タングステン系焼結合金の弾塑性変形挙動の微視的評価*

石 塚 丈 洋^{*1}Microscopic Evaluation of Elastoplastic Deformation Behavior
of Sintered Tungsten AlloysTakehiro ISHIZUKA^{*2}^{*2} Technical Research and Development Institute, Japan Defence Agency,
1-2-24, Ikejiri, Setagaya-ku, Tokyo, 154-8511 Japan

For the purpose of investigating the macroscopic and microscopic elastoplastic deformation behavior of two-phase composites: W-Ni-Fe alloys, the constitutive relations of W-Ni-Fe alloy and its microconstituents were measured by the Hopkinson pressure bar testing and usual compression testing, and then the elastoplastic deformation behavior of W-Ni-Fe alloys in uniaxial compression was analyzed using the micromechanics-based analysis method. The main conclusions are summarized as follows; (1) The work hardening tendency of W-Ni-Fe alloy is in keeping with that of pure tungsten particle phase which is B. C. C. metal. (2) Measured flow stresses of W-Ni-Fe alloy under high strain rate loading are smaller than analyzed ones, due to local failure in the matrix phase of W-Ni-Fe alloy. (3) The compressive residual stresses in the particle phase are produced at the cooling stage in sintering. (4) The micromechanics-based analysis method can precisely analyze the elastoplastic deformation behavior of two-phase composites until large deformation.

Key Words: Constitutive Equation, Material Testing, Micromechanics, Nonlinear Problem, Composite Material, Sintered Materials

1. 緒 論

金属基複合材料は、強度、靱性、延性あるいは耐摩耗性等の機械的特性において優れた性能が期待でき、所望の用途に合わせた材料設計が可能であることから、現在広く用いられるとともに、今後その使用範囲がさらに広がると考えられている。粉末冶金法は金属基複合材料の主な製造法の一つであり、切削工具に用いられる WC-Co 系超硬合金、各種軸材料等に用いられる W-Ni-Fe 合金または耐熱構造部材として期待されるセラミックス/金属系傾斜機能材料などが粉末冶金法により製造される⁽¹⁾⁽²⁾。

これらの金属基複合材料の多くは、摩擦による温度上昇や衝撃荷重など過酷な環境下での使用が想定されるため、それらの熱弾塑性変形挙動や破壊挙動の解明が早急の課題となっている。しかしながら、金属基複合材料は、不均質な微視的構造を有するため、変形・破壊挙動が複雑であり、それらが十分に解明されているとは言えない。東郷ら⁽³⁾は、金属基複合材料の微視的応力・ひずみを予測できる力学モデルを提案し、

WC-Co 系超硬合金の弾塑性変形挙動を解析している。しかし、そこでは WC 粒子のすべり変形等を考慮していないため、負荷応力の高い所で解析精度が十分でないとされている。一方、著者ら⁽⁴⁾⁽⁵⁾は、傾斜機能材料への応用を想定して、ZrO₂ 粒子強化 Ni 基複合材料の多軸応力下での熱弾塑性変形・破壊挙動を、微視力学アプローチにより検討している。しかし、そこでの解析では ZrO₂ 粒子を弾性体として扱っているため、ZrO₂ 粒子に塑性変形が観察されるような高温時には十分な解析精度が得られていない。

そこで本研究では、粒子とマトリックスの両者が塑性変形する金属基複合材料の大変形を伴う弾塑性変形挙動を解析するため、微視力学アプローチによる新しい解析プログラムを作製した。本解析プログラムを用いて W-Ni-Fe 合金の弾塑性変形挙動の解析を行うとともに、W-Ni-Fe 合金とその微視的構成材料の弾塑性構成関係をひずみ速度を変化させた圧縮試験により測定して、微視的な観点から W-Ni-Fe 合金の弾塑性変形挙動を検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材 本研究では、表 1 に示す組成の純 W (以下 WA 材と略記する) と 2 種類の W-Ni-Fe 合

* 原稿受付 1998 年 10 月 5 日。

^{*1} 正員、防衛庁技術研究本部技術部(☎154 8511 東京都世田谷区池尻 1-2-24)。

E-mail: ishi@jda-trdi.go.jp

金(以下, W が 93.0 mass% のものを WB 材, W が 24.0 mass% のものを WC 材と略記する)を供試材とした。WB 材の微視的構造は, 図 1 に示すように球もしくは扁平だ円体形状の 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⁽⁶⁾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 材は, WB 材の W 粒子相に相当する組成の材料であり, WC 材は, WB 材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 材は 2000 K, WB 材および WC 材は 1770 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。なお, 粉末焼結法で作製した WA 材は W 多結晶体となるが, 後述するように WB 材の粒子相は W 単結晶体に近い性質を有している。したがって, 厳密には, WA 材を WB 材の粒子相に相当する材料とみなすことはできないが, W の基本的な機械的性質を明らかにするため, WA 材を供試材とした。

Table 1 Composition and properties of tested materials

Material	Composition mass%			Density ρ g/cm ³	Young's modulus E GPa	C.T.E. α 1/K	Specific heat C _v J/KgK
	W	Ni	Fe				
WA	100.0	-	-	19.2	402	4.5	139
WB	93.0	4.9	2.1	17.7	360	-	134
WC	24.0	53.2	22.8	9.9	140	13.0	373

(a) Before testing (b) After testing ($\epsilon^p=0.5$)

Fig. 1 Microstructure of W-Ni-Fe alloy (WB), before testing (a) and after testing (b)

2.2 圧縮試験 ひずみ速度 $10^{-2} \sim 10^1 \text{ s}^{-1}$ の範囲で油圧式万能試験装置(MTS 社製, TYPE 880)による圧縮試験, 10^2 s^{-1} を越えるひずみ速度領域でホプキンソン棒を用いた衝撃圧縮試験装置による圧縮試験⁽⁷⁾(以下ホプキンソン棒試験という)を行い, 真応力-ひずみ曲線とひずみ速度を求めた。試験温度は, 室温(約 300 K)および高温(400 K, 524 K, 873 K および 1273 K)とした。

3. 解析方法

一般に複合材料の力学挙動を解析する際には二つの異なる立場がある。そのひとつは複合材料を巨視的に均質体とみなす立場で, これを巨視力学解析という。これに対する微視力学解析とは, 複合材料の不均質性を直接考慮し, その構成相レベルでの微視的な応力・ひずみ状態の解析を通じて巨視的な力学挙動を調べるものである。微視力学解析にもさまざまなモデルであるが, 本研究では Eshelby の介在物理論⁽⁸⁾を応用した平均場モデル⁽⁴⁾⁽⁵⁾⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾を採用する。このモデルは各構成相内で均質化(体積平均)した微視的な場(応力・ひずみ)を扱うもので, 各相内にはそれぞれ一様な非弾性ひずみが発生するとし, その効果つまり内部応力の状態も含めて定式化されていることから, 非弾性挙動の解析には特に有効である。

ここでは, 金属マトリックス相中に回転だ円体形状の粒子(アスペクト比は一定とする)が短軸を一方向(x_3 軸方向)に配向してランダムに分散している金属基複合材料を想定する。このような複合材料は明らかに非等方性体であるが, x_3 軸に垂直な面内では等方性を示す。なお, 以下の解析において, 2 階のテンソル量(応力・ひずみ)には $\{\cdot\}$ を付し, 4 階のテンソル量はゴシック体で表すことにする。また, f は体積分率を表し, 添字 m および c はそれぞれマトリックス相および粒子相を指すことにする。

まず, 平均場の定義より, 巨視的応力 $\{\sigma\}$ は

$$\{\sigma\} = f_m \{\sigma_m\} + f_c \{\sigma_c\} \dots \dots \dots (1)$$

であるが, 右辺の微視的応力は, C を弾性スティフネス, S を Eshelby テンソル⁽⁸⁾, I を単位テンソルとすると,

$$\{\sigma_m\} = \Gamma \{\sigma\} + f_c \Gamma K C_m (I - S_c) (\{\epsilon_c^*\} - \{\epsilon_m^*\}) \dots \dots \dots (2)$$

$$\{\sigma_c\} = K \Gamma \{\sigma\} - f_m \Gamma K C_m (I - S_c) (\{\epsilon_c^*\} - \{\epsilon_m^*\}) \dots \dots \dots (3)$$

で与えられる⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。ただし,

$$K = [I + C_m (I - S_c) (C_c^{-1} - C_m^{-1})]^{-1} \dots \dots \dots (4)$$

$$\Gamma = (f_m I + f_c K)^{-1} \dots \dots \dots (5)$$

とした。また、 $(\cdot)^{-1}$ とは $(\cdot)$ の逆、つまり $(\cdot)^{-1}(\cdot)=I$ を表す。したがって、 C^{-1} は弾性コンプライアンスである。 $\{\varepsilon_m^*\}$ および $\{\varepsilon_c^*\}$ はそれぞれマトリックス相および粒子相に定義される一様な非弾性ひずみであり、それらの差、すなわちマトリックス相と粒子相のミスマッチひずみにより内部応力が発生する。この内部応力は巨視的に感知できない応力である。

一方、巨視的ひずみ $\{\varepsilon\}$ は、弾性ひずみ $\{\varepsilon^e\}$ と非弾性ひずみ $\{\varepsilon^*\}$ から成るので、平均場モデルによる構成方程式は

$$\begin{aligned} \{\varepsilon\} &= \{\varepsilon^e\} + \{\varepsilon^*\} \\ &= (f_m C_m^{-1} + f_c C_c^{-1} K) \Gamma \{\sigma\} \\ &\quad + \Gamma^T (f_m \{\varepsilon_m^*\} + f_c K^T \{\varepsilon_c^*\}) \end{aligned} \quad \text{.....(6)}$$

となる⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。なお、4階のテンソルの右肩添字 T は、 $K_{ijkl}^T = K_{klij}$ のごとく、成分を転置したテンソルを表す。

さて、一軸圧縮試験において圧縮方向に x_3 軸をとり、試験片端面とジグの間の摩擦を無視して単軸応力場を想定すると、巨視的な応力 $\{\sigma\}$ とひずみ $\{\varepsilon\}$ のうち零でない成分は、 x_3 軸方向の応力 σ_{33} (以下 σ と略記する) およびひずみ ε_{33} (以下 ε と略記する) と x_3 軸に垂直な方向のひずみ $\varepsilon_{11}, \varepsilon_{22}$ ($=\varepsilon_{11}$) のみとなる。 x_3 軸方向のひずみ成分 ε は弾性ひずみ ε^e と非弾性ひずみ ε^* からなり、非弾性ひずみは塑性ひずみ ε^p と熱膨張ひずみ ε^{th} から成るので、増分形式で次式が得られる。

$$\begin{aligned} d\varepsilon &= d\varepsilon^e + d\varepsilon^p + d\varepsilon^{th} \\ &= S^e d\sigma + S^p d\sigma + S^{th} d\theta \end{aligned} \quad \text{.....(7)}$$

ここで、 S^e および S^p は複合材料の有効弾性コンプライアンスおよび有効塑性コンプライアンス、 S^{th} は熱膨張係数、 θ は基準温度 (熱応力が発生し始める温度) であり、本研究では W-Ni-Fe 合金において再結晶の影響が顕著に現れる 1473 K とした) からの温度差である。ただし、後述の微視力学解析結果によると塑性ひずみ増分は $d\varepsilon^p = S^p d\sigma + S^{p\theta} d\theta$ となるので、熱膨張係数 S^{th} は式 (6) の右辺第 2 項から計算される複合材料の有効熱膨張係数 CTE と $S^{p\theta}$ の和: $S^{th} = CTE + S^{p\theta}$ として表される。

有効弾性コンプライアンス S^e は、式 (6) の右辺第 1 項を $C^{-1}\{\sigma\} = (f_m C_m^{-1} + f_c C_c^{-1} K) \Gamma \{\sigma\}$ とおくと、単軸応力状態であることから $S^e = C_{3333}^{-1}$ となる。

次に、有効塑性コンプライアンス S^p は、変形履歴に依存するため、その影響を考慮して算定する必要がある。まず、マトリックス相および粒子相に与える非弾性ひずみは、塑性ひずみと熱膨張ひずみから成るので、

$$\begin{aligned} \{\varepsilon_m^*\} &= \{\varepsilon_m^p\} + \{\varepsilon_m^{th}\} \\ &= \begin{Bmatrix} -\varepsilon_m^p/2 & 0 & 0 \\ 0 & -\varepsilon_m^p/2 & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_m^p \end{Bmatrix} + \begin{Bmatrix} \alpha_m \theta & 0 & 0 \\ 0 & \alpha_m \theta & 0 \\ 0 & 0 & \alpha_m \theta \end{Bmatrix} \end{aligned} \quad \text{.....(8)}$$

$$\begin{aligned} \{\varepsilon_c^*\} &= \{\varepsilon_c^p\} + \{\varepsilon_c^{th}\} \\ &= \begin{Bmatrix} -\varepsilon_c^p/2 & 0 & 0 \\ 0 & -\varepsilon_c^p/2 & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_c^p \end{Bmatrix} + \begin{Bmatrix} \alpha_c \theta & 0 & 0 \\ 0 & \alpha_c \theta & 0 \\ 0 & 0 & \alpha_c \theta \end{Bmatrix} \end{aligned} \quad \text{.....(9)}$$

となる。ここで、 α_m および α_c はマトリックス相および粒子相単体での熱膨張係数である。熱膨張ひずみは、等方性としているが、塑性ひずみは非圧縮性の軸対称ひずみとしている。

また、マトリックス相および粒子相はともに Mises の降伏条件:

$$\sigma_m^{eq} = \sigma_m^y \quad \text{.....(10)}$$

$$\sigma_c^{eq} = A' \left(B + \int d\varepsilon_c^{eq} \right)^n \quad \text{.....(11)}$$

に従うとする。なお、本研究ではマトリックス相の体積分率が小さくそこでの微視的応力が巨視的応力に大きな影響を及ぼさないと考えられるので、解析を簡単にするためマトリックス相は弾完全塑性体とする。一方、粒子相は後述の圧縮試験で測定される構成方程式に従う弾塑性体とする。ここで、 σ_m^{eq} および σ_c^{eq} はマトリックス相および粒子相における Mises の相当応力、 σ_m^y はマトリックス相の降伏応力 (本研究では、塑性ひずみ 0.25 のときの流動応力に等しいとした)、 $d\varepsilon_c^{eq}$ は粒子相の相当塑性ひずみ増分、 $\dot{\varepsilon}_*$ は無次元化したひずみ速度 ($\dot{\varepsilon}_* = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$, $\dot{\varepsilon}_0 = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)、 T_* は無次元化した温度 ($T_* = (T - T_r)/(T_m - T_r)$, T_r : 室温 (300 K), T_m : 融点), A, B, C, n および m は粒子相の材料定数である。

ここでは軸対称応力場を想定しているので、相当応力は式 (2) および式 (3) から計算される微視的応力の成分を用いて $\sigma_m^{eq} = |\sigma_{11}^m - \sigma_{33}^m|$ および $\sigma_c^{eq} = |\sigma_{11}^c - \sigma_{33}^c|$ となり、相当塑性ひずみ増分は

$$\begin{aligned} d\varepsilon_c^{eq} &= \{(2/3)[(-d\varepsilon_c^p/2)^2 + (-d\varepsilon_c^p/2)^2 + (d\varepsilon_c^p)^2]\}^{0.5} \\ &= |d\varepsilon_c^p| \end{aligned}$$

となる。微視的応力の各成分は式 (2) および式 (3) から明かなように、 $\sigma, (\varepsilon_m^p - \varepsilon_c^p)$ および $(\alpha_c - \alpha_m)\theta$ に比例する項の和で表されるので、相当応力も同様に

$$\sigma_m^{eq} = |\alpha\sigma + \beta(\varepsilon_m^p - \varepsilon_c^p) + \gamma(\alpha_c - \alpha_m)\theta| \quad \text{.....(12)}$$

$$\sigma_c^{eq} = |\alpha'\sigma - \beta(f_m/f_c)(\varepsilon_m^p - \varepsilon_c^p) - \gamma(f_m/f_c)(\alpha_c - \alpha_m)\theta| \quad \text{.....(13)}$$

で表すことができる。ここで、 α, β, γ および α' は粒子形状(回転だ円体粒子のアスペクト比)、各相の弾性定数および体積分率に依存する係数であり、式(2)および式(3)から計算される。式(10)~(13)から、各相の塑性ひずみ増分を導出すると、

$$d\epsilon_m^p = d\epsilon_c^p - (\alpha/\beta)d\sigma - (\gamma/\beta)(\alpha_c - \alpha_m)d\theta \quad \cdots(14)$$

$$d\epsilon_c^p = \frac{\alpha' + \alpha f_m/f_c}{s_1 s_2 A' n (B + \int d\epsilon_c^p)^{n-1}} d\sigma \quad \cdots(15)$$

となる。ただし、 s_1 および s_2 は $s_1 = (\sigma_{11}^c - \sigma_{33}^c)/|\sigma_{11}^c - \sigma_{33}^c|$ および $s_2 = d\epsilon_c^p/d\epsilon_m^p$ と定義した +1 または -1 の値である。式(15)を $d\epsilon_c^p = S_c^p d\sigma$ とおき、式(6)の右辺第2項から導出される式： $\{d\epsilon^p\} = \Gamma^T(f_m\{d\epsilon_m^p\} + f_c K^T\{d\epsilon_c^p\})$ に式(14)および式(15)を代入すると、巨視的な x_3 軸方向の塑性ひずみ増分 $d\epsilon^p$ は、

$$d\epsilon^p = S^p d\sigma + S^{p\theta} d\theta \quad \cdots(16)$$

$$S^p = f_m X (S_c^p - \alpha/\beta) + f_c Y S_c^p \quad \cdots(17)$$

$$S^{p\theta} = -f_m X (\gamma/\beta)(\alpha_c - \alpha_m) \quad \cdots(18)$$

$$X = -\Gamma_{1133}/2 - \Gamma_{2233}/2 + \Gamma_{3333} \quad \cdots(19)$$

$$Y = \Gamma_{1133}(-K_{1111}/2 - K_{2211}/2 + K_{3311}) + \Gamma_{2233}(-K_{1122}/2 - K_{2222}/2 + K_{3322}) + \Gamma_{3333}(-K_{1133}/2 - K_{2233}/2 + K_{3333}) \quad \cdots(20)$$

となり、最終的に複合材料の有効塑性コンプライアンスは式(17)により求められる。

一方、複合材料の有効熱膨張係数 CTE は、式(6)の右辺等2項から

$$CTE = f_m(\Gamma_{1133} + \Gamma_{2233} + \Gamma_{3333})\alpha_m + f_c[\Gamma_{1133}(K_{1111} + K_{2211} + K_{3311}) + \Gamma_{2233}(K_{1122} + K_{2222} + K_{3322}) + \Gamma_{3333}(K_{1133} + K_{2233} + K_{3333})]\alpha \quad \cdots(21)$$

となる。この CTE と式(18)の $S^{p\theta}$ から式(7)の熱膨張係数 S^{θ} が求められる。

以上の定式に従って解析プログラムを作製し、増分計算を繰返すことにより、任意の弾塑性変形状態での巨視的および微視的な応力・ひずみを計算することができる。

4. 結 果

4.1 実験結果 各供試材の応力-塑性ひずみ曲線の測定結果を図2に示す。ひずみ速度 $1.0 \times 10^1 \text{ s}^{-1}$ 以下は油圧式万能試験装置による圧縮試験結果(点線および細い実線)、それを越えるものはホプキンソン棒試験結果(太い実線)である。なお、ホプキンソン棒試験では、変形の進展とともにひずみ速度が低下するので、図中の応力-塑性ひずみ曲線は一定ひずみ速度条件下にない(一定ひずみ速度での応力-塑性ひずみ曲線を求めるためには後述の図3に示す流動応力-ひずみ速度直線を描いて、任意のひずみ速度での流動応力を求めることが必要となる)。各曲線は3回の測定データを平均化したものであり、さらにホプキンソン棒試験による曲線は移動平均法により平滑化している。なお、WA 材の曲線が途切れているのは試験装置の性能の制限によるものであり、試験片の破損を示していない。負荷を与えた試験片の表面と切断面を観察した結果、割れ等の破損が観察されるのはWA 材のみであり、WA 材はおおむね0.2~0.3の塑性ひずみでき裂が発生する。

各供試材ともにひずみ速度が高くなるに従って初期降伏応力が大きくなるが、加工硬化の傾向(曲線の傾き)は供試材によって異なったものとなる。WC 材では、塑性ひずみの増大とともに流動応力が単調に増大してその傾きはひずみ速度にあまり依存しない。これに対してWA 材では、曲線の傾きがひずみ速度に依存して変化する。WA 材では低ひずみ速度時($1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)に流動応力が最大値まで単調に増大するが、それより高いひずみ速度では若干の塑性ひずみで流動応力が最大値に達してその後減少する傾向、すなわち加工軟化が顕著となる。この加工軟化の程度はひずみ

Fig. 2 Measured stress-plastic strain curves of WA (a), WB(b) and WC(c)

速度が高くなるほど大きくなる。一方、金属基複合材料である WB 材は、WB 材の構成材料である WA 材に近い加工硬化の傾向を示す。すなわち、WB 材は、低ひずみ速度時に流動応力が単調に増大するが、高ひずみ速度時に加工軟化するようになる。

WA 材と WB 材で観察される加工軟化は、塑性仕事に伴う材料の温度上昇が原因と考えられる。低ひずみ速度変形時 ($1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) には、塑性仕事に伴って発生する熱が試験片表面から大気中や試験装置ジグに十分に拡散するため、試験片内部はおおむね等温状態 (isothermal) にあるが、ホプキンソン棒試験で実現される高ひずみ速度変形には、塑性変形が瞬時に終了するため熱が拡散できず試験片内部はおおむね断熱状態 (adiabatic) にあると考えられる。そこでホプキンソン棒試験で測定した応力-塑性ひずみ曲線が完全な断熱状態にあるとみなして、それを等温状態での応力-塑性ひずみ曲線に換算した結果を図 2 に一点鎖線で示す。その換算方法は、塑性仕事 $\Delta W_p = \sigma \Delta \epsilon_p$ がすべて熱に変換されるとして試験片の温度増分 $\Delta T = \Delta W_p / \rho C_v$ を計算し、後述の式 (22) に示す構成方程式から導出される式: $\sigma / (\sigma)_{T_r} = (1 - T_*^m)$ により、室温 ($T_r = 300 \text{ K}$) での流動応力 $(\sigma)_{T_r}$ を計算するというものである。このようにして求めた等温状態での高ひずみ速度時の応力-塑性ひずみ曲線から、WC 材は流動応力が単調に増大するが、WA 材や WB 材は流動応力が最大値に達した後、おおむね一定の流動応力になることがわかる。

このように、WA 材と WC 材では加工硬化の傾向

が異なっているが、その理由として両者の結晶構造の違いを挙げることができる。本研究では、結晶構造と加工硬化の関係を詳細に検討することを目的としていないが、F. C. C. 金属の WC 材のほうが B. C. C. 金属の WA 材よりも加工硬化の度合いが大きいという傾向は、従来の報告⁽¹¹⁾と一致する結果である。

次に、以上の応力-塑性ひずみ曲線の測定結果から各供試材の構成方程式を求めた結果について述べる。構成方程式は、塑性解析で一般に用いられる Swift の式⁽¹²⁾と Johnson-Cook の式⁽¹³⁾を組合わせて、

$$\sigma = A(B + \epsilon^p)^n (1 + C \log_e \dot{\epsilon}_*) (1 - T_*^m) \quad \cdots (22)$$

と定義したものを用いている。この式において、 $(1 + C \log_e \dot{\epsilon}_*)$ および $(1 - T_*^m)$ の項は流動応力のひずみ速度依存性および温度依存性を表す。また、無次元化した温度 $T_* = (T - T_r) / (T_m - T_r)$ の算出に用いた融点 T_m は、WA 材、WB 材および WC 材でそれぞれ 2000 K 、 1770 K および 1703 K とした。まず、定数 A 、 B および n を、ひずみ速度 $1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ($\dot{\epsilon}_* = 1$, $T_* = 0$) のときの曲線を最小二乗法で曲線近似することにより求めた。

次に、ひずみ速度係数 C を求めるため、温度 300 K ($T_* = 0$) における塑性ひずみ 0.0 、 0.1 、 0.2 、 0.3 、 0.4 および 0.5 での流動応力をひずみ速度に対してまとめた。その結果を図 3 に示す。図 3 の直線の傾き $d\sigma/d \log_e \dot{\epsilon}_*$ は、流動応力のひずみ速度依存性を示すものであり、ひずみ速度係数は $C = (d\sigma/d \log_e \dot{\epsilon}_*) / A(B + \epsilon^p)^n$ により求められる。図 3 に示す結果から、WA 材と WC 材では C 値がひずみ速度に依存せずおおむね一定値 (WA 材では $C = 0.022$ 、WA 材では $C = 0.036$) となるが、WB 材では C 値がひずみ速度に依存しておおむね線形関係: $C = 0.025 - 0.060 \epsilon^p$ にあることがわかる。

一方、流動応力の温度依存性を表す指数 m を求めるため、一定ひずみ速度 ($1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) で温度を変え

Fig. 3 Effect of strain rate on flow stress of WA (a), WB (b) and WC (c)

Fig. 4 Effect of temperature on flow stress of WA and WC

た圧縮試験を行い、図4に示す結果を得た。この結果から、WA材とWC材の m 値はそれぞれ0.48および0.54となる。WB材の m 値は文献⁽¹³⁾を参照して1.0とした。

以上の方法で求めた構成方程式の定数を表2に示す。なお、WSCはW単結晶を示し、その構成方程式の定数を後述の微視力学解析で用いた。WSC材の A, B および n は文献⁽¹⁴⁾のW単結晶の引張試験結果(引張軸は単結晶の[100]方向)から求めた値である。一方、WSC材の C および m については詳細なデータが得られていないので、W多結晶(WA材)の値をそのまま用いている。

4・2 弾塑性変形挙動の微視力学解析 金属基複

Table 2 Constitutive constants for tungsten poly-crystal(WA), tungsten single-crystal(WSC) and tungsten alloys(WB, WC)

Material	Constitutive constants for $\sigma = A (B + \epsilon^p)^n (1 + C \log_e \dot{\epsilon}_*) (1 - T_*^m)$				
	A MPa	B	n	C	m
WA	1959.5	0.083	0.118	0.022	0.48
WSC	1963.0	0.004	0.211*1	0.022*2	0.48*2
WB	1844.0	0.007	0.189	0.025-0.060 ϵ^p	1.0 *3
WC	1365.3	0.031	0.430	0.036	0.54

*1: From reference(14)

*2: From WA data

*3: From reference(13)

Fig. 5 Comparison between measured and calculated stress-plastic strain curves of W-Ni-Fe alloy (WB) at high strain rate ($0.3 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$) and low strain rate ($1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)

合材料であるWB材の弾塑性変形挙動を3章の微視力学解析法により解析した結果を図5に示す。図5において実線は式(22)で表される測定結果、点線および一点鎖線はW単結晶WSC材およびW多結晶WA材の構成方程式を分散粒子相の構成方程式としたときの解析結果である。

ひずみ速度 $1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ のときの測定結果と解析結果を比較すると、分散粒子相をW多結晶としたときには流動応力の解析結果が測定結果より大きくなり、両者の差異が大きい。一方、分散粒子相をW単結晶としたときには解析結果が測定結果より若干小さくなるがおおむね良く一致している。この結果から、W-Ni-Fe合金(WB材)の分散粒子はW多結晶よりもW単結晶に近い機械的性質を有していることがわかる。

一方、高ひずみ速度時 ($0.3 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$) の測定結果と解析結果を比較すると、小変形時には両者は良く一致しているが、大変形時には流動応力の測定結果が解析結果より小さい値を示している。この差異の原因について確認できていないが、高速負荷を受ける金属基複合材料に特異な欠陥が生じて流動応力が減少したのではないかと推察される。Lankfordら⁽¹⁵⁾がステレオイメージング法で変形後のW-Ni-Fe合金の局所ひずみを測定した結果によると、高ひずみ速度変形時には低ひずみ速度変形時に比べて格段に大きな局所ひずみがマトリックス相に発生する。これは、高ひずみ速度での変形時に応力波が伝ばすると、粒子界面等の衝撃インピーダンスが急変する場所で応力波が反射・干渉

Fig. 6 Comparison between macroscopic and microscopic stress-plastic strain curves of W-Ni-Fe alloy (WB) in uniaxial compression

Fig. 7 Aspect ratio of pure W particles of W-Ni-Fe alloy (WB) in uniaxial compression

して局所的に大きな応力が生じるためである。このように高ひずみ速度時には応力・ひずみが粒子界面近傍で局所的に大きくなり、そこで微小空洞や界面はく離等の欠陥が発生するため、流動応力が解析で予想されるよりも小さくなったと推察される。ただし、ここで示した金属基複合材料の高ひずみ速度変形時の破壊現象については未解明の問題が多く十分な検討ができていないので、今後さらに検討していきたい。

図6は、ひずみ速度 $1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ のときの WB 材の弾塑性変形挙動について巨視的な応力・塑性ひずみと微視的な応力・塑性ひずみを比較したものである。なお、本研究では圧縮を正の値としているので引張りは負の値となる。まず、図6から、WB 材の分散粒子相には約 250 MPa の圧縮応力、マトリックス相には約 1200 MPa の引張応力が初期応力として残留していることがわかる。この残留応力は、焼結時の冷却過程において、分散粒子相(熱膨張係数 $5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$)とマトリックス相(熱膨張係数 $13 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$)の熱膨張差によって生じるものであり、熱膨張係数の小さい分散粒子相に圧縮の静水圧が発生する(負荷を与える前の分散粒子は球状であるので、偏差応力成分は零となる)。このような初期状態にある試験片に圧縮負荷を与えると、分散粒子相およびマトリックス相の負荷方向(x_3 軸方向)の微視的応力成分 σ_{33} および σ_{33}^0 は圧縮側に大きく変化するが、 x_3 軸に垂直方向の微視的応力成分 σ_{11} および σ_{11}^0 は大きさがあまり変化しない。以上の結果から、W-Ni-Fe 合金に負荷を与えたとき、分散粒子相の負荷方向の微視的応力成分(一軸圧縮試験時には σ_{33})が負荷の大部分を支持するとともに、分散粒子相は圧縮の静水圧のもとで塑性変形することがわかる。一般に金属は圧縮の静水圧下では破断ひずみが著しく増大することが知られている。したがって、延性の小さな W 粒子(W 単結晶の引張試験時の破断ひずみは 0.1 未満である)を構成相とする W-Ni-Fe 合金(WB 材)が大変形時にも破損しない理由の一つ

として、粒子相に圧縮の静水圧が作用していることを挙げることができる。なお、マトリックス相には引張りの静水圧が作用しているため、本研究の圧縮負荷では破壊しなかったマトリックス相も引張負荷のもとでは脆性破壊する可能性が大きいと考えられる。

図7は、W-Ni-Fe 合金(WB 材)の塑性変形に伴う分散粒子の変形状態を示すものであり、縦軸は回転だ円体形状の分散粒子のアスペクト比(粒子の短軸と長軸の比: L_3/L_1)を示す。測定値は塑性ひずみ 0.3 または 0.5 まで変形させた試験片の切断面を観察してアスペクト比を測定した結果であり、解析結果と良く一致している。したがって、ここに示した粒子の変形状態と先に示した応力-塑性ひずみ曲線について解析結果と測定結果が良く一致していることから、本研究で用いた微視力学解析法は金属基複合材料の弾塑性変形挙動を精度良く解析できると結論できる。

5. 結 論

二相複合構造を有する W-Ni-Fe 合金の弾塑性変形挙動を調べるため、ひずみ速度を変化させた圧縮試験と平均場モデルに基づく微視力学解析を行った。得られた主な結果は以下のとおりである。

(1) W-Ni-Fe 合金(WB 材)の分散粒子相(WSC 材)とマトリックス相(WC 材)では、加工硬化の傾向が異なり、B.C.C.金属の分散粒子相はF.C.C.金属のマトリックス相よりも加工硬化の度合いが小さい。W-Ni-Fe 合金は、分散粒子相に近い加工硬化の傾向を示す。

(2) 高ひずみ速度変形時の W-Ni-Fe 合金では、大変形時の流動応力が解析で予想されるよりも小さな値を示す。この原因については、今後さらに検討していく予定であるが、高速負荷を受ける金属基複合材料に特異な欠陥が発生したためであると推察される。

(3) 粉末焼結法により作製される W-Ni-Fe 合金の分散粒子相には、圧縮の静水圧が残留している。

(4) 微視力学アプローチに基づいて新しく作製した解析プログラムにより、金属基複合材料の弾塑性変形挙動を精度良く解析することができる。

文 献

- (1) 日本複合材料学会編, 金属基複合材料を知る事典, (1989), 1-14, アグネ.
- (2) 末踏科学技術協会編, 傾斜機能材料, (1993), 36-57, 工業調査会.
- (3) 東郷敬一郎・田川哲哉・大塚昭夫, 二相焼結材料の弾性・弾塑性変形挙動の解析, 機論, 53-494, A(1987), 1870-1877.
- (4) 石塚丈洋・若島健司, セラミックス-金属系傾斜機能材料

- 平板の残留熱応力, 機論, **60**-571, A(1994), 748-755.
- (5) 石塚丈洋・太田順子・若島健司, ジルコニア粒子強化ニッケル基複合材料のディスク曲げ試験による破壊強度評価, 日本金属学会誌, **59**-8(1995), 869-877.
- (6) 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(1980), 1064-1070.
- (7) 田中, 衝撃による応力ひずみ曲線, 機誌, **69**-57(1966), 1594-1601.
- (8) 村外志夫・森 勉, マイクロメカニクス, (1976), 23-57, 培風館.
- (9) Wakashima, K. and Tsukamoto, H., Mean-Field Micromechanics Model and its Application to the Analysis of Thermomechanical Behavior of Composite Materials, *Mater. Sci. Eng., A*, **146**(1991), 291-316.
- (10) Wakashima, K. and Tsukamoto, A Unified Micromechanical Approach toward Thermomechanical Tailoring of Metal Matrix Composites, *ISIJ Int.*, **32**(1992), 883-892.
- (11) Zerilli, F. J. and Armstrong, R. W., Dislocation-Mechanics-based Constitutive Relations for Material Dynamics Calculations, *J. Appl. Phys.*, **61**-5(1987), 1816-1825.
- (12) 山田嘉昭, 塑性・粘弾性, (1980), 21-23, 培風館.
- (13) 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.
- (14) Rose, R. M., Ferriss, D. P. and Wulff, J., Yielding and Plastic Flow in Single Crystals of Tungsten, *Trans. Met. Soc. AIME*, **224**(1962), 981-989.
- (15) Lankford, J., Conque, H., German, R. and Bose, A. (Crowson, A. and Chen, E. S.編), Dynamic Deformation and Failure of Tungsten Heavy Alloys, *Tungsten and Tungsten Alloys-Recent Advances*, TMS, Warrendale, PA, (1962), 151-159.