直接焼入れと低N化の組み合わせによる 新厚板ハイテンの開発

大谷 泰夫¹⁾ 渡辺 征一²⁾
小松原 望³⁾ 別所 清⁴⁾

1. はじめに

厚鋼板はエネルギー等の基礎物資の採掘、輸送、貯蔵に中心的役割を果たす日常生活を支える最も基本的な素材の1つである。ここに紹介する厚鋼板は高強度調質型ハイテンの範ちゅうに属するものであるが、従来は焼入れ焼もどしを行って製造していた。しかしオイルショック後のエネルギー価格の高騰等が引き金となって我が国最初のオンラインにおける直接焼入れ技術の本格実用化を当社で行うにあたり、その基本的検討を行っていったところ、多大のメリットをもたらす新しいハイテンが開発できることを確信するに至った。

製造技術の基本的検討としては直接焼入れの焼入性向上分を定量化し、溶接性能を高めるための材料デザインのバックデータとした。さらにN量および圧延条件の影響を明確にして現場操業条件確立の支援を行った。また利用技術として高能率大入熱溶接施工してもボンド靱性の劣化の小さい組成上の知見を得て材料デザインの指針とした。

2. 直接焼入れの歴史

直接焼入れは当初、熱間圧延後水槽内にドブ漬けする方法(浸漬焼入れ法)によって、1956年頃我が国で初めて実用化された⁽¹⁾。しかしその後、ハイテンの焼入れ焼もどし処理は圧延オフライン上に設置された無酸化雰囲気炉とローラークエンチ装置との組み合わせによって行われてきた。当社では省エネルギーおよび工程短縮という観点から1977年から圧延ライン上に直接焼入れ用のローラークエンチ設備を設置し操業を開始した⁽²⁾⁽³⁾。これはオンライン直接焼入れ設備としては我が国初めてのものであった。その間工場レベルおよび実験室レベルでの種々の検討を行い多くの改良を加えて現在に至っている。直接焼入れ法による製造量はHT 60、HT 80および高硬度鋼など含めて合計10万トン程度である。

3. 基本検討

(1) 焼入性向上の定量的評価

直接焼入れ法は単に工程短縮・省エネ効果のみならず通

常の焼入れ焼もどし法に比べて強度が上昇することは既に知られていた⁽⁴⁾。その向上分を定量化して材料デザインのバックデータとすることを最初のターゲットとした。図1にHT 80の引張強さとシャルピー破面遷移温度に及ぼす焼入れ時の冷却速度の影響を直接焼入れと再加熱焼入れとを比較して示す。図から明らかなように強度および靱性が劣化する冷却速度が直接焼入れによって徐冷側に移行する。一方冷却速度の速い領域では両者はほぼ一致している。両者の強度・靱性が大きく異なる焼入冷却速度での抽出レプリカ電顕写真は図2に示すように機械的性質に対応し直接焼入れはマルテンサイト(M) + ベイナイト(B)混合組織、また再加熱焼入れは粗大B組織である。これは直接焼入れによって焼入性が向上することを意味している⁽⁴⁾。図1のAs Quenchのデータに基づき焼入性の増加量を定量化した結果を表1に示す。理想臨界直径で評価すると直接焼入れによって焼入性が約1.4倍増加することがわかる。この焼入性向上分を定量化して成分デザインにそれを反映させたことが本技術開発の根源である。

(2) 低N化による焼入性低下の防止

直接焼入れにおいてN量が高い場合には圧延加熱時に

図1 0.12%C-0.27%Si-0.81%Mn-0.24%Cu-0.89%Ni-0.40%Cr-0.03%V-0.0016%B鋼(HT 80)の強度と靱性に及ぼす焼入れ時冷却速度の影響の比較。

* 住友金属工業株式会社

1) 中央技術研究所鋼材研究室主任研究員 2) 中央技術研究所溶接研究室主任研究員 3) 中央技術研究所溶接研究室 4) 東京本社厚板技術部主任部長

The Development of New High Strength Steel Plates Through the Multiplying Effect of the Direct Quenching and the Lower Nitrogen Content; H.Ohtani, S. Watanabe, N. Komatsubara, K. Bessyo (Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

1985年1月31日受理

図2 直接焼入れと再加熱焼入れの抽出レプリカ組織の比較例。

(a) 直接焼入れ, (b) 再加熱焼入れ(800~500°Cの冷却時間約40s, 図1に矢印で示す)。

表1 直接焼入れによる焼入性の向上。

	800 から 500°C までの 冷却時間 (s)*	等価ジョミニ 距離 (mm)**	相当理想臨界 直径 DI (mm)***
DQ	57	22.4	112
RQ	26	13.4	80
DQ/RQ	2.1	1.67	1.40

* 50% マルテンサイト組織 (TS ≒ 100 kgf/mm²) とする 800-500°C 冷却時間。

** に相当するジョミニ-水冷端からの距離。

*** 理想条件下で中心部で50% マルテンサイト組織となる丸棒直径。DQの方がより大きい直径まで“焼き”を入れられることを示している。

図3 0.1%C-0.3%Si-1.5%Mn 鋼の直接焼入れ焼もどし後の強度・靱性バランスに及ぼすNの影響(30mm厚, 1/4 t, L方向)。

固溶したNの1部が圧延パス間および圧延後焼入れまでの間に AlN として析出し焼入性を低下させる⁽⁵⁾。特に圧延仕上げ温度を低目にした場合弊害が出やすい。図3は HT 60 の強度・靱性バランスに及ぼすN量の影響を示す。同じ直接焼入れを行っても炭素鋼, V鋼いずれも低N鋼は高N鋼よりも強度が上昇し,かつ靱性も改善される。

また HT 80 には焼入性を増加させるために 10 ppm 程度の B が添加されているが N 量が高い場合は, 圧延加熱時に固溶した N が, 圧延後焼入れまでの間に BN として析出し焼入性が大幅に減少することになる。したがって B を有効に活用するためにも低 N 化が重要であった。このことは従来の再加熱焼入れで低 N 化すると γ 粒径が粗大になって低 N 鋼はかえって弊害をもたらすことが多かったことを考えると, 直接焼入れと低 N 鋼の組み合わせの独自性が明らかになる。

(3) 圧延条件の決定

制御圧延の延長上で本技術を捉えたと低温仕上げ圧延ほど優れた性能が得られると考えられがちである。しかし実際は異なっていた。図4に HT 80 の各板内方向の強度・靱性に及ぼす圧延仕上げ温度の影響を示す。800°C

図4 0.12C-0.25Si-0.86Mn-0.25Cu-0.98Ni-0.38Cr-0.34Mo-0.03V-0.0006B 鋼(HT 80)の強度と靱性に及ぼす圧延仕上げ温度の影響(圧延加熱温度: 1150°C, 焼もどし温度: 630°C, 板厚: 15 mm)。

図5 HT 60 鋼のフェライト量と強度に及ぼす直接焼入れ開始温度の影響(焼もどし温度: 660°C, 板厚: 25 mm)。

表2 各種高張力厚鋼板の化学組成と母材特性の比較.

	化 学 組 成 (wt%)												板厚 (mm)	引 張 特 性				衝撃特性	
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	N	B	P _{CM}		YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	El (%)	RA (%)	^{**} vE-40 (kgf·m)	[*] vTs (°C)
新 HT 60 従 来 鋼	0.11 0.08	0.26 0.29	1.34 1.48	— 0.25	— 0.41	— —	— 0.09	0.06 0.05	0.037 0.041	0.0023 0.0062	— —	0.19 0.19	38 36	53.3 57.0	63.9 67.0	29.2 29.7	75.7 74.8	27.4 15.4	-67 -40
新 HT 80 比 較 鋼	0.13 0.11	0.06 0.27	1.14 0.79	0.25 0.18	— 1.06	0.81 0.48	0.34 0.45	0.04 0.03	0.048 0.042	0.0029 0.0036	0.0005 0.0014	0.27 0.25	38 40	78.4 79.9	84.8 85.2	24.5 24.7	72.1 73.5	23.7 24.7	-103 -105

* $\sqrt{T_s}$: シャルピー衝撃試験における延性-脆性破面遷移温度(低温ほど良好).** $\sqrt{E_{-40}}$: シャルピー衝撃試験における -40°Cにおける衝撃吸収エネルギー(高いほど良好).

仕上げは 900°C 仕上げに比較して強度・靱性が全体的に劣化している. これは未再結晶域まで圧延を行うと加工歪が残留して直接焼入れの特色である高い管の焼入れ性が低下するためである⁽⁶⁾. これによって直接焼入れでは再結晶後焼入れを行うことが基本であることが判明した. 直接焼入れの特色は焼入れ性の確保にあり, 制御圧延の基本である未再結晶 γ から微細フェライト (α) を生成させる圧延法と根本的に異なる.

一方 HT 60 の場合は仕上温度を管理することが必要である. 図 5 は HT 60 の α 量と強度に及ぼす焼入開始温度の影響を示したものである. 焼入開始温度が 780°C 以下に低下すると α が生成し強度が低下することがわかる. したがって鋼板後部の温度低下を防止するため保温カバーをオンライン上に装備する対策を実施した⁽⁷⁾. この装備により焼入れトップ・ボトムにわたって均一な性能が得られるようになった.

4. 新ハイテンの特色

表 2 に各種ハイテンの化学組成と母材特性を, また表 3 および表 4 にそれぞれ HT 60 および HT 80 の溶接継手性能を示す⁽⁸⁾. 新 HT 60 は先に述べたとうりの焼入れ性向上分 1.4 倍を成分デザインにとり入れた結果, Cu, Ni, Mo を削減でき低 N-V という単純な成分系で従来鋼(焼入れ焼もどし)と同等以上の性能が可能となった. 大入熱溶接継手部ボンド靱性に対し Mo は悪影響を及ぼすことが知られており, Mo なしで HT 60 を製造し得た意義は大きい.

新 HT 80 は直接焼入れと低 N 化による焼入れ性向上分によって生じた余裕を溶接性を改善するために Si および Mo 量の低減にふりあてるという成分デザイン思想に基づいている. 無 Ni であるにも拘らず 1% Ni 系以上の継手性能を有する. 安価な HT 80 として, 海洋構造物用鋼材に急速に実績を増やしつつある. Si 量の低減による HT 80 の大入熱溶接性の改善は島状 M の減少によるものである. また母材の性能向上に重要な役割を果たした低 N 化は溶接影響部における固溶 N 量の低減を通じてボンド靱性向上にも大きく寄与している. 低 N 化の効果を強調する理由はここにある.

5. 製造実績と今後の展望

低 N-V 系 HT 60 はタンク, 橋梁, ペンストックおよび海洋構造物などに約 1 万トンの製造実績を持っている. かつ無 Ni 系・低 Si-低 N 系 HT 80 はパイプ素材として 5 千トンの実績があり, 既に製造体制が確立してい

表3 HT 60 の溶接継手性能.

	入熱 49 kJ/cm*			入熱 100 kJ/cm**		
	TS (kgf/mm ²)	$\sqrt{E_{-10}}$ (kgf·m)	$\sqrt{T_s}$ (°C)	TS (kgf/mm ²)	$\sqrt{E_{-10}}$ (kgf·m)	$\sqrt{T_s}$ (°C)
新 HT 60	64.3	15.7	< -40	61.5	12.6	-13
従 来 鋼	63.2	8.6	-25	62.5	5.7	-8

* SAW ** エレガス溶接

表4 HT 80 の溶接継手性能.

	入熱 45 kJ/cm*			入熱 60 kJ/cm*		
	TS (kgf/mm ²)	$\sqrt{E_{-30}}$ (kgf·m)	$\sqrt{T_s}$ (°C)	TS (kgf/mm ²)	$\sqrt{E_{-30}}$ (kgf·m)	$\sqrt{T_s}$ (°C)
新 HT 80	82.2	9.1	< -50	81.7	11.8	-34
比 較 鋼	82.0	5.0	-15	84.1	4.5	-1

* SAW

る. またこれらの研究を通じて得られた知見は汎用性のあるものであり, 条鋼およびシームレスパイプ等に適用が拡大している.

6. 特 許

特開昭 55-131126, 特開昭 57-158320, 特開昭 58-153730, 特開昭 59-159932

文 献

- (1) 鍵和田暢男, 宮野樺太男, 小山内真二: 日本製鋼技報, No.1 (1959), 43.
- (2) 善永 悠, 渡辺征一, 中川 洋, 番 博道, 中村 昌明, 齊藤康行: 鉄と鋼, **68** (1982), S 1443.
- (3) 吉松幸敏, 永吉明彦, 鈴木秀一, 中島達夫, 善永 悠: 鉄と鋼, **68** (1982), S 1444.
- (4) 小松原 望, 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **69** (1983), 975.
- (5) 小松原 望, 有持和茂, 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **67** (1981), S 1325.
- (6) 小松原 望, 瀬田一郎, 有持和茂, 渡辺征一, 中西睦夫, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **68** (1982), S 498.
- (7) 大谷泰夫, 橋本 保, 渡辺征一, 別所 清, 細川能夫: 鉄と鋼, 第 108 回秋季講演大会シンポジウム「圧延鋼材のオンライン熱処理」A 209 (1984).
- (8) 渡辺征一: TMCP 鋼の溶接構造物への適用に関するシンポジウム, 日本造船学会, (1983), 79.