

ガスアトマイズ粉末MnAlC永久磁石の保磁力機構に関する研究

高須 一郎 *

The Study of the Coercivity Mechanism of Gas Atomised P/M MnAlC Permanent Magnet
Ichiro Takasu *

Synopsis: The coercivity mechanism of the gas-atomised P/M MnAlC permanent magnet was studied. To investigate that coercivity mechanism, magnetic property measurements, including initial magnetisation curves and BH curves by VSM have been made. Observations of domain structures and microstructures by TEM, HRTEM with EDS and SEM with EDS were carried out on these materials. "Nucleation" controlled coercivity, except for magnets produced with a small powder particle diameters ($<38 \mu\text{m}$), which show a "pinning" type initial curve, is suggested. Lorentz microscopy observations of domain wall movement under magnetic field, suggest that domain walls associated twin boundaries do not move, even under a field of 480 kA/m. Thus such boundaries can be nucleation site whilst in the case of stacking faults, domain walls there often move at or a little more than about 200kA/m. Thus stacking faults may be a pinning site. Domain walls interaction associated with anti-phase boundaries and non-magnetic phases are also discussed.

Key words: MnAlC alloy; gas-atomised powder; τ phase; r phase; β phase; permanent magnet; domain wall; anti-phase boundary; nucleation; pinning; coercivity; Lorentz microscopy.

1. 緒言

近年、エレクトロニクス産業の急速な発展に伴い、磁気ヘッド、記録材料等に用いられる磁性材料が飛躍的に発展してきている。一方、アクチュエーターやセンサーとして重要な位置を占める永久磁石についてもその要求はますます増大している。今日の永久磁石に対する産業界の要求は、磁気特性のみならず、機械的強度、耐食性、また、熱的安定性等他の特性にまで及んでいる。

高性能永久磁石材料には、大きな飽和磁化、強い一軸結晶磁気異方性と高いキュリー点が要求される。磁気特性の観点から磁石を分類すると次の3つに分類される。すなわち、フェライト磁石に代表される酸化物磁石、アルニコ磁石に代表される合金磁石そしてSmCo磁石、NdFeB磁石に代表される希土類磁石である。しかし、高性能磁石に不可欠である希土類元素およびCoは高価であるだけでなく、その産地も限られ、その供給に問題がある。

MnAlC磁石は、Coや希土類元素等の高価な元素を含まない機械的特性の優れた磁石である¹⁾。MnAl合金に炭素を添加しその合金を押し出し加工することにより、磁気特性が向上し、機械的特性および化学的安定性が増すことが発見されて以来²⁾、MnAlC磁石は様々な電子機器に用いられてきた。最近では、その製造プロセス上の問題点を解決するために、

ガスアトマイズ粉末工法が開発され³⁾、その磁気特性および機械的特性は、急冷による結晶粒の微細化により改善された。最近の研究では、melt-spunリボンやガス種の異なったガスアトマイズ法を使用した研究⁴⁾が行われ、冷却速度が速いほど、強磁性相である τ 相の量が増加し、磁気特性が向上することも言われている。保磁力および磁気エネルギー積は、構造依存性の特性であるため、合金組成および製造プロセスに影響される。結果的に、磁気エネルギー積を向上させるには、保磁力発生機構と微細構造の関連について明らかにすることが必要である。この磁石材料については数々の研究が今までなされてきたが、MnAlC磁石の保磁力発生機構、特に、ガスアトマイズ粉末MnAlC磁石の保磁力発生機構については、未だ完全には明らかになっていない。そこで、このガスアトマイズ粉末MnAlC磁石について、磁区構造と微細構造の観点からTEM観察を行い、保磁力発生機構を解明することを本研究の目的とした。

2. MnAlC磁石

2.1 MnAlC合金

金属Mnは、Fig.1に示す通り、交換積分値 J_{ex} が負であり反強磁性材料であるが、Mnの原子間距離を0.257nmに広げることにより、Fig.1中のNi位置近くにきて、強磁性を示す

* 技術研究所 Ph.D.

ようになる⁵⁾。MnAl系合金は、1898年以来Heusler合金として使われ、永久磁石となる可能性を持った合金として研究されてきた。1950年にMnBi合金が開発されたが、耐食性に問題があり、実用化には至らなかった。様々な試みがなされたが、MnAlC磁石が発見されるまで、実用レベルの永久磁石は開発されなかった。しかし、1970年代になって、小島ら⁶⁾は、MnAl合金に炭素を添加し、さらに、973Kでの温間押出加工により磁気異方化することを見出し、MnAlC磁石の実用化に初めて成功した。

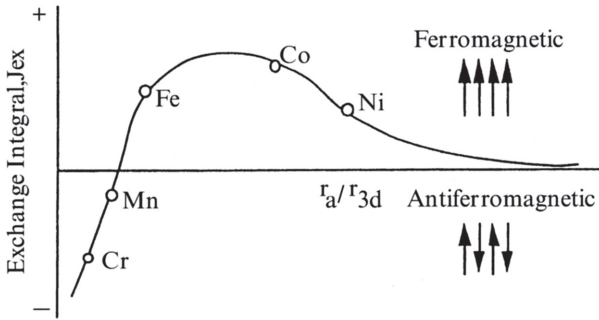


Fig.1. The Bethe-Slater curve.

MnAlC磁石合金は、組織的には主相の τ 相、及び第2相としての β -Mn (β)相、AlMn (r)相の3つの相で構成されている。MnAl合金系の平衡状態図をFig.2に示す。Fig.2より、50at%Mn以上の領域には高温相である ϵ 相があり、また低Mn側に r 相、高Mn側に β 相が存在する。 τ 相は、平衡状態図中には見られないが、図中の β 相と r 相が共存する領域に準安定相として存在する。

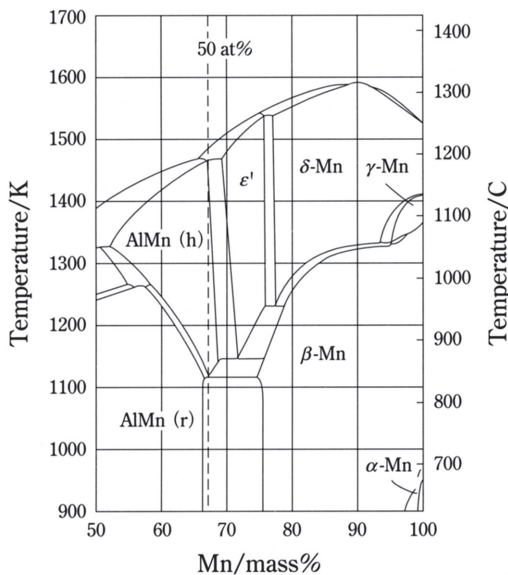


Fig.2. Equilibrium phase diagram of Mn-Al alloy.

強磁性 τ 相の構造は、 $L1_0$ 、CuAu型の面心斜方晶 (Fig.3) であり、その格子定数は、 $a=0.394\text{nm}$ 、 $c=0.358\text{nm}$ 、 $c/a=0.908$ である。 τ 相は、 $[001]$ 方向に磁化容易軸を持つ

強い磁気異方性を有している。この準安定相 τ 相は、高温相である ϵ 相から焼入れ後823Kで熱処理するか、または、高温相 ϵ 相を制御冷却することにより得ることができる。 τ 相の強磁性は、 (000) 位置のMn原子の磁気モーメントの整列に伴うもので、その飽和磁束密度は、MnAlC合金で、 0.788T 、Ni添加したもので、 0.772T ⁷⁾、また、結晶磁気異方性定数は、 $1.03 \times 10^6 \text{ J/m}^3$ である⁸⁾。熱処理によって得られる多結晶 τ 相は、磁気的にも結晶学的にも等方性である。異方性MnAlC磁石は、温間押出加工によって得られる。この押出加工によって τ 相の磁化容易軸である c -軸が押出方向に揃う傾向がある。この異方化は、結晶学的に集合組織の生成によって理解でき⁹⁾、その生成は、 τ 相の双晶変形によって説明できる¹⁰⁾。Fig.4は、この双晶変形による c -軸の転換を模式的に示したものである。この c -軸は、押出方向と平行に(理論的には、押出方向と 15.2° の角度をなしている)転換する。これは、ランダム配向の多結晶 τ 相の内、 c 軸に垂直かあるいはその近傍の方向を向いている結晶粒のみが押出方向に転換するためであり、押出後、その方向に一軸異方性を持った多結晶体となる。

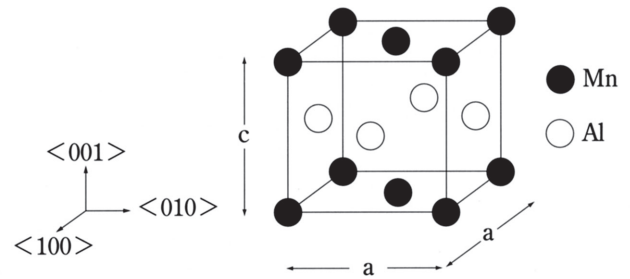


Fig.3. Crystal structure of ferromagnetic τ phase.

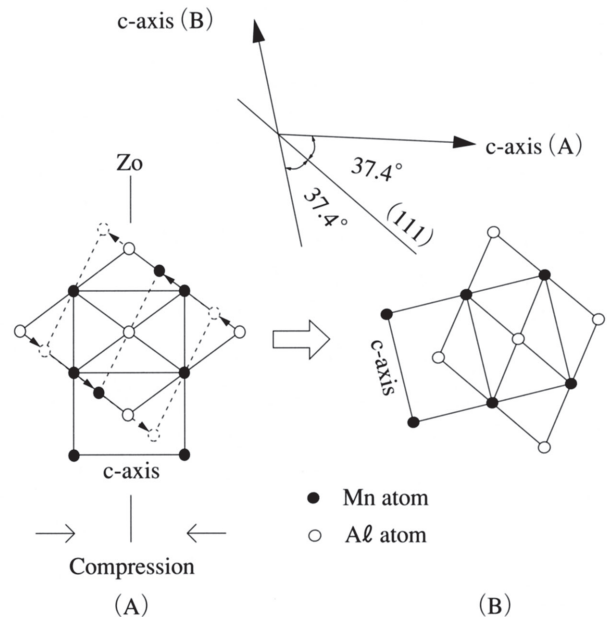


Fig.4. The conversion of c -axis (easy axis) in a crystal induced by deformation. Projection is on the (110) plane.

2・2 保磁力発生機構

保磁力は、永久磁石において非常に重要な特性である。一般的にその発生機構は、核発生 (nucleation) 型とピン止め (pinning) 型の2つに大きく分けることができる。各々の典型的な初期磁化曲線をFig.5に示す。核発生型では、非常に小さな印加磁場で飽和磁化に達する初期磁化曲線 (Fig.5 (a)) を示す。それに対してピン止め型では、磁壁が構造的に不均一な箇所までピン止めされるため、小さな印加磁場では磁化されにくく、これらの磁壁を外すためにさらに大きな印加磁場を必要とする。そのため、その初期磁化曲線は、Fig.5 (b) のような特徴を持つ。

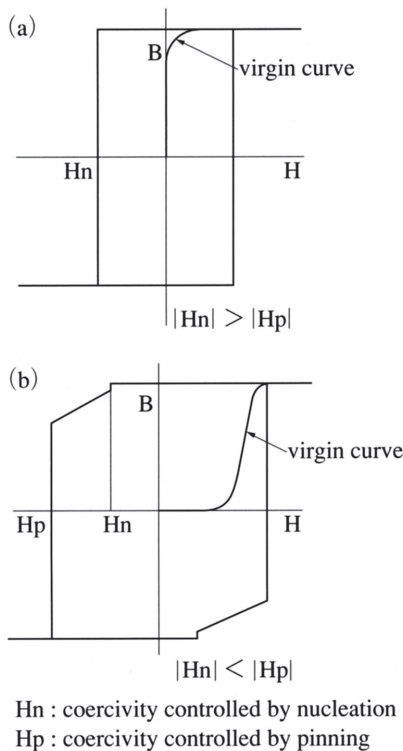


Fig.5. Typical virgin curves and hysteresis loops for:
(a) a nucleation controlled magnet;
(b) a pinning controlled magnet.

MnAl合金においては、磁壁の核発生箇所としてアンチフェイズ境界を挙げている研究がある¹⁾。これは、アンチフェイズ境界ではMn, Al原子は反強磁性的に接合しているため、非常に狭い180°磁壁ができるためと推測される。急冷したMnAl合金においては、非常に多くの磁壁を伴ったアンチフェイズ境界が見られ、このことは、アンチフェイズ境界は核発生箇所として作用していることを示している。

3. 供試材および実験方法

3・1 試料作製

供試材の作製方法および作製したMnAlC合金ガスアトマ

イズ粉末の組成をFig.6に示す。粉末は、Arガスアトマイズ法により作製し、 $<38\mu\text{m}$, $45\text{--}75\mu\text{m}$, $100\text{--}150\mu\text{m}$ に分級したものをを用いた。押出材については、粉末をFe製のケースに入れ、加工温度973K, 歪速度 0.05sec^{-1} , 押出比4の条件で温間押出加工することにより作製した。

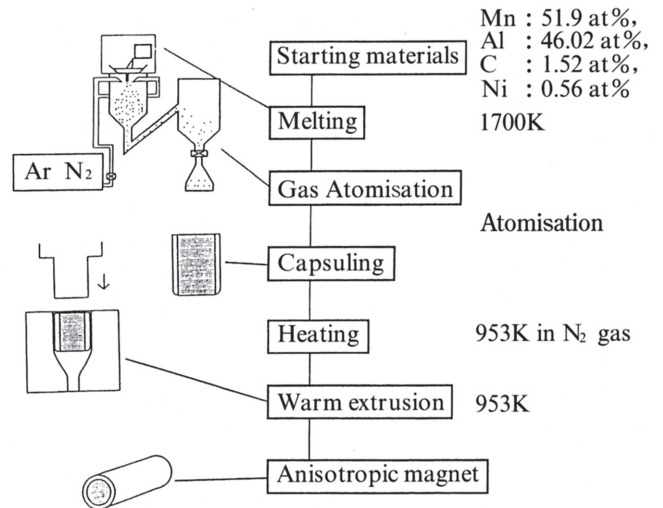


Fig.6. The flow diagram of the powder process of MnAlC magnets.

3・2 磁気特性

押出加工した棒材より、 $\phi 3\text{mm} \times 0.1\text{mm}^{\dagger}$ の試料を切り出し、振動試料型磁力計 (Vibrating Sample Magnetometer, VSM) を用いて、周波数80Hz, 印加磁場95kA/mにて測定した。また、高磁場測定に関しては、超伝導磁石を用いて印加磁場9.6MA/mにて測定した。

3・3 組織観察

試料を $\phi 3\text{mm} \times 0.5\text{mm}^{\dagger}$ に切り出し、研磨、ディンプリング、イオンミリングによって電子顕微鏡用試料を作製した。粉末試料については、Si系樹脂に埋め込み、同様の操作で試料を作製した。観察には、透過型電子顕微鏡 (Transmission Electron Microscope), JEOL-3010を使用し、加速電圧を300kVとした。また、組成分析にはEDS (Energy Dispersion Spectrometer) を用い、分析時のスポットサイズを15nmとした。

3・4 磁区観察

磁区観察については、透過型電子顕微鏡 (JEOL-200CX) を用いてLorentz法により行った。Lorentz法の原理図をFig.7に示す。電子線は磁性体の透過時に磁区への向きによって曲げられるが、観察時の焦点をはずすことにより、磁区の境界である磁壁が、白線あるいは黒線として観察される。この原理を利用することにより磁壁を観察することができる。また、印可磁場による磁壁の移動を観察するため、試料近傍にある対物レンズの磁場を利用して行った。TEMの試料は、非常に薄い円盤 ($\phi 3\text{mm} \times 0.1\text{mm}^{\dagger}$) なので、その形状異方性から印加磁場は膜面に平行な成分にのみかか

り、膜面に垂直な成分については無視できる。このことを利用し、試料の傾動角度とレンズ電流を制御して試料に磁場を印加した。対物レンズポールピースには、分析用のものと特別に低磁場用として設計されたものを用いて磁区観察を行った。

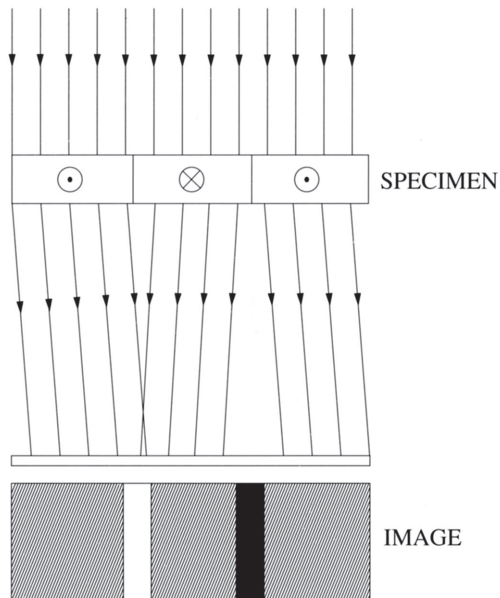


Fig.7. Schematic diagram of beam displacement by domains in a uniaxial materials (Lorentz Microscopy) .

4. 実験結果

4・1 MnAlC合金の粉末特性

本研究に用いたMnAlC合金ガスアトマイズ粉末の外観SEM写真をFig.8に示す。本研究に用いた粉末は、不活性ガスを用いたガスアトマイズ法によるもので、きれいな球形形状を有する。また、急冷しているために、表面にデンドライト構造が見られる。平均粒径は83 μm であった。

ガスアトマイズ粉末は、アトマイズままで若干の r 相および β 相を伴うものの大部分は ϵ 相であり、973K前後の熱処理によって τ 相に変態する。 ϵ 相から τ 相への変態、また、 τ 相の熱的安定性を調べるためにアトマイズ粉末の熱処理を953Kにて行い、その磁化の変化を調べた。その結果をFig.9に示す。MnAlC合金ガスアトマイズ粉末は、熱処理時間の増加に伴いその磁化が大きくなり、ある値で飽和する傾向を示した。また、粉末粒径が大きくなる程、その飽和する点が長時間側に移行する傾向が見られた。本実験における磁化の大きさは、 ϵ 相から τ 相への変態の進行状況を示す指標、つまり、 τ 相の比率が大きくなる程磁化が大きくなると考えられるが、本結果は、合金中の τ 相の比率を向上させ粉末粒径による差異を軽減するためには、粉末の粒径が大きくなる程長い熱処理時間が必要であるこ

とを示唆している。

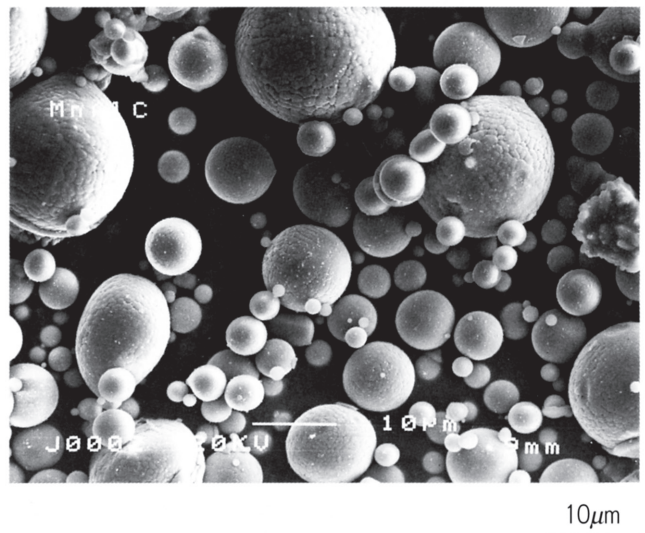


Fig.8. An SEM micrograph of the typical morphology of MnAlC alloy atomised powder.

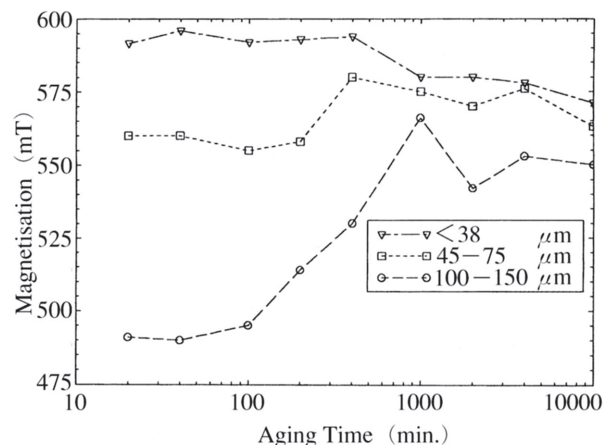
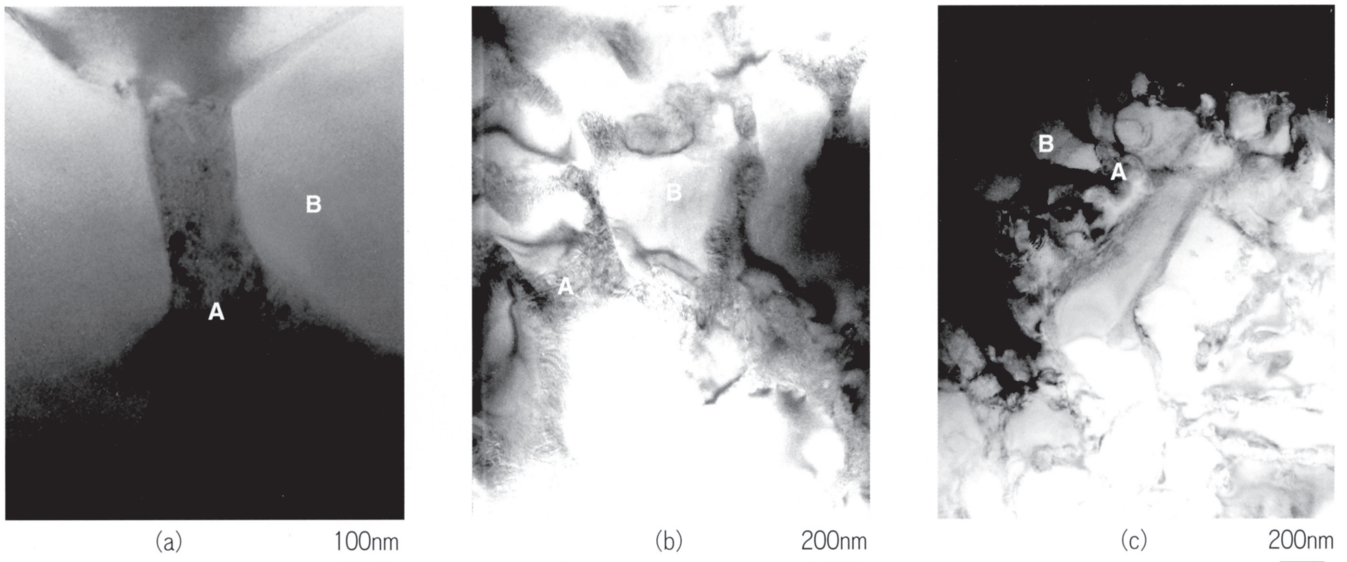


Fig.9. The relationship between aging time and the magnetisation of MnAlC alloy powders after aging.

アトマイズ粉末は、デンドライト構造を持ち、2つの組成を持った τ 相を含んでいる。高Mn τ 相はデンドライトアーム内側（初晶側）に存在し、低Mn τ 相はデンドライトアームの外側（包晶）に存在している¹²⁾。TEMによるガスアトマイズ粉末の断面観察結果をFig.10 (a) (b) (c)にEDSによる組成分析結果と共に示す。これによると、粉末粒径の大きなものでは、デンドライトアームの内外でMn, Al, Niのそれぞれの組成に差があり、粉末粒径が小さくなる程、MnとAlの組成差は小さくなる傾向があった。これは、粉末の冷却速度に関連すると推察される¹³⁾。また、Niは磁気特性向上に寄与し、押出時の加工性に有効な添加元素でもあると言われているが¹⁴⁾、低Mn側（包晶側）に偏析する傾向が見られた。



Powder (μm)	Place	Mn (at%)	Al (at%)	Ni (at%)
50	A	49.5	49.2	1.3
(a)	B	60.7	39.1	0.2
20	A	45.5	53.3	1.2
(b)	B	54.0	45.6	0.4
5	A	52.3	45.5	1.5
(c)	B	52.7	47.0	0.4

Fig.10. The TEM cross sections of MnAlC magnet alloy powders with EDS analysis:

- (a) 50 μm in diameter:
- (b) 20 μm in diameter:
- (c) 5 μm in diameter.

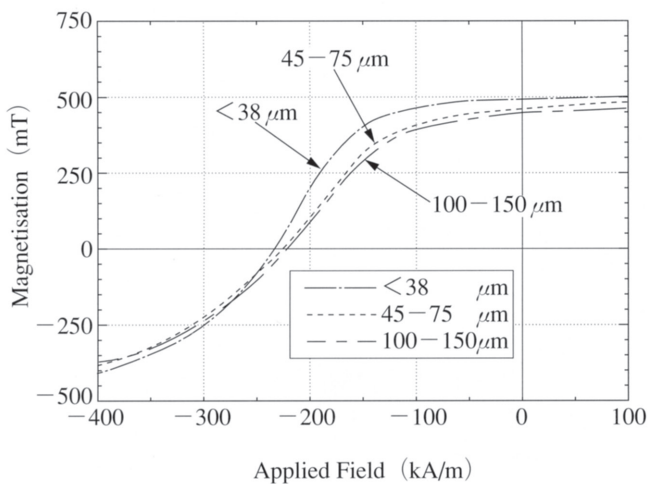


Fig.11. Demagnetising curves of gas atomised P/M MnAlC magnets produced with different particle sizes (extrusion ratio = 4).

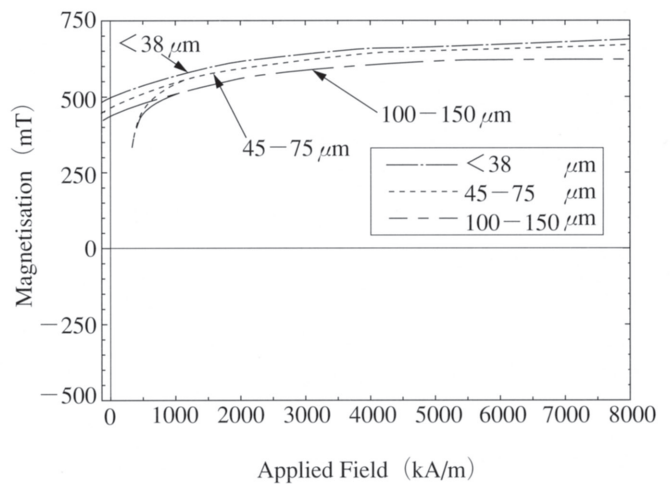


Fig.12. The first quadrant of hysteresis loops of gas atomised P/M MnAlC magnets produced with different particle sizes (extrusion ratio = 4).

4・2 磁区構造と磁気特性に対する粉末粒径および押出比の影響

Fig.11に粉末粒径の異なる押出材（押出比=4）の磁気特性を示す。これを見ると、押出材の残留磁束密度および保磁力は、粉末粒径が小さくなる程大きくなる傾向を示すこ

とが分かる。これは、粉末粒径が小さい程結晶粒が細かく、 τ 相の比率が粒径の大きな粉末から押し出したものに比べて多いためと考えられる。

Fig.12は、高印加磁場での磁気特性測定結果を示している。これより、粉末押出MnAlC磁石は、何れの粉末粒径に

おいても6 MA/m程度の印加磁場で磁氣的に飽和し、その値は粉末粒径の小さいもの程大きくなる傾向を示すことが分かる。これも、粉末粒径の小さい粉末からの押出材の方が、粉末粒径の大きなものに比べて、 τ 相の比率が高いことを示していると考えられる。

押出比4で押し出した棒材をさらに押出比4で再び押し出し、トータルの押出比を16とした温間押出材の減磁特性をFig.13に示す。これとFig.11との比較により、2回押出によって、何れの粉末粒径の押出材においても1回押出材に比較して磁気特性が向上し、飽和磁束密度については、粉末粒径が細くなる程高くなる傾向があることが分かった。保磁力については、2回押出することにより1回押出材より向上するが、向上の程度が粉末粒径によって異なり、 $<38 \mu\text{m}$ 粉末押出材は粉末粒径の大きな押出材に比べて保磁力が小さくなる傾向が見られた。

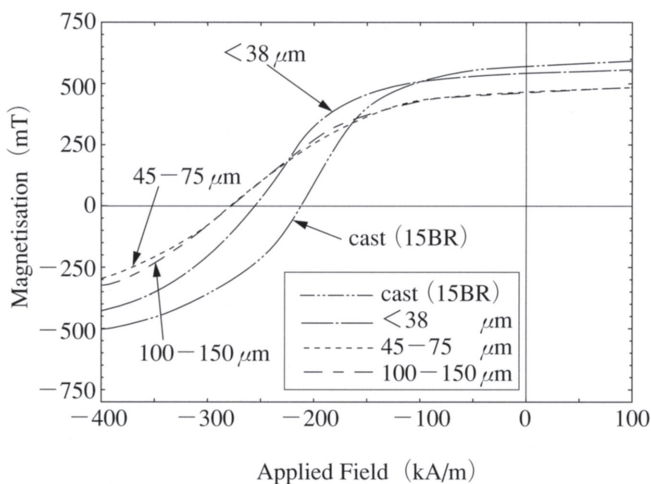


Fig.13. Demagnetisation curves of gas atomised P/M MnAlC magnets produced with different particle sizes (extrusion ratio = 16) .

MnAlC磁石の初期磁化曲線を、異なる粒径 ($<38 \mu\text{m}$, $45-75 \mu\text{m}$, $100-150 \mu\text{m}$) の粉末押出材 (押出比4) について測定した結果をFig.14に示す。これらの初期磁化曲線よりガスアトマイズMnAlC磁石の保磁力機構は、主として、核発生型と考えられる。しかし、粉末粒径の細かい ($<38 \mu\text{m}$) もの、若干、ピン止め型の成分を持った初期磁化曲線を示し、粉末粒径の細かい ($<38 \mu\text{m}$) 粉末押出材では、ピン止め型の保磁力機構も働いている可能性を示唆している。

ガスアトマイズ粉末MnAlC磁石の微細構造についてはTEMにより、磁区構造についてはローレンツ法により観察した。磁区観察の代表例をFig.15に示す。本実験においては、何れのMnAlC押出材においても、双晶、積層欠陥、また、非磁性相である β 相、 r 相が観察され、それぞれの構造においても磁壁を伴っている様子が観察された。

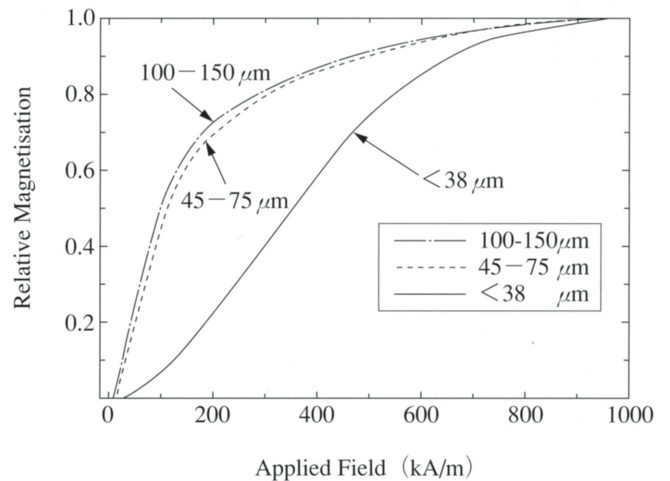


Fig.14. Virgin curves of gas atomised powder MnAlC magnets produced with different particle sizes.

しかし、反相境界 (Anti-Phase Boundary, APB) が $<38 \mu\text{m}$ 粉末押出材のみに見られた (Fig.16)。特に、2回押出材において、 $<38 \mu\text{m}$ 粉末押出材の保磁力が、 $45-75 \mu\text{m}$ 粉末押出材及び $100-150 \mu\text{m}$ 粉末押出材に比べて低い値を示したのは、この反相境界が逆磁区の発生箇所¹⁵⁾となり、保磁力が低下したためと考えられる。また、印加磁場を変化させて行った磁区観察において、双晶、反相境界及び r 相、 β 相等の非磁性粒子に伴う磁壁の移動は、印加磁場 420kA/m まで観察されなかった。しかし、積層欠陥に伴う磁壁は、印加磁場 200kA/m までは移動しないが、それよりさらに印加磁場を上げることにより次第に移動する (Fig.17)。しかしながら、そのピン止め効果は比較的小さく、磁石の保磁力よりも低い磁場でピン止めが外されてしまうことから、保磁力には寄与していないと考えられる。

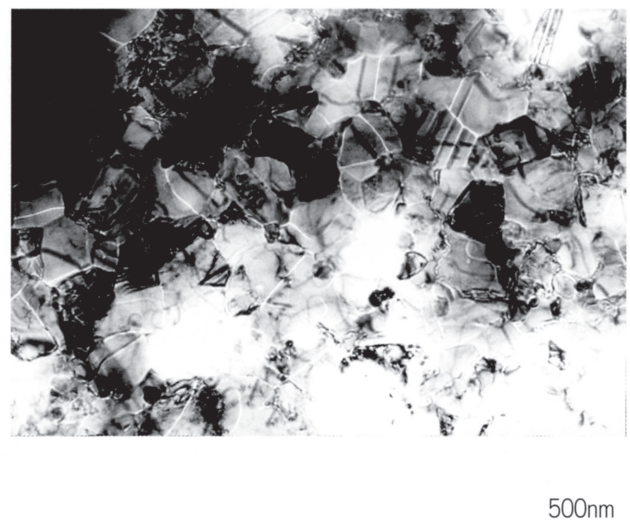


Fig.15. Typical Lorentz TEM microscopy of gas atomised P/M MnAlC alloy magnet.

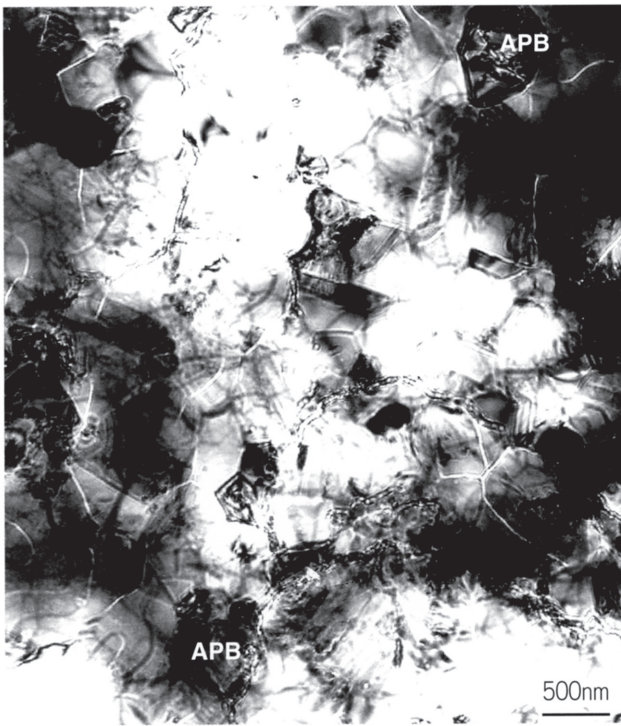


Fig.16. Lorentz micrograph of an anisotropic gas atomised P/M MnAlC alloy magnet produced with $38 \mu\text{m}$ powders (extrusion ratio = 4) .

5. 考察

5・1 保磁力発生機構理論

一般に核発生型の保磁力 H_c は次式で与えられる¹⁶⁾。

$$H_c = \frac{2K_1}{\mu_0 M_s} - N \cdot M_s$$

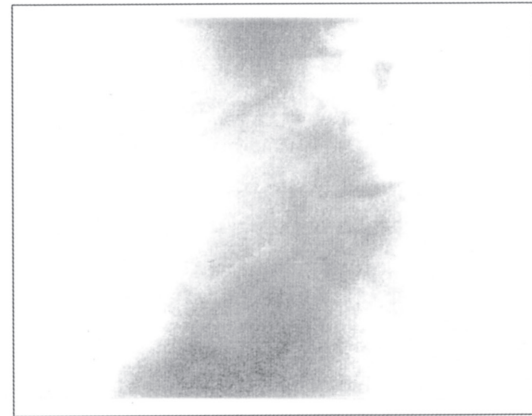
ここで、 K_1 は結晶磁気異方性定数、 μ_0 は真空の透磁率、 M_s は飽和磁化、 N は反磁場係数である。一般的に、上式で導かれる保磁力は、実際の材料の保磁力より5~10倍大きい。MnAlC磁石において算出される値は2100kA/mで、その初期磁化曲線から推察される保磁力機構が核発生型であることを考えると、逆磁場の核の発生する要因を取り除く事により、原理的にはMnAlC磁石の保磁力を高めることができるはずである。逆磁場発生の核発生箇所としては主として、非磁性結晶粒、揃っていない結晶粒、不完全非磁性結晶粒界と伸ばされた結晶粒界あるいは相境界の4つが考えられる。また、保磁力を低下させる要因について次式のようにも記述できる¹⁷⁾。

$$H_c = \alpha_K \frac{2K_1}{\mu_0 M_s} - N_{eff} M_s$$

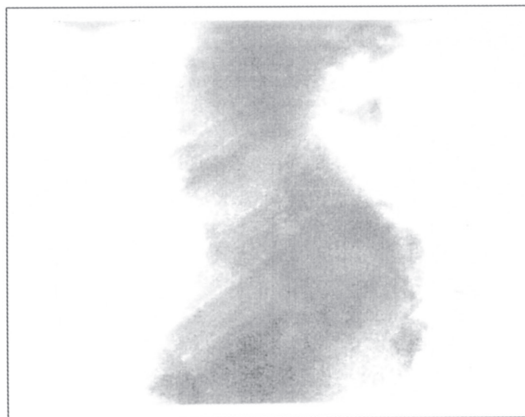
ここで、 α_K はピン止め型保磁力機構あるいは核発生型



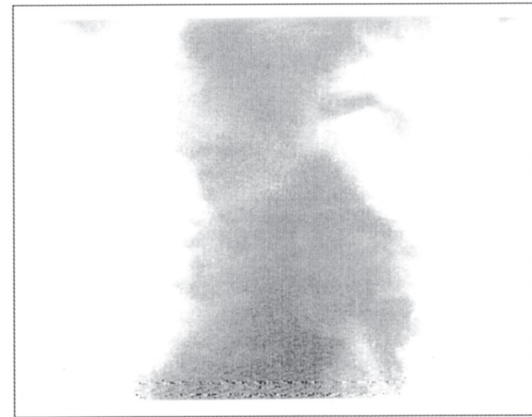
180kA/m, Defocus image



350kA/m, Defocus image



240kA/m, Defocus image



420kA/m, Defocus image

150nm

Fig.17. Lorentz micrograph of an anisotropic gas atomised P/M MnAlC alloy magnet produced with $38 \mu\text{m}$ powders, (extrusion ratio=4) at a stacking fault under a certain magnetic fields.

保磁力機構に関する微細構造因子, N_{eff} は反磁場因子である。この α_K を r_0 / δ_B' をパラメータとして核発生型とピン止め型について示したものがFig.18である。ここで, r_0 は, 不均一性組織の厚み, δ_B' は磁壁厚さである。

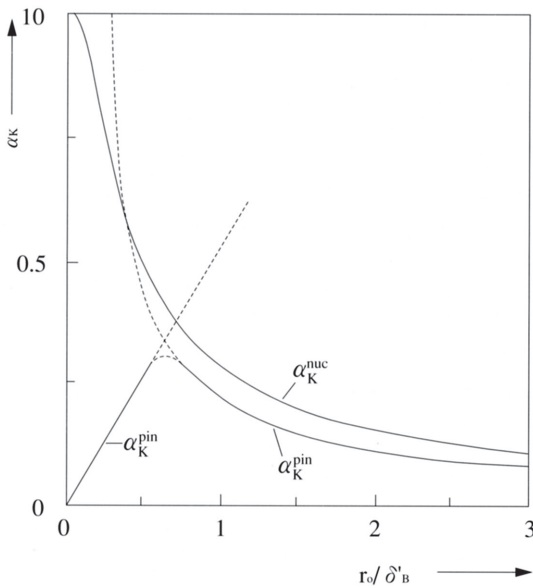


Fig.18. The α_K parameter for pinning (α_K^{pin}) and nucleation (α_K^{nuc}) as a function of r_0 / δ_B' .

保磁力機構に関しては, 磁壁厚さは重要な因子であるが, MnAlC磁石の磁壁厚さ δ は次式により算出される。

$$\delta = \pi \sqrt{A/K_1}$$

ここで, A は合金の交換エネルギーである。上式によるとMnAlC合金の磁壁厚さは約9nmである。この値より, MnAlC合金中の双晶 (5nm), 積層欠陥 (20nm) および非磁性結晶粒 (50nm~300nm) などは, いわゆる不均一性組織として作用する可能性がある。また, 結晶の異方化度も保磁力に影響する。MnAlC押出磁石では, その磁化容易軸は, 約30° の分布を持っている¹⁹⁾ が, 異方化度を上げることで保磁力向上の可能性はある。

また, 構造因子 $\alpha = \alpha_K \cdot \alpha_\psi$ で表される。ここで, α_ψ は構造因子で次式²⁰⁾ で与えられる。

$$\alpha_\psi = \frac{1}{\tan \Psi_0} \frac{1}{\{1 + (\tan \Psi_0)^{2/3}\}^{3/2}} \left\{ 1 + \frac{2K_2}{K_1} \frac{(\tan \Psi_0)^{2/3}}{(\tan \Psi_0)^{2/3}} \right\}$$

ここで, K_2 は第2次結晶磁気異方性定数, Ψ_0 は結晶粒の容易磁化方向と印可磁場の方向とのなす角である。Fig.19に核発生型 (α^{nuc}) とピン止め型 (α^{pin}) について, α_ψ の室温での理論角度依存性をそれぞれ示した。その際, 45-75 μm 粉末より作製した粉末押出MnAlC磁石についても保磁力の角度依存性を測定し, 図中に併記した。図より明らかのように, MnAlC粉末押出磁石の保磁力の角度依存性は, 核発生型とピン止め型のどちらにも従っておらず, 核発生因

子とピン止め因子のどちらかが支配的でないことを示している。このことから, MnAlC磁石の保磁力発生機構は, 2つの保磁力機構の中間に位置するものと推察される。

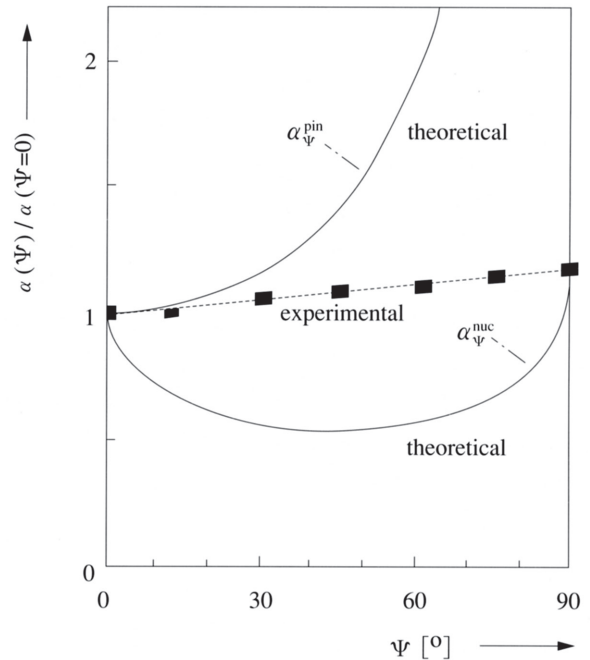


Fig.19. Angular dependence of the theoretical α_ψ parameter for pinning and nucleation.

5・2 粉末押出MnAlC磁石の保磁力発生機構

5・2・1 押出比の影響

押出加工を行うことにより保磁力は向上し, ある押出比以上で飽和する傾向がある。これは, MnAlC押出磁石の保磁力機構が主として核発生因子が支配的であることから, 押出加工により再結晶が進み全体として均質な τ 相となること, そして, 反相境界が押出によって消失することにより, また, 押出により粒の磁化容易軸が押出方向に揃うことによるものと考えられる。しかし, 磁石の組織的均質度や磁気異方化度は, 比較的低い押出比で飽和してしまうため, 押出の初期の段階で保磁力が飽和してしまうものと考えられる。

5・2・2 粉末粒径の影響

MnAlC粉末押出磁石の初期磁化曲線の挙動から, <38 μm 粉末押出磁石では, 若干のピン止め型の成分があるが, その保磁力発生機構は概ね核発生型と考えられる。TEM観察より, 磁石の組織中には双晶や積層欠陥が数多く観察され, <38 μm 粉末押出磁石では, 反相境界も観察されている。磁区構造観察の結果から次の事が考えられる。積層欠陥については, その幅はTEM観察より20nm程度であることがわかっており¹²⁾, 磁壁厚さ9nmに比較して大きいため, 印加磁場180kA/m程度で磁壁移動してしまい, ピン止め効果があまりなかったのではないかと考えられる。また, MnAlC磁石の微細組織には, 数多くの双晶が観察される。双晶境界の厚みは5nm程度¹²⁾ であるが, 双晶については, 印加磁

場800kA/mでも磁壁の移動が見られずかなり強いピン止め効果があるように思われる。しかし、一度磁壁が双晶にトラップされると双晶全体として1つの析出物のような働きをして、ピン止め効果が薄れてしまい、かえって逆磁場の核となってしまうのではないかと推測される。粉末粒径の小さい (<38 μ m) 粉末押出磁石では、他の大きな粉末粒径のものでは見られない反相境界が観察された。このMnAlC磁石は核発生型の保磁力機構であることから、この反相境界の存在が、核発生箇所となり、粉末粒径の小さい (<38 μ m) 粉末押出磁石では、保磁力が、粉末粒径の大きなものよりも低下したものと考えられる。

また、高印加磁場 (max: 9.6MA/m) での磁気特性測定結果より、MnAlC磁石を磁氣的に飽和させるには、6MA/m必要である。このことは、双晶にピン止めされた磁壁を熱脱磁なしではまずには、非常に大きな印加磁場が必要であることを示していると考えられる。

6. 結論

ガスアトマイズ粉末押出MnAlC磁石の保磁力発生機構について、微細構造と磁区構造の観点から研究した結果、以下の知見が得られた。

- 1) ガスアトマイズMnAlC合金粉末では、粉末粒子径に依存した成分傾向が見られた。また、低MnサイトにNiが偏析する傾向があった。
- 2) 押出によって保磁力が向上するのは、核発生因子が支配的であることから、組織の均質化および反相境界 (APB) の消失によるものと考えられる。
- 3) MnAlC磁石の微細構造には、双晶、積層欠陥または非磁性析出相が観察されるが、細かい粉末 (<38 μ m) による押出磁石において、大きな粉末粒径による押出磁石には見られない反相境界が観察された。このことにより、粒径の細かい粉末による押出磁石では、保磁力が低下したものと考えられる。
- 4) 積層欠陥には、磁壁のピン止め効果が認められたが、その効果は弱く、200kA/m程度の印加磁場でピン止めが外されてしまう挙動を示した。これより、積層欠陥は、保磁力にあまり寄与していないと考えられる。

これらの知見から、粉末押出MnAlC磁石の磁気特性向上、特に、保磁力向上には、反相境界および非磁性相をなくし、磁石の異方化度を上げる作製条件および組成を見出すことが必要と思われる。

本研究論文は筆者が1994年10月から1996年8月まで英国サルフォード大学に留学した際にまとめたPh.D. 論文を抜粋して日本語に翻訳したものである。

文 献

- 1) 加藤信行, 大谷凡夫, 小島滋, 小島清司, 坂本洋一, 今野五十五, 塚原政晴, 久保崇夫: 日本金属学会, '75年春季大会講演概要, (1975), 158
- 2) N.Ohtani, N.Kato, S.Kojima, K.Kojima, Y.Sakamoto, M.Tsukahara and T.Kubo: IEEE Trans.Mag.,MAG-13 (5) (1977), 1328-1330
- 3) 山口晃, 田中義和, 柳本勝, 坂口次郎, 加藤信行: 日本金属学会会報, 28 (5) (1989), 422-424
- 4) A.Yanagitani, A.Okawa and Y.Tanaka: Material Science and Engineering A, 182 (1994), 1355-1358
- 5) Richard M. Bozorth: Ferromagnetism, (1951), 328[D.Van Nostrand Co.,Inc.]
- 6) S.Kojima, T.Ohtani, N.Kato, K.Kojima, Y.Sakamoto, I.Konno, M.Tsukahara and T.Kubo: AIP conference proceedings, No.24 (1974), 768-769
- 7) Y.Sakamoto, A.Ibata and S.Kojima: MRS International Metallurgy on Advanced Materials, (1989), 139-153
- 8) 小島滋,小島清司: 日本金属学会会報, 20 (1981), 183
- 9) Y.Sakamoto, S.Kojima, K.Kojima, T.Ohtani and T.Kubo: J.Appl.Phys., 50 (3) (1979), 2355-2357
- 10) Y.Sakamoto, S.Ibata, S.Kojima and T.Ohtani: IEEE Trans. Mag., MAG-16 (5) (1980), 1056-1058
- 11) J.P.Jakubovics,A.J.Lapworth and T.W.Jolly: J.Appl.Phys., 49 (3) (1978), 2002-2006
- 12) I.Takasu: Ph.D. Thesis (Physics), University of Salford, (1996)
- 13) 柳谷彰彦: 東北大学学位論文, (1995)
- 14) 小島滋, 小島清司, 三谷寛, 久保崇夫: 日本金属学会, '78年秋季大会講演概要, (1978), 245
- 15) J.P.Jakubovics, T.W.Jolly and A.J.Lapworth: Inter-Mag Digest, (1975)
- 16) W.P.Brown: Review of Modern Physics, 17 (1945), 15
- 17) K.D.Durst and H.Kronmüller: J.Magnetism and Magnetic Materials, 68 (1987), 63
- 18) H.Kronmüller and K.D.Durst: The final report of the Concerted European Action on Magnets, 1989, 392-404
- 19) Y.Sakamoto, S.Ibata and S.Kojima: MRS Int. Met. on Advanced Materials, (1989), 139-153
- 20) H.Kronmüller, K.D.Durst and G.Martinek: J.Magnetism and Magnetic Materials, 69 (1987), 149