反応遠心力混合粉末法を利用した マグネシウム基傾斜機能材料の製造

渡辺 義見*・澁谷 将史**・佐藤 尚*
三浦 永理***・川森 重弘****

Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 62, No. 4 (2012), 153–159
© 2012 The Japan Institute of Light Metals

Fabrication of Mg-based functionally graded materials by a reaction centrifugal mixed-powder method

Yoshimi WATANABE*, Masafumi SHIBUYA**, Hisashi SATO*
Eri MIURA-FUJIWARA*** and Shigehiro KAWAMORI****

In this study, as a novel centrifugal mixed-powder method, reaction centrifugal mixed-powder method was applied for Mg–Si system to fabricate Mg/Mg₂Si functionally graded materials (FGMs). In advance, the mixed powder of Mg and Si particles is inserted into a rotationable mold, and then the molten Mg is poured into the mold with the powder mixture. As a result, the molten metal matrix penetrated into the space between the particles due to the pressure exerted by the centrifugal force. At the same time, Mg particles were melted by the heat from the molten Mg, and it allowed the occurrence of Mg/Si reaction. Using this method, Mg/Mg₂Si FGMs with gradual distribution of Mg₂Si particles was successfully fabricated. Particles size and morphology of Mg₂Si particles in the FGMs depend on the amount of Si particles in mixed powder. This is because the reaction heat due to the reaction of Si particles and molten Mg is influenced by the amount of Si particles. Therefore, it can be concluded that the reaction heat is important factor for the reaction centrifugal mixed-powder method, and it controls the microstructure of the FGMs.

(Received October 7, 2011 Accepted December 21, 2011)

Keywords: Mg, Si, Mg₂Si, FGM, a reaction centrifugal mixed-powder method

1. 緒 言

マグネシウムは実用金属の中で最も密度が低く、自動車をはじめとする輸送用機器の軽量化に有効な材料である。しかしながら、実用化に際しては耐摩耗性や剛性の向上が必要となることが多い¹⁾。これは、複合化によって達成可能であり、今までに、ほう酸アルミニウムウイスカおよび粒子強化^{2),3)}、Mg₂Si粒子強化⁴⁾、SiC粒子強化^{1),5),6)}、Al₂O₃短繊維あるいは粒子強化^{7),8)}およびフラーレン強化⁹⁾ マグネシウム基複合材料が研究開発されている。特に耐摩耗性の付与を念頭に置いた場合には材料表面のみの複合化が有用であり、強化相と母材との剥離が問題視されるときには傾斜機能材料化¹⁰⁾が有効である。

これまで、傾斜機能材料製造法には種々の方法が提案されている¹⁰⁾。その中でも、軽金属の傾斜機能材料化に適した製造法の一つに遠心力法がある¹¹⁾。ここで、遠心力法とは、

第2相粒子あるいは晶出可能な粒子を含む金属溶湯に遠心力を印加し、主として分散粒子と金属溶湯との密度差に起因する遠心力の差により生じる移動速度差を用いて組成傾斜を制御しようとする製造法である¹¹⁾。第2相粒子を含む金属溶湯に遠心力を印加する製造法を遠心力固相法、晶出可能な粒子を含む金属溶湯に遠心力を印加する製造法を遠心力晶出法と呼んでいる^{12),13)}。我々は、遠心力固相法によりTi粒子あるいはZr粒子が傾斜分散したマグネシウム基傾斜機能材料の製造に成功している^{14),15)}。しかしながら、これらの製造法は第2相粒子あるいは晶出可能な粒子を含む系にのみ適用可能であるという欠点を有する。これに対して、最近提案している遠心力混合粉末法は材料系の組合せを選ばない^{16)~18)}。遠心力混合粉末法とは、強化相粒子B粉末と母材金属A粉末で構成する混合粉末に遠心力を印加し、その上に母材金属Aの溶湯を注湯する製造法である。このとき、遠心力による加圧のため、注湯した母材金属Aは混合粉末の粒子間の隙間に

*名古屋工業大学大学院工学研究科おもひ領域 (〒466-8555 愛知県名古屋市昭和区御器所町)。Graduate School of Engineering, Nagoya Institute of Technology (Gokiso-cho, Showa-ku, Nagoya-shi, Aichi 466-8555). E-mail: yoshimi@nitech.ac.jp

**名古屋工業大学大学院工学研究科大学院生 (名古屋市)。Student of Graduate School, Nagoya Institute of Technology (Nagoya-shi, Aichi).

***名古屋工業大学大学院工学研究科 (名古屋市) [現在: 兵庫県立大学工学研究科 (姫路市)]。Graduate School of Engineering, Nagoya Institute of Technology (Nagoya-shi, Aichi) [Present: Graduate School of Engineering, University of Hyogo (Himeji-shi, Hyogo)]。

****玉川大学工学部 (町田市)。College of Engineering, Tamagawa University (Machida-shi, Tokyo)。

くまなく行き渡る。同時に、注湯した母材金属Aの溶湯の熱により、混合粉末のうち母材金属A粉末が溶融する。これにより、強化相粒子Bが母材金属Aに傾斜分布した傾斜機能材料の製造が可能となる^{16)~18)}。

本研究では、遠心力混合粉末法によりマグネシウム基傾斜機能材料の製造を試みる。結果で述べるが、反応を伴う遠心力混合粉末法を新たに提案し、その手法がマグネシウム基傾斜機能材料の製造法として有用であることを見出した。なお、本論文中的数据の一部は既発表¹⁹⁾であるが、それに新たな実験データを加え、それらを元に組織形成機構に関して詳細に検討した。

2. 実験方法

2.1 遠心力混合粉末法によるMg-TiC系傾斜機能材料の製造

本研究では、まず遠心力混合粉末法を適用し、マグネシウム基傾斜機能材料の製造を試みた。この手法を適用する系としてMg-TiC系を採用した。ただし本実験では、分散性の向上を念頭に置き、混合粉末ではなくMg母相粉末中にTiC粒子が分散した複合粉末を用いる。そこで、ボールミルで複合粉末を製造し²⁰⁾、これを利用して、Mg-TiC系傾斜機能材料の作製を行った。

Mg粉末（高純度化学研究所㈱製，純度99.5%，平均粒径 $180\mu\text{m}$ ）にTiC粒子（高純度化学研究所㈱製，純度99%，粒子径 $2\sim5\mu\text{m}$ ）を10vol%混合し、混合粉末 $2\times10^{-4}\text{m}^3$ をArガス雰囲気中で $\phi 5\text{mm Al}_2\text{O}_3$ ボール3 dm^3 とともに Al_2O_3 製のオートライタ型ボールミル容器に入れた。そして、芯金がSUS304の Al_2O_3 製攪拌アームを用いて、回転数300rpm、180ks間のミリング処理を行い、平均粒径約 $10\mu\text{m}$ の10vol%TiC/Mg複合粉末を作製した。その際、ボール、容器およびアームへの粉末凝着防止のため、ミリング助剤としてステアリン酸を混合粉末量に対し2mass%添加した。

遠心力铸造を、市販の真空遠心铸造装置（安井インターテック㈱，VCC）を用いて行った。ここで、遠心力を重力で規格化した重力倍数 G は55とした。実験装置の概略図をFig. 1に示す。ダブルスイングアームを有するため、金属溶湯が鋳型にまっすぐに注入できる特徴を有する。

2.2 反応遠心力混合粉末法とMg基傾斜機能材料の作製方法

3.1で詳細に述べるが、遠心力混合粉末法を用いたMg-TiC系の実験では、期待した材料の製造ができなかった。この原因は、複合粉末表面の酸化膜の影響があげられる。本研究では、この問題を解決する手法として、鋳型内で強化相粒

子を反応生成させる反応遠心力混合粉末法を新たに提案し、この反応遠心力混合粉末法を用いてマグネシウム基傾斜機能材料の製造を試みた。反応遠心力混合粉末法の特徴は、混合粉末として溶融可能な物質A粒子および物質Aと反応して化合物 A_mB_n を形成することが可能な物質B粒子の混合粉末を用いる点である。Fig. 2(a)に示すように、物質A粒子と物質B粒子からなる混合粉末を遠心力場にて配置させ、その後、これに溶融した物質Aを注入することにより、粉末粒子間に物質Aを行き渡らせる（Fig. 2(b)）。このとき、溶融物質Aのもつ熱量により混合粉末における物質A粒子を溶融させ、物質B粒子を溶融物質Aが取巻くようにせしめる（Fig. 2(c)）。さらに、物質Aと物質Bとが反応し、化合物 A_mB_n が形成し（Fig. 2(d)）、遠心力方向に化合物 A_mB_n が傾斜分散した傾斜機能材料を得る（Fig. 2(e)）。我々は反応遠心力混合粉末法によってAl- Al_3Ti 傾斜機能材料の製造が可能であることを見出している²¹⁾。本研究ではこれをMg系に適用する。

本研究で生成させる硬質粒子は、軽量、高融点および高剛性などの特徴をもつ金属間化合物 Mg_2Si ⁴⁾とした。Fig. 3にMg-Si系平衡状態図²²⁾を示す。図のようにMgとSiとが反応し、化合物 Mg_2Si を形成する。ここで Mg_2Si の密度および熱伝導率はそれぞれ 1.88Mg/m^3 および 0.234W/(mK) と低く、融点および剛性率はそれぞれ 1085°C および 120GPa と高い。鋳型に Mg_2Si の原料となるMg粉末およびSi粉末を投入し、鋳型内における生成反応により得られた Mg_2Si を強化相粒子として利用する。

Fig. 2 A schematic illustration showing the process of the reaction centrifugal mixed-powder method.

Fig. 1 Schematic illustration of experimental apparatus.

Fig. 3 Phase diagram of Mg-Si system²²⁾.

出発原料として、純Mgインゴット（株高純度化学研究所，粒状，純度99.99%），Mg粉末（株高純度化学研究所，粒状，純度99%）および純Si粉末（株ニラコ，100mesh，純度99%）を使用した。乳鉢混合により作製した混合粉末を $\phi 10\text{mm} \times 50\text{mm}$ の鋳型に投入した。鋳造は，Mg-TiC系と同様に市販の真空遠心鋳造装置（安井インターテック株，VCC）を用いた。雰囲気をArガス0.09MPaに置換し，Ar雰囲気下でMgインゴットを加熱，溶解し，回転する鋳型に溶湯を流し込み鋳造を行った。通常，この装置では放射温度計により溶湯温度を測定する。しかし，Mg系で実験を行う場合は，Mgの高い蒸気圧に起因して鋳造中にMg蒸気が発生し，正確な温度測定が不可能となる。そこで本研究では，改善の策として鋳型の予備加熱を行わず，Mg溶湯の加熱時間を1分間とした鋳造条件に統一することで鋳造試験を行った。さらに，本研究では，Mg粉末の粉じん爆発の危険性回避および酸化防止の目的で，遠心力場にて配置する粒子をSi粒子のみとした場合についても実験を行った。Table 1に各試料の鋳造条件を示す。

製造した試料をFig. 4に示すように，試料先端部から10mmの位置で切出した。その後，この円柱状試料の断面を観察に供した。実体顕微鏡およびSEM（JEOL, JSM-5900LV）により組織観察を行い，EDS（JEOL, JED-22000）およびXRD（リガク，RINT-1100，2kW，CuK α 線）により，それぞれ組成分析および相の同定を行った。

機械的性質の傾斜に対しては，ビッカース硬さにより評価した。試料先端部0.5mmの位置から，円柱軸方向に沿って1mmごとに測定を行った。試験条件は，試験力2.94N，保持時間30sであり，5点の圧痕の平均値をとった。

Table 1 Casting conditions of each specimen

	Specimen 1	Specimen 2	Specimen 3
Powder	Mg–Si mixed powder	Pure Si powder	
Mg [g]	0.23		
Si [g]	0.13		
mol%Si	33.3 mol%		
<i>G</i> number	55

Fig. 4 Observation plane of the specimen. Specimen was first cut at 10mm in height from the outer part of centrifugal force direction.

3. 実験結果と考察

3.1 遠心力混合粉末法によって製造したMg-TiC系試料

Fig. 5に得られたMg-TiC系試料の巨視的写真を示す。楕円で囲むように，試料遠心力先端部（以降，先端部と呼ぶ）に黒色の組織を含む領域が観察された。SEM観察およびEDS組成分析から，酸化物の凝集部であることがわかった（Fig. 6）。これは，Mg溶湯が雰囲気になずかに残存していた酸素と反応し発生した酸化物，およびMg-TiC複合粉末表面に存在していた酸化物に起因するものと考えられる。さらに，粉末を配した位置には空洞を多く有しており，十分な溶融Mgの浸透が認められない。また，複合粉末層の厚さはわずかに約100 μm であった。投入した複合粉末がすべて母材と接合される場合，複合領域の厚さは約2.4mmとなる。したがって，元Mg-TiC複合粉末層の厚さは，投入した粉末量に対して非常に薄いことがわかる。これらの原因は，複合粉末表面の酸化膜の存在により，未溶融の複合粉末粒子が，溶湯の湯流れにより先端部から移動した影響があげられる。本研究では，この問題を解決する手法として，新たに反応遠心力混合粉末法を提案し，この手法を用いてマグネシウム基

Fig. 5 Cross-section of the Mg-TiC FGM fabricated by the centrifugal mixed powder method.

Fig. 6 SEM micrograph of the cross-sectional plane of Mg-TiC FGM fabricated by a centrifugal mixed powder method.

Fig. 7 SEM micrographs of cross-sectional plane of specimen 1 fabricated by using mixed-powder of Mg and Si particles. (a): at the tip region and (b): at the mixed-powder/molten metal region.

Fig. 8 X-ray diffraction pattern of specimen 1.

傾斜機能材料の製造を試みる。

3.2 Mg-Mg₂Si 傾斜機能材料の組織と機械的性質

3.2.1 組織観察

Mg 粒子と Si 粒子の混合粉末を利用して作製した試料 1 の組織について述べる。試料先端部近傍の SEM 画像を Fig. 7(a) に、混合粉末を配置した部分と溶湯注入部分との境界位置の SEM 画像を Fig. 7(b) に示す。試料 1 を鋳型から取出す際に粉末の欠落は生じなかった。この試料の XRD パターンを Fig. 8 に示す。Fig. 8 から Mg₂Si 相の形成が確認された。また、Fig. 7(a) に示す A の組織および B の組織を EDS にて組成分析を行った。その結果、Fig. 9(a) および (b) に示すように、それぞれ残存 Si および Mg₂Si であることが確認された。反応遠心力混合粉末法によって作製した Al-Al₃Ti 傾斜機能材料において、同様な未反応 Ti 粒子の存在が確認されている²¹⁾。混合粉末を配置した部分において、Mg₂Si 組織が母相中に細かく分散していた。これに対し、混合粉末を配置した部分と溶湯部分の境界部には、微細な粒子状および針状の Mg₂Si 組織が観察された。この針状の Mg₂Si 組織は、Mg 溶湯に固溶した Si が Mg₂Si として析出したものと考えられる。針状 Mg₂Si 相の量は、混合粉末を配置した部分と溶湯部分の境界部から離れるにつれて減少していた。また、図は掲載しないが、混合粉末を配置した部分には、未溶解 Mg 粉末の粒子間において酸化膜が観察された。さらに、Fig. 7(a) 中の矢印 C で示されるような多量の空孔も存在していた。

次に Mg 粉末を混合せず、Si 粉末と Mg 溶湯を直接反応させることにより、試料 2 および試料 3 の製造を行った。試料

2 を鋳型から取出す際に Si 粉末の欠落が生じたが、試料 3 を取出す際には粉末の欠落は生じなかった。Fig. 10(a) および (b) は試料 2 および試料 3 の先端表面近傍の SEM 画像である。XRD パターンより試料 2 および試料 3 においても Mg₂Si 相の存在が確認された。このように、Mg 溶湯と鋳型中の Si 粉末が反応し、Mg₂Si 相が形成し、母相中に分散することがわかった。また、試料 1 と比較すると、わずかに引け巣が観察されるものの、その量は大幅に減少していた。Fig. 10(a) および (b) を比較すると、Fig. 10(a) において、デンドライト状に成長した Mg₂Si 組織が存在するが、Fig. 10(b) では存在しない。これは、Si 粉末量の相違に起因した Mg₂Si 反応生成熟に起因すると考えられる。これに関しては、後に議論する。

3.2.2 Mg₂Si 相体積分率

各試料の先端領域から 10mm までの位置における Mg₂Si 相の体積分率変化を Fig. 11 に示す。混合粉末を利用した試料 1 先端近傍では、Mg₂Si 相が 36 vol% 程度存在するが、2mm の位置では急激に減少している。これは、1~2mm の位置に混合粉末を配置した部分、すなわち溶湯境界が存在するためである。これに対し、Si 粒子のみを配置した試料 2 では試料先端から根元方向に向かって Mg₂Si 相はあまり減少せず、試料 3 では試料先端から根元方向に向かって Mg₂Si 相が非常に緩やかに減少していた。このように、投入した混合粉末量および Si 粒子量が同等であるにもかかわらず、試料 2 および試料 3 では、試料 1 と比較して組成傾斜の様相が異なっていた。そこで次に、単一粒子を用いた試料 2 および試料 3 の組成傾斜形成機構を検討する。

Si 粒子を同一径の球状粒子と考えた場合、その空間占有率は最大 74 vol% となる。したがって、Si 粒子を配した位置において、溶湯 Mg の入りうる量は 26 vol% となる。これはモル分率に換算すると Mg-76.7 mol% Si であり、この位置では反応が進行したとすると Si+Mg₂Si 相になるはずである。仮に、Si の空間占有率が 50 vol% であったとしても、熔融 Mg 注入後の組成は Mg-53.6 mol% Si である。しかしながら、試料 2 および試料 3 においては、Mg+Mg₂Si 相になっていた。したがって、Si が回転軸方向に移動していたことを意味する。

一つの可能性として、反応前、熔融 Mg 中の Si 粒子が移動し、その後 Mg と Si とが反応するという過程が考えられる。例えば、シラス粒子を含む熔融 Al に遠心力を印加すると、熔融 Al と比べて密度の小さなシラス粒子は回転軸方向へ移動する²³⁾。この移動はストークスの定理によって支配され

Fig. 9 EDS analysis of specimen 1. A phase and B phase shown in Fig. 7 (a) are identified to be Si and Mg_2Si , respectively, as shown in (a) and (b).

Fig. 10 SEM micrographs of cross-sectional plane of specimen 2 (a) and specimen 3 (b), at the tip region of the samples.

Fig. 11 The distributions of Mg_2Si phase in specimens 1 to 3. Parts of the data are appeared in Ref. 19.

る。しかしながら、溶融Mgの密度は 1.590Mg/m^3 (651°C のとき)であり、固相Siの密度は 2.328Mg/m^3 であるため、ストークスの定理を考えた場合、Si粒子はMg溶湯中、遠心力方向へ移動する。反応によって形成した Mg_2Si 相の密度は 1.88Mg/m^3 であり、これも溶融Mgに比較して大きい。したがって、溶融Mg中のSi粒子あるいは Mg_2Si 相の移動からは試料2および試料3の組成傾斜形成機構は説明できない。

もう一つの可能性は、反応前、注入したMg溶湯の流れによって、Si粒子が押し流される形で回転軸方向に移動するという動的な流れがあげられる。これにより、回転軸にSiが分散した状態で溶湯MgとSi粒子との反応が生じ、試料の回転軸側においても Mg_2Si 相が形成する。実際、Cu粒子とダ

iamond粒子を用いた系の実験において、注入した溶湯による混合粉末の押し流される現象が確認されている²⁴⁾。したがって、本研究の単一粒子を用いた試料2および試料3においては、溶湯MgによりSi粒子が押し流されたものと考えられる。

これに対し、混合粉末を用いた試料1においては、混合粉末を配置した位置付近でのみ Mg_2Si 相の形成が認められた。これは、注入したMg溶湯の熱により混合粉末中のMg粒子が溶融し、溶湯による混合粉末の押し流しが発生していないことを意味する。したがって、単一粒子を利用した試料2あるいは試料3と比較し、混合粉末を利用した方が傾斜組成の制御が容易であることがわかる。なお、注入する溶湯による粒子の押し流しを抑制するには、あらかじめ、粒子を仮焼結しておくといことがわかっている²⁵⁾。

3.2.3 Mg_2Si の粒子径と円形度

Fig. 12はSEM像より求めた各試料における初晶 Mg_2Si の粒径である。初晶 Mg_2Si 粒子が極めて少ない、もしくは存在しないため試料1の2~10mmの位置における初晶 Mg_2Si の粒径測定はできなかった。試料1先端近傍における Mg_2Si の粒径は3~4 μm 程度である。これは溶湯が混合粉末間の空隙に充填されず、試料先端部に供給された熱量がわずかであったためと考えられる。試料2および試料3を比較すると、試料3の方が初晶 Mg_2Si の粒径が小さい。この粒子径の相違は、Si粉末量の相違に起因した Mg_2Si 反応生成熱、

Fig. 12 Grain size change of Mg_2Si primary crystals.

Fig. 13 Circularity values of some typical shapes.

の差によるものと考えられる。

このことを議論するため、初晶 Mg_2Si の円形度 $F^{27)}$ を計測した。ここで、粒子の観察面における周長を L 、粒子の断面積を S とすると、円形度 F は

$$F = 4\pi S / L^2 \quad (2)$$

で定義される。代表的な形状とその円形度を Fig. 13 に示す。円形度の値は $F=0$ から $F=1$ の間をとり、粒子断面が真円の場合 $F=1$ となり、その断面形状が複雑であるほどその値は小さくなる。Fig. 14 は、試料位置ごとの初晶 Mg_2Si の円形度である。試料1および試料3において、円形度は0.7程度であるが、試料2においては0.4から0.6の間で傾斜している。組成傾斜の小さな試料2においてのみ、円形度の傾斜が認められたことより、この相違が初晶 Mg_2Si 粒子サイズに起因すると考えてみた。

そこで、Fig. 12 と Fig. 13 をもとに初晶 Mg_2Si 粒径と円形度の関係を求め、その結果を Fig. 15 に示す。初晶 Mg_2Si 粒径の増加に従い、円形度は低下している。これは初晶 Mg_2Si 粒子が粗大化する際に優先方向に成長し、デンドライトとなるためである。

遠心力铸造においては、铸造材の位置ごとに冷却速度が異なることが報告されている²⁸⁾。しかしながら、本実験で利用した真空遠心铸造装置においては、試料先端部から10mmまでの位置、すなわち、本研究で対象としている領域内では、

Fig. 14 Circularity of Mg_2Si primary crystals in the specimens.

Fig. 15 Relationship between particle size and circularity of Mg_2Si primary crystals.

冷却速度の位置ごとの差異が小さいことがわかっている²⁹⁾。したがって、上述の組織の差異は主に反応生成物の大小に起因すると結論できる。

3.2.4 ビッカース硬さ試験

機械的性質の傾斜特性を調査する目的で、試料各位置におけるビッカース硬さを測定した。結果を Fig. 16 に示す。すべての試料において遠心力方向に従いビッカース硬さが変化し、試料先端部が最も高いことがわかる。

Mg_2Si 相体積分率と硬さの関係を Fig. 17 に示す。 Mg_2Si 相体積分率の増加に従い、ビッカース硬さが増加している。ゆえに、硬さ上昇は Mg_2Si 相の体積分率増加によるものであり、 Mg_2Si 相の分散により、マグネシウム基傾斜機能材料の機械的性質の改善が期待される。また、各試料で観察された Mg_2Si 相は、10~50 μm 程度のサイズであった。 Mg 母材が変形する際に、硬い Mg_2Si 組織がその変形の障害となったと考えられる。ところで、Mabuchi らは、砂型铸造法により作製した $\text{Mg}-\text{Mg}_2\text{Si}$ 複合材料における Mg_2Si 量とビッカース硬さとの関係を調査し、6 vol% のときには HV が 53、16 vol% のときには HV が 53、そして 26 vol% のときには HV が 101 となることを報告している³⁰⁾。これらの値に比べ、本実験の結果は、特に高体積分率領域において低い。これは、わずかに存

Fig. 16 Vickers hardness distributions in the specimens. Parts of the data are appeared in Ref. 19.

Fig. 17 Relationship between volume fraction of Mg_2Si phase and micro-Vickers hardness. Parts of the data are appeared in Ref. 19.

在する引け巣に起因すると考えられるが、重力倍数の増加と注湯温度の制御により解決できると考えている。

以上、反応遠心力混合粉末法により機械的性質の傾斜したマグネシウム基傾斜機能材料の製造が可能となった。混合粉末を利用した場合、組成傾斜制御の容易さや微細な粒子形成が可能という利点があるが、多量の空孔の発生と未反応Si粒子の存在が問題である。これも、重力倍数の増加と注湯温度の制御により解決できると考えられる。また、混合粉末を使用せず、被反応物質のみの粒子を用いた場合、組成傾斜制御に問題はあるものの、Mg粉末の粉じん爆発の危険性がなく、かつ酸化も防げ、緻密な試料の製造が可能となる。

4. 結 言

本研究では、新たな傾斜機能材料である反応遠心力混合粉末法を提案し、これをマグネシウム基傾斜機能材料の製造に適用した。本研究で得られた結果を以下にまとめる。

(1) 従来の遠心力混合粉末法により、Mg-TiC複合粉末を用いて傾斜機能材料を製造することは難しいことがわかった。これは、Mg粉末表面に存在する酸化膜が原因である。

(2) Mg-Si混合粉末およびSi粉末を用いて、反応遠心力混合粉末法の有効性を確認したところ、 Mg_2Si 相の傾斜分散する傾斜機能材料の製造が可能となった。

(3) 本手法により得られる傾斜機能材料では、 Mg_2Si 相の体積分率に応じて機械的性質が傾斜する。

(4) Mg_2Si 反応生成熱が、 Mg_2Si 粒子サイズや粒子形状に影響を与えるため、初期のSi粉末量は重要なパラメータであることが見出された。

謝 辞

本研究はスズキ財団科学技術研究助成、公益財団法人軽金属奨学会教育研究資金および文部科学省の地域イノベーション戦略支援プログラム（グローバル型）～東海広域ナノテクものづくりクラスター事業～の援助を受けた。ここに謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) 會田哲夫, 高辻則夫, 松木賢司, 佐藤琢磨, 鎌土重晴: 軽金属, **58** (2008), 104-110.
- 2) 鎌土重晴, 新川貴啓, 和田貴樹, 小島 陽: 軽金属, **46** (1996), 71-76.
- 3) 佐々木元, 原 俊輔, 吉田 誠, 府山伸行, 藤井敏男: 軽金属, **52** (2002), 216-220.
- 4) 近藤勝義: 軽金属, **54** (2004), 187-191.
- 5) C. Y. H. Lim, S. C. Lim and M. Gupta: Wear, **255** (2003), 629-637.
- 6) Y. El-Saeid Essa and J. L. Pérez-Castellanos: J. Mater. Process. Tech., **143-144** (2003), 856-859.
- 7) 浅野和典, 米田博幸: 鑄造工学, **74** (2002), 706-713.
- 8) 小橋 真, 福田陽一, 金武直幸: 軽金属, **60** (2010), 403-408.
- 9) 森貞好昭, 藤井英俊: 軽金属, **57** (2007), 524-528.
- 10) 上村誠一, 野田泰稔, 篠原嘉一, 渡辺義見編: 傾斜機能材料の技術展開, シーエムシー出版, (2009).
- 11) 渡辺義見, 福井泰好: 軽金属, **46** (1996), 395-403.
- 12) 渡辺義見: 粉体および粉末冶金, **49** (2002), 1057-1062.
- 13) 渡辺義見, 三浦永理, 佐藤 尚: 粉体および粉末冶金, **57** (2010), 321-326.
- 14) 佐藤隆芳, 渡辺義見, 三浦誠司, 三浦博己: 軽金属, **54** (2004), 521-525.
- 15) Y. Watanabe, R. Sato, I.-S. Kim, S. Miura and H. Miura: Mater. Trans., **46** (2005), 944-949.
- 16) 渡辺義見, 佐藤 尚: ケミカルエンジニアリング, **54** (2009), 249-254.
- 17) Y. Watanabe, Y. Inaguma, H. Sato and E. Miura-Fujiwara: Materials, **2** (2009), 2510-2525.
- 18) 渡辺義見, 三浦永理, 佐藤 尚, 竹腰久仁雄, 横山久範: 材料の科学と工学, **47** (2010), 157-162.
- 19) 澁谷将史, 佐藤 尚, 三浦永理, 渡辺義見, 川森重弘: 傾斜機能材料論文集, **24** (2010), 11-16.
- 20) S. Kawamori, K. Kuroda, Y. Kasuga, M. Yokouchi, H. Fujiwara and K. Ameyama: Mater. Trans., **51** (2010), 1893-1900.
- 21) S. El-Hadad, H. Sato, E. Miura-Fujiwara and Y. Watanabe: Jpn. J. Appl. Phys., **50** (2011), 01AJ02-1-01AJ02-7.
- 22) T. B. Massalski, Editor-in-Chief: Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition Plus Updates, on CD-ROM Version 1.0 (ASM International, USA 1996).
- 23) 山中 昇, 渡辺義見, 福井泰好, 布村成具: 軽金属, **44** (1994), 330-335.
- 24) E. Miura-Fujiwara, H. Sato, M. Yamada and Y. Watanabe: Mater. Sci. Forum, **706-709** (2012), 661-666.
- 25) 澁谷将史, 佐藤 尚, 三浦永理, 渡辺義見: 第22回新構造・機能制御と傾斜機能材料シンポジウム講演要旨集, (2011), 2.
- 26) K. Kondoh, H. Oginuma, A. Kimura, S. Matsukawa and T. Aizawa: Mater. Trans., **44** (2003), 981-985.
- 27) Y. Watanabe, R. Sato, K. Matsuda and Y. Fukui: Sci. Eng. Comp. Mater., **11** (2004), 185-199.
- 28) 村田 清, 原田博隆, 中田 毅, 梅田高昭: 鑄物, **66** (1994), 110-115.
- 29) 渡辺義見, 佐藤 尚, 服部祐幸, 三浦永理: 特願2011-056366, 「鑄物の冷却速度導出方法」.
- 30) M. Mabuchi, K. Kubota and K. Higashi: J. Mater. Sci., **31** (1996), 1529-1535.