固／液界面衝突解析モデルによるピッチング損傷評価[†]

直江 崇* 二川 正敏** 大井 俊志*
石倉 修一*** 池田 裕二郎****

Pitting Damage Evaluation by Liquid/Solid Interface Impact Analysis

by

Takashi NAOE*, Masatoshi FUTAKAWA**, Toshiyuki OI*,
Shuichi ISHIKURA*** and Yujiro IKEDA****

High power spallation targets for neutron sources are being developed in the world. Mercury target will be installed at the material science and life facility in J-PARC, which will promote innovative science. The mercury target is subject to the pressure wave caused by the proton bombardment in the mercury. The pressure wave propagation induces the cavitation in mercury that imposes localized impact damage on the target vessel. The impact erosion is a critical issue to decide the lifetime of the target. The electro Magnetic Impact Testing Machine, MIMTM, was developed to reproduce the localized impact erosion damage and evaluate the damage formation. Additionally, droplet impact analysis was carried out to investigate the correlation between isolate pit profile and micro-jet velocity. We confirmed that value of depth/radius was able to estimate micro-jet velocity. And the velocity at 560W in MIMTM was estimated to be 225 ~ 325m/s. Furthermore, surface-hardening treatments inhibited pit formation in plastic deformation.

Key words: Spallation target, Mercury, Cavitation erosion, Pitting damage, Droplet

1 緒 論

MW級の核破砕中性子源として開発が進められているJSNS (Japan Spallation Neutron Source) では、中性子収率及び、冷却性の観点から液体金属である水銀をターゲット材として用いる。大強度の陽子ビームがターゲット材に入射すると、核破砕反応による中性子の発生と共に、水銀の急激な発熱によりターゲット容器内では圧力波が生じる。この圧力波が水銀中を伝播する過程で水銀とターゲット容器の界面で負圧が発生する。この負圧により容器内壁では、キャビテーションの発生・崩壊に伴うピッチング損傷が懸念される。ピッチング損傷による容器壁面の壊食は、中性子源の高出力化及びターゲット容器の健全性を確保する上で重要な課題である。¹⁾これまでに著者らは、ホプキンソン棒衝撃原理 SHPB (Split Hopkinson Pressure Bar) に基づいた平面歪み波入射実験を表面硬化処理材に対して行い、壊食初期の抵抗は表面の硬度と良い相関があることを示した。²⁾また、ターゲット容器内で発生する負圧を再現した電磁式衝撃圧負荷試験装置 MIMTM (Magnetic Impact Testing Machine) を用いた損傷実験を行い、損傷の負荷圧力及び材料依存性を定量的に評価した。³⁾これらの知見より、損傷の程度及び壊食量を定量的に評価できることが分かった。

キャビテーション現象でマイクロピットが形成されるメカニズムは完全には解明されていない。Challier らは、気泡力学の観点からの考察⁴⁾Patella らは、圧力波の衝突

による数値解析と、実験結果を比較し、ピット形成のパワー依存性を示している。⁵⁾一方、著者らは音響振動計測により抽出したマイクロバブルの崩壊に起因すると考えられる衝撃力に関する情報と損傷量との間に相関があることを見出した。⁶⁾本報では、ピッチング損傷を個々のピット形成というミクロな観点から評価するために、ピッチング損傷の主因と考えられるマイクロバブル崩壊時に発生するマイクロジェットを模擬した液滴衝突解析を行い、MIMTM による損傷実験より得たピット形状との比較から、ピット形成時に発生する衝撃力について考察した。

2 実 験

2・1 試験装置

実験には、陽子ビーム入射時に発生する接液界面での負圧を再現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 MIMTM の衝撃圧負荷部に設置される試験体を示す。水銀を充填した SUS316 製の円筒容器下部を試験片により封じ、試験片下端に固定したアルミ合金製のストライカーを電磁力により高速で変位させて接液界面に負圧を生じさせる構造である。衝撃圧は、電磁コイルへの入力パワー（電圧×電流）により制御した。試験片の振動振幅は最大で 0.4mm である。MIMTM による衝撃圧入力周期は可変であるが、本実験では、JSNS の陽子ビーム入射周期である 40ms (25Hz) 一定とした。

[†] 原稿受理 平成 17 年 4 月 20 日 Received Apr. 20, 2005

* 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 日本原子力研究所 〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根, JAERI, Naka-gun, Ibaraki, 319-1195

*** 日本原子力研究所 〒311-1394 茨城県東茨城郡大洗町成田町新堀, JAERI, Higashiibaraki-gun, Ibaraki, 311-1394

**** 日本原子力研究所 〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根, JAERI, Naka-gun, Ibaraki, 319-1195

Fig. 1. Mercury chamber in MIMTM.

2・2 試験片

試験片は2種類ある。すなわち、直径100mm、厚さ1mmの円板及びその中心にネジ止めした直径12mm、厚さ2.5mmのボタン型である。材質は、ターゲット容器構造材の候補材であるSUS316L及びその表面にプラズマ窒化処理⁷⁾を施したもの、浸炭処理の一種であるKolsterise処理⁸⁾を施したものである。試験片断面の硬度分布をFig. 2に示す。表層の硬度はプラズマ窒化>Kolsterise>SUS316Lであり、硬化層厚さはKolsteriseで約30 μ m、プラズマ窒化で約20 μ mであり厚さ方向に対して硬度の分布を有する。

2・3 実験方法

衝撃圧の負荷条件及び材料表面の力学特性がピitting形成に及ぼす影響を評価するために、以下に示す条件で衝撃負荷試験を行った。

(a) 入力パワー依存性

負荷圧力を決定する入力パワーの影響を評価するためにSUS316Lの円板試験片を用いて、入力パワーを185Wから690Wの範囲で変化させて試験を行った。衝撃回数は、これまでの実験から、ピitting間の干渉が無く独立したピitting痕が観測でき、損傷の程度を明確に判断できる衝撃回数である10³回とした。

(b) 材料依存性

SUS316L, Kolsterise, プラズマ窒化のボタン型試験片を用いて、入力パワーを1MW相当の陽子ビーム入射実験時に観測された損傷を再現した560W一定とした。

Fig. 2. Hardness distribution along distance from surface of specimens.

衝撃回数は、SUS316Lのボタン型試験片において独立したピitting痕を確認できる10⁴回とした。

両試験ともに、試験後にアセトン中にて超音波洗浄を施し、水銀を除去した後、レーザー顕微鏡により損傷面の観察及びピitting深さの計測を行った。

3 固／液衝突解析

3・1 固／液衝突モデル

壁面でのキャピテーションの崩壊によるピitting損傷は、気泡が壁面の抵抗により非球形に崩壊するマイクロジェット、壁面から離れたバブルの崩壊に伴い発生する衝撃波に誘発されるウルトラジェットによると考えられる。⁹⁾試験条件や気泡の位置によって両者が混在する場合もある。本報では、壁面に付着している場合を仮定し、マイクロジェットの衝突によるピitting形成を、マイクロジェットを模擬した液滴衝突解析を行った。

解析には陽解法によるオイラー／ラグランジュの相互作用を扱える2次元衝撃解析コードAUTODYN-2D¹⁰⁾を用いた。解析モデルをFig. 3に示す。円板(ラグランジュ形式)の中心にマイクロジェットを想定した水銀球(オイラー形式)を初速 v_0 で衝突させる軸対称モデルとした。

固体壁の境界条件は、水銀が衝突する面を自由境界面とし、その他の面は完全固定とした。また、板厚は解析結果に影響がない十分な厚さを有する。

3・2 水銀と固体壁の構成式

(a) 水銀の状態方程式

水銀の状態方程式には、Rankine-Hugoniotの関係式を基に、衝撃波の状態方程式を組み合わせ、基準ウゴニオ曲線からのエネルギー変化 ΔE を伴う一般状態方程式に拡張し、エネルギー変化の一次項で近似した次式を用いた。¹¹⁾

$$p = p_H + \Gamma \rho (E - E_H) \quad (1)$$

ここで、 Γ はMie-Gruneisen係数、 E は内部エネルギー、添え字 H は実験で求められる基準ウゴニオ曲線での値を示す。本解析では、水銀の発熱等によるエネルギーの変化が無いと仮定し、式(1)の第二項は無視できるとした。式(1)中の p_H は、音速 c_0 、衝撃波速度を決めるパラメータ s 、密度 ρ の関数であり、次式¹²⁾で表される。

$$p_H = \frac{\rho_0 c_0^2 \mu (1 + \mu)}{[1 - (s - 1)\mu]^2}, \quad \mu = \frac{\rho - \rho_0}{\rho_0} \quad (2)$$

Fig. 3. Model for droplet impact analysis.

ここで, ρ_0 は初期密度である. 水銀の物性値は, $\rho_0 = 13.54 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$, $\Gamma = 1.96$, $c_0 = 1490 \text{ m/s}$, $s = 2.047$ とした.¹³⁾

(b) 固体壁の材料構成式

固体壁の動的構成式には, Johnson-Cook モデル¹⁴⁾を用いた. 流動応力 σ_y (降伏応力) は次式で与えられる.

$$\sigma_y = [A + B\epsilon_p^n][1 + C \log \dot{\epsilon}_p][1 - T_H^m] \quad (3)$$

$$T_H = (T - T_R)/(T_m - T_R)$$

ここで, ϵ_p は塑性歪, $\dot{\epsilon}_p$ は塑性歪速度, T は金属温度, T_R は室温, T_m は金属の融解温度である. また, A は静的降伏応力, B は塑性歪硬化係数, n は加工硬化指数, C は歪速度硬化係数, m は熱軟化指数である. 本解析では, 温度依存性は無視できるものと仮定した. また, B は SUS316L の静的引張り試験結果¹⁵⁾から得た線形硬化係数を塑性歪硬化係数として近似的に設定した. 歪速度硬化を考慮した解析を行い, 歪速度によるピット形状の変化は殆ど見られなかったため, $C=0$ として解析を行った.

(c) 表面硬化処理材の材料構成式の同定

表面硬化処理材は, 硬化厚さが数十 μm と極めて薄く, 従来の単軸引張り試験などから材料構成式を規定することは困難である. 従って, 本解析では, 表面硬化処理層の材料定数は, 著者らが考案した微小押込み試験の逆解析¹⁵⁾を用いることにより同定した値とした. 以下に逆解析手法を簡潔に述べる.

静的な材料構成式として次式の関係を仮定する.

$$\sigma = E\epsilon \quad \sigma \leq \sigma_y \quad (4)$$

$$\sigma = A(\epsilon_0 + \epsilon), \quad \epsilon_0 = (\sigma_y/A) - (\sigma_y/E) \quad \sigma \geq \sigma_y \quad (5)$$

ここで, σ_y は静的降伏応力, E はヤング率, A は加工硬化係数である. 同定する材料定数は σ_y と A である. 球状圧子を用いた微小押込み試験により荷重-深さ曲線を測定し, 上式を考慮した FEM モデルにより微小押込み試験を再現し, 荷重-深さ曲線に対して, カルマンフィルタを用いた逆解析により材料定数を同定した. ここでは, 表面硬化処理材の厚さ方向に対する分布を考慮しない. 詳細は既報¹⁶⁾を参照されたい.

SUS316L 及び同定した SUS316L 材の表面硬化処理層の液滴衝突解析条件を Table I に示す. また, 初期密度 $\rho_0 = 7.89 \times 10^9 \text{ kg/m}^3$, 室温 $T_R = 300 \text{ K}$ は SUS316L の値を用い, 温度依存性は無視した.

4 結 果

4.1 損傷形態

円板試験片を用いて入力パワーを変化させた場合の試験片表面写真及びピット深さ分布を Fig. 4, Fig. 5 に示す. 入力パワーの増加に伴い, ピット形状が明確となる.

Table I. Mechanical properties in droplet analysis.

Material	σ_{y0} [MPa]	B [MPa/ ϵ]	V_0 [m/s]
SUS316L	203	958	0-350
Plasma Nitriding	2247	1390	0-500
Kolsterise	1615	1157	0-500

Fig. 4. Micrographs of pits in various powers for SUS316L.

Fig. 5. Depth profiles of pits in various powers for SUS316L.

すなわち, ピット径, 深さ共に増加し, ピット形状のパワー依存性を確認できる. また, 185W では, ピットを確認することができなかった. 従って, ピット形成に要する衝撃力には下限値が存在することが分かる. 入力パワーの変化に対するピット深さ d , 半径 r の変化を Fig. 6 に示す. ここで, d および r は 20 箇所の平均値である. 200 ~ 560W の範囲では入力パワーの増加に伴い d , r 共に増加するが, 560W 以上では顕著な増加は無い.

ボタン型試験片を用いた入力パワー 560W, 10^4 回試験後では, SUS316L 及び Kolsterise ではピットを確認できたが, プラズマ窒化では確認できなかった. 試料表面を硬化させることにより損傷が抑制されたことを示す. さらに, プラズマ窒化については独立したピット形状を観察するために, 衝撃回数を 10^6 回まで増加させた. レー

Fig. 6. Effect of input power and material properties on depth/radius.

ザー顕微鏡により計測した独立したピット写真及びピット形状を Fig. 7, 8 に示す。SUS316L 及び Klosterise では、塑性変形に伴うすべり線が確認できた。一方、プラズマ窒化は塑性変形ではなく、一部が崩落した様な形状であった。高サイクルの衝撃による疲労破壊の可能性はある。Fig. 9 に示すのは、ビッカース圧子を用いて試験荷重 49N で圧痕をつけた試料表面の写真である。SUS316L 及び Kolsterise では塑性変形によるすべり線が見られる。また、Kolsterise、プラズマ窒化では、圧痕周囲に亀裂が見られ、その程度はプラズマ窒化で顕著である。したがって、特にプラズマ窒化の場合は、高硬度であるが脆く、ピット形成時にも亀裂や崩落が生じやすいことが分かる。

4・2 固／液界面衝突解析

固体壁を SUS316L として衝突速度を変化させた場合のピット形状を Fig. 10 に示す。ここで、半径 R 及び深さ D は水銀球の半径 r_0 で規格化した。衝突速度の増加に伴い、 R , D 共に増加する。また、衝突速度 225m/s 以上になると明確なパイルアップが見られる。同様に、Kolsterise、プラズマ窒化のピット形状を Fig. 11, 12 に示す。ピット周囲のパイルアップはほとんど見られず、SUS316L と同じ速度での変形量が極めて少ないことが分かる。

Fig. 7. Micrographs of pits after 10^4 impacts for SUS316 and Klosterise and 10^6 impacts for plasma nitriding.

Fig. 8. Depth profile of pits after 10^4 impacts for SUS316L and Klosterise and 10^6 impacts for plasma nitriding at 560W.

Fig. 9. Micrographs of plastic deformation around large indent.

Fig. 10. Depth profile of pits in various droplet velocities for SUS316L.

Fig. 11. Depth profile of pits in various droplet velocity for Klosterise.

Fig. 12. Depth profile of pits in various droplet velocity for Plasma nitriding.

ピット半径 R 及び深さ D を、 D/R で無次元化して損傷を評価するパラメータとして用いた。衝突速度による D/R の変化を Fig. 13 に示す。衝突速度が低い領域では、固体壁の変形は弾性領域内で収まりピットは形成されないが、衝突速度の増加に伴い D/R は増加することが分かる。また、降伏応力の高い表面硬化処理を固体壁に用いた場合は、SUS316L と比較して D/R は小さく、ピットが浅く広くなることが分かる。また、ピットが形成されない衝突速度の下限値は上昇する。

5 考察

5・1 マイクロジェット衝突速度の推定

Fig. 13 に示すように、ピット形状 (D/R) とマイクロジェット衝突速度には良い相関が認められる。すなわち、ピット形状からピット形成時に負荷したマイクロジェット衝突速度が推定できる。そこで、各入力パワー条件下

Fig. 13. Relationship between analytical D/R value and droplet velocity.

で計測した SUS316L 円板試験片の d/r 値をパワーに対しプロットした結果を Fig. 14 に示す。入力パワーと共に d/r は増加する。したがって、Fig. 13 と Fig. 14 の関係から各パワー条件に対するマイクロジェット衝突速度を得ることができる。すなわち、Fig. 13 の結果から D/R と衝突速度の関係を表す回帰曲線を求め、それに実測した d/r を代入することにより衝突速度と入力パワーの関係を Fig. 15 のように得た。MIMTM の標準パワーである 560W におけるマイクロジェット衝突速度は 225 ～ 325m/s の間にあることが推測できる。

また、推定した入力パワーと衝突速度の関係をを用いてマイクロジェットが固体壁に衝突し、ウォータハンマ効果により生じる圧力 p を次式により算出した。

Fig. 14. D/R values against input power of MIMTM.

Fig. 15. Comparison of D/R values of MIMTM at 560W and analysis.

$$p = \rho C v \quad (6)$$

ここで、 ρ は水銀の密度、 C は音速、 v は各パワーでの衝突速度である。算出した入力パワーによる衝撃圧力変化及び液滴衝突解析時に固体壁に発生する最大圧力を Fig. 16 に示す。算出した衝撃圧力は解析結果よりも若干高くなるが、入力パワーと共に増加し、560W で 5GPa 前後であることが分かる。

5・2 水銀滴形状の影響

実測した 560W 試験時の SUS316L のピット形状及び、推定した最大衝突速度 300m/s におけるピット形状を比較した結果を Fig. 17 に示す。ここで、半径 R 及び深さ D は、それぞれの最大値で規格化した。実測したピット形状と比較してピット中心にかけての勾配及びパイルアップに差が見られる。そこで、水銀の形状を変化させた場合のピット形状の変化を比較した。Fig. 18 に示すのは、半径 r_0 の球、底面の半径が r_0 の頂角 60 度の円錐、底面の半径が r_0 の円錐として衝突速度 300m/s で衝突させた場合のピット形状を r_0 で規格化したものである。水銀の形状が円柱→球→円錐となるに従い実験結果に近づくことが分かる。また、各衝突速度で水銀の形状を変化させた場合の D/R を Fig. 19 に示す。形状を変化させても D/R には大きな変化は見られず、形状依存性が無く、ピッティング損傷評価のパラメータとして D/R が有効であるといえる。

Fig. 16. Relationship between impact pressure and input power.

Fig. 17. Comparison of the pit profile of experiment and analysis in SUS316L at 560W.

Fig. 18. Depth profiles for three types of droplet at 300m/s.

Fig. 19. Droplet profile dependency on D/R value.

5・3 硬化層厚さの影響

硬化表層厚さがピット形成に及ぼす影響を調べるために、固体壁を表層 + 基材の2層モデルとし、硬化層厚さによるピット形状、応力分布の変化を調べた。ここで、衝突速度 v_0 は、300m/s 一定とした。

硬化層は Kolsterise として、水銀球半径 r_0 一定で硬化層厚さ t を変化させた場合のピット形状の変化を Fig. 20 に示す。ここで、深さ、半径及び硬化層厚さは、 r_0 で規格化した。硬化層厚さが水銀球の径に対して二倍以上になるとピット形状には影響が現れないことが分かる。また、ピット周囲のせん断応力分布を Fig. 21 に示す。硬化層と基材の界面では、せん断応力が生じている。また、それは硬化層が薄いほど顕著に現れることが分かる。

更に、表面効果処理材は厚さ方向に対して硬度の分布 (Fig. 2) に見られる様な力学特性分布を有していると考えられる。厚さ方向の力学特性分布によるピットプロファイル、応力分布を二層モデルと比較した。硬化層は $t/r_0 = 1$

Fig. 20. Hardening layer dependency at 300m/s.

Fig. 21. Shear stress distributions for 2-layer models.

までを5層に分割し、表層を Kolsterise とし、降伏応力にステップ状の分布を持たせた。衝突速度は2層モデルと同一である 300m/s とした。ピットプロファイル及びせん断応力分布を Fig. 20, 21 にあわせてプロットする。ピットプロファイルは硬化層厚さが薄い二層モデルと同様な形状を示すが、応力分布は二層モデルと比較して、硬化層との界面に生じるせん断応力が小さくなっていることがわかる。硬化層に力学特性分布があることで、ピット形成時に生じる基材との界面でのせん断応力を抑制し、剥離が起こりにくくなることが期待できる。また、硬化層の厚さを変化させた場合の硬化層及び基材との界面でのせん断応力の変化を Fig. 22 に示す。ここで、衝突速度せん断応力は引張りを正とした。硬化層及び界面でのせん断応力は、硬化層厚さの増加と共に減少する。また、Kolsterise と窒化処理では、硬化層でのせん断応力に差が見られた。しかし、両者とも硬化層厚さが水銀球径に対して2倍以上あれば界面でのせん断応力を軽減することができる。

Fig. 22. Relationship between shear stress and thickness of the hardening layer in interlaminar and interface.

6 結 論

キャビテーションの崩壊時に発生するピitting損傷の主因と考えられるマイクロジェットを模擬した固／液界面衝突解析解析を行い、電磁式衝撃圧力負荷試験装置 (MIMTM) を用いたピitting損傷実験との比較を行った。ピット形状から測定したピット深さ／半径はマイクロジェットの形状、大きさに関わりなくピitting損傷を評価可能なパラメータであることを示し、陽子ビーム入射時の損傷を再現した MIMTM の入力パワー 560W でのマイクロジェット速度は約 300m/s であることを推定した。また、表面硬化によりピットを形成する衝撃力の下限値は上昇するが、基材との界面のせん断の問題により剥離が生じる可能性があること、硬化層厚さを増加させることによりそれを抑制できることを示した。

なお、本研究は、文部科学省科学研究費補助金（基盤研究 B : No. 17360085）の一部を用いて行われた。

参 考 文 献

- 1) N. Watanabe, Rep. Prog. Phys., **66**, 339 (2003).
- 2) M. Futakawa, T. Naoe, H. Kogawa, S. Ishikura and H. Date, J. Soc. Mater. Sci., Jpn., **53**, 283 (2004).
- 3) M. Futakawa, T. Naoe, H. Kogawa, C. C. Tsai and Y. Ikeda, J. Nucl. Sci. Tech., **40**, 895 (2003).
- 4) G. Challier and R. F. Patella, proc. ASME Fl. Eng. Summer Conf., FEDSM 2000-11037 (2000).
- 5) R. F. Patella and J. L. Reboud, J. Fl. Eng., **120**, 335 (1998).
- 6) T. Naoe, M. Futakawa, T. Koyama, H. Kogawa, Y. Ikeda, J. JSEM, **5**-3 (2005) to be published.
- 7) T. Hirohata, "Ion nitriding method (in Japanese)", p.5 (1999) NDK, Incorporated.
- 8) T. Bell and C. X. Li, Adv. Matter. Process, June, 49 (2002).
- 9) Y. Kato, "Cavitation (in Japanese)", p.203 (1999) Maki Shoten Publishing.
- 10) Century Dynamics, inc. "AUTODYN Theory Manual, Ver.4.1", p.25 (2000) Century Dynamics, inc.
- 11) J. A. Zukas, W. P. Walters, "Explosive Effects and Applications", p.91 (1998) Springer-Verag New York, USA.
- 12) S. Ishikura, H. Kogawa, M. Futakawa, M. Kaminaga, R. Hino and M. Saito, J. At. Energy Soc. Jpn., **3**, 59 (2004).
- 13) Group GMX-6, "Selected Hugoniots", LA-4167-MS (1969) Los Alamos Scientific Lab.
- 14) T. Ikushima, "Material database for impact analysis (in Japanese)" JAERI-M 88-193, Japan Atomic Energy Research Institute.
- 15) G. R. Johnson, W. H. Cook, A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strains, High Strain Rates and High Temperatures, Presented at the Seventh International Symposium on Ballistics, The Hague, The Netherlands, April (1983).
- 16) M. Futakawa, T. Wakui, T. Naoe and I. Ioka, J. JSEM, **4**, 222 (2004).