Cu-Co系ナノグラニューラ合金の巨大磁気抵抗効果

正員	潟岡教行 (東北大)	非会員	金益準 (東北大)
非会員	竹田英樹 (東北大)	非会員	深道明 (東北大)
正員	島田寛 (東北大)	非会員	奥田浩司 (京大)
非会員	長村光造 (京大)	非会員	古坂道弘 (高エネルギー研)

Giant Magnetoresistance in Cu-Co Nanogranular Alloys

Noriyuki Kataoka, Member, Ick Jun Kim, Non-Member, Hideki Takeda, Non-Member,
Kazuaki Fukamichi, Non-Member, Yutaka Shimada, Member (Tohoku University),
Hiroshi Okuda, Non-Member, Kozo Osamura, Non-Member (Kyoto University),
Michihiro Furusaka, Non-Member (KEK)

Magnetoresistance has been investigated for nanogranular $\text{Cu}_{100-x}\text{Co}_x$ sputtered films and liquid-quenched ribbons. Solid solutions were obtained in a wide concentration for sputtered films and in a concentration with $x < 15$ for the liquid-quenched ribbons. Nanostructured magnetic precipitates, whose size was evaluated by small angle neutron scattering, in Cu-rich matrix were evolved by subsequent aging. The giant magnetoresistance (GMR) was observed in the aged nanogranular alloys. The largest differential MR ratio of 4 %/kOe was obtained in $\text{Cu}_{70}\text{Co}_{30}$ film aged at 500 °C for 1 h.

キーワード：巨大磁気抵抗効果、ナノグラニューラ、析出型合金、スパッタ、液体急冷、中性子小角散乱

1. まえがき

高密度磁気記録用ヘッドとしてMRヘッドの重要性が広く認識されるようになってきたこと⁽¹⁾、Fe/Cr金属人工格子において低温で42%、室温で16%にも及ぶ巨大磁気抵抗効果(GMR)が見いだされたこと⁽²⁾、さらにはスピン・バルブ型多層膜で比較的低磁場でGMRが得られることが示唆されたこと⁽³⁾などにより磁気抵抗効果は非常に注目を集めている。

磁気抵抗(MR)効果には、導電体中に働くローレンツ力による正常磁気抵抗効果(Ordinary Magnetoresistance, OMR)、磁性体に観測される磁区の配列の変化に対応する異方性磁気抵抗効果(Anisotropic Magnetoresistance, AMR)、さらには強磁場下での強制効果によるものなどがよく知られている。一般にスピンの無秩序やスピンの揺らぎが磁場により抑えられると磁気抵抗効果が観測される。すなわち、反強磁性状態、フェリ磁性状態、スピングラス状態、常磁性状態などから磁場により強磁性的状態へ移行すると抵抗の大きな減少が見られる^{(4)~(6)}。しかし、既に実用化されているAMRの場合を除き、従来の磁気抵抗効果は低温や大きな磁場を必要とした。本報では、強磁性体と非磁性体の複合相で、面内に磁場を掛けた際のMR曲線が同様な傾向を示す人工格子ならびにナノグラニューラ

磁性体の磁気抵抗効果を共にGMRと呼び他の磁気抵抗効果と区別する⁽⁷⁾。それぞれの模式図を図1に示す。

Co 孤立原子は Cu マトリックス中では近藤温度が高く500 K程度でそれ以下の温度では局在磁気モーメントを持たない⁽⁸⁾。しかし、Co原子の最近接位置に3個以上のCo原子が隣接するとCoは磁気モーメントを持つ⁽⁹⁾。磁性体の濃度が増加すると、統計的に磁気クラスターが形成される。Cu-Co固溶体でもCo高濃度では低温で巨大なMRは観測される。ただし、その場合はスピングラス状態にある。これに対し相分離型合金を熱処理(時効)すると化学的な駆動力による磁気クラスターの形成が起こる。このため低磁性体濃度においても室温で比較的低磁場でGMRが得られる。クラスター間距離が十分離れていると、磁気的には相互作用がほとんどない超常磁性になる。

我々は既にCu-Co系急冷薄帯およびバルク合金においてもGMRが得られることを報告している^{(10)~(14)}。その中で界面の面積と磁気抵抗効果には密接な関係があることが認められた⁽¹³⁾。すなわち、2.7 at% Co合金を550 °Cで20~60分時効時に純Coに近い組成の直径3 nm程度の磁性析出粒が数多く存在するために界面積は最大値をとる。この時に抵抗率の磁場変化分 $\Delta\rho$ も最大値を示した。このことから、ナノグラニューラ磁性体の

図1 正常磁気抵抗効果(OMR)、異方性磁気抵抗効果(AMR)、複合膜、グラニューラー合金の負の等方的な巨大磁気抵抗効果(GMR)の磁場依存性の模式図

Fig.1. Schematic representations of ordinary magnetoresistance (OMR), anisotropic magnetoresistance (AMR) and negative isotropic giant magnetoresistance (GMR) in multilayers and granular alloys.

GMRにおいては界面におけるスピン依存散乱が重要であることが確認された。しかしながら、高濃度磁性体におけるGMRとその微細構造の関連については必ずしも自明ではない。

Cu-Co 系は rf スパッタ法で作製されたグラニューラー薄膜で初めてGMRが観測された系であるが⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾、その微細構造、特に析出粒径、析出量、および析出粒度分布等はいまだに明確ではない。また、作製法の違いによる特性の相違やその原因も明確ではない。本研究では D C 4 極スパッタ法により作製された Cu-Co ナノグラニューラー磁性体の磁気抵抗効果および磁気特性と微細構造の対応を考察した。また、液体急冷法で得られた Cu-Co ナノグラニューラー磁性体の磁気抵抗特性との比較も行った。

2. 実験方法

合金ターゲットを用いて 間接水冷された Cu 基板上に D C 4 極スパッタ法により薄膜を作製した。また、アーク溶解により溶製した母合金を用い、Ar 雰囲気中で単ロール法により薄帯を作製した。用いた Cu ロールの直径は 20 cm で、その回転数は 6000 rpm である。得られた試料の時効処理は石英管中に真空封入して行った。X 線回折、透過電子顕微鏡および中性子小角散乱により構造を調べた。15 kOe の磁場まで印加して磁気抵抗は直流四端子法で、磁化は VSM を用いてそれぞれ室温で測定した。本研究においてはMR比はすべて次式で定義して求めた。

$$\frac{\Delta\rho}{\rho} = \frac{\rho(H=0\text{kOe}) - \rho(H=15\text{kOe})}{\rho(H=15\text{kOe})}$$

3. Cu-Co スパッタ膜の磁気抵抗効果

Cu-Co スパッタ膜の as deposited 状態の結晶構造と磁性については既に報告があり⁽¹⁷⁾、as deposited 状態で fcc 強制固溶体が 80 at% Co まで生成され、その磁気状態図も報告されている。この fcc 固溶体のキュリー点が室温を越えるのは 34 at% Co 付近である。

本研究で作製した Cu-Co スパッタ膜と急冷薄帯の as deposited および as quenched 状態の格子定数の組成依存性を図 2 に示す。スパッタ法では、膜形成時に加わる内部応力が大きいためにデータのばらつきがあるが、原子半径の小さな Co が Cu マトリックス中に強制固溶するために、ほぼ Vegard 則に沿って格子定数が減少す

図2 Cu_{100-x}Co_x スパッタ膜および急冷薄帯の as deposited および as quenched 状態の格子定数の組成依存性

Fig.2. Concentration dependence of the lattice parameter for as-deposited and as-quenched Cu_{100-x}Co_x alloys.

る。これは Childress と Chien の結果⁽¹⁷⁾と一致する。

図3に $\text{Cu}_{80}\text{Co}_{20}$ スパッタ膜の as deposited 状態および1時間の等時時効を各温度で施した試料の室温における磁化曲線を示す。As deposited では常磁性を示す直線的な磁化曲線を示すが、等時時効後は上に凸の飽和しにく

図3 $\text{Cu}_{80}\text{Co}_{20}$ スパッタ膜の as deposited 状態および1時間等温時効を各温度で施した試料の室温の磁化曲線

Fig.3. Magnetization curves of $\text{Cu}_{80}\text{Co}_{20}$ films as quenched and aged at different temperatures for 1 h.

い磁化曲線を示す。これは時効による Co-rich 磁性粒の析出、その析出粒径の成長を意味する。時効後の磁化曲線を、超常磁性を仮定して、Langevin 関数でフィットして Co-rich 粒の直径を見積もると 5 nm 程度であった。すなわち、ナノオーダーの磁気クラスターが Cu マトリックスに分散していることになる。また、600 °C で1時間時効の試料では Co-rich 析出粒に対応する X 線回折ピークも観察され、その格子定数 (0.3547 nm) から Vegard 則により析出物の組成を見積もると 97 at% Co であった。

図4に $\text{Cu}_{80}\text{Co}_{20}$ および $\text{Cu}_{70}\text{Co}_{30}$ スパッタ膜の as deposited 状態および1時間の等温時効を各温度で行った試料の比抵抗 ρ および MR 比 $\Delta\rho/\rho$ の時効温度依存性を示す。As deposited 状態で ρ は固溶状態に対応して高い比抵抗を示すが、時効温度の上昇に伴い比抵抗の低い Cu マトリックスと Co-rich 相への相分解が生じるために ρ は単調に減少する。MR 比は両方の組成で 500 °C、1 時間の時効で最大の MR 比を得た。20 at% Co の時効試料の方が MR 比が大きいのは 30 at% Co では磁性クラスター間の強磁性的な結合のために無磁場状態でランダムに配向する磁化の割合が減少するためと考えられる。

図4 $\text{Cu}_{80}\text{Co}_{20}$ および $\text{Cu}_{70}\text{Co}_{30}$ スパッタ膜の as deposited 状態および1時間等温時効を各温度で施した試料の比抵抗 ρ および MR 比 $\Delta\rho/\rho$ の時効温度依存性

Fig.4. Aging temperature dependence of resistivity ρ and MR ratio $\Delta\rho/\rho$ for $\text{Cu}_{80}\text{Co}_{20}$ and $\text{Cu}_{70}\text{Co}_{30}$ films as quenched and aged for 1 h.

図5 $\text{Cu}_{100-X}\text{Co}_X$ スパッタ膜の 500 °C 1 時間時効した試料の室温における比抵抗 ρ 、抵抗の磁場による変化分 $\Delta\rho$ および MR 比 $\Delta\rho/\rho$ の組成依存性

Fig.5. Concentration dependence of resistivity ρ , the change $\Delta\rho$ in the resistivity and MR ratio $\Delta\rho/\rho$ for $\text{Cu}_{100-X}\text{Co}_X$ films aged at 500 °C for 1 h.

$\text{Cu}_{100-X}\text{Co}_X$ スパッタ膜を 500 °C 1 時間時効した試料の室温における ρ 、抵抗の磁場による変化分 $\Delta\rho$ および MR 比の組成依存性を図5に示す。MR 比は $X=20$ で最大値 8% を示した。 ρ が Co 組成の増加に伴い増加するのに対して $\Delta\rho$ は MR 比と同じく $X=20$ で最大値を示し

ている。

図6に $\text{Cu}_{100-x}\text{Co}_x$ スパッタ膜を 500 °C 1 時間時効した試料のMR比の磁場依存性を示す。MR比が最大値を示した $X=20$ においては 15 kOe 程度の磁場でもMR曲線が飽和していない。一方、 $X=30$ でも高磁場側においても飽和していないが、低磁場領域での傾きは $X=20$ の場合よりも大きくなっている。このMR曲線から低磁場でのMR比の立ち上がり部分を評価するために 0 ~ 300 Oe の範囲で $\Delta\text{MR}/\Delta H$ を評価し、その組成依存性を図7に示す。図より Co 濃度が高くなるほど $\Delta\text{MR}/\Delta H$ は大きくなり、 $X=30$ では 4 %/kOe の値を示した。

図6 $\text{Cu}_{100-x}\text{Co}_x$ スパッタ膜を 500 °C 1 時間時効した試料のMR比の磁場依存性

Fig.6. Field dependence of the MR ratio for $\text{Cu}_{100-x}\text{Co}_x$ films aged at 500 °C for 1 h.

4. GMRと微細組織

Zhang と Levy は現象論的なモデルを用いて析出粒径が小さいほど、析出磁性体体積比が大きいほどMR比は大きくなることを示した⁽¹⁷⁾。そこで、GMRと微細構造との関連を調べるために、中性子小角散乱の実験を行った。ギニエプロットより得られたギニエ半径を表1に示す。ここでのギニエ半径は球状を仮定した析出物の半径または界面が濃度勾配を持つ場合は慣性半径に対応している。500 °C で 1 時間の時効後ではいずれの組成でも 1.5 nm 以下の小さな値を示し、組成依存性はほとんど見られない。このような結果より Co 濃度の増加に伴い粒子間距離が近づくものと見なせる。なお、析出粒径は Langevin 関数から見積もったものとほぼ一致するが、磁性から見積もった方がギニエ半径よりやや大きな値を示すのは磁性を超常磁性として取り扱った点に問題があると考えられる。

以上の結果から、MR比(図5)と $\Delta\text{MR}/\Delta H$ (図

図7 $\text{Cu}_{100-x}\text{Co}_x$ スパッタ膜を 500 °C 1 時間時効した試料の $\Delta\text{MR}/\Delta H$ の組成依存性

Fig.7. Concentration dependence of the differential MR ratio $\Delta\text{MR}/\Delta H$ for $\text{Cu}_{100-x}\text{Co}_x$ films aged at 500 °C for 1 h.

表1 500°Cで 1 時間時効した $\text{Cu}_{100-x}\text{Co}_x$ スパッタ膜の ギニエ半径

Table 1. Guinier radius for $\text{Cu}_{100-x}\text{Co}_x$ films aged at 500 °C for 1 h.

Co 濃度 (at%)	10	20	30
ギニエ半径(nm)	1.5	1.3	1.4

7) の組成依存性は析出磁性体の体積分率の増加による磁性体とマトリックス界面の面積の増加と析出磁性粒子間距離の変化により説明される。すなわち、MR比は無磁場中でランダムな磁化の配列の割合が磁性粒子間の強磁性的な結合により減少する直前の 20 at% Co 付近で最大値をとる。一方、大きな $\Delta\text{MR}/\Delta H$ は粒子間相互作用のない超常磁性領域よりも、析出粒子間距離がある程度近づいた超常磁性と強磁性相互作用の共存する領域で得られている。

5. Cu-Co急冷薄帯の磁気抵抗効果

図2に示したように急冷薄帯の格子定数は $X=15$ 付近から Vegard 則より大きくずれるので、液体急冷法ではこの組成以上の強制固溶体は形成されない。このことは図8に示した ρ の組成依存性からもわかる。すなわち、スパッタ法で作製した Cu-Co 膜においては as deposited で強制固溶体の形成に対応して ρ が単調に増加するのに対して、液体急冷法では $X=10$ 以上では as quenched 試料の ρ は減少する。このことは Co 高濃度では後者に

図8 $\text{Cu}_{100-x}\text{Co}_x$ スパッタ膜および急冷薄帯の as deposited および as quenched 状態および 500 °C 1 時間時効した試料の比抵抗 ρ の組成依存性
Fig.8. Concentration dependence of resistivity ρ for $\text{Cu}_{100-x}\text{Co}_x$ film and ribbon alloys as quenched and aged at 500 °C for 1 h.

図9 500 °C 1 時間時効した $\text{Cu}_{100-x}\text{Co}_x$ 急冷薄帯の MR 比 $\Delta\rho/\rho$ および $\Delta\text{MR}/\Delta\text{H}$ の組成依存性
Fig.9. Concentration dependence of MR ratio $\Delta\rho/\rho$ and differential MR ratio $\Delta\text{MR}/\Delta\text{H}$ for $\text{Cu}_{100-x}\text{Co}_x$ ribbons aged at 500 °C for 1 h.

において as quenched 状態で既に Co の一部が析出していることを意味する。このため、図 9 に示すように 500 °C で 1 時間時効時に固溶限を越える組成で MR 比が減少している。固溶限を越えた組成では、Co-rich の直径

50 nm 程度の大きな析出物の存在が透過電子顕微鏡観察により確認された。この大きな析出物の周りでは、いわゆるオストワルド成長により小さな析出物が吸収されて析出物のない領域 (Precipitate Free Zone) が存在するために微細な磁性析出粒子の数が減少して、MR 比が減少すると考えられる。

6. スパッタ膜と薄帯の微細構造の比較

上述のように、スパッタ膜と急冷薄帯の析出挙動および MR 特性には固溶限が大きく影響する。すなわち、スパッタ法ではほぼ全組成で強制固溶体が得られる⁽¹⁷⁾のに対し、急冷薄帯では平衡状態における固溶限 (1100 °C で 8.6 at% Co⁽¹⁹⁾) を越えるものの約 10 at% Co を越えると大きな析出物が存在する。これは GMR を得る上でも析出過程を調べる上でも障害となる。

一方、本研究で用いた試料はいずれも多結晶体であり、その結晶粒径はスパッタ膜では約 100 nm、急冷薄帯では約 800 nm とかなり微細である。この粒界や急冷による格子欠陥 (点欠陥や転位など) は不均一核生成の優先サイトとなりやすい。特に低い時効温度では不均一析出が起こり易いことが指摘されている⁽²⁰⁾。このため、両試料についても結晶粒内の相分解のみならず、かなりの粒界偏析も同時に進行することが予想される。このことは、中性子小角散乱から as deposited 状態ではほとんど観測されなかった低 q 側の強い散乱が時効と共に強くなることから確かめられた。さらに、急冷薄帯では比較的結晶粒径が大きいために、10 at% Co 薄帯では透過電子顕微鏡観察からスピノーダル分解した合金によく見られる線状コントラストが結晶粒内部で観測された。これは小坂井等の結果⁽²¹⁾と一致する。スピノーダル波長と MR 特性の関連の詳細は現在検討中である。

ちなみに、ごく最近、我々は析出過程を調べるのに好都合のバルク状の Au-Co ナノグラニューラ合金において室温、15 kOe で 5.5 % の MR 比が得られること、さらに Au-Co 系は Cu-Co 系よりも低磁場で MR 曲線が飽和し易いことを見いだしている⁽²²⁾。

7. むすび

Cu マトリックス中にナノオーダーの Co-rich 磁性析出粒を有するナノグラニューラ磁性体の磁気抵抗効果と微細構造および作製法による MR 特性の相違とその原因について調べた。その結果、スパッタ膜と急冷薄帯の高 Co 組成での MR 比低下が前者が磁気クラスター間の強磁性的結合に起因するのに対して、後者では固溶限に起因すること、析出粒子間距離がある程度近づくと磁場に対する応答が改良されることが明らかになった。析出物の界面を出来るだけ多くし、析出物を磁場に対する応答のよい強磁性状態にするには積層技術を用いて層状グラニュー

ラー膜にすること⁽²³⁾や析出物の形状をできるだけ異方化し析出方向を揃えることなどが必要であると考えられる。

(平成6年3月25日受付)

文 献

- (1) 例えば, 第 17 回日本応用磁気学会学術講演概要集 (1993年 9 月、習志野)
- (2) M. N. Baibich, J. M. Broto, A. Fert, F. Nguyen van Dau, F. Petroff, P. Eitenne, G. Creuzet, A. Friederich and J. Chazelas: "Giant Magnetoresistance of (001)Fe/(001)Cr Magnetic Superlattice", *Phys. Rev. Lett.*, **61**, 2473~2475 (1988)
- (3) B. Dieny, V. S. Sperious, S. S. P. Parkin, B. A. Gurney, D. R. Wihoit and D. Mauri: "Giant magnetoresistance in soft ferromagnetic multilayers", *Phys. Rev.* **B43** (1991), 1297~1300 (1991)
- (4) V. L. Moruzzi and P. M. Marcus: "Giant Magnetoresistance in FeRh", *Phys. Rev.*, **B46**, 14198~14200 (1992)
- (5) A. K. Nigam and A. K. Majumdar: "Magnetoresistance in Canonical Spin-glasses", *Phys. Rev.*, **B27**, 495~511 (1983)
- (6) K. Murata, K. Fukamichi, T. Goto and Y. Nakagawa: "High Field Magnetization of Itinerant Electron Metamagnetic Laves Phase $\text{Lu}(\text{Co}_{1-x}\text{Ga}_x)_2$ Compounds", *Sci. Rep. RITU*, **A38**, No.2, 214~222 (1993)
- (7) 瀧岡教行、深道和明: 「ナノグラニューラ-薄膜、薄帯およびバルク合金の巨大磁気抵抗効果」, 日本金属学会会報 までりあ, **33**, 165~174 (1994)
- (8) H. Haller, D. Korn and G. Zibold: "Electrical Resistivity of CuCo Solid Solutions at Low Temperature", *Phys. Stat. Sol.*, **a68**, 135~141 (1981)
- (9) E. Boucai, B. Lecoanet, J. Pilon, J. L. Tholence and R. Tournier: "Interaction Effects between Nearly Magnetic Cobalt Impurities in Gold", *Phys. Rev.*, **B3**, 3834~3846 (1971)
- (10) N. Kataoka, H. Endo, K. Fukamichi and Y. Shimada: "Giant Magnetoresistance in Cu-Co Alloys Produced by Liquid Quenching", *Jpn. J. Appl. Phys.*, **32**, 1969~1970 (1993)
- (11) N. Kataoka, I. J. Kim, H. Takeda, K. Fukamichi and Y. Shimada: "Giant Magnetoresistance of Cu-Co-X Alloys Produced by Liquid Quenching", *Proc. 8th Inter. Conf. Rapidly Quenched and Metastable Materials* (1993, Sendai), *Mater. Sci. Eng.*, **A181/A182**, 888~891 (1994)
- (12) 竹田英樹、瀧岡教行、深道和明、島田 寛、佐藤二美、田中通義: 「液体急冷およびスパッタ法で作製したナノ・グラニューラ-磁性体の磁気抵抗」, マグネティックス研究会資料 (山形, 1993), *MAG-93-126*
- (13) H. Takeda, N. Kataoka, K. Fukamichi and Y. Shimada: "Giant Magnetoresistance in Bulk Cu-rich Co-Cu, Co-Ni-Cu and Fe-Ni-Cu Granular Alloys", *Jpn. J. Appl. Phys.*, **33** Part 2, No.1B, L102~L105 (1994)
- (14) 竹田英樹、瀧岡教行、深道和明、島田 寛、佐藤二美、田中通義: 「バルク・グラニューラ-磁性体の巨大磁気抵抗効果」, マグネティックス研究会資料 (仙台, 1993), *MAG-93-255*
- (15) A. E. Berkowitz, M. J. Carey, J. R. Michell, A. P. Young, S. Zhang, F. E. Spada, F. T. Parker, A. Hutten and G. Thomas: "Giant Magnetoresistance in Heterogeneous Cu-Co Alloys", *Phys. Rev. Lett.*, **68**, 3745~3748 (1992)
- (16) J. Q. Xiao, J. S. Jiang and C. L. Chien: "Giant Magnetoresistance in Nonmultilayer Magnetic Systems", *Phys. Rev. Lett.*, **68**, 3749~3752 (1992)
- (17) J. R. Childress and C. L. Chien: "Reentrant Magnetic Behavior in fcc Co-Cu Alloys", *Phys. Rev.*, **B43**, 8089~8093 (1991)
- (18) S. Zhang and P. Levy: "Conductivity and Magnetoresistance in Magnetic Granular Films", *J. Appl. Phys.*, **73**, 5315~5319 (1993)
- (19) T. Nishizawa and K. Ishida: "The Co-Cu (Cobalt-Copper) System" *Bull. Alloy Phase Diagrams*, **5**, 161~165 (1984)
- (20) 妹尾与志木、岩永 功、友清芳二、江口鉄男: 「磁気測定による Cu-Co 合金の析出過程の研究」, 日本金属学会誌, **45**, 661~667 (1981)
- (21) 小坂井孝生、水野慎也、土井 稔、宮崎 亨: 「Co-Cu 液体急冷合金のスピンオーダー分解」, 日本金属学会誌, **48**, 1138~1143 (1984)
- (22) H. Takeda, N. Kataoka, K. Fukamichi and Y. Shimada: "Giant Magnetoresistance in Co-Au and Fe-Au Bulk Granular Alloys", *J. Phys.: Condens. Matter*, **6**, 3527~3532 (1994).

- (23) T. L. Hylton, K. R. Coffey, M. A. Parker and J. K. Howard: "Giant Magnetoresistance at Low Fields in Discontinuous NiFe-Ag Multilayer Thin Films", *Science*, **261**, 1021~1024 (1993)

瀧岡 教行 (正員) 1959 年 10 月 20 日生。87 年 3 月京都大学大学院工学研究科金属加工学専攻博士課程単位取得退学。同年 4 年東北大学金属材料研究所助手。92 年 4 月東北大学工学部助教授、現在に至る。主としてナノ結晶軟磁性材料、金属人工格子、ナノグラニューラ磁性体、アモルファス合金の磁性などの研究に従事。金属学会、物理学会、応用磁気学会、形の科学会会員。工博。

金 益準 (非会員) 1963 年 7 月 9 日生。91 年 3 月釜山大学校大学院金属学科修士課程修了。92 年 5 月東北大学工学研究科材料物性工学専攻研究生。93 年 4 月東北大学工学研究科材料物性工学専攻博士後期課程在学中。メカニカルアロイング材料の磁性、グラニューラ合金の磁気抵抗効果の研究に従事。金属学会会員。

竹田 英樹 (非会員) 1963 年 6 月 5 日生。88 年 3 月富山大学理学研究科修士課程修了。同年 4 月吉田工業(株)入社。91 年 9 月東北大学工学研究科研究生。アモルファス合金、ナノグラニューラ合金に関する研究に従事。金属学会、物理学会、応用磁気学会会員。

深道 和明 (非会員) 1941 年 4 月 3 日生。1969 年東北大学工学研究科金属材料工学科博士前期課程修了。同年 4 月東北大学金属材料研究所助手。79 年 7 月同助教授。88 年 3 月東北大学工学部材料物性学科教授。主として非磁性インバー合金、鉄基アモルファス合金の磁性と磁気体積効果の研究に従事。物理学会、金属学会、応用磁気学会、日本高圧力学会会員。工博。

島田 寛 (正員) 1941 年 4 月 26 日生。71 年 8 月デューク大学 Ph. D. 72 年 4 月東北大学科学計測研究所助手。現在同教授。主として軟磁性薄膜、磁気工学、薄膜作製技術に関する研究に従事。金属学会、応用磁気学会、電気学会会員。Ph. D.

奥田 浩司 (非会員) 1960 年 2 月 14 日生。88 年京都大学大学院博士課程修了。87 年 4 月富士通(株)入社。89 年より京都大学工学部冶金学科助手。放射光・中性子による合金の相変態過程の研究に従事。金属学会、応用物理、軽金属学会会員。工博。

長村 光造 (非会員) 1942 年 11 月 1 日生。70 年 3 月京都大学大22学院工学研究科博士課程修了。同大学工学部助手、助教授を経て、現在、同工学部教授。92 年より同大学工学部附属メゾ材料研究センター長。この間主に機能性材料の微細組織制御と特性最適化に関する研究に従事。金属学会、物理学会、低温工学協会会員。京大工博。

古坂 道弘 (非会員) 1952 年 5 月 31 日生。79 年 3 月東北大学理学研究科博士前期過程修了。理学博士(1984 年東北大学)。82 年東北大学助手、高エネルギー研究所助手を経て現在同研究所助教授。専門は中性子散乱、特に小角散乱を用いた物性研究。物理学会会員。理博。