一方向繊維強化複合材料の変形挙動

柳 沢 平* 矢 野 哲 夫**

1. ま え が き

高温で製造される一方向繊維強化複合材料は、その後の冷却過程で熱応力を発生し、冷却後に大きい残留応力を内蔵していることが明らかにされている。このような熱応力発生過程は、加熱・冷却をくり返す条件下での使用中の力学的挙動と同一であり、複合材料の製造と使用の両面にわたる共通課題である。最近、一方向強化材に限らず、二方向、スパイラル配列強化材においても、熱膨張係数やヤング率等の解析が行なわれるようになった^{(1)~(3)}。熱変形と言っても解析の基礎は外力による変形の場合と同じであり、どのような解析手法を用いるかによって、結果に対する解釈が異なる場合がある。

著者らは製造上の影響因子と複合則の適用に特に注意を払いながら、典型的な共晶系複合材料として、理想的な整列組織の得られやすい Al-Al₃Ni 共晶系複合材料の熱変形および外力による変形の挙動を調べてきた。本稿では、この材料を用いた著者らの系統的研究の結果を中心に最近の研究を整理した。

この材料は古くから一方向繊維強化複合材料のモデル材料として調べられてきた材料であると同時に、近年、繊維状第2相が微細に晶出しやすいこと、粒状化処理が容易である等^{(4)~(6)}の理由で、繊維強化複合材料としてではなく、粒子分散強化型の実用材料としての可能性が研究されている材料の基礎系でもある。

2. 降 伏 応 力

(1) 降伏応力の繊維間隔依存性

共晶系複合材料においては、凝固速度の制御によって、

* 広島大学助教授；工学部第一類(機械系)

** 広島大学助手；工学部第一類(機械系)

Deformation Behavior of Unidirectional Fiber Reinforced Materials; Osamu Yanagisawa, Tetsuo Yano (Faculty of Eng., Hiroshima Univ., Higashi-Hiroshima)

Keywords: deformation, fiber reinforced metals, Al-Al₃Ni eutectic alloy, inter-fiber spacing, residual stress, flow stress estimation

1987年7月27日受理

体積率一定のまま繊維間隔を変えることができる。一般に、共晶系複合材料の引張降伏応力は、強化相間隔が小さくなると上昇する⁽⁷⁾⁽⁸⁾。他方、降伏応力は残留応力の影響も強く受けるので、従来の降伏応力の繊維間隔依存性を調べた実験結果の中には、残留応力の影響が含まれているはずである。

図1は Al-Al₃Ni 共晶系複合材料の凝固速度と 0.2% 耐力の関係を整理したものである⁽⁹⁾。圧縮の耐力 σ_{cC} が引張の耐力 σ_{cT} にくらべて著しく大きいことが知られる。凝固速度が大きくなると、凝固セル組織が発生しやすくなるため、その影響も現われているが、セル密度 $N(10^6 \text{ m}^{-2})$ と繊維間隔 $\lambda(10^{-3} \text{ m})$ の関数でこれらを整理すると式(1)が得られた。

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{cT}^y &= 0.032\lambda^{-1} + 11.3N + 40 (\text{MPa}) \\ \sigma_{cC}^y &= -0.068\lambda^{-1} - 1.2N - 60 (\text{MPa}) \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

複合則を仮定して、母相の残留応力 σ_m^R と 0.2% 耐力 σ_m^y を求めると、式(2)が得られる。

$$\left. \begin{aligned} \sigma_m^R &= 0.16\lambda^{-1} - 4.6N + 9.1 (\text{MPa}) \\ \sigma_m^y &= 0.045\lambda^{-1} + 5.7N + 21 (\text{MPa}) \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

凝固速度を変えたとき、 λ と N が変化するが、母相の残留応力におよぼす N の変化の影響は小さく、母相の残留応力 σ_m^R は繊維間隔 λ に依存する。

図1 0.2% 耐力におよぼす凝固速度の影響。

(2) 降伏応力の温度依存性

凝固速度 $R = 1.02 \times 10^{-5}$ m/s で一方向凝固させ ($\lambda =$ 約 $2.3 \mu\text{m}$), 500 K で 18 ks (5 h) 焼鈍の後, 炉内冷却し, 再び試験温度に加熱した後求められた引張と圧縮の 0.01% 耐力⁽¹⁰⁾ を図 2 に示す. 引張の耐力は 473 K で最大値を示し, 通常の金属の耐力の温度依存性とは反対に, 473 K までは逆温度依存性を示している. これに対して, 圧縮の耐力は温度の上昇とともに単調に減少している. 室温においては, 引張より圧縮の耐力の方が大きい, 約 400 K 以上では逆に引張の耐力の方が大きくなっている. このような, 引張耐力と圧縮耐力の不一致ならびに 473 K 以下の温度における引張耐力の逆温度依存性の原因は, 繊維と母相の熱膨張係数の差異による残留応力にあると考えられる.

複合材の引張と圧縮の耐力から母相の残留応力を求めた従来の研究では⁽¹¹⁾⁻⁽¹⁴⁾, 母相の引張耐力 σ_{mT}^y と圧縮耐力 σ_{mC}^y の大きさが等しいこと, すなわち $\sigma_{mT}^y + \sigma_{mC}^y = 0$ を仮定し, 母相の残留応力を複合材の圧縮と引張の耐力 σ_{cT} と σ_{cC} の測定値から, 式 (3) で与えている.

$$\sigma_m^R = -E_m(\sigma_{cT}^y + \sigma_{cC}^y)/2E_c \quad (3)$$

しかし, 熱履歴過程において母相が塑性変形する場合には, その後の外力による変形で母相にバウシinger効果が現われ, $\sigma_{mT}^y + \sigma_{mC}^y \neq 0$ となる. 従って, このような場合には, 母相の残留応力は従来の方法では求まらない.

図 2 引張と圧縮耐力の試験温度依存性.

図 3 各温度における母相の残留応力.

い. そこで著者らは, 十分大きな引張 - 除荷, 圧縮 - 除荷のヒステリシス・ループから作図法によって残留応力を求めた⁽¹⁰⁾.

この方法によって測定した各温度での母相の残留応力を図 3 に示す. 母相の残留応力は 293 K では引張応力状態であり, 約 400 K を越えると圧縮応力状態に変化している. このような昇温過程での残留応力の変化は, 各構成相の熱膨張係数の相違を考慮することによってよく理解される. すなわち, 昇温過程において, 母相と繊維の両者は膨張するが, 高温になると母相が圧縮, 繊維が引張の残留応力状態へ変化する.

3. バウシinger効果

Clarke ら⁽¹⁵⁾は Al-Al₃Ni 共晶系複合材料に対して, また Lilholt⁽¹⁶⁾は Cu-W 繊維強化複合材料に対して, バウシinger効果を利用して平均内部応力を求め, その加工硬化率が Brown の理論による計算値とよく一致することを示した. Adam ら⁽¹⁷⁾は Al-Al₃Fe および Al-Al₆Fe 共晶系複合材料の平均内部応力によるストアード・エネルギーを測定し, これが Tanaka-Mori 理論⁽¹⁸⁾および Brown-Clarke 理論⁽¹⁹⁾による計算値と比較的よく一致することを示した (図 4). また彼らは, このストアード・エネルギーが全仕事量の約 75% にも達することを示した. このことは複合材料の変形応力に繊維の弾性変形の寄与が大きいことを示唆している. これに対して, Lasalmonie ら⁽²⁰⁾は, Al-Al₃Ni 系において, バウシinger効果を複合則を用いて解析し, 母相にも強いバウシinger効果があると主張した. これらの議

図 4 ストアード・エネルギーとひずみの 2 乗の関係, TM は Tanaka-Mori, BC は Brown-Clarke を意味する.

論には、バウシinger効果の定義と測定法を明確にしておくことが不可欠である。

最近、八高ら⁽²¹⁾は Al-繊維状 Al_3Ni 共晶合金、Al-粒状 Al_3Ni 共晶合金および Al 単結晶のバウシinger効果を調べ、図 5、図 6 に示すような結果を得た。ここで $\Delta\sigma$ は永久軟化量⁽²²⁾⁽²³⁾、 σ_B は除荷前の応力と 0.2% の逆方向塑性ひずみを生ぜしめる応力の和である。この結果から明らかなように、バウシinger効果は単相金属の場合にくらべて第 2 相を含む場合の方が大きく、かつ第 2 相の体積率が同じ場合であっても、その形状が粒子状の場合より繊維状の場合の方が大きい。もう一つの特徴は、Al 単結晶および Al-粒子状 Al_3Ni 共晶合金では、引張-圧縮試験で得られたバウシinger効果と圧縮-引張試験で得られたバウシinger効果が等しいのに対して、Al-繊維状 Al_3Ni 合金では圧縮-引張試験で

得られたバウシinger効果の方が大きいことである。八高らはこの理由を凝固後あるいは熱処理後室温までの冷却中に母相内に生じた残留応力の存在に求めた。彼らは Cantor⁽²⁴⁾と同様に、透過電子顕微鏡によって転位組織の観察を行ない、Al-繊維状 Al_3Ni 共晶合金の母相には、引張の残留応力の存在によって、十分焼鈍した純 Al を 0.3~0.5% 程度塑性変形したときと同程度の密度の転位が観察されたと報告している。

4. 加工硬化

従来、複合材料の加工硬化理論として、単純な複合則の外に、Tanaka-Mori⁽¹⁸⁾、Brown-Clarke⁽¹⁹⁾の理論が提唱されている。Brown らの理論によって計算された内部応力の中には、Tanaka らの理論と同様に、繊維の弾性変形応力が含まれているため、弾性繊維-塑性母相複合材料の繊維の受け持つ応力が母相のそれと比較して非常に大きいときには、これらの理論は複合則による結果とほぼ同じ結果を与える⁽²⁵⁾。

著者ら⁽²⁶⁾は、Lasalmonie らや Clarke らの方法にしたがって、Al- Al_3Ni 共晶系複合材料の種々の温度におけるバウシinger効果を、特に母相のバウシinger効果を考慮して再検討し、その検討結果にもとづいて加工硬化挙動を論じた。その結果、本複合材の内部応力による加工硬化率 α_{ci} は、ほとんど繊維の弾性変形による寄与のみによって決められ、バウシinger効果の原因となっている応力は、繊維の弾性応力であると結論することができる。図 7 に通常の引張試験によって求められた Stage II (繊維が弾性変形、母相が塑性変形する領域)の直線硬化部の加工硬化率 α_o および負荷-除荷試験によって求めた繊維の体積率 V_f とヤング率 E_f の積 $V_f \cdot E_f$ も示してある。本図が示すように、温度の上昇によ

図 5 バウシinger効果のパラメータを示す模式図。

図 6 バウシinger効果におよぼす予ひずみ量 ϵ_p の影響。
(a) 永久軟化量と ϵ_p の関係、(b) バウシinger応力と ϵ_p の関係。

図7 引張試験の応力-ひずみ曲線より求めた加工硬化率 α_c 、負荷-除荷曲線より求めた $E_f V_f$ と内部応力による加工硬化率 α_{ci} の温度依存性。

る複合材の加工硬化率 α_c の低下は、 $V_f \cdot E_f$ の低下によるものである。これより、試験片温度の上昇による加工硬化率の低下は、主として繊維のヤング率の低下によるものであると考えられる。

5. 残留応力の緩和

繊維強化複合材料の熱疲労挙動は、その熱的くり返し過程で変化する残留応力の影響を受ける⁽²⁷⁾⁻⁽²⁹⁾。熱応力による母相の変形には、加工硬化による残留応力の上昇と緩和による残留応力の低下が伴うはずである。

残留応力の緩和機構としては、(1)母相の塑性(クリー

図8 (a) 母相の残留応力の経時変化。
(b) T^{-1} と $\ln[H E_c / (n-1) V_f E_f]$ の関係。

$$\text{ただし } H = \left(\frac{\sigma_m - \sigma_m^\infty}{E_m} \right)^{-(n-1)} - \left(\frac{\sigma_{m0} - \sigma_m^\infty}{E_m} \right)^{-(n-1)}$$

プ)変形、(2)界面すべりの寄与が考えられている。たとえば、タングステン繊維-銅複合材料がくり返し加熱-冷却を受けると界面すべりや界面ボイドが発生する⁽²⁹⁾。また Al-Al₃Ni 共晶系複合材料においても、加熱・冷却のくり返し数が非常に多い場合に、界面すべりが観察された⁽³⁰⁾。

Garmong⁽³¹⁾ は一定温度における共晶系複合材料中の緩和挙動をクリープ変形則を用いて1次元的に解析した。Tyson⁽³²⁾ も指摘しているように、その解析には計算上の誤りがある。著者らは、Al-Al₃Ni 共晶系複合材料の加熱および冷却過程の熱膨張・収縮挙動と残留応力の関係を実験的に検討し、さらに加熱または冷却後一定温度で保持したときの複合材のひずみの経時変化を調べ、残留応力の緩和挙動について検討した⁽³³⁾。

加熱および冷却後一定温度で保持したときの複合材の膨張・収縮は残留応力の符号に影響され、複合材は母相が圧縮(繊維が引張)の応力状態で収縮し、母相が引張(繊維が圧縮)の応力状態下では膨張する。複合則を適用して、母相の残留応力の経時変化を求めたのが図8(a)である。この緩和速度は、同図(b)に示すように、次式で表わされる限界応力 σ_m^∞ を含んだ純アルミニウムの定常クリープ速度式⁽³⁴⁾を用いてよく記述することができた。

$$\dot{\epsilon}_{\text{mpl}} = A \left(\frac{\sigma_m - \sigma_m^\infty}{E_m} \right)^n \cdot \exp \left(-\frac{Q_m}{RT} \right) \quad (4)$$

ここで、 A は定数、 E_m は母相のヤング率、 Q_m は活性化エネルギー、 R は気体定数である。この解析で興味

深いことは、残留応力が緩和するときの限界応力は繊維間隔が小さくなるほど、また温度が低くなるほど大きいことである(図9)。

図9 限界応力 σ_m^∞ におよぼす繊維間隔の影響。
 $R_1 = 2.82 \times 10^{-6}$ m/s のとき $\lambda = 4.4 \mu\text{m}$,
 $R_2 = 1.03 \times 10^{-5}$ m/s のとき $\lambda = 2.3 \mu\text{m}$,
 $R_3 = 2.66 \times 10^{-5}$ m/s のとき $\lambda = 1.55 \mu\text{m}$.

6. 応力分布とひずみ分布の計算

球状または繊維状の強化相を持つ複合材料の母相における加工硬化と回復の機構として、これまで種々の機構が提出されている。たとえば、Brown ら⁽³⁵⁾は複合材料の加工硬化がオローワン・ループの強化相のまわりへの堆積によって起こると考えた。球状強化相を持つ複合材では、堆積したオローワン・ループの放出、転位の交差すべりまたは空孔拡散による転位の上昇などの機構により緩和すると考えられている⁽³⁶⁾⁽³⁷⁾。Mori ら⁽³⁸⁾は彼らの定義した内部応力の緩和機構として原子空孔の界面拡散を考えている。しかし、本複合材料のようにアスペクト比の非常に大きい繊維を強化相とする複合材では、このような緩和機構が支配的であるとは思われない。

本複合材の母相は、773 K におけるニッケルの固溶量が約 0.003 原子% であるため⁽³⁹⁾、純アルミニウムとみ

なせる。最近の多くの研究において、純金属の高温変形応力は内部応力によって決まることが示されている⁽⁴⁰⁾。Lagneborg ら⁽⁴¹⁾によれば、分散強化型材料の母相の高温変形応力 σ_m は、転位同士の相互作用に起因する内部応力 $\sigma_i = \alpha G_m b \sqrt{\rho}$ と分散粒子による内部応力(転位が粒子を by-pass するのに必要な応力) σ_p の和として次式で表わされる。

$$\sigma_m = \sigma_i + \sigma_p = \alpha G_m b \sqrt{\rho} + \sigma_p \quad (5)$$

ここで、 α は定数、 G_m は母相の剛性率、 b はバーガース・ベクトルの大きさ、 ρ は転位密度である。本複合材の母相の限界応力 σ_m^∞ は、式(5)右辺第2項の σ_p とみなせる。式(4)のクリープ速度式はこのような物理的意味と解釈されるが、これは図8(b)に示されるように、423 K 以下の低温域で適用できなかった⁽³⁸⁾。そこでミーゼスの降伏条件と以下のような構成方程式を仮定し、Brown の方法⁽⁴²⁾を1軸引張変形に適用して外力による変形と熱変形における応力、ひずみ分布を求めた。

(i) 繊維

繊維は等方の線形弾性体とし、その構成方程式としてフックの式を用いる。ヤング率 E_f は図7に示した測定値を温度に対して直線近似した値、 $E_f = 167300 - 100T$ を用いる(単位はヤング率が MPa、温度が K である)。またポアソン比 ν_f および熱膨張係数 α_f は温度によらず一定とし、それぞれ $\nu_f = 0.16$ ⁽⁴³⁾、 $\alpha_f = 1.51 \times 10^{-5}$ を用いた。

(ii) 母相

(a) 高温域($T \geq 523$ K)

オローワンの式 $d\sigma = h \cdot d\epsilon_{eq}^p - r \cdot dt$ (h : 純粋な加工硬化率、 r : 純粋な回復速度、 $d\epsilon_{eq}^p$: 相当塑性ひずみ増分)に堀田と吉永のデータ⁽⁴⁴⁾を適用し、限界応力としてオローワンの by-pass 応力を用いる。

(b) 低温域($T < 523$ K)

Saimoto ら⁽⁴⁵⁾によって提唱された実験式の降伏応力をオローワンの by-pass 応力で置き換えた式を用いる。

著者らの解析方法と従来の他の解析方法^{(18)(46)~(48)}との比較を表1に示す。

表1 解析方法の比較

研究者名	構成方程式	降伏条件	基礎理論
Hill ⁽⁴⁶⁾	$Y = Y(\epsilon)$	$\sigma_z - (\sigma_r - \sigma_\theta)/2 = Y$	$-2d\epsilon_r^p = -2d\epsilon_\theta^p = d\epsilon_z^p \propto dY$
Mulhern ら ⁽⁴⁷⁾	弾-完全塑性体	トレスカ	$\sigma_z - \sigma_r = Y: d\epsilon_z^p = d\epsilon_r^p, d\epsilon_\theta^p = 0$ $\sigma_r = \sigma_\theta = \sigma_z - Y: d\epsilon_r^p < 0, d\epsilon_\theta^p < 0$
Tanaka-Mori ⁽¹⁸⁾	—	$\sigma_z = Y$	Eshelby の理論
Brown-Clarke ⁽⁴⁸⁾	—	$\sigma_z = Y$	Eshelby の理論
Brown ⁽⁴²⁾ 柳沢・矢野	オローワンの式 Saimoto らの式	ミーゼス	ひずみ増分理論

(1) 外力による変形

残留応力のない複合材を室温で $\epsilon_c = 0.4\%$ のひずみまで引張変形したときの応力分布の著者らの解析法による計算結果を図 10(a)に示す。母相の半径方向応力 σ_r (圧縮)と円周方向応力 σ_θ (引張)は半径 r の減少とともに若干増大するが、これらの値は母相の軸方向応力 σ_z にくらべて非常に小さい。また σ_z の分布はほぼ均一であり、相当応力 σ_{eq} の分布とはほぼ等しい。これより、母相の応力分布はほぼ 1 軸とみなしてさしつかえないであろう。相当応力は軸方向ひずみ $\epsilon_c (= \epsilon_z)$ の増加とともに上昇し、母相は加工硬化を示す。母相の変形応力 (軸方向応力 σ_z) の平均値は、1 軸変形を仮定して母相の構成方程式から求めた相当応力 σ_{eq} に等しいとみなせる。Hill, Mulhern および Tanaka-Mori による異なる 3 つの解析法により求めた応力分布 (図 10(b), (c), (d)) と比較すると次のことがわかる。Hill および Tanaka-Mori の解析結果における繊維と母相中の界面近くの半径方向応力 σ_r と円周方向応力 σ_θ が、本解析および Mulhern らの解析結果の σ_r と σ_θ より著しく大きい。またこの傾向は z 軸方向のひずみが大きいときに顕著である。図には示していないが、Brown-Clarke の解析結果についても Hill や Tanaka-Mori の解析結果と同じことが言える。この原因は、Hill および Tanaka-Mori の解析の場合、実際には繊維 - 母相界面近傍で複雑なひずみ分布になっているにもかかわらず

図 10 残留応力のない Al-Al₃Ni 共晶系複合材料を 0.4% 引張変形させた時の応力分布。
(a) 著者ら, (b) Hill, (c) Mulhern, (d) Tanaka, Mori による方法。

らず、塑性ひずみ分布として 1 軸変形の際の分布を仮定していることにあられると思われる。

(2) 冷却過程における複合材料の変形

Al-Al₃Ni 共晶系複合材料を融点から室温まで一定の冷却速度で冷却したときの応力分布の変化を図 11 に示す。冷却速度は $0.25 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ である。残留応力分布の特徴は、(1) 母相の軸方向応力 σ_z が界面近くで低下し、その値が界面近傍における半径方向応力 σ_r および円周方向応力 σ_θ と同程度の大きさであること、および (2) 相当応力 σ_{eq} が界面近くで若干上昇することである。これは、図 10 に示した残留応力のない複合材を 1 軸引張変形した時の応力分布とは著しく異なっている。

冷却過程で比較的低温になったときの相当応力 σ_{eq} の分布をみると、相当応力 σ_{eq} は界面近くで若干大きくなっている。このことは、界面近くで母相中の転位密度 ρ が大きくなるという実験結果⁽²²⁾⁽⁴⁹⁾とよく符合している。

このように、本複合材を融点から室温まで冷却したときの室温における残留応力は、繊維 - 母相界面において 3 軸性の大きいものである。しかし、図 12 に示すように、母相に 3 軸性の大きい残留応力が分布している複合材に外力を加えて引張変形または圧縮変形すると、非常に小さいひずみで、これらの 3 軸性は減少し、ほぼ 1 軸

図 11 融点(913 K)から冷却した後の残留応力分布。

図 12 室温の残留応力分布 (図 11(b)) から 0.2% 引張 (a) または圧縮 (b) 変形させた後の応力分布。

の応力状態となる。このことは、複合材の変形応力が残留応力と母相の加工硬化を考慮した複合則の適用によって求められることを意味している。

著者らは、以上のような計算によって、残留応力の冷却速度依存性⁽¹⁰⁾、熱膨張・収縮曲線におよぼす繊維間隔の影響⁽⁵⁰⁾等を説明することができた。本稿の第2節でも述べた変形応力の繊維間隔による変化は、Hall-Petchの関係、Ashbyの理論およびオローワンのby-passモデルを適用して理解されてきた^{(51)~(53)}。しかし上述の計算によると、本解析では母相の構成方程式はオローワン応力を含んでいるが、複合材の引張と圧縮の変形応力の繊維間隔による変化はオローワン応力の繊維間隔による変化だけからは説明されない。このことは、第2節において考察したように、繊維間隔が残留応力を媒介として複合材の変形応力に影響することに起因していると考えられる。

八高ら⁽²¹⁾やCantorら⁽²⁴⁾が示した転位組織からみても、例えばそれが十分焼鈍された複合材料であっても、繊維のまわりはかなり転位がからまった組織を出発点として変形を考えなければならないことは明らかである。非常に簡単なモデルで言えば、Bullockら⁽⁵⁴⁾が提案したような、繊維のまわりに一定厚さの加工硬化層を考えた3相モデルが適当であるかもしれない。

7. ま と め

Al-Al₃Ni 共晶系複合材料を用いた著者らの研究結果を中心に最近の研究をまとめた。複合則のみで理解されることの多い複合材料の変形の問題に、転位論で展開されるオローワン・by-passや加工硬化等の理論が関係したり、連続体の力学が用いられたりすることを不思議に感じられた読者がおられたかもしれない。確かに、非常に単純化された複合則で片づけられる問題も多いが、繊維配列方向の応力のつりあい式 $\sigma_c = V_f \cdot \sigma_f + V_m \cdot \sigma_m$ (V_f , V_m : 繊維の体積率, σ_f , σ_m : 繊維と母相の負担する応力)中の σ_m に何を代入したらよいかは、それほど簡単な問題ではない。また、仮に母相の負担する応力、すなわち本式中の第2項 $V_m \cdot \sigma_m$ が第1項 $V_f \cdot \sigma_f$ にくらべて無視できる程度に小さいとしても、複合材の破壊(特に疲労、熱疲労あるいはクリーブ破壊)を理解するためには、繊維のまわりの母相の応力分布やひずみ分布、あるいはもっと一般的に、変形挙動の情報が必要である。

本稿においては、繊維がウィスカー・タイプの極細繊維であり、繊維間隔が非常に小さい共晶系複合材料の特殊性と残留応力の問題が強調されすぎて、偏った内容になったかもしれない。著者らが扱った複合材料の繊維体積率が約0.1という値で非常に小さいため、問題を連続体の力学で扱う利点はそれほど明瞭ではない。しかし、

Garmongら⁽⁵⁵⁾やBloomら⁽⁵⁶⁾が指摘しているように、繊維体積率が大きくなると、強化相とポアソン比の差による3軸応力場の発生の影響が大きくなると考えられる。このような場合には、複合材の変形や破壊を理解するのに、連続体の力学による解析結果が是非必要になるであろう。

今後、人工複合材料の製造技術もますます安定し、変形や破壊の実験に供せられるようになると思うが、本稿が基礎現象の理解の一助となれば幸いである。

本稿をまとめるにあたって貴重なご助言を賜った広島大学工学部 大森正信教授にお礼申し上げます。

文 献

- (1) 国谷啓一, 荒川英夫, 金井恒行: 日本金属学会誌, 49(1985), 291.
- (2) 山田銃一, 砥綿真一: 日本金属学会誌, 49(1985), 376.
- (3) 国谷啓一, 荒川英夫, 滑川 孝: 日本金属学会誌, 49(1985), 1137.
- (4) P.K.Rohtagi and K.V.Prabhakar: Metall. Trans., 6A(1975), 1003.
- (5) N.Terao, J.Dille, G.Vielvare and A.Berghezan: Proc. 7th Int. Conf. Composites Materials, The Japan Society for Composite Materials, (1982), 1585.
- (6) 柳沢 平, 矢野哲夫: 軽金属学会第70回春期大会講演概要, (1986), 157.
- (7) W.H.S.Lawson and H.W.Kerr: Metall. Trans., 2(1971), 2853.
- (8) 柳沢 平: 複合材料の現状, 問題, 展望, 日本金属学会セミナー, (1983), 49.
- (9) 柳沢 平, 矢野哲夫: 軽金属学会第71回秋期大会講演概要, (1986), 91.
- (10) 柳沢 平, 矢野哲夫, 佐藤公士: 日本金属学会誌, 48(1984), 1106.
- (11) E.R.Thompson and F.D.Lemkey: Metall. Trans., 1(1970), 2799.
- (12) D.A.Koss and S.M.Copley: Metall. Trans., 2(1971), 1577.
- (13) A.Pattanaik and A.Lawley: Metall. Trans., 5(1974), 1529.
- (14) B.Cantor and G.A.Chadwick: J. Mater. Sci., 10(1975), 578.
- (15) D.R.Clarke and H.Lilholt: Scr. Metall., 9(1975), 93.
- (16) H.Lilholt: Acta Metall., 25(1977), 571.
- (17) C.M.Adam and A.Wolfenden: Acta Metall., 26(1978), 1307.
- (18) K.Tanaka and T.Mori: Acta Metall., 18(1970), 931.
- (19) L.M.Brown and D.R.Clarke: Acta Metall., 23(1975), 821.
- (20) A.Lasalmonie and J.W.Martin: Scr. Metall., 8(1974), 377.
- (21) 八高隆雄, 長谷川 正: 日本金属学会誌, 50(1986), 900.
- (22) J.D.Atkinson, L.M.Brown and W.M.Stobbs: Phil. Mag., 30(1974), 1247.
- (23) 松浦圭助: 複合材料の現状, 問題, 展望, 日本金属学会セミナー, (1983), 71.
- (24) B.Cantor and G.A.Chadwick: J. Mater. Sci., 10(1975), 578.
- (25) 田中紘一, 森 勉, 中村正久: 鉄と鋼, 59(1973), 152.
- (26) 柳沢 平, 矢野哲夫, 佐賀原隆行, 大森正信: 日本金属学会誌, 48(1984), 583.
- (27) S.Yoda, N.Kurihara, K.Wakashima and S.Umekawa: Metall. Trans., 9A(1978), 1229.
- (28) U.W.Hildebrandt and P.R.Sahm: J. Mater. Sci., 13(1978), 1037.
- (29) 依田真一, 高橋玲樹, 若島健司, 梅川莊吉: 日本金属学会誌, 44(1980), 283.
- (30) 若島健司, 梅川莊吉: 分科会シンポジウム—金属系複合材料に対する最近の話題, 日本金属学会, (1980), 25.
- (31) G.Garmong: Metall. Trans., 5(1974), 2183, 2191.

- (32) W.R.Tyson : Metall. Trans., 6A (1975), 1674.
 (33) 柳沢 平, 矢野哲夫, 佐賀原隆行 : 日本金属学会誌, 49 (1985), 569.
 (34) 松浦圭助, 松田則男 : 日本金属学会誌, 48 (1984), 504.
 (35) L.M.Brown and W.M.Stobbs : Phil. Mag., 23 (1971), 1185.
 (36) L.M.Brown and W.M.Stobbs : Phil. Mag., 23 (1971), 1201.
 (37) M. F. Ashby : *Strengthening Methods in Crystals*, Elsevier, (1971), 137.
 (38) T.Mori, M.Okabe and T.Mura : Acta Metall., 28 (1980), 319.
 (39) M.Hansen and K.Anderko : *Constitution of Binary Alloys*, McGraw-Hill, (1958), 118.
 (40) 吉永日出男 : 軽金属, 29 (1979), 528.
 (41) R.Lagneborg and B.Bergman : Met. Sci., 10 (1976), 20.
 (42) D.K.Brown : *Development in Composite Materials 1*, Ed. by G.S.Holister, Applied Sci., London, (1977), 209.
 (43) J.V.Grabel and J.R.Cost : Metall. Trans., 3 (1972), 1973.
 (44) 堀田善次, 吉永日出男 : 日本金属学会誌, 44 (1980), 1273.
 (45) S.Saimoto, H.Sang and L.R.Morris : Acta Metall., 29 (1981), 215.
 (46) R.Hill : J.Mech. Phys. Solids, 12 (1964), 199.
 (47) J.F.Mulhern, T.G.Rogers and A.J.M.Spencer : J. Inst. Maths Applics, 3 (1967), 21.
 (48) L.M.Brown and D.R.Clarke : Acta Metall., 25 (1977), 563.
 (49) K.K.Chawla and M.Metzger : Metall. Trans., 8A (1977), 1681.
 (50) 柳沢 平, 矢野哲夫 : 日本鋳造協会第 111 回全国大会講演概要集, (1987), 99.
 (51) G.A.Chadwick : Acta Metall., 24 (1976), 1137.
 (52) 幸田成康 : 日本金属学会会報, 13 (1974), 557.
 (53) W.Kurz and P.R.Sahm : *Gerichtet Erstarrte Eutektische Werkstoffe*, Springer-Verlag, (1975), 220.
 (54) B.Bullock, M.Mclean and D.E.Miles : Acta Metall., 25 (1977), 333.
 (55) G.Garmong and L.A.Shepard : Metall. Trans., 2 (1971), 175.
 (56) J.M.Bloom and H.B.Wilson : J. Comp. Mat., 1 (1967), 268.

日本金属学会誌 第 51 卷 第 9 号目次

急冷した Au-Sb 稀薄合金の回復過程における空孔・溶質ベアの運動 田中 功 高村仁一 古川弘三 谷口裕一 石田博章 竹下哲郎 亀井浩一…………… 781	Fe-80 at% Pd 合金の第 3 元素添加による FePd ₃ 規則相の形成 武澤 隆 竹林克浩… 791
カソード分極によるニッケルおよびニッケル-鉄合金表面層での水素化物の形成 羽木秀樹 林 安徳… 797	Al-4 mass% Zn 合金の 2 段時効と球状 GP ゾーンの析出 山田益男 金谷輝人 榊原 精 太田陸奥雄… 804
時効硬化した Al-10 mass% Zn 合金の復元に及ぼす表面、粒界の影響 太田陸奥雄 榊原 精 金谷輝人 山田益男… 810	Cu-14Al-3Ni 形状記憶合金の結晶粒微細化と延性におよぼす B と Cr 添加の影響 三木雅道 荻野喜清 平松 泰… 815
Cr と B を添加した Cu-14Al-3Ni 形状記憶合金の超塑性挙動 三木雅道 荻野喜清… 824	白錫結晶中の転位運動に対する主な障害の抵抗力 藤原雅美 広川友雄… 830

炭化チタンの界面析出によるアルミナ被覆鋼の耐酸化性向上 池田雄二 土佐正弘 木村 隆 吉原一紘 新居和嘉… 839	SrCe _{0.95} Yb _{0.05} O _{3-δ} 固体電解質を用いた水素濃度電池の起電力 武津典彦 山下晃市 大橋照男 岩原弘育… 848
銅線の軟化特性に及ぼす熱間圧延銅線製造方法と不純物の影響 青山正義 大貫光明 三宅保彦 浦尾亮一… 858	SiC ウィスカと BN を複合化した 4032 Al 合金の機械的性質および摩耗特性 Than Trong Long 逢坂達吉 合瀬路博 森田幹郎… 864
Fe-Ti-O 合金の水素化特性と耐久性 天野宗幸 柴田美智男 佐々木靖男… 871	1 次元物質ブルーロソンの電氣的メモリー現象を利用した記憶素子の試作(寄書) 稲富裕光 寺嶋(大竹)和夫 松岡秀樹 山本良一 堂山昌男… 879
Ti-14 mass% Mo 合金中の焼入オメガゾーンの生成消滅(寄書) 飛田守孝 助台栄一… 881	