

C-0.5Mo鋼の水素侵食抵抗性におよぼす金属組織の影響

木村 公俊*・石黒 徹*・田原 隆康*²・川野 浩二*³

Effect of Metallurgical Variations on Hydrogen Attack Resistance in C-0.5Mo Steel

Kimitoshi KIMURA, *Tohru* ISHIGURO, *Takayasu* TAHARA and *Kouji* KAWANO

Synopsis : A large number of C-0.5Mo steel equipments have been subjected to successful operation in petroleum and petrochemical industries. However, recent hydrogen attack incidents below the Nelson chart limitation have been pointed out that metallurgical variation makes an important role to affect the hydrogen attack resistance. Under the circumstances, five cases of actual damaged samples taken from reactors and heat exchangers were investigated in metallurgical view points. X-ray diffraction analysis revealed abnormal carbide precipitation with $M_{23}C_6$ in all of the actual damaged samples. As a result of laboratory examinations, these abnormal carbides of $M_{23}C_6$ were recognized to precipitate in a limited heat treatment condition with slow cooling rate from austenitizing temperature, which resulted in the deteriorated resistance. At the same time, effects of tempering temperature for the base metal were examined by autoclave test. Methane bubble formations of the base metal were apparently facilitated with the higher tempering temperatures. These unique variations in the resistance were discussed in relation to bubble formation sites and effect of free carbon in the ferrite matrix.

Key words : C-0.5Mo steel ; hydrogen attack ; Nelson chart ; free carbon ; divergent pearlite ; metallography ; precipitation.

1. 緒言

炭素鋼および低合金鋼を高温高圧水素環境下で長期間保持すると、表面脱炭と内部欠陥生成にともなう強度、靱性の低下が生ずる。この現象は水素侵食と呼ばれ、鋼中に侵入した水素原子と鋼中炭素間の CH_4 生成反応が原因である。従って、水素侵食に対する抵抗性は、炭化物生成元素であるCr, Moを添加し、安定炭化物を生成させることによって、抵抗性が向上することが知られており¹⁾、石油精製および石油化学工業で使用されていた装置の事故例をもとにして作成されたNelson線図²⁾は、使用温度、水素分圧条件に応じた材料選定指針を与えてきた。

しかしながらC-0.5Mo鋼製機器において、安全域で使用されているにもかかわらず低い確率で水素侵食が発生し、その限界線は改訂される毎に低温・低水素分圧側に移行し、1990年に刊行された最新のNelson線図では、C-0.5Mo鋼の限界曲線が全面的に削除され炭素鋼と同じ扱いとなった。C-0.5Mo鋼製機器の大半はNelson線図を順守し、安全に使用されていることを考えるとき、Nelson線図の改訂はC-0.5Mo鋼の水素侵食抵抗性が金属組織的要因により変化している可能性の強いことを示唆している。これまでにも、溶接後熱処理³⁾、不純物元素の影響など⁴⁾⁵⁾が抵抗性を変化させる

要因として指摘されてきた。

Nelson線図の改訂は、なお長期運転を継続中の機器の安全性を明確に判定する方法を求めている。非破壊検査による欠陥検出の高精度化⁶⁾、およびNelson線図改訂をもたらした金属組織的要因の特定が強く求められる現状である。これらの背景から筆者らはNelson線図の限界線以下の環境下で実際に水素侵食による損傷を受けたC-0.5Mo鋼製機器を収集し、超音波損傷検査の欠陥検出精度の評価を進めてきた⁶⁾。本研究では、さらに、実損傷材について水素侵食抵抗性に関与する金属組織的要因を探るとともに、オートクレーブテストにより、各要因の影響度を基礎的にとらえることを目的とした。

2. 実験方法

2・1 供試材

本研究の第1ステップでは長期運転後にNelson線図以下の領域で実際の水素侵食損傷の検出されたC-0.5Mo鋼サンプルを収集し、その金属組織の特徴を評価することとした。Table 1は収集したC-0.5Mo鋼実損傷サンプル材の履歴を取りまとめて示す。各サンプルは超音波損傷検査によって、実環境の内周側に水素侵食損傷が確認されたものであり、

平成6年4月13日受付 平成6年9月2日受理 (Received on Apr. 13, 1994; Accepted on Sep. 2, 1994)

* (株)日本製鋼所室蘭研究所 (Muroran Research Laboratory, The Japan Steel Works, Ltd., 4 Chatsu-machi Muroran 051)

* 2 (株)日本製鋼所本社鉄構機器部 (Pressure Vessel Department, The Japan Steel Works, Ltd.)

* 3 出光エンジニアリング(株) (Idemitsu Engineering Co., Ltd.)

Table 1. Test samples used for metallurgical examination on hydrogen attack susceptibility of actual damaged C-0.5Mo steels.

Locations	Hydrogen Service Experiences				
	Case1	Case2	Case3	Case4	Case5-P*, -F*
	Forged Nozzle cut out from Reactor Vessel	Forged Flange cut out from Heat Exchanger	Rolled Plate Shell cut out from Heat Exchanger	Rolled Plate Shell cut out from Heat Exchanger	Forged Flange and Rolled Plate cut out from Heat Exchanger
Design temp. K	733	723	591	591	unknown
Design pressure*	1.47	1.96	13.24	13.24	unknown
Operating time, h	unknown	113,000	90,000	90,000	unknown
PWHT	yes	yes	yes	yes	yes

* MPa note) P*: Rolled Plate, F*: Forged Flange

Nelson線図第3版²⁾の限界線以下の温度、水素分圧下で長期運転されたリアクタおよび熱交換器であり、その損傷状況は引用文献⁹⁾に評価が示されてある。

また、水素侵食抵抗性におよぼす金属組織の影響を調査するため、ASTM A204 Gr.Bの材料標準に合致したC-0.5Mo鋼を高周波真空誘導加熱炉で溶製し、厚さ35mmの板に熱間鍛造して供試材とした。試験材の熱処理は1173Kの温度にてオーステナイト(γ)化後、実機の板厚を考慮して γ 化温度からの冷却速度を0.833~0.017K/sとなるようにシミュレーション冷却を実施し、変態組織を意図的に変化させた試料を作製した。焼戻熱処理は893~998Kの範囲で変化させた。

2・2 試験方法

収集した実水素侵食損傷材を対象として、光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡(SEM)を用いた損傷部の観察を行い、メタンバブル形成の金相的特徴を評価した。また、各サンプルの析出炭化物の種類を区分するために電解抽出残渣を採取し、X線回折による炭化物の同定を行った。X線回折の対象とした部位は、水素侵食による炭化物の変化が予測されるため、水素侵食を受けていない外表層側とした。電解抽出は1%のテトラメチルアンモニウムクロライドと10%アセチルアセトンを含むメタノール溶液中で行い、CuをターゲットとしてX線回折を実施した。

また、実験室溶解した試料を用いた水素侵食抵抗性におよぼす金属組織の影響の評価試験では、所定の熱処理終了後、直径12mmの丸棒に機械加工し、ステンレス製オートクレーブ中での水素暴露試験を実施した。水素暴露は工業用水素ガスを用いて773K、水素圧12.3MPaで1.44Ms保持した。オートクレーブから取り出した暴露試験後の丸棒試片は、拡散性水素を十分に放出後、平行部径6mmの引張試験片に加工しJIS法(JIS Z 2241)に準拠して室温で引張試験を実施した。水素侵食損傷の度合いは引張試験により得た破断伸び、絞りの低下で評価するとともに、破断後ネジ部(引張応力を受けていない部分)におけるマイクロ組織を光学顕微鏡およびSEMにより観察した。また、平行部から水素分析用サンプルを採取し、生成メタン量に相当する水素

Table 2. Chemical composition of material used.

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	V
mass. %	0.20	0.20	0.88	0.005	<0.003	0.05	0.05	0.55	0.01	<0.005	<0.01
	As, Sn: <0.003										

量の分析を加熱抽出熱伝導法で行い水素侵食抵抗性を評価した。

3. 試験結果

3・1 実水素侵食損傷材の金属組織

リアクタおよび熱交換器において超音波探傷検査により水素侵食損傷を検出した部位には、光学顕微鏡、SEM観察により明瞭なメタンバブルの形成を確認した。その典型をFig. 1にしめすが、メタンバブルは主として初析フェライト/パーライト境界およびフェライトマトリックス/炭化物界面に形成していた。詳細の観察結果は引用文献⁹⁾に示されているが、X線回折による析出炭化物の同定結果と併せて、5つのケースの金属組織的特徴をTable 3に取りまとめた。

一般に板厚の薄いC-0.5Mo鋼では、焼準熱処理により、初析フェライトと針状ベイナイトの共存組織となるのに対し、5つの実損傷材での共通した特徴は明瞭なパーライト

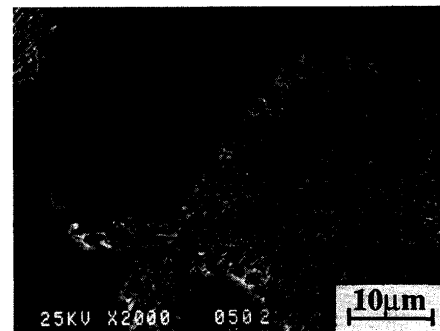


Fig. 1. SEM observation of actual hydrogen attack damaged sample below the Nelson chart limitation of C-0.5Mo.

Table 3. Summary of metallurgical examinations of the type of precipitated carbides identified by X-ray and microstructures of actual damaged C-0.5Mo steels.

	Hydrogen Service Experiences					
	Case1	Case2	Case3	Case4	Case5-P*Case5-F*	
Thickness(mm)	Forged Nozzle	Forged Flange	77	77	90	Forged Nozzle
Identify	H. A.	H. A.	H. A.	H. A.	H. A.	No H. A.
Fe ₃ C	(w)	(w)	(w)	(w)	---	(s)
X-Ray Mo:C	---	---	---	---	---	---
M ₂₃ C ₆	(s)	(s)	(s)	(s)	(s)	(m)
Microstructure	F/P	F/P	F/P	F/B/P	F/B/P	F/B/P
Target :Cu	(s) :strong	(m) :medium	(w) :weak	---	---	---
Voltage :40kV	note) P*: Rolled Plate, F*: Forged Flange					
Ampere :150mA	H.A.: Hydrogen attack					
Scan rate :2deg./min.	F: proeutectoid ferrite					
	P:divergent pearlite					
	B: bainite					

組織がいずれも観察されることである。このパーライト組織中に生成した炭化物は、炭素鋼に見られる層状ではなく、むしろ塊状に生成した形態を示している。また、水素侵食損傷を受けていない外表層側の試料を対象としたX線回折結果は、水素侵食損傷を受けていないCase 5-Fを除けば、面心立方晶構造を有する $M_{23}C_6$ 型の炭化物をいずれも強い回折線として検出することである。一般に焼戻したフェライトとベイナイト混合組織を有するC-0.5Mo鋼に検出される炭化物は、 Fe_3C と Mo_2C であることに対して⁷⁸⁾、実損傷材での大きな特徴と考えられる。

本研究では収集したC-0.5Mo鋼の製造時の熱処理条件は不明であるが、比較的肉厚が厚いことから、 γ 化熱処理後の冷却速度が低いことがこれらの金属組織的特徴を派生させていることが予測される。変態組織の変動と水素侵食抵抗性の相互の関連性の評価が新たな検討課題としてクローズアップした。

3・2 冷却速度と変態組織, 水素侵食抵抗性

実水素侵食損傷材に観察された初析フェライトとパーライトを含む変態組織を γ 化温度からの冷却速度を変化させることによって再現し、炭化物の種類を同定するとともに、オートクレーブテストによる水素侵食抵抗性の評価を行った。

Table 4はTable 2に示した実験室溶製材を対象として、1173Kの γ 化温度からの冷却速度条件を0.833~0.017K/sまで変化させた後、893Kで54ks焼戻した試料の金属組織の変化を取りまとめて示した。この冷却速度条件の範囲はオーステナイト化後空冷時の10~900mmまでの肉厚の1/4の箇所にはほぼ一致している。Table 4に示すように、冷却速度条件が0.833K/sおよび0.167K/sの場合、変態組織は初析フェライトと針状ベイナイトの混合組織を呈し、X線回折により同定した炭化物は Fe_3C のみであった。一方、実損傷サンプルにおいて認められた塊状炭化物を有するパーライトの生成は0.033K/s以下の条件で明瞭に観察され、X線回折でも強い $M_{23}C_6$ 型炭化物の生成を確認した。 Mo_2C 型炭化物はいずれの条件でも同定されていない。

Table 4. Effect of cooling rate from the austenitizing temperature on the type of precipitated carbides and microstructures of C-0.5Mo steels.

	Cooling Rate (K/s)	Microstructure	Base metal X-Ray		
			Fe_3C	Mo_2C	$M_{23}C_6$
Forged plate with 35mm (Simulating heat treatment)	0.833	F/B	(s)	---	---
	0.167	F/B	(s)	---	---
	0.033	F/B/P	(s)	---	(w)
	0.017	F/B/P	(s)	---	(s)

(s) :strong (w) :weak
(m) :medium --- :Not detected

note) Austenitizing :1173K
Tempering : 893K
F: proeutectoid ferrite
P:divergent pearlite
B: bainite

これらの再現実験から、本研究で収集した実損傷材は、詳細の製造記録が不明であるが、 γ 化温度後比較的低い冷却速度条件で熱処理された材料であることが確認できる。これらのパーライト組織の生成は薄肉材の場合でも炉冷および恒温変態などの焼鈍処理によっても容易に生成する。

次に水素侵食性におよぼす変態組織の影響をみるため、焼準温度からの冷却速度条件を変化させ、893Kで54ksの焼戻熱処理を施した試料のオートクレーブを用いた暴露試験を実施した。Fig. 2は773K, 12.3MPaで1.44Msの暴露試験後の引張破断値、および生成メタン量に相当する試料中水素の分析を冷却速度条件をパラメータに整理して示した。冷却速度の低下にともない暴露後の延性の低下が顕著となり、抽出される水素量も著しく増加した。Fig. 3は暴露後のSEM観察結果を示すが、水素侵食によるメタンバブル

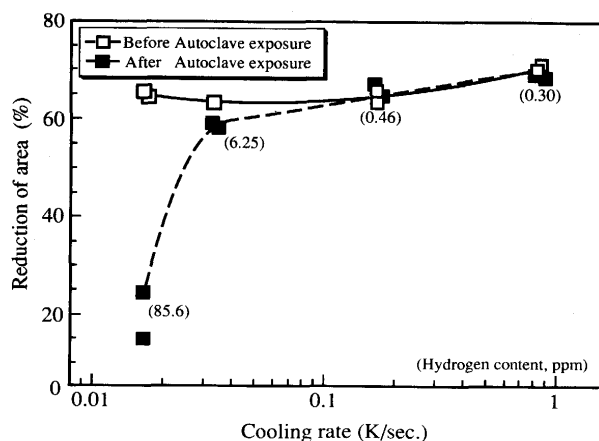


Fig. 2. Hydrogen attack resistance in C-0.5Mo base steels after tempering of 893K as a function of cooling rate from the austenitizing temperature.

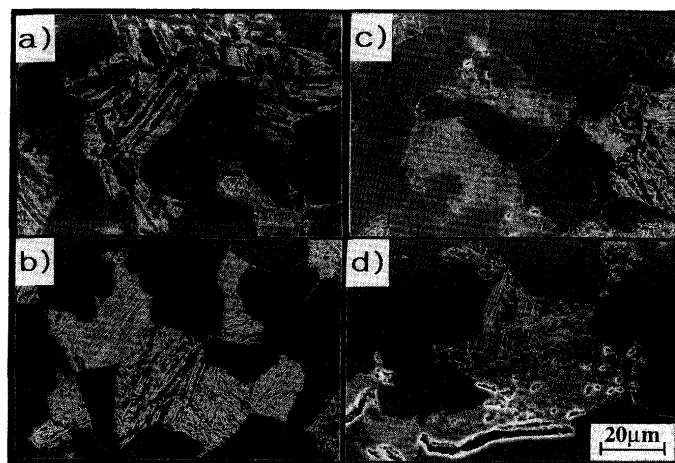


Fig. 3. Microstructures of C-0.5Mo steel samples with various cooling rate from the austenitizing temperature after autoclave test of 873K under 12.3MPa hydrogen gas for 1.44Ms. a)0.833K/s b)0.167K/s c)0.033K/s d)0.017K/s tempering of 893K

は初析フェライト/パーライト界面あるいは塊状炭化物/フェライトマトリックス界面のみに観察され、冷却速度の大きい試料における初析フェライト/ベイナイト組織においては、メタンバブルの形成は全く認められない。実損傷材5例に認められた塊状パーライト組織および $M_{23}C_6$ 型炭化物の生成は、水素侵食抵抗性を大きく低下させる要因になっていたことが指摘できる。また、これらの冷却速度の変化に起因したマイクロ組織の差はプラントサイトにおける非破壊検査法として汎用されるSUMP法によっても容易に識別することが可能であることが付記できる。

3.3 焼戻しの影響

C-0.5Mo鋼圧延鋼板、鍛造材の製作時の熱処理は、焼準、焼準-焼戻、焼鈍などの方法がASTM規格で認められており、また、溶接施行時の後熱処理は水素侵食抵抗性を改善する上で必須の条件であることが示されている⁹⁾。このため、この項では初析フェライト/ベイナイト組織を呈する標準的焼準組織、および γ 化温度からの冷却速度が低下することにより生じた焼鈍組織の両者について、焼戻温度の影響度を調査した。Fig. 4, 5, 6は焼戻熱処理をしない場合、および893~998Kの温度範囲で焼戻熱処理を行った場合の水素暴露試験後の引張破断延性と水素分析結果を、焼戻温度をパラメータとして取りまとめた結果である。

焼準組織の場合には、いずれの焼戻温度によっても破断絞りの低下はみられなかった。しかしながら、パーライト組織および $M_{23}C_6$ 型炭化物を有する焼鈍材の暴露試験後の引張破断延性は、焼戻温度の上昇にともない大きな低下を呈しており、ディラトメーターにより測定した本試験材の A_{c1} 変態点973Kをわずかに越えた998Kの焼戻しにおいて再び水素侵食抵抗性が回復する極めて特異な挙動を呈することが把握された。水素侵食によるメタン生成反応を確認した研究としてSteuber⁹⁾らの研究が挙げられ、メタン以外の炭化水素は検出されないと報告している。本研究において、メ

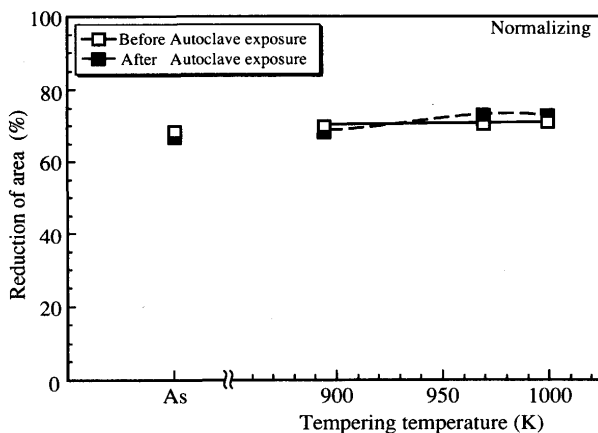


Fig. 4. Hydrogen attack resistance in C-0.5Mo base steels heat-treated by normalizing with rapid cooling rate from the austenitizing temperature as a function of tempering temperature.

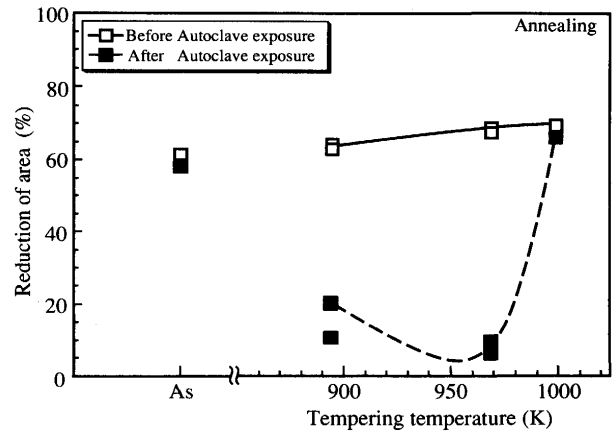


Fig. 5. Hydrogen attack resistance in C-0.5Mo base steels heat-treated by annealing with slow cooling rate from the austenitizing temperature as a function of tempering temperature.

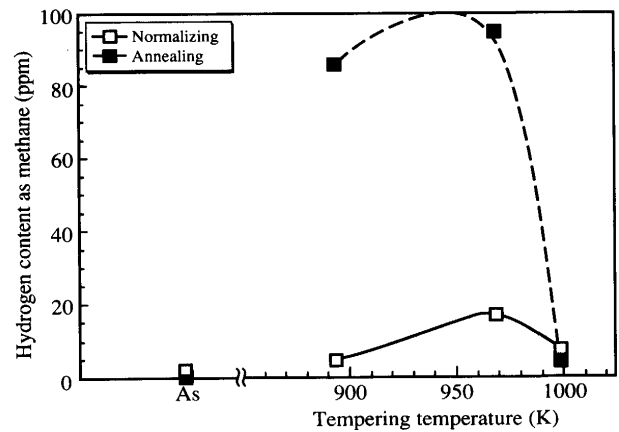


Fig. 6. Results of hydrogen analysis for the specimens after autoclave test as a function of tempering temperature.

タン生成量に相当する暴露試験材の水素分析値も引張破断延性の低下と対応した明瞭な相異が認められ、水素侵食による破断延性低下を認めていない焼準材でも焼戻温度の上昇によりメタン生成反応が加速されていることが分かる。

4. 考察

実損傷材の金属組織的特徴の評価とオートクレーブ試験による補足試験の結果は、C-0.5Mo鋼の水素侵食抵抗性に関する2つの興味ある検討の対象を提示した。その1つは、 $M_{23}C_6$ 型炭化物を有する塊状パーライト部がメタンバブルの形成サイトになることであり、もう1つは、焼戻熱処理によって、明らかな抵抗性の劣化が認められる点である。後者は焼準材、焼鈍材ともに共通して認められたことから、塊状パーライト生成の影響とは独立した要因と考えられる。これらの金属組織依存性はC-0.5Mo鋼のNelson線図改訂の引き金となったことも充分予測できる。以下にはこれらの

金属組織依存性について2, 3の考察を行った。

4・1 塊状パーライト組織とM₂₃C₆型炭化物

メタンバブルの優先形成サイトとなった塊状パーライトの生成時期およびその炭化物種類を特定するため、補足実験を行った。Table 5は1173Kの加熱から0.017K/sの冷却速度条件で冷却し、823Kの温度で水冷した試料および室温まで徐冷した試料について、変態組織の観察結果とX線回折結果を示した。これらの試料では焼戻熱処理を行っておらず、同定した炭化物はγのフェライトへの分解過程で生じたものであるが、823Kの温度で変態組織を凍結した条件において、塊状パーライトの生成とM₂₃C₆炭化物の強い回折線が検出されている。これらの結果によれば、焼鈍材のパーライトに含まれる塊状炭化物はγ/フェライト変態中に生成したものであり、M₂₃C₆の結晶構造を有することがまず特定できる。

実損傷材およびオートクレーブ試験の結果は、これらのM₂₃C₆構造のM₂₃C₆型塊状炭化物の界面で生じていることを示しており、M₂₃C₆炭化物の焼戻熱処理による安定性の評価が次の課題となった。この点を確認するため、塊状パーライトを含む焼鈍材を933Kで長時間焼戻熱処理を施し、炭化物の形態の変化を調査した。X線回折結果および抽出残渣の化学組成分析結果をTable 6に示すが、X線回折結果は933Kで350ksの焼戻熱処理後もM₂₃C₆の強い回折線が検出されており、M₂₃C₆炭化物自身が焼戻しにより不安定な炭化物へ変化すると判定することはできない。焼戻熱処理による炭化物の変化は、化学組成分析結果に明瞭に表れており、

Table 5. Results of metallurgical examinations of the type of precipitated carbide identified by X-ray.

		Base metal	
Microstructure		X-Ray	
		Fe ₃ C	Mo ₂₃ C ₆
Quenched at 823K	F/P/M	---	(s)
Cooling to room temp.	F/P/B	(w)	(s)
(s) :strong	(w) :weak	note) Austenitizing :1173K	
(m) :medium	--- :Not detected	Cooling rate: 0.017K/s	
		F: proeutectoid ferrite	
		P:divergent pearlite	
		B: bainite	
		M: martensite	

Table 6. Effect of tempering on carbide characterized by X-ray diffraction and chemical analysis in carbide and calculated value of Mo contents in ferrite matrix.

Holding time of 933K, Ks	X-Ray			Chemical analysis of carbide, mass. %		Mo content in ferrite matrix mass. %
	Fe ₃ C	Mo ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆	Fe	Mo	
0	(w)	---	(s)	2.45	0.088	0.46
3.6	(w)	---	(s)	2.72	0.135	0.42
25.2	(w)	---	(s)	2.54	0.169	0.38
97.2	(w)	---	(s)	2.52	0.240	0.31
349.2	(w)	---	(s)	2.24	0.309	0.24

(s) :strong (w) :weak
(m) :medium --- :Not detected

長時間焼戻により炭化物中に含まれるMoは比例的に増加しており、その結果、Total Mo含有量から炭化物中に含まれるMoを差し引いたフェライトマトリックスに固溶していると考えられるMoは減少する傾向を示した。Mo rich炭化物の生成は、より安定な炭化物形成への変化に対応しており、炭化物の安定性の観点で焼戻熱処理による水素侵食抵抗性の低下を説明するには無理がある。

C-Mo鋼におけるこれらのM₂₃C₆型炭化物を有する塊状パーライトの生成は、既に報告されており^{10)~11)}、井上ら¹²⁾によるとフェライトマトリックス/塊状M₂₃C₆炭化物の界面が引張試験に際するvoidの生成サイトとなり、延性を低下させる要因となることが示されている。これらの研究結果は、塊状M₂₃C₆とフェライトマトリックス界面の強度が水素侵食により生成したメタンの圧力よりも低いため、メタンバブルの優先形成サイトとなり得ることを示唆しているように思われる。焼戻熱処理によって生成したフェライト/針状ベイナイト混合組織におけるベイナイト中炭化物は主として(Fe, Mo)₃Cと考えられるが、これと比較して、塊状M₂₃C₆炭化物/フェライトマトリックス界面は強度が低いため、メタンバブルの形成サイトとして水素侵食抵抗性を低下させる要因となっていると判断することが妥当と考えられる。

4・2 焼戻熱処理と固溶C

C-0.5Mo鋼の水素侵食抵抗性と焼戻熱処理との関連はこれまでに主として溶接熱影響部(HAZ部)の溶接後熱処理(PWHT)の影響として評価され、PWHTの施工により抵抗性が增大することは既知の事実である³⁾。しかしながら、C-0.5Mo鋼母材において認めた、焼戻熱処理による抵抗性の劣化は、既存の研究においても抽出されない新しい知見と考えねばならない。

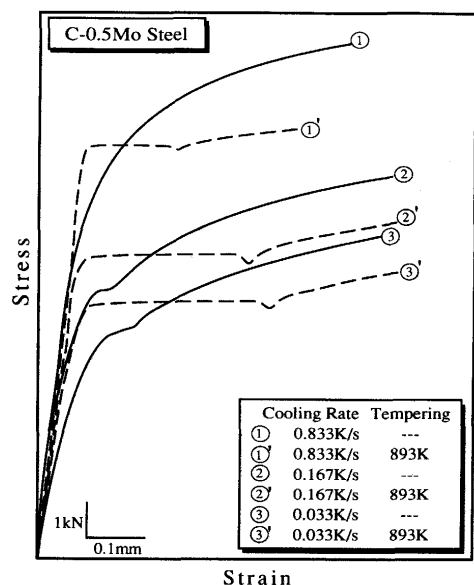


Fig. 7. Effect of tempering on stress-strain curves for C-0.5Mo base steel with various cooling rate from austenitizing the temperature.

ここで水素侵食損傷の基本反応に立ち戻るとき、メタン生成反応は水素と炭化物との直接反応ではなく、フェライトマトリックスに固溶した炭素と水素が反応し、不足した固溶炭素を炭化物が補給する過程を取るものと判断するのが妥当であろう。すなわち、フェライトマトリックスに固溶したfree Cの影響度にも注目することが必要である。

C-0.5Mo鋼におけるフェライトマトリックスに固溶したCの量を定量的に分析する方法が存在しないため、ここでは、固溶Cの状態をC-0.5Mo鋼の引張試験の降伏挙動に着目して焼戻前後の応力-歪線図の相互比較により定量的な比較を試みた。Fig. 7はオーステナイト化温度からの冷却速度条件を3種に変化させ、焼戻前後の応力-歪線図を相互に比較した結果である。冷却速度条件によって、変態組織が前述のとおり変化するため、降伏強さは冷却速度の低下にともない低下するが、893Kの焼戻熱処理後にはいずれの冷却速度条件においても、高い降伏強さと明瞭な降伏伸び[†]が観察された。これらは、焼戻熱処理後においてCのCottrell雰囲気形成による転位の固着効果が増大していることに対応しているものと考えられ、焼戻熱処理によりフェライトマトリックスに固溶したCがむしろ増大することを示唆している。

焼戻熱処理前後でのこれら応力-歪線図の特徴ある相異は、C-0.5Mo鋼の水素侵食損傷、あるいはメタン生成反応に対し、固溶Cが大きな影響を与えていることを示しているものと考えられる。焼戻熱処理による固溶Cの増大がどのような機構で生じるのか、今後の研究を待つ必要があるが、焼戻熱処理にともなうフェライト中に固溶したMoの減少が固溶Cあるいは固溶Cのactivityを増大させていることなどが今後の検討の対象となろう。Fig. 5の結果において、 A_{c1} 変態点をわずかに越えた焼戻熱処理(998K)における水素侵食抵抗性の改善もまた、オーステナイト相の生成にともなうフェライトマトリックスの固溶Cの減少によるものと考えられることができるかも知れない。いずれにせよ、C-0.5Mo鋼の水素侵食抵抗性に関する金属組織的要因の解明には、炭化物、固溶C、それぞれの役割に関する今後の基礎的理解

が重要である。

5. 結論

高温・高圧水素環境下で使用する鋼材の材料選定指針であるNelson線図において、C-0.5Mo鋼の使用限界線図が削除されたのを契機として、水素侵食抵抗性に関する金属組織的要因を調査した。実損傷材の観察および補足的オートクレーブ試験の結果を総括すれば以下の通りである。

(1) C-0.5Mo鋼母材の水素侵食抵抗性は、オーステナイト化熱処理後の冷却速度に起因した変態組織の相異によって大きな影響を受ける。徐冷材あるいは厚肉材でのパーライト組織の生成が抵抗性劣化の主たる原因となっている。

(2) C-0.5Mo鋼母材において焼戻熱処理は抵抗性を低下させる要因であり、溶接HAZ部と大きく相異している。その機構の解明が今後の課題となる。

(3) C-0.5Mo鋼のNelson線図の削除は、限界線以下の運転条件でいくつかの損傷事例が生じたことによるが、その原因は、本研究で認めた変態組織の相異に起因しているものと判断される。

文 献

- 1) 石塚 寛, 千葉隆一: 鉄と鋼, 56 (1970), p.93
- 2) API: API Publication 941, Fourth Edition, (1990)
- 3) R.Chiba, K.Ohnishi, K.Ishii and K.Maeda: Proceedings-Refining Department, Volume 64, (1985), p.57 [API]
- 4) C.Bosch: Chemi. Fabrik, 6 (1933), p.127
- 5) L.Jacque: JISI, 135 (1937), p.141
- 6) K.Kawano, F.Sakota, K.Hattori, H.Okada, H.Yamamoto, T.Tahara, H.Tanaka and T.Ishiguro: Serviceability of petroleum, process, and power equipment, ed. by D.Bagnoli, M.Prager and D.M.Schlader, PVP-Vol.239(MPC-Vol.33), (1992), p.129 [API]
- 7) C.H.M.Jenkins and E.A.Jenkinson: JISI, 185 (1957), p.23
- 8) K.J.Irvine and F.B.Pickering: JISI, 194 (1964), p.137
- 9) R.J.Steuber and G.H.Geiger: Corrosion, 22 (1966), p.309
- 10) D.Raynor, J.A.Whieman and R.W.K.Honeycombe: JISI, 204 (1966), p.349
- 11) K.J.Irvine and F.B.Pickering: JISI, 194 (1960), p.137
- 12) 井上 毅, 木下修司: 鉄と鋼, 62 (1976), p.1513

† 引張試験の経過中、試験片平行部が降伏し始めたときから、ほぼ一定の応力状態でひずみが増加し、次になめらかに応力が増加し始めるまでの標点間の長さの変化の標点距離に対する百分率 (JIS G 0202)