup>3,4)</sup>、MA をこの硬質第 2 相として用いることで高変形性能を得ることができると考えられる。このため、ある一定量の体積分率で鋼中に MA を分散させることが重要である。MA は高張力鋼のマイクロ組織中にはよく見られる相で、特に、TMCP (thermo-mechanical control process) によって製造される高グレードラインパイプ用鋼のベイナイト組織中に存在している。鋼中の炭素量を増加させることにより、この MA 体積分率は増大するが、同時に溶接性および靱性の劣化につながる。よって、従来 TMCP 条件で鋼中炭素量を増やすことなく MA 体積分率を増加させることは困難であった。

そこで、MA を含む 2 相組織鋼を得るために、加速冷却直後の加熱処理について実験を行った。Table 1 に供試鋼の化学組成を示す。C 量を従来ラインパイプと等しい 0.06% とし、Nb を添加した鋼である。この鋼を用い、2 種類の異なる条件で熱間圧延実験を行い、15.6 mm の鋼板を作製した。Fig. 2 に熱間圧延時の TMCP 条件を模式的に示す。従来 TMCP 条件では、オーステナイト未再結晶領域で累積 75% の熱間圧延を行った後、引き続き Ar3 温度より高い温度から加速冷却を施し、所定の温度で冷却停止し以降空冷した。一方、オンライン加熱 (HOP) 条件では、熱間圧延および加速冷却条件については従来 TMCP 条件と同一とした。そして、ベイナイト変態開始温度より低い温度で加速冷却を停止した後、加速冷却装置の後方に設置した誘導加熱装置<sup>6)</sup>にて直ちに急速加熱を行った。得られた鋼板より

Table 1 Chemical compositions of the steel used

							(mass%)
C	Si	Mn	P	S	Nb	Others	
0.06	0.2	1.8	0.01	0.001	0.04	Cu, Ni, Mo, Ti	

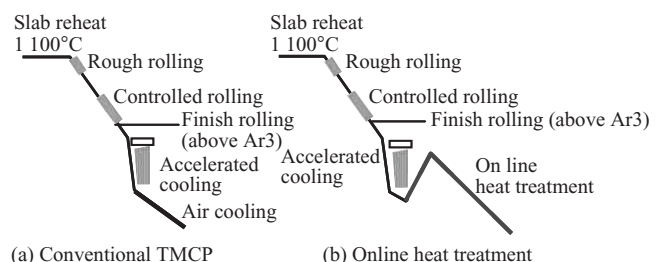


Fig. 2 Schematic illustration of TMCP conditions in plate production test

板長手方向に平行な断面について、マイクロ組織を調査した。MAを明確に判別するため、2段エッチング処理を施した後、走査型電子顕微鏡（scanning electron microscope : SEM）にてマイクロ組織観察を行った。2段エッチング処理により、SEM画像上でMAは白色の粒子として観察することができる。

次に、作製した鋼板を用いて外径914 mmのラインパイプをUOEプロセスにて製造し、管長手方向よりAPI全厚引張試験片を採取して引張特性を調査した。なお、応力-ひずみ曲線における $n$ 値の計算は引張ひずみ0.5～1.5%の範囲で行った。

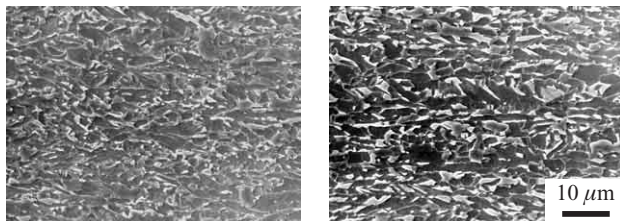
## 2.2 実験結果

**Photo 1** に従来TMCP条件およびHOP条件で作製した鋼板のマイクロ組織のSEM観察結果を示す。従来TMCP条件材は、少量のMAを含むベイナイト組織を呈している。一方、HOP条件材は、ベイナイト組織中に微細かつ多量のMAが存在していることが分かる。画像解析の結果、このHOP条件材のMA体積率は7%であった。

**Table 2** に、作製したUOEパイプの長手方向引張特性を示す。いずれのパイプも同等の引張強度を示し、API 5L X80規格の引張強度を満足した。しかし、MA体積分率が多いHOP条件材の方が、降伏比が低く、一様伸び、 $n$ 値についても従来TMCP条件材より高い値を示した。

## 2.3 オンライン熱処理によるMA生成メカニズム

**Fig. 3** にHOP条件での製造プロセスにおける鋼の変態にともなうマイクロ組織形成挙動を模式的に示す。HOP条件材のマイクロ組織形成は3段階に分けて考えられる。すなわち、第1段階は加速冷却停止直後で、この時マイクロ組織は



(a) Conventional TMCP (b) HOP process

Photo 1 SEM microphotographs of the steels

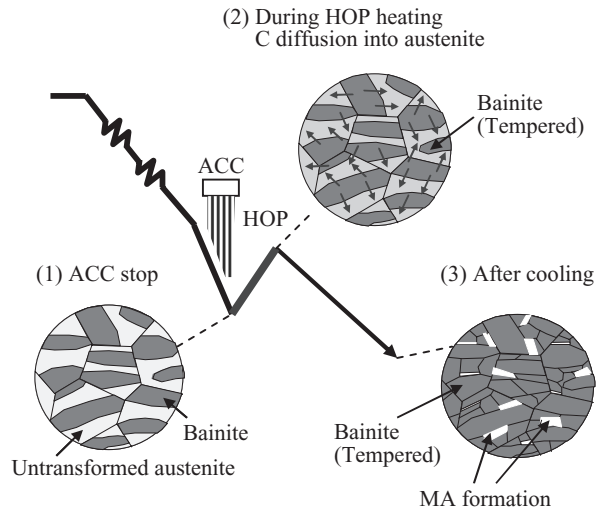


Fig.3 Schematic illustration of microstructure change in the HOP process for dual phase control

加速冷却によって変態生成したベイナイトと、未変態のオーステナイトの2相状態となっている。第2段階は、オンライン熱処理設備による再加熱時である。すでに変態生成しているベイナイトは加熱によって焼もどしが施されると同時に、ベイナイト中に固溶しているCが未変態のオーステナイトに拡散すると考えられる。よって、加熱終了時には、加速冷却終了時に比べオーステナイト中のC量が増加していると考えられる。そして、第3段階であるオンライン加熱後の空冷過程において、Cが濃化した未変態オーステナイトより、MAが変態生成すると考えられる。

## 2.4 MAの強度・靱性に及ぼす影響

鋼中のMA体積分率は前述の通り、鋼の化学組成、TMCP条件における加速冷却およびオンライン加熱条件によって変化する。MA体積分率変化による鋼の引張特性および靱性に及ぼす影響を調べるため、研究室小型圧延実験を行って試料を作製し、引張試験およびシャルピー衝撃試験を行った。供試鋼の基本組成を0.05%C-0.2%Si-1.5%Mn-0.01mass%Moとし、Mn量およびMo量を増加させた研究鋼塊を準備して、熱間圧延-加速冷却-オンライン加熱実験を行った。得られた研究圧延実験材のMA体積分率は0～7%であった。

Table 2 Longitudinal tensile properties of the pipes by conventional TMCP and HOP process

Process	Dimensions			Longitudinal tensile properties				
	OD (mm)	WT (mm)	$D/t$	YS (MPa)	TS (MPa)	$Y/T$ (%)	uEl* (%)	$n$ -value
Conventional TMCP	813	15.6	52	564	657	86	9.8	0.09
HOP process	813	15.6	52	548	684	80	12.2	0.12

OD: Outer diameter YS: Yield strength  
 WT: Wall thickness TS: Tensile strength  
 $D/t$ : OD/WT  $Y/T$ : YS/TS × 100  
 \* uEl: uniform elongation

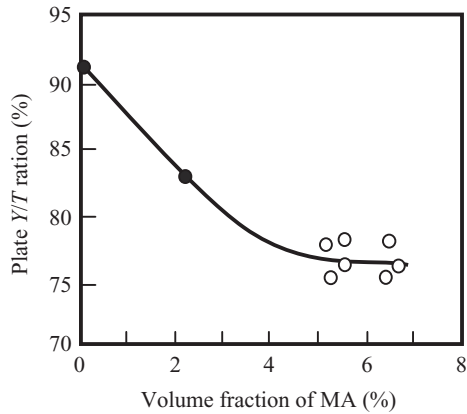


Fig. 4 Effect of volume fraction of MA on plate Y/T ratio

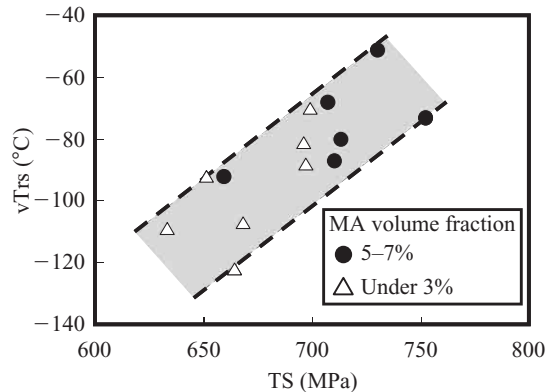


Fig. 5 Relationship between transition temperature on Charpy test and tensile strength

Fig. 4 に鋼板の降伏比に及ぼす MA 体積率の影響を示す。MA 体積率の増加にともない、鋼の降伏比が低下する。耐座屈性能確保の観点から、鋼板において 80% 以下の降伏比を得るためには、MA 体積率を 5% 以上とする必要があることが分かる。

Fig. 5 に、鋼板の引張強度とシャルピー衝撃試験における延性-脆性遷移温度 (vTrs) の関係を示す。MA 体積率 3% 以下の鋼と、MA 体積率が 5~7% の鋼の強度-靱性バランスは変わらないことが分かる。従来、MA は硬質かつもろい相であるため、特に鋼の溶接熱影響部 (heat affected zone : HAZ) において、脆性破壊の起点になると考えられていた。しかし、Photo 1 に示すように、HOP 条件で得られたベイナイトと MA からなる 2 相組織鋼中の MA の形状は塊状を呈しており、HAZ 中で問題となる細長い形状の MA とは形状が大きく異なることから、脆性破壊の起点とはなりにくく、その結果、靱性への悪影響は少ないと考えられる。

### 3. ベイナイト中に MA が微細分散した 2 相組織鋼のひずみ時効挙動

#### 3.1 外面コーティングによるひずみ時効硬化

ひずみ時効硬化現象は、鋼中の固溶 C と転位の相互作用

により生じるといわれている。すなわち、熱間圧延後の加速冷却による変態で生成した転位、および UOE プロセスによるパイプ形状への冷間成形で導入された転位に、加熱によって熱活性化した固溶 C が固着することで、降伏強度が上昇すると考えられている。そして、UOE プロセスで製造されたラインパイプは、外面コーティング時の加熱後に降伏強度が上昇すること<sup>5,7)</sup>、加速冷却停止温度を低くすることで高強度化を行ったラインパイプ用鋼ほど、ひずみ時効硬化が顕著であることが報告されている<sup>7)</sup>。これは、加速冷却停止温度を低くすることにより低温で変態生成するベイナイトの方が、相変態時に導入される転位密度が高く、かつ C の固溶量が多くなるため、外面コーティング時の加熱によってひずみ時効硬化が生じやすくなるためである。

#### 3.2 外面コーティング模擬加熱シミュレーション試験

ひずみ時効硬化挙動を評価するため、2 章で紹介した従来 TMCP 条件で製造した鋼管、および HOP 条件で製造した鋼管を用い、外面コーティング時の加熱を模擬した熱処理実験を行った。それぞれの鋼管長手方向に熱処理用試料を採取し、塩浴炉を用いて熱処理を実施した。特に加熱温度によるひずみ時効硬化挙動の変化を調べるために、加熱温度を 200°C、220°C、235°C の 3 水準変化させて実験を行った。熱処理を行った試料より、API 全厚矩形引張試験片を採取し、引張試験を行い、熱処理前後の降伏強度変化、および、応力-ひずみ曲線の形状の比較を行った。また、ひずみ時効硬化抑制の機構を確認するため、供試鋼管より試料を採取し、抽出残渣法にて鋼中の合金炭化物量を測定した。

Fig. 6 に、従来 TMCP 条件材および HOP 条件材の、UOE 成形した状態、および、220°C 加熱後の応力-ひずみ曲線を示す。いずれの鋼管も、UOE 成形した状態ではリューダース伸びが見られない、連続降伏型の応力-ひずみ曲線を呈した。しかし、従来 TMCP 条件材の 220°C 加熱後は、降伏強度が高く、かつ応力-ひずみ曲線中にリューダース伸びが存在した。その結果、 $n$  値も加熱前に比べ、低い値となっている。一方、HOP 条件材では、220°C 加熱後の降伏強度増加は少なく、かつ応力-ひずみ曲線が連続降伏型の形状を維持していることから、加熱による  $n$  値の低下量が従来 TMCP 条件材に比べ小さい。Fig. 7 に降伏強度に及ぼす外面コーティング模擬加熱温度の影響を示す。いずれの鋼管も、加熱温度の上昇にともない、降伏強度が増加するが、HOP 条件材の増加量は、従来 TMCP 条件材に比べて十分小さく、235°C 加熱条件時の降伏比も 85% 未満である。

以上の結果より、オンライン熱処理によって得られるベイナイト中に MA が微細分散した組織の制御を行うことでひずみ時効硬化を抑制し、外面コーティングによる加熱後

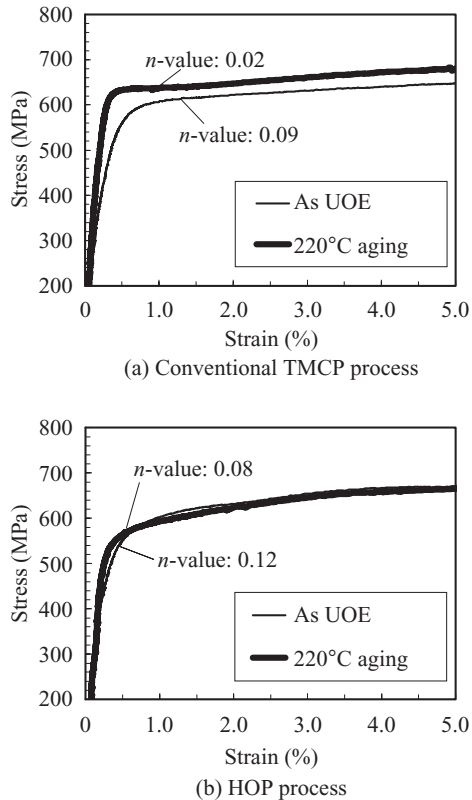


Fig. 6 Stress-strain curve before and after coating simulation test

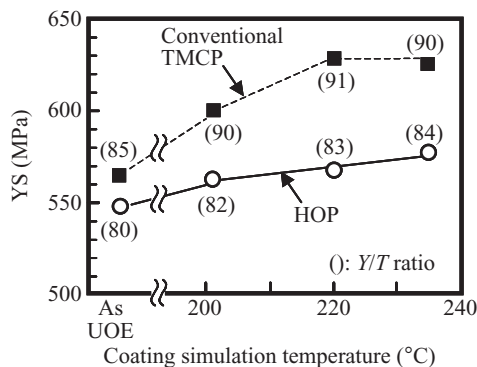


Fig. 7 Effect of simulation heating temperature on yield strength and Y/T ratio

も高い変形性能を維持することが可能と考えられる。

### 3.3 オンライン熱処理によるひずみ時効硬化抑制機構

ひずみ時効硬化は、鋼中の転位と固溶Cの相互作用によって生じることから、オンライン熱処理によって得られたベイナイト中にMAが微細分散した2相組織鋼が、ひずみ時効硬化を抑制する機構を考察するため、特に鋼中のC量について比較検討した。Fig. 8に、それぞれの鋼の抽出残渣法による鋼中合金炭化物の析出量の比較を示す。HOP条件材は従来TMCP条件材に比べ、Nb炭化物、Mo炭化物、Ti炭化物量が多い。すなわち、相対的にこれらの炭化物形成に固溶Cが消費されることから、固溶C量が少ない

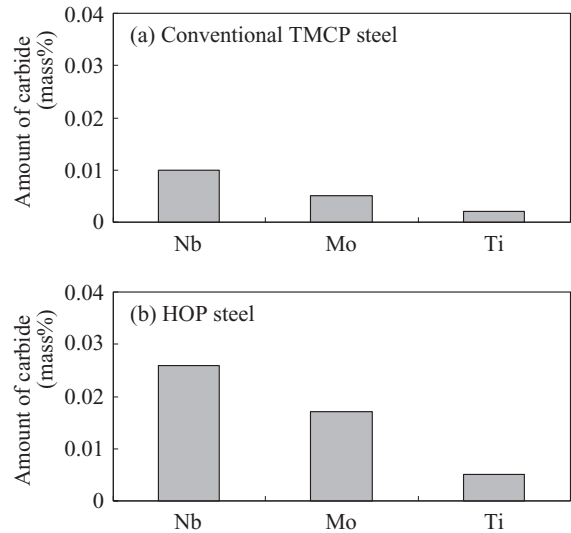


Fig. 8 Results of quantitative chemical analysis of carbide precipitation for both pipes

と考えられる。すなわち、鋼中固溶C量が従来TMCP条件で得られるベイナイト組織鋼に比べて低減される結果、ひずみ時効硬化が抑制されたと考えられる。

## 4. ベイナイト + MA 型高変形ラインパイプ試作結果

### 4.1 試作結果

以上の検討結果にもとづいてベイナイト + MA 組織制御技術を適用した API 5L X70 ~ X100 グレードのラインパイプを工場試作した。板厚 14.3 mm ~ 21.0 mm の鋼板はいずれもオンライン加熱装置 (HOP) を適用して製造された。これらの鋼板を用い、外径 762 mm ~ 1 016 mm のラインパイプを UOE プロセスにて成形した。試作材の母材化学組成を Table 3 に示す。目標強度に応じて、C 量および Mn 量を増加させた。

Photo 2 に試作した X70, X80 および X100 鋼管の母材部 SEM (走査電子顕微鏡) 観察結果を示す。いずれもベイナイト中に MA が微細分散した 2 相組織となっている。Table 4 に試作材の引張特性を示す。いずれの鋼管も API 5L 規格を満足する強度を示し、長手方向の引張試験で低降伏比、高一様伸びを示した。Fig. 9 に各鋼管の長手方向引張試験で得られた応力 - ひずみ曲線を示す。いずれの

Table 3 Chemical compositions of the steels for X70 to X100 linepipes

Grade	(mass%)						
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Other
X70	0.05	0.2	1.6	0.01	0.001	0.04	Cu, Ni, Mo, Ti
X80	0.06	0.2	1.8	0.01	0.001	0.04	Cu, Ni, Mo, Ti
X100	0.07	0.2	2.0	0.01	0.001	0.02	Cu, Ni, Mo, Ti

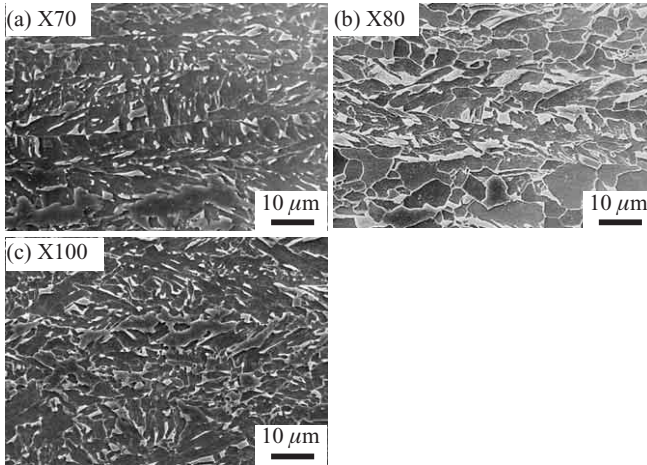


Photo 2 SEM microphotographs of the plates for grade X70 to X100

Table 4 Tensile properties of the trial production pipes

Grade	Dimension			Direction	Tensile properties*			
	OD (mm)	WT (mm)	D/t (mm)		YS (MPa)	TS (MPa)	Y/T (%)	uEl (%)
X70	1 016.0	21.0	48	Longi.	555	669	83	11.7
				Trans.	550	691	80	—
X80	1 016.0	17.5	58	Longi.	581	734	79	10.1
				Trans.	584	752	78	—
X100	914.4	14.3	64	Longi.	658	822	80	6.5
				Trans.	693	843	82	—

\* Reqtangular specimen, but uniform elongation (uEl) was measured by round bar specimen.

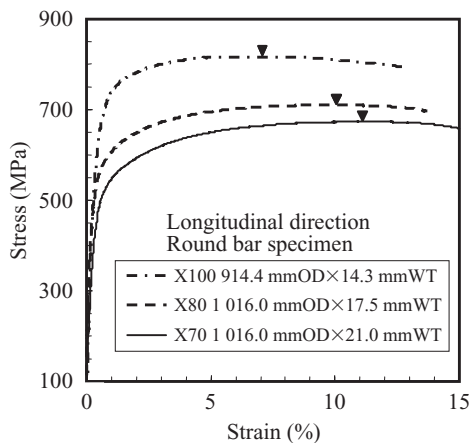


Fig.9 Longitudinal stress-strain curves for trial production pipes

鋼管も連続降伏型の応力-ひずみ曲線となっている。

#### 4.2 外面コーティング熱処理後の引張特性

工場試作したX100ラインパイプを用いて外面FBE (fusion bonded epoxy) コーティング実験を行い、加熱後の引張特性を調査した。Fig. 10にUOE成形した状態、およ

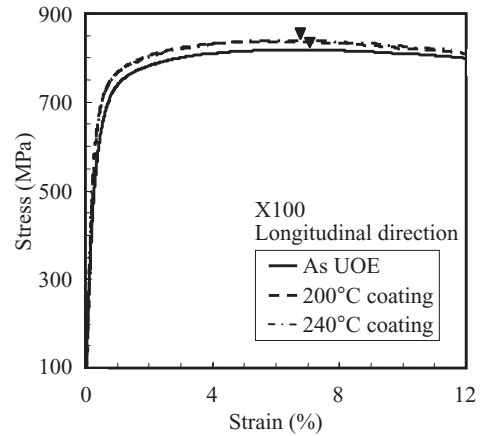


Fig. 10 Longitudinal stress-strain curves for trial X100 linepipes

び200°C加熱、240°C加熱後の鋼管長手方向の引張試験で得られた応力-ひずみ曲線を示す。各加熱後も連続降伏型であり、240°C加熱後においても降伏比85%以下かつ一様伸び6%以上の優れた変形性能を示した。

#### 5. おわりに

加速冷却とオンライン加熱プロセスを組み合わせた鋼の2相組織制御技術を確認し、X70～X100グレードの高強度高変形ラインパイプの試作開発を行った。試作パイプはいずれもベイナイトとMAの2相組織に制御され、高強度と高変形性能の両立を達成した。また、オンライン加熱時にベイナイト中固溶C量の低減の結果、歪時効硬化が抑制されるため、外面コーティング時の加熱後も高い変形性能を満足した。

#### 参考文献

- 1) Zimmerman, T.E., et al. Proc. of OMAE1995. 1995, vol. 5, p. 365-378.
- 2) 鈴木信久ほか. NKK 技報. 1999, no. 167, p. 44-49.
- 3) Huper, T. et al, ISIJ Int. 1999, no. 39, p. 288-294.
- 4) Okatsu, M., et al. Proc. of OMAE2005. OMAE2005-67149.
- 5) Degeer, D., et al. Proc. of OMAE2004. OMAE2004-51169.
- 6) 藤林晃夫ほか. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 8-12.
- 7) Shinohara, Y., et al. Proc. of OMAE2005. OMAE2005-67055.



岡津 光浩



鹿内 伸夫



近藤 丈