交流直流重畳磁場配向法による短繊維アルミナ/ マグネシウム合金複合材料の製造

新美 格* 奥宮正洋*
篠宮幸喜広** 森 大二**

*豊田工業大学

**豊田紡織株式会社

J. Japan Inst. Metals, Vol. 58, No. 6 (1994), pp. 675-682

Fabrication of Short Alumina Fiber Reinforced Magnesium in AC-DC Superimposed Magnetic Field

Itaru Niimi*, Masahiro Okumiya*,
Yukihiro Shinomiya** and Daiji Mori**

*Toyota Technological Institute, Nagoya

**Toyoda Spinning & Weaving Co., Ltd, Kariya

Unidirectional alignment and high volume of fibers efficiently increase the strength of fiber reinforced MMC. However, it is very difficult in an ordinary process to get a high orientation and volume of short fibers in MMC. This research was done to solve these problem of short fibers. The apparatus, which has superimposed magnetic fields generated by A. C. solenoid coil in the upper part, D. C. solenoid in the lower part and iron core in D. C. solenoid, makes the orientation of ferromagnetic short fibers in uniaxial. The fibrous preform made by this apparatus has less than 10 degrees of fiber orientation angle and 0.35 to 0.45 or higher of volume fraction of fibers. Inorganic fibers coated with ferromagnetic materials also could be aligned in uniaxial by the apparatus with a rather high magnetic flux density of D. C. solenoid. Fine crystallized α alumina fibers, 18 μm in diameter and 2 mm in length, which were coated with ferromagnetic nickel by electroless plating, were aligned uniaxially in a casting mold. The molten magnesium alloy was sucked up and infiltrated into the mold under a low pressure of the vacuum pump. The Ni-B electroless plating process is effective in preventing the reaction between the nickel layer of fibers and molten magnesium. The thickness of the nickel plated layer needs to be 1 or 0.5 μm . With increasing thickness of the nickel layer, the nickel content in the magnesium matrix increases, and a larger volume of the brittle structure of Mg_2Ni is formed. This decreases the strength of these composites. As an example of the strength of these composites, 1 μm nickel-coated alumina fiber reinforced magnesium alloy composites display a bending strength of 570 MPa in 0.4 volume fraction and 8 degree orientation angle. This is about twice the strength of the matrix.

(Received December 17, 1993)

Keywords: metal matrix composites, magnetic field, short alumina fibers, electroless nickel plating, fiber orientation, magnesium alloy, suck up casting

I. 緒 言

繊維強化複合材料の強度は複合則により明らかなように、繊維の強度と容積率が大きく支配する。これは、連続繊維を使用した場合の因子であり、短繊維の場合はこれにアスペクト比と繊維の配向性加わる。一般に短繊維を強化材として使用する場合は、ホイスカーのような微小繊維、あるいは長さ数 mm の繊維をマットのような団塊状にかため、繊維成形体として使用する方法が考えられる。しかし、これは繊維相互のからみ合いから容積率は低く、また配向性も低い。さらにこれを圧縮、圧延、熱間押し等により配向性を向上しても、繊維の破損によりアスペクト比の低下を伴う⁽¹⁾。したがって短繊維によって

強化効果を上げるには静的に一次元配向することが望ましい。

一次元配向法には、軸方向の両端に直流電流の両電極をもつ電気絶縁液体中で、繊維をその電界内で軸方向に配向させる静電配向法がある⁽²⁾⁻⁽⁴⁾。さらに、磁場中でニッケル被覆により強磁性化した黒鉛繊維を基材の高分子材料の融体中で配向させることの有効性を推論した報告がある⁽⁵⁾。

著者らは、析出硬化型ステンレス鋼 17-7PH の 50 μm 角または 110 μm 角、長さ 3 mm の圧延材のせん断繊維の強磁性を利用し、交流直流重畳磁場により繊維を一軸配向させてマグネシウム合金基の複合材料を鑄造している⁽⁶⁾⁻⁽⁸⁾。

本報告では交流直流重畳磁場法を適用し、ニッケル被覆を施した無機短繊維の一軸配向を試み、この方法によって作製した繊維成形体を用いて、マグネシウム合金基 MMC を作製した。

II. 短繊維の磁場配向法

1. 固定磁場(永久磁石磁場)と交番磁場(交流ソレノイド磁場)の比較

加工誘起マルテンサイト組織で強磁性の17-7PH鋼(SUS631)の50 μm 角、長さ3 mmのせん断繊維を試料に、下部に電動バイブレータを備えた磁束密度0.18 Tの永久磁石を繊維配向装置とし、その上に直径15 mm、長さ150 mmの常磁性の18-8ステンレス鋼の筒を成形体容器とし、上部からふるいを通して繊維を落下充填した固定磁場法と、同様に下部に電動バイブレータを置きその上に内径25 mm、高さ150 mmの縦型交流ソレノイドを装着し、60 Hz, 100 V、磁束密度0.20 Tの条件で、上法と同様の18-8ステンレス鋼筒に繊維を落下充填する交番磁場法の両方法で繊維成形体を内蔵するステンレス鋼筒を作製した。この鋼筒を鋳型にし、マグネシウム合金MC2の溶湯を減圧吸上げ溶浸する。冷却後さらに内蔵する繊維を773 K 1 h時効硬化させた試料について一定質量繊維の充填高さから繊維容積率(V_f)を求め、また平行部直径8 mmの引張試験片により引張強さを調べた。固定磁場法では V_f 0.25、引張強さ290 MPa、交番磁場法では V_f 0.35、引張強さ520 MPaとなり、交番磁場法が固定磁場法より優位であることが分かった。なお直流および全波整流磁場もまた固定磁場と同様の結果となり、また半波整流ソレノイド磁場は繊維の充填、配向に対する効果はより高いものの交番磁場よりは効果は小さいことが分かった。固定磁場あるいは整流磁場ではバイブレータを使用するものの、繊維が個々の磁石となり磁力線の方向に異極同士が結合する連鎖反応を断ち切れず、しかも磁束密度が高い鋳型の外周部に強く繊維が集まるため外周部の V_f が高いわりには心部の V_f は低くなり繊維の配向も悪くなる。

2. 交流直流重量磁場

交流ソレノイドの磁束密度をさらに上昇させるため、ステンレス鋼筒鋳型の底部をソレノイドの高さの1/3まで上げ、さらに、繊維の充填をより確実にするため、交流ソレノイドの下部に内径34 mm、高さ70 mmの直流ソレノイドを配置し、鉄芯を直流ソレノイドから交流ソレノイドの高さの1/3、50 mmの高さまで挿入した。交流磁束密度の分布は鉄芯上部で0.1 T、高さ150 mmで0.02 T、直流磁束密度は鉄芯上部で0.12 Tで上部にいくにしたがって、低下する曲線分布となった。この装置を用いて、40 gないし59 gの繊維を充填した場合の V_f は0.37となった。さらにMC2の溶浸鋳造材について、50%硝酸水溶液による溶解法で得た半径方向の V_f は、平均で心部が0.32、外周部0.40となり、軸(高さ)方向の V_f は心部底面で0.35、上部にいくにしたがってやや減少し100 mmで0.32となった。さらに繊維成形体に透明な樹脂を含浸し繊維の分布状態を可視化した複合材により、繊維の軸方向の配向角を測定した結果、半径方向で中心部5°、外周部は2°となり、下端5°、高さ100 mmで10°となった。

3. 大型交流直流重量磁場装置

上記実験に基づき、上部の交流ソレノイドを内径95 mm、

高さ500 mm、下部直流ソレノイドを内径95 mm、高さ100 mmとし、けい素鋼板の鉄芯を下部ソレノイドから上部ソレノイドの1/3の高さまで挿入した装置を形成した⁽⁷⁾。上部ソレノイドには交流50 A、下部ソレノイドには直流7 Aを流した。この場合の交流ソレノイド内の磁束密度分布は鉄芯直上で0.2 T、上部へいくほど低下し、220 mmの位置で0.05 Tとなった。また直流の磁束密度は鉄芯直上で0.18 T、上部220 mmで0.01 Tとなった。さらに鉄芯直上での水平方向の磁束密度の分布は、外周ほど高くなり、交流直流とも約0.16 Tとなった。この装置により内径15 mmの硝子管容器へ充填した繊維成形体の V_f は比重法で測定したところ底部で0.48、高さ80 mmで0.30となった。底面での配向角は3.3°、80 mmの高さまで殆ど変化はない。この装置により内径15 mmの18-8ステンレス鋼管を鋳型とし、17-7PH繊維を落下充填した後、973 KのMC2溶湯に浸漬、減圧吸上げ溶浸して得たMMCを、さらに773 Kで1 h加熱した試料の平面曲げ疲れ強さは192 MPaとなり、MC2鋳造品の89 MPaの約2.2倍となった⁽⁷⁾。さらに、本装置を使用しワックス消失模型、石膏鋳型による自動車用エンジンコネクティングロッドの減圧溶浸を行ったところ、繊維は鋳型の外輪郭に沿って配向することが分かった⁽⁸⁾。

III. 強磁性体化した無機繊維強化金属基複合材料の製造

1. 大型交流直流重量磁場装置の改良

これまで実験に使用した繊維はステンレス鋼の17-7PH鋼であり、せん断繊維を使用するため、繊維径も大きく、密度も高い。しかし無機繊維は一般に密度が低く、また強磁性体の被覆により繊維を強磁性体化することになるのでその磁性は低い。したがって、17-7PH鋼の場合より相対的にソレノイドの磁束密度を増大する必要があると予想される。そこで、直流ソレノイドをさらに大型化した。装置をFig. 1に示す。繊維の充填配向を行った際の磁束密度をFig. 2およびFig. 3に示す。さらに、交流の周波数の繊維配向への影響を調べた結果、密度の低い繊維では、例えば直径15ないし18 μm 、長さ2 mm、ニッケルめっき厚1 μm 繊維の場合は、50 Hzが適当で40 Hz以下では繊維自体の振動に加えて交流コイルなどの機械振動が大となり、配向性は低下する。また100 Hzより高いと、Table 1に示すように直流磁場の影響のもとで V_f が低下し、配向性も低下する。なお繊維長さ1 mm、ニッケルめっき厚1 μm のものについては、全体に V_f は高くなるものの、配向性は劣り、また、繊維長さ3 mm、ニッケル厚さ1 μm の場合の V_f 、配向性はともに劣ることも実験により確認できた。

鋼繊維の場合、繊維の分散、落下量の均一安定化のためにふるい等を工夫する必要はないが、密度の低い例えばアルミナ繊維さらには炭素繊維となると均一供給のため、ふるいの目開き、落下充填速度、さらに必要により2段以上の多段ふるいの採用が必要であった。さらに、2段ふるいの場合は上段のふるいを横振動、下段のふるいを縦振動、供給口には横振動の組合せが有効であった。

漏斗型の先細り繊維供給口は、低密度の炭素繊維の場合は特にその絞り角を小にし、繊維の堆積を避けるために、均一な振

Fig. 1 Apparatus of aligning short fibers.

Fig. 2 Longitudinal distribution of magnetic flux density of D. C. and A. C. solenoid.

動を与え、必要に応じて繊維の帯電防止のため接地アースを取り付けることにより、繊維の充填を円滑に行うことができた。

その他均一に分散落下させる工夫として、成形体枠への機械振動付与の方法等も有効である。

2. 繊維表面への強磁性体物質の被覆方法

強磁性体の金属および合金を被覆する方法として、湿式法では、炭素繊維のように通電性を有するものなら、電気めっきも可能であるが、不良電導体には、無電解めっきが有効である。また、乾式法すなわちドライプレーティングとしては、真空蒸着、イオンプレーティング等の PVD 法、気相中での水素還

Fig. 3 Radial distribution of magnetic flux density of D. C. and A. C. solenoid.

Table 1 Relation between volume fraction D. C. and A. C. frequency, D. C. ampere.

D. C./A	A. C. frequency/Hz			
	40	50	60	100
0	0.25	0.26	0.25	0.27
3	0.35	0.42	0.32	0.29
5	0.36	0.38	0.36	0.30

Fiber length 2 mm, A. C. 40 A

元、熱分解などの CVD 法がある。

無電解めっきには、強磁性体のニッケル、コバルト、鉄を被覆する方法として、特に化学還元法のニッケル-りんめっき(いわゆるカニゼンめっき)、ニッケル-ほう素めっき、あるいはニッケル-コバルト-りんめっき、また、ヒドラジン還元法のニッケルめっき、ニッケル-コバルトめっき、さらには、ニッケル-鉄-りん合金めっき、またさらにはコバルト-りんめっきを代表とするコバルトめっきも考えられる。

これらの方法で得られる皮膜はいずれも強磁性体であるが、マトリックスとの反応性を考慮してめっき法の種類、およびめっき厚さを選定すべきである。特にマトリックスが金属の場合、複合材料製造の過程で、金属の溶湯を繊維成形体に溶浸することが多いが、溶浸中にめっき金属と熔融金属との反応が生起することを考慮に入れるべきである。

3. 無電解ニッケルめっきを施したアルミナ短繊維の一軸配向繊維成形体およびマグネシウム基複合材料の製造

無機繊維に直径 18 μm の米国デュポン社製のアルミナ質の FP 繊維を使用した。FP 繊維は前駆体を紡糸、焼成した、 $\alpha\text{Al}_2\text{O}_3$ の微細結晶の集合体であり、1 ヤーン 200 本でポビンに巻き取られたものである。引張強さは平均 1.50 GPa、標準偏差 0.522 GPa の強度を有している。

(1) カニゼンめっきアルミナ繊維の複合化

カニゼンめっきは、無電解ニッケルめっき法としてはもっとも普及している方法で、還元剤として次亜りん酸を使用する。

この方法により析着したニッケル被覆層は90ないし92 mass%のニッケル, 8ないし10 mass%のリンの組成となる。得られた被覆層厚さは1 μm であった。被覆した繊維をFig. 4に示す。被覆繊維は次いで3 mm長さに切断される。さらにこの被覆短繊維を573 Kに加熱することにより, 繊維の皮膜は強磁性体となる。

この強磁性体化短繊維を上述の磁場配向装置により常磁性の18-8ステンレス鋼の筒状の鋳型に充填し, 繊維成形体を作製する。この鋳型を6.5 kPaの減圧下で高周波誘導加熱により623 Kに予熱し, 次いで, 973 Kに保持されたMC2の溶湯中に浸漬し, 減圧吸上溶浸を行う。溶湯の湯面には溶解用フラックスを散布し, また六ふっ化いおうガスにより大気との遮断をはかった。鋳型は特定時間浸漬した後, 引上げ空冷した。得られた複合材の断面写真をFig. 5に示す。 V_f は約0.4であった。この複合材は, しかしながら, 切削中に欠けるものがあり, またデシケーター内に保管中に軸方向に裂け, はなはだしい場合は崩壊し形を失った。切削加工が比較的円滑に行い得たものと, 不可能であったものの両試料について, X線回折により同定を行った。その結果不良品は良品に比べて, マトリックスのマグネシウム中のニッケル量が多く, マグネシウムの単相は

Fig. 4 Electroless Ni-P plated alumina fibers.

Fig. 5 Distribution of alumina fibers in rectangular section of Mg alloy MMC, Ni-P plated fibers.

Table 2 Distribution of elements in MMC by EPMA.

○ Appeared

	Well machined MMC			Could not machined MMC		
	Matrix	Matrix	Boundary	Matrix	Matrix	Boundary
Mg	○	○	○	○	○	○
Al	○	○	○	○	○	○
O		○	○	○	○	○
Ni	○	○	○	○	○	○
P				○	○	○
C				○		
B	○	○	○			○
Si			○	○	○	○
S			○		○	
Ca					○	

みられず, ニッケルの多い MgNi_2 が認められた。また, 両試料について各3ヶ所のEPMAの結果によれば, Table 2に示すように不良品はりんが多く存在することが認められ, めっき層中のりんが不良原因となることが理解できた。

(2) ニッケル-ほう素めっきアルミナ繊維の複合化

上述の実験により, カニゼンめっきのニッケル-りんめっきがマグネシウム溶湯の溶浸には不相当であると判断されたので, 他の無電解ニッケルめっき, アミンボランを還元剤とする, ニッケル-ほう素めっきを適用することとした。

このめっき層の化学組成はニッケル約99.5 mass%, ほう素約0.5%であった。Fig. 6に被覆繊維の写真を示す。

なお, めっき処理直後の引張強さはめっき厚2 μm を繊維直径に加えた断面で平均1.40 GPa, さらに373 Kの乾燥後で平均1.29 GPaとなり, 著しい強度低下は起こらなかった。

この処理を施し, 2 mm長さに切断した繊維により, 交流50 Hz, 50 A, 直流5 Aで重畳磁場配向を行い, 次いで, 上述の予熱, 溶浸法により直径13 mm, 長さ140 mmのマグネシウム合金基複合材料を作製した。この試料横断面の繊維の分布の例をFig. 7に, また高さ方向および半径方向の V_f の分布の例をTable 3に示す。また, 試料の縦断面の写真をFig. 8に示し,

Fig. 6 Electroless Ni-B plated alumina fibers.

Fig. 7 Distribution of alumina fibers in rectangular section of Mg alloy MMC, Ni-B plated fibers.

Fig. 8 Distribution of alumina fibers in longitudinal section of Mg alloy MMC.

配向角の分布を Table 4 に示す。配向角は一部 10° を越える部位があるものの、平均は強度上もっとも望ましい 10° 以下⁽⁹⁾に押さえ得ることが分かる。

次に、ニッケルめっき厚さ 0.5 ないし $2.0\ \mu\text{m}$ の範囲で4種類の繊維について得た複合材について断面 $4\text{ mm}\times 3\text{ mm}$ 、長さ 40 mm の角断面試験片による、4点曲げ試験を行ったところ、Fig. 9 の結果を得た。この結果から、本装置の条件では約 $1\ \mu\text{m}$ 程度のめっき厚が強度向上に適当であることが知られる。

これら試料の内、めっき厚 2.0 と $0.5\ \mu\text{m}$ の試料について、EPMAによる繊維の断面を通る線分析を行ったところ、Fig. 10, 11 の結果を得た。この結果より $2\ \mu\text{m}$ めっき厚では繊維の周辺にニッケルが未溶解のままに残存しているところがあり、繊維とマトリックスのマグネシウムとの界面の接着が不完全であることが分かる。これに対し、 $0.5\ \mu\text{m}$ めっき厚では接触面

Table 3 Distribution of volume fraction in radial direction of Mg alloy MMC.

Height/mm	Distance from center of cross section/mm				
	0	2	4	6	Mean
120	0.43	0.46	0.47	0.45	0.45
110	0.44	0.45	0.45	0.47	0.45
100	0.43	0.51	0.49	0.45	0.47
90	0.53	0.45	0.45	0.45	0.47
80	0.42	0.46	0.41	0.47	0.44
70	0.39	0.39	0.34	0.49	0.40
60	0.36	0.39	0.34	0.31	0.35
50	0.37	0.33	0.32	0.36	0.35
40	0.44	0.41	0.42	0.39	0.42
30	0.45	0.38	0.41	0.40	0.41
20	0.49	0.48	0.46	0.48	0.48
10	0.38	0.49	0.48	0.41	0.44
0	0.33	0.42	0.37	0.32	0.36
Mean	0.42	0.43	0.42	0.42	0.42

にニッケル相は認められず、マグネシウム内に拡散していることが分かる。これはX線回折の結果からも理解できる。すなわち、 $2\ \mu\text{m}$ めっき厚($V_0.35$)ではFig. 12 で示されるようにニッケル相および Mg_2Ni 相の大きいピークが見られるが、 $0.5\ \mu\text{m}$ めっき厚($V_0.31$)ではFig. 13 に示すようにニッケル相は認められず、また Mg_2Ni 相も少量である一方マグネシウム相のピークは大きい。

また、曲げ試験後の試料の破面のSEM観察では、 $2\ \mu\text{m}$ めっき厚の試料はFig. 14 に示すようにぜい性破面で、さらにFig. 15 に示すように未溶解残留ニッケル相による繊維の剝離や引き抜きが発生していることが分かる。 $0.5\ \mu\text{m}$ めっき厚では、Fig. 16 に示すようにぜい性と延性の混合破面で通常の複合材料の破面を呈していた。

Table 4 Distribution of fiber orientation in MMC.
deg.

Height/mm	Center	Out side	Mean
120	1.98	3.82	2.90
110	3.55	6.54	5.01
100	1.67	3.01	2.34
90	2.78	1.40	2.09
80	7.81	5.38	6.60
70	7.25	6.51	6.88
60	3.23	3.96	3.60
50	14.58	2.26	8.42
40	10.86	5.00	7.93
30	2.46	4.51	3.49
20	19.46	3.69	11.58
10	4.11	5.49	4.80
Mean	6.65	4.30	5.48

Fig. 9 Dependence of bending strength of MMC upon Ni layer thickness.

Secondary electron image

Intensity profiles of characteristic X-ray

Fig. 10 EPMA of Mg alloy MMC with 2 μm Ni plated alumina fibers.

以上の結果をさらに詳細に説明する。

Fig. 17 の Mg-Ni 平衡状態図⁽¹⁰⁾ で, Mg 中の Ni が 55 mass% 以下では 507°C (780 K) において組成 24 mass% Ni 位置に Mg と Mg₂Ni の共晶があることが分かる。そこでめっき厚を変えた場合の V_f と Mg 中の mass% Ni の関係を算出すると

Secondary electron image

Fig. 11 EPMA of Mg alloy MMC with 0.5 μm Ni plated alumina fibers.

Fig. 12 X-ray Diffraction pattern of Mg alloy MMC with 2 μm Ni plated alumina fibers.

Fig. 18 のようになり, この図に Mg 相, Mg₂Ni 相等の存在範囲を表せば図に見られるとおり, 2 μm めっき厚では, $V_f 0.32$

Fig. 13 X-ray Diffraction pattern of Mg alloy MMC with 0.5 μm Ni plated alumina fibers.

Fig. 14 Brittle fracture of Mg alloy MMC with 2 μm Ni plated alumina fibers.

以上では $\text{Mg}_2\text{Ni} + \text{MgNi}_2$ で、短時間溶浸では Ni 相が存在するが、1 μm めっき厚では $V_f 0.50$ までは共晶組織が残存し、 $V_f 0.40$ では右端の各相の混合割合の図から、 Mg_2Ni と共晶組織の混合割合は約40%共晶、60% Mg_2Ni となり、脆い Mg_2Ni の析出量をかなり押さえることになる。また 0.5 μm めっき厚では Ni 37 mass % 以下では Mg_2Ni は析出せず、Mg の相が共晶組織と共存することとなる。

本実験では MgNi_2 は確認しなかった一方未反応の Ni 相が見られたが、これは本実験溶浸中には Mg と Ni の反応が平衡状態に至っていないことによるものである。以上の考察結果からマグネシウム基複合材料としてはニッケルめっき層の厚さは 1 μm 以下で一軸配向をねらうこと、さらに、この複合材料の

Fig. 15 Fracture surface of Mg alloy MMC with 2 μm Ni plated alumina fibers.

軽量化を図るとすれば、見かけ密度を下げるために、できれば 0.5 μm めっき厚程度を目標とすることが望ましいと言える。ただし、ニッケルめっき層が薄いほど繊維の磁性は低下するので磁場配向装置の直流磁場の磁束密度の上昇を交流磁場とのバランスの上で考慮する必要がある。

なお、ニッケル量が増大する条件では Mg-Ni 状態図の液相線の傾向から、溶浸温度を高めにする必要があることは言うまでもない。

IV. 結 言

1. 直流ソレノイド磁場の上に交流ソレノイドを重畳し、コイル内に鉄芯を直流コイルから交流コイル下部に通して得られる磁場を保有する装置により、強磁性を有する強化用短繊維を一軸配向し、配向角を約 10° 以内、容積率を0.35ないし0.45あるいはそれ以上に向上させることが可能であることを確認した。

2. 無機繊維に強磁性体被覆を施して得られる強磁性無機繊維に本方法を適用するには、強磁性の鋼繊維に比較して直流ソレノイドの磁束密度をより高くする必要がある。

3. 直径 18 μm 、長さ 2 mm の微細結晶質の α アルミナ繊維に強磁性のニッケル被覆を施した強化繊維を一軸配向し、その繊維成形体を熔融マグネシウム合金中に浸漬、減圧引上げ溶浸する複合材料の製造方法の検討を行い、次の結果を得た。

(1) ニッケル被覆法として、無電解ニッケルめっきを行う場合、ニッケル-りんめっき、いわゆるカニゼンめっきはニッケル被膜中に存在するりんがマグネシウムと反応し鑄物の健全性が失われるが、ニッケル-ほう素めっきでは問題はない。

(2) Mg-Ni の二元系では、ニッケル量の増加とともに Mg 相に Mg_2Ni が共晶として混在し、ついで Mg_2Ni と MgNi_2 の混合相となることが予想されるが、ニッケル-ほう素めっき繊維では MgNi_2 は出現しなかった。容積率0.35を目標とすれば、

Brittle fracture 20μm

Ductile fracture 10μm

Fig. 16 Brittle and ductile mixing fracture of Mg alloy MMC with 0.5 μm Ni plated alumina fibers.

脆い Mg_2Ni の析出を極力押さえるためにニッケル被覆層の厚さは 1 μm, さらに軽量化を図るとすれば複合材の密度を下げるために 0.5 μm 被覆層厚のめっきが望ましい。ただしニッケル層厚が薄いほど繊維の磁性は低くなるので、磁場配向装置の直流磁場の磁束密度の上昇を交流磁場とのバランスの上で考慮する必要がある。

終わりに、本実験に使用したアルミナ繊維を供与された米国 E. I. du Pont de Nemours & Co., Inc. の Dr. Ashok K. Dhingra, マグネシウム合金地金および関連資料を提供されたダウケミカル日本 KK の戸田久仁彦氏, および種々援助頂いたトヨタ自動車 KK の方々, さらにこの研究の進行に終始積極にご支援頂いた豊田紡織 KK の方々に厚くお礼申し上げます。

なお、本研究は文部省科学研究費を使用して行ったことを付記する。

Fig. 17 Equilibrium diagram of Mg-Ni alloy.

Fig. 18 Relations of Ni content on Mg, Mg-Ni alloy phases, volume fraction and Ni layer thickness.

文 献

- (1) 奥宮正洋, 恒川好樹, 新美 格, 尾崎 勤: 軽金属, 37(1987), 285.
- (2) S. Masuda and T. Itoh: Electrostatics '87, Inst. Phys. Conf. Ser. No. 85, Section 1, (1987), 39.
- (3) 伊藤友仁, 平井秀敏, 磯村廉一: 軽金属, 38(1988), 620.
- (4) S. Masuda and T. Itoh: IEEE Trans. on Industry Applications, 25(1989), 552.
- (5) H. Hatta and S. Yamashita: J. Composite Materials, 22(1988), 484.
- (6) 恒川好樹, 奥宮正洋, 新美 格, 山田忠彦: 鋳物, 60(1988), 596.
- (7) 澤田美一, 奥宮正洋, 恒川好樹, 新美 格: 鋳物, 62(1990), 447.
- (8) 新美 格, 奥宮正洋, 倉持公一, 杉本 猛: 鋳物, 66(1994), 263.
- (9) Ashok K. Dhingra: ADVANCES IN INORGANIC FIBER DEVELOPMENTS, E. I. du Pont de Nemours & Co., Inc. Wilmington, Delaware, U. S. A., (1985).
- (10) Eric A. Brandes: *Smithells Metals Reference Book*, Butterworth, London, (1983), 11-333.