

石油エネルギーの生産及び輸送用鋼管

榎田 隆弘*・大谷 泰夫*²

Tube & Pipe for Production and Transportation of Oil and Gas

Takahiro KUSHIDA and Hiroo OHTANI

Key words : OCTG (Oil Country Tubular Goods), line pipe, TMCP (Thermo-Mechanical Control Process), mechanical property, corrosion resistance, weldability.

1. 緒言

石油エネルギー関連材料としては主に、石油・天然ガスの掘削・生産に使用されるケーシングやチュービング等の油井管用材料(Oil Country Tubular Goods, 略してOCTG)と、地上あるいは海底の運搬に使用される輸送管(ラインパイプ)用材料の2つがある。地中、海底、寒冷地など苛酷な環境で使用されるので強度以外に靱性や破壊性能が考慮される。また、硫化水素(H₂S)や炭酸ガス(CO₂)のような腐食性ガスによって水素誘起割れ(HIC)、硫化物応力割れ(SSC)、CO₂腐食、応力腐食割れ(SCC)等の腐食が引き起こされるので、それらに対する耐食性が要求される。特に、H₂Sに対する耐食性は耐サワー性と総称され重要視される。

輸送管は品質に加えて生産性及び経済性が要求されるために炭素鋼・低合金鋼の溶接管が主である。北海油田の開発、アラスカ縦断パイプライン(TAPS: Trans-Alaska Pipeline System)の建設、カナダ、ソ連等の寒冷地の開発に伴うパイプラインの長大化が、高強度化、高靱化、溶接性等の性能向上を促してきた。また、1972年のアラビア湾海底輸送管のHICによる事故を契機として、耐サワー輸送管が開発されてきた。

一方、油井管は信頼性の観点から継目無鋼管が多用される。高強度化が進む中で1950年代にカナダでSSCによる事故を経験した⁴⁾。これを契機にSSCの理論的研究が進み、1960年代にアメリカミシシッピ川流域の深層サワーガス井用に耐SSC低合金高強度鋼が開発された。また1940年代よりCO₂腐食が問題となりCr鋼が用いられてきた。第2次石油危機以降、エネルギーの安定供給の観点から423K(150°C)以上の高温のH₂Sを含む高深度油井や海底油井の開発が必要となり、アメリカ/モービルベイ等で高Ni合金が使用され始めた。ここでは最近の油井管・輸送管用材料の高性能を支え

るメタラジーについて紹介する。

2. 油井管

2・1 井戸深さと材料開発

Fig. 1に示すように¹⁾、石油・ガス井の掘削深度は年々深くなり、それに伴って材料の高強度化が図られてきた。1950年代には降伏応力(YS) 551MPa(80ksi)級の鋼管(N80)

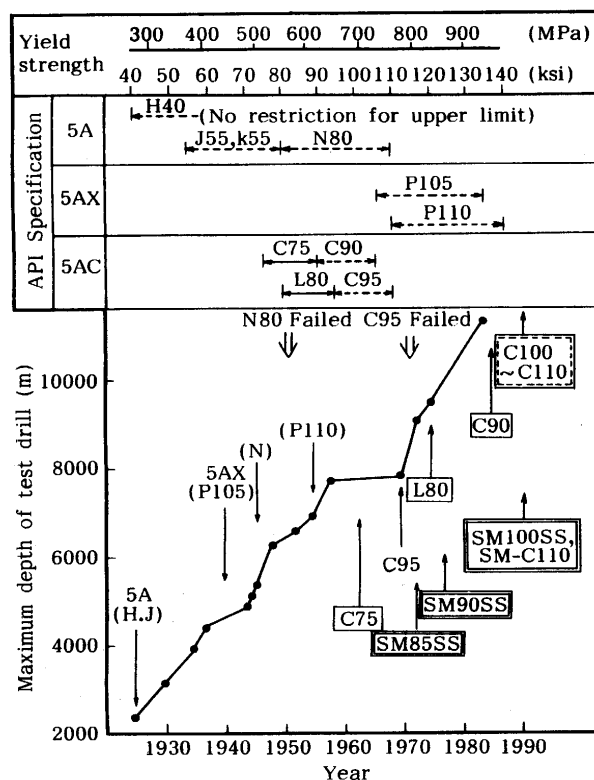


Fig. 1. Concept of OCTG specified in API and development of low alloy steels for SSC resistant OCTG¹⁾. SM85SS, SM90SS, SM100SS and SM-C110 are commercial brands for sour service

平成4年11月25日 第29回金属関係六学協会東北支部連合シンポジウム「21世紀を支える鉄鋼材料の新しいメタラジー」にて一部発表
平成5年7月6日受付 平成5年9月10日受理 (Received on July 6, 1993; Accepted on Sep. 10, 1993) (依頼解説)

* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所参事補 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-8 Fuso-cho Amagasaki 660)
* 2住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所所長 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

がAPI(アメリカ石油協会)に規格化され、その後さらに高強度のP110, Q125も使用されるようになった。一方で、高温や腐食性であるCO₂やH₂Sを多量に含む油井の開発が進み⁵⁰⁾,耐SSC性を考慮した低合金系のCグレード材も規定された。さらに、耐CO₂腐食性を有する高Cr鋼や高温でも腐食速度が小さくかつ耐SCC性を有する高耐食合金鋼も開発されてきた。

2・2 低合金鋼

SSCが低合金油井用材料にとって最も重要な問題である。湿潤H₂S環境から鋼中に侵入した水素によって引き起こされる水素脆化がSSCの主要因であり、低合金鋼にはSSC発生下限界応力が急激に低下し始める限界強度があることが知られている⁵¹⁾。様々な冶金的手法を駆使してこの限界強度を上げることにより耐SSC低合金鋼の高強度化が図られてきた。Fig. 2に示すように、組織的には焼入焼戻によって得られる焼戻マルテンサイト組織が耐SSC性に優れ²⁾,さらにマルテンサイトの高温焼戻によって得られる再結晶した細粒フェライト中に微細炭化物が均一に分散する組織が最も優れている³⁾。さらに、NbC等の析出や2回焼入、誘導加熱を利用した前オーステナイト粒の細粒化⁴⁾⁵⁾, P, Mnの低減による偏析防止と粒界割れ感受性の低減⁶⁾等の対策がとられている。最近ではいわゆるC110級材料が開発され⁶⁾⁷⁾, 北海にて使用

されつつある。

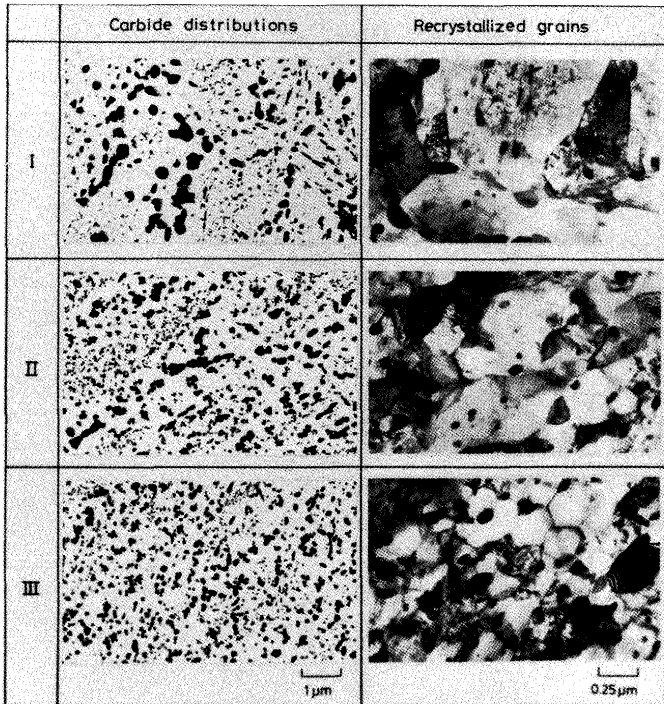
2・3 合金鋼

インヒビター(腐食抑制剤)の効かない高温環境や、インヒビター処理の困難な海底油井では高耐食合金が用いられる。CO₂腐食に対しては高Cr化が有効であり、Cr量13%以上で耐食性が著しく向上する。油井用13Cr鋼(AISI420系)はC量を高めてマルテンサイト単相とし、継目無鋼管として必要とされる高強度と高熱間加工性を得ている⁸⁾。しかし、13Cr鋼は423K(150°C)を超える高温での耐食性と微量H₂Sを含む環境での耐SSC性に問題があり、そのような環境ではさらに高Crのフェライト-オーステナイト2相ステンレス鋼(22Cr系及び25Cr系)が用いられている⁹⁾。2相系はオーステナイト系に比べ高強度であり、冷間加工による高強度化も容易である。最近、13Cr鋼と2相ステンレスの中間の耐食性を有する低コストな材料として、低C-Ni, Mo含有-Cr系マルテンサイトステンレス鋼が精力的に研究され、実用化されつつある^{10)~13)}。

2・4 高Ni基合金

高Ni基オーステナイト系合金はH₂Sを含む高温の油井環境で耐食性に優れる材料であり、環境に応じてシリーズ化されている¹⁴⁾。限界使用温度は耐食元素であるMo及びWの含有量に依存している。これらの合金は冷間加工強化型で

I	920°C W.Q. (Slow heating) → 700°C Temper
II	920°C W.Q. (Rapid heating) → 700°C Temper
III	920°C W.Q. (Slow heating) → 550°C Temper → 50% Cold work → 700°C Final temper



$$I_L = (L_0 - L) / L_0 \times 100 (\%)$$

L₀ : Elongation in air
L : Elongation in H₂S

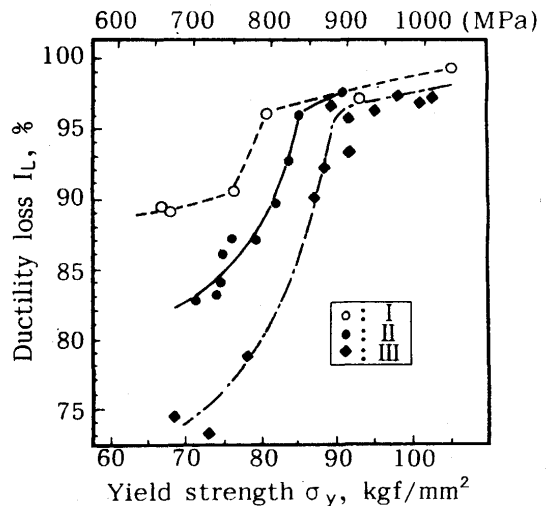
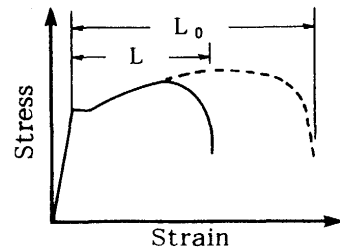


Fig. 2. Effect of microstructure and strength on SSC resistance estimated by slow strain rate tensile test³⁾.
0.29C - 0.31Si - 0.46Mn - 0.009P - 0.003S - 1.0Cr - 0.46Mo - 0.032Nb - 0.050sol.Al

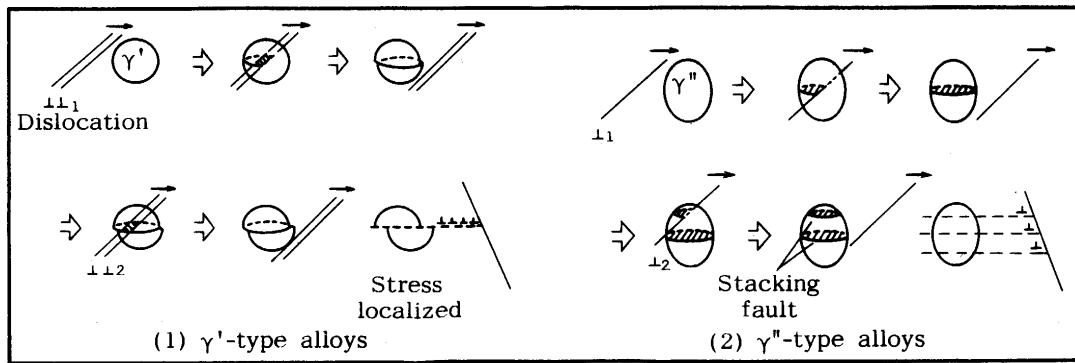


Fig. 3. Schematic illustration of the deformation structures related to stress localization at some boundaries¹⁵⁾.

- (1) γ' -type alloys: ex. In 925(21Cr-42Ni-3Mo-2.5Ti-Al)
 (2) γ'' -type alloys: ex. PH1(25Cr-50Ni-4Mo-3.7Nb)

あり、そのために金属間化合物及び炭化物の析出を抑えたオーステナイト単相組織としている。また、In925 (21Cr-42Ni-3Mo-Al, Ti) のような析出強化型合金では、Fig. 3 に示すように、高温SCCの起点となる粒界部での応力歪集中の比較的高い γ' -Ni₃ (Ti, Al) より歪集中の少ない γ'' -Ni₃ (Nb, Al) を活用している¹⁵⁾。いずれの合金においても製造工程で σ 相、 μ 相等の金属間化合物やフェライト相が析出して熱間加工性が劣化しないように、成分系と加工温度を選定することが冶金的に重要である。また、Ni量60%以上になるとこのようなオーステナイト系合金でも粒界の水素脆化感受性が高くなることが知られているが、最近、時効による規則相の形成が関与していることが明らかになってきた¹⁶⁾。

3. 輸送管

3・1 要求性能の変遷

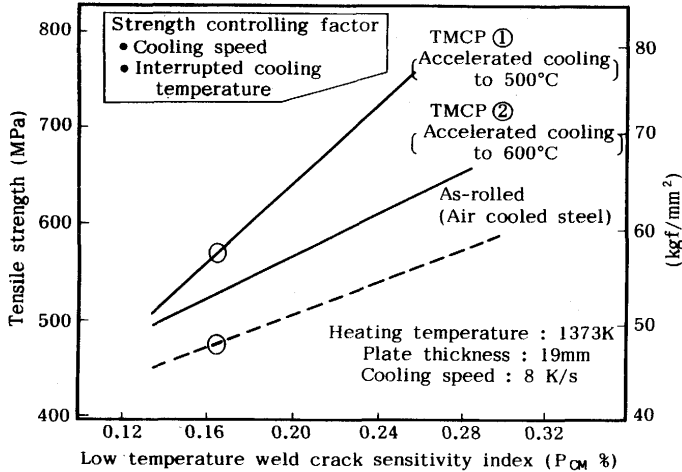
輸送管用材料の要求性能も油井管同様その使用環境と密接に関係している。一般的には、シベリアやアラスカ等の極地では低温靱性が、北海等の海底輸送管では溶接性、すなわち、予後熱なしでの低温割れやSSCの防止が、H₂Sを含むガスや原油を運搬する輸送管では耐HIC性、耐SSC性が要求される。これらの要求はFig. 4 に示すように年々厳しくなっている¹⁷⁾¹⁸⁾。評価法も靱性に対しては従来のシャルピー試験以外に割れの伝播を調べるCTOD (Crack Tip Opening Displacement) やDWTT (Drop Weight Tear Test) 等の新しい試験法が取り入れられてきている。さらに、耐サワー性の評価も比較的穏和なNACE TM0284浴⁵⁵⁾ (人工海水+1気圧H₂S飽和, pH約5.5) から低pHの苛酷なNACE TM0177浴⁵⁶⁾ (0.5%酢酸+5%食塩+1気圧H₂S飽和, pH約3) が一般化しつつある。このように各性能に対する要求が厳しくなり、さらにはこれらの性能を同時に満たすことが要求される中で、現在は低温靱性仕様の耐サワー輸送管が普及してきた。さらに経済性と輸送効率の観点からX80級以上の高強度材が必要とされつつある。

Requirements	'65	'70	'75	'80	'85
Grade API 5L	X52 ~ X60				
	X65	X70		X80	
WT/OD (%)	2%	3%		5%	
Toughness requirement	Charpy: 25 ft-lbs, 45 ft-lbs, 60 ft-lbs, 90 ft-lbs DWTT: -5°F, -20°F, -50°F FATT: 30°F				
Ceq. requirement (IIW %)	0.45	0.43	0.40	0.39	0.38
Anti-corrosion requirement	Accidents: Persian Gulf, Saudi Arabia, Canada, Qatar BP solution HIC test NACE solution HIC test				

Fig. 4. Changes of quality requirement for high strength line pipe steel¹⁷⁾¹⁸⁾.

3・2 高靱性輸送管

従来の高靱化技術は、比較的低温でスラブを加熱し再結晶温度域で圧下を加えて細粒化させた後さらにAr₃点直上の未再結晶オーステナイト域の圧延により伸展粒として靱性を向上させる制御圧延 (CR: Controlled Rolling) が一般的であった¹⁹⁾。しかし、寒冷地向けに低温靱性と溶接性を兼ね備えさせるため、圧延後の加速冷却技術を組み合わせた加工熱処理技術 (TMCP: Thermo-Mechanical Control Process) とマイクロロイニング技術に主体が移行した。加速冷却における冷却速度と冷却停止温度の両者を制御して、フェライト、ベイナイト、パーライト、マルテンサイト等の変態生成相を望ましい比率にすることにより、所定の強度・靱性を得ることができるようになった。これらの強度の高い変態生成相と固溶Cの多いフェライト相により、Fig. 5 に示すように²⁰⁾、CR法に比べて低い炭素等量 (C_{eq}) あるいは低温溶接割れ感受性指数 (P_{cm}) で高強度化が達成できる^{20)~22)}。さらに、未再結晶オーステナイト域で生成した伸展粒から加速冷却中に微細結晶粒が変態するために組織



$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

Fig. 5. Effect of TMCP on strength²⁰⁾.

が著しく微細化して、母材靱性と延性亀裂伝播停止特性が向上する²³⁾²⁴⁾。また、連続冷却時に析出するV、Nbの炭化物は鋼の強化に有効であることから、TMCP鋼では、V、Nbが強化元素として多く用いられる。これらV、Nbの析出に関しては詳細な研究がなされている⁵⁷⁾⁵⁸⁾。さらにTiも鋼の強靱化に広く用いられているが、NbとTiが複合添加された場合、安定な複合炭化物を形成するために、析出強化に対する寄与が低下する加熱温度範囲がある²⁰⁾。

加えて母材の高強度・高靱化と併せて周溶接性や溶接金属部及び溶接熱影響部 (HAZ) の靱性についても研究が進んだ。例えば、溶接金属部の靱性は、Fig. 6に示すように、O量に応じて、微量Ti及びBを添加することによりアシキュラーフェライト組織による高靱化が達成できる²⁵⁾²⁶⁾。また、最近では、HAZの高靱化に酸化物や窒化物を粒内フェライトの析出核として積極的に利用する方法が検討されてい

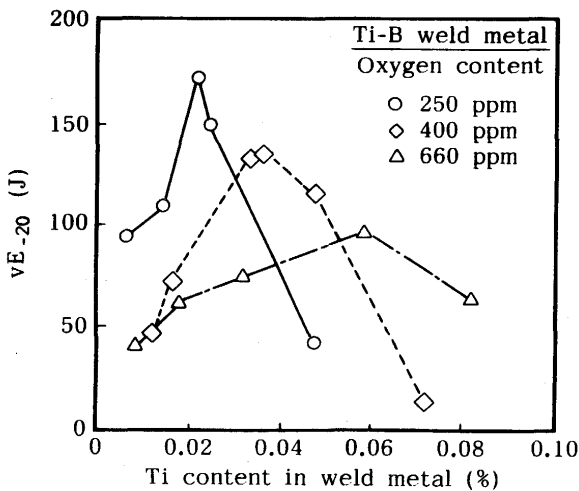
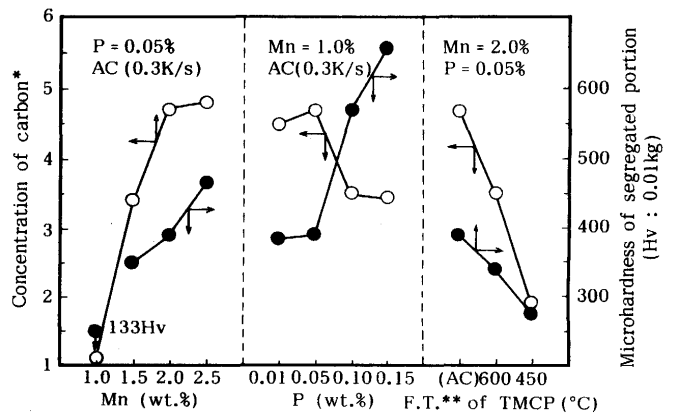
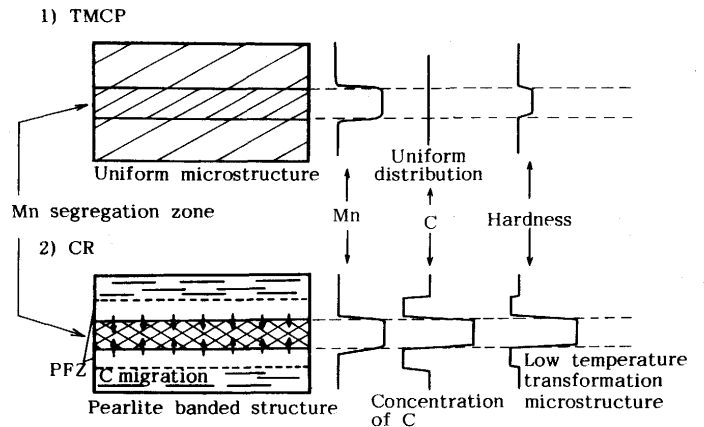


Fig. 6. Effect of oxygen content in Ti-B weld metal on toughness of weldment²⁵⁾.
Base metal: 0.05C-0.20Si-1.3Mn-0.010P-0.001S-Cu-Ni-Nb-V-Ti
Weld metal: Mo-Ti-B

る⁵⁹⁾⁶⁰⁾。これらを総合して、X65~X70級の厚肉高靱性輸送管²⁷⁾⁵⁹⁾、高強度X80輸送管が実用化され²⁸⁾、X100も検討されている²⁸⁾²⁹⁾⁶⁰⁾。さらにTMCP型の低炭素ボロン鋼、高Ti鋼も検討された^{30)~32)61)~63)}。今後は、これらの冶金学的基礎研究を通じて材質予測技術、AIによる材質設計エキスパートシステムが将来開発されるであろう。

3・3 耐HIC, 耐SSC輸送管

湿潤H₂S雰囲気から鋼中に水素が侵入し、中心偏析部に形成される硬い低温変態組織やMnS等の非金属介在物界面にトラップされるとHICが発生する^{33)34)52)~54)}。材質的なHICの防止策としてC、P及びMnの低減による偏析の軽減³⁵⁾と脱SとCa処理による硫化物系介在物の低減と形態制御は前提条件である³⁶⁾。従来のTM0284溶⁵⁵⁾ではCu添加による鋼表面での水素侵入防止という腐食の面からの対策が有効であったが³⁶⁾、NACE TM0177溶⁵⁶⁾では低pHのためCuの効果が消失するので冶金学的な対策が必要となる。これに対してもTMCP技術が有効活用されている。Fig. 7に示すように、加速冷却によりCの拡散を抑えて偏析部へのC濃縮を防止すると、低温変態組織の硬さが低下し、また、その形成自体が抑制さ



* carbon content in segregated portion
carbon content in base metal
** Finishing temperature

Fig. 7. Effect of TMCP on formation of low temperature transformation microstructure and its hardness³⁸⁾.
Base material: 0.10C-0.25Si-1.0Mn-0.010P-0.001S-0.035Nb-0.05V

れるので耐HIC性が向上する³⁷⁾³⁸⁾。この目的に対してはオーステナイト域(Ar₃点以上)からベイナイト変態の終了する500°C以下まで10°C/s以上で冷却することが望ましい。

また、従来のCR法で得られるフェライト-パーライトのバンド状組織では、応力下でパーライトバンドに沿ってHICが発生しやすく、そのHICがSSCの起点となるために耐SSC性に劣る³⁸⁾⁶⁵⁾⁶⁶⁾。上記のTMCP条件によって得られるフェライト-ベイナイト組織(あるいはアシキュラーフェライト組織とも言う)は、耐SSC性にも優れている³⁸⁾⁶⁵⁾⁶⁶⁾。Fig. 8に一例を示す。

一方、周溶接部では溶接低温割れやSSCが問題となる。水素侵入源は異なるが、いずれも水素脆化でありHAZ硬さが高いほど割れ感受性が増大する。HAZ硬さの低減には低Pcm化が必要であり、先に述べたようにTMCPが積極的に利用される。このように強度、靱性、耐サワー性の向上のいずれにもTMCPは有効であり、TMCPを利用して、0.05C-1.3Mn-低P-極低S-Cu-Ni-Nb-V-Ti-Caの成分系でTable 1に示される要求を満たす高強度・高靱性、優れた耐HIC性及び溶接性を有する北海向輸送管が製造された例がある³⁹⁾。2相域圧延が低温靱性向上に有効なことから最近では、2相

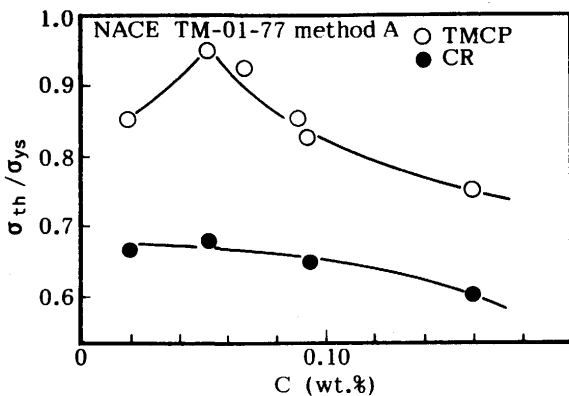


Fig. 8. Effect of TMCP on SSC resistance of line pipe steel³⁸⁾.
0.02~0.15C-0.25Si-1.0~1.5Mn-0.010P-0.001S-0.035Nb-0.05V

Table 1. Quality requirements of line pipe for North Sea use.

Composition	•C _{eq} ≤ 0.32%		•P _{cm} ≤ 0.16%	
		C	L	
Tensile properties	•YS (MPa)	Min 448	Min 448	
	•TS (MPa)	Min 530	Min 530	
	•YR (%)	90	-	
Low temperature toughness	Base	Charpy : -30°C DWT _T : -10°C		
	Weldment HAZ	Charpy : -30°C		
HAZ hardness	•Hv 10 ≤ 248			
HIC resistance	•CLR ≤ 10% (NACE solution)			

C_{eq} = C + Mn/6 + (Ni + Cu)/5 + (Cr + Mo + V)/5
P_{cm} = C + Si/30 + Ni/60 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Mo/15 + V/10 + 5B
C : Transverse direction
L : Rolled direction
CLR : Crack Length Ratio

域圧延とTMCPを組み合わせた極低温仕様耐HIC鋼も検討されている⁴⁰⁾。

また、短尺の輸送管に油圧ジャッキで曲げによる引張応力を付与するCAPCIS試験法が開発された⁴¹⁾。これはフープストレスのかかる内圧実管試験に比べれば付加応力は不均一であるが、従来の小型浸漬試験と異なって鋼中水素濃度分布は実管に近いので、小型試験と内圧実管試験の中間に位置する試験法と言うことができ、汎用化する可能性がある。応力がHICの発生を加速するので⁶⁷⁾、HIC試験法⁶⁶⁾よりは厳しい試験法と考えられるが⁴²⁾、従来の小型試験や内圧実管試験との対応、割れに及ぼす材料因子の影響の検討は始まったばかりである。

3.4 高合金輸送管

海底油井の開発に伴いメンテナンスフリーの観点から高合金輸送管が使用されるようになってきた。適用基準は油井管と同じであるが、溶接性が要求されるので低C系の13Cr鋼 (AISI 410系) が用いられたこともある⁶⁸⁾。また、溶体化処理まで高強度が得られ、耐海水腐食性及び耐CO₂腐食性に優れる2相ステンレス鋼がX65級輸送管として広く用いられている。最近では、より耐海水腐食性を高めたスーパー2相ステンレス鋼が開発・実用化されつつある⁴³⁾⁴⁴⁾。Cr及びMoを多く含むほど耐海水腐食性に優れるが、反面、製造及び溶接時にσ相析出による脆化が問題となるのでそのバランスが重要である。この観点から、Fig. 9に示すように、Moと同様の耐食性向上効果を有する、Wの使用を検討する試

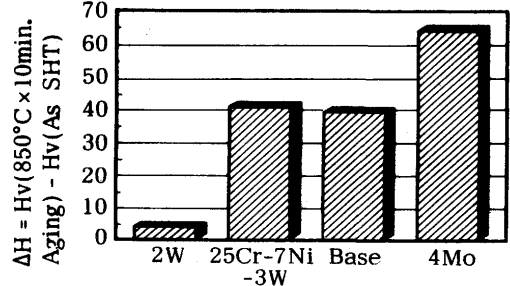
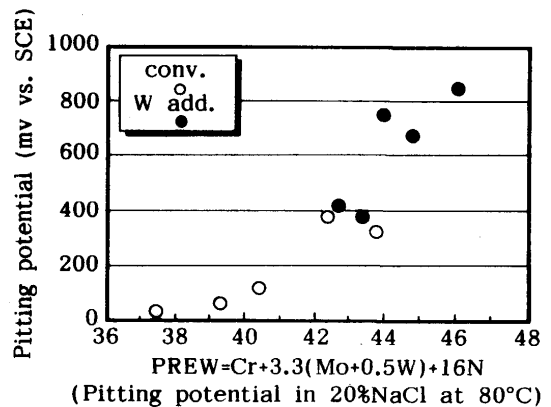


Fig. 9. Effect of Mo and W on corrosion resistance and formation of σ phase in 0.02C-25Cr-7Ni-0.25N duplex stainless steel⁴⁵⁾.
PREW : Pitting Resistance Equivalent Tungsten

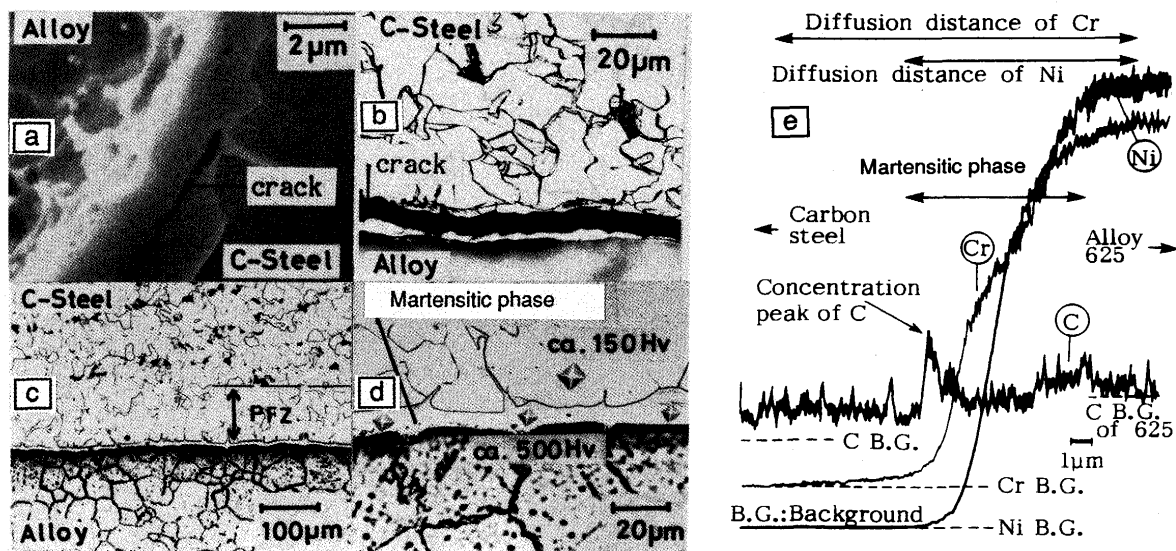


Fig. 10. Formation of martensitic phase at interface and hydrogen induced disbonding in clad material⁴⁸⁾.

Clad material : Alloy 625(0.03C-0.24Si-0.35Mn-0.005P-0.001S-62Ni-21Cr-9Mo-3.5Nb)

Base metal : 0.11C-0.25Si-0.99Mn-0.002P-0.001S-0.042sol.Al

a) Hydrogen induced disbonding crack in martensitic phase at interface

c) PFZ(Pearlite free zone in carbon steel near interface

d) Hardness of martensitic phase at interface

e) Electron probe microanalysis(EPMA)

みもある⁴⁵⁾。この系では時効による硬化がMoに比べて小さいことから、 σ 相等の金属間化合物の析出速度と形態が変化している可能性がある。

3・5 クラッド輸送管

強度及び靱性を母材の炭素鋼あるいは低合金鋼で確保し耐食性を合わせ材で保証するクラッド材は高価な耐食合金の使用を低減することのできるメリットがある。輸送管としての製造法にはピレット管組立法、遠心鑄造法、拡管焼ばめ法等があり、母材と合わせ材の密着性向上のために界面にNi箔等をインサートする手法も検討されている⁴⁶⁾⁶⁹⁾。冶金的な問題は、健全な接合界面を得ること、所定の母材の機械的性質と合わせ材の耐食性を満足させる熱処理の選定、母材側から耐食合金への浸炭の防止、界面の水素剥離性の向上等である。Fig.10に示すように、クラッド界面では合わせ材から母材炭素鋼へのCr, Ni等合金元素の拡散と母材Cの濃縮によって硬いマルテンサイト組織が形成され、これが耐水素剥離性を損なう可能性がある³⁴⁾⁷⁾⁴⁸⁾、海底輸送管として使用される際のカソード防食時の水素侵入量程度では全く問題にならないことが示唆されている⁴⁸⁾。

4. 結言

石油関連用材料である輸送管・油井管の最近の性能向上に寄与しているメタラジーについて紹介した。本分野の進歩は理論から製造技術・利用技術まで先達としての多くの研究者、技術者の努力によって成し遂げられたものである。詳細は引用文献を参照いただきたい。鉄鋼材料は年々新しい高性能製品が開発されている⁷⁰⁾⁷¹⁾。これらは基礎的なメタ

ラジー研究に支えられるところが大きであり、今後の一層の研究が期待される。なお、範囲が広範にわたり、紙面の関係上十分意を尽くせなかった点もあるが、現状の理解と将来の研究の一助となれば幸甚である。

文 献

- 1) 寺崎富久長, 池田昭夫: 石油技術協会誌, **50** (1985), p.141
- 2) A.Ikeda, S.Nagata, T.Tsumura, Y.Nara and M.Kowaka: Symposium Line Pipe and Tubular Goods at the API Production Dept., Paper No.SS5-1, (1977), [API]
- 3) T.Kaneko, Y.Okada and A.Ikeda: Corrosion, **45** (1989), p.2
- 4) A.Ikeda, Y.Morita and N.Matsuki: The Sumitomo Search (1988) 37, p.43
- 5) A.Ikeda, T.Kaneko and Y.Ando: Corrosion Science, **27** (1987), p.1099
- 6) H.Asahi, Y.Sogo, M.Ueno and H.Higashiyama: Metall. Trans. A, **19A** (1988), p.2171
- 7) K.Tamaki and K.Kobayashi: Proceedings of EVALMAT 89, (1989), p.911 [ISIJ]
- 8) A.Ikeda, M.Ueda and S.Mukai: Corrosion 83, (1983), paper No.45
- 9) S.Mukai, H.Okamoto, T.Kudo and A.Ikeda: J.Materials for Energy Systems, **5** (1983), p.59
- 10) K.Tamaki: Corrosion 89, (1989), paper No.469
- 11) S.Hashizume, T.Takaoka, Y.Minami, Y.Ishizawa and T.Yamada: Corrosion 91, (1991), paper No.28
- 12) M.Ueda, T.Kushida, K.Kondo and T.Kudo: Corrosion 92, (1992), paper No.55
- 13) 原 卓也, 高橋明彦, 小川洋之, 川上 哲, 佐藤久美: 材料とプロセス, **5** (1992), p.1977
- 14) A.Ikeda, M.Ueda and H.Tsuge: Corrosion 89, (1989), paper No.7 [NACE]
- 15) M.Igarashi, S.Mukai, T.Kudo Y.Okada and A.Ikeda: Corrosion, **44** (1988), p.169
- 16) K.Miyata and M.Igarashi: Metall. Trans., **23A** (1992), p.953
- 17) 大内千秋: 第90・91回西山技術記念講座 (日本鉄鋼協会編), (1983), p.97
- 18) H.Chino, M.Abe, K.Katayama, H.Tamehiro and H.Akasaki: Pipeline Technology Conference, Oostende, Belgium, (1990),

- p.4.1
- 19) 例えば, 関根 寛: 第86・87回西山技術記念講座 (日本鉄鋼協会編), (1982), p.123
 - 20) 岡口秀治, 橋本 保, 大谷泰夫: 材料研究委員会報告, “鉄鋼の変態挙動-実用材料の変態と性質” -日本鉄鋼協会, (1989), p.56
 - 21) 例えば, I.Kozawa: Proc. of Int. Symp. of Accelerated Cooling of Steels, ed. by P.D.Southwick, Pittsburg, (1985), p.15 [AIME]
 - 22) 例えば, 東田幸四郎: 第104・105回西山技術記念講座 (日本鉄鋼協会編), (1985), p.59
 - 23) H.Tamehiro, M.Murata, T.Takeda, R.Habu and M.Nagumo: The 3rd. Int. Conf. of Steel Rolling, (1985), p.545 [ISIJ]
 - 24) 東田幸四郎, 大内千秋, 平部謙二, 大北智良, 長嶺多加志, 八子一了: 日本鋼管技報, **89** (1981), p.1
 - 25) Y.Komizo and Y.Fukada: IIW-Doc. IX-1462-87, (1987)
 - 26) 都島貞雄, 森 直道: 溶接学会全国大会概要集, **33** (1983), No. 232
 - 27) T.Hashimoto, Y.Komizo, M.Tsukamoto, Y.Shirakawa, A.Yamashita and T.Ogawa: OMAE'88, Vol.V, (1988), p.179 [ASME]
 - 28) T.Hashimoto, Y.Komizo, M.Tsukamoto, Y.Shirakawa and A.Yamashita: The Sumitomo Search, (1988) 37, p.93
 - 29) K.Coulson, R.J.Young and H.Tsukamoto: Oil and Gas Journal, **89** (1991) 32, p.57
 - 30) 藤城泰文, 橋本 保, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **74** (1988), p.535
 - 31) 藤城泰文, 橋本 保, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **75** (1989), p.143
 - 32) 藤城泰文, 橋本 保, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **75** (1989), p.980
 - 33) M.Kowaka, F.Terasaki, S.Nagata and A.Ikeda: The Sumitomo Search, (1975) 14, p.36
 - 34) F.Terasaki, A.Ikeda, M.Takeyama and S.Okamoto: The Sumitomo Search, (1978) 19, p.103
 - 35) 村山順一郎, 市橋弘行, 大谷泰夫, 大森靖也: 鉄と鋼, **72** (1986), p.2070
 - 36) A.Ikeda, M.Nakanishi, T.Kaneko and M.Takeyama: The Sumitomo Search, (1981) 26, p.91
 - 37) 為広 博, 武田哲雄, 山田直臣, 松田昭一, 山本広一: 製鉄研究, (1984) 316, p.26
 - 38) T.Kushida, T.Kudo, Y.Komizo, T.Hashimoto and Y.Nakat-suka: The Sumitomo Search, (1988) 37, p.83
 - 39) 田中貞夫, 岡口秀治, 榎田隆弘, 深田康人, 西澤正士: 住友金属, **42** (1990), p.1
 - 40) 小日向忠, 奥村健人, 筋田康稔, 川端文丸: 材料とプロセス, **5** (1992), p.1973
 - 41) C.Fowler and F.A.Golightly: Pipeline Technology Conference, Oostende, Belgium, (1990), p.18. 33
 - 42) T.Kushida, S.Okaguchi, I.Sakaguchi and I. Takeuchi: The Sumitomo Search, (1992) 49, p.64
 - 43) S.Bernhardsson: Corrosion 90, (1990), paper No.164
 - 44) J.Charles: Duplex Stainless Steels 91, (1991), p.3
 - 45) H.Okamoto: Applications of Stainless Steels 92, Vol.1, (1992), p.360
 - 46) 奈良好啓: 第112・113回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編), (1986), p.1
 - 47) 大前 堯, 吉田康之, 若元郁夫, 三浦 讓, 畠山 久: 溶接学会全国大会講演概要, **33** (1983), p.88
 - 48) 榎田隆弘, 工藤赳夫: 鉄と鋼, **75** (1988), p.1508
 - 49) 例えば, R.N.Tuttle: Material Performance, **13** (1974), p.42
 - 50) API specification 5CT 3rd edition, (1990), [API]
 - 51) W.J.Bernie: Hunble Oil & Refining Co. Reports, (1963)
 - 52) 寺崎富久長: 日本金属学会会報, **16** (1977), p.789
 - 53) 池田昭夫, 寺崎富久長: 圧力技術, **16** (1978), p.240
 - 54) 池田昭夫: 鉄と鋼, **70** (1984), p.792
 - 55) National Association of Corrosion Engineers Standard TM0177-90, (1990), [Houston, TX: NACE]
 - 56) National Association of Corrosion Engineers Standard TM0284-87, (1984), [Houston, TX: NACE]
 - 57) 谷野 満, 西田卓彦: 日本金属学会誌, **29** (1965), p.728
 - 58) C.M.Hammond: Metal Progress, **82** (1962), p.92
 - 59) H.Tamehiro and H.Kashimura: NG-18/HLP Joint Technical Meeting on Line Pipe Research, Oak Brook, IL, USA, (1990), [sponsored by The Pipeline Research Committee and the HLP Committee]
 - 60) 山本広一, 松田昭一, 千々岩力雄, 吉田 讓, 福井行彦: 日本金属学会会報, **28** (1989), p.514
 - 61) H.Nakasugi, H.Matsuda and H.Tamehiro: Proc. Int. Conf. on Steel Rolling, (1980), p.1028 [ISIJ]
 - 62) 為広 博, 村田正彦, 土部隆一, 南雲道彦: 鉄と鋼, **72** (1986), p.466
 - 63) 大内千秋, 大北智良, 山本定弘: 鉄と鋼, **67** (1981), p.129
 - 65) M.Kimura, N.Totsuka, T.Kurisu, K.Amano, J.Matsuyama and Y.Nakai: Corrosion 86, (1986), paper No.160
 - 66) K.Ume, T.Taira, T.Hyodo and Y.Kobayashi: Corrosion 85, (1985), paper No.240
 - 67) A.Ikeda, Y.Morita and F.Terasaki: 2nd Int. Cong. Hydrogen in Metals at Paris Paper 4A 7 (1977) [Pergamon Press]
 - 68) M.Matsui, A.Kuhara, A.Yoshitake and T.Ishii: Advance in CO₂ Corrosion, **1** (1984), p.130
 - 69) 恩沢忠男: 新しいクラッド及び複合材料の使用方法, (1983), p.27 [日本高圧力技術協会]
 - 70) 小川洋之: 第133回西山技術記念講座 (日本鉄鋼協会編), (1990), p.17
 - 71) 池田昭夫: 第141・142回西山技術記念講座 (日本鉄鋼協会編), (1992), p.61
 - 72) 大西史博, 岡本 昇, 江口康二郎, 寺田利坦, 唐沢順市, 森田正彦: 鉄と鋼, **67** (1981), S456
 - 73) 中塚康雄, 鈴木秀一, 上仲秀哉, 橋本 保, 岡口秀治: 鉄と鋼, **73** (1987), S605