研究論文

アルミナ短繊維強化 Mg-Nd 合金の機械的性質

樋野 治道*・小松 幹也*・森 博太郎**

Mechanical properties of alumina short fiber reinforced Mg-Nd alloys

Harumichi HINO*, Mikiya KOMATSU*
and Hirotaro MORI**

In order to improve the high temperature properties of an alumina short fiber reinforced magnesium alloy for automotive component application, an alumina short fiber reinforced Mg-Nd alloy, referred here to FRMg, has been developed by squeeze casting. The relation between its properties and metallurgical structure has been examined with the following experimental results. (1) The high temperature strength of FRMg with a sound metallurgical structure is superior to that of the matrix. (2) Mg_2Si precipitate produced by the reaction between the molten magnesium metal and silica binder in the fiber preform is preferentially present in the area where the molten magnesium metal finally infiltrates. (3) In the deformation of FRMg containing Mg_2Si precipitates, the fracture of Mg_2Si precipitates in contact with the fiber is observed in the heavily deformed matrix. (4) The properties of FRMg containing Mg_2Si precipitates scatter considerably, with some of them being inferior to those of the matrix. Examination of the metallurgical structure reveals, in the FRMg containing Mg_2Si precipitates, that Mg_2Si fractures at the beginning stage of plastic deformation because of the stress concentration induced at the precipitate/matrix interface and that this degrades the properties of FRMg.

Keywords: fiber reinforced magnesium alloy, reaction products, silica binder, stress concentration, fracture

(Received July 7, 1989)

1. 緒 言

マグネシウム合金は、その低い密度のゆえに、従来から航空機、自動車等の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、これを繊維によって強化しようとする研究が活発に行われている。

マグネシウムまたはその合金をマトリックスとする繊維強化金属 (FRM) のうち、長繊維系 FRM においては、これまでに炭素繊維¹⁾、アルミナ繊維²⁾およびボロン繊維³⁾等を強化材として用いる研究がなされている。一方、コストパフォーマンスの面で今日主流になりつつある短繊維系 FRM においては、アルミナ繊維^{4),5)}、炭化けい素ウィスカー^{6),7)}等を用いた研究が散見される。

筆者らは、先に高温特性の優れたアルミナ短繊維強化マグネシウム合金を開発する目的で、その添加がマグネシウムの高温強度の改善に効果がある⁸⁾とされている希土類元素の中からネオジウムに着目し、アルミナ短繊維強化 Mg-Nd 合金を高圧鋳造法によって新たに試作すると共にその高温における機械的性質を調べた⁹⁾。その結果、特性の平均値は従来のアルミナ短繊維強化マグネシウム合金に比べて確かに向上するが、そのばらつきは依然として大きいことが判明した。こうしたアルミナ短繊維強化マグネシウム合金全般にみられる特性のばらつきは、ブリフォームのバインダーとマグネシウム合金との反応生成物 (たとえば Mg_2Si) に起因する可能性があるとの指摘が一部でなされている^{10),11)}が、その因果関係の詳細は未だ明らかではない。

* 日産自動車㈱中央研究所材料研究所 (横須賀市)。Materials Research Laboratory, NISSAN MOTOR CO., LTD. (Yokosuka-shi, Kanagawa).

** 大阪大学超高圧電顕センター (吹田市)。Research Center for Ultra-High Voltage Electron Microscopy, Osaka University (Suita-shi, Osaka).

Fig. 1 Preparation of specimens.

Fig. 2 Shape and dimensions of specimens. a) Specimen for tensile test, b) Specimen for impact test.

このような観点から、本研究では、アルミナ短繊維強化 Mg-Nd 合金（以下 FRMg と表示）を用いて、反応生成物の生成過程を調べると共に、そうした反応生成物が FRMg の機械的性質にどのような影響を及ぼすのかについて検討を加えた。

2. 実験方法

強化材としては、アルミナ短繊維 [Al_2O_3 : 96~97%, SiO_2 : 3~4% (サフィル RF)] を用いた。この繊維を真空成形して、繊維体積含有率 8 vol% のプリフォームを得た。バインダーにはコロイダルシリカを用い、その量は繊維重量に対して 7 wt% とした。マトリックス金属としては、工業用純マグネシウムと、ネオジウム量が 2.5 および 5 wt% の Mg-Nd 合金の合計 3 種類の材料を用意した。プリフォームは 1000°C に予熱して金型内に設置し、マトリックス金属を 720°C に加熱して注湯した。溶湯は 1000 気圧の圧力下で加圧凝固させ、Fig. 1 に示す形状の铸件を得た。この Fig. 1 において溶湯は下方から注入される。その結果、铸件の上部 20 mm に FRMg が得られる。繊維配向は铸件の上面に平行な平面上での 2 次元ランダム配向とした。铸件の上面から各々 0.5 mm (Fig. 1a)), 10 mm (Fig. 1b)), および 22 mm (Fig. 1c)) 離れた位置から Fig. 2 に示す形状の試験片を切出して、铸造のままの铸件各部の硬さ、引張強さおよび衝撃値を測定した。硬さ試験にはロックウェル硬度計を用いた。引張試験は Fig. 2 a) に示す形状の試験片を用いてクロスヘッド速度 0.3 mm/min で室温および 250°C にて行った。衝撃値は Fig. 2 b) に示す形状の試験片を用いて測定した。衝撃試験はアイゾット型の試験機を用いて、室温にて行った。また、組織観察には光学顕微鏡と透過型および走査型電子顕微鏡を用いた。光学顕

微鏡ならびに走査電子顕微鏡観察用の試料は、アルミナ粉末によるバフ研磨と電解研磨を併用して作成した。透過電子顕微鏡観察用の薄膜試料は、エメリーペーパーを用いて約 50 μm 厚さまで機械的に予備研磨した後、イオンシンニング法により仕上げた。

3. 実験結果

3.1 組織観察

はじめに、マトリックス金属として純マグネシウムを用いた铸件の縦断面の組織観察を行った。組織を溶湯のプリフォーム中への浸透距離の関数として把握する目的で、浸透深さの異なる 3 種類の铸件を準備した。得られた結果を Fig. 3 に示す。Fig. 3 1)~3) は、溶湯の浸透距離がプリフォームの下面を基準として、それぞれ約 6 mm, 12 mm および 20 mm である铸件の縦断面の外観写真である。Fig. 3 1) において、マグネシウム溶湯がプリフォーム中に浸透して凝固した部分は FRMg と、また未浸透のまま凝固した部分は Mg と、それぞれ表示されている。Fig. 3 2) および 3) ではこの表示は省略した。なお、Fig. 3 1)~3) の中央部にみられる黒いくぼみは、溶湯の加圧を途中で停止させたために生じたひけ巣である。Fig. 3 a)~c) は、これら 3 種類の铸件のプリフォーム中の凝固の先端部分 (Fig. 3 1)~3) に a)~c) と表示) の組織を示す。また、Fig. 3 a')~c') は同様に、これら 3 種類の铸件のプリフォーム下面近傍 (Fig. 3 1)~3) に a')~c') と表示) の組織を示す。Fig. 3 a)~c) にみられるように、プリフォーム中の凝固先端部分には、直径約 20 μm の多面体状の晶出物 (図中、矢印で表示) が高密度に分散している。(黒い点状もしくは棒状にみえる組織はアルミナ繊維である。) これに対して、Fig. 3 a')~c') からわかるようにプリフォーム下面近くではこうした晶出物は観察されない。

次に、この晶出物を透過電子顕微鏡によって観察した結果を Fig. 4 に示す。Fig. 4 a) は典型的な明視野像を示すものであり、ここで晶出物、マトリックスのマグネシウムおよびアルミナ繊維はそれぞれ P, M および ALUMINA と表示されている。Fig. 4 b) および c) はそれぞれ晶出物およびマトリックスから得た制限視野回折図形である。前者の図形は CaF_2 型構造を有する格子定数 $a=0.634 \text{ nm}$ の結晶の $[11\bar{3}]$ 回折図形と一致することから、この晶出物は Mg_2Si であると考えられる。Fig. 4 a) にみられるように、マトリックス中には多数の転位が観察される。これに対して、 Mg_2Si 中の転位密度はきわめて低い。

3.2 機械的性質

純マグネシウム、Mg-2.5 wt%Nd 合金および Mg-5 wt%Nd 合金をマトリックスとする各々の FRMg につい

Fig. 3 Segregation of reaction products in FRMg on squeeze casting. 1)~3) Vertical section of casting, a)~c) Microstructure at solidification front, a')~c') Microstructure near the bottom surface of fiber preform.

Fig. 4 TEM observation. a) Typical bright-field image, b) Diffraction pattern taken from region P, c) Diffraction pattern taken from region M.

て、 Mg_2Si が晶出した部分と晶出していない部分の機械的性質を測定比較した。 Mg_2Si の分布状態はMg-Nd合金をマトリックスとする場合についてもFig. 3に示す結果と同様であった。そこで、 Mg_2Si が晶出した試料（以下、IM材と表示）としてはFig. 1に示すa)の位置から、また Mg_2Si が晶出していない試料（以下、MF材と表示）としてはFig. 1に示すb)の位置から、それぞれ試料を切出して実験に供した。さらに、マトリックス自身の特性評価には、Fig. 1に示すc)の位置から切出した試料を用いた。

まず、これらの三位置から切出した試料の硬さ試験の結果をFig. 5に示す。各々のマトリックスの硬さと、純マグネシウムマトリックスのMF材の硬さはFスケールで測定し、その他のFRMgの硬さはBスケールで

Fig. 5 Hardness of various FRMg's and matrix metal. Specimen IM is cut from the area including Mg_2Si and specimen MF is cut from the region that was free of Mg_2Si .

側定した。両スケールの対応は近似硬さ変換表¹²⁾を用いて行った。Fig. 5からわかるように、マトリックスの硬さは、横軸に示すネオジウム量の増加と共に増加する。同様に、MF材の硬さもネオジウム量と共に増加する。ここで、マトリックスの硬さに対する上昇量はネオジウム量によらずほぼ一定であり、硬いアルミナ繊維を複合したことによる効果が現れていると考えられる。一方、IM材においては、ネオジウム量の増加に伴う硬さの増加は少ないうえに、いずれのマトリックスの場合も、その硬さに大きなばらつきが認められる。純マグネシウムマトリックスのFRMgでは、IM材の硬さはMF材の硬さよりも大きい。しかし、Mg-Nd合金マトリックスのFRMgにおいては、IM材の硬さとMF材の硬さの間に大差は認められない。

次に、各々の試料の引張試験の結果をFig. 6に示す。

Fig. 6 Tensile strength of various FRMg's and matrix metals. a) At room temperature, b) At 250°C

Fig. 6 a) および b) は、それぞれ室温および250°Cで側定した引張強さをマトリックスのネオジウム量の関数として表したものである。この図において、マトリックスの引張強さはネオジウム量の増加に伴って増加する。この点は、Fig. 5 に示した硬さ試験の結果と同様である。ネオジウム量を2.5%から5%に増しても引張強さの上昇がわずかであるのは、ネオジウムのマグネシウムへの固溶限が3.6 wt%であることを反映しているものと考えられる。また、MF 材の引張強さはマトリックスの引張強さよりも一様に高く、硬さの場合と同様に、繊維強化の効果が表れている。しかし、IM 材では、その強度に大きなばらつきが存在し、場合によっては、マトリックス自身の強度を下回るものもある。純マグネシウムマトリックスのFRMg では、IM 材の方がMF 材よりも高い強度を示すが、Mg-Nd 合金マトリックスのFRMg では、逆に MF 材の方が IM 材よりも高い強度を示す。次に、MF 材と IM 材の破断伸びを比較する目的で、各々の試料の代表的な応力-変位曲線を Fig. 7 に示す。Fig. 7 a) および b) は、それぞれ室温および250°Cにおける結果を示すものであり、図の縦軸は応力を、横軸はクロスヘッド変位を示す。この図から、室温および250°Cのいずれの場合にも、またいずれのマトリックス金属においても、IM 材 (図中1), 3), 5) と表示) の破断伸びは MF 材 (図中2), 4), 6) と表示) のそれに比べて小さく、

Fig. 7 Typical stress-displacement curves of various FRMg's. a) At room temperature, b) At 250°C

Fig. 8 Fracture energy of various FRMg's.

IM 材は脆性的に破断することがわかる。

最後に、各々の試料の衝撃試験の結果を Fig. 8 に示す。この図において縦軸は破壊エネルギーを、また横軸はマトリックス中のネオジウム量をそれぞれ示す。この図からわかるように、IM 材の破壊エネルギーは MF 材のそれに比べて全般的に低い。両者の差は純マグネシウムマトリックスのFRMgにおいて最も大きく、ネオジウム量の増加と共に漸減する。この結果は Fig. 7 a) に示す室温での応力-変位曲線の結果とよく一致する。すなわち、純マグネシウムマトリックスの場合には、MF 材の方が IM 材よりも引張変形時の塑性伸びが大きいため、破壊エネルギーも大きくなる。これに対して、Mg-Nd 合金マトリックスの場合には、ネオジウムの合金化

によって全般に塑性伸びが小さくなる結果、 Mg_2Si の有無による塑性伸びの差すなわちMF材とIM材との塑性伸びの差は減少する。このことが、両者の破壊エネルギーの等量化をもたらすものと考えられる。

4. 考 察

FRMにおいては、一般に硬質の繊維が軟質のマトリックス中に複合されているため、その変形、破壊挙動は軟質なマトリックスの塑性変形挙動と密接に関係すると考えられる¹³⁾。炭化けい素ウィスカー/Al合金系¹⁴⁾、アルミナ短繊維/Al合金系¹⁵⁾等のFRMの破壊挙動に関してはこれまでにいくつかの研究があり、破壊クラックは繊維とマトリックスの界面に形成されるとする報告¹⁴⁾や、破壊クラックの形成は繊維の破壊によるとする報告^{14), 15)}がみられる。しかし、著者らの知る限り短繊維強化マグネシウム合金の変形、破壊挙動を調べた報告はこれまでにない。本研究では、アルミナ短繊維で強化したMg-Nd合金の機械的性質を調べ、それが Mg_2Si 晶出物の有無によって大きく左右されることを実験的に明らかにした。本章では、以下に、 Mg_2Si の形態とその性質、ならびにそれがマトリックスの塑性変形に及ぼす影響について考察を加える。

まずはじめに、 Mg_2Si の生成過程について考察する。 Mg_2Si のけい素の供給源としては、繊維中に含まれる微量のシリカとプリフォーム成形用のシリカバインダーが考えられる。両者を総量で比較すると後者は前者の約2倍であり、またバインダー粒子径は約 $0.02\mu m$ であり平

Fig. 9 Mg_2Si precipitated in contact with fiber.

均繊維径 $3\mu m$ に比べはるかに小さいため、大部分の反応はシリカバインダーとマグネシウム溶湯の間で生じると考えられる。すなわち、プリフォーム中に浸透したマグネシウム溶湯によりシリカバインダーが還元されて、けい素がマグネシウム溶湯中にとけ込む。この素過程が浸透する溶湯の先端部で刻々と起こるために浸透先端部の溶湯中にはけい素が濃縮される。その結果、凝固時にこの部位に粗大な初晶 Mg_2Si が晶出すると考えられる。ここで、 Mg_2Si の晶出形態を走査電子顕微鏡によって調べた結果をFig. 9に示す。この写真は、Mg-5%Nd合金マトリックスのFRMgのマトリックス金属を電解研磨で除去したうえで、アルミナ短繊維（一例をALUMINAと表示）、未反応のシリカバインダー（一例をBと表示）ならびに Mg_2Si （一例をPと表示）を観察したものである。この図から、 Mg_2Si は繊維と繊維の

Fig. 10 Fracture of Mg_2Si in specimen IM induced in the hardness test.

交差点を固定したシリカバインダーの近傍に多く晶出していることがわかる。このような繊維に隣接あるいは接触して晶出した Mg_2Si は、FRMg の変形、破壊挙動全般に大きな影響を与えたと考えられる。この点については後に詳述する。

次に、Fig. 5 に示す硬さ試験の結果に基づいて、 Mg_2Si の機械的性質について検討を加える。Fig. 5 において、マトリックス自身の硬さならびに MF 材の硬さがネオジウム量と共に増加する点はネオジウムによる固溶強化によって、また両者の硬さの差がほぼ一定である点は等しい体積含有率のアルミナ短繊維がもたらす加工硬化によって、それぞれ矛盾なく説明される。一方、IM 材の硬さはネオジウム量によらずほぼ一定であり、IM 材の硬さは分散して存在する Mg_2Si 自身の特性によって支配されている可能性が考えられる。そこで、硬さ試験における Mg_2Si の挙動を調べる目的で、硬さ試験後

の圧痕近傍の光学顕微鏡観察を行った。その結果を Fig. 10 に示す。Fig. 10 a)~c) は、それぞれ純マグネシウム、Mg-2.5%Nd 合金、および Mg-5%Nd 合金をマトリックスとする FRMg において圧痕近傍の変形模様を観察したものであり、各々の図の右上の黒い部分は圧痕に対応する。Fig. 10 a')~c') はそれぞれ a)~c) の一部分を拡大したものである。この図から、いずれのマトリックスにおいても、圧痕の近くにはへき開的に破壊された Mg_2Si (図中、矢印で表示) が多数認められる。この観察結果、ならびにマトリックス中には多数の転位が観察されるのに対して Mg_2Si 中にはほとんど転位が認められなかった、Fig. 4 の結果から、 Mg_2Si はマトリックスに比べて塑性変形しにくく、脆性的に破壊する性質があることがわかる。こうした知見に基づけば、Fig. 5 に示す IM 材の硬さは次のように解釈できる。一般に材料の硬さは、その材料の降伏応力と所定のひずみに対する

Fig. 11 Successive stages of tensile deformation in FRMg. a) Deformation and fracture of specimen MF, b) Fracture of Mg_2Si caused by stress concentration at the precipitate/matrix interface and subsequent crack propagation in specimen IM

加工硬化量の和に対応すると考えられる。純マグネシウムマトリックスのIM材では、マトリックスの降伏応力が低いために、 Mg_2Si は少なくともそれ自身が破壊される応力レベルまでは転位運動の有効な障害物として働き、アルミナ短繊維単独の場合（すなわちMF材）よりも多量の加工硬化を生じる。これが、IM材の硬さがMF材のそれよりも高くなる理由であると考えられる。一方、Mg-Nd合金マトリックスのIM材では、マトリックスの降伏応力がすでにネオジウムの固溶強化によって上昇しているために、わずかの塑性変形後ただちに応力レベルが Mg_2Si の破壊応力に達し、余分の加工硬化を生じることなく Mg_2Si は破壊されるものと考えられる。これがIM材の硬さがMF材のそれとほとんど変わらない理由であると考えられる。また、このようにして Mg_2Si 内に形成されたクラックがマトリックス中を容易に進展することができる場合には、FRMgの変形抵抗は逆に減少し、硬さは低下すると考えられる。IM材の硬さに大きなばらつきが認められるのは、このことに起因すると考えられる。以上の硬さ試験について重要なことは、圧痕の近傍で Mg_2Si が破壊している点である。このような Mg_2Si の破壊は、引張試験においてもFRMgの特性に大きな影響を及ぼすと考えられる。そこで次に、こうした Mg_2Si の挙動にポイントを置く観点から、Fig. 6およびFig. 7に示した引張試験の結果に考察を加える。

まず、この考察に資する目的で行った光学顕微鏡による引張変形挙動の観察結果をFig. 11に示す。用いた試料はMg-5%Nd合金のMF材（Fig. 11 a）とIM材（Fig. 11 b）である。MF材、IM材いずれについても幅5 mm、長さ50 mm、厚さ1 mmの試料を光学顕微鏡（ノマルスキー型）下でねじ駆動の手動治具を用いて徐々に引張り、その室温変形挙動を連続的に観察した。試料にはあらかじめ切欠き（先端R: 0.2 mm）をつけた上で引張試験を行い、切欠き近傍の変形模様を観察した。Fig. 11 a）はMF材における典型的な変形挙動を示すものであり、変形の始まりの段階（a）-(1)から破断（a）-(4)に到るまでを同一の視野で追跡した結果が示されている。Fig. 11 a）-(1)~(4)に付した白い矢印は視野中の同一箇所を示すマーカーである。写真中にみられる黒い棒状の組織は、紙面に平行な面内で2次元ランダムに配向したアルミナ短繊維であり、また、粒界に沿って網目状に晶出した組織はMg-Nd合金の共晶組織である。引張応力をT. D.（Fig. 11 a）-(1)中表示）の向きに印加すると、まず降伏応力の低いマトリックス部にすべり変形が生じる（たとえばFig. 11 a）-(2)中、矢印Aで表示）。変形量を増していくと、この変形模様が次第に発達・成長して一つの変形帯（たとえばFig. 11 a）-(3)

中、点線で囲まれた領域B）を形成すると共に、すべりやすいマトリックスと硬いアルミナ繊維の界面には、局所的に変形の集中した箇所が生じる（たとえばFig. 11 a）-(3)中、矢印C, Dで表示）。これは、変形ひずみの不連続に起因する応力集中によって誘起されたものであると考えられる。さらに変形量を増加すると、これらの局所変形領域をつなぐ形で破壊が生じる（Fig. 11 a）-(4)）。このことから、こうした応力集中は最終的には繊維自身の破壊すなわち、繊維中のクラックを形成し、このようなクラックが新たな応力集中を生みながらマトリックス中を進展するものと考えられる。以上の観察より、MF材においては、マトリックス/アルミナ繊維の界面に生じる、ひずみの不連続に起因する応力集中がこのFRMgの引張変形挙動を本質的に支配していることが明らかとなった。

そこで次に、このようなマトリックスに生じる応力集中が Mg_2Si を含むIM材においてはどのような効果をもたらすのかを、Fig. 11 b）に示す観察結果に基づいて検討する。Fig. 11 b）-(1)~(6)は、IM材における引張変形挙動を、Fig. 11 a）の場合と同様、同一の視野において連続的に追跡したものである。図中、黒い塊状の組織（たとえばFig. 11 b）-(1)中、Eと表示）はアルミナ短繊維であり繊維は引張軸（Fig. 11 b）-(1)中、T.D.と表示）を含み紙面に垂直な面内で2次元ランダム配向している。また、角ばった多面体状の晶出物（たとえばFig. 11 b）-(3)中、矢印P1で表示）は Mg_2Si である。変形を開始すると、この場合もまずマトリックス中にすべりによる変形模様（たとえばFig. 11 b）-(3)中、矢印F）がみえ始める。この段階で、すでに一部の Mg_2Si には屈曲によると考えられるコントラストの変化がうかがえる（Fig. 11 b）-(3)中、矢印P1）。変形量を増すと、マトリックスの変形模様はより明瞭になる（たとえばFig. 11 b）-(4)中、Gと表示）と同時に Mg_2Si のいくつかは破壊に到る（たとえばFig. 11 b）-(4)中、矢印P1~P3で表示）。こうした Mg_2Si の破壊はマトリックスの変形に伴う応力集中によるものと考えられる。さらに変形量を増すと、 Mg_2Si のクラックがマトリックス中に進展し始める（Fig. 11 b）-(5)中、矢印H）。さらに変形するとクラックはマトリックス中を大きく進展していくことがわかる（Fig. 11 b）-(6)中、矢印IおよびJで表示）。以上の観察結果に基づいて、ここで、Fig. 6およびFig. 7の結果を考察する。これらの結果において、特徴的なことはMF材が靱性を示すのに対してIM材は脆性的に破壊し、その引張強さのばらつきが大きいことである。Fig. 7の応力-変位曲線において、いずれのFRMgも降伏後に塑性変形が生じている。これはFig. 11において、マトリックスが塑性変形することと対応し

ている。マトリックスの塑性変形は次第に繊維とマトリックスの界面近傍に集積し応力集中をもたらすが、MF材においては、Fig. 11 a)に示すように、この応力集中はマトリックスが順次変形することにより比較的容易に緩和されると考えられる。したがって、応力-変位曲線の破断伸びは大きくなる。一方、IM材においては、Fig. 11 b)に示すように、マトリックスの応力集中によって塑性変形のごく初期に Mg_2Si の破壊が生じる。また、Fig. 9に示すように、 Mg_2Si はしばしば繊維に隣接あるいは接触して晶出しているため、 Mg_2Si のクラックは隣接した繊維あるいはまた Mg_2Si を次々に破壊させ急速にマトリックス中を進展すると考えられる。その結果として、Fig. 7に示すように、IM材は脆性的に破断することになる。したがって、このようなIM材の変形・破壊挙動は、 Mg_2Si の分布状態に強く依存すると考えられる。すなわち、 Mg_2Si が多いほど、またそれが繊維により隣接しているほど、クラックの形成と進展は急速になると考えられる。Fig. 6におけるIM材の引張強さのばらつきは、このような Mg_2Si の不均一な分布状態によると考えられる。

5. 結 言

マトリックス金属として、工業用純マグネシウムと、ネオジウム量が2.5および5 wt%のMg-Nd合金を用い、これらをアルミナ短繊維（繊維体積含有率8%）で強化したアルミナ短繊維強化Mg-Nd合金（FRMg）を高圧鋳造法により作製し、それらの金属組織と機械的性質の関係を調べて、以下の結果を得た。

(1) FRMgの製造過程で、プリフォーム中のシリカバインダーはマグネシウム溶湯と反応しけい素に還元される。還元されたけい素は溶湯中に溶け込む。その結果、凝固時には、プリフォームに浸透した溶湯の先端部において Mg_2Si の晶出が観察される。

(2) Mg_2Si が晶出した試料では、機械的性質のばらつきが大きく、脆性的な破壊が生じる。これは Mg_2Si が

マトリックスの応力集中によって塑性変形のごく初期に破壊するためと考えられる。

(3) Mg-5 wt%Nd合金をマトリックスとするFRMgの引張強さは、その組織が健全な場合には、室温および250°Cにおいてそれぞれ21 kgf/mm² および18 kgf/mm²の値を示した。

最後に、本研究の遂行にあたり終始御指導、御鞭撻を頂いた大阪大学超高压電顕センター長藤田廣志教授に深甚なる謝意を表します。また本研究に御協力を頂いた同センターの小松正雄、坂田孝夫両氏に深く感謝致します。

参 考 文 献

- 1) D. M. Goddard: *Met. Prog.*, **125** (1984), 49.
- 2) J. E. Hack, R. A. Page and G. R. Leverant: *Metall. Trans. A*, **15** (1984), 1389.
- 3) K. K. Chawla and A. C. Bastos: *Int. Conf. Compos. Mater.*, 1st (1976), 549.
- 4) G. A. Chadwick: *Magnes. Technol.* (1987), 75.
- 5) M. Sayashi, H. Hino, M. Komatsu and M. Sasaki: *Proc. Annual Conf. Advan. Compos. ACCE-4th.* (1988), 479.
- 6) 武林慶樹, 鈴木敏夫: 軽金属学会第75回秋期大会講演概要集 (1988), 65.
- 7) 猪瀬康之, 菅又 信, 金子純一: 軽金属学会第74回春期大会講演概要集 (1988), 131.
- 8) W. Unsworth: *Metals. Mater.*, **2** (1988), 83.
- 9) H. Hino, M. Komatsu, Y. Hirasawa, and M. Sasaki: *Proc. Annual Conf. Advan. Compos. ACCE-5th.*, (1989), 201.
- 10) J. Dinwoodie: *SAE Tech. Pap. Ser.*, SAE-870437, (1987).
- 11) J. Dinwoodie and I. Horsfall: *Proc. Inter. Conf. Compos. Mater. ICCM-6th.* (1987), 2390.
- 12) たとえば, 日本規格協会編: ASTM規格集2, 非鉄金属材料試験方法 (1987), 301.
- 13) 藤田廣志: 金属, **4** (1987), 5.
- 14) S. M. Pickard, B. Derby, J. Harding and M. Taya: *Scripta Met.*, **22** (1988), 601.
- 15) W. J. Clegg, I. Horsfall, J. F. Mason and L. Edwards: *Acta Met.*, **36** (1988), 2151.