Pr-Fe-Co-Nb-B 系交換スプリング磁石の磁気特性

正員 山元 洋, 学生員 小西 俊宏 (明治大学)

Magnetic Properties of Pr-Fe-Co-Nb-B System Exchange Spring Magnets

Hiroshi Yamamoto, Member, and Toshihiro Konishi, Student Member, (Meiji University)

The amorphous melt-spun ribbons of Pr-Fe-Co-Nb-B system alloys were prepared by single roller rapid-quenching method. The effect of composition, wheel velocity and heat-treatment on the magnetic properties were investigated. The amorphous $\text{Pr}_x\text{Fe}_{86-x-y}\text{Co}_8\text{Nb}_y\text{B}_6$ ribbon prepared at a wheel velocity of 15.0 m/s were crystallized by heat-treatment, and the optimum heat-treatment condition was found to be at 700 °C for 0 min, then the value of $(\text{BH})_{\text{max}}$ was 146.2 kJ/m³. The temperature coefficients of J_r and H_{cJ} for the ribbons crystallized from the amorphous $\text{Pr}_x\text{Fe}_{86-x-y}\text{Co}_8\text{Nb}_y\text{B}_6$ alloy were $\alpha(J_r) = -0.05 \text{ }^\circ\text{C}/^\circ\text{C}(\text{reversible})$ and $\alpha(H_{cJ}) = -0.45 \text{ }^\circ\text{C}/^\circ\text{C}(\text{irreversible})$, respectively. The value of $(\text{BH})_{\text{max}}$ for the compression molding $\text{Pr}_x\text{Fe}_{86-x-y}\text{Co}_8\text{Nb}_y\text{B}_6$ isotropic bonded magnet prepared by using the ribbons annealed at 700 °C for 0 min is 84.5 kJ/m³ and the density is 6.1 Mg/m³.

キーワード Pr-Fe-Co-Nb-B 系合金, 交換スプリング磁石, 磁気特性, ボンド磁石

1. 緒言

硬質磁性材料中に鉄のような軟質磁性材料をいれたナノコンポジットを構成すると、両者の間に交換結合がある場合には単一の硬質磁性材料のように振る舞う。このような交換結合磁石は、減磁曲線で磁化が外部磁界に対して可逆的にスプリングバックする特異な挙動を示すことから交換スプリング磁石と呼ばれている。

これら交換スプリング磁石における、希土類-鉄-ボロン合金に添加物を加えることにより、1.0 T 以上の高い残留磁束密度が得られ^{(1)~(10)}, また Pr-Fe-Co-Nb-B 合金において同様に良好な磁気特性が得られるという報告がある⁽⁶⁾。しかし Pr 量を変化させたときとボンド磁石の詳細な実験結果の報告はない。また D.Goll らにより Pr-Fe-Zr-B 系急冷薄帯試料において $(\text{BH})_{\text{max}} = 180.7 \text{ kJ/m}^3$ という良好な磁気特性が得られたという報告もある⁽³⁾。

そこで本実験では Pr-Fe-Co-Nb-B 系急冷薄帯試料において、高性能な $\alpha\text{-Fe/Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 系交換スプリング磁石を作製することを目的に、Pr 量を変化させ、さらに Fe の一部を Nb で置換し、ロール周速度 (急冷速度)、熱処理などの諸条件が薄帯磁石の磁氣的、物理的特性にどのような影響を与えるかについて、詳細に実験検討した。ここでいう交換スプリング磁石は、急冷凝固によりアモルファス試料を作製し、その後熱処理をすることにより、ナノコンポジットの組織を構成することにより作製されたものである。また、これら薄帯試料の粉末を用いてボンド磁石を作製し、それらの諸特性についても詳細に検討をした。

2. 実験方法

急冷薄帯試料作製に用いた試料は、組成式を $\text{Pr}_x\text{Fe}_{86-x-y}\text{Co}_8\text{Nb}_y\text{B}_6$ とし、Pr 量 $x=8,9,10 \text{ at}\%$ 、Nb 量 $y=0,0.5,1.0,1.5,2.0 \text{ at}\%$ と変化させたものである。上記の母合金は、真空吸い上げ法により作製した。急冷薄帯試料は高純度 Ar ガス雰囲気中においてロール周速度を 12.5~17.5 m/s と変化させて片ロール液体急冷法により作製した。石英射出管のオリフィス径は 0.5 mm のものを用い、射出時には高純度 Ar ガスを用いて射出圧は 38 kPa 一定とした。ロールは銅製に Cr メッキを施したもので、直径 300 mm である。熱処理は高純度 Ar ガス雰囲気中で温度を 650~725 °C、時間を 0~10 min と変化させて行った。熱処理昇温速度は 25 °C/min 一定とし、熱処理時間 0 min の時は所定の温度に達したのちに炉の電源を切り約 30 分で常温まで冷却した。急冷薄帯試料の微細組織は、透過型電子顕微鏡 (TEM) により観察した。薄帯試料の磁気特性、キュリー温度、温度特性は全て 4.8 MA/m のパルス着磁を行った後に、振動試料型磁力計 (VSM) を用いて測定した。薄帯の結晶構造は粉末 X 線回折法により調べた。また非晶質試料の結晶化温度は、示差熱分析計 (DTA) を用いて測定した。次にこれらの薄帯試料を 150 μm 以下に粉砕して、エポキシ樹脂 2.5 wt% を混合攪拌し、980 MPa の圧力で圧縮成形した後、150 °C $\times$ 1 h のキュア処理を行いボンド磁石を作製した。ボンド磁石の磁気特性は、4.8 MA/m のパルス着磁後、高感度自記磁束計を用いて測定した。ボンド磁石の温度特性は、高温槽中において所定の温度で 1 時間保温した後に、常温でフラックスメーターを用いて測定した。

3. 実験結果ならびに検討

3-1. 急冷薄帯の諸特性

図1は、 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成において、ロール周速度を15.0 m/sとし作製した急冷薄帯試料のDTA曲線を示したものである。なおDTAの昇温速度は20 °C/minで行なった。図より $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 形結晶相の結晶化開始温度は、609 °Cと分かり、この組成系の熱処理は650 °C以上で行った。また、 α -Fe形結晶相と $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 形結晶相と Fe_3B 形結晶相の発熱反応が見られた。このとき結晶化に対しては、急冷薄帯試料に低温より熱処理を施し、発熱ピーク温度に達した後、常温まで急冷して、それぞれの温度でX線回折を行い発熱ピークにどの結晶相が対応しているかを確認した。

図2は、 $\text{Pr}_x\text{Fe}_{85-x}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料において、Pr量xを8,9,10 at%と変化させた時の磁気特性を示したものである。なお作製条件は、ロール周速度15.0 m/s、熱処理条件700 °C×0 min一定とした。図から分かるように、 J_r はxの増加とともに減少するという傾向にあり、 H_{cj} 、 H_{cb} 、 $(BH)_{\max}$ はx=9 at%の時最大値をとり、以後減少するという傾向にあった。以上の結果よりPr量xは9 at%が最適であることが知られた。

図3は、 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{77-y}\text{Co}_8\text{Nb}_y\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料において、yを0,0.5,1.0,1.5,2.0 at%と変化させた時の磁気特性を示したものである。作製条件は、ロール周速度15.0 m/s、熱処理条件700 °C×0 min一定とした。図から分かるように、 H_{cj} はy=0.5まで増加し、1.5までほぼ一定となりその後増加するという傾向にあった。また H_{cb} は、y=1.0の時に最大値をとり、その後減少している。 H_{cb} の減少から、減磁曲線の角形比が低下していることが原因であると考えられる。反面 J_r はyの増加とともに減少している。また $(BH)_{\max}$ はy=1.0の時に最大値をとりその後減少するという傾向にあった。以上の結果よりNb量yは1.0 at%が最適であることが知られた。

次に各組成の結晶構造を調べるために、これら試料のX線回折を行った。その結果を図4に示す。図から分かるようにどの組成においても、 α -Fe形結晶相と $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 形結

図1 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料のDTA曲線
Fig.1 DTA curve for melt-spun $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ alloy ribbon.

晶相の回折線が現れ、複合組織であることが分かった。図3より、Nb量を増加させることにより保磁力が増加し残留磁化は減少することが分かった。よって図4において、 $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 形結晶相の回折線がNb量の増加により強くなり、逆に α -Fe形結晶相の回折線は弱くなったと考えられる。なお、DTA曲線には現れていた Fe_3B 形結晶相は、熱処理中に拡散したものであると思われる。

図2 $\text{Pr}_x\text{Fe}_{85-x}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料の組成別磁気特性
Fig.2 Magnetic properties of melt-spun $\text{Pr}_x\text{Fe}_{85-x}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ alloy ribbons

図3 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{77-y}\text{Co}_8\text{Nb}_y\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料の組成別磁気特性
Fig.3 Magnetic properties of melt-spun $\text{Pr}_9\text{Fe}_{77-y}\text{Co}_8\text{Nb}_y\text{B}_6$ alloy ribbons.

図4 熱処理 700 °C×0 min の条件で作製した $\text{Pr}_9\text{Fe}_{77-y}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料の組成別 X 線回折図形

Fig.4 X-ray diffraction patterns of melt-spun $\text{Pr}_9\text{Fe}_{77-y}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ alloy ribbons annealed at 700 °C for 0 min.

図5 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料の磁気特性に対するロール周速度の影響

Fig.5 Effect of wheel velocity on magnetic properties of melt-spun $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ alloy ribbons.

図5は $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料において、ロール周速度を 12.5~17.5 m/s と変化させた時の磁気特性を示したものである。なお熱処理条件は、700 °C×0 min 一定とした。図から知られるように、 H_{c1} はロール周速度の増加とともに減少し、 H_{c2} , J_t , $(BH)_{\max}$ は 15.0 m/s の時最大値をとり、以後減少するという傾向にあった。以上の結果より最適ロール周速度は 15.0 m/s であることが知られた。

次に熱処理温度を変化させたときの磁気特性について検討した。図6は $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料において、熱処理温度を 650~725 °C と変化させた時の磁気特性を示

図6 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料の磁気特性に対する熱処理温度の影響

Fig.6 Effect of annealing temperature on magnetic properties of melt-spun $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ alloy ribbons.

図7 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料の熱処理温度別 X 線回折図形

Fig.7 X-ray diffraction patterns of melt-spun $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ alloy ribbons as a function of annealing temperature.

したものである。なお作製条件は、ロール周速度 15.0 m/s, 熱処理時間 0 min 一定とした。図から知られるように H_{c1} は熱処理温度の上昇とともに増加した。 H_{c2} , $(BH)_{\max}$ は 700 °C で最大値をとり以後減少するという傾向にあった。また J_t は熱処理温度の上昇とともに減少する傾向にあった。以上の結果より、最適熱処理温度は 700 °C であることが知られた。

次に、各熱処理温度における結晶構造を調べるためにこの系の X 線回折を行った。その結果を図7に示す。図から知られるように As melt-spun ではほぼ非晶質となっている。またどの熱処理温度においても、 α -Fe 形結晶相と $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 形結晶相の回折線が現れ、複合組織であることが分かった。

図 8 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料の磁気特性に対する熱処理時間の影響

Fig.8 Effect of annealing time on magnetic properties of melt-spun $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ alloy ribbons.

図 9 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料の減磁曲線及びスプリングバック

Fig.9 Demagnetization curves and recoil loop of melt-spun $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ alloy ribbon.

図 8 は、 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料において、熱処理時間を 0, 5, 10 min と変化させた時の磁気特性を示したものである。なお作製条件は、ロール周速度 15.0m/s, 熱処理温度 700 °C 一定とした。図から知られるように、 H_{cJ} は 0 ~ 5 min で若干増加し、その後減少している。 J_r , H_{cB} , $(BH)_{max}$ は 0 min で最大値をとりその後減少するという傾向にあった。以上の結果より、最適熱処理時間は、0 min が最適であることが知られた。

図 9 は、最適条件で作製された $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料の減磁曲線におけるスプリングバック及び磁気特性を示したものである。この時の磁気特性は、 $J_r = 1.04 \text{ T}$, $H_{cJ} = 499.7 \text{ kA/m}$, $H_{cB} = 441.4 \text{ kA/m}$, $(BH)_{max} = 146.2 \text{ kJ/m}^3$, $H_k/H_{cJ} \times 100 = 38.5 \%$ であった。またスプリングバック率と

して保磁力付近から磁界を戻したときに残留磁化が約 30.3 % 回復することが知られた。このことより、本組成急冷薄帯試料は交換スプリング磁石であることが確認された。

図 10 は、最適条件で作製された $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料の TEM 写真である。写真より結晶粒径は 12.5 ~ 38.8 nm 程度のものが観察された。また平均粒径は約 18.3 nm であることが分かった。電子回折写真を撮った結果、本組成急冷薄帯は等方性であることが知られた。

次に温度係数を調べた。図 11 は、前述した急冷薄帯試料の残留磁化 J_r と保磁力 H_{cJ} において、温度を 25 ~ 125 °C まで変化したときの温度特性を示したものである。図から分かるように、 J_r , H_{cJ} は温度の上昇とともに減少する傾向にあり、 J_r の可逆温度係数は $\alpha(J_r) = -0.05 \%/^{\circ}\text{C}$ で、 H_{cJ} の温度係数は直線外挿で求めると、 $\alpha(H_{cJ}) = -0.45 \%/^{\circ}\text{C}$ となり、Nd 系の温度係数とほぼ同じであった⁽¹⁰⁾。

図 10 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料の TEM 写真

Fig.10 TEM photograph of melt-spun $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ alloy ribbon.

図 11 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料の J_r , H_{cJ} の温度特性

Fig.11 Temperature dependences of J_r and H_{cJ} of melt-spun $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ alloy ribbon.

図 12 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料の磁化の温度依存性

Fig.12 Temperature dependence of magnetization for melt-spun $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ alloy ribbon.

図 12 は、最適条件で作製された急冷薄帯試料の σ - T 曲線を示したものである。このとき試料へは、4.8 MA/m のパルス着磁を行った後に、測定磁界を 0 A/m で測定した。図よりキュリー温度は 390.4 °C であり、 α -Fe 形結晶相と $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 形結晶相を含んでいることが分かった。またこの図より磁化に寄与するそれぞれの結晶相の大まかな割合は α -Fe 形結晶相 15 %、 $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 形結晶相 85 % であることが知られた。

3-2. ボンド磁石の諸特性

図 13 は、最適条件の急冷薄帯試料を用いて作製した等方性圧縮成形ボンド磁石の減磁曲線とスプリングバックを示したものである。その磁気特性の値はそれぞれ $J_r=0.80$ T, $H_{cJ}=463.8$ kA/m, $H_{cB}=363.3$ kA/m, $(BH)_{\max}=84.5$ kJ/m³, $H_k/H_{cJ} \times 100=30.5$ %, Recoil ratio=30.1 % であった。また密度は、6.1 Mg/m³ であった。これらの結果は実用化されてる Nd 系ボンド磁石と同等の値である。(図 14 参照)

図 14 は、上記した等方性ボンド磁石と実用化されている MQP-B 粉末を用いて作製したボンド磁石の 25~125 °C に

図 13 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成ボンド磁石の減磁曲線及びスプリングバック

Fig.13 Demagnetization curves and recoil loop of a bonded magnet prepared by melt-spun $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ alloy ribbon.

おける磁束の温度依存性を示したものである。このボンド磁石の大きさは直径 10 mm×高さ 8.2 mm であった。磁束の測定はボンド磁石に 4.8 MA/m のパルス着磁後に高温槽中において所定の温度で 1 時間保持した後に、空气中で 1 時間放冷して、その後フラクスメーターを用いて測定した。図から分かるように 25 °C~50 °C の間は減磁率の増加は小さいが、その後は大きな値となり 125 °C における減磁率は -4.92 % であった。この結果は、実用化されている MQP-B ボンド磁石と較べると若干劣る値となった。

図 15 は前述のボンド磁石を直径 3.76 mm の球状試料に加工し、測定温度を極低温(-270 °C)から常温(25 °C)まで

図 14 等方性圧縮成形ボンド磁石の不可逆減磁率の温度特性

Fig.14 Temperature dependence of irreversible loss for isotropic compression molding magnets.

図 15 $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ 組成急冷薄帯試料により作製されたボンド磁石の温度特性

Fig.15 Temperature dependence of magnetic properties of a bonded magnet prepared by melt-spun $\text{Pr}_9\text{Fe}_{76}\text{Co}_8\text{Nb}_1\text{B}_6$ alloy ribbon.

変化させて、超伝導マグネットを用いて最大磁場 8 MA/m の磁界を印加したときの磁気特性を示している。この図から知られるように H_{cj} は温度の低下とともに、大きく増加し-270℃では常温の3倍以上の値となっている。このことから Pr 系のこの組成の異方性磁界が大きい事が知られる。 H_{cB} , B_r , $(BH)_{max}$ も低温になるにつれて増加するが増加の割合は小さなものとなった。

4. 結言

以上の結果をまとめると次のようである。

$Pr_xFe_{86-x-y}Co_8Nb_yB_6$ 組成急冷薄帯試料において Pr 量 $x=9$ at%, Nb 量 $y=1.0$ at% のとき最高の磁気特性が得られた。この系における最適作製条件はロール周速度: 15.0 m/s, 熱処理条件: 700 °C×0 min であった。磁気特性はそれぞれ $J_r=1.04$ T, $H_{cj}=499.7$ kA/m, $H_{cB}=441.4$ kA/m, $(BH)_{max}=146.2$ kJ/m³, $H_k/H_{cj} \times 100=38.5\%$, キュリー温度は $T_c=390.4$ °C であった。

最適条件で作製された急冷薄帯試料の温度係数は, J_r の可逆温度係数 $\alpha(J_r)=-0.05\%/^{\circ}C$, H_{cj} の温度係数を直線外挿より求めると $\alpha(H_{cj})=-0.45\%/^{\circ}C$ であった。また, 保磁力付近より磁界を 0 に戻した時, 残留磁化 J_r が 30.3 %回復する事が知られ, 本組成急冷薄帯試料は硬質磁性相である $Pr_2Fe_{14}B$ と軟質磁性相である α -Fe が交換結合している交換スプリング磁石であることが知られた。また TEM 観察の結果より平均粒径は 18.3 nm であることが分かった。

上記最適条件で作製された急冷薄帯試料を用いて作製した大きさ直径 10 mm×高さ 8.2 mm の等方性圧縮成形ボンド磁石の磁気特性は, $J_r=0.80$ T, $H_{cj}=463.8$ kA/m, $H_{cB}=363.3$ kA/m, $(BH)_{max}=84.5$ kJ/m³, $H_k/H_{cj} \times 100=30.5\%$ であった。このボンド磁石の磁束の温度変化における減磁率は 125 °C において-4.92 %であった。

(平成 13 年 2 月 23 日受付, 平成 13 年 4 月 25 日再受付)

文 献

- (1)山元 洋, 永倉 充, 勝野 徹, 山口 岳人: “Nd-Fe-Co-B-V 系急冷薄帯の磁気特性に及ぼす熱処理の影響”, 日本応用磁気学会誌, Vol.1.14, No.2, 185~188(1990).
- (2)S.Hirosawa and H.Kanekiyo and M.Uehara: “High coercivity iron-rich rare-earth permanent magnet material based on $(Fe,Co)_3B$ -Nd-M(M=Al, S, Cu, Ga, Ag, Au)”, J.Appl.Phys, 73, 6488~6490(1993).
- (3)D.Goll and H.Kronmüller: “Nanocrystalline PrFeB-Based Permanent Magnets with enhanced remanence”, Proc of the 15th Int. Workshop on RE Magnets and Their Applications, Dresden, Germany, p189~198(1998).
- (4)M.Dahlgren and R.Grössinger: “Analysis of Magnetic Anisotropy and the Temperature Dependence of Magnetic Properties for Nanocrystalline Melt Spun R-Fe-B(R=Nd, Pr) Ribbons”, Proc.of the 15th Int. Workshop on RE Magnets and Their Applications, Dresden, Germany, p253~262(1998).
- (5)H.Yamamoto and M.Shiozawa: “Magnetic Properties of Melt-spun Nd-Fe-Co-V-B System Exchange Spring Magnets and their Bonded Magnets”, Proc. of 15th Int. Workshop on RE Magnets and Their Applications, Dresden, Germany, p307~314 (1998).
- (6)Zhongmin Chen, Yong Zhang, Yuquan Ding, Gerge C.Hadjipanayis, Qun Chen and Baomin Ma: “Studies on magnetic properties and microstructure of melt-spun nanocomposite $R_8(Fe, Co, Nb)_{86}B_6$ (R= Nd, Pr) magnets.”, J.Magn.Magn.Mater. 195, 420~427(1999).
- (7)D.Goll, I.Kleinschroth and H.Kronmüller: “High Performance Nanocrystalline PrFeB-Based Bonded Magnets”, Proc.of the 16th Int. Workshop on RE Magnets and Their Applications, Sendai, Japan, p641~650(2000).
- (8)H.Yamamoto, S.Koumo and K.Kawamata: “Effect of Pr Substitution on the Magnetic Properties of Nd-Fe-Co-Cu-Nb-B System Exchange Spring Magnets”, Proc. of the 16th Int. Workshop on RE Magnets and Their Applications, Sendai, Japan, p585~594(2000).
- (9)H.A.Davies, J.I.Betancourt R and C.L.Harland: “Nanophase Pr and Nd/Pr-Based Rare Earth-Iron-Boron Alloys.”, Proc. of the 16th Int.Workshop on RE Magnets and Their Applications, Sendai, Japan, p485~494(2000).
- (10)山元 洋, 川又 健二, 浜野 正昭, 山崎 実: “Nd-Fe-Co-V-Nb-B 系交換スプリング磁石の磁気特性”, 日本応用磁気学会誌, Vol.24, No 4-2, 415~418(2000).

(正員) 山元 洋

昭和 16 年 3 月 23 日生, 44 年明治大学大学院工学研究科博士課程修了.

以後, 同大学工学部電気工学科 (改組により, 現在は理工学部電気電子工学科) 助手, 講師, 助教授を経て, 56 年 4 月同教授, 現在に至る. 工学博士.

この間, 1984 年 3 月~9 月アイオワ州立大学電気工学科客員教授. 主として, 磁性材料に関する研究に従事. 1995 年粉体粉末冶金協会研究功績賞受賞. 1996 年電気学会優秀技術報告賞受賞. IEEE, 日本応用磁気学会, 日本金属学会, 粉体粉末冶金協会会員.

(学生員) 小西 俊宏

昭和 52 年 4 月 16 日生. 平成 12 年 3 月明治大学理工学部電気電子工学科卒業. 同年 4 月明治大学大学院博士前期課程理工学研究科入学. 現在に至る.