溶湯攪拌法による SiC 粒子強化型マグネシウム基複合材料の 機械的特性*

林 爽 原[†] 長 隆 郎**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 56, No. 9 (1992), pp. 1101-1107

Mechanical Properties of SiC Particulate Reinforced Magnesium Matrix Composites Fabricated by Melt Stirring Method

Suk-won Lim and Takao Choh

Department of Materials Processing Engineering, Faculty of Engineering, Nagoya University, Nagoya

SiC particulate reinforced magnesium matrix composites were fabricated by melt stirring method. The effect of several factors on mechanical properties and the efficiency of melt stirring method from the viewpoint of these properties were investigated.

The tensile strength increased and the elongation decreased with decrease of the particle size or the increase of the particulate volume fraction for pure magnesium matrix and Mg-5%Zn alloy matrix composites. A longer stirring time improved the tensile strength of these composites. The tensile strength of Mg-5%Ca alloy matrix composites which shows no uniform particulate distribution was a little lower than that of matrix alloy. Rapid solidification rate is preferred for the improved tensile strength of these composites. The pure magnesium matrix and Mg-5%Zn alloy matrix composites have tensile strength of about 400 MPa. This value agrees with the tensile strength of some magnesium matrix composites fabricated by liquid infiltration method or powder metallurgy method at the same volume fraction of reinforcements of whisker or particle.

Therefore, the melt stirring method which has the advantages of simple process is considered to be efficient in fabricating magnesium matrix composites.

(Received March 17, 1992)

Keywords: *magnesium matrix composites, silicon carbide particle, mechanical property, melt stirring method, particle size, volume fraction, stirring time*

I. 緒 言

複合材料は母材と分散材の組み合わせ方法により、その性質をある程度人為的にコントロールできるので、各方面で多くの関心を集めている。なかでも金属基複合材料は他の材料では得られないような優れた高温強度および疲労強度、寸法安定性等の特性に期待が掛けられ、自動車および航空・宇宙機器分野においてその適用が考えられている。

マグネシウムはその低い密度のゆえに、従来から軽量化材料として注目されてきたが、近年機械的性質の一層の向上をねらって、これをセラミックス粒子によって強化しようとする研究が行われている。

さきに著者らは SiC 粒子強化型マグネシウム基複合材料作製の基礎研究として、熔融マグネシウム中 SiC 粒子分散挙動に及ぼす合金元素の影響について報告した⁽¹⁾。そ

の結果、熔融純 Mg への SiC 粒子の混入時間は極めて短く、粒子の分散状態も熔融純 Al の場合⁽²⁾と比べ、非常に良いことを明らかにした。

そこで、次に本研究ではマグネシウムの常温強度向上元素⁽³⁾として知られる Zn を含む Mg-5%Zn 合金、そのほか Mg-5%Ca 合金および純 Mg をマトリックスとして SiC 粒子強化型マグネシウム基複合材料を溶湯攪拌法によって作製し、機械的特性を測定するとともに、この材料特性の観点から溶湯攪拌法の有効性について検討することにした。

II. 実験方法

マグネシウムあるいは Mg 合金の溶解および粒子の分散操作は既報の場合と同様に行った⁽⁴⁾。まず、マトリックスとなる約 60 g のマグネシウムあるいは Mg 合金をアル

* 1991年4月日本金属学会春期大会において発表

** 名古屋大学工学部材料プロセス工学科

† 名古屋大学大学院生

Fig. 1 Shape and dimension of specimen for tensile test (mm).

ゴン雰囲気下にて高周波誘導炉を用いて溶解し、973 K の所定温度に保持した。次にアルミニウム箔(約 0.5 g)に封入した分散用 SiC 粒子を溶湯表面直上で約 420 s 間予熱後、溶湯中に添加するとともに、アルミナ棒を用いて手動攪拌を開始した。ここで、粒径(平均粒径 0.6, 1.2, 4.0, 8.0, 14.0 μm)、粒子の体積配合率(3, 5, 8, 10, 12%)および攪拌時間を変化させて複合化後、溶湯を金型に casting した。ただし、粒子混入後高粘度となり、十分な casting ができない試料についてはるつぽに入れたまま炉冷した。また、 casting 可能な一部の試料についても凝固速度と機械的性質との関係を調べるために炉冷した。さらに、これらの試料および比較のためのマトリックス材について直角ダイス穴径 8 mm, コンテナ内径 40 mm(押出し比 25), 温度 673 K の条件下で押出しを施した。

これらの試料から Fig. 1 に示すような平行部径 4 mm, 標点間距離 20 mm の引張試験片を作製し、島津オートグラフを用い、クロスヘッドスピード 5 mm/min で引張試験を行い、引張強度および最大強度までの伸びである一様伸びを測定した。

なお粒子は α -SiC 粒子 (98.2% SiC, 0.22% free carbon, 0.6% free Si, 0.8% SiO₂ など), マトリックスは Mg (99.96% Mg), Ca (99.8% Ca) および Zn (99.9% Zn) を所定組成に配合して用いた。

Ⅲ. 実験結果および考察

1. 材料押出しによる組織変化

溶湯攪拌法においてはそのプロセス上、攪拌の際に溶湯中にガスを巻き込み、試料中に空孔が生成することを免れない。そこで本研究では、押出しによって、これらの空孔の減少および消失を図った。

例として、純 Mg をマトリックスとし、平均粒径 1.2 μm の SiC 粒子を体積配合率 5% 分散させたときの粒子分散状態を Fig. 2 に示す。それによれば、(a) 粒子混入後、さらに攪拌を 240 s 間継続し、ただちに金型へ casting した試料では分散粒子が小さいために粒子同士がクラスターを形成し、また小さい空孔もみられる。一方、(a) の試料を押出し比 25 で熱間押出しを行った複合材料の横断面を見ると、(b) に示すように、押出しによって粒子の均一分散性が向上し、また空孔の減少も見受けられる。しかしながら、押出し方向の組織写真(c)によれば、 casting 後のクラス

Fig. 2 Microstructure of SiC_p/pure Mg composites. (a) as cast, (b) transverse and (c) longitudinal section of the extruded.

ター組織は押出し方向に伸びて分散粒子が配列し、必ずしも十分均一とはいえないことが明らかである。

いずれにしても、押出しによって粒子の均一分散性はやや向上し、材料中の空孔は減少するなど、複合材料の強度向上に対する押出し効果の寄与はかなり大きいと思われる。

2. 機械的特性に及ぼす粒径の影響

まず初めに、SiC 粒子の粒径を変化させて SiC 粒子強化型純 Mg および Mg-5%Zn 合金基複合材料を作製した。得られた材料の引張強度および一様伸びを Fig. 3 に示す。ただし、これらの試料において V_f は 5%, 攪拌時間は

Fig. 3 Relation between particle size and mechanical properties of SiC_p/pure Mg and SiC_p/Mg-5%Zn composites (V_f : 5%, stirring time: 240 s).

240 s である。いずれの場合もマトリックスより引張強度が高く、しかも粒径の減少とともに引張強度の増加が見られる。ただし、Mg-5%Zn 合金系において、特に粒径が大きいときの引張強度はマトリックスと差がなく、マトリックス強度の上昇により粒子分散の寄与は低下する。また一様伸びについては、いずれの場合もマトリックスより低く、粒径の減少につれて低下していることが明らかである。

分散粒子による強化機構についてはいろいろ提案され、それぞれについて実験的に確かめられているが、すべてを説明できる定説といったものはまだないようである⁽⁵⁾⁻⁽⁷⁾。これはそれぞれの合金系、作製方法、分散粒子の種類、粒子の分散の仕方などによって事情が異なることにもよるが、また転位と粒子の相互作用がかなり複雑であることにもよると考えられる。

分散強化が行われるためには、まず粒子が転位の働きを妨げるのに十分な強さが必要であるが、粒子の体積配合率 V_f 、粒子の大きさ d および粒子間の距離 λ などの幾何学的な分布による影響も大きい。古典的な Gensamer らの理論によれば、これらの変数の間には

$$\lambda = \frac{2d}{3V_f} (1 - V_f) \quad (1)$$

の関係がある⁽⁸⁾⁽⁹⁾。

また、Kelly らによれば、粒子分散強化の場合の降伏強度は粒子間の距離 λ に大きく依存し、式(2)に示されるように λ の逆数にほぼ比例して増大する⁽¹⁰⁾。

$$\tau_y \doteq \tau_m + \frac{G_m \times b}{\lambda} \quad (2)$$

ここで、 τ_y は粒子分散強化の場合の降伏応力、 τ_m はマトリックスの降伏応力、 G_m はマトリックスの剛性率、 b はバーガースペクトルの大きさである。

したがって、式(1)、(2)から見ると、粒径が小さいほど粒子分散強化型複合材料の降伏強度は増大し、この関係は定性的には本実験結果と一致している。

3. 機械的特性に及ぼす体積配合率の影響

一般に、溶湯攪拌法においては粒子/マトリックス間の濡れ性が悪い場合には粒子が混入せず、混入したとしても粒子がクラスターを形成し、また V_f の増加とともに溶湯の粘性が上昇して攪拌が困難になる場合もある。しかしながら、SiC 粒子強化型 Mg 基複合材料では、Mg-Ca 系を除いて粒子がクラスターを呈することがなく、個々の粒子が均一に分散し、マトリックスへの SiC 粒子の混入時間も Al 系に比べて非常に速い。これはマグネシウムの良好な濡れ性に起因している。

そこで本研究では、このような結果をふまえて、まず純 Mg 系および Mg-5%Zn 合金系において複合材料の機械的特性に及ぼす粒子体積配合率の影響を測定し、溶湯攪拌法の有用性について考えることにした。用いた粒子の平均粒径は $1.2 \mu\text{m}$ であり、攪拌時間は V_f によって粒子混入時間が異なるため、混入後さらに 240 s 間連続攪拌した。また V_f は 3%、5%、8%、10%、12% としたが、それ以上の V_f では溶湯の粘性が高くなり、攪拌が困難であった。

まず純 Mg 系についてみると、引張強度は Fig. 4 に示すように、いずれの場合もマトリックスより大きく、しか

Fig. 4 Relation between volume fraction and mechanical properties of SiC_p/pure Mg and SiC_p/Mg-5%Zn composites (particle size: $1.2 \mu\text{m}$, stirring time: 240 s after incorporated).

も V_f の増加とともに向上している．特に $V_f=12\%$ の場合はマトリックスの2倍ぐらいの約400 MPaに達し、著しい強度向上が得られた．このように粒子の体積配合率が大きいほど強度が増大することは式(1)、(2)に対応している．また、一様伸びはいずれの場合もマトリックスより低く、 V_f の増加につれて低下することが明らかである．

一方、Mg-5%Zn 基複合材料においても V_f の増加につれて、引張強度の向上および一様伸びの低下が認められる．ただし、この場合の引張強度の値は、 V_f が高い場合でも純 Mg 系とほとんど同じか、あるいはやや低く、マトリックス強度の向上は粒子分散効果を低下させている．なお、 $V_f=12\%$ の試料はつば内で凝固したもので、金型に casting した他の場合と強度に差が生ずることも考えられるが、後述するように試料を押出したので、その影響はわずかと考えられる．

4. 機械的特性に及ぼす攪拌時間の影響

次に、これまでと同様に2つの系について、平均粒径 $1.2\ \mu\text{m}$ の SiC 粒子を用い、 $V_f=12\%$ において粒子混入後さらに継続攪拌し、機械的特性に及ぼす攪拌時間の影響を測定した．その結果、Fig. 5 に示すように純 Mg 基複合材料の引張強度はバラツキは大きい、攪拌を長くするにつれて増加する傾向を示す．一方、一様伸びはいずれも2%以下の値を示している．また、Mg-5%Zn 合金系においても、攪拌時間の増加とともに引張強度はやや増加し、一様伸びはいずれも約2%の値を示している．特に攪拌時間600 s の場合、マトリックスの1.5倍ぐらいの約410 MPa の引張強度が得られた．

Fig. 5 Relation between stirring time and mechanical properties of SiC/pure Mg and SiC/Mg-5%Zn composites (particle size: $1.2\ \mu\text{m}$, $V_f: 12\%$).

これらの結果については四つの理由が考えられる．

第一の理由としては、不十分な攪拌時間、すなわち粒子とマトリックス間の反応時間が短いため、粒子とマトリックス間での結合が不完全であり、界面強度が低いことがあげられる．

そこで、純 Mg 系および Mg-5%Zn 合金系において攪拌時間が一番短い 150 s の試料について SEM 観察を行った結果、SiC 粒子とマトリックス間に不完全な結合部分は見出せなかった．しかしながら、SEM によって取らえないような界面欠陥が存在しないとは言いきれず、純 Mg 系において、攪拌時間 150 s の測定値が低いことはこのようなことによる可能性もある．

第二としては、SiC の分解反応、

によるマトリックス中 Si 量の増大が考えられる．

そこで、それぞれの試料においてマトリックス部分の Si 定量分析を行った結果、マトリックス中の Si 量は非常に微量(小数点以下)であり、このような効果は期待できないことが明らかとなった．

第三としては、継続攪拌による粒子の均一分散性の向上が考えられる⁽¹¹⁾．

しかしながら、分散粒径が $1.2\ \mu\text{m}$ と小さく、また粒子体積配合率が12%と大きいので、溶湯が高粘度となり、鑄造ができなくなり、試料をつば内にて炉冷したため、たとえば、Mg-5%Zn 合金系の場合について Fig. 6 に示すように、分散の程度は(a)~(d)でほとんど区別できないように悪く、この観点からの解析は困難であった．

第四に、攪拌時間が長くなるにつれてマグネシウム蒸発量が増加し、これに伴って粒子体積配合率が上昇することが考えられる．

Fig. 6, 特に、攪拌時間が一番短い 150 s の試料(a)と一番長い 600 s の試料(d)を比較すると、攪拌時間が長くなるにつれて粒子の体積配合率がやや増加しているように思われる．そこで、粒子を含まない状態で粒子混入時と同様に攪拌しながら、純 Mg 蒸発量を試料重量変化から測定した．その結果、Mg の蒸発は一定速度で進行し、蒸発速度として $0.013\ \text{kg/m}^2 \cdot \text{s}$ が得られた．いま、粒子/メタル間の濡れ性が良好なことを配慮して粒子表面をメタルが全面被覆し、Mg はメタル/気相の全界面を通して蒸発するとみなしたときの粒子体積配合率を計算すると、攪拌時間 150 s, 300 s, 450 s および 600 s において、それぞれ約 13.5%, 14.2%, 14.6% および 15.2% となる．したがって、攪拌時間を 150 s と 600 s としたときの V_f の変化はただか 2% 程度であり、Mg-5%Zn 系では Mg 蒸発に伴う V_f の増大が強度上昇をもたらしたと見ることも出来るが、純 Mg 系では 150 s と 600 s における強度差約 90 MPa を説明することは難しい．

なお、純 Zn の蒸気圧は純 Mg と同程度もしくはこれをやや上廻るので、Mg-5%Zn 系では Mg と同時に Zn の蒸

Fig. 6 Microstructure of SiC_p/Mg-5%Zn composites. Stirring time: (a) 150 s, (b) 316 s, (c) 450 s and (d) 600 s.

発も考慮しなければならない。しかしながら、Mg-5%Zn 合金中 Zn の活量は著しく低いので、Zn の蒸発量は Mg 蒸発量に比較して無視してよいものと考えられ、純 Mg 系と同様な機構があてはまるものと思われる。

以上四つの原因をとりあげたが、上述のように、もっとも支配的な原因を特定することは困難であり、おそらくこれらの原因がそれぞれ作用し、攪拌時間の増加に伴い、強度が上昇したものと推測される。ただし、純 Mg 系の攪拌時間 150 s の試料を押出した後、組織を観察した結果、Fig. 6(a)～(d)以上に大きな粒子集合組織がみられ、これが引張強度を低下した一因とも考えられる。

なお、既報⁽¹⁾でも述べたように、純 Mg あるいは Mg 合金基 SiC 粒子分散複合材料においては、しばしば Mg₂Si の生成を認めた。本研究の試料においても、同様に Mg₂Si 生成があり、長時間攪拌の場合にはその影響があるものと思われるが、強度特性に及ぼす Mg₂Si 生成の影響を特定するまでには到っていない。

5. 機械的特性に及ぼす凝固速度の影響

これまでの結果によれば、粒径が小さいほど、また粒子の体積配合率が高いほど強度は向上することが明らかになった。しかしながら、前述のように微細粒子を高い体積配合率で分散させたとき、溶湯が高粘度となり、铸造できずに試料を炉冷する場合があり、凝固速度の影響あるいは粒子不均一分散の影響を明白にしなければならない。

Fig. 7 Relation between cooling rate and mechanical properties of SiC_p/pure Mg composites.

そこで、粒径 4 μm 、 V_f 10%の試料において機械的特性に及ぼす凝固速度の影響を測定した結果、Fig. 7に示すように、引張強度、一樣伸びともに、徐冷(炉冷)試料に比べて急冷(铸造)試料がやや優れていることが明らかである。

そこで、純 Mg 系について両試料の粒子分散状態を観察した結果、攪拌終了後、炉冷すると、Fig. 8(a)から明

Fig. 8 Microstructure of SiC_p /pure Mg composites. (a) slowly and (b) rapidly cooled specimen.

らかなように、冷却速度(約 30 K/min)が遅いため凝固時に粒子が粒界に押し出されて集積し、また大きな気孔も見られる。また攪拌終了後、ただちに金型(直径 35 mm)へ鋳造した場合には Fig. 8(b)に示すように、かなり良好な分散状態が得られた。これは、鋳造による速い凝固のため、凝固中における SiC 粒子の粒界への移動がやや抑制されたこと、およびたとえ結晶粒界に移動したとしても急冷に伴うマトリックス結晶粒の微細化により、全体の偏析が低下したことによると思われる。

したがって、粒子強化型金属基複合材料における強度特性にとって凝固速度は重要な因子である。

なお、この場合の粒子はクラスター状を呈するとはいえ、金属/粒子間には完全に濡れた状態にあり、次節で述べる塊状組織とは本質的に異なる。したがって、冷却温度が遅い試料においても引張強度はマトリックスを下廻ることはない。

6. 機械的特性に及ぼす Ca の影響

マグネシウムはいろいろな長所をもつが、大気中で酸化しやすいことが大きな短所となっている。

そこで、マグネシウムの酸化防止元素として知られる Ca を添加し、作製した SiC 粒子強化型 Mg-Ca 基複合材料およびマトリックスについて引張強度および一様伸びを測定した。その結果、Fig. 9 に示すように、純 Mg 系お

Fig. 9 Mechanical properties of Mg-5%Ca alloy and SiC_p /Mg-5%Ca composites.

よび Mg-5%Zn 合金系の場合とは異なり、複合材料の引張強度、一様伸びがともにマトリックスよりやや低い値を示した。

既報において、著者らは溶融 Mg-Ca 合金系への SiC 粒子分散においては粒子の分散状態が非常に悪く、粒子が多数集まった塊状組織を形成することを明らかにした⁽¹⁾。

すなわち、この系のように金属/粒子間の濡れ状態が悪く、濡れない粒子をも含む塊状組織からなる不均一粒子分散状態においては機械的特性の向上は期待できない。

7. 他の複合材料との引張強度の比較

以上述べたように、溶湯攪拌法にて作製した SiC 粒子強化型 Mg 基複合材料においても、純 Mg 系に関しては、マトリックスの約 2 倍、また Mg-5%Zn 合金系の場合は、マトリックスの約 1.5 倍の高い強度向上が得られた。

そこで、本研究で用いた溶湯攪拌法によって作製した SiC 粒子/Mg-5%Zn 合金基複合材料の引張強度を溶湯鍛造法あるいは粉末冶金法など製造方法が異なる粒子強化 Mg 基複合材料、あるいは SiC ウィスカーなど他の強化材を用いた Mg 基複合材料の値と比較した。その結果、溶湯鍛造法による (a) SiC ウィスカー/AZ31Mg 合金、(b) SiC ウィスカー/AZ91Mg 合金、(c) SiC ウィスカー/Mg-12%Li 合金、あるいは粉末冶金法による (d) SiC 粒子/AZ91Mg 合金の引張強度の値は Fig. 10 から明らかのように、本研究結果と大きな差異を示していない。

すなわち、金属の溶解、粒子添加、さらには攪拌という一連のプロセスが簡単なうえに、コスト低減を計ることができる溶湯攪拌法は、Mg 基複合材料の作製方法として非常に有効であるのみならず、強度特性がウィスカー強化複合材料に匹敵することが注目される。

さらに、本研究で作製した SiC 粒子/純 Mg 基複合材料と Al 基複合材料について比強度を比較した結果、Fig. 11 に示すように、Mg 基複合材料は (a) SiC ウィスカ

Fig. 10 Tensile strength comparison of some magnesium matrix composites and present work (particle size: $1.2 \mu\text{m}$, V_f : 12%). (a) $\text{SiC}_w/\text{AZ31}$ (V_f : 20%)⁽¹²⁾, (b) $\text{SiC}_w/\text{AZ91}$ (V_f : 20%)⁽¹³⁾, (c) $\text{SiC}_w/\text{Mg-12\%Li}$ (V_f : 20%)⁽¹⁴⁾ by liquid metal infiltration method and (d) $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ (particle size: $6.5 \mu\text{m}$, V_f : 15%)⁽¹⁵⁾ by powder metallurgy method.

Fig. 11 Specific tensile strength comparison of some aluminum matrix composites and present work (particle size: $1.2 \mu\text{m}$, V_f : 12%). (a) $\text{SiC}_w/6061\text{Al}$ (V_f : 20%)⁽¹⁶⁾ and (b) $\text{SiC}_p/\text{A356}$ (particle size: $3 \mu\text{m}$, V_f : 15%)⁽¹⁷⁾.

—/6061Al 合金基複合材料および(b)SiC 粒子/A356Al 合金基複合材料より優れた比強度を示している。なお、比強度は、アルキメデス法により複合材料の密度を測定して求めた。

IV. 結 言

溶湯攪拌法により SiC 粒子強化型マグネシウム基複合材料を製造し、複合材料の機械的特性に及ぼす各種因子の

影響を測定し、次のような結果を得た。

(1) 純 Mg 系および Mg-5%Zn 合金系ともに粒径の減少について引張強度はやや増加し、一樣伸びは低下した。

(2) 純 Mg 系および Mg-5%Zn 合金系ともに体積配合率の増加につれて引張強度は増加し、一樣伸びは低下した。

(3) 純 Mg 系および Mg-5%Zn 合金系ともに攪拌時間が長くなるにつれて引張強度がやや増加した。

(4) 純 Mg 系において、粒子 $1.2 \mu\text{m}$, V_f 12%, 攪拌時間 300 s の場合、マトリックスの 2 倍ぐらいの約 400 MPa の引張強度が得られた。

(5) Mg-5%Zn 合金系において、粒径 $1.2 \mu\text{m}$, V_f 12%, 攪拌時間 600 s の場合、マトリックスの 1.5 倍ぐらいの約 410 MPa の引張強度が得られた。

(6) 凝固速度の速い試料が遅い場合より引張強度、一樣伸びともにやや優れていた。

(7) 粒子分散性が悪い Mg-5%Ca 合金系においては、複合材料の引張強度および一樣伸びがマトリックスよりやや低下した。

(8) Mg 基複合材料に関する限りプロセスが簡単な溶湯攪拌法による SiC 強化型複合材料の強度は溶湯鍛造法によるウィスカー複合材料にも匹敵し、製造方法として有効であることが明らかとなった。

文 献

- (1) 林 爽 原, 長 隆郎: 日本金属学会誌, **56**(1992), 210.
- (2) 小橋 真, 長 隆郎: 日本金属学会誌, **54**(1990), 77.
- (3) R. Busk: Treatise on Mater. Sci. Technol., **31**(1989), 668.
- (4) S. W. Lim and T. Choh: *Int. Conf. on Recent Advances in Science and Engineering of Light Metals*, Japan Inst. Light Metals, (1991), 175-176.
- (5) A. Kelly: *Strong Solids*, 2nd edn, Oxford University Press, 1973, Chapter 5.
- (6) J. D. Eshelby: Proc. Roy. Soc., **241**(1957), 376-396.
- (7) G. S. Ansell: Met. Soc. Conf., **47**(1968), 61.
- (8) M. Gensamer, E. B. Pearsell, W. S. Pellini and J. R. Low: Trans. ASM, **30**(1942), 983.
- (9) M. Gensamer: Trans. ASM, **36**(1946), 30.
- (10) A. Kelly and R. B. Nicholson: *Progress in Material Science*, Macmillan, New York, **10**(1963), 151.
- (11) 小橋 真, 長 隆郎: 日本金属学会誌, **55**(1991), 82.
- (12) 猪瀬康之, 金子純一, 菅又 信: 軽金属, **40**(1990), 225.
- (13) 金 峻 洙, 菅又 信, 金子純一: 日本金属学会誌, **55**(1991), 526.
- (14) J. F. Mason, C. M. Warwick, P. J. Smith, J. A. Charles and T. W. Clyne: J. Mater. Sci., **24**(1989), 3944.
- (15) J. Schroder, K. U. Kainer and B. L. Mordike: *3rd European Conf. Compo. Mater.*, Elsevier Applied Science, (1989), 225.
- (16) 大内権一郎, 森本啓之, 南出俊幸: 神戸製鋼技報, **37**(1987), 32.
- (17) I. A. Ibrahim, F. A. Mohamed and E. J. Lavernia: J. Mater. Sci., **26**(1991), 1143.