論説

Paper

アトマイズ法および単ロール法により作製した Sm-Fe 系粉末窒化物の磁気特性

入山恭彦^{*1}, 大河内敬雄^{*2}, 藤田雄一郎^{*2}

Magnetic Properties of Nitrided Sm-Fe Powder Prepared by Atomization and Melt-Spinning Processes

Takahiko Iriyama, Norio Okochi, and Yuichiro Fujita

Synopsis

Sm-Fe-N hard magnetic materials are good candidates for high performance bonded magnets. Rapid-quenching method should be highly favorable for the fabrication of isotropic magnet powder with high coercivity. We report here the magnetic properties of Sm-Fe-N powders produced by three kinds of rapid-quenching processes. $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ powders were prepared by gas-atomization (GA), rotating-disk atomization (RDA), and melt-spinning (MS) methods. The $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ GA powder had dendritic solidification structure, while the RDA powder had microcrystalline structure with size of 3-5 μm . Coercivities (H_{cJ}) of their nitrides were 56 (for GA) and 217 kA/m (for RDA). The H_{cJ} of nitrided $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ MS powder with wheel velocity (V_s) of 5-20 m/s, which had also microcrystalline structure, was 53 to 509 kA/m. These coercivity values are not sufficient for practical value (600 kA/m) for bonded magnet applications. From the study of additive effects, it was found that C, C-Si, C-Ga, or C-Al addition decreased the grain size of quenched $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ powder. Consequently, high coercivity was obtained; the H_{cJ} of nitrided $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Si}_1$ MS powder with V_s of 10 m/s was 898 kA/m, and 708 kA/m for the nitrided $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Si}_1$ RDA powder. The compression-molded bonded magnet made from $\text{Sm}_2\text{Fe}_{18}\text{Si}_{0.1}\text{N}_x$ MS powder showed a high $(BH)_{\text{max}}$ of 82.7 kJ/m³.

1. 緒 言

等方性ボンド磁石に使用される Nd-Fe-B 粉末は、超急冷プロセスの一種であるメルトスピニング法(高速回転する単ロールに向かって合金溶湯を射出しフレーク状粉末を得る方法、以後 MS 法と略す。)により製造されている。MS 法が用いられる理由は、磁石の高特性化のためには高保磁力が必須であり、高保磁力化のためには材料が微細な結晶粒からなることが要求されるためである。一般に等方性希土類磁石粉末材料の場合、実用的な保磁力(600 kA/m 程度以上)を得るためには、磁石結晶の粒子が数 10 nm

程度であることが必要とされている。ガスアトマイズ法(以後 GA 法と略す。)も MS 法のように、溶湯を高い冷却速度で急冷することにより粉末を得るプロセスであり、等方性磁石粉末の製造プロセスに適用できる期待がある。GA 法の大きな利点は、MS 法に比べプロセスが経済的なことであり、材料の低廉化という点で魅力的である。また、MS 法による粉末はフレーク状であることから、ボンド磁石化プロセスの際のプレス成形時において、金型への粉末充填性が良好とは言えず、さらにはプレス時の粉末表面摩擦が大きいのが故に圧密化しにくい結果、得られる磁石成形体の密度が比較的低い。したがって、MS 法により製

2000 年 8 月 22 日受付

* 1 大同特殊鋼㈱技術開発研究所, 工博(Dr., Eng., Research & Development Lab., Daido Steel Co., Ltd.), * 2 大同特殊鋼㈱技術開発研究所(Research & Development Lab., Daido Steel Co., Ltd.)

造した粉末を用いたボンド磁石の場合、粉末自体がもつ $(BH)_{\max}$ 値から期待されるボンド磁石の $(BH)_{\max}$ 値よりも低い値しか得られないという課題があったが、GA 法による粉末は球状あるいはピーナツのような異形状をしているため、金型充填性に優れ、プレス時の圧密性も良好であり、高密度磁石が得られるという特長もある。しかしながら、これまでのところ GA 法による粉末においては MS 法のような良好な硬質磁気特性は得られていない。その主な理由は GA 法の冷却速度が MS 法よりも 1 ~ 2 桁程度低く、得られる磁石結晶の粒子が粗大なためである。ただし、近年、この課題を克服するために成分改善等の種々の努力がなされており^{1) ~ 4)}、その結果として GA 法による Nd-Fe-B 粉末の保磁力は実用レベルまで高まってきた^{2) ~ 4)}。

Nd-Fe-B 系材料を凌ぐ次世代磁石材料候補として Sm-Fe-N 系材料が注目されている。Sm-Fe-N 系材料は本来的硬質磁気特性が高く^{5),6)}、耐食性に優れる⁷⁾ことが特徴である。仮に、経済的なプロセスにより高い磁力と耐食性を有するボンド磁石が開発できたならば、希土類ボンド磁石の新たな応用分野が開拓できるであろう。最近、高 $(BH)_{\max}$ をもつ SmZrFeCoN ボンド磁石が TDK の日高ら⁸⁾および東芝の川嶋ら⁹⁾により開発された。両者とも Nd-Fe-B 系等方性ボンド磁石を超える $(BH)_{\max}$ を達成したことを報告している。しかしながら、いずれの場合もロール周速 (V_s) 40 ~ 75 m/s という高速の MS 法により粉末を作製しており、経済的なプロセスとはいえない。

従来、Sm-Fe-N 系材料に関しては、GA 法あるいは遠心噴霧法 (Rotating Disk Atomization; 以後 RDA 法と略す。)のような経済的なプロセスの適用を試みた例はなかった。そこで、本研究では、GA 法、RDA 法あるいは比較的低速回転による MS 法を用いて良好な硬質磁気特性をもつ SmFeN 系粉末を得ることを目的とした検討を実施した。

2. 実験方法

Sm-Fe-N 系粉末の作製方法を Fig.1 に示す。すでに述べた通り本研究においては、Sm-Fe 系原料粉末作製のための超急冷プロセスとして、GA、RDA および MS 法を選択した。それぞれのプロセスの装置概略図を Fig.2 に示す。GA 装置はコンファインドノズルを装着しており、噴霧は圧力 3 MPa の Ar ガスにより行った。RDA 装置は、直径 120 mm の Cu 製ディスクを装着しており、噴霧は Ar 雰囲気中で行い、このときのディスク回転数は 6000 rpm に固定した。MS 法による粉末は、Ar 雰囲気中で回転する Cu 製単ロー

Fig. 1. Flowchart of the preparation of Sm-Fe-N powder.

Fig. 2. Schematic representation of gas atomization, rotating-disk atomization, and melt-spinning processes.

ルに溶湯を噴射することにより作製した。このとき、ロールの周速 V_s を 5 ~ 30 m/s の範囲で変化させた。

GA 粉は噴霧ままの状態で 50 ~ 100, 100 ~ 200 および 200 ~ 300 μm に篩分けした。一方, RDA および MS 粉末はピンミルを使用して粉碎し, 300 μm 以下の粉末を採取した。すべての粉末は Ar 雰囲気中, 973 K で 30 分間の熱処理を施した。その後の窒化処理は, 粉末を電気炉内で 723 K まで昇温し, アンモニアと水素ガスの混合気流に接触させる方法により実施した。圧縮成形ボンド磁石は, 粉末とエポキシ樹脂を混合し, プレス成形することにより作製した。

Sm-Fe 粉末の結晶構造は Co-K 線を使用した X 線回折により調査した。粉末の磁気特性は振動試料型磁力計 (VSM) により測定した。このとき, 粉末の真密度は 7.6 g/cm^3 とした。反磁界補正は施していない。ボンド磁石の磁気特性は B-H トレーサーにより測定した。

3. 実験結果および考察

3.1 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 急冷粉末の微細構造とその窒化物の磁気特性

GA 法および RDA 法により作製した $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 粉末 (噴霧ままの状態) の形状を Fig.3 に示す。GA 粉末は, 粒子径が 50 ~ 300 μm 程度の球状粒子である。一方, RDA 粉末は幅が 200 ~ 500 μm 程度, 厚みが 60 ~ 100 μm 程度の粒子であり, その形状は不定形である。Fig.4 は, GA 法による $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 粉末断面の光学顕微鏡写真である。デンドライト組織が観察され, これは $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 液滴がアトマイズ時に固化する際の冷却速度が足りないため不均一核生成となった結果と推定される。Fig.5 は, RDA 法による $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 粉末の SEM 写真である。RDA 法による粉末は, 大きさが 3 ~ 5 μm の微細な結晶からなることがわかる。

GA 法および RDA 法による $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 粉末窒化物の磁気特性を Table 1 に示す。GA 法による粉末の保磁力は 48 ~ 56 kA/m と低い。これは, 粉末自身のデンドライト組織が原因していると言える。RDA 法による粉末は微細結晶からなるため高保磁力が期待されたが, 実際は 217 kA/m と低保磁力であった。実用的な高保磁力を達成するためには, より微細な結晶組織が必要と考えられる。

Fig.6 は, V_s を 5 ~ 20 m/s の範囲で変化させた MS 法による $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 粉末の形状および微細組織を示す SEM 写真である。MS 法による粉末は, フレーク形状である。い

Fig. 3. Morphology of $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ powder prepared by gas atomization and rotating-disk atomization.

Fig. 4. Optical micrograph of gas atomized $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ powder.

Table 1. Magnetic properties of nitrided $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ gas atomized (GA) and rotating-disk atomized (RDA) powders.

Process	Particle size (μm)	Br (T)	HcJ (kA/m)	(BH)max (kJ/m^3)
GA	50-100	0.250	56	3.2
GA	100-200	0.230	48	2.4
GA	200-300	0.220	48	2.4
RDA	< 300	0.435	217	14.0

Fig. 5. SEM photograph of rotating-disk atomized $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ powder.

0.2 ~ 2 μm 程度であると判断される。Fig.7 は、MS 法による $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 粉末の 973 K 熱処理後の X 線回折図である。いずれの粉末も $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 構造をもつ $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 結晶単一相からなることがわかり、この事実は Katter らが行った研究結果 (Sm-Fe を単ロール超急冷で作製し、その結晶構造と基本的磁気特性へ及ぼすロール速度の影響を詳細に調査した基礎研究)¹⁰⁾ と一致している。

MS 法による $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 粉末窒化物の保磁力の V_s 依存性を Fig.8 に示す。 V_s が 5 および 10 m/s のときの粉末保磁力は 53 および 82 kA/m と非常に低い。一方、 V_s が 15 および

Fig. 7. X-ray diffraction patterns of melt-spun $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ powders with wheel velocities of 5, 10, and 20 m/s after heat-treated at 973 K.

Fig. 8. Coercivity of nitrated $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ melt-spun powder as a function of wheel velocity.

20 m/s では 421 および 509 kA/m と比較的高い保磁力を示すものの、ボンド磁石としての実用レベル (600 kA/m 程度以上) には達しない。本研究でここまで得られた結果からは、実用レベルに達する高保磁力を示すような $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 粉末窒化物を GA 法、RDA 法あるいは V_s が 20 m/s 以下の比較的低速の MS 法により作製することは容易ではないと判断される。

Fig. 6. SEM photographs of melt-spun $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ powders.

3.2 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 窒化物の微細構造および磁気特性に及ぼす添加元素の影響

前項での検討で、 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 粉末窒化物では高保磁力化が容易でないことがわかったので、本項では添加元素による高保磁力化を試みた。 Sm-Fe 合金溶解時に種々の元素を添加し、超急冷により作製した粉末の微細構造あるいはその窒化物の磁気特性への影響を調査した。なお、超急冷プロセスとしてここでは MS 法を用いた。

まず我々は Sm-Fe への C 添加がメルトスピニングを安定化することを見出した。すなわち、おそらく Sm-Fe 溶湯に比べ Sm-Fe-C 溶湯の粘度が低いために、ノズル先端の細孔を Sm-Fe-C 溶湯が安定的に通過しロールへ流れる結果、バッチ違いによる粉末形状の差異や同一バッチでの粉末形状のバラツキが小さいことがわかった。添加物の影響調査という研究目的からバッチごとの性状バラツキの小さい試料作製が必須と考えられたので、本項では添加元素として C を必ず含めることとし、他の添加元素の影響を調査する際は C との複合添加とすることとした。C 以外の添加物としてここでは、一般に結晶粒子微細化の効果が得られやすいとされる元素を選択した。すなわち、C、C-B、C-Be、C-Al、C-Ga および C-Si の添加効果を調査した。

Fig. 9. Effects of additives on the coercivities of nitrated $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ melt-spun powders with various wheel velocities; (1) non-addition ($\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$), (2) $\text{Sm}_2\text{Fe}_{16}\text{C}_1$, (3) $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{B}_1$, (4) $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Be}_1$, (5) $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Al}_1$, (6) $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Ga}_1$, (7) $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Si}_1$.

Fig.9 は、種々の V_s で作製した MS 法による粉末窒化物の保磁力に及ぼす添加元素の影響を示す。C-B および C-Be 添加によっては保磁力が向上しない一方、C、C-Ga、C-Si あるいは C-Al 添加によってかなりの保磁力上昇が見られる。この中、C-Ga または C-Si 添加が特に効果的と思わ

れる．何故ならば，これらの元素添加の場合，プロセス低廉化がより期待できる低 V_s (5, 10 m/s) での超急冷での高保磁力が得られているからである． $V_s = 20$ m/s で作製した C, C-Ga, C-Si あるいは C-Al 添加の MS 法粉末窒化物の保磁力が，より低速である $V_s = 5, 10$ m/s のときよりも低い理由は明らかではない．これらの元素添加の場合， $V_s = 20$ m/s で作製した試料は主相の $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 相とともにわずかな TbCu_7 相が混在することが X 線回折により認められることから，この TbCu_7 相が保磁力低下の一因になっている可能性がある． TbCu_7 構造をもつ Sm-Fe の結晶磁気異方性エネルギーは， $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 構造の Sm-Fe のそれよりも小さいとされているためである．Lier らあるいは Zhang らは，Sm-Fe-N とは異なる磁石材料である Sm-Fe-C 系超急冷材料について詳細な研究を行っている．彼らは，Sm-Fe-C 系材料に対して Si あるいは Ga の添加が硬質磁気特性を向上させたという，我々と類似した添加元素の効果を報告している^{11),12)}．磁石材料の種類が異なってもその特性を向上させる添加元素が共通していることは興味深い．

Fig.10 は，MS 法で作製した ($V_s = 5$ m/s) Sm-Fe-X (ここで X は C, C-B, C-Be, C-Al, C-Ga または C-Si) 粉末の微細構造を示す SEM 写真である．無添加 (Sm-Fe 二元系) の試料に比べるといずれの添加物の場合も結晶粒が小さくなっていることがわかり，これが保磁力向上の理由と判断できる．C-Ga あるいは C-Si 添加の場合に顕著に結晶粒が微細化しており，この微細組織観察結果は C-Ga あるいは C-Si 添加試料の保磁力向上度が特に大きいという事実 (Fig.9) をよく説明できる．

3.3 アトマイズ法によって作製された Sm-Fe-C-Si-N 粉末の磁気特性

前項での MS 法を用いた検討の結果， $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ への C-Si 添加により保磁力が向上することがわかったので，本項においては C-Si 添加をアトマイズ法に適用しその効果を調べた．GA 法および RDA 法により作製した $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Si}_1$ 粉末窒化物の磁気特性を Table 2 に示す．表には MS 法による粉末の磁気特性も併せて示した．C-Si 添加による保磁力の向上がアトマイズ法による粉末においても確認できる．しかしながら，GA 法による粉末の保磁力は 90 ~ 111 kA/m と依然低い．Fig.11 に GA 法による $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Si}_1$ 粉末の微細組織を示す．Fig.4 と同様のデンドライト組織からなり，GA 法においては C-Si 添加による顕著な粒子微細化が実現できていないことがわかった．GA 法による

Fig. 10. Microstructure of various Sm-Fe-X powders melt-spun at $V_s = 5$ m/s; X is C, C-B, C-Be, C-Al, C-Ga, or C-Si.

Table 2. Magnetic properties of nitrided $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Si}_1$ gas atomized (GA) and rotating-disk atomized (RDA) powders.

Process	Particle size (μm)	Br (T)	HcJ (kA/m)	(BH)max (kJ/m^3)
GA	50-100	0.370	111	8.0
GA	100-200	0.332	98	5.6
GA	200-300	0.301	90	5.0
RDA	< 300	0.557	708	34.9
Melt spun	< 300	0.617	898	50.7

Fig. 11. Microstructure of gas atomized $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Si}_1$ powder.

Sm-Fe-N 粉末で高保磁力を達成するためには、材料組成の改良とともに冷却速度をより高める装置上の工夫が必要と思われる。一方、RDA 法を用いた粉末は $H_cJ = 708 \text{ kJ/m}$ を示し、C-Si 添加によって実用レベルまでの大幅な保磁力向上を達成した。RDA 法による $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Si}_1$ 粉末の SEM 組織を Fig.12 に示す。Fig.5 と比較すれば C-Si 添加により粒子が微細化されたことが明らかである。GA 法および RDA 法による $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Si}_1$ 粉末の X 線回折図を Fig.13 に示す。いずれも主相は $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 構造の Sm-Fe であるが、GA 法による粉末の場合、かなりの $\gamma\text{-Fe}$ 相を含んでいる。これは冷却速度が小さいために多量の $\gamma\text{-Fe}$ が初晶として晶出したためであろう。結晶粒が大きいことに加え、この $\gamma\text{-Fe}$ 軟磁性相の存在が GA 法粉末の低保磁力の原因となっていると推測される。

3.4 圧縮成形ボンド磁石の磁気特性

本研究において実用レベルの保磁力が得られた数種類の粉末試料を使用して圧縮成形ボンド磁石を試作した。得られたボンド磁石の磁気特性を Table 3 に示す。RDA 法による粉末では 28.2 kJ/m^3 の $(BH)_{\max}$ 値が得られている。最高の $(BH)_{\max}$ は MS 法 ($V_s = 30 \text{ m/s}$) による $\text{Sm}_2\text{Fe}_{18}\text{Si}_{0.1}\text{N}_x$ 粉末で得られ、その値は 82.7 kJ/m^3 と Nd-Fe-B 系等方性ボンド磁石と同等であった。その減磁曲線を Fig.14 に示す。

4. 結 論

本研究では製造プロセスの低廉化を念頭におき、ガスアトマイズ法、遠心噴霧法および比較的低速域の単ロール急

Fig. 12. Microstructure of rotating-disk atomized $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Si}_1$ powder.

冷法を用いて高保磁力の Sm-Fe-N 粉末を得ることを目的とした実験を実施した。その結果下記のことが判明し、等方性ボンド磁石材料である Sm-Fe-N 粉末が経済的に製造できる可能性を示すことができた。

- (1) 実用レベルの高保磁力をもつ $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ 粉末はガスアトマイズ法、遠心噴霧法、単ロール急冷法のいずれの方法によっても作製することはできなかった。
- (2) Sm-Fe に C-Si または C-Ga を複合添加することにより急冷粉末の結晶粒が微細化でき、その窒化物の保磁力が向上することを見出した。

Table 3. Magnetic properties of compression-molded bonded magnets made from rotating-disk atomized (RDA) and melt-spun (MS) powders.

Process	Composition	B_r (T)	H_{cJ} (kA/m)	$(BH)_{\max}$ (kJ/m ³)
RDA	$\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Si}_1\text{N}_x$	0.433	702	28.2
MS ($V_s = 10$ m/s)	$\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Ga}_1\text{N}_x$	0.473	1140	37.3
MS ($V_s = 10$ m/s)	$\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Si}_1\text{N}_x$	0.489	889	39.8
MS ($V_s = 30$ m/s)	$\text{Sm}_2\text{Fe}_{18}\text{Si}_{0.1}\text{N}_x$	0.721	649	82.7

Fig. 13. X-ray diffraction patterns of gas atomized and rotating-disk atomized $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{C}_1\text{Si}_1$ powders Fig. 14. Demagnetization curve of compression-molded $\text{Sm}_2\text{Fe}_{18}\text{Si}_{0.1}\text{N}_x$ bonded magnet.

(3) 遠心噴霧法および単ロール法による Sm-Fe-C-Si 粉末窒素化物で実用レベルの高保磁力を達成した。

(4) 圧縮成形ボンド磁石を試作した結果、単ロール法による Sm-Fe-C-Si-N 粉末を使用した場合で 82.7 kJ/m^3 の高 (BH)_{max} 値を記録した。

謝辞

急冷粉末作製と顕微鏡観察にご協力いただいた、大同特殊鋼(株)技術開発研究所の松山誠氏、緒方章弘氏、緒方文明氏、村重公敏氏および中山信治氏に感謝の意を表します。

(文 献)

- 1) M. Yamamoto, A. Inoue, and T. Masumoto: Met. Trans., A 20 (1989), 7
- 2) Z. S. Wronski: J. Appl. Phys., 69 (1991), 5507
- 3) D. J. Branagan, T. A. Hyde, C. H. Sellers, and V. Panchanathan: IEEE Trans. Magn., 33 (1997), 3838
- 4) J. E. Snyder, C. C. H. Lo, X. Fang, B. Kriegermeier, and D. C. Jiles: J. Appl. Phys., 85 (1999), 5678
- 5) J. M. D. Coey and H. Sun: J. Magn. Magn. Mater., 87 (1990), L251
- 6) T. Iriyama, K. Kobayashi, N. Imaoka, T. Fukuda, H. Kato, and Y. Nakagawa: IEEE Trans. Magn., 28 (1992), 2326
- 7) T. Iriyama, K. Kobayashi, and H. Imai: European Patent Appl., Pub. num. 0-369-097-A1 (1989)
- 8) T. Hidaka, T. Yamamoto, H. Nakamura, and A. Fukuno: J. Appl. Phys., 83 (1998), 6917
- 9) F. Kawashima, S. Sakurada, T. Sawa, T. Arai, A. Tsutai, and M. Sahashi: IEEE Trans. Magn., 35 (1999), 3289
- 10) M. Katter, J. Wecker, and L. Schultz: J. Appl. Phys., 70 (1991), 3188
- 11) J. Lier, J. X. Zhang, and H. Kronmüller: Proc. 15th International Workshop on Rare-Earth Magnets and their Applications, Dresden, (1998), 3
- 12) H. Zhang, S. Zhang, B. Shen, and L. Zhang: J. Appl. Phys., 83 (1998), 4838