

超高強度高変形ラインパイプの開発

Development of Ultra-High Strength Linepipes with Dual-Phase Microstructure for High Strain Application

石川 信行 ISHIKAWA Nobuyuki 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)・工博
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

ミクロ組織の 2 相組織化技術を活用して高変形能を有する高強度ラインパイプの開発を行った。ホウ素を含有しない成分を用い、鋼板製造過程での制御圧延-加速冷却条件を高精度に制御することにより、フェライト-ベイナイト 2 相組織を得ることが可能であり、API X120 グレード (API: アメリカ石油協会) の高強度と変形能が両立できた。また、加速冷却後のオンライン熱処理 (HOP: Heat Treatment On-line Process) の適用によって、フェライト-ベイナイト 2 相鋼において高いシャルピー吸収エネルギーを可能とした。UOE プロセスにより X120 ラインパイプを実製造し、高強度と高い変形能を確認した。

Abstract:

Extensive studies to develop high strength linepipes with higher deformability have been conducted. One of the key technologies for improving deformability is dual-phase microstructural control. Steel plate with ferrite-bainite microstructure can be obtained by applying thermo-mechanical controlled processing, TMCP, combined with controlled rolling and accelerated cooling process. Low-carbon boron-free steels were used to enable the ferrite formation during cooling after controlled rolling, and the accelerated cooling process with ultimate cooling rate enabled achieving high strength of up to X120 grade. Heat Treatment On-line Process, "HOP," was also applied subsequently after accelerated cooling in order to improve Charpy energy of the base material. Trial production of X120 high deformability linepipe was conducted by applying dual-phase microstructural control.

1. はじめに

天然ガス輸送用パイプラインのトータルコスト削減のため、操業圧力の高圧化とともに使用鋼材量の低減と現地溶接施工コスト削減が可能な高強度ラインパイプに対する要求がさらに高まっている。このため、近年 API X70 および X80 グレード (API: アメリカ石油協会) の高強度ラインパイプの適用が増えており、2002 年には X100 が初めて実用化された¹⁾。また、X120 グレードのラインパイプの開発も盛んに進められている。一方、パイプラインの建設は環境の厳しい地域へ拡大しており、特に、地震地帯や不連続凍土地帯などへ敷設されるラインパイプに対しては、地盤変動によるパイプの変形に対して局部座屈や円周溶接部からの破壊が生じないような十分な変形性能が必要とされている。しかし、一般的に高強度化したがい一様伸びや降伏

比などで示される変形能が低下するため、X100 グレードを超える高強度ラインパイプの実用化にあたり大きな課題となっている。

近年の高強度ラインパイプ用鋼板は制御圧延と加速冷却の適用により製造されており、微細なベイナイト組織によって高強度と高靱性および高い溶接性が実現されている。X100 グレードを超える高強度化に対しては、焼入性元素であるホウ素 (B) の添加による下部ベイナイト組織が活用されているが^{2,3)}、ベイナイト均一組織は一般的に変形能が劣ることが問題となっている。ラインパイプの変形能はミクロ組織の影響を受け、硬質相と軟質相からなる 2 相組織とすることで加工硬化能が向上し変形能が高まることが知られており⁴⁾、フェライト-ベイナイト 2 相組織を適用することで X100 グレードまでの高変形ラインパイプが開発されている⁵⁾。

本稿では、高強度と変形能を両立するための組織制御技術を概説し、開発された高変形を有する X120 ラインパイプについて紹介する。

2. 高強度ラインパイプの2相組織制御技術

2.1 ミクロ組織に及ぼす圧延条件の影響

フェライト-ベイナイト2相組織を活用し変形能を向上するためには、鋼板の制御圧延-加速冷却条件を精度よく制御し最適な2相組織形態を得る必要がある。**Fig. 1**に0.08C-0.25Si-1.5Mn-0.04Nb鋼を用いて実験室で行った圧延-冷却実験における加速冷却開始温度とベイナイト組織分率の関係を示す。冷却開始温度は Ar_3 温度（フェライト変態開始温度）との差で示している。加速冷却開始温度が Ar_3 温度以上ではベイナイト分率が100%の組織となっているが、冷却開始温度が Ar_3 温度より低下すると、加速冷却前にフェライトが生成するため、得られる組織はフェライト-ベイナイト2相組織となり、冷却開始温度が低下するほどベイナイト分率が低下している。これらの鋼板の圧延方向引張試験による一様伸びとベイナイト分率の関係を**Fig. 2**に示す。ベイナイト分率が約50%で最も高い一様伸びが得られている。

2相組織鋼の引張特性に及ぼす組織の影響に関しては実験および解析的検討がなされており、上記のベイナイト分率の影響の他にもベイナイト相のアスペクト比や硬質相と軟質相の強度比が降伏比や n 値（加工硬化指数）に影響を及ぼすことが知られている。よって、鋼材の化学成分と鋼板の圧延-冷却条件を精度よく制御し、適切な2相組織とすることがラインパイプの変形能向上のためにきわめて重

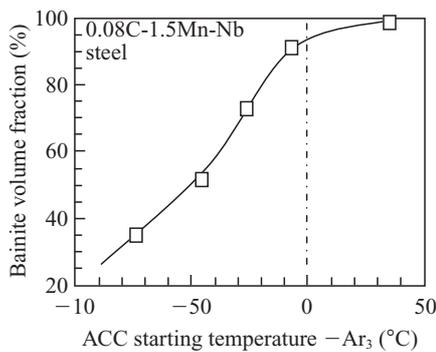


Fig. 1 Effect of accelerated cooling starting temperature on bainite volume fraction

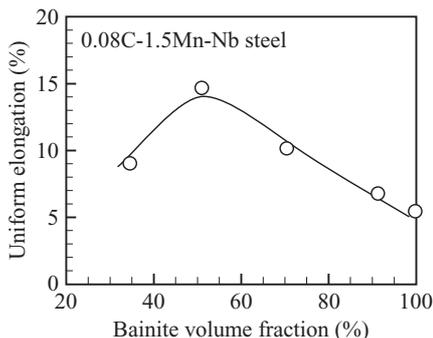


Fig. 2 Effect of bainite volume fraction on uniform elongation

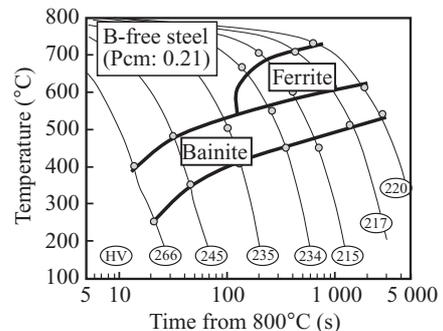
要である。

2.2 ベイナイト変態挙動に及ぼす成分の影響

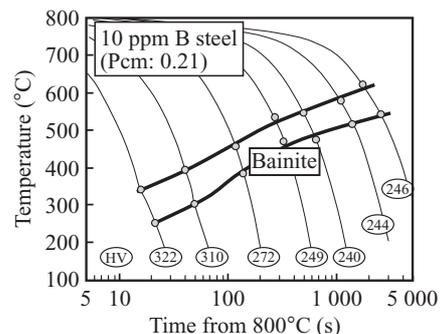
ホウ素 (B) は焼入性の高い元素であり、加速冷却により高強度を得るにはきわめて有効な元素である。しかし、ホウ素添加鋼ではフェライト-ベイナイト2相組織を得ることが困難となる。**Fig. 3**はホウ素非添加鋼およびホウ素添加鋼の加工CCT図（連続冷却変態線図）を示す。ホウ素非添加鋼では空冷に相当する低冷却速度では約700°C付近でフェライトが生成することが分かるが、ホウ素添加鋼では遅い冷却速度でもフェライトが生成せず、いずれの冷却速度でもベイナイト単一組織となる。また、ホウ素添加鋼のベイナイト変態温度はホウ素非添加鋼よりも低くなっている。これはホウ素添加により下部ベイナイト生成が促進されることを示しており、高強度を得るためには有効であるといえるが、2.1節で示したようにベイナイト単一組織では高い変形能が得られない。よって、フェライト-ベイナイト2相組織を得るためには、ホウ素非添加鋼を適用することが必要である。

2.3 強度 - 変形能に及ぼすミクロ組織の影響

強度・変形能バランスに及ぼすミクロ組織の影響を調査するため、ホウ素添加鋼およびホウ素非添加鋼を用いた実験室圧延を行った。**Table 1**に実験に用いた化学成分を示す。制御圧延-加速冷却により引張強度が800~1000MPa



(a) 0.07C-1.9Mn-0.3Mo-Cu-Ni-0.04Nb



(b) 0.05C-1.9Mn-0.3Mo-Cu-Ni-0.04Nb-0.001B

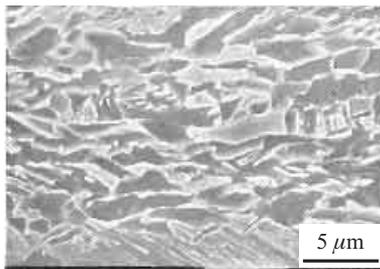
Fig. 3 Continuous cooling transformation (CCT) diagrams of (a) Boron free and (b) Boron added steels

Table 1 Chemical compositions of the steel plates used for laboratory test

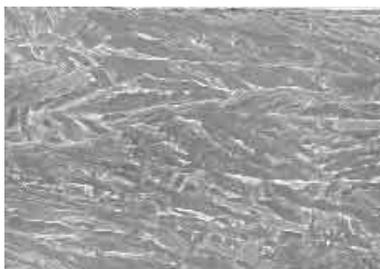
Type	C	Si	Mn	Mo	others	Pcm*
Boron added	0.05	0.10	1.9	0.30	Cu, Ni, Nb, V, Ca, B	0.20-0.21
Boron free	0.07	0.10	1.8-1.9	0.2-0.3	Cu, Ni, Nb, V, Ca	0.19-0.22

* Pcm = C+Si/30+(Mn+Cu+Cr)/20+Mo/15+Ni/60+V/10+5B

で板厚 15 mm の鋼板を製造した。ここで、ホウ素添加鋼はベイナイト単一組織、そしてホウ素非添加鋼はフェライト-ベイナイト 2 相組織となるように圧延条件を制御した。**Photo 1** に供試鋼のマイクロ組織を示す。ホウ素非添加鋼は冷却開始温度を Ar3 温度以下としており、フェライト-ベイナイト 2 相組織となっているが、ホウ素添加鋼はベイナイト単一組織を呈している。**Fig. 4** にホウ素非添加鋼およびホウ素添加鋼の圧延方向の応力ひずみ曲線を示す。**Photo 1** に示すようにマイクロ組織が大きく異なるため、応力-ひずみ曲線にも大きな違いが現れている。いずれの鋼



(a) Boron free (Pcm: 0.21)



(b) Boron added (Pcm: 0.21)

Photo 1 Microstructure of boron free and boron added steels

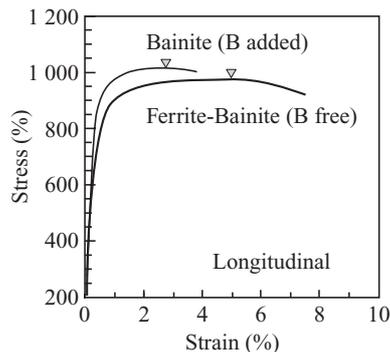


Fig. 4 Longitudinal stress-strain curves

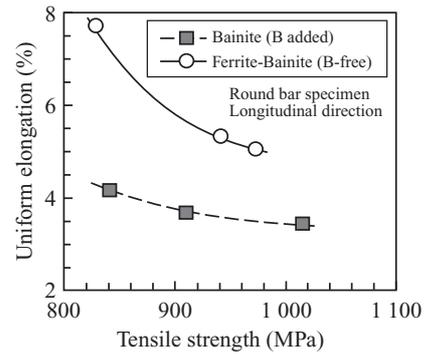


Fig. 5 Relation between uniform elongation and tensile strength for bainite steel and ferrite-bainite steels

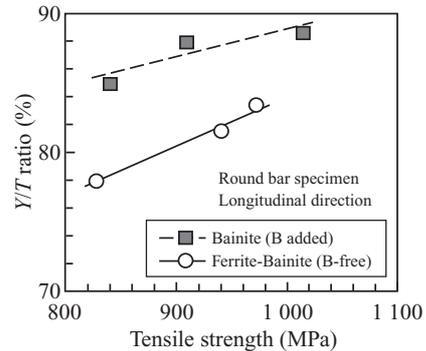


Fig. 6 Relation between Y/T ratio and tensile strength for bainite steel and ferrite-bainite steels

板も X120 グレードの強度が得られているが、ホウ素非添加のフェライト-ベイナイト 2 相組織の方が高い一様伸びを示している。

一様伸びと引張強度の関係を **Fig. 5** に示す。ホウ素非添加のフェライト-ベイナイト 2 相組織鋼の方が、同一強度で比較した場合に、高い一様伸びを示していることが明らかである。降伏比 (Y/T) と引張強度の関係を **Fig. 6** に示す。フェライト-ベイナイト 2 相組織鋼は高強度であるにも関わらず低い降伏比を示している。以上のように、高強度と高変形を両立するためにはフェライト-ベイナイト 2 相組織とすることが有効であり、そのためにはホウ素非添加の化学成分とすることが重要といえる。

2.4 フェライト-ベイナイト 2 相鋼のシャルピーエネルギーに及ぼすオンライン熱処理の影響

ラインパイプの母材シャルピーエネルギーは不安定延性破壊を防止するために必要な特性である。高強度ラインパイプでは高いシャルピーエネルギーを維持するために介在物や不純物元素の低減が不可欠となるが、一方で、圧延温度の低下によりシャルピーエネルギーが低下することが指摘されている⁶⁾。そこで、シャルピーエネルギーの向上を目的として加速冷却直後のオンライン熱処理 (HOP: Heat Treatment On-line Process) の適用を検討した。HOP⁷⁾ は

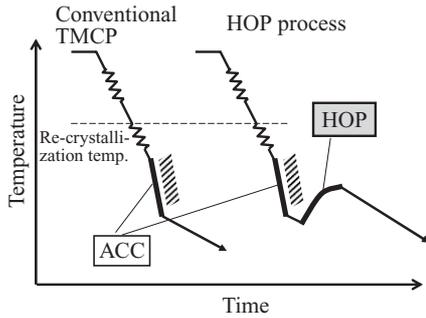


Fig. 7 Schematic temperature profiles in plate production process

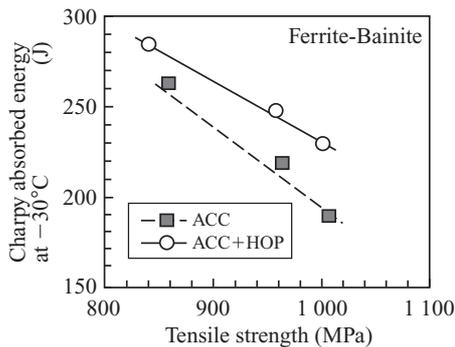


Fig. 8 Relation between Charpy energy and tensile strength for ferrite-bainite steels

厚板圧延ラインに設置された高周波加熱設備であり、オンラインでの厚板の熱処理を可能としている。Fig. 7 に鋼板製造プロセスの温度プロファイルを示す。通常の TMCP (thermo-mechanical controlled processing) では制御圧延後に加速冷却を施し、その後空冷となるが、HOP を活用したプロセスでは、加速冷却直後に誘導加熱による加熱処理が可能となる。HOP を適用した焼もどしにより加速冷却時の変態で導入された転位が回復するため、シャルピーエネルギーの向上が期待される。

Fig. 8 に加速冷却まま (ACC) および加速冷却直後に焼もどしを行った (ACC + HOP) フェライト-ベイナイト 2 相鋼のシャルピーエネルギーと強度の関係を示す。いずれも強度の上昇とともにシャルピーエネルギーが低下しているが、加速冷却後の焼もどしによってシャルピーエネルギーが向上していること分かる。この時の焼もどし温度は転位の回復のみが生じる温度域としており、強度の大幅な低下は見られない。

3. 高変形 X120 ラインパイプの製造結果

3.1 X120 ラインパイプの化学成分および製造条件

2 章の検討結果を基にフェライト-ベイナイト 2 相組織の X120 ラインパイプの実機による製造を行った。Table 2 に化学成分を示す。ホウ素非添加の成分であり、溶接性を考

Table 2 Chemical compositions of X120 linepipe

(mass%)					
C	Si	Mn	Mo	others	Pcm
0.06	0.15	1.91	0.27	others	0.22

* Pcm = C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B

慮して Pcm は低く抑えられている。制御圧延と加速冷却および HOP を適用して板厚 19 mm の鋼板を製造した。ここで、高強度と高変形能を両立しかつシャルピーエネルギーなど他の特性を考慮して、加速冷却条件および HOP による加熱条件を調整した。そして、UOE プロセスにより外径 914.4 mm の鋼管を製造した。

3.2 X120 ラインパイプの機械的特性

Table 3 に X120 ラインパイプの機械的特性を示す。X120 グレードとして十分な管周方向強度が得られており、管軸方向の特性として、85% 以下の低降伏比と 4% 以上の高い一様伸びが達成されている。Fig. 9 に X120 ラインパイプの管軸方向の応力ひずみ曲線を示す。降伏棚のない連続降伏型の曲線を有している。ラインパイプの変形能は実

Table 3 Mechanical properties of trial X120 linepipe

Pipe number	Tensile test								Trans-weld	
	Transverse				Longitudinal				uEl (%)	TS (MPa)
	YS (MPa)	TS (MPa)	Y/T (%)	El (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	Y/T (%)	El (%)		
1	906	934	97	18	750	920	82	29	4.0	932
2	840	958	88	19	743	963	77	30	4.8	952

YS: Yield strength, TS: Tensile stress, Y/T: Yield ratio
El: Elongation, uEl: Uniform elongation

Pipe number	Charpy test			DWTT properties		
	vE at -30°C			SA at -20°C (J)		85% SATT (°C)
	Base metal	HAZ	Weld metal	SA	SA	
1	263	119	65	86	91	-25
2	211	77	60	89	83	-22

DWTT: Drop weight tear test

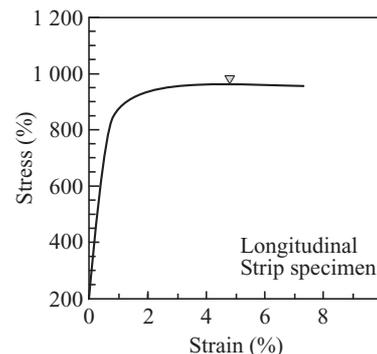


Fig. 9 Longitudinal stress-strain curve of trial X120 linepipe

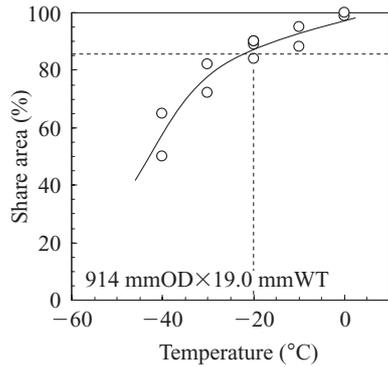


Fig. 10 DWTT transition curve of trial X120 linepipe

管曲げ座屈実験などによって評価する必要があるが、開発した X120 ラインパイプはその機械的特性（高一様伸びでかつ低降伏比）から高い変形能を有していることが期待される。また、X120 ラインパイプの DWTT（落重試験）での破面遷移曲線を Fig. 10 に示す。延性破面率が 85% となる温度（85% SATT）は約 -20°C であり、本開発鋼は -20°C の低温環境でも高い脆性き裂停止性能を有しているといえる。

3.3 X120 ラインパイプのマイクロ組織

Photo 2 に X120 ラインパイプのマイクロ組織を示す。フェライト-ベイナイト 2 相組織でかつ十分な分率の微細ポリゴナルフェライトが見られる。これによって高い一様伸びと、低降伏比が達成できた。

4. おわりに

制御圧延と加速冷却、および加速冷却直後のオンライン熱処理の適用によってフェライト-ベイナイト 2 相組織とすることで、高強度と高変形能を両立しさらに高いシャルピーエネルギーが得られることが示された。UOE プロセス

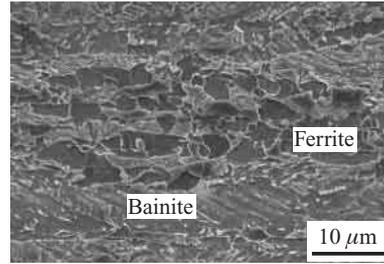


Photo 2 SEM micrograph of X120 linepipe

により製造した、外径 914.4 mm、管厚 19.0 mm の X120 ラインパイプは、高強度でかつ 4% 以上の高一様伸びと 85% 以下の低降伏比が得られ、さらに -20°C の設計温度に対応した優れた DWTT 性能を示した。

参考文献

- 1) Glover, A. et al. Proc. of OMAE2003. OMAE2003-37429.
- 2) Hillenbrand, H-G. et al. Proc. of 5th Int. Pipeline Conf. 2005, IPC04-0224.
- 3) Koo, J. Y. et al. Proc. of 13th Int. Offshore and Polar Engineering Conf. 2003, p. 10-18.
- 4) Okatsu, M. et al. Proc. of OMAE2005. OMAE2005-67149.
- 5) Ishikawa, N. et al. Proc. of 6th Int. Pipeline Conf. 2006, IPC2006-10240.
- 6) Ishikawa, N. et al. Proc. of OMAE2001. OMAE2001/MAT-310.
- 7) 藤林晃夫ほか. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 8-12.



石川 信行



鹿内 伸夫



近藤 丈