Fe-TM(遷移金属)系ナノ結晶 軟磁性材料

牧 野 彰 宏* 井 上 明 久**

1. はじめに

1970年に Masumoto ら⁽¹⁾がテープ状のPd基アモルファス合金の作製に成功したことを契機として、以降種々のアモルファス金属の研究が盛んに行われ、とりわけ軟磁性材料としての開発が主たるテーマの1つとして取りあげられてきた。その中で組成系としては

- (1) (Fe, Co)-半金属系; (Fe, Co)-Si-B⁽²⁾, (Fe, Co)-C-P⁽³⁾
- (2) (Fe, Co)-TM(遷移金属)系; (Fe, Co)-Zr⁽⁴⁾, (Fe, Co)-Hf⁽⁵⁾

の2系統が見出され、(1)の(Fe, Co)-Si-B合金はすでに種々の磁性部品に応用されている⁽⁶⁾。

1990年代には、Fe基アモルファス合金の結晶化を利用したナノ結晶軟磁性合金の研究が日本を中心に行われているが、その発端となったのは1988年に吉沢らにより見出されたFe-Si-B-Nb-Cuナノ結晶軟磁性合金⁽⁷⁾である。これは前述の(1)Fe-半金属アモルファス合金の典型組成であるFe-Si-BにNbとCuを複合添加し、結晶化により10 nm程度のFe-Si相粒子を主体としたナノ結晶組織で構成され、零磁歪Co基アモルファスと同等の優れた軟磁気特性と約1.2 Tの比較的高い飽和磁束密度(B_s)を兼備した画期的な材料である。一方、筆者らは(2)のFe-TM系をベースにして1990年に1.5 Tを越える高い B_s と優れた軟磁気特性をもつFe-Zr-Bナノ結晶合金⁽⁸⁾、1992年に従来のアモルファス合金の約10倍の高い電気抵抗と優れた軟磁気特性をもつFe-Hf-Oナノ結晶膜を見出し⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾、系統的な研究を行ってきた。

このFe-M-BおよびFe-M-O材料はいずれもFe-Mをベ

ースとしたアモルファスマトリクス中に10 nm前後の α -Fe粒子が分散した組織を有し、M元素およびB or Oがアモルファス中に濃縮されることにより、その熱的安定性およびキュリー温度が高められ、結果として優れた軟磁気特性を示す。両者の主な相違点は、Fe-M-Bでは α -Fe相が高い体積分率をもつことにより1.5 T以上の高い B_s が得られ、他方、Fe-M-OではOを高濃度を含むアモルファス相の存在により高い電気抵抗(ρ)が得られること、またナノ結晶組織が、前者ではアモルファス相の結晶化、後者では成膜中の相分離を利用して実現されることである。また材料形状は、前者では主として薄帯、後者では膜である。応用分野としては前者が低周波、大型および中型磁性部品、後者が高周波、小型磁性部品分野が中心となる。

本稿ではこの2つのFe-M系アモルファスをベースにしたナノ結晶軟磁性材料について、その微細組織と磁気特性、さらに若干の応用例について紹介する。

2. Fe-(Zr, Hf, Nb)-B ナノ結晶合金

Fe-Zr, Hf系においてはZrやHfの高いアモルファス形成能により、液体急冷法や気相急冷法により90%を超える高いFe濃度でアモルファス単相が得られることが知られている⁽⁴⁾⁽⁵⁾。しかし、これらのアモルファス合金はキュリー温度(T_c)が低く、実用材料には適さない。著者らはBを含むFe-M-B三元系アモルファス合金について、その結晶化挙動、微細組織と磁気特性の関係を詳細に調べ、1.5 T以上の高い B_s と優れた軟磁気特性を兼備したナノ結晶材料を見出した⁽¹¹⁾⁻⁽¹⁶⁾。

* アルプス電気株式会社中央研究所副所長(〒940-8572 長岡市東高見1-3-5)

** 東北大学教授; 金属材料研究所

Fe-TM(Transition Metal)Based Nanocrystalline Soft Magnetic Materials; Akihiro Makino*, Akihisa Inoue**(*Central Research Laboratory, Alps Electric Co., Ltd., Nagaoka. **Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai)

Keywords: nanocrystalline material, iron-transition metal based amorphous alloy, melt-spun ribbon, sputtered film, soft magnetic property, saturation magnetic flux density, electrical resistivity

1998年1月16日受理

(1) 結晶化組織と磁気特性

図1にFe-Zr-B, Fe-Hf-BおよびFe-Nb-B三元系合金における液体急冷後(as-Q)の組織, および最適熱処理後の組織と磁気特性(飽和磁束密度(B_s), 実効透磁率(μ_e at 1 kHz))の組成依存性を示す. as-Qにおいて高Fe濃度領域までアモルファス単相が得られる組成領域が広がっている. また熱処理後 bcc 単相と見られる組織が, 高Fe濃度領域で認められ, この組成領域で高い B_s と高い μ_e が得られる.

図2に典型組成である $\text{Fe}_{90}\text{Zr}_7\text{B}_3$, $\text{Fe}_{89}\text{Hf}_7\text{B}_4$ および $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_7\text{B}_9$ アモルファス合金の示差熱分析(DTA)曲線を示す. いずれの合金においても, 2段の明瞭な発熱ピークが観察される. 第1および第2のピークは, それぞれアモルファス相→bcc相およびbcc相→ $\alpha\text{-Fe}$ +化合物への相変化に対応している. したがって2つのピーク間の広い温度範囲でbcc単相組織が得られる.

図3に上記3種のアモルファス合金における B_s , μ_e (1 kHz), 残留アモルファス相のキュリー温度($T_c(\text{amo.})$), bcc相の平均粒径(D)および飽和磁歪(λ_s)の熱処理温度依存性を示す. B_s および μ_e はアモルファス相からbcc相への相変化に伴い急激に増加し, 973 Kの温度でそれぞれ1.5 T~

図2 アモルファス $\text{Fe}_{90}\text{Zr}_7\text{B}_3$, $\text{Fe}_{89}\text{Hf}_7\text{B}_4$ および $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_7\text{B}_9$ 合金薄帯のDTA曲線.

図1 Fe-Zr-B, Fe-Hf-B および Fe-Nb-B 合金薄帯の組織と B_s , μ_e の組成依存性.

1.7 T, 22000~32000の最高値を示す. また結晶化に伴い T_c (amo.)は増加し λ_s は減少する. D はbcc相の析出する温度から化合物相が現れる温度までの領域で8~15 nm程度と非常に小さく, それぞれの合金ではほぼ一定の値をとる. μ_e の最高値は, λ_s と D が小さい場合に得られる.

最適温度(923 K)で熱処理されたこれらの合金の透過型電

図3 アモルファス $\text{Fe}_{90}\text{Zr}_7\text{B}_3$, $\text{Fe}_{89}\text{Hf}_7\text{B}_4$ および $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_7\text{B}_9$ 合金薄帯の B_s , μ_e , $T_c(\text{amo.})$, D , λ_s の熱処理温度依存性.

図4 923 Kで3.6 ks熱処理した(a) $\text{Fe}_{90}\text{Zr}_7\text{B}_3$, (b) $\text{Fe}_{89}\text{Hf}_7\text{B}_4$ および(c) $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_7\text{B}_9$ 合金薄帯のTEM像(明視野)と制限視野回折像。

図5 923 Kで3.6 ks熱処理した $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_7\text{B}_9$ 合金薄帯の高分解能TEM像およびナノビームEDS, EELSスペクトル。

子顕微鏡(TEM)像と制限視野回折像を図4に示す。均一で微細な粒径をもつbcc相組織が観察される。さらに高倍率で観察したFe-Nb-Bナノ結晶合金の高分解能TEM像およびナノビームを用いたエネルギー分散型X線分光(EDS)および電子エネルギー損失分光(EELS)による分析結果を図5に示す。この観察結果から、bcc粒子間に残留アモルファス相の存在が確認され、また、測定によりM元素およびBはアモルファス相に濃縮されていることがわかる^{(14)–(17)}。この結果を含め、著者らの研究から、Fe-M-Bナノ結晶合金は、

MとBをほとんど含まない α -Fe相とそれらを多量に含むことにより熱的安定性が著しく高められた残留アモルファス相の混合組織をもつことが明らかになった。さらに、Suzukiら⁽¹⁸⁾、Kimら⁽¹⁹⁾およびSlawska-Waniewskaら⁽²⁰⁾の研究により、この α -Fe相の体積分率(V_f)は65~75%であることも報告されている。図6に、Fe-M-B合金において高い B_s と優れた軟磁気特性が得られるときのナノ結晶組織を示す。このFe-M-Bアモルファス相から結晶相の析出挙動は、Zhangら⁽²¹⁾およびNakamuraら⁽²²⁾の研究により明らかにさ

図6 ナノ結晶 Fe-M-B 合金薄帯の微細組織の模式図.

れ、図3に示した熱処理温度の増加に伴う T_c (amo.)の上昇は、結晶化の進行に伴う残留アモルファス中へのM元素およびBの濃縮に対応していると考えられる。

(2) 磁気特性とナノ組織

優れた磁気特性を実現するための組織的因子を図7に示す。1.5 T以上の高い B_s は高い V_f ⁽¹⁸⁾⁻⁽²⁰⁾を有する α -Fe相に起因している。優れた軟磁気特性は主に、

(i) α -Fe相にわずかに固溶したM元素およびBにより磁歪が負から正の方向に移動し、結果として非常に小さくなること⁽²³⁾⁽²⁴⁾,

(ii) 室温よりも十分に高い T_c をもつわずかに残留した粒界アモルファス相を介して、ナノスケールの α -Fe粒子同士に強い交換相互作用が存在することにより、見かけの磁気異方性が小さくなることに起因する⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾。

粒子径(D)と軟磁気特性の関係は、Fe-Si-B-(Nb or V)-Cuナノ結晶合金について保磁力 $H_c \propto D^6$ なる関係が理論的に予測され⁽²⁵⁾、実験的に類似の関係が確認されている⁽²⁶⁾⁽²⁷⁾。著者らは λ_s , α -Feの V_f や残留アモルファス相の T_c をほぼ一定とし、 H_c と α -Fe粒子の D との関係を詳細に調べた。図8にその結果を示す。理論的予測に近い $H_c \propto D^{5.2}$ の関係が認められ⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾、Fe-M-B合金においても α -Fe粒子径の微細化が優れた軟磁気特性実現に大きく寄与していると言える。

(3) 材料設計および応用の検討

上述した磁気特性と材料組織との関係をふまえ、厳密に λ_s が零となる組成を見出し、さらに熱処理や添加元素による α -Fe粒子径の微細化を詳細に調べ⁽¹³⁾⁽²⁸⁾⁻⁽³⁰⁾、図9に示すように従来にない高い B_s と優れた軟磁気特性を兼備したFe-M-Bナノ結晶合金ナノパーム®を開発した。

図10に示すように本合金の優れた特性を生かし、コモンモ

図7 優れた磁気特性実現のための組織的因子.

図8 ナノ結晶 Fe-M-B 合金薄帯の D と H_c の関係.

図9 ナノパーム薄帯および従来材料における B_s と μ_e の関係.

図10 ナノパーム薄帯の磁気特性とその応用分野。

図11 ナノパーム薄帯と従来材料の磁心損失の B_m 依存性。

ードチョークコイル、平滑チョークコイルなどの種々の磁性部品⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾⁽³¹⁾をはじめ、幅広い応用が検討されている。特に、図11に示すように、本合金はFe系アモルファス合金の1/3~1/4の低い鉄損を示すため、電力用トランス等に用いることにより、損失の低減相当分のCO₂排出量が削減され、地球環境問題解決の一助となることが予測される。また、高い B_s と高い μ_e を兼備していることから、昨今重要性が増してきている電磁波障害(EMI)対策部品としても有望である。

さらに、本材料は粉末冶金的手法およびスパッタ法によるバルク化⁽³²⁾⁽³³⁾および薄膜化⁽³⁴⁾⁽³⁵⁾が可能であり、この点も、応用においては1つの利点と言える。

3. Fe-(Hf, Zr, 希土類元素)-O ナノ結晶膜

最近、高周波応用の観点から磁性材料の重要性が強く認識され、種々の合金膜について数多くの研究が行われている。一般に μ の周波数依存性を考える時、材料の厚さは薄いほど、電気抵抗(ρ)は高いほど有利である。比較的 ρ の高いCo-Zr, Co-Nb等のCo-Metal系アモルファス膜が検討され⁽³⁶⁾⁽³⁷⁾、1980年代には磁気ヘッド等への応用⁽³⁸⁾がなされた。それ以降、急激な電気、電子機器の小型化、高性能化のニーズの高まりにより、数10 MHz以上の周波数域まで優れた軟磁気特性を保持し得る材料が切望されるようになり、アモルファス合金よりも高い ρ をもつ膜材料の研究が行われるようになった。その発端となったのは1985年にKaramonらにより報告された微細なFe-B-Nアモルファス相と高い ρ をもつBNアモルファス相により構成された組織をもつFe-B-Nアモルファス膜の研究⁽³⁹⁾であった。以来、主としてNを添加した膜材料⁽⁴⁰⁾⁽⁴¹⁾が種々開発されてきた。

著者らは1990年に、酸素雰囲気中スパッタ法により作製したFe-M(M=Hf, Zr, Y, Ce)-O膜($4 \leq M \leq 10$ 原子%, $9 \leq O \leq 12$ 原子%)がbccを主体としたナノ結晶組織をもち、優れた軟磁気特性を示すことを見出した⁽⁴²⁾⁽⁴³⁾。この知見をもとに、MおよびOをより高濃度を含むFe-M-O膜について調べた結果、1992年に、従来の軟磁性合金膜では実現しなかった高い ρ と優れた軟磁気特性を兼備し、数100 MHzまでフラットな透磁率を示すFe-Hf-O膜を実現し⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾⁽⁴⁴⁾⁻⁽⁴⁷⁾、それ以降、Oを多量を含むFe基⁽⁴⁸⁾およびCo基⁽⁴⁹⁾⁽⁵⁰⁾膜材料が本格的に研究・開発されるようになった。

(1) 成膜後のFe-M-Oナノ結晶膜の組織と磁気特性

図12にAr+O₂雰囲気中スパッタ法にて作製されたFe₅₅Hf₁₁O₃₄膜の高分解能TEM像、ナノビームを用いた回折像およびEDSスペクトルを示す。10 nm以下のbcc相粒子と、HfおよびOを多量を含むアモルファス相が観察される。このアモルファス相は高い熱的安定性(結晶化温度 $T_x \approx 750$ K)と、高いキュリー温度($T_c \approx 700$ K)を示す⁽⁴⁶⁾⁽⁵¹⁾。またHfとOは化学的に結合した状態にあることもX線光電子分光(XPS)の結果から確認されている⁽⁴⁷⁾。本材料の ρ は約10 $\mu\Omega \cdot m$ であり、通常合金膜よりも1オーダー高い。これは上述のアモルファス相の寄与によるものと考えられる⁽¹⁰⁾⁽⁴⁷⁾。

図13に成膜されたままのFe-M-O_{20~35}の組織のMの種類および濃度による変化をまとめた。M=Zr, Hf, Nb, Y, Ceでは比較的広いM量の範囲で、bcc相+アモルファス相の混相組織が得られる。また表1に上記のFe-M-O膜の磁気特性と組織を示す。なお、O量はM=Y, Ceについては良好な磁気特性が得られる10原子%の場合のデータを示した。いずれの合金においても微細なbcc相が得られるが、 H_c は

図12 成膜後の $\text{Fe}_{55}\text{Hf}_{11}\text{O}_{34}$ 薄膜の高分解能 TEM 像，ナノビーム電子線回折像および EDS スペクトル。

図13 成膜後の Fe-M-O_{20-35} 薄膜の組織の M および濃度による変化。

アモルファス+bcc の混相組織で小さくなり，アモルファス相の存在が軟磁気特性に何らかの寄与をしていると考えられる⁽⁴⁷⁾．本材料においても基本的には Fe-M-B 合金と同様に，ナノスケールの $\alpha\text{-Fe}$ 粒子の存在と強磁性アモルファス相を介した粒子間の強い磁気相互作用によりみかけの結晶磁気異方性が小さくなり，優れた軟磁気特性が得られるものと考えられる．Fe-M-O 軟磁性膜における M 元素は，Fe へ固溶し，高いアモルファス形成能をもち，O との結合が容

表 1 Fe-M-O 膜の磁気特性，抵抗率と組織。

	B_s (T)	H_c (A/m)	ρ ($\mu\Omega\cdot\text{m}$)	組織
$\text{Fe}_{56}\text{Ti}_{15}\text{O}_{29}$	1.2	1040	6.4	bcc
$\text{Fe}_{65}\text{Zr}_9\text{O}_{26}$	1.3	211	6.6	amo.+bcc
$\text{Fe}_{55}\text{Hf}_{11}\text{O}_{34}$	1.2	154	9.1	amo.+bcc
$\text{Fe}_{59}\text{V}_{15}\text{O}_{26}$	1.2	—	5.6	bcc
$\text{Fe}_{64}\text{Nb}_{12}\text{O}_{24}$	1.3	168	4.1	amo.+bcc
$\text{Fe}_{64}\text{Ta}_{13}\text{O}_{23}$	1.3	658	4.7	bcc
$\text{Fe}_{67}\text{W}_{13}\text{O}_{20}$	1.3	—	8.3	bcc
$\text{Fe}_{68}\text{Y}_{22}\text{O}_{10}$	0.9	207	22.6	amo.+bcc
$\text{Fe}_{75}\text{Ce}_{15}\text{O}_{10}$	1.2	116	5.9	amo.+bcc

易であることを基本的に具備する必要がある。

(2) 熱処理による組織および磁気特性の変化

図14に，bcc 相 + アモルファス相の混合組織をもつ $\text{Fe}_{46.2}\text{Hf}_{18.2}\text{O}_{35.6}$ 膜の連続加熱による ρ の変化および示差走査熱分析 (DSC) 曲線を示す．約 350 K まで徐々に ρ は低下するが，アモルファス相の結晶化が起こる 820 K まではば一定の値を示し，それ以上の温度で急激に低下する．結晶化直前の組織は，成膜されたままのものから顕著な変化は認められず，ほんのわずかに bcc 相の成長が観察された．この結果から，この組織の熱的安定性は高く， ρ も非常に高いま

図14 $\text{Fe}_{46.2}\text{Hf}_{18.2}\text{O}_{35.6}$ 薄膜の(a)連続加熱による ρ の変化および(b) DSC 曲線。

表2 結晶化温度以下で熱処理した Fe-M-O 膜の磁気特性および抵抗率。

	B_s (T)	H_c (A/m)	$ \mu $ (1 MHz)	ρ ($\mu\Omega\cdot\text{m}$)	熱処理条件
$\text{Fe}_{81.7}\text{Hf}_{4.6}\text{O}_{13.7}$	1.7	36	1310	0.76	NFA 673 K, 3.6 ks
$\text{Fe}_{80.8}\text{Zr}_{4.6}\text{O}_{14.6}$	1.5	64	800	0.80	NFA 673 K, 3.6 ks
$\text{Fe}_{54.9}\text{Hf}_{11}\text{O}_{34.1}$	1.2	64	2100	8.0	RFA 673 K, 21.6 ks
$\text{Fe}_{51.5}\text{Hf}_{12.2}\text{O}_{36.3}$	1.0	96	1240	11.0	UFA 673 K, 10.8 ks

ま高温まで保持されることが確認された⁽⁵¹⁾。

アモルファス相の結晶化よりも十分低い温度で熱処理したときの磁気特性の代表例を、表2および図15に示す。無磁場、回転磁場、および静磁場中で熱処理(それぞれ、NFA, RFA, UFA と表示する)した Fe-M-O 膜はいずれも 100 MHz までほぼフラットな μ の周波数特性を示す。

さらに高周波特性を改善するため膜に異方性を付与することを試みた。Fe-Hf-O に Co を加え、同時に面内に一方向静磁場を印加しながら成膜し、さらに同じ方向の磁場中で熱処理を行った。図16に(a)磁場中成膜後磁場中熱処理した Co-Fe-Hf-O および(b)無磁場中成膜後磁場中熱処理した Fe-Hf-O 膜において磁場の印加方向と平行および直交方向で測定した B - H ループを示す。Co 添加と磁場中熱処理により、強い磁気異方性が付与され、約4倍の異方性磁界(H_k)が得ら

図15 (a)回転磁界中および(b)静磁界中で熱処理した Fe-Hf-O 膜の透磁率の周波数依存性。

れ、約半分の異方性分散(α)が得られる⁽⁴⁷⁾。

(3) 応用の検討

図17に Fe-Hf-O および Co-Fe-Hf-O ナノ結晶膜と種々の軟磁性の μ' および性能係数($Q=\mu'/\mu''$)の周波数依存性および応用分野を示す。(Fe, Co)-Hf-O 膜は 100 MHz 以上の周波数域までフラットな μ - f 特性を示し、従来の合金膜では実現し得なかった高周波域まで高い μ' を維持し、特に実用上重要である Q 値は 1 MHz~1 GHz の領域において従来材料よりも著しく高い。本ナノ結晶膜は、数 10 MHz までの周波数域では、小型電子機器用高効率マイクロ dc-dc コンバータ用材料として有望である。図18にマイクロコンバータ用積層マイクロリアクトルにおける(a)プレーナークoilおよび(b)リアクトルの断面を示す。このリアクトルの磁性膜として Co-Fe-Hf-O 膜を用いることにより、5 MHz におけるコンバータの効率が従来の Co 基アモルファスに比較して約 10% 向上することが確認されている⁽⁵²⁾⁽⁵³⁾。

10 MHz から 100 MHz の周波数域では、1 Gbit/in² を超える高密度磁気記録用ヘッド材料として、さらに GHz 帯までの領域ではノイズフィルターとして期待される。

図16 静磁場中熱処理後の(a) Co-Fe-Hf-O および(b) Fe-Hf-O 薄膜の B - H 曲線。

4. お わ り に

Fe-Metal 系アモルファスをベースとした2種のナノ結晶材料について著者らの研究を中心に紹介した。軟磁性合金は Fe-Si 合金に代表される平衡結晶からアモルファス合金、さらにはナノ結晶合金へと、また、材料組織としては単相から複合組織へと進化し、同時に、Fe, Co, Ni をベースとした合金化の手法だけでなく、非平衡を利用した組織制御法も加わり、新たな研究・開発の展開が見られる。また、応用面の多様化に対応して、バルク、板、薄帯、膜さらには多層膜など種々の形状の材料が多様な方法で作られるようになり、その中で、材料作製法そのものが組織制御の有効な手段として磁気特性の向上に積極的に利用されるようになってきている。

このように軟磁性材料技術は大きく変貌しつつあり、今後新しい発想に基づく新しい材料が出現するものと期待される。

文 献

- (1) T. Masumoto and R. Maddin: Proc. Int. Conf. on Metastable Phase Alloys, Yugoslavia, Sept., (1970).
- (2) For example, T. Masumoto: Sci. Rep. Res. Inst. Tohoku

図17 Fe-Hf-O, Co-Fe-Hf-O および種々の軟磁性膜の μ' , Q の周波数依存性および応用分野。

(a) プレーナーコイル (b) リアクトル断面

図18 積層リアクトル用プレーナーコイルおよびリアクトルの断面図。

- Univ., **A29**(1981), 265.
- (3) For example, H. Fujimori, T. Masumoto, Y. Obi and M. Kikuchi: Jpn. J. Appl. Phys., **13**(1974), 1889.
- (4) For example, M. Nose and T. Masumoto: Sci. Rep. Res. Inst. Tohoku Univ., **A28**(1980), 232.
- (5) For example, A. Inoue, K. Kobayashi and T. Masumoto: Proc. Conf. on Metallic Glasses, Science and Technology, Ed. by C. Hargitai et al., Cent. Res. Inst. Phys., Budapest, vol. II, (1980), p. 217.
- (6) 例えば、竹浪嗣人: 機械設計, **33**(1989), 89.

- (7) Y. Yoshizawa, S. Oguma and K. Yamauchi: J. Appl. Phys., **64**(1988), 6044.
- (8) K. Suzuki, N. Kataoka, A. Inoue, A. Makino and T. Masumoto: Mater. Trans., JIM, **31**(1990), 743.
- (9) A. Makino and Y. Hayakawa: Abstract of 8th Int. Conf. on Rapidly Quenched and Metastable Materials, The Japan Institute of Metals, Sendai, (1993), 27E7-10.
- (10) 牧野彰宏, 早川康男: 日本金属学会誌, **57**(1993), 1301.
- (11) K. Suzuki, A. Makino, A. Inoue and T. Masumoto: J. Appl. Phys., **74**(1993), 3316.
- (12) A. Makino, K. Suzuki, A. Inoue and T. Masumoto: Mater. Sci. Eng., **A179/A180**(1994), 127.
- (13) A. Makino, A. Inoue and T. Masumoto: Nanostruct. Mater., **6**(1995), 985.
- (14) A. Makino, A. Inoue and T. Masumoto: Mater. Trans., JIM, **36**(1995), 924.
- (15) 牧野彰宏, 畑内隆史, 井上明久, 増本 健: まてりあ, **34**(1995), 623.
- (16) A. Makino, T. Hatanai, A. Inoue and T. Masumoto: Mater. Sci. Eng., **A226-A228**(1997), 594.
- (17) A. Makino, Y. Yamamoto, Y. Hirotsu, A. Inoue and T. Masumoto: Mater. Sci. Eng., **A179/A180**(1994), 495.
- (18) K. Suzuki, J. M. Cadogan, V. Sahajwalla, A. Inoue and T. Masumoto: J. Appl. Phys., **79**(1996), 5149.
- (19) C. S. Kim, S. B. Kim, J. S. Lee and T. H. Noh: J. Appl. Phys., **79**(1996), 5459.
- (20) A. Slawska-Waniewska, A. Roig, J. S. Munoz, P. Nowicki, R. Zuberek and J. Gonzalez: Mater. Sci. Forum, **235-238**(1997), 685.
- (21) Y. Zhang, K. Hono, A. Inoue, A. Makino and T. Sakurai: Acta Metal., **44**(1996), 1497.
- (22) M. Nakamura, Y. Hirotsu, K. Anazawa, A. Makino, A. Inoue and T. Masumoto: Mater. Sci. Eng., **A179/A180**(1994), 487.
- (23) N. Kataoka, M. Hosokawa, A. Inoue and T. Masumoto: Jpn. J. Appl. Phys., **28**(1989), L462.
- (24) N. Kataoka, M. Hosokawa, A. Inoue and T. Masumoto: Mater. Trans., JIM, **31**(1990), 429.
- (25) G. Herzer: IEEE Trans. Magn., **25**(1989), 3327.
- (26) G. Herzer: IEEE Trans. Magn., **26**(1990), 1397.
- (27) G. Herzer: J. Magn. Magn. Mater., **157/158**(1996), 133.
- (28) A. Makino, T. Hatanai, S. Yoshida, N. Hasegawa, A. Inoue and T. Masumoto: Sci. Rep. Res. Inst. Tohoku Univ., **A42**(1996), 121.
- (29) A. Makino, T. Bitoh, A. Inoue and T. Masumoto: J. Appl. Phys., **81**(1997), 2736.
- (30) A. Makino, A. Inoue, T. Hatanai and T. Bitoh: Mater. Sci. Forum, **235-238**(1997), 723.
- (31) Y. Naitoh, T. Bitoh, T. Hatanai, A. Makino, A. Inoue and T. Masumoto: Sci. Rep. Res. Inst. Tohoku Univ., **A43**(1997), 161.
- (32) 小島章伸, 堀切秀彦, 河村能人, 牧野彰宏, 井上明久, 増本 健: 日本応用磁気学会誌, **18**(1994), 457.
- (33) 小島章伸, 水嶋隆夫, 牧野彰宏, 井上明久, 増本 健: 粉体および粉末冶金, **43**(1996), 613.
- (34) A. Makino, K. Suzuki, A. Inoue and T. Masumoto: Mater. Trans., JIM, **33**(1992), 80.
- (35) 牧野彰宏, 吉田昌二, 井上明久, 増本 健: 日本応用磁気学会誌, **18**(1994), 794.
- (36) Y. Shimada and H. Kojima: J. Appl. Phys., **53**(1982), 3156.
- (37) H. Sakakima: IEEE Trans. Magn., **MAG-19**(1983), 131.
- (38) 広田栄一, 榎間 博: 機能材料, No. 8 (1986), 68.
- (39) H. Karamon, T. Masumoto and Y. Makino: J. Appl. Phys., **57**(1985), 3527.
- (40) 矢野暢芳, 大沼繁弘, 林出光生, 松本文夫, 藤森啓安, 増本 健: 日本応用磁気学会誌, **15**(1991), 357.
- (41) 林出光生, 大沼繁弘, 松本文夫, 藤森啓安, 増本 健: 日本応用磁気学会誌, **15**(1991), 379.
- (42) 細川真己, 牧野彰宏: 第14回日本応用磁気学会学術講演概要集, (1990), 31.
- (43) 牧野彰宏, 小島章伸: 日本応用磁気学会誌, **17**(1993), 814.
- (44) 早川康男, 広川久美子, 牧野彰宏: 日本応用磁気学会誌, **18**(1994), 415.
- (45) A. Makino and Y. Hayakawa: Mater. Sci. Eng., **A181/A182**(1994), 1020.
- (46) Y. Hayakawa and A. Makino: Nanostruct. Mater., **6**(1995), 989.
- (47) Y. Hayakawa, A. Makino, H. Fujimori and A. Inoue: J. Appl. Phys., **81**(1997), 3747.
- (48) 李 衛 東, 北上 修, 島田 寛, 石山和志, 荒井賢一: 日本応用磁気学会誌, **20**(1996), 461.
- (49) 大沼繁弘, 三谷誠司, 藤森啓安, 増本 健: 日本応用磁気学会誌, **20**(1996), 489.
- (50) S. Ohnuma, H. Fujimori, S. Mitani and T. Masumoto: J. Appl. Phys., **79**(1996), 5130.
- (51) 牧野彰宏, 早川康男: 日本応用磁気学会誌, **18**(1994), 411.
- (52) T. Sato, E. Komai, K. Yamasawa, T. Hatanai and A. Makino: IEEE Trans. Magn., **33**(1997), 3310.
- (53) 佐々木義人, 森田澄人, 畑内隆史, 牧野彰宏, 佐藤敏郎, 山沢清人: マグネティックス研究会資料, (1997), MAG-97-1.