

## 論 文

B 添加 Cr-Mo 鋼の水素侵食性におよぼす  
Cr, V の影響

© 1986 ISIJ

石黒 徹\*・大西 敬三\*<sup>2</sup>・渡辺 十郎\*<sup>3</sup>Effects of Cr and V on the Hydrogen Attack Susceptibility  
of B Added Cr-Mo Steels

Tohru ISHIGURO, Keizo OHNISHI and Juro WATANABE

## Synopsis :

In the heavy oil upgrading and coal liquefaction processes, higher service temperature and higher hydrogen pressure of the reactor vessel have required heavily sectional steel used as vessels for high pressure applications with enhanced design stress intensity values and improved resistance to hydrogen environment. As a result of a previous alloy modification study, a 3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B steel with enhanced design stress intensity values had been developed. In this study, the hydrogen attack susceptibility of the newly developed steel was examined in the view point of the role of Cr and V-Ti-B additions.

The increasing Cr content and the V-Ti-B additions remarkably improved the resistance to hydrogen attack. The species of precipitating carbide were identified by X-ray diffraction on the extracted deposits of Cr-Mo and Cr-Mo-V-Ti-B steels with various Cr contents. Both intensities of  $Fe_3C$  and  $Mo_2C$ , which were unstable under high temperature, were decreased as the Cr content was increased. In the microalloyed steels,  $Fe_3C$  and  $Mo_2C$  were further decreased due to the precipitation of VC carbide. The improved resistance to the hydrogen attack in the developed steel was considered to be achieved through changes in the type of precipitating carbides.

## 1. 緒 言

近年、重質油分解、石炭液化などの新しいプロセスの登場により、水素添加圧力容器の使用条件は高温・高圧側へ移行する趨勢にある。これに対処するため、既存の Cr-Mo 鋼の性能をマイクロ・アロイイングにより改良する試みが内外で盛んに行われている<sup>1)~5)</sup>。材料開発の目的はクリープ破断強さの増大により設計許容応力値を向上させること、および耐水素侵食性を改良することの両者にあり、現行の NELSON 曲線<sup>6)</sup>での 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の使用上限温度 (454°C) を超える高温、高圧水素環境で使用可能な材料への改良が指向されている。

筆者らはこれまでに同一の目的から 3%Cr-1%Mo-1/4%V-Ti-B の合金組成を有する改良材の開発研究<sup>7)~9)</sup>を進め、容器の実製造に必要となる ASTM および ASME 規格の認定をそれぞれ取得した<sup>10)11)</sup>。しかし、ASME における設計規格は高温、高圧水素環境下での長期間使用中の材料劣化問題を配慮しておらず、耐水素侵食性の評価が重要な課題である。本論文では V, Ti および B を添加した 3Cr-1Mo 鋼の耐水素侵食性を 10<sup>4</sup> h を超

える長時間オートクレーブ試験により評価するとともに、Cr 含有量および V-Ti-B 添加が本鋼種の耐水素侵食性におよぼす影響について検討を行った。

## 2. 実験方法

ASTM A 832<sup>10)</sup> および ASME Code Case 1961<sup>11)</sup> として材料・設計規格の認定を受けた 3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B 鋼の厚肉圧力容器への適用性を評価するため、筆者らはこれまでに 250 t 鋼塊を用いた 450 mm 肉厚の鍛造シェルを試作した。試作シェルは中央部で二分割後、0.10%C-3Cr-1Mo-1/4V-Ti の化学組成を有する溶接材料を用い、サブマージアーク溶接による周継手溶接を行うなど多角的観点からの評価が進められてきたものである<sup>9)</sup>。

本研究ではこの試作シェルの肉厚の 1/4 t の個所より、6 mm  $\phi$ 、標点間距離 30 mm の引張試験片を採取し、温度 500 および 550°C、圧力 300 kgf/cm<sup>2</sup> の高温・高圧水素環境を再現したオートクレーブ中に長時間暴露し、引張破断性質の経時変化を調査した。試作シェルの形状、化学組成は参考文献 8) に示されている。

昭和 58 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 1 月 25 日受付 (Received Jan. 25, 1985)

\* (株)日本製鋼所材料研究所 (Materials Research Lab., The Japan Steel Works, Ltd., 4 Chatsumachi Muroran 051)

\*<sup>2</sup> (株)日本製鋼所材料研究所 工博 (Materials Research Lab., The Japan Steel Works, Ltd.)

\*<sup>3</sup> (株)日本製鋼所開発技術本部 工博 (R & D Division, The Japan Steel Works, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of the samples.

No.	(wt%)									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ti	B
E	0.15	0.03	0.46	0.003	0.004	1.05	0.99	tr.	tr.	tr.
F	0.16	0.01	0.46	0.003	0.007	2.28	1.00	tr.	tr.	tr.
G	0.15	0.01	0.46	0.003	0.004	3.20	1.00	tr.	tr.	tr.
H	0.15	0.01	0.46	0.004	0.005	5.02	0.99	tr.	tr.	tr.
I	0.15	0.01	0.44	0.004	0.004	1.03	0.98	0.25	0.018	0.0023
J	0.15	0.02	0.45	0.004	0.004	2.26	1.01	0.25	0.019	0.0023
K	0.15	0.02	0.47	0.004	0.005	3.20	0.98	0.24	0.005	0.0025
L	0.15	0.01	0.47	0.004	0.005	5.03	0.98	0.25	0.023	0.0022

tr. = trace

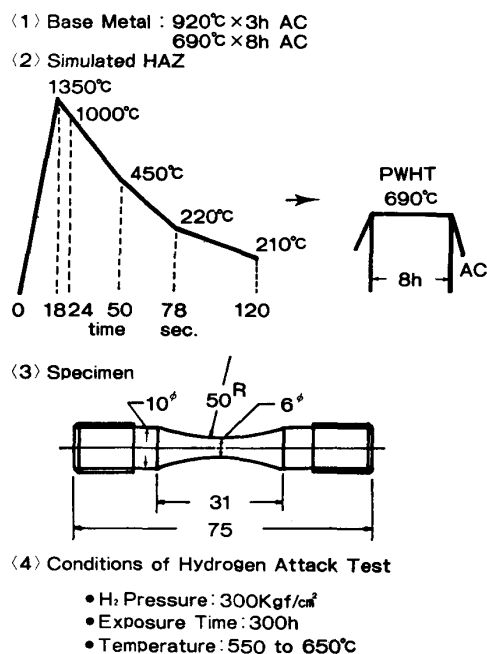


Fig. 1. Procedures of the hydrogen attack test.

時間依存型の損傷形態をとる水素侵食性はこれらの長時間データの集積により評価すべきであるが、現行の NELSON 曲線が実機損傷事例をもとに作成されているように、長期使用時の抵抗性を実験的に評価することには、時間の制約上、困難がともなる。このため本研究ではさらに、V-Ti-B を添加した Cr-Mo 鋼の耐水素侵食性をこれまでに水素添加圧力容器材料として使用されてきた Cr-Mo 鋼と短時間の試験により比較することを試みた。Table 1 はこれらの供試材の化学組成を示すが、Cr-Mo 鋼および Cr-Mo-V-Ti-B 鋼の Cr 含有量をそれぞれ 1~5% の範囲で 4 段階に変化させ、Cr 量と V-Ti-B 添加の作用を検討するのがねらいである。各供試材は 50 kg 容量の真空高周波炉により溶製し、25 mm 厚さの板状粗材に鍛造後、920°C × 2 h 空冷の焼入れを行い、Fig. 1 の要領で水素侵食性の評価に供した。母材および高周波加熱式溶接熱サイクル試験装置により再現した溶接熱影響粗粒化部試料 (以下 HAZ 試料) は 690°C、8 h の PWHT を想定した焼もどし熱処理を行

Table 2. Tensile properties of the samples used for the hydrogen attack test.

Sample	Base Metal		HAZ		
	TS kg/mm <sup>2</sup>	R.A. %	TS kg/mm <sup>2</sup>	R.A. %	
Cr-Mo	E	50.9	70.7	64.6	73.3
	F	60.1	76.6	63.4	76.6
	G	60.2	78.2	66.0	73.3
	H	63.4	75.0	66.0	73.3
Cr-Mo-V-Ti-B	I	70.7	73.3	89.9	55.6
	J	65.3	75.1	77.1	71.5
	K	63.3	75.0	78.5	70.6
	L	69.1	78.8	80.4	70.7

い、砂時計型引張試験片に加工し、図に示す条件でオートクレーブ中に暴露した。砂時計型試片を用いたのは、高周波加熱時の最高温度部 (1350°C) を引張破断部と一致させることを意図したためである。Table 2 は各供試材の水素環境に暴露する前の引張試験の結果であり、暴露後の引張破断性質の変化により水素侵食の程度を評価した。用いた水素は工業用水素である。

また各供試材間の水素侵食性の相違を検討するため、非水溶媒系電解液を用い定電流電解法により抽出した炭化物の X 線回折による同定を行った。

### 3. 実験結果

#### 3.1 長時間水素侵食試験

溶接構造を有する試作鍛造シェルを対象として、すでに述べた要領により 10<sup>4</sup> h までの長時間暴露試験を行い、Fig. 2 の結果を得た。図中、Weld Joint 試料は試験片標点間中央部が HAZ と一致するように採取したものであり、主として HAZ の特性評価を目的としている。暴露時間の経過にともない、降伏強さ、引張強さはともにわずかに減少する傾向が認められるが、これは焼もどしの進行によるものであろう。また、伸び、絞り は 10<sup>4</sup> h の暴露後にも変化が認められず、暴露前の延性値とほぼ等しい。

引張破断させた各試験片の断面について顕微鏡組織の観察を行い、水素侵食による損傷の有無を調査した。Photo. 1 は 11500 h 経過後の試料の観察例であるが、水素環境に接した外表部には約 10 μm のオーダーの脱

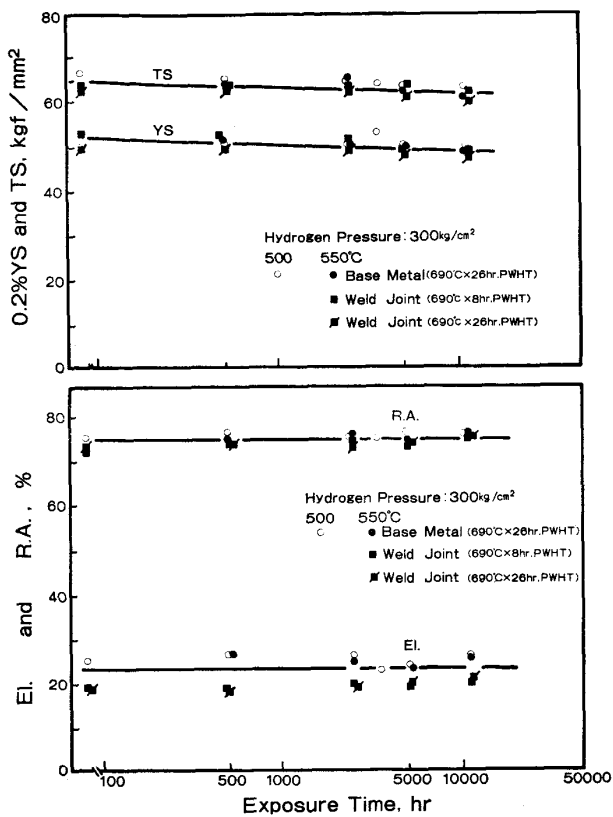


Fig. 2. Results of the long time hydrogen attack test for the sample from the 3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B forged shell sample.

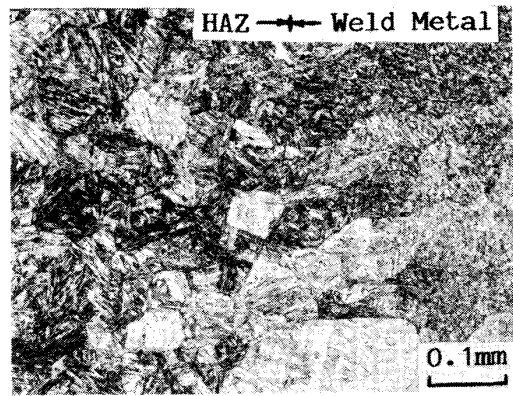
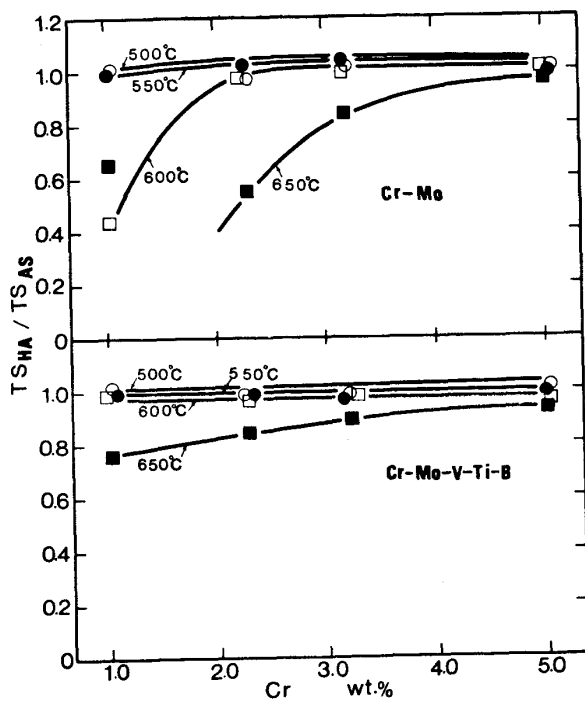


Photo. 1. Micro structure of the samples from weld joint after long time exposure in hydrogen. (550°C, 300kg/cm<sup>2</sup>, 11 500h)

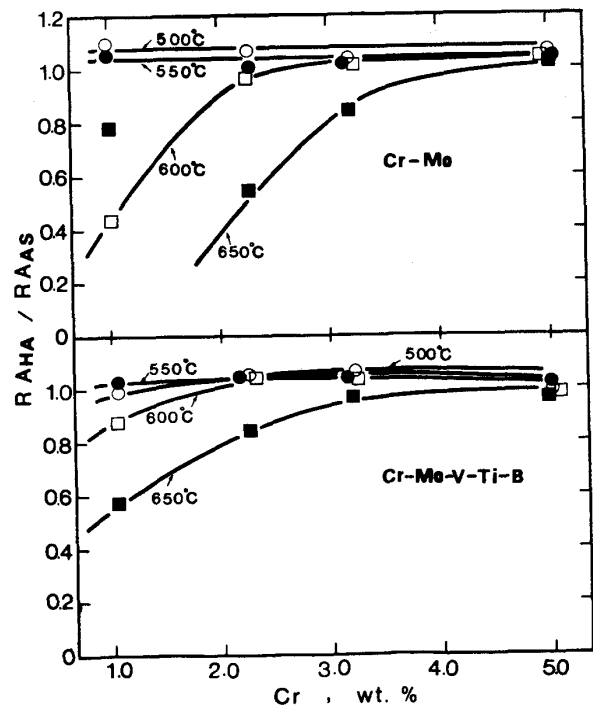
炭層が認められるものの、母材、HAZ および溶接金属部の内部には、水素侵食による気泡の形成が認められない。実機圧力容器内面には一般にステンレス鋼肉盛溶接が行われるため、母材表面の脱炭は問題とならないであろう。また、石炭液化リアクターなどでの設計条件が500°C、水素分圧 300 kgf/cm<sup>2</sup> 程度を上限とすることを考えると、3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B 鋼は十分な耐久性を有することが推測される。

3.2 化学組成の影響

長時間データの収集をさらに継続することとし、



(a) Tensile strength



(b) Reduction of area

Fig. 3. Effects of the Cr content and the micro-alloying addition on the tensile properties of the base metal samples after the exposure to high temperature, high pressure hydrogen. (TS : tensile strength, RA : reduction of area, AS : before the exposure, HA : after the exposure)

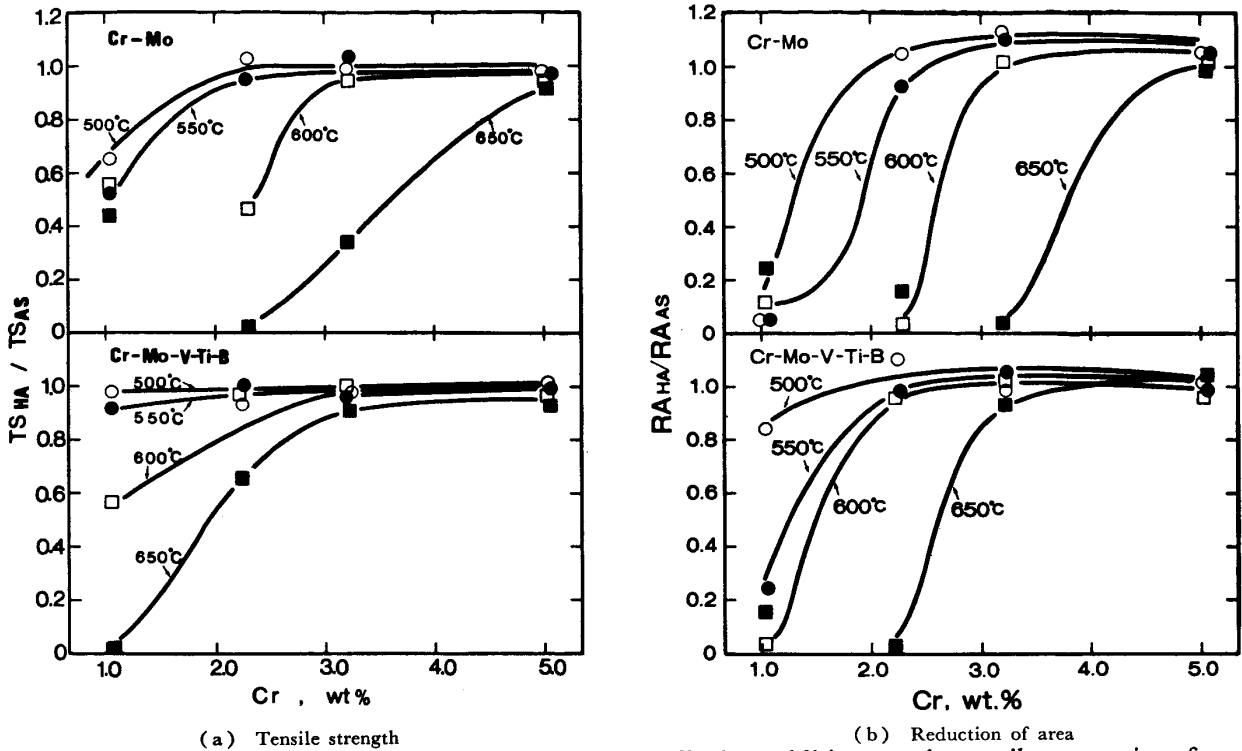


Fig. 4. Effects of the Cr content and the micro-alloying addition on the tensile properties of the synthetic HAZ samples after the exposure to high temperature, high pressure hydrogen.

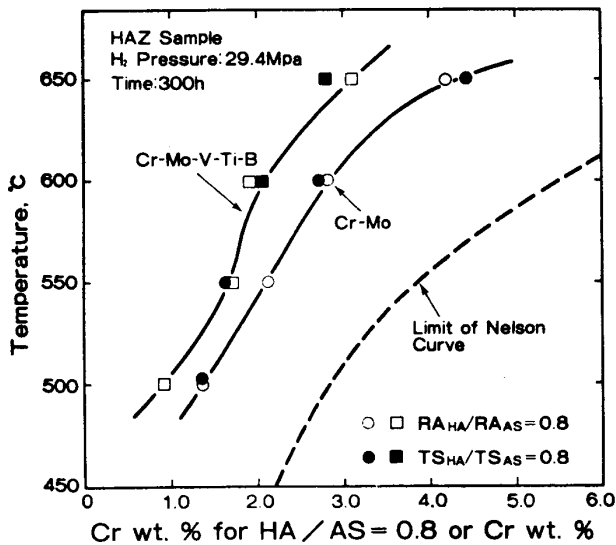


Fig. 5. Relation between hydrogen attack susceptibility and Cr content in the Cr-Mo and the Cr-Mo-V-Ti-B steels.

Table 1 に示した 8 種の供試材を対象として、水素侵食性におよぼす化学組成の影響を調査した。Fig. 3 は 500 から 650°C の温度で 300 kgf/cm<sup>2</sup> の水素環境に 300 h 暴露した母材試料の引張試験結果を示している。同図では暴露試験後の引張強さ、破断絞りと暴露前の値との比率で水素侵食による性質の劣化割合を表し、試料の Cr 含有量との関係を取りまとめている。また Fig.

4 は HAZ 試料の引張試験結果を同じ要領でとりまとめたものである。水素侵食による性質の劣化は特に HAZ 試料において顕著であり<sup>12)~14)</sup>、Cr 含有量の増加と V-Ti-B の添加はともに耐水素侵食性を改善する作用を有していることが分かる。

ここで、性質劣化割合の大きい再現 HAZ 試料において引張強さ、破断絞りの暴露前の値との比率が 0.8 となる Cr 含有量を Fig. 4 より読み取り、この Cr 含有量と試験温度との関係を Fig. 5 にまとめた。図には NELSON 曲線<sup>6)</sup>から読み取った Cr 含有量と使用上限温度との関係を比較のため併記した。NELSON 曲線において、2.25% 以上の Cr を含有する Cr-Mo 鋼の使用上限温度は鎖線で示されており、表面脱炭の生ずる限界条件を示しているが、本実験で認めた Cr の影響は NELSON 曲線の傾向と良く一致している。また、V-Ti-B 添加鋼は Cr-Mo 鋼と比較して、耐水素侵食性が明らかに高い。

Photo. 2 は 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub>Cr-1Mo ベースの再現 HAZ 試料の 600°C に暴露後の室温引張破断面を走査型電顕により観察した結果であるが、V-Ti-B 添加鋼では粒内延性破壊を呈している。また、Photo. 3 は 650°C の条件で暴露試験を行った 3Cr-1Mo ベースの供試材について、気泡の形成状況を観察した結果である。母材および HAZ 試料ともに V-Ti-B 添加鋼の気泡形成密度は小

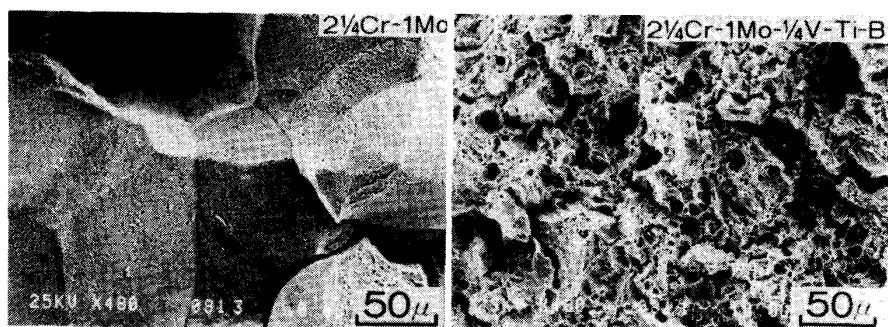
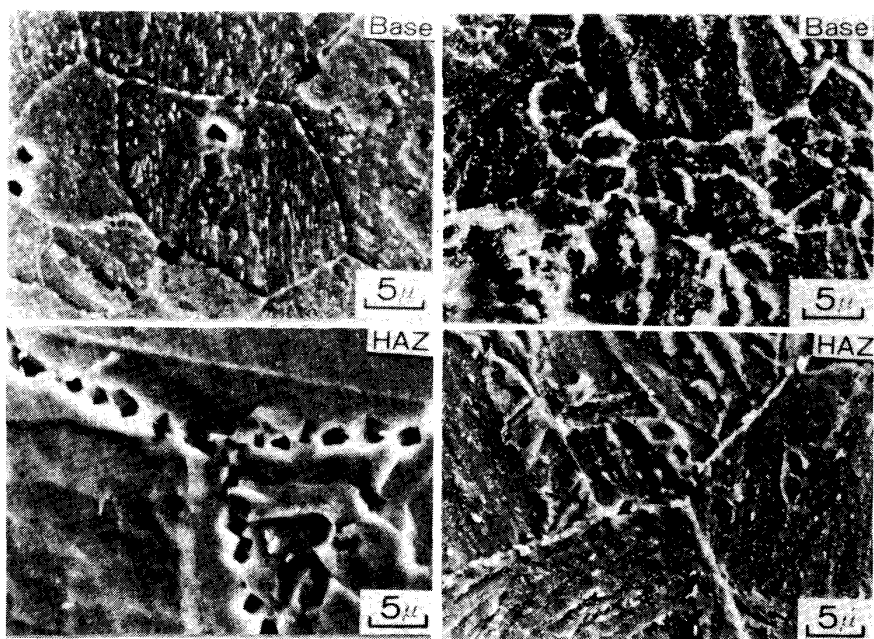


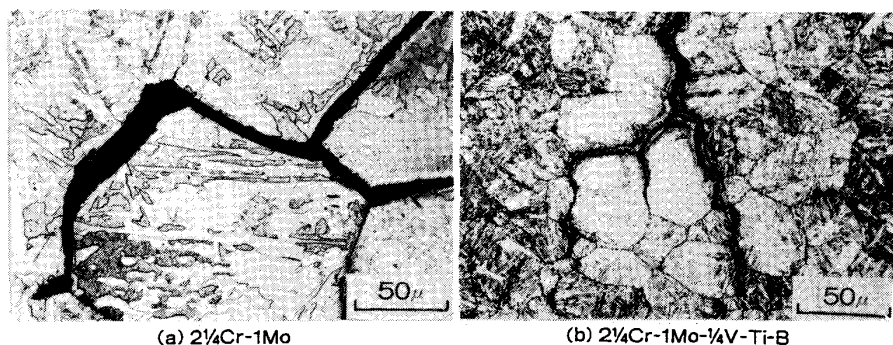
Photo. 2. Fracture surfaces in the tensile specimens of the  $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$  and  $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo-1/4V-Ti-B}$  synthetic HAZ after the exposure to  $600^\circ\text{C}$ ,  $300\text{kg/cm}^2$  hydrogen.



(a) 3Cr-1Mo

(b) 3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B

Photo. 3. Hydrogen attack bubbles observed in the 3Cr-1Mo and 3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B steels after the exposure to  $650^\circ\text{C}$ ,  $300\text{kg/cm}^2$  hydrogen.



(a)  $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$

(b)  $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo-1/4V-Ti-B}$

Photo. 4. Micro structure of the  $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$  and  $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo-1/4V-Ti-B}$  synthetic HAZ samples after the exposure to  $650^\circ\text{C}$ ,  $300\text{kg/cm}^2$  hydrogen.

さく、耐水素侵食性の改善が認められる。気泡の形成は主として旧オーステナイト粒界面に析出した炭化物とマトリックスとの界面に生じており、酒井ら<sup>15)</sup>の観察結果と一致している。

#### 4. 考 察

前項の試験から、3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B 鋼は既存の  $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$  鋼および 3Cr-1Mo 鋼より優れた耐水素侵食性を有することが確認された。これらは、NELSON

曲線<sup>6)</sup>あるいは他の研究に示されるように、析出炭化物の熱的安定性と密接に関係するものであろう<sup>15)-21)</sup>。

Photo. 4 は  $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$  ベースの供試材の HAZ 試料について、 $650^\circ\text{C}$  の温度で暴露試験を行った試片の断面を光学顕微鏡により観察した結果であるが、脱炭の度合は V-Ti-B 添加鋼の方が明らかに少ない。Fig. 6 は脱炭性と合金組成との関係を検討するため、 $650^\circ\text{C}$  の条件で暴露試験を行った試料の断面の炭素濃度を分析し、Cr 含有量との関係を取りまとめたものである。Cr

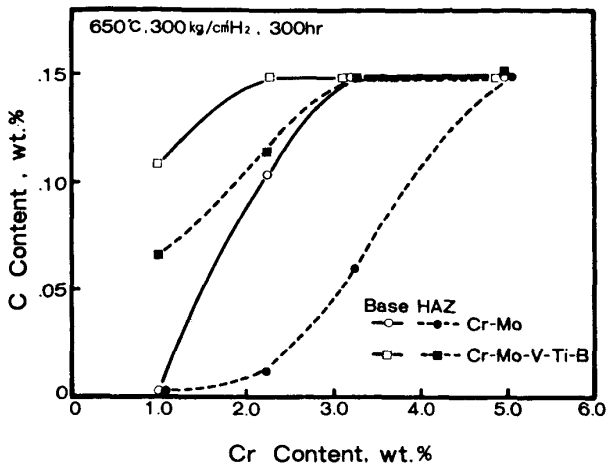


Fig. 6. Effects of the Cr content on the decarburization in the Cr-Mo and Cr-Mo-V-Ti-B steels after the exposure to high temperature, high pressure hydrogen.

含有量の増加および V-Ti-B の添加は脱炭の度を軽減させており、かつ、母材と比較して HAZ は脱炭が生じやすい傾向にある。これらの脱炭度は引張強さ、破断絞りの低下傾向とよく一致しており、固溶炭素と水素の化学反応および炭化物の再固溶によるマトリックスへの炭素の補給が同時に進み、水素侵食が進行していると考えられる。

Cr 含有量の増加および V-Ti-B の添加が析出炭化物の種類にどのような影響をもたらしているのか調査するため、電解抽出残渣の X 線回折を実施した。Fig. 7 は Cr 含有量によつて析出炭化物がどのように変化するかを知るため、1Cr-1Mo 鋼および 3Cr-1Mo 鋼の X 線回折パターンを相互に比較して示したものである。両鋼種間には析出炭化物の大きな相違が認められ、1Cr-1Mo

鋼では  $Fe_3C$ ,  $Mo_2C$  が主体であるのに対し、3Cr-1Mo 鋼では  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  が強い回折線として認められる。また、母材と HAZ を比較すると、炭化物の種類に大きな差は認められないが、3Cr-1Mo 鋼母材では HAZ と比較して  $M_{23}C_6$  の回折線強度が高い傾向を呈しており、母材において炭化物の安定化が促進されているように考えられる。また、Fig. 8 は V-Ti-B 添加の影響を検討するため、 $2\frac{1}{4}Cr-1Mo$  および  $2\frac{1}{4}Cr-1Mo-1/4V-Ti-B$  鋼 HAZ について調査した結果である。両鋼種において、 $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  と弱い  $Fe_3C$  の回折線が認められるが、著しい相違点は V-Ti-B 添加鋼で  $Mo_2C$  炭化物の析出が阻止され、VC 炭化物が析出している点である。

Fig. 9 は、水素侵食による損傷の度合いが大きい HAZ 試料を対象に、同定された炭化物の回折線強度を 3 段階に分類し、合金組成と析出炭化物種類との関係をとらめた結果である。BAKER ら<sup>22)</sup>の研究に示されるように、Cr-Mo 鋼は焼もどし過程において、焼もどし温度の上昇と時間の増加により析出炭化物が  $Fe_3C$ ,  $Mo_2C$  から  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  および  $M_6C$  へと変化し、熱的に安定な炭化物へと遷移することが知られている。Fig. 9 のように、Cr 含有量の増加にともなう析出炭化物の  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  への遷移は、Cr 含有量の大きな鋼種においてこれらの炭化物が熱的に安定であることを示しており、他の研究にもみられるように、耐水素侵食性向上の主たる原因であろう。高野ら<sup>20)</sup>は  $M_7C_3$  が  $Mo_2C$  より高温、高圧水素下で不安定なことを推察しているが、本研究においては  $M_7C_3$  がより安定な炭化物相であるように考えられる。

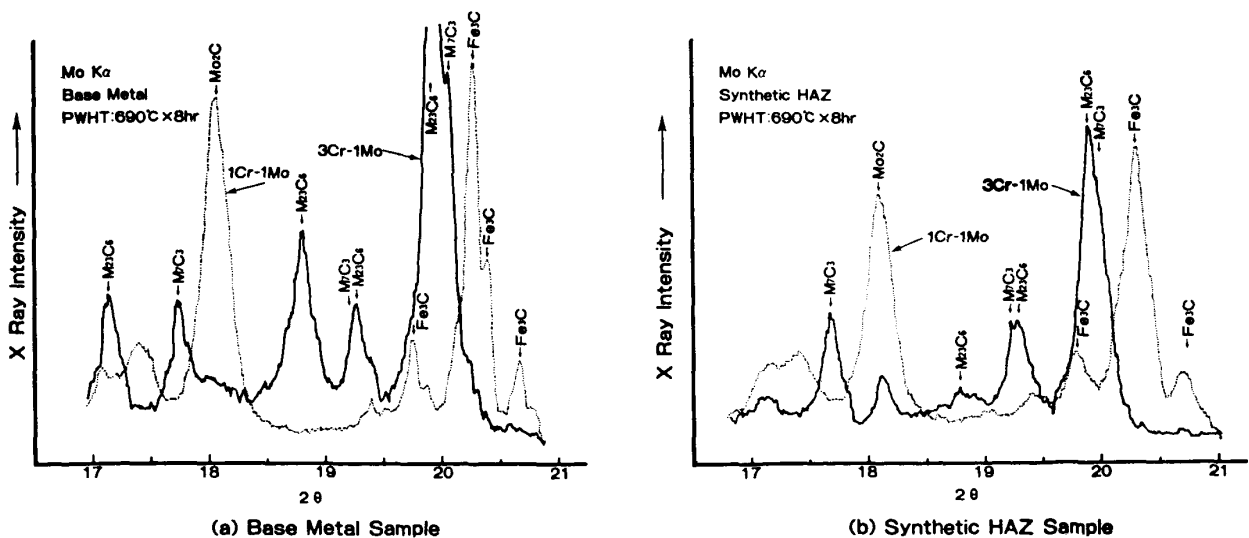


Fig. 7. X ray diffraction analysis for the 1Cr-1Mo and 3Cr-1Mo steel samples.

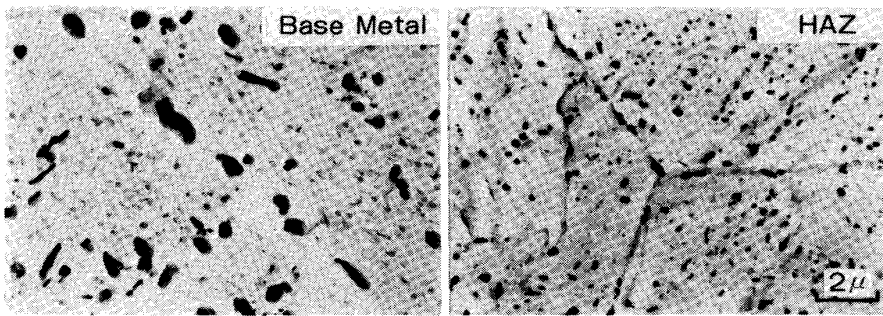


Photo. 5. Morphologies of the precipitated carbides in the base metal and synthetic HAZ samples of the  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  steel.

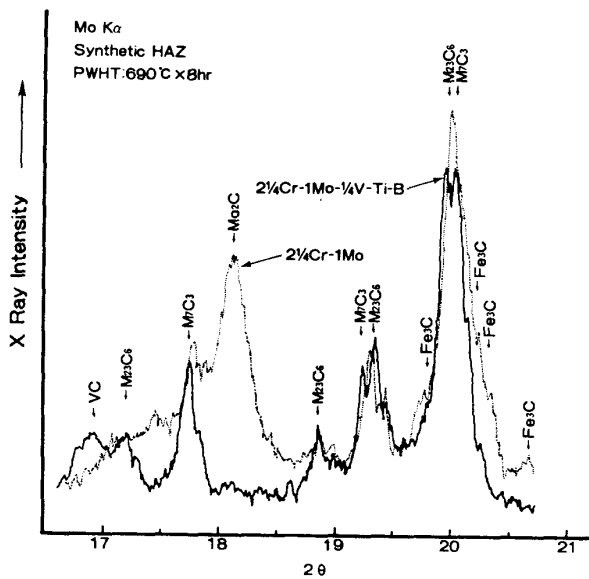


Fig. 8. X ray diffraction analysis for the  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  and  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}-\frac{1}{4}\text{V}-\text{Ti}-\text{B}$  synthetic HAZ samples.

また、V-Ti-B 添加鋼に認められる耐水素侵食性の改良は安定な VC 炭化物の析出と比較的不安定な  $\text{Mo}_2\text{C}$  の消失によるものと考えられる。高野ら<sup>21)</sup>は最近の研究で、0.04% の Ti を添加した  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼において耐水素侵食性の大幅な向上を認め、TiC の析出による性質の改善を考察している。しかしながら、 $3\text{Cr}-1\text{Mo}-\frac{1}{4}\text{V}-\text{Ti}-\text{B}$  鋼に含まれる Ti は 0.02% のオーダーであり、窒素が TiN としての固定に消費されること、および X 線回折において TiC が同定されないことから、V-Ti-B 添加による耐水素侵食性の改善には V がより大きな影響を与えているものと推測される。

合金組成と炭化物との関連性に関するこれらの考察から、 $3\text{Cr}-1\text{Mo}-\frac{1}{4}\text{V}-\text{Ti}-\text{B}$  鋼の耐水素侵食性におよぼす Cr および V-Ti-B 添加の効果がほぼ理解された。しかし、母材および HAZ の耐水素侵食性の相違に関し、なお検討を要する点が残されているように思われる。Fig. 6 の  $3\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の X 線回折結果において、安定な  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  の回折線強度が HAZ より母材において高い

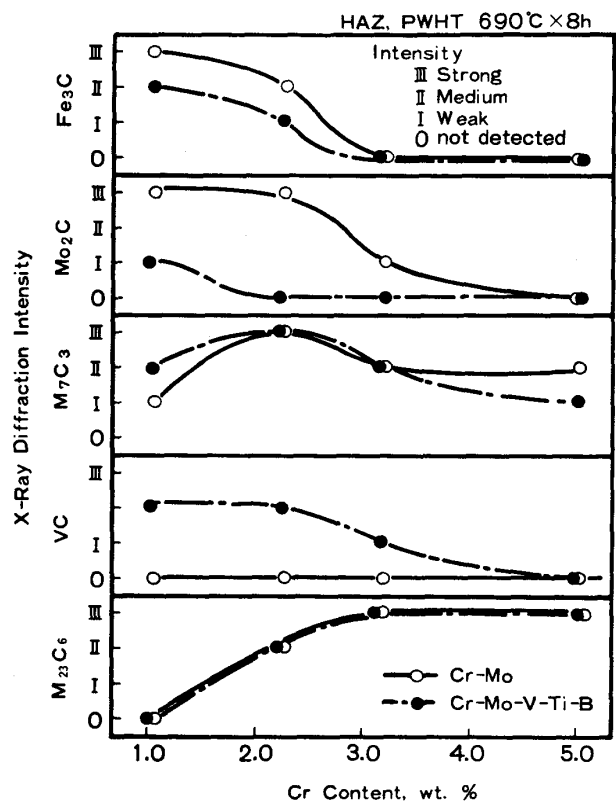


Fig. 9. Effects of the Cr content on the type of precipitated carbides in the Cr-Mo and Cr-Mo-V-Ti-B steels.

ことを述べたが、炭化物種類に大きな相違は認められておらず、母材、HAZ 間の耐水素侵食性の差をこれらの X 線回折結果から説明するには無理が多い。水素侵食中に生ずると予測される炭化物の分解速度は炭化物の熱力学的安定性のみならず、そのサイズにも依存すると考えられる。微細な炭化物の分散は炭化物の分解反応にあずかる炭化物/マトリックスの表面積を増大させ、炭化物の分解を容易にすると考えられる。

Photo. 5 は、この観点から、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼母材および HAZ の炭化物分散状況をカーボン抽出レプリカ法により電顕観察した結果であり、HAZ の炭化物は明らかに微細に分布している。Fig. 1 の試験要領に示し

たように HAZ 試料は 1350°C の高温でオーステナイト化されたため、炭化物の完全な固溶が行われていること、および急冷されるため、下部ベイナイトまたはマルテンサイト組織を形成し、上部ベイナイト組織を有する母材より炭化物の析出サイトが多いこと、が HAZ において炭化物が微細に分散する理由であろう。母材と比較して HAZ の耐水素侵食性が低いのはこれらの炭化物の分散状況の相違によるものと考えられる。

## 5. 結 言

重質油分解、石炭液化プロセスにおける反応条件の高温・高圧化へ対処し得る材料として開発を進めてきた水素添加リアクター用 3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B の耐水素侵食性を長時間試験により評価するとともに、Cr 含有量および V-Ti-B 添加のそれぞれの効果を検討した。本研究で得られた知見を要約すれば以下のとおりである。

- (1) Cr-Mo および Cr-Mo-V-Ti-B 鋼の両者において、Cr 含有量の増加は NELSON 曲線に示されると同じ傾向で耐水素侵食性の向上に寄与している。
- (2) Cr-Mo 鋼への 0.25%V-Ti-B の添加もまた耐水素侵食性を改善する作用を有している。
- (3) Cr 含有量の増加にともなう耐水素侵食性の改善は、Cr の増加にともない析出炭化物が  $Fe_3C$ ,  $Mo_2C$  から  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  へと安定な相へ変化するためと考えられる。
- (4) V-Ti-B の添加は Cr 含有量が 3% 以下の範囲で  $Mo_2C$  炭化物の析出を阻止する作用を有し、熱力学的に安定な VC 炭化物を形成するため、耐水素侵食性を向上させる。
- (5) 母材と比較して HAZ の耐水素侵食性が低いのは主として析出炭化物サイズに起因するものと考えられる。

以上により、3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B 鋼が既存の 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼および 3Cr-1Mo 鋼より優れた耐水素侵食性を有する理由が説明できる。NELSON 曲線にみられるような使用上限温度の策定には、本研究で述べた長時間試験の継続が必要であろう。

おわりに本研究は新エネルギー総合開発機構よりの委

託研究として石炭液化反応器材料の開発を目的に実施したことを付記し、感謝申し上げます。

## 文 献

- 1) T. WADA and T. B. Cox: ASME Publication MPC-18, ASME (1982), p. 111
- 2) T. WADA and T. B. Cox: ASME Publication MPC-21, ASME (1984), p. 77
- 3) S. J. MANGANELLO: ASME Publication MPC-21, ASME (1982), p. 153
- 4) J. A. TODD, D. W. CHUNG and E. R. PARKER: ASME Publication MPC-18 (1982), p. 179
- 5) I. KOZAZU, H. SUZUKI, M. YAMADA and H. TAGAWA: ASME Publication MPC21, ASME (1984), p. 53
- 6) API Publication 941 2nd ed.: Refining Department, API (1977)
- 7) T. ISHIGURO, Y. MURAKAMI, K. OHNISHI and J. WATANABE: ASTM STP755, ASTM (1982), p. 129
- 8) T. ISHIGURO, Y. MURAKAMI, K. OHNISHI, S. MIMA and J. WATANABE: ASME Publication MPC-21, ASME (1984), p. 43
- 9) 石黒 徹, 大西敬三, 渡辺十郎: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 986
- 10) ASTM Standardization News: ASTM, Nov. (1984), p. 66
- 11) Mechanical Engineering: ASME, 107 (1985) 1, p. 103
- 12) C. M. COOPER: Material Protection, 3 (1964) 1, p. 34
- 13) G. SORELL and M. J. HUMPHRIES: Material Protection, 17 (1978) 8, p. 33
- 14) 石塚 寛, 千葉隆一: 日本学術振興会耐熱金属材料 123 委員会研究報告, 11 (1970) 2, p. 323
- 15) 酒井忠迪, 梶 晴男: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 430
- 16) P. G. SHEWMAN: Metall. Trans., 7A (1976), p. 279
- 17) 石塚 寛, 千葉隆一: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 93
- 18) JPVRC Report No. 2: JPVRC, ISIJ, May (1979)
- 19) 根本 正, 正岡 功, 田野崎和夫: 溶接学会誌, 34 (1965), p. 773
- 20) 高野俊夫, 鈴木治雄, 東田幸四郎, 山田 真, 田川寿俊, 津田青史: 鉄と鋼, 70 (1984), S 635
- 21) 高野俊夫, 鈴木治雄, 東田幸四郎, 佐藤 馨: 鉄と鋼, 70 (1984), S 1485
- 22) R. G. BAKER and J. NUTTING: JISI, 192 (1959), p. 257