

© 1987 ISIJ

水素添加した Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金の 衝撃靱性

論文

新家 光雄*・鈴木 賢治*²・小林 俊郎*

Impact Toughness of Hydrogen Charged Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo Alloy

Mitsuo NIINOMI, Kenzi SUZUKI and Toshiro KOBAYASHI

Synopsis:

The effect of various heat treatments on the behavior of the hydrogen embrittlement of Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo alloy, and the relation between hydrogen embrittlement and microstructural factor was investigated.

In the case of the specimens which were air cooled after solution treatment in the $(\alpha+\beta)$ region, the width of hydrogen embrittled fracture surface, which corresponded to the hydride formation zone, and the hydrogen embrittlement ratio increased with the increase of solution treatment temperature, namely the decrease of the areal percentage of primary α . On the other hand, in the case of the specimens which were water quenched after solution treatment in the $(\alpha+\beta)$ region, the opposite tendency was observed. In the case of solution treatment temperature higher than 1 173 K, the width of hydrogen embrittled fracture surface and the hydrogen embrittlement ratio increased in the order of furnace cooled, water quenched and air cooled specimens after a solution treatment with the same treatment temperature. The hydrogen embrittlement ratio was lower and the width of hydrogen embrittled fracture surface was wider in the specimens which were solution treated in the β region than that in those which were solution treated in the $(\alpha+\beta)$ region with the same cooling condition after solution treatment.

Key words: titanium base alloy; impact toughness; hydrogen embrittlement; hydride; microstructural factor; heat treatment.

1. 緒 言

β リッチ $(\alpha+\beta)$ 型チタン合金である, Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金は, Ti-6Al-4V 合金より比強度が高く, 耐食性が良好であるため, ジェットエンジンのファンおよびコンプレッサー等, 航空機産業の分野において多く使用されている¹⁾. 今後は, 航空機産業の分野のみならず, 宇宙産業, 化学工業および原子力工業等の分野で用途の拡大が期待できる. しかし, チタン合金は, 水素吸蔵能力が高く, 水素を吸収した場合, その固溶限を越えると水素化物を形成し, 著しい脆化挙動を示すことが認められている²⁾. 水素吸収は, 製造時の加熱炉や脱スケール, 溶接および水素雰囲気中での使用時に起きることが, 明らかにされている. したがって, 上記分野において使用されるチタン合金構造物においても, 水素脆化による壊滅的な破壊事故が発生する可能性が高いと考

えられる. このことから, チタン合金の水素脆化に関する報告³⁾が多く見受けられるが, 水素脆化挙動については, いまだ十分に解明されておらず, 今後, チタン合金の用途が広がるにつれて, いつそう, この方面の研究が必要になると思われる.

そこで, 本研究では, 前報⁴⁾の Ti-6Al-4V 合金に続いて, より良好な熱処理性を有する Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金の水素脆化挙動 (本論文では, 水素化物析出した状態での靱性劣化も含めた広範囲にわたる脆化挙動を定義するものとする) に及ぼす種々の熱処理の影響を調べ, ミクロ組織因子との関係を検討することを目的とした.

2. 実験方法

本研究には, $\phi 0.13$ m の Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金鍛造丸棒を供した. その化学組成を Table 1 に示す.

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 8 月 12 日受付 (Received Aug. 12, 1986)

* 豊橋技術科学大学 工博 (Toyohashi University of Technology, 1-1 Hibarigaoka Tempaku-cho Toyohashi 440)

*² 豊橋技術科学大学大学院 (Graduate School, Toyohashi University of Technology)

Table 1. Chemical composition of material (mass%).

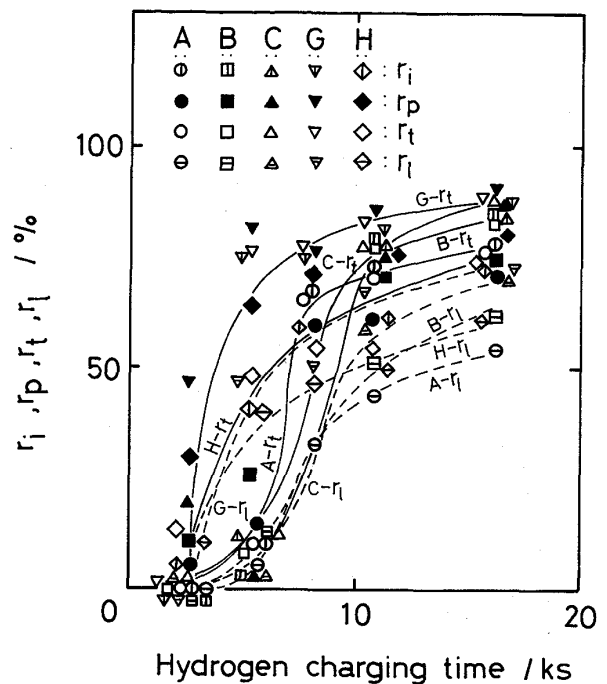
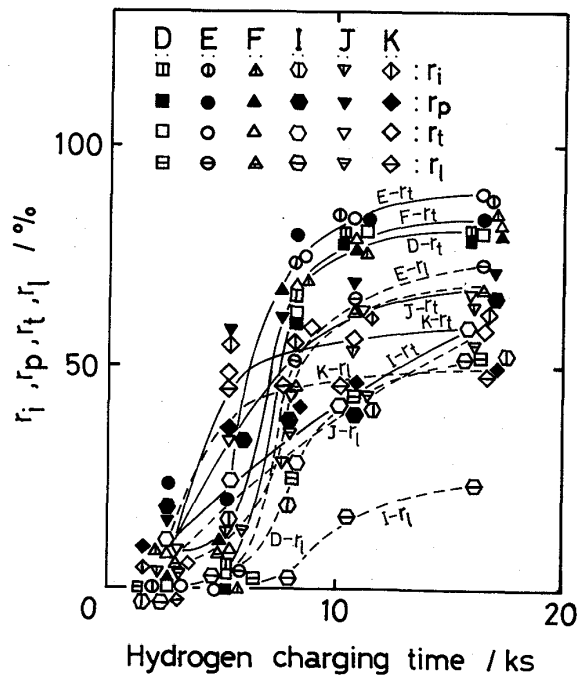
Al	Sn	Zr	Mo	Fe	O	C	H	N
6.33	2.10	4.12	6.14	0.075	0.110	0.008	0.006	0.003

Table 2. Heat treatment condition of specimen.

Mark	Solution treatment	Aging treatment	Morphology of α
A	978 K, 3.6 ks AC	863 K, 21.6 ks AC	equiaxed α
B	1123 K, 3.6 ks AC	"	"
C	"	"	"
D	1173 K, 3.6 ks FC	"	"
E	"	"	"
F	"	"	"
G	1213 K, 3.6 ks AC	"	"
H	"	"	"
I	1338 K, 3.6 ks FC	"	acicular α
J	"	"	"
K	"	"	"

FC: Furnace cooling AC: Air cooling WQ: Water quenching

この丸棒から、 $(4 \times 12 \times 65) \times 10^{-3}$ m の寸法の試料を長手方向が丸棒の長さ方向と一致するように切り出し、真空中で Table 2 に示す種々の熱処理を施した。この熱処理により、A~H では等軸 α 組織を、I~K では針状 α 組織を呈した。その後、 $(2 \times 10 \times 65) \times 10^{-3}$ m の寸法（長手方向の 1.0×10^{-2} m 長さが電極取付部）の V ノッチ付試験片に加工し、試験片表面を 1200 番のエメリ紙で研磨した後、陰極電解チャージ法⁴⁾により、 $1\text{NH}_2\text{SO}_4$ 水溶液中、313 K で種々の時間水素添加を行った。電流密度は、 500 A/m^2 一定で行った。水素を添加した各試験片を 5.5×10^{-2} m の長さに切断した後、容量 98 J の計装化シャルピー衝撃試験機を用いて室温 (293 K) にて試験した。この場合、試験は水素添加終了後 10 min 以内に行った。本試験で得られた荷重-変位曲線から演算装置により、最大荷重点以前の吸収エネルギー (E_i : 公称き裂発生エネルギー)、最大荷重点以後の吸収エネルギー (E_p : 公称き裂伝播エネルギー)、全吸収エネルギー ($E_t = E_i + E_p$) および最大荷重 (P_m : 破壊荷重) を得た。その後、各破断試験片から約 $(10 \times 4 \times 2) \times 10^{-3}$ m の試料を切り出し、光学顕微鏡およびビデオパターンアナライザを用いて primary α の面積率等を解析した。各破断試験片の破面は、走査型電子顕微鏡 (SEM: 日立 X650) により観察し、破面形態を検討した。また、破断した試験片から $(10 \times 10 \times 2) \times 10^{-3}$ m の試料を切り出した後、自動記録型 X 線回折装置 (理学電機ガイガーフレックス 2028) (ターゲット: Cu, フィルター: Ni, 管電圧 30 kV, 管電流 1.5 A) により表面生成物の同定を行うと共に、エメリ紙にて試料を表面から内部へ徐々に削りながら、その度に X 線回折を行い水素の侵入および析出状態を調べた。

Fig. 1. Effect of hydrogen charging time on r_i , r_p , r_t and r_l .Fig. 2. Effect of hydrogen charging time on r_i , r_p , r_t and r_l .

3. 実験結果および考察

3.1 衝撃靱性に及ぼす水素添加の影響

本研究では、水素添加による衝撃靱性への影響を評価するために、計装化シャルピー衝撃試験で得られた各吸

収エネルギーおよび破壊荷重を用い、公称き裂発生エネルギーの減少率 (r_i)、公称き裂伝播エネルギーの減少率 (r_p)、全吸収エネルギーの減少率 (r_t) および破壊荷重の減少率 (r_l) を以下の式で定義した。

$$r_i = (E_{i0} - E_{ih}) / E_{i0} \cdot 100 \quad (\%) \quad \cdots \cdots (1)$$

$$r_p = (E_{p0} - E_{ph}) / E_{p0} \cdot 100 \quad (\%) \quad \cdots \cdots (2)$$

$$r_t = (E_{t0} - E_{th}) / E_{t0} \cdot 100 \quad (\%) \quad \cdots \cdots (3)$$

$$r_l = (P_{m0} - P_{mh}) / P_{m0} \cdot 100 \quad (\%) \quad \cdots \cdots (4)$$

ここで、 E_{i0} , E_{p0} , E_{t0} および P_{m0} は、おのおの水素無添加材の公称き裂発生エネルギー、公称き裂伝播エネルギー、全吸収エネルギーおよび最大荷重であり、 E_{ih} , E_{ph} , E_{th} および P_{mh} は、おのおの水素添加材の公称き裂発生エネルギー、公称き裂伝播エネルギー、全吸収エネルギーおよび最大荷重である。

Fig. 1 および 2 に水素添加時間に対する r_i , r_p , r_t および r_l の変化を示す。いずれの試料においても、 r_i , r_p , r_t および r_l (以後これらを総称し脆化率と言う) は、水素添加時間の増加に伴い増加している。これから、水素添加量の増加に伴い公称き裂発生エネルギー、公称き裂伝播エネルギー、全吸収エネルギーおよび最大荷重が低下するのがわかる。

978 K, 1123 K および 1173 K で溶体化した場合 (A~F) では、2.7 ks の短い水素添加時間では、ほとんど脆化が認められないが、水素添加時間が 5.4 ks になると 10% 前後の脆化率を示す場合が見られるようになり、8.1 ks になると急激に脆化率が上昇する。その後、脆化率の上昇は緩やかとなる。1213 K および 1338 K で溶体化した場合 (G~I) については、2.7 ks の短い水素添加時間においても、かなりの脆化が認められる。水素添加時間 5.4 ks あたりで熱処理 G の場合には、熱処理 A~F の場合と同様な挙動を示すが、熱処理 H~I の場合には、それらの場合ほど急激な脆化挙動は示さない。

3.2 水素脆化挙動に及ぼす熱処理条件の影響

同一溶体化温度において、溶体化後空冷 (以後 AC) した場合 (B, E, J), 水冷 (以後 WQ) した場合 (C, F, H, K) および炉冷 (以後 FC) した場合 (D, I) について比較すると、水素添加時間 16.2 ks の場合につき Fig. 3 に示すように、1123 K で溶体化した場合 (B, C) を除き、他はすべて溶体化後 WQ した場合より AC した場合の方が脆化率が高く、FC した場合に最も脆化率が低くなっている。これは、溶体化後 AC, WQ および FC を施した各試料のミクロ組織の違いによると思われる。また、後述するように本脆化材では、破面側面に水素化物生成域に対応する水素脆化破面が認められるが、

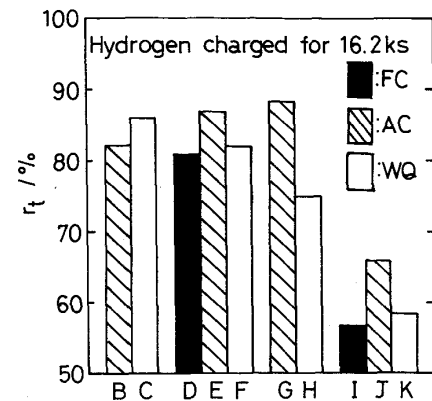


Fig. 3. Effect of cooling conditions after solution treatment on r_t .

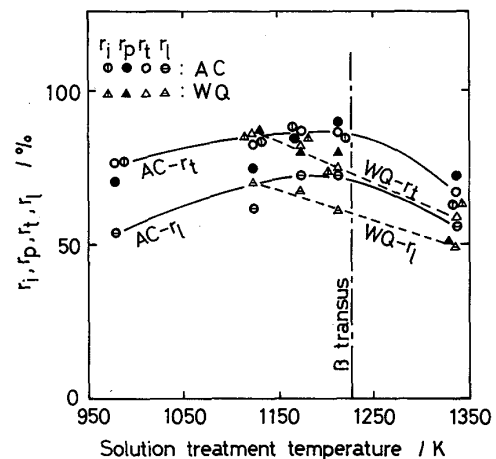


Fig. 4. Relation between solution treatment temperature and r_i , r_p , r_t and r_l in the case of air cooled specimen and water quenched specimen after solution treatment.

この層の幅は、溶体化後の冷却条件が FC, WQ および AC の順に大きくなっており、脆化度の傾向と一致した。

Fig. 4 からわかるように、 $(\alpha+\beta)$ 域すなわち β 転変温度以下の温度で溶体化後 AC した試料では、溶体化温度が高いほど水素脆化率が高くなる傾向が認められる。一方、 $(\alpha+\beta)$ 域で溶体化後 WQ した試料では、溶体化温度と水素脆化率との間に、溶体化後 AC した試料の場合とは、逆の傾向が認められた。

一方、 β 域すなわち β 転変温度以上の温度で溶体化した試料の方が、 $(\alpha+\beta)$ 域で溶体化した試料よりも脆化率は、概して低くなっている。

3.3 破面情報

代表的な試料の破面の SEM 写真を、Photo. 1 に示す。巨視的に破面を観察した場合、C, D, F および H の試料の破面では、水素添加時間 8.1 ks まで、A, B, E, G, I, J および K の試料には、5.4 ks まで破面側面にシェ

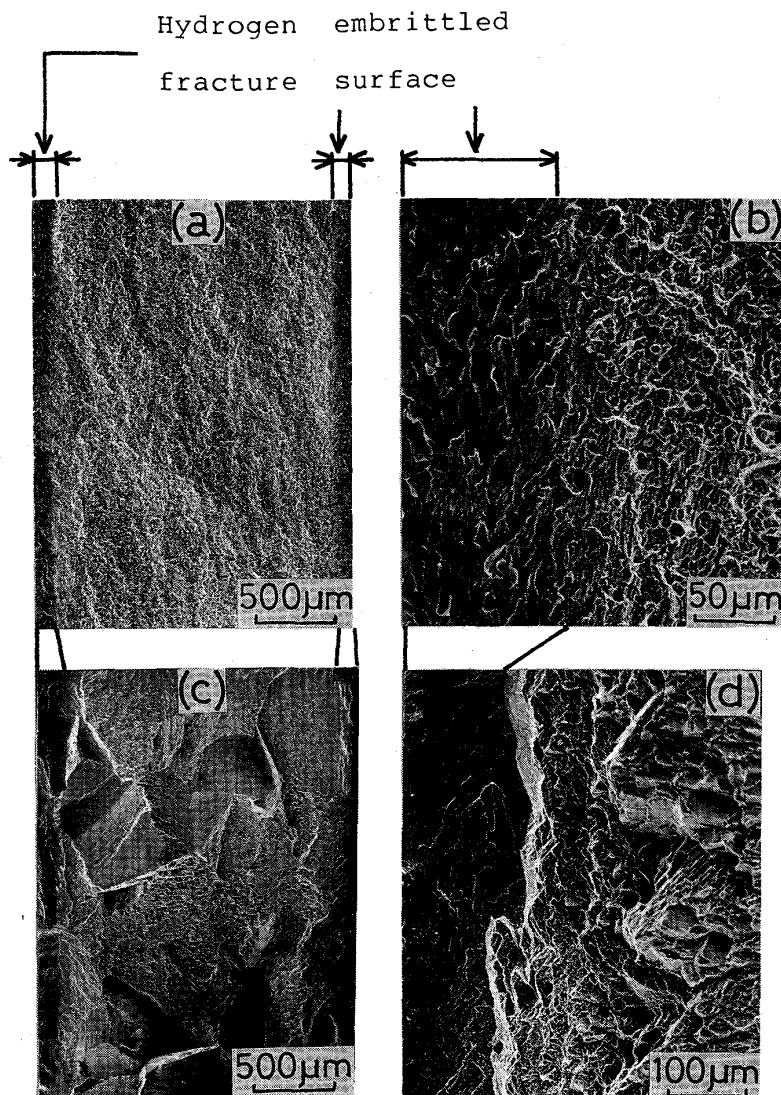


Photo. 1. Typical fracture surface of specimens G ((a) and (b): SEM: equiaxed α) and J ((c) and (d): SEM: acicular α) hydrogen charged for 14.4 ks.

アリップ⁵⁾(せん断型破面)が観察された。このシェアリップは、水素添加時間の増大に伴い減少した。水素無添加材では、通常破面側面にシェアリップが形成されるが、水素添加材のシェアリップ幅は水素無添加材のそれに比べ小さかった。水素添加時間が長くなるとシェアリップは消滅するが、シェアリップが消滅した破面では、破面側面に後述するように水素化物を析出し破壊すると考えられる水素脆化破面(本論文ではこのように定義する)が明瞭に観察された。この水素脆化破面幅は、水素添加時間の増加に伴い増加する傾向がある。以上のことから、破面を観察することによっても脆化の状況を知ることができる。

微視的に破面を観察すると、水素脆化部(水素脆化破面)と後述するように水素化物が析出していない状態で破壊すると考えられる部分(非水素脆化部)では、破面形態に明らかな違いが観察された。すなわち等軸 α 組織を呈する試料の非水素脆化部の破面形態は、延性的な

ディンプル破面を呈しているが、水素脆化部(水素脆化破面)では、ディンプルの無い平面的な破面となっており、針状 α 組織を呈する試料の非水素脆化部の破面形態は、ディンプルと擬へき開的なブロック状破面の混合した形態であり、水素脆化部ではディンプルの無い平面的な破面となつている。

等軸 α 組織試料の場合、水素脆化破面の幅は、ほぼ均一であるが、針状 α 組織試料の場合には、不均一になつた。これは、針状 α 組織試料では、旧 β 粒内に析出する acicular α の成長方位に原因していると考えられる。すなわち、acicular α の長軸方向と水素の侵入方向とが一致するところでは水素脆化破面は大きくなり、異なるところでは小さくなると考えられる。

水素脆化破面の幅を SEM 写真より測定した結果を Fig. 5 および 6 に示す。いずれの場合にも、水素添加時間の増加に伴い水素脆化破面は、大きくなつている。また、水素脆化破面は、水素添加時間 8.1~10.8 ks で

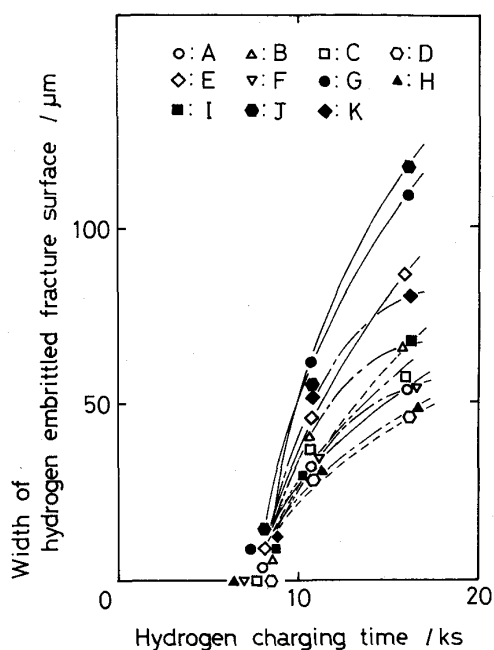


Fig. 5. Relation between hydrogen charging time and width of hydrogen embrittled fracture surface.

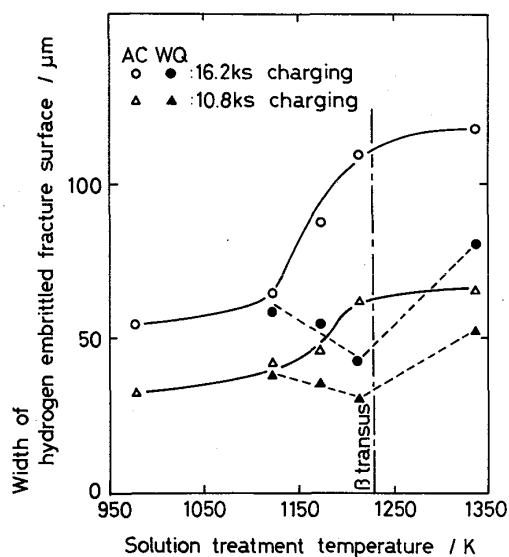


Fig. 6. Relation between solution treatment temperature and width of hydrogen embrittled fracture surface in the case of air cooled specimen (hydrogen charged for 10.8 and 16.2 ks) and water quenched specimen (hydrogen charged for 10.8 and 16.2 ks) after solution treatment.

初めて観察され、それより短い時間では観察されなかった。これは、前述したシェアリップが消滅する時間と一致している。この破面は、後述するX線回折結果より、水素化物析出領域で形成されることがわかった。したがって8.1 ksより短い時間では、試料中に水素が固溶していても過飽和状態に達していないため、水素化物は析

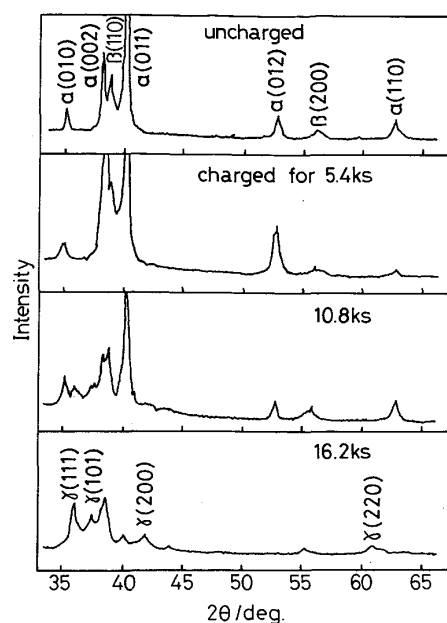


Fig. 7. X-ray diffraction pattern of specimen surface (heat treatment B: 1 123 K, 3.6 ks AC, 863 K, 21.6 ks AC).

出しておらず、水素脆化破面が形成されないと考えられる。

同一溶体化温度で、水素脆化破面の幅を溶体化後の処理がAC, WQおよびFCについてFig. 5および6で比較すると、いずれの温度でもFC, WQおよびACの場合の順に水素脆化破面幅が大きくなっている。また、等軸α組織試料より針状α組織試料の方が水素脆化破面幅が大きく形成される傾向にある。

3.4 X線回折による表面生成物の同定

各水素添加試料表面のX線回折により得られた代表的なX線回折図形をFig. 7に示す。ASTMカードによると、水素化物γ相 ($\text{TiH}_{1.924}$: fcc 構造) のピークは、 $2\theta = 34.9^\circ, 40.5^\circ$ および 58.6° に出現する。Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金の場合、水素化物γ相の 2θ の値は、ASTMカードに記載されている値に比べ高角度側へシフトしている。この傾向は、本合金と同様に ($\alpha + \beta$) 型合金であるTi-6Al-4V合金でも報告されている⁴⁾⁶⁾。

いずれの熱処理の場合でも、水素化物γ相のピーク強度は、水素添加時間の増加に伴い高まった。また、水素添加によりα相のピークはほとんどシフトしないが、β相のピークは低角度側へシフト(β相への水素の固溶を示す)⁶⁾ し、水素添加時間の増加に伴い、そのシフト量が増加した。この傾向は、水素脆化破面幅が大きいほど大きくなる傾向にある。これは、α相には水素がほとんど固溶されず、β相中へ優先的に固溶されることを示しており、水素脆化破面幅が大きいほど試料表面の水素濃

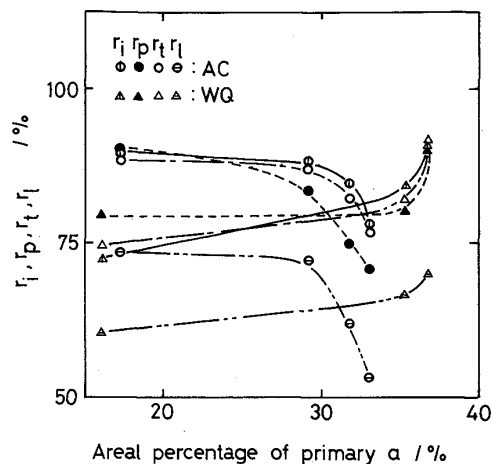


Fig. 8. Relation between areal percentage of primary α and r_i , r_p , r_t and r_l in the case of air cooled specimen and water quenched specimen after solution treatment.

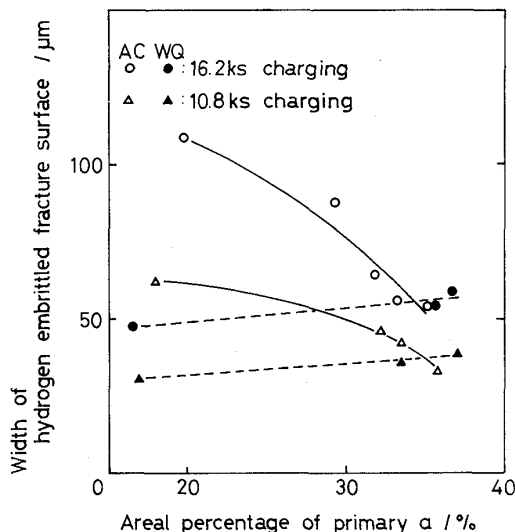


Fig. 9. Relation between areal percentage of primary α and width of hydrogen embrittled fracture surface in the case of air cooled specimen (hydrogen charged for 10.8 and 16.2 ks) and water quenched specimen (hydrogen charged for 10.8 and 16.2 ks) after solution treatment.

度が高いと考えられる。水素添加されているが、破面に水素脆化破面が観察されない試料では、水素化物 γ 相のピークは、検出されなかった。しかし、その場合にも β 相のピークの低角度側へのシフトが認められた。水素添加時間が長く水素脆化破面が観察された試料について、その表面をエメリ紙により徐々に内部へ向って削りながらX線回折を繰り返した結果、水素化物 γ 相のピークは、水素脆化破面の幅とほぼ等しい厚さの位置で観察されなくなった。また、試料の中心(除去厚さ 1.0×10^{-3} m)でも、 β 相のピークの低角度側へのシフト

が観察された。水素添加時間が短く水素脆化破面が観察されなかった試料についても同様の実験を行った結果、 β 相のピークの低角度側へのシフトは、試料中心以前に消滅することがわかった。以上のことから、水素は試料表面に侵入した後、試料中心へ向って拡散する。次いで、中心まで拡散し、全体が飽和状態になると試料表面から水素化物が析出し始め、水素化物析出領域も試料中心へ向って増加してゆくと考えられる。

3.5 水素脆化に及ぼすミクロ組織因子の影響

($\alpha + \beta$) 域で溶体化後 AC した試料では、溶体化温度が高いほど水素脆化率 (r_i , r_p , r_t および r_l) が高くなる傾向が認められた。また、Fig. 6 に示したように、水素脆化破面幅についても同様な傾向が観察された。($\alpha + \beta$) 型チタン合金に陰極電解法で水素添加を行った場合、水素は β 相内を優先拡散し、 α - β 界面近傍に水素化物として析出すると報告されている⁶⁾。そこで、Primary α が水素の拡散を妨げると考え、Primary α の面積率と脆化率ならびに水素脆化破面幅の関係を調べたところ、Fig. 8 および 9 に示す結果となった。すなわち溶体化後 AC した試料では、Primary α の面積率が大きくなるに従い水素脆化率が低くなり、水素脆化破面幅が小さくなることが認められた。溶体化温度が高いほど、水素の拡散を妨げると考えられる Primary α の面積率は低く、水素脆化破面幅が大きくなると考えられる。したがって、水素脆化破面の増大に伴い水素脆化率も上昇する。一方、($\alpha + \beta$) 域で溶体化後 WQ した試料では、溶体化後 AC した試料とは逆の傾向が認められた。この点は、前報⁴⁾ の Ti-6Al-4V 合金の場合と異なるが、その原因に関しては現在のところ明確でない。

β 域で溶体化した試料は、($\alpha + \beta$) 域で溶体化した試料に比べ水素脆化率が低く、水素脆化破面幅が大きくなった。この原因としては、次のように考えることができる。($\alpha + \beta$) 域で溶体化した場合、水素無添加材では、主としてクラックは α - β 界面を進展する⁷⁾ が、水素添加材においてもその傾向は同様である。しかし、後者の場合、水素化物が α - β 界面近傍に多く析出するため、水素化物の割れを伴い α - β 界面がより脆化し、低靱性を示すようになったと考えられる。一方、 β 域で溶体化した試料では、クラックは α 相を切つて進展する場合が多いため⁷⁾、 α - β 界面に析出する水素化物による靱性への影響がより弱いと考えられる。

Fig. 10 に示すように、水素脆化破面の幅が同一の場合、脆化率は溶体化後 AC した試料より WQ した試料の方が高くなる傾向が認められる。析出 α の量は、溶体化後 WQ した試料の方が AC した試料に比べ多く、 α -

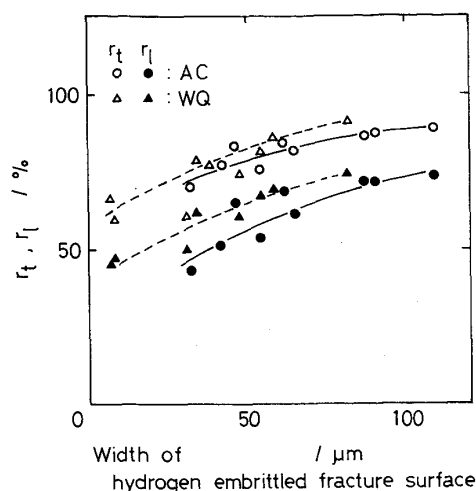


Fig. 10. Relation between width of hydrogen embrittled fracture surface and r_t or r_l in the case of air cooled specimen and water quenched specimen after solution treatment (equiaxed α structural specimen).

β 界面もより多いと考えられる。したがって、水素化物は、 α - β 界面に多く析出するので α - β 界面が多いと考えられる溶体化後 WQ した試料の方が、単位体積当たりの水素化物の析出量が多くなるため、上記の現象が認められたと考えられる。

Fig. 5 に示したように、水素脆化破面は、水素添加時間 8.1 あるいは 10.8 ks で観察され始め、それ以前では観察されない。また、X線回折の結果、水素添加時間 8.1 あるいは 10.8 ks 以前では、水素化物 γ 相のピークは得られなかった。したがって、水素添加時間が短い状態では、固溶水素が過飽和状態になっていないために、水素化物が析出していないと考えられる。このような水素化物が析出していない短い水素添加時間においても、その程度は低いが、脆化が認められた。これは、固溶水素による脆化であると考えられる⁸⁾。

3.6 Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金と Ti-6Al-4V 合金との比較

Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金および前報⁴⁾で報告した Ti-6Al-4V 合金の場合につき、水素添加時間および各吸収エネルギーの減少率の関係ならびに、水素添加時間および水素脆化破面幅の関係を Fig. 11 および 12 に比較して示す。両合金では、水素添加時間の範囲が異なるが、(α + β) 域および β 域で溶体化した場合とも明らかに、Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金の方が Ti-6Al-4V 合金に比べ短い水素添加時間で高い脆化率を示している。一方、水素脆化破面幅の大きさについては、本研究内でのデータでは、直接比較することは困難であるが、大差無いと

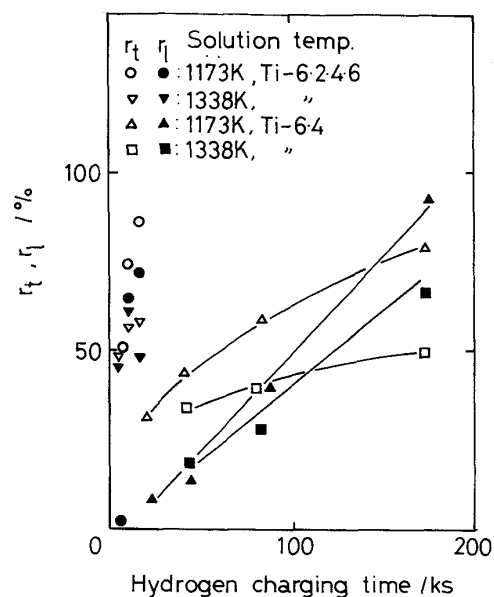


Fig. 11. Effect of hydrogen charging time on r_t and r_l in the case of Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (1 173 K, 3.6 ks AC, 863 K, 21.6 ks AC and 1 338 K, 3.6 ks WQ, 863 K, 21.6 ks AC) and Ti-6Al-4V (1 173 K, 3.6 ks AC, 813 K, 14.4 ks AC and 1 338 K, 3.6 ks WQ, 813 K, 14.4 ks AC).

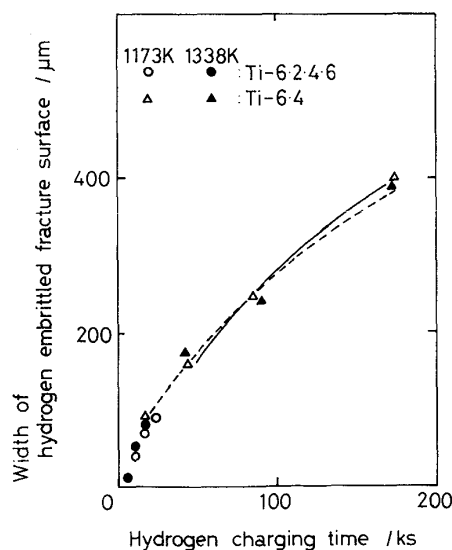


Fig. 12. Relation between hydrogen charging time and width of hydrogen embrittled fracture surface in the case of Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (1 173 K, 3.6 ks AC, 863 K, 21.6 ks AC and 1 338 K, 3.6 ks WQ, 863 K, 21.6 ks AC) and Ti-6Al-4V (1 173 K, 3.6 ks AC, 813 K, 14.4 ks AC and 1 338 K, 3.6 ks WQ, 813 K, 14.4 ks AC).

思われる。この両合金間の脆化度の差は、両合金間の合金元素の違い、初析 α 、時効析出 α , β 相の量および形態の違い、さらには α - β 界面構造の差などに起因すると思われるが、この点に關しては、さらに詳細な検討を

加えなければならない。

4. 結 言

本研究では、 $(\alpha+\beta)$ 型 Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金の水素脆化挙動を調べる目的で、種々の熱処理を施した本合金に陰極電解法により水素添加し、計装化シャルピー衝撃試験を行い靱性評価を行った。その後、破面観察、ミクロ組織観察およびX線回折等を行い、Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金の水素脆化挙動のミクロ組織因子との関連性につき検討し次の結果を得た。

1) $(\alpha+\beta)$ 域で溶体化後 AC した場合には、溶体化温度が高いほど、すなわち、primary α の面積率が低いほど水素脆化率が高くなる傾向が認められた。一方、 $(\alpha+\beta)$ 域で溶体化後 WQ した場合には、逆に溶体化温度が低いほど水素脆化率が高くなる傾向を認めた。

2) 同一溶体化温度では、1173 K 以上で溶体化した場合には、溶体化後の冷却条件が FC, WQ および AC の条件の順に水素脆化率が高く、1123 K で溶体化した場合には、水素化物生成域に対応する水素脆化破面の単位幅当たりの脆化率が、溶体化後 AC した場合より WQ した場合の方が高いために上記傾向が逆転し、溶体化後 WQ した場合の方が AC した場合より脆化率が高くなることがわかった。その場合、水素脆化破面幅は、溶体化後 FC, WQ および AC の条件の順に大きくなる傾向が認められた。

3) 溶体化後の処理が同一の場合、 $(\alpha+\beta)$ 域で溶体化した場合の方が β 域で溶体化した場合より水素脆化率は高く、水素脆化破面幅は小さくなった。

4) 水素添加時間の増加に伴い、水素脆化破面幅が大きくなり、水素脆化率が上昇する。

5) 同一水素脆化破面幅では、溶体化後 WQ した試料の方が AC した試料に比べ水素脆化率が高い。

6) 一般に水素脆化破面幅が大きいほど水素化物 γ 相のピークが高く、 β 相のピークの低角度側へのシフト量も多いのが認められた。

7) 水素添加時間が短く水素脆化破面が形成される試料では、水素脆化破面部内だけでなく、試料の中心まで β 相のピークの低角度側へのシフトが認められ、水素添加時間が短く水素脆化破面が形成されない試料では、試料中心以前に β 相のピークの低角度側へのシフトが認められなくなり、水素の拡散が試料中心部まで及んでいないことがわかった。

最後に、Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 合金を御提供下さるとともに、水素分析に御協力下さった株式会社富士電機総合研究所ならびに、研究遂行に御援助いただいた住友金属工業株式会社に感謝致します。

文 献

- 1) 西村 孝, 安井健一, 矢野博俊, 松本年男, 津森芳勝: 神戸製鋼技報, **34** (1984), p. 89
- 2) D. ZAMIR and C. KOM: Proc. Int. Conf. on strength of Metals and Alloys, Supplement to Trans. JIM, **9** (1968), p. 642
- 3) 例えば, N. R. MOODY and W. W. GERBERICH: Metall. Trans. A, **11** (1980), p. 973
- 4) 新家光雄, 小林俊郎: 日本金属学会誌, **50** (1986), p. 449
- 5) 小林俊郎, 加藤鋭次, 清水伸浩, 上田淑完: 軽金属, **31** (1981), p. 185
- 6) 圓城敏男, 黒田敏雄: 日本金属学会誌, **49** (1985), p. 320
- 7) 小林俊郎, 新家光雄: 日本鉄鋼協会チタン材料研究会資料, No. TMC-2-2 (1986)
- 8) 圓城敏男, 黒田敏雄: 材料, **34** (1985), p. 703