ピitting損傷による疲労強度劣化[†]

直 江 崇* 二 川 正 敏** 大 井 俊 志*
涌 井 隆** 本 橋 嘉 信***

Fatigue Strength Degradation by Pitting Damage

by

Takashi NAOE*, Masatoshi FUTAKAWA**, Toshiyuki OI*,
Takashi WAKUI** and Yoshinobu MOTOHASHI***

High power spallation targets for neutron sources are being developed in the world. Mercury target will be installed at the material and life facility in J-PARC, which will promote innovative science. Pressure waves will be generated in mercury by thermally shocked heat deposition when the high intense proton beams bombard the mercury target. Cavitation will be induced through the pressure wave propagation in the mercury and eroded the vessel inner surface contacting with the mercury. The eroded vessel wall is damaged by cyclic fatigue because pulsed proton beams strike the target repeatedly. It is, therefore, important to investigate the fatigue strength of the eroded vessel wall. Actually, the erosion and fatigue damages will be imposed on the vessel wall at the same time. In order to precisely investigate the effects of damages, at the first, the pitting damage by erosion was evaluated against the number of pulses, and then the fatigue test was carried out using the specimen with a certain pitting damage.

Key words : Spallation target, Mercury, Cavitation erosion, Pitting damage, Fatigue strength, Degradation

1 緒 言

日本原子力研究開発機構と高エネルギー加速器研究機構は、大強度陽子加速器を用いた研究施設群 J-PARC (Japan Proton Accelerator Research Complex) の建設を行っている。その内、物質生命科学研究施設では、MWクラスの核破砕中性子源から生成される中性子線を用いた先駆的研究が実施される。核破砕中性子源ではターゲット材である液体水銀にパルス陽子線が 25Hz で繰返し入射される。パルス陽子線が水銀ターゲットに入射すると、水銀の瞬時発熱による熱衝撃に伴い、圧力波が生じる。ターゲット材である液体水銀を充填しているターゲット容器は、圧力波に起因した巨視的応力変動と、キャビテーション気泡に伴う局所衝撃を受ける。¹⁾前者は巨視的な疲労損傷を、後者は数 μm のピット群から形成されるピitting損傷を与える。これらの損傷は、同時に進行し、容器構造材を劣化させる。従って、水銀との共存性およびピitting損傷を考慮した高サイクルでの疲労強度評価は、ターゲット容器の健全性確保および寿命評価のために不可欠となる。

キャビテーションによるピitting損傷は、塑性変形が支配的な潜伏期、質量減少を伴う激しい壊食の定常期に大別できる。著者らは、ターゲット容器内での圧力変動を模擬できる電磁式衝撃圧負荷試験装置 (electro Magnetic IMpact Testing Machine) を用いて、水銀中でキャビテーション壊食試験を行い、定常期における質量

減少は、材料に依存せず規格化対数曲線で整理できること、潜伏期の損傷形成過程は、材料の硬度と相関があり、表面硬化処理によって潜伏期を延伸できることを明らかにした。²⁾

一方、液体水銀中の疲労強度は、固体金属と液体金属が接触することで生じる液体金属脆化により低下することが懸念される。例えば、Price らは水銀中で Monel や Inconel など Ni 基合金の静的強度が低下することを示している。^{3)~4)}Kalkhof らは鉛ビスマス中で、Strizak らは、水銀中で SA316ss の疲労強度が低下することを示している。^{5)~6)}また、応力負荷時には液体金属脆化が促進されるという報告もある。⁷⁾

本報では、ターゲット容器におけるピitting損傷による疲労劣化を評価するために、損傷を付加した試験片の疲労試験を行い、損傷の程度と疲労強度の相関を評価した。なお、疲労強度に与える水銀環境の影響については、別途報告する。

2 実 験

2・1 ピitting損傷付加試験

キャビテーションによるピitting損傷付加には、ターゲット容器内での圧力変動を模擬できる電磁式衝撃圧負荷試験装置 (以下 MIMTM) を用いた。Fig. 1 に示すのは MIMTM の衝撃圧負荷部に設置される試験体である。試験片を水銀容器上部に固定し、容器下端に固定されたアルミ合金製のストライカーを介して容器内に充填し

[†] 原稿受理 平成 18 年 3 月 2 日 Received Mar. 2, 2006

* 茨城大学大学院 〒316-8511 日立市中成沢町, Graduate Student, Ibaraki Univ., Nakanarusawa-cho, Hitachi, 316-8511

** 正 会 員 日本原子力研究開発機構 〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根, Japan Atomic Energy Agency, Naka-gun, Ibaraki, 319-1195

*** 茨城大学工学部超塑性工学研究センター 〒316-8511 日立市中成沢町, The Res. Center of Superplasticity, Faculty of Eng., Ibaraki Univ., Nakanarusawa-cho, Hitachi, 316-8511

Fig. 1 Mercury chamber in MIMTM.

た水銀に電磁力による衝撃圧を負荷し、キャビテーションによる損傷を与える。衝撃圧を決定する電磁コイルへの入力パワーを 560W として、繰返し周波数を 25Hz とした。本条件は、MW 級陽子ビーム入射による損傷を再現することを確認している。⁸⁾

試験片は $60 \times 60 \times 2.5\text{mm}^3$ の平板であり、ターゲット容器構造候補材である SUS316L およびその 20% 冷間加工材 SUS316L CW、冷間加工後に浸炭処理の一種である Kolsterising[®]を施したものをを用いた。各試験片の断面の硬度を Fig. 2 に示す。冷間加工の基材に比べ Kolsterising[®]の表面処理による最表層の硬度は 2 倍程度あり 20 ~ 40 μm の層で緩やかな硬度の低下を示す。

2・2 疲労試験

ピッティング損傷が疲労強度に与える影響を評価するために、受け入れ材および損傷付加後の平板試験片を $4.0 \times 60 \times 2.5\text{mm}^3$ の短冊形に切断し、疲労試験を行った。ピッティング損傷付加後の試験片は超音波洗浄を施し、水銀を完全に除去した後、レーザー顕微鏡を用いて表面観察および損傷深さ計測を行った。

疲労試験には電磁式高サイクル疲労試験機を用いた。Fig. 3 に装置構成図を示す。電磁力により高周波数での負荷が可能である。最大荷重 1kN、最大繰返し周波数は 1kHz である。試験は、荷重制御、正弦波負荷として、スパン 30mm の大気中片振り三点曲げで行い、繰返し周波数 100Hz とした。また、最外皮応力の最小値/最大値で表す応力比は 0.1 一定とした。

荷重および変位は、それぞれロードセルおよび加振棒に設置したレーザー変位計により計測した。Fig. 4 に SUS316L を用いた試験での繰返し数による最大変位および最大荷重の計測例を示す。本試験では、最大変位が

Fig. 2 Hardness distribution in cross-sectional area of plate specimens.

Fig. 3 High cyclic fatigue testing machine.

Fig. 4 Maximum load and displacement for SUS316L.

4mm を超えた時点で破断と定義した。なお、SUS316L の受け入れ材の試験により、大気中室温下で 100Hz 以下では周波数依存性がないことを確認している。

3 結 果

3・1 ピッティング損傷評価

MIMTM により付加したピッティング損傷をレーザー顕微鏡により計測した。衝撃回数による損傷形態の変化の例として、SUS316L における衝撃回数 10^4 、 10^7 、 5×10^7 回での試験片中心部の 3D 画像を Fig. 5 に示す。衝撃回数 10^4 回では各々のピットが独立して存在し、塑性変形によるピット形成が支配的である。 10^7 回ではピットが試験片全体に重なり合っていることが分かる。また、 5×10^7 回では局所的な壊食が顕著に見られる。

さらに、レーザー顕微鏡により計測した面内あらさ最大値、損傷深さ R と衝撃回数の関係を Fig. 6 に示す。これより、1) 回数の増加と共に塑性変形が支配的な深さの増加が確認できる Stage I、2) 均一壊食であらさの増加が生じない Stage II、3) 均一壊食に加えて局所的な壊食が生じ、損傷深さが急激に増加する Stage III に大別できることが分かる。

Fig. 5 3D images for SUS316L in each number of impact pluses.

Fig. 6 Relationship between peak to peak roughness and number of impact pulses.

また, SUS316L CW では, SUS316L と比較して損傷深さが浅く, Stage I の領域が長くなっている. 一方, Kolsterising®では衝撃回数 2×10^7 回までは SUS316L および SUS316L CW と比較して損傷深さが浅く, 表面改質による損傷抑制効果を確認できる. しかしながら, 5×10^7 回付近では表面層の脱離により, 基材である冷間加工材と同程度になる. さらに, 10^8 回付近ではその損傷は急激に増大し, ほぼ SUS316L と同程度まで加速される.

ピッチング損傷付加後の試験片の断面観察を行った. Fig. 7 に樹脂埋めした SUS316L の断面写真を示す. 写真は試験片の中央部であり, き裂を明瞭にするために飽和シュウ酸水溶液により 2V, 30s で電解研磨を施した. Stage I では, ピット底を起点として表面から $15\mu\text{m}$ までの領域で塑性変形によるスリップラインが確認できる. 質量減少を伴う均一壊食が生じる Stage II では, 複数のピットが重畳しピット底にはき裂が見られる. このき裂進展により表層が脱落し, 質量減少が生じたことが推測できる. き裂長さは, 衝撃回数によらず約 $10\mu\text{m}$ 以下である. 損傷深さが急激に増加する Stage III では, 蛸壺状の局所的な壊食が見られた. また, 局所的な壊食の周囲には Stage II よりも長いき裂が観察され, 脱落する直前の様子を撮らえたと考えられる.

Kolsterising®の損傷断面写真を Fig. 8 に示す. 電解研磨により, 改質層/基材間の界面を識別でき, 表面付近

Fig. 7 Micrographs of SUS316L on each damage in cross section.

のスリップラインが改質層全体に見られる. これは表面硬化処理時に生じた圧縮残留歪みに起因するものと考えられる. Stage II では, 壊食は改質層と基材の界面にまで達し, 界面に沿うき裂が見られる. 硬化層と基材の力学特性の違いにより, ピット形成時の局所衝撃は界面にせん断応力を生じさせていることが解析的に示されている.⁹⁾ Stage III では, Stage I および II で存在した改質層部分を確認できなかった. Stage II で見られた改質層界面のき裂進展により, 改質層が剥離したものと考えられる. また, Kolsterising®表面における局所化した損傷の SEM 画像を Fig. 9 に示す. SUS316L の断面写真に示すような蛸壺状の壊食が生じている. この壊食の深さは約 $500\mu\text{m}$ に達している.

3・2 疲労強度評価

Fig. 10 に SUS316L の疲労曲線を示す. 縦軸は負荷応力の最大値, 横軸は, 最大損傷深さに対する破断までの繰返し数である. ピッチング損傷の初期段階である深さ $10\mu\text{m}$ 以下 (Stage I) では, 損傷による強度の変化は見られないが, わずかに強化された試験片も散見できる. これは, キャビテーションピーニングによる効果と考えられる.¹⁰⁾ 均一壊食が生じる損傷深さ $10 \sim 30\mu\text{m}$ (Stage II) では, 低サイクル領域における疲労強度の低下がわずかに見られた. これはピット部に応力集中が発生し, その効果がキャビテーションピーニングによる圧縮残留応力の効果を上回ったと考えられる. 壊食が局所化する損傷深さ $35\mu\text{m}$ 以上 (Stage III) では, 疲労強度の低下は著しく, 損傷深さ $1000\mu\text{m}$ では, 疲労限度は約 1/2 程度を示す.

Fig. 8 Micrographs of Kolsterising® on each damage in cross section.

Fig. 9 SEM images of localized pit at stage III in Kolsterising®.

Fig. 10 S-N curves for SUS316L with the each roughness.

SUS316L CW の疲労曲線を Fig. 11 に示す。疲労限度は 20% 冷間加工により、約 2 倍に増加している。損傷深さ 10 μ m 以下 (Stage I) では疲労強度に変化は見られなかった。非冷間加工材のようにピーニング強化効果が全く見られなかった。これは、すでに冷間加工処理による硬化がそれを上回っているためであろう。損傷深さ 10 μ m 以上 (Stage II ~ III) では、損傷深さの増加と共に SUS316L と同様に疲労強度が低下する傾向が見られた。

Kolsterising[®] の疲労曲線を Fig. 12 に示す。基材である SUS316L の冷間加工材と比較して、非損傷材の疲労限度は約 20% 上昇し、表面硬化処理は疲労強度を向上させることを確認できる。損傷深さ 10 μ m 以下 (Stage I) で

Fig. 11 S-N curves for SUS316L CW with each roughness.

 Fig. 12 S-N curves for Kolsterising[®] with each roughness.

は疲労強度に変化は見られなかった。損傷深さ 40 μ m 以上 (Stage III) では、疲労強度は著しく低下し、SUS316L の冷間加工材とほぼ同程度になる。Fig. 2 に示したように表面硬化処理による硬化層厚さは約 30 μ m であり、硬化層の剥離による強度低下と考えられる。また、損傷深さ 250 μ m で非損傷材の約 1/3 程度まで低下する。

疲労限度に影響する Stage II, III における損傷深さと疲労限度の関係を Fig. 13 に示す。ここで、損傷深さは、未破断試験片の最大深さである。損傷深さの増加と共に疲労限度は低下した。損傷深さの増加に対する疲労限度の低下率は、SUS316L < SUS316L CW $\approx$ Kolsterising[®] であった。加工硬化による低下率の増加については、破壊靱性の観点から 4 章で考察する。また、Kolsterising[®] と SUS316L CW が同等であったのは、硬化層の剥離により基材部の特性が支配的となったことによると考えられる。

3・3 疲労破面の観察

低サイクル領域における SUS316L の非損傷材の破面を Fig. 14a に示す。ここで、試験応力は 600MPa である。試験片表面を起点とした放射状模様が観察された。また、起点は材料表面にあることが分かる。衝撃回数 5×10^7 の損傷付加後の低サイクル疲労破面を Fig. 14b に示す。損傷深さは約 200 μ m、試験応力は 450MPa である。低倍率による観察では、複数の起点からき裂が伝播することにより生じた段差を確認できる。非損傷材では単一起点の疲労き裂伝播が観察されるが、損傷付加後では、キャビテーションにより形成されたピット底に応力集中が生じ、複数のピットを起点としたき裂が伝播したと考えられる。また、起点を拡大すると、疲労き裂の起点は、ピット底のき裂であることが分かる。これは、断面観察時に見られたピットング損傷によって形成されたき裂と推測される。3・1 節で述べたが、Stage II 以上におけるピット底のき裂長さは、粒の脱落によりき裂が消失するため衝撃回数依存性は見られない。従って、疲労強度低下はピット深さに依存するものと考えられる。

Kolsterising[®] の非損傷材の破面を Fig. 14c に示す。写真は、応力 1300MPa の低サイクル疲労破面である。低倍率では、起点から伸びる放射状模様が確認できる。また、改質層における破面は粗く脆性的な破壊が支配的である。疲労き裂の起点は、改質層と基材の界面であるこ

Fig. 13 Relationship between fatigue limit and roughness.

Fig. 14 SEM images of failure surfaces for SUS316L and Kolsterising®.

とが高倍率による観察結果より確認できる。改質層と基材部の力学特性の差により界面近傍で内部破壊が生じたものと考えられる。また、改質層部分の破面には光沢が見られ、基材と比較して脆いことが推測できる。10⁸回損傷付加後の600MPaにおける低サイクル疲労破面をFig. 14dに示す。損傷深さは約250μmである。損傷付加後のSUS316Lと同様に複数の起点の存在を確認できる。Fig. 8に示したようにStage IIIでは、改質層は脱落しているために非損傷材に見られたような境界での破壊は見られなかった。ピitting損傷により形成された局所的な壊食の底に見られる微小き裂を起点として、疲労き裂が伝播した様子を確認できる。

4 考 察

MIMTMによりピitting損傷を付加した試験片の疲労強度を測定し非損傷材と比較を行った結果、ピット底の応力集中により著しく疲労強度が低下することがわかった。表面あらさと疲労強度の関係については多くの研究者らが検討を加えている。¹¹⁾これらの古典的議論との比較考察については、別途報告する予定である。ここで

は、ピitting損傷がターゲット容器寿命に及ぼす影響について、パルス強度と受け入れ回数の観点から以下に考察する。

4・1 衝撃回数と疲労限度

Fig. 6に示したSUS316Lの衝撃回数と損傷深さの関係を、MIMTMにより取得した質量減少から算出した平均壊食深さMDEとあわせてFig. 15に示す。局所的な壊食が生じるStage IIIにおける損傷深さの増加とMDEには良い相関が見られる。また、Futakawaらは定常期のMDEと衝撃回数Nの関係は次式で表せることを示した。²⁾

$$\text{LogMDE} = A_1 \text{Log}N + B_1 \quad (1)$$

ここで、A₁は鋼材の種類、試験条件によらず一定の定数1.3であることが、磁歪振動による実験結果との比較により確認されている。B₁は実験条件および材料によって決まる定数である。MIMTMの560W試験におけるSUS316Lの場合は、B₁ = -8.35であった。

また、Stage IIIにおける損傷深さRと衝撃回数の関係を次式で表す。

$$\text{Log}R = A_2 \text{Log}N + B_2 \quad (2)$$

ここで、A₂, B₂は材料定数である本実験でのSUS316Lの場合はA₂ = 1.27, B₂ = -7.45となる。

一方、Fig. 13に示した疲労限度と損傷深さをそれぞれの非損傷材の疲労限度σ_{w0}で規格化し、Fig. 16に示す。これより、SUS316L材では損傷深さ約15μm以下、SUS316L CW材およびKolsterising®材では約5μm以下で疲労限度は低下しないこと、また損傷深さの増加に対する疲労限度の低下率を次式で近似できることが分かる。

$$\frac{\sigma_w}{\sigma_{w0}} = A_3 \text{Log}R + B_3 \quad (3)$$

ここで、A₃, B₃は材料定数である。SUS316Lでは、A₃ = -0.28, SUS316L CW, Kolsterising®ではそれぞれA₃ = -0.35, -0.37である。Kolsterising®は損傷深さの増加と共に、基材であるSUS316L CWの影響が顕著に現れる。同一の損傷深さに対して、Kolsterising®の低下率がSUS316L CWに比べて低下したのは、表面処理により非損傷材の疲労限度が増加したためである。冷間加工を施すことによりピitting損傷による疲労限度の低下率が増加している。これは、冷間加工により破壊靱性が低下し、き

Fig. 15 Number of pulse dependency of roughness and mean depth erosion.

Fig. 16 Relationship between normalized fatigue limit and roughness.

裂に対して敏感になったことによると考えられる。Pawelらは、J値より破壊靱性値を評価しており、20%の冷間加工により約20%程度低下するとしている。¹²⁾これらの材料は、約3dpaの照射により更に5%～15%程度破壊靱性値が低下するため、照射環境で使用されるターゲット容器は更にピitting損傷の影響が顕著になるものと考えられる。

式(2)および(3)を用いて衝撃回数による疲労限度低下を次式で表す。

$$\frac{\sigma_w}{\sigma_{w0}} = A_4 \log N + B_4 \quad (4)$$

ここで、 A_4 は材料定数である。SUS316Lは $A_4 = -0.360$ 、SUS316L CW、Kolsterising®ではそれぞれ $A_4 = -0.590$ 、 -0.890 である。式(4)を用いて算出した衝撃回数と疲労限度低下率の関係を、実験結果と併せてFig. 17に示す。SUS316 CWとKolsterising®の差異は、表面改質によるピitting損傷に対する潜伏期(Stage I)の増長効果と、非損傷材の疲労限度の増加に起因する。SUS316 CWとKolsterising®は、疲労限度の衝撃回数に対する低下率がSUS316Lに比べて大きいことが分かる。

4・2 損傷深さのパワー依存性

衝撃回数の増加に伴う損傷深さの増加量は、試験条件すなわち入力パワーによって変化する。Fig. 15に示すように式(1)中の A_1 と式(2)中の A_2 は等しく、SUS316Lの場

Fig. 17 Relationship between fatigue strength degradation and number of cycles to fatigue limit.

合損傷深さ R と平均壊食深さ MDE の関係は次式となる。

$$R = B_5 MDE \quad (5)$$

ここで、 B_5 は7.94であった。

一方、FutakawaらはMIMTMのパワー依存性に関する結果から、規格化入力パワー P_n と潜伏期長さ N_a の関係を次式で表した。¹³⁾

$$\log N_a = A_6 \log P_n + B_6 \quad (6)$$

ここで、 A_6 は材料によらず一定の値であり $A_6 = -3.8$ 、 B_6 は材料によって決まる定数である。SUS316Lの結果をFig. 18に示す。ここで、 $B_6 = 5.5$ である。

一方、Fig. 16に示したように、深さ $10\mu\text{m}$ 以下の損傷は、疲労限度にほとんど影響を与えない。従って、式(5)に示した R と MDE の関係を、損傷深さが浅い領域まで延長し、潜伏期が終了する衝撃回数 N_a での MDE を $0.05\mu\text{m}$ と仮定すると、入力パワーにより変化する式(1)中の B_1 は次式で求まる

$$B_{1P} = \log 0.05 - A_1 \log N_a \quad (7)$$

ここで、 B_{1P} は任意のパワーにおける B_1 を意味する。従って、式(6)に示した入力パワーと潜伏期長さの関係、および式(2)に示した衝撃回数と損傷深さの関係を考慮して式(4)は次式で表せる。

$$\frac{\sigma_w}{\sigma_{w0}} = A_7 \log N + A_8 \log P_n + B_7 \quad (8)$$

ここで、 A_7 、 A_8 、 B_7 は定数であり、SUS316Lの場合は、 $A_7 = -0.36$ 、 $A_8 = -1.38$ 、 $B_7 = 3.45$ であり、入力パワーおよび衝撃回数から疲労限度、即ち残強度を推定できる。

上式を用いて評価したSUS316LにおけるMIMTMの疲労限度低下率の入力パワー依存性をFig. 19に示す。なお、MIMTM560Wで形成される損傷は、1MW陽子ビーム条件とほぼ同様である⁹⁾ことから、ターゲット容器に対する設計寿命中に受ける衝撃パルス数、 2×10^8 回後のピitting損傷による残強度は50%以下に低下すると推測できる。

5 結 言

電磁式衝撃圧力負荷試験装置を用いてピitting損傷を付加した試験片に対して疲労試験を行い、ピitting損傷と疲労損傷の重畳効果を評価した。その結果以下の結論を得た。

Fig. 18 Relationship between normalized power and acceptable number in incubation period.

Fig. 19 Input power dependency on fatigue limit.

(1) ピッチング損傷による損傷深さは、塑性変形により深さが増加する Stage I, 質量減少を伴う均一壊食が生じる Stage II, 局所的な壊食が生じる Stage III に分けられる。

(2) 疲労限度は損傷深さの増加と共に低下し、損傷深さに対する冷間加工材に表面硬化処理を施した Kolsterising® の低下率は、SUS316L と比較して増加する。

(3) 過去に取得された損傷深さと壊食量の関係、入力パワーと潜伏期長さの関係を考慮して、入力パワーと衝撃回数による疲労限度の低下を評価した。その結果、核破砕中性子源水銀ターゲット容器は、半年間の 1MW 連続運転でピッチング損傷後の残強度が半分以下に低下することを推定した。

本実験を遂行するにあたり、茨城大学院 小山智史氏 (現 三菱化学エンジニアリング株) には多大なるご協力を頂いた。オークリッジ国立研究所の J. R. Haines 博士には、試料の一部を提供して頂いた。ここに記して感意を表する。

参 考 文 献

- 1) M. Futakawa, H. Kogawa, R. Hino, H. Date and H. Takeishi, "Erosion damage on solid boundaries in contact with liquid metals by impulsive pressure injection", International Journal of Impact Engineering, Vol.28, pp.123-135 (2003).
- 2) M. Futakawa, T. Naoe, H. Kogawa, C. C. Tsai and Y. Ikeda, "Pitting damage formation up to 10million cycles -Off line test by MIMTM-", Journal of Nuclear Science and Technology, Vol.40, pp.895-904 (2003).
- 3) C. E. Price and J. K. Good, "The fatigue behavior of nickel monel, and selected superalloys, tested in liquid mercury and air; A comparison", Transaction of the American Society of Mechanical Engineers, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.106, pp.178-183 (1984).
- 4) C. E. Price and J. K. Good, "The tensile fracture characteristics of nickel, monel, and selected superalloys broken in liquid mercury", Transaction of the American Society of Mechanical Engineers, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.106, pp.184-191 (1984).
- 5) D. Kalkhof and M. Grosse, "Influence of PbBi environment on the low-cycle fatigue behavior of SNS target container materials", Journal of Nuclear Materials, Vol.318, pp.143-150 (2003).
- 6) J. P. Strizak, L. K. Mansur, "The effect of mean stress on the fatigue behavior of 316LN stainless steel in air and mercury", Journal of Nuclear Materials, Vo.318, pp.151-156 (2003).
- 7) M. Futakawa, T. Wakui, H. Kogawa, H. Date, "Cavitation erosion in mercury target of spallation neutron source", Proceedings of The 10th JSME Material and Processing Conference, pp.558-563 (2002) The Japan Society of Mechanical Engineering.
- 8) M. Futakawa, H. Kogawa, C. C. Tsai, S. Ishikura and Y. Ikeda, "Off-line tests on pitting damage in mercury target", JAERI-Research 2003-005, pp.27-53 (2003) Japan Atomic Energy Research Institute.
- 9) M. Futakawa, T. Naoe, H. Kogawa, H. Date and Y. Ikeda, "Micro-impact damage caused by mercury bubble collapse", JSME International Journal Series A, Vol.48, No.4, pp.234-239 (2005).
- 10) H. Soyama, T. Kusaka and M. Saka, "Peening by the use of cavitation impacts for the improvement of fatigue strength", Journal of Material Science Letters, Vol.20, pp.1263-1265 (2001).
- 11) Y. Murakami, K. Takahashi and T. Yamashita, "Quantitative Evaluation of The Effect of Surface Roughness", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.63, No.612, pp.12-19 (1997).
- 12) J. E. Pawel, D. J. Alexander, M. L. Grossbeck, A. W. Longest, A. F. Rowcliffe, G. E. Lucas, S. Jitsukawa, A. Hishinuma and K. Shiba, "Fracture toughness of candidate materials for ITER first wall, blanket, and shield structures", Journal of Nuclear Materials, Vol.212, No.215, pp.442-447 (1994).
- 13) M. Futakawa, T. Naoe, C. C. Tsai, H. Kogawa, H. Ishikura, Y. Ikeda, H. Soyama and H. Date, "Cavitation erosion in mercury target of spallation neutron source", Proceedings of the 5th International Symposium on Cavitation, CD-ROM, pp.1-8 (2003) An executive committee of cav2003.