

パイプライン「材料編」*



濱田 昌彦**

Materials for Pipelines*

by HAMADA Masahiko**

キーワード 溶接, パイプライン, ラインパイプ

1. はじめに (パイプラインとラインパイプ)

鋼管を用いたパイプライン輸送システムは、石油の輸送効率向上を目的に開発導入され順次その利用範囲を拡大してきた。パイプラインの設計・建設技術の発展により次第に大規模なパイプラインの建設が可能になり、その建設地域もアラスカやシベリア等の寒冷地、北海やメキシコ湾等での深海海底へと拡大した。特に、天然ガスの大量輸送システムとしての役割は大きく、国境を越えた天然ガス輸送量の約80%はパイプライン輸送によるものと報告されている¹⁾。

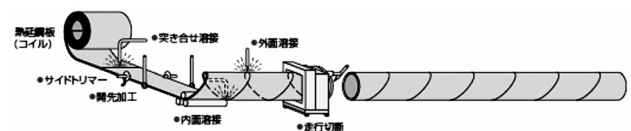
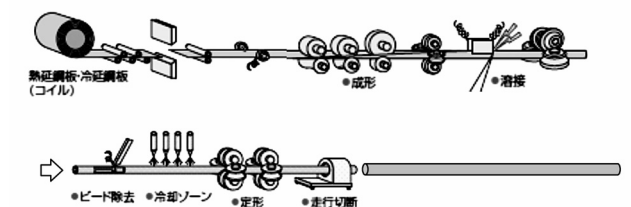
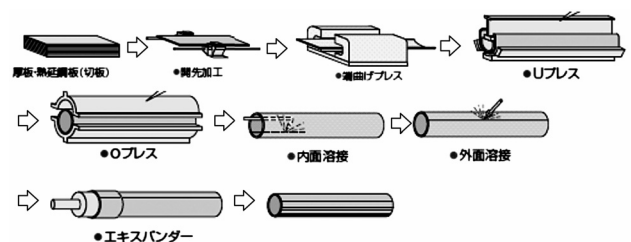
パイプラインシステムは生産井戸から生のガスを輸送するフローライン、それらを集合して一次処理施設までの輸送を行うギャザリングライン、脱水等の一次処理を行ったガスを市場近郊まで輸送するトランクライン、さらに最終消費者に届けるディストリビューションラインから構成される。このようなパイプラインシステムの各部分を構成するパイプライン用鋼管はラインパイプと総称される。ラインパイプのサイズ、必要特性は適用部分に応じて異なるものとなる。例えば海底生産井戸からのフローラインやギャザリングラインには耐圧壊性能の観点から小径厚肉の鋼管が必要になると共に生のガスによる腐食に対する耐食性が要求される。また、天然ガスの大量輸送を担うトランクラインにおいては大口径の鋼管を用いて高圧操業することが輸送効率向上の観点から求められる。この場合には高強度大径鋼管が必要となり、パイプライン敷設地がアラスカ、シベリア等の寒冷地である場合には安全性確保の観点から厳しい低温靱性が要求されることになる。本稿では、ラインパイプに求められる特性および材料設計について概説する。

2. ラインパイプの製管方法

ラインパイプは、その必要サイズおよび要求性能に応じて異なる製管法により製造される。まず、その製造方法から継目無鋼管と溶接鋼管の2種類に分類される。継目無鋼管の製管プロセス例を図1に示す。ピレットと呼



図1 継目無し鋼管の製管方法例


 図2 スパイラル鋼管の製管方法例²⁾

 図3 電縫鋼管の製管方法例²⁾

 図4 UOE 鋼管の製管方法例²⁾

*原稿受付 平成22年1月28日

**正 員 住友金属工業株式会社 Member, Sumitomo Metal Industries, LTD.

ばれる中実の棒状素材にピアサーで穴空け加工をした後、マンドレル圧延により鋼管形状に圧延し、更にサイザーで形状を整えて鋼管を製造する。製造された鋼管には必要に応じて熱処理が施される。継目無鋼管は製造方法の特性から小中径の厚肉の鋼管に多く適用される。ラインパイプに適用される主な溶接鋼管としてスパイラル鋼管、電縫鋼管、UOE 鋼管の製造方法を図2、3および4に示す²⁾。スパイラル鋼管は熱延鋼板を母材として螺旋状に成型して製造される。製管溶接は内面および外面から主にサブマージーク溶接を適用して実施される。この製造方法は熱延鋼板を原料とすること、螺旋成型をすることから原材料の幅に関わらず大径の鋼管を成型でき、比較的薄肉大径の鋼管の製造に適している。電縫鋼管はスパイラル鋼管と同じく熱延鋼板を原料として製造される。鋼管の直径に応じた幅にスリットされたコイルを筒状に成型しつつ突合せ部を電気抵抗溶接し鋼管を製造する。熱延鋼板を母材とすること、鋼管直径が熱延鋼板の幅に制約を受けることから薄肉で比較的径の小さな鋼管の製造に適する。UOE 鋼管はスパイラル鋼管や電縫鋼管と異なり厚板を母材として、プレス成形により鋼管形状に成型し突合せ部を内外面からサブマージーク溶接して製造される。プレス成形の途中段階で鋼板断面がU型、O型になること、製管溶接後に拡管(Expand)を行うことからUOE 鋼管と呼ばれる。本製造方法は厚板を母材とすることから大径厚肉の鋼管製造に適している。

製管溶接部を持たない継目無鋼管は溶接鋼管に比べて信頼性が高く、また小径厚肉の鋼管製造に適するためフローラインやギャザリングラインに多く用いられる。一方、大径鋼管が必要となるトランクライン用には溶接鋼管が適用される。特に、高強度高靱性等の要求性能が厳しい用途には主にUOE 鋼管が適用される。

3. 高強度・高靱性ラインパイプ

3.1 高強度化と API 5L 規格

ガスを大量且つ効率的に輸送するためには、パイプ口径の大径化・ガス輸送圧力の高圧化が必要である。このためラインパイプは大径厚肉化、高強度化の方向で開発が進められてきた。特に、ラインパイプの高強度化は鋼

材使用量の低減、円周溶接コストの削減を通してガス輸送コストの低減に寄与する。ラインパイプの高強度化によるコスト低減の試算結果例を図5³⁾に示す。X65を使用した場合に比べて、X80では約5%、X100を用いた場合には約8%のコスト低減が可能と試算されている。他にもX70をX120に変更することにより約11%のコスト低減が可能との試算例も報告されている⁴⁾。

上述のX65やX80等の鋼管グレードはラインパイプ規格として世界で広く採用されているAPI (American Petroleum Institute) 5L⁵⁾規格での強度等級を示している。本規格は1928年に制定され、制定当時はBグレードと呼ばれる降伏強さ $\geq 35 \text{ ksi} = 241 \text{ MPa}$ 、引張強さ $\geq 60 \text{ ksi} = 414 \text{ MPa}$ までが規定されていた。その後、高強度化要求の高まりと、それに対応した製造技術開発の進展に応じて高強度グレードが追加制定されてきた。2007年の改定において制御圧延鋼板を母材とする溶接鋼管に対してX90、X100およびX120グレードが規定されると同時にISO 3183との共通化が図られた。尚、2007年時点では焼入・焼戻で製造される鋼管については従来の最高グレードであるX80に据え置かれていたが、X90およびX100グレード追加の改訂作業が実施され2010年10月に発効している。

API 5L 規格でのX65グレード以上への要求特性の一部を抜粋して表1に示す。API 5L 規格での強度を示す数字(例：X120の120)は元来ksi単位での最小要求降伏強さを表現するものであったがISOとの共通化に際して

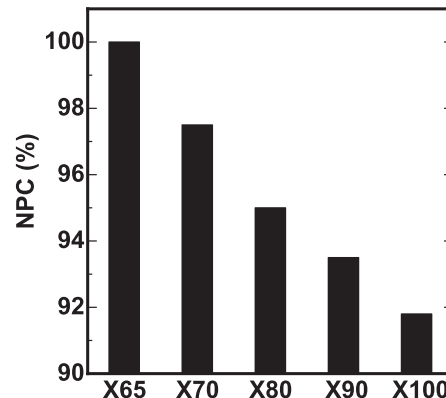


図5 ラインパイプグレードによるコスト比較³⁾

表1 API 5L 規格での強度要求値(抜粋)⁵⁾

Pipe grade	Pipe body of seamless and welded pipes						Weld seam	
	Yield strength Rt0.5 (for grade>L625, Rp0.2 applies)		Tensile strength Rm		Ratio YS/TS	Carbon equivalent		Tensile strength
	MPa		MPa			CE(IIW) maximum	CE(Pcm) maximum	
	minimum	maximum	minimum	maximum	MPa minimum			
L450Q or X65Q L450M or X65M	450	600	535	760	0.93	0.43	0.25	535
L485Q or X70Q L485M or X70M	485	635	570	760	0.93	0.43	0.25	570
L555Q or X80Q L555M or X80M	555	705	625	825	0.93	0.43	0.25	625
L625M or X90M	625	775	695	915	0.95	-	0.25	695
L690M or X100M	690	840	760	990	0.97		0.25	760
L830M or X120M	830	1050	915	1145	0.99		0.25	915

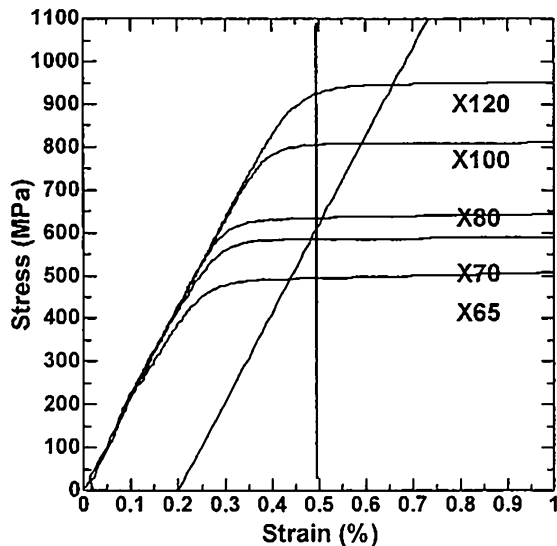


図6 高強度化によるS-S曲線の変化 (模式図)

SI 単位系の MPa 表記で末尾数字が 0 または 5 になるように揃えられている。ここで X90 以上の高強度鋼管の特性の規定範囲に関していくつか注目する点がある。まず、降伏強さの定義に関する備考が付記された。本規格では従来、伸びが 0.5% となる応力 (Rt 0.5) をもって降伏強さを定義してきた。図 6 に模式的に示すように鋼管強度が上昇すると Rt 0.5 では降伏強さを過小評価するようになることが明らかである。よって、X90 以上の高強度鋼管に対しては 0.2% offset での降伏応力 YS (Rp 0.2) を採用することが記載されている。また、鋼管の変形能に関連する降伏比 (Ratio YS/TS) に関して、X80 以下のグレードに対しては上限を 0.93 としているのに対して、X90, X100 および X120 では各々 0.95, 0.97 および 0.99 まで上限値が緩和されている。また、母材鋼材成分としては炭素当量 (CE) の上限規定が設けられている。従来の X80 グレードまでは CE(IIW) と CE(Pcm) が共に要求されていたが、X90 以上では CE(Pcm) の規定だけが残されている。尚、CE(IIW) および CE(Pcm) は下記式(1)および(2)により算出される炭素当量である。

$$CE(IIW) = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$CE(Pcm) = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad \dots\dots\dots (2)$$

ラインパイプは寒冷地において現地溶接されることが多く耐溶接低温割れ性を考慮して低炭素組成で成分設計される。API 5L 規格でも X90 以上のグレードでは炭素量の上限が 0.10% に制限されている (溶接管 X65~X80 は 0.12% 以下)。例えば図 7⁹⁾ に示すように、炭素量が約 0.10% 以下の鋼材の溶接性評価には CE(IIW) より CE(Pcm) が妥当とされている。また、現地溶接は比較的小入熱のガスメタルアーク溶接 (GMAW) が多用され溶接熱サイクルにおける冷却速度は 800 から 500℃ の冷却時間で 15s 以下の場合がほとんどである⁷⁾。このように冷却速度が速い場合には CE(IIW) より CE(Pcm) が溶接熱影響部での硬度と良い相関があることが知られている⁸⁾。以上のことから、X90 以上の高強度鋼管については CE(Pcm)

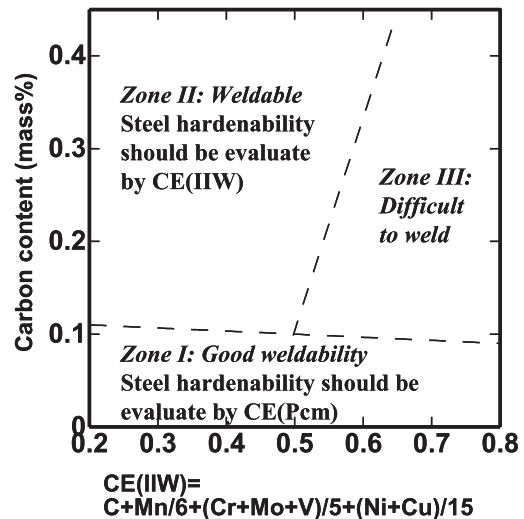


図7 AWS D1.1 による鋼材の溶接性評価区分⁹⁾

による溶接性評価を優先したものと考えられる。

3.2 破壊安全性能

パイプラインの大規模破壊には脆性破壊の伝播と高速延性破壊の伝播によるものが想定される。圧力容器に亀裂が生じると内容物 (ガス, 石油) が漏れることにより圧力低下を生じることによって亀裂が停止に至る。この圧力低下の伝播速度 (減圧波速度) が石油 (非圧縮性) の場合には 2,000 m/s 程度とされるのに対して、圧縮ガスでは 300~400 m/s と遅いことから、特に天然ガスパイプラインでは大規模な事故に発展する恐れがある。ここで、脆性亀裂の伝播速度は 450~1000 m/s とされており圧縮ガスの減圧波速度より速い。すなわち、一旦脆性破壊が生じると破壊伝播を防ぐことは極めて困難である。脆性破壊の防止には材料の延性-脆性遷移温度を十分に低温化することが有効である。鋼材の靱性を示す指標としてはシャルピー試験による破面遷移温度や特定試験温度での吸収エネルギーがよく用いられるが、特に厚肉の鋼管では小型試験片を用いたシャルピー試験と実管の延性-脆性遷移温度が乖離する場合がある。このため、ラインパイプでは鋼管と同じ厚みを持つ試験片を用いた DWTT 試験が実施される。実管における破壊モード遷移が DWTT 試験での破面遷移温度と良く一致することが確認されている⁹⁾。DWTT 試験による延性破面率の保証により脆性破壊発生防止を担保する事が可能となった。尚、一般的にはパイプラインの設計温度において 85% 以上の延性破面率が要求される。一方、高速延性破壊はガスパイプラインに特有の現象とされている。高速延性破壊の亀裂伝播速度は 200~450 m/s 程度とされ脆性破壊に比べると遅いが、圧縮ガスの減圧波速度に近い値であり長距離に渡って進展する可能性がある。高速延性破壊の伝播停止特性に関しては、実管を用いたフルスケールガスバースト試験結果から伝播停止に必要なシャルピー吸収エネルギーが提案され判定基準となっている^{10,11)}。高強度鋼管を用いて薄肉化するほど高速延性破壊防止に必要なシャルピー吸収エネルギーが大きくなる傾向にあり、例えば外径 1219 mm, 管厚 12 mm, 操業圧力 90 bar を想定した場合

には 180J 程度のエネルギーが必要と報告されている¹²⁾。このように高強度で比較的薄肉の大径鋼管母材に大きなシャルピー吸収エネルギーが求められる理由は高速延性破壊の伝播抑制のためであり、脆性破壊の防止が目的ではない点に留意が必要である。

3.3 高強度・高韌性ラインパイプの製造方法

上述のような強度・韌性バランスに優れ且つ優れた溶接性を具備した鋼管を製造するため、UOE 鋼管母材の製造には制御圧延と加速冷却が適用されている。これらの技術は、フェライト結晶粒の微細化とベイナイトやマルテンサイト等の低温変態組織の生成により、高強度化と高韌性化に著しい効果を発揮する。制御圧延および加速冷却の各段階の組織変化を模式的に図 8¹³⁾に示す。フェライト結晶粒の微細化には変態前組織であるオーステナイト結晶粒の微細化とフェライト変態核・サイトの密度上昇が重要である。制御圧延では比較的高温の再結晶域での圧延によりオーステナイト結晶粒が微細化され、それより低温の未再結晶領域での圧延によりオーステナイト中に導入された変形組織がフェライト変態核として機能する。更に二相温度域での圧延を加えることにより変態完了後のフェライト結晶粒の亜粒への分割が生じ、更に組織が微細化する。この制御冷却の途中の各段階から水冷による加速冷却を加えると、過冷却によるフェライトの核生成速度の上昇と粒成長の抑制が生じることにより

細粒効果が高まる。また、過冷却の制御によりベイナイトやマルテンサイトの低温変態組織の生成量コントロールによる高強度化が可能となる¹⁴⁾。特に加速冷却による高強度化の効果は大きく、高強度ラインパイプ鋼の低炭素量、低炭素当量化を通して強度韌性バランスの改善、溶接性の確保に大きく寄与する。

表 2 に高強度ラインパイプの開発例を示す^{15, 16, 17)}。表 2 に挙げた全ての鋼管母材は制御圧延と加速冷却を組み合わせ製造されている。ラインパイプ用鋼の成分上の特徴である低炭素成分がいずれの鋼種にも採用されている。また、炭素当量に着目すると CE(IIW) が 0.45% 以上のものが散見されるが、CE(Pcm) は最大で 0.22% に制御されており溶接部での硬さ上昇に配慮していることが分かる。X120 ではボロンを添加している点に特徴がある。この理由として、X120 を満足する強度領域では図 9¹⁷⁾に示すようにボロン添加により母材の強度韌性バランスが改善すること、図 10¹⁶⁾に示すように溶接熱影響部において高韌性な下部ベイナイトが得られることが挙げられている。

UOE 鋼管では上述のように、制御圧延と加速冷却を組合せた厚板製造法の革新により鋼管の高強度化が図られてきた。一方で、継目無鋼管の製管圧延では厚板圧延のような制御圧延と加速冷却の組み合わせは困難であり、製管圧延後の調質熱処理により組織や特性を制御している。現在では継目無鋼管においても X100 グレードまでが規格

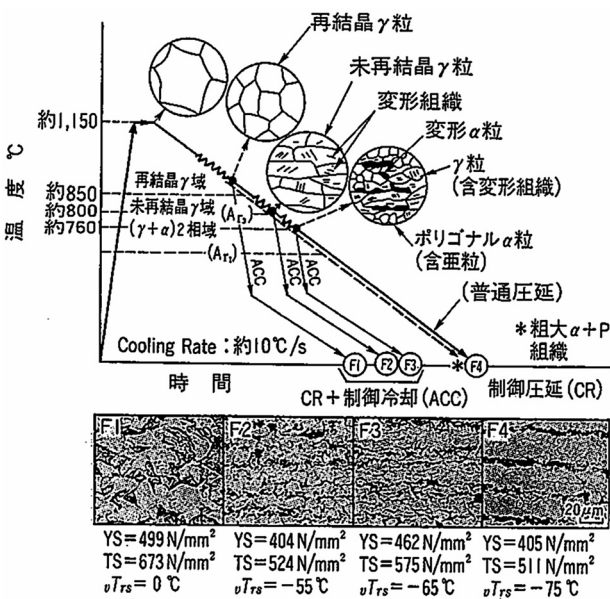


図8 制御圧延と加速冷却による組織と特性の変化¹³⁾

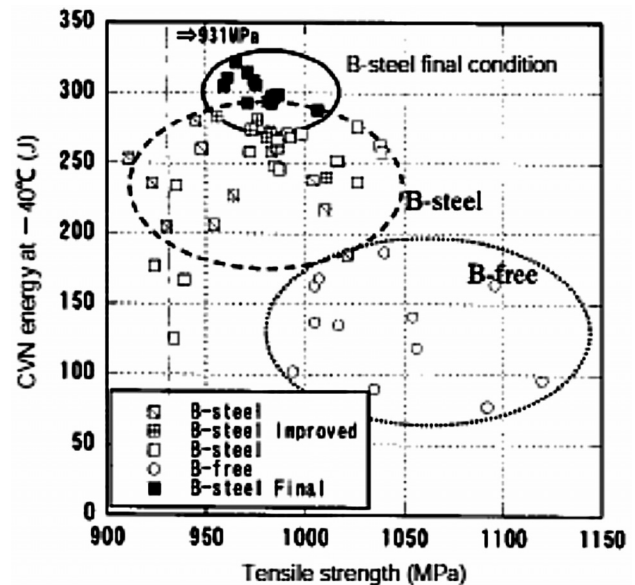


図9 X120 鋼における引張り強さとシャルピー吸収エネルギーのバランスに及ぼすボロン添加の影響¹⁷⁾

表2 X80~X120 UOE 鋼管の母材成分例

API グレード	板厚 (mm)	化学成分(mass%)															文献	
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al	Ti	B	CE(IIW)		CE(Pcm)
X80	19.1	0.07	0.25	1.35	0.004	0.003	-	-	0.19	0.18	0.04	0.03	0.034	-	-	0.377	0.171	14
X80	25.4	0.05	n.r.	1.9	n.r.	n.r.	n.r.	n.r.	n.r.	-	-	0.02	n.r.	n.r.	-	0.491	0.193	7
X100	19.1	0.07	0.09	1.8	0.004	0.002	0.29	0.51	0.16	0.21	-	0.048	0.046	0.011	-	0.5	0.21	15
X100	19.1	0.05	0.23	1.94	0.008	<0.002	0.17	0.42	-	0.1	-	0.04	<0.003	0.008	-	0.44	0.18	15
X100	19.1	0.08	0.26	1.86	0.01	<0.002	0.24	0.21	0.03	0.27	-	0.047	0.046	0.015	-	0.48	0.22	15
X100	19.1	0.07	0.29	1.73	0.003	<0.002	0.22	0.2	0.04	0.22	0.04	0.037	0.046	0.014	-	0.45	0.2	15
X120	16	0.05	0.06	1.56	n.r.	n.r.	n.r.	n.r.	n.r.	n.r.	n.r.	n.r.	n.r.	n.r.	n.r.	0.52	0.2	16
X120	14~20	0.041	n.r.	1.93	n.r.	n.r.	n.r.	n.r.	n.r.	0.32	n.r.	n.r.	n.r.	0.02	0.0012	n.r.	0.21	17

n.r.は添加量報告無を示す。

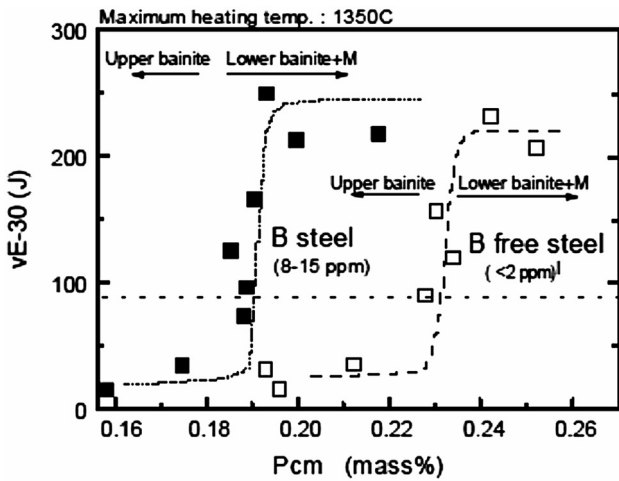


図10 ボロン添加による熱影響部組織と靱性の変化¹⁸⁾

化されており、肉厚 40 mm の X80 や肉厚 20 mm の X100 鋼管の製造結果例が報告されている¹⁸⁾。これらの鋼管製造では、Mn, Mo 等の合金添加元素の最適化と焼入れ処理における冷却速度の増加により高強度化に対処している。

4. 耐食性ラインパイプ

パイプラインで考慮される主な腐食現象として①水分と CO₂ の存在による全面腐食や溶接部の選択腐食、②水分、CO₂ に加えて H₂S が存在する腐食環境下において、鋼中への水素侵入が促進されることによる水素誘起割れ (HIC) や硫化物応力腐食割れ (SSCC) がある。H₂S の存在しない腐食環境をスイートガス環境、存在する環境をサワー環境と呼ぶ。

4.1 スイートガス環境下での耐食性

スイートガス環境における全面腐食の低減には図11¹⁹⁾ に示すように Cr 含有量の増加が有効である。0.5% Cr 添加による腐食抑制機構について、被膜のない状態では分極特性に及ぼす Cr 添加の影響がほとんどないのに対して、被膜が形成された場合にはカソード反応が著しく抑制されたことから、Cr 添加により (Fe,Cr)CO₃ 等からなる緻密な保護被膜が形成するものと考えられている²⁰⁾。

溶接熱影響部と母材の選択腐食については、組織の差による選択腐食の可能性が指摘されている。ラインパイプの溶接熱影響部組織は、ほとんどの場合ベイナイト組織となる。このため、母材のマイクロ組織がベイナイトの場合には母材と熱影響部での組織差が小さくなるため腐食電位差がほとんど生じず選択腐食の可能性は小さい。一方で、母材の組織がフェライト+パーライトの場合には、溶接熱影響部のほうがわずかに卑になり熱影響部に選択腐食が生じる可能性がある。また、Cu および Ni を 0.2~0.3% 含有するベイナイト鋼では、母材に対して熱影響部の腐食電位がわずかに貴になるため熱影響部での選択腐食が生じないものと考えられている²⁰⁾。溶接金属での選択腐食に関しては、図12²¹⁾ に示すように溶接金属中の Cu, Ni 含有量の合計を母材より 0.5% 程度高くすることにより抑制できることが示されている。また溶接金属中の Mo 量を母材より 0.05% 程度高めにする²⁰⁾、ある

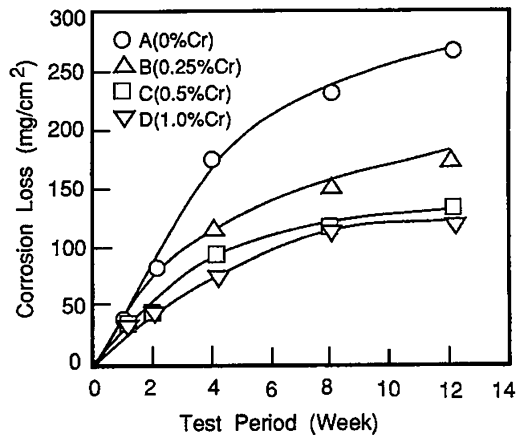


図11 Cr 添加量変化材の湿潤 CO₂ 環境下での腐食量 (0.1 MPa-CO₂, 50 °C)¹⁹⁾

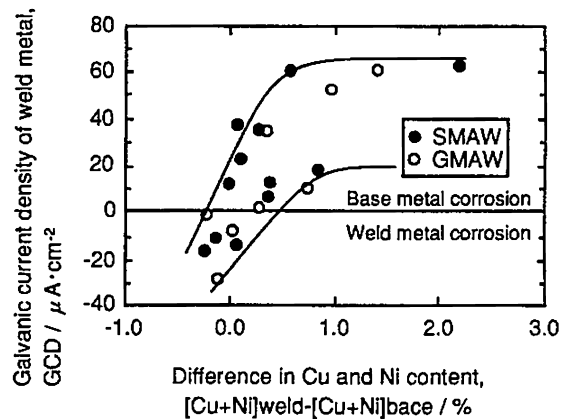


図12 腐食電流密度に及ぼす母材と溶接金属の Cu, Ni 含有量差の影響 (0.1 MPa-CO₂, 30 °C)²¹⁾

いは溶接金属に 0.2~0.3% の Cr を添加すること²⁰⁾で溶接金属の選択腐食抑制が可能との報告もある。

4.2 サワー環境下での耐食性

サワーガス環境下で生じる水素誘起割れ (HIC) の発生は鋼中に侵入する水素量と鋼が有する耐割れ感受性から決定される。よって、HIC 特性を高めるためには腐食環境からの水素の侵入防止と鋼材の割れ感受性を抑制することが必要である。

水素侵入の防止に関しては pH が 5 以上程度の比較的穏やかな環境で Cu 添加の有効性が示されている²³⁾。しかし、更に pH の低い環境条件では工業的に利用可能な対応策は見つかっていない。一方で、HIC 発生箇所には圧延方向に伸張した MnS 介在物の存在や Mn, P 等の濃化部が認められたことから水素のトラップサイトとなる介在物と成分偏析に起因する高硬度組織の水素脆化が HIC 性改善の主要因子として検討されてきた。水素のトラップサイトとなる介在物には MnS, Al₂O₃ 等の硫化物、酸化物, NbC, TiN 等の炭窒化物が考えられるが、HIC の発生起点として、最も一般的に報告されているのは圧延により板状に大きく延ばされた MnS である。このため、HIC 対策としては鋼中の S 量の低減とともに Ca 添加が有効である。Ca 添加により MnS の Mn を Ca に置換して球状化することにより HIC 感受性が低下すると考えられている²⁰⁾。ラインパイプの高強度化に伴って合金添

加元素が増加すると、連続鋳造スラブの中心偏析部でのバンド状硬化組織が増加し HIC 感受性が高まる。このような硬化組織の低減対策として組成調整からの対応としては C, Mn および P 量の低減が行われる。また、製造方法からの対応としてスラブの軽圧下鋳造技術や加熱拡散熱処理が有効とされている^{25, 26)}。また、圧延プロセスの制御面から Ar3 点以上のオーステナイト温度域で圧延を終了した後に 450℃ 程度まで水冷による加速冷却を実施することにより耐 HIC 性が改善されることが報告されている²⁷⁾。圧延後の冷却過程で生じるフェライト変態において、加速冷却によりオーステナイトとフェライトの共存時間が短縮される。この結果、オーステナイトへの炭素の濃化が抑制されるために偏析部での炭素濃化が抑制され硬度が低下すること、また、パーライトバンド形成が抑制され硬化相が微細分散することが耐 HIC 性改善の原因と考えられている。

主に母材で発生する HIC に対して、溶接残留応力が存在する溶接部では硫化物応力腐食割れ (SSCC) の発生防止がより重要である。鋼管溶接部においては X80 等の高強度鋼管円周溶接部の粗粒域で応力軸に垂直即ち肉厚方向に伝播する割れとして観察される。SSCC 感受性には

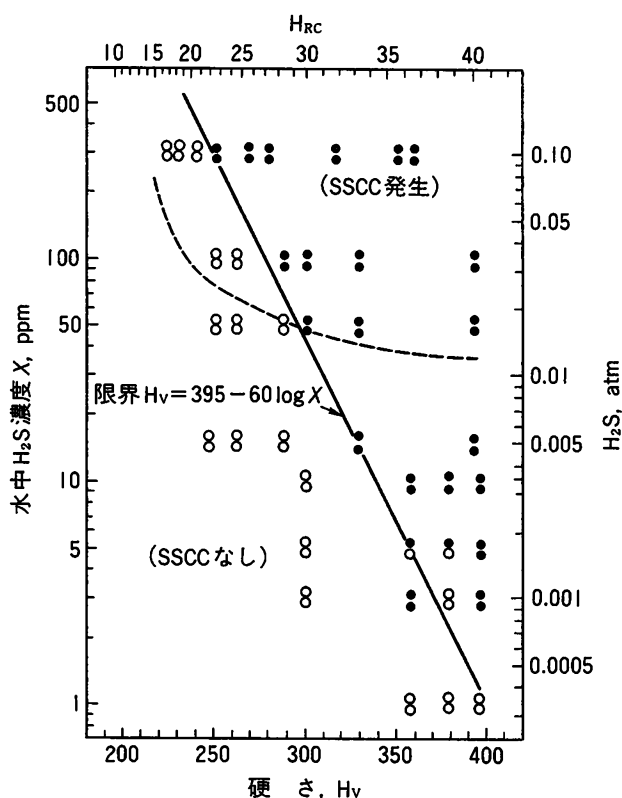


図13 種々の H₂S 濃度での SSCC 発生限界硬さ¹⁴⁾

硬さが大きく影響することが知られており、図13¹⁴⁾に示すように硬さ上昇に伴い SSCC 感受性は大きくなる。この現象をふまえて NACE (アメリカ腐食技術者協会) では SSCC 防止のため、ピッカース硬さ (Hv) を 250 以下 (ロックウェル C 硬さ (HRC) では 22 以下) とすることを推奨している²⁸⁾。また、成分元素の影響として、図14に示すように Ni 添加が SSCC 感受性を高めることが知られている¹⁴⁾。Ni は鋼材の靱性向上に有効な元素であるが SSCC 感受性の観点からは添加に注意を要する。

以上のような検討結果を基に、X65 グレードまでの耐サワー鋼管が既に大量生産されており、X70^{29, 30)}および X80³¹⁾耐サワー鋼管の検討が進められている。

4.3 耐食性高合金ラインパイプ

腐食性の高い石油、天然ガスを輸送するフローラインやギャザリングラインには炭素鋼に比べて耐食性の高い高合金ラインパイプが適用される場合がある。炭素鋼ラインパイプを用いる場合には輸送流体に腐食抑制剤 (インヒビター) を注入して腐食性を弱める処理が併用される。一方、高合金ラインパイプを使用する場合にはインヒビターの使用を回避する事が出来る。このため、高合金ラインパイプを用いた場合には初期の鋼管材料費用や建設費用が高価であっても、長期間の使用を考慮した場合には経済的に有利になる場合がある。具体的な高合金ラインパイプとして、炭素量の低減と Ni 添加により溶接性を高めた 13% Cr マルテンサイトステンレス鋼 (スーパー 13Cr あるいはウェルダブル 13Cr と呼称される) や 22% Cr あるいは 25% Cr を含有するフェライト+オーステナイトの二相ステンレス鋼が高合金ソリッドラインパイプとして実用化されている。表3に成分例を示す。表3に示したように、13% Cr マルテンサイトステンレスと 25% Cr 二相ステンレス鋼は強度的には X80 相当で

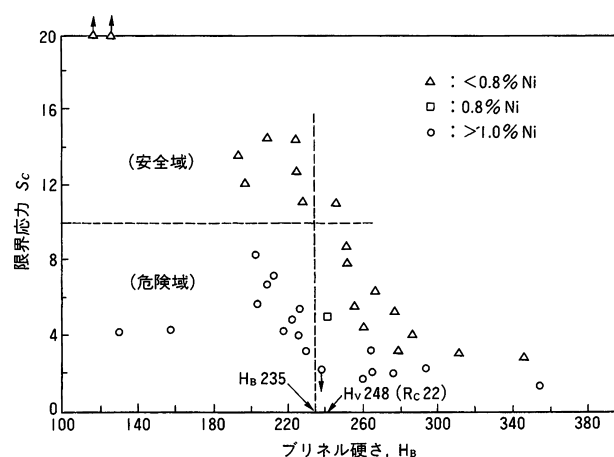


図14 SSCC 発生限界応力と硬さおよび Ni 添加量の影響¹⁴⁾

表3 高合金ソリッドラインパイプの成分例 (mass%)

Material	Chemical Composition (mass%)								Yield Strength (MPa)
	C	Cr	Ni	Mo	W	Cu	Ti	N	
UNS S41426	≤0.03	11.5 - 13.5	4.5 - 6.5	1.5 - 3.0	-	-	0.01 - 0.50	-	min. 550
UNS S31803	≤0.03	21.0 - 23.0	4.5 - 6.5	2.5 - 3.5	-	-	-	0.08 - 0.20	min. 450
UNS S39274	≤0.03	24.0 - 26.0	6.0 - 8.0	2.5 - 3.5	1.5 - 2.5	0.20 - 0.80	-	0.24 - 0.32	min. 550

あり、22% Cr 二相ステンレス鋼は X65 相当である。開発経緯からは二相ステンレス鋼の開発が先行しており、これらの共金溶接材料が市場で調達可能である。マルテンサイト系である 13Cr 鋼の共金溶接材料は開発が完了しておらず、25% Cr 二相ステンレス鋼用の溶接材料で溶接が行われる。この他にも、316 タイプオーステナイトステンレス鋼や 825 タイプ高 Ni 合金等が高合金ソリッド鋼管として API5LC に規格化されているが、これらのオーステナイト合金は高価である上、降伏強度が低いという欠点を有している。このため、これらのオーステナイト合金をラインパイプとして利用するにあたっては、炭素鋼管を母材としたクラッド鋼管として用いることが現実的である^{12, 20, 31)}。

5. ラインパイプの溶接と材料設計

5.1 UOE 鋼管のシーム溶接

ラインパイプの代表的な品種の一つである UOE 鋼管のシーム部は板厚に関わらず内外面から各 1 層のサブマージアーク溶接により実施される。このため、鋼管肉厚の増加に伴って溶接熱入力が増大し、厚肉鋼管では溶接熱影響部 (HAZ) の粗粒域での靱性確保が課題となる。HAZ の靱性支配因子としては①破面単位、②島状マルテンサイトなどの脆化組織の存在、③地組織そのものが有する固有の靱性が考えられる。破面単位の微細化にはフェライト変態前の旧オーステナイトの粗大化を抑制する方法と旧オーステナイトからの粒内変態を促進する方法がある。オーステナイト結晶粒の粗大化抑制としては、TiN の微細析出利用が良く知られており、Ti, N 添加量の最適化が行われている³²⁾。粒内変態の促進としては、Ti 含有酸化物を利用した鋼材の開発が進んでいる³³⁾。島状マルテンサイトによる脆化に関しては炭素、Al および Si 量の低減による生成抑制等が報告されている³⁴⁾。結晶単位や島状マルテンサイトなどの組織に明瞭な違いがない場合であっても靱性が改善する場合がある。この現象は地組織そのものの靱性改善によるものと理解されている。例えば、固溶 N の低減により靱性が改善することは

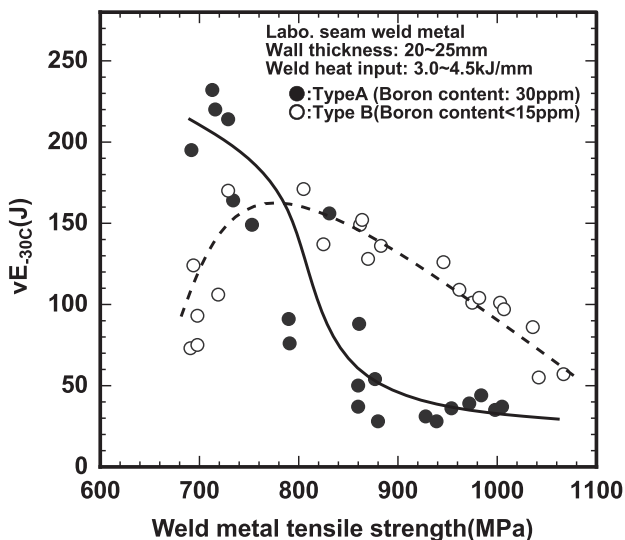


図15 溶接金属の引張り強さとシャルピー吸収エネルギーの関係³⁷⁾

良く知られている³⁵⁾。

炭素鋼溶接金属の靱性は、アキュラーフェライトと呼ばれる微細な粒内変態組織に制御することで確保される³⁴⁾。アシキュラー“フェライト”と称されるが、析出温度が 600℃ 以下であること、 α 粒内の転位密度が大きいことなどからベイナイト (あるいはベイニティックフェライト) の一種と考えられている³⁶⁾。アシキュラーフェライトは、粒内変態した微細ベイナイトであり、粒界フェライトの析出防止を考慮すると引張強さが 650 MPa 程度で最も良好な靱性を示す。このため、引張強さが 760 MPa を越える X100 以上の鋼管ではシーム溶接金属の強度靱性バランス確保が困難になることが考えられた。溶接金属中の Al, Ti, 酸素をほぼ一定にしたボロン添加溶接金属と低ボロン溶接金属での引張強さとシャルピー吸収エネルギーの関係を図15³⁷⁾に示す。引張強さが 700 MPa 程度では、ボロン添加溶接金属が低ボロン溶接金属より高い吸収エネルギーを示す。この原因は、固溶ボロンによる粒界フェライトの析出抑制にある。強度の上昇に伴い、ボロン添加溶接金属では吸収エネルギーが単調に低下する。ボロン添加溶接金属では、強度の増加に伴ってアシキュラーフェライトからラスベイナイトへの組織変化が生じており、アシキュラーフェライトの減少により遷移温度が上昇したことがその原因と考えられる。一方、低ボロン溶接金属では強度上昇に伴い靱性が向上し引張強さが 800 MPa 程度で最も良好な靱性を示す。これは、焼き入れ性の増加に伴い粒界フェライトが減少することが原因である。800 MPa を越えて引張強さが増加すると吸収エネルギーが低下するが、引張強さ 1000 MPa においても約 100 J の吸収エネルギー確保が可能である。

5.2 円周溶接

従来、パイプライン敷設の円周溶接はセルロース系の溶接棒を用いた下進振り分けにより実施されてきたが、現在ではパルス電源を用いたガスメタルアーク溶接 (PGMAW) による自動溶接が主流となっている。鋼管両側に下進振り分けで溶接施工され、入熱としては 0.3~2.0 kJ/mm 程度の範囲が報告されているが、実施工では 1.0 kJ/mm 以下の小入熱溶接が多く適用されるようである⁷⁾。このような小入熱の溶接では溶接冷却速度が速くなることから溶接熱影響部での硬さ上昇が懸念される。このため、3.1 に記述したように炭素量や CE(Pcm) に制限が加えられている。図16に X100 鋼管の円周溶接シミュレーション結果例³⁸⁾を示す。この検討では 0.06% C-

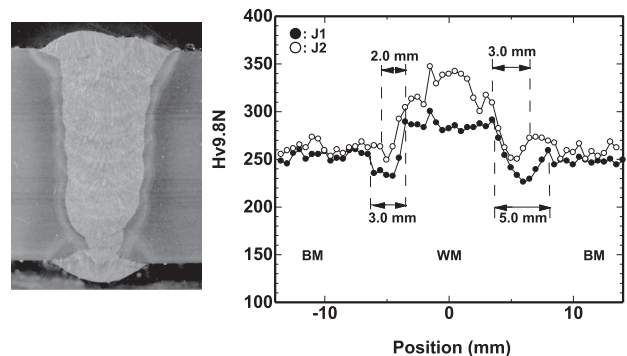


図16 X100 鋼管の円周溶接部マクロと硬さ分布の測定例³⁸⁾

1.8Mn, CE(Pcm)=0.20, CE(IIW)=0.47 の肉厚 19 mm の材料が用いられており、溶接入熱量は 0.5 kJ/mm 以下程度であるが、HAZ での最大硬さは 300 Hv 以下にとどまっております。硬化が抑制されていることが分かる。尚、X100 および X120 のデモンストレーションラインが2004年冬季のカナダ・アルバータ州で実施された。本施工は施工能率の低下や欠陥発生率の上昇などもなく成功裏に完了している^{39,40)}。

6. ま と め

石油・天然ガスを輸送するパイプラインに用いられる鋼管への要求性能、要求性能を満たすための材料設計や製造方法について概説した。特に天然ガスの効率的な輸送を目的に、破壊安全性を確保しつつ高強度化が進んでいることをご理解いただく一助となれば幸いである。更に近年では、地震や寒冷地での地表の凍結、融解による地表面の沈降上昇による大規模な変形を受けた際の安全性確保の観点から鋼管長手方向での変形能に関する議論が盛んに行われている⁴¹⁾ことを付記する。

最後に参考にさせていただいた各文献の原著者の皆様に感謝します。

参 考 文 献

- "bp world gas statistics", 22nd world gas conference, Tokyo 2003
- 朝日 均：NIPPON STEEL MONTHLY 2009.3 p.11
- N. Sanderson, R. Ohm and M. Jacobs: Oil & Gas Journal, Mar. 15, 1999, p.44
- C.W.Peterson, K.T.Corbett, D.P.Fairchild, S.Papca and M.L.Mecia: 4th International Conference on Pipeline Technology, Vol. 1, May 2004, p.3
- Specification for line pipe, ANSI/API specification 5L, 44th edition, Oct 1, 2007
- AWS D1, Appendix O, AWS
- M.Hamada, H.Hirata, S.Okaguchi, H.Shitamoto, A.Yamamoto, N.Takahashi, M.Miura, I.Takeuchi: Proc. of 7th ISOPE, 2007, 2988
- H.Suzuki: IIW Doc. IX-1306-84, 1984
- R.J.Eiber: Proc of Symposium of Line Pipe Research, 1965, 83
- W.A.Maxey, R.J.Podlasek, R.J.Eiber, A.R.Duffy: Symposium on crack propagation in pipelines, Newcastle, Mar., 1974
- G.Pistone, G.Vogt, G.Demofonti and D.Jones: Proc. 8th symposium on line pipe research(1993), Paper No.2
- 遠藤 茂：第 171 回 西山記念講座, 1999
- 上田 修三：鋼構造論文集, 1(1994) 1, p.8
- 上田 修三：構造溶鋼の溶接, 地人書館, 1997
- R.K.Ohm, J.T.Martin, K.M.Orzessek: Pipeline Technology, 2000, Vol.1 p.483
- S.Okaguchi, H.Makino, M.Hamada, A.Yamamoto, T.Ikeda, I.Takeuchi, D.P.Fairchild, M.L.Mecia, S.D.Papca, J.H.Stevens, C.W.Peterson, J.Y.Koo, N.V.Bangaru, M.J.Luton: Proc. of ISOPE2003, paper No. 2003-symp14
- 朝日 均, 原 卓也, 津留 英司, 森本 裕, 大北 茂, 杉山 昌章, 丸山 直紀, 品田 功一, 小山 邦夫, 寺田 好男, 赤崎 宏雄, 鮎川 直史, 村田 正彦, 土井 直己, 宮崎 秀樹, 吉田 達哉：新日鐵技法 第 380 号, 2004, p.70
- Y.Arai, K.Kondo, H.Hirata, M.Hamada, N.Hisamune, K.Hitoshio, T.Murase: Proc. of OMAE2007, Paper No.29183
- 村上 宗義, 谷川 治, 木村 光男, 波戸 村 太根生, 山浦 晃光：川崎製鉄技報, 24(1992), p.307
- 小林 泰男：第 159 回 西山記念技術講座, 1996
- 遠藤 茂, 長江 守康, 藤田 栄, 和田 俊：溶接学会論文集, 12(1994), p.515
- 伝法 幸三, 小川 洋之, 品川 功一, 為 広博：材料とプロセス, 4(1991), p.808
- A.Ikeda, F.Terasaki, M.Takeyama, I.Takeuchi, Y.Nara: Corrosion 78, 1978, paper No.43
- T.Terada, Y.Kobayashi, K.matsumoto, K.Tsukada: Corrosion 40(1984), p.478
- 内堀 秀男：第 126 回 西山記念技術講座, 1988
- 萩林 成章：第 126 回 西山記念技術講座, 1988
- H.Tamehiro, T.Takeda, S.Matsuda K.Yamamoto, N.Okumura: Trans. ISIJ, 25(1985), p.982
- NACE MR 0175/ ISO 15156-2: 2003
- Y.Arai, K.Kondo, H.Hirata, M.Hamada, N.Hisamune, N.Murao, H.Osako, T.Murase: Proc. of IPC2004, Paper No.IPC04-0275
- 石川 信行, 遠藤 茂, 近藤 丈：JFE技報, No.9(2005), p.19
- T.Kushida, S.Okaguchi, M.Hamada, A.Yamamoto, K.Ohnishi, J.Fujino: Corrosion97, 1997, paper No.24
- 長江 守康：溶接学会誌, 62(1993)3.p126
- 中西 睦夫, 小溝 裕一, 瀬田 一郎：溶接学会論文集 2(1984), 1, p.33
- 大北 茂, 若林 正邦, 本間 弘之, 山本 公一, 松田 昭一：製鐵研究, (1987), 327, p.9
- 堀井 行彦：第 128 回 西山記念技術講座 1989
- 渡辺 之, 鈴木 元昭, 小嶋 敏文, 土田 正治：溶接学会誌, 51(1982), p.650
- 伊藤 慶典, 中西 睦夫, 小溝 裕一：溶接学会誌, 51(1982)2, p.27
- 濱田 昌彦, 岡口 秀治, 小溝 裕一：溶接学会論文集, Vol. 27 (2009)1, pp.1
- M.Hamada, H.Shitamoto, H.Hirata: Proc. of ISOPE2009, p.50
- M.L.Mecia, D.P. Fairchild, J.Y.Koo, N.V.Bangaru: Proc. of IPC2004(2004), IPC04-0585
- A.Glover, D.Horsley, D.Dorling, J.Takehara: Proc. of IPC2004(2004)IPC04-0328
- D.B.Lilling, D.P.Fairchild, S.A.Altstadt: Proc. of ISOPE2009(2009), p.1