タングステン系焼結合金の動的 material 特性*

石 塚 丈 洋^{*1}

Dynamic Mechanical Properties of Sintered Tungsten Alloys

Takehiro ISHIZUKA

Numerical simulations are effective approach for the safety design of machines and structures subjected to impact loading and the investigation of impact phenomena. Dynamic mechanical properties which accurately model the response of materials to impact loading are necessary for such numerical simulations. In this research, the equation of state and failure criteria are measured by plate impact testing, and then the accuracy of these measured dynamic mechanical properties is evaluated based on numerical simulation results. Followings are useful information obtained. (1) The equation of state and failure criteria measured by plate impact testing are sufficiently accurate for numerical simulations. (2) Pure W which is the brittle metal, follows stress-dependent failure criterion. (3) W-Ni-Fe alloys which are the ductile metals, follow time-dependent failure criterion. (4) W-Ni-Fe alloy has the lower critical value for spall failure than its matrix phase. (5) The failure strains of W-Ni-Fe alloys depend on the state of stress.

Key Words: Material Testing, Impact Strength, Sintered Material, Fracture Criterion, Numerical Simulation, Mechanical Properties

1. 結 論

近年、機械の高性能化・高速化に伴って、衝撃荷重を受ける機械・構造物の安全設計が重要な課題となっている。宇宙・航空機の開発では、宇宙ステーションに衝突する隕石や航空機エンジンに吸い込まれる鳥などに対する耐衝撃性が重要な問題となり、自動車の開発では、衝突時のダメージ緩和を目的とした構造設計が欠かせないものとなっている。

このような衝撃現象を解明し、安全設計を進めていくためには、数値シミュレーションが大変有効な手法であり、現在広く用いられるようになっている。しかし、数値シミュレーションの入力データとして必要な動的 material 特性には、未解明の問題が多く、そのデータベースも十分に整備されているとはいえない。このため、衝撃現象に関する数値シミュレーションでは、実際の現象を精度よく模擬できていない例が少なからず見受けられる。

動的 material 特性とは、衝撃荷重下での material の変形挙動や破壊挙動を表すものであるが、それらは変形速度、

ひずみ速度、温度等さまざまなパラメータの影響を顕著に受けるため、準静的な material 挙動とは著しく異なったものとなる。

ここでの material の変形挙動とは、応力とひずみの関係を表す構成式で記述されるものであり、高速変形時の構成式として、ひずみ速度の影響を考慮した Malvern の構成式⁽¹⁾、ひずみ速度と温度の影響を考慮した Johnson-Cook の構成式⁽²⁾などが提案されている。また、material の破壊挙動とは、破壊条件式で記述されるものであり、Tuler ら⁽³⁾は時間依存形の破壊条件式を提案し、Hancock ら⁽⁴⁾や Johnson ら⁽⁵⁾は静水圧等の影響を考慮した破壊条件式を提案している。さらに、いん石の衝突現象のような超高速衝撃問題では、material が流体的挙動を示すことが特徴となる。このときの material の圧力、密度および内部エネルギーの関係を表すのが状態方程式である⁽⁶⁾。

本報では、優れた機械的強度と高い剛性から高速回転体用軸 material や切削工具等に使用される W-Ni-Fe 合金とその微視的複合組織の構成 material である純 W について、上記の動的 material 特性のうちの状態方程式と破壊条件式を平板衝撃試験により測定した結果について示す。さらに、測定した動的 material 特性を用いて平板衝撃時の供試材の変形状態や内部応力履歴を数値シミュレ

* 原稿受付 1997 年 10 月 6 日。

*¹ 正員、防衛庁技術研究本部第 1 研究所(〒153 8630 東京都目黒区中目黒 2-2-1)。

ーションにより解析し、その解析結果と測定結果を比較することにより、測定した動的 material 特性の妥当性を検討した結果について示す。

2. 方 法

2.1 供試材 本研究では、表 1 に示す組成の純 W (以下 WA と略記する) と 2 種類の W-Ni-Fe 合金 (以下、W が 93 mass% のものを WB、W が 24 mass% のものを WC と略記する) を供試材とした。WB の微視的構造は、球状の W 粒子相とそれを取り囲むマトリックス相からなる二相複合構造である。X 線マイクロアナライザ (EPMA) を用いて組成解析を行った結果⁽⁷⁾ によると、W 粒子相は、若干 Ni と Fe が固溶しているが、ほぼ純 W とみなせる組成となる。一方、マトリックス相は、W 濃度が 20~30 mass%、Ni と Fe の組成比が元の W-Ni-Fe 合金とほぼ等しい組成比となる。したがって、WA は、WB の W 粒子相に相当する組成の材料であり、WC は、WB のマトリックス相に相当する組成の材料である。

供試材は、カーボニル Ni 粉 (平均粒径 3~5 μm)、カーボニル Fe 粉 (平均粒径 4~6 μm) および W 粉 (平均粒径 2~3 μm) の原料粉末を表 1 の組成で混合後、圧縮力 200 MPa で静圧縮を行い圧粉体を作製し、それを WA は 2 000 K、WB および WC は 1 770 K で 24 h、水素雰囲気中で焼結して焼結体としたものである。ただし、WA については、材料中の気孔を減少させ、ち密化させるために、焼結後熱間鍛造処理を施し

ている。

作製した供試材の密度をアルキメデス法により測定した結果、WA、WB および WC の密度は、19.2 g/cm³、17.7 g/cm³ および 9.9 g/cm³ であった。この測定密度は、理論密度と一致しているため、作製した供試材に気孔等の大きな材料欠陥が存在していないことがわかる。

2.2 平板衝撃試験 平板衝撃試験では、第 1 研究所所有のショックガン装置を用いた。試験装置の測定部の概要を図 1 に示す。

本試験では、真空チャンバ内に設置した標的に対して、打撃速度 v_0 を変化させて飛しょう体を衝突させた。飛しょう体は、高密度ポリエチレン (以下 HDPE と略記する) 製サボーに供試材円板 ($\phi 38 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 厚) を接着したものであり、標的は、アクリル樹脂 (以下 PMMA と略記する) 製ディスクに供試材円板 ($\phi 46 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 厚) を接着したものである。

標的のディスクと供試材の接着界面にピエゾフィルム圧力ゲージ [ダイナセン (株) 製、型式 PVF 211-0.125-EK] を挿入して、界面における PMMA 製ディスク側の圧力履歴を測定し、標的の供試材表面に接着したスイッチゲージ [ダイナセン (株) 製、型式 ADS 10-0.25-EK] により飛しょう体が標的に衝突した瞬間のトリガ信号を得た。これらの圧力履歴とトリガ信号から、供試材を伝ばする衝撃波速度が求められる。また、発射管に装着した 2 個の検速ピンにより飛しょう体の打撃速度 v_0 を測定した。以上の測定した圧力履歴、衝撃波速度および打撃速度からインピーダンスマッチング法⁽⁶⁾⁽⁸⁾⁽⁹⁾ による解析を行い、ユゴニオ弾性限 (以下 *HEL* と略記する) と状態方程式を求めた。一方、圧力履歴に現れるスポール信号から、Rosenberg ら⁽¹⁰⁾ の手法に従ってスポール強度を求めた。

図 2 は、平板衝撃試験で測定される圧力履歴の模式図である。A 点および B 点は、弾性衝撃波および塑性衝撃波の到達による衝撃圧縮状態を示し、そこでの圧力から *HEL* と状態方程式が求められる。C 点は、

Table 1 Composition of tested materials

Specimen	Composition (mass%)		
	W	Ni	Fe
WA	100.0	-	-
WB	93.0	4.9	2.1
WC	24.0	53.2	22.8

Fig. 1 Schematic of plate impact testing apparatus

Fig. 2 Schematic of pressure history measured with stress gage in plate impact testing

供試材表面(供試材と HDPE 製サポアの界面)で反射した希薄波が到達した瞬間を示す。この希薄波によって測定圧力が C → D のように変化し、供試材内部における圧力が破壊条件式を満足したときにスポール破壊が起こる。また、D 点は、スポール破壊面から反射した圧縮波が到達した状態であり、この点以降の圧力波形がスポール信号である。

2・3 数値シミュレーション 平板衝撃試験における供試材の変形状態と供試材内部の圧力履歴を、二次元有限差分法衝撃解析コード AUTODYN-2D により解析した。

解析では、動的 material 特性として、構成式、状態方程式および破壊条件式が必要になる。このうち状態方程式と破壊条件式には、平板衝撃試験による測定データを用いた。構成式には、Johnson-Cook の構成式：

$$\bar{\sigma} = (\sigma_0 + B\bar{\epsilon}_p^n)(1 + C \ln \dot{\bar{\epsilon}}_*) (1 - T_*^m) \quad \dots (1)$$

を採用した。ここで、 $\bar{\sigma}$ は相当応力、 $\bar{\epsilon}_p$ は相当塑性ひずみ、 $\dot{\bar{\epsilon}}_*$ は無次元の相当塑性ひずみ速度 ($\dot{\bar{\epsilon}}_* = \bar{\epsilon}_p / \dot{\bar{\epsilon}}_0$ 、 $\bar{\epsilon}_p$: 相当塑性ひずみ速度、 $\dot{\bar{\epsilon}}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$)、 T_* は規格化温度 [$T_* = (T - T_r) / (T_m - T_r)$ 、 T_m : 融点、 T_r : 基準温度] である。そこでの加工硬化係数 B 、加工硬化指数 n 、ひずみ速度係数 C および熱軟化指数 m は、文献⁽²⁾を参考にして $B = 0.177 \text{ GPa}$ 、 $n =$

0.12、 $C = 0.016$ および $m = 1.0$ とした。なお、初期降伏応力 σ_0 は、平板衝撃試験で測定した HEL とポアソン比 $\nu = 0.3$ から、 $\sigma_0 = HEL(1 - 2\nu) / (1 - \nu)$ により計算した。その結果は、WA では $\sigma_0 = 2.34 \text{ GPa}$ 、WB では $\sigma_0 = 2.37 \text{ GPa}$ および WC では $\sigma_0 = 0.39 \text{ GPa}$ である。

3. 結 果

平板衝撃試験において測定した圧力履歴と打撃速度 v_0 を図 3 に示す。ここでは、弾性衝撃波の到達時間を基準時間 ($t = 0$) としている。各供試材とも、打撃速度の増大とともに、ピーク圧力が増大し、図中の矢印で示すスポール信号の発生時期が早くなっている。また、弾性衝撃波の $0.2 \sim 0.4 \mu\text{s}$ 後に塑性衝撃波が到達し、その塑性衝撃波到達時の圧力の変化率は、打撃速度の増大とともに大きくなっている。

3・1 状態方程式 平板衝撃試験の測定データをインピーダンスマッチング法により解析した結果、図 4 および図 5 に示す衝撃波速度 U_s -粒子速度 u_p 関係図および圧力 p -粒子速度 u_p 関係図を得た。なお、ここの圧力 p と粒子速度 u_p は、図 2 の A 点と B 点に相当する測定圧力および打撃速度 v_0 等からインピーダンスマッチング法により解析した供試材内部での圧力と粒子速度である。図 4 については衝撃波速度と粒子速度に関する経験式： $U_s = C_0 + Su_p$ 、図 5 については前式と運動量保存則から導出される p - u_p 面上の衝撃特性曲線： $p = \rho_0(C_0 + Su_p)u_p$ を用いて、最小二乗法による曲線近似を行い、衝撃パラメータ C_0 と S を求めた。その結果を表 2 に示す。図 4 および図 5 から求めた C_0 と S の値は、おおむね一致している。

Fig. 3 Measured pressure histories for WA (a), WB (b) and WC (c)

Fig. 4 U_s vs. u_p curve for WA (a), WB (b) and WC (c)

Fig. 5 p vs. u_p curve for WA (a), WB (b) and WC (c)

両者の平均を各供試材の衝撃パラメータとした。これらの衝撃パラメータにより、各供試材の圧力 p -密度 ρ -内部エネルギー e 関係は、Mie-Gruneisen の状態方程式：

$$p = p_H(\rho) + I \rho_0 [e - e_H(\rho)] \quad (2)$$

ただし、

$$p_H = \frac{\rho_0^2 C_0^2 (1/\rho_0 - 1/\rho)}{\{1 - \rho_0 S(1/\rho_0 - 1/\rho)\}^2}$$

$$e_H = \frac{\rho_0^2 C_0^2 (1/\rho_0 - 1/\rho)^2}{2\{1 - \rho_0 S(1/\rho_0 - 1/\rho)\}^2}$$

により表すことができる。

3・2 破壊条件式 試験後、供試材 WB と WC では、スポール破壊の証拠である標的供試材の裏面の膨らみが観察されるが、供試材 WA は、脆性的に破壊して粉々になる。各供試材のスポール強度 p_{spall} の測定結果を図 6 に示す。スポール強度は Rosenberg ら⁽¹⁰⁾ の手法に従って求めたものであり、その方法は、圧力履歴(図 2 参照)に現れる C 点と D 点の圧力比 (p_c/p_D) について、測定結果と解析結果を比較してスポール強度を求めるという方法である。解析では、衝撃解析コード AUTODYN-2D を用いて平板衝撃試験時の供試材と PMMA 製ディスクの界面における圧力履歴を解析し、解析の入力データである破壊条件式： $p \geq p_f$ の p_f 値をさまざまに変化させたときの p_c/p_D 値を求めた。そして、 p_c/p_D 値の解析結果が測定結果と一致するときの p_f 値をスポール強度とした。

Table 2 Parameters of the equation-of-state

Specimen	C_0 (m/s)			S		
	Fig. 4	Fig. 5	ave.	Fig. 4	Fig. 5	ave.
WA	3533.2	3671.1	3602.2	1.05	0.81	0.97
WB	3434.2	3662.6	3548.4	1.09	0.73	0.91
WC	3180.1	3495.6	3337.9	1.02	0.89	1.11

Fig. 6 Spall strength, p_{spall} and the k value for spall failure in Equation (3), k vs. impact velocity

供試材 WB と WC のスポール強度は、大きさがほぼ等しく、打撃速度の増大とともに大きな値となっている。図 3 の圧力履歴図で示したように、打撃速度が増大すると圧力の変化率が大きくなり、この圧力変化率の増大は、変形速度の増大につながることから、スポール強度は変形速度に顕著に依存していることがわかる。このような変形速度に依存する材料の破壊強度を記述するには、Tuler ら⁽³⁾ の時間依存形の破壊条件式：

$$k = \int_0^t (p - p_{f0})^2 dt \geq kc \quad (3)$$

が適していると考えられる。ここで、 p_{f0} は破壊が起こり得る引張圧力の限界値、 t_f は圧力 p が p_{f0} を越えて破壊に至るまでの時間、 kc は破壊の臨界値であり、 k 値が kc 値に達したときに破壊が起こる。 p_{f0} は、図 6 に示す破壊強度を $v_0 = 0$ m/s まで外挿したときの値であり、供試材 WB と WC については $p_{f0} = 1$ GPa となる。一方、供試材内部(スポール破壊面)における破壊の瞬間をとらえることは困難であり、 t_f については実測できていないので、以下の仮定に基づいて t_f を推定した。その仮定とは、塑性衝撃波到達時の測定圧力の平均の変化率(図 3 に示す圧力履歴からの実測値)が、スポール破壊面における希薄波による圧力の平均の変化率に等しいと仮定するものであり(後述の図 9 に示す圧力履歴の α 点における数値シミュレーション結果と β 点における実測値の比較から、本仮定はおおむね妥当であることが理解できる)、希薄波により引張圧力が p_{f0} を越えてスポール強度に達するまでの時間を計算してそれを t_f とした。この t_f と打撃速度の関係を示す。打撃速度が大きくなりスポール強度が大きくなるに従って、 t_f が短くなるとともに、WC のほうが WB よりも全体に t_f が長くなることわかる。このような t_f を用いて求めた k 値は、

Fig. 7 Time for the completion of the fracture process, t_f vs. impact velocity

あくまでも近似的な値であり絶対的な評価の対象とはならないが、図6に示すように、打撃速度に依存せずほぼ一定の値(供試材 WB および WC の k 値の平均は、それぞれ $4.1 \times 10^{-8} \text{ GPa}^2\text{s}$ および $1.7 \times 10^{-7} \text{ GPa}^2\text{s}$)となっている。したがって、上記の方法で求めた k 値は、打撃速度に依存しない材料固有の値とみなすことができるので、この k 値の平均値を kc 値として数値解析に用いた。なお、WB の kc 値は WC の kc 値の1/4程度の大きさであることから、WB は WC に比べてスポール破壊しやすい材料であることがわかる。このことは、WB が純 W 粒子相(WA)とマトリックス相(WC)の二相複合構造を有することから説明できる。WB では、衝撃荷重下において衝撃インピーダンスの異なる純 W 粒子相とマトリックス相の界面のはく離と脆性な純 W 粒子の割れが起きる可能性が大きく、それが破壊の起点となってスポール破壊を誘起するために、WB の kc 値が WC よりも小さくなると考えられる。

一方、供試材 WA の破壊強度は、打撃速度に依存せず約 1.8 GPa の一定値である。脆性材料の動的破壊を正しく評価するためには衝撃破壊力学に基づいた評

価が必要とされているが、破壊強度が一定値になっていることから、簡便な応力依存形の破壊条件式：

$$p \geq p_f \dots\dots\dots (4)$$

により、破壊強度の評価が可能であると考ええる。

以上の結果から後述する数値シミュレーションでは、破壊条件式として、供試材 WA については式(4)、供試材 WB と WC については式(3)を用いた。

4. 考 察

平板衝撃試験により得られた動的 material 特性(状態方程式および破壊条件式)の妥当性を評価するため、平板衝撃試験時の供試材の変形状態と内部圧力を数値シミュレーションにより解析して、その解析結果を測定結果と比較検討した。図8は、衝撃後の供試材の変形状態を示す解析結果の一例である。標的供試材の板厚中央部からき裂が成長し、標的裏面が膨れるというスポール破壊の特徴が現れている。

図9は、標的供試材の板厚中央部(α 点)における圧力履歴の解析結果とともに、圧力測定位置(β 点)における圧力履歴の測定結果と解析結果を比較して示している。板厚中央部と圧力測定位置では、5 mm の距離があり、弾性衝撃波の速度は、約 4000 m/s であるので、両者の位置における弾性衝撃波の到達時間には、約 1.25 μs の差がある。標的供試材の板厚中央部(α 点)では、塑性衝撃波が到達すると HEL をはるかに超えた大きさの衝撃圧縮状態となり、その後、供試材の表面からの反射希薄波の到達によって圧力が急激に減少する。その結果、板厚中央部では、圧力が引張りとなり、図8に示すようなスポール破壊が生じること

Fig. 8 Typical numerical simulation result of plate impact showing spall failure

Fig. 9 Comparison between measured and simulated pressure histories for WA (a), WB (b) and WC (c)

Fig. 10 Effect of hydro-static pressure on failure strain

になる。一方、圧力測定位置(β点)における圧力履歴について、測定結果と解析結果を比較すると、圧力の大きさ、スポール信号の発生時期等おおむねよく一致している。したがって、平板衝撃試験で測定した状態方程式と破壊条件式はおおむね妥当なものであったと結論できる。

ところで、本解析では、延性材料の破壊条件式として、式(3)に示す破壊条件式を用いている。この破壊条件式は、変形速度の依存性を考慮したものであるが、破壊強度は、変形速度の他にも静水圧、温度あるいは応力状態などのパラメータに依存することが知られている⁽⁴⁾⁽⁵⁾。そこで、供試材 WB について、破壊強度に及ぼす応力状態の影響について検討した。その結果を図 10 に示す。

縦軸は、破断時の相当ひずみ(以下、破断ひずみという)： $\bar{\epsilon}_f = \sqrt{2/3}[(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_1 - \epsilon_3)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2]^{0.5}$ を示し、横軸は、静水圧と相当応力の比($p/\bar{\sigma}$)を示している。この $p/\bar{\sigma}$ は、応力状態を表現する無次元パラメータであり、 $p/\bar{\sigma}$ が大きいということは、応力場における静水圧の割合が大きく、応力の三軸性(triaxiality)が大きいことを示す。図中のデータは、静的な一軸引張試験の測定結果(○印)と平板衝撃試験でのスポール破壊面における数値シミュレーション結果(●印)を示す。なお、ここでの破断ひずみは、金子⁽¹¹⁾が W-Ni-Fe 合金の破断ひずみに及ぼすひずみ速度の影響を測定した結果に基づいて、ひずみ速度 10^3 s^{-1} での破断ひずみに換算した値である。 $p/\bar{\sigma}$ が大となるスポール破壊時($p/\bar{\sigma} = 2 \sim 4$)には、静的な一軸引張りの破断時($p/\bar{\sigma} = 1/3$)に比べて、破断ひずみが 1/5 程度まで小さくなっている。また、同じスポール破壊であっても、 $p/\bar{\sigma}$ が大きくなるとともに、破断ひずみが小さくなっている。このような破断ひずみと $p/\bar{\sigma}$ の関係

は、一般に $\bar{\epsilon}_f = \alpha + \beta \exp(-3p/2\bar{\sigma})$ に従うとされている⁽⁴⁾。データ点に対して最小二乗法により求めた $\bar{\epsilon}_f - p/\bar{\sigma}$ 曲線を図中に示す。 $\bar{\epsilon}_f - p/\bar{\sigma}$ 曲線と比較すると $v_0 = 500 \text{ m/s}$ のときには破断ひずみが小さくなり、 $v_0 = 2000 \text{ m/s}$ のときには破断ひずみが大きくなっている。これは、先に述べた破壊強度の変形速度依存性あるいは高速変形に伴う温度上昇に起因すると考えられるが、詳細は検討中である。今後、さまざまなパラメータ(変形速度、応力状態、温度など)の影響を統一して記述できる破壊条件式についてさらに検討していきたい。

5. 結 論

平板衝撃試験により、純 W と 2 種類の W-Ni-Fe 合金の動的 material 特性(状態方程式と破壊条件式)を測定した。さらに、測定した動的 material 特性を用いて平板衝撃試験時の供試材の変形状態と内部圧力履歴を数値解析して、その解析結果と測定結果を比較することにより、動的 material 特性の妥当性を検討した。得られた結論は、以下のとおりである。

- (1) 平板衝撃試験により、おおむね妥当な状態方程式と破壊条件式を測定することができる。
- (2) 純 W は、脆性的に破壊し、その破壊挙動は、応力依存形の破壊条件式で表される。
- (3) W-Ni-Fe 合金は、延性的にスポール破壊し、その破壊挙動は、時間依存形の破壊条件式で表される。
- (4) 二相複合構造を有する W-Ni-Fe 合金は、そのマトリックス相に比べてスポール破壊の臨界値が小さい。
- (5) W-Ni-Fe 合金の破断ひずみは、応力状態(静水圧と相当応力の比の値)に依存する。

文 献

- (1) Malvern, L. E., The Propagation of Longitudinal Waves of Plastic Deformation in a Bar of Material Exhibiting a Strain-Rate Effect, *Trans. ASME, J. Appl. Mech.*, **18**(1951), 203-208.
- (2) Johnson, G. R. and Cook, W. H., A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strain, High Strain Rate and High Temperature, *Proc. 7th Int. Symp. on Ballistics*, (1983), 541-547.
- (3) Tuler, F. R. and Butcher, B. M., A Criterion for the Time Dependence of Dynamic Fracture, *Int. J. Fract. Mech.*, **4**(1968), 431-437.
- (4) Hancock, J. W. and Mackenzie, A. C., On the Mechanisms of Ductile Failure in High Strength Steels Subjected to Multiaxial Stress-states, *J. Mech. Phys. Solids*, **24**(1976), 147-169.
- (5) Johnson, G. R. and Cook, W. H., Fracture Characteris-

- tics of Three Metals Subjected to Various Strains, Strain Rates, Temperatures and Pressures, *Eng. Fract. Mech.*, **21**-1 (1985), 31-48.
- (6) 林卓夫・田中吉之助, 衝撃工学, (1988), 203-211, 日刊工業新聞社.
- (7) 竹内久祐, [焼結 W-Ni-Fe 合金の延性ならびに結合相の構成], 日本金属学会誌, **31**-9 (1967), 1064-1070.
- (8) 箕村茂, 超高圧, (1988) 27-34, 共立出版.
- (9) Rosenberg, Z. and Yeshurm, Y., Determination of the Dynamic Response of AD-85 Alumina with In-material Manganin Gauges, *J. Appl. Phys.*, **58**-8 (1985), 3077-3080.
- (10) Rosenberg, Z., Luttwak, G., Yeshurm, Y. and Partom, Y., Spall Studies of Differently Treated 2024Al Specimens, *J. Appl. Phys.*, **54**-5 (1982), 2147-2152.
- (11) 金子武, [W-Ni-Fe 系焼結合金の機械的性質に及ぼすひずみ速度効果], 粉体および粉末冶金, **36**-3 (1989), 72-78.
-