

低温靱性に優れた X80 電縫管ラインパイプ

API X80 Grade Electric Resistance Welding Line Pipe with Excellent Low Temperature Toughness

中田 博士 NAKATA Hiroshi JFE スチール スチール研究所 鋼管・鋳物研究部 主任研究員(副課長)
上 力 KAMI Chikara JFE スチール スチール研究所 鋼管・鋳物研究部 主任研究員(副部長)
松尾 信行 MATSUO Nobuyuki JFE スチール 知多製造所 商品技術部 主任部員(課長)

要旨

近年のエネルギー輸送需要の高まりにより、電縫鋼管においても、高強度高靱性ラインパイプのニーズに応えるため、X80 級高靱性電縫管ラインパイプを商品化した。本鋼管は、組織が粗大なパーライトやマルテンサイトを含まない均一なベイニティックフェライトで、かつ、C を 0.03% にまで低減して低炭素当量成分としたことで、母材靱性およびシーム溶接部靱性が良好となっている。特に、 $vTrs$ (シャルピー破面遷移温度) は母材のみならず溶接部でも $-50^{\circ}C$ 以下の特性を有することで X80 級電縫管の高靱性対応が可能となり、多方面のラインパイプ需要への適用が期待できる。

Abstract:

This paper introduces nature and characteristics of the X80 electric resistance welding (ERW) line pipe. Thick-walled high strength line pipes are to be increasingly used for high pressure pipeline operation to improve the transportation efficiency for natural gas and oil. To improve the material properties of hot coil for X80, the effects of microstructure, chemical composition on strength and toughness were investigated. Based on the result, JFE Steel has developed ultra low carbon bainitic ferrite steel with fine precipitates and no coarse pearlite and martensite by applying JFE Steel's thermomechanical controlled process (TMCP) technologies. Good balance of material properties of base material and seam weld suitable for low temperature use was obtained.

1. はじめに

パイプラインによるエネルギー輸送の高効率化のため近年高圧操業のニーズが増大しており、高強度厚肉鋼管が適用されている。しかし、特に API X80 (API: アメリカ石油協会) といった高強度グレードでは、合金元素量の増大により靱性が劣化するため、 $-20^{\circ}C$ 以下の低温対応が求められた場合には母材および溶接部靱性の同時確保が難しく、天然ガス輸送管や寒冷地への適用を困難にしている。このため、低炭素当量の鋼を用いて加速冷却技術を活用したベイナイト鋼などが、厚板を素材とする UOE 鋼管にて開発されている¹⁻⁴⁾。JFE スチールでは外径 26" (660 mm) 以下の比較的小径サイズをカバーする高靱性ラインパイプ製品を開発するにあたり、熱間圧延鋼板を素材とした電縫鋼管プロセスを適用すべく、素材鋼板組織の靱性劣化因子の

低減の観点から成分の見直しおよび熱間圧延製造条件の検討を行った。本報では、C の低減の効果による組織の改善、および、熱間圧延での材質制御技術の適用により製品化した低温靱性の良好な X80 級電縫管ラインパイプについて紹介する。

2. 開発の考え方

2.1 目標特性

開発目標は以下である。

- (1) シームにおける $vTrs \leq -46^{\circ}C$ ($vTrs$: シャルピー破面遷移温度)
- (2) 母材における $DWTT SA85\% \leq -20^{\circ}C$, $vTrs \leq -60^{\circ}C$ (DWTT: 落重試験)
- (3) 円周溶接可能かつ HAZ 破断なし (HAZ: 熱影響部)

2.2 材料設計による高靱性化

鋼管の低温靱性を改善するには、素材となる鋼板の性能

を向上させる必要がある。特に、電縫鋼管は、シーム溶接が高周波電流の抵抗発熱によりなされ、溶接ワイヤを用いないため、母材の鋼組成がそのまま溶接部を形成する。このため、素材鋼板の成分設計により、パイプ母材ならびに溶接部の特性を同時に満足させる必要がある。そこで材料設計にあたり、まず化学成分と組織が素材鋼板の靱性に及ぼす影響を評価した。

一般に合金元素量の増加により靱性は劣化する傾向になるが、特に高 C 当量になると溶接部が硬化することで靱性が低下する。母材の靱性は鋼板の組織による影響が大きい。C 量が増加することで粗大な炭化物が析出しやすくなる。Fig. 1 に板内部の割れ伝搬の模式図を示す。粗大なマルテンサイトなどの硬質第 2 相は割れ伝搬を促進させ靱性に悪影響を及ぼすため、母材、溶接部とも特に低減が必要である。先に述べたように、電縫鋼管は熱間圧延鋼板を素材として製造される。熱間圧延鋼板の製造には、Fig. 2 のように巻取工程があり、冷却停止温度が 500°C 以上になることが多い。ここで、低 C 当量の鋼において強度向上をはかるためには、Nb, V, Ti のような鋼中に炭窒化物を形成して析出物強化を起こすマイクロアロイ元素を添加し、この強化能を積極的に利用することが有効である。JFE スチールではこのための化学成分および製造条件を検討した結果、主に熱間圧延製造工程でのコイル巻取り温度をマイクロアロイ元素の析出強化が活用できる温度域とすることで強度を確保する設計とした。しかし、このことは同時に、パーライトといった粗大な硬質第 2 相の析出やフェライト粒が粗大になりやすくなり、靱性の劣化を引き起こすことがある。このため以下の設計思想を導入した。

- (1) C を X80 の強度が確保できる極低レベルまで低減し、パーライトやマルテンサイトといった粗大な硬質相の量を極限まで低減する。
- (2) 熱間圧延での制御冷却により、冷却途中における粗大なフェライトおよびパーライトの析出を回避する。

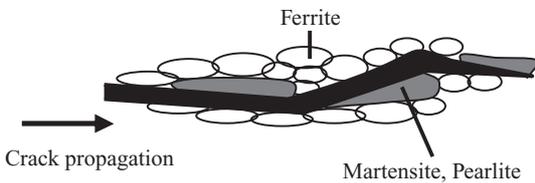


Fig. 1 Schematic drawing of crack propagation of line pipe

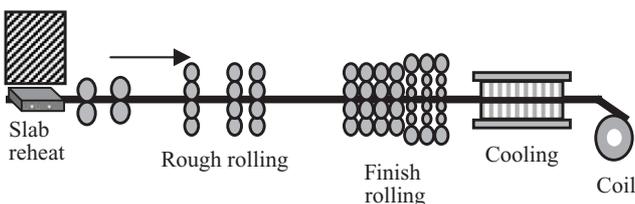


Fig. 2 Hot rolling process

すなわち C を低減した鋼を用いて粗大な硬質相のない単相組織とすることであり、熱間圧延鋼板製造プロセスにおいては極低炭素ベイニティックフェライト単相組織鋼板を得ることを目指した。また、良好な溶接部靱性を得るためにも C 当量を低減することは必要であるが、逆に焼入性が低下して強度が低下するため、C 以外の焼入性向上元素である Mn, Mo, Ni のようなフェライト変態を遅延させる合金元素添加量を適正化し、熱間圧延および電縫鋼管製造工程においてパーライト変態を遅延させて実質的に起こらなくさせることと熱間圧延における冷却制御により、強度と靱性の両立を目的とした。

3. 成分の検討

3.1 実験方法

母材および溶接部靱性を劣化させる原因として、硬質第 2 相の存在が考えられるため、X80 の強度を維持したままで C 量を変化させ、実験室にて検討を行った。C 量影響の検討に用いた鋼成分を Table 1 に示す。鋼 A の C:0.06% の低炭素鋼は X80 級の強度は得られるが、従来の比較的温暖な環境向けや薄肉材を想定したものである。鋼 B は本報の考え方をふまえて C を 0.03% に低減し、-20°C 以下の低温靱性が要求される用途を考慮し設計した鋼である。この鋼 B の CCT 曲線を Fig. 3(a) に示す熱履歴にて測定した。これは熱間加工後の冷却中にオーステナイト-フェライト変態の体積膨張により変態を検出し、組織観察を行うことでベイニティックフェライトの微細な単相組織が得られる冷却条件を明らかにしたものである。

また、鋼 A, B の巻取工程を含めた実験室的な熱間圧延を行って C 量低減の影響を評価した。実験の加工熱履歴を

Table 1 Chemical Composition of the steel used

(mass%)								
Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Others	Pcm
A	0.06	0.25	1.62	0.01	0.003	0.05	V, Ti, Mo	0.16
B	0.03	0.23	1.62	0.014	0.002	0.05	V, Ti, Cu, Ni, Mo	0.15

$$P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$$

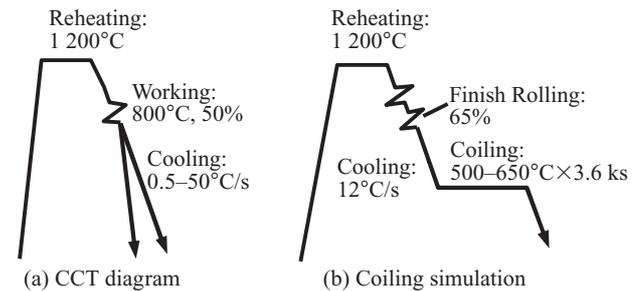


Fig. 3 Heat cycle

Fig. 3(b) に示す。熱間圧延、冷却を経た後に熱間圧延巻取工程を模擬し 600°C で保持した後、組織を観察した。

3.2 実験結果

まず CCT 図による鋼 B の変態挙動の測定結果を Fig. 4 に示す。冷却速度の速い側ではベイニティックフェライト (α_B^0) が析出し、目的とした単相組織となった。その変態開始温度は 600°C 近辺であり、単相組織が得られる下限の冷却速度の、臨界冷速は 10°C/s であった。パーライト変態は 600°C 以上の臨界冷速以下で起こった。ポリゴナルフェライト (α_P) やパーライト (P) といった比較的高温で変態した組織はベイニティックフェライトと比べて粗大な組織となり靱性劣化要因となるため析出を回避する必要があるが、ここでの臨界冷速は X80 級熱間圧延鋼板を製造する上で十分制御可能なレベルである。このことから鋼成分および冷却速度を制限することで α_B^0 単相組織の鋼板が得られる可能性が示された。

次に、この検証のため、鋼 A と鋼 B の熱間圧延を行った結果を Photo 1 に示す。600°C の巻取処理後では、0.06%C の鋼 A ではパーライトとマルテンサイトが析出していた。C を低減した鋼 B ではベイニティックフェライト単相組織となっており、パーライトおよびマルテンサイトは観察されなかった。よって、C を低減した鋼 B を用いることで、粗大な硬質第 2 相を含まない組織が、巻取り工程を経る熱間圧延鋼板プロセスによって得られることが明らかになった。また、Fig. 5 に鋼 B の強度への巻取温度条件の影響を示す。強度は X80 の YS \geq 552 MPa (YS: 降伏強さ), TS \geq 621 MPa (TS: 引張強さ) を巻取温度が 550°C から 650°C といった温度域で満足した。

3.3 析出強化の評価

組織形態制御とともに析出強化の活用が必須であることから、析出 Nb 量についても評価した。Fig. 6 に電解抽出による析出 Nb 量の測定結果を示す。巻取温度が 600°C から 650°C では、強度ならびに析出 Nb 量がともに高い値となったことから、鋼中に微細な Nb の炭窒化物が多量に

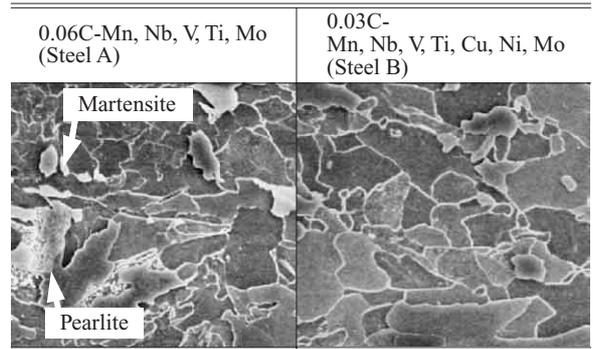


Photo 1 Effect of carbon on the microstructure

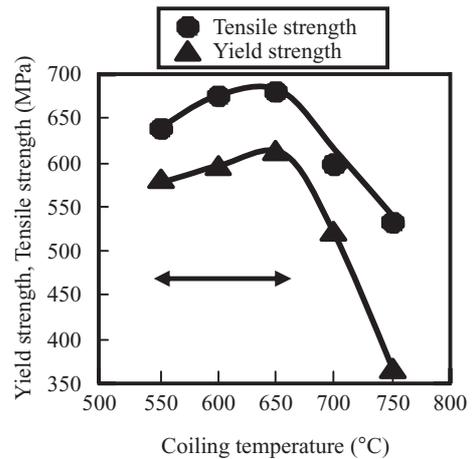


Fig. 5 Effect of coiling temperature on the strength

析出していることが推測される。Nb の炭窒化物の析出ピークは通常 600°C 近辺であることから、巻取温度が 700°C 以上ではフェライト結晶粒および Nb の析出物の粗大化が起り、強度が大幅に低下したと考えられる。なお、550°C で Nb 析出量が大きく低下したのは、析出自体は起っているが析出物が非常に微細なため、抽出分析では検出できていない可能性が考えられる。以上より、優れた強度と低温靱性を有する Nb の微細析出物を含むベイニティックフェライト組織が、少なくとも巻取温度 550°C から 650°C の領域で得られていると推察される。

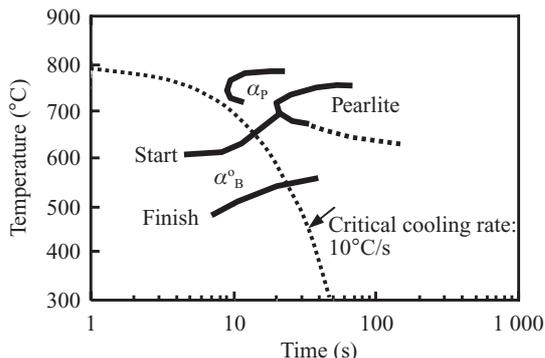


Fig. 4 CCT diagram of steel B

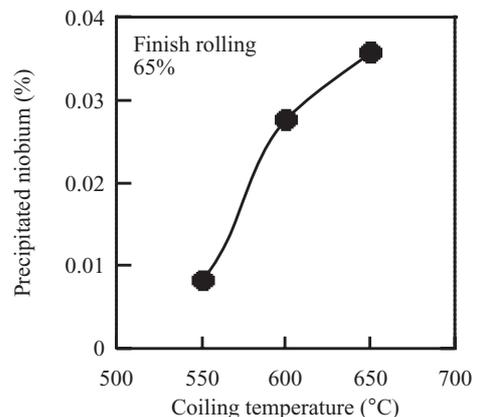


Fig. 6 Precipitated niobium amount (0.05% Nb steel)

4. 開発鋼の材質特性

4.1 実験方法

以上の検討結果により、0.03%Cの成分系にて、肉厚16 mmのX80級ラインパイプを製造した。熱間圧延条件は、厚さ215 mmスラブを用いて仕上げ圧延圧下率を65%以上、巻取り温度を500°C以上として熱間圧延鋼板とした。その後造管、高周波溶接して電縫鋼管とし、ポストアニールとしてシーム溶接部をAc3直上に加熱しての焼入れ焼もどし(QT)を実施した。この造管後のパイプを用いて円周溶接試験も実施した。

4.2 実験結果

Fig. 7にパイプT方向のAPI引張り試験結果を示す。図中の枠は、API X80の強度範囲で、規格を満足した。シーム溶接部もX80の強度を満足した。

Fig. 8にシャルピー衝撃試験の結果を示すが、母材は試験温度を-60°Cとしても吸収エネルギーが300 J以上となり、良好な結果となった。シーム溶接部も-60°Cで延性的に破壊しており、高いエネルギー値を示した。DWTT

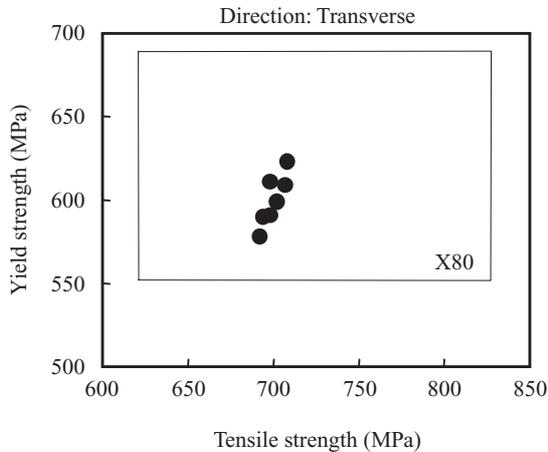


Fig.7 Tensile properties of X80 pipes

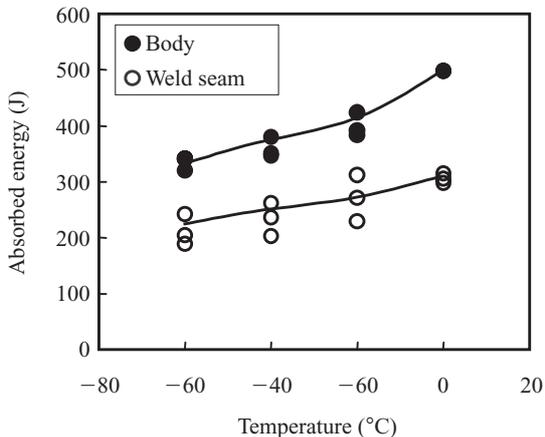
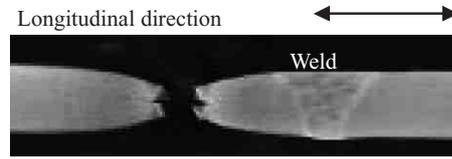


Fig.8 Charpy V notch test results

Table 2 Girth welding test results

Welding procedure	Welding wire (Filler)	Strength of weld metal	Heat input (Average)
SMAW: 9 pass	low H 100 ksi (690 MPa)	overmatch	12 kJ/cm

Tensile test result



Tensile strength: 697 MPa
Fracture: Base metal

SA85%TTは-20°C以下と目標を満足した。

Table 2に円周溶接の結果を示す。溶接入熱は溶接効率を阻害しない十分高い値とし、溶接金属はオーバーマッチの条件とした。継手引張試験ではすべて母材破断しX80の強度を満足した。また、余熱なしの溶接でも良好な継手特性が得られている。

4.3 組織の評価と考察

Photo 2にパイプの母材およびシーム溶接部の組織を示す。母材は粗大なパーライトやマルテンサイトを含まないベイニティックフェライト単相であった。Photo 3に母材のTEM(透過電子顕微鏡)観察結果を示す。ベイニティックフェライト中にNb炭化物が大量に微細分散しており、強度確保に析出強化が寄与していることが分かる。しかも、

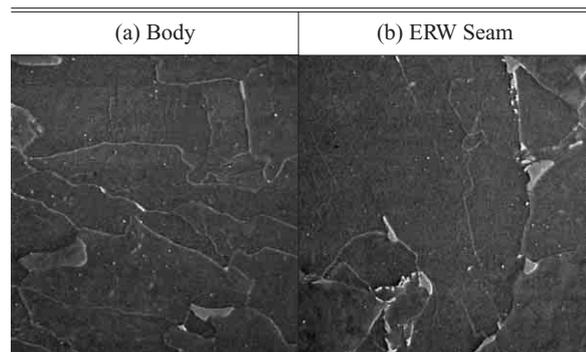


Photo 2 Microstructure of ERW pipe

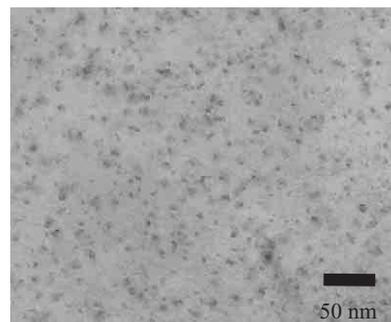


Photo 3 TEM micrograph of ERW body

粗大なパーライトやマルテンサイトを含まない均一な組織であることから、シャルピー吸収エネルギーも高い値を示したと考えられる。

また、Photo 2 のシーム溶接部組織の観察からも、若干の比較的小さい第 2 相が存在するもののほぼベイニティックフェライト単相であることが分かる。これは極限まで C を低減した成分系であるがゆえに、溶接入熱による炭化物の溶解および固溶した C の再析出によるパーライトなどの粗大な第 2 相が析出しなかったためと考えられる。また、溶接後もほぼベイニティックフェライト単相となりポリゴナルフェライトなどの粗大な高温変態相を含まないため、高強度で低温靱性が得られており、材質目標を十分満足していた。

5. おわりに

低温靱性に優れた X80 ラインパイプを熱間圧延鋼板 - 電縫鋼管プロセスにより商品化した。素材鋼板においては、靱性を劣化させる粗大なパーライトやマルテンサイトといった組織をなくして均一な単相組織とし、かつ低炭素当量成分として溶接部特性の確保を目指した設計とした。この実現のため成分、特に C 低減の効果と熱間圧延条件の検討を行い、以下の結果を得た。

(1) 0.03% まで C を低減した鋼において単相組織化する熱間圧延冷却条件を検討した結果、臨界冷却速度以上の冷却および巻取温度管理により、Nb 析出物の微細分散したベイニティックフェライト単相組織が得られることが分かった。

(2) C 低減鋼および熱間圧延冷却制御の適用により、X80 の強度および良好な母材靱性を有する電縫鋼管が得られた。

(3) C 低減鋼適用によりシーム継手強度を確保した上でシーム靱性も良好な結果となった。シームシャルピー靱性は -50°C 以下でも良好な値であった。

(4) 円周溶接は余熱なしで可能であり、溶接継手はすべて母材で破断し、継手強度も確保されていた。

これらの優れた低温靱性特性によって、天然ガスのラインパイプ輸送用としても多方面への適用拡大が期待できる。

参考文献

- 1) Kawabata, F.; Amano, K.; Tanigawa, O.; Hatomura, T.; Sujita, Y. Proc. of 11th. Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering. 1992, vol. V-B, p. 597-603.
- 2) Sugie, E.; Shiga, C.; Nakano, Y.; Amano, K.; Yoshimura, S.; Uesugi, T.; Kitagawa, M. 3rd Int. Conf. on Steel Rolling. ISIJ, 1985-09.
- 3) 岡津光浩ほか. 材料とプロセス. 1997, vol. 10, no. 6, p. 1431.
- 4) Okatsu, M.; Kawabata, F.; Amano, K. Proc. of the 16th. Int. Conf. on OMAE. 1997, vol. 3, p. 119-124.



中田 博士



上 力



松尾 信行