ウィスカー強化 MMC の変形特性に及ぼす 強化材周囲における PFZ 層の影響の有限要素法 解析†

戸田 裕之* 井上 直也**††
新村 良子**†† 小林 俊郎**

*スズキ株式会社開発第二部

**豊橋技術科学大学生産システム工学系

J. Japan Inst. Metals, Vol. 59, No. 9 (1995), pp. 925-932

Finite Element Analysis of Effect of PFZ Layer around Reinforcement on Deformation Behaviour of Whisker-Reinforced Al Composite

Hiroyuki Toda*, Naoya Inoue**,
Ryoko Shinmura** and Toshiro Kobayashi**

*Development Department II, Suzuki Motor Corp., Hamamatsu

**Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology, Toyohashi

Recently, the existence of PFZ layers in the vicinity of the reinforcement with a width of several ten nm have been reported in the aluminum alloy matrix composite. Solute atom segregation due to the non-equilibrium mechanisms has been observed simultaneously in this region.

Elastic-plastic finite element analyses have been performed to evaluate the effects of these locally-inhomogeneous matrix on the tensile mechanical properties of a 6061Al alloy matrix composite reinforced with aligned 22 vol% SiC whiskers. The reinforcement is assumed to be surrounded by the PFZ layers of 0, 44 and 88 nm widths in which the mechanical properties of the matrix are substituted by those of the Al-6%Mg alloy without precipitation.

The initial strain hardening rate decreases with increasing PFZ width, while the Young's modulus is almost independent of PFZ width. These results are primarily attributed to the plastic deformation near the corner of the reinforcement due to the considerably low elastic limit in the PFZ layer. The numerical results also provide a mechanistic rationale for experimentally-observed efficiency of the microstructural control in which the PFZ layer have been successfully vanished utilizing the gradient of the solute atom concentration near the interface.

(Received April 10, 1995)

Keywords: metal matrix composite, precipitate free zone, segregation, finite element method, elastic-plastic analysis, whisker, aluminum alloy

I. 緒 言

MMC(金属基複合材料)のマイクロ組織には、構成相単独の場合には観察されない様々な特徴があり、それらが力学的性質に大きな影響を及ぼす場合があることが、近年になってようやく認識されつつある⁽¹⁾。例えば、高転位密度、熱残留応力、結晶粒径や亜結晶粒径の減少、界面反応物の生成、界面への析出等は幾人もの研究者によって報告されており、その力学的な解析も一部では行われている。

1990年代に入ってから、マトリックス合金の局所的に変質したマイクロ組織に関するいくつかの報告例がある。例えば、

SiC/Al-Mg-Si 系合金(6061合金)では、強化材の周囲に幅 40 ~ 60 nm の PFZ(Precipitate free zone)層が観察される。この場合、界面には数 nm ~ 数十 nm の粗大な平衡相が析出することが報告されている⁽¹⁾。また、Al-Cu-Mg 合金系⁽²⁾、Al-Zn-Mg-Cu 合金系⁽³⁾および Al-Li-Mg-Si 合金系⁽⁴⁾の MMC でも同様の報告がある。このように PFZ が形成される界面近傍では、非平衡偏析や場合によっては逆偏析も認められる⁽²⁾⁽⁵⁾。また、アルミニウム合金基の MMC における PFZ 等以外にも、Ti-Al-Nb 合金中の強化材近傍の β 欠乏層等はよく知られており⁽⁶⁾、このように局所的に変質した不均質なマイクロ組織は、MMC の組織形態としてはむしろ一般的なものであると推察される。

上記のようなマトリックスの局所的な変質領域に関しては、ごく最近になって報告され始めたこと、そして変質した領域の

† 1995年4月日本金属学会春期大会において一部発表

†† 豊橋技術科学大学大学院生

物性を把握することが難しいという二つの理由で、それらが力学的性質に及ぼす影響の解析は報告されていない。本研究では、アルミニウム合金をSiC whiskerで強化したMMCをモデル材料とし、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、非線形有限要素法で解析した。

ところで著者らは、アルミニウム合金基のMMCで測定した界面近傍の溶質原子濃度の勾配を利用し、適当な条件で復元処理を施すことによって強化材周囲のPFZ層を消滅ないしは緩和させ、その力学的性質を制御、改善する手法を提案している⁽⁶⁾。そして、このようなマイクロ組織制御によって、強度の改善や、強度と延性のバランスの制御が可能であることが明らかになっている。PFZ層や溶質原子の偏析がMMCの力学的性質に及ぼす影響を解析することで、このマイクロ組織制御手法のメカニズムや有効性が合わせて明らかになるものと期待される。

II. 解 析 方 法

1. 材料モデル

解析モデルでは、whiskerが無限マトリックス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)。このモデルは、一本のwhiskerを含む単一セルに周期対称性を持たせることで設定できる。また、六角柱形状のセルを考えることで三次元的に連続した材料を表現できるが、本研究では、この六角柱のセルを円柱に近似してその繊維軸周りの対称性を考慮することにより、二次元問題に変換して解析している⁽⁷⁾。また計算は、セルの対称性を利用してFig. 1に示す1/4モデルで行った。

セルの周期対称条件は、隣接セルとの幾何学的整合性を考慮して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、セルの対称条件は、次のように設定した。

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

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

whiskerの平均アスペクト比： l_w/r_w は、MMCから酸洗によって抽出したwhiskerの実測値である13.7とし、平均直径： $2r_w$ は、同じく440 nmとした。体積率： $l_w r_w / l_c r_c$ は、著者らがこれまでに破壊特性や力学的性質などを報告してきた典型的なwhisker強化MMCの値である22.0%とした⁽⁸⁾。また、セルのアスペクト比： l_c/r_c に関しては、報告されている予備解析の結果⁽⁹⁾を参考にして4.9に設定した。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関しては、TakaoとTayaが議論している⁽¹⁰⁾。

Fig. 1のモデルは、二次元四節点四角形要素を用いて均等に1548分割した。この場合の要素サイズは44×45 nmであり、総節点数は1653である。採用した分割数に関しては、要素数を四倍ずつ増加させながら正解への収束性を検討した予備実験によって決定した。参考までに、負荷応力が300 MPaの段階で、要素数を上記の四倍の6192とした場合の計算結果と比較

Fig. 1 Finite element discretization of a unit cell for 22 vol% of reinforcement.

すると、whisker端部近傍の最も応力勾配が大きい位置におけるz軸方向の軸応力： σ_z で+0.68%程度、r軸方向の軸応力： σ_r で-0.37%程度の誤差に収まっている。

PFZ層に関しては、Fig. 1に示すように、whiskerの外周に沿って均一な厚みを持って存在するものとした。PFZ層の膜厚は、緒言で触れた四つの報告例⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾を参考に、要素数で0~2個分、すなわち0, 44, 88 nmと変化させた。

Fig. 2は、計算に用いたPFZ層およびそれ以外のマトリックス領域の真応力-真歪曲線である。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層中のマトリックスはすべてAl-6%Mg合金のO材の応力-歪曲線⁽¹¹⁾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⁽¹²⁾ことが知られている。また、この他のマトリックス部分の応力-歪曲線は、実測したT6最高時効状態の6061合金のものを用いた。解析に用いたその他の物性値をTable 1に示した。6061合金のポアソン比は超音波法による実測値であり⁽¹³⁾、Al-6%Mg合金のポアソン比は、実用合金でMg濃度が4.5~5.6%と比較的高い5056合金の文献値⁽¹⁴⁾で代用した。

whiskerの破断強度は、計算の結果得られる繊維内軸応力と比較して十分に大きいので、Table 1の設定値⁽¹⁵⁾⁻⁽¹⁷⁾の変更

Fig. 2 True stress-true strain curves of the PFZ layer and the matrix with precipitates.

Table 1 Mechanical properties of the SiC, the PFZ layer (Al-6%Mg alloy) and the matrix with precipitates (6061 aluminum alloy).

Material	E (GPa)	ν	σ_B (MPa)
SiC	581	0.22	14000
6061 alloy	70.8	0.33	241.3
Al-6%Mg alloy	71.7	0.33	112.3

は計算結果にほとんど影響を及ぼさない。また同様に、Al/SiC 系の界面強度は 1690 MPa 以上と十分に大きく⁽¹⁸⁾、界面強度の多少の変更は計算結果に影響を及ぼさない。

なお、本研究では PFZ 層が変形特性に及ぼす影響を解析することを目的としているため、残留応力や界面上の析出物等、他の不均質マトリックスは無視した。また、変形中も材料は完全中実体と仮定しているため、実際の MMC の変形、破壊挙動を忠実に再現するものではないことに注意が必要である。

2. 解析方法

マトリックス内のすべての要素は、入力した応力-歪曲線にしたがって変形するものとし、非線形性を有し、時間依存性のない変形をする弾塑性体とした。また、SiC は、ヤング率によって規定され、破断強度によって打ち切られる弾性変形をするものとした。

塑性変形の開始を規定する降伏条件としては、以下に示す von Mises の降伏条件を採用した。

$$\sqrt{3}\sigma - Y(\kappa) = 0 \quad (5)$$

ここで、 σ は相当応力、 $Y(\kappa)$ は降伏応力である。また、降伏後のマトリックスは、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導くにあたっては、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結合流れ則を用いた。

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

ここで、 $(de_{ij})_p$ は塑性歪増分、 $d\lambda$ は塑性比例係数である。また、増分解析においては修正 Newton-Raphson 法による近似計算を行った。

なお、計算は、DECα 上で汎用コードプログラム ANSYS を用いて行った。

III. 計算結果

1. 応力-歪曲線

Fig. 3 は、MMC モデルの真応力-真歪曲線の計算結果である。また、Table 2 は、計算によって予測される MMC のヤング率、加工硬化指数、0.2% 耐力である。初期の巨視的な弾性域では、変質マトリックス層の影響はほとんど認められず、ヤング率はいずれの条件でもほぼ等しい。一方、巨視的な比例限以降の挙動は PFZ 層厚さの違いで大きく異なり、特に初期の加工硬化量は、PFZ 層厚さが増加するほど顕著に減少している。ここで、真歪 1.5% の段階で PFZ が存在しない場合と比較すると、PFZ 層厚さが 44 nm の場合は 20.1 MPa、88 nm では 34.3 MPa の応力低下が予測される。このように、強化材近傍の幅わずか数十 nm のマトリックスが変質するだけで、MMC の強度特性に大きな影響が現れることは特筆すべき点である。

また逆に、MMC の数値解析という観点から見ても、PFZ 層などの変質マトリックス層を無視して強度解析を行えば大きな誤差を生じることになり、注意が必要である。

2. 微視的な応力、歪の分布

紙面の都合で図示しないが、負荷応力： σ_a が 100 MPa 程度の段階では、塑性変形の開始を規定する相当応力： σ_{eff} に与える PFZ 層の影響はほとんどない。ただし、 σ_{eff} が最大値をとる位置は、PFZ の拡大とともにウィスカー端部近傍からウィスカー端面の直上へと移動した。

Fig. 4 は、 σ_a が 300 MPa の時の σ_{eff} の分布である。一般的に言って、ウィスカー端部周辺と端面上方では σ_{eff} が高く、逆

Fig. 3 Finite element prediction of the effect of the PFZ layer thickness on the stress-strain curve of 6061Al-22 vol%SiC composites.

Table 2 Simulated Young's moduli, E , work-hardening exponents, n , and 0.2% proof stresses, $\sigma_{0.2}$, with various PFZ thickness around the reinforcement.

PFZ thickness	E (GPa)	n	$\sigma_{0.2}$ (MPa)
0 nm	90.0	0.38	365.3
44 nm	89.9	0.35	358.8
88 nm	89.9	0.33	348.7

Fig. 4 Contour maps of the equivalent stress, σ_{eff} , within the matrix alloys. Non-PFZ, PFZ of 44 nm thick and PFZ of 88 nm thick were assumed. Applied stress, σ_a , is 300 MPa.

に側面付近では低い。PFZ層が存在する(b), (c)の場合, 比例限が著しく低いPFZ層に沿って σ_{eff} が220 MPa以下と低い帯状の領域が形成されており, その外側の領域の応力は, 逆にPFZ層の存在によってわずかに上昇している。一方, ウィスカー端面近傍で σ_{eff} が290 MPa以上と集中している領域も, PFZ層厚さが増加するほど顕著に拡大している。

σ_{eff} が高いウィスカー端面近傍のマトリックスは, 負荷応力の増加に伴って優先的に塑性変形を開始する。解析結果によれば, PFZ層厚さにかかわらず, σ_a が250~300 MPaまで増加した段階で隣接するウィスカー周囲の塑性域が連結する。Fig. 5は, σ_a が300 MPaの時の塑性域の形状である。PFZ

Fig. 5 Configuration of the plastic zones around the whisker at an applied stress level of 300 MPa. Non-PFZ, PFZ of 44 nm thick and PFZ of 88 nm thick were assumed.

層の幅とともに塑性域は拡大しており, ウィスカー端部に囲まれる閉じた弾性変形領域(Fig. 5右上)も減少している。Fig. 4で示したように, PFZ層が存在する場合にはこれを中心とする領域の σ_{eff} は低下するが, PFZ層の低い弾性限に起因して, 逆にその領域では優先的に塑性変形が生じている。

Fig. 6は, 塑性変形の指標である相当塑性歪: $\bar{\epsilon}_p$ の, σ_a が300 MPaの時の分布である。ウィスカー端面における応力集中によって, ウィスカー側面上部から端面上方にかけて延びる帯状の領域で塑性変形が生じている。特に, PFZ層が存在する場合にはこの傾向が顕著になっている。

Fig. 7は, マトリックス中の $\bar{\epsilon}_p$ の最大値と負荷応力の関係である。 σ_a が250~300 MPa以下の場合, $\bar{\epsilon}_p$ の増加は緩やかであり, これ以降では $\bar{\epsilon}_p$ の増加率が急速に増大するとともに, PFZなどの影響が顕著に表れている。したがって, Fig. 3では巨視的には弾性域であっても, 局所的には顕著な塑性変形が生じており, その傾向はPFZ層が拡大するほど増加することになる。

Fig. 8は, σ_a が300 MPaの時の静水圧応力: σ_H の分布である。 σ_H はウィスカー側面間では圧縮であり, その他の領域では引張である。ウィスカー端面近傍では, PFZ層厚さが増加するほど σ_H が顕著に発達している。また, その他の領域の σ_H の分布とレベルに与えるPFZ層の影響は, それほど顕著ではない。

Fig. 9は, σ_a が300 MPaの場合のウィスカー内部における

Fig. 6 Contour maps of the effective plastic strain, $\bar{\epsilon}_p$, within the matrix alloys. Non-PFZ, PFZ of 44 nm thick and PFZ of 88 nm thick were assumed. Applied stress, σ_a , is 300 MPa.

Fig. 8 Contour maps of the hydrostatic stress, σ_H , within the matrix alloys. Non-PFZ, PFZ of 44 nm thick and PFZ of 88 nm thick were assumed. Applied stress, σ_a , is 300 MPa.

Fig. 7 Maximum effective plastic strain, $\bar{\epsilon}_p$, within the matrix as a function of the applied stress, σ_a .

負荷応力方向の軸応力: σ_z の分布である。繊維中心付近の σ_z の最大値は PFZ 層が拡大するほど増加しており、逆に中心から離れた領域の応力は、PFZ の拡大とともに低下している。

このように繊維が分担する高い応力は、強化材-マトリックス界面における応力伝達によって生じるものである。一方向配

向の場合の主たる応力伝達には、ウィスカー側面におけるせん断応力: τ_{xz} によるものと、ウィスカー端面における垂直応力: σ_z によるものの 2 種類がある。Fig. 10 は、強化材側面における τ_{xz} の分布であり、Fig. 11 は、強化材端面における σ_z の分布である。PFZ 層がない場合には、ウィスカー側面の τ_{xz} の最大値は大きい、逆に τ_{xz} が高い領域の幅は狭くなっている。一方、端面における σ_z は、変質マトリックス層の存在によって増加する傾向が認められる。

N. PFZ 層が力学的性質に与える影響の考察

1. MMC の強度特性に及ぼす影響

複合材料の強化機構で、強化材近傍の変質マトリックス層に関連するものとしては、強化材によるマトリックスの塑性変形の拘束、強化材-マトリックス間の応力伝達の 2 つの効果が挙げられる。またこの他に、モデル材料の破壊様式、すなわちウィスカー端部におけるボイドの発生・成長、強化材の破断、界面剥離などを検討することも重要である。本節では、これらの三つの要因を順次検討する。

(1) 塑性変形の拘束効果

一般に、rigid な強化材によるマトリックスの塑性流動の拘束は、応力三軸度の上昇をもたらす。この静水圧的な拘束のために、マトリックスは顕著な塑性変形を伴わずに大きな軸応力

Fig. 9 Contour maps of the axial stress in the direction of the applied stress, σ_a , within the whisker. Non-PFZ, PFZ of 44 nm thick and PFZ of 88 nm thick were assumed. Applied stress, σ_a , is 300 MPa.

Fig. 10 Shear-stress distribution along the side interface of the whisker with various thicknesses of the PFZ layer.

を受け持つことができ、複合材料の強度が上昇する⁽¹⁹⁾。しかしながら Fig. 8 では、PFZ 層厚さが増加するほど静水圧応力: σ_H の最大値、広がりとも顕著になる傾向が認められた。したがって、Fig. 3 の応力-歪曲線で認められ、また実験でも確認された PFZ などの変質マトリックス層の形成に伴う

Fig. 11 Normal stress distribution along the top interface of the whisker with various thicknesses of the PFZ layer.

MMC の強度低下は⁽⁵⁾、応力三軸度という観点からは説明できないことになる。

Fig. 6 および Fig. 7 では、ごく薄い PFZ 層が存在するだけで、ウィスカー側面上部からウィスカー端面上方にかけての帯状の広い領域で、低負荷応力段階から塑性変形が顕著に生じることが明らかになった。この場合の有効塑性歪: $\bar{\epsilon}_p$ は、負荷応力に対応する軸歪をはるかに越えるレベルに達している。このように低負荷応力段階から始まる大規模な塑性変形は、初期の加工硬化量の低下をもたらすものと考えられる。したがってモデル材料の場合は、PFZ 層の拡幅に伴う応力三軸度の上昇よりも、強度の低い PFZ 層の存在による著しい塑性変形の効果の方が優勢であり、これが MMC の 0.2% 耐力およびそれ以降の強度低下をもたらしたものと考えられる。

(2) 強化材-マトリックス間の応力伝達効率

種々の複合材料理論の中で、マトリックス-強化材間の応力伝達を取り扱う理論には、Shear-lag モデルがある⁽²⁰⁾。このモデルのオリジナルでは、繊維側面でのせん断応力: τ_{rz} による応力伝達のみを考慮している。本研究の場合、Fig. 10 ではせん断応力: τ_{rz} に与える PFZ 層厚さの明瞭な影響は認められず、側面における応力伝達は二次的な因子であると結論される。

また、最近になって、強化材端面での垂直応力: σ_z による応力伝達を考慮する修正 Shear-lag モデル⁽²¹⁾が提出されている。Fig. 11 によれば、PFZ 層厚さが拡大するほどウィスカー端面における σ_z は増加しており、これもまた変質マトリックス層が強度に与える影響を説明するものではないと結論される。

(3) 破壊機構からの考察

モデル材料において、破壊に際する損傷を構成する事象としては、強化材の破断、強化材-マトリックス界面の剝離、強化材端部の応力集中部におけるボイドの発生が考えられる⁽¹⁾。

Fig. 9 から、 $\sigma_a=300$ MPa の場合、ウィスカー内の軸応力: σ_z は、中央付近で最大 1.5~1.6 GPa となる。また、 $\sigma_a=500$ MPa の場合では、同じく 5.5 GPa 程度となる。長さ 5

mm の粗大な(したがって, Weakest-link 的に考えれば本研究で想定するウィスカーよりも強度が低いと予測される)SiC ウィスカーの破断強度の実測値が 8.4 GPa⁽¹⁶⁾と報告されていることから考えて, モデル材料の場合はウィスカーの破断は稀な事象であると結論される。

次に, 界面におけるせん断応力: τ_{rz} の最大値は, $\sigma_a=500$ MPa の段階で 250 MPa 前後であり, 垂直応力の最大値は同じくウィスカー側面で 700 MPa 前後, ウィスカー端面でも 1100 MPa 程度である。一方, 実験によって報告されている SiC/6061 合金の界面の接着強度は, 下限値でも 1690 MPa⁽¹⁸⁾ と十分に高いため, 単純な界面剥離は発生しないものと予測される。

強化材の破断と界面剥離に関する以上の FEM 解析による予測は, 実験観察によって導かれる結果⁽¹⁾ともよく一致している。すなわち, 実際の SiC ウィスカー強化アルミニウム合金では, 強化材の破断や単純な界面剥離は稀な事象であり, 強化材端部の応力集中部におけるボイドの発生と成長が支配的な破壊機構であることが知られている⁽¹⁾。

ここで, ボイドの発生を, 歪支配, 静水圧応力支配のいずれと仮定しても, Fig. 6 および Fig. 8 から, PFZ 層厚さが増すほどボイドはより早い段階から発生するものと予測される。また, ウィスカー強化材の破壊はボイド発生支配型とされることから⁽¹⁹⁾, 変質マトリックス層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と考えられる。さらに Fig. 8 では, ボイドの形成が予測されるウィスカー端部近傍では, PFZ 層が拡大するほど静水圧応力が顕著に発達することが明らかとなった。したがって, 発生したボイドの成長速度も, PFZ 層が拡大するほど増加することになる。

ところで, Needleman らによると, 負荷応力に対応する軸歪: $\varepsilon_a=0.03$ の段階で全強化材の 10% が, また $\varepsilon_a=0.05$ では全強化材の 45% でボイドが発生開始する⁽¹⁹⁾。これに従えば, PFZ 層がない場合は σ_a が 370 MPa 以上となるまでボイドが発生しないのに対し, PFZ 層が 88 nm の場合は, σ_a が 310 MPa 程度で既にボイドの発生が始まることが予測される。

2. 復元再時効処理による MMC の物性改善効果に関する検討

既に述べたように, 析出硬化型合金をマトリックスとする場合, 強化材近傍に形成される変質マトリックス層は, MMC の組織形態としては一般的なものであると考えられる。すなわち, 本研究の解析で, PFZ 層厚さが 44 nm ないし 88 nm と仮定した場合の計算は, 現実の MMC の変形挙動を模したものと考えることができる。一方, 緒言で触れたように, 著者らは SiC/6061Al 合金に復元再時効処理を施すことで PFZ 層を消滅させる手法を提案した。本研究の解析で PFZ 層厚さ 0 nm の場合の計算は, この熱処理によって PFZ 層を完全に消滅させた理想的な場合の変形挙動に相当すると考えられる。

本研究でモデル材料とした 22 vol%SiC ウィスカー/6061 合金の MMC に適当な条件で復元再時効処理を施した場合, 0.2% 耐力: $\sigma_{0.2}$ で 6% 以上, 引張強度: σ_B では 8% 以上の改善が, 延性を犠牲にすることなしに達成されている⁽⁵⁾。一方, 本研究の解析でも, PFZ 層厚さを 0 nm と設定することで,

44 nm ないしは 88 nm の場合と比較して同程度の強度上昇が予測された。

また, これまでに述べた解析および考察から, 復元再時効処理による MMC の力学的特性の改善の効果は, 変質マトリックス層の存在によって低応力段階から強化材端部近傍で局所的に生じる著しい塑性変形が, PFZ 層の消滅ないしは緩和によって抑制されることによるものと結論される。

V. 結 言

ウィスカー強化アルミニウム合金をモデル材料とし, PFZ と溶質原子の濃化からなる界面近傍の幅数十 nm の変質マトリックス層を考慮した変形解析を, 非線形有限要素法によって行った。以下に, 得られた結果を総括する。

(1) 変質マトリックス層によって MMC のヤング率はほとんど変化しないものの, 降伏応力, 引張強度は低下する。この低下の度合いは, PFZ が拡幅するほど顕著になる。

(2) PFZ 層を復元再時効処理によって消滅させるマイクロ組織制御法のメカニズムを検討し, その有効性が力学的に確認された。

(3) 変質マトリックス層の形成による強度などの低下は, 強化材による塑性流動の拘束に起因する静水圧応力の発達や強化材-マトリックス間の応力伝達効率の変化によるものではなく, 低負荷応力段階からウィスカー端部近傍で局所的に生じる著しい塑性変形に起因するものである。

(4) PFZ 層厚さが増加するほどウィスカー端部近傍における相当応力の集中が顕著になり, ウィスカー周囲の塑性域も拡大する。また, この部分では, PFZ 層の存在によって塑性流動が著しく発達する。同時に, rigid な強化材による塑性流動の拘束によって生じる静水圧応力も, PFZ の拡大とともに発達する。

(5) ボイドの発生は変質マトリックス層によって促進され, 同時にその成長速度も増加する。これは, MMC の延性と強度の低下に結び付くものと考えられる。

FEM 解析に御協力いただいた豊橋技術科学大学エネルギー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) G. L. Povirk, A. Needleman and S. R. Nutt: Mat. Sci. Engng., **A132**(1991), 31.
- (8) 戸田裕之, 小林俊郎, 新家光雄: 日本金属学会誌, **56**(1992), 1303.

- (9) I. Dutta, J. D. Sims and D. M. Seigenthaler: *Acta Metall. Mater.*, **41**(1993), 885.
- (10) Y. Takao and M. Taya: *J. Comp. Mater.*, **21**(1987), 140.
- (11) R. A. Ayres: *Metall. Trans. A*, **10A**(1979), 849.
- (12) 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.
- (13) 戸田裕之, 小林俊郎, 和田義治: 日本金属学会誌, **59**(1995), 94.
- (14) 軽金属学会四十周年記念出版部会: アルミニウムの組織と性質, 軽金属学会, (1991), 462.
- (15) 香川 豊, 八田博志: セラミックス基複合材料, アグネ承風社, (1990), 27.
- (16) J. J. Petrovic, J. V. Milewski, D. L. Rohr and F. D. Gac: *J. Mat. Sci.*, **20**(1985), 1167.
- (17) R. Morrell: *Handbook of properties of technical & engineering ceramics*, Part I, HMSO, London, (1985), 95.
- (18) Y. Flom and R. J. Arsenault: *Mat. Sci. Engng.*, **77**(1986), 191.
- (19) J. Llorca, S. Suresh and A. Needleman: *Acta Metall. Mater.*, **39**(1991), 2317.
- (20) H. L. Cox: *J. Appl. Phys.*, **3**(1952), 72.
- (21) V. C. Nardone and K. M. Prew: *Scripta Metall.*, **20**(1986), 43.