

高 B_s ナノ結晶合金コアの開発と中周波応用

Development of High B_s Nanocrystalline Alloy Cores and Their Medium-Frequency Applications

太田 元基*

Motoki Ohta

本報では、 $Fe_{bal}Cu_1Mo_{0.2}Si_4B_{14}$ ナノ結晶合金リボンを用い軟磁性コア (HBN core) を試作し、評価した。閉磁路コアの飽和磁束密度 B_s は 1.75 T で、中周波数域 (0.1 ~ 20 kHz) で日立金属のナノ結晶軟磁性材料 FINEMET[®] に順ずる低鉄損が得られることが確認された。さらに、連続熱処理後の曲率半径を 600 mm 以上としたリボンを用いてブロックコアを作製することで、さまざまなコアサイズに対応できるコアでも良好な軟磁気特性が得られることが分かった。HBN core は Fe 基アモルファス合金リボンにかわる次世代の中周波応用に適した磁性コアとして高いポテンシャルを有する。

Magnetic cores assembled using $Fe_{bal}Cu_1Mo_{0.2}Si_4B_{14}$ nanocrystalline alloy ribbons (HBN core) and their soft magnetic properties were investigated. A closed magnetic circuit core exhibits a saturation magnetic flux density of 1.75 T with low core loss similar to that of the FINEMET[®] alloy core at medium frequencies (0.1-20 kHz). Moreover, high soft magnetic performance can be obtained from a block core assembled using a ribbon with a radius of curvature of greater than 600 mm after annealing. The block core concept will make it possible to support various core sizes. This block core has strong potential to become a post Fe-based amorphous alloy ribbon core for use in medium-frequency applications.

● Key Word : ナノ結晶合金, 高飽和磁束密度, 中周波数域

● Production Code :

● R&D Stage : R&D

1. 緒言

EV (Electric Vehicle : 電気自動車) に欠かすことができない部品のひとつとして、電流を変換するパワーコンバータが挙げられる。パワーコンバータには大きな出力とともに限られたスペースに設置可能であることが求められるため、高いパワー密度が求められる^{1), 2)}。パワーコンバータのスイッチング周波数を高周波化することにより、高パワー密度化が可能となり、デバイスの小型化が可能になる。現在、多く使われている周波数帯は、スイッチング素子の耐熱性の問題で中周波域と呼ばれる 0.1 ~ 20 kHz の中でも、10 kHz 以下の周波数が中心である。今後、SiC や GaN などの次世代半導体の登場により、スイッチング周波数が中周波域の高域側および高周波域の低域側すなわち 10 ~ 100 kHz にシフトすることが予想される^{3), 4)}。

しかし、磁心材料における損失 (鉄損) は、熱を発生させるため、スイッチング周波数の増加により、磁心による発熱が問題となる。そのため磁心材料には低鉄損が求められる。また、リアクトルなど電流を重畳させて用いる部品では、出力を増加させるために大電流を流すことが要求され、磁心にも大きな磁束を流すことのできる能力が求めら

れる。そのため、材料を変更しない場合は断面積を大きくすることで対応する必要があり、部品の大型化につながるが、飽和磁束密度 B_s が高い材料を使うことができれば、部品の小型化が容易になる。

したがって、次世代パワーコンバータの磁心には、低鉄損と高 B_s が高い次元で両立されていることが望まれる。現在、この磁心材料の候補となり得る材料は、主に質量にして 6.5% (以下、mass% と示す) の Si を含むケイ素鋼板、Fe 基ナノ結晶合金リボン、Fe 基アモルファス合金リボンなどである。6.5 mass% ケイ素鋼板は、1.8 T 以上の B_s とゼロ磁歪という特徴を有する。特に、低磁歪の材料は交流励磁磁場による形状変化、すなわち振動が少なく、騒音が問題となる用途等に適した材料である。しかしながら、例えば、10 kHz の周波数で使用した場合の 6.5 mass% ケイ素鋼板の鉄損は、Fe 基アモルファス合金の 3 倍近くあり、さらなる高周波での利用には課題も残っている^{5), 6)}。一方、Fe 基ナノ結晶合金リボン (FINEMET[®] 合金) もゼロ磁歪であり、鉄損は Fe 基アモルファス合金リボンの 1/10 程度と極めて低いが、 B_s も 1.3 T 程度で、直流通重畳応用で高出力を出すには、大きな断面積を必要とする。Fe 基アモルファス合金リボンは磁歪が 30×10^{-6} 程度と大きいもの

* 日立金属株式会社 特殊鋼カンパニー

* Specialty Steel Company, Hitachi Metals, Ltd.

の、B_sが1.6 T程度あり、比較的低鉄損であるため、現時点で有力な候補になりつつある。

2005年に、このFe基アモルファス合金リボンの特性をさらに上回る合金としてFe-Cu-B、Fe-Cu-Si-B合金リボンが開発された⁷⁾。これらの合金は、アモルファス合金リボンと同様に液体急冷法でアモルファス合金として鑄造されるが、アモルファスマトリクス中に1,000個/μm²程度の数密度で数nm程度の初期微結晶が析出した組織として得られる⁷⁾。この合金を400～500℃で熱処理すると平均結晶粒径が20nm程度のbcc Fe(-Si)ナノ結晶相が得られる。50%以上の体積分率で結晶相が析出しているため、B_sはFe基アモルファス合金リボンよりも高く、1.75～1.85 Tである⁷⁾。また、低周波の鉄損は、方向性ケイ素鋼板の約半分程度である⁷⁾。ただし鑄造面では、作製状態で初期微結晶を有していることで、リボンが脆化しているため、巻き取り等のハンドリングに課題がある。また、初期微結晶の数密度もわずかな冷却速度の変動で、大きく変化するため品質管理に関してもさらなる改善が必要であった。

そこで、作製状態では初期微結晶を析出せず、熱処理過程で初期微結晶が析出する組成の開発を行った。その結果、Fe-Cu-Si-BのCuを原子組成百分率で1%以下にし、熱処理工程において10℃/s以上の急速昇温を施すことにより、作製状態で靱性があるリボンで、熱処理後に、ナノ結晶相となる合金リボンを開発した⁸⁾。このナノ結晶合金リボンも、1.75～1.80 TのB_sを有し、低周波の鉄損は方向性ケイ素鋼板の1/3であった⁸⁾。しかしながら、バッチ型の急速昇温工程では、同時に熱処理できるリボンの積層枚数が20枚程度であり、これより多い量、例えば、トロイダルコア等を熱処理しようとする、結晶化温度以下では昇温速度が低下し、さらに結晶化温度付近では逆に結晶化の潜熱により、一気に昇温速度が加速し、オーバーアニール状態になる課題を有していた。

そこで、本報では、連続熱処理装置を開発し、急速昇温熱処理を施した後にリボンを巻いてFe_{bal}Cu₁Mo_{0.2}Si₄B₁₄コア(High B_s Nanocrystalline Ring core : HBN リングコア)を作製し、軟磁気特性を評価した。さらに、ハンドリングの容易性やサイズバリエーションに対応しやすいブロックコア(High B_s Nanocrystalline Block core : HBN ブロックコア)の開発も行った。

2. 実験方法

幅25.4mm厚さ23～25μmのFe_{bal}Cu₁Mo_{0.2}Si₄B₁₄アモルファス合金リボンを液体急冷法によって作製した。熱処理の最適範囲を広げるために、少量のMoがFeと置換されている。この合金の結晶化温度T_{X1}とFe-B化合物が析出し始める温度T_{X2}はそれぞれ480℃および530℃であった。巻出しリールと巻取りリールの中間に加熱部を設けた連続熱処理装置で、500℃で約1.5sの熱処理を施した。この時の昇温速度は100℃/s以上であった。レーストラック状の閉磁路コアには、成形後の歪みの緩和と誘導磁気異

方性を付与する目的で2.2kA/mの磁場中で430℃-5.4ksの熱処理を施した。ブロックコアはこの連続熱処理後に切断・積層し、含浸工程を経て、正確なブロックサイズに切断し、端部をエッチングして作製した。4つのブロックを組み合わせ、閉磁路とした。各コアに1次2次巻線を施し、直流・交流磁気特性を測定した。軟磁気特性の比較を目的に同様のFe基アモルファス合金リボンを用いてコア(以下、Fe基アモルファス合金リボンコアと記載)を作製した。

3. コアとしての基本性能

60mmの直線部分と30mmの曲率半径部分からなるレーストラックタイプの閉磁路コアのB-H曲線を図1に示す。このコアのB-H曲線はラウンドタイプと呼ばれ、低磁場の飽和が比較的遅い特徴を有している。磁化過程には磁壁移動過程と磁化回転過程があり、このコアでは磁化回転過程が優勢であることが示唆され、周波数が比較的高い領域の試料に適している。

図2にはこのコアの0.4kHz、1kHz、5kHzおよび10kHzにおける鉄損の測定磁束密度(磁束密度の波高値)B_m

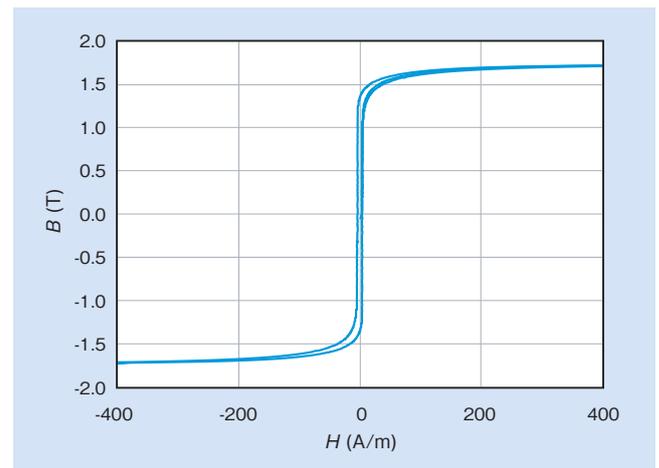


図1 HBN リングコアのB-H曲線

Fig. 1 B-H loop for HBNR core

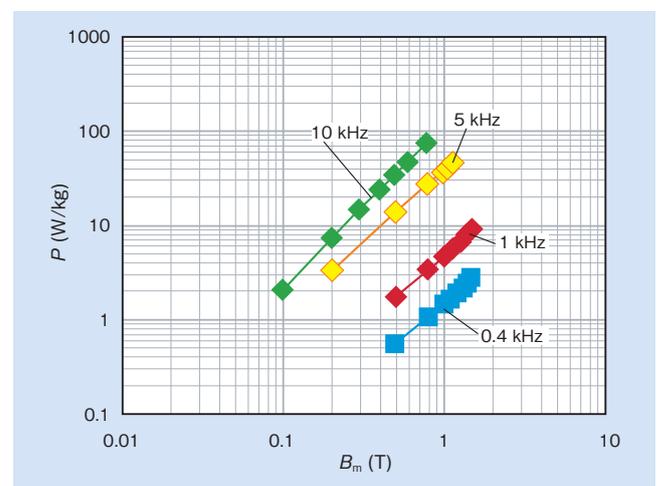


図2 各測定周波数における鉄損Pの動作磁束密度B_m依存性

Fig. 2 Operating magnetic flux density B_m dependence of iron loss P for each frequency

依存性を示す。また、表1には、レーストラックコアおよび磁路に対して垂直に磁場を印加して2次熱処理を施したトロイダルコア(OD, ID, t) = (74, 70, 25.4 mm)の「B_s」と、1.5 T・0.05 kHzの鉄損「P_{15/50}」、1.0 T・0.4 kHzの鉄損「P_{10/400}」、1.0 T・1 kHzの鉄損「P_{10/1k}」、0.2 T・10 kHzの鉄損「P_{2/10k}」および飽和磁歪「λ_s」を示す。さらに、比較のために日立金属のMetglas®2605HB1M Fe基アモルファス合金リボンコア、方向性ケイ素鋼板⁵⁾、6.5 mass%ケイ素鋼板⁵⁾、FINEMET®FT3 Fe基ナノ結晶合金リボンコアの各データも併記した。

表1より、レーストラックコアは、0.4 kHz～1 kHzの範囲でFe基アモルファス合金リボンコアと同程度の値を示し、10 kHzで凌駕している。また、2次熱処理を施したトロイダルコアでは10 kHzにおいて、最も優れた鉄損特性を示すFINEMET® FT3 Fe基ナノ結晶合金に匹敵する低鉄損が得られる。

前述したようにkHzオーダー以上では鉄損による発熱で、使用できるB_mが制約を受けるようになる。したがって、本材料よりも鉄損が低いFINEMET® FT3 Fe基ナノ結晶合金コアは、特に中・高周波トランス应用到非常に適し、この用途では本材料を含む他の材料の追随を許さない存在である。ただし、トランスには1次・2次巻線が必要であり、また、直流が主となるEVでは発振器等追加の部品を設置する必要がある。よって絶縁遮断性を重視しない場合には、トランスはEVには積極的に使いにくいデバイスと言える。一方、直流重畳特性を利用して昇圧するリアクトルは、磁心コア、コイル、スイッチを基本要素としたシンプルな配線で構成され、スイッチング変更により出力変更され、EVにも搭載されやすいデバイスである。本材料は、6.5 mass%ケイ素鋼板に匹敵するB_sを有し、鉄損もFe基アモルファス材以下となるため、リアクトルの磁心材料として極めて有望である。

注意すべき点として、本材料はλ_sが15×10⁻⁶あり、大きな応力を受けると、軟磁気特性が悪くなる。そのため、前述の曲率を有するコアを作製する際は、2次熱処理を施

すことにより、極力、残留応力を低減させる必要があり、応力緩和が可能なコア径や積層厚は限定される。また、樹脂による含浸を行うと、樹脂の収縮やリボンとの熱膨張差によって応力が発生することが考えられる。実用化するには形状の制約やハンドリングの課題を克服する必要がある。

4. 実用的ブロックコアの開発

積層を想定したブロックコアにおいても、含浸後の応力が低減されるように、また熱処理後に得られるリボンが使用形態の平板に近くなるように連続熱処理方法を改善し、リボンに入る反りを曲率半径が600 mm以上となるように制御した。得られたリボンを短冊状に切断し、積層したのちにエポキシ系の樹脂で含浸し、積層ブロックを作製した。精密な切断によりL83×W19×T35 mmのブロック2本とL63×W19×T35 mmのブロック2本を切り出し、端部を研磨・エッチングした。これら4本のブロックを用いて、図3のようなL121×W63×T35 mmとなる口の字状のブロックコア(HBNブロックコア)を作製した。

図4にはHBNブロックコアのB-H曲線を示す。あわせて、比較のためにFe基アモルファス合金リボン矩形コア(AMCC:L82×W41×T30 mm)のデータも記す。また、

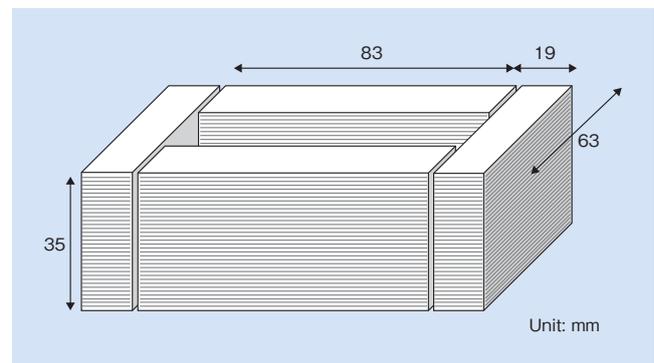


図3 HBNブロックコアの形状
Fig.3 Dimensions of HBN block core

表1 各軟磁性材料コアの軟磁気特性の比較 (B_s: 飽和磁束密度 P_{15/50}: 1.5 T, 50 Hz, P_{10/400}: 1.0 T, 400 Hz, P_{10/1k}: 1.0 T, 1 kHz, P_{2/10k}: 0.2 T, 10 kHz における鉄損 λ_s: 飽和強制体積磁歪⁵⁾)

Table 1 Values of B_s, core losses of P_{15/50} at 1.5 T and at 50 Hz, P_{10/400} at 1.0 T and at 400 Hz, P_{10/1k} at 1.0 T and at 1 kHz and P_{2/10k} at 0.2 T and at 10 kHz, and the saturation magnetostriction λ_s for the racetrack core of Fig. 5 for a variety of alloys

	B _s (T)	P _{15/50} (W/kg)	P _{10/400} (W/kg)	P _{10/1k} (W/kg)	P _{2/10k} (W/kg)	λ _s (10 ⁻⁶)
Nanocrystalline alloy racetrack core	1.75	0.28	1.5	5	8	15
Toroidal core with secondary annealing	1.75	—	—	0.6	2	15
Metglas® 2605HGB1M	1.64	0.16	1.3	4.4	12	27
Grain-oriented Si-steel	2.03	0.59	7.8	27.1	—	7
6.5 mass%Si-steel	1.80	—	5.7	18.7	30	0
FINEMET® (FT3) alloy	1.23	—	—	—	<2	0

表2には2,000 A/mにおける磁束密度 B_{2000} 、残留磁束密度 B_r 、保磁力 H_c 、および0.2 T、10 kHzにおける鉄損 $P_{2/10k}$ と0.1 T、20 kHzにおける鉄損 $P_{1/20k}$ を示す。HBNブロックコアの B_{2000} は1.73 T (=1,730 mT)でありAMCCは1.50 T (1,500 mT)であった。ここからHBNブロックコアは直流重畳特性においてAMCCに対して、優位であることが予想される。特筆すべき点として、本合金の磁束密度 B_{2000} は素材の B_s に対して約99%であるのに対してAMCCでは同割合が96%程度となっていることが挙げられる。この B_{2000} の違いは、磁化の飽和性の違いに起因していると考えられ、後述する磁歪の違いによる両合金の応力に対する感受性の違いが大きな要因であると考えられる。HBNブロックコアの鉄損 $P_{2/10k}$ は8.5 W/kgであり、AMCCの12.7 W/kgの2/3程度の値である。一般に鉄損は、ヒステリシス損失、通常の渦電流損失(以下、「古典渦電流損失」と呼称)および異常渦電流損失の和で表され、周波数 f と以下の関係を有する^{8), 9)}。

$$P = af + bf^{1.5} + cf^2 \quad (1)$$

ここで、 a 、 b および c はそれぞれ、ヒステリシス損失、異常渦電流損失および古典渦電流損失の係数である。また、 $b=0$ として、異常渦電流損失を無視して、ヒステリシス損

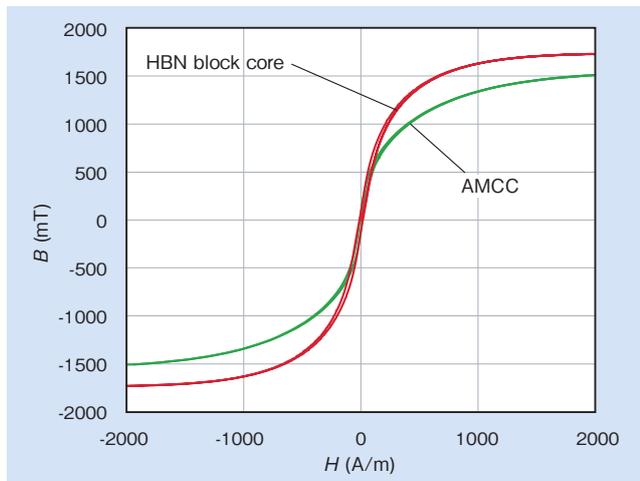


図4 HBNブロックコアおよびAMCCのB-H曲線
Fig.4 B-H loops for HBN block core and AMCC

表2 HBNブロックコア(高Bsナノ結晶合金リボンを用いたブロックコア: HBNブロックコア)とAMCC(Fe基アモルファス合金リボン矩形コア)の軟磁気特性の比較

Table 2 Magnetic flux density at 2000 A/m, B_{2000} , residual magnetic flux density, B_r , coercivity, H_c , and core loss at 0.2 T at 10 kHz, $P_{2/10k}$, and at 0.1 T at 20 kHz, $P_{1/20k}$ of block core assembled using HBN block core and AMCC

	HBN block core	AMCC
B_{2000} (T)	1.73	1.50
B_r (T)	0.10	0.09
H_c (A/m)	14.2	10.6
$P_{2/10k}$ (W/kg)	8.5	12.7
$P_{1/20k}$ (W/kg)	5.4	7.7

失と古典渦電流損失を分離するために、両辺を f で除する方法が知られており、以下のように示される。

$$P/f = a + cf \quad (2)$$

この式に基づき、図5に P/f の f 依存性を示す。式(1)において、異常渦電流損失の項を無視できるならば、図5のプロットは比例関係を示すはずだが、そのような関係は得られない。一方、図6の P/f vs. $f^{0.5}$ のプロットに示されるように、このプロットでは、いずれの合金のプロットも比例関係を示す。すなわち、Eq.1の c が他の係数に比べて、極端に低く、渦電流損失はこの周波数領域では無視できるほど小さいことを支持する結果となる。異常渦電流損失は磁壁移動に起因し、

$$b = 8(G^{(w)} Sh_0 / \rho_e)^{0.5} \cdot B_m^{1.5} \quad (3)$$

のように表される^{9), 10)}。ここで $G^{(w)}$ は幾何学的因子で、 $G^{(w)}=0.1356$ が用いられ、 S は断面積、 h_0 は局所環境により与えられる仮想的内部磁場、 ρ_e は電気抵抗率である¹⁰⁾。図6から求められるHBNブロックコアの b はAMCCの

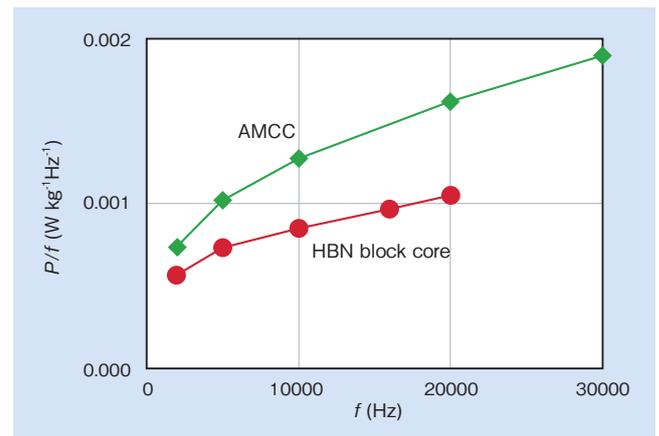


図5 HBNブロックコアおよびAMCCのP/f vs. fプロット
Fig.5 P/f vs. f plot of block core comprising HBN block core and AMCC

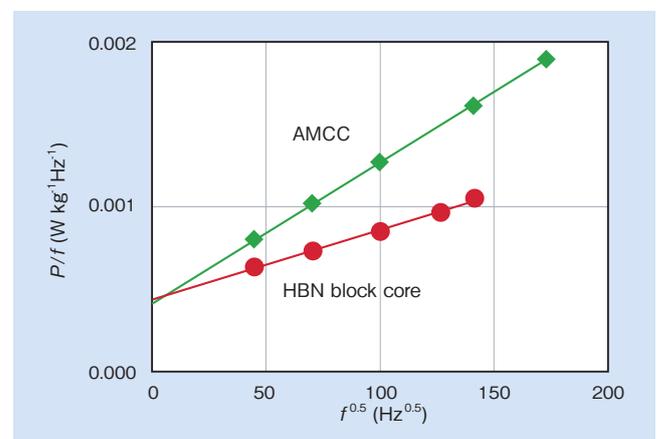


図6 HBNブロックコアおよびAMCCのP/f vs. $f^{0.5}$ プロット
Fig.6 P/f vs. $f^{0.5}$ plot of block core comprising HBN block core and AMCC

約半分である。Fe_{bal}Cu₁Mo_{0.2}Si₄B₁₄ ナノ結晶合金の ρ_e は 0.8 $\mu\Omega\text{m}$ で Fe 基アモルファス合金の 1.3 $\mu\Omega\text{m}$ の 60% 程度の値となる。この結果から AMCC の h_0 は HBN ブロックコアの約 6.5 倍と計算される。異常渦電流損失は磁壁移動と関連している。磁壁の易動度は磁気弾性エネルギーに強く関係する。磁気弾性効果は磁気体積効果の逆現象であるため、磁気体積効果が大きい。すなわち λ_s が大きいほど、磁気モーメントは、歪方向に沿った方向に固着され、 h_0 が増加し、磁壁の移動を妨げるようになる。本合金の λ_s は 15×10^{-6} であり、Fe 基アモルファス合金の 27×10^{-6} の約半分である。表 3 は 10 kHz および 20 kHz でそれぞれのコアの鉄損が 12 W/kg となる B_m を示す。ここで 12 W/kg はこれらの合金系ではおよそ 100 kW/m³ に相当し、熱設計上の上限とされている。この表のとおり HBN ブロックコアは AMCC よりも 15% ~ 25% 大きな B_m を持ち、同じサイズのコアからは、その分だけ大きなパワーが取り出せる。さらに前述したように $B_{2,000}$ の差も加味すると AMCC よりも 30% ~ 40% 大きなパワーを HBN ブロックコアから取り出せることが予想される。

表 3 HBN ブロックコアと AMCC において鉄損が 12 W/kg (約 100 kW/m³) となる B_m の比較

Table 3 B_m for each frequency when the core loss reaches 12 W/kg

	HBN block core B_m (mT)	AMCC B_m (mT)
10 kHz	233	200
20 kHz	150	120

前述したが Fe_{bal}Cu₁Mo_{0.2}Si₄B₁₄ ナノ結晶合金は正の磁歪を有するため、応力が存在すると磁氣的飽和性が低下する。図 7 には曲率半径が約 300 mm と 600 mm の熱処理後の Fe_{bal}Cu₁Mo_{0.2}Si₄B₁₄ ナノ結晶合金の単板試料の 0 ~ 80 A/m に磁場を推移させた際の磁区構造を示す。反りがある単板試料を観察台に反りを強制して載せているため、拘束により、観察面には、長手方向に対して、圧縮方向の応力が加わっている。図 7 (a) に示すように、より大きな反りを矯正して載せている曲率半径が 300 mm の試料では、長手方向に対して横向きの磁区が存在し、80 A/m でも完全には消えない。一方、図 7 (b) に示すように、曲率半径が約 600 mm のリボンでは、磁区は長手方向に沿って湾曲しているものの、横向きの磁区は存在せず、80 A/m でほぼ飽和に至る。また、これらの反り量の異なるリボンから作製したブロックコアどうしを比較すると、曲率半径 600 mm のリボンを用いたコアの方が異常渦電流損失の係数 b が 20% 程度低いことが確認された。この結果を受け、連続熱処理により入る反り量を曲率半径 600 mm 以上となるように施すことで、2 次熱処理が省略できるようになる。現状では、ブロックコアは、トロイダルコアなどよりも、鉄損が増加する傾向にあるが、今後開発を進めることで反りをさらに軽減させ、Fe 基アモルファス合金の半分のコアロス (周波数 20 kHz 以上) をめざす。

ブロックコアでは、トロイダルコアよりも、サイズの自

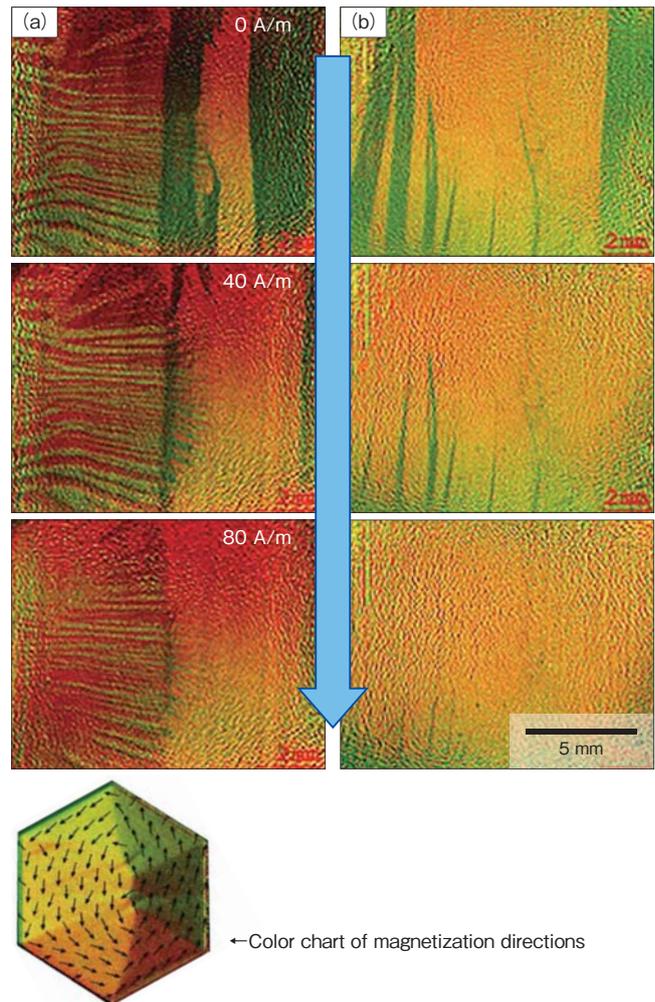


図 7 Fe_{bal}Cu₁Mo_{0.2}Si₄B₁₄ 合金リボンの磁場に伴う磁区の変化 (a) リボンの反りが 300 mm の場合、(b) 600 mm の場合
Fig. 7 Magnetic field dependence of magnetic domain structure of Fe_{bal}Cu₁Mo_{0.2}Si₄B₁₄ alloy ribbon with a radius of curvature of (a) 300 mm and (b) 600 mm

由度が高く、製造面での制約を受けにくいメリットがある。現状では、既存の軟磁性材料の能力を活かしきるには、半導体の熱特性が十分ではないが、今後、SiC や GaN などの次世代半導体が台頭してくると、より高い周波数で昇圧回路を駆動させる設計へとシフトしていくことが予想される。その際、トランス用の材料としては、FINEMET[®] 等の従来型の Fe 基ナノ結晶軟磁性材料がその能力をフルに発揮していくと考えられる。一方、リアクトル用の材料としては、Fe 基アモルファス合金では磁心性能が飽和し、さらなる高パワー密度化、ダウンサイジングが困難になることが予想される。今後ますます進む自動車等の電動化の流れにあって、HBN ブロックコアは高 B_s 化と低損失化を同時に満たせる可能性を秘めており、非常に有望な素材の候補として挙げられる。今後のプロセス開発による生産性の向上が次なる課題である。

5. 結 言

本報では、高 B_s ナノ結晶合金リボンを用い軟磁性コアを試作し、評価した。コアの基本性能としては、 B_s が1.75 Tを満たしつつ、中周波数域(0.1 ~ 20 kHz)でFINEMET[®]に準ずる低鉄損が得られることが確認された。さらに、連続熱処理の際の反りの曲率半径が600 mm以上のリボンを用いてブロックコアを作製したことで、軟磁気特性だけでなく、サイズバリエーションに対応でき、Fe基アモルファス合金リボンにかわる次世代の中周波応用に適した磁性コアとして高いポテンシャルを有することが分かった。

引用文献

- 1) G. Ortiz, M. Leibl, et al.: 2013 IEEE 10th International Conference on Power Electronics and Drive Systems (2013), p.1285-1290.
- 2) D. Rothmund, et al.: 2015 IEEE Applied Power Electronics Conference and Exposition (2015), p.1096-1103.
- 3) D. Aggeler, et al.: 2008 Twenty-Third Annual IEEE Applied Power Electronics Conference and Exposition (2008), p.801-807.
- 4) M. A. Khan, et al.: 2005 IEEE 36th Power Electronics Specialists Conference (2005), p.15-26.
- 5) JFE Steel カタログ “Super Core” (2017).
- 6) 日立金属カタログ “AMORPHOUS ALLOY RIBON Metglas[®]” (2014) .
- 7) M. Ohta, et al.: Jpn. J. Appl. Phys. 46 (2007), L477-L479.
- 8) M. Ohta et al.: Appl. Phys. Exp. 2 (2009) 023005.
- 9) Y. Sakaki: IEEE Trans. Magn., MAG-16 (1980), p.569-572.
- 10) M. A. Willard, et al.: J. Appl. Phys., 97 (2005), 10F502.



太田 元基
Motoki Ohta
 日立金属株式会社
 特殊鋼カンパニー
 冶研研究所
 博士(工学)