

## 海水中のTB340H純チタンとSUS316Lステンレス鋼の キャビテーション壊食\*

望月 敬美<sup>\*1</sup>, 横田 源弘<sup>\*2</sup>  
祖山 均<sup>\*3</sup>, 服部 修次<sup>\*4</sup>

### Cavitation Erosion of Pure Titanium (TB340H) and Stainless Steel (SUS316L) in Seawater

Hiromi MOCHIZUKI<sup>\*5</sup>, Motohiro YOKOTA,  
Hitoshi SOYAMA and Shuji HATTORI

<sup>\*5</sup> T/V Shinyo-maru III, National University Corporation Tokyo University of Marine Science and Technology,  
4-5-7 Konan, Minato-ku, Tokyo, 108-8477 Japan

Cavitation erosion was studied for pure titanium (TB270H, TB340H, TP49H) and stainless steel (SUS316L) samples using a rotating disk apparatus in seawater and tap water. In addition, identical experiments for titanium alloy (Ti-6Al-V, Ti-15V-3Cr-3Nb-3Al) samples were carried out in salt water (3%) and ion exchange water using a vibratory apparatus. Erosion resistance of pure titanium in seawater is excellent, as it is in tap water, but the incubation period in seawater is shorter than that in tap water. Erosion resistance of stainless steel is excellent in tap water, but it is necessary to advance the time for its inspection when stainless steel is used for the seawater pump impeller material because the resistance decreases remarkably in seawater. Normalized erosion resistance of these metals using a rotating disk and a vibratory apparatus can be evaluated similarly in terms of Vickers hardness (*HV*) when it is arranged using a standard material.

**Key Words:** Cavitation Erosion, Hardness, Corrosion, Titanium, Titanium Alloy, Stainless Steel, Seawater, Rotating Disk Method, Vibration Method, SEM

#### 1. 緒言

流体中の流れ場で発生するキャビテーションは、管路、弁及び流体機械の主な損傷原因となる。特に、船用機械の冷却に使用している海水ポンプでは、海水による腐食と運転中に発生する激しいキャビテーション・エロージョン（以下、壊食と言う）のため損傷量は著しく増大し、長時間の運転に支障を来している。このため、ポンプの材料に海水中で腐食しない純チタンを使用することが検討されており<sup>(1)</sup>、価格により使用の普及が予想される。従って、海水中などの腐食環境下における純チタンの耐壊食性を明らかにすることは、機械の信頼性及び耐久性の向上のためには重要な課題である。

純チタンのキャビテーション壊食の研究は岡田ら<sup>(2)</sup>が磁歪式振動装置を使用して行っており、波状的に発生し

たうねりの山の部分から粒子の脱落が始まりき裂が生じて進展することなどを明らかにしている。しかし、これはイオン交換水中の結果である。キャビテーション壊食は気泡崩壊圧により部材表面が疲労破壊によって脱落する現象である。チタン合金の塩水中の回転曲げによる疲労強度は大気中とほぼ同程度であるが、塩水中のき裂進展は低繰返し速度になると応力腐食割れが生じて加速することが知られている<sup>(3)</sup>。従って、キャビテーション壊食がき裂進展過程で占められるとしたら塩水中の壊食速度が増加すると予想されるが、純チタンやチタン合金の塩水中の壊食試験は行われていない。一方、腐食環境下でのステンレス鋼の壊食の研究は岡田ら<sup>(4)</sup>がSUS304鋼について行っており、3%食塩水中の壊食量はイオン交換水中に比べてやや大きくなることを報告している。

著者ら<sup>(5)</sup>は先に純チタンの海水中における壊食試験結果をステンレス鋼と比較した。使用した試験方法は、流体機械に損傷を与える渦キャビテーションやクラウドキャビテーションを発生することが出来る回転円板法<sup>(6)(7)</sup>である。粗さの計測結果、純チタンの壊食面の起伏はステンレス鋼より大きいことを明らかにしたが、両者は共に壊食に対して抵抗力が強いため同法による海水中における壊食特性を十分に解明できなかった。

本報では回転数を前報<sup>(5)</sup>より増加させてキャビテーシ

\* 原稿受付 2006年1月26日。

<sup>\*1</sup> 正員, 国立大学法人東京海洋大学神鷹丸III (☎ 108-8477 東京都港区港南4-5-7)。

<sup>\*2</sup> 正員, (独)水産大学校海洋機械工学科 (☎ 759-6595 下関市永田本町2-7-1)。

<sup>\*3</sup> 正員, 国立大学法人東北大学大学院工学研究科 (☎ 980-8579 仙台市青葉区荒巻青葉01)。

<sup>\*4</sup> 正員, 国立大学法人福井大学工学部 (☎ 910-8507 福井市文京3-9-1)。

E-mail: motizuki@s.kaiyodai.ac.jp

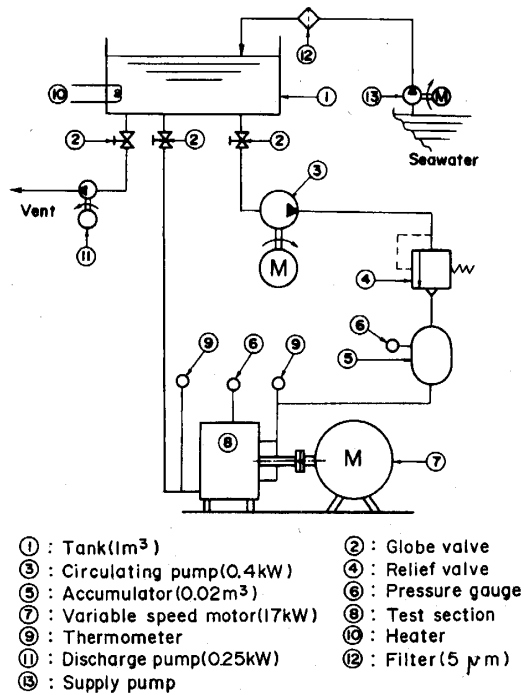


Fig.1 Schematic diagram of the flow loop

ン衝撃力を高くした回転円板法を用いて、酸素と鉄の含有量の差により強度の異なる3種類の純チタンとステンレス鋼の壊食試験を清水中と海水中において同一条件で行い、壊食に及ぼす海水の影響を壊食量、壊食速度、壊食面の断面形状及び走査電子顕微鏡 (SEM) 観察の関連において比較検討した。

2. 試験装置及び方法

図1は、実験に使用した回転円板式壊食試験装置の概略を示す。恒温装置⑩により一定温度に保たれている容積1m<sup>3</sup>の水槽内①の試験液は、0.4kWのポンプ③により圧力調節弁④に導かれる。圧力調節弁と蓄圧器⑤により測定部での圧力が絶対圧で0.21MPaに保たれている試

Table 1 Chemical compositions [mass %]

Material	H	O	N	Fe	Ti				
TB340H	0.0036	0.081	0.003	0.089	Bal.				
TB270H	0.002	0.1	0.01	0.04	Bal.				
TP49H	0.0035	0.144	0.04	0.133	Bal.				
	C	S	Ni	P	Si	Ni	Cr	Mo	
SUS316L*1	0.006	0.015	12.12	0.034	0.25	0.76	16.14	2.02	
SUS316L*2	0.024	0.01	12.15	0.031	0.25	0.96	16.03	2.02	

\*1: in tap water    \*2: in seawater

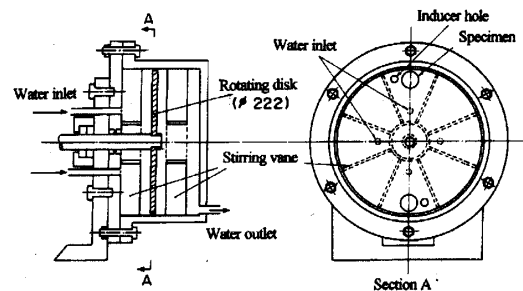


Fig.2 Schematic diagram of the test section

験液は、円孔キャビテータの近傍に試験片が取り付けられている回転円板が  $N=65\text{rps}$  で定速度で回転している測定部⑧に流入する。試験液は、円板の中心から等距離(60mm)に90度間隔に設けられた4孔(直径12mm)から流入(図2参照)し、測定部内の温度上昇をなるべく低く抑えるために、出口孔(直径20mm)より常時一定流量(200/min)がタンク内に回流している。なお、測定部入口の試験液温度は  $323 \pm 5\text{K}$  に保持したが、出口温度はこれより約4K上昇していた。部材の腐食の影響を極力防止するために、配管はテトロン製とし、弁や連結金具は真ちゅう製またはステンレス製とした。また、試験片とステンレス(SUS304)製回転円板のガルバニック腐食を避けるために両金属を電氣的に絶縁するべきであるが、構造上両金属が接触することは避けられなかった。しかし、チタンの海水中での電位は不動態化したステンレス鋼より貴であり、また、試験液温度はステンレス製円板の耐食性が低下するほど高くない<sup>(8)</sup>と考えられるため、異種金属接触腐食の影響は少ないと推測される。

図2は試験部の詳細を示す。直径222mm、厚さ10mmの着脱可能な回転円板上には、円板を垂直に貫通する直径10.5mmの二つの円孔と直径27mm、厚さ8mmの試験片が周方向に180度間隔に取り付けられている(図3参照)。また、周囲流体の回転を防止するために、8枚の

Table 2 Physical and mechanical properties

Material	Density	Vickers Hardness	Young's Modulus	Tensile Strength	0.2% Yield Strength
	g/cm <sup>3</sup>	HV	GPa	MPa	MPa
TB340H	4.51	152	110	437	277
TB270H	4.51	130	110	383	255
TP49H	4.51	175	110	545	383
SUS316L*1	8.03	200	191	599	275
SUS316L*2	8.03	192	191	572	295

\*1: in tap water    \*2: in seawater

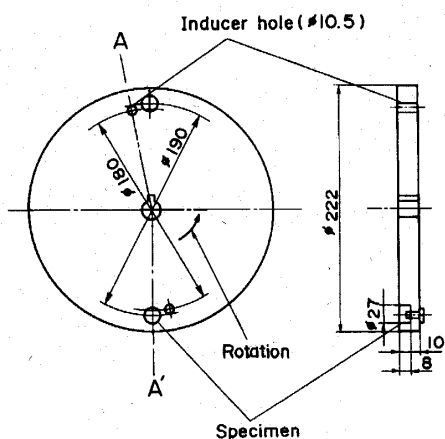


Fig.3 Schematic diagram of the rotating disk

水切り板を円板の両面側に周方向に設けている（水切り板と円板の距離は 15mm 一定）。試験液の海水は東京湾内水で、5  $\mu\text{m}$  メッシュのフィルタを通過させて採取し、塩分濃度に換算すると 2.5~3.1% である。清水は水道水であり、海水と同様に処理した。なお、試験水の汚濁の影響と温度変化を防止するために、海水を 10~30 時間ごとに取り替えた。

キャビテーション数  $\sigma$  は、測定部の静圧  $p_d$  (0.21MPa 一定) と円孔中心速度  $U$  (約 36.7m/s 一定) より次式で定義した。

$$\sigma = 2 \frac{p_d - p_v}{\rho U^2}$$

ここで、 $p_v$  と  $\rho$  はそれぞれ海水の飽和蒸気圧（液温は入口と出口の平均温度とした）と密度の値である。以下の各実験では、十分にキャビテーションが発達している代表的な  $\sigma=0.28$  一定で行った。

供試材料は、純チタン第 1 種 (TB340H)、第 2 種 (TB270H) 及び第 3 種 (TP49H) とステンレス鋼 (SUS316L) を用いた。試験片は、丸棒と板を直径 27mm、厚さ 8mm の円板に機械加工したもので、粗さの影響をなるべく低く抑えるために、試験面は研磨後パフ仕上げした。なお、平均粗さ  $R_a$  は純チタンが  $R_a=0.10 \mu\text{m}$ 、ステンレス鋼が  $R_a=0.03 \mu\text{m}$  であった。表 1 及び表 2 は、供試材料の化学成分及び物理的・機械的性質をそれぞれ示す。ピッカース硬さ  $HV$  は、荷重 98.07N、保持時間 10s の試験条件で測定した。

試験片は図 3 に示す所定の位置に、回転円板の表面と完全に同一平面になるようにビス止めた。所定時間の壊食試験後に試験片を取り外し、直ちに超音波洗浄器によりアセトンで十分洗浄した後、質量を分解能 0.01mg の直示天秤により測定した。壊食量は質量減少量を材料の

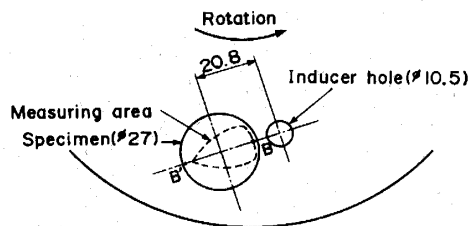


Fig.4 Measuring area of the eroded test specimen (BB')

密度で除した体積減少量で整理した。壊食試験時間は最大 60 時間である。壊食面の凹凸は、ターリサーフ微小形状測定器（分解能 0.001  $\mu\text{m}$ 、測定レンジ 6mm、2-S5 型）により、図 4 に示す壊食面の長手方向 (BB') に測定した。また、試験面の壊食の過程を SEM により詳細に観察し、同時に光学レンズによる写真撮影を行った。

### 3. 結果と考察

3.1 体積減少量曲線と体積減少速度曲線 図 5 は同一条件で実験した純チタン第 2 種 (TB340H) 及びステンレス鋼 (SUS316L) の海中と水道水中における体積減少量曲線である。海中の第 1 種及び第 3 種の純チタンの体積減少量曲線は既に報告<sup>9)</sup>している。実験点は各々試験片 2 個の体積減少量の平均値を示す。水道水中の純チタンは試験開始直後から 30 時間まで緩やかに増加した後急速に増加し、35 時間より再び緩やかに増加する。海中では水道水中と同様な傾向を示すが、体積減少量の急速な立ち上がりは水道水中よりも早い。両液のこの差は 25 時間で最も大きくなる。一方、水道水中のステンレス鋼は緩やかに増加する。しかし、海中では約 22 時間まで緩やかに増加した後、実験終了の 47 時間まで急激に増加する。このため両液中の体積減少量の差は 25 時間後より

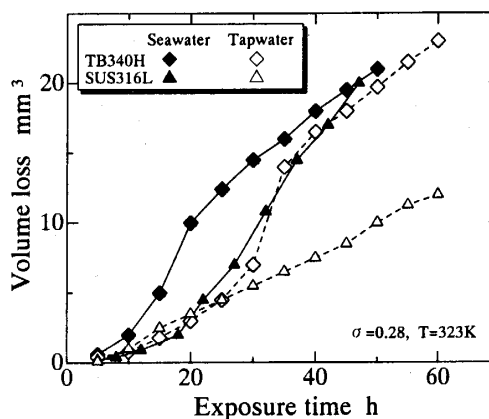


Fig.5 Volume loss curves

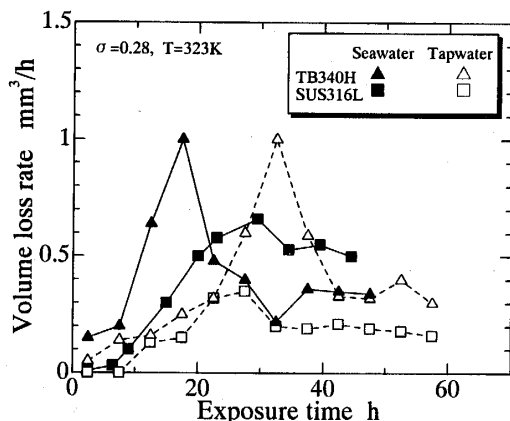


Fig. 6 Volume loss rate curves

急激に増大し、47 時間では海水中の方が水道水中に比べて約 2 倍大きい。この現象は純チタンと著しく異なる。海水中の体積減少量を純チタンとステンレス鋼で比較すると、約 47 時間までは純チタンの方がステンレス鋼より多いが、47 時間では大差ない。

体積減少量曲線の挙動をより詳細に検討するために、試験時間ごとの体積減少量を試験時間間隔で除して体積減少速度を求めた。図 6 は純チタンとステンレス鋼の体積減少速度曲線である。水道水中の純チタンは約 22 時間まで緩やかに増加した後急速に増加して 32 時間でピーク値に達し、その後急速に減少して最終安定速度期に至る。海水中では、約 7 時間の潜伏期の後急増して 17 時間後にピークとなるが、値は水道水中とほとんど変わらない。ピーク後の減少も水道水中とよく似た挙動を示す。一方、水道水中のステンレス鋼は 22 時間後までは純チタンとほぼ同様な傾向を示すが、27 時間後にピークとなりやや減少した後 35 時間以後からほぼ一定値で推移する。海水中になると、ピークまで時間はほとんど変わらないが、ピーク値は水道水中の約 2 倍になって海水の影響が大きいことがわかる。

純チタンの体積減少速度曲線はステンレス鋼のそれと比較して突出した形状のピーク値を示す。これは、結晶構造が稠密六方晶である純チタンはすべりが生じにくく<sup>(2)</sup>、気泡崩壊の繰り返しの衝撃作用により蓄積されたひずみがある一定値に達すると大規模な脱落が一気に発生するためと推測される。

図 7 は純チタン及びステンレス鋼の壊食試験終了後の壊食面のマクロ写真と壊食面の断面形状である。壊食は試験片直径 27mm の約 80% の長さには達し、試験材料や試験液にあまり依存していない。図 7 (1) に示す海水中の純チタンでは、円孔キャビテータに近い側から急速に深くなり、試験片の端から 7 mm の位置で 0.8mm の深さとなる。それ以降端から離れるにつれて徐々に浅くなり、20mm の

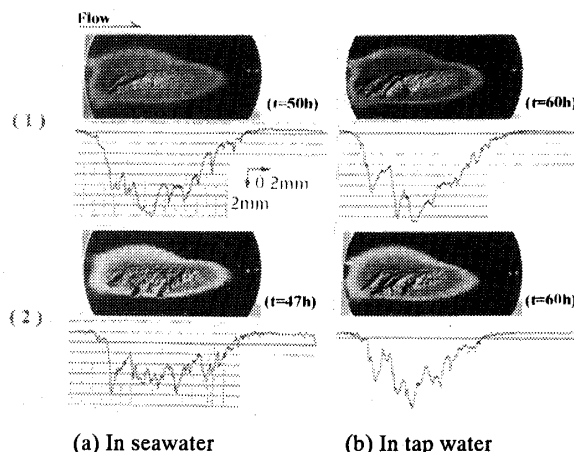


Fig. 7 Aspects and sectional shapes of the eroded area in seawater and tap water (1)TB340H (2)SUS316L

位置で壊食が生じなくなる。水道水中の壊食は海水中に比べ細かい凹凸が僅かに小さくなるものの、壊食領域の大きさ、断面形状はほとんど変わらない。一方、海水中のステンレス鋼は、壊食領域の大きさや形状が純チタンと同様であるが、断面形状からは純チタンに比べ最大深さは若干浅いものの、試験片端から離れたキャビテーションの弱い箇所でも壊食が深くなっている。水道水中では、キャビテーションの弱い箇所の壊食が浅くなって純チタンと同様の断面形状である。このように、純チタンの海水中の耐壊食性は水道水中と同程度であるが、ステンレス鋼では海水中になると水道水に比べて耐壊食性が大きく低下する。

**3.2 壊食面の SEM 観察** 前節の体積減少速度曲線や壊食面の断面形状から、純チタンでは海水中になると水道水中に比べて壊食の潜伏期が著しく短くなること、ステンレス鋼では、海水中になると耐壊食性が大きく低下することを明らかにしたが、本節ではこれらについて壊食面の SEM 観察を通して検討する。

図 8 は海水中及び水道水中の純チタンの壊食の潜伏期の SEM 写真を示す。純チタンは試験片の研磨後は極めて平坦で何も観察できないが、数時間キャビテーションにさらすと結晶粒ごとの変形の差が生じて結晶粒界が明瞭に

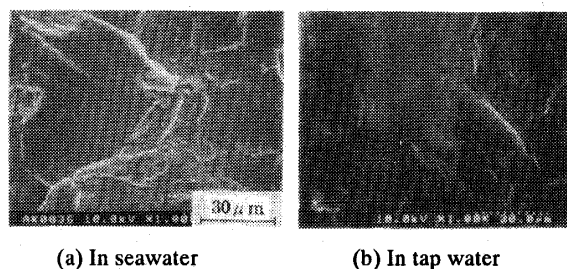


Fig. 8 SEM photographs of the eroded surfaces of TB340H at the incubation period



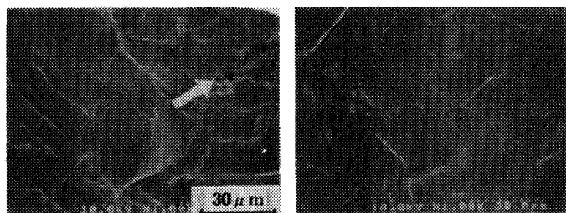
(a) In seawater (b) In tap water

Fig.9 SEM photographs of the eroded surfaces of TB340H at the acceleration period

現れると同時に、粒内にすべりが生じる。海水中のすべり帯は、水道水中に比べて数が多く変形も著しい。藤田<sup>(10)</sup>は大気中の金属材料の疲労では、繰返し荷重によって生じた活性化したすべりステップに酸素が吸着して突出しや入込みが生じることを報告している。従って、本研究のような海水中のキャビテーション壊食でも、新しく発生したすべりの新生面に  $\text{Cl}$  イオンが関与して、水道水よりも不可逆性のすべり帯を発生しやすくさせたものと考えられる。すべり帯の発生は、表面に凹凸を形成して応力集中箇所となり、また、凸部では気泡崩壊時のジェット速度が加速されて<sup>(11)</sup>壊食粉を形成して脱落を進行させる。試験片の凹凸は従来、潜伏期間を短くすることが報告されている<sup>(12)</sup>。このように、海水中のキャビテーション壊食ではすべり帯の発生を促進させ、試験片に凹凸を生じさせるために、図5に示すような水道水中の壊食に比べて潜伏期間を短縮したものと考えられる。

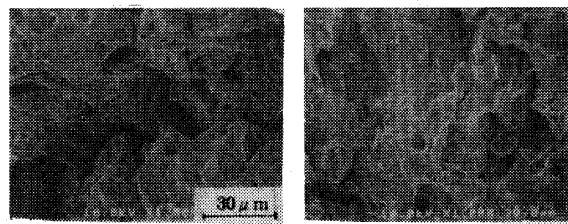
図9は両環境中の増加期の SEM 写真である。両環境中とも激しい凹凸を形成していて結晶粒は不明瞭となり、数マイクロメートル程度の粒子が順次脱落したことを物語っている。また、両環境中の壊食面にはほとんど差がなく、海水中でほとんど腐食しなかったためと考えられる。このことは、定常期の壊食では環境の差が現れなかったことと符合している。

図10はステンレス鋼の海中及び水道水中における壊食の潜伏期の SEM 写真を示す。純チタンの場合と同様に塑性変形に起因する表面波紋線及びすべり線は海水の方



(a) In seawater (b) In tap water

Fig.10 SEM photographs of the eroded surfaces of SUS316L at the incubation period



(a) In seawater (b) In tap water

Fig.11 SEM photographs of the eroded surfaces of SUS316L at the terminal period

が水道水より多数生じている。また、海水中のステンレス鋼では腐食ピットが発生している[図10(a)中の矢印]。これは  $\text{NaCl}$  溶液中のステンレス鋼の疲労強度が水道水中に比べて著しく低下する<sup>(13)(14)</sup>傾向と符合している。SUS316L 鋼は耐孔食性を向上させるためにモリブデンを添加しているが、疲労試験における結果<sup>(13)</sup>と同様にキャビテーション壊食試験でもモリブデンを添加した効果は少ないと言える。

図11はステンレス鋼の両環境中の最終安定速度期(定常期)における壊食面 SEM 写真である。図11(a)の海水を見ると幅約  $10\mu\text{m}$  の深いき裂が認められ、図7の細かく鋭い凹凸の断面形状を示唆している。このように深いき裂は隙間腐食を発生させる要因になると考えられ、このため増加期から定常期にかけて壊食速度が海水の方が水道水より高いと考えられる。純チタンでも 343K 以上の海水中で隙間腐食が生じることが知られているが<sup>(15)</sup>、本実験ではこの温度より低いため生じなかったと推測される。

**3.3 壊食抵抗と材料強度の関係** 壊食抵抗と材料の強さの関係を得るために、前述の回転円板法による試験の他に、磁歪振動装置<sup>(16)</sup>で壊食試験を行った。試験には  $\alpha + \beta$  型の Ti-6Al-4V ( $HV=270$ )及び  $\beta$  型の Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al (329)を用いたが、詳細な化学成分、熱処理及び機械的性質については前報<sup>(16)</sup>の通りである。

図12は磁歪振動装置による体積減少量曲線である。なお、図中には SUS316 材も併せて示してある。SUS316 材の潜伏期間(最大速度期の直線部分の延長線が横軸と交わる時間)は約3時間であるが、Ti-6Al-4V の潜伏期間は約2時間となり SUS316 よりも短くなる。しかし、Ti-6Al-4V の直線部分の勾配は SUS316 よりも約0.8倍になってやや耐壊食性が良い。Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al の直線勾配は SUS316 の0.3倍となる。

図13は、回転円板法及び磁歪振動法で SUS316 材(基準材料)の壊食抵抗(最大速度期の直線部の勾配の逆数)を1としてそれぞれの材料の相対壊食抵抗をビッカース硬度 ( $HV$ ) に対してとりまとめたものである。水道水中の壊食抵抗は、SUS316L、純チタン、チタン合金を問わず一本の直線で近似することができる。海中になると、SUS316 材

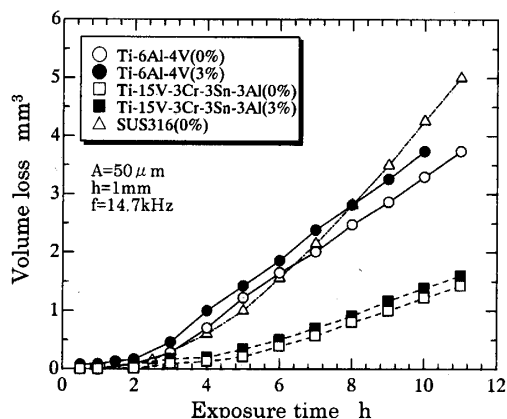


Fig.12 Volume loss curves

は壊食抵抗が大きく低下するが、純チタンやチタン合金ではほとんど低下しないことがわかる。

#### 4. 結 言

純チタン (TB340H) とステンレス鋼 (SUS316L) の海中及び水道水中の壊食試験を回転円板式試験装置を使用して行った。また、純チタン (TB270H, TP49H) の水道水中及び磁歪振動装置によるチタン合金 (Ti-6Al-4V, Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al) のイオン交換水中と 3% 食塩水中の試験も併せて行った。その結果以下の結論が得られた。

(1) 純チタンは水道水中と同様に海水中でも優れた耐壊食性を示すが、海水中における潜伏期は水道水中より短く、壊食が速く進展する。

(2) ステンレス鋼の耐壊食性は水道水中では優れているが海水中になると著しく低下するので、ステンレス鋼が海水ポンプの羽根車に使用されている場合には検査時期を短くする必要がある。

(3) 回転円板法と磁歪振動法による純チタン、チタン

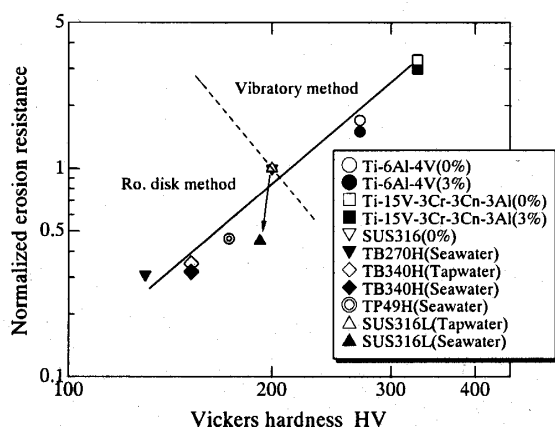


Fig.13 Relation between normalized erosion resistance and Vickers hardness

合金及びステンレス鋼の相対壊食抵抗は、基準材料を用いて整理すると試験方法によらず硬さ(HV)で同様に評価できる。

#### 謝 辞

最後に、本研究の腐食についてご教示いただいた日本防蝕工業 (株) 畑井洋一郎氏に謝意を表す。また、本研究の一部は平成 7 年度東京水産大学教育特別経費の助成を受けて行われた。ここに謝意を表す。

#### 文 献

- [1] The Marine Engineering Society in Japan ed., Novel Development of Material Strength Evaluation and New Material Application (in Japanese), *Journal of the Marine Engineering Society in Japan*, Vol.31, No.8 (1996), pp.536-541.
- [2] Okada, T. et al., Research on Cavitation Erosion (in Japanese), *Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series 1*, Vol.43, No.365 (1977), pp. 8-17.
- [3] Jaske, C.E. et al., *Corrosion of Metals in Marine Environments*, (1981), pp.204-207, Metals and Ceramics Information Center.
- [4] Okada, T. and Asai, Y., Effect of Corrosion in Cavitation Erosion (in Japanese), *Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series 1*, Vol.41, No.378 (1978), pp.404-412.
- [5] Mochizuki, H. et al., Evaluation of Cavitation Damage in Seawater by a Rotating Disk Method (in Japanese), *Turbomachinery*, 23-4 (1995), pp. 212-217.
- [6] Iwai, Y. and Okada, T., A study of Cavitation Erosion Generated in a Rotating Disk Device, *Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 55, No.518 (1989), pp.2204-2210.
- [7] Shima, A. et al., Cavitation Damage Study with a Rotating Disk at the High Peripheral Velocities, *Journal of Hydraulic Research*, Vol.30, No.4 (1992), pp. 521-538.
- [8] Kobayashi, T., Stainless Steel (1) (in Japanese), *Rust* (in Japanese), Vol.114, No.3 (1988), pp.7-8.
- [9] Mochizuki, H., et al., Effects of Materials and Solution Temperatures on Cavitation Erosion of Pure Titaniums and Titanium Alloy in Seawater, *Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.71, No.711 (2005), pp.1574-1579.
- [10] Fujita, F. E., Oxidation and Dislocation Mechanisms in Fatigue Crack Formation, *Fracture of Solids*, Vol.20(1962), pp.657-669.
- [11] Tomita, Y. et al., Growth and Collapse of Cavitation Bubbles Near a Curved Rigid Boundary, *Journal of Fluid Mechanics*, Vol.466, No.1(2002), pp.259-283.
- [12] Aihara, A., Influence of Surface Roughness on Cavitation Damages, *Primary Research Report of Central Res. Inst. of Electric Power Industry (in Japanese)*, Vol.71074 (1972), pp.1-13.
- [13] Hattori, S. et al., Fatigue-Strength Distribution of a Cathodic-Protection Steel and Stainless Steel in Seawater, *Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.62, No.603 (1996), pp. 2513-2519.
- [14] Nakajima, M. et al., Corrosion Fatigue Crack Initiation and Early Growth Behavior in Stainless Steels, *Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.63, No.607 (1997), pp.487-492.
- [15] Kusamichi, H. et al., *Titanium Metal and the Application (in Japanese)*, (1992), p.174, Daily Publication Industry Newspaper Company (in Japanese).
- [16] Hattori, S. et al., Cavitation Erosion of Titanium Alloy, *Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.66, No.648 (2000), pp.1627-1633.