Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn および Ti-13V-11Cr-3Al 合金のシャルピー衝撃値に及ぼす 水素チャージの影響†

中佐啓治郎* 佐藤博史*†† 西山文隆**

*広島大学工学部第一類(機械系)

**広島大学工学部共通講座

J. Japan Inst. Metals, Vol. 57, No. 6 (1993), pp. 637-644

Effect of Hydrogen Charge on Charpy Impact Energy in Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn and Ti-13V-11Cr-3Al Alloy

Keiichi Nakasa*, Hiroshi Satoh* and Humitaka Nishiyama**

*Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Hiroshima University, Higashi-Hiroshima

**Department of Engineering Fundamentals, Faculty of Engineering, Hiroshima University, Higashi-Hiroshima

Charpy impact tests were carried out on the Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn (15-3-3-3) and Ti-13V-11Cr-3Al (13-11-3) alloys which were hydrogen-charged in sulfuric acid solution with a concentration of 0.5 kmol/m³ under a charging current density of 1000 A/m².

Hydrogen charging resulted in a decrease in Charpy impact energy for the as-solution treated 15-3-3-3 alloy at temperatures lower than 300 K and for the aged alloy lower than 700 K. For the aged 13-11-3 alloy, the impact energy decreased slightly by hydrogen charging at all the testing temperatures. The aged 15-3-3-3 alloy was higher in the hydrogen concentration C_H than the as-solution treated one and the aged 13-11-3 alloy, and the alloys did not show any change in C_H by heating up to 700 K. The hydrogen charging promoted the cleavage fracture of the as-solution treated 15-3-3-3 alloy and the aged 13-11-3 alloy, and the quasi-cleavage fracture of the aged 15-3-3-3 alloy.

(Received January 12, 1993)

Keywords: titanium-15 vanadium-3 chromium-3 aluminum-3 tin alloy, titanium-13 vanadium-11 chromium-3 aluminum alloy, Charpy impact energy, hydrogen charging, cleavage fracture

I. 緒 言

チタンおよびチタン合金は比強度が大きく、耐食性、耐熱性に優れていることから、航空機、宇宙・海洋開発用機器、化学装置などに用いられている。なかでも β 型チタン合金は α 型および $\alpha+\beta$ 型合金に比べ強度および靱性が大きいこと、現在盛んに研究が行われている⁽¹⁾⁽²⁾。 β 型合金で最も早く実用化されたのはTi-13V-11Cr-3Al合金であるが、この合金は加工性が悪いため、高強度でしかも加工性に優れた β 型合金として、最近Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn合金が航空機の板構造用に開発されている⁽¹⁾。

一方、チタン合金は水素を吸収すると脆くなるという欠点がある⁽³⁾⁻⁽⁵⁾。特に β 相への水素の溶解度は大きいから⁽³⁾⁽⁵⁾、 β 型チタン合金を水素を吸収する環境中で使用する場合、その脆化特性を明らかにしておくことは重要である。従来の研究によ

ると、チタン合金の水素脆化挙動は2種類に分けることができる。一つは鋼の水素脆化割れと同様、一定の静的な荷重のもとで固溶水素が応力集中部に拡散・集積して(ある場合にはき裂先端で水素化物が形成される)き裂の発生および伝ばをひきおこす場合である⁽⁴⁾⁽⁶⁾⁻⁽⁹⁾。これは拡散水素に起因する時間依存型の破壊形式で、いわゆる遅れ破壊(Delayed Fracture または Delayed Hydride Cracking)に属する。二つ目は水素を過飽和に吸収した α 相が水素化物に変態しており、これが単調増加荷重下において脆性き裂の発生および伝ばの原因となる場合⁽¹⁰⁾⁻⁽¹³⁾、あるいは水素を固溶した状態ですでに粒界または粒内の結合力が低下していて、単調増加荷重下において脆性破壊が生じる場合である⁽¹⁴⁾。後者の場合は、負荷が加わる前に水素の拡散に基づく材質変化がすでに終了しており(いわば非時間依存型の脆化現象である)、このような場合の材料の脆化特性を比較・評価するには、試験片の破壊に要する時間が短い三点曲げ試験⁽¹³⁾または衝撃試験⁽¹¹⁾⁽¹²⁾が簡便かつ有効であると思われる。

ところで、水素チャージした β 型のTi-11.5Mo-6Zr-4.5Sn

† 1991年10月日本金属学会広島大会において発表

†† 広島大学大学院生

合金⁽⁵⁾の引張り破面および Ti-10V-2Fe-3Al 合金⁽¹⁵⁾の曲げ破面においてへき開破面状の平坦な破面が観察されている。また、著者らは前報⁽¹⁴⁾において、電解水素チャージした β 型 Ti-13V-11Cr-3Al 合金の平板試験片について三点曲げ試験を行い、水素チャージにより曲げ強さが低下することを示し、破面観察の結果から、その原因は固溶水素が β 相のへき開強度を低下させるためであることを明らかにした。bcc 結晶では、へき開破壊は低温で観察されるのが一般であるが、 β 型チタン合金の靱性と破面様式におよぼす水素の影響が温度によってどのように変化するかは、まだ明らかになっていないようである。そこで本研究では、 β 型チタン合金の非時間依存型の水素脆化特性と破面形態などの関係を明らかにするため、あらかじめ電解水素チャージした 2 種類の β 型チタン合金について試験温度を変化させて衝撃試験を行った。

II. 実験方法

1. 試料および熱処理

本実験に用いた材料は加工性に優れた β 型の Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 合金 (14.8 質量%V, 3.00%Cr, 3.05%Sn, 3.40%Al, 0.13%Fe, 0.11%O, 0.01%C, 0.02%N, 以下 15-3-3-3 合金と略称することがある) および β 合金としては最も早く開発された Ti-13V-11Cr-3Al 合金 (13.3%V, 11.2%Cr, 0.01%Sn, 3.09%Al, 0.15%Fe, 0.003%Zr, 0.001%Mo, 0.001%Cu, 0.001%Mn, 0.008%C, 0.01%N, 0.005%H, 以下 13-11-3 合金と略称することがある) である。この材料を板状試験片に加工したのち、以下のような熱処理を行った。すなわち、15-3-3-3 合金および 13-11-3 合金をそれぞれ β 変態点より高温の 1073 K (800°C) および 1173 K (900°C) で 1.8 ks (0.5 h) 保持後水冷して溶体化処理し、さらに 15-3-3-3 合金は 773 K (500°C) で 36 ks (10 h), 13-11-3 合金は 753 K (480°C) で 130 ks (36 h) 保持した後、空冷することにより時効処理を行った。なお時効時間の決定にあたっては、15-3-3-3 合金の例を Fig. 1 に示すように、所定の温度で時効したときの時効時間とロックウェル硬さ H_{RC} との関係をあらかじめ求めておき、硬さがほぼ最高値に達したと思われる時間を採用した。熱処理後、板状試験片の表面を研削仕上げし、長さ 55 mm, 幅 10 mm, 厚さ 4 mm とし、

Fig. 1 Effect of aging time on Rockwell hardness of aged Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn alloy.

Fig. 2 Optical microstructures of Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn alloy. (a): as-solution treated specimen and (b): solution treated and aged specimen.

薄型砥石を用いて深さ 2 mm, 曲率半径 0.25 mm の切欠きをつけた (シャルピー衝撃試験片 (5 号試験片) の標準寸法に比べて板厚が 2/5 である)。

15-3-3-3 合金の溶体化処理後および時効処理後の光学顕微鏡組織写真を Fig. 2 に示す。溶体化処理のまま (Fig. 2(a)) ではすべて β 相であり、時効処理したもの (Fig. 2(b)) では β 相の特に粒界近傍に微細な α 相が析出している。なお、13-11-3 合金の時効時間とロックウェル硬さ H_{RC} との関係および光学顕微鏡組織は前報⁽¹⁴⁾に示してある。

2. 水素チャージおよび衝撃試験

本実験では電解チャージ法により水素添加を行った。その装置の概略は、前報⁽¹⁴⁾に示してあるので省略するが、1 規定 (0.5 kmol/m³) 硫酸水溶液を電解液として用い、試験片中央部の長さ 15 mm の裏表両面を陰極とし、白金線を陽極として水素チャージした。その際、試験片の他の表面はビニールテープで覆って絶縁した。いずれの材料も電流密度 $i_c = 1000$ A/m² で 260 ks (72 h) チャージしたが、15-3-3-3 合金の時効処理材については、 $i_c = 50$ および 200 A/m² で水素チャージした試験片も用意した。また、試験片に切欠きをつけてから水素チャージすると、切欠き底の角部が剝離して脱離することがあったので、切欠きは水素チャージ後に導入した。

試験片の温度を 77 K (−196°C) ~ 773 K (500°C) の間で変化させてシャルピー衝撃試験を行い、衝撃値 E (単位面積あたり

の吸収エネルギー)を求めた。15-3-3-3合金については、時効処理材のみでなく、 α 相を含まない溶体化処理材についても試験を行ったが、これは時効材の水素脆化の機構を考察するためである。試験片の温度制御には液体窒素(77 K)、ドライアイスとエチルアルコールの混合液および縦型電気炉を用い、一定の温度に保った冷媒または電気炉中に試験片を約十分間保持したのち、直ちに衝撃試験を行った。

3. 水素量の測定、破面観察および X 線回折

衝撃値におよぼす試料内の水素量の影響を考察するため、まず、10 mm×10 mm(厚さ 4 mm)の試験片を作製して衝撃試験片と同じ条件で水素チャージしたのち、衝撃試験に用いたと同じ温度、同じ時間保持した。次に、放電加工(ワイヤカッティング)により試験片表面を 1 mm 深さ程度スライスして除去し(試料表面に水素化合物が形成されている場合は、この作業により水素化合物層は除去されている)、さらにエメリーペーパーで除去面を仕上げたのち、バンデグラフ型加速器を用いて反跳法(ERD 法)により水素濃度を測定した。すなわち、ヘリウムイオンビームを試料表面に照射し(加速電圧 2 MeV、ビーム電流 30 nA)、バナジウム水素化合物 VH_2 について得られている積分ピーク強度と水素含有量の関係を較正值として用いることにより、試料の水素含有量を求めた。ただし、この場合の水素濃度は、試料表面を 1 mm 程度除去した面での水素濃度であり、試料の平均水素濃度に対応するとは限らないが、本研究ではこのようにして求めた濃度を試料中の水素濃度と呼ぶ。

また、試験片破断面の形態を調べるため、走査型電子顕微鏡により板厚中央部近傍の破面観察を行った。さらに、水素チャージによって試験片表面および内部に水素化合物が形成されているかどうかを明らかにするためディフракトメータ方式の X 線回折装置(日本電子(株)製 JDX-11RA、ターゲット Cu、電圧 40 kV、電流 100 mA)を用いて X 線分析を行った。

III. 実験結果

Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 合金(15-3-3-3合金と略称する)および Ti-13V-11Cr-3Al 合金(13-11-3合金と略称する)のシャルピー衝撃試験片に電解水素チャージを行い、衝撃試験により試験温度と衝撃値の関係を求めた。

まず Fig. 3 は 15-3-3-3合金の溶体化処理材についての結果を示したものである。電流密度 $i_c=1000 \text{ A/m}^2$ で水素チャージした場合(以下チャージ材と呼ぶ)およびチャージしない場合(以下非チャージ材と呼ぶ)ともに低温域における衝撃値は小さいが、試験温度の上昇に伴って、ある温度から衝撃値が急速に上昇しており、bcc 結晶に特有の脆性-延性遷移挙動を示す。293 K(室温)以下の低温域ではチャージ材の方が衝撃値が低い、573 K 以上では、むしろチャージ材の方が非チャージ材よりも衝撃値がやや大きくなっている。

次に 15-3-3-3合金の時効材についての結果を Fig. 4 に示す。溶体化処理材と比較すると、非チャージ材およびチャージ材とも、いずれの試験温度においても衝撃値はかなり小さく、また遷移温度が高い。また、チャージ材は非チャージ材に比べて、中間温度域において衝撃値が著しく低下しており遷移温度が大

Fig. 3 Relation between testing temperature and Charpy impact energy for Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn alloy (as-solution treated) which was hydrogen-charged at a current density of $i_c=1000 \text{ A/m}^2$.

Fig. 4 Relation between testing temperature and Charpy impact energy for Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn alloy (solution treated and aged at 773 K) which was hydrogen-charged at $i_c=1000 \text{ A/m}^2$.

Fig. 5 Relation between testing temperature and Charpy impact energy for Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn alloy (solution treated and aged at 773 K) which was hydrogen-charged at $i_c=50$ or 200 A/m^2 .

きく上昇している。したがってこの材料の時効材は水素脆化を非常に起こしやすいことになる。Fig. 5 は、 $i_c=50$ および 200 A/m^2 で水素チャージした試験片について衝撃試験を行

Fig. 6 Relation between testing temperature and Charpy impact energy for Ti-13V-11Cr-3Al alloy (solution treated and aged at 753 K) which was hydrogen-charged at $i_c = 1000 \text{ A/m}^2$.

い、 $i_c = 1000 \text{ A/m}^2$ で水素チャージした場合の結果(破線で示す)と比較したものである。この図によると、 $i_c = 50 \text{ A/m}^2$ および $i_c = 200 \text{ A/m}^2$ いずれの場合とも $i_c = 1000 \text{ A/m}^2$ の場合とほとんど同じ結果になっており、電流密度が小さくても 260 ks(72 h) という長時間の水素チャージにより脆化が生じていることが分かる。

13-11-3合金の時効材の結果を Fig. 6 に示す。この材料では、全温度領域において、チャージ材の衝撃値は非チャージ材に比べてわずかに低くなっている程度であり、水素チャージによる脆化の程度は15-3-3-3合金の時効材に比べると少ない。

IV. 考 察

1. X線回折

各材料中で水素が材料中に固溶しているか、あるいは水素化物として存在しているかを明らかにするため、電流密度 1000 A/m^2 で水素チャージしたのち、種々の温度で衝撃試験した試料について、水素チャージ部のみを切り出してX線分析を行った。

まず、15-3-3-3合金の溶体化処理材についての分析結果によると、非チャージ材において α 相は検出されないこと、チャージ材において、試料表面に水素化物は形成されていないが、 β 相の回折角が低角側にわずかに移動しており、水素の固溶によって試料に垂直方向の格子間隔が増加していることが分かった。次に、同合金の時効材についての結果を Fig. 7 に示す。水素チャージしない試料においては、 β 相中に α 相が析出しているのが確認できる(No charge, R. T. 参照)。この試料を水素チャージすると、 α 相のピークは消失し、その代わり水素化物 γ 相(fcc)が析出する(R. T. 参照)。また溶体化処理材の場合と同様、 β 相の(110)面からの回折ピークが低角側に移っており、 β 相の格子が膨張していることが分かる。 $T = 473 \text{ K}$ に加熱した試料では水素化物が残っているが、 673 K に加熱した試料では水素化物 γ 相のピークが消失して再び α 相のピークが現れることから(773 K に加熱した試料についてもこのことを確認した)、 673 K 以上の温度では γ 相が α 相に分解していること

Fig. 7 Change of X-ray diffraction peaks with temperature for Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn alloy (solution treated and aged at 773 K) which was charged at $i_c = 1000 \text{ A/m}^2$. γ -hydride existed only within 200 μm depth from the surface.

が分かる。ただし、この γ 相が検出されるのは試料表面近傍のみであり、表面を約 0.2 mm 除去すると、水素化物はX線回折では検出できなくなる。なお、チャージ電流密度 $i_c = 200$ および 50 A/m^2 の場合にも、試料表面近傍に水素化物が形成されていた。

一般に水素化物は脆いので、チャージした試料においては、表面近傍の水素化物が衝撃値の低下に寄与していることが考えられる。そこで、念のため、 $i_c = 1000 \text{ A/m}^2$ でチャージした試料裏面の表面を 0.3 mm 研磨して水素化物を除去し、 $T = 373 \text{ K}$ および 473 K で衝撃試験を行った。その結果を Fig. 4 に×印で示すが、水素化物を除去しなかった試料と比べて衝撃値はさほど上昇していない。したがって、チャージによって衝撃値

Fig. 8 X-ray diffraction peaks obtained for Ti-13V-11Cr-3Al alloy.

が低下した理由は、試料表面における水素化物の形成によるものではなく、固溶水素による脆化であると考えられる。

また13-11-3合金のX線回折結果をFig. 8に示す。これによると、時効材では α 相が存在している。また、水素チャージしても β 相のピークが低角側へ移動しているのみで、15-3-3-3合金で検出された水素化物は存在しない。したがって、この合金の α 相の安定性(水素化物に変態しやすいか否か)は、15-3-3-3合金より大きいことになる。

2. 試料中の水素濃度

衝撃試験後の各試料中に含まれる水素濃度(試料表面を約1 mm 除去して、酸化物または水素化物を除去した内部の面の水素濃度)を、パンデグラフ型加速器を用いて反跳法(ERD法)により測定した。Fig. 9は水素濃度と試験温度の関係を示したものである。いずれの材料とも試験温度(試料の温度)が上昇しても水素含有量はほとんど変化しておらず、試料の加熱によって試料から水素が逃散することはなかったことを示している。また、15-3-3-3合金の時効材は、チャージ電流密度が小さいにもかかわらず、溶体化処理材および13-11-3合金の時効材に比べてかなり水素の吸収量が多い。このことから、水素チャージした15-3-3-3合金時効材における衝撃値の低下が、他の材料の場合に比べ大きかった理由は、この材料が水素をより多く吸収していたことに対応すると考えられる。15-3-3-3合金の

Fig. 9 Relation between testing temperature and hydrogen concentration which was measured on the section about 1 mm deep from the specimen surface.

時効材(β 相中に α 相が析出している)の方が、溶体化処理材(β 相のみ)に比べて水素濃度が大きい理由は、 α - β 界面のひずみを緩和するように、余分の水素が固溶したとも考えられるが、詳細は不明である。

3. 破面観察

走査型電子顕微鏡によって破断試験片板厚中央部付近の破面観察を行った結果の代表的な例をFig. 10, 11 および 12 に示

Fig. 10 Fractography of as-solution treated Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn alloy. (a): no-charged, testing temperature $T=673$ K, (b): no-charged, $T=77$ K, (c): hydrogen-charged at $i_c=1000$ A/m², $T=673$ K, (d): hydrogen-charged at $i_c=1000$ A/m², $T=77$ K.

Fig. 11 Fractography of aged Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn alloy. No-charged, (a): testing temperature $T=673$ K, (b): $T=473$ K, (c): $T=77$ K. Hydrogen-charged at $i_c=1000$ A/m², (d): $T=673$ K, (e): $T=473$ K, (f): $T=77$ K.

す。まず Fig. 10 は、溶体化処理した15-3-3合金の非チャージ材((a), (b))およびチャージ材((c), (d))の破面写真である。非チャージ材の破面は高温(673 K)、低温(77 K)ともにディンプル破面であるが、後者の破面のディンプルは微細かつ平坦で、低温では大規模なすべりが生じにくかった(したがって衝撃値が小さかった)ことを示している。また、チャージ材では、高温(673 K)の破面(c)が非チャージ材と同様のディンプル破面であるのに対し、低温(77 K)の破面(d)は大部分がリバーを有する平坦なへき開破面である。このようなへき開破面は試験温度 $T=233$ K(-40°C)でもすでに観察されることから、Fig. 3 に示したこの材料の273 K以下における衝撃値の低下は、 β 相に固溶した水素が β 相のへき開割れを促進したために生じたと考えられる。

次に Fig. 11 は、時効処理した15-3-3合金の非チャージ材((a), (b), (c))およびチャージ材((d), (e), (f))の破面を示し

たものである。高温(673 K)ではチャージ材および非チャージ材ともにディンプル破面である。 $T=473$ K では、非チャージ材の破面は $T=673$ K の場合と同様にディンプル破面であるのに対し、チャージ材では凹凸の少ない脆性的な破面を呈している。破面上には明瞭なファセット面は観察されないが、本研究ではこのような破面を擬へき開破面と呼ぶ。 $T=77$ K では、非チャージ材(c)は平坦なディンプル、チャージ材(f)は擬へき開破面を示す。このように、チャージ材では非チャージ材に比べ擬へき開破面が生じやすく、固溶水素が脆性破面の形成を促進していると思われる。ただし、非チャージ材のみでなく、チャージ材においても、溶体化処理材(チャージ材)の破面および次に述べる13-11-3合金時効材の破面で観察されるリバーを有する典型的なへき開破面は観察されない。

Fig. 12 に、時効処理した13-11-3合金の非チャージ材((a), (b), (c))およびチャージ材((d), (e), (f))の破面を示す。高温

Fig. 12 Fractography of aged Ti-13V-11Cr-3Al alloy. No-charged, (a): testing temperature $T=673$ K, (b): $T=233$ K, (c): $T=77$ K. Hydrogen-charged at $i_c=1000$ A/m², (d): $T=673$ K, (e): $T=233$ K, (f): $T=77$ K.

(673 K)では非チャージ材，チャージ材いずれの場合もディンプル破面である。 $T=233$ Kでは非チャージ材では大部分が擬へき開破面であるのに対し，チャージ材の破面は大部分がリバーを有するへき開破面である。 $T=77$ Kになると非チャージ材およびチャージ材ともに，へき開破面を示す。なお，この材料の溶体化処理材の常温における3点曲げ試験結果⁽¹⁴⁾によると，水素チャージにより破面はディンプル破面からへき開破面に変化する。したがって，この合金においては，溶体化処理材および時効材いずれの材料においても固溶水素が β 相のへき開破壊を助長していることになる。すなわち時効材においては，微細に析出した α 相が，き裂伝ば時にへき開破面上に微細な凹凸を形成しているが，これら α 相は全体的な破面様式にあまり大きな影響を与えていないことになる。

なお，水素チャージした β 型のTi-30Mo合金の曲げ破面⁽¹⁶⁾，Ti-15Mo-3Nb-3Al合金予き裂試験片の食塩水中における

SSRT(Slow Strain Rate Test)で得られた破面⁽¹⁷⁾および水素チャージしたTi-4Cr-4Mo-5Al-2Sn-2Zr合金(near β 型)の破壊靱性試験片破面⁽¹⁸⁾では，粒界破面が観察されている。これらの試料における水素濃度は本研究で用いた試料の水素濃度よりかなり低いから，破面形態は水素濃度または試験速度にも依存すると思われる。本研究で粒界破面が観察されなかった理由は，負荷速度が速くて粒界に水素が集合する時間がないことと，粒内でへき開破壊または擬へき開破壊を引き起こすに十分な水素濃度があつたためと思われる。

以上，水素濃度の測定結果，X線回折結果および破面観察の結果から，15-3-3-3合金の時効材は水素を吸収しやすく，しかも固溶水素によって擬へき開破壊が生じやすいことが分かった。一方，13-11-3合金の時効材は水素吸収量は少なく，脆化の程度も小さいが，水素の固溶によりへき開破壊が生じやすいことが明らかになった。

V. 結 言

Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 合金の溶体化処理材と時効材および Ti-13V-11Cr-3Al 合金の時効材について、1 規定硫酸水溶液中で電流密度 $i_c=1000 \text{ A/m}^2$ 、チャージ時間 260 ks として電解水素チャージしたのち衝撃試験を行った。得られた結果は次のとおりである。

(1) Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 合金の溶体化処理材に水素チャージした場合、300 K 以下で衝撃値が低下する。同合金の時効材に水素チャージした場合、700 K 以下で衝撃値が大きく低下する。一方、Ti-13V-11Cr-3Al 合金の時効材については、全試験温度域にわたって、わずかに衝撃値が低下する。

(2) Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 合金の時効材の水素含有量は、同合金の溶体化処理材および Ti-13V-11Cr-3Al 合金の時効材よりもかなり多い。また、各試料の水素含有量は、700 K までは温度が上昇してもほとんど変化しない。

(3) X 線回折によると、Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 合金の時効材では、水素チャージにより試料表面のごく近傍では α 相が水素化物に変化しているが、内部では α 相は水素化物に変化していない。同合金の溶体化処理材および Ti-13V-11Cr-3Al 合金では試料表面に水素化物は形成されない。したがって、いずれの材料でも固溶水素によって脆化が生じている。

(4) 破面観察によると、水素チャージにより Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 合金の溶体化処理材ではへき開破壊が、また時効材では擬へき開破壊が起こりやすくなる。また Ti-13V-11Cr-3Al 合金の時効材ではへき開破壊が起こりやすくなる。

終わりに、熱心に実験に協力された当時学生の竹川 肇君(現在：オムロン(株))および試験片の製作でお世話になった広田秀徳技官に感謝します。また、Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 合金の提

供をいただいた新日本製鉄鋼光研究所に感謝いたします。

文 献

- (1) 丹羽直毅：金属，**58**(1988)，4.
- (2) 河部義邦：金属，**60**(1990)，21.
- (3) N. E. Paton and J. C. Williams: *Hydrogen in Metals*, Ed. by I. M. Bernstein and A. W. Thompson, ASM, (1974), 409.
- (4) R. R. Boyer and W. F. Spurr: *Metall. Trans.*, **9A**(1978), 23.
- (5) N. E. Paton, R. A. Spurling and C. G. Rhodes: *Hydrogen Effects in Metals*, Ed. by I. M. Bernstein and A. W. Thompson. AIME, (1981), 269.
- (6) N. R. Moody and W. W. Gerberich: *Metall. Trans.*, **11A**(1980), 973.
- (7) H. Hoeg, B. Hollund and I. W. Hall: *Metal Science*, **14**(1980), 50.
- (8) 野末 章，池谷 大，大久保忠恒：日本金属学会誌，**51**(1987)，730.
- (9) D. S. Shih, I. M. Robertson and H. K. Birnbaum: *Acta Metall.*, **36**(1988)，111.
- (10) 圓城敏男，黒田敏雄：材料，**34**(1985)，703.
- (11) 新家光雄 小林俊郎：日本金属学会誌，**50**(1986)，449.
- (12) 新家光雄，鈴木賢治，小林俊郎：鉄と鋼，**73**(1987)，1405.
- (13) 中佐啓治郎，劉 建 平：日本金属学会誌，**54**(1990)，532.
- (14) 中佐啓治郎，劉 建 平：日本金属学会誌，**55**(1991)，922.
- (15) J. E. Costa, J. C. Williams and A. W. Thompson: *Metall. Trans.*, **18A**(1987)，1421.
- (16) W. W. Gerberich, K. Jatavallabhula, K. A. Peterson and C. L. Jensen: *Advances in Fracture Research* (Fracture 81), Ed. by D. Francois, Pergamon Press, **vol. 2**(1981)，989.
- (17) L. Hartman: Abstract Program of 7th World Conf. on Titanium, (1992), 53.
- (18) 野末 章，春日憲治，渡辺知夫，大久保忠恒：日本金属学会誌，**56**(1992)，735.