アルミニウム合金基複合材料の変形特性に及ぼす マトリクス不均質ミクロ組織の影響の数値解析

戸田 裕之 小林 俊郎 井上 直也[†]

豊橋技術科学大学生産システム工学系

J. Japan Inst. Metals, Vol. 61, No. 2 (1997), pp. 120-127

Numerical Analysis of Effects of Inhomogeneous Matrix Microstructures on Deformation Characteristics in Aluminum Matrix Composites

Hiroyuki Toda, Toshiro Kobayashi and Naoya Inoue[†]

Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology, Hibarigaoka,
Tenpaku-cho, Toyohashi-city, Aichi 441

Recently it has been reported that PFZ layers, ranging several ten and 100 nm in thickness, and coarse interfacial equilibrium precipitates were formed around reinforcements, and that solute atoms were simultaneously segregated toward the interface. In this study, SiC whisker-reinforced 6061 Aluminum alloys are adopted as model materials. Effects of such locally-inhomogeneous microstructures of a matrix on the deformation and fracture characteristics of the MMCs are analyzed by means of the elastic-plastic finite element analysis.

Due to the ductile nature of the PFZ layers, the concentrated plastic flow within the PFZ layers increases the effective plastic strain in the whole matrix, thereby reducing the strength of the MMCs. On the other hand, the interfacial precipitates effectively retard the concentrated plastic flow within the PFZ layers and consequently suppress the reduction in strength due to the formation of the PFZ. However, the interfacial precipitates never exhibit such preferable influence when the matrix is homogeneous.

Both the axial stress within the whiskers and the initiation rate of voids due to the strain concentration around edges of the whiskers increase with extension of the PFZ layers and the interfacial precipitates. The initiation rate of the void is remarkably affected by the morphology and density of the precipitates. Since both the shear stress at the precipitate-reinforcement interface and the internal stresses within the precipitates are considerably high, the properties of the precipitates except for Young's modulus are important.

Interphase having intermediate Young's modulus remarkably improves the strength of the MMCs.

(Received October 23, 1996)

Keywords: finite element analysis, metal matrix composite, stress strain curve, precipitate free zone, segregation, interfacial precipitates, interphase, void nucleation rate

I. 緒 言

'90年代に入って、MMC母相のミクロ組織の特徴について、いくつかの新しい知見が報告されている。例えば、SiC/6061Al合金系では、強化材を取り囲む幅40~60 nmのPFZ(Precipitate free zone)層と界面上の数nm~数十nmの粗大な平衡析出物が観察されている⁽¹⁾。同様な報告は、Al-Cu-Mg合金⁽²⁾、Al-Zn-Mg-Cu合金⁽³⁾およびAl-Li-Mg-Si合金⁽⁴⁾を母相とするMMCでも報告されている。また、PFZが形成される界面近傍では、溶質原子の非平衡偏析が生じることが確認されている⁽²⁾⁽⁵⁾。この他、アルミニウム合金基の

MMC以外でも、Ti-Al-Nb基のMMCにおける強化材近傍の β 欠乏層はよく知られており⁽⁶⁾、局所的に変質した不均一なミクロ組織は、MMC母相のごくありふれた組織形態であるという認識が必要である。

著者らは、最近、強化材周囲のPFZ層や溶質原子の偏析がMMCの変形特性に及ぼす影響を、弾塑性有限要素法で解析した⁽⁷⁾。これによれば、幅わずか44ないし88 nmという薄層のPFZが強化材周囲に形成されることで、母相の広い領域にわたって有効塑性ひずみが顕著に増加し、巨視的な比例限以降で強度が4~7%程度低下する。

一方、強化材表面に析出や化学反応などにより生成した粒子がMMCの変形破壊挙動に及ぼす影響に関しては、推測に基づいた感覚的な議論が多く、力学的に十分解明されていないのが現状である。そこで本研究では、PFZ層や溶質原子の偏析に加えて、界面に粒子が付着した場合の変形特性

[†] 豊橋技術科学大学大学院生、現在：サッポロ産機㈱(Graduate Student, Toyohashi University of Technology. Present address: Sapporo Sanki Co. Ltd.)

を、弾塑性有限要素法によって数値解析する。

II. 実験および数値計算の方法

1. 有限要素法解析モデル

解析対象としたモデル材料は、これまで著者らが力学的性質を実験などにより確認した 22%SiC ウィスカー/6061Al 複合材料である⁽¹⁾⁽⁵⁾⁽⁷⁾⁻⁽¹²⁾。

解析モデルでは、ウィスカーが無限体中で負荷応力方向に配向し、上下左右に整列しているものと仮定した(side-by-side model)。またモデルは、セルの二本の対称軸を利用して 1/4 モデルとし、平面歪み条件で解析した。

強化材の配列様式を規定するセルの周期対称性条件は、隣接セルとの幾何学的整合性から次のように設定した。

$$\partial u_z / \partial r = 0, \text{ on } z = l_c \quad (1)$$

$$\partial u_r / \partial z = 0, \text{ on } r = r_c \quad (2)$$

ここで、 u_i は i 方向の変位成分である。また、 r および z はセルの半径方向および軸方向の座標軸を表し、 l_c および r_c はセルの半長および半径である。

また、一つのセルの対称条件は、次式のようになる。

$$u_r = 0, \text{ on } r = 0 \quad (3)$$

$$u_z = 0, \text{ on } z = 0 \quad (4)$$

ウィスカーの平均アスペクト比： l_w/r_w は、モデル材料から酸洗いによって抽出した SiC ウィスカーの実測値である 13.7 とし、平均直径： $2r_w$ 、体積率： $l_w r_w / l_c r_c$ は、同じくそれぞれ 440 nm, 22.0% とした⁽⁸⁾。また、セルのアスペクト比 l_c/r_c は、Dutta らによる検討の結果⁽¹³⁾を参考にして、4.9 に設定した。なお、このように強化材の平均サイズを用いた解析の妥当性については、Takao と Taya が議論している⁽¹⁴⁾。

解析モデルでは、前報で大きな応力勾配が確認されたウィスカー内部と PFZ 層およびその周辺の母相領域は細かく、そこから r 方向および z 方向には、それぞれ 1.069 倍および 1.049 倍ずつ順次要素の一辺の長さを粗くし、二次元四節点四角形要素を用いて分割した。最小の要素サイズは 22 nm × 22 nm、総節点数は 4347 となった。また、要素数や分割は、Fig. 1 の各モデルで同一である。分割数に関しては、前報と同様に⁽⁷⁾、要素数を増加させながら計算を行って正解への収束性を検討して決定した。

Fig. 1 に示す四つのモデルは、解析に用いた基本的なモデルである。まず、Basic model は、従来から検討されているウィスカーと均一なアルミニウム合金母相のみのモデルである。他のモデルの PFZ 層幅、析出物のサイズと分布密度の値は、実験観察による定量解析結果⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾をもとに決定した。この場合、PFZ 層は、ウィスカーの外周に沿って均一な厚みを持つものとした。PA model と表記したものは、最高時効状態の観察結果をもとに決定したものであり、PFZ 層幅 44 nm、析出物サイズ 22 nm × 22 nm、析出物のウィスカー表面積に対する被覆率は 9.7% である。また、OA

Fig. 1 Schematic illustration of quarter models. (a) Basic model, (b) PA model and (c) OA model.

model は過時効状態に相当し、PFZ 層幅 90 nm、析出物サイズ 44 nm × 44 nm、被覆率 66% である。PA (No PFZ) model は、PA model から PFZ 層を除去したものであり、析出物の影響を抽出して検討するために用いた。また、析出物サイズの影響を検討するため、OA model においては OA (Coarse) model および OA (Fine) model とし、析出物幅をそれぞれ 68 nm, 22 nm としたモデルを作成した。

計算に用いた SiC ウィスカーおよび PFZ 層内外の母相の真応力-真歪曲線および各物性値は前報⁽⁷⁾の Fig. 2 および Table 1 と同じである。PFZ 領域には析出物が存在せず、最大で 5.5% 程度に達するマグネシウム原子の濃化が生じていることから⁽⁵⁾、PFZ 層中の母相はすべて Al-6%Mg 合金の O 材の応力-歪曲線⁽¹⁵⁾にしたがって変形すると仮定した。参考までに、Al-Mg 系合金では、Mg 量が 7% 以下ではほとんど析出が生じないと報告されている⁽¹⁶⁾。また、PFZ 層以外の領域の母相の応力-歪曲線は、OA model も含めて、すべて 6061 合金の T6 最高時効状態のものを用いた。析出物については、モデル材で界面に析出する Mg_2Si 平衡相を想定し、ヤング率：120 GPa, ν : 0.27 とした⁽¹⁷⁾。また、強化材表面の粒子のヤング率の影響を検討するため、Al-Mg 系合金を母相とし、 Al_2O_3 ないしはその複合酸化物で強化した MMC 等で、反応生成することが報告されているスピネル ($MgAl_2O_4$) を想定し、粒子のヤング率を 260 GPa⁽¹⁸⁾に変更した計算も行った。以下、このモデルを PA ($MgAl_2O_4$)

model と呼ぶことにする。

さらに、ウィスカー周囲の中間層が、PFZ のような軟質母相ではなく、強化材と母相の中間程度の弾性率を有する場合の計算を行った。Interphase model と呼ぶこのモデルの中間層の弾性率は 200 GPa とし、層厚さは PA model と同じ 44 nm とした。このような中間層は、強化材へのコーティング処理層、製造工程や熱処理工程で生じる母相-強化材間の反応生成相として、実用材料でもしばしば観察されるものである。

2. 解析方法

モデル材料では、微細なウィスカーが均一かつ高密度に分布しているため、母相中の転位の移動はウィスカーによって阻止されて、変形は比較的均一になる。したがって、今回の計算では、母相の結晶塑性の異方性は考慮していない。

母相は、時間依存性のない変形挙動を示す弾塑性体とし、変形中も完全中実体を保つと仮定した。母相の塑性変形の開始を規定する降伏条件には、次式の von Mises の条件を採用した。

$$f(\sigma_{ij}) = J_2' - 1/3\sigma_y^2 = 0 \quad (5)$$

ここで、 J_2' は偏差応力： σ_{ij} の二次不変量であり、 σ_y は Mises の相当降伏応力である。また、降伏後の母相は、等方的に加工硬化するものとした。

塑性歪増分と応力増分の関係を決定する流れ則には、塑性歪増分が塑性ポテンシャルと呼ばれる量： Q の応力勾配に比例するとする次式の結合流れ則を用いた。

$$(d\epsilon_{ij})_p = d\lambda \partial Q / \partial \sigma_{ij} \quad (6)$$

ここで、 $(d\epsilon_{ij})_p$ は塑性歪増分、 $d\lambda$ は塑性比例係数であり、正の値をとる。また、構成方程式の非線形関係の解法は、Newton-Raphson 法によった。

Ⅲ. 計算結果

1. 応力-歪曲線

Fig. 2 は、Basic model, PA(No PFZ) model, PA model および OA model の真応力-真歪曲線の計算結果をまとめたものである。Basic model に界面析出物のみを追加した PA(No PFZ) model では、析出物の追加によって、比例限以降の応力がごくわずかに上昇するものの、ほぼ Basic model と同等である。また、PFZ を設定した PA model および OA model では、Basic model よりも明らかに強度が低下している。ただし、PA model と OA model の差は顕著ではなく、むしろ PA model の方が若干低い結果となった。

Fig. 3 は、OA model を基準とし、析出物のサイズを変化させた結果である。析出物サイズの拡大に伴い、明らかに比例限以降の強度が向上している。特に、析出物サイズを PFZ 層厚さの 76% とした OA(Coarse) model では、顕著な強度の改善が認められる。

Fig. 4 は、PA model の界面粒子のヤング率を、120 から

260 GPa に増加させて計算した結果である。ヤング率を約 2.2 倍に増加させても、応力-歪曲線への影響はほとんど認められない。

Fig. 2 Effects of precipitate size and PFZ layer thickness on the stress-strain curves of the 6061Al-22 vol%SiC composites.

Fig. 3 Effects of precipitate size on the stress-strain curves in the OA model.

Fig. 4 Effects of elastic modulus of the precipitates on the stress-strain curves in the PA model.

2. 微視的な応力, 歪の分布

Fig. 5 は, 応力-歪曲線で差異が認められた Basic model, PA model, OA model および OA (Coarse) model で, ウィスカー内の負荷応力方向の軸応力を比較した等高線図である. この場合の負荷応力は, すべて 300 MPa である. いずれのモデルでも, ウィスカー長手方向中央部の表面付近で軸応力は最大となっている. 軸応力の最大値は, OA model で最も高く, 以下 OA (Coarse) model, PA model, Basic model の順に低下している. また, 逆に, 軸応力が 1.6 GPa 以上の領域は, Basic model で広く, 他の 3 つのモデルは同程度で, 狭くなっている.

Fig. 6 は, Basic model, PA model および OA model における, ウィスカー側面に沿う界面せん断応力を比較したものである. いずれのモデルでも, ウィスカーの中心付近で界面せん断応力は低く, 端部に近づくにつれて急激に上昇している. PA model では, 析出物の分布密度が低いために, 析出物の前後でせん断応力が鋭く変化している. また, PA model, OA model では, ウィスカー端部付近でのせん断応力の最大値が, 端部に近い析出物による影響で上昇しており, 特に PA model では, 他のモデルと比較して 14~31% も上昇している. ただし, 全体的な傾向は, PFZ 層や析出物が存在しても, ほぼ同様である.

Fig. 7 は, Basic model, PA model, OA model および

Fig. 5 Contour maps of the axial stress, σ_z , within the whisker in the direction of the applied stress. (a) Basic model, (b) PA model, (c) OA model and (d) OA (Coarse) model. Applied stress, σ_a , is 300 MPa.

OA (Coarse) model で, 母相内の相当塑性歪みの分布を示したものである. Basic model, PA model, OA model と PFZ サイズが拡大するに伴って, 前報と同様に, ウィスカー端部近傍の高塑性歪み領域が顕著に拡大する⁽⁷⁾. また, PFZ 内だけではなく, その外側の母相の相当塑性歪みにも顕著な影響が出る点は注目すべき点である. 相当塑性歪みが最大値を取る位置は, 析出物がない場合にはウィスカー端部近傍であり, 析出物がある場合は, Fig. 1 で最上部にある析出物の端部となっている.

Fig. 8 は, PA (No PFZ) model, PA model および OA model の析出物内の最大応力を比較したものである. PFZ のない PA (No PFZ) model では, PFZ のある PA model と比較して, 析出物内の応力は明らかに低くなっている. 一

Fig. 6 Distribution of interfacial shear stress, τ_{zz} , along the side surface of the whiskers. Applied stress, σ_a , is 300 MPa.

Fig. 7 Contour maps of the effective plastic strain, $\bar{\epsilon}_p$, within the matrix. (a) Basic model, (b) PA model, (c) OA model and (d) OA (Coarse) model.

Fig. 8 Maximum equivalent stress, σ_{eff} , within the precipitates as a function of the applied stress, σ_a .

Fig. 9 Contour maps of the hydrostatic stress, σ_h , within the matrix. (a) Basic model, (b) PA model and (c) OA model. Applied stress, σ_a , is 300 MPa.

方, ウィスカー表面に対する被覆率が9.7%と低いPA modelでは, OA modelと比較してかなり大きな応力値を取っている. また, いずれのモデルでも, 負荷応力が250 MPa前後の時に析出物内部の応力が1 GPaに達している.

Fig. 9は, 母相中の静水圧応力の分布を示す等高線図である. PA modelおよびOA modelでは, Basic modelと比較して, ウィスカー端部近傍の静水圧応力の上昇が顕著であること, およびウィスカー中央部付近と側面付近に, 静水圧圧縮の領域があることが特徴的である. ウィスカー端部での静水圧応力は, PA modelで最も大きく, 応力が最大となる位置は, ウィスカー上端面近傍となっている. また, ウィスカー側面で圧縮の静水圧応力が発生する理由は, PA modelの等高線図から明らかのように, PFZ内の顕著な塑性流動を析出物が阻止するためである.

最後に, 詳細は省略するが, Fig. 4で示した析出物のヤング率の影響に関する計算では, 負荷応力300 MPaの段階で

析出物内の応力は40%程度上昇するものの, それ以外の母相中の相当応力, 相当塑性歪み, 静水圧応力およびウィスカー内の軸応力にはほとんど影響が認められなかった.

3. 中間的な弾性率を有する Interphase の影響

Fig. 10は, ウィスカーと母相の中間程度の弾性率を有する Interphase がある場合の応力-歪曲線である. Interphase modelでは, 本研究の他のモデルと比較して, 比例限以降の応力が顕著に上昇している. また, 母相中の相当塑性歪みやウィスカー内の軸応力は顕著に減少し, 逆にウィスカー端部近傍の静水圧応力や界面応力は大きく上昇することが確認された.

IV. 考 察

1. 不均質母相が MMC の強度低下を招く機構の検討

強化材による母相の塑性流動の拘束は, 応力三軸度の上昇をもたらす. また, 界面での応力伝達によってもたらされる強化材による負荷応力の分担は, 繊維が特に一方向配向した複合材料では, しばしば主要な強化機構となる. しかしながら, 前報の計算では, PFZ層の形成による強度低下の原因としては, これら二つの機構は二次的な因子と判明した⁽⁷⁾. 本研究の場合も, 静水圧応力, 界面せん断応力, 繊維内軸応力と強度の予測値には相関が認められず, 上記二つの機構は, 変質したマイクロ組織の影響を説明するものではないと結論される.

PFZ層のみの影響を検討した前報では, 低負荷応力段階から始まるPFZ層内の局所的な塑性変形が, 母相の広い領域にわたる塑性変形を促進し, 強度を低下させることが明らかとなった⁽⁷⁾. 本研究でも, Basic model, PA model, OA modelの順で高 ϵ_p レベルの領域は顕著に拡大しており, これは, 前報と同様にPFZ幅の影響と考えられる.

また, 析出物サイズの影響をOA modelで検討すると,

Fig. 10 Effects of the interphase with intermediate Young's modulus around the whisker on the stress-strain curves.

析出物の大きな OA (Coarse) model では、中程度の OA model と比較して、高 $\bar{\varepsilon}_p$ レベルの領域の面積および $\bar{\varepsilon}_p$ の最大値は大幅に減少している。 $\bar{\varepsilon}_p$ の最大値で比較すると、負荷応力 400 MPa 以上では、むしろ PFZ 層のない Basic model よりも低くなっている。このことから、界面析出物は、PFZ 層内の塑性流動を有効に阻止し、PFZ の形成による強度低下を逆に抑制する方向に働くと考えられる。ただし、PA (No PFZ) model のように PFZ が存在しない場合には、界面析出物は強度上昇にはほとんど寄与しない。

このように界面析出物が強度低下を抑制する方向に働くためには、当然、析出物が低負荷応力で破壊または界面剥離しないことが必要となる。また、一般的なアルミニウム合金の析出物と PFZ の組合せを考える限り、界面粒子の弾性率の影響はあまり顕著ではないことを、Fig. 4 は示している。以上の検討から、ある程度の破断強度と界面剥離強度を有する粒子であれば、析出物、強化材-母相間の反応生成物、強化材にあらかじめ人為的に付着させた粒子、強化材表面の凹凸など、粒子の種類を問わず、いずれの場合でも同様の効果が期待できることになる。

以上のことから、報告されている強化材周囲の PFZ 層の除去ないしは緩和を目的とする熱処理⁽⁵⁾は、MMC の強度向上に有効である。一方で、界面上の析出物などの粒子は、PFZ が除去できない場合には、PFZ による悪影響を緩和するために有効である。また、ある程度の破断強度と剥離強度を有する粒子で、粗大なものが比較的低密度で分布するようにマイクロ組織を設計することが効果的である。

2. 複合材料の微視的な損傷機構の検討

粒子や短繊維で強化した金属基複合材料では、破壊の初期段階の微視的な損傷として、強化材の破断、界面剥離、強化材端部近傍の歪み集中部におけるボイドの発生等の事象が挙げられる⁽¹⁾。以下、順にこれらを検討する。

(1) 強化材の破断によるボイドの発生

ウィスカーが破断するかどうかは、Fig. 5 で示したウィスカー内の軸応力： σ_z と破断強度の大小関係で決まる。PFZ 層と界面粒子の形成・拡大に連れて σ_z の最大値は増加し、ウィスカーの破断傾向は強まる。しかしながら、OA model で析出物サイズを変化させた計算では、 σ_z の変化は最大で 5% 以内である。したがって、 σ_z の変化に主として寄与するのは、PFZ 層幅であると考えられる。また、 σ_z の最大値は OA model で最も大きく、 $\sigma_a=400$ MPa の段階では 3.2 GPa にも達する。この値は、SiC ウィスカーの破断強度：8.4 GPa⁽¹⁹⁾ よりも低いものの、セラミックスからなる強化材の破断強度は、Weibull 分布のような密度関数にしたがって広範囲にばらつくと考えられるので、一部のウィスカーはこの程度の応力でも破断すると考えられる。

(2) 界面剥離によるボイドの発生

界面せん断応力： τ_{yz} の最大値は、強化材側面の端部近傍に位置した、母相-強化材間の剥離強度： τ_i を母相のせん断

降伏応力： τ_y 程度と考えると、次式により τ_i は 170 MPa 程度となる⁽¹¹⁾。

$$\tau_y \doteq \tau_i = \sigma_b / 2 \quad (7)$$

ここで、 τ_b はせん断強度、 σ_b は引張強度である。 τ_{yz} の絶対値は、Basic model で σ_a が 300 MPa の段階では、既に 180 MPa 程度に達しており、十分に界面剥離は生じ得る。しかしながら、実際の SiC ウィスカー強化 6061 アルミニウム合金の破面上では、単純な界面剥離とそれに引き続くプルアウトは観察されず、強化材端部でのボイドの発生またはウィスカーの破断が支配的な破壊機構であると報告されている⁽¹⁾。これは、実用材料の場合は強化材の配向角に分布があり、 τ_{yz} が完全な一方向配向の場合よりも低いとためと考えられる。

Fig. 6 では、PFZ 層と界面粒子の生成により、ウィスカー端部近傍の析出物-強化材界面で τ_{yz} が上昇した。したがって、この場合に界面剥離傾向が強まるかどうかは、析出物-強化材界面の剥離強度の大小に依存することになる。

(3) 析出物に起因する損傷の発生

Fig. 8 では、PA model, OA model の析出物内の応力は、負荷応力 250 MPa 以上で 1 GPa を越える高いレベルとなった。ただし、Weakest link 的な考え方に立てば、数十～数百 nm オーダーのサイズを持つ析出物の破断強度はかなり高いと予測される。実際に、本研究のモデル材料を引張強度の 80% まで負荷した場合、変形組織の TEM 観察と、MMC から溶出したウィスカー表面の析出物の FE-SEM 観察によれば、この程度の高負荷応力レベルでも析出物の破断や剥離は観察されておらず、析出物の破断強度や界面剥離強度は予想以上に高いものと予測された⁽²⁰⁾。したがって、一概に界面析出物は剥離し易く、容易に破断するという憶測は当たらず、それは合金組成や熱処理の条件と方法によると考えられる。

(4) 強化材端部における母相中のボイド発生

母相中のボイドの発生は、局所的な応力・歪みの状態によって、塑性歪支配、静水圧応力支配の 2 つの機構がある⁽²¹⁾。いずれにしても、Fig. 7, Fig. 9 から、PFZ 層と析出物が形成されれば、ボイドはより早い段階から発生することになる。また、ウィスカー強化 MMC の破壊はボイド発生支配型と考えられ⁽²²⁾、変質母相に起因する早期のボイド発生は、延性の低下に直接結び付くことになる。

ここで、ボイドの発生機構を塑性歪支配型と仮定すると、Chu と Needleman によれば、ボイドの発生は正規分布に従う⁽²³⁾。この場合、ボイドの発生速度： $\dot{f}$ は次式のように表される。

$$\dot{f} = D \bar{\varepsilon}_p \quad (8)$$

$$D = f_N \exp [-1/2 \{ (\bar{\varepsilon}_p - \varepsilon_N) / S_N \}^2] / S_N (2\pi)^{1/2} \quad (9)$$

ここで、 f_N はボイドの核となる粒子の体積率、 ε_N はボイド発生の基準となる平均歪、 S_N は標準偏差であり、時効硬化型アルミニウム合金では、 ε_N は 0.05、 S_N は 0.01 と報告されている⁽²²⁾。Fig. 11 は、 $\dot{f}$ の負荷応力に対する分布を比較したものである。PA model および OA model では、ボイド発

Fig. 11 Void nucleation rate, f , in the matrix as a function of the applied stress.

生速度が最大となる負荷応力: σ_a^0 が, それぞれ330および350 MPa と, Basic model の 390 MPa よりもかなり低くなっている. 一方, PFZ 層が存在する場合でも, OA (Coarse) model のように析出物サイズが大きなモデルでは, $\sigma_a^0=400$ MPa と, むしろ Basic model よりもボイド発生が遅れる場合があることが示された.

(5) 実験で観察される破壊機構との関連

本研究でモデル材料とした 22%SiC ウィスカー/6061Al 複合材料では, 時効処理の進行に伴って, 亜時効状態の安定き裂成長を伴った非線形な破壊から, 最高時効およびそれ以降では比較的低い応力から脆性的に破壊するといった遷移が生じることが報告されている⁽¹⁾. また, 微視的な破壊機構も, 亜時効状態では強化材端部の歪み集中部でボイドが発生・成長する傾向が強いのに対し, 最高時効以降では, 破断した強化材を核とするボイドの発生へと変化する⁽¹⁾.

前節までの計算・考察で, PFZ 層の形成と拡大に伴って, ウィスカー中の軸応力の最大値は増加した. また, ウィスカー端部の歪み集中部におけるボイドの発生傾向も, やはり PFZ 層と界面析出物の形成と拡大に伴って増加することが明らかとなった. しかしながら, ウィスカー端部でのボイドの発生は, 界面粒子のサイズなどによっては, むしろ PFZ や界面粒子のない場合よりも抑制される場合があることが確認された. したがって, 上記の実験観察事実, PFZ 層や界面析出物の形成・拡大に伴うウィスカー端部でのボイド発生傾向の増加よりも, ウィスカー内部の軸応力の増加傾向の方が支配的であるか, または一部の弱い析出物の破断や界面剥離によりウィスカー中の応力の再分布が生じ, 軸応力の最大値が上昇して, 歪み集中によるボイド発生より前の段階でウィスカーの破断が生じる可能性を示唆していると考えられる.

3. 緩衝相となり得る Interphase に関して

PFZ のような延性的な中間層が強化材-母相間に存在する場合, 強化材付近の応力集中が緩和されて強度が改善されるという推測も, 感覚的には可能である. しかしながら, 本研究の結果は, これとは全く逆に, PFZ 内の優先的な塑性流動は PFZ 以外の母相にも広く波及し, 結果として MMC の強度を下げる方向に働くことが明らかとなった. 一方, Fig. 10 では, 強化材周囲のいわゆる Interphase が, PFZ のような軟質相ではなく, 母相と強化材の中間程度の弾性率を有する場合には, 不均一変形の緩和によって相当塑性歪みが減少し, 強度が顕著に向上することが明らかとなった. 前述のように, このような Interphase は, 繊維への前処理によるコーティングや強化材-母相間の化学反応により実現可能である. したがって, Interphase の破壊靱性や強度は考慮する必要があるものの, MMC のマイクロ組織制御の一指針としては重要な知見と考えられる.

V. 結 論

ウィスカー強化アルミニウム合金基複合材料をモデル材料とし, 母相の時効析出の進行に伴って強化材周囲に形成される幅数十 nm オーダーの PFZ 層, 界面への溶質原子の偏析, 界面上の粗大な平衡析出物の形成といった局所的に変質した母相のマイクロ組織が, 複合材料の変形・破壊挙動に及ぼす影響を弾塑性有限要素法で解析した.

(1) PFZ 層は, 母相全体の塑性変形を促進して MMC の強度低下を招く. 一方, 界面上の析出物は, PFZ 内の優先的な塑性流動を阻止して PFZ による強度低下を抑制する方向に働く. ただし, PFZ 層がない場合には, 界面粒子による強度の改善は期待できない.

(2) 上記の変質組織の形成によって, 強化材内の軸応力の最大値は増加する. 強化材端の歪み集中部でのボイド発生傾向も増加するが, 粒子のサイズなどによっては, 母相のマイクロ組織が均一な場合よりも, かえってボイドの発生が抑制されることがある.

(3) PFZ 層や界面上の析出物の形成によって, 界面せん断応力の最大値は上昇する. ただし, 上昇する位置は, 析出物-強化材界面であり, この二相間の剥離強度が問題となる.

(4) 界面上の粒子内部の応力は数 GPa にも達し, 粒子の破断強度は, 破壊を考える上で重要な因子となる. ただし, 一般的なアルミニウム合金の析出物と PFZ の組合せの範囲では, 粒子の弾性率が複合材料の変形・破壊に及ぼす影響はほとんどない.

要素分割方法等で助言をいただいた豊橋技術科学大学機械システム工学系の畔上秀幸助教授に感謝いたします.

文 献

- (1) 戸田裕之, 小林俊郎, 新家光雄: 日本金属学会誌, **58**(1994), 468.
- (2) M. Strangwood, C. A. Hippsley and J. J. Lewandowski: Scripta Metall. Mater., **24**(1990), 1483.
- (3) S. I. Hong, G. T. Gray III and J. J. Lewandowski: Acta metall. mater., **41**(1993), 2337.
- (4) D. M. Knowles and J. E. King: Mat. Sci Tech., **8**(1992), 500.
- (5) 戸田裕之, 小林俊郎, 新家光雄: 日本金属学会誌, **58**(1994), 1086.
- (6) P. R. Smith, C. G. Rhodes and W. C. Revelos: *Interfaces in Metal-Ceramics Composites*, Ed. by R. Y. Lin *et al.*, TMS, Pennsylvania, (1989), 35.
- (7) 戸田裕之, 井上直也, 新村良子, 小林俊郎: 日本金属学会誌, **59**(1995), 925.
- (8) 戸田裕之, 小林俊郎, 新家光雄: 日本金属学会誌, **56**(1992), 1303.
- (9) 戸田裕之, 小林俊郎: 日本金属学会誌, **56**(1992), 1312.
- (10) 戸田裕之, 小林俊郎: 日本金属学会誌, **58**(1994), 337.
- (11) 戸田裕之, 小林俊郎, 和田義治: 日本金属学会誌, **59**(1995), 94.
- (12) 戸田裕之, 小林俊郎, 和田義治, 井上直也: 日本金属学会誌, **59**(1995), 198.
- (13) I. Dutta, J. D. Sims and D. M. Seigenthaler: Acta metall. mater., **41**(1993), 885.
- (14) Y. Takao and M. Taya: J. Comp. Mater., **21**(1987), 140.
- (15) R. A. Ayres: Metall. Trans. A, **10A**(1979), 849.
- (16) 吉田英雄, 福井利安: アルミニウムの組織と性質, 軽金属学会, (1991), 265.
- (17) E. E. Shumid, K. Oldendurg and G. Frommeyer: Z. Metallkd, **81**(1990), 809.
- (18) A. D. Mcload and C. M. Gabryel: Metall. Trans. A, **23A**(1992), 1423.
- (19) J. J. Petrovic, J. V. Milewski, D. L. Rohr and F. D. Gac: J. Mat. Sci., **20**(1985), 1167.
- (20) 戸田裕之, 井上直也, 小林俊郎: 日本金属学会秋期大会宿題テーマシンポジウム講演概要, (1996), 73.
- (21) 戸田裕之, 小林俊郎: 軽金属, **45**(1995), 610.
- (22) J. Llorca, A. Needleman and S. Suresh: Acta Metall. Mater., **39**(1991), 2317.
- (23) C. C. Chu and A. Needleman: J. Engng. Mater. Tech., **102**(1980), 249.