大径ラインパイプ用極低炭素ベイナイト 高張力鋼板の開発

権藤 永¹⁾ 森 直道²⁾ 中杉 甫³⁾
松田 浩男⁴⁾ 為 広 博⁵⁾

1. 背 景

石油、天然ガス輸送に使用される大径ラインパイプは優れた強度、靱性に加えて良好な現地溶接性を具備していなければならない。しかも最近の資源開発の極地化、深海化の傾向はラインパイプに一層厳格な品質を要求することになった。この傾向に対して従来のフェライト・パーライト鋼は勿論のことアシキュラーフェライト鋼でさえも要求特性を満たすことは困難になりつつある。このために新しい経済的なラインパイプ用鋼の開発が望まれていた。

2. 開発経過

一般に鋼の溶接性を改善するために炭素当量 (C_{eq}) を下げることが有効である。ラインパイプの現地溶接では、熱影響部 (HAZ) のマイクロ組織が小入熱溶接のためにはほぼ 100% に近いマルテンサイトとなる。この溶接による硬化、割れを防止するためには図 1 に示すように C 量自体の低減が極めて効果的である。特に C 量を 0.03% 以下とすることによって予熱なし、1パス小入熱溶接における HAZ の最高硬さは 300 Hv 以下が安定して得ら

図 1 C 量と溶接熱影響部最高硬さの関係。
(板厚: 16~25 mm)

* 新日本製鉄株式会社
1) 基礎研究所特別基礎研究室長
2) 製品技術研究所溶接第二研究室次長研究員
3) 鋼管技術部溶接管理室室長
4) 君津製鉄所厚板管理室室長 5) 君津製鉄所技術研究部部長
Development of High Strength Ultra Low Carbon Bainitic Steel for Large Diameter Line Pipe; H. Gondoh, N. Mori, H. Nakasugi, H. Matsuda, H. Tamehiro (Nippon Steel Corporation)
1983年1月31日受理

れる。以上の観点より、C 量が 0.03% 以下の極低炭素のラインパイプ用鋼を開発する目標で研究を開始した。

しかし、現在のラインパイプ用鋼で C 量を極端に下げるとは大きな強度低下を招き好ましくない。極低炭素鋼において API グレード X65 以上の高強度を安定して得るためには冶金的に見て、従来のフェライト・パーライト、アシキュラーフェライト組織では困難であり、鋼のマイクロ組織をベイナイトあるいはフェライト・ベイナイト混合組織としなければならない。これには化学成分、製造法の再検討が必要となる。一方、低コストかつ大量生産プロセスが要求されるラインパイプ用鋼では、制御圧延法(含制御冷却法)による生産方式が製造法的前提となる。このために従来の知見ではベイナイト組織を得るために多量の Mo, Cr, Mn 等の合金元素の添加を必要とした。しかしこの方法は自然と C_{eq} が高くなり、溶接性が劣化するばかりでなく経済性も失われる。以上の如き困難の中で極低炭素でかつ合金添加の少ない経済的ベイナイト鋼の開発が必要であった。この困難な問題を解決する方法として「従来制御圧延法による鋼冶金としては全く知見のない微量 Nb-B の相乗効果による焼入性の著しい向上」という新知見を見出し適用した(図 2)。B はオーステナイト粒界に偏析し鋼の焼入性を向上させる元素として知られるが、制御圧延で製造されるラインパイプ用鋼においては Nb との共存において材質上顕著な効果が得られる。この効果は固溶 B と固溶 Nb の相乗焼入性向上効果と推定される。Nb-B の微量複合添加によって従来に見ない低 C_{eq} でかつ高強度のベイナイト鋼の経済的な製造を可能とした。

図 2 Nb-B 複合添加による著しい材質の向上効果。
(板厚: 20 mm)

プロセス	スラブ加熱	圧延プロセス		圧延組織	材質
		再結晶域圧延	未再結晶域圧延		
新	微細析出した TiN によって加熱時の γ 粒を細粒化する。	均一な細粒の圧延 γ 粒が得られる。微細析出した TiN は再結晶粒の細粒化効果を有する。	均一な延伸化した γ 粒が得られる。	均一な細粒のベイナイト組織が得られる。	
法	ASTM NO.7-5-6 (1,150℃加熱の場合)				優れた母材靱性、HAZ 靱性が得られる。
従来法	ASTM NO.7-3-0 (1,150℃加熱の場合)				母材靱性は比較的に良好であるが、HAZ 靱性が劣る。

図3 微細 TiN を利用した制御圧延法の概要。

表1 ULCB ラインパイプの代表的化学成分。

鋼	グレード	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Nb	Ti	B	*1) Ceq	*2) PCM
UB-1	X 65	0.02	0.14	1.59	0.018	0.003	—	—	0.04	0.017	0.001	0.29	0.11
UB-2	X 70	0.02	0.16	1.85	0.016	0.003	—	—	0.05	0.016	0.001	0.33	0.12
UB-3	X 80	0.02	0.26	1.95	0.022	0.003	0.38	0.31	0.04	0.019	0.001	0.43	0.16

$$*1) \text{ Ceq} = \text{C} + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15}$$

$$*2) \text{ PCM} = \text{C} + \frac{\text{Mn} + \text{Cu} + \text{Cr}}{20} + \frac{\text{Si}}{30} + \frac{\text{V}}{10} + \frac{\text{Mo}}{15} + \frac{\text{Ni}}{60} + 5\text{B}$$

表2 ULCB ラインパイプの機械的性質(管軸に直角方向)。

鋼	グレード	パイプ サイズ (mm)	母材								溶 接 部				
			引 張 特 性				シャルビー特性		B D W T T		引 張 特 性		シャルビー特性		
			YS (kg/mm ²)	TS (kg/mm ²)	El (%)	YR (%)	-20℃での エネルギー (kg-m)	vTrs (℃)	-20℃での 延性破面率 (%)	80%延性 遷移温度 (℃)	TS (kg/mm ²)	破断 位置	ノッチ 位 置	-20℃での エネルギー (kg-m)	vTrs (℃)
UB-1	X 65	1420 OD ×16 WT	51.0	59.5	42	86	37.7	<-80	100	-50	60.7	母材	WM HAZ	16.7 25.3	-40 -50
UB-2	X 70	1420 OD ×20 WT	53.0	63.6	43	83	30.9	<-80	100	-45	66.7	母材	WM HAZ	16.1 20.1	-45 -40
UB-3	X 80	1420 OD ×20 WT	66.6	74.7	33	89	18.2	<-80	100	-50	74.2	母材	WM HAZ	19.3 13.3	-60 -20

さらに、ベイナイト組織化による鋼の高強度化に加えて、ラインパイプ用鋼としては低温靱性も付与させなければならない。一般に鋼のマイクロ組織がベイナイト化すると靱性のオーステナイト粒度依存性が増し、低温靱性の確保のためには一層の変態前オーステナイト粒の細粒化が必要となる。この方法として開発したのが微細 TiN を利用した制御圧延法である(図3)。この方法は鋼中の N, Ti 添加量をコントロールし、連続 casting 時に微細析出させた TiN によるスラブ加熱時オーステナイト粒の細粒化と制御圧延を適切に結合したものである。この技術

の開発により低温靱性の優れた極低炭素ベイナイト鋼の経済的製造が可能となった。なお、TiN は連続 casting 時に析出するため B と N との結合を防止し、B の焼入性を保つためにも重要である。

次にこの鋼の溶接についてであるが、従来の市販の溶接材料を使用すると当然ながら溶接金属中の C 量も低下する。その場合、例えば若干の強度低下あるいは高速溶接においては溶接金属割れ等が発生する場合がある。当社ではこの鋼を利用して溶接構造物を造る場合、溶接施工条件、溶接材料の選定について、さらにはこの鋼に適した溶接材料の開発も完了している。

以上の研究にもとづき開発実用化した極低炭素ベイナイト鋼(ULCB 鋼, Ultra Low Carbon Bainitic Steel)は新世代の大径ラインパイプ用鋼として大量に生産されている。

3. ULCB 鋼で製造したラインパイプの特徴

ULCB 鋼は制御圧延法(含制御冷却法)で製造され、現状では強度レ

ベルは API グレード X80、板厚は約 40 mm まで実用化可能である。表1, 2にそれぞれ代表的化学成分と UOE 工程で製造したラインパイプの特性を示す。図4に代表的マイクロ組織を示す。図5はULCB ラインパイプの溶接性を従来ラインパイプと比較したもので、C 量に加え PCM が極めて低く優れた溶接性を有することは容易に理解できる。さらに ULCB ラインパイプは高強度かつ低温靱性(吸収エネルギーと遷移温度)にも優れた特徴をもつ。これはパーライトバンドのような層状組織のない極めて微細な極低炭素ベイナイト主体の組織からなること

図4 ULCB ラインパイプの代表的マイクロ組織。

図5 ULCB ラインパイプと従来ラインパイプの溶接性の比較。

に起因する。また溶接部の低温靱性も良好である。これは極低炭素化による HAZ の島状マルテンサイト量の減少、微細分散化に併せて前述の微細 TiN による HAZ 組織の細粒化に基づくものである。

4. 実績と将来性

ULCB 鋼は製鋼上、極低 C-Mn 鋼となるが数々の困難な製造技術を解決し、転炉・連続铸造といった通常の製鋼法で大量生産できる。図6は実生産における X70 ラインパイプの C 量と C_{eq} のヒストグラムであり、極めて安定した製造が可能であることが理解できよう。この

図6 X70 ラインパイプの実生産における C, C_{eq} ($=C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}$) のヒストグラム。

結果ソ連、北米向等高グレードラインパイプとしてすでに 30 万トン以上の出荷実績があり、その優れた低温靱性、現地溶接性によってパイプラインの安全性の向上に貢献すると共に、Mo, Cr 等の合金元素の省資源化に著しく貢献した。

今後ラインパイプは厚肉、高強度、低温化の傾向を強めるものと思われるが、極低炭素細粒ベイナイト組織なるが故の優れた強度、靱性バランスや経済性のために、X90, X100 等の超高強度ラインパイプもこの種の鋼が主流になるものと予想される。

5. 特 許

- (1) 日本特許：特公昭 57・4688 他 1 件
- (2) 外国特許：米国特許 No. 4219371, 英国特許 No. 2019439 (他に 3 ケ国へ出願中)

文 献

- (1) H. Gondoh, *et al.* : Nippon Steel Technical Report, (1979), No.14, 55-65.
- (2) H. Nakasugi, *et al.* : Alloys for the 80's, Climax Molybdenum Company Conference, Ann Arbor, (1980), 213-224.
- (3) N. Yurioka, *et al.* : AWRA Symposium, Pipeline welding in the 80's, (1981), paper 1C, 1-18.
- (4) H. Nakasugi, *et al.* : Int. Conf. on high strength steels for line pipe and line pipe fittings, Metals Society, London, (1981), 9/1-9/16.