研究論文

アルミナ粒子分散型複合材料の製造

池野 進*・多々 静夫*

Fabrication of alumina particles dispersed composite materials

Susumu IKENO* and Shizuo TADA*

Al matrix composites containing discontinuous SiC fibers, SiC whiskers and Al_2O_3 particles were fabricated by a prepack-press and hot extrusion method. Tensile tests were performed at temperatures from 25° to 600°C. Both the SiC fibers and SiC whiskers are fractured to fine fragments by hot extrusion. Al_2O_3 particles/7075 alloy composites aged at 160°C has ultimate tensile strength 63 kg/mm² the highest in this experiment. Pure Al composites containing 30 vol% of Al_2O_3 particles have elongation up to 5% and ultimate tensile strength about 40 kg/mm².

Keywords: composite materials, alumina particles, SiC whiskers, discontinuous fiber, tensile test

(Received September 30, 1986)

1. 緒 言

アルミニウムおよびその合金と非金属繊維を複合させて、軽量、高弾性、高強度の材料を作製しようとする試みは数多くなされており^{1)~5)}、非金属繊維として炭化けい素 (SiC) やアルミナ (Al_2O_3) 長繊維をアルミニウム合金に複合させた材料は非常に高い強度を持つことが知られている^{5)~7)}。一方、不連続繊維 (長繊維を短く切断した繊維) を複合させる試みもなされており^{8)~10)}、さらに、SiC ウィスカーを複合させた材料の研究は最近盛んである^{9), 11), 12)}。これら不連続繊維およびウィスカーを用いたときの利点は長繊維複合材料に比べ、強度は劣るが押出しなどの加工により長繊維複合材料では不可能であるような成形が可能になる³⁾ことにある。ところがその成形加工 (特に熱間押出し) 時に繊維の破断が生じて強度の劣化が予想されることが問題であると指摘されている^{9), 11)}。しかし、熱間押出し変形中の繊維の破断に関する詳細な検討は少ないように思われる。

一方、これら繊維複合型の材料に比べ粒子分散型複合材料は熱間押出し成型が可能であり、しかも材料に繊維複合型材料で大きな特徴である繊維の並んでいる方向に引張ると強いという強度の異方性がほとんどないと予想されることから、将来性が期待される。しかし、粒子分散型複合材料ではウィスカー複合材料に比べ強度が低い

ためか¹³⁾、粒子を分散させて、高強度をもつ材料の開発をめざす研究は非常に少ない^{13)~15)}。

そこで本研究では、あらかじめ繊維、ウィスカー、粒子などを所定の大きさの金型に詰めておき、それに溶湯を加圧注入するという単純な方法を用いて複合材料を作製し、まず、不連続繊維複合材料の押出し時における繊維の挙動を調べ、次にアルミナ粒子を複合させた材料を作製してその引張り特性を調べた結果について報告する。また、比較のために SiC ウィスカーを複合させた試料も作製し、その引張り特性を調べた。

2. 実験方法

99.99%純度のアルミニウムと SiC 繊維 (日本カーボン(株)製)、SiC ウィスカー (東海カーボン(株)製)、 Al_2O_3 繊維 (住友化学(株)製) および粒子 (メラー社製) を用いて各種の複合試料を作製した。各繊維および粒子の特性は Table 1, 2 に示す。また、SiC ウィスカーおよび Al_2O_3 粒子については Table 3 に示すごとき化学組成の 7075 合金を用いた試料も作製した。

試料の作製方法は繊維もしくは粒子を予め Fig. 1 に示すような金型の 30 mm 径、50 mm 高さの円筒中に詰めておき、その中に溶湯アルミニウムを加圧浸透させる方法である。そのときの条件は、用いる材料によって変わるが、金型の温度は 620~700°C、加圧時の溶湯温度

* 富山大学工学部 (富山市)。Faculty of Engineering, Toyama University (Toyama).

Table 1 Properties of Al_2O_3 fiber, SiC fiber and SiC whisker used

Properties Materials	U.T.S. (kg/mm^2)	Elastic Modulus $\times 10^3$ (kg/mm^2)	Density (g/cm^3)	Diameter (μm)	Phase
Al_2O_3 fiber	150~240	17.5	3.2~4.0	10~20	γ
SiC fiber	200~350	20.0	2.8	5~20	β
SiC whisker	300~1400	40.1~142.9	3.19	0.1~1.0	β

Table 2 Properties of Al_2O_3 particles used

Apparent Particle Size	True Particle Size	Phase
3.0 μm	2.5 μm	100% α
1.0 μm	0.836 μm	90% α 10% γ
0.3 μm	0.386 μm	75% α 25% γ

Table 3 Chemical analysis of 7075 alloys used

Element Alloy	Fe	Si	Cu	Ti	Mn	Mg	Zn	Cr	Al
7075	0.29	0.06	1.60	0.02	—	2.60	5.60	0.20	bal.

Fig. 1 Schematic diagram of iron mould.

は750~980°Cの範囲であり、そのときの加圧力は370 kg/cm^2 と一定にした。得られた鋳造材は表面の欠陥を除去する目的で0.5 mm程度の面削を行った後、50 t押出し機により押出し成形した。押出し速度は2 mm/secと一定にした。押出し温度は材料により変えたが、押出し棒材の表面が滑らかな外観を持つ、ほぼ550~640°Cの間を用いた。なお、押出しに用いたダイス形状も種々変えたが、本実験条件下で最も不連続繊維の破断が少なかった形状を選んだ。その形状はFig. 2(a)に示している。押出しにより得られた棒材はFig. 2(b)に示した寸法に仕上げて室温から600°Cの間で島津製DSS-5000形試験機で引張り試験を行った。試験温度に到達するま

Fig. 2 Schematic diagram. (a) shape of extrusion die. (b) shape of tensile specimen.

での時間は約15分間であり、設定温度に到達した後、いずれの試料も5分間保持してから引張りを開始した。用いた引張り速度は0.5 mm/minとした。

なお、7075合金を用いた試料は450°Cで90分の溶体化処理を行った後氷水中へ急冷し、その後時効処理を施した。時効処理温度は160°Cとした。また、ウィスカーおよび粒子の複合割り合いや粒子の大きさにより、最高強度に到達する時間が若干異なったので、適宜時効時間を変えてT6処理を施した。

3. 結果および考察

3.1 不連続繊維複合材

不連続繊維複合材では、溶湯の加圧鋳造時に繊維の含有体積率が約15%以下であると、繊維が均一に試料中に分布しなかった。また、30%を超えると繊維を詰めるのが非常に困難であった。そこで20および30%の繊維を含む試料の結果についてのべる。

Fig. 3は、純アルミニウムにSiC不連続繊維を20%含む試料を押出した直後における引張強さを引張り温度に対してとって示したものである。図から分かるごとく、300°Cでの引張強さはほとんど純アルミニウム試料と同程度になっており、後述する Al_2O_3 粒子複合試料に比べて高温での強度は非常に小さい。またこれも後述するが、SiCウィスカー複合試料においては常温において40 kg/mm^2 以上の引張強さが得られており、SiC不連続繊維を含んだ試料の常温における引張強さ約17 kg/mm^2 という値は非常に小さいと思われる。この結果から考えられることは、溶湯の加圧鋳造時および押出し時の繊維の破断によりできた欠陥が引張り時に応力集中の場所となって割れが発生し易くなり、引張り強度が小さくなるということであろう。そこで、押出しを途中で中断し、押し残した部分の組織を観察した。

Fig. 3 Ultimate tensile strength as function of tensile temperature in pure Al and discontinuous SiC fiber (SiC_c) composite materials.

Fig. 4 Macrograph of longitudinal section of extruded specimen. The specimen had 30 vol% discontinuous SiC fiber which aligned perpendicular to extrusion direction before hot extrusion at 620°C.

Fig. 4 は、純アルミニウムに SiC 不連続繊維を 30% 含む試料を押し出したときの押し出し部の縦断面マクロ組織である。SiC 不連続繊維はいずれも加圧鋳造直後は圧力方向にはほぼ直角にならんでいるように観察された。写真では分かりにくいですが、ビレットの底部では繊維は押し出し方向（鋳造時の加圧方向と平行）にはほぼ垂直にならんでおり、押し出しダイス口に近づくに従い押し出し方向に平行になっていく様相が見られた。Fig. 5, 6 はこのような試料で繊維が各行程でどのような長さに分断されているかを調べるために、熱 NaOH で試料を溶解してろ過し、繊維のみを取り出し、長さを測定した結果をヒストグラムにして示した結果である。縦軸は測定した繊維の総本数を 100% とし、0.05 mm の範囲に存在するそれぞれの長さをもつ繊維の本数を割り合いにして示している。Fig. 5(a) から分かるように、入手したときの繊維は様々な長さであったが、2 mm 前後の数が比較的多い。一方、繊維は加圧鋳造時に分断され 0.5 mm 以下の長さの繊維が多くなっている (Fig. 5(b) 参照)。Fig. 6(a) の押し出し棒材の外表面近傍における繊維の長さの分布および Fig. 6(b) に示した押し出し棒材の中心部における繊維長さの分布から分かるように、押し出し変形により 1 mm 以上の繊維がほとんど無くなり、0.02~0.8 mm 程度に細かく分断されている。このように繊維が分断さ

Fig. 5 Histograms of discontinuous SiC fiber length. (a) as recieved (b) as pressed.

Fig. 6 Histograms of discontinuous SiC fiber length after hot extrusion at 620°C. The fiber aligned to perpendicular to extrusion direction before hot extrusion. (a) outer surface region of extruded bar (b) center region of extruded bar.

Fig. 7 Macro and micrographs of longitudinal section of extruded specimen. The specimen had 30 vol% discontinuous SiC fiber which aligned parallel to extrusion direction before hot extrusion at 620°C.

Fig. 8 Histograms of discontinuous SiC fiber length after hot extrusion at 620°C. The fiber aligned to parallel to extrusion direction before hot extrusion. (a) outer surface region of extruded bar (b) center region of extruded bar.

れることが押出し時に繊維が押出し方向に対しほぼ90°配列替えを起こすことによるのではないかと考え、 casting 時から、繊維が押出し方向に平行に並ぶような試料を作製した。すなわち、SiC 長繊維を加圧方向に平行に並べておき純アルミニウムの溶湯を加圧浸透させて長繊維複合材料を作製し、得られた鋳塊を5 mm 長さの輪切りにした後、各ブロックを7個積み重ねて一体とし、押出し用の材料とした。これを押出した結果のマクロおよびミクロ写真が Fig. 7 である。Fig. 7(a)のマクロ写真では繊維が初め押出し方向に平行にならんでいたのが押出し変形中にダイスロに向かって方向を変えてゆく様相が分かる。また、Fig. 7(b)のミクロ写真から、こうした繊維の方向が変化するとき繊維が曲がり、破断が生じて繊維の長さが短くなる様相が明瞭に分かる。Fig. 7(c)で見られるように、押出しダイスロ近傍では繊維は非常に細かく分断されている。そこで繊維の長さを測るために試料の一部を溶かして繊維を取り出して長さを測定した結果を Fig. 8(a), (b)に示す。押出し棒材の表面近傍が中央部に比べて全体的に若干短い繊維の分布が多くなっているようであるが、試料の中央部では、繊維長さの分布は Fig. 6(b)にみられた押出し方向に直角に繊維が並んでいたときとほとんど変わらない。

以上のごとき押出し変形時の繊維の挙動および押出し材料の機械的性質などの結果は Al_2O_3 不連続繊維を用いたときもほぼ同様であった。

このように不連続繊維の破断は初期の繊維の配向の方向によるというよりは、押出し変形中に繊維が湾曲しながら移動して行くことによるものと思われる。したがって、本実験条件下では2~5 mmの不連続繊維を複合させた材料においては押出し加工時に繊維の破断は避けられないものと思われる。

Fig. 9 0.2% yield stress, ultimate tensile strength and elongation as functions of volume fraction of SiC whisker (SiC_w) in pure Al.

3.2 SiC ウィスカー複合材料

SiC ウィスカーは、SiC 不連続繊維と異なり、あらかじめエチルアルコール中ではぐして乾燥させることにより比較的容易に所定の体積率のプリフォームが作製可能であった。そこで、本実験においてSiC ウィスカーを用いる場合は、いずれもプリフォームを作製した後、溶湯を加圧注入して試料を作製した。

押出しにより、繊維の長さが0.02~0.8 mmに分断されるという不連続繊維の結果 (Fig. 6(b)参照) から考え、当初から50~200 μm と長さの短いSiC ウィスカーを複合させて押出せば、ウィスカーの破断は少ないものと予想した。しかし、実際には本実験により作製した試料においてはSiC ウィスカーの破断が認められた。本研究室の光学顕微鏡および走査電子顕微鏡では分解能力が足らず破断したウィスカーの鮮明な像が観察できず、SiC ウィスカーの長さを定量化することはできなかった。破断の詳細については分からない。しかし、SiC ウィスカーをアルミニウムおよびその合金に複合させた材料については、押出し変形中にSiC ウィスカーの破断があることが他の研究者達^{10), 11)}によっても報告されている。

純アルミニウムにSiC ウィスカーを複合させた鋳塊を押出した試料の常温における引張り特性を Fig. 9に示す。図から分かるように、SiC ウィスカーの体積率が増すと共に0.2%耐力、引張強さが上昇し、逆に伸びが減少する。いま引張強さが約40 kg/mm^2 である15%体積率の試料では伸びはほぼ2%であり、約50 kg/mm^2 の30%体積率の試料では約0.5%と伸びの値が小さい。

Fig. 10は7075合金にSiC ウィスカーを複合させた押出し試料を160°Cで最高強度に至るまで時効処理するいわゆるT6処理した結果と純アルミニウムを母相として用いた場合の引張強さおよび伸びの変化を示した図であ

Fig. 10 Ultimate tensile strength and elongation as functions of volume fraction of SiC whisker in pure Al and 7075 alloys. The SiCw/7075 specimens were aged for maximum strength (T6) at 160°C.

る。まず、7075合金を用いた場合、T6 処理状態で SiC ウィスカの体積率が増しても引張強さは僅かに上昇するようであるがほとんど変化していない。一方既に述べたごとく、純アルミニウムを用いた場合は引張強さの上昇は SiC ウィスカの体積率の増加と共に著しく、30%体積率となると引張強さはほぼ 50 kg/mm² と 7075 の T6 処理試料とほとんど同じ値となってしまう。

本結果から、ウィスカが破断しても強度の上昇が不連続繊維複合試料に比べ著しく大きいので、ウィスカが細かく分断されることにより、あたかも粒子の複合の結果のごとき効果を生んだものと考えた。そこで次に粒子の複合を行った。

3.4 アルミナ粒子複合材料

Fig. 11 は 1 μm 直径の Al_2O_3 粒子と純アルミニウムを含有率を変えて混合したときの硬度と引張り特性の変化である。粒子複合の場合はウィスカと異なり、あらかじめプリフォームを作っておくことができないために、粒子の複合割合合いが小さいと粒子が試料の一部分に固まってしまう均一に分散せず、均一に分散するためには約30%以上の高い体積率の材料しか作製できなかった。図から分かるごとく、 Al_2O_3 粒子の体積率が約30から40%と上昇すると共に、0.2%耐力および引張強さは明らかに上昇しており、40%を超えると約 55 kg/mm² の引張強さがえられ、SiC ウィスカを複合させたときの引張強さ (30%体積率で約 50 kg/mm²) とほとんど同じ値が得られた。また図から分かるごとく、硬度の値は Al_2O_3 粒子の体積率が増えると共にほぼ直線的に高くなっているが、0.2%耐力および引張強さの上昇は直線的ではない。なぜ引張り強度で直線関係が認められないのかは不明であるが、あるいは本実験での試料作製法がなお不完全であり、試料内部に微小な空洞や粒子と母相の界面に欠陥があるために引張り時の割れの発生場所とな

Fig. 11 Micro vickers hardness, 0.2% yield stress, ultimate tensile strength and elongation as functions of volume fraction of Al_2O_3 particles in pure Al. The Al_2O_3 particles had a diameter of 1 μm .

Fig. 12 Micro vickers hardness, 0.2% yield stress, ultimate tensile strength and elongation at constant volume fraction (V_f) as functions of particle size of Al_2O_3 in pure Al.

Fig. 13 0.2% yield stress as functions of inverse of mean particle spacing (λ) of Al_2O_3 in pure Al.

り強度上昇を抑制しているのかもしれない。しかしその詳細については一層の研究が必要である。

Fig. 12 は Al_2O_3 粒子の体積率を一定にしたときの Al_2O_3 粒子直径による引張り特性の変化を調べたものであり、粒子直径が $2.5\text{ }\mu\text{m}$ から $0.3\text{ }\mu\text{m}$ へと小さくなると共に0.2%耐力、引張強さともに大きくなっている。今、粒子直径が小さくなると耐力が高くなる理由を考えるに、粒子の含有体積率が一定で粒子直径が小さくなれば相対的に粒子の数が増えることになる。したがって粒子と粒子の間隔が小さくなり、転位の移動に対する抵抗が大きくなるといういわゆるオロワンの強化機構が考えられる¹⁶⁾。もしその機構が成り立てば、粒子間隔の逆数と降伏応力の間に直線関係があるといわれている¹⁶⁾。いま粒子間隔 λ を、 $\lambda = 2d(1 - V_p)/3V_p$ (d : 粒子直径, V_p : 粒子の体積率) という関係式¹⁷⁾から求めて図示すると、Fig. 13 から分かるように、本実験においては粒子の含有体積率が一定のときは、0.2%耐力は粒子間隔の逆数に比例し直線的に変化しているようにみられる。しかし、粒子の含有体積率が異なると直線の傾きが異なり、甚だしくは両直線が交差してしまうので、本実験においては強化の機構がオロワン機構によるものか否かは分からなかった。

いま、純アルミニウムに $1\text{ }\mu\text{m}$ 直径の Al_2O_3 粒子を含む試料で特筆すべきは30%体積率の材料で強度が約 40 kg/mm^2 の時、伸びがほぼ5%と大きいことである (Fig. 11参照)。SiC ウィスカーを純アルミニウムに10%以上の体積率で複合させたとき (引張強さ約 40 kg/mm^2 以上) には、いずれの体積率の試料においても約1%以下と小さい伸びの値を示しており、それに比べてこの場合の伸びは非常に大きいものと思われる。この結果は、ウィスカー複合試料においてはウィスカーの破損が何等かの欠陥として働き、応力集中の場所を提供することから容易に割れが発生してほとんど伸びないが、粒子複合試料の場合は押し出し変形中に粒子の破損がほとんど無いことから、破断の原因となる欠陥が少なく、材料に高い伸びを与えたものと推測される。しかし、本実験では

Fig. 14 0.2% yield stress, ultimate tensile strength and elongation as functions of tensile temperature in pure Al and Al_2O_3 particles (Al_2O_{3p})/Al composite specimens.

Fig. 15 0.2% yield stress, ultimate tensile strength and elongation as functions of volume fraction of Al_2O_3 particles in Al_2O_{3p} /Al-5%Mg alloys and Al_2O_{3p} /7075 (T6) composite specimens.

Al_2O_3 粒子を分解能が足りないため走査電子顕微鏡で観察することができなかったので詳細は今後明らかにしなければならない課題である。

Fig. 14 は純アルミニウム中に Al_2O_3 粒子を29%含んだときの機械的性質の変形温度に対する変化を調べた結果である。図から分かるように、 300°C 引張りにおいてなお 20 kg/mm^2 の引張強さがあり、Fig. 3 で見られた SiC 不連続繊維の複合試料の結果と比べ、高温においてもはるかに複合効果が大いことが分かる。

Fig. 15 に示すごとく、母相を純アルミニウムから

Al-5 %Mg 合金に変えたときには、 Al_2O_3 粒子の含有体積率が増えると共に0.2%耐力および引張強さが増加するが、全体的に純 Al を母相としたときに比べ、0.2%耐力および引張強さが高くなっており、約40%の体積率の試料ではほぼ 60 kg/mm^2 という高い引張強さが得られている。

つぎに、時効処理の影響についてのべるが、Fig. 15 に同時に示してあるごとく、ウィスカー複合試料の場合と同じ7075合金を母相とし T6 処理を行った結果では、いずれの体積率の試料においてもほぼ 60 kg/mm^2 以上と引張強さはほとんど変わらず、 Al_2O_3 粒子の体積率の増加による効果は認め難かった。また、Al-5 %Mg 合金を母相として用いた場合にも引張強さではほぼ 60 kg/mm^2 の値が得られており、時効処理による特別顕著な強度の改良は少なくとも体積率40%以上では得がたいものと思われる。

Macdanel¹⁸⁾は SiC 繊維をあらかじめ破碎しておいて種々の形状の粒子を作製して複合させることにより、 $2\sim 21 \mu\text{m}$ 程度の大きさの SiC 粒子を含む材料では、SiC ウィスカー複合材料とほとんど同程度の強度が得られたと報告している。本結果では Al_2O_3 粒子を7075合金に複合させると T6 状態で SiC ウィスカー複合試料に比べ約2割の引張強さの上昇がみられた。この結果の違いは本研究と彼が用いた試料の作製条件の違いによるものとも考えられるが、今一つ、彼の用いた SiC 粒子は形状が不揃いであり、表面が滑らかな等軸状ではないが、本実験に用いた Al_2O_3 粒子は透過電子顕微鏡で観察するかぎり、かなり滑らかな表面の粒子であることも強度上昇の効果を大きくしている原因ではないかと考えている。

最後に、本実験に使用したメラー社製の Al_2O_3 粒子は通常の試料研磨材として用いられているものであり、SiC、 Al_2O_3 繊維、SiC ウィスカーなどに比べ格段に安価である。したがって、複合材料のコスト低減が可能であり、非常に将来性が期待されるであろう。

4. 結 言

アルミニウムおよび7075合金に SiC 不連続繊維、SiC ウィスカーおよび Al_2O_3 粒子を複合させ、その引張り特性を調べた。得られた結果を要約すると以下のごとくである。

(1) SiC 不連続繊維を30%含んだ試料を押出すと、繊維は破断して約 $0.02\sim 0.8 \text{ mm}$ の長さに分断された。純アルミニウムに SiC 不連続繊維を30%含んだ試料の押し出し材を引張ると、常温で引張強さが約 17 kg/mm^2 と

小さかった。

(2) SiC ウィスカーを含んだ試料の押し出し材は SiC の体積率が5~30%と増加するに従い引張強さが増し、逆に伸びが減少した。7075合金を母相とし、 160°C で T6 処理を施すと引張強さは約 50 kg/mm^2 と高くなった。

(3) 純アルミニウムに $1 \mu\text{m}$ 直径の Al_2O_3 粒子を含んだ試料の押し出し材では、0.2%耐力、引張強さ共に Al_2O_3 粒子の体積率が増すと共に大きくなり、40%の体積率の試料では約 55 kg/mm^2 の引張強さが得られた。また、引張強さがほぼ 40 kg/mm^2 である約30%の体積率をもつ試料では、5%という高い伸びの値が得られた。

また、7075合金を母相として用いたときには 60 kg/mm^2 以上という高い引張強さを持つ材料が製造できた。

本実験の遂行にあたり、協力いただいた元本学学生塚本敏之（現遠菱アルミホイール㈱）、加納義範（現武内プレス工業㈱）、出本敏貴（現古河アルミニウム㈱）および本学大学院生七野勇人君に心から感謝致します。また、本研究の一部は富山県の受託研究費によって行った。付記して感謝する。

参 考 文 献

- 1) K. Kreider and M. Marciano: *Trans. AIME*, **245** (1969), 1279.
- 2) R. T. Pepper, J. W. Upp, R. C. Rossi and G. Kendall: *Meta. Trans.*, **2A** (1971), 117.
- 3) 富田, 山村: 金属材料, **13** (1973), 85.
- 4) 森田, 馬場: 日本金属学会誌, **37** (1973), 315.
- 5) D. Webster: *Meta. Trans.*, **13A** (1982), 1511.
- 6) 阿部, 中谷, 山蔭: 工業材料, **31** (1979), 37.
- 7) H. R. Shetty and T. W. Chou: *Meta. Trans.*, **16A** (1985), 853.
- 8) B. F. Quigly, G. J. Abbaschian, R. Wunderlin and R. Mehrabian: *Meta. Trans.*, **13A** (1982), 93.
- 9) R. J. Arsenault: *Mater. Sci. Eng.*, **64** (1984), 171.
- 10) G. R. Cappleman, J. F. Watts and T. W. Clyne: *J. Mater. Sci.*, **20** (1985), 2159.
- 11) R. J. Lederich and S. M. L. Sastry: *Mater. Sci. Eng.*, **55** (1982), 143.
- 12) Y. Flom and R. J. Arsenault: *Mater. Sci. Eng.*, **75** (1985), 151.
- 13) P. K. Ghosh and S. Ray: *J. Mater. Sci.*, **21** (1986), 1667.
- 14) P. S. Gilman and W. D. Nix.: *Meta. Trans.*, **12A** (1981), 813.
- 15) D. F. Hasson, S. M. Hoover and C. R. Crowe: *J. Mater. Sci.*, **20** (1985), 4147.
- 16) 松浦: 金属学会セミナー「複合材料の現状、問題、展望」, (1983), 71.
- 17) 三浦維四編: 「金属複合材料」, 共立出版, (1973).
- 18) D. L. Mcdanels: *Meta. Trans.*, **16A** (1985), 1105.