天然ガス輸送管用高靱性クラッド鋼板の開発

茅 野 林 造^{*1)} 新 田 幸 夫^{*2)}
櫻 庭 正 広^{*3)} 五 味 均^{*4)}

1. はじめに

世界的な CO₂ の排出規制や近年の原油価格の高騰に伴い、石油化学燃料や石炭よりクリーンなエネルギーである天然ガスの指向が増しており、海底ガス田からのサワーガスの輸送には耐食性と経済性を併せ持つクラッド鋼管の採用される機会が増えてきている。鋼管の安全性要求の高度化から、靱性値に対する規定は厳しくなる趨勢にあり、板厚によってはその試験温度が「パイプラインの設計温度-20℃」と規定され、-40℃あるいは-50℃の試験が要求されるケースも出てきた。

パイプライン用鋼は母材の低 C (低 Ceq., 低 Pcm) 化による溶接性、HAZ 靱性の向上、Mn, Mo, B などの合金元素の添加により強度確保が可能なが知られており、API 5L-X65~X80 グレードの鋼種が開発されている⁽¹⁾⁻⁽³⁾。鋼管用クラッド鋼板の代表的な製造方法としては制御圧延、加速冷却プロセスによる変態強化を利用した TMCP (Thermo Mechanical Controlled Process)⁽⁴⁾があるが、本法では圧延後、クラッド鋼は合わせ材に適合した溶体化熱処理温度に保持されないため、合わせ材の種類によっては十分な耐食性と低硬度を確保するのが難しくなる。一方、クラッド鋼板の熱間圧延後、焼入れ、焼戻し熱処理を行うことで母材の機械的性質と合わせ材の耐食性は確保し易くなるが、母材の結晶粒微細化が難しく、これまではシャルピー衝撃試験の場合試験温度は-20℃、落重引き裂き試験 DWTT (Drop Weight Tear Test) で試験温度は-10℃での要求靱性確保が限界であった。また溶接熱影響部 (HAZ) は溶接熱サイクルを受ける

ために結晶粒の粗大化、靱性の低下を招いていた。そこで著者らは調質型クラッド鋼板母材の合金元素の適正化により焼入れ時の結晶粒微細化を図り、API 5L-X65 の強度レベルを維持しつつ、溶接 HAZ 部においても-40℃までの極低温用として使用可能なクラッド鋼板を開発したので、その特性について紹介する。

2. 高靱性クラッド鋼板の開発

(1) 開発鋼の成分設計の考え方

これまでにクラッド鋼板用母材として API 5L-X52, X60 クラスの C-Mn 鋼に Nb-V や Ti-B を添加した鋼種が開発されてきた⁽⁵⁾⁽⁶⁾。Nb-V 添加鋼は1050℃以下の溶体化温度で耐食性を確保できる合わせ材を有するクラッド鋼管として採用され、AlN や Nb, V の炭窒化物の析出による結晶粒成長の抑制効果、また Nb 添加による再結晶温度の高温への移行による結晶粒の細粒化が靱性向上に寄与したものである⁽⁶⁾。一方、Ti-B 添加鋼は1050℃以上の溶体化温度を必要とするクラッド鋼管母材として開発された⁽⁶⁾。Ti 窒化物は1150℃においても溶解せず、これがγ粒粗大化を抑制すると考えられるが、その抑制効果は Ti/N が2.0前後で最も大きな効果があるとされている。このような背景を踏まえ、API 5L-X65 をベースとして合わせ材の種類が MONEL から HASTELLOY までの広い溶体化温度 (900~1150℃) に対応できるクラッド鋼板の開発に着手した。開発にあたっては X65 の強度要求を満足させるために溶体化温度からの冷却は水焼入れとし、合金元素の最適化を図ることにより低温靱性、溶接性の改善を図った。表 1 に API 5L-X65 の化学成分の規格値、表 2 に開発鋼の機械的性質の目標値を示す。母材の成分設計の考え方として、まず低温靱性確保のため従来の C-Mn 鋼に対して C 量を低めに調整し、式 (1) に示す炭素当量 Ceq. も 0.38 mass% 程度の低い値に設定した。

$$\text{Ceq. (mass\%)} = \text{C} + \text{Mn}/6 + (\text{Ni} + \text{Cu})/15 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 \quad (1)$$

また Al, Nb, Ti 等の炭窒化物の微細析出物を結晶粒成長抑

* 株式会社日本製鋼所
室蘭研究所：1) 主任研究員 2) 研究員
室蘭製作所：3) 鋼管グループマネージャー 4) 副所長
Development of High Toughness Clad Steel Plate for Natural Gas Transportation Pipeline; Rinzo Kayano, Yukio Nitta, Masahiro Sakuraba, Hitoshi Gomi (The Japan Steel Works, Ltd.)
2006年10月30日受理

表1 API 5L-X65 の成分仕様(mass%).

C	Mn	P	S	Nb+V+Ti
≤0.22	≤1.45	≤0.025	≤0.015	≤0.15

表2 開発鋼の要求性能.

引張特性		衝撃特性
母材	母材	HAZ
Y.S.(MPa)	T.S.(MPa)	vE-40℃≥35J DWT T: -10℃で vE-40℃≥35 J 100%延性破面
448/600	535/758	

制に利用した. 特に TiN の場合は前述のとおり他の炭窒化物に比べて析出開始温度が高く⁽⁷⁾, 溶体化熱処理や溶接時等に鋼が高い温度に保持されても TiN が結晶粒細粒化に有効であることが推測される. また, Nb, V や Ti の炭窒化物による析出強化により強度確保を図っている. これらの合金元素以外に C, Si, Cr, Mo, Cu 等は Ceq. あるいは式(2)に示す溶接低温割れ感受性指数 P_{CM} を増大させ, 溶接割れ感受性を高めるため, 予熱無しでの溶接が可能と判断される0.21以下の低い値に設定している.

$$P_{CM}(\text{mass}\%) = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad (2)$$

特に本成分系においては溶接 HAZ 部の粗大結晶粒の抑制作用が十分に得られる Ti/N の値として1.0~3.5の範囲を見出した.

(2) 開発鋼母材の特性

上述の特徴を有する開発鋼(C-Mn-Nb-V-Ti-N 鋼)に熱間圧延ならびに熱処理を実施し, 特性を評価した結果を示す. 熱処理条件として, 溶体化(焼入れ)温度を950, 1050および1140℃とし, 水焼き入れを行った. 焼戻し温度は530, 560, 590, 620ならびに650℃の5条件とした. 図1は開発鋼母材の引張試験の結果である. 0.2%耐力および引張強度は, いずれの焼入れ温度でも API 5L-X65 の規格値を十分満足している. また母材の衝撃試験結果を図2に示した. 母材のシャルピー衝撃特性の開発目標は-40℃での吸収エネルギーで評価されるが, 溶接熱サイクルによる母材結晶粒の粗大化, 靱性の低下を考慮して-80℃での吸収エネルギーで評価を行った. 950℃の焼入れ温度では焼戻し温度530~650℃で約300~350 J の高い吸収エネルギーが安定して得られている. また1050℃, 1140℃の焼入れ温度では, 焼戻し温度を530~560℃の範囲に設定することにより約200 J 以上の安定した吸収エネルギーを示すことを確認した. 焼戻し温度が590℃を超えると吸収エネルギーは約50 J 程度に低下するが, これは焼戻し温度が高温になるほど高温焼入れ時に形成されるラス状ベイナイトに沿って炭化物の凝集, 粗大化を促し, 切り欠き靱性の低下を招く結果と考えられる. 鋼板の耐破壊安全性を評価する方法としてDWT T 試験(Drop Weight Tear Test, 落重引き裂き試験)が実施されるが, 図3に示すとおり, 開発鋼は100%の延性破面が得られる温度として-30℃が得られており, -40℃でも70%以上の延性

図1 開発鋼母材の引張特性に及ぼす焼入れ, 焼戻し温度の影響.

図2 開発鋼母材の衝撃特性に及ぼす焼入れ, 焼戻し温度の影響.

図3 開発鋼母材の DWT T 特性.

破面率となっている. これは従来鋼の実績である-10℃の100%延性破面と比較して優れた値である. 図4には開発鋼(C-Mn-Nb-V-Ti-N 鋼)の950℃溶体化での母材のミクロ組織を示した. 組織は緻密なベイナイト組織であり結晶粒度も A.G.S. No. 10~12 の微細粒である.

図4 開発鋼母材のミクロ組織.

図5 クラッド鋼管長手溶接部断面のマクロ組織.

図6 開発鋼溶接部の衝撃特性.

(3) 溶接 HAZ 部の特性

クラッド鋼管の溶接では周および長手溶接が行われるが、図5に代表的な長手溶接継手部の断面マクロ写真を示す。パイプの肉厚が薄く、また溶接効率の向上を図るためにCO₂ガスシールドによるGMAW-MC溶接が行われるため、溶接HAZ部では、高い溶接入熱により結晶粒が粗大化し靱性値が低下するおそれがある。開発鋼母材では前述のとおり、Ti/Nの比を1.0~3.5に調整している。TiNは鋼中での固溶下限温度が高く、1300℃以下になって初めてTiNの析出を開始するが、溶解度が低いため凝集せず小さく分散して析出するため、溶接HAZのγ粒の成長を抑制する効果が極めて大きいものと考えられる。

図6には開発鋼を用いて溶体化温度950℃から焼き入れ、590℃で焼戻しを行った後にGMAW-MCにて溶接を行ったときの溶接HAZ部の衝撃特性を示す。Fusion LineはもとよりFusion Line + 2 mm, Fusion Line + 5 mmでもHAZの-40℃での衝撃吸収エネルギー vE-40℃は100 J以上の高い値を示しており、目標値であるvE-40℃ ≥ 35 Jを十分満足している。

3. 実用化の状況

開発鋼は図7に示す地中海向けのクラッド鋼管プロジェクトへ適用された。このプロジェクトでは沖合で採掘した腐食性天然ガスを海上プラットフォームまで搬送する数十kmのラインにクラッド鋼管が採用された。開発鋼を母材とするクラッド鋼管はAPI 5L-X65の強度要求を満足し、優れた極低温靱性を示している。また、最近では本開発鋼と同様の低温靱性を有し、強度レベルをX70グレードまで向上させた鋼板の開発も推進している。X70グレードのクラッド鋼管は13Cr鋼や二相ステンレス鋼ソリッド管に替わる低コストな鋼管として適用が期待される。

図7 プロジェクトレイアウトとクラッド鋼管の出荷状況.

4. 特 許

開発鋼の成分、製造技術などの特許として合計3件を出願済みである。

文 献

- (1) K. Matsumoto, K. Akao, T. Taira, K. Arikata, M. Niikura and Y. Naganawa: Nippon Kokan Technology Report, **110**(1985), 39-46.
- (2) T. Taira, K. Matsumoto, Y. Kobayashi, K. Takeshige and I. Kozasu: HSLA Steels Technology & Applications, (1984), 723-731.
- (3) K. Hulka, B. Bergmann, L. Chaussy and F. Heisterkamp: Specialty Steels and Hard Materials, (1983), 267-276.
- (4) M. Zama, M. Saitoh, H. Yajima, N. Seki and R. Nagamoto: Techno-Marine, No. 163(1988), 407.
- (5) T. Fukuda, M. Shimazaki, T. Tahara and Y. Nanbu: The Japan Steel Works Technology Review, No. 42(1983), 96-104.
- (6) T. Fukuda, Y. Fukami, K. Sekimura, T. Nakata and Y. Saitoh: The Japan Steel Works Technology Review, No. 47(1988), 47-53.
- (7) H. Sawamura and T. Mori: TETSU-TO-HAGANE, **43**(1957), 31-38.